



**ALÜMİNYUM / MAGNEZYUM (Al / Mg) MALZEME ÇİFTİNİN
SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI İLE KAYNAK
EDİLEBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI**

Musa BİLGİN

**DOKTORA TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

OCAK 2019

Musa BİLGİN tarafından hazırlanan “ALÜMİNYUM / MAGNEZYUM (Al / Mg) MALZEME ÇİFTİNİN SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI İLE KAYNAK EDİLEBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI ” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile Gazi Üniversitesi İmalat Mühendisliği Ana Bilim Dalında DOKTORA TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Prof. Dr. Ahmet ÖZDEMİR

İmalat Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum.



İkinci Danışman: Doç. Dr. Şener KARABULUT

Makine Bölümü, Hacettepe Üniversitesi

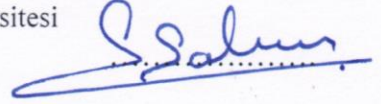
Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum.



Başkan: Prof. Dr. Serdar SALMAN

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Marmara Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum.



Üye: Prof. Dr. İhsan KORKUT

İmalat Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum.



Üye: Prof. Dr. Ferhat GÜL

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi

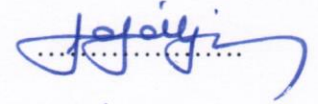
Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum.



Üye: Doç. Dr. Mehmet Burak BİLGİN

Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Amasya Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum.



Üye: Doç. Dr. Fırat KAFKAS

İmalat Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum.



Tez Savunma Tarihi: 23/01/2019

Jüri tarafından kabul edilen bu tezin Doktora Tezi olması için gerekli şartları yerine getirdiğini onaylıyorum.

Prof. Dr. Sena YAŞYERLİ

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları, bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,

bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.



Musa BİLGİN

23/01/2019

ALÜMİNYUM / MAGNEZYUM (Al / Mg) MALZEME ÇİFTİNİN SÜRTÜNME
KARIŞTIRMA KAYNAĞI İLE KAYNAK EDİLEBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI

(Doktora Tezi)

Musa BİLGİN

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Ocak 2019

ÖZET

Bu çalışmada, AA7075-T6 alüminyum ve AZ31B magnezyum alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynak (SKK) yöntemiyle birleştirilmesi ve işlem parametrelerinin kaynak kalitesine etkileri araştırılmıştır. Kaynak birleştirmeler, TOS FGU 32 universal freze makinesinde Taguchi karışık ortogonal dizi, $L_{16}(4^4 \times 2^1)$ esas alınarak yapılmıştır. 300 mm x 100 mm x 5 mm boyutlarındaki levhaları birleştirmek için özel bir bağlama kalıbı geliştirilmiştir. Numuneler, dört farklı takım ilerleme hızı (20, 22, 24 ve 26 mm/dak), Al tarafında (ilerleme tarafı) dört farklı takım kaydırma değeri (0; 0,25; 0,50 ve 0,75 mm), iki farklı takım eğim açısı (0° ve 3°) ve iki farklı takım ucu geometrisi (kare ve üçgen) ile 500 dev/dak sabit takım dönüş hızında kaynatılmıştır. SKK parametrelerinin kuvvetler ve sıcaklık üzerindeki etkilerini belirlemek için varyans analizi (ANOVA) yapılmış ve regresyon analiziyle matematiksel modeller geliştirilmiştir. Metalografik test sonuçları, yüksek sıcaklık ve yoğun deformasyonun olduğu kaynak bölgesi üzerinde dinamik olarak yeniden kristalleşen ve ince taneli yapının meydana geldiğini göstermiştir. Radyografik analiz sonuçları, kuvvet ve sıcaklık dalgalanmalarının kaynaklı bölgenin mikroyapısını etkilediğini ve homojen karışımı önlediğini ortaya koymuştur. En iyi kaynak sonuçları, eksenel ve ilerleme kuvvetleri ile sıcaklık değerlerinin istikrarlı davranış gösterdiği birleştirmelerde elde edilmiştir. Geçiş bölgelerinde sert ve gevrek yapılarından dolayı birleştirmelerin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkileyen Al_3Mg_2 (β) ve $Al_{12}Mg_{17}$ (γ) intermetalik bileşiklerin varlığı tespit edilmiştir. İntermetalik bileşikler, mikro çatlaklar, gözenekler ve kaynak hattındaki tünel hataları, çekme ve eğme mukavemetlerinin azalmasına neden olmuştur. En yüksek çekme ve eğme mukavemeti, 20 mm/dak takım ilerleme hızında, 0,75 mm takım kaydırma değerinde, 3° 'lik takım eğim açında ve üçgen uç geometrisine sahip takımın kullanıldığı kaynaklı birleştirme sonucunda elde edilmiştir. Sertlik değerleri, kaynak bölgesinde oluşan ince taneli yapıya ve intermetalik bileşik oranına bağlı olarak artmıştır. En yüksek sertlik değerlerinin, ana malzemelerle kıyaslandığında, birleştirme hattında olduğu görülmüştür.

Bilim Kodu : 91438

Anahtar Kelimeler : Kaynak Edilebilirlik, Sürtünme Karıştırma Kaynağı, Isı Destekli Sürtünme Karıştırma Kaynağı, Alüminyum, Magnezyum

Sayfa Adedi : 207

Danışman : Prof. Dr. Ahmet ÖZDEMİR

İkinci Danışman : Doç. Dr. Şener KARABULUT

INVESTIGATION OF THE WELDABILITY OF ALUMINUM/MAGNESIUM (Al/Mg)
ALLOYS WITH FRICTION STIR WELDING

(Ph. D. Thesis)

Musa BİLGİN

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

January 2019

ABSTRACT

In this study, the ability to join of AA7075-T6 aluminum and AZ31B magnesium alloys with friction stir welding method and the effects of process parameters on the welding quality were investigated. The welding experiments were conducted based on the Taguchi mixed-orthogonal-array for tests, $L_{16}(4^4 \times 2^1)$ using TOS FGU 32 universal milling machine. A special fixture apparatus was developed to combine the sheets of size 300 mm x 100 mm x 5 mm. Specimens were welded with the four feeds (20, 22, 24 and 26 mm/min), four tool offset (0, 0.25, 0.50 and 0.75 mm) on the Al side (advanced side), two different tool tilt angle (0° and 3°) and two different tool tip geometry (square and triangle) at the constant tool rotation speed of 500 RPM. Analysis of variance (ANOVA) was performed to determine the effects of the FSW parameters on forces and temperatures during the welding process and mathematical models were developed through regression analysis. The metallographic test results depicted that the dynamically recrystallized and fine-grained structure occurred on the welded zone due to the high temperature and extreme deformation. The radiographic analysis results showed that the force and temperature fluctuations affected the microstructure of the welded zone and prevented homogeneous mixture. The better welding results were obtained under the stable forces and the temperatures. Al_3Mg_2 (β) and $Al_{12}Mg_{17}$ intermetallic compounds were observed in the transition region and affected the mechanical properties of the joints due to their hard and brittle structures. The highest tensile and transverse rupture strength were measured at lower tool traverse speed of 20 mm/min, highest tool offset value of 0.75 mm and mixer tool tilt angle of 3° having with triangle tool tip. The hardness values were increased depends on the fine-grained structure and intermetallic compounds ratio on the welded zone. The higher hardness values were occurred at the joint line compared to the base materials.

Science Code : 91438

Key Words : Weldability, Friction Stir Welding, Thermal Assisted Friction Stir Welding, Aluminium, Magnesium

Page Number : 207

Supervisor : Prof. Dr. Ahmet ÖZDEMİR

Co-Supervisor : Assoc. Prof. Dr. Şener KARABULUT

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım boyunca değerli yardım ve katkılarıyla beni yönlendiren ve destekleyen Danışmanlarım Sayın Prof. Dr. Ahmet ÖZDEMİR'e ve Sayın Doç. Dr. Şener KARABULUT'a, değerli görüş ve düşüncelerini esirgemeyen Tez İzleme Komitesi üyeleri Sayın Prof. Dr. İhsan KORKUT'a ve Sayın Doç. Dr. Mehmet Burak BİLGİN'e ve çalışmalarım da her daim desteğini esirgemeyen Sayın Arş. Gör. Dr. Faruk MERT'e teşekkür ederim.

Deneysel çalışmaların gerçekleştirilmesinde tezgah ve diğer ekipmanlar ile çalışmada katkıda bulunan Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği Ana Bilim Dalı Başkanlığı, A.S.O. Teknik Koleji yöneticileri ve Makine Teknoloji alan öğretmenlerine teşekkür ederim.

Mekanik testlerin gerçekleştirilmesinde her türlü imkanı sağlayan Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı Başkanlığı ve yardımlarını esirgemeyen Sayın Arş. Gör. İrem Burcu ALGAN'a, tahribatsız muayene testlerinde bütün desteği ile kıymetli görüş ve önerilerini esirgemeyen Sayın Tamer KÜSEN'e, mikrosertlik ölçümlerinin gerçekleştirilmesinde desteklerini aldığım Kaleliler Bağlantı Elamanları Firmasına ve Kalite Güvence Müdürü Sayın Gökçen GÖKDEMİR'e, tahribatlı test numunelerinin hazırlanmasından her daim destek olan Poyraz C.N.C. firmasına ve Sayın Şakir ŞEKER'e, bağlama kalıbı imalatı, karıştırıcı takım imalatı ve test numunelerinin hazırlanmasında her zaman desteklerini gördüğüm Uğur Makine sorumluları Sayın Yaşar OĞUR'a ve Sayın Sinan OĞUR'a teşekkür ederim.

Doktora çalışmam esnasında sağladıkları başarı bursu ile hem maddi hem de manevi desteklerini her zaman yanımda hissettiğimi ve bir aile ortamı oluşturarak her türlü sorunlarıma çözüm üretmek için yardımlarını esirgemeyen İstanbul Ticaret Odası'na (İTO) ve bu çalışmayı 59/2016-01 nolu proje ile destekleyen Gazi Üniversitesi Rektörlüğü Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi'ne sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışma süresince maddi ve manevi desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen aileme ve sabırları ile beni destekleyen eşime, kızlarıma ve oğluma sonsuz teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	xi
ŞEKİLLERİN LİSTESİ	xiii
RESİMLERİN LİSTESİ	xvii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xxi
1. GİRİŞ.....	1
2. LİTERATÜR İNCELEMESİ	5
3. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI	21
3.1. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması.....	23
3.1.1. Dövme alüminyum alaşımları.....	24
3.1.2. Döküm alüminyum alaşımları	24
3.2. Alüminyum ve Alaşımlarında Temper Gösterimi.....	25
3.3. 7xxx Serisi Alaşımları.....	25
3.3.1. 7075 Alüminyum alaşımı	26
4. MAGNEZYUM ALAŞIMLARI	29
4.1. Magnezyum alaşımlarının tanımlanması ve sınıflandırılması	30
4.1.1. Başlıca alaşım elementleri ve etkisi.....	32
5. Al ve Mg ALAŞIMLI KARMA YAPILAR.....	37
6. SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI (SKK)	41
6.1. Kaynak Parametrelerinin Etkileri.....	44

	Sayfa
6.1.1. Malzeme çiftlerinin konumlarının etkisi	44
6.1.2. Devir sayısı ve ilerleme hızı	47
6.1.3. Takım kaydırılmasının etkisi	49
6.1.4. Takım açısı.....	51
6.1.5. Eksenel ve ilerleme kuvveti.....	51
6.1.6. Karıştırıcı uçlar	52
6.2. Kaynak Bölgesinin Özellikleri	55
6.2.1. EM: Esas metal	57
6.2.2. ITAB: Isı tesiri altındaki bölge	57
6.2.3. TMEB: Termomekanik etkilenen bölge	58
6.2.4. DKB: Dinamik yeniden kristalleşen bölge	58
6.3. Kaynak Bölgesinde Malzemenin Plastik Akışı.....	59
6.4. SKK Yönteminin Endüstriyel Uygulama Alanları.....	61
6.5. SKK Yönteminin Olumlu Yönleri	63
6.6. SKK Yöntemin Olumsuz Yönleri	64
6.7. Kaynak Hataları.....	64
6.7.1. Boşluklar.....	64
6.7.2. Yetersiz nüfuziyet	65
6.7.3. Birleştirme hattı kalıntıları.....	66
6.7.4. Oksit kalıntıları	67
6.7.5. Taşan metal fazlalıkları.....	67
7. MATERYAL METOD	69
7.1. Ön Kaynak İşlemleri Materyal Metod	69
7.1.1. Ön kaynak işlemlerinde kullanılan karıştırıcı takım.....	71

Sayfa

7.2. Asıl Kaynak İşlemleri ve Geliştirilmiş Ön Kaynak İşlemleri Materyal Metod ...	73
7.2.1. Asıl kaynak işlemleri ve geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde kullanılan malzemeler	73
7.2.2. Asıl kaynak işlemlerinde ve geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde kullanılan karıştırıcı takım	73
7.2.3. Asıl ve geliştirilmiş ön kaynak işlemleri için kalıp tasarımı ve imalatı	76
7.2.4. Asıl ve geliştirilmiş ön kaynak işlemleri için SKK düzeneği	79
7.2.5. Asıl kaynak işlemlerinde kullanılan işlem parametreleri	83
7.3. Tahribatlı ve Tahribatsız Muayene Yöntemleri	84
7.3.1. Radyografik muayene	84
7.3.2. Sıvı penerant testi	84
7.3.3. Tahribatlı muayene numunelerinin hazırlanması	84
7.3.4. Çekme Testi	85
7.3.5. Eğme testi	86
7.3.6. SEM, EDS analizi, optik inceleme ve sertlik ölçüm numunesi	86
7.3.7. Makro-mikroyapı ve SEM incelemesi	87
7.3.8. Mikrosertlik ölçümü	88
8. ÖN BİRLEŞTİRMELER.....	89
8.1. Ön Kaynak İşlemleri	89
8.2. Geliştirilmiş Ön Kaynak İşlemleri	94
9. DENEYSEL BULGULAR ve TARTIŞMA.....	101
9.1. Eksenel Kuvvet, İlerleme Kuvveti, Sıcaklık ve Tahribatsız Muayene.....	102
9.2. İşlem Parametrelerinin Makro ve Mikroyapı Üzerine Etkileri	129
9.3. İşlem Parametrelerinin Sertliğe Etkisi.....	157
9.4. İşlem Parametrelerin Çekme Dayanımına Etkisi	163

	Sayfa
9.5. İşlem Parametrelerinin Eğme Dayanımına Etkisi	171
10. SONUÇ VE ÖNERİLER	175
KAYNAKLAR	181
EKLER.....	198
ÖZGEÇMİŞ	205



ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 3.1. Saf alüminyum malzemenin genel özellikleri	22
Çizelge 3.2. Dövme alüminyum malzeme ve alaşımlarının sınıflandırılması	24
Çizelge 3.3. Alüminyum döküm alaşımları ve gösterimi	25
Çizelge 3.4. 7075 serisi alaşımların kimyasal bileşimleri	26
Çizelge 3.5. 7075 alaşımının temper şartlarına bağlı olarak değişen mekanik özellikleri	27
Çizelge 4.1. Saf magnezyumun fiziksel ve mekanik özellikleri.....	29
Çizelge 4.2. Magnezyum alaşımlarının ASTM sisteminde, alaşım ve temperleme gösterimlerinin standart dört bölümü	31
Çizelge 4.3. Magnezyum elementine ilave edilen alaşım elementlerinin ASTM sisteminde tanımlanması.....	31
Çizelge 4.4. Magnezyum alaşımları için temperleme gösterimleri	31
Çizelge 4.5. ASTM B 93/B 93M ve ASTM B94'e göre magnezyum alaşımları standartları ve bileşimleri	35
Çizelge 6.1. Birleştirilecek malzeme cinsi ve kalınlığına göre takım malzemesi seçimi.....	53
Çizelge 6.2. TWI tarafından tasarlanmış bazı batıcı uçlar ve özellikleri.....	55
Çizelge 7.1. Ön kaynak işlemlerinde kullanılan AA7075-T6 ve AZ31B alaşımlarının kimyasal bileşimleri.....	70
Çizelge 7.2. Ön kaynak işlemlerinde kullanılan AA7075-T6 ve AZ31B alaşımlarının mekanik özellikleri	70
Çizelge 7.3. Karıştırıcı takım özellikleri.....	72
Çizelge 7.4. Asıl ve geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde kullanılan AA7075-T6 ve AZ31B alaşımlarının kimyasal bileşimi	73
Çizelge 7.5. Asıl ve geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde kullanılan AA7075-T6 ve AZ31B alaşımlarının mekanik özellikleri	73
Çizelge 7.6. Asıl kaynak işlemlerinde kullanılan SKK parametreleri	84
Çizelge 8.1. Ön kaynak işlemlerinde kullanılan dış bükey takım ölçüleri	90

Çizelge	Sayfa
Çizelge 8.2. 2 numaralı dış bükey takım ile yapılan ön kaynak işlemi parametreleri ...	90
Çizelge 8.3. Geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde kullanılan parametreler.....	96
Çizelge 9.1. Asıl kaynak işlemlerinin gerçekleştirildiği birleştirme parametreleri.	101
Çizelge 9.2. Asıl kaynak işlemlerinde oluşan ortalama eksenel kuvvet, ortalama ilerleme kuvveti ve ortalama sıcaklık değerleri.....	120
Çizelge 9.3. Eksenel kuvvet için varyans analizi (ANOVA) sonuçları.....	123
Çizelge 9.4. İlerleme kuvveti için varyans analizi (ANOVA) sonuçları	124
Çizelge 9.5. Sıcaklık için varyans analizi (ANOVA) sonuçları	125
Çizelge 9.6. Regresyon analizi doğrulama deney parametreleri.....	127
Çizelge 9.7. Numunelerin çekme dayanımları.....	170
Çizelge 9.8. Numunelerin eğme dayanımları	174

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 5.1. Magnezyum alaşımı kullanımında ağırlık kazancı	37
Şekil 5.2. Al-Mg ikili faz diyagramı	39
Şekil 5.3. Uçak gövdelerinin yekpare ve parçalı olarak gösterimi.....	39
Şekil 6.1. SKK yöntemi ile yapılabilen birleştirme çeşitleri.....	41
Şekil 6.2. SKK ile yapılabilen boru ve profil bağlantı yöntemleri.....	41
Şekil 6.3. SKK yönteminin şematik çizimi	42
Şekil 6.4. Melez SKK uygulanması: (a) Şematik gösterim, (b) Uygulanma şekli.....	43
Şekil 6.5. Aynı tür malzemelerin SKK ile birleştirilmesinde geri çekme ve ilerleme tarafında sıcaklık dağılımı.....	45
Şekil 6.6. AZ 31 Mg ve 6061 Al alaşımlarının SKK yöntemi ile alın kaynağında malzeme pozisyonlarının ısı girdisi ve kaynak dayanımı üzerine etkisi.....	46
Şekil 6.7. AA1100 –AZ31 alaşımlarının birleştirilmesinde ilerleme hızı ve devir oranlarının sıcaklık üzerine etkisi	48
Şekil 6.8. Takım kaydırma mesafesi	50
Şekil 6.9. Takım açısı ve dalma derinliğinin kombinasyonu sonucu sürüklenme oluşumu.....	51
Şekil 6.10. SKK işleminde oluşan kuvvetler.....	52
Şekil 6.11. SKK işleminde karıştırıcı ucun malzemedeki deformasyon evreleri.....	54
Şekil 6.12. SKK işleminde karıştırıcı omzun malzemedeki deformasyon aşamaları	54
Şekil 6.13. Karıştırıcı uç omuz geometrileri	55
Şekil 6.14. Yeniden kristalleşmenin kolay olduğu durumlarda (örneğin saf Ti), sürtünme karıştırma kaynağı sonrası oluşan kaynak bölgesinin şematik gösterimi: A: EM, B: ITAB, C: DKB (KB bu durumda sadece C bölgesinden ibarettir).....	56
Şekil 6.15. Yeniden kristalleşmenin kolay olmadığı durumlarda (örneğin Al- alaşımları), sürtünme karıştırma kaynağı sonrası oluşan kaynak bölgesinin şematik gösterimi : (A) Esas Metal, (B) ITAB, (C) TMEB, (D) DKB (KB bu durumda B ve C bölgelerinden oluşur)	56

Şekil	Sayfa
Şekil 6.16. Al-Mg kaynağında karıştırma ve geçiş bölgelerinin mikroyapısını gösteren 3D şematik makrografı	60
Şekil 6.17. Metal taşması sonucu a) Yüzey görünümü, b) Kesit görünümü.....	67
Şekil 7.1. Çekme test numunesi ölçüleri	85
Şekil 8.1. Ön kaynak işlemlerinde kullanılan farklı kaynak yöntemlerinin şematik gösterimi.....	91
Şekil 8.2. SKK işlemi sırasında oluşan ilerleme ve eksenel kuvvet değerleri	94
Şekil 9.1. D21 nolu (f:20 mm/dak, T _K : 0 mm, T _A : 0°, T _P : kare) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene	103
Şekil 9.2. D22 nolu (f:20 mm/dak, T _K : 0,25 mm, T _A : 0°, T _P : kare) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene	104
Şekil 9.3. D23 nolu (f:20 mm/dak, T _K : 0,50 mm, T _A : 3°, T _P : üçgen) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene	105
Şekil 9.4. D24 nolu (f:20 mm/dak, T _K : 0,75 mm, T _A : 3°, T _P : üçgen) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene	106
Şekil 9.5. D25 nolu (f:22 mm/dak, T _K : 0 mm, T _A : 0°, T _P : üçgen) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene	107
Şekil 9.6. D26 nolu (f:22 mm/dak, T _K : 0,25 mm, T _A : 0°, T _P : üçgen) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene	108
Şekil 9.7. D27 nolu (f:22 mm/dak, T _K : 0,50 mm, T _A : 3°, T _P : kare) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene	109
Şekil 9.8. D28 nolu (f:22 mm/dak, T _K : 0,75 mm, T _A : 3°, T _P : kare) birleştirmenin a) İlerleme ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene	110
Şekil 9.9. D29 nolu (f:24 mm/dak, T _K : 0 mm, T _A : 3°, T _P : kare) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene	111

Şekil	Sayfa
Şekil 9.10. D30 nolu (f:24 mm/dak, T_K : 0,25 mm, T_A : 3°, T_P : kare) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene	112
Şekil 9.11. D31 nolu (f:24 mm/dak, T_K :0,50 mm, T_A :0°, T_P : üçgen) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene	113
Şekil 9.12. D32 nolu (f:24 mm/dak, T_K : 0,75 mm, T_A : 0°, T_P : üçgen) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene	114
Şekil 9.13. D33 nolu (f:26 mm/dak, T_K : 0 mm, T_A : 3°, T_P : üçgen) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene	115
Şekil 9.14. D34 nolu (f:26 mm/dak, T_K : 0,25 mm, T_A : 3°, T_P : üçgen) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene	116
Şekil 9.15. D35 nolu (f:26 mm/dak, T_K : 0,50 mm, T_A : 0°, T_P : kare) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene	117
Şekil 9. 16. D36 nolu (f:26 mm/dak, T_K : 0,75 mm, T_A : 0°, T_P : kare) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene	118
Şekil 9.17. İşlem parametrelerinin eksenel kuvvete etkisi	121
Şekil 9.18. İşlem parametrelerinin ilerleme kuvvetine etkisi.....	121
Şekil 9.19. İşlem parametrelerinin sıcaklığa etkisi	122
Şekil 9.20. Sürtünme karıştırma kaynağı esnasında malzeme akışı.....	123
Şekil 9.21. Eksenel kuvvet için doğrulama deneyleri ve tahmin model ilişkisi.....	127
Şekil 9.22. İlerleme kuvveti için doğrulama deneyleri ve tahmin model ilişkisi.....	128
Şekil 9.23. Sıcaklık için doğrulama deneyleri ve tahmin model ilişkisi	128
Şekil 9.24. N=500dev/dak, f=20 mm/dak ile yapılan birleştirmelerini mikrosertlik değerleri	158
Şekil 9.25. N=500dev/dak, f=22 mm/dak ile yapılan birleştirmelerini mikrosertlik değerleri	160

Şekil	Sayfa
Şekil 9.26. N=500dev/dak, f=24 mm/dak ile yapılan birleştirmelerini mikrosertlik değerleri	161
Şekil 9.27. N=500dev/dak, f=26 mm/dak ile yapılan birleştirmelerini mikrosertlik değerleri	162
Şekil 9.28. N=500dev/dak, f=20 mm/dak ile yapılan birleştirmelerin çekme gerilmesi – deformasyon ilişkisi Takım kaydırma= 0 mm, Takım açısı = 0°, Takım tipi= kare (D21) Takım kaydırma= 0,25 mm, Takım açısı = 0°, Takım tipi= kare (D22) Takım kaydırma= 0,5 mm, Takım açısı = 3°, Takım tipi= üçgen (D23) Takım kaydırma= 0,75 mm, Takım açısı = 3°, Takım tipi= üçgen (D24)...	165
Şekil 9.29. N=500dev/dak, f=22 mm/dak ile yapılan birleştirmelerin çekme gerilmesi – deformasyon ilişkisi Takım kaydırma= 0 mm, Takım açısı = 0°, Takım tipi= üçgen (D25) Takım kaydırma= 0,25 mm, Takım açısı = 0°, Takım tipi= üçgen (D26) Takım kaydırma= 0,5 mm, Takım açısı = 3°, Takım tipi= kare (D27) Takım kaydırma= 0,75 mm, Takım açısı = 3°, Takım tipi= kare (D28).....	166
Şekil 9.30. N=500dev/dak, f=24 mm/dak ile yapılan birleştirmelerin çekme gerilmesi – deformasyon ilişkisi Takım kaydırma= 0 mm, Takım açısı = 3°, Takım tipi= üçgen (D29) Takım kaydırma= 0,25 mm, Takım açısı = 3°, Takım tipi= üçgen (D30) Takım kaydırma= 0,5 mm, Takım açısı = 0°, Takım tipi= kare (D31) Takım kaydırma= 0,75 mm, Takım açısı = 0°, Takım tipi= kare (D32).....	168
Şekil 9.31. N=500dev/dak, f=26 mm/dak ile yapılan birleştirmelerin çekme gerilmesi – deformasyon ilişkisi Takım kaydırma= 0 mm, Takım açısı = 3°, Takım tipi= üçgen (D33) Takım kaydırma= 0,25 mm, Takım açısı = 3°, Takım tipi= üçgen (D34) Takım kaydırma= 0,5 mm, Takım açısı = 0°, Takım tipi= kare (D35) Takım kaydırma= 0,75 mm, Takım açısı = 0°, Takım tipi= kare (D36).....	169
Şekil 9.32. Kaynaklı numunelerin eğme mukavemetleri	172

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 6.1. AA 2024 – T3 (İ.T) ve AZ31B (G.Ç.T) ilerleme hızının makroyapıya etkisi a) 200, b) 300, c): 400, ve d) 550 mm/da	48
Resim 6.2. SKK yönteminde devir sayısının kaynak yüzeyine etkisi a) 800, b) 1000, c) 1200, d) 1400 ve e) 1600 dev/dak	49
Resim 6.3. Alüminyum alaşımlarında SKK sonrası oluşan kaynak bölgeleri	57
Resim 6.4. Isı tesiri altındaki bölgede tane sınırlarında toplanan çökeltiler	57
Resim 6.5. Termomekanik etkilenen bölgenin görüntüsü	58
Resim 6.6. AA 7075 çiftinin kaynak sonrası mikroyapısal bölgeleri	59
Resim 6.7. AA 5083/AA6061 çiftinin kaynak sonrası mikroyapı görünümü	59
Resim 6.8. Al – Mg alaşımlarının SKK yöntemi ile birleştirilmesinde intermetalik bileşiklerin dağılımı	61
Resim 6.9. Boşluk hataları a) kaynak çekirdeğinde oluşan boşluk, b) tünel hatası, c) yüzeye yakın oluşan boşluk	64
Resim 6.10. SKK dikişinin radyografik görüntüsü a) sürekli, b) kısa boşluk hata	65
Resim 6.11. Yüzeye çıkan boşluk hatasının (oluk) üstten görüntüsü	65
Resim 6.12. Yetersiz nüfuziyet hatası	66
Resim 6.13. Kaynak metali bölgesinde birleştirme hattı kalıntısı	66
Resim 6.14. Öpüşen bağ hatası	66
Resim 6.15. Oksit hatalar (Tembel S)	67
Resim 6.16. SKK birleştirmesinde aşırı metal taşması	67
Resim 7.1. Ön kaynak işlemleri düzeneği ve bağlama kalıbının genel görünümü	70
Resim 7.2. Ön kaynak işlemlerinde kullanılan karıştırıcı takımlar; a) Dış bükey üçgen takım, b) Dış bükey üçgen takım teknik resmi, c) Konik vidalı takım, d) Konik vidalı takım teknik resmi	71
Resim 7.3. Farklı ölçülerdeki dış bükey ve iç bükey üçgen karıştırıcı takımlar ve kaplama yöntemleri	72

Resim	Sayfa
Resim 7.4. Genişleyen ve tekrar karıştırıcı profiline sahip karıştırıcı takımların imalat resmi	74
Resim 7.5. İmal edilen genişleyen ve tekrar karıştırıcı profiline sahip karıştırıcı takımlar	74
Resim 7.6. Geliştirilmiş ön kaynak işlemleri için ISO K10 kalite karbürden üretilen üçgen ve kare profilli karıştırıcı uç	75
Resim 7.7. Asıl kaynak işlemleri için ISO K10 kalite karbürden üretilen üçgen ve kare profil karıştırıcı uç	76
Resim 7.8. Geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde için geliştirilen birincil bağlama kalıbı ve yük hücrelerinin görünüşü	77
Resim 7.9. Asıl kaynak işlemleri için nihai kalıp tasarımı	78
Resim 7.10. Asıl kaynak işlemlerinin gerçekleştirildiği kalıbın nihai durumunun ve yük hücresi indikatörü ve kaydedici yazılımın görünümü	79
Resim 7.11. Sıcak hava üfleme sistemli SKK düzeneğinin genel görünümü.....	80
Resim 7.12. Sıcak hava üfleme ve sıcaklık ölçüm sisteminin SKK düzeneğine konumlanması.....	81
Resim 7.13. Açık alevli ısıtma SKK düzeneği genel görünümü	82
Resim 7.14. Asıl kaynak işlemleri düzeneğinde a) açık alevli havya ve pirometrenin konumlandırılması, b) kaynak işleminin yapılışı.....	83
Resim 7.15. Mekanik test numunelerinin tel erozyon tezgâhında kesilerek hazırlanışı.	85
Resim 7.16. Eğme testi düzeneği ve eğme numunesinin gösterimi.....	86
Resim 7.18. SEM, EDS analizi, optik inceleme ve sertlik ölçüm numunesi hazırlama süreci, a) bakalit cihazı, b) numune ölçüleri, c) zımpara cihazı, d) dağlama solüsyonları, e) parlatma cihazı	87
Resim 7.19. Makro-mikroyapı analizlerinde kullanılan mikroskoplar a) optik mikroskop, b) elektron mikroskobu.....	87
Resim 7.20. Sertlik ölçüm cihazı	88
Resim 8.1. 900 dev/dak devir sayısı ve 20 mm/dak ilerleme hızında a) birleştirme yüzeyi, b) birleştirme öncesi konik vidalı karıştırıcı takım, c) birleştirme sonrası konik vidalı karıştırıcı takım	89

Resim	Sayfa
Resim 8.2. N: 900 dev/dak ve f: 25 mm/dak parametrelerinde iç bükey takım ile yapılan birleştirme işlemi a) kaynak yüzeyi b) birleştirme öncesi iç bükey takım c) birleştirme sonrası iç bükey takım.....	90
Resim 8.3. N=1120 dev/dak, f= 20 mm/dak ve takım açış = 0° de yüzey inceleme ve sıvı penetrant testi sonucu, a) Normal, b) Normal takım kaydırmalı, c) Ön ısıtmalı, d) Kuru buz uygulamalı	92
Resim 8.4. N=1120 dev/dak, f= 20 mm/dak ve 0° takım açısında birleştirilmiş numunelerin birleştirme hattının radyografik ve kesit görünüşleri, a) Normal, b) Normal takım kaydırmalı, c) Ön ısıtmalı, d) Kuru buz uygulamalı	93
Resim 8.5. Geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde birleştirilen numuneler	96
Resim 8.6. Geliştirilmiş ön kaynak işlemi numunelerinin makro ve radyografi görüntüsü	99
Resim 9.1. Asıl kaynak işlemlerinde AA 7075 – T6 alaşımının ilerleme tarafına konumlandırıldığı birleştirmeler.....	102
Resim 9.2. 26 mm/dak takım ilerleme hızlarında, a) D34 nolu birleştirme, b) D35 nolu birleştirme ve c) D36 nolu birleştirmede karıştırıcı takımların genel görünüşleri.....	119
Resim 9.3. D21 nolu birleştirme (f: 20 mm/dak, TP: kare, TA:0°, TK:0) makro ve mikro görüntüsü.....	131
Resim 9.4. D25 nolu birleştirme (f: 22 mm/dak, TP: üçgen, TA:0°, TK:0) makro ve mikro görüntüsü.....	133
Resim 9.5. D29 nolu birleştirme (f: 24 mm/dak, TP: kare, TA:3°, TK:0) makro ve mikro görüntüsü.....	135
Resim 9.6. D33 nolu birleştirme (f: 26 mm/dak, TP: üçgen, TA:3° TK:0 mm) makro ve mikro görüntüsü	137
Resim 9.7. D22 nolu birleştirme (f: 20 mm/dak, TP: kare, TA:0°, TK:0,25 mm) makro ve mikro görüntüsü.....	139
Resim 9.8. D26 nolu birleştirme (f: 22 mm/dak, TP: üçgen, TA:0°, TK:0,25 mm) makro ve mikro görüntüsü.....	141
Resim 9.9. D30 nolu birleştirme (f: 24 mm/dak, TP: kare, TA:3°, TK:0,25 mm) makro ve mikro görüntüsü.....	143
Resim 9.10. D34 nolu birleştirme (f: 26 mm/dak, TP: üçgen, TA:3°, TK:0,25 mm) makro ve mikro görüntüsü.....	144

Resim	Sayfa
Resim 9.11. D23 nolu birleştirme (f: 20 mm/dak, TP: üçgen, TA:3°, TK: 0,50 mm) makro ve mikro görüntüsü.....	146
Resim 9.12. D27 nolu birleştirme (f: 22 mm/dak, TP: kare, TA:3°, TK:0,50 mm) makro ve mikro görüntüsü.....	148
Resim 9.13. D31 nolu birleştirme (f: 24 mm/dak, TP: üçgen, TA:0°, TK:0,50 mm) makro ve mikro görüntüsü.....	149
Resim 9.14. D35 nolu birleştirme (f: 26 mm/dak, TP: kare, TA:0°, TK:0,50 mm) makro ve mikro görüntüsü.....	150
Resim 9.15. D24 nolu birleştirme (f: 20 mm/dak, TP: üçgen, TA:3°, TK:0,75 mm) makro ve mikro görüntüsü.....	152
Resim 9.16. D28 nolu birleştirme (f: 22 mm/dak, TP: kare, TA:3°, TK:0,75 mm) makro ve mikro görüntüsü.....	154
Resim 9.17. D32 nolu birleştirme (f: 24 mm/dak, TP: üçgen, TA:0°, TK:0,75 mm) makro ve mikro görüntüsü.....	155
Resim 9.18. D36 nolu birleştirme (f: 26 mm/dak, TP: kare, TA:0°, TK:0,75 mm) makro ve mikro görüntüsü.....	156

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	Açıklamalar
°	Derece (Açı)
°C	Santigrat
Al	Alüminyum
AlCrN	Alüminyum Krom Nitrür
CrN	Krom Nitrür
dev/dak	Devir/Dakika
g/cm ³	Gram/Santimetreküp
HB	Brinell Sertlik Birimi
HRC	Rockell C Sertlik Birimi
HV	Vickers Sertlik birimi
kN	Kilonewton
Mg	Magnezyum
mm	Milimetre
mm/dak	Milimetre/Dakika (Kaynak İlerleme Hızı)
MPa	Mega Pascal
N	Newton
PCBN	Polikristalin Kübik Bor Nitrür
WC	Tungsten Karbür
µm	Mikrometre

Kısaltmalar	Açıklamalar
ANOVA	Analysis of Variance (Varyans Analizi)
ASTM	American Society for Testing and Materials (Amerikan Malzeme ve Test Derneği)
DKB	Dinamik Olarak Yeniden Kristalleşen Bölge
EDS	Elementel Yapı Analizi
EK	Eksenel Kuvvet

Kısaltmalar**Açıklamalar**

EM	Esas Metal
f	İlerleme Hızı (Kaynak İlerleme Hızı)
G.Ç.T.	Geri Çekme Tarafı
GB	Geçiş Bölgesi
ITAB	Isı Tesiri Altındaki Bölge
İ.T.	İlerleme Tarafı
İK	İlerleme Kuvveti
KB	Karıştırma Bölgesi
MIG	Metal Soy Gaz (Metal Inert Gas)
MSKK	Melez sürtünme karıştırma kaynağı
S	Sıcaklık
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu (Scanning Electron Microscope)
SKK	Sürtünme Karıştırma Kaynağı
T_A	Takım Açısı
TIG	Tungsten Soy Gaz (Tungsten Inert Gas)
T_K	Takım Kaydırma Miktarı
TMEB	Termomekanik Etkilenen Bölge
T_P	Takım Tipi
TS	Türk Standartı
TWI	Kaynak Enstitüsü (The Welding Institute)
YMK	Yüzey Merkezli Kübik

1. GİRİŞ

Alüminyum (Al) ve magnezyum (Mg) alaşımları düşük yoğunluğu, kolay şekillendirebilme yeteneği, yüksek ısı iletkenliği, geri dönüşüm potansiyeli ve üstün mekanik özellikleri nedeniyle havacılık, uzay, otomotiv, makine, elektrik ve elektronik endüstrileri gibi yüksek teknoloji gerektiren alanlarda kullanımları, sürekli artmakta ve her iki alaşımın bir arada tercih edilmesi ile oluşturulan karma yapıların önemi imalat sektörlerince fark edilmektedir.

Havacılık, uzay, ulaşım ve askeri sanayinin odak noktası, araçları hafifleştirme ve manevra kabiliyetini artırmaktır. Fakat güvenlik, performans ve kullanım kolaylığı açısından artan müşteri talepleri; taşıtlardaki yapısal bileşenlerin ortalama ağırlığın artmasına neden olmaktadır. Bu nedenle taşıtların yapısal bileşenlerin yoğunluğu düşük malzemeler ile elde edilmesi, güvenlikten ödün verilmeden yapılacak en önemli tasarım değişikliğidir. Hafiflik ve dayanım özelliklerini bir arada bulunduran alüminyum ve magnezyumun alaşımlarından oluşturulması, melez yapıların endüstriyel uygulamalarda tercih edilmesi ürünlerde hafifliğin sağlanması için çözüm sunmaktadır. Hafifliğin getirdiği avantaj sayesinde; enerji ve küresel petrol kaynaklarının korunumu, emisyonun azaltılması, performans artışı, maliyetlerin azalması, mekanik gelişme ile tasarım ve üretimde esneklik sağlanacaktır.

Al ve Mg alaşımlarını bir arada bulunduran Melez iskelet ve gövde yapıların geliştirilmesi için her iki alaşımın güvenilir bir şekilde birleştirilmesi gerekmektedir. Ancak farklı metalurjik, fiziksel ve mekanik özellikleri nedeniyle benzer olmayan metallerin kaynağı çeşitli zorluklar doğurmaktadır. Al/Mg alaşımlarının TIG, MIG, lazer kaynağı gibi klasik kaynak yöntemleri ile birleştirilmesinde karşılaşılan zorluklar; iri taneli, gevrek ve yüksek sertlikteki Al-Mg intermetalik bileşiklerin (Al_3Mg_2 (β) ve $Al_{12}Mg_{17}$ (γ)) sahip olduğu olumsuz mekanik özellikleri, kaynak bölgesinde oluşan çatlaklar, gözenekler, çarpılma, alaşım elementlerinin buharlaşmayla kaybı ve yüksek kalıntı gerilmedir. Klasik ergitme kaynak yöntemlerinin hem uygulamasının zor olması hem de uygulama için özel işlem gerektirmeleri bu yöntemler ile Al/Mg malzeme çiftinin birleştirilmesinin pratik olmadığını göstermektedir.

TWI (The Welding Institute) tarafından 1991 yılında geliştirilen [1] ve son 20 yılda ortaya çıkan en önemli kaynak yöntemlerinden biri olarak kabul edilen Sürtünme Karıştırma Kaynağı (SKK) yöntemi Al/Mg alaşımlarının ergitme kaynak yöntemleri birleştirilmesinde

oluşan dezavantajların üstesinden gelmek için en uygun yöntemlerden biri olarak duyurulmuştur. SKK yöntemi ile klasik ergitme kaynağı yöntemleri mukayese edildiğinde; birleştirme esnasında meydana gelen düşük ısı girdisi sayesinde intermetalik bileşiklerin oluşumu azalmakta, ergitme kaynağı yöntemlerinde karşılaşılan diğer olumsuzlukların asgari seviye indirgenmesi ile yüksek mukavemetli bir birleştirme gerçekleştirilebilmektedir. Al/Mg alaşımlarının SKK yöntemi ile birleştirilmesi sayesinde Al ve Mg kullanılan ortak yapıların sayıları gün geçtikçe artmaktadır. Çeşitli Al ve Mg alaşımları arasında yapılan birleştirme çalışmaları gün geçtikçe artmakta ve odak noktasını SKK tekniği oluşturmaktadır.

SKK yöntemiyle alın, T kaynağı ve bindirme gibi farklı pozisyonlarda numunelerin birleştirilme çeşitliliği elde edilebilmektedir. SKK yöntemi uygulanması esnasında düşük enerji tüketimi, ısı ve gaz salınımının olmaması; dolgu maddesi, elektrot, korucu gaz ve toz gibi maddelerin kullanılmamasından dolayı çevreci bir kaynak teknolojisidir. Ayrıca kısa kaynak süresi, kaynak ağzı hazırlığı gerekmemesi, kaynak parametrelerinin kontrol edilebilirliği ve otomasyona yatkınlığı gibi kendine özgü avantajlarından dolayı geleneksel yöntemlerle kıyaslandığı zaman maliyet çok düşük kalmaktadır. SKK yönteminin klasik ergitme kaynak yöntemlerine göre üstünlüklerinin bulunması uygulama alanlarının genişlemesine ve daha fazla tercih edilmesine yol açmıştır.

Tez kapsamında SKK yöntemi ile birleştirilen Al ve Mg alaşımları olarak kendi alanlarında en çok tercih edilen havacılık, uzay ve askeri alanlarında büyük öneme sahip AA 7075-T6 ve AZ31B alaşımları tercih edilmiştir. Bu iki alaşımı tercih edilmesiyle yapılan çalışma sayesinde;

- Her iki alaşımın sahip oldukları düşük özgül ağırlıkları sayesinde daha hafif iskelet ve gövde yapılarının yekpare olarak üretilebilirliğini incelemek;
- Alüminyum ve magnezyum alaşımlarının yekpare olarak gövde ve iskelet yapılarında uygulanması hafifliğin yanı sıra; tasarım esnekliği sağlayarak mekanik gelişimi ve üretim etkinliğini artıracaktır;
- AA 7075-T6 alaşımının başarılı bir şekilde kaynak edilebilmesi ile dayanımı ve kaynak kabiliyeti ters orantılı AA7075-T6 alaşımının kaynaklı yapılarda tercih edilirliliğinin

artırılmasıyla kaynaklı yapılarda 2xxx, 5xxx ve 6xxx serisi Al alaşımları yerine 7xxx serisi Al alaşımının tercih edilmesiyle daha küçük kesit alanlarda aynı dayanıma ulaşılarak ürünlerde boyut küçülmesinin sağlanması amaçlanmıştır.

Bu çalışmada, araştırmacılar tarafından daha önce kullanılan yöntemlerden farklı olarak SKK işlemi için oldukça önemli olan baskı kuvveti, ilerleme kuvveti ve sıcaklık gibi parametrelerin kontrol edilmesine imkân tanıyan özel bir kalıp tasarımı ve imalatı yapılmıştır. Bu kalıp ile pilot birleştirmeler yapılmış ve elde edilen çıktılara göre hem kalıpta hem de SKK parametrelerinde iyileştirmeler yapılmıştır. Daha sonra her iki malzemenin, özgül ısı kapasiteleri, termal iletkenlik katsayıları, sürtünme katsayıları ve ergime noktaları arasındaki farklar dikkate alınarak, kaynak işleminden önce ısıtma işlemine tabi tutulmuş ve kaynak süresince de ısıtma işlemi kontrollü bir şekilde uygulamaya devam edilmiştir. Kaynak yapılan bölgede ani soğumalarla meydana gelen termal çatlak oluşumlarını engellemek için de bağlama kalıbı üst tablası aracılığıyla kontrollü soğutma yapılmıştır. Kaynaklı birleştirmeler sabit takım devir sayısı, farklı kaynak ilerleme hızları, takım geometrileri, takım açıları ve takım kaydırma değerleri kullanılarak Taguchi L₁₆ deney tasarımına göre yapılmıştır. Kaynaklı birleştirmeler esnasında ilerleme ve eksenel kuvvetlerdeki değişimler ile sıcaklık değişimleri anlık olarak ölçülmüştür. Elde edilen numuneler sıvı penetrant testi ve radyografik muayene ile tahribatsız muayeneye yapıldıktan sonra çekme testi, eğme testi, mikrosertlik ölçümü, kaynak kesitinin makro görüntülenmesi, SEM ve EDS analizleri elde edilerek işlem parametrelerinin kaynak kalitesine etkileri incelenmiştir. Oluşan eksenel kuvvet, ilerleme kuvvetleri ve sıcaklık değişimleri ile girdi parametreleri aralarındaki ilişkiler regresyon analizi ile belirlenmiş ve eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti ve sıcaklık değerleri için tahmin modelleri geliştirilmiştir.

2. LİTERATÜR İNCELEMESİ

Alüminyum (Al) ve magnezyum (Mg) alaşımları düşük yoğunluğu, kolay şekillendirebilme yeteneği, yüksek ısı iletkenliği, geri dönüşüm potansiyeli ve üstün mekanik özellikleri nedeniyle mühendislik malzemeleri arasında önemli bir kullanım alanına sahiptir. Bir yapıda alüminyum ve magnezyumun sağlam bir şekilde birleştirilmesi, istenen ağırlık tasarrufu için muhtemel bir çözüm sunacak ve endüstriyel uygulamalarda daha çok tercih edileceklerdir. Bununla birlikte, farklı fiziksel ve kimyasal özelliklere sahip benzer olmayan en hafif iki yapısal malzemenin kaynaklı birleştirilmesi çeşitli zorluklar doğurmaktadır. Bu amaçla, sürtünme karıştırma kaynağı, lazer ışın kaynağı, elektron ışın kaynağı ve ark kaynağı gibi ergitme kaynak yöntemleri ile alüminyum ve magnezyum alaşımlarının birleştirilebilmesi üzerine çok sayıda araştırma çalışması yapılmıştır.

García, Garcés, Vázquez, Castañeda, Lara ve Verderave (2017), farklı kaynak parametreleri ile farklı AA7075 ve AZ31B alaşımlarının SKK yöntemi ile birleştirilebilme davranışını incelemişlerdir. Araştırmacılar, takımın kaynak hattının orta noktasında konumlandırıldığı, 200 dev/dak takım dönüş hızında, 30 mm/dak ilerleme hızında ve 1° takım açısında en iyi birleştirmenin elde edildiğini bildirilmişlerdir. Kaynak edilmiş numunelerde 61.35 MPa çekme dayanımı elde edilirken, 122 HV sertlik değeri ölçülmüştür. Ayrıca kaynak edilmiş numunelerde tünel ve boşluk oluşumu gibi kaynak kusurları ile birlikte Al_3Mg_2 ve $Al_{12}Mg_{17}$ intermetalik bileşiklerin oluştuğu görülmüştür [2].

Tabasi, Farahani, Givi, Farzami ve Moharami (2016), kaynak bölgesinde nano partiküllü SiC tozları ilave ederek AA7075 ve AZ31 alaşımlarını SKK ile birleştirilmesini araştırmışlar ve SiC tozlarının kaynaklı numunelerin mekanik özellikleri üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. SiC tozların, kaynak mikroyapısını etkilediği, takım dönüş hızının artması ve ilerleme hızının azaltılması ile alüminyum ve magnezyum alaşımlarının kaynak kalitesinin arttığını bildirmişlerdir [3].

Fu, Qin, Li, Meng, Zhang ve WuKey (2015), yaptıkları çalışmada 600 – 800 dev/dak devir sayısı, 30 – 60 mm/dak ilerleme hızlarında AA 6061-T6 alüminyum ve AZ31B magnezyum alaşımını SKK yöntemi ile birleştirmişlerdir. İlerleme tarafına Mg plakanın yerleştirildiği ve karıştırıcı takıma Mg tarafına 0,3 mm takım kaydırma miktarı verildiği, kaynak şartlarında kaynak hattının çekme dayanımının magnezyum malzemenin çekme dayanımının %70'ine

ulaştığı beyan edilmiştir. Ayrıca, karıştırma bölgesinde $Al_{12}Mg_{17}$ ve Al_3Mg_2 intermetalik fazlar oluştuğunu rapor etmişlerdir. Kaynak koşullarının farklı malzemelerin birbirine karıştırılması için yeterli olduğu ve orta seviyede ısı girdisinin kaynak özelliklerini iyileştirmede yardımcı olduğu görülmüştür[4].

Mohammadi ve diğerleri (2015a) ve (2015b), AZ31B ve Al 6061 levhalarını 560 – 1400 dev/dak aralığında ve 16 – 40 mm/dak ilerleme hızlarında bindirme kaynağı işlemi uygulamışlardır. Birleştirme sonuçlarına göre kaynak bölgesinde $Al_{12}Mg_{17}$ (γ) ve Al_3Mg_2 (β) içeren intermetalik fazlar oluştuğu, devir sayısının ve ilerleme hızının artırılması ile sünekliğin ve çekme dayanımının arttığı görülmüştür. 40 mm/dak tabla ilerleme hızı ve 1400 dev/dak takım dönme hızında, en yüksek çekme dayanımının elde edildiği ifade edilmiştir. Araştırmacılar ayrıca kaynak bölgesinde $Al_{12}Mg_{17}$ (γ) ve Al_3Mg_2 (β) içeren intermetalik bileşik oluşumu meydana geldiğini rapor etmişlerdir [5][6] .

Masoudian, Tahaei, Shakiba, Sharifianjazi ve Mohandesi (2014), 3 mm kalınlığında AZ31-O Mg ve AA6061–T6 Al plakaların SKK yöntemi ile birleştirilmesini araştırmışlardır. SKK işlemlerini 600 – 1400 dev/dak aralığında takım dönme hızlarında ve 20 – 60 mm/dak tabla ilerleme hızlarında gerçekleştirmişlerdir. Araştırmacılar 1000 dev/dak ve 40 mm/dak şartlarında hatasız kaynak elde edildiğini ve karıştırma bölgesindeki tane boyutunun ana metallere göre daha küçük olduğunu bildirmişlerdir. Çekme testi sonuçları, kaynaklı numunenin mukavemetinin magnezyumun %76, alüminyumun ise yaklaşık %60 çekme dayanımlarına denk geldiğini göstermiştir [7].

Jagadeesha (2014), 5 mm kalınlığında Al2024-T3 ve AZ31B levhaları 300 dev/dak devir ve 50 mm/dak ilerleme hızı ile kaynak etmişler ve takım kaydırma miktarı değişiminin kaynak kalitesi ve intermetalik yapının tabaka kalınlığı üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. En yüksek çekme dayanımını 106,86 MPa olarak ölçmüşler ve AZ31B ana malzemenin %44,52'sine denk geldiğini ifade etmişlerdir. Numunelerin tamamında en yüksek sertlik ve en düşük sünekliğin olduğu intermetalik katmanın ortasından gevrek kırılma meydana geldiği, en düşük intermetalik kalınlığın ise 0,66 mm takım kaydırma değerinde elde edildiği rapor edilmiştir [8].

Venkateswaran ve Reynolds (2012), AA6063-T5 alüminyum ve haddelenmiş AZ31B magnezyum alaşımları SKK kaynağı ile birleştirmişlerdir. Araştırmacılar, kaynak

bölgesinde tane boyutunun, hem Al hem de Mg malzeme tarafında devir sayısı artıkça düzenli olarak arttığını, mikrosertlik değerlerinin de kaynak bölgesindeki farklı mikroyapı fazlarının varlığı nedeniyle dalgalanma gösterdiğini ve en yüksek çekme dayanımının AA6063-T5 alaşımının %68 değerine karşılık geldiğini gözlemlemişlerdir [9].

Buffa (2014), çalışmasında değişkenlerinin dağılım tahmini ve AA6061 ve AZ31 malzemelerinin alın kaynağında meydana gelen malzeme akışı için bir sayısal model oluşturmuş, ilerlemeye göre iki malzemenin karşılık konum etkisi, ilerleme ve geri çekme tarafının önemini vurgulamıştır [10].

Sato, Park, Michiuchi, Kokawa, (2004), Al1050 Al ve AZ31 Mg malzemelerini SKK ile birleştirmişlerdir. Yapılan birleştirme sonucu, kaynaklı bölgenin büyük hacimde $Al_{12}Mg_{17}$ intermetalik bileşiğe sahip olduğu ve kaynak merkezinde önemli derecede sertlik yükselmeleri meydana geldiği görülmüştür. Bu durum, kaynak merkezindeki intermetalik bileşiğin, SKK işlemi esnasında yapısal sıvılaşmasına atfedilmiştir [11].

Zhao, Lu, Yan ve Huang (2015), farklı metallerin kaynağında karıştırma bölgesinde oluşan intermetalik bileşiklerin birleşmenin mekanik özelliklerini önemli derecede etkilediğini ifade etmişlerdir. Bu nedenle, ısı girişini azaltmak ve gevrek intermetalik bileşiklerin oranını kontrol altına almak için AA6013 Al ve AZ31 Mg alaşımlarını su altında SKK işlemine tabi tutmuşlardır. Kaynaklı birleştirme sonuçları farklı malzemelerin alın kaynağının SKK tekniği ile su içerisinde yapılabileceğini ve kabul edilebilir düzeyde mekanik özellikler elde edilebileceğini göstermiştir. Su altında yapılan birleştirme işlemi sonucunda kaynaklı numunelerin çekme dayanımı 152,3 MPa ve sertlik değeri 142 HV olarak ölçülmüştür. Ayrıca Al/Mg arayüzeyinde Al_3Mg_2 ve $Al_{12}Mg_{17}$ intermetalik bileşiklerin oluşumu gözlemlenmiştir [12].

Somasekharan ve Murr (2004), AZ31B-H24 ve AZ91D Mg alaşımlarını SKK yöntemi ile AA6061-T6 alaşımı ile kaynak etmişlerdir ve SKK işleminin tane yapısı üzerindeki etkileri araştırmışlardır. Kaynak bölgesinde ve geçiş bölgesi boyunca temel metalde tane boyutu küçülmesi gözlemlenmiştir. Farklı Mg alaşımları arasında yapılan kaynaklarda kaynak bölgesinde homojen, eş eksenli, ince taneli yapı oluşmuştur. Kaynak bölgesinde gerçekleştirilen element analizi, Mg ve Al eşit olarak dağıldığı eşit bantların yanı sıra her iki metalin baskınlığıyla yeniden kristalleşmiş bantlar gözlemlenmiştir. Tüm kaynaklar

üzerinde yapılan Vickers mikrosertlik testi, bazı olağan dışı durumlar haricinde geçiş ya da kaynak bölgesinde malzemelerin kalıntı mikrosertliklerinde değişme olmadığı, esas malzemenin üç katı kadar sertliğe ulaştığı görülmüştür [13].

Yan, Xu, Li, Li ve Yang, vd. (2005), AZ31/AA1060 malzemelerini SKK yöntemi ile birleştirmişler ve mikroyapı, kimyasal bileşim sürtünme karıştırma kaynağının kırılma profili üzerindeki etkilerini araştırmışlardır. Kaynak işlemi, karıştırıcı ucu merkeze, magnezyum ve alüminyum tarafına konumlandırarak üç farklı şekilde yapılmıştır. Birleştirme sonuçları, pim merkezi kaynak merkez çizgisine dik olduğunda, kaynak çatlağına sebep olan kırılğan intermetalikler oluştuğunu göstermiştir. Kaynaklı bağlantının en yüksek dayanımı 82,4 MPa olarak ölçülmüştür. Bu değer ise AA1060'ın yaklaşık % 67'si ve AZ31'in yaklaşık % 30'una denk gelmektedir [14].

Somasekharan ve Murr (2015), AZ31B, AZ91D ve AA6061 T6 alaşımlarının SKK yöntemi ile birleştirmek için deneysel çalışmalar yapmışlar, karıştırma ve geçiş bölgelerindeki tane boyutlarını incelemişlerdir. Birleştirme sonuçları, kaynak hattında karıştırma ve geçiş bölgelerinde tane boyutlarında küçülme ve dinamik olarak yeniden kristalleşme meydana geldiğini görmüşlerdir. Ayrıca geçiş bölgelerinde sertlik dağılımlarında düzensizlik olduğunu bildirmişlerdir [15].

Rao ve diğerleri (2015), AA6022 T4 ve AM60B alaşımlarının SKK ile bindirme kaynağı yapmışlardır. Al alaşımı 1,5 mm kalınlığında Mg alaşımı 3 mm kalınlığındadır. Birleştirme parametreleri olarak 100 dev/dak devir sayısı, 75 mm /dak ilerleme hızı ve takım açısını 3° olarak seçmişlerdir. Karıştırıcı uç üçgen profile sahiptir. Yapılan birleştirmelerin yorulma ve hasar mekanizmalarını incelemişlerdir. Titreşim kalıntılarının gözlemlendiği ve yorulma çatlağı ile oluşan ve kaynak kusurundan başlayarak kaynak arayüzeyinde meydana gelen iki farklı kırılma gözlemlenmiştir [16].

Rao, Yuan, Badarinarayan (2015), AM60B Mg ve Al6022-T4 alaşımlarının SKK nokta kaynağında farklı devir sayıları ve dalma derinliği parametrelerini kullanılarak yapılan birleştirme işleminin mekanik özellikler üzerindeki etkileri incelemişlerdir. Karıştırıcı takımın dönüş hızı 1000 dev/dak olduğunda artan dalma derinliğine paralel olarak karıştırma bölgesi alanında artış görülmüştür [17].

Choi ve diğerkleri (2011), 1 mm kalınlığındaki AA 6K21 Al alaşıımı ve AZ31B Mg alaşıımlarını 1050 ve 1600 dev/dak, 0,4 dalma derinliğı ve 5, 10, 20 ve 30 s bekleme süreleri ile nokta kaynağı yapmışlardır. Araştırmacılar, çekme mukavemeti üzerinde oldukça önemli bir etkiye sahip olan intermetalik bileşiklerin artan devir sayısı ve bekleme süresi ile arttığını ifade etmişlerdir [18].

Bilgin, Karabulut ve Özdemir (2018), AA7075 T6 alüminyum ve AZ31B magnezyum alaşıımlarının sürtünme karıştırma kaynak (SKK) yöntemi ile kaynak edilebilme özelliğı araştırmışlardır. Farklı kimyasal ve mekanik özelliklere sahip alüminyum ve magnezyum alaşıımlarını sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirebilmek için sabit devir, sabit tabla ilerleme hızı, farklı takım kaydırma değerlerinde, numunelere ön ısıtma ve kuru buz ile soğutma işlemleri uygulanarak dört farklı kaynak işlemi yapılmıştır. Birleştirilmiş numunelerin kaynak kalitesi, tahribatlı ve tahribatsız muayene yöntemleriyle değerlendirilmiştir. Alüminyum alaşıımına uygulanan ön ısıtmanın ve kaynak işlemi sırasında uygulanan kuru buz ile soğutmanın mekanik ve mikroyapısal özellikler üzerindeki etkisi incelenmiştir. Test sonuçları, önceden ısıtılmış ve kaynak işlemi sırasında kuru buz ile soğutulmuş kaynaklı numunelerinin çekme dayanımının daha yüksek olduğunu göstermiştir. Ön ısıtma işlemine tabi tutulmuş numunelerin kaynak yüzeyinde porozite oluşumu görülürken, kuru buz ile soğutma yapılarak birleştirilen numunenin kaynak hattında boşluk oluşumu gözlenmiştir. Normal kaynaklı numunelere kıyasla, ön ısıtma ve kuru buz soğutma işlemine tabi tutularak birleştirilmiş numunelerin karıştırma bölgesinde homojen bir karışım elde edilmiştir [19].

Bilgin, Karabulut ve Özdemir (2017), dış bükey üçgen profile sahip karıştırıcı takım kullanarak AZ31B, AZ91D ve AA7075-T6 alaşıımlarını 1400 dev/dak sabit devir ve 25 mm/dak ilerleme hızında SKK yöntemi ile birleştirmişlerdir. Tahribatsız muayene sonuçlarına göre aynı tür malzemelerin kaynağının kabul edilebilir seviyede olduğu görülürken farklı tür malzemelerin kaynağında kanal oluşumları gözlemlenmiştir [20].

Bilgin, Karabulut, Özdemir ve Kayır (2017), AZ91D ve AA7075-T6 alaşıımların SKK ile birleştirilmesinde kaynak parametrelerinin ilerleme ve eksenel kuvvete etkilerini araştırmışlardır. Üç farklı devir (900, 1120 ve 1400 dev/dak) ve dört farklı ilerleme hızında (16; 25; 31,5; 40 mm/dak) birleştirme işlemlerini gerçekleştirmişlerdir. Artan devir ve azalan ilerleme hızına paralel olarak eksenel ve ilerleme kuvvetinde azalmıştır [21].

Bilgin, Karabulut ve Özdemir (2018), AZ31B ve AA7075-T6 alaşımlarını 500 dev/dak, sabit devir, 20, 25, 30 ve 36 mm/dak ilerleme hızlarında, 0; 0,2; 0,4 ve 0,8 mm takım kaydırma oranları ile SKK alın kaynağı yapmışlardır. Kaynaklı birleştirmelerde Mg alaşımını ilerleme tarafına konumlandırmışlar, üçgen ve kare olmak üzere iki farklı karıştırıcı takım ile gerçekleştirmişlerdir. Daha önceki çalışmalardan farklı olarak çatlak oluşumunun önlenmesi için kontrollü soğutma işlemi gerçekleştirmişlerdir. Test sonuçları, kare takım ile 500 dev/dak sabit dönme hızında, 20 mm/dak tabla ilerleme hızı ve 0,2 mm'lik bir takım kaydırma değeri ile daha iyi çekme ve darbe dayanımlarının elde edildiğini göstermiştir. Ayrıca, düşük ergime sıcaklıkları ve yetersiz karıştırmadan dolayı tünel oluşumları da gözlenmiştir [22].

Azizieh, Alavijeh, Abbasi, Balak, Kim (2015) 3 mm kalınlığında AA1100 ve AZ31B alaşımlarını her ikisini hem ilerleme hem de geri çekme tarafına konumlandırarak birleştirme işlemi gerçekleştirmişlerdir. Birleştirme işlemi 420 dev/dak – 1000 dev/dak devir sayısı aralığında ve 15 – 30 mm/dak ilerleme hızı aralığında yapılmıştır. Takım kaydırma işlemi hem ilerleme hem de geri çekme tarafına 1,5 ve 2,5 mm olarak verilmiştir. Deney sonuçları en iyi çekme dayanımının SKK işlemi sırasında 430 – 460 °C arası işlem sıcaklığı değerlerinin ölçüldüğü kaynak parametrelerinde elde edildiğini göstermiştir. Ayrıca yazarlar artan devir sayısı ile birlikte intermetalik oluşumunun arttığını belirtmişlerdir [23].

Yamamoto, Liao, Watanabe ve Nakata (2009), 4 mm kalınlığındaki AA 5083 ve AZ31B alaşımlarının SKK işleminde farklı devir, ilerleme hızı ve takım kaydırma değerleri kullanmışlardır. En iyi birleştirme sonucunu 500 dev/dak devirde, 100 mm/dak ilerleme hızında ve takımın kaynak hattının merkezinde olduğu parametrelerde elde ettiklerini ifade etmişlerdir. İntermetalik bileşiklerin içinde Al_3Mg_2 ve $Al_{12}Mg_{17}$ fazlar dengeli bir biçimde dağılırken, Al_3Mg_2 fazının kalınlığının $Al_{12}Mg_{17}$ fazından daha fazla olduğu görülmüştür [24].

Pourahmad ve Abbasi (2013), 10 mm kalınlığındaki AA6013 Al alaşımı ile saf Mg alaşımını 800 – 2000 dev/dak devir aralığında ve 31 – 75 mm/dak ilerleme hızlarında SKK yöntemi ile birleştirmişlerdir. Daha sonra kaynaklı numunelere ısıtma işlemi uygulanarak ısıtma işleminin kaynak dayanımı üzerindeki etkilerini araştırmışlardır. Deney sonuçları, ilerleme tarafındaki malzeme akışının geri çekme tarafındaki malzeme akışına göre daha fazla olduğunu, karıştırma bölgesinin üç farklı bölgeden oluştuğunu gözlemlemişlerdir. Ayrıca 1 saatlik ısıtma

işlem uygulanan numunenin çekme dayanımı artarken 2 ve 4 saatlik ısıtıl işlem uygulanan numunelerin çekme dayanımlarının düştüğü görülmüştür [25].

Malarvizhi ve Balasubramanian (2012), 6 mm kalınlığındaki AA6061-T6 ve AZ31B alaşımlarının birleştirilmesinde takım omuz çapı ve levha kalınlık oranının mekanik özelliklere ve karıştırma bölgesine etkilerini incelemiştir. Araştırmacılar en iyi birleştirme sonucunun, malzeme kalınlığının 3,5 katına karşılık gelen 21 mm omuz çapına sahip karıştırıcı takım ile gerçekleştirildiğini ifade etmişlerdir [26].

Khodir ve Shibayanagi (2007), 3 mm kalınlığındaki AA2024 T3 ve AZ31 alaşımlarını 2500 dev/dak sabit devir ve 200, 300, 400 ve 500 mm/dak ilerleme hızında SKK yöntemi ile alın kaynağı yapmışlardır. İlerleme hızının mikroyapı ve sertlik dağılımına etkilerini incelemiştir. Karıştırma bölgesinin üst kısmında Al alaşım malzemenin yoğun olarak bulunurken alt kısmında Mg alaşımı malzemenin daha yoğun olarak bulunduğunu gözlemlemiştir. Karıştırma bölgesindeki sertlik değerinde, yapısal sıvılaşma ve intermetalik bileşiklerin oluşumundan dolayı dalgalanma meydana geldiğini belirtmişlerdir [27]

Morishige ve diğerleri (2008), Al ve Mg alaşımlarının SKK ile kaynağında elde edilen mikroyapı ve mekanik özellikleri aynı şartlarda lazer kaynağı ile kıyaslamışlardır. Lazer kaynağı ile yapılan birleştirmede, füzyon bölgesinde oluşan $Al_{12}Mg_{17}$ intermetalik bileşikten dolayı birleştirme hattının oldukça kırılgan olduğunu, SKK ile yapılan birleştirmelerin lazer ile yapılan birleştirmelere göre daha yüksek dayanım gösterdiğini rapor etmişlerdir [28].

Kwon, Shigematsu ve Saito (2008), 3 mm kalınlığında AA5052 P-O ve AZ31B-O alaşımlarının 300 mm/dak sabit ilerleme hızı ve 800 – 1600 dev/dak arasında değişen devir hızlarında SKK yöntemi ile birleştirmişlerdir. Artan devir hızı ile daha düzgün bir yüzey elde etmişlerdir. Birleştirme bölgesinde malzeme akış deseni net bir şekilde belli olurken en yüksek çekme dayanımı 1000 dev/dak’da elde edilmiştir. Ayrıca çekme testlerinde uzama oranı %2’nin altında gerçekleşmiştir [29] .

Zettler, Silva, Rodrigues, Blanco ve Dos Santos (2006), 2 mm kalınlığındaki AA6040 ve AZ31B alaşımlarını SKK yöntemi ile birleştirmişlerdir. Karıştırma bölgesinin alt kısmında karmaşık bir girdap akışı meydana gelirken üst kısmında takım omzunun etkisi ile AA6040

alaşımının yoğun olduğu bir karışım bölgesi oluşmuştur. Al ve Mg alaşımlarının ince eşit yapıda bulunduğu dinamik olarak yeniden kristalleşmiş bir bölge oluşmuştur. İntermetalik bileşikler, sadece karıştırma bölgesinde değil aynı zamanda takım piminin etki ettiği bölgelerde de görülmüştür. Araştırmacılar, SKK ile farklı özelliklere sahip Al ve Mg alaşımlarının daha başarılı bir şekilde birleştirilebilmesi için yeni takım geometrileri ile takım kaplamalarının denenmesi gerekliliğini vurgulamışlardır [30].

Cao ve Jahazib (2010), AA 2024 T3 ve AZ31B-H24 alaşımlarının SKK ile alın kaynağında alaşımların konumu, takım açısı ve takım kaydırma miktarının kaynak kalitesi üzerine etkilerini incelemişlerdir. Al alaşımının ilerleme tarafına yerleştirilmesi ile başarılı bir birleştirme gerçekleştirilmiştir. Karıştırma bölgesinde Al ve Mg alaşımlarında oluşan lamel benzeri kayma bantlarının yanı sıra dinamik olarak yeniden kristalleşen bölgedeki karmaşık girdaplı malzeme akışının heterojen bir yapıya sahip olduğu görülmüştür [31].

Dorbane, Mansoor, Ayoub, Shunmugasamy ve Imad (2016), Al6061 alüminyum ve AZ31B magnezyum alaşımlarının SKK yöntemi ile birleştirerek, kaynak edilebilme davranışlarını incelemişler ve birleştirilen numunelerin mekanik, mikroyapı ve kırılma özelliklerini analiz etmişlerdir. Araştırmacılar, kaynak işlemi sırasında ilerleme tarafına alüminyum yerleştirildiğinde daha iyi kalitede kaynak değerleri elde ettiklerini ifade etmişlerdir. Ayrıca temel malzemelerin %18 ila %55'i arasında çekme mukavemeti değerleri elde edilirken, numunelerin kaynak bağlantısı boyunca koptuğu görülmüştür. Kaynaklı bölge üzerinde mikrosertlik değerleri 55 HV ile 135 HV arasında değişirken, magnezyum malzeme tarafında daha düşük değerler ölçülmüştür [32].

Ji, Meng, Liu, Huang ve Li (2017), AA6061 ve AZ31 alaşımlarını ultrasonik titreşimli melez SKK yöntemi ile birleştirmişlerdir. Araştırmacılar, ultrasonik uygulamanın kaynak sırasında malzeme akışını iyileştirdiğini ve kaynaklı numunenin çekme dayanımının 1,5 kat daha iyi olduğunu ifade etmişlerdir [33].

Çevik, Özçatalbaş ve Gülenç (2016), AA7075-T6 alüminyum alaşımının SKK yöntemi ile birleştirilebilmesini araştırmış, kaynak parametrelerinin artık gerilme ve mekanik özellikler üzerindeki etkisi hakkında deneysel ağırlıklı bir çalışma gerçekleştirmişlerdir. Deneyler sonucunda, karıştırıcı ucun malzeme özellikleri, devir sayısı ve tabla ilerleme hızının, kaynak bölgesinin sertlik dağılımı ve sıcaklık değişimlerinde önemli bir etkiye sahip olduğu

görülmüştür. Kaynak parametrelerinin, kaynaklı malzemenin mekanik özelliklerini önemli derecede etkilediği belirlenmiştir. Çekme mukavemetinin yüksek çıktığı birleştirmeler yüksek ilerleme hızı ve düşük devir sayısı ile yapılan birleştirmelerde elde edilmiştir [34].

Mofid, Abdollah-zadeh ve Gür (2014), AA5083 Al ve AZ31C-O Mg alaşımlarının SKK işleminde hava ve sıvı nitrojen kullanımının intermetalik bileşiklerin oluşumu üzerindeki etkilerini araştırmışlardır. Kaynaklı birleştirmeleri 400 dev/dak takım devri, 50 mm/dak tabla ilerleme hızında gerçekleştirmişlerdir. Hava ile soğutularak kaynatılan numunenin kaynak bölgesindeki kırılgan intermetalik bileşiklerin oluşması ile kaynakta çatlama meydana geldiği, sıvı nitrojen ile soğutarak yapılan kaynak işleminde ise düşük ısı girdisi nedeni ile intermetalik bileşiklerinin oluşumunun önemli ölçüde baskılandığı görülmüştür [35].

Mofid, Abdollah-zadeh ve Ghaini (2012), AA5083 Al ve AZ31C-O Mg alaşımlarının SKK işleminde su ile soğutma işlemi uygulamışlar ve kaynak işlemini su içerisinde gerçekleştirmişlerdir. Deneylerinde 300 dev/dak sabit takım dönüş hızı, 50 mm/dak tabla ilerleme hızı tercih etmişlerdir. Yazarlar, su içerisinde yapılan SKK işleminde daha düşük ısı girdisine bağlı olarak intermetalik bileşiklerin oluşumunun sınırlı olduğunu bildirmişlerdir [36].

Bozkurt, Uzun ve Salman (2011), 3 mm kalınlığındaki AA2124 / SiC / 25p – T4 kompozit levhaları 1200 dev/dak ve 40 mm/dak işlem parametreleri kullanarak SKK yöntemi ile birleştirerek mikroyapı ve mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Yüksek gerilim ve ısı karıştırma bölgesindeki partiküllerin yeniden düzenlenmesine neden olduğunu gözlemlemişlerdir. Isı tesiri altındaki bölgede (ITAB) sertlik değerleri ana malzemeye göre daha düşük olduğunu beyan etmişlerdi. Birleştirilen plakalarda gevrek kırılma meydana gelirken kırılma davranışı genellikle ana malzeme ile ITAB arasında olduğunu ifade etmişlerdir [37].

İpekoğlu ve Çam (2014), farklı özelliklere sahip AA7075 ve AA6061 alüminyum alaşımlarının SKK işleminin özellikleri üzerinde kaynak öncesi temperleme ve kaynak sonrası ısıtma işlem uygulamasının etkilerini araştırmışlardır. O ısıtma işlem uygulaması yapılmış numunelerin kaynak bölgesinde sertlikte artış meydana gelirken, T6 ısıtma işlem uygulanmış numunelerin kaynak bölgesinde sertlikte azalma meydana geldiği görülmüştür [38].

Simoncini ve Forcellese (2012), 1 mm kalınlığındaki AA 5754 ve AZ31B alaşımlarını 600 – 1400 dev/dak devir sayısı ve 40 – 300 mm/dak ilerleme hızlarında 2°'lik takım açısı ile pimli ve pimsiz takımlar ile birleştirmişlerdir. Pimsiz takım ile yapılan birleştirmelerin pimli takım ile yapılan birleştirmelere göre daha yüksek gerilme mukavemetine ve sünekliğe sahip oldukları gözlemlenmiştir. Araştırmacılar, hatasız bir birleştirme için malzeme konumlarının çok etkili olduğunu vurgulamışlardır. İlerleme tarafına Al alaşımlarının konumlandırılması ile mekanik özelliklerde belirgin bir iyileşme olduğunu beyan etmişlerdir [39].

Kohn, Greenberg, Makover ve Munitz (2002); 4 mm kalınlığında AZ91 Mg alaşımı levhaları, HSS çeliğinden imal edilen 9 mm pim çapına ve 20 mm omuz çapına sahip karıştırıcı uç ile takımın dönme hızını 1700 dev/dak, ilerleme hızını ise 50 mm/dak seçerek lazer destekli SKK yapmışlardır. Karıştırıcı uçta sonlanan 5 m uzunluğunda optik fiber yardımıyla 1 cm çapında lazer ışını oluşturmuşlardır. SKK yapılacak levhaları yaklaşık 320°C' ye ısıtmak için seçilen lazer gücü 200 Watt'tır. Sonuç olarak, lazer destekli SKK başarıyla gerçekleştirildiği, levhaların ön tavlama işleminde lazer enerjisinin etkili olduğu, takım ve levhalar için gereken kaynak kuvvetini önemli derecede azalttığı ve daha düşük oranda takım aşınması meydana geldiği belirtilmiştir [40].

Xunhong ve Kuaishe (2006) 250x250x4 mm ölçülerinde AZ31 Mg alaşımı levhaları 12 mm omuz ve 4 mm uç çapında tasarlanan karıştırıcıyla SKK küt alın kaynağı yapmışlardır. Karışım bölgesinde intermetalik küçük partiküllü bileşenlerin ince taneler ile yer değiştirdiği ve karışım bölgesindeki mikrosertlik değerinin ana metalin sertliğinden daha yüksek olduğu görülmüştür [41].

Chen ve Nakata (2008), Al-Si ve Mg-Al-Zn alaşımları SKK tekniği ile karıştırıcı uç alt taraftaki Mg-Al-Zn alaşımına değmeden bindirme kaynağı yapılmışlardır. Karıştırma bölgesi ve alt plakada intermetalik bileşikler ($Al_{12}Mg_{17}$, Al_3Mg_2 ve Mg_2Si) içeren geçiş bölgesi oluşmuştur. Düşük ilerleme hızları sonucunda kaynak çatlağı görülmemiş ve kaynağın dayanımı artmıştır [42].

Borle ve diğerleri (2012), AZ31, AZ80 ve AZ91 alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynağında devir sayısı ve ilerleme hızının etkilerini $Mg_{17}Al_{12}$ fazının oluşumunu optik mikroskop ve SEM ile incelemişlerdir. Birincil olarak α -Mg+ $Mg_{17}Al_{12}$ kolonileri ile

alpha-Mg taneleri olarak meydana geldiğini ve yüksek devir sayılarında AZ91 alaşımında ergimiş $Mg_{17}Al_{12}$ filmi oluştuğunu rapor etmişlerdir. Ayrıca devir sayısı düşürüldüğünde ya da ilerleme hızı artırıldığında $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik bileşiğinin karıştırma bölgesine nüfuz ettiğini belirtmişlerdir [43].

Zhang ve Wan (2012), sonlu elemanlar analizi yardımıyla SKK işleminde takım kuvvetlerini araştırmışlardır. Sonuçlar en yüksek takım kuvvetinin öteleme aşamasının ilk anında geldiğini göstermektedir. Üç yöndeki takım kuvvetlerinde eksenel güç en yüksek olurken kaynak hattına dik yöndeki takım kuvveti en düşük olarak tespit edilmiştir. Üç yöndeki takım kuvvetleri ilerleme hızının artması ile artmış, açılma hızının artması ile azalmıştır [44].

Cavaliere ve Panella (2008), SKK yöntemi ile AA2024 ve AA7075 alüminyum alaşımlarını birleştirmişlerdir. Birleştirme işleminin 0,5; 1 ve 1,5 mm olmak üzere üç farklı takım ofset değeri ve sabit ilerleme hızı ve devir sayısında gerçekleştirerek numunelerin mikroyapı karakteristiklerini ve mekanik özelliklerini belirlemeye çalışmışlardır. Farklı takım kaydırma değerlerinin yorulma ve özelliklerinde kademeli bir azalma sebebiyet verdiği ve yorulma kırığı oluşumunun arttığı gözlemlenmiştir. Takım kaydırma değerinin artması ile azalan mikrosertlik değerleri arasında ters bir orantı olduğu tespit etmişlerdir [45].

Rajakumar, Muralidharan, ve Balasubramanian (2011), SKK yöntemi ile AA7075-T6 alaşımı levhaları birleştirmişlerdir. Karıştırıcı takım pim geometrisi ve işlem değişkenlerinin birleştirme kalitesine etkilerini incelemişler ve en uygun kaynak parametrelerini belirlemişlerdir. Seçilen her işlem parametresinden belirledikleri aralıkta beşer farklı değer seçmişlerdir. Devir sayısı 900 – 1800 dev/dav, ilerleme hızı 20-100 mm/dak arasından eksenel kuvvet 6 – 10 kN arasından, omuz çapı 9 – 21 mm arasından, pim çapı 3 – 7 mm arasından ve karıştırıcı takım sertliği 33 – 56 HRC arasında seçilmiştir. Birleştirme sonuçları ilerleme hızının 60 mm/dak'ya kadar arttırılması ile mekanik özelliklerin iyileştiği ancak bu değerden sonra ilerleme hızının artırılması mekanik özellikleri olumsuz etkilemiştir. Araştırmacılar benzer durumun devir sayısı içinde geçerli olduğunu, birleştirmeler sonucunda %77'lik bir kaynak performansına ulaşıldığını belirtmişlerdir [46].

Hatamleh, Singh ve Garmestani (2009), yaptıkları çalışmada 12,5 mm kalınlığındaki 7075-T651 alüminyum alaşımını SKK yöntemi ile birleştirmişlerdir. Kaynak işlemi için 300 dev/dak devir sayısı ve 15 mm/dak kaynak ilerleme hızını parametre olarak seçmişler ve

kaynak işlemini, malzemenin hadde doğrultusu yönünde uygulamışlardır. Ana metalin akma dayanımı ve çekme dayanımı sırası ile 531 MPa ve 561 MPa olarak ölçülmüş, % uzama miktarını ise % 11 olarak tespit edilmiştir. Kaynak yüzeyi üzerinde kalıntı gerilmeler tespit edilmiş ve korozyon çatlağı üzerinde kalıntı gerilmelerinin etkisi olduğu görülmüştür. Kaynaklı parçalara yapılan çekme testi sonuçlarına göre en yüksek mukavemet değerinin kaynak çekirdeğinde, en düşük değerin ise termomekanik etkilenmiş bölgelerde olduğunu tespit etmişlerdir. Sertlik testi sonucunda ise “W” harfine benzer bir sertlik dağılımı olduğu görülmüştür. Araştırmacılar, ana metalin sertliği ile kaynak metali merkezinin sertliğinin birbirine yakın değerlerde olduğunu, termomekanik etkilenmiş bölgelerde ise sertlikte düşüş meydana geldiğini ifade etmişlerdir [47] .

Su, Nelson, Mishra ve Mahoney (2003), AA 7075-T651 alüminyum alaşımını sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirmişler ve kaynak merkezinde dinamik yeniden kristalleşen bölgede, termomekanik olarak etkilenen bölgede ve ısı tesiri altındaki bölgede meydana gelen tane yapıları, dislokasyon yoğunluğu ve ikinci faz partiküllerini incelemişlerdir. Kaynak bölgesinde çözünen tanelerin tane sınırlarına çökelediği ve büyüdüğü belirlenmiştir. Kaynak bölgesinin sıcaklığının 250°C’yi geçmediği bölgelerde tanelerin esas malzemenin özelliklerini taşıdığı, ancak 250°C sıcaklığın üzerine çıkılan bölgelerde tane irileşmesi ve tane sınırlarında çökelti meydana geldiği ifade edilmiştir [48].

Krishnan (2002), 6061 ve 7075 Al alaşımlarını 400, 800 ve 1440 dev/dak takım dönme hızlarında, 120 ve 288 mm/dak ilerleme hızlarında SKK ile birleştirmişlerdir. Karıştırma bölgesindeki yapının; kaynak hattı boyunca uzanan bir biri içine geçmiş aynı eksenli silindirik şekillerden meydana geldiği rapor etmişlerdir. Karıştırma bölgesine dik alınan kesitte bu silindirik yapıların dilimlenmiş soğan halkalarına benzediklerini ve halkalar arasındaki mesafenin takımın bir devrindeki ilerlemesine eşit olduğunu ifade etmişlerdir [49].

Barcellona, Bufa, Fratini ve Palmeri (2006), AA2024-T6 ve AA7075- T6 Al alaşımlarını SKK küt alın kaynağında birleştirmişlerdir. Karışım bölgesinde yeniden kristalleşme meydana geldiğini, alaşımların mekanik özelliklerinde homojen olmayan bir azalma olduğu ve bilhassa malzemenin mikrosertlik değerlerinde azalma olduğunu gözlemlemişlerdir [50].

Motohashi, Sakuma, Goloborodko, Ito ve Itoh (2008), SKK yöntemiyle 300 mm/dak kaynak

hızında ve 1500 dev /dak devir sayısında kalınlığı 3 mm olan AA 7075-T6 alaşımını birleştirmişlerdir. Araştırmacılar, karıştırma bölgesinde homojen bir dağılım gösteren ince taneli bir yapının oluştuğunu ve süper plastik özellik izlendiğini vurgulamışlardır. SKK işlemi esnasında orijinal tane yapısı içinde çok fazla gerinimlere neden olan ileri derece bir plastik deformasyonun gerçekleştiğini belirtmişlerdir [51].

Balasubramanian (2008), 6 mm kalınlığında Al1050, Al6061, Al2024, Al7039 ve Al7075 levhaları SKK ile birleştirmiş, ana numune ile kaynaklı numunelerin mekanik özellikleri ile kaynak parametreleri arasındaki ilişkiyi araştırmıştır. Karıştırıcı takım omuz çapı 18 mm pim çapı ve uzunluğu sırasıyla 6 mm ve 5,7 mm'dir. Devir sayısı 700 – 1700 dev/dak arasından, ilerleme hızı 22 – 135 mm/dak arasında farklı değerler seçilerek belirlenmiştir. Deney sonuçları, düşük akma sınırına sahip Al alaşımlarının, yüksek ilerleme hızlarında ve düşük devirlerde hatasız bir şekilde birleştirilebildiğinin göstermiştir. Süneklik değeri düşük olan Al alaşımlarında, yüksek devirlerde ve düşük ilerleme hızlarında birleştirilmesiyle hatasız bir birleştirme elde edildiğini belirtmiştir. Düşük sertlikteki Al alaşımları ise düşük akma dayanıma sahip Al alaşımlarına benzer parametrelerde kaynak edilebileceği ifade edilmiştir [52].

Lim, Kim, Lee ve Kim (2005), kalınlığı 4 mm olan Al6061-T651, Al7075-T6 ve Al5083-H32 levhaları 1000 – 2500 dev/dak arasında değişen dönme hızlarında ve 100 – 400 mm/dak arasında değişen ilerleme hızlarında birleştirmişlerdir. Kaynak parametrelerine bağlı olarak, SKK işlemine tabi tutulan alaşımların her birinin çekme dayanımlarının farklı özellikler gösterdiği görülmüştür. Al6061 ve Al7075 alaşımlarda ilerleme hızı ve devir sayısının artmasıyla çekme dayanımları dikkate değer bir şekilde azalırken, Al5083-H32 alaşımında dikkate değer bir değişim görülmemiştir [53].

Khodir ve Shibayanagi (2008), 3 mm kalınlığında AA 2024-T3 Al alaşımı ile AA 7075-T6 Al alaşımlarını SKK ile birleştirmişlerdir. Takım ilerleme hızının artmasıyla kaynak bölgesinde boşluklar ve katmanlı birleşme oluşumunun artma eğiliminde olduğu görülmüştür. AA2024-T3 Al-alaşımı geri çekilme yönünde olduğunda bu durumun daha bariz bir şekilde ortaya çıktığı gözlemlenmiştir [54].

Şık (2010), 4 mm kalınlığındaki magnezyum AZ31 alaşımlarını SKK tekniği ile birleştirmiştir. Karıştırıcı pim DIN 1.2344 sıcak iş takım çeliğinden yapılmıştır. Kaynak

işlemi 1000, 1500, 2000 dev/dak devirde, 100 mm/dak ilerleme hızında yapılmıştır. Birleştirme sonuçları düşük ısı girdisinden dolayı numunelerde çarpılma oluşmadığını göstermiştir [55].

Şık (2005), AA1050 alaşımının SKK yöntemi ile alın kaynağı yaparak numunelerin eğmeli yorulma dayanımını araştırmıştır. İşlem parametrelerinden devir sayısı ve ilerleme hızını değişken olarak belirlemiştir. Azalan ısı girdisi sonucu birleştirilen numunelerin yorulma dayanımların da arttığını belirtmiştir [56].

Yükler ve diğerleri (2012), Alüminyum alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmesinde oluşan kusurları araştırmışlardır. SKK yönteminde meydana gelen boşluk, oksit kalıntıları, yetersiz nüfuziyet ve metal taşması hatalarının karıştırma bölgesinde bulunma yerlerini ve bu kusurların sebeplerini belirlemişlerdir [57].

Daha önce yapılmış olan çalışmalar değerlendirildiğinde, farklı kimyasal ve fiziksel yapıya sahip olan alüminyum ve magnezyum alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynak tekniği ile birleştirilmesi üzerine çok fazla çalışma yapılmış olduğu görülmektedir. Araştırmacılar, bu iki farklı malzemeyi başarılı bir şekilde birleştirebilmek için farklı karıştırıcı takım malzemeleri, takım yanaşma açıları, vidalı, üçgen, kare, silindirik, altıgen ve konik olmak üzere farklı profillere sahip uçlar, takım dönme hızları ve ilerleme hızları gibi parametreler kullanmışlardır. Bazı araştırmacılar ise kaynak kalitesini iyileştirebilmek için bilindik kaynak parametrelerine ilave olarak, kaynak bölgesinde nano boyutta SiC tozları takviye ederek, SKK işlemi esnasında plakalara ultrasonik titreşim vererek, kaynak sırasında hava ve sıvı nitrojen uygulayarak ve su ile soğutma yaparak bu yöntemlerin kaynak işlemiyle etkileşimlerini tespit etmişlerdir. Araştırmacıların çoğunluğu Al ve Mg alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmesi işleminde en büyük problem olarak, kırılgan ve sert yapıya sahip olan $Al_{12}Mg_{17}$ ve Al_3Mg_2 intermetalik bileşiklerin varlığına işaret etmiştir. Ayrıca, intermetalik bileşik oluşumuna bağlı olarak kaynaklı bölgenin mekanik özelliklerinin olumsuz etkilendiği, kaynak bölgesinde gözenek oluşumu meydana geldiği ve kaynaklı bölgede farklı sertlik değerlerinin olduğu, çok sayıda araştırmacı tarafından rapor edilen ortak sorunlardır. Al ve Mg alaşımlarının SKK yöntemi ile birleştirilmesine yönelik bilimsel araştırmalar devam etmekte olup, araştırmacılar Al ve Mg alaşımlarının SKK yöntemi ile birleştirilmesi konusunda daha fazla çalışma yapılması gerektiğini ifade etmişlerdir. Ayrıca Mg alaşımları ile AA 7075-T6 alaşımının kaynak edilebilirliği üzerine

yapılan çalışmaların oldukça kısıtlı olduğu gözlemlenmiştir. SKK yöntemi ile Al Mg alaşımlarının birleştirilmesinde AA 7075-T6 alaşımının tercih edilmemesinin nedeni olarak içerdiği bakır oranının çatlak oluşumuna katkıda bulunması [58] ve yüksek mekanik özelliklerinin sebep olduğu düşünülmektedir. AA 7075-T6 alaşımı diğer Al alaşımlarına kıyasla daha zor plastik deformasyona uğrayacağından, Mg alaşımları ile birleştirilmesi daha güçtür. Çeşitli Mg alaşımları ile AA7075-T6 alaşımının SKK yöntemi ile yapılan kaynak kalitesi incelendiğinde en yüksek çekme dayanımları; Bilgin v.d: 49,19 MPa [22], Bilgin v.d:90 MPa [19], Tabasi Vd: 106 MPa [3], Garcia v.d.: 65,9 MPa [2] çekme dayanımı elde etmişlerdir.

Bu araştırmada, AA7075-T6 ve AZ31B Mg alaşımının SKK yöntemi ile başarılı bir şekilde birleştirilebilmesi için deneysel çalışmalar yapılmıştır. Daha önce yapılan çalışmalar ve pilot birleştirmelerden elde edilen tecrübeler çerçevesinde, SKK işlemi sırasında oluşan ısı ve ısı dağılımını kontrol edebilmek, baskı ve ilerleme kuvvetini ölçebilmek için özel bir kalıp tasarımı ve imalatı yapılmıştır. Geliştirilen kalıp vasıtasıyla SKK işlemleri yapılmış ve elde edilen veriler yorumlanarak kalıp tasarımında iyileştirmeler yapılmıştır. Nihai kalıp üretildikten sonra kaynaklı birleştirmeler freze tezgâhında pilot birleştirmelerle belirlenmiş olan kaynak parametreleri, takım malzemesi ve takım geometrileri kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Literatür taramasında araştırmacıların intermetalik yapı oluşumunu engellemek için kaynak sırasında ortaya çıkan ısıyı kontrol etmek, kaynak yapılan bölgede ani soğumayla birlikte oluşan artık gerilmeler ve devamında çatlak oluşumunu önlemek üzere çeşitli sistematik yaklaşımlar geliştirmeye çalıştıkları görülmüştür. Bu nedenle, AA7075 ve AZ31B malzemeler arasındaki termal farklar dikkate alınarak kaynak işlemine başlamadan önce ve kaynak işlemi sırasında açık alevli ısıtma işlemi yapılmıştır. Ayrıca kalıp üzerinde dengeli ve hızlı bir ısı dağılımı sağlamak için kaynak işlemleri için geliştirilen kalıbın imalatında ısı iletim katsayısı yüksek olan alüminyum malzeme tercih edilmiştir. Böylece, daha önce araştırmacılar tarafından uygulanmamış olan yeni teknikler ile Al ve Mg alaşımları SKK yöntemiyle birleştirilmiştir. Birleştirme işlemlerinin gerçekleştirilmesinde parametrelerin; sıcaklık, ilerleme kuvveti ve eksenel kuvvetler üzerindeki etkileri kaynaklı birleştirmeler sırasında ölçülerek kayıt altına alınmıştır. Daha sonra tahribatlı ve tahribatsız muayene yöntemleri vasıtasıyla SKK tekniği ile birleştirilen numunelerin kaynak kaliteleri araştırılmış, optik ve taramalı elektron mikroskopu ile elde edilen mikroyapı resimleri kullanılarak sonuçlar yorumlanmıştır.



3. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI

Alüminyum ve alaşımları; endüstrideki hızlı gelişmeye paralel olarak önemi sürekli artmaktadır ve günümüzde demir esaslı metallere sonra en çok tercih edilen metal konumundadır. Al ve alaşımları günlük hayattaki en basit ürünlerden ileri teknoloji gerektiren uygulamalara kadar her alanda tercih edilmektedir. Alüminyum alaşımlarının son derece geniş bir yelpazede kullanım alanı bulmasının sebebi; hafiflik, süneklik, görünüm, soğuk ve sıcak şekillendirilebilme özellikleridir. Ayrıca işlenebilirlik kabiliyetinin, mukavemet/yoğunluk değerlerinin, ısı ve elektrik iletkenliklerinin, ısı ve ışık yansımalarının ve korozyon direncinin yüksek olmasına ek olarak mekanik özelliklerinin artırılabilir olması Al alaşımlarının endüstrinin vazgeçilmez metalleri olmasını sağlamaktadır.

Üstün mekanik ve fiziksel özelliklerinden dolayı alüminyum çok yönlü bir mühendislik ve yapı malzemesidir. Alüminyumun yoğunluğu, $2,7 \text{ g/cm}^3$ olup, çeliğin yoğunluğu $7,83 \text{ g/cm}^3$ ve bakırın yoğunluğu ise $8,93 \text{ g/cm}^3$ 'dür. Bu üç metalin yoğunlukları kıyaslandığında alüminyum, çelik ve bakıra göre ağırlık bakımından yaklaşık üç kat daha hafiftir. Çeliğe göre mukavemetinin düşük olmasına rağmen kesit alanı artırılarak aynı mukavemet değerleri elde edilebilmektedir. Konstrüksiyonlarda yapılacak tasarım değişiklikleri ile alaşımsız çelik yerine Al alaşımlarının kullanılması ağırlığın %50'den fazla azalmasını sağlamaktadır [59 - 64].

Al alaşımları taşımacılık sektörünün en önemli metali konumundadır. Özellikle son yıllarda, enerji tasarrufuna dönük çalışmalar, daha az yakıt harcayan hafif ve ekonomik taşıtların üretimini gündeme getirmiş ve alüminyum alaşımlarının kara, hava ve deniz taşıtlarının imalatında daha fazla tercih edilmeye başlanmıştır. Arttırılmış mukavemet ve darbe özellikleri sayesinde savunma sanayinin en gözde metalleri arasına girmiştir [65]. Kullanıldığı sektörlerin önemi dikkate alındığında alüminyum tüm dünya ülkelerinde "stratejik" bir metal olarak görülmesine neden olmuştur [60, 61, 66]. Alüminyum alaşımlarının ulaşım sektörü kadar kullanımının hızlı bir şekilde arttığı diğer bir sektör ise ambalaj sektörüdür [67]. Alüminyum ve alaşımları tüm imalat sanayisinin hemen her dalında; tarım, inşaat, kimya, gıda, ulaştırma, elektrik ve elektronik sektörlerinde kullanımları giderek artmaktadır [66].

Yüksek saflıktaki alüminyum, alaşımlandırılmış alüminyuma nazaran çok daha yumuşak ve

plastik özelliktedir. Ayrıca yüksek saflıktaki alüminyumun mekanik özellikleri de daha düşüktür. Alüminyum düşük yoğunluğa sahip olmakla beraber alaşımlandırma ile mekanik özellikleri pek çok yapı çeliği türlerinin mekanik özelliklerinin üstünde olmaktadır [68, 69]. Saf alüminyumun bazı kimyasal, fiziksel ve mekanik özellikleri Çizelge 3.1’de verilmiştir.

Çizelge 3.1. Saf alüminyum malzemenin genel özellikleri [59]

Sembol	Al
Atom Numarası	13
Atom Ağırlığı	26.98154
Kristal Yapısı	YMK
Ergime Noktası (°C)	660,4
Kaynama Noktası (°C)	2494
Yoğunluğu (20 °C’de) (g/cm ³)	2.6989
Termal genleşme katsayısı (20°C – 200°C aralığında) ($\mu/(m \cdot K)$)	24,5
Özgül ısısı (25 °C’de) (J/(kg · K))	900
Ergime gizli ısısı (kJ/kg)	397
Buharlaşma Gizli Isısı (MJ/kg)	10,78
Yanma Isısı (MJ/kg)	31,05
Isıl iletkenliği (20 °C’de) (W/(m · K))	247
Çekme mukavemeti (Tavlanmış) (MPa)*	40 – 50
Akma mukavemeti (Tavlanmış) (MPa)*	15 – 20
Uzama (%)*	50 – 70
Elastikiyet modülü (GPa)	62
Kayma modülü (25 °C’de) (GPa)	25
Sertlik (O ısıtım işlem için) (HV)	15
Elektrik iletkenliği (20 °C’de) (IACS)	% 65 - 66
Katılaşma esnasında kendini çekme (%)	6,5
Elektrik direnci ($n\Omega \cdot m$)	26,2
Yansıtıcılık (tungsten flamadan gelen beyaz ışık için) (%)	90

*Malzemenin soğuk şekillendirme oranına göre değişmektedir. %90 oranında soğuk şekillendirilmiş saf alüminyum malzemenin; çekme mukavemeti:120-140 Mpa, akma mukavemeti:110-120 MPa, uzama: %8-12

Alüminyum içerisine farklı alaşım elementleri katılarak dayanımları artırılır. Demir esaslı malzemelerin tersine az miktarlarda alaşım elementi içerirler. Alüminyum alaşımlarına katılan başlıca alaşım elementleri, bakır, mangan, silisyum, magnezyum, lityum ve çinkodur. Diğer alaşım elementleri ise; nikel, krom, titanyum, zirkonyum ve skandiyumdur. Alaşım elementlerinin alüminyuma başlıca etkileri [71, 72];

Magnezyum (Mg): Ergime sıcaklığını düşürür (yaklaşık 451°C), pekleşme özelliğini ve tuzlu suda korozyon dayanımını artırır. Katı çözelti sertleşmesi yaratır.

Çinko (Zn): Dayanımı artırır ve çökelme sertleşmesine izin verir. Dökülebilirliği düşürür. Alaşımlarda çinko oranının artması soğuma çekmesi ve sıcak çatlamaya neden olabilir.

Bakır (Cu): Dayanımı artırır, çökelme sertleşmesine izin verir. Fakat korozyon dayanımını, sünekliği ve kaynak edilebilme özelliğini düşürür. Genellikle yüksek sıcaklık özellikleri ile işlenebilirliği artırır.

Mangan (Mn): Demirle birlikte ilave edildiğinde alaşımın dökülebilirliğini artırır. Metaller arası bileşiklerin özelliğini değiştirir; çekmeyi azaltır, alaşımların süneklik ve tokluk özelliklerini artırır.

Silisyum (Si): Akışkanlığı artırır; sıcak çatlama eğilimini azaltır; %13' den fazla silis içeren alaşımların işlenmesi çok zordur.

Nikel (Ni): Yüksek çalışma sıcaklıklarında dayanımı artırır.

Titanyum (Ti): Ortalama tane büyüklüğünü azaltır.

Zirkonyum (Zr): Isıl işlemlerde dengeleme elementi olarak kullanılır.

Krom (Cr): Gerilmeli korozyon dayanımını artırır.

Lityum (Li): Mukavemeti ve elastikiyet modülünü önemli derecede artırır, çökelme sertleşmesi sağlar, yoğunluğu düşürür.

Skandiyum (Sc): yaşlandırma sertleşmesi yoluyla mukavemeti önemli derecede artırır, özellikle kaynak metalinde tane inceltici elementtir.

Kurşun (Pb) ve Bizmut (Bi): Talaşlı imalat kabiliyetini artırır.

Demir (Fe): Artık elementtir. Ayrıca alaşıma eklenmez. Fakat saf alüminyumun dayanımını da artırır.

3.1. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Alüminyum alaşımları temel üretim metotları dikkate alındığında dövme ve döküm (dökme) üzere iki ana gruba ayrılabilir. Kütük (ignot) olarak dökülen alaşımların çeşitli plastik şekil verme yöntemleriyle (ekstrüzyon, haddeleme vb.) nihai halini alması ile üretilen ürünler dövme alaşımlarını oluşturmaktadır. Sıvı halde bileşimleri ve özellikleri ayarlanarak direk olarak kalıba dökülerek elde edilen alaşımlar ise döküm alaşımlarını oluşturmaktadır. Her iki alaşım türü element bileşimleri göz önüne alınarak alt sınıflara ayrılmaktadır [70, 73]. Hem dövme alaşımları hem de döküm alaşımları ısıtılabilir yapılabilmek özelliğine göre iki gruba ayrılmaktadır. Isıl işlem yapılabilen alaşımlar sertliklerini yaşlandırma işlemi ile

kazanırken ısıtıl işlem yapılamayan alaşımlar dağılım (dispersiyon), katı eriyik sertleşmesi ve pekleşme sertleştirilmesi ile mukavemetleri artırılabilir [74].

3.1.1. Dövme alüminyum alaşımları

Dövme alüminyum alaşımlarının gösterimi için dört haneli standart bir sistem (örn. 1xxx, 2xxx v.b.) tanımlanmıştır. Dört rakamlı sayısal simgenin ilk rakamı (Xxxx), hangi temel alaşım elementini içeren alüminyum alaşımı olduğunu belirtir. 1XXX dizisi saf alüminyum (% 99.00) gösterir. Son iki rakam (xxXX), alaşımını tanımlar veya alüminyumun saflığını belirtir. Soldan ikinci rakam (xXxx), ise, özel olarak denetlenen katkı elementlerin sayısını belirtir. 2XXX'den 8XXX'e kadar olan alüminyum alaşımlarında ilk rakam alaşım türünü, ikinci rakam değişimleri (modifikasyon) simgeler [66].

Dövme alaşımlarının sınıflandırılması, içerdikleri alaşım elementinin oranına göre yapılırken, ısıtıl işlem yapılabilirliği (yaşlandırma) ayrı bir değerlendirme özelliğidir. [64]. Çizelge 3.2.'de sınıflandırılmış dövme alüminyum alaşımları verilmiştir.

Çizelge 3.2. Dövme alüminyum malzeme ve alaşımlarının sınıflandırılması [70]

Alüminyum serileri	Ana alaşım elementleri	Isıl işlem ile yaşlandırılabilirliği
1xxx	Saf alüminyum ($\geq 99,3-99,7$)	Yaşlandırılmaz
2xxx	Alüminyum-Bakır	Yaşlandırılabilir
3xxx	Alüminyum-Mangan	Yaşlandırılmaz
4xxx	Alüminyum-Silisyum	Yaşlandırılmaz
5xxx	Alüminyum-Magnezyum	Yaşlandırılmaz
6xxx	Alüminyum-Magnezyum-Silisyum	Yaşlandırılabilir
7xxx	Alüminyum-Çinko- Magnezyum	Yaşlandırılabilir
8xxx	Lityum v.s.	Yaşlandırılabilir
9xxx	Boş	

3.1.2. Döküm alüminyum alaşımları

Fiziksel özellikleri, işlenebilme ve kaynak kabiliyetleri yüksek olan döküm alaşımları basınçlı döküm, kum döküm ve kokil döküm yöntemleri ile üretilmektedirler. Döküm alaşımları iyi bir korozyon direnci ve dayanıma sahiptirler. Bu alaşımların bir kısmına ısıtıl işlem uygulanamamaktadır. Döküm alaşımlarına % 5-12 arasında ilave edilerek mukavemeti, besleme kabiliyeti ve akıcılığı artıran silisyum en önemli alaşım elementidir [70].

Döküm yöntemi ile üretilen çok sayıda alüminyum alaşımı vardır. 3 haneli rakam ve bir ondalık rakamdan oluşan gösterim sistemi ile sınıflandırılmaktadırlar. Bu sınıflandırma sisteminde ilk hane (Xxx.x), alaşıma eklenen ana alaşım elementi veya elementlerini temsil eder. İkinci ve üçüncü haneler (xXX.x), söz konusu seri içindeki özel alaşımları temsil eder. Ondalık kısım ise alaşımın üretim şeklinin son ürün şekilli döküm (.0) ya da ingot döküm (.1 ya da .2) olma durumunu gösterir [75]. Bu alaşımların standart gösterimi Çizelge 3.3.'de verilmiştir.

Çizelge 3.3. Alüminyum döküm alaşımları ve gösterimi [59]

Gösterimi	Alaşım	Gösterimi	Alaşım
1XX.X	Al (en az % 99 Al)	5XX.X	Al-Mg
2XX.X	Al-Cu	6XX.X	Kullanılmayan seri
3XX.X	Al-Si (Cu ve/veya Mg'lu)	7XX.X	Al-Zn
4XX.X	Al-Si	8XX.X	Al-Sn

3.2. Alüminyum ve Alaşımlarında Temper Gösterimi

Mukavemeti arttırmak için ikinci fazın küçük tanecikler halinde matris fazına çökmesi ile yaşlandırma (çökme sertleşmesi) işlemi dövme alaşımlarına uygulanabilmektedir. Çökme sertleşmesi, faz diyagramlarında solvüs eğrisi içeren alaşım sistemlerine uygulanır. Bu işlem çözeltiye alma ve su verme ile yaşlandırma olmak üzere iki kademe gerçekleştirilir [76].

Al ve alaşımları için geliştirilen temper gösterim sistemi malzemeye uygulanan mekanik veya termal işlemlere dayanılarak yapılan ifade şeklidir. Temper gösterimi alfanumerik olarak gösterilmektedir. Harfler temel temper işlemini gösterirken rakamlar ise ana temperin alt işlemlerini ifade etmektedir. Kaynaklı birleştirmelerde kullanılan AA 7075 alaşımına gerçekleştirilen T6 temper işleminin açıklaması aşağıda verilmiştir.

T6: Çözeltiye alma ve ardından yapay yaşlandırma işlemini tanımlar. Çözeltiye alma işleminden sonra soğuk işlem uygulanmaz. Mekanik özellikler veya boyutsal kararlılık çökme işlemi ile iyileştirilir [59].

3.3. 7xxx Serisi Alaşımları

Alüminyumun içerisine % 4-8 Zn ve % 1-3 Mg katılarak oluşturulan kombinasyonlar ile

dövülebilene, yüksek mukavemetli ve ısıt işleme uygulanabilen 7xxx serisi alüminyum alaşımları üretilir. Başlıca alaşımlar elementleri çinko ve magnezyumun bir arada uygulanması, ısıt işleme ile sertleşebilme özelliği kazandırmaktadır. Çinkonun alaşıma ilave edilmesi, malzemenin dövülebilirlik kabiliyetini düşürmektedir. Çinkolu alaşımlar sıcak çatlama ve soğuma çekmesi meydana getirirler. Çinkonun % 8' den fazla olması alaşımlarda gerilmeli korozyon çatlaması oluşturur. Fakat diğer alaşımlar elementleri ile birlikte bulunması halinde dayanımı çok artmaktadır. Bu alaşımlar imal güçlükleri arz ederler ve şekillendirme işleme, ergitme ısıt işleminde hemen sonra yapılmalıdır. Bunu çökelme ısıt işleme takip etmektedir [77].

Bakır ve krom gibi diğer elementlerin de küçük miktarlarda ilave edilmesi, 7xxx serisi alüminyum alaşımlarının mukavemet özelliklerini artırır ve genellikle havacılık endüstrisinde tercih edilir [59].

Al alaşımları içinde en yüksek mukavemet özelliklerine sahip alaşımları 7xxx serisi içerisinde yer alır. 7075 çok yüksek mukavemeti ile uçak gövdelerinin yapımında tercih edilmektedir. 7xxx seri Al alaşımları tavan vinçleri, kamyon kasaları, vidalı makine parçaları, uçak, roket ve savunma sanayi parçaları başlıca kullanım yerleridir [70, 78].

3.3.1. 7075 Alüminyum alaşımı

7075 alüminyum alaşımının ana alaşımlar elementleri Zn, Mg ve Cu'dur (Çizelge 3.4). 7075 Al alaşımlarının uçak yapı malzemesi olarak yaygın bir şekilde tercih edilmesi düşük özgül yoğunlukla birlikte yüksek bir dayanıma sahip olmalarıdır [69].

Çizelge 3.4. 7075 serisi alaşımların kimyasal bileşimleri [79]

Gösterim	Kimyasal Kompozisyon, %ağırlıkça											
AA UNS ISO R209	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Diğer Elementler (Tanımlı)	Diğer Elementler (Tanımsız)		Al, En az
										Her biri	Top.	
7075 A97075 AlZn5,5MgCu	0,4	0,5	1,2 - 2,0	0,3	2,1 - 2,9	0,18 - 0,28	5,1 - 6,1	0,2	(y)	0,05	0,15	Kalan

(y) Üretici tüketici ve sağlayıcının mutabık olması durumunda ekstrüzyon ve dövme ürünleri için max % 0.25 (Zr + Ti) kullanılabilir

7075 alaşımlarının hava araçlarında kanat (gerilme etkin) ve kuyruk (gerilme-basma etkin) uygulamalarında tercih edilmektedir. Günümüzde birçok askeri ve ticari uçakların üst kanat

panelleri ile alt yatay dengeleyici panellerinde, gövde kirişleri ve gövde omurga kirişlerinde ekstrüzyonla üretilerek kullanılır. Hafifliği nedeniyle tercih edildiği bir diğer sektör ise piston, biyel kolları ve motor gövdeleridir. Yüksek ısı iletkenliğinden dolayı bu alaşımlar ile üretilen pistonlar daha yüksek sıkıştırma uygulanabilmesine olanak sağlamaktadır. Silah donanımlarında, mermi yapımında, uçakların iniş takım çalıştırma silindirleri ve yapısal parçalarında, yüksek basınç altında çalışan sahalarda vb. yerlerde kullanılırlar [62, 64, 80].

7075 alüminyum alaşımlarının en yüksek sertlik değeri T6 ısıt işlemleri ile elde edilir [63]. T6 ısıt işlemleri alaşımın mukavemetini arttırmak için yapılan bir ısıt işlemdir. Isıt işlem sürecinde alaşım, çökeltili ısıt işleminden sonra yapay olarak yaşlandırılır [69]. AA7075 alaşımının değişik temper şartlarındaki mukavemet değerleri Çizelge 3.5’de verilmiştir [79].

Çizelge 3.5. 7075 alaşımının temper şartlarına bağlı olarak değişen mekanik özellikleri [79]

Temper	Çekme Dayanımı <i>MPa</i>	Akma Sınırı <i>MPa</i>	Uzama* %	Brinell Sertliği, HB	Kesme Mukavemeti <i>MPa</i>
O	228	103	17	60	152
T6, T651	572	503	11	150	331
T73	503	434	----	----	----

*50 mm ya da d çap olmak üzere 4d’de.

Bu çalışma kapsamında; benzer olmayan malzemelerin SKK ile kaynak edilebilirliğinin incelenmesinde tercih edilen Al alaşımı (AA 7075 – T6) plakalar ön kaynak işlemleri için China Hunan High Broad New Material’dan, geliştirilmiş ön kaynak işlemleri ve asıl kaynak işlemleri için Seykoç Alüminyum’dan temin edilmiştir.



4. MAGNEZYUM ALAŞIMLARI

Magnezyum; demir ve alüminyumdan sonra en çok bulunan konstrüksiyon metalidir. Magnezyumun yoğunluğu $1,7 \text{ g/cm}^3$ 'lük olup, çelikten %78 (5,5 kat), alüminyumdan ise %38 (1,53 kat) ve çinkodan %76 (4,1 kat) daha hafif olması nedeniyle, birçok sektörde tercih edilmektedir. Dayanım/ağırlık (ölgül dayanım) oranı dikkate alındığında hafiflik yönünden rakibi olan alüminyuma göre daha yüksek oranlara ulaşabilmektedir. Hafiflik istenilen konstrüksiyonlarda ölgül rijitliği ve ölgül dayanımı ile önem kazanmaktadır. Otomotiv endüstrisinin önemli malzemeleri olan; plastikle kıyaslandığında geri dönüşüm oranı da yüksek ve daha katı bir davranış sergilemekte, çelik ve alüminyum ile kıyaslandığında hafiflik ve yeterli dayanımı bir arada bulundurması ile öne çıkmaktadır. Böylece magnezyum alaşımları hafifliğin önem kazandığı özellikle otomotiv ve hava taşıtlarında, spor aletlerinde, elektronik cihazların imalatında daha fazla tercih edilmektedir [81 - 84]. Saf magnezyumun fiziksel ve mekanik özellikleri Çizelge 4.1.'te verilmiştir.

Çizelge 4.1. Saf magnezyumun fiziksel ve mekanik özellikleri [85]

Özellik	Değer	Özellik	Değer
Ergime Noktası ($^{\circ}\text{C}$)	650 ± 2	Isıl Genleşme Katsayısı (Doğrusal) $20^{\circ}\text{C}'\text{de } (\mu\text{m}/(\text{m} \cdot \text{K}))$	25,2
Kaynama Noktası ($^{\circ}\text{C}$)	1107 ± 10	Yoğunluk (g/cm^3) $20^{\circ}\text{C}'\text{de}$ $600^{\circ}\text{C}'\text{de}$ $650^{\circ}\text{C}'\text{de (katı)}$ $650^{\circ}\text{C}'\text{de (sıvı)}$	1,738 1,622 1,65 1,58
Ergime Gizli Isısı (kJ/kg)	370		
Buharlaştırma Gizli Isısı (MJ/kg)	5,25		
Yanma Isısı (MJ/kg)	25,1		
Elektriksel Direnci $20^{\circ}\text{C}'\text{de}$ ($\mu\Omega \text{ cm}$)	4,45		
Isıl İletkenliği $25^{\circ}\text{C}'\text{de}$ ($\text{W}/(\text{kg} \cdot \text{K}))$	155	Özgöl Isısı ($\text{J}/(\text{kg} \cdot \text{K})$) $20^{\circ}\text{C}'\text{de}$ $600^{\circ}\text{C}'\text{de}$	1030 1178
Akma Dayanımı (MPa)	70-110		
Kopma Dayanımı (MPa)	140-190		
Brinell Sertliği (HB)	35-47	Katılaşma Sırasında Hacimsel Değişim	% 4,2
Uzama (%)	2-15	Soğuma Sırasında Hacimsel Değişim ($650-20^{\circ}\text{C}$)	% 5

Mg alaşımların düşük yoğunluklarında dolayı hava ve kara taşıtlarının hafifleştirilmesi için yapılan çalışmalarda en hafif yapısal metal alaşımları olarak ayrı bir önem sahiptirler.

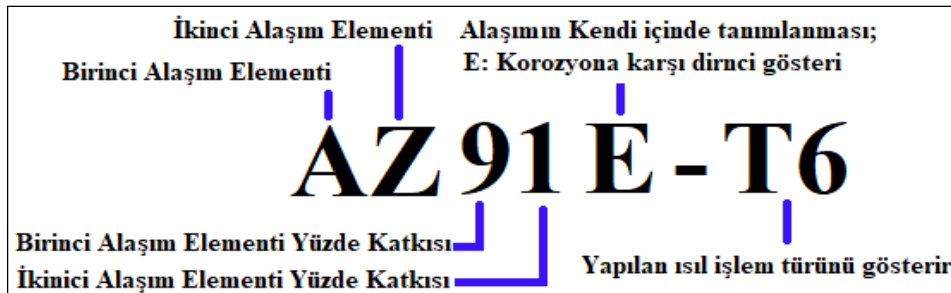
Otomotiv sektörü Mg alaşımlarını taşıtlarda kullanarak elde edecekleri hafiflik ile yakıt ekonomisi ve sera gazı salınımı azaltmayı amaçlamaktadır. Ayrıca otomotiv endüstrisinde hidrojen, elektrik ve güneş enerjisi gibi farklı enerji kaynakları kullanarak çalışacak taşıtların daha verimli bir şekilde kullanılabilmesi için hafiflik bugüne kıyasla çok daha önemli bir unsur olmuştur. Otomotiv üreticileri 100 km mesafeye 3 litre yakıt tüketimi ile ulaşmak gibi zor bir hedef benimsemişlerdir. Bu hedefe ulaşmak için taşıt ağırlığının yaklaşık %30 oranında azalması gerekmektedir [86]. Magnezyum alaşımlarının havacılık ve otomotiv endüstrisi kadar etkin olduğu bir sektör elektronik sektördür ve spor endüstrisidir [87].

Genelde magnezyum alaşımları döküm alaşımlar ve dövme alaşımlar olarak iki gruba ayrılır. Döküm alaşımlar kendi aralarında basınçlı, kum ve kokil kalıba döküm alaşımları olarak ayrılırken; dövme alaşımlar; sac, levha, ekstrüzyon ve dövme alaşımlar olarak alt bölümlere ayrılmaktadır. Bazı alaşım ürünlerine ısıtıl işlem uygulanırken, diğerlerine uygulanmaz [88].

4.1. Magnezyum alaşımlarının tanımlanması ve sınıflandırılması

Magnezyum alaşımlarının tanımlanması ASTM sisteminde standartlaştırılmıştır (Çizelge 4.2). Her bir alaşım dört kısımlı bölümle tanımlanmaktadır. Birinci kısım, ana alaşım elementlerini tanımlamak için iki harften oluşmaktadır (örn: AZ, AM, ZK v.b.).

Bu harflerin hangi alaşım elementini gösterdiği Çizelge 4.3’de verilmiştir.. İkinci kısım, sayılardan oluşmaktadır ve karşılık gelen alaşım elementinin ağırlıkça yüzde değerini göstermektedir. Üçüncü kısım, alaşımın kendi içinde tanımlanmasıdır. Genelde malzemenin saflık derecesini temsil etmektedir. Dördüncü kısım ise alaşıma uygulanmış ısıtıl işlemi göstermektedir (Çizelge 4.4) [82]. Magnezyum alaşımlarının standart kodlanmasına ilişkin örnek Şekil 4.1’ de gösterilmiştir.



Şekil 4.1. Magnezyum alaşımlarının kodlama yöntemi

Çizelge 4.2. Magnezyum alaşımlarının ASTM sisteminde, alaşım ve temperleme gösterimlerinin standart dört bölümü [85].

<i>Birinci Kısım</i>	<i>İkinci Kısım</i>	<i>Üçüncü Kısım</i>	<i>Dördüncü Kısım</i>
İki temel alaşım elementini belirtir	İki ana alaşım elementinin miktarını belirtir	Temel alaşım elementi miktarları aynı olan alaşımlar arasındaki farkı belirtir	Temperleme koşullarını belirtir
Azalan yüzde miktarlarına göre düzenlenmiş iki ana alaşım elementini ifade eden, iki harften meydana gelir	İki ana alaşım elementinin yuvarlatılmış yüzdelerini gösteren iki rakamdan meydana gelir ve birinci kısımdaki gösterim sırasına göre düzenlenir	ASTM standardına göre belirlenmiş bir alfabetik harften oluşur (I ve O hariç) A: Birinci Bileşim B: İkinci Bileşim C: Üçüncü Bileşim D: Yüksek Safılıkta (HP) E: Yüksek Korozyon Direnci	Bir harfi izleyen bir numaradan meydana gelir. (üçüncü kısımdan tire işaretiyle ayrılmıştır)

Çizelge 4.3. Magnezyum elementine ilave edilen alaşım elementlerinin ASTM sisteminde tanımlanması [89]

Harf	Alaşım Elementi	Harf	Alaşım Elementi
A	Alüminyum (Al)	M	Mangan (Mn)
C	Bakır (Cu)	N	Nikel (Ni)
E	Nadir Topraklar (RE)	Q	Gümüş (Ag)
F	Demir (Fe)	S	Silisyum (Si)
H	Toryum (Th)	T	Kalay (Sn)
K	Zirkonyum (Zr)	W	İtiryum (Y)
L	Lityum (Li)	Z	Çinko (Zn)

Çizelge 4.4. Magnezyum alaşımları için temperleme gösterimleri [89]

<i>Genel Bölümler</i>		<i>Isıl İşlem (T) Alt bölümleri</i>	
F	Üretildiği gibi	T1	Soğutulmuş ve doğal yaşlandırılmış
O	Tavlanmış ve yeniden kristallenmiş (sadece dövme ürünler için)	T2	Tavlanmış (sadece döküm ürünler için)
H	Gerinme sertleştirilmesi yapılmış	T3	Çözelti ısıtılması uygulanmış ve soğuk işlenmiş
T	F, O veya H den başka kararlı mendeşler için ısıtılması görmüş	T4	Çözelti ısıtılması uygulanmış
W	Çözelti ısıtılması uygulanmış (kararsız mendeşleme)	T5	Soğuduktan sonra yapay yaşlandırılmış
<i>Gerinme Sertleştirilmesi (H) Alt bölümleri</i>		T6	Çözelti ısıtılması görmüş ve yapay yaşlandırılmış
H1	Sadece gerinme sertleştirilmesi uygulanmış	T7	Çözelti ısıtılması görmüş ve kararlaştırılmış
H2	Gerinme sertleştirilmesi uygulanmış ve kısmi tavlanmış	T8	Çözelti ısıtılması görmüş, soğuk işlenmiş ve yapay yaşlandırılmış
H3	Gerinme sertleştirilmesi uygulanmış ve kararlaştırılmış	T9	Çözelti ısıtılması görmüş, yapay yaşlandırılmış ve soğuk işlenmiş

4.1.1. Başlıca alaşım elementleri ve etkisi

Saf magnezyumun da diğer metaller gibi mekanik özellikleri düşüktür. Dayanımın istenilen seviyelere getirilmesi için magnezyum alaşımlandırılır. Sıkı paket hegzagonal yapıya sahip olan magnezyumun tane çapı (atom yarıçapı: 150 pm) çok fazla sayıda elementle katı çözünebilirliğini sağlamaktadır. Başlıca alaşım elementleri; Al, Be, Ca, Cu, Fe, Mn, Ni, Si, Ag, Sn, Zn ve Zr dur. Ayrıca Na, K, Li alkali ve Ce, La, Y, Nd gibi toprak elementleri de alaşım elementi olarak kullanılmaktadır. Saf Magnezyum bu elementler ile alaşımlandığında malzemeler genellikle yüksek mukavemet/ağırlık oranına sahip olur [90]. Ticari Mg alaşımlarındaki elementlerinin etkisi kısaca aşağıda belirtilmiştir.

Alüminyum (Al - A): Alüminyum, magnezyum için en önemli alaşım elementlerinden biridir. Alüminyum katkısı alaşımın çekme dayanımını ve sertliğini artırmakta ancak sünekliğini ve darbe dayanımını azaltmaktadır. Alüminyum içeriği çözünürlük limitinin üstünde ise, kırılğan bir intermetalik olan $Mg_{17}Al_{12}$ çökeltisi oluşmakta ve mekanik özelliklerin belirlenmesinde etkin bir rol oynamaktadır [91].

Çinko (Zn - Z): Çinko, en önemli alaşım elementlerinden biridir. Genellikle alüminyumla birlikte alaşımlara katılır (örneğin AZ31). Çinko, tane sınırlarındaki ötektik miktarını artırarak, alaşımın katılaşıma sıcaklığını düşürmektedir. Korozyon özelliklerinde bakırın kötü etkisini yok etmek için çinko ilave edilmektedir. Çinko, çökelti sertleşmesi sayesinde ortam sıcaklıklarında sertliği, dayanımı ve aynı zamanda ergiyeğin akıcılığını artırmaktadır. Ayrıca, tane sınırlarına çökmesi ile sıcak yırtılma oluşturduğu için %2 ile sınırlı kalmaktadır [92, 93].

Mangan (Mn - M): Genellikle alüminyum gibi diğer elementlerle birlikte katılır. Alaşıma ilave edilen Mn daha çok korozyon direncini artırmak için %0,1-0,5 arasında kullanılır. Mg-Al ve Mg-Al-Zn alaşımlarının akma dayanımını artırır ve tuzlu su korozyon direncini iyileştirir. Manganın alaşım içindeki en yüksek yüzdesi ağırlıkça %1,5-2 civarındadır [94].

Kalsiyum (Ca - X): Kalsiyum sacların haddelenme kabiliyetini iyileştirirken, ağırlıkça % 0,3'ü geçmesi kaynak kabiliyetini olumsuz etkilemektedir. Mg alaşımlarına %1 oranında katıldığında, alaşımın sürünme direncini geliştirmesinin yanı sıra sıcak yırtılmalara karşı olan eğilimi artırır [96].

Lityum (Li - L): Magnezyum alaşımlarının yoğunluğunu düşüren tek alaşım elementidir. Lityum ilavesi ile magnezyum alaşımının dayanımı azalır ancak sünekliği artar [97].

Silisyum (Si - S): Silisyum, alaşımın yüksek sıcaklıklarda dayanımını artırmaktadır. Eğer alaşımda Fe de varsa Si, Mg alaşımlarının korozyona karşı direncini azaltır [96].

Kalay (Sn - T): Kalay, alaşımın sünekliğini artırır, sıcak işlem sırasında alaşımın çatlama eğilimini azaltarak alaşımın işlenebilirliğini de artırmaktadır [95]

Toryum (Th - H): 300 °C sıcaklıklara kadar sürünme direncini geliştirir. Dökülebilirliği iyileştirir, mikroporozite eğilimini azaltır ve çinko ile birlikte kullanıldığında kaynak edilebilme kabiliyetini geliştirir [87].

Zirkonyum (Zr - K): Zirkonyum tane inceltici elementtir. Zirkonyum, oda sıcaklığında mekanik özellikleri geliştirir. Toprak elementleriyle birlikte kullanıldığında dökülebilirliği geliştirir. Sadece çözünmüş haldeki zirkonyum tane inceltici olarak etkilidir [98].

Kurşun (Pb - P): Alaşıma ilave edilen kurşun iyi bir çözünürlüğe sahip olduğundan, yüksek sıcaklıklarda (yaklaşık 460 °C) %45'e kadar kurşun çözünmekte ve ayrı faz olarak ortaya çıkmamasının yanı sıra $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazını da inceltmektedir [97].

Titanyum (Ti): Alaşıma ilave edilen titanyum, az da olsa tane inceltici görevi yapar ve magnezyum içinde çok az çözünürlüğe sahiptir. Hızlı katılaşma ile magnezyum alaşımları üretilirse titanyumun çözünürlük miktarı artırılabilir [99].

Demir (Fe - F): Korozyon direncini azalttığı için çok zararlı bir katışıktır. İyi bir korozyon direnci için, maksimum demir miktarı ağırlıkça % 0,005 olarak belirlenmiştir [100].

Bakır (Cu - C): Bakır dökülebilirliği iyileştirir. Magnezyum alaşımlarında bakır miktarı % 0,05'i aştığında korozyon özelliklerine zararlı olmaktadır. Bununla birlikte Cu ilavesi, alaşımın yüksek sıcaklıklara dayanımını artırır [87].

Berilyum (Be): Berilyum, magnezyum alaşımları içinde çok az çözünürlüğe sahiptir. Ergimiş metal yüzeyinde oksidasyonu azaltmak için çok düşük miktarlarda kullanılır [87].

Stronsiyum (Sr - J): Stronsiyumun mikro gözeneklerin dağılmasında etkisi vardır ve magnezyum alaşımlarının gözenek eğilimini azaltır. Magnezyum alaşımına %2 Sr ilavesi ile alaşımların mekanik özellikleri ve korozyona direnci artmaktadır [101].

Nikel (Ni - N): Nikel de çok zararlı bir katışıktır. Çok küçük miktarları bile korozyon direncini oldukça düşürür. İyi bir korozyon direnci sağlamak için, ağırlıkça %0,005'lik değer üst sınır olarak belirlenmiştir [87].

Nadir Toprak Elementleri (RE - E): Nadir toprak elementleri, magnezyum alaşımlarının yüksek sıcaklık dayanımını ve sürünme direncini artırır. Nadir toprak elementleri Dökülebilirliği iyileştirir ve magnezyum alaşımlarında mikro gözenek oluşumunu azaltır. Bu elementler ile yapılan alaşımların yükselen sıcaklıklardaki kararlı çökeltileri, matriste ve tane sınırlarında dağılması ile iyi sürünme dirençleri sergilerler [90].

Magnezyum alaşımlarının içerdiği alaşım elemanlarının oranını ve ASTM B 93/B 93M ve ASTM B94'e göre standartları Çizelge 4.5' de gösterilmiştir.

Bu çalışma kapsamında; benzer olmayan malzemelerin SKK ile kaynak edilebilirliğinin incelenmesinde tercih edilen Mg alaşımı (AZ31B) plakalar ön kaynak işlemleri için China Hunan High Broad New Material'dan, geliştirilmiş ön kaynak işlemleri ve asıl kaynak işlemleri için Magnesium Elektron'dan temin edilmiştir.



Sweeder, bir araçtaki %10'luk ağırlık azalmasıyla aşağıdaki sonuçların oluşacağını ileri sürmüştür [112]:

Yakıt tasarrufu: 0,8 lt/100km iyileşme

Performans iyileştirmesi: 0-100 km/h hızlanmada 0,5 s düşüş

Emisyonların azaltılması: % 7 daha az gaz salınımı

Güvenlik: %10 daha az kinetik enerji

Yük taşıma kapasitesi: 140 kg'lık iyileşme

Frenleme mesafesi: 100-0 km/h yavaşlamada 3 m azalma

Mevcut donanımların artırılması: DVD çalar, araç içi eğlence sistemleri gibi.

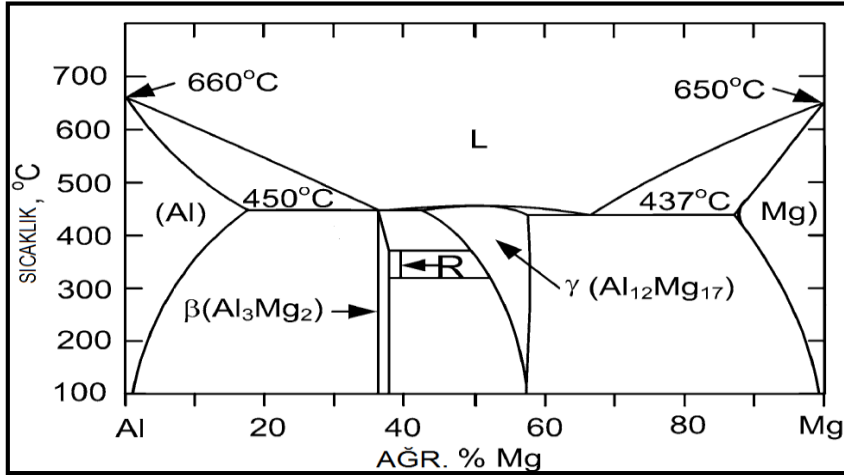
Alüminyum alaşımları ve magnezyum alaşımlarının bir arada kullanılması ile geliştirilecek karma yapılı ürünlerin sağlayacağı hafiflik sayesinde; küresel petrol kaynaklarının korunması, tasarım ve üretimde esneklik, mekanik gelişime ve maliyetlerin azalması sağlanacaktır [4, 5, 9, 11, 109]. Bu avantajlara ek olarak elektrik enerjisi ile çalışan, manevra kabiliyeti yüksek ve daha fazla yük taşıyabilen araçların üretimi daha kolay ve nitelikli olacaktır [113].

Lazer kaynağı [114, 115], MIG [107], TIG [116] gibi ergitme kaynağı yöntemleri ile birleştirilen Al ve Mg alaşımlarının kaynak bölgesinde oluşan yüksek sertlik ve gevrekliğe sahip iri taneli intermetalik bileşikler, birleştirme bölgesinin mekanik özelliklerini olumsuz etkilemektedir. Ayrıca kaynak bölgesinde, çatlak ve gözenek oluşumu gibi kaynak kusurlarının oluşması birleştirme kalitesini düşürmektedir. Bu metotların uygulamasının zor ve özel işlemler gerektirmesi, ergitme kaynak yöntemlerinin Al/Mg malzeme çiftinin birleştirilmesi için pratik olmadığını göstermektedir[11, 12, 14, 117]. Ergitme kaynağı yöntemlerinde oluşan bu kusurlar Al ve Mg alaşımlarının bir arada kullanımını olumsuz etkilemektedir. Her iki alaşım türünü istenilen nitelikte kaynak edilebilmesi ile gövde yapılarında bir arada kullanımları sağlanabilecektir

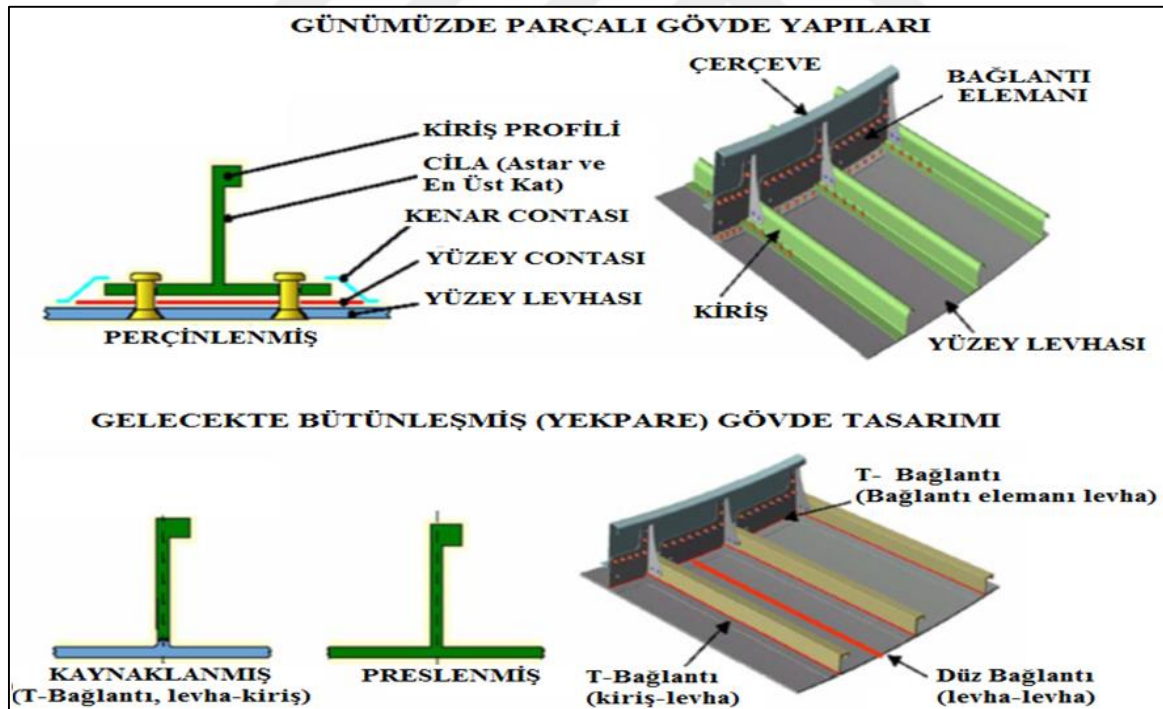
Al ve Mg alaşımların birleştirilmesinde oluşan Al_3Mg_2 ve $Al_{12}Mg_{17}$ intermetalik bileşikleri Şekil 5.2'de verilen Al-Mg ikili faz diyagramında görülebilmektedir. [118, 119].

Günümüzde kaynakla birleştirilmesi zor olan malzemeler perçin ile birleştirilmektedir. Fakat imalat zorlukları, ağırlığı arttırması, yüksek maliyeti, perçin deliklerinde korozyon ve

gerilme konsantrasyonunun oluşması perçinlemenin başlıca olumsuz etkileridir [120]. Günümüzde perçin ile oluşturulan parçalı gövde yapılarının gelecekte SKK ile birleştirilerek ya da yekpare üretilerek kullanılması planlanmaktadır (Şekil 5.3) [121].



Şekil 5.2. Al-Mg ikili faz diyagramı [118]



Şekil 5.3. Uçak gövdelerinin yekpare ve parçalı olarak gösterimi [121]

Ergitme kaynak yöntemleri ve perçinlemenin dezavantajları nedeniyle alüminyum ve magnezyum alaşımlarından oluşan yapıların üretimi kısıtlı kalmıştır. Bu iki alaşımın birleştirilmesi için en uygun yöntemlerden biri katı hal kaynak yöntemi olan SKK'dır. Al/Mg alaşımlarının birleştirilmesinde, SKK yönteminin ergitme kaynağı yöntemlerine

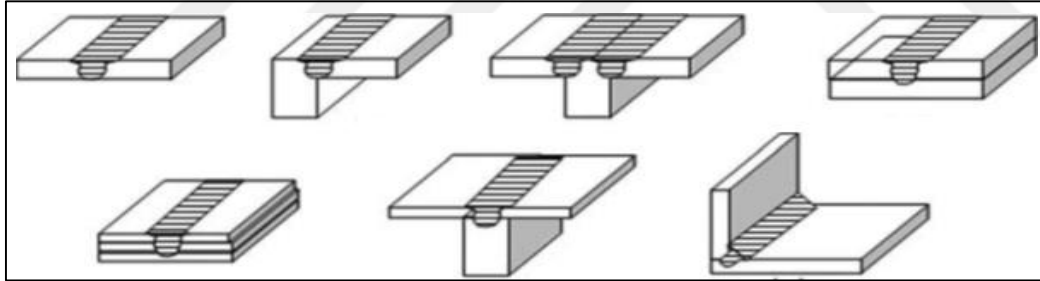
üstünlüğü; işlem esnasında oluşan ısının az olmasıyla intermetalik bileşiklerin oluşumu ve kaynak kusurlarının en aza indirgenmesi ile birleştirmenin mukavemetinin artmasıdır. Al/Mg alaşımlarının perçinleme yerine SKK yöntemi ile birleştirilmesi, hem daha hızlı olacaktır hemde perçinlemenin neden olduğu ağırlık artışının yanında gerilme konsantrasyonu ve korozyon ortadan kalkacaktır. Alüminyum ve magnezyum alaşımlarının birlikte kullanıldığı yapıların artması SKK yönteminin bu iki alaşımını kaynağında uygulanabilirliği ile doğru orantılıdır [113].



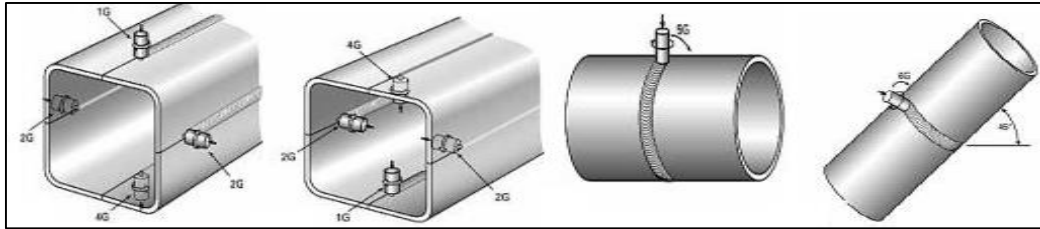
6. SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI (SKK)

TWI (The Welding Institute) tarafından 1991 yılında geliştirilen Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) katı hal kaynak yöntemidir [1]. Son yıllarda metallerin birleştirmesindeki en önemli gelişmelerden birisidir [122]. İlk geliştirildiğin Al alaşımlarının kaynak edilmesinde tercih edilmesine karşın karıştırıcı takım malzemelerinin niteliği artmasıyla çelik, titanyum ve nikel gibi yüksek ergime derecesine sahip metallerin yanı sıra metal matrisli kompozitlerin birleştirilmesinde de kullanılmaktadır [123 - 126]. SKK yöntemiyle Çelik/Al alaşımı [127 - 129], Çelik/Mg alaşımı/ [130], Bakır/ Al alaşımı [131], Çelik/ Ti [132] ve Al/Mg [11, 133, 134] gibi benzer olmayan metallerin kaynağı da mümkündür.

SKK yönteminin geliştirilmesinin temelini daha çok silindirik malzemelerin kaynağı için tercih edilen ve katı faz kaynağı olan sürtünme kaynağı yöntemi oluşturmaktadır [135]. SKK yöntemiyle Şekil 6.1’de sunulan tüm pozisyonlarda birleştirme işlemi gerçekleştirmek mümkündür [122, 136]. SKK ile sadece levha malzemelerin kaynağı değil aynı zamanda Şekil 6.2. de gösterildiği üzere boru ve profillerin birleştirilmeleri de mümkündür [137].



Şekil 6.1. SKK yöntemi ile yapılabilen birleştirme çeşitleri [122]



Şekil 6.2. SKK ile yapılabilen boru ve profil bağlantı yöntemleri [137]

SKK işleminde dolgu maddesi, elektrot, korucu gaz ve toz gibi maddelere ihtiyaç duyulmamasının yanı sıra düşük enerji tüketimi, gaz salınımı ve ısı oluşmaması SKK yönteminin diğer ergitme kaynak yöntemlerine göre daha çevreci bir uygulama olmasını sağlamaktadır. Ayrıca kaynak ağzına gerek olmaması kısa kaynak süresi, kaynak

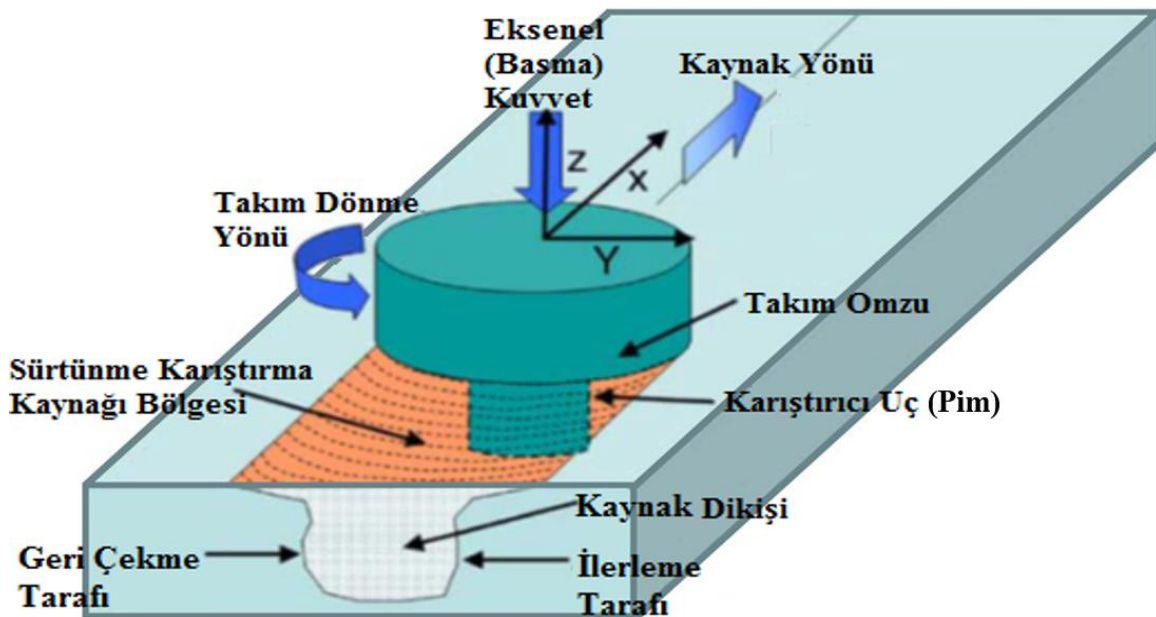
parametrelerinin kontrol edilebilirliği ve otomasyona uygunluğu gibi avantajları SKK yönteminin daha ekonomik olmasının başlıca sebepleridir. SKK yönteminin ergitme kaynaklarına göre birçok avantajı olması daha geniş uygulama alanları ve kullanımının daha yaygın hale gelmesine yol açmıştır [122, 135, 138 - 140].

SKK uygulanmaya başlanması ile beraber yapılan yoğun araştırmalar ile hızlı bir ilerleme katetmiştir. SKK yönteminin kullanım alanlarının artmasına paralel olarak artan ihtiyaçlar ve uygulama gücüğü oluşturan durumlar SKK yönteminde yeni uygulamaların gelişmesini sağlamıştır. Klasik SKK yönteminden farklı olarak sınıflandırılabilir yöntemler dört ana başlık altında incelenebilmektedir [137]:

- Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK)
- Melez sürtünme karıştırma kaynağı (MSKK)
- Çift taraflı sürtünme karıştırma kaynağı (ÇSKK)
- Sürtünme karıştırma nokta kaynağı (SKNK)

Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK)

SKK yönteminin temel kavramı oldukça basittir. Pim ve omuz kısmından oluşan dönen takım birbirine malzemeye dalar ve kaynak hattı boyunca ilerler (Şekil 6.3.).



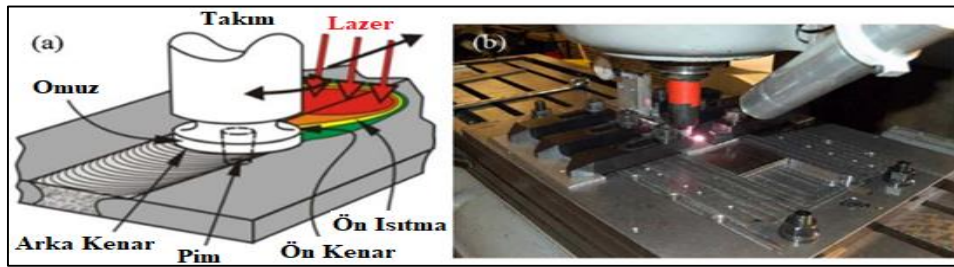
Şekil 6.3. SKK yönteminin şematik çizimi [122]

SKK’ında işlemin gerçekleştirilmesi için gerekli olan ısı girdisi, karıştırıcı takımın dönmesi ve ilerleme sonucu birleştirilecek malzemeye sürtünmesi ile oluşmaktadır. Karıştırıcı takımın omuz kısmı sürtünme ile ısı oluşumu ve baskı kuvvetini sağlarken, pim kısmı ısıdan dolayı yumuşayan malzemenin kaynak merkezinde plastik şekil değiştirmesini ve taşınmasını gerçekleştirerek, yüksek nitelikli bir birleşme gerçekleştirilmesine katkıda bulunur [122].

Aynı tür malzemelerin SKK yöntemi ile birleştirilmesinde önemli parametreler, takım dizaynı, devir sayısı, ilerleme hızı, takım eğim açısı ve eksenel dalma kuvveti [122, 141] iken farklı türden malzemelerin birleştirilmesinde bunlara ek olarak farklı malzemelerin pozisyonları ve takım kaydırma mesafesi de eklenir [142].

Melez Sürtünme Karıştırma Kaynağı (MSKK)

Çelik gibi ergime derecesi yüksek olan malzemelerin SKK yöntemi ile birleştirilmesinde karıştırıcı takım omzunun sürtünmesi ile oluşan ısı, karıştırma bölgesinde malzemelerinin plastik deformasyona uğraması ve hatasız birleştirilmesi için yetersiz kalabilmekte ve karıştırıcı ucun aşınmasını neden olabilmektedir. Bunları engellemek için Melez SKK yöntemleri uygulanabilmektedir. Karıştırıcı takımının işlevini kolaylaştırmak için, kaynak edilecek malzemelerin lazer ışını ile ön ısıtması gerçekleştirilebilir. SKK’nın Melez olarak uygulanması Şekil 6.4.’ de görülmektedir.



Şekil 6.4. Melez SKK uygulanması: (a) Şematik gösterim, (b) Uygulanma şekli [143]

SKK işleminin ilk başlangıcında karıştırıcı takım dalma işlemi yaptıktan sonra gerekli ısı oluşumu için bir süre beklemektedir. Melez SKK yöntemi ile bu bekleme süresini en aza indirmek mümkündür. Azalan bekleme süresi, sürtünme süresini de azaltacağından takım ömrünü artırmaktadır. Fakat Melez SKK uygulamasının maliyetinin yüksek olmasının yanı sıra henüz araştırma safhasındadır [143].

Çift Taraflı Sürtünme Karıştırma Kaynağı (ÇSKK)

Artan levha kalınlığından dolayı aynı anda levhanın hem altından hem de üstünden ayrı ayrı karıştırma işlemini gerçekleştiren iki tane karıştırıcı takım prosedüre eklenmektedir. İşlem esnasında karıştırıcı uçlar birbirleri ile ters yönde dönerken, aynı yönde ilerleme yaparak hareket ederler. Alüminyum alaşımlarında tek taraflı olarak 50 mm kalınlığa kadar uygulanan SKK yöntemi çift taraflı olarak uygulandığında 100 mm kadar birleştirme işlemi gerçekleştirebilmektedir [143].

Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı (SKNK)

SKNK yönteminde SKK yönteminden farkı karıştırıcı takım birleştirme işlemini gerçekleştirmek için doğrusal bir hareket gerçekleştirmek yerine üst üste konumlandırılmış levhaların bir noktasından dalıp belli bir süre bekletilmesi ve aynı noktadan geri çıkmasıdır. SKNK yönteminden plakaların konumu, dalma derinliği, bekleme süresi ve takım açısı birleştirme kalitesini belirleyen önemli değişkenlerdir [144, 145]. Bekleme süresi sonunda karıştırıcı takımın geri çıkarılması ile kaynak kesitinde delik oluşmaktadır. Bu olumsuzluk, Almanya’da bulunan HZG araştırma merkezinin geliştirdiği Tekrar Doldurulabilir SKNK (refill FSSW) ile ortadan kaldırılmıştır. Ayrıca Hitachi firmasının geliştirdiği SKNK yöntemiyle, dalma işlemi tamamlandıktan sonra çok az doğrusal hareket gerçekleştirerek birleştirme işlemi tamamlamaktadır. Bu nedenle SKNK yüzeyi dairesel bir şekil yerine eliptik bir şekil almakta artan kaynak dikişi ile birleştirmenin mukavemeti artmaktadır [146].

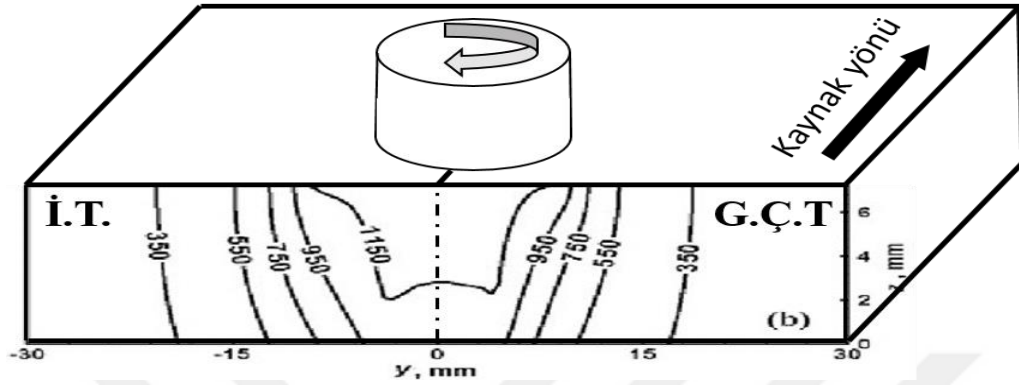
6.1. Kaynak Parametrelerinin Etkileri

6.1.1. Malzeme çiftlerinin konumlarının etkisi

Farklı tür malzemelerin birleştirilmesinde en önemli işlem parametrelerinden biri olan malzeme konumu takımını dönme ve ilerleme hareketine göre belirlenmektedir. Birleştirilecek levhalar geri çekme tarafı ya da ilerleme tarafına konumlanmaktadır.

SKK yönteminde karıştırıcı takım omuz kısmı hem ilerleme tarafına hem de geri çekme tarafına konumlandırılmış malzemelere eşit kuvvet ile basarken, omuz kısmının malzemelere sürtünmesi sonucu ısı açığa çıkmakta [4] ve en yüksek sıcaklık bu kısımda

meydan gelmektedir. Aynı tür malzemelerin SKK ile birleştirilmesi üzerine yapılan deneysel ve teorik çalışmalar ilerleme tarafında oluşan ısı girdisinin daha yüksek olduğunu göstermektedir (Şekil 6.5) [142, 147].



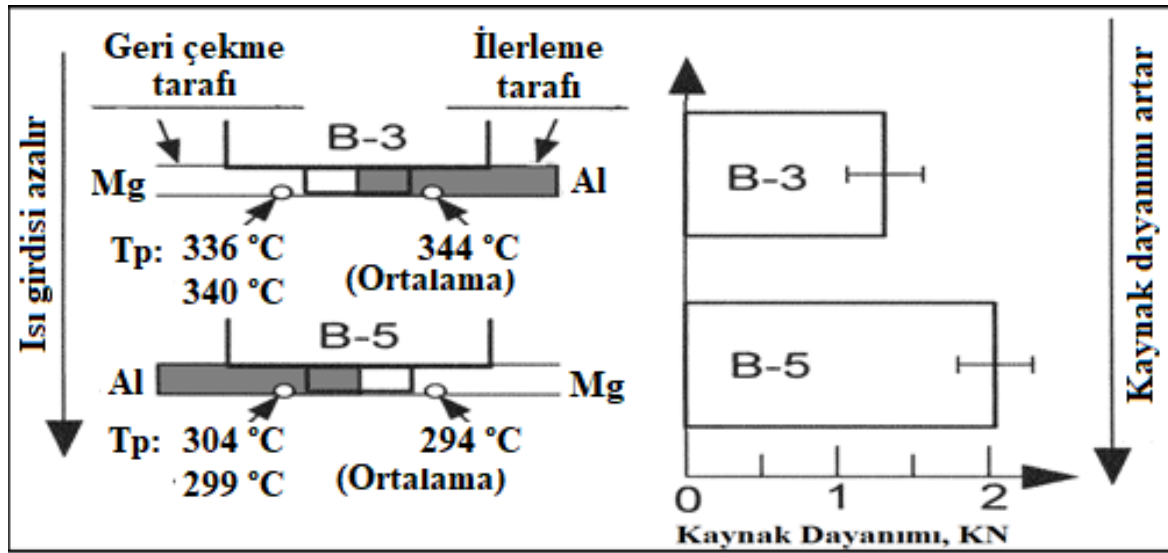
Şekil 6.5. Aynı tür malzemelerin SKK ile birleştirilmesinde geri çekme ve ilerleme tarafında sıcaklık dağılımı [148]

SKK yöntemi ile aynı tür malzemelerin kaynağında geri çekme tarafında ısı girdisinin daha düşük olması malzemenin farklı akış karakteristiği göstermesindendir. Geri çekme tarafındaki malzeme takım ile aynı yönde hareket ederek geriye doğru itilirken, ilerleme tarafındaki malzeme takım ile ters yönde hareket eder ve malzemenin ileri itilmesi sonucu, ilerleme tarafında konumlanmış levhada daha fazla kayma ve ısı girdisi meydana gelir [149]. İlerleme tarafındaki ısı girdisinin yüksek olmasının bir diğer sebebi ise, SKK işleminde ilerleme tarafındaki malzemenin geri çekme tarafındaki malzemeye göre daha uzun akış mesafesine sahip olmasıdır [31]. Aynı tür malzemelerin birleştirilmesinde ilerleme tarafı ve geri çekme tarafında oluşan sıcaklık farkı, malzemenin ısı iletkenliği ile ilişkilidir. Isıl iletkenliği yüksek malzemelerde oluşan sıcaklık farkı düşük iken, ısı iletkenliği düşük malzemelerde sıcaklık farkı daha yüksektir [149].

Aynı tür malzemelerin SKK yöntemi ile birleştirilmesinde, ilerleme tarafındaki malzemenin mekanik özellikleri ve sertliğinin geri çekme tarafındaki malzemeye göre daha yüksek olması, geri çekme tarafında oluşan porozitelerdir [34, 150 - 152].

Farklı malzemelerin SKK ile birleştirilmesinde, malzeme pozisyonlarının oluşan ısı girdisi üzerine etkilerini incelenmesi, kaynak kalitesinin belirlenmesinde etkin bir rol oynamaktadır. [149]. Al ve Mg alaşımlarının SKK yöntemi ile birleştirilmelerinde malzeme pozisyonların sıcaklık ve dayanım değerlerine etkisi Şekil 6.6.'da gösterilmiştir.

Şekil 6.6’da görüldüğü üzere Al ve Mg alaşımlarının SKK ile birleştirilmesinde, Al alaşımlarının ilerleme tarafına konumlanması ile ortalama ısı girdisi daha fazladır. Dikkat çeken bir diğer husus ise her iki konumda da Al alaşımların oluşan ısı girdisinin Mg alaşımlarına göre daha fazla olmasıdır. Çünkü Al alaşımları sürtünme ile daha çok ısı oluşturmaktadır [24, 30]. Al alaşımlarının Mg alaşımlarına göre ısı girdisinin fazla olmasının bir diğer sebebi ise malzemelerin atomik yapısıdır. Al alaşımlarının yüzey merkezli kübik, Mg alaşımlarının sıkı paket hegzagonal (SPH) yapıya sahiptirler. Yüzey merkezli kübik yapının daha fazla aktif kayma düzlemine sahip olması daha çok deforme olmasını ve ısı açığa çıkarmasını sağlar [23, 149].



Şekil 6.6. AZ 31 Mg ve 6061 Al alaşımlarının SKK yöntemi ile alın kaynağında malzeme pozisyonlarının ısı girdisi ve kaynak dayanımı üzerine etkisi [149]

Mg alaşımlarında alaşım elementi olarak yaygın kullanılan alüminyum, 437 °C sıcaklıkta magnezyumca zengin matris içinde $Al_{12}Mg_{17}$ intermetalik bileşiği oluşmasını neden olmaktadır. Bu intermetalik bileşikler karıştırma bölgesinde magnezyum tarafında sıvı film formunda bulunur ve malzeme ile takım arasına girer. Bu durum takımın kaymasına ve sürtünmenin azalmasına neden olarak ısı oluşumunu azaltmaktadır [149].

Al ve Mg alaşımlarının SKK ile birleştirilmesinde Al alaşımlarının konumu, işlem esnasında oluşan ortalama sıcaklığı direkt olarak etkilemektedir. Al alaşımlarının ilerleme tarafına konumlanması ile geri çekme tarafına konumlanmasına göre 40 °C daha fazla ortalama işlem sıcaklığı oluşmaktadır. Bu fark, daha önce bahsedildiği gibi ilerleme tarafında malzemenin takıma ters akış göstermesi ve pimin açtığı boşluğu doldurmak için daha uzun akış mesafesi

gerekmesinden doğmaktadır. Al alaşımları (AA 2024 – T3 için; σ_{AK} : 345 MPa) ile Mg alaşımları (AZ31B – H24 için; σ_{AK} : 220 MPa) kıyaslandığında, Al alaşımlarının sertliği ve yüksek sıcaklıklarda mukavemeti daha fazladır. Bu nedenle Al alaşımları Mg alaşımlarına göre daha fazla akış direnci göstermesi nedeniyle ilerleme tarafına Al levhaların yerleştirilmesi işlem sıcaklığının yükselmesini beraberinde getirmektedir [31].

SKK yöntemi, kaynak metalinin erimediği katı hal kaynak yöntemi olmasına rağmen farklı malzemelerin karıştırılması esnasında yapısal sıvılaşma meydana gelebilmektedir [11]. Al/Mg ikili faz diyagramında iki ötektik vardır; birincisi alüminyumca zengin faz ve Al_3Mg_2 intermetalik bileşiği arasında, ikincisi ise magnezyumca zengin faz ile $Al_{12}Mg_{17}$ intermetalik bileşiği arasındadır. Birinci ötektik sıcaklık $450^{\circ}C$, ikinci ötektik sıcaklık ise $437^{\circ}C$ civarındadır. Her iki ötektik sıcaklık da, saf Al ($660^{\circ}C$) ve saf Mg ($650^{\circ}C$) malzemelerinin ergime derecesinin altındadır. Isı girdisi artıkça Al tarafında Al_3Mg_2 ve Mg tarafında $Al_{12}Mg_{17}$ intermetalik bileşiklerinin oluştuğu görülmektedir. Isı girdisi artıkça $437^{\circ}C$ ötektik sıcaklığında $Mg + Al_{12}Mg_{17} \rightarrow L$ ve $450^{\circ}C$ ötektik sıcaklığında $Al + Al_3Mg_2 \rightarrow L$ oluşmaktadır. Bu sıvı oluşumuna yapısal sıvılaşma denilmektedir [11, 153 - 156].

Al/Mg ara yüzeyi ve tane sınırları boyunca konumlanan sıvı filmler ara yüzeyin zayıflamasına, intermetalik bileşiklerin artmasına, çatlak oluşumuna ve malzeme akışını olumsuz etkileyerek birleştirme kalitesini olumsuz yönde etkilemektedir [23, 149]. Isı girdisinin artışı sıvılaşmayı arttırmaktadır [154].

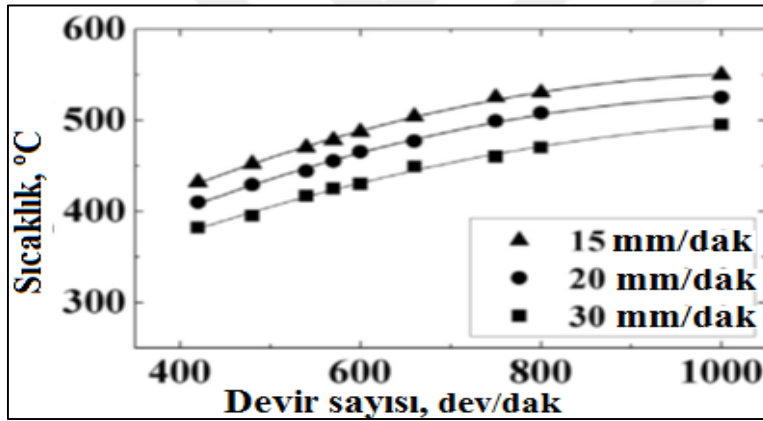
6.1.2. Devir sayısı ve ilerleme hızı

Al ve Mg alaşımlarının kaynağında kaynak kalitesini olumsuz yönde etkileyen $Mg_{17}Al_{12}$ ve Mg_2Al_3 intermetalik bileşikler, işlem esnasında oluşan ısı girdisi ile doğrudan etkilenmektedir. Artan ısı girdisi intermetalik bileşiklerin artmasına neden olmaktadır. SKK esnasında oluşan ısı girdisi ile takım dönme hızı (w) arasında doğru orantılı ilişki varken, ilerleme (kaynak) hızı (v) arasında ise ters orantılı ilişki vardır [157]. Bu ilişki aşağıdaki eşitlikte [25] verilmiştir. Şekil 6.7.'de işlem sıcaklığının devir sayısı ve ilerleme hızı ile olan ilişkisi gösterilmektedir.

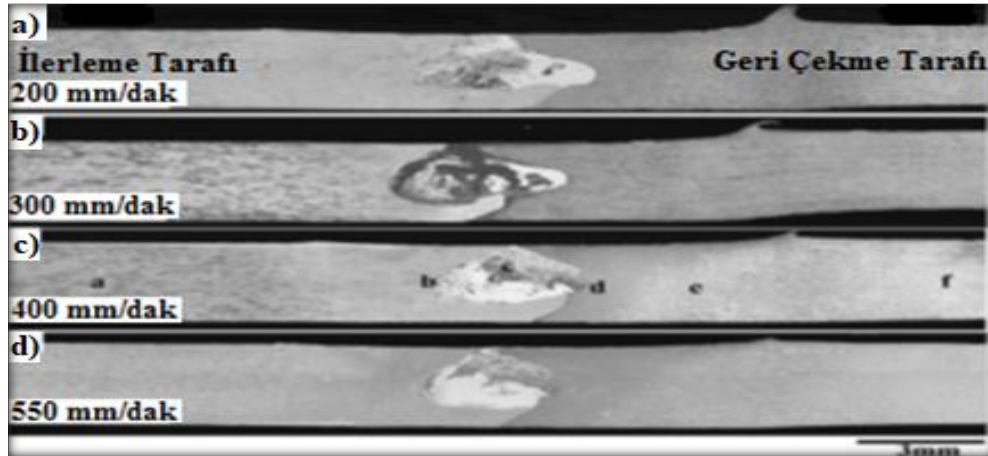
$$\frac{w}{v} \propto \text{Isı Girdisi} \quad (1)$$

Şekil 6.7’de görüldüğü üzere SKK işlem esnasında oluşan sıcaklık değeri Al/Mg ötektik sıcaklığından daha yüksek olması, karıştırma bölgesinde Al-Mg ara yüzeyini zayıflatan ve sıcak çatlağa sebebiyet veren sıvılaştırmanın oluşabileceğini göstermektedir [25]. Oluşan sıvı filmler, SKK işlemi sonrası intermetalik bileşiklere dönüşerek soğuk çatlak oluşumuna neden olabilmektedirler [23]. İşlem esnasında oluşan yüksek ısılar nedeniyle malzeme daha hızlı bir şekilde plastikleşmeye uğrayarak karıştırma bölgesi dışına çıkar ve dikiş kenarına yapışır [158].

Karıştırma bölgesinde malzemenin akış deseninin oluşmasında kaynak adımı (ilerleme hızı / devir sayısı) önemli bir parametredir [159]. Artan ilerleme hızına bağlı olarak artan kaynak adımı ile kaynak dikişinde yuvarlaşma ve küçülme olmaktadır. Farklı malzemelerin kaynağında ilerleme hızının mikroyapı değişimi üzerine önemli bir etkisi vardır (Resim 6.1)

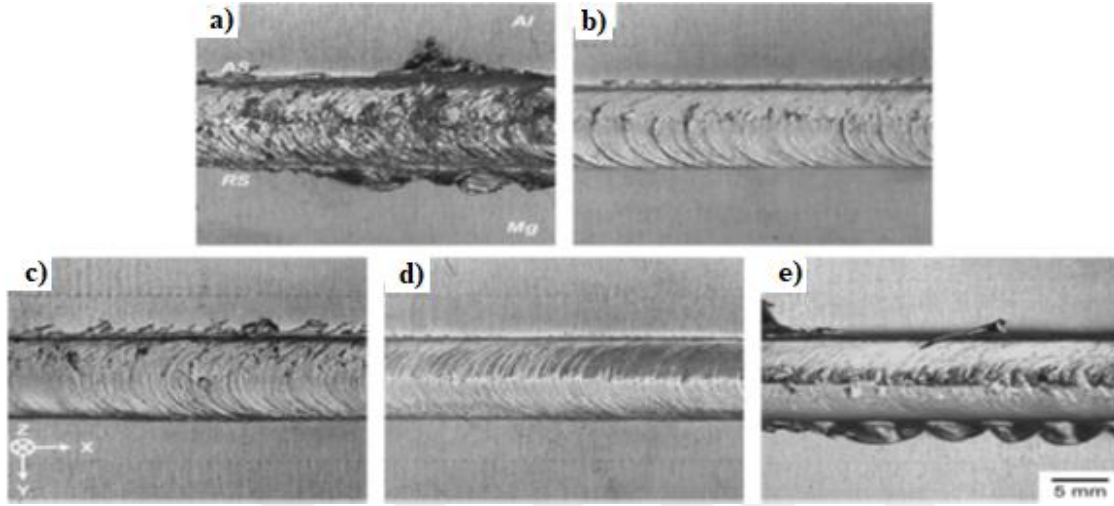


Şekil 6.7. AA1100 –AZ31 alaşımlarının birleştirilmesinde ilerleme hızı ve devir oranlarının sıcaklık üzerine etkisi [23]



Resim 6.1. AA 2024 – T3 (İ.T) ve AZ31B (G.Ç.T) ilerleme hızının makroyapıya etkisi a) 200, b) 300, c): 400, ve d) 550 mm/dak [27]

Devir sayısı ve ilerleme hızı oranları, karıştırma bölgesinin yüzey morfolojisini direkt olarak etkilemektedir. Artan devir sayısı ile yüzey morfolojisi düzelirken optimum devir sayısından sonra devir sayısındaki artışın devam etmesi, karıştırma bölgesinin merkezine yakın çatlak (Resim 6.2) oluşturduğu bilinmektedir [29]. Düşük ilerleme hızlarında ise çapak oluşumu ile birlikte malzeme yüzeyinde kaynak yanıklarının meydana geldiği de görülmüştür [158].

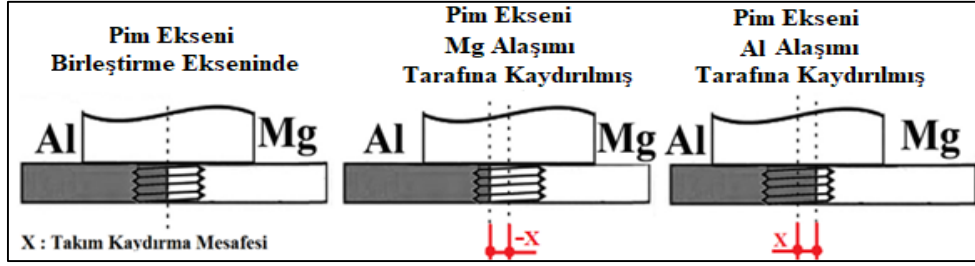


Resim 6.2. SKK yönteminde devir sayısının kaynak yüzeyine etkisi a) 800, b) 1000, c) 1200, d) 1400 ve e) 1600 dev/dak [29]

SKK işleminde ısı girdisi üzerine önemli bir etkiye sahip ve kaynak adımını belirleyen devir sayısı ve ilerleme hızının birbirinden ayrı değerlendirilmemesi gerekmektedir. Al alaşımları ve Mg alaşımların SKK yöntemi ile birleştirilmesinde devir sayısı ve ilerleme hızı parametrelerinin aralığı oldukça sınırlı kalmıştır [113].

6.1.3. Takım kaydırılmasının etkisi

Takımın kaynak hattından kaydırılması, farklı malzemelerin SKK yöntemi ile birleştirilmesinde ısı oluşumuna dolayısıyla birleştirme kalitesine önemli bir etkisi vardır (Şekil 6. 8). Farklı malzemelerinin SKK yöntemi ile birleştirilmesinde; malzemelerin, sürtünme katsayıları, ısı transfer katsayıları, ergime sıcaklıkları, plastik deformasyon kabiliyetleri ve atomik yapılarının farklılıkları göz önünde bulundurularak takım kaydırma yönü ve mesafesi belirlenmelidir. Karıştırıcı takımın kaynak hattından kaydırılması ile işlem esnasında açığa çıkan sıcaklık, istenilen seviyede tutulur ve kaliteli birleştirmenin gerçekleştirilmesi sağlanır. Karıştırıcı takım kaydırılmasında, belirleyici olan bir diğer değişken ise plakaların konumlarıdır [113].



Şekil 6.8. Takım kaydırma mesafesi [23]

Karıştırıcı takım kaynak hattından kaydırılmadan plakalara daldırıldığında malzemelerin türüne göre birleştirme için gerekli olan ısı girdisinden daha düşük ya da yüksek sıcaklıklara ulaşılmaktadır. Mg-Al alaşımlarının birleştirilmesinde aşırı ısı girdisi, yüzey yırtılması ve katılaşma çatlamasına neden olurken, düşük ısı girdisi ise malzemenin yetersiz plastik deformasyonu ile birlikte karıştırma bölgesinde kanal oluşumuna neden olmaktadır [24]. Ayrıca takım levhaların birleşme ekseninde daldırıldığında, karıştırma işlemi yerine daha çok frezelemeye benzer işlem gerçekleştirmektedir [25]. Takımı birleştirme hattından kaydırmadan kaynak işlemi yapıldığında; kaynak bölgesinde düzensizlik, yetersiz karışımı gösteren zikzak oluşumu, çapak, karıştırma bölgesinde çatlaklar ve boşluklar gözlenmektedir [23, 160].

İşlem parametrelerinden sadece takım kaydırma miktarının artması ile kaynak kusurlarında azalma meydana gelmektedir. En uygun takım kaydırma mesafesinden sonra bu değerin artırılmaya devam ettirilmesi kaynak kusurlarının tekrardan oluşmasına sebebiyet verebilmektedir [113].

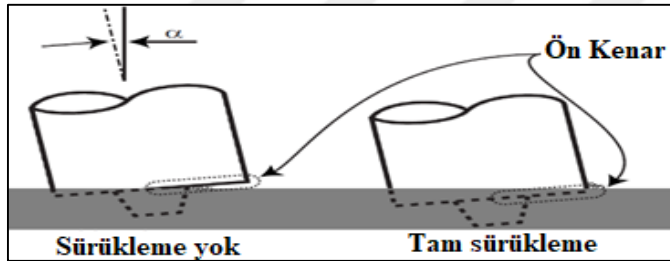
Al ve Mg alaşımların SKK yöntemi ile birleştirilmesinde karıştırıcı takım Al tarafına kaydırıldığında sıcaklığın daha fazla yükselmesi, Al alaşımlarının sürtünme ile daha yüksek ısı oluşturmamasından dolayıdır [30]. Karıştırıcı takımın Mg tarafına kaydırıldığında sıcaklığın düşmesinin iki sebebi vardır. Birincisi; Mg alaşımları içerisinde alüminyumun alaşım elementi olarak fazla kullanılmasından dolayı Mg matris içinde $437\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de sıvı halde $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ intermetalik bileşiği oluşur. Oluşan intermetalik bileşik, işlem esnasında sıvı film halinde takım ile karıştırma bölgesi arasına girerek kaymaya neden olur. Bu durum sürtünmesinin azalmasına bağlı olarak sıcaklığın düşmesini sağlar. İkincisi; Al yüzey merkezli kübik yapısının, sıkı paket hegzagonal yapıya sahip Mg'a göre deformasyon için daha fazla aktif kayma düzlemi vardır [23]. SKK yöntemi sırasında plastik deformasyondan dolayı bu aktif kayma düzlemlerinin hareketleri sıcaklığı arttırmaktadır [113].

6.1.4. Takım açısı

Takım omuzu, karıştırılan malzemeyi üstten aşağı doğru baskı altında tutabilmektedir. Bununla birlikte, plakaya paralel hareket eden omuzun karıştırılan malzemeyi önden arkaya doğru itmesi zordur. Takım açısını değiştirmek pimin önden arkaya doğru malzemeyi itmesi için takım omzuna yardımcı olmaktadır [25]. Takım açısı plastik deforme olmuş malzemeyi sıkıştırmayı sağlar. Böylece karıştırma bölgesinde dikey malzeme akışının yanı sıra yatay malzeme akışı da etkilenmiş olur ve uygun takım açısı, SKK yapılan birleştirmenin mekanik özelliklerini artırmaktadır [142, 161].

Takım ve iş parçasının teması genellikle omuz ve pimin alt tarafıyla gerçekleşir. Takım açısı ve dalma derinliğine bağlı olarak takım omzunun ön kenarı, iş parçasının altında olabilir (Şekil 6.9) Bu duruma sürüklenme denilmektedir [162].

Sürüklenme oluşan kısımdaki malzeme; karıştırma bölgesinde plastik deformasyona uğrayacağı gibi omuz kısmından taşma yapıp karıştırma bölgesinden uzaklaşabilir [162].



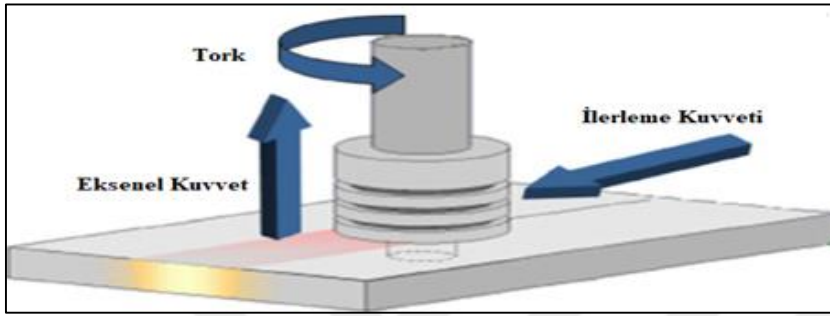
Şekil 6.9. Takım açısı ve dalma derinliğinin kombinasyonu sonucu sürüklenme oluşumu[162]

6.1.5. Eksenel ve ilerleme kuvveti

SKK yönteminde takımın eş zamanlı olarak doğrusal ve dönme hareketi takım üzerine kuvvetlerin yüklenmesine neden olmaktadır [163 - 165]. Takım tasarımı, iş parçası ve takım malzemesi, takım dönüş hızı, kaynak hızı, dalma derinliği ve takım açısı gibi bağımsız değişkenler işlem esnasında oluşan kuvvetleri önemli derecede etkilemektedir [147, 166]. SKK işlemi esnasında oluşan ve takıma etki eden kuvvetler Şekil 6.10'da gösterilmiştir.

Tork altında malzemelere dalan karıştırıcının karşılaştığı tepki kuvveti olan eksenel kuvvet; karıştırıcı takımın pim kısmının malzemeye dalması esnasında oluşmaktadır. Eksenel kuvvet, karıştırma işlemini başlatmasının yanı sıra takımın omuz kısmının birleştirilecek

levhalara temas sürtünmesi ile ısının oluşmasını temin eder. SKK yönteminde kusursuz bir birleştirme sağlamak amacıyla malzemeyi yeterince yumuşatmak için yüksek dalma kuvvetleri gerekmektedir [141, 168, 169]. SKK işlemi esnasında oluşan kuvvetlerin belirli aralıktaki tutulması kusursuz birleştirme için anahtar bir role sahiptir [20, 21, 113, 147]. SKK yönteminde işlem parametrelerinin iyileştirilmesinde ilerleme ve eksenel kuvvet kritik öneme sahiptirler [170 - 173].



şekil 6.10. SKK işleminde oluşan kuvvetler [167]

Karıştırma bölgesinde tam nüfuziyet için eksenel kuvvetin yeterli olması gerekmektedir. Yetersiz eksenel kuvvet deforme olmuş malzemenin dikey yönde uygun olmayan bir akış yapmasına neden olmaktadır. Yüksek eksenel kuvveti ise deforme olmuş malzemenin incelmesine ve bunun sonucu olarak malzemenin takımın omuz kısmından çıkararak apak oluşumuna neden olur [142].

SKK işleminde oluşan kuvvetleri öngörmek, izlemek ve kontrol etmek birçok avantaj sağlamaktadır [147, 174]. Kuvvetlerin doğru yorumlanabilmesinin; iyileştirilmiş takım tasarımı, takım ömrü tahmini, uygun bağlama düzeneği tasarımı, bağlama kuvveti tahmini, kaliteli ve mukavemeti yüksek birleştirme ve uygun kaynak makinesi seçimi gibi birçok avantajı vardır [175]. Kuvvetlerin uygun aralıktaki tutulmasının sağladığı bu avantajlar maliyetleri düşürür ve verimliliği arttırır [167].

6.1.6. Karıştırıcı uçlar

Omuz ve pim olmak üzere iki ana kısımdan oluşan karıştırıcı takımın yapısı ve tasarımı, SKK yöntemi ile gerçekleştirilen birleştirmelerin mekanik ve metalurjik özelliklerine en çok etkisi olan işlem parametrelerindendir [176].

Sürtünme karıştırma kaynağı, termomekanik deformasyon (ısı girdisiyle birlikte malzemenin plastik deformasyona uğradığı) işlemidir. Bu işlemde takım ısısı, iş parçasının katılma sıcaklığının (malzemenin ergimeye başladığı sıcaklık) üzerine çıkar. Kaynak kalitesi için, istenilen uygulamada kullanılacak takım malzemesinin doğru seçilmesi gerekir [177]. Takım malzemesi seçilirken ortam ve yüksek sıcaklık dayanımı, yüksek sıcaklıkta kararlılık, aşınma dayanımı, takım reaktivitesi, çatlak katılması, ısıl büyüme katsayısı, işlenebilirlik, içyapı ve yoğunlukta tek düzelik ve kolay temin edilebilirlik kriterleri dikkate alınmalıdır [146, 178, 179].

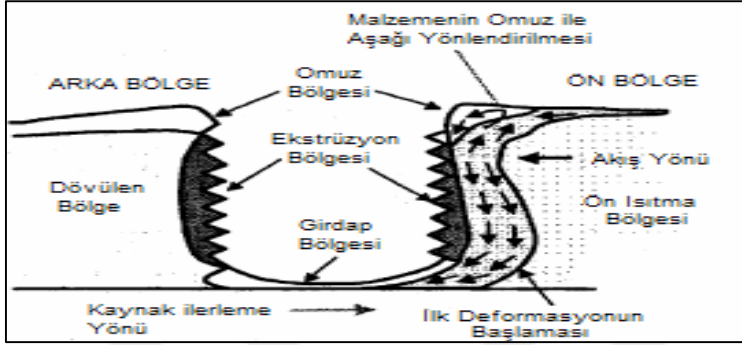
Al alaşımlarının kaynağında takım malzemesi olarak demir yada nikel bazlı süper alaşımlarla beraber yağda sertleştirilmiş takım çelikleri de tercih edilmektedir [180]. Birleştirilecek iş parçasının malzemesi ve kalınlığına göre tercih edilebilecek karıştırıcı takım malzemeleri Çizelge 6.1’de verilmiştir [146].

Çizelge 6.1. Birleştirilecek malzeme cinsi ve kalınlığına göre takım malzemesi seçimi [146]

Alaşım	Kalınlık (mm)	Batıcı uç malzemesi
Alüminyum alaşımları	< 12	Takım çelikleri, WC-Co
	< 26	MP159
Magnezyum alaşımları	< 6	Takım çelikleri, WC
Bakır ve bakır alaşımları	< 50	Nikel alaşımları, PCBN, tungsten alaşımları
	< 11	Takım çelikleri
Titanyum alaşımları	< 6	Tungsten alaşımları
Paslanmaz çelikler	< 6	PCBN, tungsten alaşımları
Düşük alaşımlı çelikler	< 10	WC, PCBN
Nikel alaşımları	< 6	PCBN

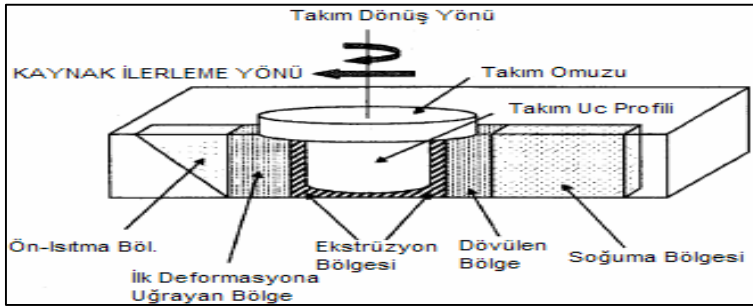
SKK’ında karıştırıcı uçlar birleştirilecek malzemenin türüne bağlı olarak yüksek sıcaklıklarda aşınma direncine sahip malzemelerden üretilirler. Yöntem ilk başlarda alüminyum ve alaşımlarının birleştirilmesi için geliştirildiğinden karıştırıcı uçların alaşımsız ve alaşımlı çeliklerden tercih edildiği görülmüştür. Ancak bu tür malzemelerden yapılan karıştırıcı uçların bazı ısı işlem görmüş alüminyum alaşımlarında ve alüminyum matrisli metal kompozitlerde kullanılması aşınmalara ve kırılmalara yol açmıştır. Günümüzde, alaşımsız çelikten imal edilen karıştırıcı uçlar, yerini alaşımlı çelik malzemelerden üretilenlere bırakmıştır. Sürtünme karıştırma kaynağı, son yıllarda bazı tür alaşımlı çelikler ve titanyum gibi sert metallerde uygulandığından, sert metal karbür karıştırıcı uçların geliştirilmesine ihtiyaç duyulmuştur [181].

Pim ve omuz kısımdan oluşan karıştırıcı takım, SKK işleminde malzeme ile sürekli temas halindedir. Karıştırıcı takımın pim kısmı kaynak esnasında yumuşayarak akıcı hale gelen malzemenin karıştırma işlemini yaparak (Şekil 6.11) aynı zamanda malzemenin taşınmasında ve ekstrüzyonunda etkin rol almaktadır [64].



Şekil 6.11. SKK işleminde karıştırıcı ucun malzemedeki deformasyon evreleri [122]

Karıştırıcı takımın omuz kısmı, SKK esnasında karıştırma işlemi gerçekleşmeden önce malzemenin ön ısıtmasını sağlamaktadır. Şekil 6.12’de karıştırıcı pim ve omuzun malzemede yol açtığı deformasyon aşamaları görülmektedir.



Şekil 6.12. SKK işleminde karıştırıcı omzun malzemedeki deformasyon aşamaları [122]

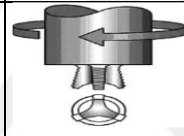
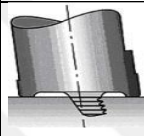
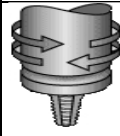
Karıştırıcı takımın omuz kısmı, sürtünme ile ısı oluşumunun dışında karıştırma bölgesinde viskoz şekilde bulunan metalin dışarı kaçışını engeller ve kaynak yüzeyine sıvanmasını sağlar. Ayrıca karıştırıcı takım omuz kısmının altın yüzeyi, farklı geometrilerde olabilir, omuz kısmının profil özelliği karıştırma bölgesindeki malzemenin, yüzeye belirli periyotlarla sıvanmasında etkin bir rol oynamaktadır.

SKK yönteminin en önemli araştırma konularından biri karıştırıcı takım profil şeklidir. Yöntemin ilk kullanılmaya başlandığı günden itibaren çok çeşitli karıştırıcı uçlar geliştirilmiş ve denenmiştir [176].

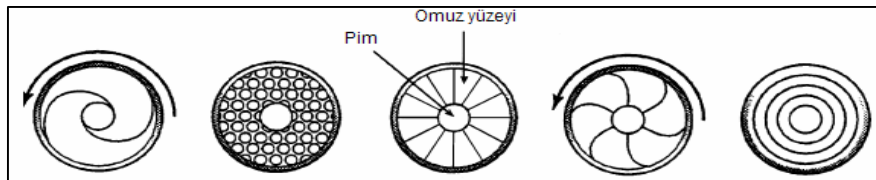
Yapılan literatür araştırmasında genelde alüminyum ve alaşımlarının kaynağında vida profilli karıştırıcı uçlar denendiği görülmüştür. Ayrıca vida profilli uç haricinde koni, üçgen, kare, kanallı vida, konik vida, düz vida gibi farklı geometrik özelliklere sahiptirler [64]. TWI tarafından geliştirilen ve değişik özellikler taşıyan karıştırıcı takımlar Çizelge 6.2’ de görülmektedir [124].

Pimin bittiği yerde başlayan omuz düz, kanallı veya yaklaşık 2,5-3°’ lik açılı olarak tasarlanarak üretilir. Kaynak dikiş genişliğini belirleyen omuz kısmı, yukarı çıkan viskoz haldeki malzemeyi tekrar aşağıya bastırarak yüzeye sıvanmasını sağlar [64]. Şekil 6.13’de farklı omuz geometrileri görülmektedir.

Çizelge 6.2. TWI tarafından tasarlanmış bazı batıcı uçlar ve özellikleri [124]

Batıcı Uç	Silindirik	Whorl™*	MIX triflute™	Flared triflute™*	A-skew™	Re- stir™*
Şematik gösterim						
Batıcı uç şekli	Vida dişli silindirik	Vida dişli konik	Vida dişli, üç oluklu konik	Üç oluklu, genişleyen oluk sonlu	Vida dişli eğimli silindirik	Vida dişli konik
Pim hacminin silindirik pim hacmine oranı	1	0,4	0,3	0,3	1	0,4
Süpürme hacminin pim hacmine oranı	1,1	1,8	2,6	2,6	Eğim açısına bağlı	1,8
Ters yönde dönme	Yok	Yok	Yok	Yok	Yok	Var
Uygulama türü	Alın kaynağı	Alın kaynağı (düşük torkla)	Alın kaynağı (yüksek torkla)	Alın kaynağı (daha yüksek torkla)	Bindirme kaynağı (üst levhada incelme az)	Kaynakta min asimetri istendiğinde

* Ön kaynak işlemlerinde kullanılan uçlar

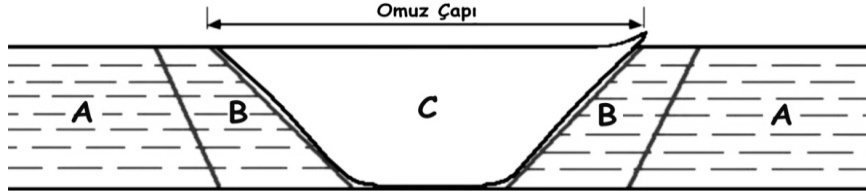


Şekil 6.13. Karıştırıcı uç omuz geometrileri [122]

6.2. Kaynak Bölgesinin Özellikleri

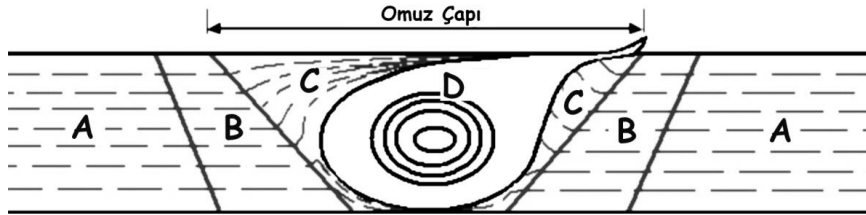
SKK işleminde; oluşan kaynak bölgesi 3 ana kısımdan oluşmaktadır. Bunlar; EM: esas metal, ITAB: ısı tesiri altındaki bölge ve KB: karıştırma bölgesidir. Karıştırma bölgesinin

yapısı birleştirilen malzemenin cinsine göre farklılık göstermektedir. Yeniden kristalleşmenin kolay (ör: Saf titanyum) olduğu malzemelerde karıştırma bölgesi, tamamen DKB: dinamik olarak yeniden kristalleşen bölgeden meydana gelmektedir (Şekil 6.14).



Şekil 6.14. Yeniden kristalleşmenin kolay olduğu durumlarda (örneğin saf Ti), sürtünme karıştırma kaynağı sonrası oluşan kaynak bölgesinin şematik gösterimi: A: EM, B: ITAB, C: DKB (KB bu durumda sadece C bölgesinden ibarettir) [137]

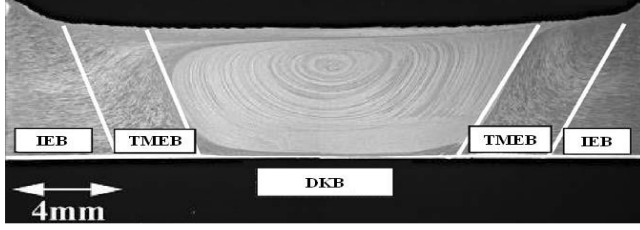
Fakat yeniden kristalleşmenin kolay olmadığı durumlarda (örneğin Al-alışımlarında) KB' de, DKB: dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge ve TMEB: termomekanik olarak etkilenen bölge olmak üzere iki ayrı bölgeden oluşur (Şekil 6.15).



Şekil 6.15. Yeniden kristalleşmenin kolay olmadığı durumlarda (örneğin Al-alışımları), sürtünme karıştırma kaynağı sonrası oluşan kaynak bölgesinin şematik gösterimi : (A) Esas Metal, (B) ITAB, (C) TMEB, (D) DKB (KB bu durumda B ve C bölgelerinden oluşur) [137]

Şekil 6. 15'de bu farkın oluşması yeniden kristalleşmenin zor olmasından dolayı sadece pimin etkilediği bölgede yeniden kristalleşme olmaktadır. Termomekanik etkilenen bölgede (TMEB) ise pimin dönme ve ilerleme hareketi plastik deformasyona sebep olmasına rağmen ısının yeterli olmaması bu bölgede yeni kristalleşmeyi engellemektedir. Yeniden kristalleşmenin kolay olmadığı durumlarda TMEB'de tanelerde bir yönlenmesi söz konusudur.

Ayrıca bu tür malzemelerin kaynak kesitindeki karakteristik özelliklerden biri de DKB'deki soğan halkasına benzer geometrik şekillerdir (Resim 6.3). DKB, kaynak bölgesinin en belirgin kısmı olup plastik deformasyonun en yoğun şekilde yaşandığı, yeniden kristalleşmiş, görece eş eksenli ve ince taneli bölgedir [180].



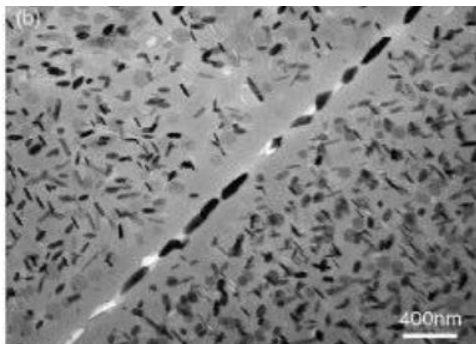
Resim 6.3. Alüminyum alaşımlarında SKK sonrası oluşan kaynak bölgeleri [146]

6.2.1. EM: Esas metal

Bu bölge karıştırma bölgesine uzak olmasından dolayı işlem esnasında oluşan yüksek ısıdan ve plastik deformasyondan etkilenmediği için mikroyapısında dönüşüm yada değişim olmamaktadır [64].

6.2.2. ITAB: Isı tesiri altındaki bölge

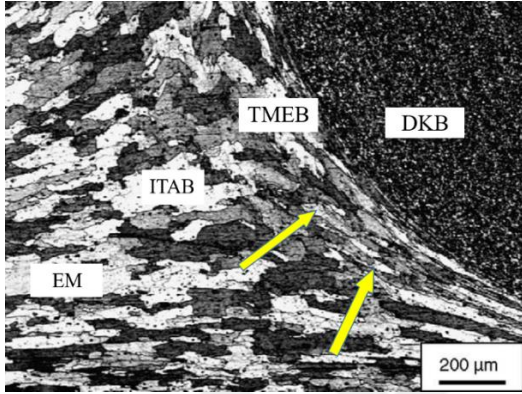
Kaynak metale yakın ve ısıdan etkilenmeyen esas metale komşu olan bölgedir. Bu bölgede mekanik deformasyon olmamasına karşın sürtünme sırasında oluşan ısıdan etkilenir ve malzemenin yapı özelliklerinde değişimler meydana gelir. Yaşlandırma sertleştirilmesi yapılmış Al-alaşımlarında bu bölgede ısının etkisi ile bir nevi aşırı yaşlanma ve bunun etkisiyle esas metale göre bir sertlik kaybı söz konusu olur. ITAB optik mikroskop ile incelendiğinde, ergitmeli kaynak yöntemleri ile birleştirilen malzemelerde oluşan kaynak bölgesinin aksine esas metalden farklı görünmemektedir. Bu bölge yaşlandırılmış veya mekanik olarak sertleştirilmiş alaşımlarda çok sert değildir. Çökelme sertleşmesi ısısal işlemi uygulanan bazı alüminyum alaşımlarında bu bölgenin sıcaklığı 250 °C'yi geçmediği takdirde taneler, esas malzemenin özelliklerini göstermektedir. Fakat 250 °C aşıldığında bu bölgede tane irileşmesi ve tane sınırlarında çökeltiler oluşmaktadır (Resim 6.4.) [64, 181].



Resim 6.4. Isı tesiri altındaki bölgede tane sınırlarında toplanan çökeltiler[122]

6.2.3. TMEB: Termomekanik etkilenen bölge

Termomekanik etkilenen bölge, dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge ile ısı tesiri altındaki bölge arasında karıştırıcı ucun sürtünme ve ilerlemesinden dolayı yüksek sıcaklığa ve deformasyona maruz kalan bölgedir (Resim 6.5).

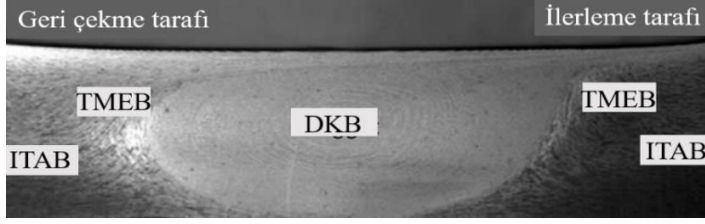


Resim 6.5. Termomekanik etkilenen bölgenin görüntüsü [122]

Esas metalin tanelerinin kaynak merkezinden bu bölgeye ekstrüze edilmesiyle, yoğun bir baskılama olayı meydana gelmektedir. Sürtünme ve karıştırma sırasında oluşan ısı, bu bölgenin mikroyapı ve mekanik özelliklerini etkilemektedir. Bunun sonucunda deformasyona uğramış taneler, uzamış ve yassılaştırmış taneler halini almaktadır [64]. TMEB ile DKB arasında genellikle net sınırlar vardır. Ayrıca Al alaşımlarının SKK ile birleştirilmesinde oluşan TMEB bölgesi diğer metallerin SKK ile birleştirilmesinde görülen TMEB bölgesinden farklı davranış göstermektedir [64, 122, 176].

6.2.4. DKB: Dinamik yeniden kristalleşen bölge

Dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilen bağlantılarda en önemli bölge olup kaynak metalinin kendisi olarak ifade edilir [63]. En yüksek sürtünme ısısına maruz kalan ve yoğun plastik deformasyonların olduğu bu bölge TMEB'lerin arasında bulunmakta ve “dinamik yeniden kristalleşen bölge” veya “kaynak metal” olarak adlandırılmaktadır [64]. Bu bölgede dislokasyon yoğunluğu daha düşüktür ve daha ince tanelerden oluşmuştur. Bazı araştırmacılar DKB'deki küçük yeniden kristalleşmiş tanelerin, yoğun alt taneleri ve dislokasyonları da içerebileceğini belirtmişlerdir [135, 176]. Benzer tipteki alaşımların bazı SKK uygulamalarında bu bölgenin soğan halkalarından (Resim 6.6) oluşan bir havuzu andırdığı beyan edilmiştir.



Resim 6.6. AA 7075 çiftinin kaynak sonrası mikroyapısal bölgeleri [122]

Benzer olmayan alüminyum alaşımlarının SKK ile birleştirilmesinde ise bölge, daha düzensiz ve karmaşık bir görünüm sergilemektedir (Resim 6.7) [64].



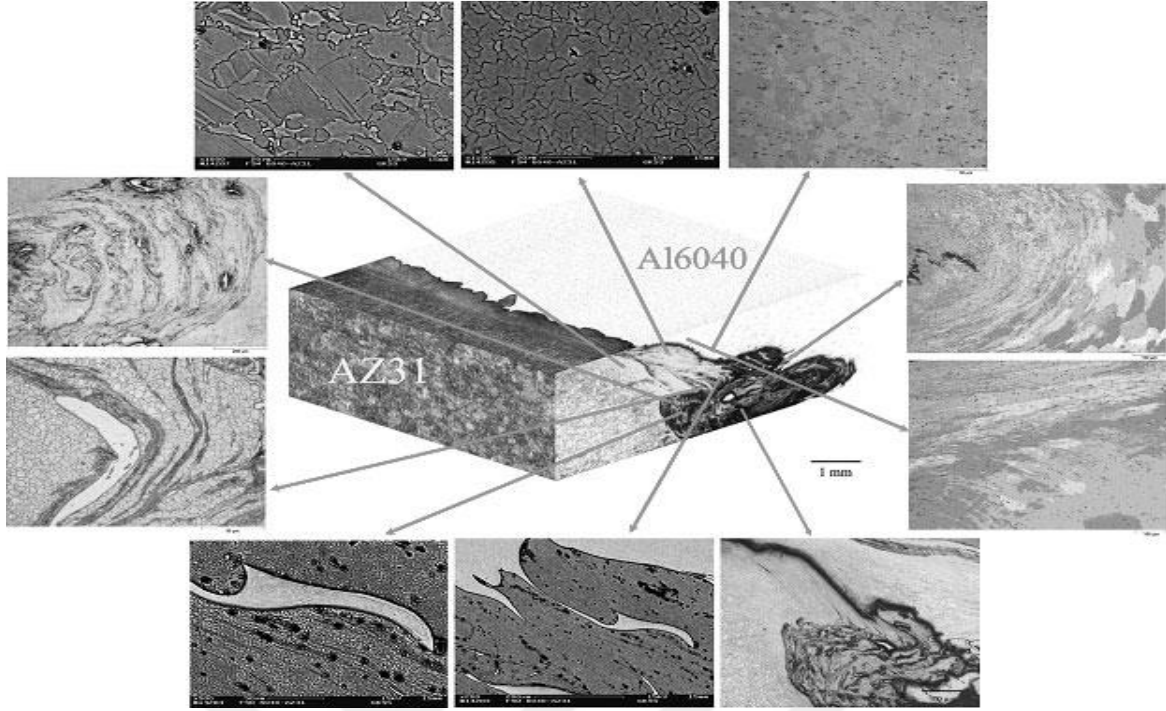
Resim 6.7. AA 5083/AA6061 çiftinin kaynak sonrası mikroyapı görünümü [182]

6.3. Kaynak Bölgesinde Malzemenin Plastik Akışı

SKK yöntemi ile birleştirmede karıştırma bölgesi, kaynak yüzeyinden kaynak dikişine doğru ilerledikçe 3 farklı yapı oluşmaktadır. Karıştırma bölgesinin en üst kısmı omuzdan etkilenen bölge, karıştırma bölgesinin üst ve orta bölgelerinden ilerleme tarafında oluşan bantlı bölge ve kaynak dikişine yakın oluşan yoğun ara katmanlı bölgedir [160].

Al ve Mg alaşımlarının birleştirilmesinde karıştırma bölgesi ve geçiş bölgelerinin mikroyapısı Şekil 6.16' da verilmiştir. Kaynak bölgesinin üst kısmı, malzemelerin birlikte karıştırılarak ağır plastik deformasyonu sonucu şekil alırken takımın dönme yönü ile ilerleme tarafındaki malzemenin plastik akışı ağırlıklı olarak görülmektedir [133, 160]. Alt kısmının çok daha düzgün bir arayüz ve daha az karışım gösterdiği kaynak bölgesinin alt ve üst kısımlarındaki bu farklılıkların SKK yönteminde akış alanı oluşumunun doğrudan bir sonucu olduğu bildirilmiştir [133].

Simetrik bir işlem olamayan SKK yönteminde, ilerleme tarafı ve geri çekme tarafı farklı yapılar sergilemektedir. İlerleme tarafında karıştırma bölgesi ile esas metal arasındaki geçiş keskin bir şekilde gerçekleşirken geri çekme tarafında bu geçiş kademeli olarak gerçekleşmektedir. İlerleme tarafındaki TMEB bölgesi çok dar olmaktadır [180].



Şekil 6.16. Al-Mg kaynağında karıştırma ve geçiş bölgelerinin mikroyapısını gösteren 3D şematik makrografi [30]

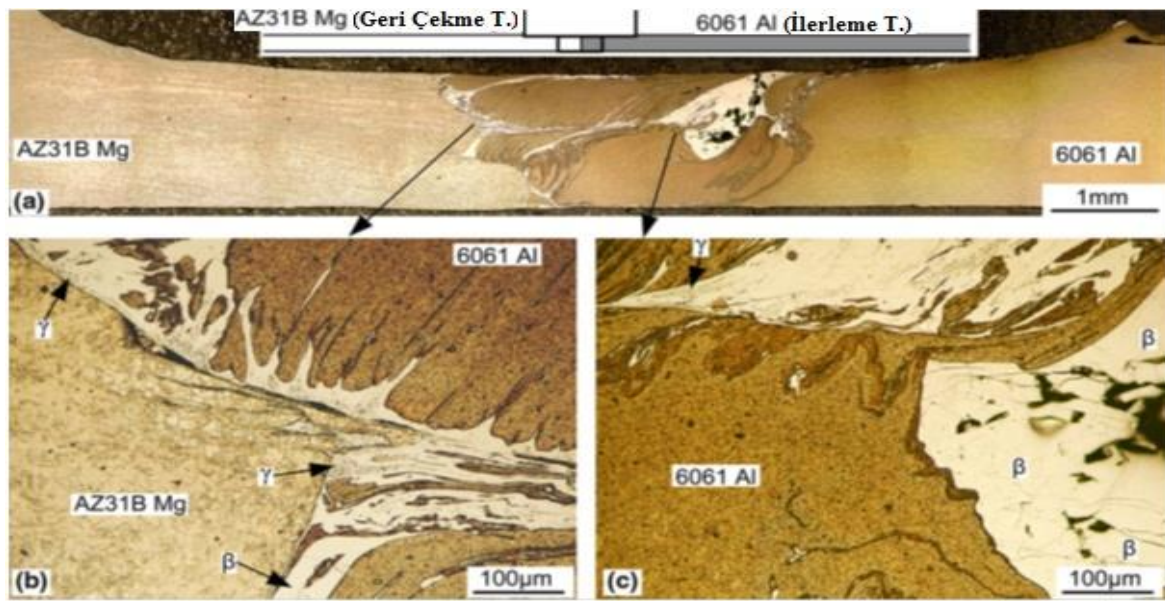
Karıştırma bölgesinde karmaşık ara katmanlı akış modeli oluşmasının sebebi malzemelerin birbirlerine vorteksli ve girdaplı şekilde nüfuz etmesidir. Karıştırıcı takımın eksen etrafında dönmesi ve kaynak hattı boyunca doğrusal olarak ilerlemesi sonucu oluşan plastik akış, girdaplı akışının oluşması neden olur. Bu girdaplar SKK’da “soğan halkaları” olarak adlandırılır ve DKB’de çoğu zaman oluşan karakteristik bir özelliktir. Farklı malzemelerinin deforme olabilirliliğinin farklı olması nedeniyle Al/Mg alaşımların SKK ile birleştirilmesinde karıştırma bölgesinde ara katmanlı mikroyapılar oluşmaktadır. Oluşan bu ara katmanlar kayma bandına benzemektedir. SKK yönteminde malzeme akışı takım dönme yönünde gerçekleşir [7, 30, 160, 183].

Karıştırma bölgesinde her iki tarafta da ince, homojen ve eş eksenli taneler oluşmaktadır [183]. Ana metalden karıştırma bölgesine ilerledikçe tane boyutu küçülmektedir, tane boyutlarının ana metale göre boyutlarının küçülmesinin nedeni dinamik olarak yeniden kristalleşmedir (DKB) [7, 30]. Kaynaklarda bölgeler arası geçişlerde keskin sınırlar mevcuttur fakat farklı karakteristikler sergileyebilirler [183].

Karıştırıcı takım omuz ve pimin sürtünmesi ile oluşan ısı, malzemelerin mekanik olarak karışımı, pimin etrafında oluşan adyabatik ısı ve karıştırıcı takımın uyguladığı yüksek

gerilme nedeniyle oluşan DKB metallerin SKK yöntemi ile birleştirilmesinde birincil mekanizmadır. Bölgesel olarak yüksek basınç ve sıcaklık malzemelerin difüzyonunu ve kimyasal reaksiyonunu hızlandırarak metaller arasında metalik bağ oluşturmaktadır [122, 133, 183].

Al ve Mg alaşımlarının birleştirilmesinde Al_3Mg_2 (β) ve $Al_{12}Mg_{17}$ (γ) intermetalik bileşiklerinin oluşturduğu ara yüzey tabakası yaygın olarak görülmektedir (Resim 6.8) [11, 13, 14, 23, 160].



Resim 6.8. Al – Mg alaşımlarının SKK yöntemi ile birleştirilmesinde intermetalik bileşiklerin dağılımı [184]

6.4. SKK Yönteminin Endüstriyel Uygulama Alanları

Günümüzde pek çok sektörde SKK yönteminin kullanım alanları gün geçtikçe artmaktadır. Aşağıda yapılan listeleme günümüzde SKK'nın tercih edildiği uygulama alanlarını göstermektedir. Fakat SKK'nın her geçen gün farklı alanlarda tercih edilmesi ile çok farklı uygulamalar da ortaya çıkacaktır. SKK genel olarak malzemelerin alın kaynağında tercih edilmesinin yanı sıra nokta ve bindirme kaynağı uygulamaları da artmaktadır [185].

Denizcilik sektörü ve gemi inşa sanayi:

SKK'nın ilk ticari uygulamasının, balıkçı gemilerinin balık dondurma tesisleri için 6xxx serisi alüminyum ekstrüzyon profillerin birleştirilmesi olduğu sanılmaktadır. Dünyanın en

büyük feribotu olan ‘Ogasawara’ 2004 yılında denize indirilmiş ve SKK bu feribotun üst yapısının üretimi safhasında yoğun olarak uygulanmıştır [185]. SKK denizcilik ve gemi inşa sektöründe; güverte, kenar, perde ve zemin panelleri alüminyum ekstrüzyon profiller, gövde ve üstyapı, helikopter iniş platformu, yüzer yapılar, denizcilik ve taşımacılık yapıları, yelkenliler için direk ve yüzer bariyer ve soğutma tesisleri imalatı için uygundur [186].

Uçak ve uzay endüstrisi:

Günümüze gelinene kadar havacılık sektöründe SKK, prototip ve imalat parçalarının kaynağında uygulanmıştır ve devam etmektedir. Kaynak yönteminin gelişimi ile kaportanın iskelet ile birleştirilme imkanı doğmuştur. Eclipse havacılık firması 500 uçağın üretiminde perçinlerin yaklaşık %60’ı yerine SKK uygulanan bağlantılar tercih etmiştir. Bu sayede üretim maliyeti düşürülmüş ve toplam ağırlık azaltılmıştır [186]. 1999 yılında uzaya fırlatılan Boeing Delta II adlı roketin yakıt tankı bu kaynak yöntemi ile üretilmiştir [71]. Ayrıca ticari olarak temin edilebilen levhalar, bu kaynak yöntemi ile birleştirilip boyutları artırıldıktan sonra şekillendirme işlemleri yapılabilir. SKK yönteminin bu sektörde; uçak kanat, gövde ve kuyrukları, uzay araçlarının ve uçakların düşük sıcaklık yakıt tankları, askeri ve bilimsel amaçlı roketler, MIG kaynak hatalarının giderilmesinin yanı sıra birincil ve ikincil mertebede çeşitli yapı elemanları imalatı olarak sıralanmıştır [186].

Otomotiv endüstrisi:

Otomotiv sektöründe alüminyum kullanımının hızla artması yakıt ve ağırlık tasarrufunda daha etkili araçların üretilmesine yol açmıştır. Süspansiyon kolları gibi küçük çaptaki parçalar bu yöntem ile Japonya’da üretilmektedir. Bunun yanı sıra Norveç’te tekerlek jantlarının bu yöntem üretilmektedir. Yöntem ayrıca, alüminyum esaslı malzemelerin kullanıldığı arabalarda iç kapı panellerinin üretiminde de uygulanmıştır.

Amerika’da Smith Corporation Firması, sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile ilk prototip motor tezgahlarını geliştirmiştir. Yine aynı yıllarda Amerika’da Tower Automotive tarafından Simulform olarak adlandırılan şasi parçalarının bağlantısı için bağlantı elemanları ve özel gövde aksamı üretilmiştir [187].

SKK hali hazırda bu sektörde ticari olarak uygulanmaktadır ve muhtelif otomotiv şirketi ve

sağlayıcısı bu kaynak yöntemini benimsemiştir. Mevcut ve muhtemel uygulama alanları; motor ve şasi yatakları, jantlar, petek paneller, kamyon gövdeleri, mobil vinçler, paletli zırhlı araçlar, yakıt tankerleri, karavanlar, otobüsler ve havaalanı taşımacılık araçları, motosiklet ve bisiklet iskeleti, mafsallı kaldıraçlar ve kişisel köprüler, alüminyum arabaların tamiri, magnezyum/alüminyum bağlantılar olarak sıralanabilir [186].

Demir yolu endüstrisi:

Yolcu taşımacılığının yanı sıra yük taşımacılığının en önemli olduğu demir yolu ulaşımında SKK yönteminin kullanıldığı alanlar; yüksek hızlı trenler, demiryolu araçları, tramvaylar, demiryolu tankerleri, yük vagonları ve konteyner gövdeleridir [186].

Diğer endüstri sektörleri [186]:

Ulaşım sektörünün bu kadar önemi olan SKK tekniğinin tercih edildiği diğer sektörler; elektrik motoru muhafazaları, soğutma panelleri, pişirme gereçleri ve mutfaklar, beyaz eşyalar, gaz depoları ve hırdavat üretimidir.

6.5. SKK Yönteminin Olumlu Yönleri

SKK yönteminin diğerler klasik ergitme kaynakları ile kıyaslandığında ilk dikkat çeken avantajları ucuz olması, yüksek verimli bir işlem gerçekleştirmesi, otomasyona uygun olması ve bakım istememesidir. Ayrıca hassas kaynak ağzı hazırlığına dolgu telleri ve gazdan korunan kaynak banyosuna gerek kalmadan bütün pozisyonlarda birleştirme kabiliyetine sahiptir [187].

Metalurjik avantajları incelendiğinde; çatlama hassasiyeti yüksek olan alaşımlara rahatlıkla uygulanabilir. Ekstrüzyon veya döküm ürünü olan farklı yapıdaki malzemeler farklı koşullarda bu yöntemle kaynatılabilir. Ağızlarda ergime olmadığından ITAB yok denecek kadar küçüktür. Katı faz kaynağı olmasından dolayı malzemelerin metalurjik özelliklerini etkilemez. Kaynak, ark olmaksızın yapıldığı için manyetik üfleme yapmaz ve gözenek görülmez. Kaynaktan hemen sonra oksit tabakasının kaldırılmasına gerek yoktur. Kaynak sonrası gerilim giderme tavlama yapılarak yüksek mukavemete sahip bağlantılar elde edilebilir [187, 188].

6.6. SKK Yöntemin Olumsuz Yönleri

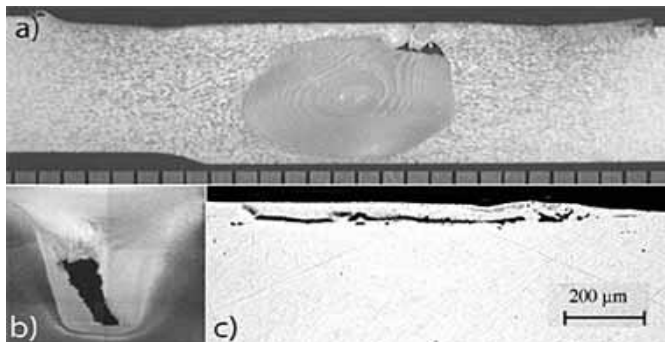
Yukarıda bahsedilen avantajlardan farklı olarak SKK yönteminin klasik ergitme kaynak yöntemlerine göre dezavantajları da mevcuttur. Plastik deformasyonu zor olan malzemelerin kaynak hızı otomasyona uyarlanmış ergitme kaynağı yöntemlerinden yavaş olabilir. Pimin çıktığı deliğin kapatılması gerekmektedir. Levhanın bir ucundan diğerine kaynak edilmesi için ileri geri hareket eden tablalara gereksinim vardır. İş parçaları tablaya bağlandığından, ekipmanların taşınması zordur. % 100 nüfuziyet için parçalar ters taraftan da tekrar SKK işlemine tabii tutulmalıdır. Kaynak öncesi yüzey hazırlama işlemi büyük önem arz etmektedir [187].

6.7. Kaynak Hataları

SKK işlemimde oluşan hataları 5 kategoriye ayırabiliriz. Bunlar; boşluklar, yetersiz nüfuziyet, birleştirme hattı kalıntıları, oksit kalıntıları ve aşırı taşmadır. Söz konusu hatalar, mevcut kaynak koşullarına göre takım tasarımı yapılırken göz önünde tutulmalıdır. Aynı zamanda kaynak parametrelerinin belirlenmesinde de dikkate alınmalıdır.

6.7.1. Boşluklar

Boşluklar işlem değişkenlerine bağlı olarak genellikle ilerleme tarafında olmak üzere kaynak çekirdeğinin farklı yerlerine ve kaynak yüzeyinin hemen altında konumlanabilmektedir (Resim 6.9).

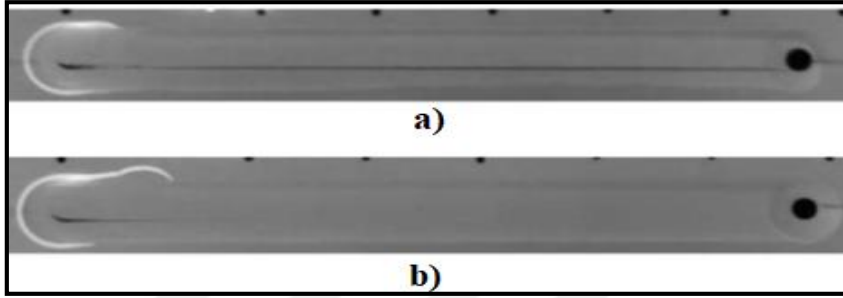


Resim 6.9. Boşluk hataları a) kaynak çekirdeğinde oluşan boşluk, b) tünel hatası, c) yüzeye yakın oluşan boşluk [189, 190]

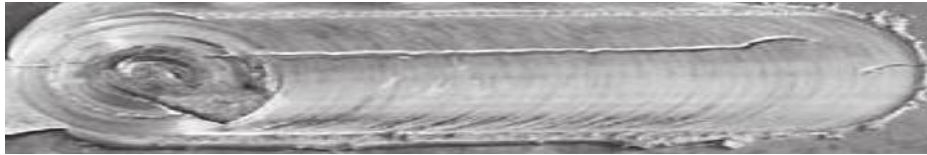
Bu hatanın oluşmasındaki temel etken ilerleyen takımın yarattığı boşluğa plastik deformasyona uğrayan malzemenin tam olarak doldurmamasıdır. Birleştirilecek levhaların

düzgün bağlanmaması, kaynak hızının yüksek seçilmesi, kaynak süresince yeterli basıncın uygulanmamış olması, boşluk hatası oluşumunun başlıca nedenleridir. Ayrıca kaynak ısısın gereğinden fazla ya da az oluşturulması da boşluk hatasının oluşmasına neden olmaktadır. Çünkü kaynak bölgesi soğuksa, kaynakla birleştirilecek bir plakadan diğerine, malzeme akışı zorlaşır. Isının gereğinden yüksek olması halinde malzeme takım ile sürüklenemeyecek kadar yumuşar. Dolayısıyla kaynak bölgesinde boşluklar meydana gelir [191].

Resim 6.9’da görüldüğü gibi boşluk hatası kaynak çekirdeğinde kaldığı gibi, yüzeyde de oluşabilmektedir. Literatürde boşluk hataları Resim 6.10’da verildiği gibi sürekli ya da kesik kesik olmasına göre boşluk, tünel, solucan boşluğu olarak adlandırılmıştır. Kaynak yüzeyinde konumlanan boşluk hatasına oluk adı da verilmektedir (Resim 6.11).



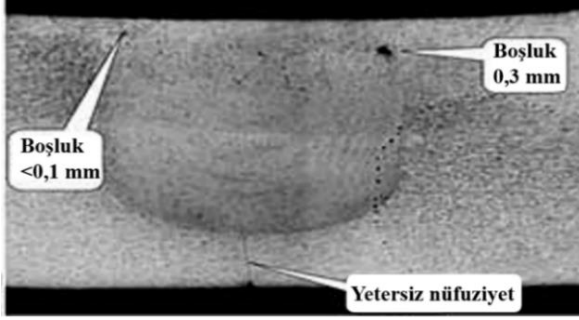
Resim 6.10. SKK dikişinin radyografik görüntüsü a) sürekli, b) kısa boşluk hata [192]



Resim 6.11. Yüzeye çıkan boşluk hatasının (oluk) üstten görüntüsü [193]

6.7.2. Yetersiz nüfuziyet

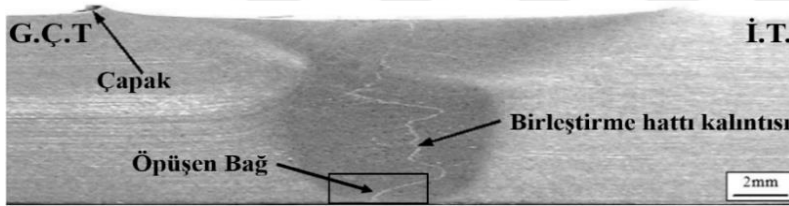
Kaynak dikişinin kök kısmında (Resim 6.12) malzemenin yeterli karıştırılmaması sonucu istenilen difüzyon gerçekleşmeyerek bu hatanın oluşmasına sebebiyet vermektedir. Burada pim boyu ve eksenel kuvvet de önem arz etmektedir. Ayrıca kaynakla birleştirilecek levhaların kalınlıklarının kaynak uzunluğu boyunca sabit olmaması, levhaların kaynak işleminin gerçekleştirileceği donanıma uygun bağlanmaması, kaynak koşullarına uygun takım seçilmemesi de benzer sonuçlar meydana getirebilir. Eksik kök nüfuziyet genellikle tek taraflı sürtünme karıştırma kaynağında görülür. Takım dalma derinliği kaynak süresince kontrol edilebildiği sürece bu problem de ortadan kalkacaktır [195].



Resim 6.12. Yetersiz nüfuziyet hatası [194].

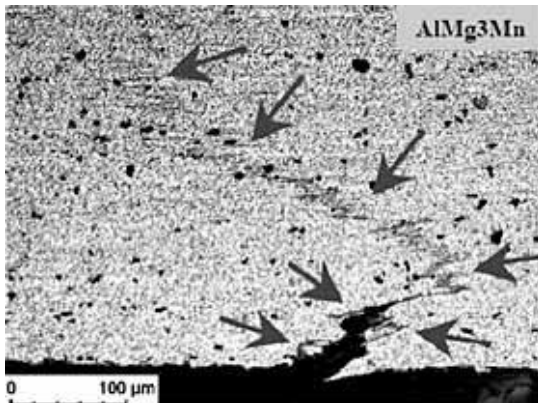
6.7.3. Birleştirme hattı kalıntıları

Kaynaklanacak olan alın plakalar arasındaki ayırma hattının bulunduğu yerden kaynak kökünden başlayarak kaynak boyunca uzanan hata türüdür (Resim 6.1.). Birleştirilen plakaların yüzeyinde bulunan oksit kalıntılarının yetersiz dağılımından oluşmaktadır. Bu hatanın oluşmasında kaynak hızının artması ile birim zamanda oksit tabakasının yeterli dağılmaması önemli bir etkiye sahiptir.



Resim 6.13. Kaynak metal bölgesinde birleştirme hattı kalıntısı [185]

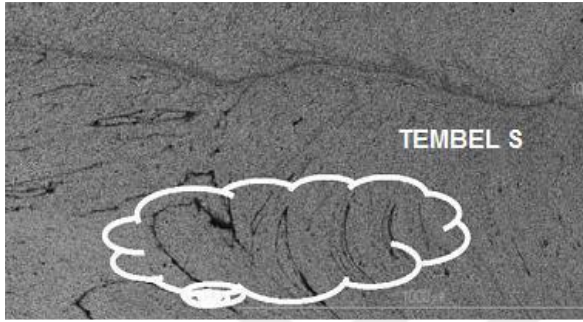
Takım pimin kısa olması, dalma derinliğinin eksik verilmesi kök kısmında karıştırma merkezine doğru düzelen ve birleştirme hattı kalıntılarının devamı niteliğinde olan öpüşen bağ hatasının oluşumuna neden olmaktadır (Resim 6.14).



Resim 6.14. Öpüşen bağ hatası [185]

6.7.4. Oksit kalıntıları

Birleştirilecek malzemelerin yüzeylerinde bulunan oksit tabakları SKK işlemi öncesi yüzeylerden temizlenmezse kaynak dikişi ve TMEB içerisine nüfuz ederek kaynak bölgesinde kalan süreksiz oksit tabakası birleşme çizgisi boyunca yer yer kalitesiz birleştirme bölgelerine sebep olur. Siyah aralıklı kavisli çizgiler şeklinde karıştırma bölgesinde ortaya çıkar ve tembel S hatası olarak isimlendirilmektedir (Resim 6.15) [196].



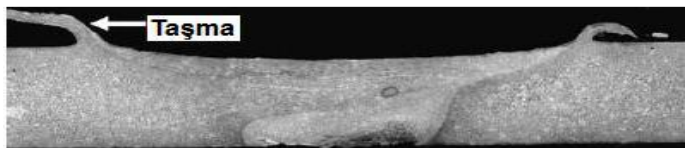
Resim 6.15. Oksit hatalar (Tembel S) [196].

6.7.5. Taşan metal fazlalıkları

SKK işleminde karıştırıcı takımın dalma derinliğinin yada uygulanan aksel kuvvetin fazla olması sonucu kaynak metali takım omzundan dışarı çıkar ve genellikle çapak oluşumu şeklinde görülmektedir. Karıştırma bölgesindeki metalin dışarı çıkması, bu bölgenin kalınlığının azalmasına sebebiyet vermektedir. Kaynak metalinin dışarı kaçması oluşan yüzey ve kesit görünümünün şematik gösterimi Şekil 6.17’de uygulama sonrası görünümü ise Resim 6.16’da verilmiştir.



Şekil 6.17. Metal taşması sonucu a) Yüzey görünümü, b) Kesit görünümü [197]



Resim 6.16. SKK birleştirmesinde aşırı metal taşması [198].



7. MATERYAL METOD

AA 7075-T6 alüminyum ve AZ31B magnezyum alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynağı tekniği ile birleştirilebilme işlemlerine pilot kaynak işlemleri yapılarak başlanmıştır. SKK işleminde doğru birleştirme parametrelerini belirlemek için çok sayıda pilot kaynak işlemi yapılmıştır. Pilot kaynak işlemleri; ön kaynak işlemleri ve geliştirilmiş ön kaynak işlemleri olmak üzere iki farklı şekilde yapıldıktan sonra kaynak işlemi parametreleri, kullanılacak yönteme karar verilerek asıl kaynak işlemleri gerçekleştirilmiştir. Bütün kaynak işlemlerinde malzemeler bağlama kalıbına tespit edilmeden önce birleşme kenarı yağ, pislik ve oksitlerden arındırmak amacıyla saf alkol ile temizlenmiştir. Geliştirilmiş ön kaynak işlemleri ve asıl kaynak işlemleri için hazırlanan SKK düzenekleri benzerlik gösterirken, ön kaynak işlemleri tamamen farklı bir düzenekle gerçekleştirilmiştir. Bundan dolayı materyal metot bölümü iki ana başlık halinde ele alınmıştır.

Ön kaynak işlemleri, geliştirilmiş ön kaynak işlemleri ve asıl kaynak işlemleri ana farklılıkları aşağıda belirtilmiştir.

Ön kaynak işlemleri: Bu kaynak işlemleri klasik SKK yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. Hazırlanan SKK düzeneği, karıştırıcı takımlar ve birleştirilen malzemeler, geliştirilmiş ön kaynak işlemleri ve asıl kaynak işlemlerinden tamamen farklıdır.

Geliştirilmiş ön kaynak işlemleri: Asıl kaynak işlemlerine göre en önemli fark melez SKK yöntemidir. Bu kaynak işlemlerinde, melez SKK yöntemi olarak ısı desteği ile kontrollü soğutma işlemi amaçlanmıştır. Asıl kaynak işlemlerindeki uç profillerine ilave farklı profile sahip uçlar da denenmiştir.

Asıl kaynak işlemleri: Geliştirilmiş ön kaynak işlemlerine göre farkı, geliştirilen melez SKK yönteminin uygulanmasıdır. Asıl kaynak işlemlerinde, AA 7075-T6 alaşımı SKK işleminden hemen önce açık alevli ön ısıtma işlemine tabi tutulmuştur.

7.1. Ön Kaynak İşlemleri Materyal Metod

Ön kaynak işlemleri, 20–1400 dev/dak devir aralığına, 19-800 mm/dak tabla ilerleme hızına ve 13,5 kW motor gücüne sahip, zemine rijit bir şekilde sabitlenmiş Taksan FU V/2 dik başlı

freze tezgâhında gerçekleştirilmiştir. Ön kaynak işlemlerinin yapıldığı dik başlı freze tezgâhı, bağlama kalıbı, kuvvet ölçüm sistemi, sıcaklık ölçümü ve kaynak işlemleri sırasında oluşan ısının dinamometreye (Kistler Type 9272) zarar vermemesi için kullanılan soğutma sistemi Resim 7.1’detaylı bir şekilde gösterilmiştir.



Resim 7.1. Ön kaynak işlemleri düzeneği ve bağlama kalıbının genel görünümü

Birleştirme işlemleri Çizelge 7.1 ve 7.2 de kimyasal ve fiziksel özellikleri verilmiş olan AA7075-T6 alüminyum ve AZ31B magnezyum alaşımları ile yapılmıştır. Levhaları 105 mm × 105 mm × 3 mm ebatlarında temin edilmiş ve kenar kısımlarından frezeleme yapılarak 100 mm × 100 mm × 3 mm ölçülerinde hazırlanmıştır.

Çizelge 7.1. Ön kaynak işlemlerinde kullanılan AA7075-T6 ve AZ31B alaşımlarının kimyasal bileşimleri

Malzeme	Alaşım Elementleri (% Ağırlık)									
	Si	Fe	Cu	Mn	Ti	Ni	Zn	Cr	Al	Mg
AA7075-T6	0.40	0.50	1.81	0.30	0.20	---	5.80	0.22	Kalan	2.65
AZ31B	0.17	0.003	0.0007	0.4	---	0.0008	1.0	---	3.25	Kalan

Çizelge 7.2. Ön kaynak işlemlerinde kullanılan AA7075-T6 ve AZ31B alaşımlarının mekanik özellikleri

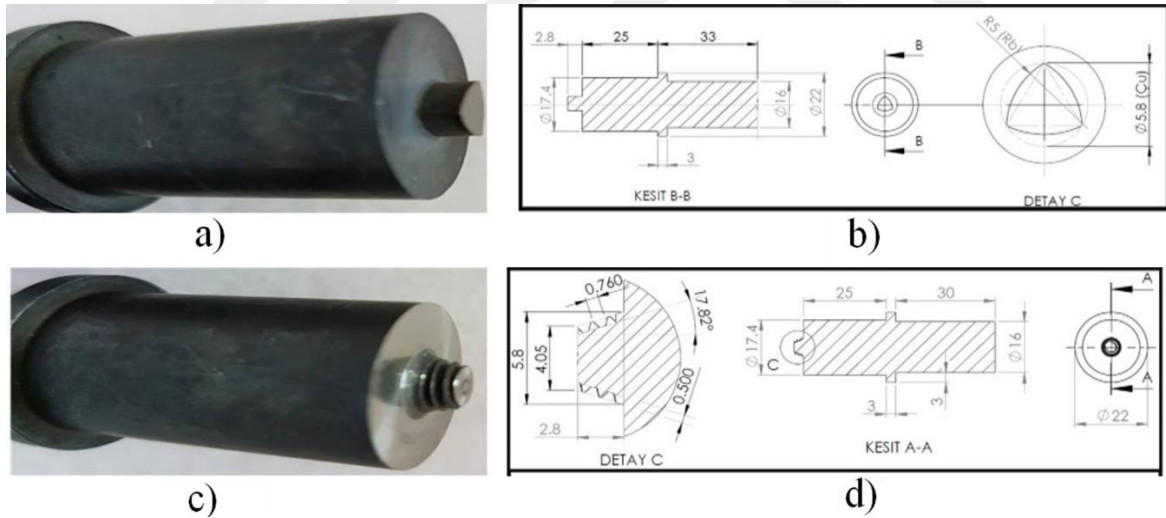
Malzeme	Çekme Dayanımı (MPa)	Kopma Uzaması (%)	Akma Dayanımı (MPa)	Sertlik HV
AA7075-T6	568	14	510	177
AZ31B	240	14	150	60

7.1.1.Ön kaynak işlemlerinde kullanılan karıştırıcı takım

Ön kaynak işlemleri Resim 7.2’de görülen dış bükey üçgen ve konik vidalı profile sahip DIN 1.3343 yüksek hız çeliğinden imal edilen özel karıştırıcı takımlar ile gerçekleştirilmiştir. Uçların imalatından sonra ısıtıl işlem uygulanmıştır. Isıl işlem sürecinde uçlar üç kademe ısıtılma ve bekleme işlemine tabii tutulmuştur.

1. kademe: 40 dakika ısıtılarak sıcaklık 650 °C’ye getirilmiş ve 30 dakika beklenmiştir.
2. kademe 30 dakika ısıtılarak sıcaklık 900 °C’ye getirilmiş ve 30 dakika beklenmiştir.
3. kademe: 30 dakika ısıtılarak sıcaklık 1150 °C’ye getirilmiş ve 90 dakika beklenmiştir.

Vakum fırınında ısıtılan uçlar 8 bar basınç altında azot gazı ile sertleştirilme işlemine tabii tutulmuş ve sertlikleri 64 – 65 HRC değerine ulaştıktan sonra içyapıdaki gerginliği gidermek için 590 °C sıcaklıkta 90 dakika süre ile temperleme işlemine tabii tutulmuştur. Temperleme işlemi 3 kez tekrarlandıktan sonra sertlik değeri 62 HRC’ye ulaşmıştır.



Resim 7.2. Ön kaynak işlemlerinde kullanılan karıştırıcı takımlar; a) Dış bükey üçgen takım, b) Dış bükey üçgen takım teknik resmi, c) Konik vidalı takım, d) Konik vidalı takım teknik resmi

Ön kaynak işlemlerinde; SKK işlemi sonucunda, konik vidalı profile sahip (Resim 7.2.c) takımın, vida dişlerinde malzeme yapışması meydana geldiği ve vida adınınca dizilen diş boşluklarının kapanarak uç biçiminin konik profile dönüştüğü tespit edilmiştir. Bu durumun malzemelerin karıştırma bölgesinin birleştirme kalitesini olumsuz olarak etkilediği görülmüştür.

Bu olumsuzluk dolayısıyla, kaynak işlemlerine dış bükey uç profili (Resim 7.2.a) ile devam edilmiştir. Dış bükey uç için Çizelge 7.3’de boyutları verilen farklı omuz ve pim çapına sahip 3 dış bükey uç ve 1 adet iç bükey uç tasarlanarak her bir takımdan üçer adet üretilmiştir (Resim 7.3)

Çizelge 7.3. Karıştırıcı takım özellikleri

Takım No	Omuz çapı, mm	Uç çapı, mm	Bükey radyüs, mm	Uç uzunluğu, mm
1	17,4	5,8	5	2,8
2	18,6	6,2	5,4	2,8
3	19,8	6,6	5,8	2,8
4	18,6	6,2	5,4	2,8



Karıştırıcı uç geometrileri



CrN kaplama yapılmış karıştırıcı uçlar



AlCrN kaplama yapılmış karıştırıcı uçlar

Resim 7.3. Farklı ölçülerdeki dış bükey ve iç bükey üçgen karıştırıcı takımlar ve kaplama yöntemleri

Takımların bir seti ısıtıl işlem sonrası başka bir işlem yapılmaksızın kaynak işlemlerinde kullanılmış, diğer iki set ise kaynak işlemi sırasında takım üzerine malzeme yapışması üzerindeki etkisini gözlemlemek için CrN ve AlCrN kaplama yapılmıştır. Takım kaplamaları PVD Arc yöntemi gerçekleştirilmiştir. AlCrN kaplama kalınlığı 2 – 4 μm aralığında ve 3000 HV 0,05 sertliğindedir. CrN kaplama kalınlığı ise 4 – 6 μm aralığında ve 2300 HV 0,05 sertlik değerindedir. Kaynak işlemi sonuçlarına göre nispeten en iyi birleştirme, Resim 7.3’de 2 numara ile gösterilen ve Çizelge 7.3’de ölçüleri verilmiş olan karıştırıcı takım ile elde edilmiştir. Diğer karıştırıcı takımlarda hem kaynak hattında iyi bir karışım elde edilemediği, hem de kırılmalar ve takım üzerinde malzeme yapışması meydana geldiği görülmüştür.

7.2. Asıl Kaynak İşlemleri ve Geliştirilmiş Ön Kaynak İşlemleri Materyal Metod

7.2.1. Asıl kaynak işlemleri ve geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde kullanılan malzemeler

Kaynak işlemlerinde yaşanan sorunlardan dolayı farklı üretici firmalardan temin edilen, Çizelge 7.4 ve 7.5’de kimyasal ve mekanik özellikleri sunulan, 105 mm × 305 mm × 5 mm ebatlarında haddeleme yöntemi ile üretilmiş, AA 7075-T6 alüminyum ve AZ31B magnezyum alaşımları ile kaynak işlemlerinin gerçekleştirilmesine karar verilmiştir. AA 7075-T6 alüminyum levhalar SEYKOÇ firmasından ve AZ31B magnezyum levhaları ise Magnesium-Elektron firmasından ticari olarak alınmıştır ve freze tezgahında 100 mm × 300 mm × 5 mm ebatlarında hazırlanmıştır.

Çizelge 7.4. Asıl ve geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde kullanılan AA7075-T6 ve AZ31B alaşımlarının kimyasal bileşimi

Malzeme	Alaşım Elementleri (% Ağırlık)											
	Si	Fe	Cu	Mn	Ni	Zn	Ti	Cr	Ca	Al	Mg	Diğ.
AA 7075-T6	0,07	0,12	1,39	0,059	0,0039	5,63	0,026	0,18	---	Kal.	2,45	---
AZ31B	0,01	0,004	<0,0005	0,29	0,0013	0,75	---	---	<0,005	2,9	Kal.	<0,3

Çizelge 7.5. Asıl ve geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde kullanılan AA7075-T6 ve AZ31B alaşımlarının mekanik özellikleri

Malzeme	Çekme dayanımı (MPa)	Kopma Uzaması (%)	Akma Dayanımı (MPa)	Sertlik HV
AA7075-T6	580	13	510	195
AZ31B	240	7	140	68

7.2.2. Asıl kaynak işlemlerinde ve geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde kullanılan karıştırıcı takım

Geliştirilmiş ön kaynak işlemleri için tasarlanan ve imal edilen karıştırıcı takımlar.

Malzeme kalınlığı 5 mm olarak değiştirildiği için ön kaynak işlemlerinde en iyi birleştirmenin elde edildiği 2 nolu takım profilinde (Çizelge 7.3.) DIN 1.3343 yüksek hız çeliğinden pim uzunluğu 4.80 mm olarak imal edilmiş ve sertliği 62 HRC’ye çıkarılmıştır. Meydana gelen takım kırılması üzerine ters konik ve tekrar karıştıran tip olmak üzere omuz kısmına demonte edilebilen iki farklı uç profili geliştirilmiştir (Resim 7.4).

Takım İsmi	İmalat Resmi	Perspektif Görüntüsü
Ters Konik		
Tekrar Karıştırıcı		
Takım Tutucu - Omuz		

Resim 7.4. Genişleyen ve tekrar karıştırıcı profiline sahip karıştırıcı takımların imalat resmi

Ön kaynak işlemlerinde vida profillerine malzeme yapışması olduğundan vida adımları (P:1,8 mm) daha geniş tutulmuştur. Pim profilleri ve omuz kısmı DIN 1.2344 sıcak iş takım çeliğinden imal edilerek (Resim 7.5.) ısıl işlem uygulanmıştır. Isıl işlem sürecinde uçlar üç kademe ısıtma ve bekleme işlemine tabii tutulmuştur.

1. kademe: 30 dakika ısıtılarak sıcaklık 650 °C'ye getirilmiş ve 30 dakika beklenmiştir.
2. kademe 30 dakika ısıtılarak sıcaklık 900 °C'ye getirilmiş ve 30 dakika beklenmiştir.
3. kademe: 30 dakika ısıtılarak sıcaklık 1030 °C'ye getirilmiş ve 70 dakika beklenmiştir.

Isıtılan uçlar daha sonra 40 °C sıcaklıktaki yağda sertleştirme işlemine tabii tutulmuş ve sertlikleri 56 – 57 HRC değerine ulaşmıştır. Daha sonra içyapıdaki gerginliği gidermek için 570 °C sıcaklıkta 120 dakika süre ile temperleme işlemine tabii tutulmuştur. Temperleme işlemi 3 kez tekrarlandıktan sonra sertlik değeri 54 HRC'ye ulaşmıştır.



Resim 7.5. İmal edilen genişleyen ve tekrar karıştırıcı profiline sahip karıştırıcı takımlar

Yeni üretilen genişleyen ve tekrar karıştırıcı tip karıştırıcı takımlar ile kaynak işlemleri tekrarlanmış, ancak aynı takımla ikinci defa kaynak işlemi yapıldığında takımların hepsinde pim kısmı ile omuz kısmının birleştiği bölgede kırılma olmuştur.

Hem DIN 1.2344 sıcak iş takım çeliğinden üretilen takımlarda hem de DIN 1.3343 hız çeliğinde üretilen takımların 300x100x5 mm ölçülerindeki levhaların birleştirilmesinde pim ile omuz kısmının birleştiği yerden kırılmasından dolayı takım malzemesi olarak ISO K10 kalite karbür malzeme tercih edilmiş, üçgen ve kare profile sahip karıştırıcı takımlar tasarlanmış ve imal edilmiştir (Resim 7.6.).

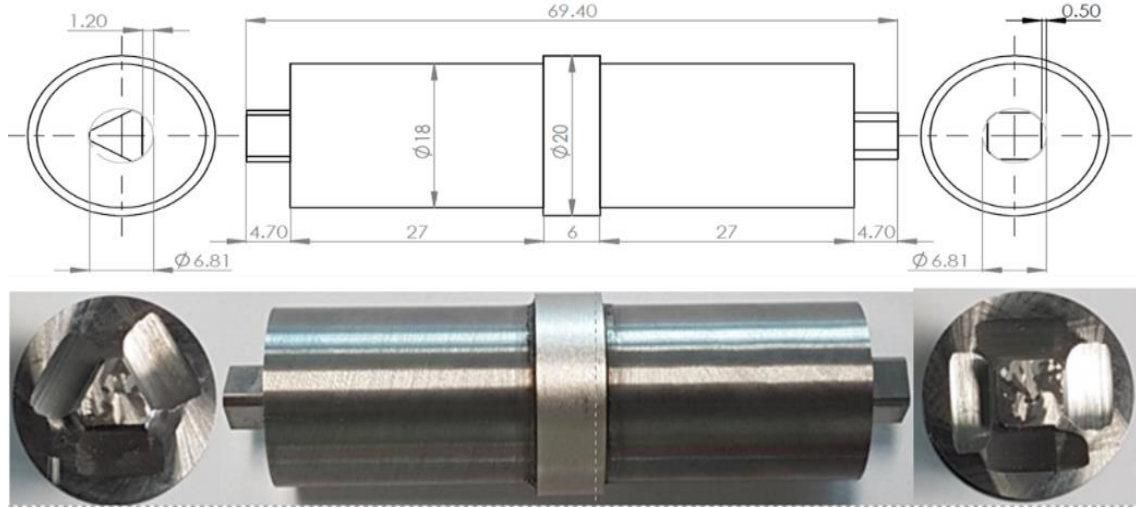


Resim 7.6. Geliştirilmiş ön kaynak işlemleri için ISO K10 kalite karbürden üretilen üçgen ve kare profilli karıştırıcı uç

Asıl kaynak işlemleri için tasarlanan ve imal edilen karıştırıcı takımlar.

Resim 7.6' da boyutları ve resmi verilmiş olan ISO K10 kalite karbür takımla yapılan geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde takımda kırılma problemi olmamış ancak kaynak işlemi sonrası birleştirilen numunelerin bağlama kalıbına yapıştığı görülmüştür.

Bu durumu engellemek için pim boyu 4,70 mm olarak güncellenmiş ve karıştırıcı takımın rijitliğinin artırılması için de pens dışında kalan kısım daha kısa olacak şekilde tasarlanarak, Resim 7.7'te boyutları verilmiş olan karıştırıcı takım üretilmiştir. Böylece karıştırıcı takım olarak asıl kaynak işlemlerinin tamamında Resim 7.7'te verilmiş olan takım kullanılmıştır.



Resim 7.7. Asıl kaynak işlemleri için ISO K10 kalite karbürden üretilen üçgen ve kare profil karıştırıcı uç

Karıştırıcı takımlar her birleştirme sonrası 60 kat büyütme özelliğine sahip büyüteç ile aşınma kontrolü yapılmıştır. Karıştırıcı takımın aşınma gözlemlendiğinde birleştirme işlemlerine yeni bir karıştırıcı takım ile devam edilmiştir.

7.2.3. Asıl ve geliştirilmiş ön kaynak işlemleri için kalıp tasarımı ve imalatı

Ön kaynak işlemlerinden elde edilen tecrübeler ve sonuçlarının yorumlanmasından sonra, hem SKK düzeneğinin, hem de kaynak işlemi sistematığının değiştirilmesine karar verilmiştir. Ön kaynak işlemlerinde kuvvet ölçümünün gerçekleştirildiği dinamometrenin, kaynatılacak numunelerin bağlama sisteminde kısıt oluşturduğu, kaynak işlemi sırasında titreşimlere sebep olduğu ve kaynak kalitesini etkilediği görülmüştür. Bu nedenlerden dolayı kuvvet ölçümlerinin, dinamometre yerine yük hücreleri ile gerçekleştirilmesine ve yük hücrelerinin bağlanabileceği özel bir kalıp tasarımının yapılmasına karar verilmiştir. Bu çerçevede Resim 7.8’de görülen bağlama kalıbının tasarımı ve imalatı yapılmıştır.

Kalıp üzerinde kaynak işlemi esnasında oluşan aksel ve ilerleme kuvvetleri, yük hücreleri ile ölçülerek elde edilen veriler anlık olarak izlenmiştir. Z ekseninden etki eden aksel kuvvetin ölçümü için 2 adet PLUSElectronic marka S tipi ST serisi 49,050 kN kapasiteli yük hücresi, ilerleme kuvvetinin ölçümünde ise ESİT marka lama tipi SBS serisi 19,62 kN yük hücresi kullanılmıştır. Böylece, hem farklı ölçülerdeki plakalar kalıba bağlanabilir duruma gelmiş hem de SKK işlemi sırasında oluşan ilerleme ve aksel kuvvetleri, gerçek zamanlı izleme ve kaydetme işlemi yapılabilir hale gelmiştir.

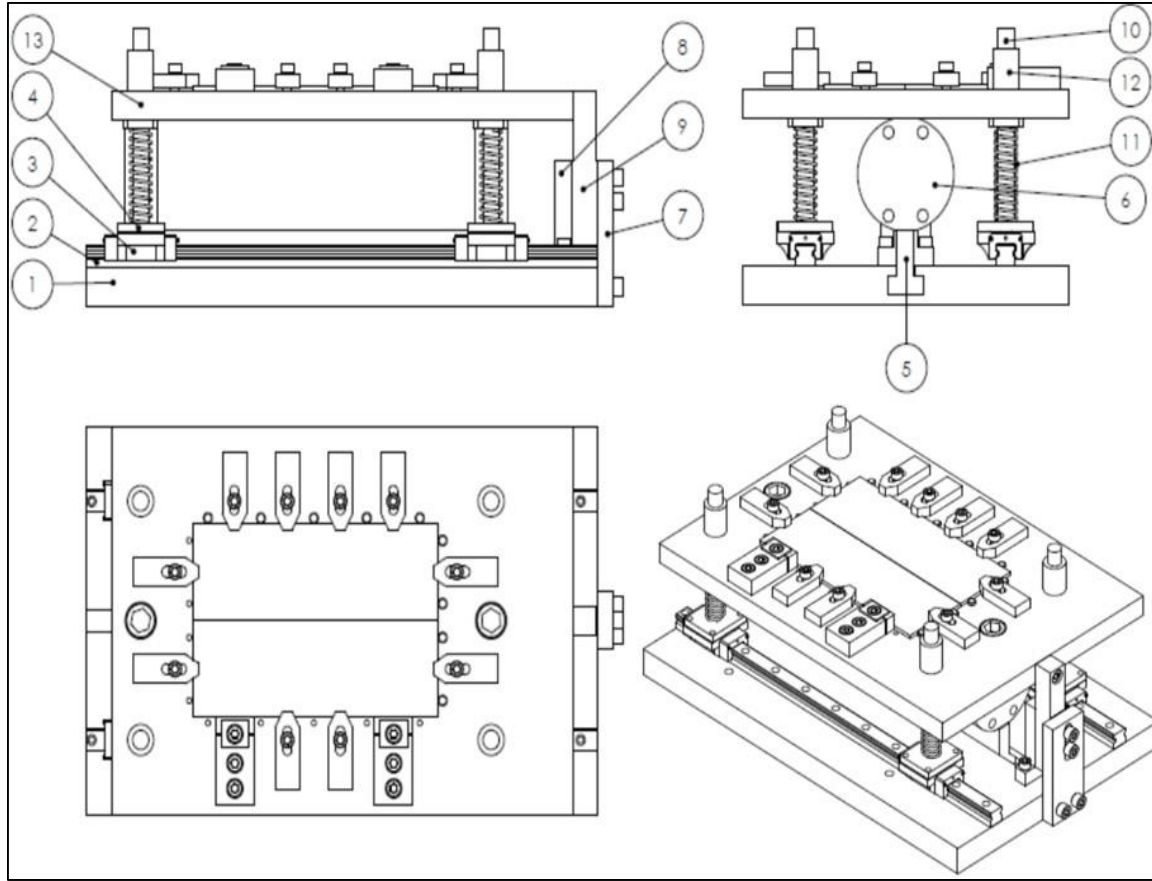


Resim 7.8. Geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde için geliştirilen birincil bağlama kalıbı ve yük hücrelerinin görünüşü

Kalıbın imalatın da, birleştirilecek numunelerinin üzerine sabitlendiği ve üst plaka AA 7075-T6'dan yapılmıştır. Böylece, daha hafif bir kalıp hem de SKK işlemi sırasında oluşan ısının üst plakanın her tarafına dengeli bir biçimde dağılması sağlanmıştır. Bu şekilde kaynaklı numunelerin ani soğumalarını ve devamında artık gerilmelerle birlikte çatlak oluşumunu engellenmesi hedeflenmiştir. Bu kalıp aracılığıyla geliştirilmiş ön kaynak işlemleri yapılmış, kaynak işlemi sırasında oluşan kuvvetler ve sıcaklık başarılı bir şekilde ölçülmüştür. Ancak kaynak işlemleri sırasında kalıp tasarımından kaynaklanan titreşimler meydana geldiği için kaynak kalitesini olumsuz etkilemiştir. Bu nedenle kalıp tasarımında iyileştirmeler yapılmış ve Resim 7.9'da montaj çizimi görülen kalıp tasarlanmış ve üretimi yapılmıştır.

Resim 7.9'da görüldüğü üzere kaynak yapılacak numune üzerine baskı kuvvet uyguladığında lineer rulman (12) ve mil (10) ile sabitlenen üst plaka (13) kuvveti doğrudan S tipi yük hücrelerine (6) iletmektedir. Eksenel kuvvetin ölçümde sınırlandırıcı konumda bulunan lama tipi yük hücresi (9) ön destek (7) ve arka destek (8) sayesinde sadece Z yönünde serbestlik derecesi kazanarak eksenel kuvvet ölçümünü yapabilir duruma getirilmiştir. Karıştırıcı takımda meydana gelen ilerleme kuvveti doğrudan üst tablaya

iletileceğinden Y eksenı yönünden serbestlik derecesine sahip olan üst plakadaki (13) kuvveti ölçmek yeterli olacaktır. Üst plakanın serbestliğı ise alt ve üst plaka arasında kurulan düzenek ile sağlanmıştır. Bu düzenekte S tipi yük hücrelerinin T yatak üzerine sabitlenmesi ile Y ekseninde ileri geri hareket kabiliyeti vardır. Aynı zamanda; bağlama kalıbının rijitliğı miller (10) ve ara plakalar (4) kullanılarak lineer rayların (2) üzerine konumlandırılmış olan lineer arabalar (3) ile sağlanmıştır. Bu sayede; üs plaka Y ekseninde serbestlik kazanmış ve Y yönünde gelen kuvvet doğrudan lama tipi (9) yük hücresine aktarılmıştır. Basma yayları (11), SKK işlemi sırasında oluşabilecek kuvvet değişimlerini en düşük seviyede tutarak eksenel kuvvetin kararlılığını sağlamaktadır.



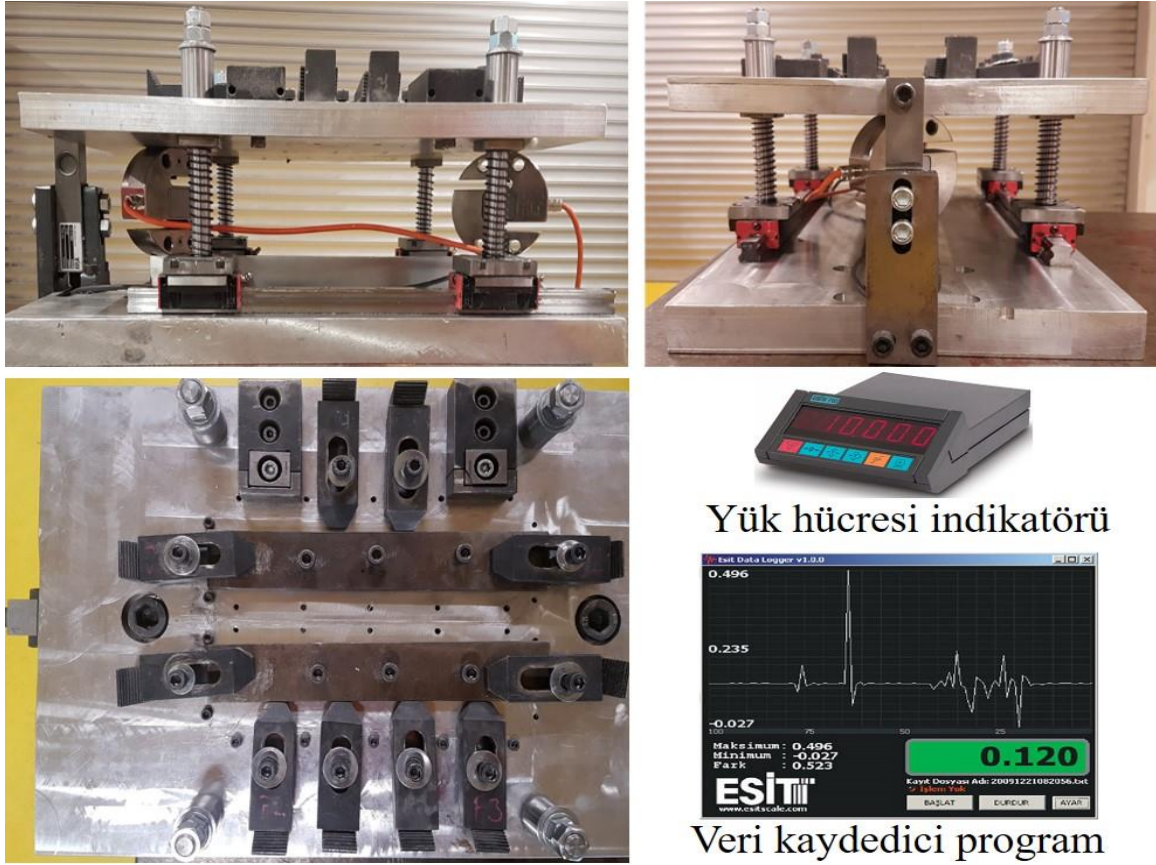
Resim 7.9. Asıl kaynak işlemleri için nihai kalıp tasarımı

Resim 7.9’de montaj tasarımı verilen kalıbın imalat edilmiş hali ve yük hücrelerinden alınan verilerin bilgisayara aktarımında aracılık eden yük hücresi indikatörü ve yazılımın görünümü Resim 7.10’da sunulmuştur.

Yük hücrelerinden alınan verilerin anlık olarak okunması ve bilgisayara aktarılması için ESİT marka PWI D model masa üstü indikatör tercih edilmiştir. İndikatörden alınan

değerlerin anlık olarak bilgisayarda kaydedilmesi ve izlenmesi, ESİT firması tarafından geliştirilen veri kaydedici yazılım ile yapılmıştır.

Yük hücrelerinin bağlama kalıbına montajı tamamlandıktan sonra kalibrasyon işlemi ESİT firması teknik servisi tarafından gerçekleştirilmiştir. Kuvvet ve sıcaklık ölçüm sistemleri freze tezgahına monte edildikten sonra sabit işlem parametreleri ile üç adet birleştirme yapılmıştır. Her bir birleştirmeden elde edilen veriler arasında en yüksek fark eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti ve sıcaklık değerleri için sırasıyla; % 0,75; % 0,95 ve % 0,4 olarak gerçekleştiğinden birleştirmelerin kurulan düzeneğe yapılmasına karar verilmiştir.



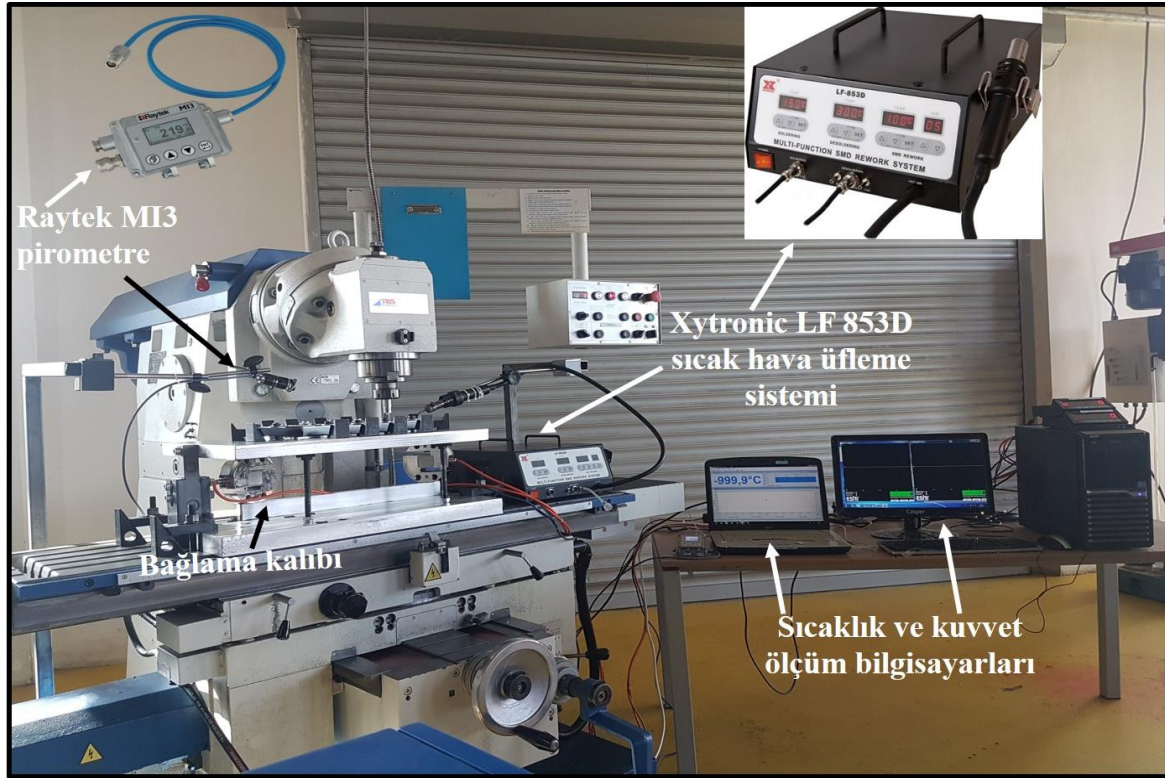
Resim 7.10. Asıl kaynak işlemlerinin gerçekleştirildiği kalıbın nihai durumunun ve yük hücresi indikatörü ve kaydedici yazılımının görünümü

7.2.4. Asıl ve geliştirilmiş ön kaynak işlemleri için SKK düzeneği

Geliştirilmiş ön kaynak işlemi düzeneği.

Ön kaynak işlemlerinin ardından nihai biçimine karar verilen karıştırıcı takımlar ve birleştirme parametreleri kullanılarak geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinin yapılmasına

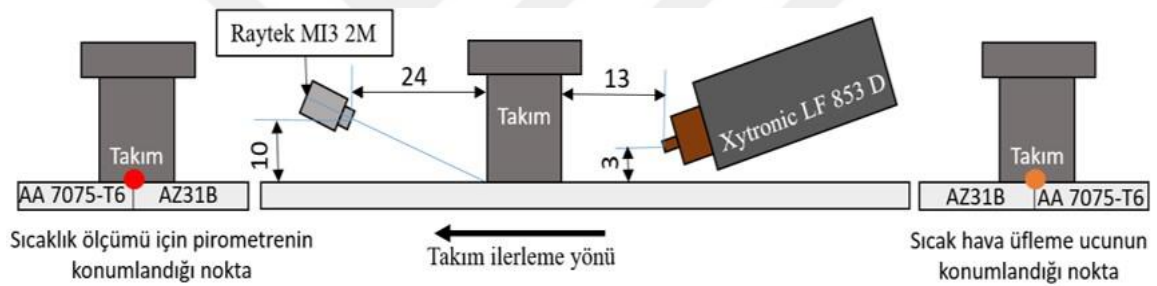
başlanmıştır. Geliştirilmiş ön kaynak işlemleri ve daha sonra gerçekleştirilecek olan asıl kaynak işlemleri X ve Y ekseninde ilerleme hızı aralığı 20 – 900 mm/dak, Z ekseninde ilerleme hızı aralığı 5,7 – 250 mm/dak, devir sayısı aralığı 31,5 – 1400 dev/dak ve motor gücü 5,5 kW olan TOS OLOMOUC FGU 32 üniversal freze tezgâhında yapılmıştır (Resim 7.11). Geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde; ön kaynak işlemlerinden farklı olarak kaynak edilen bölgede kontrollü soğutma yapabilmek için kaynaklı bölgeye sıcak hava üfleme yapılmıştır.



Resim 7.11. Sıcak hava üfleme sistemli SKK düzeneğinin genel görünümü

Ön kaynak işlemlerinde, Al ve Mg alaşımlarının birleştirilmesinde, karıştırıcı takımın sürtünerek geçtiği kaynak hattının oda sıcaklığında ısı dengeye geçmesiyle, birleşme bölgesinin hızlı bir şekilde soğumaya başladığı ve bu durumun birleşme bölgesinde sıcak çatlaklara neden olduğu görülmüştür. SKK sonrası çatlamanın önlenmesi için birleştirme bölgesine kaynak işlemi sonrası sıcak hava üflenerek kontrollü bir soğuma gerçekleştirilmiştir. Bu işlem için, elektronik sektöründe lehim sökme işleminde kullanılan XYTRONIC marka LF 853D model sıcak hava üfleme cihazı donanıma monte edilmiştir (Resim 7.11). Kaynak işlemleri sırasında sıcaklık ölçüm işlemi; $\pm$ (% 0.5 okuma + 2 °C) hassasiyetinde, Raytek MI3 2M dijital pirometre ile yapılmıştır (Resim 7.11.).

XYTRONIC marka cihazın güç tüketimi 600 W ve sıcak hava üfleme sıcaklığı 100 °C – 480 °C aralığında değişmektedir. En verimli üfleme sıcaklığının bulunması için sabit kaynak parametrelerinde 250 °C üfleme sıcaklığından başlanarak 50 °C artışlar ile 450 °C ye kadar (250, 300, 350, 400 ve 450 °C) denenmiş ve en son cihazın en üst değeri olan 480 °C denenmiştir. 480 °C en verimli sonuç elde edildiği gözlemlendikten sonra kaynak işlemlerinin 480 °C üfleme sıcaklığında gerçekleştirilmesi uygun görülmüştür. MI3 2M kızılötesi sıcaklık sensöründen alınan veriler Raytek RAY MI3 COMM iletişim kutusu aracılığıyla USB 2.0 kablo aracılığıyla bilgisayara aktarılmıştır. Kaynak işlemi esnasında takım-iş parçası ara yüzünde oluşan sıcaklık verilerinin anlık olarak izlenmesi ve verilerin kaydedilmesi için ModView Pro yazılımından faydalanılmıştır. Geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde uygulana sıcak hava üfleme sistemi ve sıcaklık ölçüm sisteminin SKK düzeneğinde konumlanması Resim 7.12’de sunulmuştur.



Resim 7.12. Sıcak hava üfleme ve sıcaklık ölçüm sisteminin SKK düzeneğine konumlanması

Sıcak hava üfleme sisteminin kaynatılan numunelerde gözle yapılan muayenelerde oldukça başarılı sonuç verdiği görülmüştür. Daha sonra numunelere hem tahribatsız hem de tahribatlı muayeneler yapılmıştır. Sıvı penetrant ve radyografik incelemeler sonucu; birleştirilen numunelerin bir kısmının kaynak hattında çatlak, gözenek ve tünel formasyonu hataları belirlenmiştir. Numuneler tel erozyon ile kesilerek mekanik testlere tabi tutulmuştur.

Kaynaklı numunelerin çekme test sonuçları da istenilen düzeyde olmadığından kaynak tekniğinin değiştirilmesine karar verilmiştir.

Asıl kaynak işlemleri düzeneği

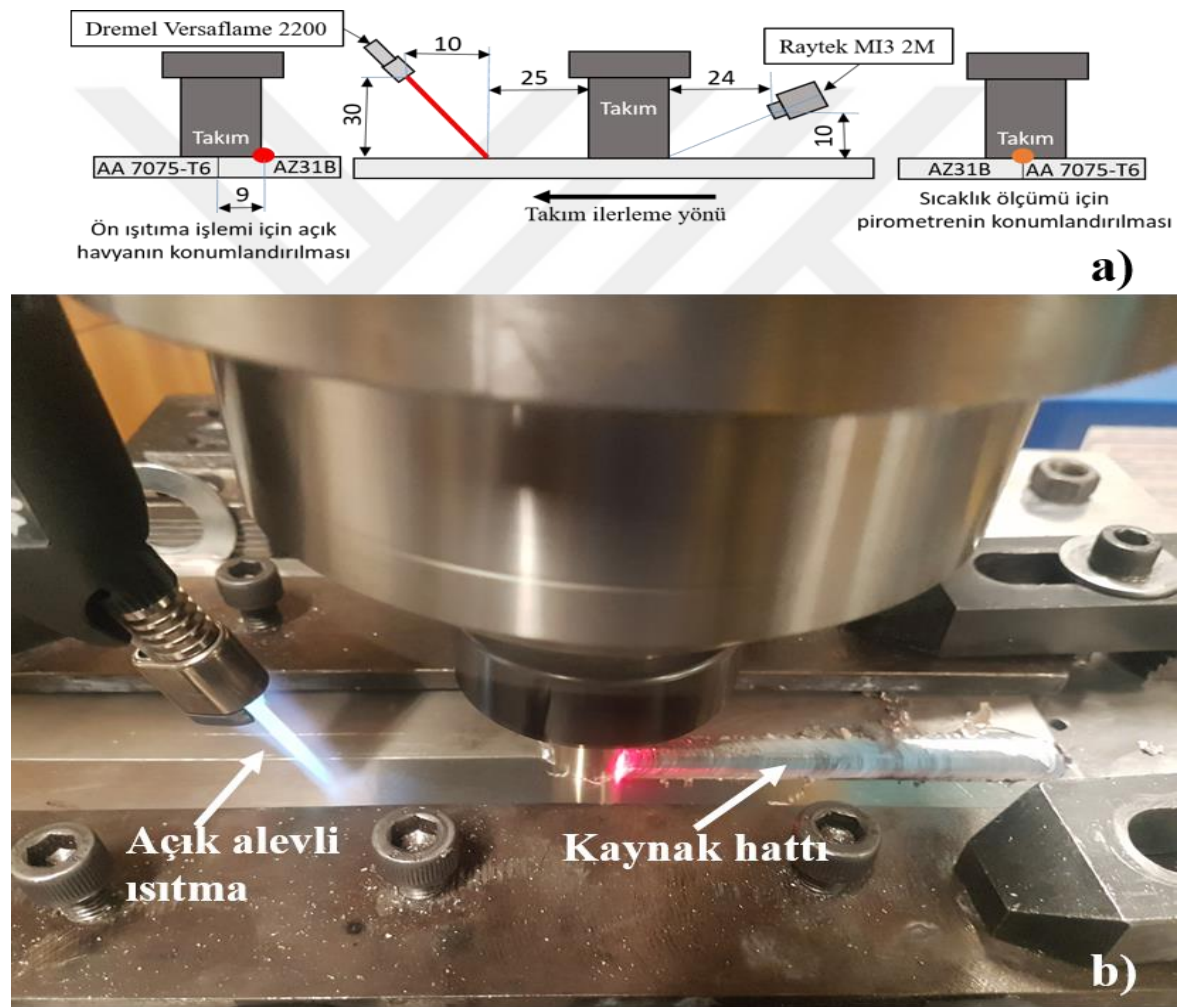
Tasarımı yenilenen kalıp üzerinde kullanılan lineer rulman ve lineer kızaklar sayesinde kaynak işlemi boyunca titreşim problemi ortadan kalkmıştır. Ayrıca birleştirilecek plakalar kalıp üzerine rijit bir şekilde, daha hızlı bağlanabilir duruma gelmiştir. Ön kaynak işlemleri ve geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinin sonuçları ayrıntılı değerlendirildikten sonra asıl kaynak işlemlerinin Resim 7.13’de görülen SKK düzeneği ile yapılmasına karar verilmiştir.



Resim 7.13. Açık alevli ısıtma SKK düzeneği genel görünümü

Bu SKK düzeneğinde rafine bütan gazı ile 75 dakika çalışma süresine ve 1200 °C açık alev sıcaklığına sahip Dremel marka Versaflame 2200 model havya kullanılmıştır. Sürtünme karıştırma kaynak işlemine başlamadan önce AA7075-T6 Al alaşımının mekanik özelliklerinin AZ31B Mg alaşımının mekanik özelliklerine göre daha üstün olmasından dolayı ısıtma işlemi AA7075-T6 Al alaşımı tarafından gerçekleştirilmiştir. AA7075-T6 alaşımı Dremel marka Versaflame 2200 model açık alevli gazlı havya ile ön ısıtma işlemine tabii tutulmuştur. Karıştırıcı takıma gerekli olan dalma derinliği verildikten sonra sürtünme

ile yeterli ısının oluşması için dört dakika beklenmiştir. Takıma ilerleme hareketi verilmeden bir dakika önce açık alev sistemi aktif hale getirilmiştir. Daha sonra freze tezgâhı kaynak işlemlerinde belirlenmiş olan tabla ilerleme hızı ile hareket ederken açık alevli ısıtma sistemi de tabla hareketi ile numuneleri ısıtarak birleştirme işlemi yapılmıştır. Böylece kaynaklı numunelerde oluşan kaynak kusurlarının azaltılması ve birleştirilmiş numunelerin mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi hedeflenmiştir. Ön ısıtma işleminde havya en yüksek sıcaklığa ayarlanmış ve Resim 7.14.a'da gösterildiği şekilde konumlandırılmıştır. Kaynak işlemleri sırasında ön ısıtma işleminin uygulaması Resim 7.14.b'de gösterilmiştir.



Resim 7.14. Asıl kaynak işlemleri SKK düzeneğinde a) açık alevli havya ve pirometrenin konumlandırılması, b) kaynak işleminin yapılışı

7.2.5. Asıl kaynak işlemlerinde kullanılan işlem parametreleri

Asıl kaynak işlemlerinin yapıldığı birleştirmeler Taguchi L_{16} ($4^2 \times 2^2$) deneysel tasarımı ile gerçekleştirilmiştir (Çizelge 7.6). Taguchi L_{16} dizini kullanılarak ilerleme tarafına hem AA

7075-T6 hem de AZ31B alaşımları konumlandırılarak iki set halinde kaynak işlemleri tamamlanmıştır.

Çizelge 7.6. Asıl kaynak işlemlerinde kullanılan işlem parametreleri

Faktörler	Birimi	Seviye 1	Seviye 2	Seviye 3	Seviye 4
Devir sayısı	dev/dak	500			
İlerleme hızı	mm/dak	20	22	24	26
Takım kaydırma miktarı	mm	0	0,25	0,5	0,75
Takım eğim açısı	Derece	0°	3°		
Uç geometrisi		Üçgen	Kare		

7.3. Tahribatlı ve Tahribatsız Muayene Yöntemleri

Ön kaynak işlemleri, geliştirilmiş ön kaynak işlemleri ve asıl kaynak işlemlerinin tamamında kaynatılan numuneler üzerinde hem tahribatsız hem de tahribatlı muayeneler yapılmıştır. Elde edilen verilerin yorumlanması ile de kaynak işlemi sistematığı ve kaynak parametrelerinin iyileştirilmesine yönelik bulgulara ulaşılmıştır.

7.3.1. Radyografik muayene

Kaynatılan numunelerin karıştırma bölgesinde gözle görülmeyen kaynak kusurlarının belirlenmesi için radyografik incelemeler de yapılmıştır. Radyografik incelemeler YXLON marka MGC-41 model dijital radrografi muayene sistemi ile yapılmıştır (EK-1). Muayene, EN 17636-2 standardına uygun olarak gerçekleştirilmiştir.

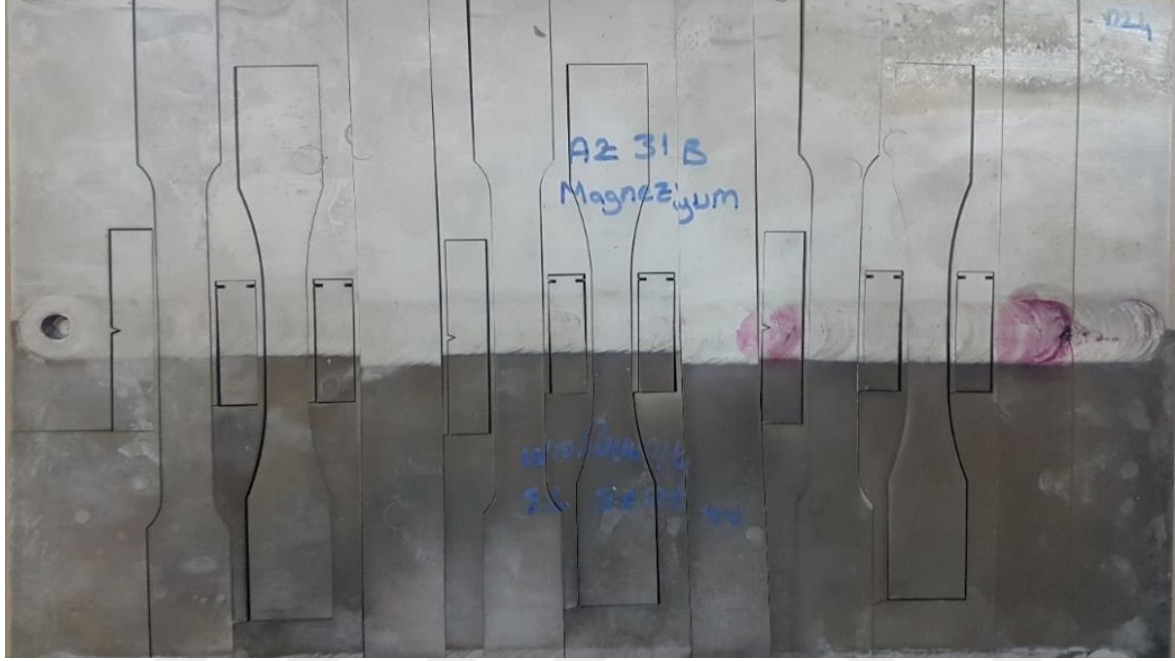
7.3.2. Sıvı penerant testi

Birleştirilen numunelerin yüzey kusurlarının daha net belirlenmesi için TS EN ISO 3452-1, TS EN ISO 3452-2 TSE EN ISO 23277 ve TS EN ISO 3059:2012 standartlarına uygun olarak sıvı penetrant testi yapılmıştır. Sıvı penetrant testi için yüzeyi hazırlanan numunelere ilk olarak BT 69 numaralı temizleme spreyi ile yüzey temizlenmiş ve daha sonra sırasıyla BT 68 numaralı sıvı penetrant, son olarak ta BT 70 geliştirici sprey uygulanmıştır (EK-2).

7.3.3. Tahribatlı muayene numunelerinin hazırlanması

Tahribatlı testler için numuneler MV 1200S model tel erozyon tezgâhında hazırlanmıştır

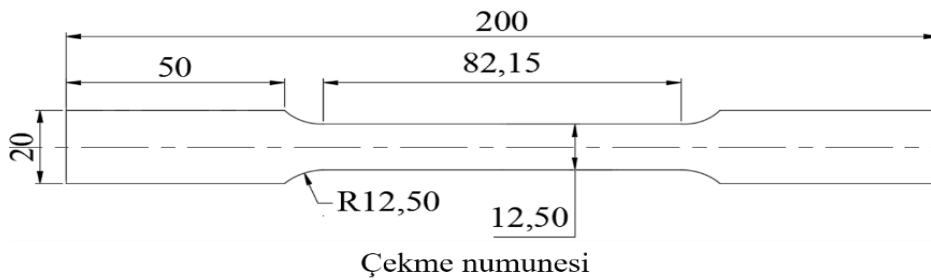
(EK-3). Birleştirilen numunelerin her birinden mekanik testlerde kullanmak üzere üçer adet test numunesi hazırlanmıştır. Mekanik testlerin değerlendirilmesinde her üç testin aritmetik ortalaması alınmıştır. Tel erozyon tezgâhında mekanik test standartlarına uygun olarak kesilen numunelerin görünüşü Resim 7.15’de verilmiştir.



Resim 7.15. Mekanik test numunelerinin tel erozyon tezgâhında kesilerek hazırlanışı

7.3.4. Çekme Testi

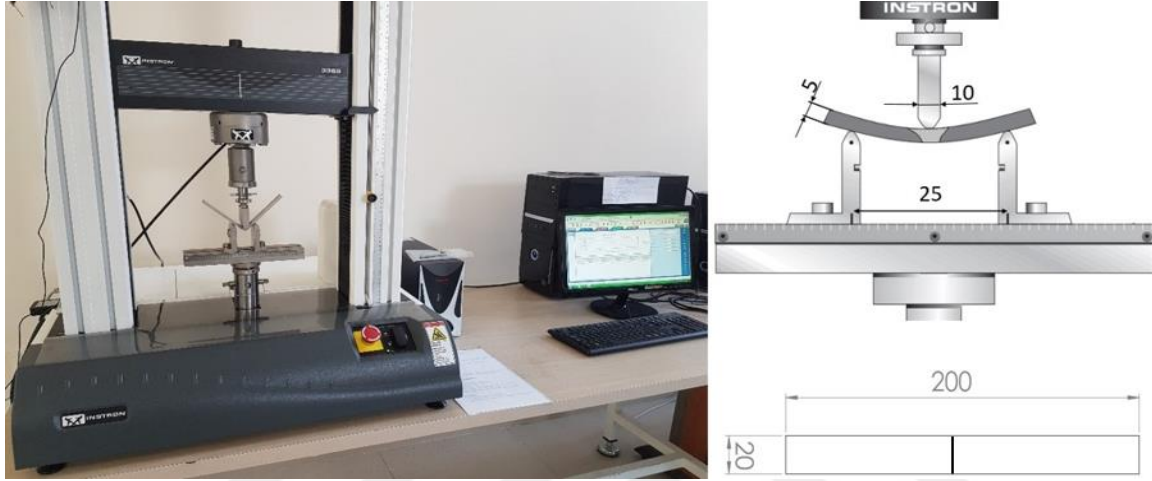
Kaynaklı birleştirmenin çekme dayanımı belirlemek için çekme numuneleri ASTM E8/E8M-09 standardına göre hazırlanmış (Şekil 7.1) ve 1 mm/dak hızında çekme testi yapılmıştır. Çekme ve eğme testleri Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde bulunan 50 kN kapasiteye sahip Instron 3369 çekme test cihazında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 7.1. Çekme test numunesi ölçüleri

7.3.5. Eğme testi

Eğme testlerinde kök eğme uygulanmış ve 180° eğme testinde, yükleme işlemine 1 mm/dak hızda çatlama veya kırılma meydana gelene kadar devam edilmiştir (Resim 7.16). Eğme testi esnasında mandren çapı ve destek açıklığının şematik gösterimi Resim 7.16’da verilmiştir. Destek açıklığının belirlenmesinde DIN EN910 standardı referans alınmıştır.



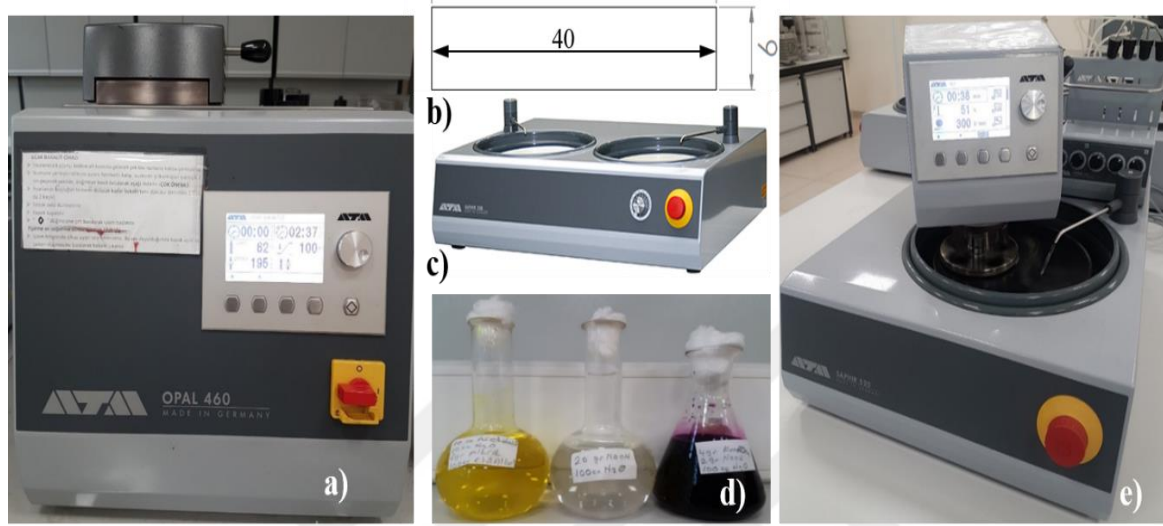
Resim 7.16. Eğme testi düzeneği ve eğme numunesinin gösterimi

7.3.6. SEM, EDS analizi, optik inceleme ve sertlik ölçüm numunesi

40 mm × 6 mm × 5mm ebatlarında hazırlanan numunelerin SEM analizi, EDS analizi, optik inceleme ve sertlik ölçümleri yapılmıştır. Numuneler ATA Marka Opal460 model cihazda sıcak bakalite alınmıştır (Resim 7.17.a). Bakalite alınan numuneler sırasıyla 200-1200 arası SiC zımparalar ile ATM Saphir 330 manyetik çift diskli zımparalama cihazında zımparalanmıştır (Resim 7.17.c). Zımparalama sonrasında 6 µm, 3 µm ve 1 µm’luk keçe ve solüsyon kullanılarak ATM Saphir 250 manyetik cihazında parlatılmıştır (Resim 7.17.e). Numunelerin parlatma işlemi tamamlandıktan sonra makro ve mikro inceleme için Resim 7.17.d’de görülen çözeltiler hazırlanarak dağlanmıştır.

Firouzdor ve Kou [199] tarafından geliştirilen yöntem ile dağlama işlemi gerçekleştirilmiştir. Dağlama işlemi üç aşamada gerçekleştirilmiştir. Birinci aşamada 100 ml ethanol içine; 10 ml asetik asit, 10 ml damıtılmış su ve 6 gr pikrik asit eklenerek birinci çözelti hazırlanmıştır. Bu solüsyon içinde numuneler 10 saniye bekletilmiştir. Daha sonra, 100 mL damıtılmış su içinde 20-g NaOH (Sodyum hidroksit) eklenerek ikinci çözelti

hazırlanmıştır. Bu çözelti içinde numuneler 40 saniye bekletilmiştir. En son aşamada ise 100 mL damıtılmış su içinde 4 gr KMnO_4 (Potasyum Permanganat) ve 2 gr NaOH (Sodyum hidroksit) eklenerek üçüncü çözelti hazırlanmıştır. Bu solüsyon içinde numuneler 10 saniye bekletilmiştir ve dağlama işlemi tamamlanmıştır.



Resim 7.18. SEM, EDS analizi, optik inceleme ve sertlik ölçüm numunesi hazırlama süreci, a) bakalit cihazı, b) numune ölçüleri, c) zımpara cihazı, d) dağlama solüsyonları, e) parlatma cihazı

7.3.7. Makro-mikroyapı ve SEM incelemesi

Resim 7.19.a' da gösterilen Leica DM 4000M metal mikroskobu kullanılarak kaynaklı numunelerin birleşme bölgesinde meydana gelen makro ve mikroyapısal değişimler incelenmiş ve yorumlanmıştır.



Resim 7.19. Makro-mikroyapı analizlerinde kullanılan mikroskoplar a) optik mikroskop, b) elektron mikroskobu

Resim 7.19.b’de gösterilen JEOL JSM-6060LV Taramalı Elektron Mikroskobu (Scanning Electron Microscope-SEM) ile kaynak hattının karıştırma bölgelerinin analizi çıkartılmıştır. Bu bölgenin kimyasal kompozisyonu ve element yoğunluğunu belirlemek için nokta ve alan EDS analizleri yapılmıştır.

7.3.8. Mikrosertlik ölçümü

Kaynaklı birleştirmelerin mikrosertlik ölçümleri için Kaleliler Bağlantı Elemanları kalite kontrol laboratuvarında bulunan EMCO-TEST marka Dura Scan G5 model cihaz kullanılmıştır (Resim 7.20). Vickers sertlik ölçümleri 100 gr yük 15 saniye süre ile 0,5 mm aralıkla birleştirme hattında 10 mm ilerleme tarafına 10 mm geri çekme tarafına olmak üzere 20 farklı noktadan gerçekleştirilmiştir.

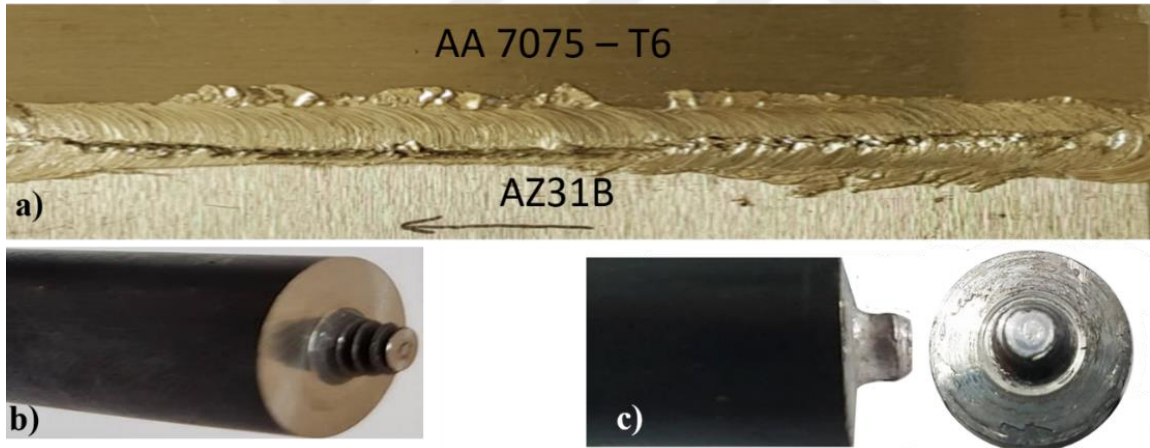


Resim 7.20. Sertlik ölçüm cihazı

8. ÖN BİRLEŞTİRMELER

8.1. Ön Kaynak İşlemleri

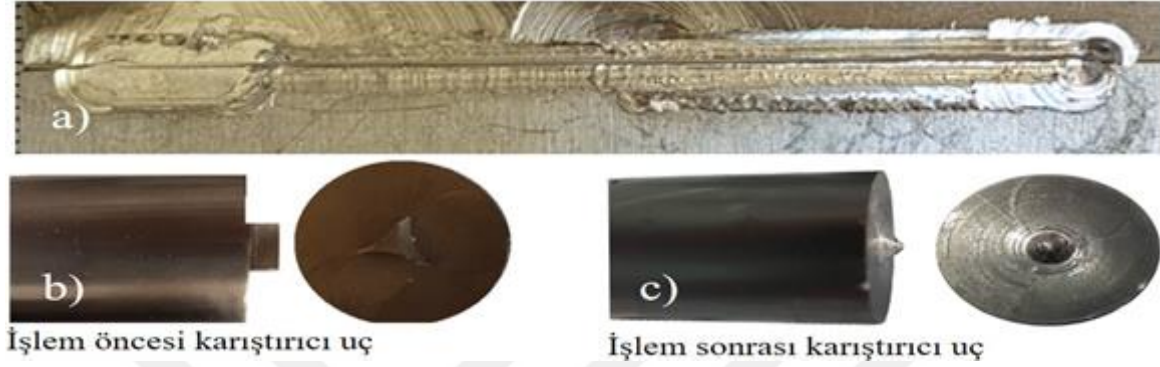
Ön kaynak işlemleri 100 mm × 100 mm × 3 mm ölçülerinde plakalar ile gerçekleştirilmiştir. SKK işleminde malzemeler AZ31B Mg alaşımı ilerleme tarafına AA7075 – T6 alaşımı geri çekme tarafına konumlandırılmıştır. Karıştırıcı takım olarak dışbükey üçgen ve konik vida olmak üzere iki farklı profile sahip takım seçilmiştir. Resim 8.1.a’da konik vida profilili takım ile 900 dev/dak devir sayısı, 20 mm/dak ilerleme hızı ve takıma takım kaydırma verilmeden yapılmış olan birleştirmeye ait resim görülmektedir. Birleştirme sonrasında birleştirme hattında açık kanal oluşmasının yanı sıra Al ve Mg alaşımlarının sünek yapıları ve karıştırıcı uç üzerindeki vida adımının düşük tutulmasından dolayı kaynak işlemi sonrası karıştırıcı takım üzerinde malzeme yapışması meydana gelmiş ve uç profili özelliğini kaybetmiştir (Resim 8.1.b).



Resim 8.1. 900 dev/dak devir sayısı ve 20 mm/dak ilerleme hızında a) birleştirme yüzeyi, b) birleştirme öncesi konik vidalı karıştırıcı takım, c) birleştirme sonrası konik vidalı karıştırıcı takım

Ön kaynak işlemlerinde dış bükey üçgen ucun olumlu sonuç vermesi üzerine farklı pim ve omuz çaplarına sahip üç farklı dış bükey profile sahip karıştırıcı takım (Çizelge 8.1.) ve bir adet iç bükey profile sahip karıştırıcı takım ile birleştirme işlemleri yapılmıştır. 900 dev/dak ve 25 mm/dak ilerleme hızında yapılan birleştirme işlemlerinde Resim 8.2.a’da görülen birleştirme elde edilmiş ancak Resim 8.2.b’de görülen içbükey karıştırıcı takım birleştirme işlemi sırasında kesit alanının azalmasından dolayı takım kırılarak Resim 8.2.c’de görüleceği üzere kullanılamayacak duruma gelmiştir. Bu nedenle kaynak işlemlerine Çizelge 8.1’de ölçüleri verilmiş olan dış bükey üçgen profile sahip karıştırıcı takımlar ile devam edilmiştir.

Ayrıca takımlar CrN (ionbond 30) ve AlCrN (CrosscutPlus) kaplama yapılarak SKK işlemi gerçekleştirilmiştir. Kaynak işlemleri sonucunda en başarılı birleştirme işlemi, Çizelge 8.1’de verilmiş olan iki numaralı takım ile elde edilmiş ancak birleştirmelerin istenilen kalitede olmadığı görülmüştür.



Resim 8.2. N: 900 dev/dak ve f: 25 mm/dak parametrelerinde iç bükey takım ile yapılan birleştirme işlemi a) kaynak yüzeyi b) birleştirme öncesi iç bükey takım c) birleştirme sonrası iç bükey takım

Çizelge 8.1. Ön kaynak işlemlerinde kullanılan dış bükey takım ölçüleri

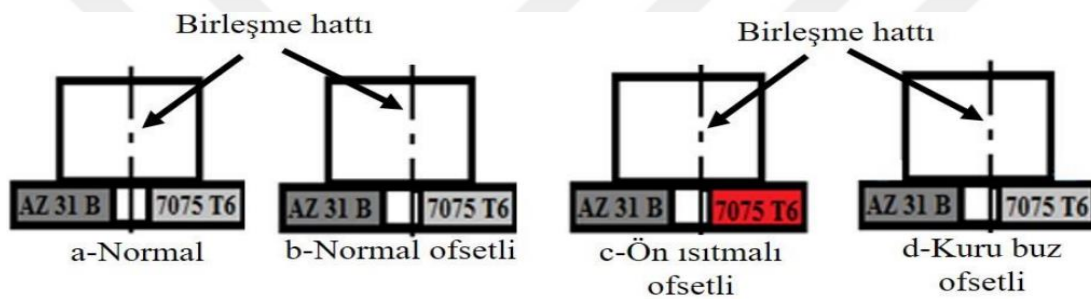
Takım no	Omuz çapı	Uç çapı	Bükey radüs	Uç uzunluğu
1	17,4	5,8	5	2,8
2	18,6	6,2	5,4	2,8
3	19,8	6,6	5,8	2,8

Ayrıca, birleştirilen malzemelerin sünek yapısından dolayı takım üzerine yapılan kaplama işleminin net bir etkisi görülmemiştir. Bu kaynak işlemlerinden elde edilen veriler doğrultusunda iki numaralı kaplamasız takım ile AZ31B alaşımı ilerleme tarafına konumlandırılarak, 0° takım açısı ve 0 mm takım kaydırma değeri Çizelge 8.2’de verilen devir sayısı ve ilerleme hızı parametreleri ile 21 adet birleştirme işlemi yapılmıştır.

Çizelge 8.2. 2 numaralı dış bükey takım ile yapılan ön kaynak işlemi parametreleri

Devir (dev/dak)	İlerleme hızı (mm/dak)	Devir (dev/dak)	İlerleme hızı (mm/dak)	Devir (dev/dak)	İlerleme hızı (mm/dak)
560	16	1120	16	1400	16
710	20		20		20
	16		25		25
	25		31,5		31,5
900	16		40		40
900	20		50		50
900	25		63		63

Birleştirilen numunelerin hem tahribatlı hem tahribatsız muayeneleri yapılmış ve elde edilen veriler yorumlanmıştır. Analizler sonucu 1120 dev/dak takım devrinde, 20 mm/dak ilerleme hızında, takım kaydırma 0 mm ve 0° takım açısında en iyi birleştirmenin elde edildiği görülmüştür. Daha sonra, karıştırıcı takıma AZ31B tarafına gelecek şekilde 1 mm takım kaydırma verilerek kaynak işlemleri tekrar edilmiş ancak birleştirme kalitesinde kabul edilebilir sonuçlar elde edilememiştir. Kaynak işlemlerinde istenilen çekme dayanımı ve kaynak kalitesi sonuçları elde edilemediği için numunelere ön ısıtma ve soğutma gibi yöntemler uygulanarak kaynak işlemleri tekrarlanmıştır. Numunelerin ön ısıtma işlemi 210 °C fırın içerisinde 15 dakika bekletilerek, soğutma işlemi ise kaynak sırasında numunelerin üzerine kuru buz uygulayarak gerçekleştirilmiştir (Şekil 8.1).

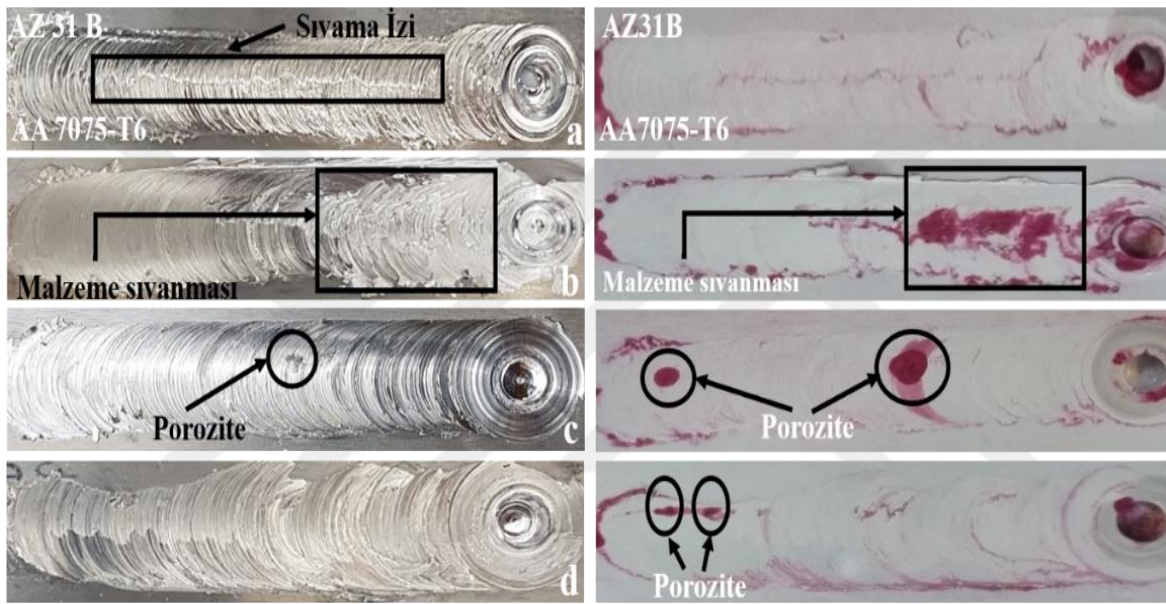


Şekil 8.1. Ön kaynak işlemlerinde kullanılan farklı kaynak yöntemlerinin şematik gösterimi

Her bir birleştirme işleminden önce, karıştırıcı takım plakaların üzerinde konumlandırılmış ve istenen baskı kuvveti elde edilene kadar -z yönünde hareket ettirilmiştir. Sürtünme ile oluşan ısı girdisinin istenilen seviyeye ulaşması için karıştırıcı takım bir dakika boyunca bu konumda bekletilmiştir. Dört farklı yöntem uygulanarak birleştirilmiş olan AA7075-T6 ve AZ31B alaşımlarının kaynak hattının makroyapı resimleri ve aynı numunelere ait sıvı penetrant testi sonrası görünüşleri Resim 8.3. a) ile d)' de sunulmuştur. Kaynak hattı üzerinde yapılan gözle muayene sonucunda kaynak yüzeylerinde çatlak oluşumu görülmemiştir. Karıştırıcı takımın magnezyum tarafına kaydırıldığı iki numaralı kaynak işleminde (Resim 8.3.b) kaynak yüzeyinde malzeme sıvanması meydana geldiği görülmüştür.

Mg alaşımları sürtünme katsayısının Al alaşımlarından düşük olmasından dolayı karıştırıcı takım üzerinde malzeme yapışması meydana geldiği ve devamında da kaynak hattı yüzeyinde malzeme sıvanması ile birlikte yüzeyde bozulma olduğu görülmüştür [39]. Bununla birlikte sıvı penetrant testi sonrası kaynak hattı üzerinde yer yer gözenek oluşumu meydana gelmiştir. AA7075 numunenin fırında ön ısıtma işlemine tabi tutulduktan sonra

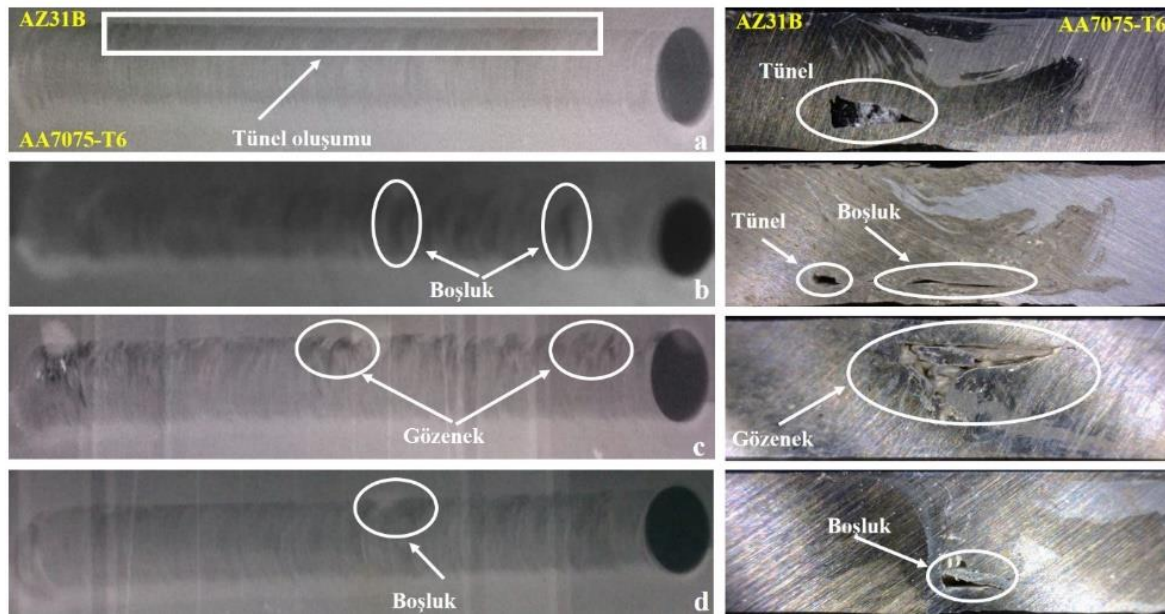
SKK işleminin yapıldığı üç numaralı yöntemde kaynak hattı üzerinde Resim 8.3.c’de görüleceği üzere sürekli olmayan gözenek oluşumu görülmüştür. SKK bir katı hal kaynak yöntemi olmasına rağmen Al/Mg alaşımlarının kaynağında, 430 °C’nin üzerinde meydana gelen Al_3Mg_2 (β) ve $Al_{12}Mg_{17}$ (γ) intermetalik bileşikler sıvılaşmaya başlamaktadır [155]. Üç numaralı yöntemde meydana gelen gözenek oluşumunun, alüminyum plakanın kaynak işleminden önce ısıtılmasıyla birlikte kaynak sırasında ortaya çıkan ısı sıvılaşmayı hızlandırdığı ve devamında soğuma hızına bağlı ani çekmeden kaynaklandığı düşünülmektedir.



Resim 8.3. N=1120 dev/dak, f= 20 mm/dak ve takım açış = 0° de yüzey inceleme ve sıvı penetrant testi sonucu, a) Normal, b) Normal takım kaydırmalı, c) Ön ısıtmalı, d) Kuru buz uygulamalı

Radyografik incelemeler yapılarak birleştirilen numunelerin iç kısımlarında herhangi bir hasar mekanizması meydana gelip gelmediği araştırılmıştır. Daha sonra numuneler tel erozyon tezgâhında kesilerek kesit görünüşü üzerinden de ayrıca kaynak kalitesi değerlendirilmiştir. Resim 8.4’de verilen makro resimler incelendiğinde hem radyografik hem de kesit görünüşte normal kaynak parametrelerinin kullanıldığı birinci ve ikinci yöntemde kaynak hattı boyunca düşük ısı girdisine bağlı olarak tünel ve boşluk şeklinde kaynak kusurlarının meydana geldiği görülmüştür [24, 63]. Ön ısıtmalı ve kuru buz ile soğutmalı yöntemde ise tünel oluşumu ortadan kalkmış ancak gözenek ve boşluk şeklinde kaynak kusurlarının meydana geldiği görülmüştür. Ön ısıtmalı yöntem ile yapılan birleştirmede oluşan gözenek yapısı incelendiğinde, katı hal kaynak yöntemi olan SKK

yönteminde sıvılaşma gözükmemektedir. SKK işleminde böyle bir formasyonun oluşumu beklenmemektedir. Bununla birlikte, Al/Mg alaşımların birleştirilmesinde yapısal sıvılaşma oluşmaktadır [155]. Isı girdisi artıktıkça bu yapısal sıvılaşma 437 °C ötektik sıcaklığında $Mg + Al_{12}Mg_{17} \rightarrow L$ ve 450 °C ötektik sıcaklığında $Al + Al_3Mg_2 \rightarrow L$ şeklinde oluşmaktadır [11, 156]. Kuru buz ile soğutularak yapılan birleştirmede ısı girdisinin azalması ile tünel oluşumu beklenirken kaynak hattında boşluk oluşumu meydana gelmiştir. Düşük ısı girdisinin yanı sıra tünel oluşumunun bir diğer sebebi ise; birleştirilen malzemelerin ısı iletim hızları arasında termodinamik dengenin oluşturulmaması da tünel yapısının oluşmasına neden olabilmektedir [63]. Dışarıdan yapılan soğutma işleminin malzemedeki ısı transferini değiştirmesi ve termodinamik dengenin sağlanması dolayısıyla tünel oluşumunun ortadan kalktığı düşünülmektedir. Isıtmalı ve soğutmalı yöntemler ile yapılan birleştirmelerin karıştırma bölgeleri incelendiğinde ilk iki birleştirmeye göre daha homojen bir karışma işlemi gerçekleştirildiği görülmektedir.

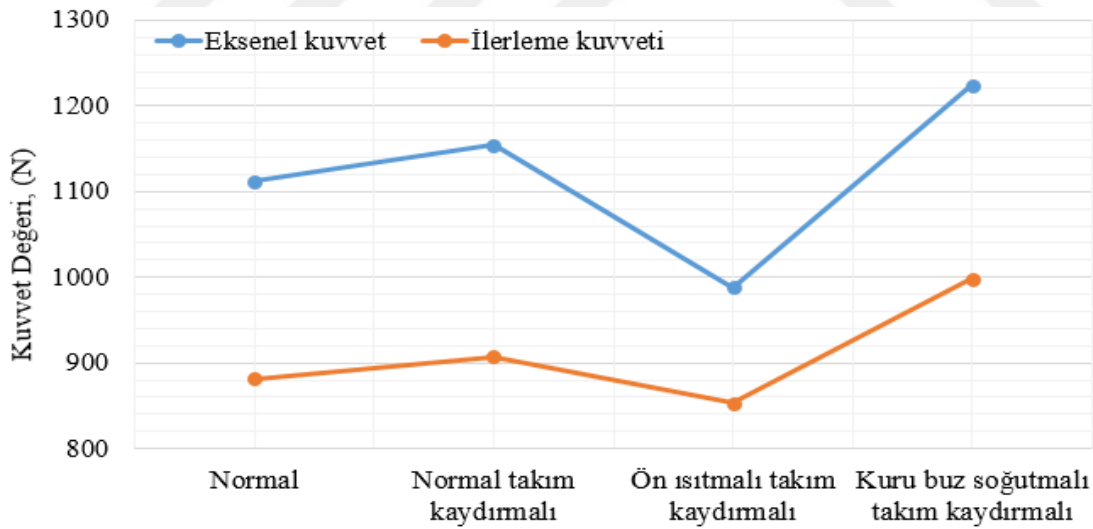


Resim 8.4. N=1120 dev/dak, f= 20 mm/dak ve 0° takım açısında birleştirilmiş numunelerin birleştirme hattının radyografik ve kesit görünüşleri, a) Normal, b) Normal takım kaydırmalı, c) Ön ısıtmalı, d) Kuru buz uygulamalı

Makro incelemede dikkat çeken bir diğer önemli husus ise gözenek ya da tünel oluşumlarının magnezyum tarafında gerçekleşmiş olmasıdır. Al/Mg alaşımlarının birleştirilmesinde Al alaşımları ister geri çekme tarafına ister ilerleme tarafına konumlandırılınsın, Al tarafında Mg tarafına göre daha fazla ısı oluşmaktadır [184]. Yüksek ısı oluşan bölgede daha iyi plastik deformasyon oluşacağından kaynak hataları Mg tarafına

konumlanmıştır. Kaynak hatalarının magnezyum alaşımı tarafında oluşmasının bir diğer sebebi ise her iki alaşımın farklı atomik yapıya sahip olmasındandır. Al alaşımları yüzey merkezli kübik yapıya sahip iken Magnezyum alaşımları hegzagonal sıkı paket yapıya sahiptirler[23, 184]. Hegzagonal sıkı paket atomik yapı, yüzey merkezli kübik yapıya göre daha zor plastik deformasyona uğramaktadır.

Kaynak işlemleri sırasında oluşan kuvvetler dinamometre ile ölçülerek kayıt edilmiştir. en düşük kuvvet değeri, ön ısıtma işlemine tabi tutulmuş numune de görülürken, en yüksek kuvvet değeri kuru buz ile soğutmanın yapıldığı birleştirme işleminde gözlemlenmiştir (Şekil 8.2). Ön ısıtma işlemine tabi tutulmuş numunenin plastik şekil değiştirmesi daha kolay olmasından dolayı kuvvet değerleri daha düşük gerçekleştiği, soğutulan numunenin plastik şekil değiştirmesinin daha zor hale gelmesi ise kuvvet değerlerinin daha yüksek çıkmasına neden olduğu düşünülmektedir. Magnezyum tarafına karıştırıcı takımın 1 mm kaydırılması ise kuvvet değerinde çok az bir miktarda artış meydana getirmiştir. Kuvvetteki bu artış, Mg alaşımlarının Al alaşımlarına göre sürtünme ile daha az ısı girdisi oluşturulmasından dolayı karıştırma bölgesinde plastik deformasyonun daha zor olmasından dolayıdır.



Şekil 8.2. SKK işlemi sırasında oluşan ilerleme ve eksenel kuvvet değerleri

8.2. Geliştirilmiş Ön Kaynak İşlemleri

Geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinin gerçekleştirilmesinde birleştirilen Al ve Mg alaşımlarının ölçüleri 300 mm × 100 mm × 5 mm dir. Ön kaynak işlemlerinde en iyi birleştirmenin elde edildiği karıştırıcı takım profili ve malzemesi aynı tutularak sadece pim

boyu 4,8 mm olarak güncellenerek karıştırıcı takımlar denenmiştir. Fakat artan pim uzunluğundan dolayı işlem esnasında karıştırıcı takımın omuz ve pim kısmının birleştiği noktadan kırılma meydana gelmiştir. Bu nedenle takım tasarımında ve takımın üretildiği malzeme de değişiklik yapılmasına karar verilmiştir. Bu kapsamda genişleyen ve tekrar karıştıran profiline sahip karıştırıcı takımlar tasarlanarak DIN 1.2344 sıcak iş takım çeliğinden imal edilmiş ve ısıtılma işlemi ile sertliği 54 HRC ulaştırılmıştır. Daha sonra yeni tasarım ve malzemeye sahip olan bu takımlar kullanılarak kaynak işlemleri yapılmış ve kaynak sırasında takımların uçları kırılmış ve kaynak işlemleri tamamlanamamıştır. Bu problemin üstesinden gelebilmek için karıştırıcı takım dayanımı daha yüksek olan ISO K10 kalite karbür malzemedan üretilmesine karar verilmiştir. Üçgen ve kare profile sahip iki farklı takım geometrisi tercih edilerek karıştırıcı takımlar üretilmiş ve geliştirilmiş ön kaynak işlemleri bu takımlar ile gerçekleştirilmiştir.

Bu kaynak işlemlerinde birleştirilecek plakaların boyutlarının değişmesine bağlı olarak baskı kuvvetinin artırılması ihtiyacı ortaya çıkmıştır. Doğru takım dönme hızını tespit edebilmek için yeni üretilmiş karıştırıcı takım ile birlikte bir dizi ön birleştirilme işlemi yapılmış ve elde edilen kaynaklı numunelerin incelenmesi sonucu en uygun devir sayısı 500 dev/dak olarak belirlenmiştir.

Geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinin uygulamasında AZ31B alaşımı ilerleme tarafına, AA 7075 – T6 alaşımı geri çekme tarafına konumlandırılmıştır. Birleştirme işleminin gerçekleştirilmesinde işlem parametreleri olarak sabit devir sayısı (500 dev/dak) , 4 farklı ilerleme hızı (20, 25, 30 ve 36 mm/dak), ilerleme tarafına 4 farklı takım kaydırma değeri (0 – 0,2 – 0,4 – 0,8), 2 farklı takım açısı (0° ve 1°) ve 2 farklı karıştırıcı takım profili (kare ve üçgen) olarak işlem değişkenleri belirlenmiştir. Geliştirilmiş ön kaynak işlemlerindeki işlem değişkenleri Taguchi L_{16} ($4^2 \times 2^2$) deneysel tasarımı kullanılarak belirlenmiştir (Çizelge 8.3).

Geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde, dalma hızı olarak tezgâhın en düşük ilerleme hızı olan 6 mm/dak ile karıştırıcı takımın malzemeye dalma işlemi gerçekleştirilmiştir. Dalma derinliği verildikten sonra pirometre ile sıcaklık kontrolü yapılarak istenilen sıcaklık seviyesi ulaşılan kadar karıştırıcı takım dalma konumunda 1 dakika bekletilmiştir. Çizelge 8.3’de verilmiş olan birleştirme parametreleri ile yapılmış olan kaynaklı birleştirmelere ait makro resimler Resim 8.5’de verilmiştir.

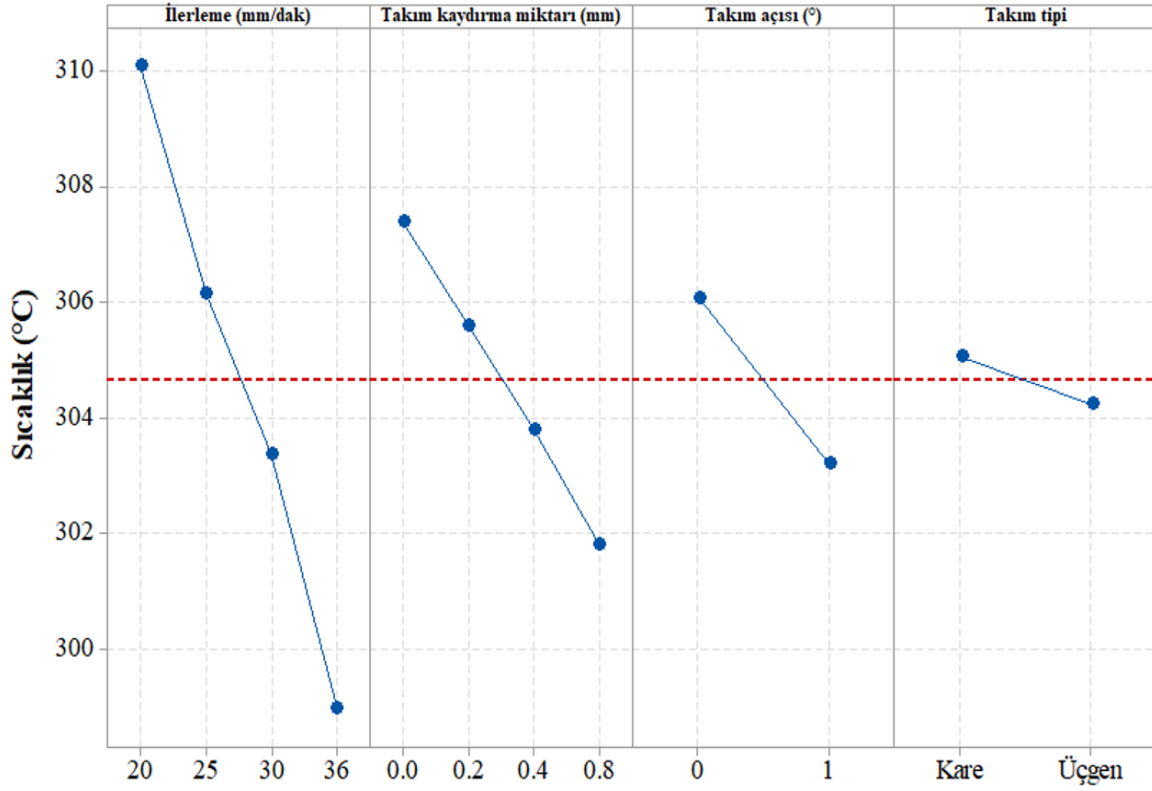
Çizelge 8.3. Geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde kullanılan parametreler

Kaynak işlemi numarası	İlerleme, mm/dak	Takım kaydırma miktarı, mm	Takım açısı, °	Takım tipi	Eksenel kuvvet, N	İlerleme kuvveti, N	Ortalama sıcaklık, °C
M1	20	0	0	Kare	7509,51	1398,63	314,80
M2	20	0,2	0	Kare	7298,48	1405,66	313,54
M3	20	0,4	1	Üçgen	6700,20	1540,95	307,41
M4	20	0,8	1	Üçgen	6238,14	1561,02	304,57
M5	25	0	0	Üçgen	8031,45	1675,01	309,22
M6	25	0,2	0	Üçgen	7804,43	1782,04	307,98
M7	25	0,4	1	Kare	6538,15	1375,08	305,21
M8	25	0,8	1	Kare	6099,09	1390,15	302,12
M9	30	0	1	Kare	7119,15	1455,27	304,99
M10	30	0,2	1	Kare	7003,12	1430,30	302,57
M11	30	0,4	0	Üçgen	7789,34	1793,34	303,07
M12	30	0,8	0	Üçgen	7312,29	1860,41	302,83
M13	36	0	1	Üçgen	7632,09	1743,10	300,51
M14	36	0,2	1	Üçgen	7420,06	1692,14	298,25
M15	36	0,4	0	Kare	7705,28	1621,92	299,51
M16	36	0,8	0	Kare	7215,22	1699,99	297,64



Resim 8.5. Geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde birleştirilen numuneler

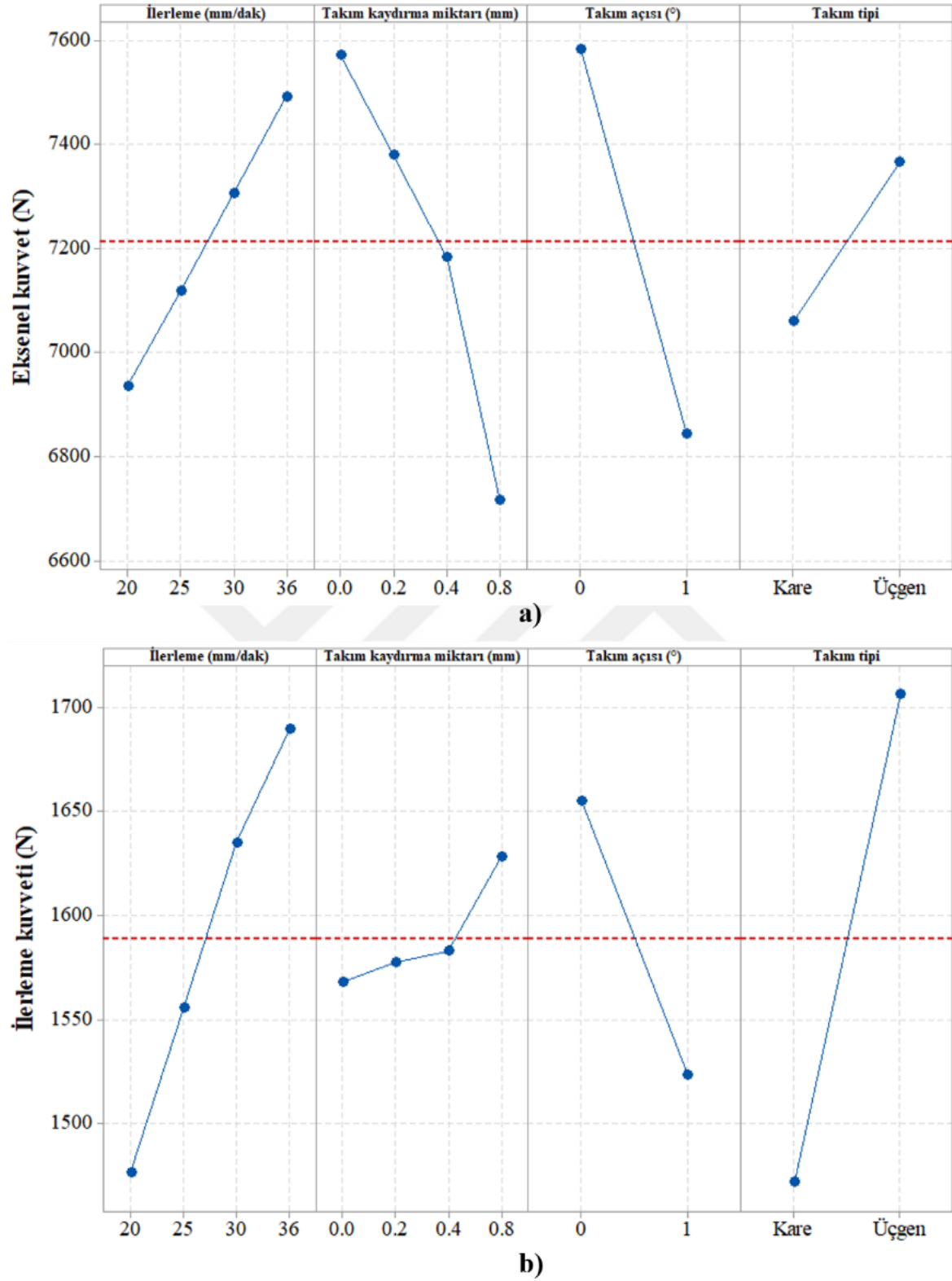
Yapılan birleştirilmeler esnasında oluşan ortalama sıcaklık ile ortalama eksenel kuvvet ve ilerleme kuvveti değerleri Şekil 8.3 ve Şekil 8.4’de verilmiştir.



Şekil 8.3. Geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde işlem parametrelerinin ortalama sıcaklığa etkisi

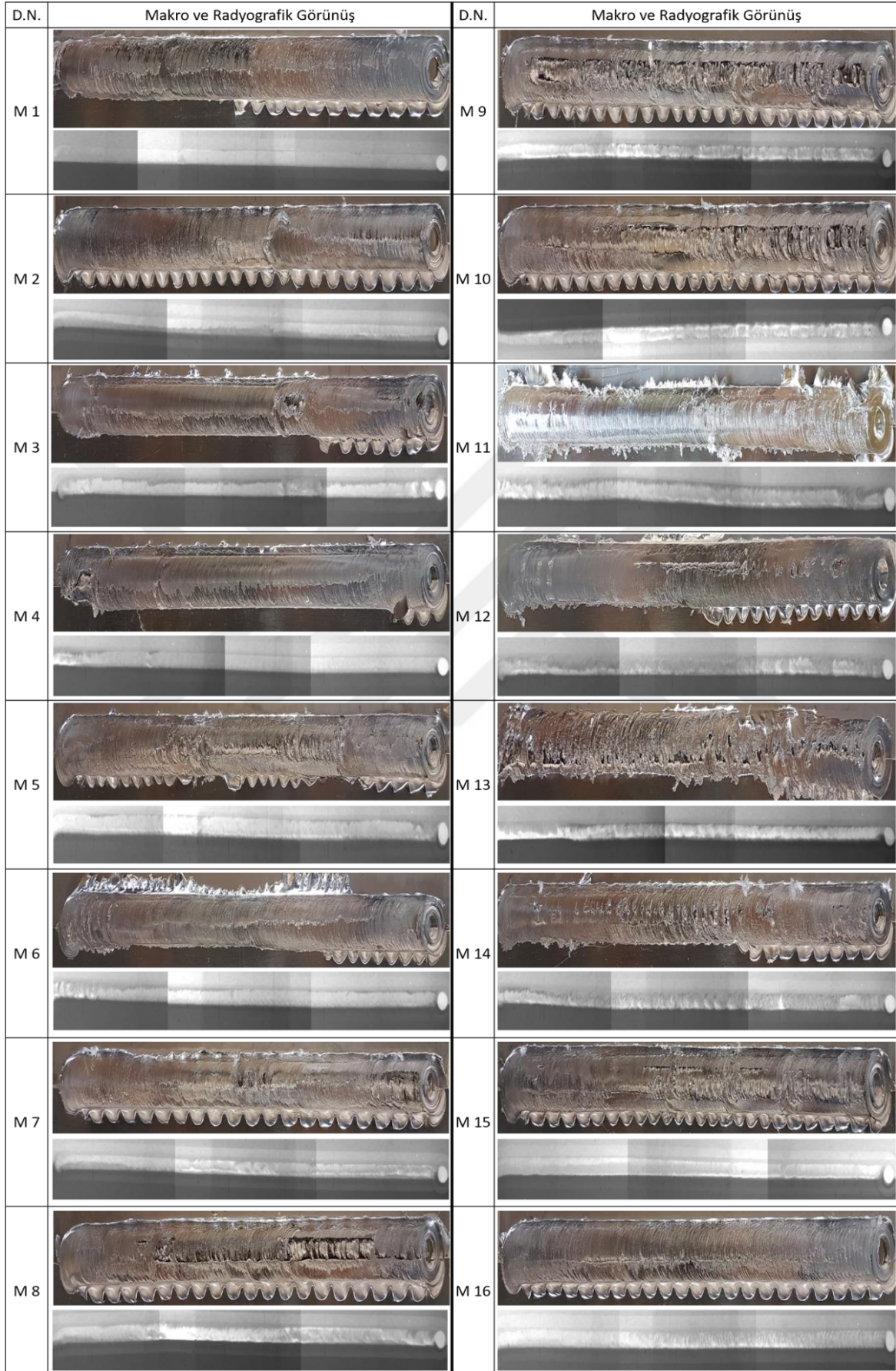
Sıcaklık grafiği incelendiğinde ilerleme hızının, takım kaydırma değeri ve eğim açısının artması ile kaynak sırasından sıcaklık değerinde azalma meydana gelmiştir. Ayrıca üçgen profile sahip takım ile yapılan kaynak işleminde kare profile sahip takıma göre sıcaklık değerinde azalma meydana geldiği görülmüştür. Kaynak parametrelerinin değişimi ile kaynak sırasında oluşan sürtünme oranına bağlı olarak sıcaklık değerleri de etkilenmiş, bu durum kuvvet değerlerinin artmasına veya azalmasına neden olmuştur. Grafikten görüleceği üzere, takım ilerleme hızının artması ile eksenel ve ilerleme kuvvetlerinde artış meydana gelmiştir.

Takım kaydırma değerinin artmasıyla eksenel kuvvet azalırken, ilerleme kuvvetinde bir miktar artış meydana gelmektedir. Takımın AZ31B tarafına kaydırılması ile eksenel kuvvetteki azalma AA7075 – T6 alaşımının mekanik özelliklerin AZ31B alaşımına göre daha yüksek olmasındandır. Takımın AZ31B alaşımına kaydırılmasıyla karıştırma bölgesindeki sıcaklığın azalması ilerleme kuvvetinde bir miktar artışa sebep olmuştur. Kaynak işleminde kuvvetlerin hem takım eğim açısından hem de takım profilinden etkilendiği görülmüştür.



Şekil 8.4. Geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde işlem parametrelerinin ortalama kuvvetlere etkisi a) eksenel kuvvet, b) ilerleme kuvveti

Ön kaynak işlemlerinde birleştirilen numuneler gözle muayeneye ve radyografik incelemeye tabi tutulmuşlardır (Resim 8.6).



Resim 8.6. Geliştirilmiş ön kaynak işlemi numunelerinin makro ve radyografi görüntüsü

Yapılan birleştirmeler incelendiğinde özellikle takım açısının 1° olarak ayarlandığı birleştirmelerde düşük ilerleme hızları (20 ve 25 mm/dak) hariç diğerk ilerleme hızlarında açık tünel oluşumu gözlemlenmiştir. Takım açısının 0° olduğu birleştirmelerde açık kanal oluşum probleminin yok olduğu, yüksek ilerleme hızlarında (30 ve 36 mm/dak) yapılan birleştirme işlemlerinde ise yüzeyde porozite oluşumları gözlemlenmiştir. Oluşan bu poroziteler artan ilerleme hızı ve takım kaydırma değeriine paralel olarak artış göstermiştir. Takım ilerleme hızı ve takım kaydırma değeriinin artışı ile porozite oluşumun artması SKK işlemin sırasında oluşan ısı girdisinin azalmasından kaynaklandığı düşünölmektedir.

Yapılan radyografik incelmeler özellikle takım açısının 0° olduğu birleştirmelerde kaynak üst yüzeyinde küçük porozite oluşumları dışında kusur görünmezken yapılan radyografik incelemede kaynak iç bölgesinde tünel formasyonuna benzer hatalar görölmektedir. 1°'lik açı ile oluşan açık tünel oluşumunun, 0°'lik birleştirmede kapalı tünel formasyonuna dönüşmesi artan ısı girdisi ile malzemelerin daha kolay plastik deformasyona uğraması ve daha homojen bir karıştırmabölgesi oluşmasının sonucudur.

Karıştırmacı takımın omuz kısmı, levha yüzeyine temas ettiğinde, kaynak ilerleme düzleminde bu yüzeylerin yukarıya doğru kalkma eğilimi gösterir ve kenarlarda çapak oluşumu gerçekleşir [200]. AA7075-T6 alaşımmının üstün mekanik özelliklerinden dolayı, çapak oluşumları geri çekme tarafına konumlandırılan AA7075-T6 alaşımmında oluşmaktadır.

Ön kaynak işlemlerinden elde edilen tecrübe ve deneysel verilerin değeriendirilmesi sonucunda asıl kaynak işlemin parametrelerine karar verilmiştir. Ayrıca malzeme metot bölümünde bahsedildiği üzere kalıp tasarımında iyileştirmeler yapılmış ve kaynak yapılacak plakalara ilave ısı uygulanmasına karar verilmiştir.

9. DENEYSEL BULGULAR ve TARTIŞMA

Yapılan ön kaynak işlemlerinde elde edilen veriler incelendiğinde ısı girdisinin artırılması gerekliliği ortaya çıkmıştır. Bunun için asıl kaynak işlemlerinde uygulanmak üzere melez SKK yöntemi ile AA7075-T6 alaşımı birleştirme işleminden önce ısıtılmış ve kaynak işlemi süresince de ısı sabit tutulmuştur. Ayrıca ısı girdisinin artırılması için dalma derinliği artırılmıştır. Birleştirme işlemlerinde ISO K10 kalite karbür üçgen ve kare profile sahip karıştırıcı takımlar ile yapılmıştır.

Asıl kaynak işlemlerinin gerçekleştirilmesinde sabit devir sayısı (500 dev/dak) , 4 farklı ilerleme hızı (20, 22, 24 ve 26 mm/dak), ilerleme tarafına 4 farklı takım kaydırma değeri (0 – 0,25 – 0,50 – 0,75), 2 farklı takım açısı (0 ° ve 3 °) ve 2 farklı karıştırıcı takım profili (kare ve üçgen) işlem parametreleri olarak belirlenmiştir. Asıl kaynak işlemleri Taguchi L₁₆ (4² × 2²) deneysel tasarımı kullanılarak ilerleme tarafına hem AA 7075 –T6 hem de AZ31B alaşımları konumlandırılarak yapılmıştır. Gerçekleştirilen gözle muayene sonucu AA 7075 – T6 alaşımının ilerleme tarafına konumlandırıldığı birleştirmelerin kalitesi daha yüksek olduğundan değerlendirmeler Çizelge 9.1’de verilen işlem parametreleri esas alınarak yapılmıştır. Ön kaynak işlemlerinin sonucu elde edilen veriler ışığında ilerleme hızı aralığının daha küçük tutulmasına önem gösterilerek işlem girdileri belirlenmiştir.

Çizelge 9.1. Asıl kaynak işlemlerinin gerçekleştirildiği birleştirme parametreleri.

Kaynak işlemi numarası	Devir, N, (dev/dak)	İlerleme hızı, f, (mm/dak)	Takım kaydırma, T _K , (mm)	Açı, T _A , (°)	Takım profili, T _P	İlerleme tarafı
D21	500	20	0	0	Kare	AA7075-T6
D22	500	20	0.25	0	Kare	AA7075-T6
D23	500	20	0.5	3	Üçgen	AA7075-T6
D24	500	20	0.75	3	Üçgen	AA7075-T6
D25	500	22	0	0	Üçgen	AA7075-T6
D26	500	22	0.25	0	Üçgen	AA7075-T6
D27	500	22	0.5	3	Kare	AA7075-T6
D28	500	22	0.75	3	Kare	AA7075-T6
D29	500	24	0	3	Kare	AA7075-T6
D30	500	24	0.25	3	Kare	AA7075-T6
D31	500	24	0.5	0	Üçgen	AA7075-T6
D32	500	24	0.75	0	Üçgen	AA7075-T6
D33	500	26	0	3	Üçgen	AA7075-T6
D34	500	26	0.25	3	Üçgen	AA7075-T6
D35	500	26	0.5	0	Kare	AA7075-T6
D36	500	26	0.75	0	Kare	AA7075-T6

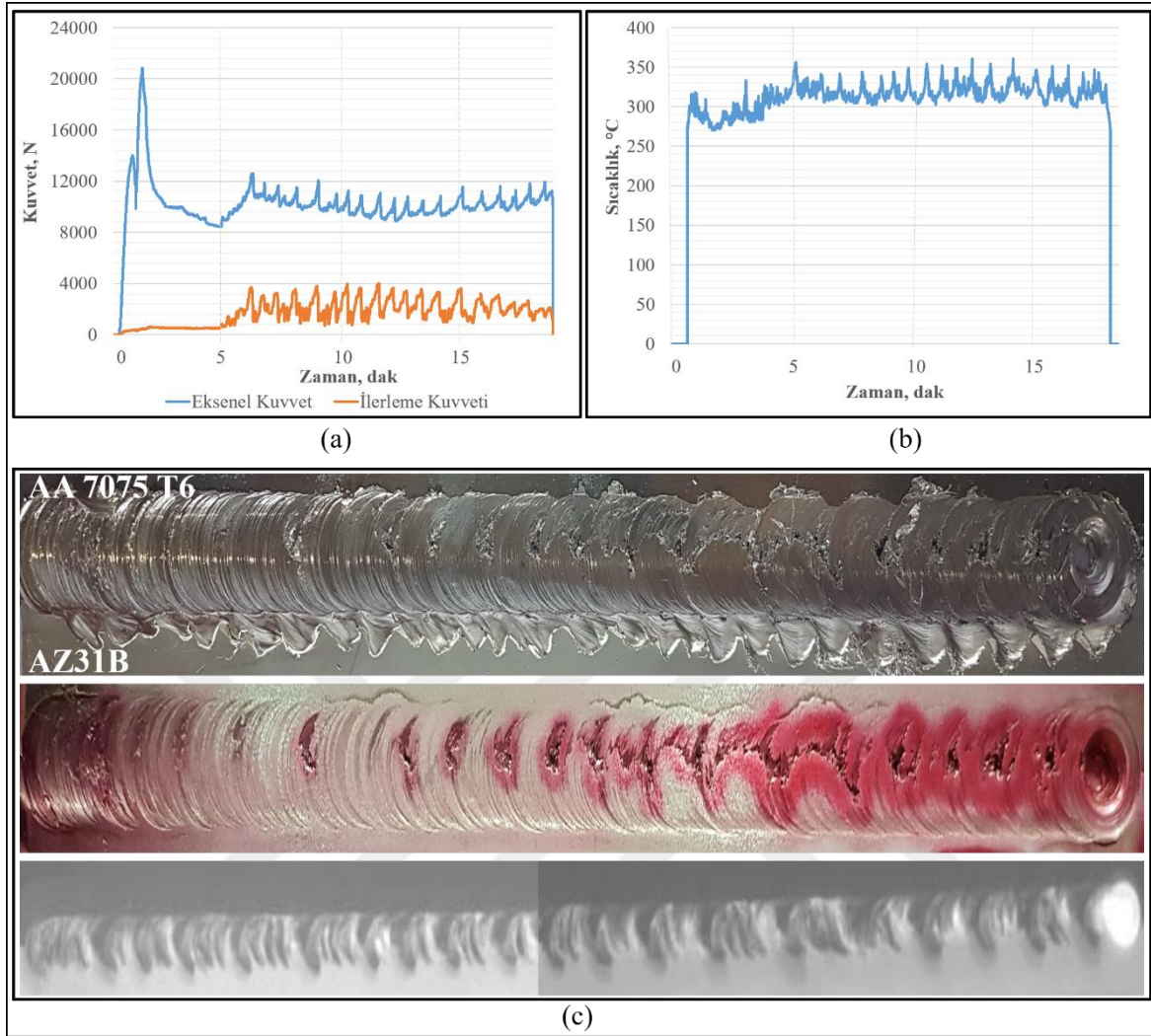
SKK işleminde tezgâhın sahip olduğu en düşük ilerleme hızı 6 mm/dak ile plakalara dalma işlemi gerçekleştirilmiş, dalma işlemi bittikten sonra gerekli ısının oluşması için dört dakika bekletilmiş ve ilave olarak ön ısıtma işlemi karıştırıcı takıma ilerleme hareketi verilmeden bir dakika önce başlanmıştır. Kaynak işlemleri sonucunda elde edilen kaynaklı birleştirmelere ait kaynak hattı makroyapı resimleri Resim 9.1’de verilmiştir.



Resim 9.1. Asıl kaynak işlemlerinde AA 7075 – T6 alaşımının ilerleme tarafına konumlandırıldığı birleştirmeler

9.1. Eksenel Kuvvet, İlerleme Kuvveti, Sıcaklık ve Tahratsız Muayene

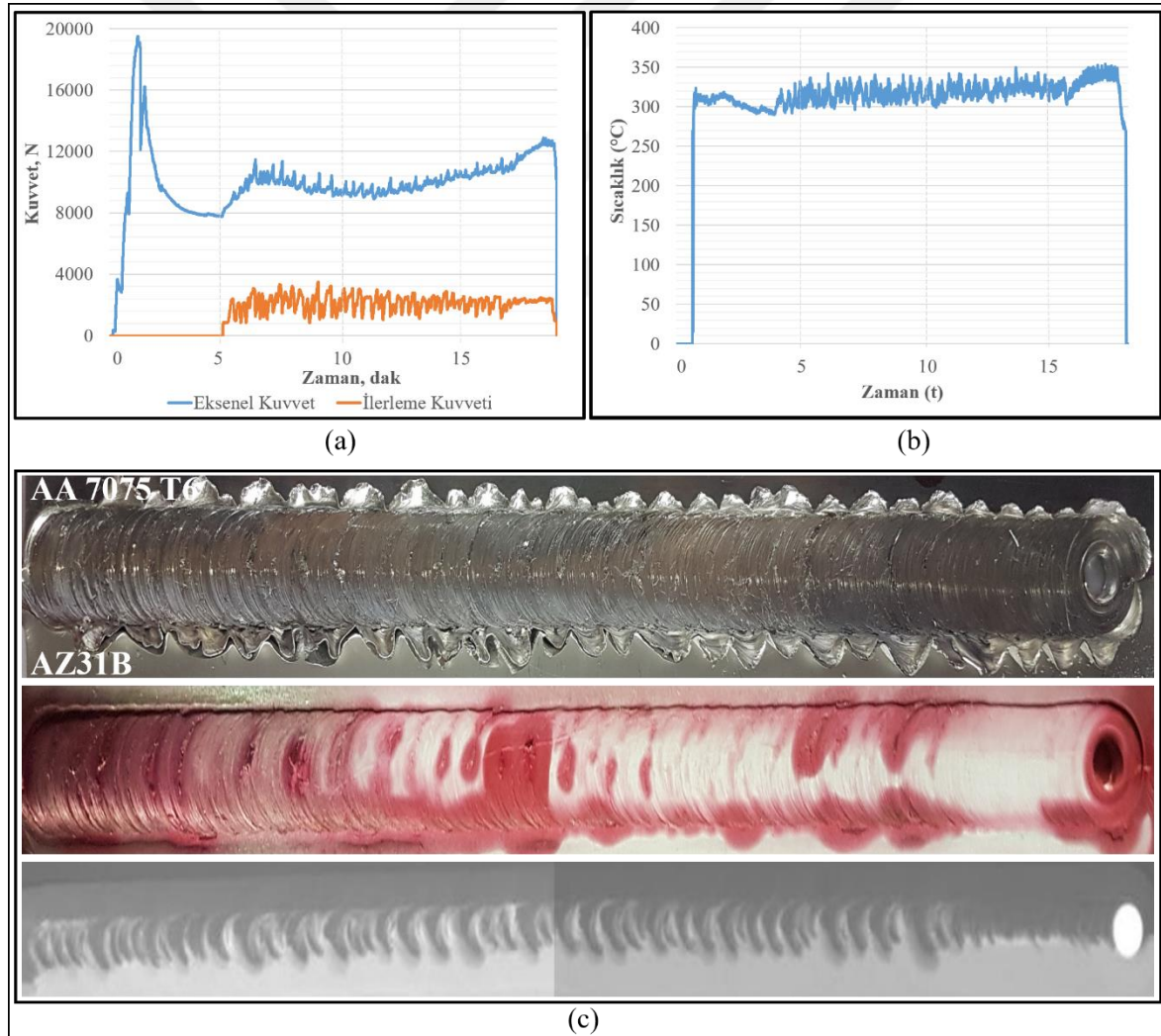
Şekil 9.1’de D21 nolu birleştirme esnasında oluşan eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti, sıcaklık oluşumu ve tahratsız muayene sonuçları görülmektedir. Bu birleştirmede ortalama eksenel kuvvet 10044 N, ortalama ilerleme kuvveti ise 2136 N olarak ölçülmüştür. Eksenel kuvvet ve ilerleme kuvveti grafiği incelendiğinde (Şekil 9.2. a) her iki kuvvet oluşumunda da dalgalanma meydana geldiği görülmektedir. Oluşan bu dalgalanma bağlama kalıbında uygulanan kuvvet dengeleyici yaylardan kaynaklanmaktadır. Eksenel kuvvetin artması ile basma yaylarına gelen kuvvetler artarak bağlama kalıbı üst plakasına gelen kuvveti dengelemektedir. Eksenel kuvvette oluşan bu değişim sürtünme kuvvetini anlık olarak etkileyerek sıcaklık da (Şekil 9.2.b) paralel olarak değiştirmektedir. İşlem esnasında ortalama sıcaklık değeri 315 °C dir. Artan sıcaklıkla beraber ilerleme kuvveti azalmaktadır.



Şekil 9.1. D21 nolu (f:20 mm/dak, T_K : 0 mm, T_A : 0°, T_P : kare) birleştirme sonucunun a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahriratsız muayene

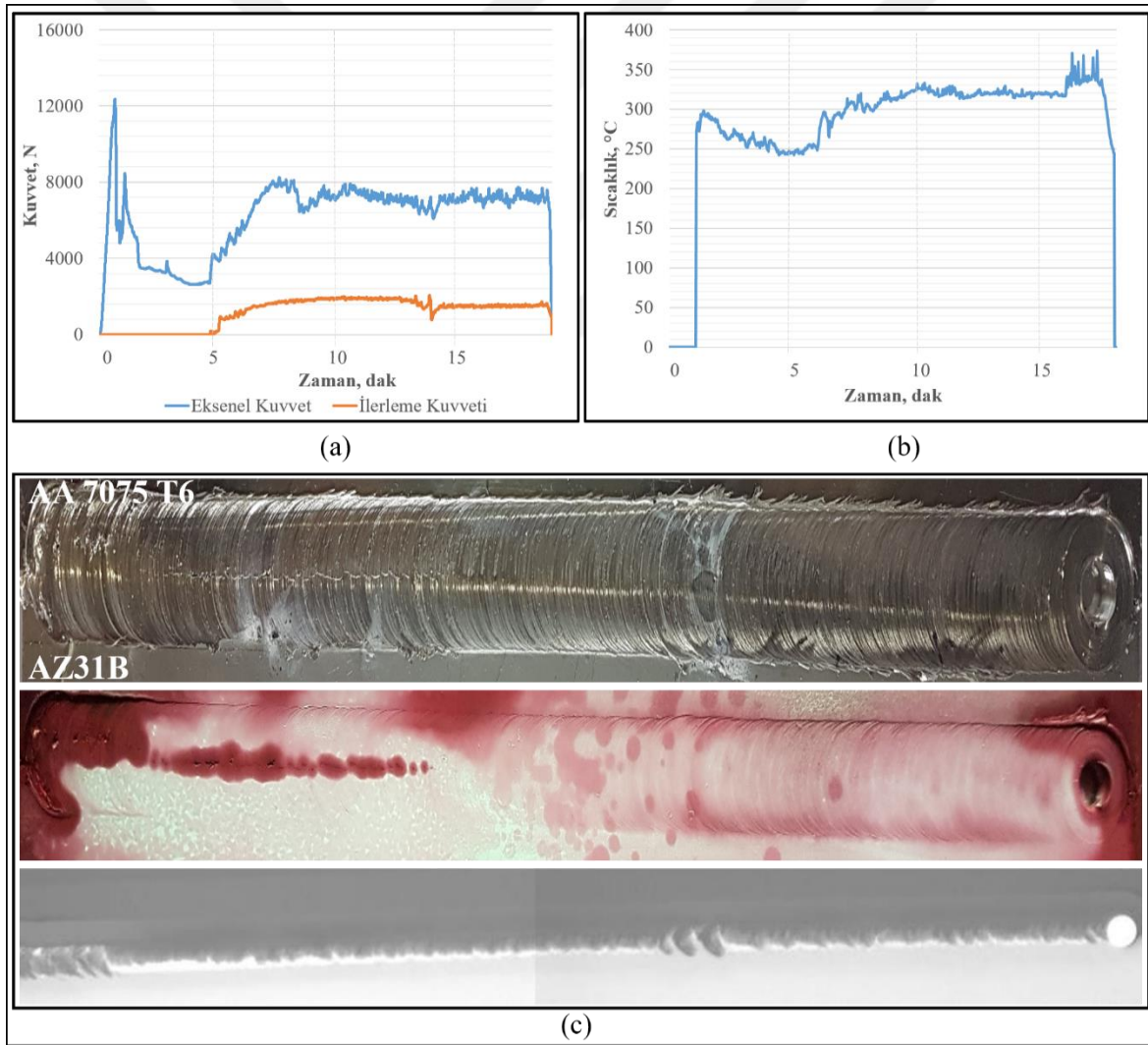
D21 nolu birleştirme sonucu elde edilen numunenin tahribatsız muayenesi incelendiğinde (Şekil 9.1.c) porozite benzeri boşluklar dikkat çekmektedir. İlk boşluk oluşumu sonrası ilave boşlukların daha sık olarak gerçekleşmektedir. Oluşan bu kusurların temel etkeni takım kaydırma değerinin sıfır olmasından kaynaklanmaktadır. Literatürde benzer sonuçların beyan edildiği tespit edilmiştir. Karıştırıcı takım kaynak hattında kaydırılmadan SKK işlemi gerçekleştirildiğinde kaynak bölgesinde düzensizlik, yetersiz karışımı gösteren zikzak oluşumu, çapak, karıştırma bölgesinde çatlaklar ve boşluklar gözlenmektedir [23, 160]. Radyografik incelemede gözlemlenen homojen olmayan karışmaya, sıcaklık oluşumdaki dalgalanmanın sebep olduğu düşünülmektedir. SKK işlemi esnasında artan ısı girdisi ile malzeme takım ile sürüklenmeyecek kadar yumuşadığı için karışım homojen olmamaktadır [191].

D22 nolu birleştirme sonucu oluşan eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti sıcaklık oluşumu Şekil 9.2’de verilmiştir. İşleme esnasında oluşan ortalama eksenel kuvvet 9945 N, ortalama ilerleme kuvveti 2193 N ve ortalama sıcaklık ise 316 °C’dir. Şekil 9.2.c’de birleştirilen plakaların tahribatsız muayene sonucu görülmektedir. D22 nolu birleştirmede D21 nolu birleştirmeye göre daha stabil kuvvet ve sıcaklık oluşumu gözükmesi ve beraberinde porozite oluşumlarının boyutlarının küçülmesi, karıştırıcı takımın ilerleme tarafına 0,25 mm kaydırılmasından kaynaklanmaktadır. Literatürde takım kaydırma mesafesinin önemine ve SKK işlemindeki etkisine vurgu yapılmıştır. Takım kaydırma değerinin artması ile belli bir takım kaydırma mesafesine kadar kaynak kusurları azalırken uygun bir kaydırma mesafesinden sonra takımın kaydırılmasına devam edilmesi kusurları tekrardan oluşturmaktadır [113].



Şekil 9.2. D22 nolu (f :20 mm/dak, T_K : 0,25 mm, T_A : 0°, T_P : kare) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene

Şekil 9.3’de D23 nolu birleştirme esnasında oluşan eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti, sıcaklık oluşumu ve tahribatsız muayene sonuçları görülmektedir. D23 nolu işlem parametreleri kullanılarak yapılan kaynak işlemleri sonucunda, ortalama eksenel kuvvet 7100 N, ortalama ilerleme kuvveti 1594 N ve ortalama sıcaklık 319 °C olarak gerçekleşmiştir. Hem ilerleme hem de eksenel kuvvetinin azalması takım kaydırma değerine bağlı olarak artan sıcaklık ile ilgilidir. Al/Mg alaşımlarının SKK ile birleştirilmesi üzerine yapılan çalışmalarda araştırmacılar; Al alaşımları Mg alaşımlarına göre sürtünme ile daha yüksek ısı ürettiğini belirtmişlerdir[24, 30]. Al alaşımlarının yüzey merkezli kübik yapısı, Mg alaşımlarının sıkı paket hegzagonal yapısına göre deformasyon için daha fazla aktif kayma düzlemi vardır. Bu yüzden Al, Mg ile kıyaslandığında daha fazla deforme olabilir ve ısı açığa çıkar [23, 149].

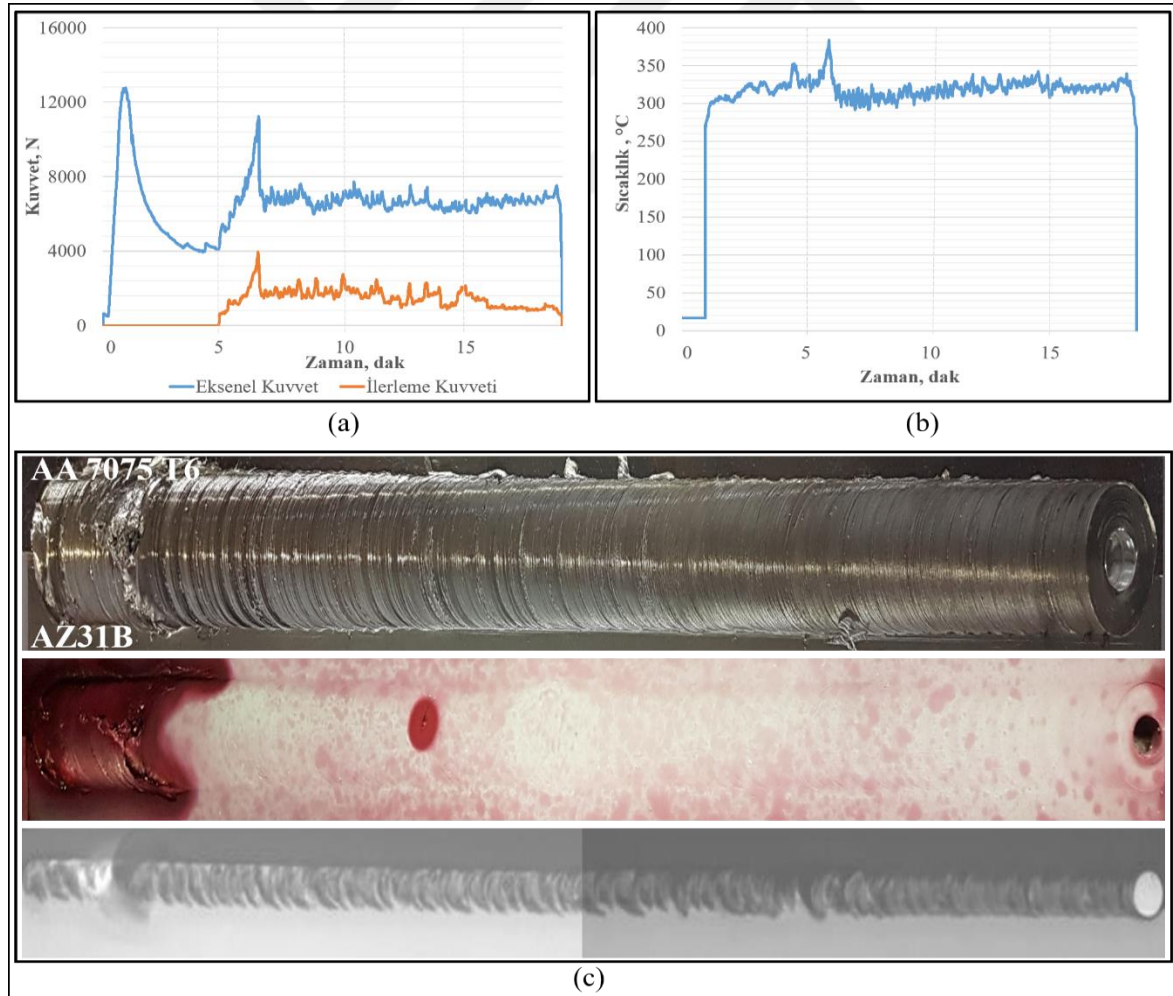


Şekil 9.3. D23 nolu (f:20 mm/dak, T_K : 0,50 mm, T_A : 3°, T_P : üçgen) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene

D23 nolu birleştirmenin tahribatsız muayenesinde birleştirmenin başlangıç kısmında çatlak

oluşumu meydana geldiği ve daha sonra bu çatlak oluşumunun ortadan kaybolduğu görülmektedir. Çatlak oluşumunun kaynak hattının kontrolsüz soğumasından kaynaklandığı ve daha sonra kalıbın ısınmasıyla birlikte de sona erdiği düşünülmektedir. Bir diğer dikkat çeken husus ise geri çekme tarafında (AZ31B) azalarak devam eden tünel oluşumudur. Tünel oluşumunun azalması Şekil 9.3.b’de görüldüğü üzere artan sıcaklıkla ilişkilidir. Artan ısı girdisi plastik deformasyonun daha kolay gerçekleşmesini sağladığından tünel oluşumunu azaltmıştır [24]. Al ve Mg alaşımlarının SKK ile kaynağında Al tarafında daha yüksek ısı girdisinin oluşumu [113] ve pimin açtığı boşluğu doldurmak için ilerleme tarafından geri çekme tarafına doğru akış göstermesi [31] tünel oluşumunun geri çekme tarafında konumlanmasına neden olmaktadır.

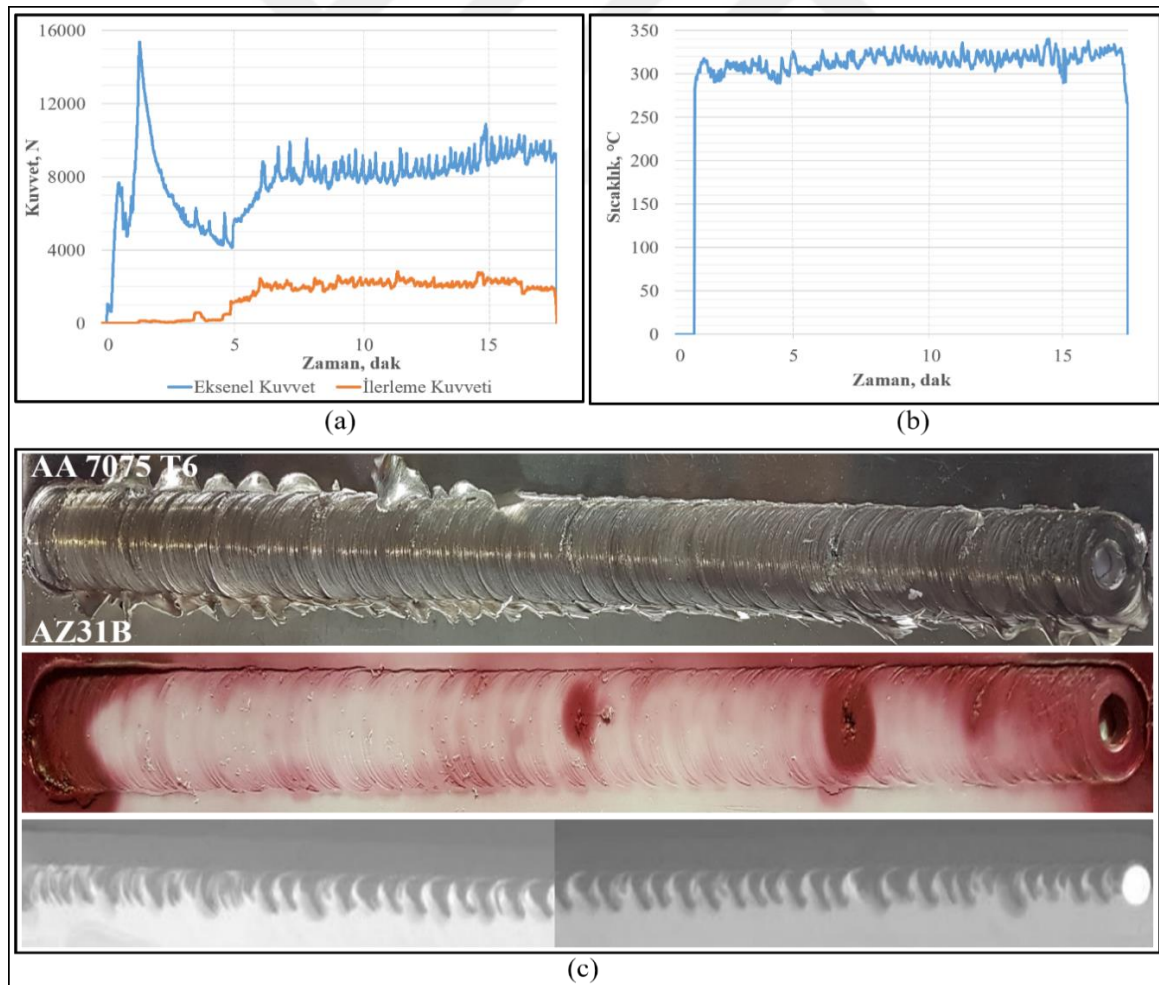
Şekil 9.4’de D24 nolu birleştirme esnasında oluşan aksel kuvvet, ilerleme kuvveti ve sıcaklık ile birlikte tahribatsız muayene sonuçları görülmektedir.



Şekil 9.4. D24 nolu (f:20 mm/dak, T_K : 0,75 mm, T_A : 3°, T_P : üçgen) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve aksel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene

D24 nolu kaynaklı birleştirme parametreleri kullanılarak yapılan kaynak işlemi sonucunda, ortalama eksenel 6649 N, ortalama ilerleme kuvveti 1478 N ve ortalama sıcaklık değeri 321 °C olarak ölçülmüştür. Kuvvet ve sıcaklık grafikleri incelendiğinde, kaynak işlemi başladıktan bir müddet sonra ilerleme kuvvetinde azalma, sıcaklıkta ise artma davranışı görülmeye başlamıştır. Sıcaklık değerinin artması ile birlikte plastik deformasyon işleminin daha kolay gerçekleşmesi, ilerleme kuvvetinde azalmaya neden olmuştur. Yapılan tahribatsız muayenede karıştırıcı takımın dalma ve bekleme işlemi gerçekleştirildiği alan değerlendirme dışı bırakıldığında küçük bir porozite oluşumu dışında oldukça başarılı bir birleştirme işleminin gerçekleştiği görülmektedir. Ayrıca radyografik incelemede yüksek mekanik kilitleme özelliğine sahip homojen bir karışım bölgesi gözlemlenmektedir.

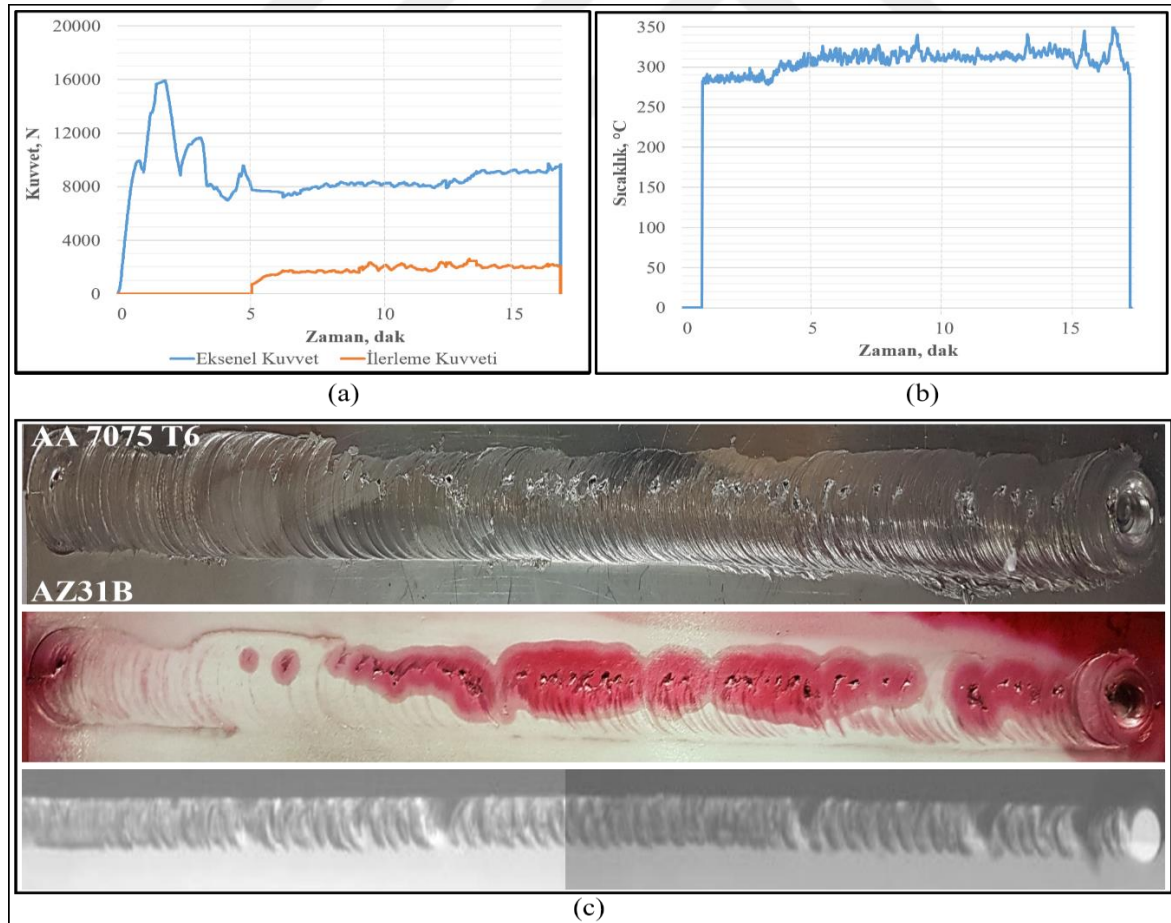
Şekil 9.5’de D25 nolu birleştirme esnasında oluşan eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti ve sıcaklık ile birlikte tahribatsız muayene sonuçları görülmektedir.



Şekil 9.5. D25 nolu (f:22 mm/dak, T_K : 0 mm, T_A : 0°, T_P : üçgen) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene

D25 nolu birleştirmede ortalama eksenel kuvvet 8540 N, ortalama ilerleme kuvveti 2028,59 N ve ortalama sıcaklık değeri 310, 64 °C olarak gerçekleşmiştir. D25 nolu birleştirmede oluşan kuvvet ve sıcaklık oluşumunda D21 nolu kaynaklı birleştirmede olduğu gibi dalgalanmalar oluşmakta ve bu ani değişikler daha sık tekrar etmektedir. D21 ve D25 nolu birleştirmelerde gözlemlenen bu dalgalanmalara, her iki birleştirme işleminde ortak parametre olan takım kaydırma değerinin 0 mm olmasının yol atđđı düşünülmektedir. Takım kaydırılmadan gerçekleştirilen birleştirmelerde kaynak bölgesinde düzensizlikler ve zikzak oluşumları doğmakta ve bunlar dalgalanmaya neden olabilmektedir. Bu kaynak işlemi parametresinde takım ilerleme hızının yüksek olması ilerleme kuvvetinin de yüksek oluşmasına neden olmuştur. Sıcaklık değerinde de bir miktar artış meydana gelmiş ancak ilerleme kuvvetinin azalmasına bir katkı sunmamıştır.

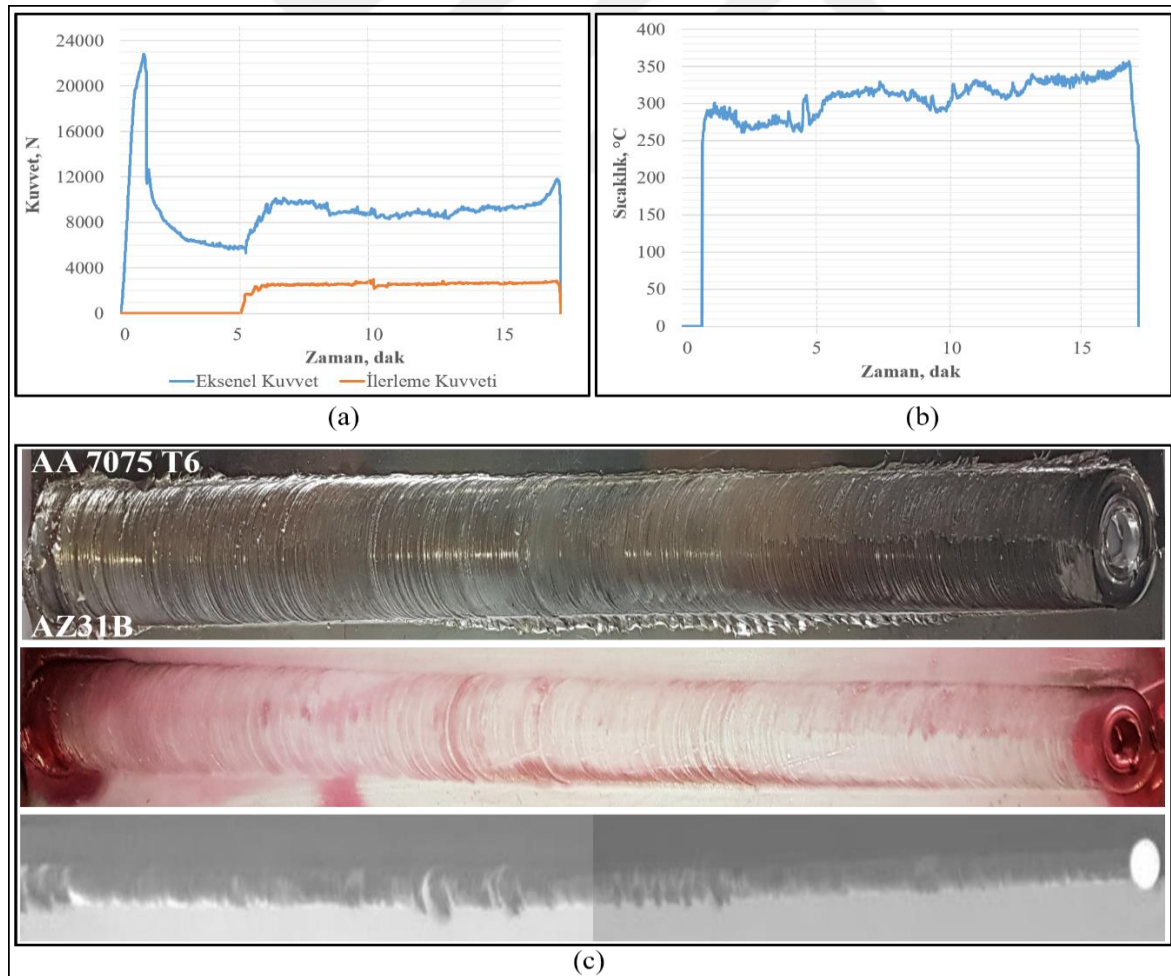
şekil 9.6'de D26 nolu birleştirme esnasında oluşan eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti ve sıcaklık ile birlikte tahribatsız muayene sonuçları görülmektedir.



şekil 9.6. D26 nolu (f:22 mm/dak, T_K : 0,25 mm, T_A : 0°, T_P : Üçgen) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene

D26 nolu kaynak işlemi parametreleri kullanılarak yapılan birleştirme sonucunda, ortalama eksenel kuvvet 8260 N, ortalama ilerleme kuvveti 1961,00 N ve ortalama sıcaklık değeri 309,69 °C olarak gerçekleşmiştir. İşleme başladıktan belli bir süre sonra kaynak hattında porozite oluşumları meydana geldiği görülmektedir. Eksenel kuvvetteki artış ve deforme olmuş malzemenin incelmesinin sonucu olarak malzemenin takımın omuz kısmından çıkmasına yol açarak porozite oluşumu meydana gelebilmektedir [142]. Porozite oluşumunda dikkat çeken bir diğer husus ise oluşumların ilerleme tarafına konumlanmasıdır. İlerleme tarafında malzeme takıma ters akış gösterirken geri çekme tarafında malzeme akışı takım ile aynı yöndedir. Bu durum geri çekme tarafında bulunan yüzeyde malzeme sıvanmasının daha kolay olmasını sağlamaktadır.

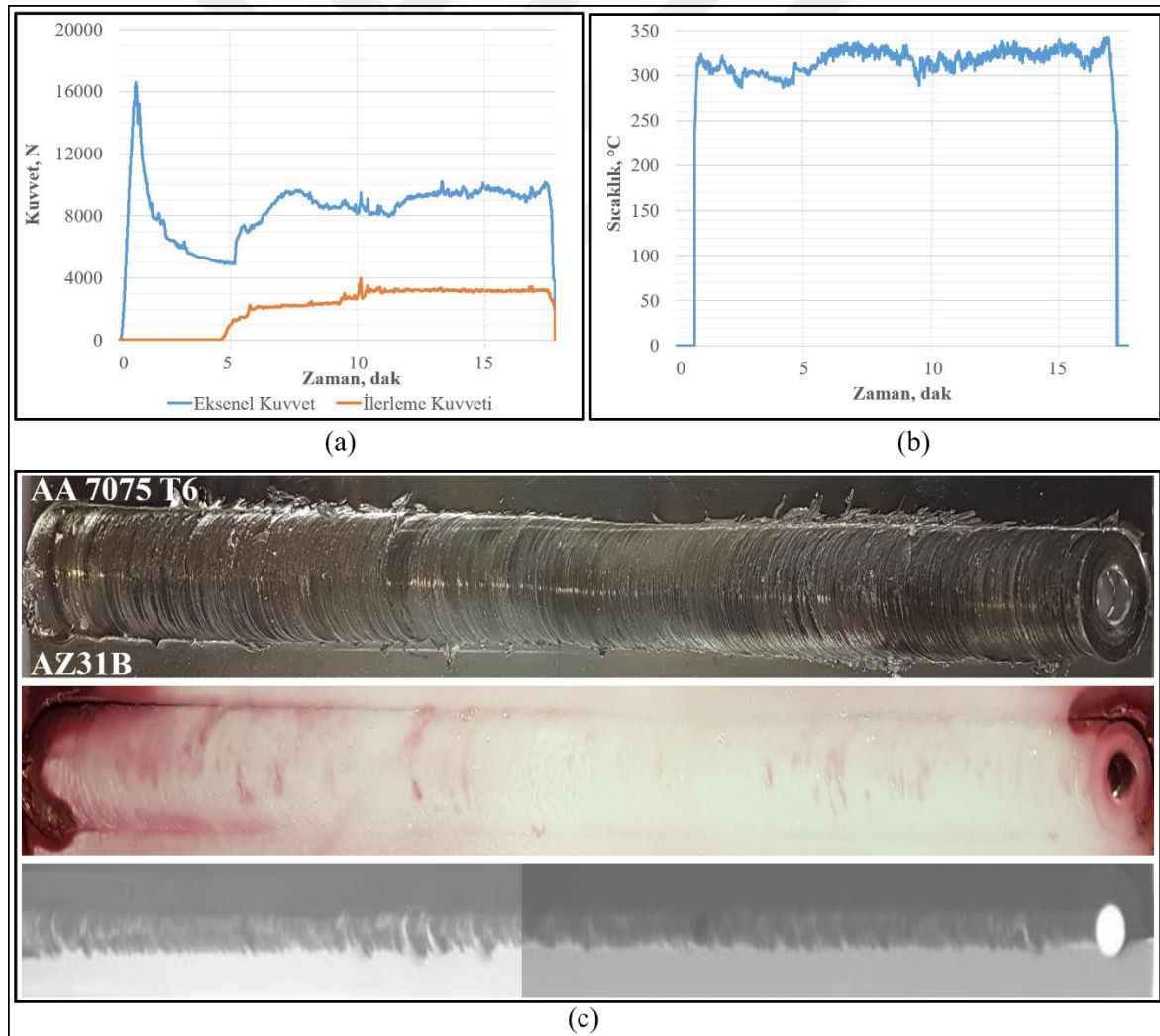
Şekil 9.7’de D27 nolu birleştirme esnasında oluşan eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti ve sıcaklık ile birlikte tahribatsız muayene sonuçları görülmektedir.



Şekil 9.7. D27 nolu (f:22 mm/dak, T_K : 0,50 mm, T_A : 3°, T_P : kare) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene

D27 nolu birleştirme parametrelerinde ortalama eksenel kuvvet 9093 N, ortalama ilerleme kuvveti 2562 N ve ortalama sıcaklık değeri 319 °C olarak gerçekleşmiştir. Kuvvet ve sıcaklık grafikleri incelendiğinde, hem eksenel hem de ilerleme kuvvetinde dikkate değer bir değişim meydana gelmediği, sıcaklıkta ise zaman bağlı olarak bir artış meydana geldiği görülmektedir. Gözle yapılan muayenede hatasız bir birleşme işleminin gerçekleştirildiği görülmektedir. Sıvı penetrant testi sonucu elde edilen sonuç bu durumu desteklemektedir. Kaynatılan numunenin birleştirme hattı üzerinde herhangi bir çatlak ve gözenek oluşumu meydana gelmemiştir. Radyografik muayenede ise karıştırma bölgesinde kısa süreli büyük kayma bantlı yapı oluşumu, anlık sıcaklık değişimlerinin göstergesi olarak kabul edilmiştir

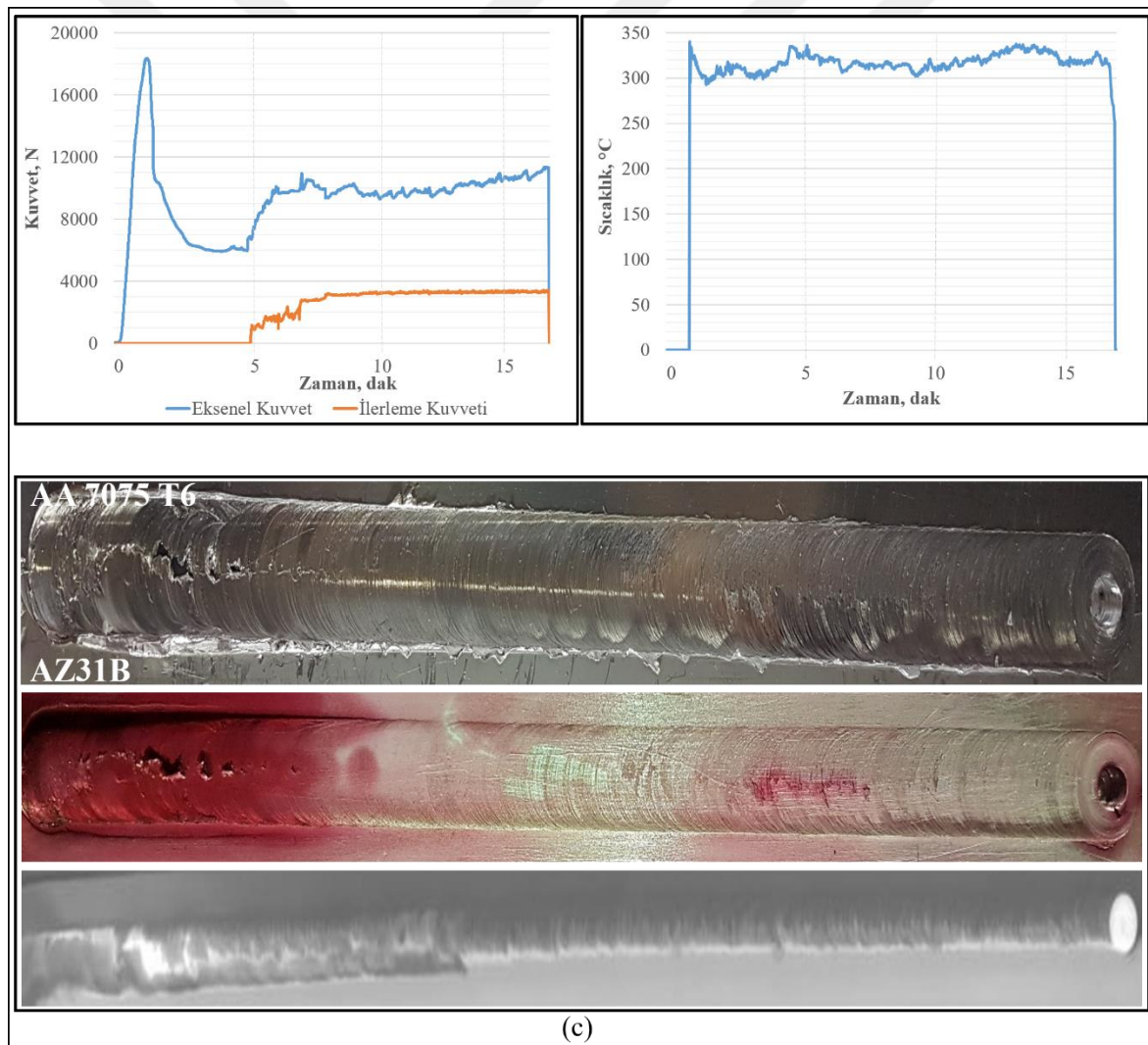
Şekil 9.8’de D28 nolu birleştirme esnasında oluşan eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti ve sıcaklık ile birlikte tahribatsız muayene sonuçları görülmektedir.



Şekil 9.8. D28 nolu (f:22 mm/dak, T_K : 0,75 mm, T_A : 3°, T_P : kare) birleştirmenin a) İlerleme ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene

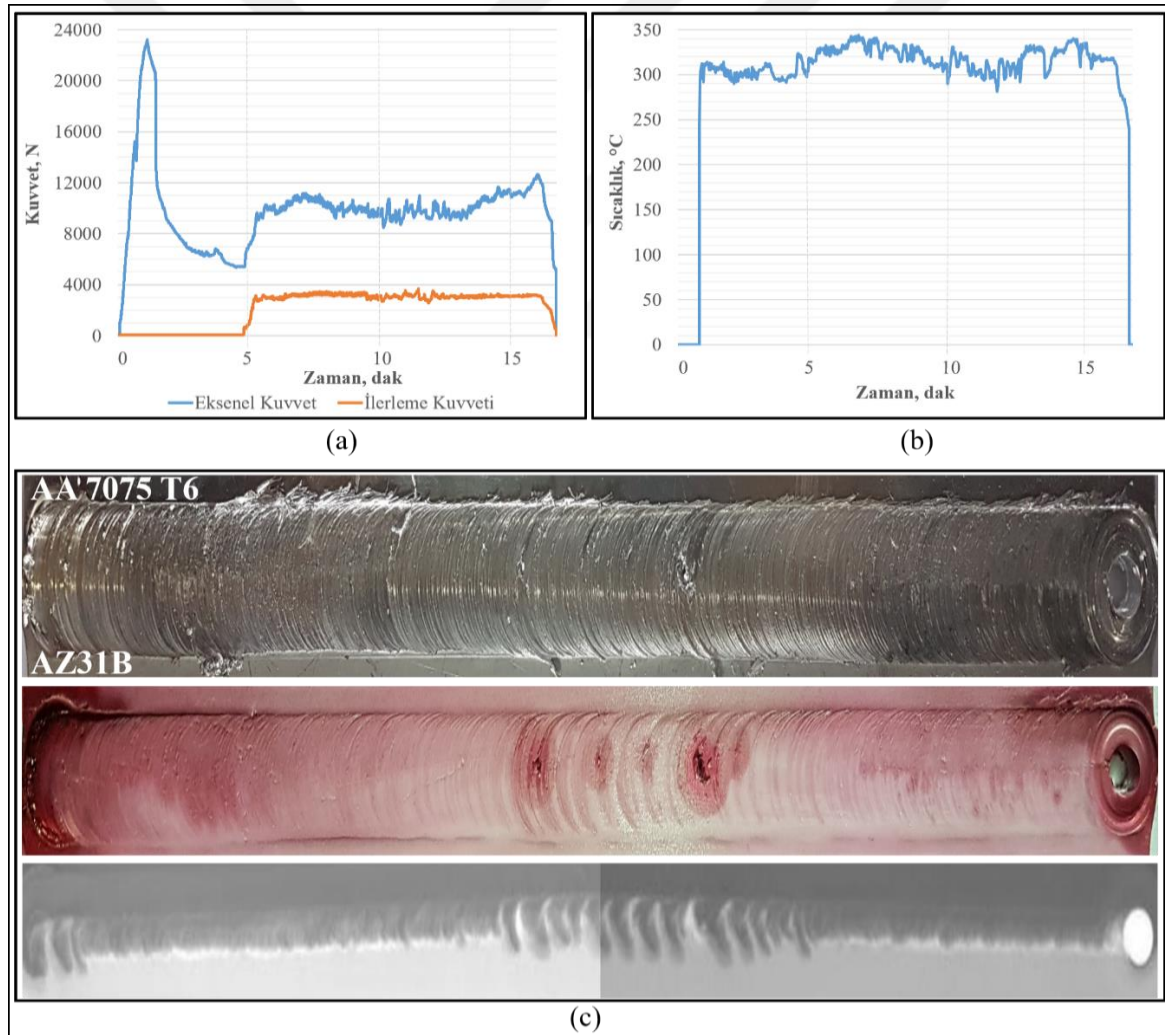
D28 nolu birleştirmede ortalama eksenel kuvvet 9088 N, ortalama ilerleme kuvveti 2870 N ve ortalama sıcaklık değeri 320 °C olarak gerçekleşmiştir. Bu kaynak işleminde kullanılan parametreler ile de numuneler hatasız bir şekilde birleştirilmiştir. Eksenel kuvvet ve ilerleme kuvvetindeki ani değişiklikler karıştırma bölgesinde ani yapı değişikliğine sebebiyet vermiş ve sonrasında kuvvetlerin kararlı bir şekilde devam etmesi ile karıştırma bölgesi homojen bir yapı sergilemiştir. Hem sıvı penetrant hem de radyografi test sonuçları numunenin kaynak hattı üzerinde herhangi bir kaynak kusuru oluşmadığını göstermektedir.

Şekil 9.9'da D29 nolu birleştirme esnasında oluşan eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti ve sıcaklık ile birlikte tahribatsız muayene sonuçları görülmektedir.



Şekil 9.9. D29 nolu (f:24 mm/dak, TK: 0 mm, TA: 3°, TP: kare) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene

D29 nolu birleştirmede ortalama eksenel kuvvet 10075 N, ortalama ilerleme kuvveti 3155, 1 N ve ortalama sıcaklık değeri 312 °C olarak gerçekleşmiştir. D29 nolu birleştirme incelendiğinde başlangıç kısmında poroziteler gözükmemektedir. Kuvvet ve sıcaklık grafikleri birlikte incelendiğinde, kaynak işleminin başlangıcında hem eksenel hem de ilerleme kuvveti kararsız davranış sergilerken sıcaklıkta düşüş meydana gelmiştir. Kuvvetlerde ve sıcaklıklarda meydana gelen bu kararsız davranışlar, kaynak hattında porozite oluşumuna neden olmuştur. Kaynak işleminin ilerleyen aşamalarında kuvvetler ve sıcaklık dengelenmiş ve poroziteler ortadan kaybolmuştur. Karıştırma bölgesinin düzelmesine rağmen, radyografik incelemede görüleceği üzere, ilerleme tarafında konumlanan tünel oluşumu kaynak işleminin sonuna kadar devam etmiştir.

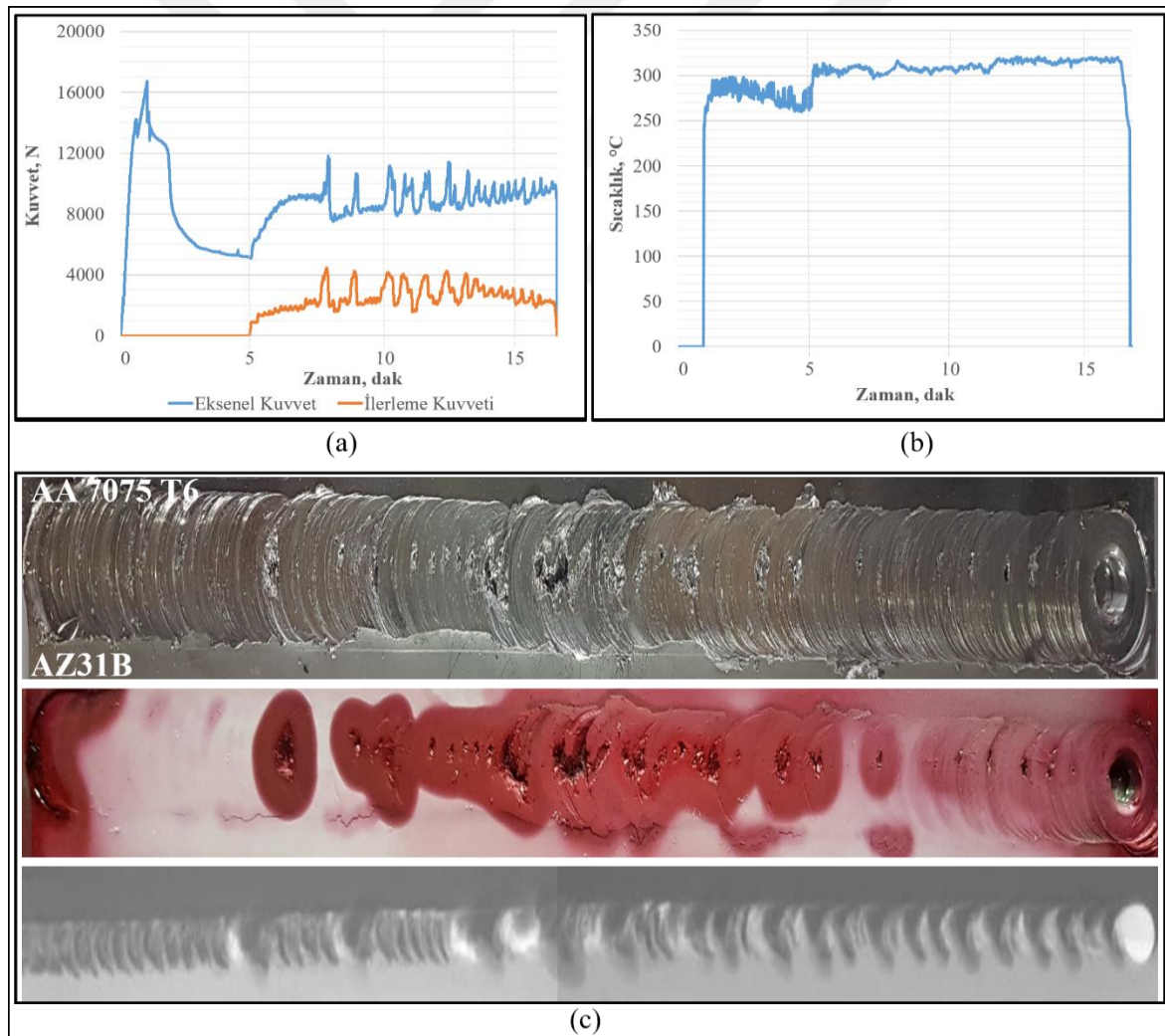


Şekil 9.10. D30 nolu (f:24 mm/dak, T_K : 0,25 mm, T_A : 3°, T_P : kare) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene

Şekil 9.10'da D30 nolu birleştirme esnasında oluşan eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti ve

sıcaklık ile birlikte tahribatsız muayene sonuçları görülmektedir D30 nolu birleştirmede ortalama eksenel kuvvet 10100 N, ortalama ilerleme kuvveti 3106 N ve ortalama sıcaklık değeri 314 °C olarak gerçekleşmiştir. Bu kaynak işlemi parametreleri ile yapılan birleştirme işlemi esnasında ilerleme kuvveti kararlı bir davranış sergilerken, eksenel kuvvetler kararsız bir davranış sergilemiş ve meydana gelen ani değişiklikler, kaynak hattında gözenek oluşumuna neden olmuştur. Ayrıca kaynak üst yüzeyinin yüzey kalitesini de olumsuz yönde etkilediği görülmektedir. Bu durum SKK işleminde eksenel kuvvetin önemini ve işleme esnasında olabildiğince stabil tutulması gerekliliğini göstermektedir.

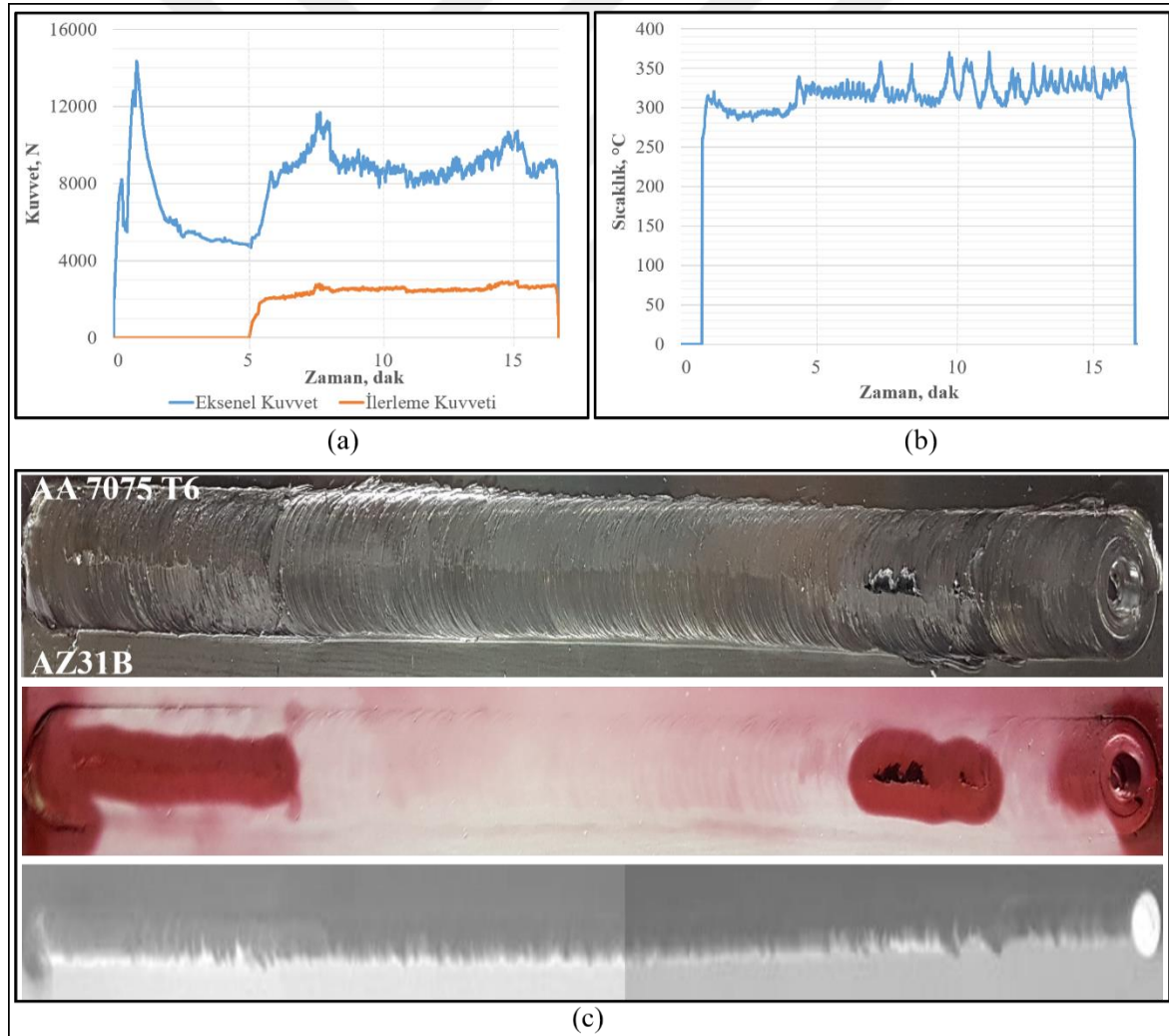
Şekil 9.11’de D31 nolu birleştirme esnasında oluşan eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti ve sıcaklık ile birlikte tahribatsız muayene sonuçları görülmektedir.



Şekil 9.11. D31 nolu (f:24 mm/dak, T_K :0,50 mm, T_A :0°, T_P : üçgen) birleştirmenin
 a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve
 c) Tahribatsız muayene

D31 nolu birleştirmede ortalama eksenel kuvvet 8989 N, ortalama ilerleme kuvveti 2570 N ve ortalama sıcaklık değeri 308 °C olarak gerçekleşmiştir. D31 nolu birleştirmenin kuvvet ve sıcaklık grafikleri incelendiğinde hem eksenel hem de ilerleme kuvvetinde dalga boylarının arttığı görülmektedir. Kuvvetlerde meydana gelen bu değişimin, kaynak işlemi parametrelerinde kullanılan karıştırıcı takım üçgen uç profili, takım kaydırma değeri ve takım ilerleme hızı bileşimlerinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Makro resimlerden görüleceği üzere kaynak hattında gözenek oluşumu ile birlikte kaynak kökünde tünel formasyonu meydana gelmiştir. Ayrıca oldukça przli bir kaynak yüzeyi oluşmuştur.

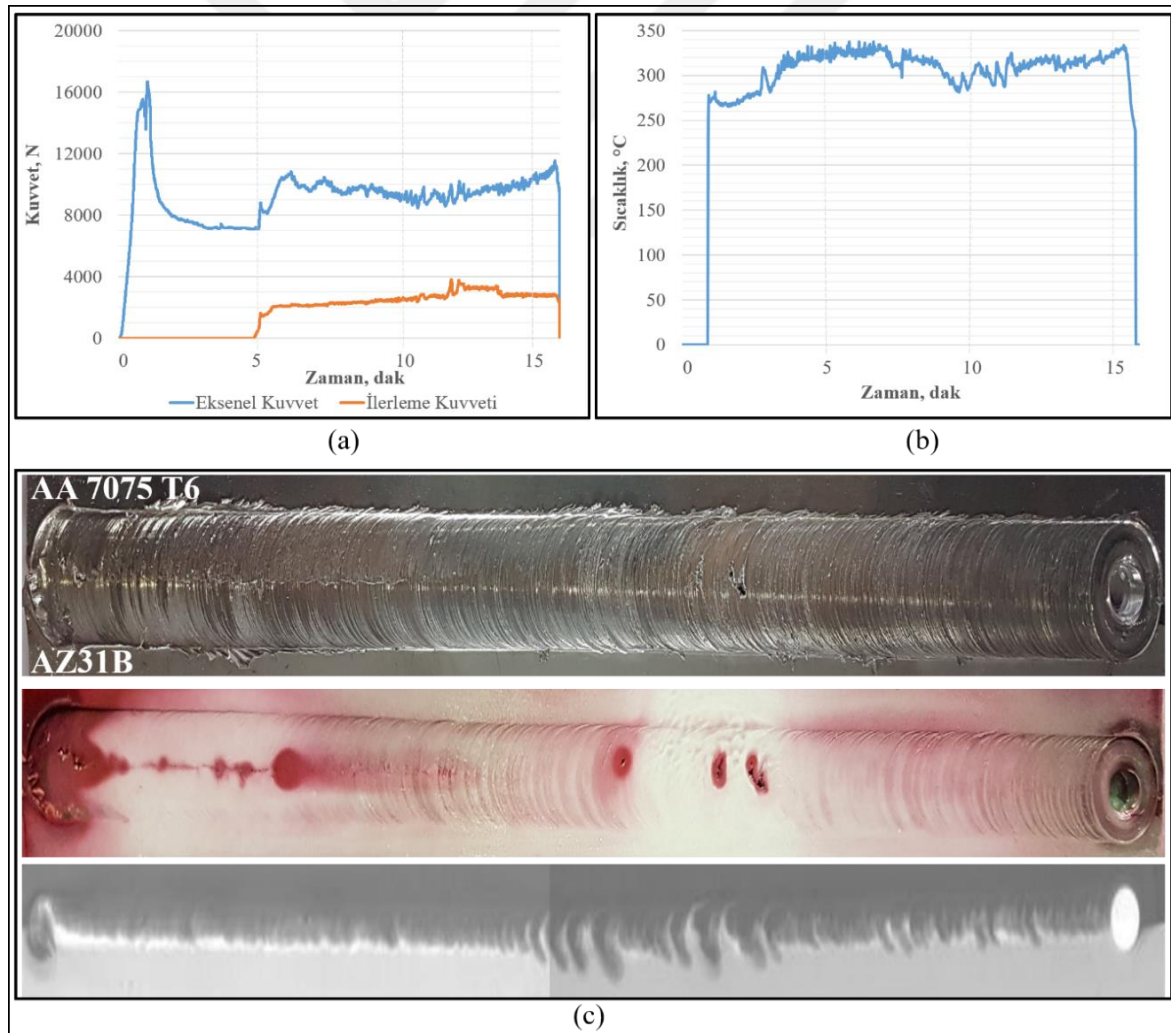
şekil 9.12’de D32 nolu birleştirme esnasında oluşan eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti ve sıcaklık ile birlikte tahribatsız muayene sonuçları görülmektedir



şekil 9.12. D32 nolu (f:24 mm/dak, T_K : 0,75 mm, T_A : 0°, T_P : Üçgen) birleştirmenin
a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve
c) Tahribatsız muayene

D32 nolu birleştirmede ortalama aksel kuvvet 8778 N, ortalama ilerleme kuvveti 2550 N ve ortalama sıcaklık değeri 309 °C olarak gerçekleşmiştir. D32 nolu birleştirme ile kaynak kalitesi incelendiğinde birleştirme bölgesinin başlangıcında ve sonuna yakın kısmında ortaya çıkan kaynak hataları aksel kuvvetteki artış ile beraber oluşmuştur. Aksel kuvvetin pik yaptığı noktalarda kaynak kusurlarının oluşması dikkat çekicidir. Kaynak hattının başlangıcındaki çatlak hatasının sürekliliğinin olmaması hem ön ısıtma işleminin hem de kaynak hattının kontrollü olarak soğutulması ile ortadan kalktığı görülmüştür. Birleştirmenin son kısmın ortaya çıkan porozite oluşumu ise sıcaklıkta meydana gelen dalgalanma sonucu karıştırma bölgesinde malzeme akışının homojen olmamasındır.

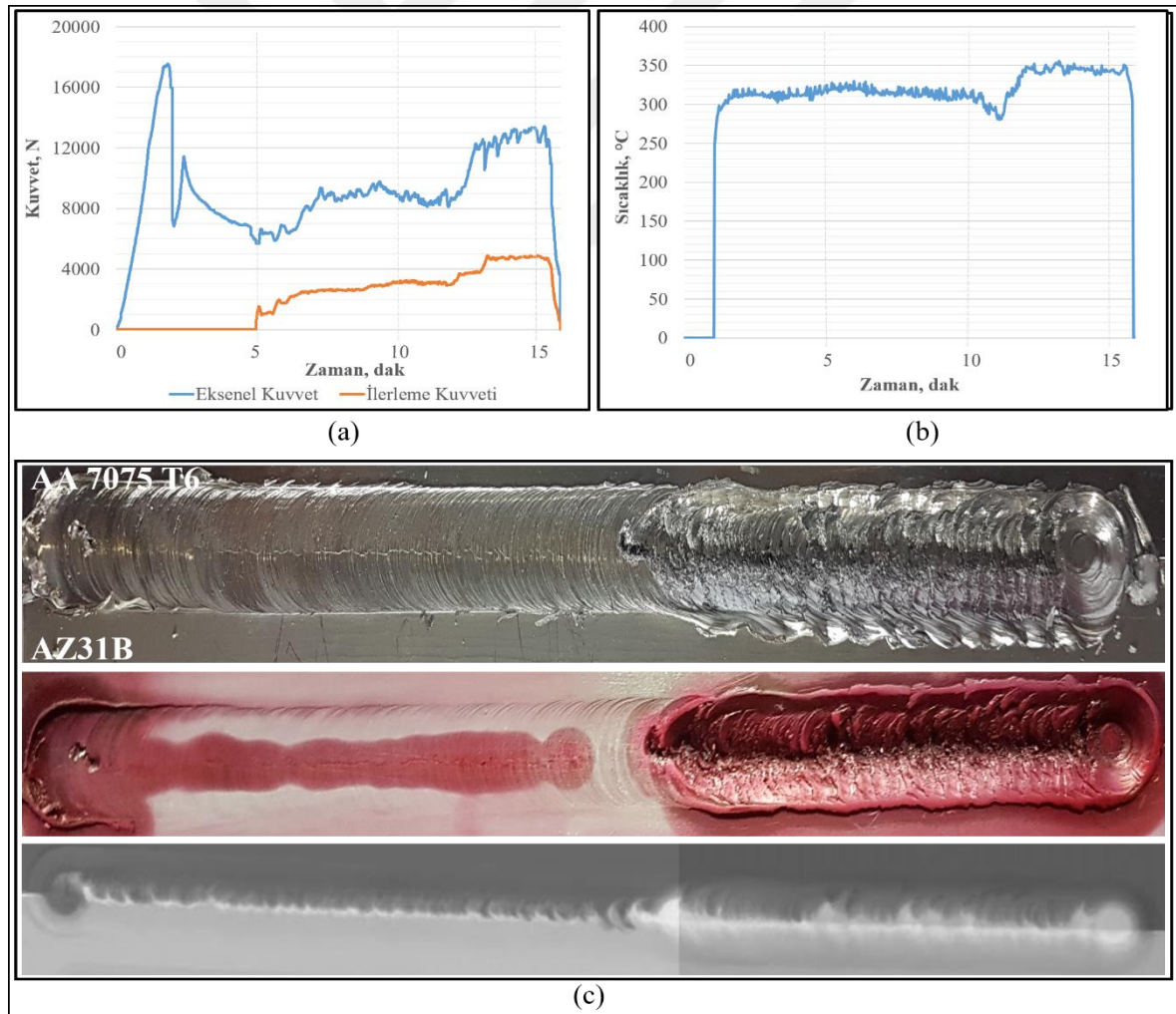
Şekil 9.13’de D33 nolu birleştirme esnasında oluşan aksel kuvvet, ilerleme kuvveti ve sıcaklık ile birlikte tahribatsız muayene sonuçları görülmektedir.



Şekil 9.13. D33 nolu (f:26 mm/dak, T_K : 0 mm, T_A : 3°, T_P : üçgen) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve aksel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene

D33 nolu birleştirmede ortalama eksenel kuvvet 9652 N, ortalama ilerleme kuvveti 2720 N ve ortalama sıcaklık değeri 309 °C olarak gerçekleşmiştir. Birleştirme sonucunda elde edilen numunenin makro resimleri incelendiğinde, kaynak işleminin başlangıcında kaynak hattında mikro çatlak oluşmaktadır. Kaynak işleminin ilerleyen aşamalarında bu çatlağın yok olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca birleştirme bölgesinin orta kısmında küçük poroziteler belirmiştir. Radyografik makro resimde görüleceği üzere porozitelerin olduğu noktalarda karıştırma bölgesinin yapısı değişmektedir. İşlem esnasında karıştırma bölgesinin yapısının değişimi eksenel kuvvetteki dalgalanma ve ilerleme kuvvetinde meydana gelen kısa süreli artışından dolayı olduğu düşünülmektedir.

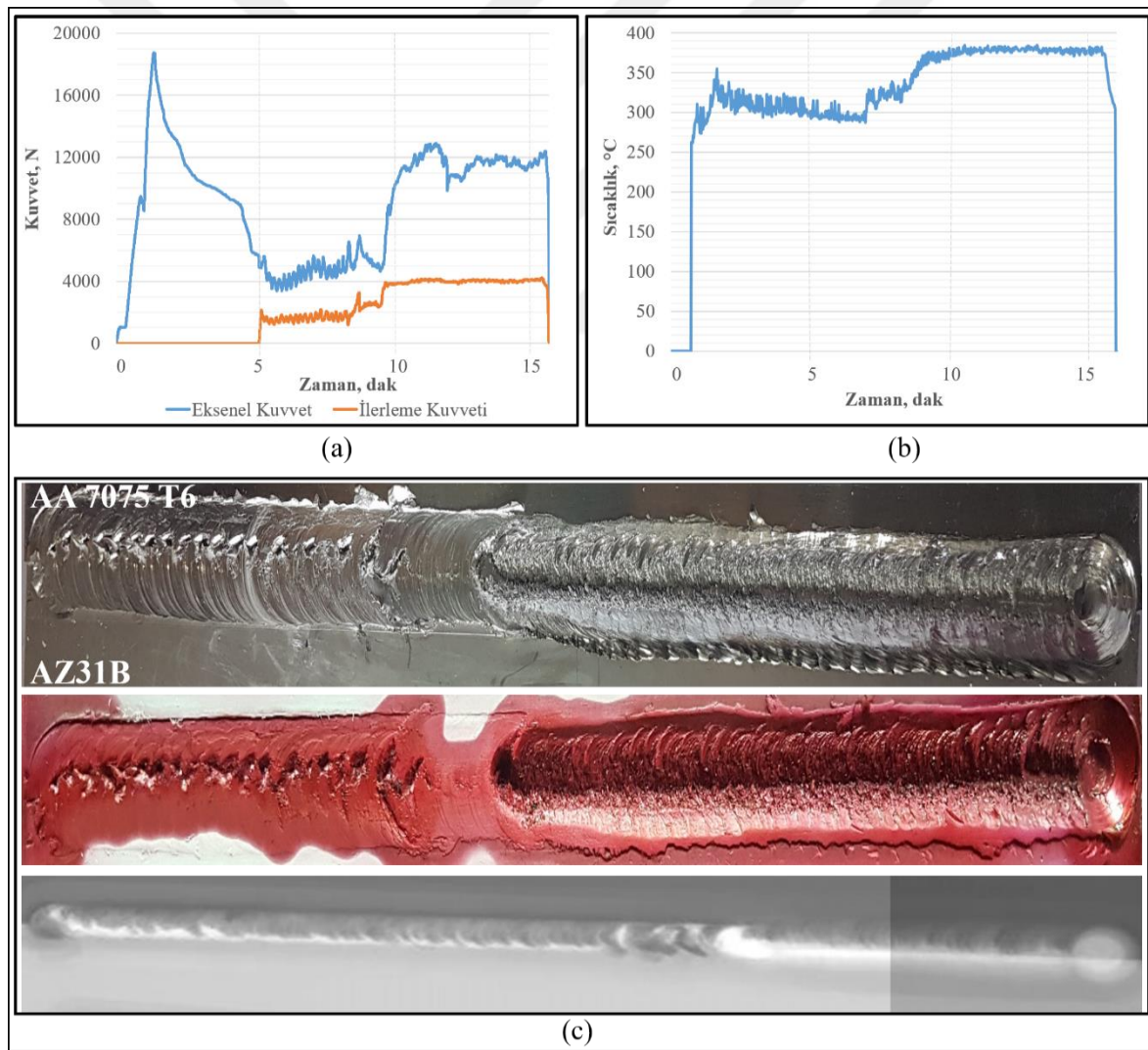
Şekil 9.14’de D34 nolu birleştirme esnasında oluşan eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti ve sıcaklık ile birlikte tahribatsız muayene sonuçları verilmiştir.



Şekil 9.14. D34 nolu (f:26 mm/dak, T_K : 0,25 mm, T_A : 3°, T_P : üçgen) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c)Tahribatsız muayene

D34 nolu birleştirmede ortalama eksenel kuvvet 8823 N, ortalama ilerleme kuvveti 2941 N ve ortalama sıcaklık değeri 310 °C olarak gerçekleşmiştir. Bu birleştirmede, takım ilerleme hızının 26 mm/dak, takım eğim açısı 3° ve takımın Al tarafına 0,25 mm kaydırılmıştır. Makro resimlerden de görüleceği üzere kabul edilebilir birleştirme sonucu elde edilememiştir. Karıştırma bölgesinde meydana gelen yüksek basınç ve düşük sıcaklığın bir sonucu olarak karıştırıcı takıma malzeme yapışmış, karıştırıcı takım görevini yapamayacak hale gelmiştir.

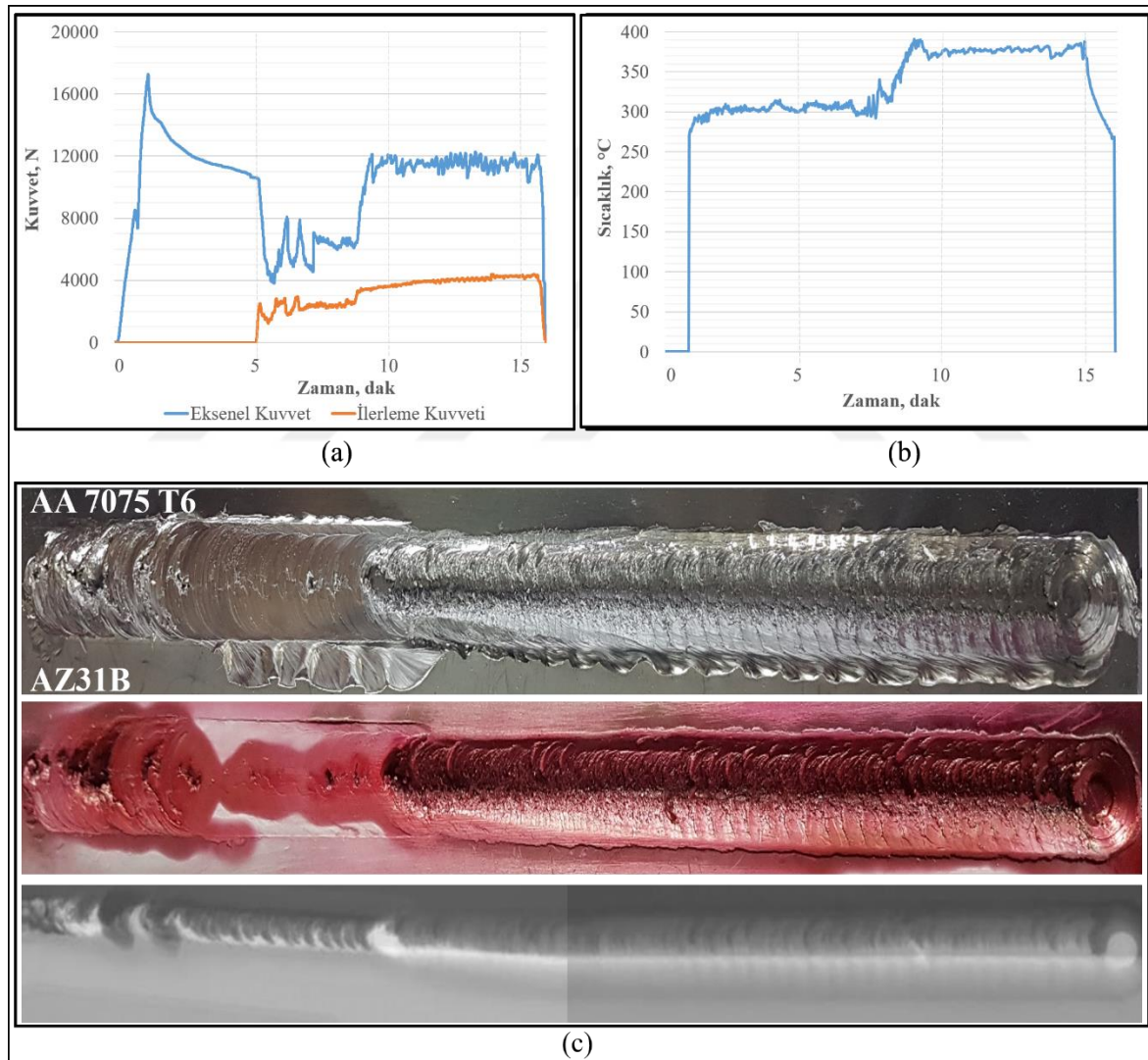
şekil 9.15’de D35 nolu birleştirme esnasında oluşan eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti ve sıcaklık ile birlikte tahribatsız muayene sonuçları verilmektedir.



şekil 9.15. D35 nolu (f:26 mm/dak, T_K : 0,50 mm, T_A : 0°, T_P : kare) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene

D35 nolu birleştirmede ortalama eksenel kuvvet 11500 N, ortalama ilerleme kuvveti 4002 N ve ortalama sıcaklık değeri 304 °C olarak gerçekleşmiştir. D35 nolu birleştirmede D34 nolu birleştirmeye kıyasla değişen işlem parametreleri ile dūřuk ısı girdisinin gōstergesi olan porozite oluşumları gōzlemlenmiřtir. Ayrıca karıştırma bōlgesindeki malzemenin takıma yapışması ısı girdisinin dūřmenin bir sonucudur.

şekil 9.16’da D36 nolu birleştirme esnasında oluşan eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti ve sıcaklık ile birlikte tahribatsız muayene sonuçları gōrōlmektedir.

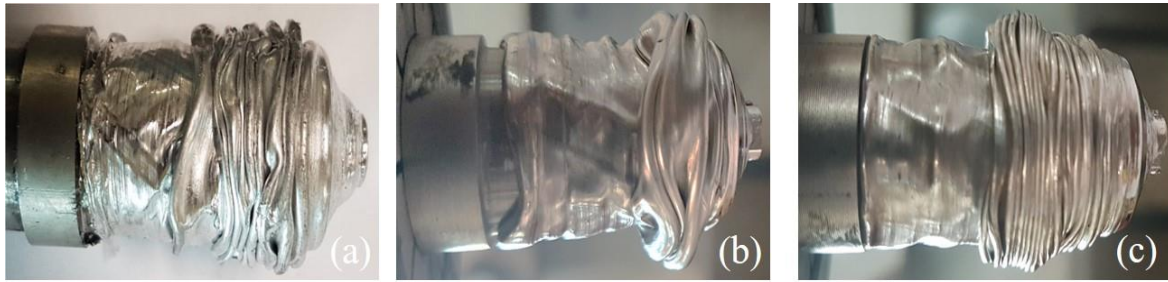


şekil 9. 16. D36 nolu (f:26 mm/dak, T_K : 0,75 mm, T_A : 0°, T_P : kare) birleştirmenin a) İlerleme kuvveti ve eksenel kuvvet grafiği, b) Sıcaklık grafiği ve c) Tahribatsız muayene

D36 nolu birleştirmede ortalama eksenel kuvvet 11460 N, ortalama ilerleme kuvveti 3949 N ve ortalama sıcaklık değeri 303 °C olarak gerçekleşmiştir. D36 nolu birleştirmede D34 ve

D35 nolu birleştirmelerde, benzer şekilde takıma malzeme yapışması olmuştur. Yapılan birleştirmelerin 26 mm/dak ilerleme hızında gerçekleştirildiği dikkate alındığında ve bezer durumunun diğer ilerleme hızlarındaki birleştirmelerde izlenmemiş olması artan ilerleme hızına bağlı olarak azalan sıcaklığın takıma malzeme yapışmasına sebebiyet verdiği soylenebilir. Her üç birleştirmede malzemenin takıma yapışması Resim 9.2’de verilmiştir. Ayrıca malzemenin takıma yapışması ile artan sürtünme yüzeyi sıcaklık artışı ve kuvvetlerin artışına sebebiyet vermenin yanı sıra frezeleme benzeri bir işlemin gerçekleşmesine neden olmaktadır.

D34, D35 ve D36 numaralı kaynak işlemlerinde artan ilerleme hızı ve takım kaydırma değeri ile birlikte birleştirme işlemi sırasında aksenal ve ilerleme kuvvetleri çok kararsız bir davranış sergilemiştir. Kaynak işlemine başladıktan hemen sonra kaynak bölgesindeki sıcaklık değeri istenilen seviyeye ulaşmadan takım karıştırma bölgesinden uzaklaşmaya devam ettiği için malzemede plastik deformasyon tam olarak gerçekleşmemiş ve karıştırıcı takımın etrafına yapışarak takımı görev yapamayacak hale dnştrmştir. Malzemenin tam olarak plastik deformasyona uğramadığı Resim 9.2.a-c’ de sunulmuş olan makro resimlerden görülmektedir.



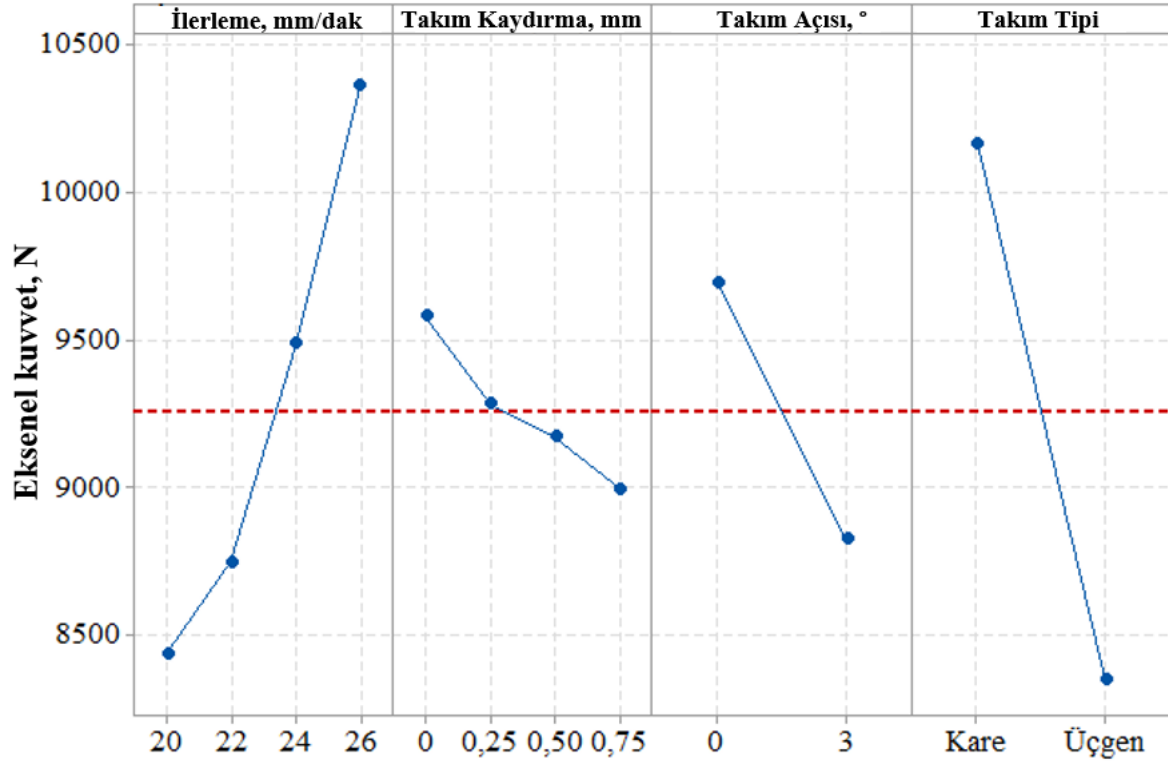
Resim 9.2. 26 mm/dak takım ilerleme hızlarında, a) D34 nolu birleştirme, b) D35 nolu birleştirme ve c) D36 nolu birleştirmede karıştırıcı takımların genel görünümleri

Kaynak işlemlinde elde edilen ortalama aksenal kuvvet, ilerleme kuvveti ve yüzey sıcaklıkları izelge 9.2’de toplu olarak verilmiştir.

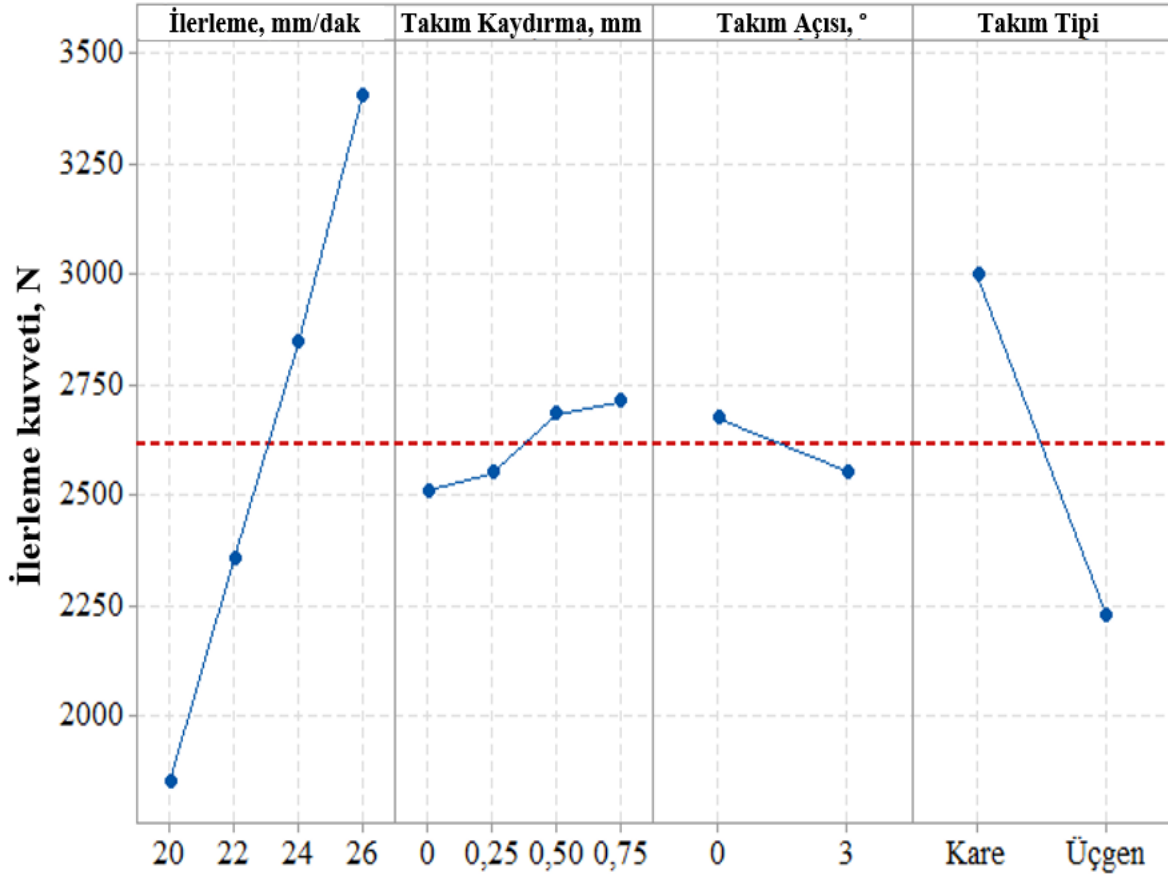
Çizelge 9.2. Asıl kaynak işlemlerinde oluşan ortalama eksenel kuvvet, ortalama ilerleme kuvveti ve ortalama sıcaklık değerleri

Kaynak işlemi Numarası	İlerleme hızı, mm/dak	Takım kaydırma, mm	Takım tipi	Takım açısı, °	Eksenel kuvvet, N	İlerleme kuvveti, N	Sıcaklık, °C
D21	20	0	Kare	0	10044,37	2136,77	315,12
D22	20	0,25	Kare	0	9945,59	2193,43	316,45
D23	20	0,5	Üçgen	3	7100,00	1594,68	319,56
D24	20	0,75	Üçgen	3	6649,93	1478,428	321,24
D25	22	0	Üçgen	0	8540,00	2028,59	310,64
D26	22	0,25	Üçgen	0	8260,00	1961,00	309,69
D27	22	0,5	Kare	3	9093,13	2562,62	319,86
D28	22	0,75	Kare	3	9088,57	2870,27	320,91
D29	24	0	Kare	3	10075,94	3151,124	312,43
D30	24	0,25	Kare	3	10100,00	3106,23	314,47
D31	24	0,5	Üçgen	0	8989,58	2570,65	308,13
D32	24	0,75	Üçgen	0	8778,00	2550,70	309,45
D33	26	0	Üçgen	3	9652,40	2720,04	309,47
D34	26	0,25	Üçgen	3	8823,489	2941,25	310,37
D35	26	0,5	Kare	0	11500,00	4002,76	304,30
D36	26	0,75	Kare	0	11460,00	3949,40	303,55

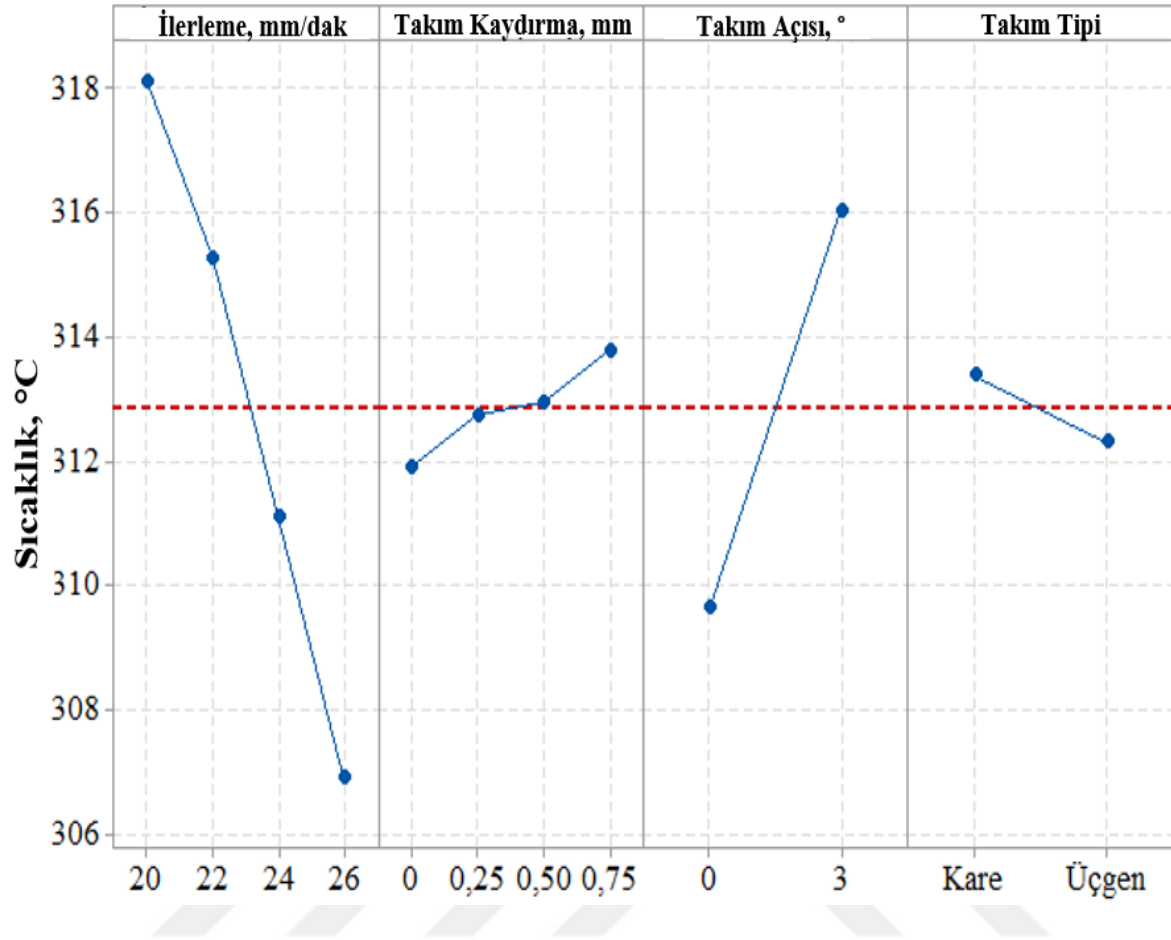
Birleştirme parametrelerinin eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti ve sıcaklık oluşumu üzerindeki etkileri varyans analizi (ANOVA) ve ortalama etki grafiği aracılığıyla incelenmiştir. Kaynak işlemi parametrelerinin eksenel kuvvet üzerindeki etkisi Şekil 9.17’de, ilerleme kuvveti üzerindeki etkisi Şekil 9.18’de ve sıcaklık üzerindeki etkisi Şekil 9.19’da verilmiştir.



Şekil 9.17. İşlem parametrelerinin eksenel kuvvete etkisi



Şekil 9.18. İşlem parametrelerinin ilerleme kuvvetine etkisi



Şekil 9.19. İşlem parametrelerinin sıcaklığa etkisi

Ortalama etki grafikleri incelendiğinde, ilerleme hızının artması ile birlikte eksenel ve ilerleme kuvvetleri artmış ancak sıcaklık değeri azalmıştır. Takım kaydırma değerinin artması ile eksenel kuvvet değeri azalmış, ilerleme kuvveti ve sıcaklık değerleri artmıştır. Takım eğim açısının artması, eksenel ve ilerleme kuvvetlerinin azalmasına diğer taraftan sıcaklık değerinin artmasına neden olmuştur. Kare uç geometrisine sahip karıştırıcı takım ile yapılan birleştirme işlemlerinde eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti ve sıcaklık değerleri artarken üçgen uç geometrisine sahip karıştırıcı takımda bu değerlerde azalma meydana gelmiştir. Birleştirme parametrelerine bağlı olarak eksenel kuvvet ilerleme kuvveti ve sıcaklık değerlerinin artması ve azalması kaynak işlemi sırasında oluşan sürtünme kuvvetleri ve sıcaklık oluşumlarına bağlı olarak şekillenmiştir.

İşleme parametrelerinin sıcaklık, eksenel kuvvet ve ilerleme kuvvetine göre istatistiksel olarak anlamlı değerlerinin belirlemek için P ve F değerlerinde %95 güven aralığında varyans analiz yapılmıştır. F değeri regresyon modelinde kalıntı hatanın ortalama karesi; P değeri önem seviyesini göstermektedir ve 0,05'den küçük olmalıdır. Değişkenlerin her

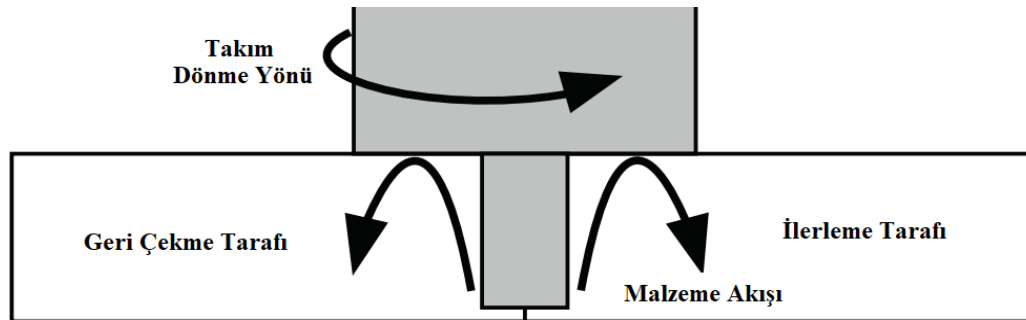
birinin etki seviyelerinin belirlemek için ANOVA sonuçları sinyal gürültü (S/N) oranlarına göre analiz edilmiştir. Kaynak değişkenlerinin ANOVA sonuçları ile eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti ve sıcaklık üzerindeki önem katsayıları sırasıyla Çizelge 9.3, Çizelge 9.4, ve Çizelge 9.5’ de verilmiştir. Çizelgelerde verilen etki oranı bağımsız değişkenlerinin bağımlı değişkenler üzerindeki önemini göstermektedir.

Çizelge 9.3. Eksenel kuvvet için varyans analizi (ANOVA) sonuçları

Kaynak	DF	SeqSS	AdjMS	F	P	Etki oranı (%)
Regresyon	4	25348597	6337149	104,18	0,000	
İlerleme (mm/dak)	1	8482406	8482406	139,45	0,000	32,60
Takım kaydırma (mm)	1	694713	694713	11,42	0,006	2,67
Takım açısı (°)	1	3005095	3005095	49,40	0,000	11,55
Takım tipi	1	13166382	13166382	216,46	0,000	50,61
Hata	11	669088	60826			2,57
Toplam	15	26017684				100

Çizelge 9.3’de görüleceği üzere, eksenel kuvvet üzerinde en fazla etkiye %50,61 ile takım uç geometrisinin sahip olduğu görülmüştür. Daha sonra sırasıyla %32,60 ile takım ilerleme hızı ve %11,55 ile takım açısı etki göstermiştir. Takım kaydırma değerinin eksenel kuvvet üzerinde dikkate değer bir etki göstermediği görülmüştür.

Takım tipinin SKK yöntemi üzerine etkilerinin incelendiği araştırmalarda belirtildiği üzere; farklı geometriye sahip takım tiplerinin kullanılması ile karıştırma bölgesindeki malzeme akışı ve kuvvet oluşumlarında farklılıklar ortaya çıkmaktadır [201]. SKK işlemi esnasında malzeme akışı Şekil 9.20’de verilmiştir



Şekil 9.20. Sürtünme karıştırma kaynağı esnasında malzeme akışı [202]

Takım tipinin kare takımdan üçgen takıma değiştirilmesi ile eksenel kuvvette azalma olmaktadır. Kare takım ile yapılan birleştirme işlemlerinde, birim zamanda sabit ilerleme hızı ve devirde kare ucun köşegen sayısının fazla olmasından dolayı daha fazla malzeme süpürmesi ve her iki uçun aynı çapta olmasına rağmen kare uçun kesit alanın fazla olmasından dolayı eksenel kuvvet ve ilerleme kuvveti değeri yüksek çıkmıştır. SKK işleminde artan sıcaklık ile daha kolay plastik deformasyon ve malzeme akışı olacağından dolayı eksenel kuvvet azalmaktadır. Literatürde bu sonucu destekleyen çalışmaların bulgularına rastlanmaktadır. İlerleme hızının artması ile takım kaynak hattı üzerinde daha hızlı yol almakta ve istenilen sıcaklığa ulaşmamış olan malzeme plastik deformasyona karşı direnç göstermektedir [203]. Ayrıca karıştırıcı takım birim zamanda daha fazla malzemenin karıştırılmasını sağladığından [175] işlem esnasında oluşan eksenel kuvveti arttırmaktadır.

İşlem parametrelerinin ilerleme kuvvetine etkileri incelendiğinde: ilerleme hızının artması ve takımın ilerleme tarafına (AA7075-T6) kaydırılması ile ilerleme kuvveti artarken; takım açısının 0 derecede 3 dereceye çıkarılması ve takım tipinin kare takımdan üçgen takıma geçilmesi ile azalma gözlemlenmiştir. İlerleme kuvveti için varyans analizi (ANOVA) sonuçları Çizelge 9.4.'de verilmiştir.

Çizelge 9.4. İlerleme kuvveti için varyans analizi (ANOVA) sonuçları

Kaynak	DF	SeqSS	AdjMS	F	P	Etki oranı (%)
Regresyon	4	7812669	1953167	172,04	0,000	
İlerleme (mm/dak)	1	5297627	5297627	466,62	0,000	66,74
Takım kaydırma (mm)	1	109936	109936	9,68	0,010	1,39
Takım açısı (°)	1	58644	58644	5,17	0,044	0,74
Takım tipi	1	2346462	2346462	206,68	0,000	29,56
Hata	11	124885	11353			1,57
Toplam	15	7937554				100

İlerleme hızının artışı ile birim zamanda daha fazla malzemenin plastik deformasyona uğraması [175] ve bir devirde alacağı mesafenin artmasından dolayı takım piminin etrafında malzemenin daha fazla sıkışması [203] ilerleme kuvvetini arttırmaktadır. Takım tipinin ilerleme kuvvetine etki oranı %29,56'dır ve işlem parametreleri içinde ilerleme kuvvetine en çok etki eden ikinci parametredir. Kare kesite sahip pim profili, üçgen kesitli pim profiline sahip takım ile kıyaslandığında hem kesit alanı hem de temas yüzeyi daha fazladır. SKK

yöntemi üzerine daha önce yapılan çalışmalar incelendiğinde; artan kesit alanı ve temas yüzeyi ilerleme kuvvetinin artmasına neden olmaktadır [175, 203].

Takımın ilerleme tarafına kaydırılması ve takım açısının etkisi incelendiği her iki parametrenin etki oranları sırasıyla %1,39 ve %0,74 dür. Her iki parametrenin ilerleme kuvveti üzerindeki etki oranları oldukça düşüktür. Takımın ilerleme tarafına (AA7075-T6) kaydırılması ile AA7075-T6 alaşımının AZ31B alaşımına göre daha üstün mekanik özelliklere sahip olmasından dolayı ilerleme kuvvetinde artışa sebep olmuştur. Takım açısının artması ile ilerleme kuvvetinde azalma; 0° takım açısı ile yapılan birleştirme esnasında ilerleme kuvveti pime dik etki ederken, takım açısının 3° olması ile ilerleme yönünde pime etki eden kuvvetin bileşke kuvvete dönüşmesinden kaynaklanmaktadır.

İşlem parametrelerinin sıcaklığa etkileri incelendiğinde, karıştırıcı takımın ilerleme tarafına (AA7075-T6) tarafına kaydırılması ve karıştırıcı takım açısının 0° den 3° ye çıkarılması ile işlem sıcaklığında artış meydana gelmektedir. Takım karıştırıcı uç profilinin kare profilden üçgen profile dönüştürülmesi ve ilerleme hızının arttırılması ile işlem sıcaklığı azalmaktadır. Sıcaklık için varyans analizi (ANOVA) sonuçları Çizelge 9.5.'de verilmiştir.

Sıcaklık değişiminde en etkin işlem parametresi % 59,57 etki oranı ile takım ilerleme (kaynak) hızıdır. Kaynak (ilerleme) hızı ile ısı oluşumu arasında ters ilişki vardır. Artan ilerleme hızı ile birlikte kaynak süresinin de azaldığı da beyan edilmiştir. Dolayısıyla sürtünme süresi azalacağından ısı girdisi azalmaktadır [25].

Çizelge 9.5. Sıcaklık için varyans analizi (ANOVA) sonuçları

Kaynak	DF	SeqSS	AdjMS	F	P	Etki oranı (%)
Regresyon	4	457,533	114,383	67,01	0,000	
İlerleme (mm/dak)	1	283,730	283,730	166,23	0,000	59,57
Takım kaydırma (mm)	1	6,809	6,809	3,99	0,071	1,43
Takım açısı (°)	1	162,435	162,435	95,16	0,000	34,10
Takım tipi	1	4,558	4,558	2,67	0,130	0,96
Hata	11	18,776	1,707			3,94
Toplam	15	476,309				100

İşlem esnasında oluşan sıcaklık değişiminde takım açısı %34,10 etki oranı ile sıcaklık

değişimindeki en etkin ikinci parametredir. Literatürde takım açısının etkisi üzerine yapılan çalışmalarda araştırmacılar takım açısının artışı ile işlem sıcaklığı artış gösterdiğini beyan etmişlerdir [204 - 207]. Takım açısı ve dalma derinliğine bağlı olarak takım omzunun ön kenarı iş paçasının altında olması durumunda sürüklenme gerçekleşmektedir [162]. Bu durum sürtünme alanını artırdığından ısı girdisini artırmaktadır.

Takımın ilerleme tarafına (AA7075-T6) kaydırılması ve takım uç profilin değiştirilmesinin ortalama sıcaklık değeri üzerindeki etkisi, ilerleme hızı ve takım açısının etkisi ile kıyaslandığında çok azdır. Takımın ilerleme tarafına (AA7075 – T6) kaydırılmasının sıcaklık üzerine etkisi %1,43 dür. Al alaşımları Mg alaşımlarına göre sürtünme ile daha yüksek ısı üretmesinden [30] dolayı diğer işlem değişkenlerinin sabit olmasıyla sadece takımın Al tarafına kaydırılması işlem sıcaklığını yükseltmektedir. Takım pim profilin ortalama sıcaklığa etkisi %0,96'dır. Kare profile sahip takımın üçgen profilli takıma göre bir kenarının fazla olması işlem esnasında birim zamanda gerçekleştirilen plastik deformasyonun daha sık olmasıyla aktif kayma bantlarının hareketlerini ve sıcaklığı artırmaktadır. Ayrıca kare profile sahip takımın pim çevresi, üçgen takımın pim çevresine göre uzun olması bir devirde daha fazla sürtünme oluşmasını sağlayarak oluşan sıcaklığın artmasına katkıda bulunmaktadır.

Regresyon analizi, aralarında sebep-sonuç ilişkisi bulunan iki veya daha fazla değişken arasındaki ilişkiyi belirlemek ve bu ilişkiyi kullanarak o tahminler yapabilmek amacıyla yapılır. Değişkenlerin bağımlı değişkeni nasıl etkilediği bir katsayı ile belirlenmektedir. Bu katsayıya ise değişkenin regresyon katsayısı denir ve bağılılığın derecesini gösterir.

Kaynak işlemlerinde kullanılan bağımsız değişkenler işlem parametrelerinin (f: ilerleme hızı (mm/dak), T_K : takım kaydırma (mm), T_A : takım açısı (°) ve T_P : takım tipi (kare profil:1, üçgen profil:2)) sonucu oluşan bağımlı değişkenler (EK: eksenel kuvvet (N), İK: ilerleme kuvveti (N) ve S: sıcaklık (°C)) için regresyon analizinde elde edilen eşitlikler aşağıda verilmiştir.

Regresyon analiz sonucu eksenel kuvvet tahmini için geliştirilen denklemin R^2 'si %97.431dir.

$$EK = 5201 + 325,6 \times f - 746 \times T_K - 288,9 \times T_A - 1814 \times T_P \quad (2)$$

Regresyon analiz sonucu ilerleme kuvveti tahmini için geliştirilen denklemin R^2 'si %98.43'dir.

$$\dot{I}K = -2207 + 257,3 \times f + 296,6 \times T_K - 40,4 \times T_A - 765,9 \times T_P \quad (3)$$

Regresyon analiz sonucu ortalama işlem sıcaklığı tahmini için geliştirilen denklemin R^2 'si %96,06 dır.

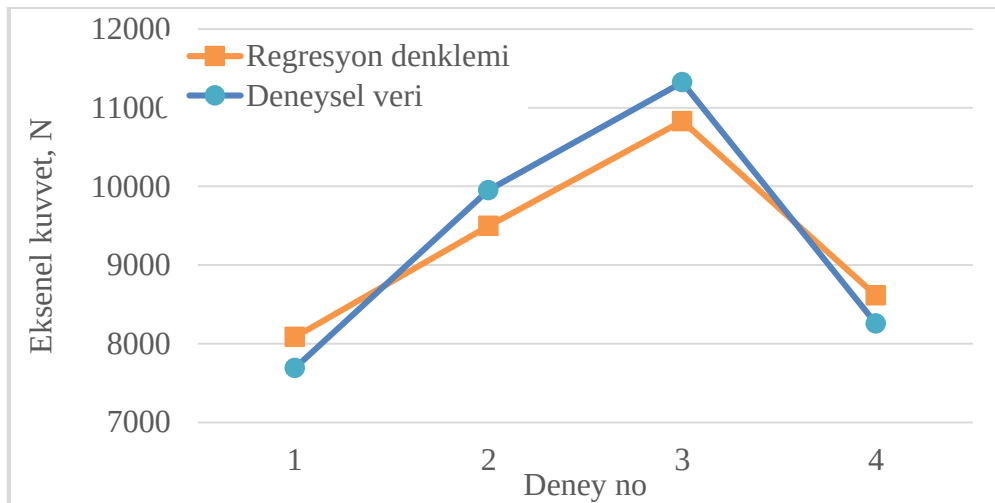
$$S = 353,71 - 1,883 \times f + 2,33 \times T_K + 2,124 \times T_A - 1,068 \times T_P \quad (4)$$

Regresyon analizi sonucu elde edilen denklemlerin kabul edilebilirliğinin tespiti için doğrulama deneyi olarak Çizelge 9.6'da işlem parametreleri verilen 4 farklı kaynaklı birleştirme yapılmıştır.

Çizelge 9.6. Regresyon analizi doğrulama deney parametreleri

Doğrulama deney numarası	Devir, N,(dev/dak)	İlerleme hızı, f,(mm/dak)	Takım kaydırma, T_K , (mm)	Açı, T_A , (°)	Takım profili, T_P	Eksenel Kuvvet, N	İlerleme Kuvveti, N	Sıcaklık, °C
1	500	20	0	0	Üçgen	7689.62	1340.23	309.17
2	500	22	0,25	3	Kare	9952.81	2770.66	322.75
3	500	24	0,50	0	Kare	11323.68	3513.91	313.69
4	500	26	0,75	3	Üçgen	8255.59	2925.34	316.71

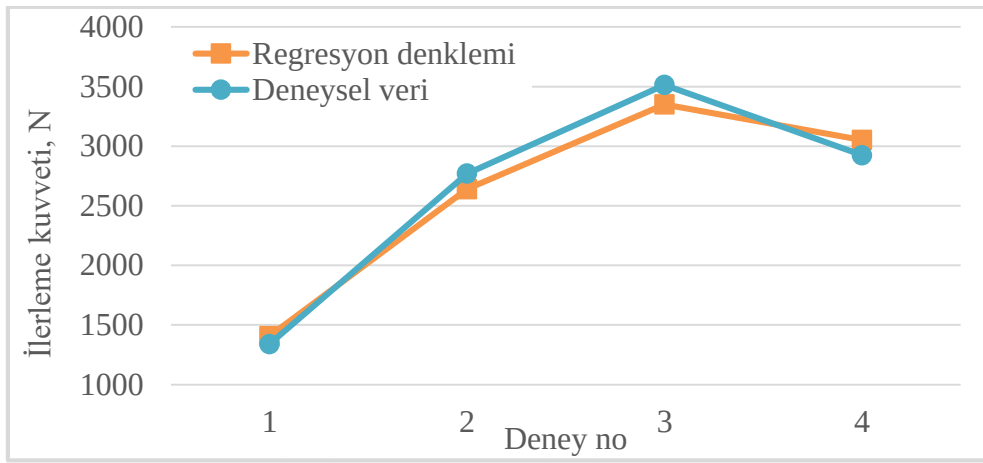
Tahmin denklemi ve doğrulama deneyleri ile elde edilen eksenel kuvvet değerleri Şekil 9.21'de verilmiştir.



Şekil 9. 21. Eksenel kuvvet için doğrulama deneyleri ve tahmin model ilişkisi

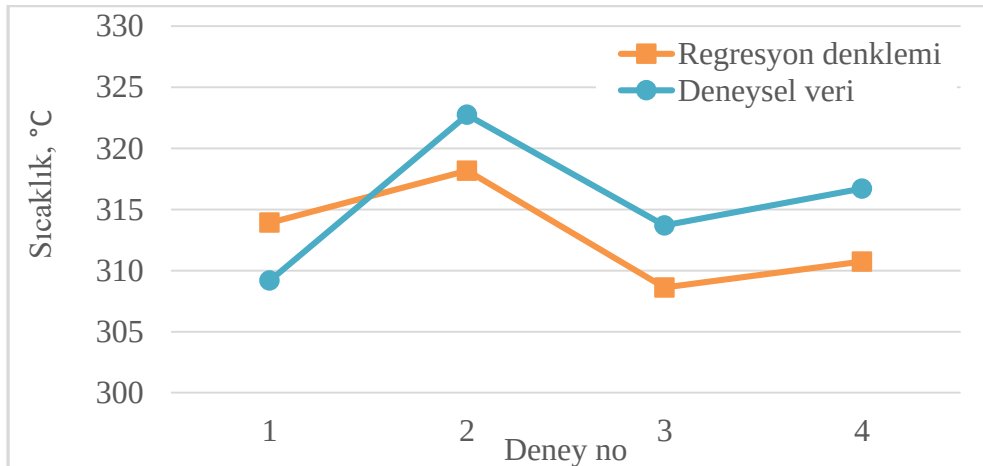
Eksenel kuvvet için tahmin denklemiyle elde edilen değerler ile doğrulama deneylerinde elde edilen verilerde en yüksek sapma % 4,89 ile 1 numaralı deneyde, en düşük sapma ise % 4,14 ile 4 numaralı deneyde oluşmuştur.

İlerleme kuvvetindeki doğrulama deneyleri ve tahmin denklemi ile elde edilen ilerleme kuvvetleri Şekil 9.22’de görülmektedir. İlerleme kuvveti için tahmin model ile doğrulama deneyleri arasındaki en yüksek sapma %4,92 ile 2 numaralı deneyde iken, en düşük sapma %4,16 ile 4 numaralı deneyde meydana gelmiştir.



Şekil 9. 22. İlerleme kuvveti için doğrulama deneyleri ve tahmin model ilişkisi

Doğrulama deneylerinde oluşan sıcaklık ve tahmin denklemi ile elde edilen sıcaklık değerleri Şekil 9.23’de görülmektedir. Sıcaklık değerlerindeki en düşük sapma 2 numaralı deneyde % 1,44 iken en yüksek sapma 4 numaralı deneyde % 1,92 dir.



Şekil 9. 23. Sıcaklık için doğrulama deneyleri ve tahmin model ilişkisi

9.2. İşlem Parametrelerinin Makro ve Mikroyapı Üzerine Etkileri

SKK yönteminde karıştırma bölgesi, kaynak sırasında omuz altında olan omuzdan etkilenen bölge, ilerleme tarafının üst ve orta bölgelerinde oluşan bantlı bölge ve alt kısımda yoğun ara katmanlı bölge olmak üzere üç kısımdır. Üst kısmı malzemelerin birlikte karıştırılarak ağır plastik deformasyonu sonucu şekil alırken, takımın dönme yönü ile ilerleme tarafındaki malzemenin plastik akışı baskındır. Alt kısım çok daha düzgün bir arayüz ve daha az karışım göstermektedir. Kaynak bölgesinin alt ve üst kısımlarında bu farklılıkların SKK yönteminde akış alanının doğrudan bir sonucu olduğu beyan edilmektedir [133].

Simetrik bir işlem olmayan SKK yönteminde ilerleme tarafı ve geri çekme tarafı farklı yapılar sergilemektedir. İlerleme tarafında karıştırma bölgesi ile esas metal arasındaki geçiş keskin bir şekilde gerçekleşirken geri çekme tarafında bu geçiş kademeli olarak gerçekleşmektedir. İlerleme tarafındaki termomekanik etkilenen bölgelerin (TMEB) bölgesi çok dar olmaktadır [180].

Karıştırma bölgesinde karmaşık ara katmanlı akış modeli oluşmasının sebebi, malzemelerin birbirlerine vorteksli ve girdaplı şekilde nüfuz etmesidir. Karıştırıcı takımın eksenini etrafında dönmesi ve kaynak hattı boyunca doğrusal olarak ilerlemesi sonucu oluşan plastik akış girdaplı akışının oluşması neden olur. Bu girdaplar SKK’da “soğan halkaları” olarak adlandırılır ve DKB’de çoğu zaman oluşan karakteristik bir özelliktir. Farklı malzemelerinin deforme olabilirliğinin farklı olması nedeniyle Al/Mg alaşımların SKK ile birleştirilmesinde karıştırma bölgesinde ara katmanlı mikroyapılar oluşmaktadır. Oluşan bu ara katmanlar kayma bandına benzemektedir. SKK yönteminde malzeme akışı takım dönme yönünde gerçekleşmektedir. Kaynak kesitinden elde edilen makro ve mikro görüntüler daha önce yapılan çalışmalar ile benzerlik göstermektedir [3, 7, 160, 183].

Karıştırma bölgesinde her iki tarafta da ince, homojen ve eş eksenli taneler olduğu ve bu tanelerin ana metalden karıştırma bölgesine doğru ilerledikçe boyutunun küçüldüğü görülmüştür. Sürtünme karıştırma kaynağı sırasında ciddi plastik deformasyon, karıştırma bölgesinde ince taneli mikroyapının oluşmasına yol açar. Bu süreç, kaynak mikroyapısında ana etkili mekanizmalardan biri olan dinamik yeniden kristalleşme (DKB) olarak adlandırılmaktadır. Dinamik yeniden kristalleşme çekirdeklenmeye yol açmakta ve tane boyutunu azaltmaktadır. Ayrıca kaynak sırasında oluşan bu ciddi plastik deformasyon tane

sınırının kaymasını önleyen dislokasyon yoğunluğunu artırır. Kaynak mikroyapıları üzerinde önemli bir etkiye sahip olan bir diğer önemli mekanizma, takım dönüşüne ve kaynak hızına bağlı olan kaynak ısı girdisinin tavlama etkisidir. Kaynak ısı girdisindeki artış, kaynak dayanımı üzerinde olumsuz etkiye sahip olan tane sınırlarının yer değiştirmesine ve tane büyümesine yol açar. Araştırmacılar SKK işleminde farklı bölgelerde tane boyutlarının değişiminin birleştirme kalitesinin etkilediği beyan etmektedir [3, 7, 30, 183].

Karıştırıcı takım omuz ve pimin sürtünmesi ile oluşan ısı, malzemelerin mekanik olarak karışımı, pimin etrafında oluşan adyabatik ısı ve karıştırıcı takımın uyguladığı yüksek gerilme nedeniyle oluşan DKB metallerin SKK yöntemi ile birleştirilmesinde birincil mekanizmadır. Bölgesel olarak yüksek basınç ve sıcaklık malzemelerin difüzyonunu ve kimyasal reaksiyonunu hızlandırarak metaller arasında metalik bağ oluşturmaktadır.

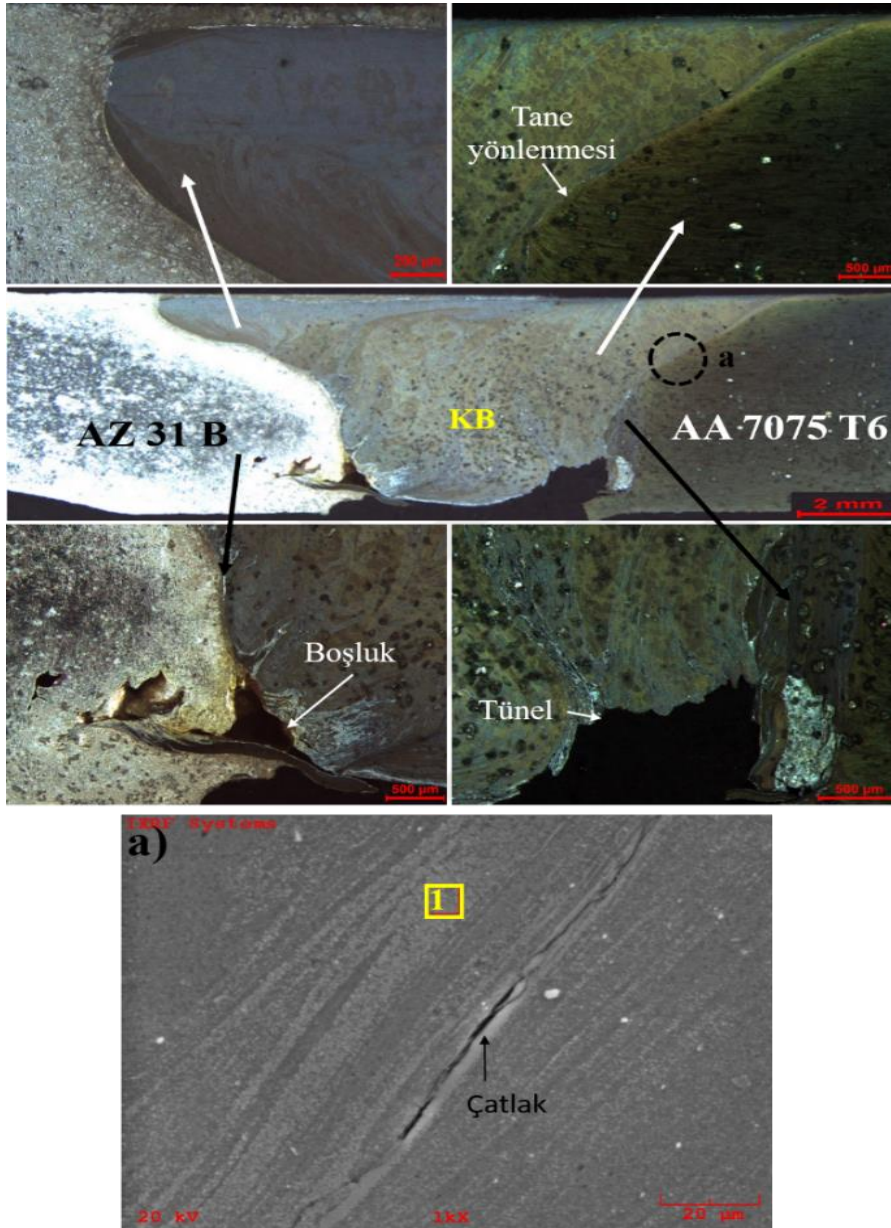
Al ve Mg alaşımlarının birleştirilmesinde Al_3Mg_2 (β) ve $Al_{12}Mg_{17}$ (γ) intermetalik bileşiklerinin oluşturduğu arayüzey tabakası yaygın olarak görülmektedir. Al ve Mg alaşımlarının birleştirilmesinde intermetalik bileşik oluşumunu rapor eden çalışmalar mevcuttur [11, 13, 14, 23, 160].

Yapılan birleştirmelerin makroyapıları incelendikten sonra, makroyapı içerisinde kritik olarak belirlenen alanların mikroyapı incelemeleri ile EDS analizleri gerçekleştirilmiştir. Birleştirmelerin makroyapılarına yapılan ön incelemelerde takım kaydırma değerlerinin farklı karıştırma bölgesi oluşumunda etkin rol oynadığı gözlemlenmiştir. Bu nedenle aynı takım kaydırma değeri ile birleştirilmiş numuneler gruplandırılarak makroyapı, mikroyapı ve EDS analizleri sunulmuştur.

İlk olarak T_K : 0 mm takım kaydırma değeri ile yapılan birleştirmeler gruplandırılmıştır. Resim 9.3’de D21 nolu birleştirme (f : 20 mm/dak, T_P : kare, T_A :0°), Resim 9.4’de D25 nolu birleştirme (f : 22 mm/dak, T_P : üçgen, T_A :0°), Resim 9.5’de D29 nolu birleştirme (f : 24 mm/dak, T_P : kare, T_A :3°), Resim 9.6’de D33 nolu birleştirmenin (f : 26 mm/dak, T_P : üçgen, T_A :3°) makroyapısı mikroyapısı ve EDS analiz noktaları verilmiştir.

D21 (Resim 9.3), D25 (Resim 9.4), D29 (Resim 9.5), ve D33 (Resim 9.6) numaralı birleştirmelerin makro incelemelerinde; termomekanik etkilenen bölgelerin (TMEB) arasında kalan ve dinamik olarak yeniden kristalleşen (DKB) olarak adlandırılan kaynak

dikişı net bir şekilde görülmektedir. DKB, yüksek ısı girdisine ve şiddetli plastik deformasyona maruz kalmaktadır.



Resim 9.3. D21 nolu birleştirme (f: 20 mm/dak, TP: kare, TA:0°, TK:0) makro ve mikro görüntüsü

D21, D25, D29 ve D33 nolu birleştirmelerin makroyapıları TMEB'ler den kaynak dikişine hem ilerleme tarafı hem de geri çekme tarafına geçişte net sınırların oluşması dikkat çekmektedir. Bu keskin geçişler farklı metallerin kaynağında beklenen bir durumdur. Kaynak dikişı ilerleme tarafı ve geri çekme tarafında simetrik bir yapı göstermiştir. Bu simetrik yapının oluşması takım kaydırma değerinin sıfır olmasının bir sonucudur. Birleştirme esnasında takımın omuz kısmı plakalara sürtünerek gerekli ısı oluşumu

gerçekleşmektedir. Oluşan ısı kaynak köküne doğru azaldığından; kaynak dikişini üst taraftan alt tarafa doğru koni şekilde küçülen karıştırma bölgesi izlenmiştir. Kaynak köküne yaklaştıkça ısı girdisinin azaldığını gösteren bir diğer bulgu ise karıştırma bölgesinin üst kısmında gözlemlenen homojen karışım karıştırma bölgesinin altında kısmında özellikle Al tarafında homojen olarak karışmamış durumda olan AZ31B alaşımıdır.

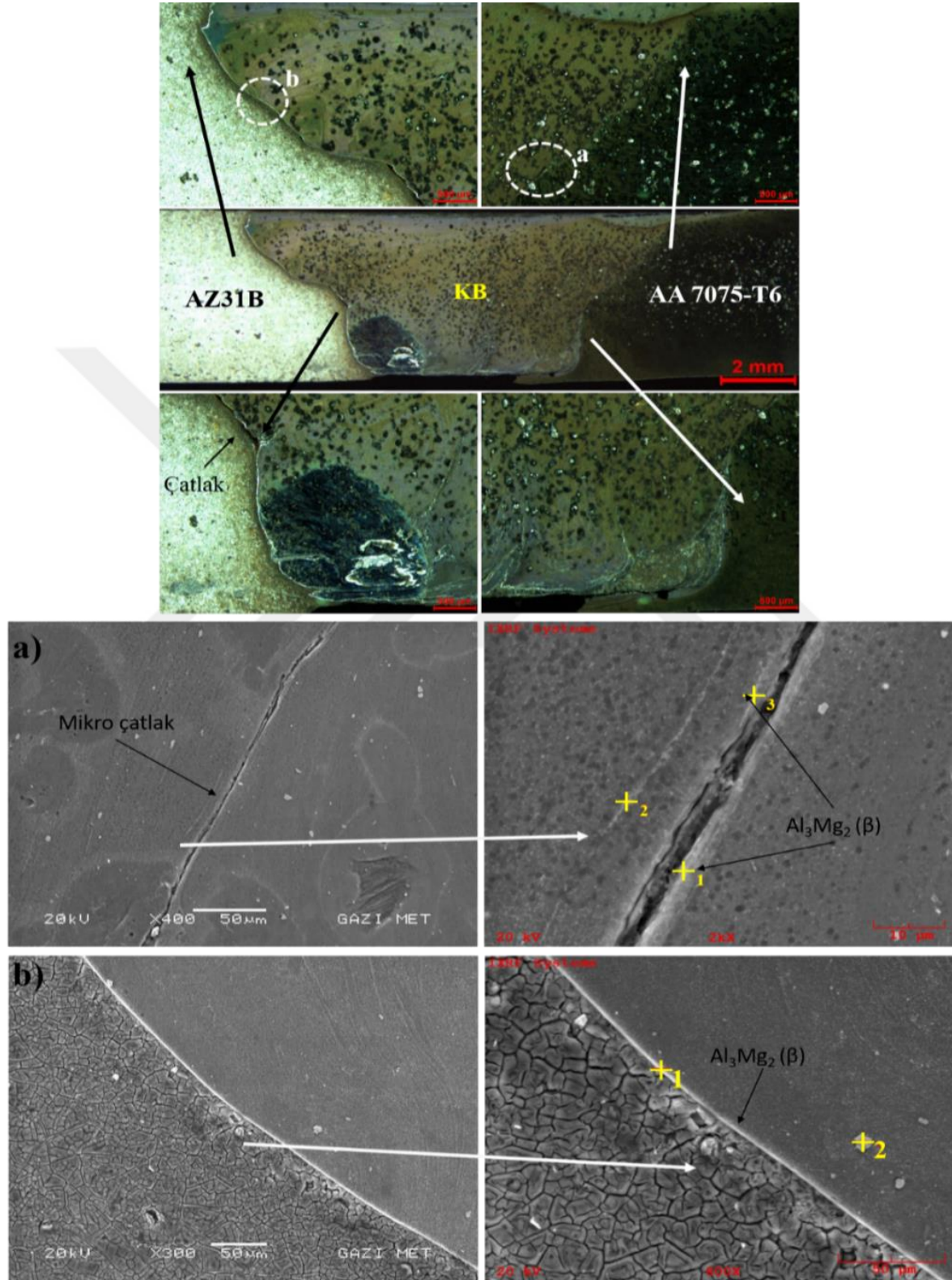
0 mm takım kaydırma değeri ile yapılan birleştirmelerde, farklı tür ve boyutta kaynak hataları belirlenmiştir. D21 (Resim 9.3) ve D29 (Resim 9.4) nolu birleştirme tünel hataları oluşmuştur. Literatürde beyan edildiği gibi, tünel hataları, düşük ısı girdisini nedeniyle malzemenin daha zor plastik deformasyona uğramasının yanı sıra, düşük pim boyu nedeniyle takımın düşük nüfuziyetinin de bir göstergesi olabilmektedir [27].

D21 nolu birleştirmede AA7075-T6 tarafında kaynak dikişi ile TMEB arasındaki geçişte mikro çatlak oluşumu gözlemlenmiştir. Mikro çatlağın kaynak dikişinin üst bölgesinde oluşması yüksek ısı girdisine bağlı olarak, intermetalik bileşikler ve sıvılaşmadan kaynaklandığı düşünülmektedir [199]. Resim 9.4’de verilen mikroyapı incelediğinde sıvılaşma yapısı görülmektedir. Karıştırma bölgesinde oluşan kayma bandına benzeyen ara katmanlı mikroyapı farklı malzemelerin deforme olabilirliklerinin farklı olmasındandır. SKK yöntemi ile farklı metallerin birleştirilmesinde beklenen bir özelliktir [7, 30, 160, 183].

Resim 9.4’de verilen D 25 nolu birleştirmeye ait SEM resimleri incelendiğinde AA7075-T6 alaşımından karıştırma bölgesine geçişte mikro çatlak gözlemlenmiştir. Çatlak oluşumunun kenarlarında 1 ve 3 numaralı noktalardan yapılan EDS analizinde sırasıyla %19,931 ve %16,158 oranında Mg elementi olduğu görülmüştür. Al-Mg ikili faz diyagramına göre, bu oranlarının alüminyumca zengin faz ve Al_3Mg_2 (β) oluşumu olduğu anlaşılmaktadır. Karıştırma bölgesinde yapılan 2 numaralı EDS de ise % 8,209 Mg oranında Al alaşımı olduğu görülmektedir.

D25 nolu birleştirmede (Resim 9.4) karıştırma bölgesinde homojen bir karışım gözlemlenirken AZ31B ve karıştırma bölgesinin arasına konumlanmış yapının EDS analizinde %20,665 Mg elementi gözlemlenmiştir. Bu oran alüminyumca zengin faz ve Al_3Mg_2 (β) intermetalik bileşiği içeren ara katmanlı yapı özelliklerini sergilemektedir. Ayrıca karıştırma bölgesi içerisine gömülmüş şekildeki yapı Al_7Cu_2Fe intermetalik bileşiğinin element dağılım özelliği taşımaktadır. Al-Mg alaşımlarının SKK tekniği ile

birleştirilmesinde genel olarak Al_3Mg_2 (β) ve $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ (γ) intermetalik bileşikleri oluşurken karıştırma bölgesinde farklı intermetalik bileşikler oluşabilmektedir [2].



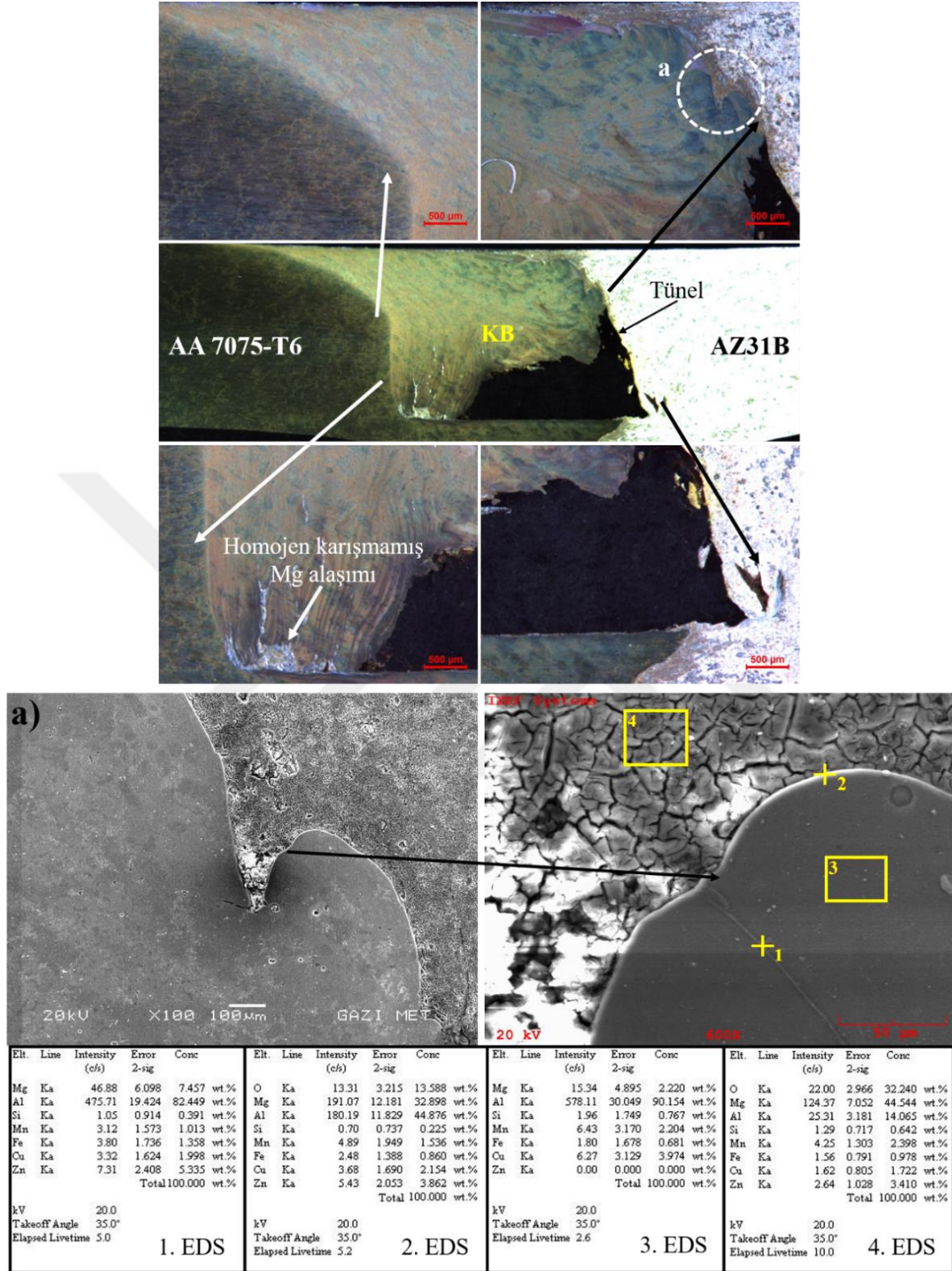
Resim 9.4. D25 nolu birleştirme (f: 22 mm/dak, TP: üçgen, TA:0°, TK:0) makro ve mikro görüntüsü

D21 (Resim 9.3), nolu birleştirme kaynak dikişinin belli kısımlarda bağlama kalıbına yapışması ve D25 nolu birleştirmenin makro görüntüsü (Resim 9.4) incelendiğinde takım nüfuziyetinin tam olarak sağlandığı görülmektedir. D29 (Resim 9.5) nolu birleştirmede oluşan tünel hatasının D21 nolu (Resim 9.3) birleştirmede oluşan tünel hatasına göre boyutunun büyük olması ilerleme hızının 20 mm/dak'dan 24 mm/dak'ya çıkarılması azalan ısı girdisinin bir sonucudur. Ayrıca oluşan tünel hatalarının kare profile sahip takımda gerçekleşmesi bir diğer dikkat çeken hususudur. Kare takımın kesit alanı dolayısıyla karıştırma bölgesinde malzeme ile daha çok temas etmesi birim zamanda daha fazla malzemeyi plastik deformasyona uğrattırırken, düşük ısı girdisi plastik deformasyonun daha zor gerçekleşmesine neden olmaktadır. Bu durumun kare takımında tünel formasyonunun ortaya çıkmasına neden olduğu düşünülmektedir.

D21 (Resim 9.3) ve D29 (Resim 9.4) nolu birleştirmeler kıyaslandığında meydana gelen tünel oluşumlarının konumları farklılık göstermiştir. D21 nolu birleştirmede tünel oluşumu ilerleme tarafında (AA 7075 -T6) konumlanırken, D29 nolu (Resim 9.5.) birleştirmede tünel hatası geri çekme tarafında konumlanmıştır (AZ31B). İlerleme tarafına konumlanan tünel hatası Al alaşımların Mg alaşımlara göre artan mekanik özelliklerinden dolayı plastik deformasyon için gerekli olan ısı girdisinin daha yüksek ısı girdisine ihtiyaç duymasından kaynaklanmaktadır.

D29 nolu birleştirmede ise tünel oluşumu düşen ısı girdi ve ilerleme hızının artmasıyla karıştırma bölgesinde birim zamanda daha fazla plastik akış olmasından kaynaklanmaktadır. SKK işlemi sırasında ilerleme tarafındaki malzeme karıştırıcı takım tarafından ileri itilirken, geri çekme tarafındaki malzeme geriye doğru itilmektedir. Bu durumda ilerleme tarafındaki malzeme takıma ters yönde, geri çekme tarafındaki malzeme ise takım ile aynı yönde akmakta [149] ve ilerleme tarafında plastik akışa başlayan malzeme geri çekme tarafını dolduramamaktadır.

D25 nolu (Resim 9.4), ve D33 nolu (Resim 9.6), birleştirmelerde tünel oluşumları kaybolarak yerlerini boşluk hatalarına bırakmışlardır. Ayrıca bu birleştirmelerin karıştırma bölgesi ile geri çekme tarafına konumlandırılan AZ31B alaşımının birleştiği ara yüzeyde çatlak ve boşluk gözlenmiştir. Oluşan bu çatlaklara yapısal sıvılaşmasının neden olduğu düşünülmektedir. Katı hal kaynak yöntemi olan SKK'da farklı metallerin birleştirilmesinde yapısal sıvılaşma oluşabilmektedir [11].



Resim 9.5. D29 nolu birleştirme (f: 24 mm/dak, TP: kare, TA:3°, TK:0) makro ve mikro görüntüsü

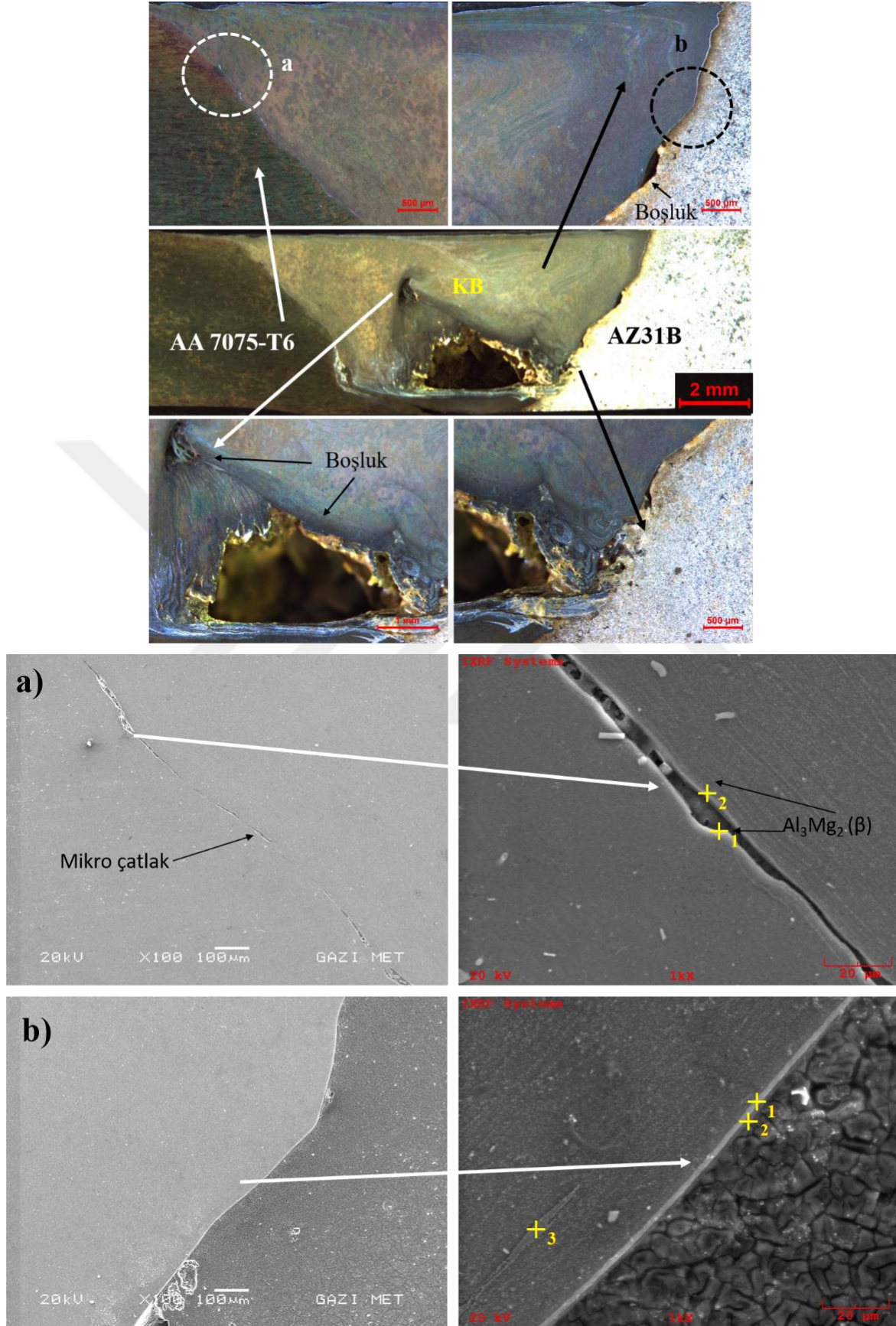
Al/Mg ikili faz diyagramında iki ötektik vardır; birincisi alüminyumca zengin faz ve Al_3Mg_2 arasında, ikincisi ise magnezyumca zengin faz ile $Al_{12}Mg_{17}$ arasındadır. Birinci ötektik sıcaklık 450°C, ikinci ötektik sıcaklık ise 437 °C dir. Her iki ötektik sıcaklıkta Al (660 °C)

ve Mg (650 °C) alaşımlarının ergime derecesinin altındadır. Isı girdisi arttıkça Al tarafında Al_3Mg_2 ve Mg tarafında $Al_{12}Mg_{17}$ intermetalik bileşiklerinin oluştuğu görülmektedir. Isı girdisi arttıkça 437 °C ötektik sıcaklığında $Mg + Al_{12}Mg_{17} \rightarrow L$ ve 450 °C ötektik sıcaklığında $Al + Al_3Mg_2 \rightarrow L$ oluşmaktadır. Bu sıvı oluşumuna yapısal sıvılaşma denilmektedir [11, 153 - 156].

D29 nolu (Resim 9.5’da)birleştirmenin karıştırma bölgesi ve AZ31B alaşımının birleştiği kısım incelendiğinde Mg alaşımlarının oksijen duyarlılığından 2 numaralı ve 4 numaralı bölgelerde yapılan EDS analizlerinde oksidasyon gözlemlenmiştir. Saf magnezyum oda sıcaklığında hava ile temas ettiğinde, yüzeyinde magnezyum oksit meydana gelirken, farklı bir metal ile temas ettiğinde veya ısıtıldığında ise korozyon eğilimi artmaktadır. SKK yöntemi ile yapılan birleştirmelerde de bu durum gözlemlenmiştir. EDS analizlerine göre oksijen elementinin oranı Mg alaşımına doğru ilerledikçe artmaktadır. 2 numaralı EDS analizi %32,898 Mg içermektedir aynı noktadan yapılan ve O elementinin ağırlığı analizden çıkarıldığında ise Mg elementi %36,317’dir. Al-Mg ikili faz diyagramında %36,1–37,8 oranında Mg alaşımının varlığı $Al_{12}Mg_{17}$ (γ) intermetalik bileşiğini göstermektedir. Benzer şekilde intermetalik oluşumunu Fu ve arkadaşlarının çalışmasında da rastlanmaktadır [160]. 3 numaralı EDS karıştırma bölgesinde Alüminyumun fazlalığını gösterirken karıştırma bölgesinde damar biçiminde yapı oluşmasına artan Mg miktarı neden olmuştur.

Resim 9.6’da sunulan mikroyapı resimleri incelendiğinde, daha önce oluşan kaynak kusurlarından farklı olarak kaynak dikişinin merkezinde boşluk hatası görülmektedir. Oluşan bu boşluk hatasından kaynak dikişine doğru farklı bir malzeme yapısı gözlemlenmiştir. Kaynak dikişinde bu şekilde farklı bir malzeme oluşması oluşan boşluğun bir bariyer gibi davranması sonucu ısıl iletimin farklılaşmasından kaynaklanabileceği değerlendirilmiştir.

Resim 9.6’da görülen birleştirme işleminde kare uç geometrisine sahip takım kullanılmış olması ve ilerleme hızının artırılmasıyla mikro çatlak oluşumu meydana geldiği gözlemlenmiştir. Mikro çatlakların her iki tarafından nokta EDS yapılmıştır. Çatlakların AA7075-T6 tarafındaki kısımda yapılan EDS analizinde %25,45 oranında Mg elementi tespit edilmiştir. Bu oran; Al/Mg ikili faz diyagramı incelendiği alüminyumca zengin faz ve Al_3Mg_2 (β) intermetalik bileşiğinin özellikleri göstermektedir. Ayrıca %14,255 oranındaki O elementi magnezyumunun oksidasyon duyarlılığını göstermektedir



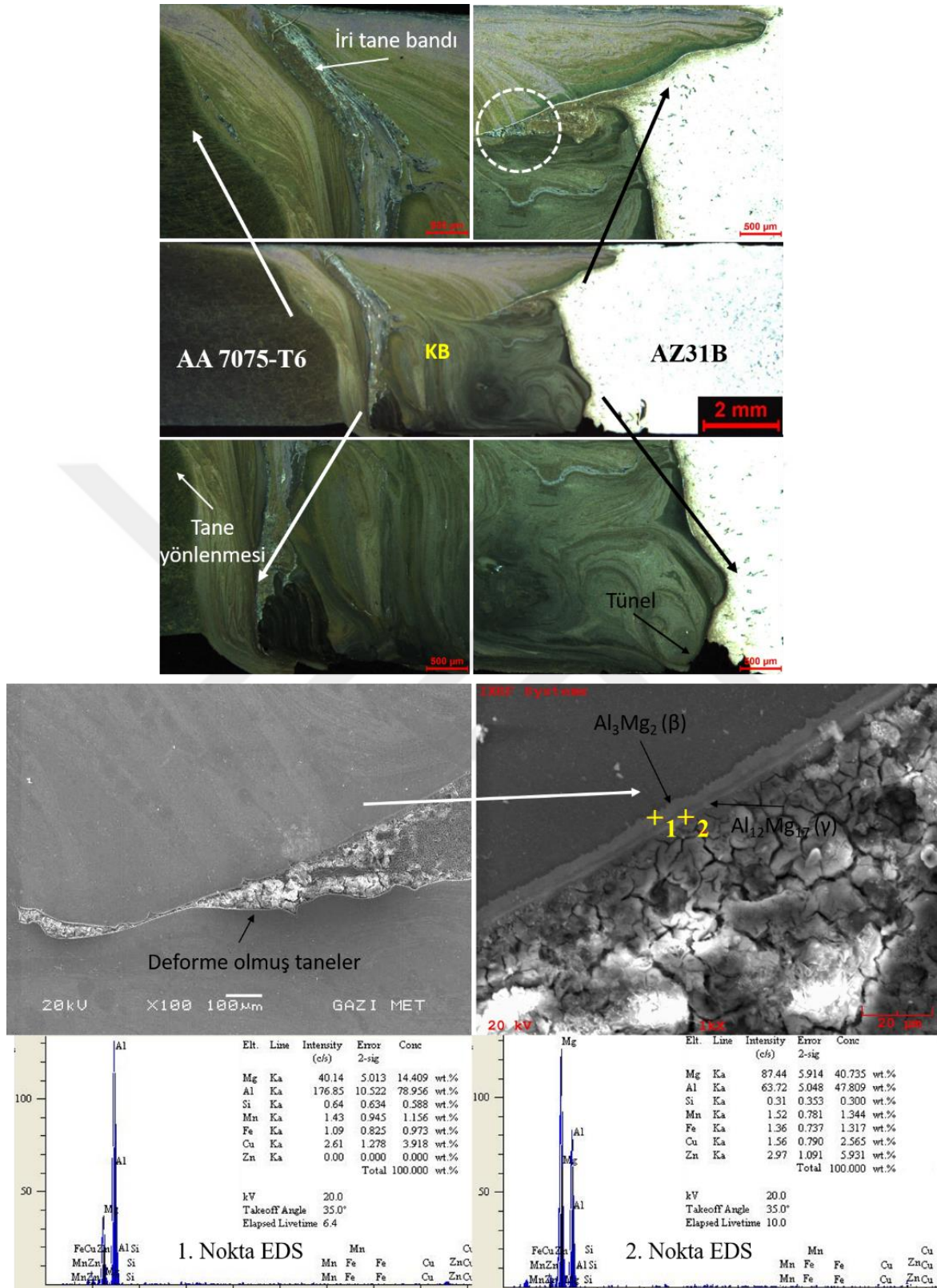
Resim 9.6. D33 nolu birleştirme (f: 26 mm/dak, TP: üçgen, TA:3° TK:0 mm) makro ve mikro görüntüsü

D33 nolu (Resim 9.6) birleştirmeye ait SEM fotoğrafında kaynak hattının geri çekme tarafı incelendiğinde iki farklı intermetalik bileşiğin var olduğu görülmektedir. 1 numara ile gösterilmiş olan noktadan alınan EDS verisi % 25,931 Mg oranı alüminyumca zengin Al_3Mg_2 (β) intermetalik bileşiğinin özelliğini gösterirken; 2 numara ile gösterilmiş olan noktadan alınan EDS verisi Mg oranı %47,38 ile $Al_{12}Mg_{17}$ (γ) intermetalik bileşiği olabileceğini göstermektedir. 3 ile gösterilmiş olan noktadan alınan EDS verisi ise Al-Mg alaşımlarının birleştirilmesinde oluşan intermetalik bileşiklerin sadece ana malzeme ile karıştırma bölgesi arayüzeyinde olmadığını aynı zamanda karıştırma bölgesi içerisinde gömülü bir şekilde oluşabileceğini göstermektedir.

D25, D29 ve D33 nolu birleştirmelerini Mg tarafından (esas metal) karıştırma bölgesine (DKB) geçişin mikroyapı resimleri incelendiğinde özellikle geçiş bölgesine konumlanan intermetalik bileşiğe benzer yapılar dikkat çekmektedir. Al-Mg alaşımlarının birleştirilmesinde kaynak dayanımını olumsuz yönde etkileyen Al_3Mg_2 (β) ve $Al_{12}Mg_{17}$ (γ) intermetalik bileşiklerin oluşması beklenen bir durumdur. Geçiş bölgesinde Mg alaşımının tane yapılarında meydana gelen değişime TMEB bölgesinde oluşan yüksek sıcaklık ve yoğun deformasyon sebep olmaktadır. Resim 9.5’ de görüldüğü üzere artan plastik deformasyon ile tane yapısındaki yönelmeler daha net görülmektedir.

Takımın $T_K:0$, 25 mm ilerleme tarafına takım kaydırması ile yapılan birleştirmeler D22, D26, D30 ve D34’dür. Resim 9.7’de D22 nolu birleştirme (f : 20 mm/dak, T_P : kare, $T_A:0^\circ$), Resim 9.8’de D26 nolu birleştirme (f : 22 mm/dak, T_P : üçgen, $T_A:0^\circ$), Resim 9.9’de D30 nolu birleştirme (f : 24 mm/dak, T_P : kare, $T_A:3^\circ$) ve Resim 9.310’de D34 nolu birleştirme (f : 26 mm/dak, T_P : üçgen, $T_A:3^\circ$) verilmiştir.

D22 nolu birleştirmenin makroyapı görüntüsü (Resim 9.7) incelendiğinde karıştırma bölgesi, karıştırıcı takım omuz altında olan, omuzdan etkilenen ve ilerleme tarafının üst ve orta bölgelerinde oluşan bantlı bölge ve alt kısımda yoğun ara katmanlı bölge olmak üzere üç farklı kısımda değerlendirilmiştir.–Birleştirmelerin tamamı incelendiğinde karıştırıcı takımın omuz kısmından etkilenen bölgede malzemenin plastik akışının daha baskın olduğu görülmektedir. Al-Mg ara katmanlı yapı oluşumu malzemelerin farklı deforme olabilirliğinden kaynaklanmaktadır. Karıştırma bölgesinde malzemenin akışının, takımın dönme yönünde olduğu görülmektedir [7, 30, 160, 183].



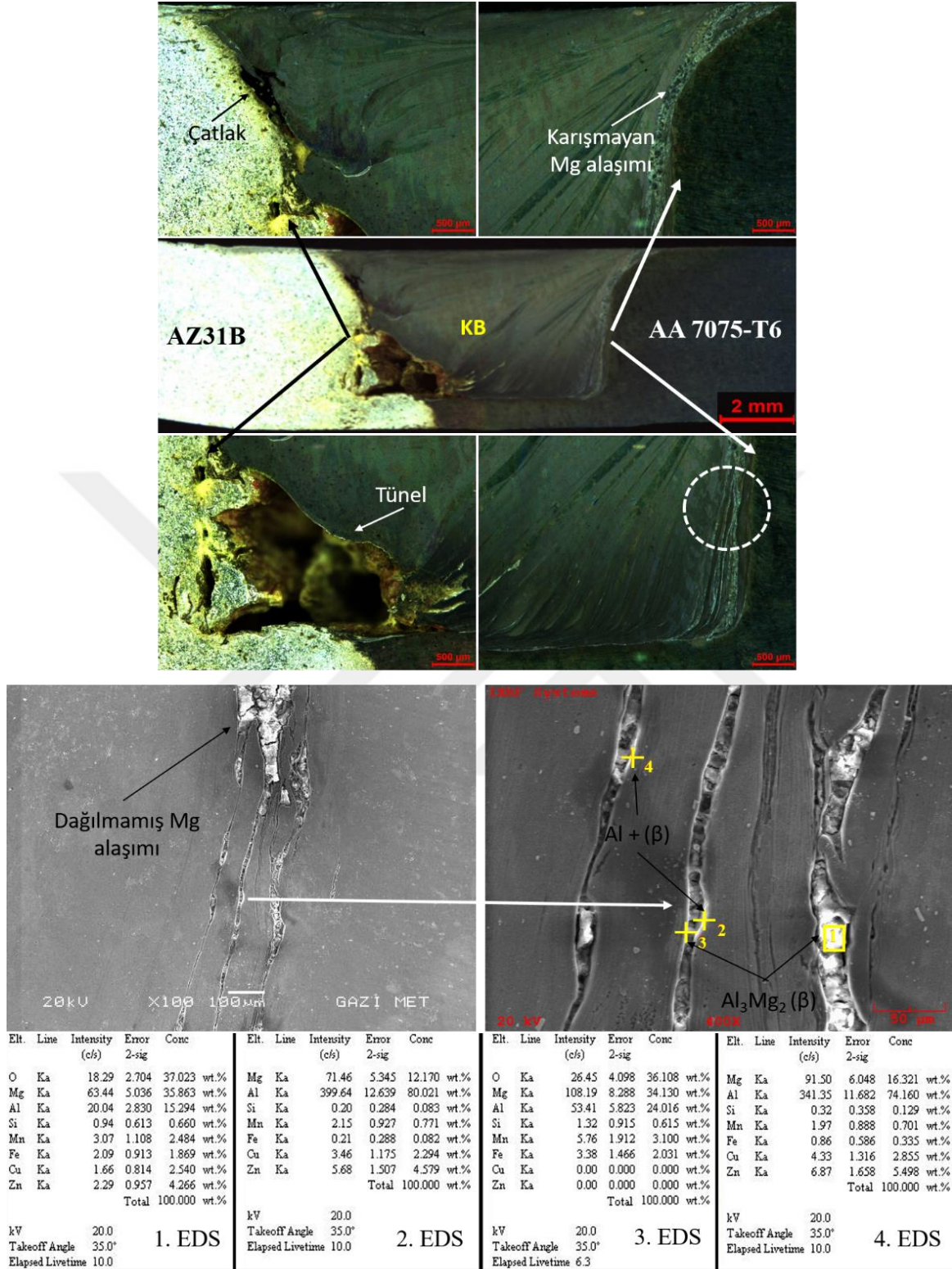
Resim 9.7. D22 nolu birleştirme (f: 20 mm/dak, TP: kare, TA:0°, TK:0,25 mm) makro ve mikro görüntüsü

D21 nolu birleştirmede (Resim 9.3) karıştırma bölgesindeki simetrik görünüm D22 nolu (Resim 9.7) birleştirmede takımın ilerleme tarafına kaydırılması ise ortadan kaybolmuştur.

Karıştırma bölgesi ile ana malzeme arasındaki geçiş, ilerleme tarafında son derece keskinen geri çekme tarafında girdaplı ve vorteksli bir geçiş izlenmektedir. D22 nolu birleştirmede karıştırıcı takımın ilerleme tarafına kaydırılması ile D21 nolu birleştirmenin hem ilerleme hem de geri çekme tarafında oluşan tünel hatası sadece geri çekme tarafında konumlanarak tünel boyutunda büyük oranda azalma gözlemlenmiştir. Bu iyileşmenin, takımın alüminyum tarafına kaydırılması ile artan ısı girdisine bağlı olarak meydana geldiği söylenebilir.

D22 nolu birleştirmenin mikroyapısı incelendiğinde (Resim 9.7) karıştırma bölgesine AZ31B alaşımının karışmadan damar şeklinde nüfuz ettiği görülmektedir. Bu bölgede yapılan EDS analizinde ana malzeme ve karıştırma bölgesinde hat şeklinde iki farklı intermetalik bileşiğine benzer yapının varlığı dikkat çekmektedir. Ana malzemeye (AZ31B) yakın kısımda $Al_{12}Mg_{17}$ (γ) intermetalik bileşiğinin özelliklerini taşıyan yapı gözlemlenirken, karıştırma bölgesi tarafında oluşan yapı Al_3Mg_2 (β) intermetalik bileşiğine benzer formdadır. İşlem esnasında yapılan sıcaklık ölçümünün pirometre ile dış yüzeyden yapıldığından; intermetalik bileşiklerin kaynak işlemi esnasında meydana gelen sürtünme ile oluşan ısı sonrası sıvılaşması ve ötektik sıcaklıkta soğuması ile oluştuğu söylenebilir. Birleştirme esnasında ortalama işlem sıcaklığı $316,45\text{ }^{\circ}\text{C}$ iken oluşan en yüksek işlem sıcaklığı ise $354,40\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'dir. Karıştırma bölgesinin dış yüzeyinde oluşan bu yüksek sıcaklık verisi, karıştırma bölgesinin iç kısımlarında $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ ötektik sıcaklığa ulaştığı ve sıvılaşmaya neden olduğu düşünülmektedir. Sıvılaşan intermetalik bileşikler Mg alaşımının karışmadan karıştırma bölgesine taşınmasına neden olabilmektedir [184]. İntermetalik bileşiklerin boyutları incelendiğinde karıştırma bölgesinde konumlanan Al_3Mg_2 (β) intermetalik bileşiği özelliği taşıyan yapının boyutu, yüksek ısıdan dolayı boyutunun daha büyük olduğu gözlemlenmektedir.

D26 nolu birleştirmede (Resim 9.8) karıştırma bölgesinde farklı metaliklerin deformasyon özelliklerinden dolayı oluşan ara katmanlı bölge kaynak dikişinin alt kısmına doğru artış göstermektedir. Ara katmanlı yapının alt kısımlara doğru azalması SKK işleminde beklenen bir özelliktir [160]. Karıştırma bölgesindeki ara katmanlı yapının değişiklik göstermesi kaynak üst yüzeyi ile alt kısmında oluşan sıcaklık farkı ile ilişkilidir. D26 nolu birleştirmenin karıştırma bölgesinin alt yüzeyinde ve Mg tarafında konumlanmış tünel hatası dikkat çekmektedir. Tünel hatasının çekme tarafına konumlanması, Mg alaşımının Al alaşımına göre ısı iletim katsayısının düşük olmasına bağlı olarak meydana geldiği düşünülmektedir.



Resim 9.8. D26 nolu birleştirme (f: 22 mm/dak, TP: üçgen, TA:0°, TK:0,25 mm) makro ve mikro görüntüsü

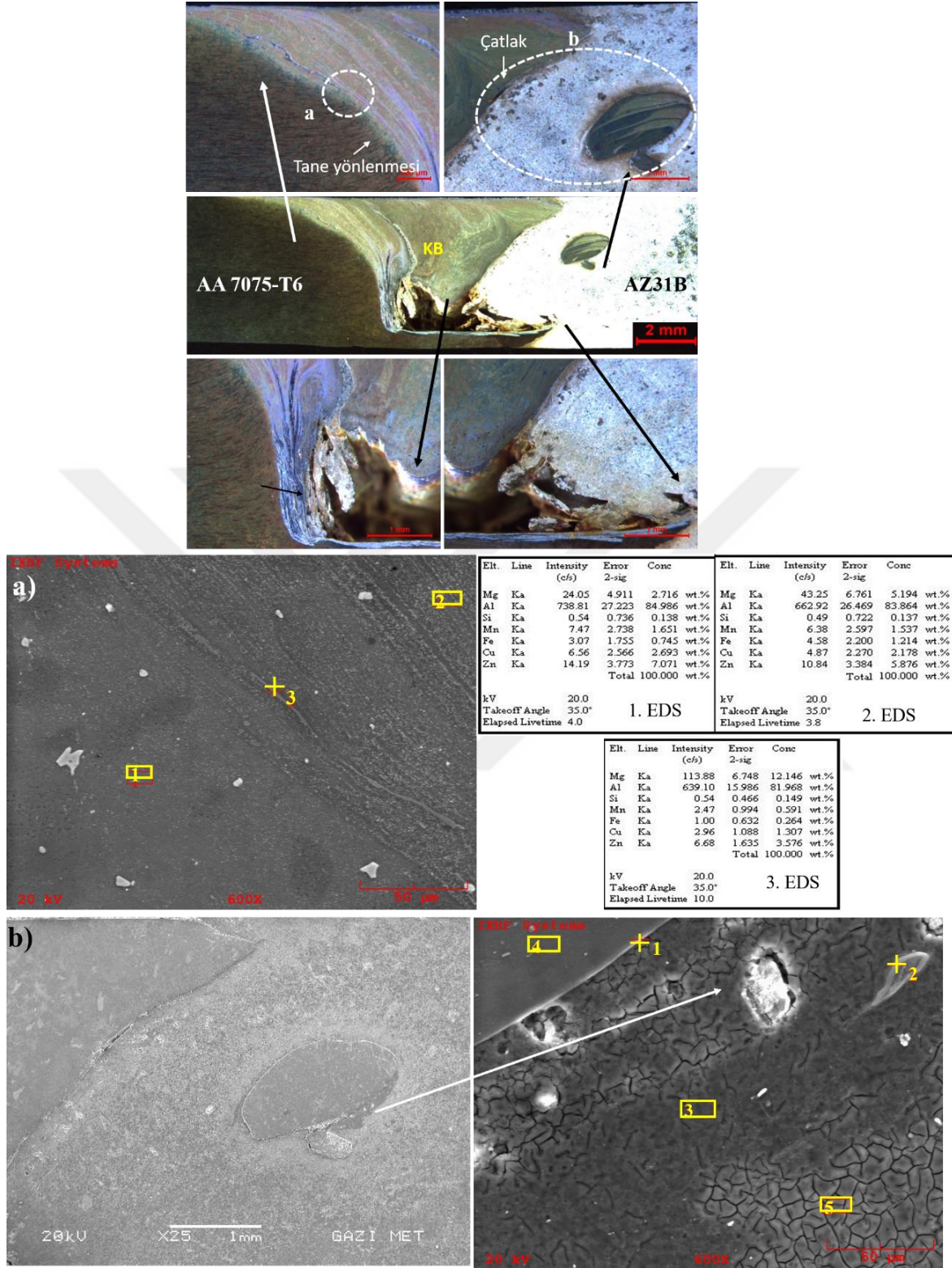
D26 nolu birleştirmenin karıştırma bölgesi ile AA7075-T6 tarafına yapılan EDS analizinde (Resim 9.8) AZ31B'nin karışmadan ilerleme tarafına konumlandığı ve bu karışmayan kısmın mikro boşluklara sebebiyet verdiği görülmektedir. Al alaşımı homojen olarak

karışırken Mg alaşımasının homojen olarak dağılmayışının nedeni atomik yapısına atfedilmiştir. Al alaşımları yüzey merkezli kübik yapıya sahip iken Magnezyum alaşımları sıkı paket hegzagonal yapıya sahiptirler[23, 184]. Hegzagonal sıkı paket atomik yapı yüzey merkezli kübik yapıya göre daha zor plastik deformasyona uğramaktadır. AZ31'in etrafında yapılan EDS analizlerinde Mg alaşımlarının çevresinde hem Al_3Mg_2 (β) (2 ve 4 numaralı EDS) hem de $Al_{12}Mg_{17}$ (γ) (1 ve 3 numaralı EDS) intermetalik bileşiklerinin olabileceğini ortaya çıkmıştır.

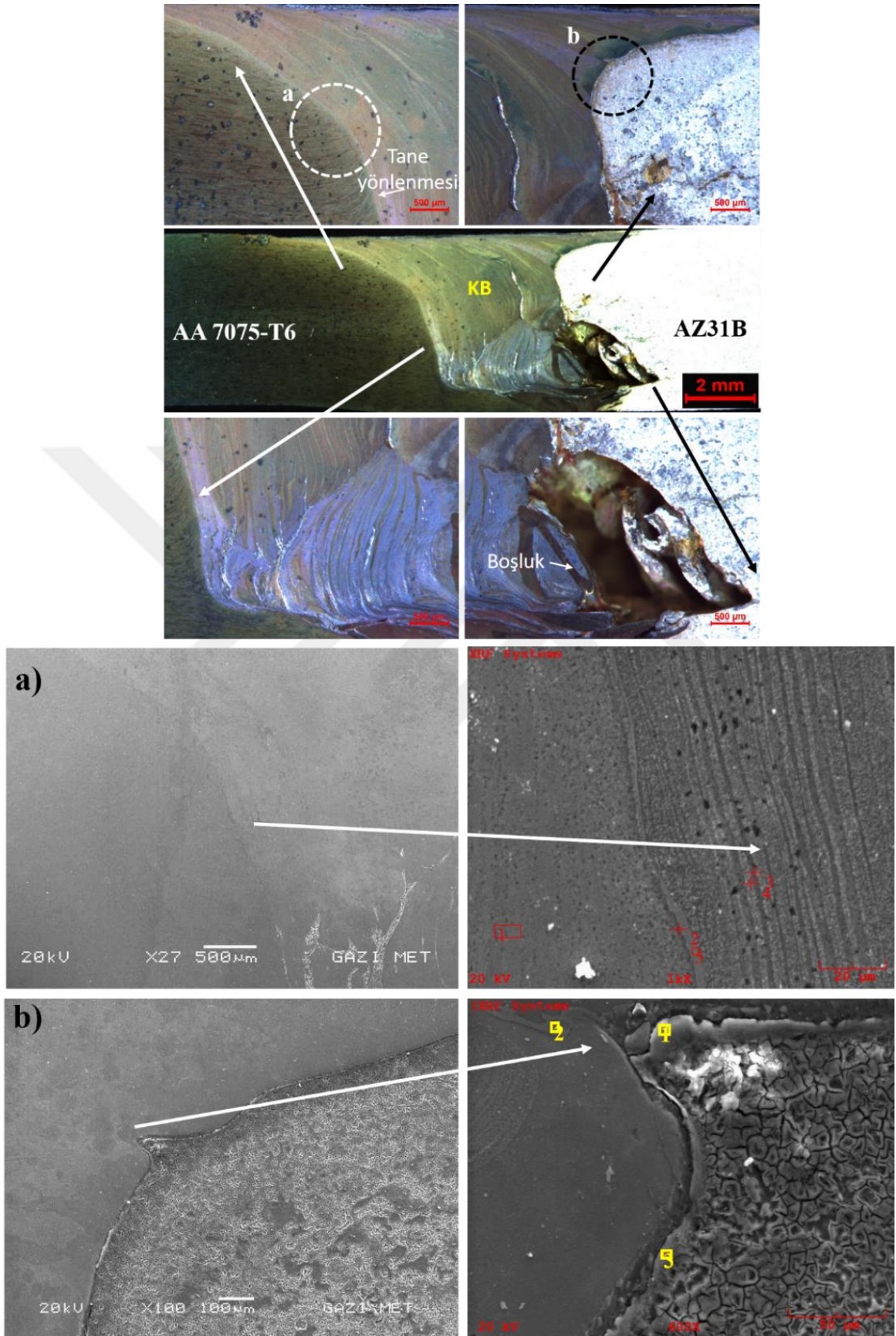
D30 nolu birleştirmede (Resim 9.9) Al tarafının TMEB bölgesindeki tane yönlenmeleri net bir şekilde izlenebilmektedir. İlerleme tarafındaki DKB bitişiğinde deformasyon bandı olarak görülebilen tane yönlenmeleri yukarı doğru oluşmuştur. Rayes ve ark. Al alaşımlarının kaynağında yüksek deformasyon sonucu tane yönlenmelerinin bu şekilde gerçekleşebileceğini rapor etmişlerdir [208]. Bir diğer dikkat çeken kısım ise karıştırma bölgesi dışında Mg tarafında konumlanmış DKB bölgesidir. Mg alaşımı içine konumlanmış DKB iyi bir mekanik kilitlenmenin göstergesi olarak kabul edilebilir.

D30 nolu birleştirmede (Resim 9.9), Al tarafından karıştırma bölgesine homojen bir geçiş olmuştur. Karıştırma bölgesinde 2 ile işaretlenmiş noktadan alınan EDS analizine göre Al alaşımasının oranının fazla olduğu görülmektedir. Al alaşımasının fazla olmasının nedeni 2 numaralı noktanın ilerleme tarafına yakın bölgede olmasından ve takımın 0,25 mm AA7075-T6 tarafına kaydırılmasından kaynaklanmaktadır. 3 ile işaretlenmiş noktadan alınan EDS analizine göre ise arayüzde konumlanmış fakat sürekliliği olmayan alüminyumca zengin Al_3Mg_2 (β) intermetalik bileşiğine benzer yapının var olduğu görülmektedir.

D30 nolu birleştirmede (Resim 9.9) karıştırma bölgesine Mg alaşımasının toplu bir şekilde karışmadan nüfuz ettiği görülmektedir. Bu birleştirmede kare takım kullanılması ile her bir kenarın birim zamanda süpürdüğü kesit alanın daha dar olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. AZ31B tarafında TMEB bölgesinde yapılan 3 numaralı ve 5 numaralı EDS alanları incelendiğinde 3 numaralı bölgede tane yapısında meydana gelen değişimin oksidasyona karşı olumlu bir etki yaptığı tespit edilebilmektedir. 2 numaralı EDS analizinin gerçekleştirildiği kısım dikkate alındığında 3 numaralı EDS in yapıldığı hat içinde gömülü kalması bu hatta oluşan ısı girdisinin daha yüksek olduğunun gösterir niteliktedir. 1 ve 2 numaralı noktalarda yapılan EDS analizinde 1 numaralı noktada $Al_{12}Mg_{17}$ (γ) ve 2 numaralı noktada Al_3Mg_2 (β) intermetalik bileşiklerine benzer yapı özellikleri gözlemlenmiştir.



Resim 9.9. D30 nolu birleştirme (f: 24 mm/dak, TP: kare, TA:3°, TK:0,25 mm) makro ve mikro görüntüsü



Resim 9.10. D34 nolu birleştirme (f: 26 mm/dak, TP: üçgen, TA:3°, TK:0,25 mm) makro ve mikro görüntüsü

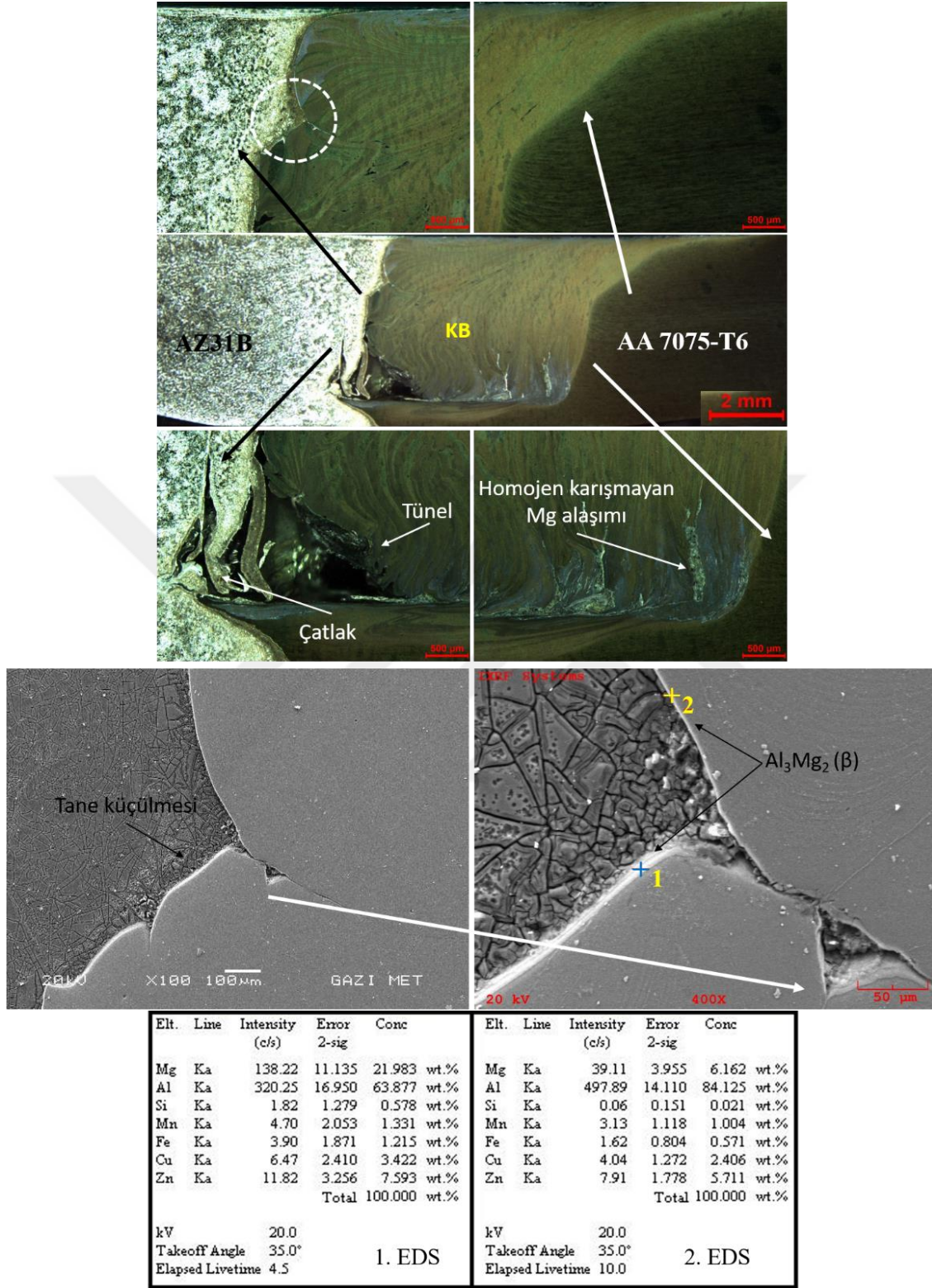
D34 nolu (Resim 9.10) birleştirmede artan ilerleme hızına baēlı olarak azalan ısı girdisinin bir sonucu olarak karıştırma bölgesinin boyutunda küçölme ve geçiş bölgeleri daha dik bir şekilde oluşmuştur. Al tarafı ve Mg tarafındaki geçiş bölgeleri farklılıklar göstermektedir. Mg tarafındaki geçiş bölgesi daha dik iken Al tarafındaki geçiş bölgesi daha geniş olarak gerçekteşmiştir. Al tarafında geçiş bölgesinin daha geniş olmasının sebebi Al tarafında oluşan yüksek ısı girdisi olduēu düşünülmektedir[149].

D34 nolu birleştirmede (Resim 9.10) Al alaşımından Mg alaşımına geçişte ara katmanlı tabaka halinde bir geçiş söz konusudur. Arayüzeyde 2 ve 5 numaralı noktalardan alınan EDS analizine göre alüminyumca zengin Al_3Mg_2 (β) intermetalik bileřiēine benzer yapının var olduēu görölmektedir.

D34 nolu birleştirmede (Resim 9.10) mikro inceleme AZ31B alaşımının karıştırma bölgesine yönelen kısmından gerçekteştirilmiş mikro incelemede TMEB bölgesinde tane küçölmesi mevcuttur. Karıştırma bölgesi ile ana malzeme kısmında mikro çatlak belirlenmiştir. Çatlak bölgesinde yapılan EDS analizlerinde (1. ve 3. Nokta) intermetalik bileşiklerine benzer yapıların oluşumu gözlemlenmiştir. Ötektik bileşim ile oluşan gevrek yapıdaki intermetalik bileşikler kaynak çatlaēının oluşmasının ana nedeni olarak kabul edilebilir [36].

D23, D27, D31 ve D35 numaralı kaynak işlemlerinde karıştırıcı takımın T_K : 0, 50 mm ilerleme tarafına takım kaydırma verilerek birleştirme yapılmıştır. Resim 9.11' de D23 nolu birleştirme (f: 20 mm/dak, T_P : üçgen; T_A :3°), Resim 9.12'de D27 nolu birleştirme (f: 22 mm/dak, T_P : kare; T_A :3°), Resim 9.13'de D31 nolu birleştirme (f: 24 mm/dak, T_P : üçgen; T_A :0°) ve Resim 9.14'da D35 nolu birleştirme (f: 26 mm/dak, T_P : kare; T_A :0°) verilmiştir.

D23 nolu birleştirmede (Resim 9.11) her iki ana malzeme karıştırma bölgesine geçişte farklı davranış sergilemiştir. Al tarafı ve karıştırma bölgesine geçişte kaynak üst yüzeyinden alt yüzeyine doēru sıcaklıēın azalması ile koni şeklinde gerçekteşirken, Mg tarafındaki geçiş daha dik bir şekilde gerçekteşmiştir. Malzeme geçişinde meydana gelen bu farklılık, Al alaşımlarının Mg alaşımlarına göre daha fazla ısı girdisi oluşturması ve takımın Al tarafına 0,5 mm kaydırılması ile ilerleme tarafında ısı girdisinin artmasından kaynaklanmıştır. Karıştırma bölgesinin alt kısmında görölen karışmayan Mg alaşımı ve tünel oluşumuna kaynak alt yüzeyinde azalan ısı girdisi bu durumu ispatlar niteliktedir.



Resim 9.11. D23 nolu birleştirme (f: 20 mm/dak, TP: üçgen, TA:3°, TK: 0,50 mm) makro ve mikro görüntüsü

D23 nolu birleştirmede (Resim 9.11) yapılan 3 ayrı EDS de ise Mg oranının sırasıyla %28,304, %27,173 ve %16,703 olması bu yapıların alüminyumca zengin Al_3Mg_2 (β) intermetalik bileşiği olabileceğini göstermektedir.

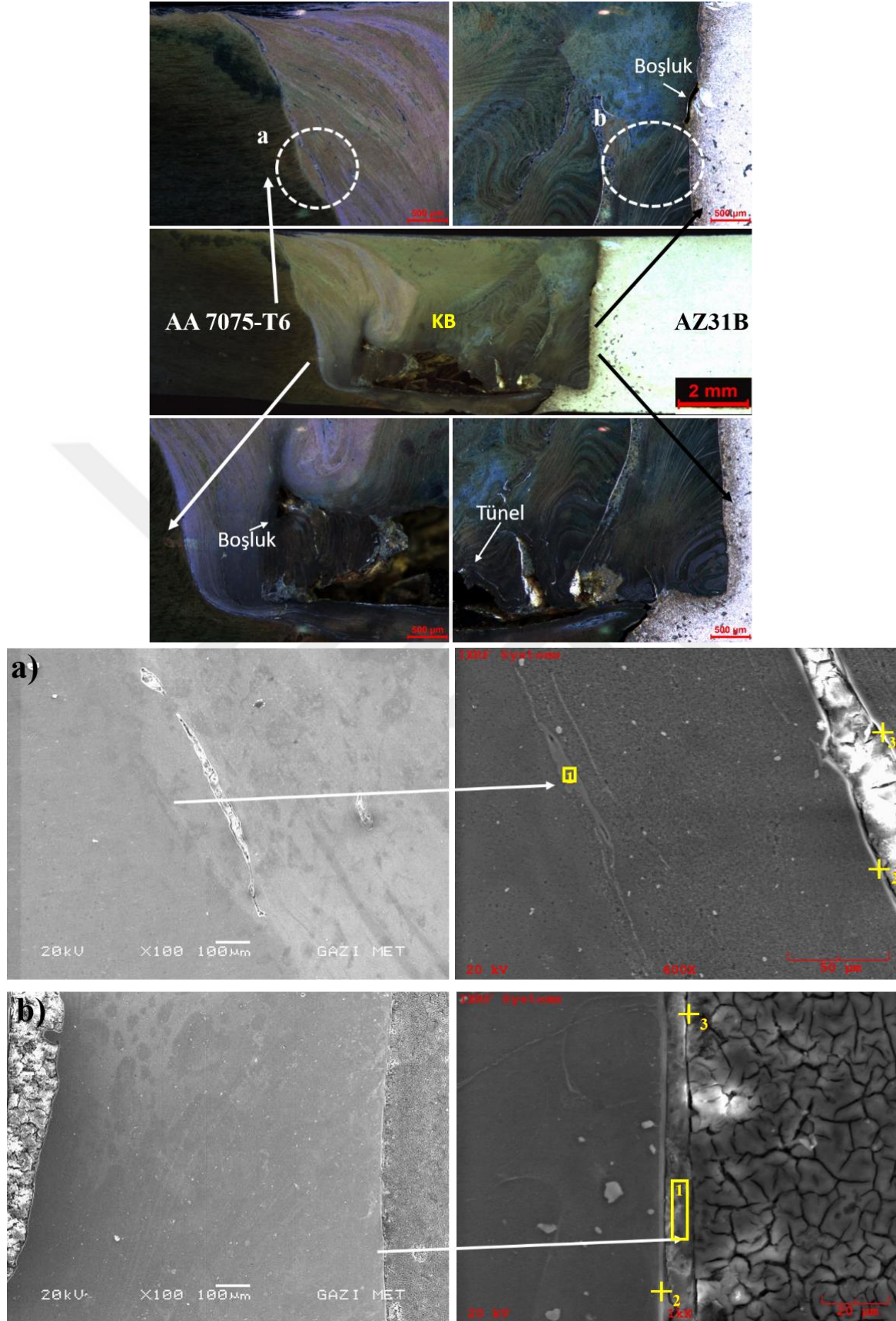
D23 nolu birleştirmenin (Resim 9.11) AZ31B tarafında yapılan mikro incelemede tane küçülmeleri net bir şekilde gözlemlenmektedir. Tane küçülmelerinin özellikle yukarı doğru yönelmiş karıştırma bölgesinde daha yoğun olması artan basınç ile ilişkilendirilmektedir. Bu durum geçiş bölgesine konumlanmış Al_3Mg_2 (β) intermetalik bileşiklerinin kalınlıklarının ve içerdikleri Mg elementinin oranının değişmesine neden olmaktadır.

D27 nolu birleştirmede (Resim 9.12) ilerleme hızının 20 mm/dak'dan, 22 mm/dak'ya çıkarılmıştır. Bu kaynak işleminde elde edilen karıştırma bölgesi D23 numaralı birleştirmede elde edilen karıştırma bölgesine benzer bir özellik göstermiştir. Bu birleştirmede takım uç geometrisinin kare olması, karıştırma bölgesinde ara katmanlı bir yapının doğmasına neden olmuştur.

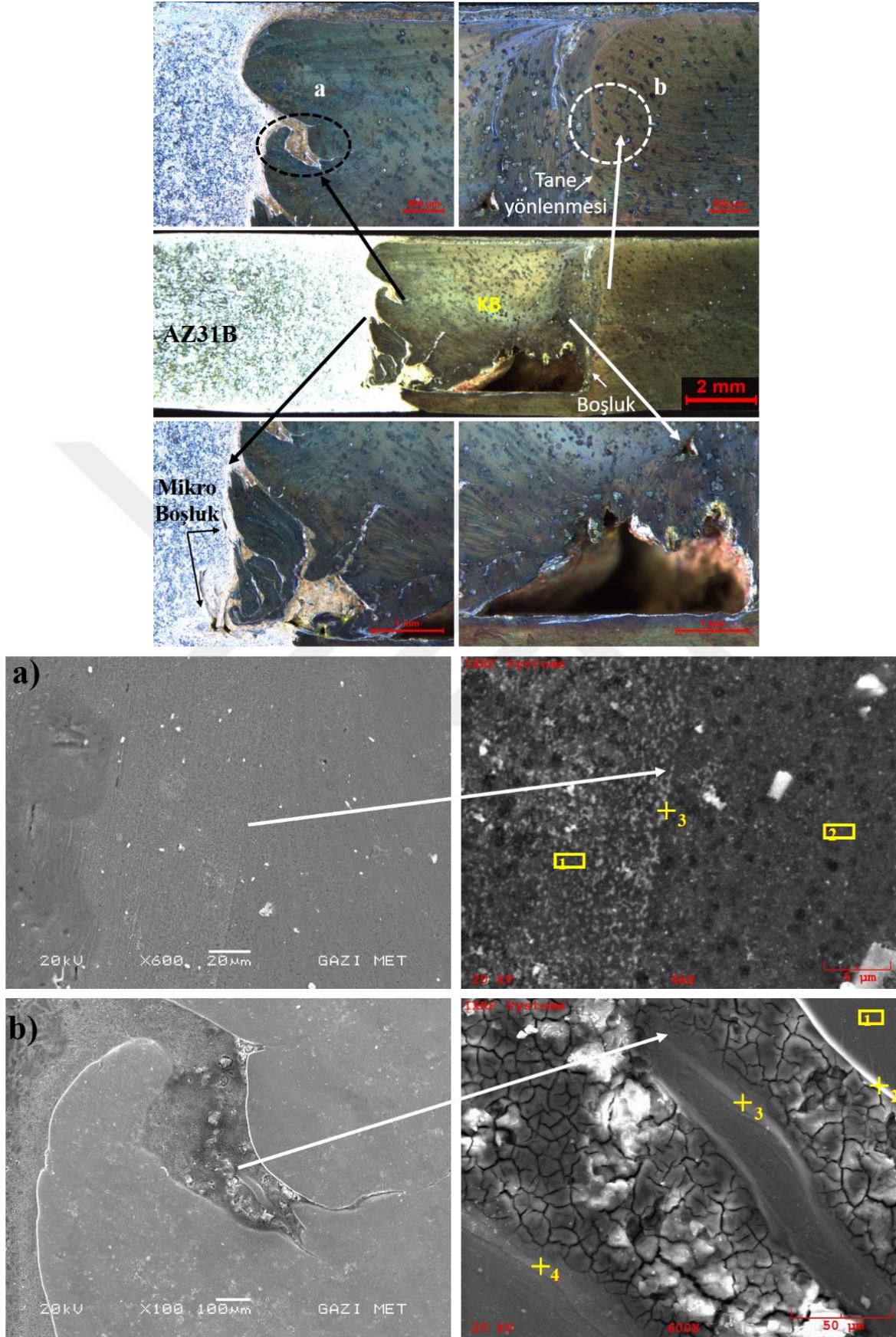
D27 nolu birleştirmenin (Resim 9.12) Al tarafına yapılan mikro inceleme ve EDS analizi hegzagonal sıkı paket yapıdaki AZ31B'nin plastik deformasyonun daha zor olmasından dolayı karıştırma bölgesi içinde karışmadan konumlandığını göstermektedir. Bu duruma ayrıca takım kaydırmanın 0,5 mm ve takım açısının 3° yapılması ile artan işlem sıcaklığına bağlı olarak 450 °C ve 437 °C de sıvılaşmaya başlayan intermetalik bileşiklerin karıştırma işlemi esnasında kayma meydana getirmesi ile oluştuğu düşünülmektedir.

D27 nolu birleştirmenin (Resim 9.12) Mg tarafı ile karıştırma bölgesi arasında geçiş bölgesine konumlanmış Al_3Mg_2 (β) ve $Al_{12}Mg_{17}$ (γ) intermetalik bileşiklere benzer yapılar vardır. Karıştırma bölgesine yakın oluşan bileşik (2 numaralı EDS) %24,672 Mg oranı ile alüminyumca zengin Al_3Mg_2 (β) intermetalik bileşiği olabilir. Mg tarafına yaklaştıkça oluşan intermetalik bileşiğine benzer yapının içeriğindeki Mg oranı %60,98'e yükselmiş ve magnezyumca zengin $Al_{12}Mg_{17}$ (γ) intermetalik bileşiğine benzeyen yapıya dönüşmüştür. 3 numaralı EDS analizinde çıkan %30,46 oranındaki Oksijen elementi ise 3 numaralı hattın mikro çatlak olduğunun göstergesidir. Oksijen oranının bu kadar yüksek olması çatlak başlangıcında izlenen boşluk hatası ile ilişkilidir. İntermetalik bileşiklerin çatlak oluşumuna sebebiyet vermesine ek olarak yüksek oksijen oranında çatlak oluşumunu tetiklemiştir.

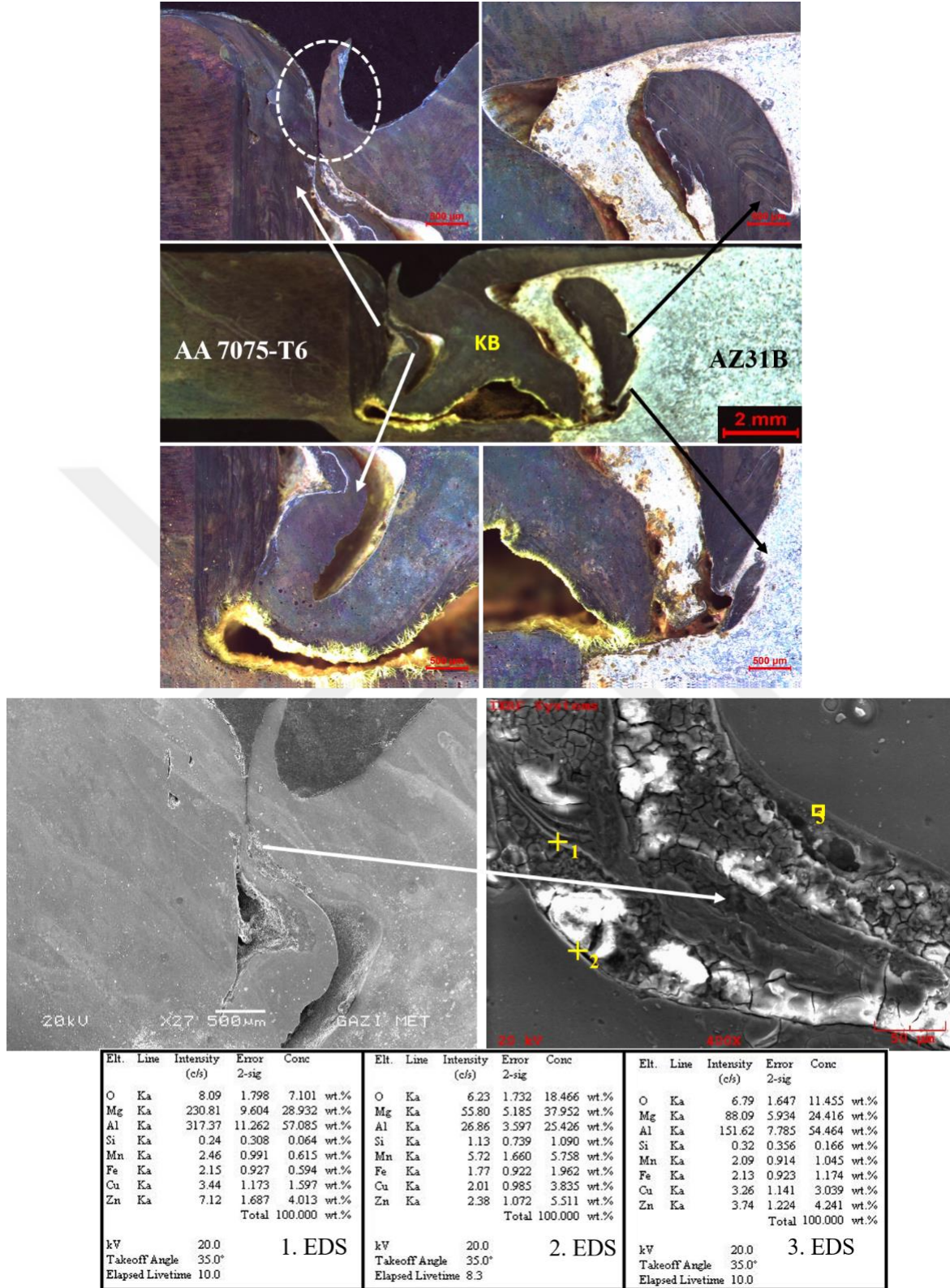
D31 nolu birleştirmede (Resim 9.13) Al tarafından karıştırma bölgesine geçişte tane yönelmesi izlenmiştir. AZ31B tarafında ise mekanik kilitleme kalitesinin artırabilecek bir yapı gözlemlenmektedir.



Resim 9.12. D27 nolu birleştirme (f: 22 mm/dak, TP: kare, TA:3°, TK:0,50 mm) makro ve mikro görüntüsü



Resim 9.13. D31 nolu birleştirme (f: 24 mm/dak, TP: üçgen, TA:0°, TK:0,50 mm) makro ve mikro görüntüsü



Resim 9.14. D35 nolu birleştirme (f: 26 mm/dak, TP: kare, TA:0°, TK:0,50 mm) makro ve mikro görüntüsü

Özellikle D23 ve D31 nolu birleştirmelerin (Resim 9.11 ve Resim 9.13); AZ31B (geri çekme tarafında) karıştırma bölgesi dışında TMEB bölgede kaynak köküne yakın oluşan boşluk ve

çatlak hataları benzerlik göstermektedir. Bu kaynak hatalarının üçgen takımda gerçekleşmesi, takım bir köşesinin kare takıma göre birim zamanda daha fazla malzeme akışına neden olmasından kaynaklı olduğunu düşündürmektedir. Ayrıca hataların geri çekme tarafına konumlanması ise takımın ilerleme tarafına 0,5 mm takım kaydırmasının bir sonucu olarak değerlendirilmiştir.

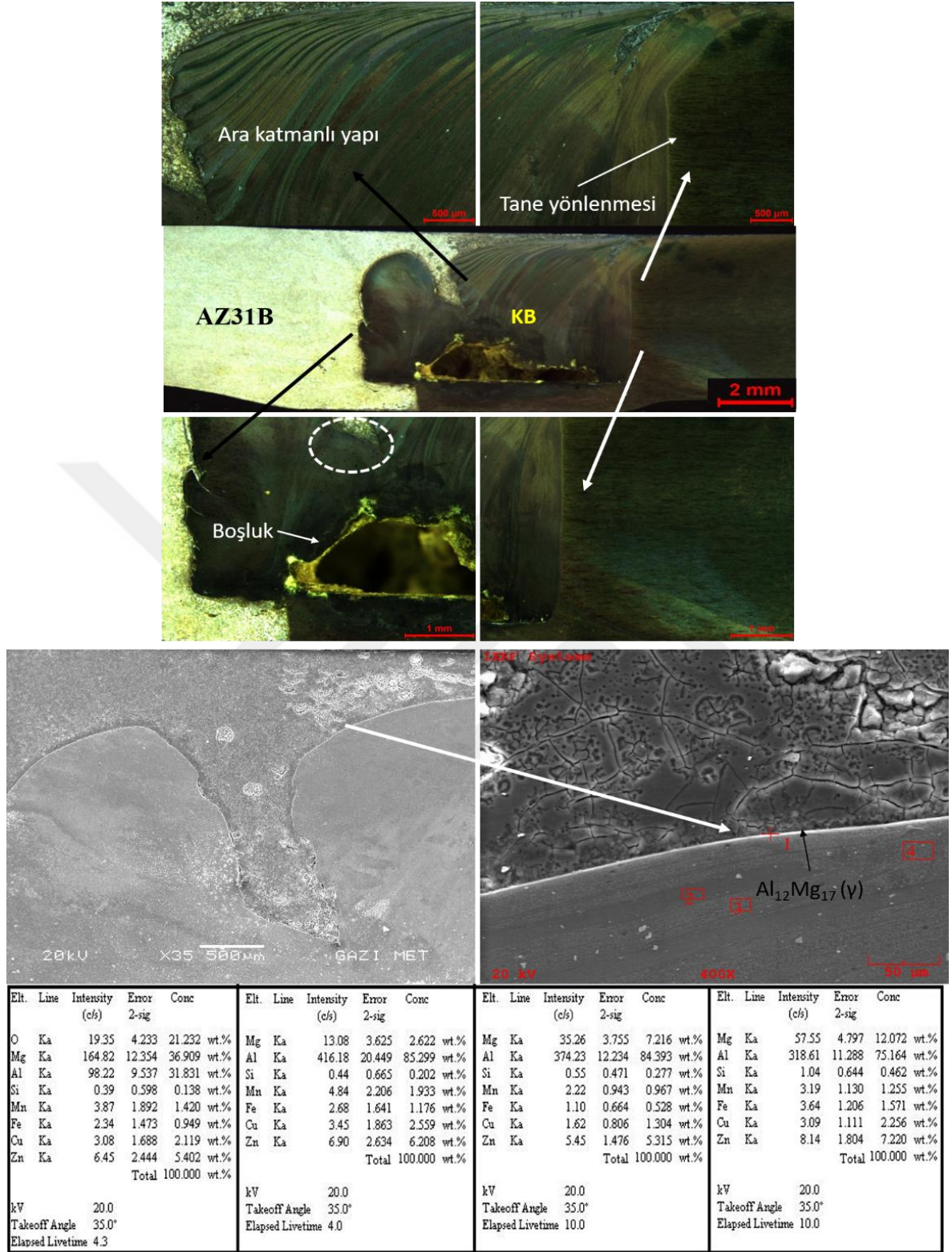
D31 nolu birleştirmede (Resim 9.13) ise son derece düzgün bir geçiş bölgesi oluşumu izlenmiştir. Al alaşımında karıştırma bölgesine doğru yapılan EDS analizi ile Mg elementinin % ağırlığının arttığı görülmektedir.

D31 nolu birleştirmenin (Resim 9.13) Mg tarafında yapılan incelemesinde 2, 3 ve 4 numaralı EDS analizlerinde Mg elementi oranı sırasıyla %12,91, %10,61 ve %11,43 dür. Bu oranlar alüminyumca zengin Al_3Mg_2 (β) intermetalik bileşiğinin element ağırlığı ile paralellik göstermektedir.

D35 nolu birleştirmede diğer birleştirmelere göre farklı bir karıştırma bölgesi izlenmektedir. Artan ilerleme hızına bağlı olarak karıştırma bölgesinde istenilen sıcaklık değerine ulaşılamamış olması, karıştırma işleminin tamamen mekanik bir birleştirme olarak gerçekleşmesine neden olmuştur. Ayrıca birleştirme esnasında karıştırıcı takıma malzeme sıvanması düşük sıcaklığın bir göstergesi olarak kabul edilebilir.

D35 nolu birleştirmede (Resim 9.14) düşük ısı girdisinin sebep olduğu karıştırma eksikliğinden dolayı mekanik kilitleme özelliği ön plana çıkmaktadır. Mikro incelemede Al alaşımları arasına taşınmış Mg alaşımında yoğun deformasyondan dolayı tane yapısında değişimler izlenmektedir. Ayrıca boşluklu bir birleştirme olduğundan dolayı her EDS analizlerinde de oksidasyon meydana gelmektedir.

Takımın T_K : 0, 75 mm ilerleme tarafına takım kaydırması ile yapılan birleştirmeler D24, D28, D32 ve D36'dür. Resim 9.15'da D24 nolu birleştirme (f: 20 mm/dak, T_P : üçgen; T_A :3°), Resim 9.16'da D28 nolu birleştirme (f: 22 mm/dak, T_P : kare; T_A :3°), Resim 9.17'de D32 nolu birleştirme (f: 24 mm/dak, T_P : üçgen; T_A :0°), ve Resim 9.18'de D36 nolu birleştirme (f: 26 mm/dak, T_P : kare; T_A :0°) verilmiştir.



Resim 9.15. D24 nolu birleştirme (f: 20 mm/dak, TP: üçgen, TA:3°, TK:0,75 mm) makro ve mikro görüntüsü

D24, D28 ve D32 nolu birleştirmelerde soğan halkası olarak isimlendirilen ara katmanlı yapılar belirlenmiştir. Soğan halkalarının takımın dönmesi ve ileri hareketi ile geri çekilme tarafındaki malzemeyi uzatması esnasında sürtünme ısınmalarından dolayı oluştuğu ve

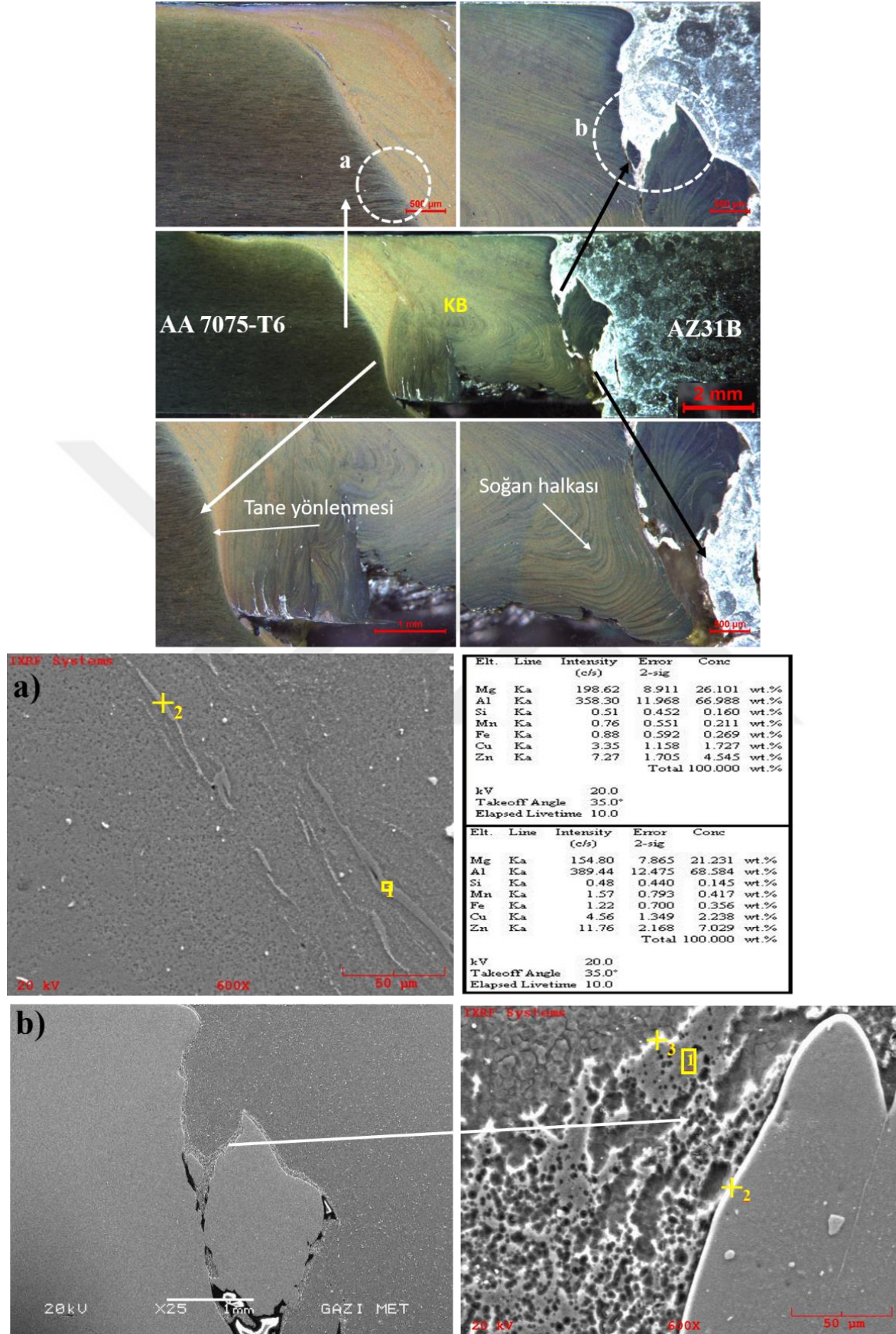
halkalar arasındaki mesafenin takımın bir devrindeki ilerlemesine eşit olduğu ifade edilmiştir. Soğan halkaları arasındaki mesafenin merkezden uzaklaştıkça arttığı görülmüştür [49]. Soğan halkası DKB’de yaygın olarak meydana gelen bir özelliktir ve kaynak bölgesinin en belirgin kısmı olan DKB’de yüksek sıcaklık ve yoğun plastik deformasyon sonucu yeniden kristalleşmiş, görece eş eksenli ve ince taneli bölgedir [180]. Farklı malzemelerinin deforme olabilirliğinin farklı olması nedeniyle Al/Mg alaşımların SKK ile birleştirilmesinde, karıştırma bölgesinde ara katmanlı mikroyapılar oluşmaktadır. Oluşan bu ara katmanlar kayma bandına benzemektedir. SKK yönteminde malzeme akışı takım dönme yönünde gerçekleşir [7, 30, 160, 183].

D24 ve D28 nolu birleştirmelerde (Resim 9.15 ve Resim 9.16) geçiş bölgeleri mekanik kitleme özelliğini artıran girdaplı yapılar belirlenmiştir. Fakat D24 nolu birleştirmede gözlemlenen yapı, D28’ de gözlemlenen yapıya göre daha kararlı bir yapı sahip olması düşük ilerleme hızlarında oluşan yüksek ısı girdisi ve üçgende takımlarda malzemenin daha toplu olarak taşınımı ile ilişkilendirilmiştir.

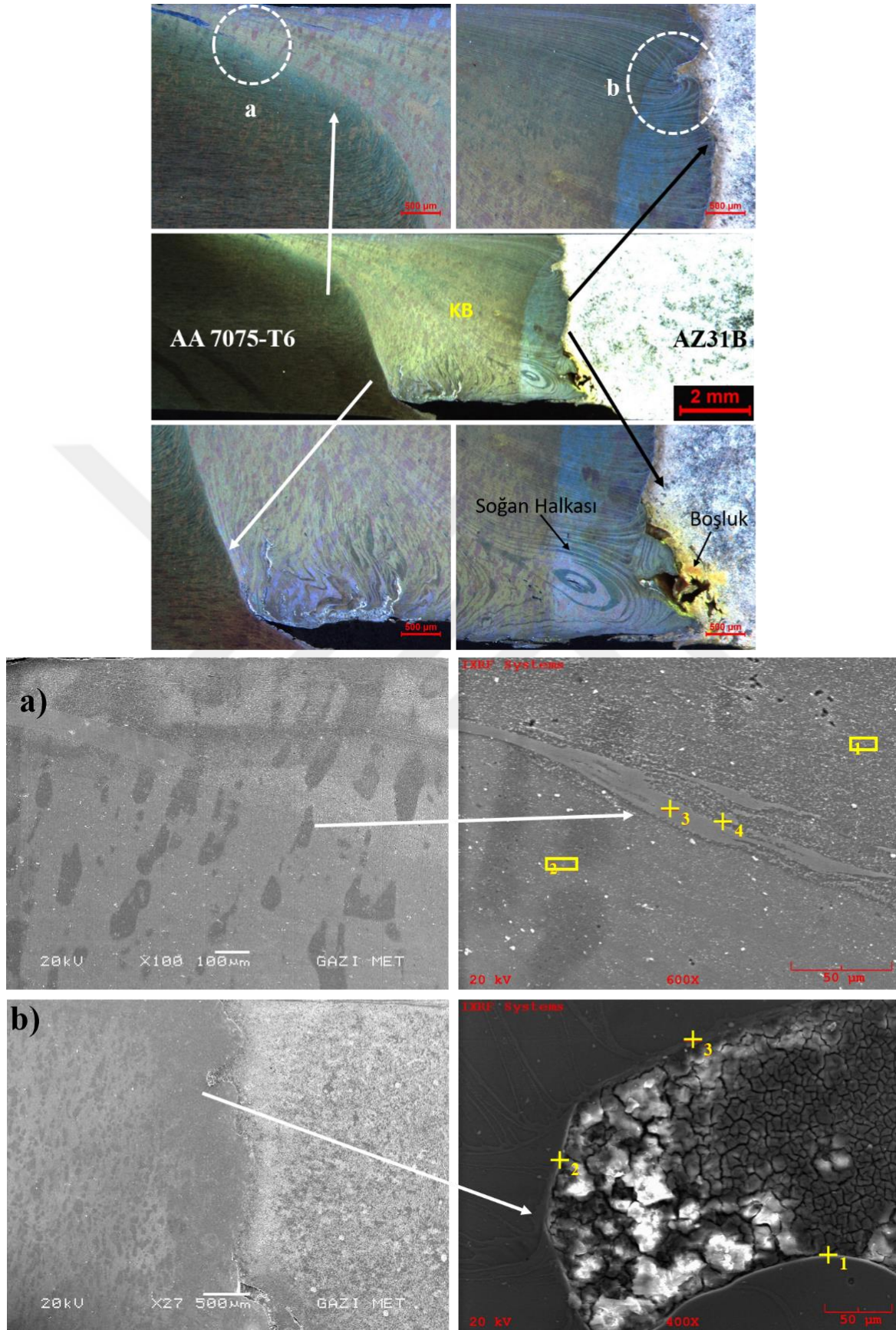
D24 nolu birleştirme incelendiğinde (Resim 9.15) karıştırma bölgesi bölgesinde, ara katmanlı düzgün bir yapı oluşumu gözlenirken geçiş bölgesinde %36,91 Mg elementi içeren Al_3Mg_2 (β) intermetalik bileşiği olabilecek yapı tespit edilmiştir.

D28 nolu birleştirmede (Resim 9.16) TMEB bölgesinde tane yapısındaki değişim net bir şekilde görülmektedir. Tane yapısı üzerinde yapılan 1 ve 3 numaralı EDS analizlerinde diğer birleştirmede Mg tarafında genel olarak karışılan oksijen elementini içermemesi, tane yapısındaki değişimin olumlu bir sonucu olarak kabul edilebilir. Arayüzeyde yapılan 2 numaralı EDS analizi, %17,07 Mg oranı ile alüminyumca zengin Al_3Mg_2 (β) intermetalik bileşiği ile paralellik göstermektedir.

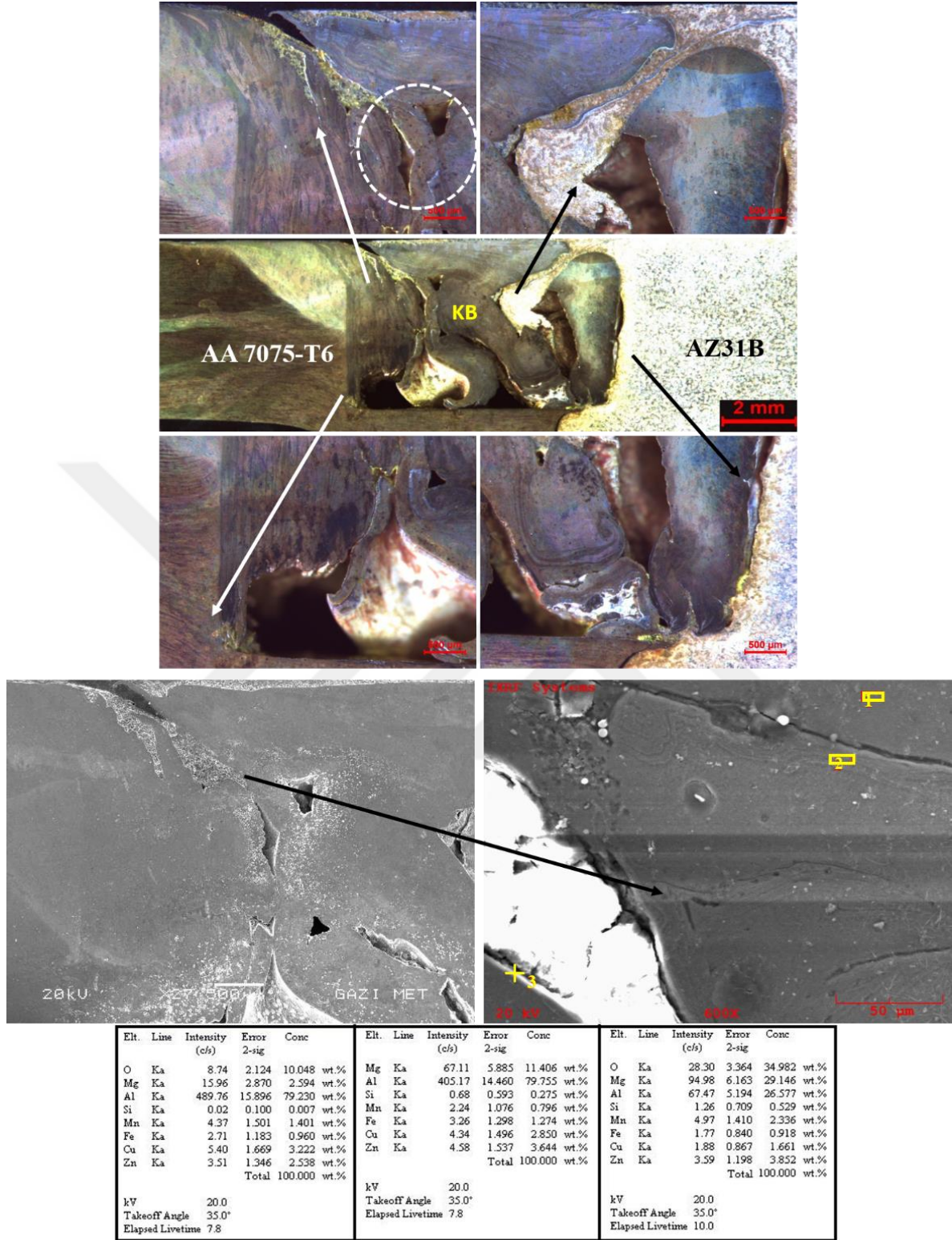
D28 nolu birleştirmenin (Resim 9.16) mikro incelemesinde karıştırma bölgesinde mikro boşluklar görülmüştür. Oluşan bu mikro boşluklar takım açısının 3° yapılması ve takımın AA7075 –T6 tarafına 0,75 mm kaydırılması ile artan ısı girdisinin bir sonucudur. İşlem esnasında artan ısı girdisi karıştırılan malzemenin kaynak üst yüzeyine taşmasına ve devamında mikro boşluklara sebebiyet verdiği görülmüştür [46]. Numune üzerinde yapılan EDS analizleri değerlendirildiğinde geçiş bölgesine yakın kısımda konumlanmış alüminyumca zengin Al_3Mg_2 (β) intermetalik bileşiğine benzeyen yapı oluşmuştur



Resim 9.16. D28 nolu birleştirme (f: 22 mm/dak, TP: kare, TA:3°, TK:0,75 mm) makro ve mikro görüntüsü



Resim 9.17. D32 nolu birleştirme (f: 24 mm/dak, TP: üçgen, TA:0°, TK:0,75 mm) makro ve mikro görüntüsü



Resim 9.18. D36 nolu birleştirme (f: 26 mm/dak, TP: kare, TA:0°, TK:0,75 mm) makro ve mikro görüntüsü

D36 nolu birleştirme (Resim 9.18) D35 nolu birleştirme (Resim 9.14) ile benzer bir yapı göstermektedir. Yapılan birleştirmede oluşan kaynak kusurları düşük ısı girdisinin sonucu oluşmaktadır.

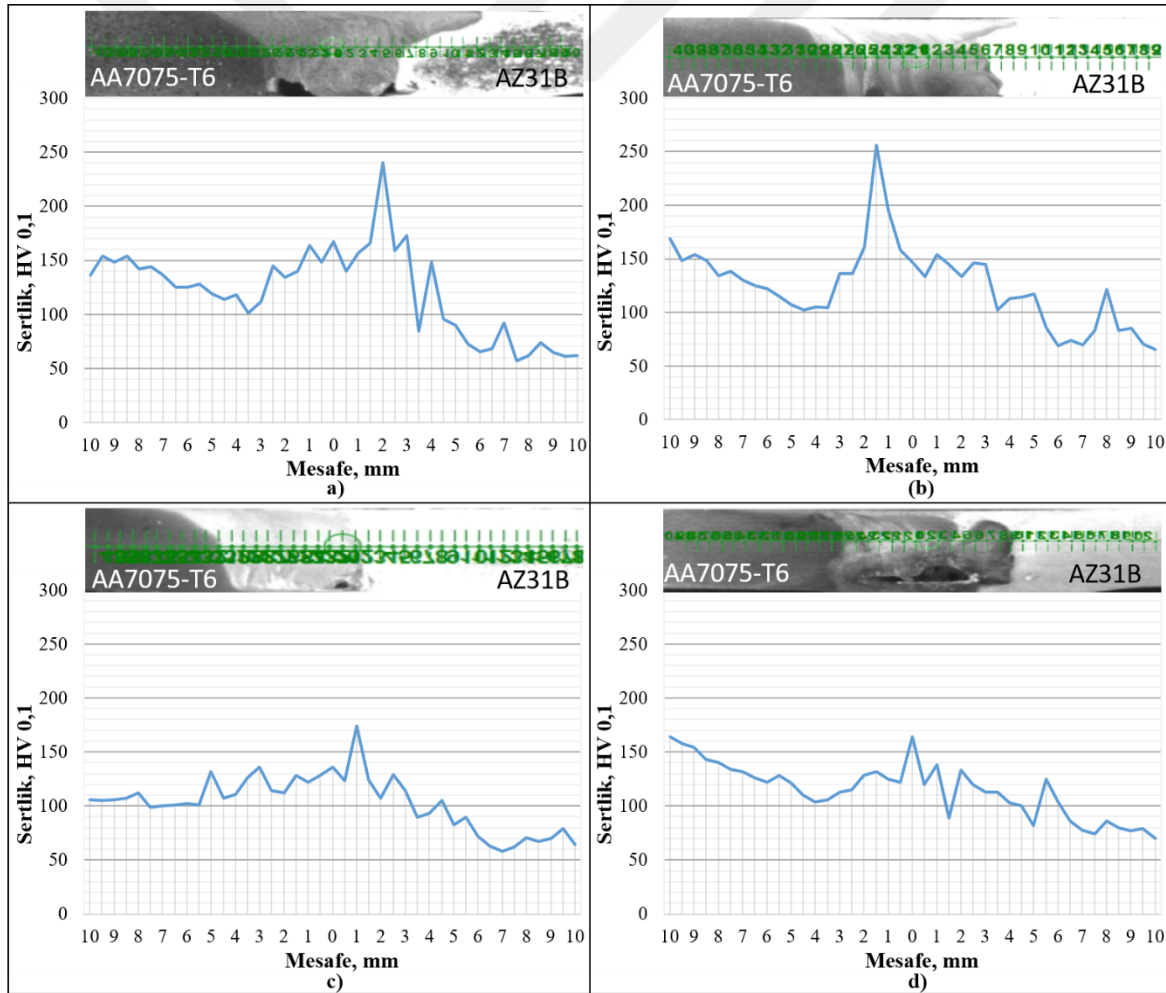
9.3. İşlem Parametrelerinin Sertliğe Etkisi

Yapılan birleştirmelerin sertlik ölçümleri kaynak merkezinden başlanarak 0,5 mm aralıklarla 10 mm mesafeye kadar hem ilerleme tarafına (AA7075-T6) hem de geri çekme tarafına (AZ31B) doğru yapılmıştır. Mg alaşımlarının sertlikleri, Al alaşımların sertliklerinden genel olarak daha düşüktür. SKK ile Al ve Mg alaşımlarının birleştirilmesinde, ana metalden karıştırma bölgesine doğru ilerledikçe, ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) ve termomekanik etilenmiş bölgede (TMEB) sertlik değeri düşmektedir [31]. ITAB bölgesinde sürtünme ısı girişi ve tane büyüklüğünün etkisi ile oluşan termal yumuşama meydana gelmekte ve mikrosertlik değerini azaltmaktadır. Karıştırma bölgesinde ise sertlik dağılımlarında düzensizlikler gözlemlenebilmektedir. İlerleme tarafındaki sertlik dalgalanmaları, daha ağır plastik deformasyon ve daha fazla ısı girdisinden kaynaklanan, ince ve eşitlenmiş yeniden kristalize tanelere bağlı olarak daha yüksektir. Karıştırma bölgesindeki sertlik düzensizlikleri, lamelli ve girdaplı (karışık) ara katmanlı yapı ve deforme olmuş kayma bantlarıdır [13, 183]. Daha yüksek sertlik değeri, Hall-Petch ilişkisine göre ince tanelerle ilgilidir [209]. Karıştırma bölgesinde, SKK işleminde oluşan diğer bölgeler göre tane boyutlarının daha küçük oluşması, tane sınır boyunu uzatacağından, tane sınırları dislokasyonların kaymasında engel oldukları için, daha küçük tane boyutları, sertliği artırmaktadır [32, 210]. Özellikle ara katmanlı yapılarda mikrosertlik değerlerinin yüksek olması $Al_{12}Mg_{17}$ ve Al_3Mg_2 gevrek intermetalik bileşiklerden kaynaklanmaktadır [13, 30, 31]. Ayrıca karıştırma bölgesinde oluşan intermetalik parçacıklar takviye gibi davranarak ana malzeme içinde dağılmakta ve metal matrisli kompozit malzeme özelliği gösterebilmektedir. Hall-Petch ilişkisine ek olarak; takviye parçacıkları vasıtasıyla dislokasyonların engellenmesi (Orowan Teorisi), matris ve takviye arasındaki termal genişleme katsayısının neden olduğu dislokasyonlar ve matris takviye arayüzündeki elastik gerilme [23], malzeme sertliğinin artmasına neden olabilmektedir. Yüksek sertlik değerleri karıştırma bölgesinde kırılma fazlarının miktarının fazla olduğu göstermekte ve sonuç olarak gevrek kırılmaya sebebiyet vermektedir [6]. Artan ısı girdisi ile sertlik değerleri de artış göstermektedir [28].

ITAB ve TMEB kısımlarında sertlik değerindeki azalma, Al alaşımlarında daha belirgin iken Mg alaşımlarında daha azdır [31]. Al tarafındaki mikrosertlik değerindeki azalma, termal döngü ile güçlendirici parçacıkların çözünmesi ve yeniden çökeltilmesinin yanı sıra tane irileşmesi ile açıklanabilir. Sertleştirilebilir Al alaşımlarında yeniden çökeltme işleminin

etkisi daha yüksektir. Mg tarafındaki sertlikteki azalmada ise kaynak sırasında sıcaklık döngüsü nedeniyle tane irileşmesi ve tavlama sonucunda oluşmaktadır [2, 9]. Al tarafında daha belirgin değişim olmasının bir diğer nedeni ise tane boyutlarındaki değişimler olabilmektedir. Karıştırma bölgesinde bulunan Al alaşımlarının tane boyutu ana malzemenin (Al alaşımı) tane boyutunun %5'i; karıştırma bölgesinde Mg alaşımlarının tane boyutu ana malzemede (Mg alaşımı) tane boyutunun %21 kadar olabilmektedir [32].

Sertlik ölçümlerinin değerlendirmesinde aynı ilerleme hızlarında yapılan birleştirmeler gruplandırılarak değerlendirme yapılmıştır. Şekil 9.24'de 500 dev/dak devir sayısı ve 20 mm/dak ilerleme hızında yapılan birleştirmelerin sertlik ölçümleri verilmiştir.



Şekil 9.24. N=500dev/dak, f=20 mm/dak ile yapılan birleştirmelerini mikrosertlik değerleri

- a) Takım kaydırma= 0 mm, takım açısı = 0°, takım tipi= kare (D21)
- b) Takım kaydırma= 0,25 mm, takım açısı = 0°, takım tipi= kare (D22)
- c) Takım kaydırma= 0,5 mm, takım açısı = 3°, takım tipi= üçgen (D23)
- d) Takım kaydırma= 0,75 mm, takım açısı = 3°, takım tipi= üçgen (D24)

Şekil 9.24 incelendiğinde, özellikle takım tipleri ve takım açısının takım kaydırmasından sertlik oluşumunda daha etkin rol üstlendikleri görülmektedir. D21 ve D22 nolu birleştirme incelediğinde karıştırma bölgesinde en yüksek sertlik değerleri sırasıyla 240 HV ve 256 HV dir. Al/Mg alaşımlarının SKK ile birleştirilmesinde benzer sertlik değerleri; Sato ve arkadaşlarının gerçekleştirdikleri çalışmada $Al_{12}Mg_{17}$ intermetalik bileşiğinde 250 HV olarak ölçülmüştür [11].

D23 ve D24 nolu birleştirmenin karıştırma bölgesinde ise en yüksek sertlik değerleri 174 HV ve 164 HV olarak ölçülmüştür. D21 ve D22 nolu birleştirmeler ile D23 ve D24 nolu birleştirmelerde sertlik ölçümlerinde meydana gelen değişimler, değişen takım tipi ve özellikle takım açısı ile en yüksek yüzey sıcaklığında oluşan 20 °C farktan kaynakladığı düşünülmektedir.

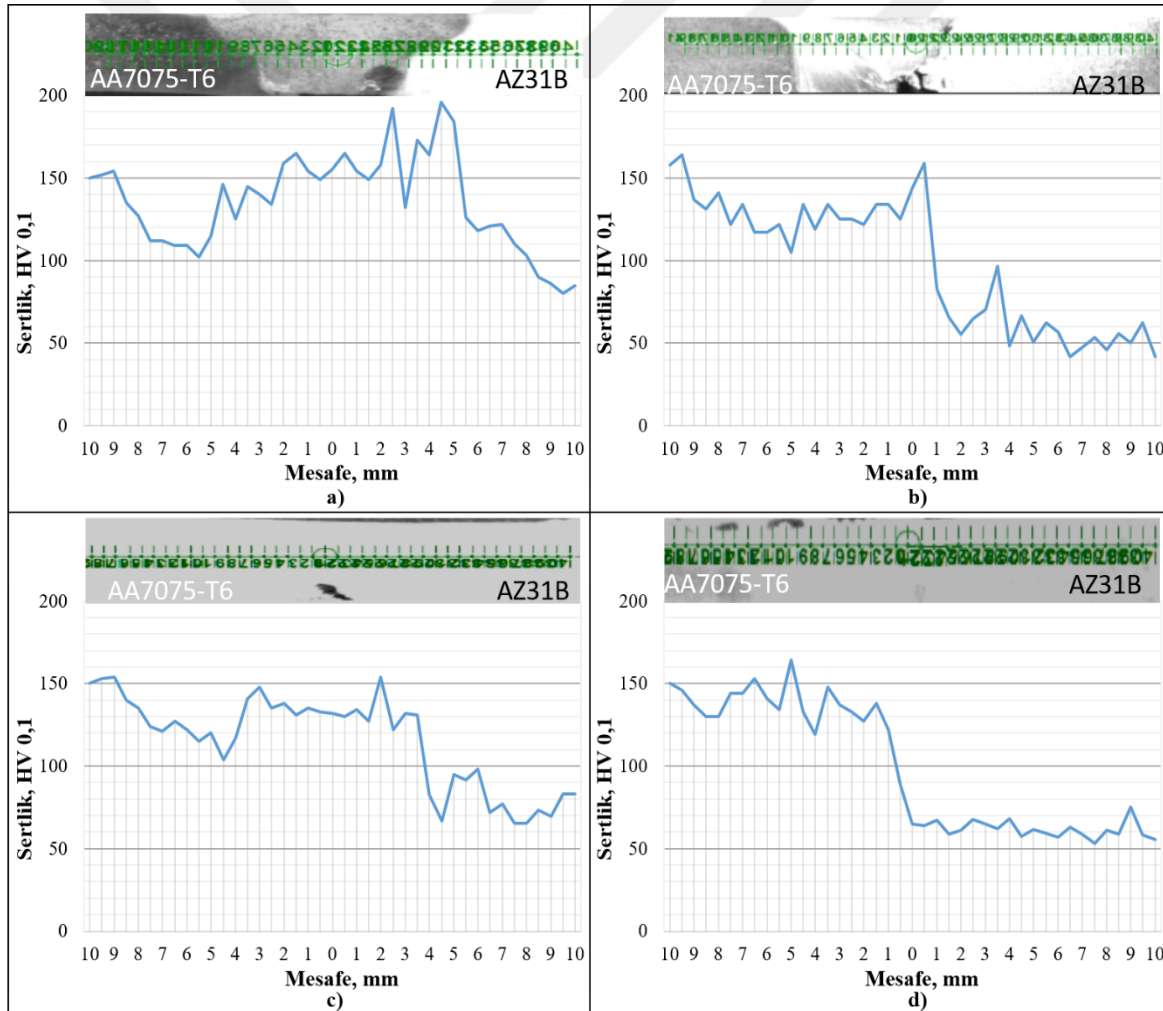
D21 ve D22 nolu birleştirmelerde, ölçülen yüksek mikrosertlik değerleri, düşük sıcaklıklarda homojen karışım gerçekleşmediği için birleştirme esnasında oluşan intermetalik bileşiklerin karıştırma bölgesinde homojen şekilde dağılmadığını göstermektedir. AA7075-T6 tarafında ITAB ve TMEB bölgelerinde beklenildiği üzere sertlik değerinde azalma izlenirken bu bölgelerde AZ31B tarafında sertlik değerlerinde düzenli olmamak kaydı ile yükselmeler görülmektedir. Sertlik değerlerinde bu yükselmelerin, çöktillerin varlığı ile oluşan difüzyon bölgesinden kaynaklandığı düşünülmektedir [211].

Şekil 9.25’de 500 dev/dak devir sayısı ve 22 mm/dak ilerleme hızında yapılan birleştirmelerin sertlik ölçümleri verilmiştir. D25, D26, D27 ve D28 nolu birleştirmeler yapılan sertlik ölçümlerinde karıştırma bölgesindeki en yüksek sertlik değerleri sırasıyla; 196 HV, 159 HV, 154 HV ve 148 HV olarak ölçülmüştür. 22 mm/dak takım ilerleme hızında yapılan birleştirmeler 20 mm/dak ile yapılan birleştirmeler ile kıyaslandığında oluşan en yüksek sertlik değerlerinde bir azalma meydana gelmiştir. Artan ilerleme hızına bağlı olarak ısı girdisinin azalması, intermetalik bileşiklerin oluşumlarının azaltması yoluyla sertlik değerlerinin düştüğü anlaşılmaktadır.

Şekil 9.25’de, AZ31B tarafında TMEB bölgesindeki sertlik değerinde artışlar gözlemlenmiştir. TMEB bölgesindeki bu artış plastik deformasyon esnasında bu bölgedeki tanelerin bükülme, uzama ve gerilmesi sonucunda oluşmaktadır [212]. 22 mm/dak takım ilerleme hızı ile yapılan D28 nolu birleştirme en yüksek sertlik değeri diğer birleştirmelerin

aksine karıştırma bölgesi yerine TMEB bölgesinde 164 HV olarak ölçülmüştür. Bu durum dislokasyon yoğunluğunun etkisi, artık gerilmeler ve kristalografik doku varlığı ile açıklanabilir [213].

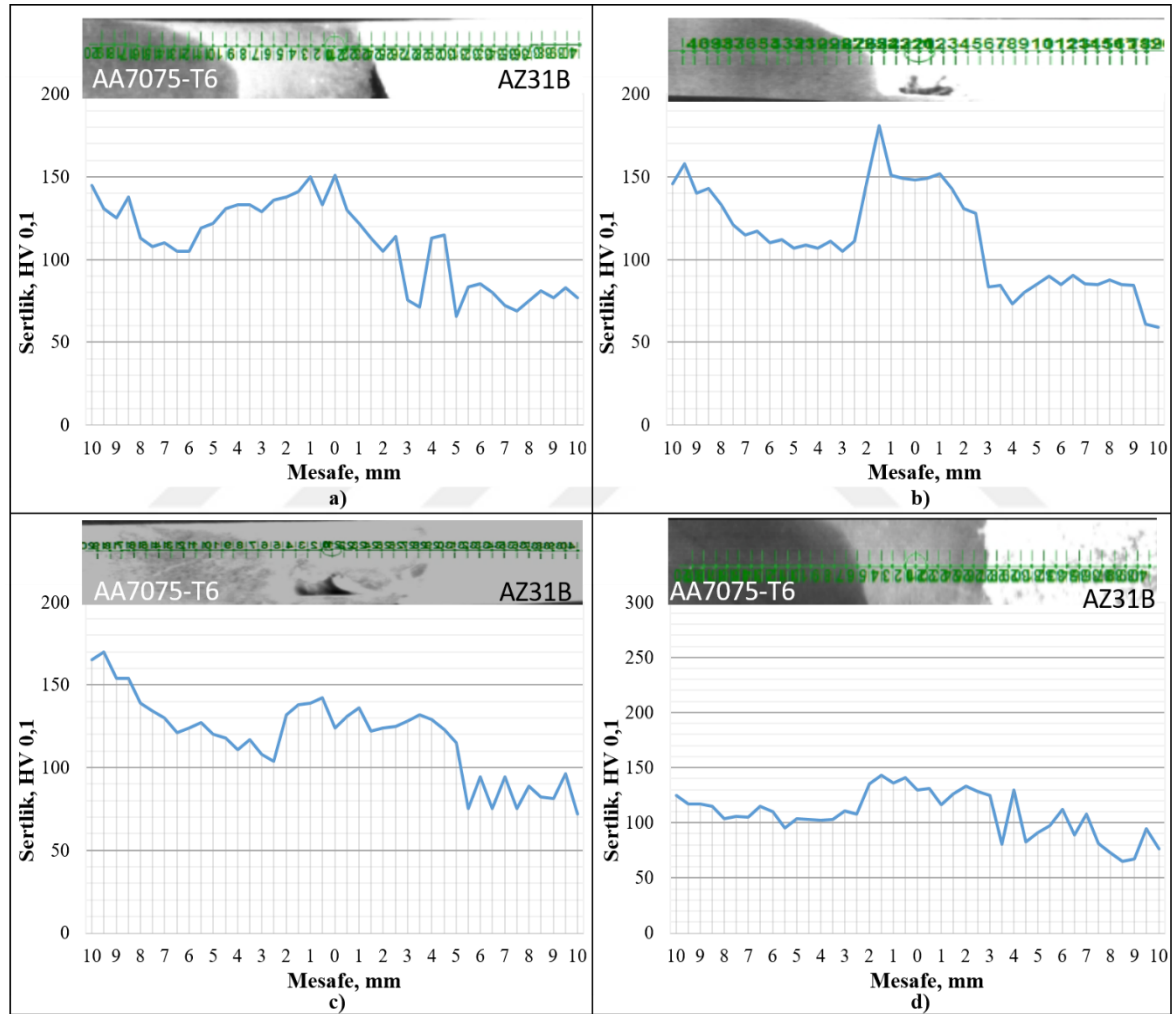
D27 ve D28 nolu birleştirmelerde; takım açısının 3° yapılması ile işlem esnasında artan ısı girdisi, karıştırma bölgesinin daha yumuşamasına ve oluşan intermetalik bileşiklerin bu bölgede homojen dağılımını sağlayarak sertlik dağılımındaki dalgalanmalarının azalmasına neden olduğu gözlemlenmiştir. Ayrıca, bu birleştirmelerde takım profilinin kare kesitli olması, her köşenin birim zamanda üçgen takıma göre daha az malzeme süpürmesi sonucu homojen karışıma katkıda bulunmaktadır.



Şekil 9.25. N=500dev/dak, f=22 mm/dak ile yapılan birleştirmelerini mikrosertlik değerleri

- a) Takım kaydırma= 0 mm, takım açısı = 0° , takım tipi= üçgen (D25)
- b) Takım kaydırma= 0,25 mm, takım açısı = 0° , takım tipi= üçgen (D26)
- c) Takım kaydırma= 0,5 mm, takım açısı = 3° , takım tipi= kare (D27)
- d) Takım kaydırma= 0,75 mm, takım açısı = 3° , takım tipi= kare (D28)

Şekil 9.26’de, 500 dev/dak devir sayısı ve 24 mm/dak ilerleme hızında yapılan birleştirmelerin sertlik ölçümleri verilmiştir. 24 mm/dak takım ilerleme hızı ile birleştirilen numuneler içerisinde en yüksek sertlik, D30 nolu birleştirmede AA7075-T6 tarafında 181 HV olarak ölçülmüştür. Sıcaklık ölçümlerine bakıldığında, en yüksek sıcaklık değeri bu kaynak işleminde ölçülmüş ve bu durum sertlik değerini etkilemiştir. Artan ısı girdisi DKB bölgede intermetalik oluşumunu artırmasının yanı sıra tane küçülmesini artırarak sertlik değerlerinin artışına neden olmuştur.



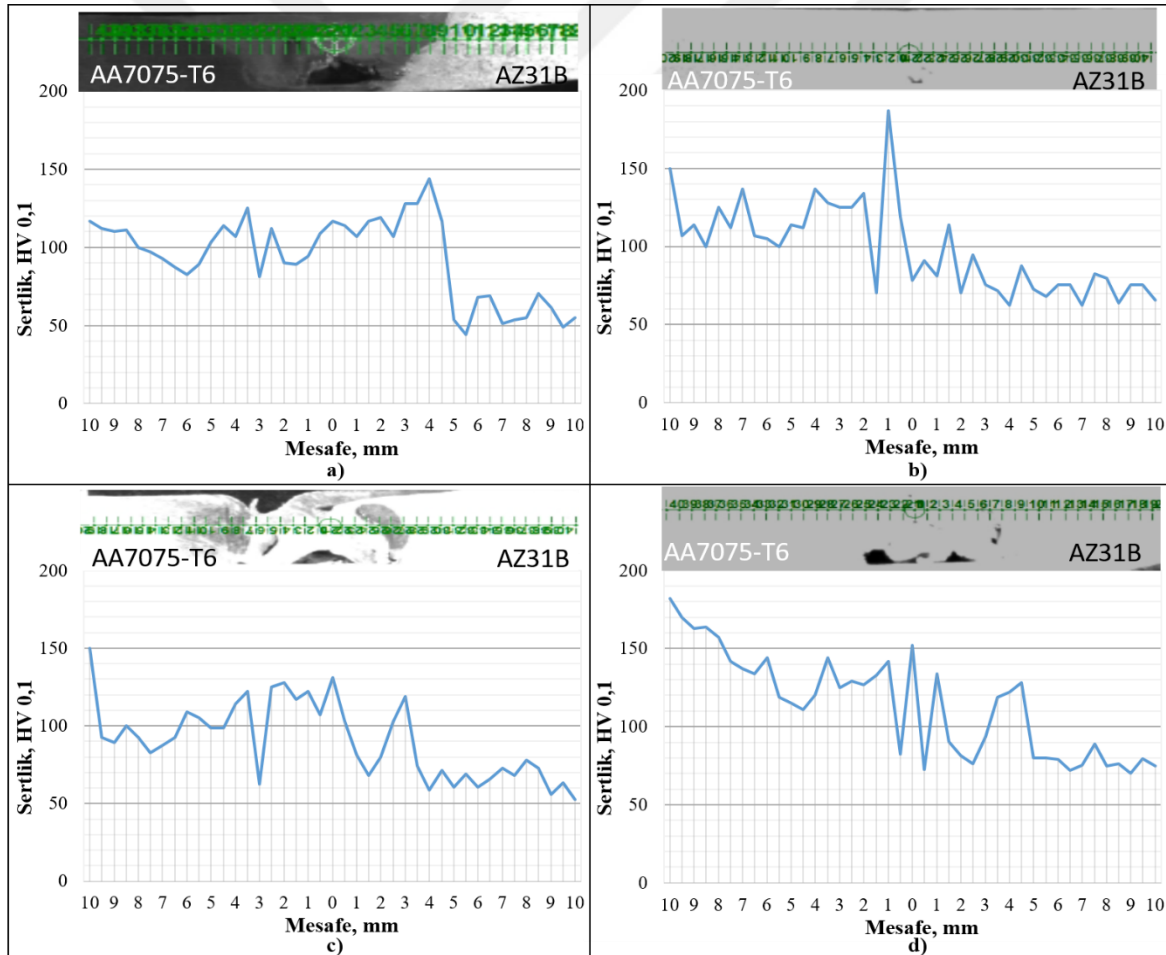
Şekil 9.26. N=500dev/dak, f=24 mm/dak ile yapılan birleştirmelerini mikrosertlik değerleri

- a) Takım kaydırma= 0 mm, takım açısı = 3°, takım tipi= üçgen (D29)
- b) Takım kaydırma= 0,25 mm, takım açısı = 3°, takım tipi= üçgen (D30)
- c) Takım kaydırma= 0,5 mm, takım açısı = 0°, takım tipi= kare (D31)
- d) Takım kaydırma= 0,75 mm, takım açısı = 0°, takım tipi= kare (D32)

24 mm/dak ilerleme hızında D29, D31 ve D32 nolu birleştirmelerde karıştırma bölgesinde en yüksek sertlik değerleri sırasıyla; 151 HV, 142 HV ve 143 HV olarak ölçülmüştür. 20

mm/dak, 22 mm/dak ve 24 mm/dak ilerleme hızlarında yapılan birleştirmelerde, ilerleme tarafına takım kaydırıldıkça; sertlik değerlerindeki dalgalanmaların azaldığı görülmüştür. Takım AA7075-T6 (ilerleme) tarafına kaydırıldıkça Al alaşımlarının sürtünme ile ürettikleri ısının daha fazla olması ve takım kaydırma değeri verildikçe mekanik özellikleri Mg alaşımına göre daha yüksek olan Al alaşımlarının daha kolay plastik deformasyona uğraması homojen karışıma katkı sağlayarak sertlik değerindeki dalgalanmayı önlemektedir.

Şekil 9.27’de 500 dev/dak devir sayısı ve 26 mm/dak ilerleme hızında yapılan birleştirmelerin sertlik ölçümleri verilmiştir. 26 mm/dak ilerleme hızında gerçekleştirilen D33, D34, D35 ve D36 nolu birleştirilmelerde karıştırma bölgesindeki en yüksek sertlik değerleri sırasıyla; 128 HV, 187 HV, 131 HV ve 152 HV olarak ölçülmüştür.



Şekil 9.27. N=500dev/dak, f=26 mm/dak ile yapılan birleştirmelerini mikrosertlik değerleri

- Takım kaydırma= 0 mm, takım açısı = 3° , takım tipi= üçgen (D33)
- Takım kaydırma= 0,25 mm, takım açısı = 3° , takım tipi= üçgen (D34)
- Takım kaydırma= 0,5 mm, takım açısı = 0° , takım tipi= kare (D35)
- Takım kaydırma= 0,75 mm, takım açısı = 0° , takım tipi= kare (D36)

D35 ve D36 nolu birleştirmelerde; karıştırma bölgesinde sertlik değerlerinde dalgalanmalar, azalan ısı girdisine bağlı olarak ve plastik deformasyonun tam olarak gerçekleşmemesinden dolayı Mg ve Al alaşımları birbirlerine tam olarak nüfuziyet sağlayamamışlardır. Sertlik ölçümlerinde ana metal, ITAB, TMEB ve DKB bölgelerine doğru ilerledikçe, AA7075-T6 (ilerleme) tarafı, AZ31B (geri çekme) tarafına göre daha kararlı bir eğilim göstermektedirler. Bu durum ilerleme tarafında; karıştırma bölgesi ile esas metal arasındaki geçiş keskin bir şekilde gerçekleşirken, geri çekme tarafında bu geçişin kademeli olarak gerçekleşmesinden ve SEM analizlerinden gözlemlendiği üzere ilerleme tarafındaki TMEB bölgesi çok dar olmasından kaynaklıdır.

9.4. İşlem Parametrelerin Çekme Dayanımına Etkisi

Sürtünme karıştırma kaynağında, hem birleştirme parametreleri hem de kaynak sırasında ortaya çıkan ısı, birleştirilen malzemelerin çekme dayanımları üzerinde oldukça önemli bir etkiye sahiptirler. SKK yöntemi ile Al ve Mg alaşımlarının birleştirilmesinde oluşan intermetalik bileşikler, birleştirme bölgesinin mekanik dayanımları üzerine olumsuz etkilerinden söz etmek mümkündür. Isı girdisinin artması ile malzeme akışının olumsuz etkilenmenin yanı sıra karıştırma bölgesinde sıvılaşmayı da arttırmaktadır. Sıvı filmler Al/Mg ara yüzeyinde ve tane sınırları boyunca oluşabilmektedir. Sıvı filmler Al-Mg ara yüzeyinin zayıflamasına, çatlak oluşumuna, neden olarak kaynak dayanımını önemli bir ölçüde düşürmektedir. Isı girdisinin artması, intermetalik bileşiklerin kalınlığı arttırarak çatlaklara ve mekanik kilitlemenin zayıflamasına neden olduğundan, çekme mukavemetinin azalmasına yol açabilmektedir.

SKK yönteminde işlem esnasında oluşan sıcaklık, kaynak bölgesinin sünekliğini doğrudan etkilediğinden, mekanik özellikler için en önemli bağımlı değişkendir. İşlem sıcaklığının azaltılması, intermetalik bileşiklerin oluşumunu azaltarak, kaynak bölgesinin sünekliğini ve beraberinde mekanik özelliklerinin artmasını sağlamaktadır. Diğer taraftan azalan işlem sıcaklığı karıştırma bölgesinde yetersiz karışıma ve kaynak bölgesinde boşluklara neden olabileceğinden, her zaman olumlu sonuç vermeyebilmektedir. Artan kaynak hızı değeri, iki malzemenin karıştırma kalitesinin ve çekme dayanımını düşmesine neden olabilmektedir.

Karıştırma bölgesindeki ara katmanlı yapının ya da arayüzey uzunluğunun artması ve mikro boşlukların azalması, çekme dayanımını arttırmaktadır. Arayüzey uzunluğunun ve

karmaşıklığının artması, yüksek mekanik kilitleme nedeniyle (karıştırma yüzeyinin uzaması, birleştirilen plakaların birbirlerini kenetleme etkilerinin artması ve mikro boşlukların azalma potansiyelinden dolayı) mekanik dayanımları yükseltmektedir [9]. Farklı metallerin birleştirilmesinde karmaşık arayüzey oluşumu, sadece metalurjik bağlamaya kıyaslandığında birleştirmenin direncini % 25-35 oranında artırabilir [9]. SKK işlemi esnasında kaynak sıcaklığı dağılımının ve tepe sıcaklığının kontrol edilmesi, kaynak bağlantısının çekme mukavemetini arttırabilmektedir [35].

Hall-Petch ilişkisi, karıştırma bölgesindeki daha ince tane yapısının oluşmasına neden olmaktadır. Daha küçük tane boyutları, daha uzun tane sınırlarına sebebiyet vererek dislokasyonların kaymasına engel teşkil etmekte ve bölgesel plastik deformasyonların daha zor gerçekleşmesini sağlayarak, çekme dayanımı olumlu etkilemektedir [208]. Karıştırma bölgesindeki Hall-Petch etkisi ve oluşan intermetalik bileşikler, bu bölgedeki sertlik değerlerinin artmasına sebebiyet vermektedir. Bundan dolayı sertlik değerlerinin artması ile çekme dayanımı arasında doğrudan bir ilişkiden söz etmek çok mümkün değildir.

Karıştırma bölgesinin makro ve mikro incelmesinde görülen oksidasyonlu bölgelerin varlığı da çekme dayanımı üzerinde negatif bir etkiye sahiptir.

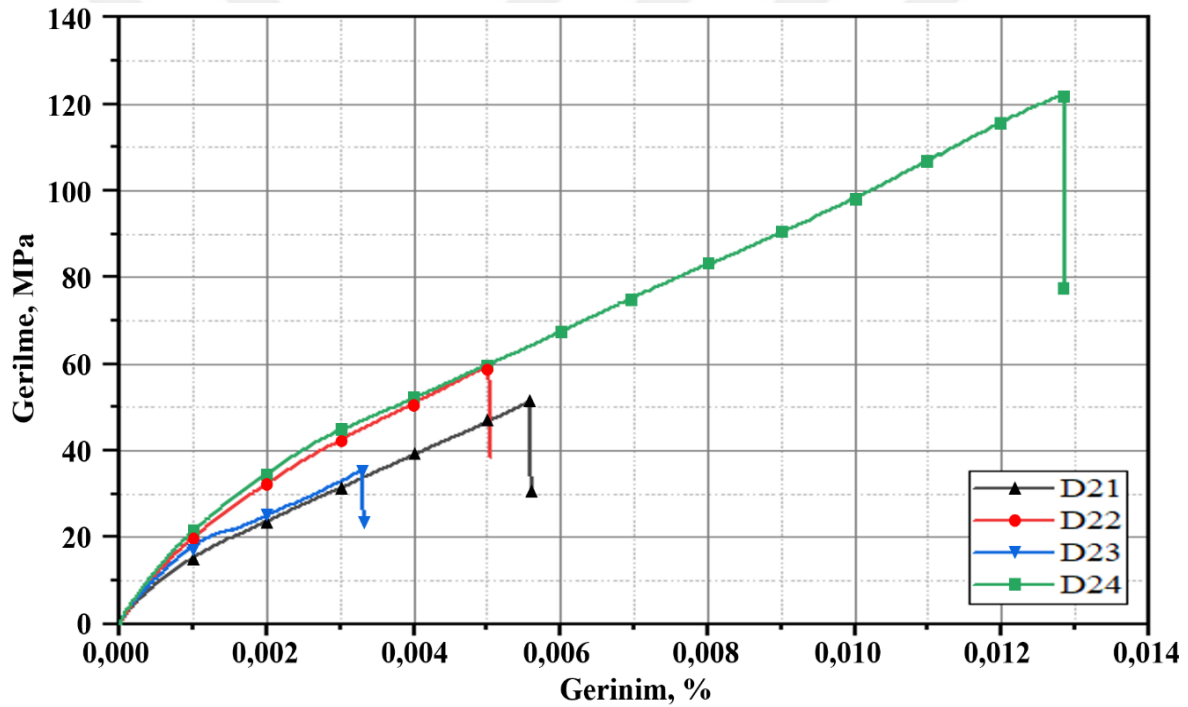
Yapılan birleştirmelerin çekme dayanımlarının yorumlanmasında, aynı ilerleme hızlarında yapılan birleştirmeler gruplandırılarak değerlendirilmiştir. Çekme testleri esnasında tünel oluşumu gözlenen numunelerinin tünel boyutları ölçülüp kesit alanından çıkarılmıştır.

Şekil 9.28’de 500 dev/dak devir sayısı ve 20 mm/dak ilerleme hızında yapılan birleştirmelerin çekme testi sonuçları verilmiştir. Şekil 9.28 incelendiğinde, yapılan birleştirmeler içinde en yüksek çekme dayanımı 122,06 MPa ile D24 nolu birleştirmede oluşmuştur. D24 nolu birleştirmede malzeme çifti içerisinde çekme dayanımı, daha düşük olan AZ31B (240 MPa) ile kıyaslandığında kaynağın dayanımı %50,85 oranına ulaşmıştır. Karıştırma bölgesinde ara katmanlı ve yüksek dayanım özelliğine sahip bir yapının oluşmasına neden olarak birleştirmenin çekme mukavemetini olumlu yönde etkilemiştir.

D23 nolu birleştirmede kaynağın çekme dayanımı 35,86 MPa’dır ve AZ31B alaşımının çekme dayanımının %14,94’dür. Çekme dayanımının D24 nolu birleştirmeye kıyasla daha düşük oluşması takım kaydırma değerinin düşük olması sonucu sıvı penetrant muayenesinde

gözlemlenen çatlak oluşumu ve karıştırma bölgesinde Mg geçiş bölgesine konumlanmış mikro boşluklardır. D21 ve D22 nolu birleştirmeden daha düşük çekme kuvvetinin oluşması karıştırıcı takım olarak üçgen profile sahip takım kullanılmasından kaynaklıdır. Azalan köşe sayısına bağlı olarak birim zamanda her bir köşenin plastik deformasyona uğrattığı malzeme hacmi artışı daha fazla ısı girdisine ihtiyaç doğurmuştur.

D21 ve D22 nolu birleştirmelerdeki çekme dayanımı sırasıyla 51,46 MPa ve 59,74 MPa'dır. D21 ve D22 nolu birleştirmelerin çekme dayanımlarının D24 nolu birleştirmeye göre düşük çıkması; bu birleştirmelerde takım kaydırma değerinin ve oluşan ısı girdisini D24 nolu birleştirmeye göre daha az olmasından kaynaklanmaktadır.



Şekil 9.28. N=500dev/dak, f=20 mm/dak ile yapılan birleştirmelerin çekme gerilmesi – deformasyon ilişkisi

Takım kaydırma= 0 mm, Takım açısı = 0°, Takım tipi= kare (D21)

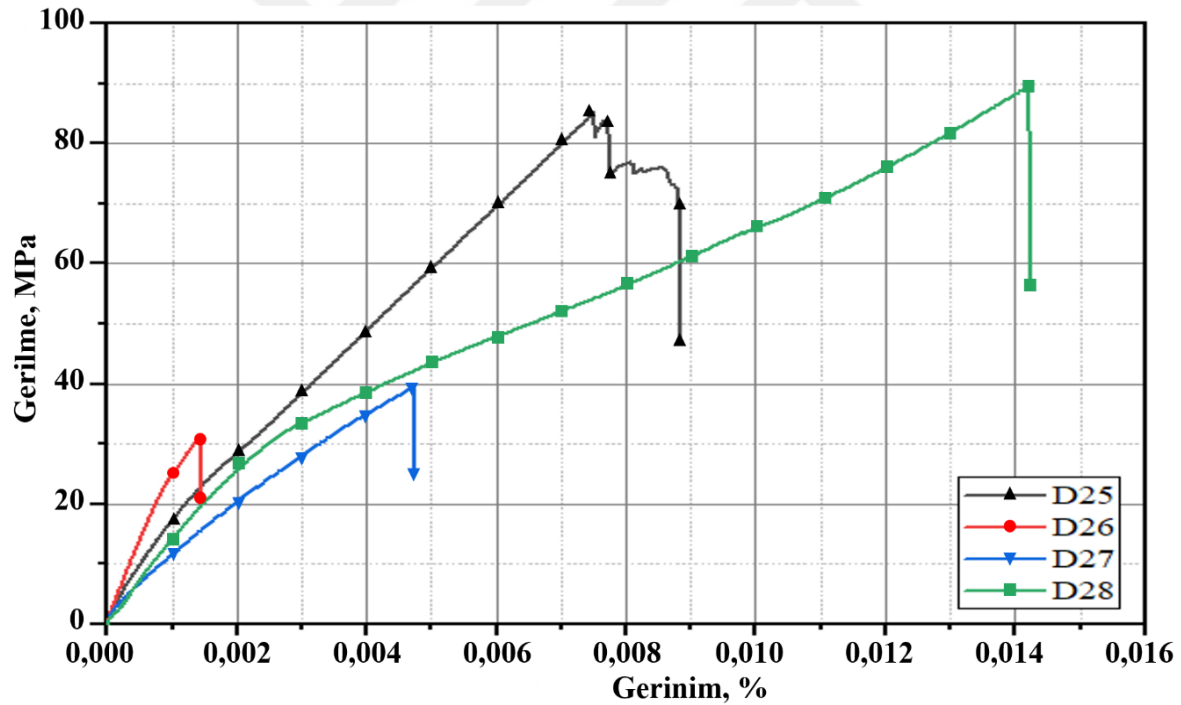
Takım kaydırma= 0,25 mm, Takım açısı = 0°, Takım tipi= kare (D22)

Takım kaydırma= 0,5 mm, Takım açısı = 3°, Takım tipi= üçgen (D23)

Takım kaydırma= 0,75 mm, Takım açısı = 3°, Takım tipi= üçgen (D24)

D21, D22, D23 ve D24 de kopma uzamaları ve kopma noktaları incelendiği gevrek kırılma gerçekleştiği anlaşılmaktadır. Gevrek kırılmaya Al_3Mg_2 ve $Al_{12}Mg_{17}$ intermetalik bileşikler sebebiyet vermektedir. D23 nolu birleştirmenin uzama oranı incelendiğinde oluşan boşluklarının negatif etkisi açıkça anlaşılmaktadır. D24 nolu birleştirmede uzama oranının yüksek çıkması oluşan mekanik kilitleme ile ilişkilendirilebilmektedir.

Şekil 9.29'da 500 dev/dak devir sayısı ve 22 mm/dak ilerleme hızında yapılan birleştirmelerin çekme testi sonuçları verilmiştir. 22 mm/dak ilerleme hızı ile yapılan birleştirmeler incelendiğinde, en yüksek çekme dayanımı değeri 20 mm/dak ilerleme hızında yapılan birleştirme ile benzerlik göstererek 0,75 mm takım kaydırma ve 3° takım açısının kullanıldığı D28 nolu birleştirmede öne çıkmaktadır. D28 nolu birleştirmede en yüksek çekme dayanımı 89,60 MPa olmakta ve AZ31B alaşımının %37,33'üne tekabül etmektedir. D 28 nolu birleştirmenin makroyapısı incelendiğinde D24'e benzer ara katmanlı yapı ve mekanik kilitleme özelliği içeren karıştırma bölgesinin özelliği dikkat çekmektedir. D28 nolu birleştirmenin çekme dayanımının D24 nolu birleştirmeye göre daha düşük çıkması artan ilerleme hızı ile azalan ısı girdisi sonucu plastik deformasyonun olumsuz etkilenmesinden kaynaklanmaktadır. Artan ısı girdisi intermetalik bileşiklerin kalınlıklarını artırmaktadır. Azalan ısı girdisi ile intermetalik bileşiklerin kalınlıklarının azalması sonucu oluşan en yüksek uzamada azda olsa bir artış gözlemlenebilmektedir.



Şekil 9.29. N=500dev/dak, f=22 mm/dak ile yapılan birleştirmelerin çekme gerilmesi - deformasyon ilişkisi

Takım kaydırma= 0 mm, Takım açısı = 0°, Takım tipi= üçgen (D25)

Takım kaydırma= 0,25 mm, Takım açısı = 0°, Takım tipi= üçgen (D26)

Takım kaydırma= 0,5 mm, Takım açısı = 3°, Takım tipi= kare (D27)

Takım kaydırma= 0,75 mm, Takım açısı = 3°, Takım tipi= kare (D28)

22 mm/dak ilerleme hızı ile gerçekleştirilen birleştirmede 85,21 MPa çekme dayanımı ile D25 nolu birleştirmede en yüksek çekme dayanımlarından biri oluşmuştur. Çekme

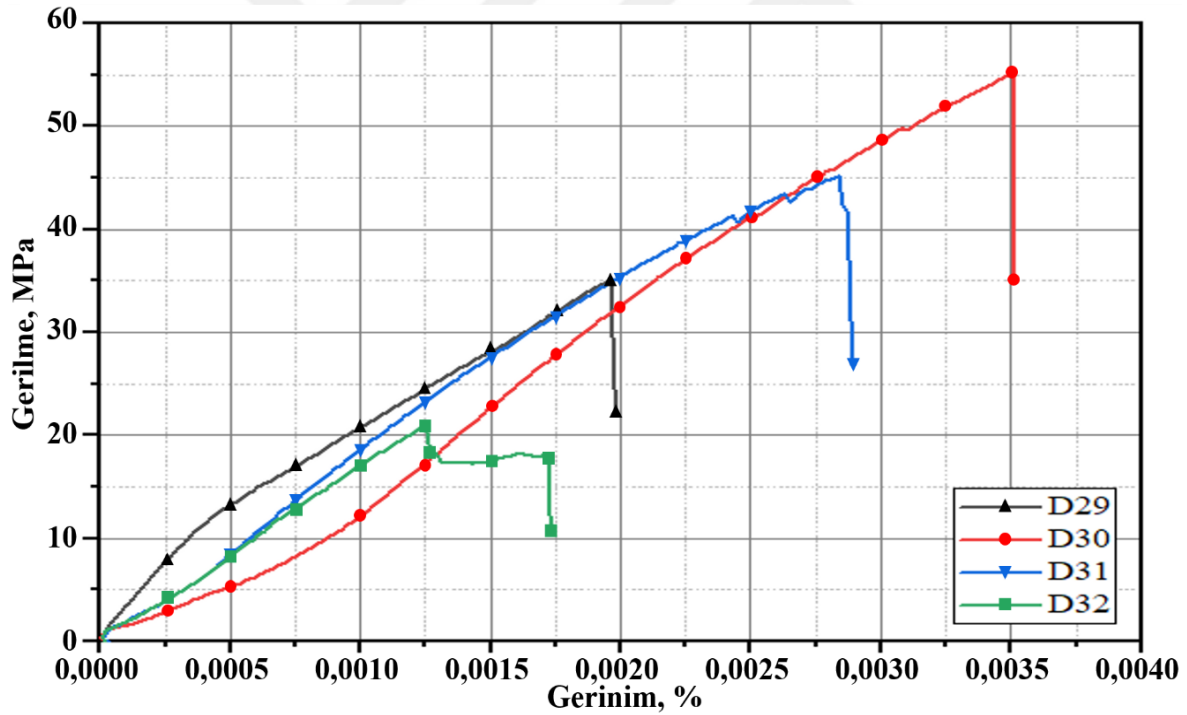
dayanımının yüksek olması numunede yapılan makro incelemede görüldüğü üzere tünel hatası oluşmayan homojen karıştırma bölgesinden kaynaklanmaktadır. Ayrıca gerilme-gerinim grafiğinden görüleceği üzere bu numunenin çekme testinde diğer birleştirmelerden farklı olarak plastik şekil değişiminin kısmen gerçekleştiği lüders bantlarının oluştuğu görülmektedir. Birleştirilen numunenin bir kısmı plastik şekil değişimine girdiğinde, gerilme-gerinim eğrisi üzerindeki gerilme değerinde önce hızlı bir düşüş meydana geldiği görülmektedir. Daha sonra test devam ettikçe, plastik şekil değişiminin devam ettiği numunenin gerilme eğrisi üzerinde minik dalgalanmalar yaparak gerilme değerinde çok az bir artış meydana geldiği ve devamında numunenin gevrek bir şekilde kırıldığı gözlemlenmiştir. Ayrıca, birleştirme bölgesinde gözlemlenen mikro çatlakların çentik etkisine sebebiyet verdiği düşünülmektedir.

D26 ve D27 nolu birleştirmelerde ele edilen çekme dayanımının D25 ve D28 nolu birleştirmelere göre azalması kaynak hattında oluşan intermetalik bileşiklere bağlı olarak malzemenin sünekliğinin azalması ve daha kırılgan bir yapıya dönüşmesinden kaynaklanmaktadır. D26 nolu birleştirmenin optik ve SEM resimlerinde görülen boşluklu yapı çekme numunesinin kesit alanının daralmasına ve devamında çekme dayanımının düşük çıkmasına neden olmaktadır. D27 nolu birleştirmenin kaynak dayanımının düşük çıkması ise özellikle AZ31B ana malzeme ile karıştırma bölgesinde oluşan, yüksek oksidasyon içeren Al_3Mg_2 intermetalik bileşikli yapıdır. D26 ve D27 nolu birleştirmelerin çekme dayanımları sırasıyla 31,47 MPa ve 39,48 MPa olarak elde edilmiştir.

Şekil 9.30'de 500 dev/dak devir sayısı ve 24 mm/dak ilerleme hızında yapılan birleştirmelerin çekme testi sonuçları verilmiştir. 24 mm/dak ilerleme hızı ile yapılan birleştirmelerde elde edilen çekme dayanımları incelendiğinde, en yüksek çekme dayanımı karıştırıcı takıma 0,25 mm takım kaydırma verilen numuneden elde edilmiştir. Bu durum takım açısının değişimi ile ilişkilidir. Takım açısının 3° yapılması ile işlem sıcaklığında önemli bir artış izlenmektedir. Artan ısı girdisi daha kolay plastik deformasyon sağlamaktadır. Ayrıca artan takım açısı karıştırma bölgesindeki dikey malzeme akışına ek olarak yatay malzeme akışının oluşmasını da sağlayarak malzemenin sıkışmasında yardımcı olmaktadır [142]. 24 mm/dak ilerleme hızında 3° derecelik takım açısı ile yapılan birleştirmeler incelendiğinde 0,25 mm takım kaydırması ile yapılan birleştirmenin daha yüksek çekme dayanımına sahip olması SKK işlemin takım kaydırmasının önemini ispat eder niteliktedir.

D30 nolu birleştirme ölçülen en yüksek çekme dayanımı 55,48 MPa ile AZ31B alaşımının %23,03 lük değerine tekabül etmektedir. 24 mm/dak ilerleme hızlarında en yüksek çekme dayanımının D30 numaralı birleştirmede çıkmasında karıştırma bölgesine nüfuz eden Mg alaşımı vasıtasıyla meydana gelen mekanik kilitleme ve takım açısının yatay karıştırma işleminin olumlu etki gösterdiği gözlemlenmiştir

D31 nolu birleştirmede en yüksek çekme dayanımı 45,16 MPa olarak ölçülmüştür. D29 ve D32 nolu birleştirmeler ile kıyaslandığında daha yüksek çekme dayanımının görülmesi sahip olması Mg geçiş bölgesinin karmaşık yapıda olmasına ve dolayısıyla kenetlenmenin sağlamlığına atfedilmiştir. Takım açısının 0° olmasına rağmen D29 nolu birleştirmeye göre daha yüksek çekme dayanımı, sahip olması artan takım kaydırma değeri ve kare takımın bir kenarının üçgen takıma göre birim zamanda daha az malzeme taşımamasından ve malzemelerin daha kolay plastik deformasyona uğramasından kaynaklanmaktadır.



Şekil 9.30. N=500dev/dak, f=24 mm/dak ile yapılan birleştirmelerin çekme gerilmesi – deformasyon ilişkisi

Takım kaydırma= 0 mm, Takım açısı = 3° , Takım tipi= üçgen (D29)

Takım kaydırma= 0,25 mm, Takım açısı = 3° , Takım tipi= üçgen (D30)

Takım kaydırma= 0,5 mm, Takım açısı = 0° , Takım tipi= kare (D31)

Takım kaydırma= 0,75 mm, Takım açısı = 0° , Takım tipi= kare (D32)

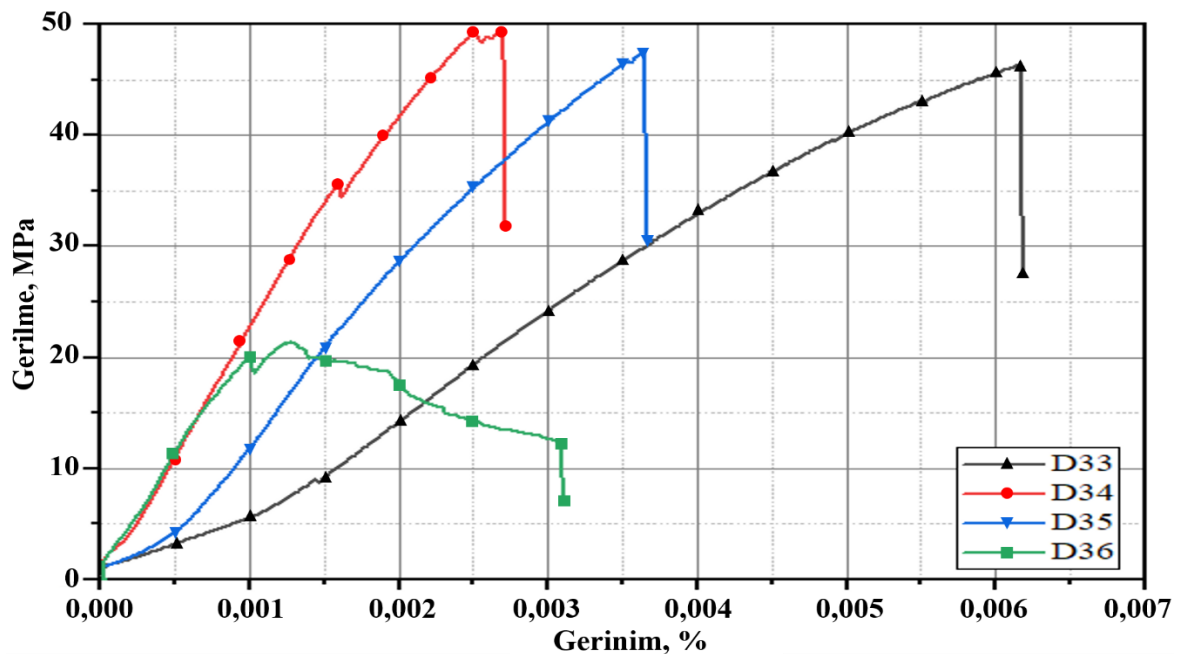
D29 ve D32 nolu birleştirmelerde oluşan en yüksek çekme dayanımları sırasıyla 35,14 MPa ve 20,94 MPa'dır. D29 nolu birleştirme D30 nolu birleştirme ile kıyaslandığında artan takım

kaydırma değerinin olumlu sonucu gözlemlenirken; D31 nolu birleştirme, D32 nolu birleştirme ile kıyaslandığında takım kaydırma değerindeki artışın olumsuz bir etki yaptığı görülmektedir. Takım kaydırma miktarının artması ile belli bir kaydırma mesafesine kadar kaynak kusurlarında azalma olduğu uygun takım kaydırma mesafesinden sonra takımın kaynak hattında kaydırılmasına devam edilmesi ile kusurları tekrardan ortaya çıkardığı literatürde beyan edilmiştir [113].

D29 nolu birleştirmede çekme kuvvetinin düşük çıkması yapılan makro incelemede görüldüğü üzere tünel oluşumun diğer birleştirmelere kıyasla çok daha büyük olmasından kaynaklanmaktadır.

24 mm/dak ilerleme hızı yapılan birleştirmeler, 20 mm/dak ve 22 mm/dak ilerleme hızları ile yapılan birleştirmelerle kıyaslandığında çekme dayanımı azalma eğilimi gösterirken malzemelerdeki % uzama tam tersi bir şekilde artış göstermektedir.

Şekil 9.31’de 500 dev/dak devir sayısı ve 24 mm/dak ilerleme hızında yapılan birleştirmelerin çekme testi ölçümleri verilmiştir.



Şekil 9.31. N=500dev/dak, f=26 mm/dak ile yapılan birleştirmelerin çekme gerilmesi – deformasyon ilişkisi

Takım kaydırma= 0 mm, Takım açısı = 3°, Takım tipi= üçgen (D33)

Takım kaydırma= 0,25 mm, Takım açısı = 3°, Takım tipi= üçgen (D34)

Takım kaydırma= 0,5 mm, Takım açısı = 0°, Takım tipi= kare (D35)

Takım kaydırma= 0,75 mm, Takım açısı = 0°, Takım tipi= kare (D36)

26 mm/dak ilerleme hızı yapılan birleştirmeler en yüksek çekme dayanımı 24 mm/dak ilerleme hızında yapılan birleştirmelerle benzerlik göstererek D34 nolu birleştirmede 49,47 MPa olarak elde edilmiştir. AZ31B ile kıyaslandığında %20,61'ine denk gelmektedir. D33 nolu birleştirmede çekme dayanımı 46,32 MPa'dır.

26 mm/dak ilerleme hızında gerçekleştirilen D35 ve D36 nolu birleştirmelerde yapılan makro incelemelerde artan ilerleme hızı ve takım açısının 0° olmasının etkisiyle karıştırma bölgesinde karışım işlemi yerine AA7075-T6 ve AZ31B alaşımlarının birbirlerine mekanik olarak bağlandığı görülmüştür. D35 ve D36 nolu birleştirmelerde elde edilen çekme dayanımları sırasıyla 47,54 MPa ve 21,41 MPa'dır. D36 nolu birleştirmedeki çekme dayanımının D35 nolu birleştirmeye göre düşük olması, değişen işlem parametreleri sonucu düşen ısı girdisine ek olarak artan takım kaydırma miktarıdır. Takımın Al tarafına kaydırılması ile Mg alaşımına göre daha yüksek mekanik özelliklere sahip olması karıştırma bölgesinin daha zor plastik deformasyona uğramasına neden olarak mekanik kilitleme yapısında negatif bir etki yapmıştır.

Birleştirilen numunelerin çekme dayanımları AZ31B ana malzemenin çekme dayanımı ile kıyaslanmış ve kaynaklı numunenin performansı Çizelge 9.7'de verilmiştir.

Çizelge 9.7. Numunelerin çekme dayanımları

Kaynaklı birleştirme numarası	Çekme dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Kopma bölgesi	AZ31B'ye göre kaynak performansı, (%)
D21	51.46	0,0055	TMEB bölgesi (AA 7075 – T6)	21.43
D22	59.74	0,0050	TMEB bölgesi (AA 7075 – T6)	24.88
D23	35.86	0,0033	TMEB bölgesi (AZ31B)	14.94
D24	122.06	0,0128	TMEB bölgesi (AZ31B)	50.85
D25	85.21	0,0088	TMEB bölgesi (AA 7075 – T6)	35.50
D26	31.47	0,0014	TMEB bölgesi (AA 7075 – T6)	13.11
D27	39.38	0,0047	TMEB bölgesi (AZ31B)	16.40
D28	89.60	0,0142	TMEB bölgesi (AZ31B)	37.33
D29	35.14	0,0019	TMEB bölgesi (AZ31B)	14.64
D30	55.28	0,0035	TMEB bölgesi (AA 7075 – T6)	23.03
D31	45.16	0,0028	TMEB bölgesi (AA 7075 – T6)	18.81
D32	20.94	0,0017	TMEB bölgesi (AA 7075 – T6)	8.72
D33	46.32	0,0061	TMEB bölgesi (AA 7075 – T6)	19.30
D34	49.47	0,0027	TMEB bölgesi (AA 7075 – T6)	20.61
D35	47.54	0,0037	TMEB bölgesi (AA 7075 – T6)	19.81
D36	21.41	0,0031	TMEB bölgesi (AA 7075 – T6)	8.92

Yapılan birleştirmeler genel olarak incelendiğinde ilerleme hızının artmasıyla kaynaklı birleştirmenin çekme dayanımı olumsuz olarak etkilenirken artan takım açısının olumlu bir etkisi olduğu görölmüştür. Karıştırıcı takımın Al tarafına kaydırılması ile çekme dayanımı genel olarak artış eğilimi göstermiştir. Takım uç geometrisinin çekme dayanımı üzerine net bir etkisinden söz etmek tam olarak mümkün değildir. Bu durumun takım profilinin işlem sıcaklığında en az etkili parametre olmasından kaynaklandığı düşünölmektedir. Fakat takım tipinin akış tipini değiştirmesi, kare takımın daha olumlu sonuçlar doğurabileceğini göstermektedir.

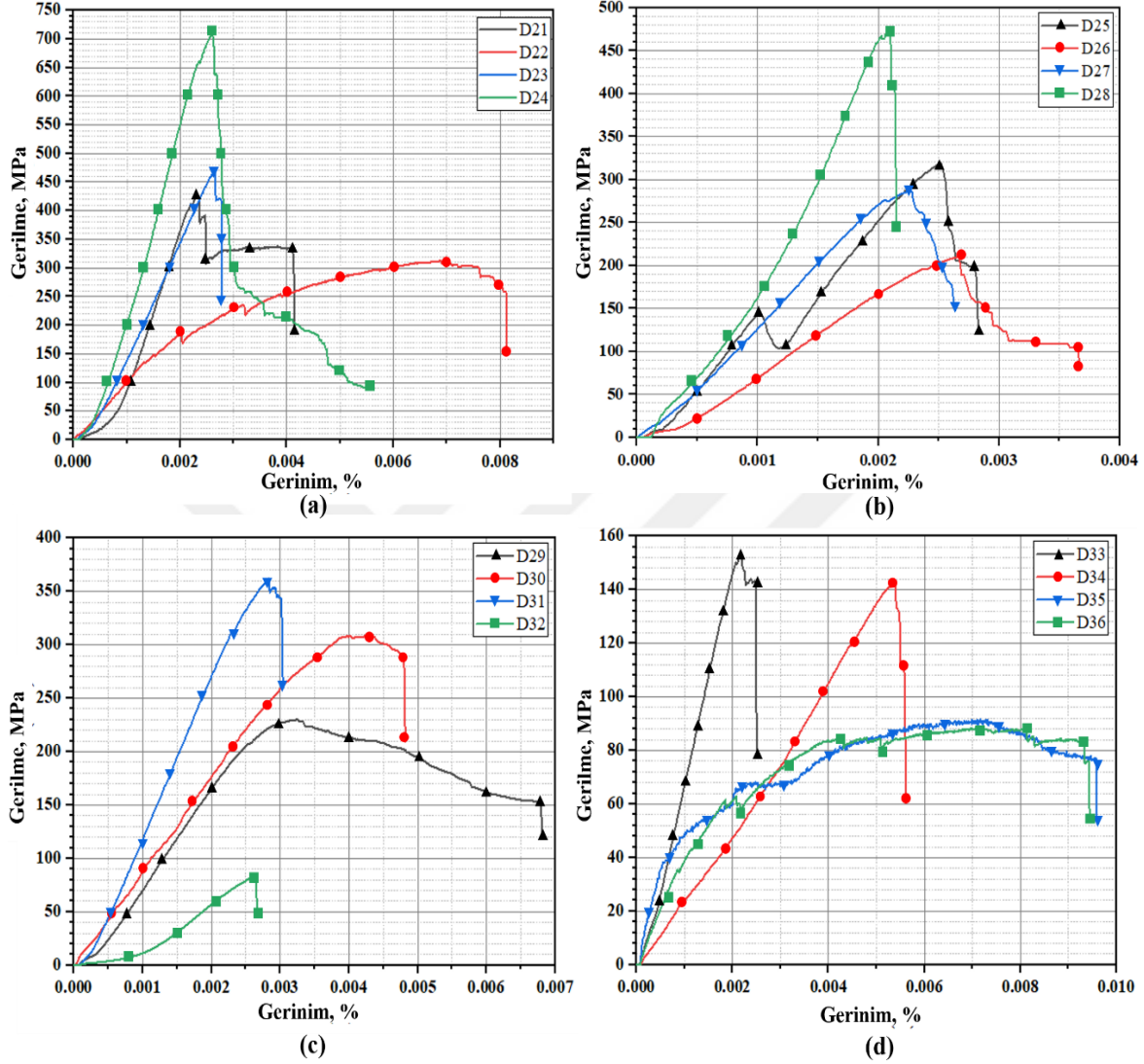
9.5. İşlem Parametrelerinin Eğme Dayanımına Etkisi

Eğilme halindeki numunelerin kesitinde, iç yüzeye yakın bölgede basma gerilmeleri, dış yüzeye yakın bölgede ise çekme gerilmeleri meydana gelmektedir. Kaynak bölgesinde süreksizlikler (kusurlar) oluşmuşsa kusurların daha çok göröldüğü kenar gerilme tarafında olacağı bilinmektedir [217]. Tünel ve kök kusurlar, eğme testlerinde ilk çatlağın oluşmasına sebebiyet vermenin yanı sıra bükme açısını olumsuz etkilemektedir [218]. Yapılan makro incelemede kaynak kusurlarının dikiş kök kısmında oluşmasından dolayı eğme testleri kök kısmında gerilmelerin oluşacağı şekilde kök eğme olarak yapılmıştır.

Yapılan birleştirmelerin eğme dayanımlarının yorumlanmasında aynı ilerleme hızlarında yapılan birleştirmeler gruptandırılarak değerlendirilmiştir. Eğme testleri esnasında tünel oluşumu gözlenen numunelerinin tünel boyutları ölçölüp kesit alanından çıkarılmıştır. Kaynaklı numunelerin eğme testlerinden önce kaynaklı birleştirme yapılmış numuneler ile kıyaslayabilmek için ana metal olan AA7075-T6 ve AZ31B alaşımlarına eğme testleri gerçekleştirilmiştir. AA7075-T6 alaşımının eğme mukavemeti 1235,77 MPa, AZ31B alaşımının eğme mukavemeti 443,52 MPa'dır. Yapılan birleştirmelerde gerçekleştirilen eğme testleri sonrası elde edilen eğme mukavemeti ve kopma %'si gösteren grafikler şekil 9.32'de verilmiştir.

Numunelerin eğme mukavemetleri çekme dayanımları ile benzerlik göstermektedir. En yüksek eğme mukavemeti çekme dayanımı en yüksek olan D24 nolu birleştirmede 712,08 MPa'dır. En düşük eğme mukavemeti ise D32 nolu birleştirmede 82,9 MPa'dır. D32 nolu birleştirmede eğme mukavemetinin düşük çıkması karıştırma bölgesinde boşluklar oluşmasından kaynaklanmıştır. İlerleme hızının artması genel olarak eğme mukavemetini

olumsuz etkilemektedir. İlerleme hızı ile ısı girdisi ters orantılıdır. Artan ilerleme hızı, ısı girdisini azaltacağından, karıştırma bölgesindeki yapıyı olumsuz etkilemektedir.



Şekil 9.32. Kaynaklı numunelerin eğme mukavemetleri

- f = 20 mm/dak ilerleme hızında yapılan birleştirmeler
- f = 22 mm/dak ilerleme hızında yapılan birleştirmeler
- f = 24 mm/dak ilerleme hızında yapılan birleştirmeler
- f = 26 mm/dak ilerleme hızında yapılan birleştirmeler

Birleştirme bölgelerinde gözlemlenen kaynak kusurlarının yanı sıra karıştırma bölgesinde gözlemlenen Al_3Mg_2 (β) ve $Al_{12}Mg_{17}$ (γ) intermetalik bileşiklerin oranına bağlı olarak eğme mukavemetlerinde azalma meydana geldiği görülmüştür.

Numunelerin kırılma davranışları incelendiğinde (Şekil 9.32) gevrek kırılma olduğu görülmektedir. Bu tip kırılmanın temelinde oluşan intermetalik bileşiklerin gevrek yapının

varlığı yatmaktadır. Ayrıca eğme testinin yapısı gereği iç ve dış yüzeylerde stres ve gerinim değerleri farkından dolayı ters yönde ikizleme aktivitesine neden olarak kırılma davranışının oluşumuna neden olduğu bilinmektedir [219].

Şekil 9.32 incelendiğinde D22, D26, D29, D35 ve D36'dır nolu birleştirmelerin farklı davranışlar gösterdiği görülmüştür. D22 nolu birleştirmenin işlem parametreleri olarak 20 mm/dak ilerleme hızı, 0° takım açısı, 0,25 mm takım kaydırma ve kare takım kullanılmıştır. D26 nolu birleştirmede D22 nolu birleştirmeye göre işlem değişkenlerindeki fark ilerleme hızı (22 mm/dak) ve takım tipidir (üçgen takım). Bu birleştirmelerin kendi ilerleme hızları içinde eğme grafikleri incelendiğinde her iki birleştirmenin 0° derecede yapıldığı görülmektedir. 0°'de yapılan birleştirmelerin genel olarak 3° takım açısında yapılan birleştirmelerden daha az ısı girdisi oluşturduğu görülmüştür. Azalan ısı girdisine bağlı olarak gevrek yapıdaki intermetalik bileşiklerin azaldığı gözlemlenmiştir. Bu durum daha sünek bir kopmaya sebebiyet vermektedir. D22 ve D26 nolu birleştirmelerin 0° takım açısı ile yapılan D21 ve D25 nolu birleştirmeye göre kopma uzamalarının daha fazla olması; 0,25 mm takım kaydırma değerinde karıştırma bölgesindeki hataların azalmasından kaynaklanmaktadır.

24 mm/dak ilerleme hızında yapılan birleştirmelerde; D30 nolu numunenin % uzaması diğerlerine göre daha yüksektir. Bu durum makro incelemede gözlemlenen yüksek mekanik kilitlemeye sahip karıştırma bölgesinden kaynaklanmaktadır. 26 mm/ dak ilerleme hızında yapılan D35 ve D36 nolu birleştirmeler benzer kırılma davranışı sergilemişlerdir. Makroyapıları incelendiğinde her iki birleştirmenin karıştırma bölgesi yüksek benzerlik göstermektedir. İşlem esnasındaki düşük ısı girdisi sonucu karışım bölgesinde tam bir karışma yerine mekanik kilitlemeli bir birleşme gerçekleşmiş ve geçiş bölgesinde azalan intermetalik bileşiklerin miktarı bu yapısının oluşmasını sağlamıştır.

Eğme testlerinde meydana gelen gevrek kırılmaların nedeni literatürde belirtildiği üzere; kaynak köküne doğru daralma gösteren karıştırma bölgesine uygulanan kök eğme testinde oluşan gerilmelerin büyük bir kısmı ITAB ve TMEB gibi bölgelere etki etmesidir. Bu durum ITAB ve TMEB kısımlarının karıştırma bölgesine kıyasla daha iri taneli ve homojen yapıya sahip olmamaları ve eğme testi esnasında birleştirmelerin farklı ikizlenme aktivitelerine neden olarak çatlak oluşumu ve çoğalmasına sağladığından kırılma davranışını değiştirmekte ve daha düşük süneklik göstermesine neden olmaktadır [219, 220].

Yapılan birleştirilmelerin eğme testinin hepsinde kırılma meydana gelmiştir. Eğme testlerinde kırılmaların kaynak bölgesinin hangi kısmında meydana geldiği ve ana malzemelere göre eğme dayanımlarının oranları izelge 9.8’de verilmiştir.

Çizelge 9.8. Numunelerin eğme dayanımları

Kaynaklı birleştirme numarası	Eğme dayanımı, MPa	Eğme açısı	Sonuç	Kırılma bölgesi	Kaynak performansı (AZ31B’ye göre), %	Kaynak performansı (AA7075-T6’ ya göre), %
D21	425.63	180°	Kırıldı	TMEB bölgesi (AA 7075 – T6)	96.18	34.44
D22	312.27	180°	Kırıldı	TMEB bölgesi (AA 7075 – T6)	70.56	25.26
D23	469.57	180°	Kırıldı	Karışım bölgesi	106.11	37.99
D24	712.09	180°	Kırıldı	Karışım bölgesi	160.91	57.62
D25	318.96	180°	Kırıldı	TMEB bölgesi (AA 7075 – T6)	72.07	25.81
D26	209.76	180°	Kırıldı	TMEB bölgesi (AA 7075 – T6)	47.40	16.97
D27	286.71	180°	Kırıldı	TMEB bölgesi (AZ31B)	64.78	23.20
D28	475.20	180°	Kırıldı	Karışım bölgesi	107.38	38.45
D29	229.88	180°	Kırıldı	TMEB bölgesi (AZ31B)	51.94	18.60
D30	308.40	180°	Kırıldı	TMEB bölgesi (AA 7075 – T6)	69.69	24.95
D31	361.68	180°	Kırıldı	TMEB bölgesi (AA 7075 – T6)	81.73	29.26
D32	82.90	180°	Kırıldı	TMEB bölgesi (AZ31B)	18.73	6.70
D33	153.58	180°	Kırıldı	TMEB bölgesi (AZ31B)	34.70	12.42
D34	142.15	180°	Kırıldı	TMEB bölgesi (AZ31B)	32.12	11.50
D35	91.62	180°	Kırıldı	TMEB bölgesi (AZ31B)	20.70	7.41
D36	88.17	180°	Kırıldı	TMEB bölgesi (AZ31B)	19.92	7.13

10. SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu tez çalışmasında, AA7075-T6 alüminyum ve AZ31B magnezyum alaşımları sürtünme karıştırma kaynak yöntemi kullanılarak en uygun birleştirme parametreleri ve birleştirme parametrelerinin kaynak kalitesi üzerindeki etkileri araştırılmıştır. İki farklı mekanik, fiziksel ve termal özelliklere sahip Al ve Mg plakaları başarılı bir şekilde birleştirebilmek için özel bir kalıp tasarımı yapılmış ve ön kaynak işlemleri sonucu elde edilen tecrübeler dikkate alınarak kalıp tasarımında iyileştirmeler yapılmıştır. SKK işlemi için geliştirilmiş olan bu kalıp ile birleştirme sırasında oluşan titreşimler bertaraf edilmiş, eksenel ve ilerleme kuvvetleri anlamlı değerler elde edilecek nitelikte ölçülmüştür. Kaynak işlemi sırasında numuneler üzerine ön ısıtma işlemi uygulanmış, kaynak yapılan hattın sıcak kalmasını sağlanarak kaynak esnasında ve sonrasında çatlak oluşumunu ortadan kaldırmaya yönelik önleyici çalışmalarda yapılmıştır. Birleştirilen numuneler tahribatlı ve tahribatsız muayene yöntemleri ile incelenmiş elde edilen veriler istatistiksel olarak değerlendirilmiştir. Deneysel çalışmalar sonucu elde edilen bulgular ve yorumlar aşağıdaki şekilde özetlenebilir;

1. Küçük adımlı (P: 0,76 mm) konik vidalı uca sahip karıştırıcı takım ile yapılan kaynaklı birleştirmelerde Al ve Mg alaşımlarının sünek yapısından dolayı vida adımlarına malzeme yapışması nedeni ile vida karıştırıcılık özelliğini kaybetmektedir. Ayrıca, ön kaynak işlemleri için hazırlanan CrN ve AlCrN kaplamalı karıştırıcı takımlarda kaplama işleminin olumlu ve fark oluşturan bir etkisi görülmemiştir.
2. Ön kaynak işlemleri ve asıl kaynak işlemlerinde DIN 1.3343 yüksek hız çeliği DIN 1.2344 sıcak iş takım çeliği ve ISO K10 kalite karbür olmak üzere 3 farklı karıştırıcı takım malzemesi kullanılmıştır. 3 mm kalınlığındaki plakaların birleştirilmesinde başarılı olan DIN 1.3343 yüksek hız çeliği; plaka kalınlığının artması ile artan pim boyunda olumsuz etkilenmiş ve işlem esnasında kırılmalar meydana gelmiştir. DIN 1.2344 sıcak iş takım çeliği de DIN 1.3343 yüksek hız çeliğine benzer davranışlar sergilemiştir. En verimli birleştirmeler ISO K10 karbür malzemeden yapılmış olan takım malzemesi ile elde edilmiştir.
3. Takım kaynak hattından kaydırılmadan yapılan birleştirmelerde oluşan kuvvet ve sıcaklıklarda ani değişimler gözlemlenmiştir. Kaynak yüzeyinde oluşan porozitenin eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti ve sıcaklıktaki ani değişimle doğrudan etkilendiği

görülmüştür. Radyografik incelemelerde, kuvvet ve sıcaklık dalgalanmalarının karıştırma bölgesinin yapısını değiştirdiği ve homojen karışımı engellediği anlaşılmıştır. Takım kaydırma değerinin artması, istikrarlı kuvvet ve sıcaklık değerlerinin elde edilmesini sağlamıştır. Stabil kuvvet ve sıcaklık değeri kaynak kalitesinin artmasını sağlamıştır.

4. Geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde kullanılan sıcak hava üfleme havyası ile yapılan birleştirmelerde, gerçekleştirilen kontrollü soğutma işlemi başarıya ulaşarak çatlak oluşumunu engellemiştir.

5. SKK işleminde bağımsız değişkenlerin işlem esnasında oluşan bağımlı değişkenlere olan etkileri incelendiğinde;

- İlerleme hızının artması ile birlikte eksenel ve ilerleme kuvvetleri artmakta sıcaklık değeri azalmaktadır.
- Takım kaydırma değerinin artması ile eksenel kuvvet değeri azalmış, ilerleme kuvveti ve sıcaklık değerleri artmıştır.
- Takım eğim açısının artması eksenel ve ilerleme kuvvetlerinin azalmasına diğer taraftan sıcaklık değerinin artmasına neden olmuştur.
- Kare uç geometrisine sahip karıştırıcı takım ile yapılan birleştirme işlemlerinde eksenel kuvvet, ilerleme kuvveti ve sıcaklık değerleri artarken üçgen uç geometrisine sahip karıştırıcı takımda bu değerlerde azalma meydana gelmiştir.

6. Varyans analizi sonuçları incelendiğinde eksenel kuvvet üzerinde en fazla etkiye sahip işlem parametreleri sırasıyla; takım uç geometrisi (%50,61), ilerleme hızı (%32,60) ve takım açısı (%11,55) olduğu görülmüştür. Takım kaydırma değerinin eksenel kuvvet üzerinde dikkate değer bir etki doğurmadığı görülmüştür.

7. İlerleme kuvveti üzerinde en fazla etkiye sahip işlem parametreleri sırasıyla; ilerleme hızı (%66,74) ve takım uç geometrisidir (%29,56). Takım profili (%1,39) ve takım açısı (%0,74) etki oranı ile ilerleme kuvvetine etkilerinin öneminin düşük olduğu görülmüştür.

8. Sıcaklık üzerinde ilerleme hızı (% 59,57) ve takım açısı (%34,10) en etkili parametreler olurken, takım kaydırılması (%1,43) ve takım profili (%0,96) nin etkisi oldukça düşük olmuştur.

9. Sıcaklık değerinin artması ile birlikte plastik deformasyon işleminin daha kolay gerçekleşmesi sonucu, ilerleme kuvveti ve eksenel kuvvet genel olarak azalma eğilimine girmektedir. Artan sıcaklık ile kuvvetler daha stabil olmaktadır. Isı girdisinin artması ile daha homojen plastik deformasyon gerçekleşmekte tünel ve boşluk gibi kaynak kusurları azalmakta ya da ortadan kalkmaktadır. Fakat artan ısı girdisi intermetalik bileşikler artırmaktadır. Ayrıca, ön kaynak işlemlerinde gerçekleştirilen kuru buz soğutma işlemiyle malzemelerin ısı iletim hızları arasındaki dengenin sağlanması, karıştırma bölgesinde oluşan tünel ve boşluk hatalarının boyutlarının küçülmesine ve daha sünek bir yapı sergilemesine neden olmuştur.
10. Geliştirilmiş ön kaynak işlemlerinde takım açısının 1° alınması ile ısı girdisinde azalma olurken asıl kaynak işlemlerinde takım açısının 3° alınması ile ısı girdisinde artış gözlenmiştir. Bu durum asıl kaynak işlemlerinde uygulanan dalma derinliğinin artmasının ve takımın omuz kısmının malzemeye tam olarak dalması ile büyüyen sürtünme alanının bir sonucudur.
11. Oluşan ısı kaynak köküne doğru azaldığından; kaynak dikişinin üst tarafı alt tarafa göre geniş bir yapıda oluşmakta kaynak kusurları dikiş köküne yakın konumlanmaktadır. Karıştırıcı takımın omuz kısmından etkilenen bölgede malzemenin plastik akışının fazlaştığı ve homojen bir karışım oluştuğu görülmüştür.
12. Takım kaynak hattının merkez noktasında iken kaynak dikişi ilerleme tarafı ve geri çekme tarafında simetrik bir yapı göstermiştir. Takımın ilerleme tarafına kaydırılması simetrik yapıyı ortadan kaldırmıştır. AA7075-T6 tarafına kaydırılması ile Al tarafındaki geçiş bölgesi daha yatay ve keskin olurken, Mg tarafındaki geçiş bölgesi daha dik, girdaplı ve vorteksli bir yapı gerçekleşmiştir. Oluşan bu vorteksli ve girdaplı yapı birleştirme bölgesinde mekanik kilitlenme özelliğini artırmaktadır. AZ31B tarafında TMEB bölgesinde girdaplı vorteksli bölgede geçiş bölgesinde artan basınç ve sıcaklıktan dolayı tane küçülmeleri izlenmiştir. Birleştirmede artan ilerleme hızına nedeniyle azalan ısı girdisinin bir sonucu olarak çekirdek boyutunda küçülme meydana gelmiş ve geçiş bölgeleri daha dik bir şekilde oluşmuştur.
13. Bütün birleştirmelerde, kaynak dikişini oluşturan ve aşırı plastik deformasyonun meydana geldiği DKB net bir şekilde görülmektedir. DKB farklı malzemelerinin farklı deforme

olabilirliğinden dolayı soğan halkası olarak isimlendirilen ara katmanlı yapı özelliği göstermektedir. TMEB'ler den kaynak dikişine (DKB) hem ilerleme tarafı hem de geri çekme tarafına geçişler net olarak görülmektedir. İlerleme tarafındaki DKB bitişiğinde deformasyon bandı olarak görülebilen tane yönelimleri yukarı doğrudur.

14. Özellikle ana malzeme ve karıştırma bölgesi geçiş kısmında konumlanmış Al_3Mg_2 (β) ve $Al_{12}Mg_{17}$ (γ) intermetalik bileşiklerle benzer özellikler gösteren yapılar belirlenmiştir. Bu yapılar farklı bölgelerde gözlemlenirken aynı hat üzerinde iki farklı intermetalik bileşik oluşabilmektedir. Artan ısı girdisi bu yapıların artmasına neden olmaktadır.
15. Mg alaşımlarının sıkı paket hegzagonal atomik yapıya sahip olmaları bazı birleştirmelerin karışma bölgesinde homojen karışımını engellemiştir.
16. Bazı birleştirmelerde mikro çatlak hataları gözlemlenmiştir. Çatlak oluşumuna ise Al_3Mg_2 (β) ve $Al_{12}Mg_{17}$ (γ) intermetalik bileşiklerine benzer oluşumlar ve yapısal sıvılaşmadan kaynaklandığı düşünülmektedir. Ayrıca Mg alaşımlarının oksitlenme eğilimleri çatlak oluşumunu destekler niteliktedir.
17. Bazı (D35 ve D36 nolu) birleştirmelerde istenilen sıcaklık değerine ulaşılamamış olması karıştırma işleminin tamamen mekanik bir birleştirme olarak gerçekleşmesine yol açmıştır.
18. D34, D35 ve D36 nolu birleştirmeler esnasında düşen ısı sonucu karıştırıcı takım üzerinde malzeme sıvanmasına neden olmuştur. Takıma malzeme yapışması omuz ve pim profilini bozmakta, artan sürtünme yüzeyi sıcaklık artışı ve kuvvetlerin artışına sebebiyet vererek frezeleme benzeri bir işlemin doğmasına sebep olmaktadır.
19. En yüksek sertlik değerleri D22 nolu 256 HV olarak gerçekleşmiştir. Karıştırma bölgesinde (DKB) tane küçülmeleri ve intermetalik bileşik oluşumları sertlik değerlerinin yükselmesine neden olmaktadır. Isı girdisi DKB' de hem ortalama sertlik değerlerinde hem de sertlik dalgalanmalarında etken bir yol oynamaktadır. Düşük ısı girdisinin olduğu birleştirmelerde intermetalik bileşiklerin homojen dağılmamasından dolayı ani sertlik yükselmeleri görülmekte iken, intermetalik bileşiklerin azalması, ortalama sertlik değerlerini düşürmektedir. Ayrıca, bu birleştirmelerde takım profilinin

kare kesitli olması, her köşenin birim zamanda üçgen takıma göre daha az malzeme süpürmesi sonucu homojen karışıma katkıda bulunmaktadır.

20. AA7075-T6 tarafında ITAB ve TMEB bölgelerinde tane irileşmesinden dolayı sertlik değerinde azalma izlenmektedir. Fakat AZ31B alaşımının aynı bölgelerinde sertlik değerlerinde düzenli olmamak kaydı ile yükselmeler görülmektedir. TMEB bölgesindeki bu artış plastik deformasyon esnasında bu bölgedeki tanelerin bükülme, uzama ve gerilmesi sonucunda oluşmaktadır. Bu durum dislokasyon yoğunluğunun etkisi, artık gerilmeler ve kristalografik doku varlığı ile açıklanabilir.

21. D24 nolu kaynaklı birleştirmede ara katmanlı ve yüksek mekanik kilitleme özelliğine sahip karıştırma bölgesi oluşmuş birleştirmelerde en yüksek mekanik özellikler yakalanmıştır. Bu kaynaklı birleştirmeden elde edilen numunelerde çekme dayanımı 122,06 MPa olarak elde edilmiştir. AZ31B (240 MPa) ile kıyaslandığında %50,85 verime ulaşılmıştır. En yüksek eğme mukavemeti, çekme dayanımı en yüksek olan D24 nolu birleştirmede 712,084 MPa olarak elde edilmiştir. Mekanik kilitleme daha sünek bir kopma davranışının sergilenmesini sağlamaktadır.

22. Al_3Mg_2 (β) ve $Al_{12}Mg_{17}$ (γ) intermetalik bileşikler, mikro çatlak ve boşluklar, oksidasyon içeren bölgeler ve tünel boyutları, düşük çekme ve eğme mukavemetine neden olurken gevrek kırılma davranışı sergilemesine sebebiyet vermektedir.

23. Yapılan birleştirmeler genel olarak incelendiğinde ilerleme hızının artmasıyla çekme dayanımı olumsuz olarak etkilenirken artan takım açısının olumlu bir etkisi olduğu görülmüştür. Karıştırıcı takımın Al tarafına kaydırılması çekme dayanımının genel olarak artış eğilimi göstermesini sağlamıştır.

24. Takım uç geometrisinin çekme dayanımı üzerine net bir etkisinden söz etmek tam olarak mümkün değildir. Bu durumun, takım profilinin işlem sıcaklığına en az etkili parametre olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Fakat, takım tipinin akış tipinin değiştirmesi kare takımın daha olumlu sonuçlar doğurabileceğini göstermektedir.

25. Bağlama kalıbında uygulanan kuvvet dengeleyici yaylar işlem esnasında oluşan aksenal kuvvetin stabil tutulmasını desteklemiştir. Sürtünme kuvvetinin stabil tutulması

dolayısıyla işlem sıcaklığının da stabil tutulması sağlanmış başarılı birleştirmenin oluşması desteklenmiştir.

26. Başlangıçta çatlak oluşumunun gözlemlendiği birleştirmelerde zamana bağlı olarak çatlaklar ortadan kalkmıştır. Bu durum, bağlama kalıbının üst plakasında kullanılan Al plakanın karıştırma bölgesinde oluşan ısının hızlı bir şekilde dağıtılmasını sağlaması ve gerçekleştirilen kontrollü soğumadan dolayıdır.

27. Kaynaklı birleştirmelerde kullanılan açık alevli ön ısıtma işlemi başarılı sonuçlar göstermiştir. Düşük devirlerde yüksek nitelikli birleştirme işlemi gerçekleştirilmiştir.

28. Al/Mg alaşımlarının SKK ile birleştirilmesinde en iyi işlem parametrelerinin değer aralığı dardır.

ÖNERİLER

1. Al-Mg alaşımlarının birleştirilmesinde oksidasyon etkisinden kurtulmak için argon gibi ağır gazların bulunduğu ortamda SKK işlemi gerçekleştirilebilir.
2. Ön ısıtmalı olarak gerçekleştirilen Melez SKK yöntemleri ilave olarak ısı desteğinin yanında ultrasonik titreşim gibi ikili Melez sistemle farklı yaklaşımlar uygulanabilir.
3. Kuru buz soğutma gibi soğutucu ortamlar da ümit verici yaklaşımlar olabilir.
4. SKK işleminde karıştırma işlemi ile ilgili olarak karıştırma bölgesinde yüksek dayanımlı yapıyı sağlayacak çalışmalar ağırlık verilmelidir.
5. Farklı devir sayıları ile diğer işlem değişkenleri kullanılarak en uygun işlem parametrelerinin oluşan kaynak kusurlarını azaltıcı araştırmalara ağırlık verilmelidir.
6. Karıştırma bölgesindeki karıştırma hareketi ve plastik deformasyon sonucu kaynak bölgesinde kalıntı gerilmeler oluşmaktadır. Kalıntı gerilmelerin kaynak dayanımı üzerine etkileri incelenebilir.

KAYNAKLAR

1. Thomas, W. M., Nicholas, E. D., Needham, J. C., Murch, M. G., Temple-Smith, P. and Dawes, C. J. (1995). Friction butt welding. *International Patent Application No.* PCT/GB92/02203 and GB Patent Application No. 9125978.8, Dec. 1991; *U.S. Patent Application No.* 5460317, Oct. 1995
2. Hernández-García, D., Saldaña-Garcés, R., García-Vázquez, F., Gutiérrez-Castañeda, E. J., Deaquino-Lara, R. and Verdera, D. (2017). Friction Stir Welding of Dissimilar AA7075-T6 to AZ31B-H24 Alloys. *MRS Advances*, 2(64), 4055–4063. doi:10.1557/adv.2017.609
3. Tabasi, M., Farahani, M., Givi, M. K. B., Farzami, M. and Moharami, A. (2016). Dissimilar friction stir welding of 7075 aluminum alloy to AZ31 magnesium alloy using SiC nanoparticles. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 86(1–4), 705–715. doi:10.1007/s00170-015-8211-y
4. Fu, B., Qin, G., Li, F., Meng, X., Zhang, J. and Wu, C. (2015). Journal of Materials Processing Technology Friction stir welding process of dissimilar metals of 6061-T6 aluminum alloy to AZ31B magnesium alloy. *Journal of Materials Processing Tech.*, 218, 38–47. doi:10.1016/j.jmatprotec.2014.11.039
5. Mohammadi, J., Behnamian, Y., Mostafaei, A., Izadi, H., Saeid, T., Kokabi, A. H. and Gerlich, A. P. (2015). Friction stir welding joint of dissimilar materials between AZ31B magnesium and 6061 aluminum alloys: Microstructure studies and mechanical characterizations. *Materials Characterization*, 101, 189–207.
6. Mohammadi, J., Behnamian, Y., Mostafaei, A. and Gerlich, A. P. (2015). Tool geometry , rotation and travel speeds effects on the properties of dissimilar magnesium / aluminum friction stir welded lap joints. *Materials and Design*, 75, 95–112.
7. Masoudian, A., Tahaei, A. and Shakiba, A. (2014). Microstructure and mechanical properties of friction stir weld of dissimilar AZ31-O magnesium alloy to 6061-T6 aluminum alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 24(5), 1317–1322. doi:10.1016/S1003-6326(14)63194-0
8. Jagadeesha, C. B. (2014). Dissimilar friction stir welding between aluminum alloy and magnesium alloy at a low rotational speed. *Materials Science & Engineering A*, 616, 55–62. doi:10.1016/j.msea.2014.07.090
9. Venkateswaran, P. and Reynolds, A. P. (2012). Factors affecting the properties of Friction Stir Welds between aluminum and magnesium alloys. *Materials Science and Engineering A*, 545, 26–37. doi:10.1016/j.msea.2012.02.069
10. Buffa, G. (2014). Numerical investigation on dissimilar friction stir welding of aluminum and magnesium sheets. *Key Engineering Materials*, 622–623, 532–539. doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.622-623.532
11. Sato, Y. S., Park, S. H. C., Michiuchi, M. and Kokawa, H. (2004). Constitutional liquation during dissimilar friction stir welding of Al and Mg alloys. *Scripta Materialia* 50, 50, 1233–1236. doi:10.1016/j.scriptamat.2004.02.002

12. Zhao, Y., Lu, Z., Yan, K. and Huang, L. (2015). Microstructural characterization and mechanical properties in friction stir welding of aluminum and titanium dissimilar alloys. *Materials and Design*, 65, 675–681. doi:10.1016/j.matdes.2008.06.008
13. Somasekharan, A. C. and Murr, L. E. (2004). Microstructures in friction-stir welded dissimilar magnesium alloys and magnesium alloys to 6061-T6 aluminum alloy. *Materials Characterization*, 52(1), 49–64. doi:10.1016/j.matchar.2004.03.005
14. Yan, J., Xu, Z., Li, Z., Li, L. and Yang, S. (2005). Microstructure characteristics and performance of dissimilar welds between magnesium alloy and aluminum formed by friction stirring. *Scripta Materialia*, 53(5), 585–589. doi:10.1016/j.scriptamat.2005.04.022
15. SOMASEKHARAN, A. C. (2005). *Abnormal skeletal muscle bioenergetics during exercise in patients with heart failure: Role of reduced muscle blood flow*. Doctorate Thesis, The University of Texas at El Paso, Materials Research and Technology Institute.
16. Rao, H. M., Jordon, J. B., Yuan, W., Ghaffari, B., Su, X., Khosrovaneh, A. K. and Lee, Y. L. (2015). Fatigue behavior of friction stir linear welded dissimilar aluminum-to-magnesium alloys. *Friction Stir Welding and Processing VIII* (ss. 145–152). Cham: Springer International Publishing. doi:10.1007/978-3-319-48173-9_16
17. Rao, H. M., Yuan, W. and Badarinarayan, H. (2018). Effect of process parameters on mechanical properties of friction stir spot welded magnesium to aluminum alloys. *Materials and Design journal*, 66, 235–245. doi:10.1016/j.matdes.2014.10.065
18. Choi, D. H., Ahn, B. W., Lee, C. Y., Yeon, Y. M., Song, K. and Jung, S. B. (2011). Formation of intermetallic compounds in Al and Mg alloy interface during friction stir spot welding. *Intermetallics*, 19(2), 125–130. doi:10.1016/j.intermet.2010.08.030
19. Bilgin, M., Karabulut, Ş. and Özdemir, A. (Baskıda). AA7075-T6 ve AZ31B alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynağı üzerinde ön ısıtma ve kuru buz soğutmasının etkisi. *Journal of Polytechnic*. doi:10.2339/politeknik.426649
20. Bilgin, M., Karabulut, Ş. and Özdemir, A. (2017). The effect of material pairs on the axial force, traverse force and temperature in the friction stir welding process. *ICENS 2017* (ss. 812–818). Budapeşte.
21. Bilgin, M., Karabulut, Ş., Özdemir, A. and Kayir, Y. (2017). The effect of the process parameters on the axial force and traverse force in the friction stir welding of Al 7075 T6 and AZ91D. *ICENS 2017* (ss. 819–825). Budapeşte.
22. Bilgin, M. (2018). Study on the Mechanical Properties of Dissimilar Friction Stir Welding of AA 7075 T6 and AZ 31B Alloys. *2018 9th International Conference on Mechanical and Aerospace Engineering (ICMAE)* (ss. 467–471). Budapeşte.
23. Azizieh, M., Alavijeh, A. S., Abbasi, M., Balak, Z. and Kim, H. S. (2016). Mechanical properties and microstructural evaluation of AA1100 to AZ31 dissimilar friction stir welds. *Materials Chemistry and Physics journal*, 171, 251–260. doi:10.1115/DETC2007-35287

24. Yamamoto, N., Liao, J., Watanabe, S. and Nakata, K. (2009). Effect of intermetallic compound layer on tensile strength of dissimilar friction-stir weld of a high strength Mg alloy and Al alloy. *Materials Transactions*, 50(12), 2833–2838. doi:10.2320/matertrans.M2009289
25. Pourahmad, P. and Abbasi, M. (2013). Materials flow and phase transformation in friction stir welding of Al 6013/Mg. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 23(5), 1253–1261. doi:10.1016/S1003-6326(13)62590-X
26. Malarvizhi, S. and Balasubramanian, V. (2012). Influences of tool shoulder diameter to plate thickness ratio (D/T) on stir zone formation and tensile properties of friction stir welded dissimilar joints of AA6061 aluminum-AZ31B magnesium alloys. *Materials and Design*, 40, 453–460. doi:10.1016/j.matdes.2012.04.008
27. Khodir, S. A. and Shibayanagi, T. (2007). Dissimilar friction stir welded joints between 2024-T3 aluminum alloy and AZ31 magnesium alloy. *Materials Transactions*, 48(9), 2501–2505. doi:10.2320/matertrans.MRA2007093
28. Morishige, T., Kawaguchi, A., Tsujikawa, M., Hino, M., Hirata, T. and Higashi, K. (2008). Dissimilar welding of Al and Mg alloys by FSW. *Materials Transactions*, 49(5), 1129–1131. doi:10.2320/matertrans.MC200768
29. Kwon, Y. J., Shigematsu, I. and Saito, N. (2008). Dissimilar friction stir welding between magnesium and aluminum alloys. *Materials Letters*, 62(23), 3827–3829. doi:10.1016/j.matlet.2008.04.080
30. Zettler, B. R., Augusto, A., Rodrigues, S. and Blanco, A. (2006). Dissimilar Al to Mg alloy friction stir welds. *Advanced Engineering Materials*, 8(5), 415–421. doi:10.1002/adem.200600030
31. Cao, X. J. and Jahazi, M. (2010). Friction stir welding of dissimilar AA 2024-T3 to AZ31B-H24 alloys. *Materials Science Forum*, 638–642, 3661–3666. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.3661
32. Dorbane, A., Mansoor, B., Ayoub, G., Shunmugasamy, V. C. and Imad, A. (2016). Mechanical, microstructural and fracture properties of dissimilar welds produced by friction stir welding of AZ31B and Al6061. *Materials Science and Engineering A*, 651, 720–733. doi:10.1016/j.msea.2015.11.019
33. Ji, S., Meng, X., Liu, Z., Huang, R. and Li, Z. (2017). Dissimilar friction stir welding of 6061 aluminum alloy and AZ31 magnesium alloy assisted with ultrasonic. *Materials Letters*, 201, 173–176. doi:10.1016/j.matlet.2017.05.011
34. Çevik, B., Özçatalbaş, Y. and Gülenç, B. (2016). Effect of welding speed on the mechanical properties and weld defects of 7075 Al alloy joined by FSW. *Kovove Mater*, 54, 241–247. doi:10.4149/km
35. Mofid, M. A., Abdollah-Zadeh, A. and Gür, C. H. (2014). Investigating the formation of intermetallic compounds during friction stir welding of magnesium alloy to aluminum alloy in air and under liquid nitrogen. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 71(5–8), 1493–1499. doi:10.1007/s00170-013-5565-x

36. Mofid, M. A., Abdollah-zadeh, A. and Malek Ghaini, F. (2012). The effect of water cooling during dissimilar friction stir welding of Al alloy to Mg alloy. *Materials and Design*, 36, 161–167. doi:10.1016/j.matdes.2011.11.004
37. Bozkurt, Y., Uzun, H. and Salman, S. (2011). Microstructure and mechanical properties of friction stir welded particulate reinforced AA2124 / SiC / 25p – T4 composite. *Journal of Composite Materials*, 45(21), 2237–2245. doi:10.1177/0021998311401067
38. Ipekoğlu, G. and Çam, G. (2014). Effects of initial temper condition and postweld heat treatment on the properties of dissimilar friction-stir-welded joints between AA7075 and AA6061 aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45A, 3074–3087. doi:10.1007/s11661-014-2248-7
39. Simoncini, M. and Forcellese, A. (2012). Effect of the welding parameters and tool configuration on micro- and macro-mechanical properties of similar and dissimilar FSWed joints in AA5754 and AZ31 thin sheets. *Materials and Design*, 41, 50–60. doi:10.1016/j.matdes.2012.04.057
40. G. Kohn, Greenberg, Y., Makover, I. and Munitz, A. (2002). Laser-assisted friction stir welding. *Welding Journal*, 46–48. doi:10.1016/B978-0-12-805368-3.00001-7
41. Xunhong, W. and Kuaishe, W. (2006). Microstructure and properties of friction stir butt-welded AZ31 magnesium alloy. *Materials Science and Engineering A*, 431(1–2), 114–117. doi:10.1016/j.msea.2006.05.128
42. Chen, Y. C. and Nakata, K. (2008). Friction stir lap joining aluminum and magnesium alloys. *Scripta Materialia*, 58(6), 433–436. doi:10.1016/j.scriptamat.2007.10.033
43. Borle, S., Izadi, H. and Gerlich, A. P. (2012). Influence of welding parameters on stir zone microstructures during friction stir welding of magnesium alloys. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 51(3), 262–268. doi:10.1179/1879139512Y.0000000010
44. Zhang, Z. and Wan, Z. Y. (2012). Predictions of tool forces in friction stir welding of AZ91 magnesium alloy. *Science and Technology of Welding and Joining*, 17(6), 495–501. doi:10.1179/1362171812Y.0000000039
45. Cavaliere, P. and Panella, F. (2008). Effect of tool position on the fatigue properties of dissimilar 2024-7075 sheets joined by friction stir welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 206(1–3), 249–255. doi:10.1016/j.jmatprotec.2007.12.036
46. Rajakumar, S., Muralidharan, C. and Balasubramanian, V. (2011). Influence of friction stir welding process and tool parameters on strength properties of AA7075-T6 aluminium alloy joints. *Materials and Design*, 32(2), 535–549.
47. Hatamleh, O., Singh, P. M. and Garmestani, H. (2009). Corrosion susceptibility of peened friction stir welded 7075 aluminum alloy joints. *Corrosion Science*, 51(1), 135–143. doi:10.1016/j.corsci.2008.09.031
48. Su, J. Q., Nelson, T. W., Mishra, R. and Mahoney, M. (2003). Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium. *Acta Materialia*, 51(3), 713–729. doi:10.1016/S1359-6454(02)00449-4

49. Krishnan, K. N. (2002). On the formation of onion rings in friction stir welds. *Materials Science and Engineering A*, 327(2), 246–251. doi:10.1016/S0921-5093(01)01474-5
50. Barcellona, A., Buffa, G., Fratini, L. and Palmeri, D. (2006). On microstructural phenomena occurring in friction stir welding of aluminium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 177(1–3), 340–343. doi:10.1016/j.jmatprotec.2006.03.192
51. Motohashi, Y., Sakuma, T., Goloborodko, A., Ito, T. and Itoh, G. (2008). Grain refinement process in commercial 7075-T6 aluminum alloy under friction stir welding and superplasticity. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 39(4–5), 275–278. doi:10.1002/mawe.200800288
52. Balasubramanian, V. (2008). Relationship between base metal properties and friction stir welding process parameters. *Materials Science and Engineering A*, 480(1–2), 397–403. doi:10.1016/j.msea.2007.07.048
53. Lim, S., Kim, S., Lee, C. G. and Kim, S. J. (2005). Mechanical properties of friction stir welded Al alloys with different hardening mechanisms. *Metals and Materials International*, 11(2), 113–120. doi:10.1007/BF03027454
54. Khodir, S. A. and Shibayanagi, T. (2008). Friction stir welding of dissimilar AA2024 and AA7075 aluminum alloys. *Materials Science and Engineering B*, 148(1–3), 82–87. doi:10.1016/j.mseb.2007.09.024
55. Şık, A. (2010). Sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilen magnezyum levhaların mekanik özelliklerinin incelenmesi. *SAÜ. Fen Bilimleri Dergisi*, 14(2), 134–140.
56. Şık, A. (2005). Sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilen alüminyum levhaların eğme ve yorulma özelliklerinin incelenmesi. *SAÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 9(2), 12–17.
57. Yükler, A. İ., Bilici, M. K. and Fidaner, O. (2012). Alüminyum alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynak hataları. 3. *Ulusal Tasarım İmalat ve Analiz Kongresi* (ss. 342–354). Balıkesir.
58. Balasubramanian, V., Ravisankar, V. and Madhusudhan Reddy, G. (2008). Effect of postweld aging treatment on fatigue behavior of pulsed current welded AA7075 aluminum alloy joints. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 17(2), 224–233. doi:10.1007/s11665-007-9129-9
59. ASM Handbook Committee. (1990). *ASM Handbook Volume 2: Properties and Selection : Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. ASM International. Ohio.
60. Anık, S. (1991). *Kaynak Tekniği El Kitabı, yöntemler ve donanımlar*. Gedik Eğitim Vakfı Kaynak. İstanbul: Gedik Eğitim Vakfı Kaynak.
61. Tülbentçi, K. (1990). *Alüminyum ve Alaşımlarının Kaynağı*. İstanbul: Böhler Yayınları.
62. Cirik, E. (2007). *Anodik oksidasyon işleminin 7075-T6 alüminyum alaşımının yorulma davranışına olan etkisinin incelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, 3 - 18.

63. Bekir, Ç. (2014). *Sürtünme karıştırma kaynak parametrelerinin kalıntı gerilmelere ve birleştirmenin mekanik özelliklerine etkisi*. Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 1 - 45, 113 - 178.
64. Sarsılmaz, F. (2008). *Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile birleştirilmiş AA7075/AA6061 kaynaklı bağlantıların mikroyapı ve mekanik özelliklerinin araştırılması*. Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ, 1-108
65. Kafalı, H. (2011). *Sürtünme karıştırma kaynağıyla birleştirilmiş al 6013-t6 alaşımının mikroyapı ve mekanik özelliklerinin incelenmesi*. Doktora Tezi, Anadolu Üniversitesi, Sivil Havacılık Anabilim Dalı, Eskişehir, 1-85.
66. Oğuz, B. (1990). *Demir Dışı Metallerin Kaynağı*. OERLIKON Yayını.
67. Doğan, S. (2006). *AA 5754-H22 Alüminyum Alasımının Sürtünme Karıştırma Kaynağında İşlem Parametrelerinin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkileri*. Yüksek Lisans Tezi, Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir, 1-73.
68. Tımaç, G. (2006). *Uçak Endüstrisinde Kullanılan Alüminyum Alaşımlarının TIG Kaynak Yöntemi ile Kaynaklanabilirliğinin İncelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 9 - 34.
69. Töre, C. (2012). *Mekanik tasarımda alüminyum ve özellikleri*. Ankara: TMMOB Makine Mühendisleri Odası Yayınları.
70. Öksüz, C. (1996). *Yüksek Mukavemetli (2024,6061,7075) Alüminyum Alaşımlarının Jominy Yöntemi ile Suverme Duyarlılığı*. Yüksek Lisans Tezi, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 1 - 33.
71. Mathers, G. (2002). *The welding of aluminium and its alloys*. Woodhead Publishing Limited. Blvd,NW Boca Raton: Cambridge: Woodhead Publishing Ltd. doi:10.1017/CBO9781107415324.004
72. Mazzolani, F. M. (1995). *Aluminium Alloy Structures*. Cambridge: Great Britain University Pres.
73. Yılmaz, B. (2002). *Alüminyum Alaşımlarında Faz Yapılarının Mekanik Özelliklere Etkisi*. Yüksek Lisans Tezi, Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Isparta, 1-35.
74. Binal, A. (2006). *AA2024-T3 alüminyum alaşımının sürtünme karıştırma kaynağında işlem parametrelerinin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkileri*. Yüksek Lisans Tezi, Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Lisansüstü, Eskişehir, 1 - 81.
75. Pakdil, M. (2005). *Determination of the Mechanical Properties and Fatigue Crack Propagation of the Laser Welded New Generation Alüminum Alloys*. Doktora Tezi, Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmir, 1 - 136.
76. Kırtay, S. (1997). *Etial-24 ve Etial-44 Alüminyum Alaşımlarına Yarı-Katı Halde Sekil Verilmesi, Mikroyapı ile Mekanik Özelliklerin İncelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 1 - 42.

77. Oysu, M. (1996). *7075 Alüminyum Alasımlarına Uygulanan MIG Kaynağının Mekanik Özelliklere Etkisinin Araştırılması*. Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli, 1 - 42.
78. Çoşkun, A. O. (2001). *5000 Serisi Alüminyum Magnezyum Alasımlarının Döküm ve Termomekaniksel Prosesleri*. Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 1 - 51.
79. Cayless, R. B. C. (1992). *Alloy and temper designation systems for aluminum and aluminum alloys*. In *ASM handbook (volume 2): Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose material* (C. 2). USA: ASM International. doi:10.1361/asmhba000
80. Kaya, I. (2005). *Al 7075 alaşımlarının şekillenme ve ısıtma işlemi özelliklerinin iyileştirilmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 1 - 35,
81. Buldum, B. B. (2013). *AZ91 Magnezyum Alaşımlarının İşlenebilirliğinin İncelenmesi*. Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 1 - 19.
82. Mert, F. (2013). *Basınçlı dökümde AM50 magnezyum alaşımlarına ce ilavesinin mikroyapısal ve mekanik özelliklerinin incelenmesi*. Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 1 - 53.
83. Atalay, O. (2006). *Magnezyum ve alaşımlarının konstrüksiyon malzemesi olarak otomotivde kullanım*. Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 1 -37.
84. Aybaraz, E. (2010). *Hafif metal alaşımlarıyla otomotiv gövde parçalarının şekillendirilmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Uludağ Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa, 1 - 84.
85. Committee, A. I. H. (1999). *ASM Specialty Handbook, Magnesium and Magnesium Alloys*. (A. I. H. Committee, Ed.). U.S.A.
86. Friedrich, H. and Schumann, S. (2001). Research for a “new age of magnesium” in the automotive industry. *Journal of Materials Processing Technology*, 117(3), 276–281. doi:10.1016/S0924-0136(01)00780-4
87. Kumar, S. and Wu, C. (2017). Review: Mg and its Alloy - Scope, future perspectives and recent advancements in welding and processing. *Journal of Harbin Institute of Technology (New Series)*, 24(6), 1–37.
88. Luo, A. and Pekguleryuz, M. O. (1999). Cast magnesium alloys for elevated temperature applications. *Journal of Materials Science*, 29(20), 5259–5271.
89. ASM Handbook Committee. (1998). *ASM Handbook Volume 15, Casting*. United States of America: ASM International.
90. Koç, E. (2008). *Alaşımlar elementlerinin magnezyum döküm özelliklerine etkisinin incelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük, 10 - 36.

91. Luo, A. A. (2004). Recent magnesium alloy development for elevated temperature applications. *International Materials Reviews*, 49(1), 13–30. doi:10.1179/095066004225010497
92. Kuşdemir, H. (2008). *AZ91 Magnezyum alaşımlarının korozyon davranışları üzerine ilave alaşım elementlerinin etkisi*. Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük, 24 - 49.
93. Çiçek, B. (2011). *Mg₂Si Partikül Takviyeli Mg Alaşımlarının Aşınma ve Korozyon Özelliklerinin İncelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük, 33 - 74.
94. Bakke, P. and Westengen, H. (2003). Die casting fo high performance-focus on alloy development. *Advanced Engineering Materials*, 5(12), 879–885. doi:10.1002/adem.200320502
95. Aizawa, T. and Song, R. (2006). Mechanically induced reaction for solid-state synthesis of Mg₂Si and Mg₂Sn. *Intermetallics*, 14(4), 382–391. doi:10.1016/j.intermet.2005.07.003
96. Zhang, Z. (2000). *Development of Magnesium-Based Alloys for Elevated Temperature Applications*. Thesis (Ph.D.), Université Laval, Québec.
97. Ünal, M. (2008). *Magnezyum Alaşımlarının Döküm Özelliklerinin İncelenmesi*. Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 41 - 121.
98. Easton, M., Beer, A., Barnett, M., Davies, C., Dunlop, G., Durandet, Y., Beggs, P. (2008). Magnesium alloy applications in automotive structures. *Jom*, 60(11), 57–62. doi:10.1007/s11837-008-0150-8
99. Zhao, P., Wang, Q., Zhai, C. and Zhu, Y. (2007). Effects of strontium and titanium on the microstructure, tensile properties and creep behavior of AM50 alloys. *Materials Science and Engineering A*, 444(1–2), 318–326. doi:10.1016/j.msea.2006.08.111
100. Powell, B. R., Rezhets, V., Balogh, M. P. and Waldo, R. A. (2002). Microstructure and creep behavior in AE42 magnesium die-casting alloy. *Jom*, 54(8), 34–38. doi:10.1007/BF02711864
101. Yu Fan, Guo Hua Wu, C. Q. Z. (2007). Effect of Strontium on Mechanical Properties and Corrosion Resistance of AZ91. *Materials Science Forum*, 546–549, 567–570.
102. ASM Handbook Committee. (2009). *ASTM B93/B93M-09, Standard Specification for Magnesium Alloys in Ingot Form for Sand Castings, Permanent Mold Castings and Die Castings, steel*. ASM International. USA. doi:10.1361/asmhba000
103. ASM Handbook Committee. (2004). *ASTM B94-04, Standard Specification for Magnesium-Alloy Die Castings*,. ASM International. USA.
104. Feng, J. C., Wang, Y. R. and Zhang, Z. D. (2005). Status and expectation of research on welding of magnesium alloy. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 15(2), 165–178.

105. Cao, X., Jahazi, M., Immarigeon, J. P. and Wallace, W. (2006). A review of laser welding techniques for magnesium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 171(2), 188–204. doi:10.1016/j.jmatprotec.2005.06.068
106. Shang, J., Wang, K. H., Zhou, Q., Zhang, D. K., Huang, J. and Ge, J. Q. (2012). Effect of joining temperature on microstructure and properties of diffusion bonded Mg/Al joints. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 22(8), 1961–1966. doi:10.1016/S1003-6326(11)61414-3
107. Wang, J., Feng, J. C. and Wang, Y. X. (2008). Microstructure of Al–Mg dissimilar weld made by cold metal transfer MIG welding. *Materials Science and Technology*, 24(7), 827–831. doi:10.1179/174328408X278411
108. Larsson, J. K. (2003). Overview of joining technologies in the automotive industry. *Welding Res Abroad*, 49(6), 29–45. doi:10.1016/S0010-440X(11)00205-7
109. Chowdhury, S. H., Chen, D. L., Bhole, S. D., Cao, X. and Wanjara, P. (2013). Lap shear strength and fatigue behavior of friction stir spot welded dissimilar magnesium-to-aluminum joints with adhesive. *Materials Science and Engineering A*, 562, 53–60. doi:10.1016/j.msea.2012.11.039
110. Tübitak. (2003). *Rapor, Makina ve malzeme paneli teknoloji öngörüsü*. Ankara.
111. Kulekci, M. K. (2008). Magnesium and its alloys applications in automotive industry. *Int J Adv Manuf Technol* (, 39, 851–865. doi:10.1007/s00170-007-1279-2
112. Sweeder, T. (2000). Demand for Lightweight Technology. *Magnesium Expo*, Michigan-USA.
113. Bilgin, M., Karabulut, Ş. and Özdemir, A. (2017). Alüminyum Magnezyum Alaşımlarının Sürtünme Karıştırma Kaynağı İle Kaynak Edilebilirliğinin Değerlendirilmesi. *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi Part C: Tasarım ve Teknoloji*, 5(2), 191–209.
114. Liu, L. M., Wang, H. Y. and Zhang, Z. D. (2007). The analysis of laser weld bonding of Al alloy to Mg alloy. *Scripta Materialia*, 56(6), 473–476. doi:10.1016/j.scriptamat.2006.11.034
115. Borrisutthekul, R., Miyashita, Y. and Mutoh, Y. (2005). Dissimilar material laser welding between magnesium alloy AZ31B and aluminum alloy A5052-O. *Science and Technology of Advanced Materials*, 6, 199–204. doi:10.1016/j.stam.2004.11.014
116. Liu, P., Li, Y., Geng, H. and Wang, J. (2007). Microstructure characteristics in TIG welded joint of Mg/Al dissimilar materials. *Materials Letters*, 61, 1288–1291. doi:10.1016/j.matlet.2006.07.010
117. Ben-Artzy, A., Munitz, A., Kohn, G., Bronfin, B. and Shtechman, A. (2002). Joining of light hybrid constructions made of magnesium and aluminum alloys. *TMS Annual Meeting*, 295–302.
118. Committee, A. H. (1998). *ASM Handbook Volume 3 Alloy Phase Diagrams*. (H. Baker, Ed.) (C. 3). ASM Internationa.

119. Wang, J., Li, Y., Liu, P. and Geng, H. (2008). Microstructure and XRD analysis in the interface zone of Mg/Al diffusion bonding. *Journal of Materials Processing Technology*, 205(1–3), 146–150. doi:10.1016/j.jmatprotec.2007.11.096
120. Kafalı, H. and Ay, N. (2014). Havacılıkta kullanılan 6013 - T6 alüminyum alaşımının sürtünme karıştırma kaynağıyla birleştirilmesi. *Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 18(1), 38–47.
121. Kafalı, H. and Ay, N. (2014). Sürtünme karıştırma kaynağıyla birleştirilmiş havacılık ve uzay yapılarında kullanılan SI 6013-t6 alaşımının mikroyapı ve mekanik özelliklerinin incelenmesi. *Havacılık ve Uzay Teknolojileri Dergisi*, 7(2), 85–101. doi:DOI 10.7603/s40690-014-0018-9
122. Mishra, R. S. and Ma, Z. Y. (2005). Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering, R 50*, 1–78. doi:10.1016/j.mser.2005.07.001
123. Bilgin, M. B. and Meran, C. (2015). Optimization of strength of friction stir welded joints for AISI 430 ferritic stainless steels by genetic algorithm, 2221–2233. doi:10.1007/s00170-014-6590-0
124. Nandan, R., DebRoy, T. and Bhadeshia, H. K. D. H. (2008). Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties. *Progress in Materials Science*, 53, 980–1023. doi:10.1016/j.pmatsci.2008.05.001
125. Uzun, A. and Turker, M. (2016). Friction stir welding of foamable AlSi7 reinforced by B4C. *International Journal of Materials Research*, 107(6), 558–565.
126. Bozkurt, Y., Kentlİ, A., Uzun, H. and Salman, S. (2012). Experimental Investigation and Prediction of Mechanical Properties of Friction Stir Welded Aluminium Metal Matrix Composite Plates, 18(4), 2–6.
127. Chen, Y. C. and Nakata, K. (2008). Effect of the surface state of steel on the microstructure and mechanical properties of dissimilar metal lap joints of aluminum and steel by friction stir welding. *Metallurgical and Materials Transactions A* (C. 39A, ss. 1985–1992). doi:10.1007/s11661-008-9523-4
128. Springer, H., Kostka, A., dos Santos, J. F. and Raabe, D. (2011). Influence of intermetallic phases and Kirkendall-porosity on the mechanical properties of joints between steel and aluminium alloys. *Materials Science and Engineering A*, 528(13–14), 4630–4642. doi:10.1016/j.msea.2011.02.057
129. Watanabe, T., Takayama, H. and Yanagisawa, A. (2006). Joining of aluminum alloy to steel by friction stir welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 178(1–3), 342–349. doi:10.1016/j.jmatprotec.2006.04.117
130. Chen, Y. C. and Nakata, K. (2010). Effect of surface states of steel on microstructure and mechanical properties of lap joints of magnesium alloy and steel by friction stir welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15(4), 293–298.
131. Galvão, I., Verdera, D., Gesto, D., Loureiro, A. and Rodrigues, D. M. (2013). Influence of aluminium alloy type on dissimilar friction stir lap welding of aluminium to copper. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(11), 1920–1928.

132. Liao, J., Yamamoto, N., Liu, H. and Nakata, K. (2010). Microstructure at friction stir lap joint interface of pure titanium and steel. *Materials Letters*, 64(21), 2317–2320. doi:10.1016/j.matlet.2010.07.049
133. Kostka, A., Coelho, R. S., dos Santos, J. and Pyzalla, A. R. (2009). Microstructure of friction stir welding of aluminium alloy to magnesium alloy. *Scripta Materialia*, 60(11), 953–956. doi:10.1016/j.scriptamat.2009.02.020
134. Venkateswaran, P., Xu, Z. H., Li, X. and Reynolds, A. P. (2009). Determination of mechanical properties of Al-Mg alloys dissimilar friction stir welded interface by indentation methods. *Journal of Materials Science*, 44(15), 4140–4147. doi:10.1007/s10853-009-3607-4
135. Kurt, A., Boz, M. and Özdemir, M. (2004). Sürtünme karıştırma kaynağında kaynak hızının birleşebilirliğe etkisi. *Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der.*, 19(2), 191–197.
136. Zhang, Y. N., Cao, X., Larose, S. and Wanjara, P. (2012). Review of tools for friction stir welding and processing. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 51(3), 250–261. doi:10.1179/1879139512Y.0000000015
137. İpekoğlu, G. (2011). *Kaynak sonrası ısıtıl işlemin sürtünme karıştırma kaynaklı AA6061 ve AA7075 alüminyum alaşımları levhalarda içyapı ve mekanik özelliklere etkisinin incelenmesi*. Doktora Tezi, Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Ens., İzmir, 4 - 55.
138. Salih, O. S., Ou, H., Sun, W. and McCartney, D. G. (2015). A review of friction stir welding of aluminium matrix composites. *Materials and Design*, 86, 61–71. doi:10.1016/j.matdes.2015.07.071
139. Kulekci, M. K., Şik, A. and Kaluç, E. (2008). Effects of tool rotation and pin diameter on fatigue properties of friction stir welded lap joints. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 36(9–10), 877–882. doi:10.1007/s00170-006-0901-z
140. Boz, M. and Kurt, A. (2004). The influence of stirrer geometry on bonding and mechanical properties in friction stir welding process. *Materials and Design*, 25(4), 343–347. doi:10.1016/j.matdes.2003.11.005
141. Rai, R., De, A., Bhadeshia, H. K. D. H. and DebRoy, T. (2011). Review: friction stir welding tools. *Science and Technology of Welding and Joining*, 16(4), 325–342. doi:10.1179/1362171811Y.0000000023
142. Mehta, K. P. and Badheka, V. J. (2016). A review on dissimilar friction stir welding of copper to aluminum: Process, properties, and variants. *Materials and Manufacturing Processes*, 31(3), 233–254. doi:10.1080/10426914.2015.1025971
143. Çam, G. (2011). Friction stir welded structural materials: beyond Al-alloys. *International Materials Reviews*, 56(1), 1–48. doi:10.1179/095066010X12777205875750
144. Zou, S., Ma, S., Liu, C., Chen, C., Ma, L., Lu, J. and Guo, J. (2016). Multi-Track Friction Stir Lap Welding of 2024 Aluminum Alloy: Processing, Microstructure and Mechanical Properties. *Metals*, 7(1), 1–12. doi:10.3390/met7010001

145. Bozkurt, Y. and Salman, S. (2013). Effect of welding parameters on lap shear tensile properties of dissimilar friction stir spot welded AA 5754-H22 / 2024-T3 joints Effect of welding parameters on lap shear tensile properties of dissimilar friction stir spot welded AA 5754-H22 / 2024-T3 joints, 1718. doi:10.1179/1362171813Y.0000000111
146. Mishra, R. S. and Mahoney, M. W. (2007). *Friction Stir Welding and Processing*. (R. S. Mishra & M. W. Mahoney, Ed.)ASM International. Ohio: ASM International Materials Park, Ohio 44073-0002.
147. Nandan, R., Roy, G. G., Debroy, T. and Introduction, I. (2006). Numerical Simulation of Three-Dimensional Heat Transfer and Plastic Flow During Friction Stir Welding. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37(4), 1247–1259. doi:10.1007/s11661-006-1076-9
148. Nandan, R., Lienert, T. J. and DebRoy, T. (2008). Toward reliable calculations of heat and plastic flow during friction stir welding of Ti-6Al-4V alloy. *International Journal of Materials Research*, 99(4), 434–444. doi:10.3139/146.101655
149. Firouzdor, V. and Kou, S. (2009). Al-to-Mg Friction Stir Welding : Effect of Positions of Al and Mg with Respect to the Welding Tool. *The Welding Journal*, 88(11), 213–224.
150. Çevik, B. and Özçatalbas, Y. (2014). SKK ile birleştirilen 7075-T651 Al alaşıminın mikroyapı ve mekanik özelliklerine devir sayısının etkisi. *3rd International Conference on Welding Technologies and Exhibition (ICWET'14)* (ss. 658–668). Manisa: Manisa.
151. Çevik, B., Özçatalbaş, Y. and Gülenç, B. (2016). Friction Stir Welding of 7075-T651 Aluminium Alloy. *Practical Metallography*, 53(1), 6–23. doi:10.3139/147.110363
152. Çevik, B. (2016). Effect of tool material on micro- structure and mechanical properties in friction stir welding. *Materials Testing*, 58, 36–42.
153. Pepe, J. and Savage, W. (1970). The Weld Heat-Affected Zone of the 18Ni Maraging Steels. *Welding Journal, Research Supplement*, 49(12), 545–553.
154. Kou, S. (2002). *Welding Metallurgy* (Second.). New Jersey, USA: A Wiley-Interscience.
155. Yang, Y., Dong, H., Cao, H., Chang, Y. and Kou, S. (2008). Liquation of Mg alloys in friction stir welding. *Welding Journal*, 87(July), 167–177.
156. Yang, Y. K., DongG, H. and Kou, S. (2008). Liquation Tendency and Liquid-Film. *Welding Journal*, 87, 202–211.
157. Burak, M. and Meran, C. (2012). The effect of tool rotational and traverse speed on friction stir weldability of AISI 430 ferritic stainless steels. *Materials and Design*, 33, 376–383. doi:10.1016/j.matdes.2011.04.013
158. Bergmann, J. P., Schuerer, R. and Ritter, K. (2013). Friction Stir Welding of Tailored Blanks of Aluminum and Magnesium Alloys. *Key Engineering Materials*, 549, 492–499. doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.549.492

159. Seidel, T. U. and Reynolds, A. P. (2001). Visualization of the material flow in AA2195 friction-stir welds using a marker insert technique. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 32(11), 2879–2884. doi:10.1007/s11661-001-1038-1
160. Fu, B., Qin, G., Li, F., Meng, X., Zhang, J. and Wu, C. (2015). Friction stir welding process of dissimilar metals of 6061-T6 aluminum alloy to AZ31B magnesium alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 218, 38–47. doi:10.1016/j.jmatprotec.2014.11.039
161. Bilgin, M. B. Meran, C., and Canyurt, O. E. (2013). Effect of tool angle on friction stir weldability of AISI 430. *Weld. J*, 92, 42-46
162. Shultz, E. F., Cole, E. G., Smith, C. B., Zinn, M. R., Ferrier, N. J. and Pfefferkorn, F. E. (2010). Effect of Compliance and Travel Angle on Friction Stir Welding With Gaps. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 132(4), 041010. doi:10.1115/1.4001581
163. Sorensen, C. D. and Stahl, A. L. (2007). Experimental measurements of load distributions on friction stir weld pin tools. *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, 38(3), 451–459.
164. Mehta, M., Arora, A., De, A. and Debroy, T. (2011). Tool geometry for friction stir welding - Optimum shoulder diameter. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 42(9), 2716–2722. doi:10.1007/s11661-011-0672-5
165. Arora, A., Mehta, M., De, A. and Debroy, T. (2012). Load bearing capacity of tool pin during friction stir welding. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 61(9–12), 911–920. doi:10.1007/s00170-011-3759-7
166. Das, H., Jana, S. S., Pal, T. K. and De, A. (2014). Numerical and experimental investigation on friction stir lap welding of aluminium to steel. *Science and Technology of Welding and Joining*, 19(1), 69–75. doi:10.1179/1362171813Y.0000000166
167. Trimble, D., Monaghan, J. and O'Donnell, G. E. (2012). Force generation during friction stir welding of AA2024-T3. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 61(1), 9–12. doi:10.1016/j.cirp.2012.03.024
168. Mehta, M., Chatterjee, K. and De, A. (2013). Monitoring torque and traverse force in friction stir welding from input electrical signatures of driving motors. *Science and Technology of Welding and Joining*, 18(3), 191–197. doi:10.1179/1362171812Y.0000000084
169. Su, H., Wu, C. S., Pittner, A. and Rethmeier, M. (2013). Simultaneous measurement of tool torque, traverse force and axial force in friction stir welding. *Journal of Manufacturing Processes*, 15(4), 495–500. doi:10.1016/j.jmapro.2013.09.001
170. Schmidt, H. B. and Hattel, J. H. (2008). Thermal modelling of friction stir welding. *Scripta Materialia*, 58(5), 332–337. doi:10.1016/j.scriptamat.2007.10.008

171. Schmidt, H., Hattel, J. and Wert, J. (2004). An analytical model for the heat generation in friction stir welding. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 12(1), 143–157. doi:10.1088/0965-0393/12/1/013
172. Khandkar, M. Z. H., Khan, J. A. and Reynolds, A. P. (2003). Prediction of temperature distribution and thermal history during friction stir welding: input torque based model. *Science and Technology of Welding and Joining*, 8(3), 165–174. doi:10.1179/136217103225010943
173. Colligan, K. J. and Mishra, R. S. (2008). A conceptual model for the process variables related to heat generation in friction stir welding of aluminum. *Scripta Materialia*, 58(5), 327–331. doi:10.1016/j.scriptamat.2007.10.015
174. Cho, H. H., Hong, S. T., Roh, J. H., Choi, H. S., Kang, S. H., Steel, R. J. and Han, H. N. (2013). Three-dimensional numerical and experimental investigation on friction stir welding processes of ferritic stainless steel. *Acta Materialia*, 61(7), 2649–2661.
175. Shahi, P., Barmouz, M. and Asadi, P. (2014). *Force and torque in friction stir welding. Advances in Friction-Stir Welding and Processing*. Woodhead Publishing Limited. doi:10.1533/9780857094551.459
176. Eren, T. (2005). AA 6063-T6 borularının sürtünme karıştırma kaynağı yöntemiyle kaynak edilebilirliğinin incelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kayseri, 1 - 39.
177. Malyer, E. (2010). *Sürtünme Karıştırma Kaynağı İle Birleştirilen 5000 Serisi Alüminyum Alaşımlarında Kaynak Parametrelerinin İncelenmesi*. Doktora Tezi, Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa, 1 - 44.
178. Bozkurt, Y., Uzun, H. and Salman, S. (2011). Sürtünme karıştırma kaynak yöntemiyle birleştirilen AA2124/SiCp/25 kompozit levhaların mekanik özelliklerine takım aşınmasının etkisi. *Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der.*, 26(1), 139–149.
179. Fujii, H., Cui, L., Maeda, M. and Nogi, K. (2006). Effect of tool shape on mechanical properties and microstructure of friction stir welded aluminum alloys. *Materials Science and Engineering A*, 419(1–2), 25–31. doi:10.1016/j.msea.2005.11.045
180. Reynolds, A. P. (2003). *In Handbook of aluminum (volume 2): Alloy production and materials manufacturing*. (G. E. Totten & S. D. Mackenzie, Ed.). New York: Marcel Dekker, Inc.
181. Kaluç, E. and Taban, E. (2007). *Sürtünen Eleman ile Kaynak (FSW) Yöntemi*. Ankara: TMMOB Makine Mühendisleri Odası Yayınları.
182. Shigematsu, I., Kwon, Y. J., Suzuki, K., Imai, T. and Saito, N. (2003). Joining of 5083 and 6061 aluminum alloys by friction stir welding. *Journal of Materials Science Letters*, 22(5), 353–356. doi:10.1023/A:1022688908885
183. Somasekharan, A. C. and Murr, L. E. (2006). Characterization of complex, solid-state flow and mixing in the friction-stir welding (FSW) of aluminum alloy 6061-T6 to magnesium alloy AZ91D using color metallography. *Journal of Materials Science (C)*, 41, ss. 5365–5370. doi:10.1007/s10853-006-0342-y

184. Firouzdor, V. and Kou, S. (2010). Al-to-Mg friction stir welding: Effect of material position, travel speed, and rotation speed. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 41(11), 2914–2935.
185. Threadgill, P. L., Leonard, A. J., Shercliff, H. R. and Withers, P. J. (2009). Friction stir welding of aluminium. *International Materials Reviews*, 54(2), 49–93. doi:10.1179/174328009X411136
186. İnternet: <https://www.twi-global.com/capabilities/joining-technologies/friction-welding/friction-stir-welding/industrial-applications>, Son erişim tarihi:14.12.2018
187. Özsoy, M. and Kaluç, E. (2002). Sürtünen eleman ile birleştirme kaynağının esasları. *Mühendis ve Makina Dergisi*, 513.
188. Meran, C. and Bilgin, M. B. (2013). Fusion and friction stir welding of X6Cr17 stainless steel. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 61(2), 403–410.
189. Leonard, A. J. and Lockyer, S. A. (2003). Flaws in frictions stir welds. *4 th International Symposium on Friction Stir Welding*. Park City, Utah.
190. Colegrove, P. A. and Shercliff, H. R. (2006). CFD modelling of friction stir welding of thick plate 7449 aluminium alloy. *Science and Technology of Welding and Joining*, 11(4), 429–441. doi:10.1179/174329306X107700
191. Ghidini, T., Vugrin, T. and Dalle Donne, C. (2005). Residual stresses, defects and non-destructive evaluation of FSW joints. *Welding International*, 19(10), 783–790. doi:10.1533/wint.2005.3493
192. Adamowski, J., Gambaro, C., Lertora, E., Ponte, M. and Szkodo, M. (2007). Analysis of FSW welds made of aluminium alloy AW6082-T6. *Archives of Materials Science and Engineering*, 28(8), 453–460.
193. Podržaj, P., Jerman, B. and Klobčar, D. (2015). Welding defects at friction stir welding. *Metallurgija*, 54(2), 387–389.
194. Bird, C. R. and Kleiner, D. (2004). The phased array inspection of friction stir welded aluminium plant. *ASME 2004 23rd International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, (June 2004), 959–966. doi:10.1016/j.jssc.2015.01.010
195. James, M. N., Bradley, G. R., Lombard, H. and Hattingh, D. G. (2005). The relationship between process mechanisms and crack paths in friction stir welded 5083-H321 and 5383-H321 aluminium alloys. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 28(1–2), 245–256. doi:10.1111/j.1460-2695.2004.00830.x
196. Chen, H. Bin, Yan, K., Lin, T., Chen, S. Ben, Jiang, C. Y. and Zhao, Y. (2006). The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds. *Materials Science and Engineering A*, 433(1–2), 64–69.
197. Mashinini, P. M. (2010). *Process window for friction stir welding of 3 mm titanium (Ti-6Al-4V)*. Faculty Of Engineering, The Built Environment And Information Technology, Nelson Mandela Metropolitan University.

198. Kim, Y. G., Fujii, H., Tsumura, T., Komazaki, T. and Nakata, K. (2006). Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy. *Materials Science and Engineering A*, 415(1–2), 250–254. doi:10.1016/j.msea.2005.09.072
199. Firouzdor, V. and Kou, S. (2010). Formation of liquid and intermetallics in Al-to-Mg friction stir welding. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 41(12), 3238–3251. doi:10.1007/s11661-010-0366-4
200. Uzun, H. and Özbekmez, R. (2008). Sürtünme Karıştırma ve Elektrik Ark Kaynak Teknikleri ile Birleştirilen CuZn30 Levhaların Mekanik Özelliklerinin Karşılaştırılması. *SAÜ. Fen Bilimleri Dergisi*, 12(1), 9–16.
201. Chandrashekar, A., Kumar, B. S. A. and Reddappa, H. N. (2015). Friction Stir Welding : Tool Material and Geometry. *Akgec International Journal of Technology*, 6(1–4), 16–20.
202. Trueba, L., Heredia, G., Rybicki, D. and Johannes, L. B. (2015). Effect of tool shoulder features on defects and tensile properties of friction stir welded aluminum 6061-T6. *Journal of Materials Processing Technology*, 219, 271–277. doi:10.1016/j.jmatprotec.2014.12.027
203. Melendez, M., Schmidt, C., McClure, J. C., Nunes, A. C. and Murr, E. (2018). *Tool forces developed during friction stir welding* (Texas Univ.).
204. Kimapong, K. and Watanabe, T. (2005). Effect of welding process parameters on mechanical property of FSW lap joint between aluminum alloy and steel. *Materials Transactions*, 46(10), 2211–2217. doi:10.2320/matertrans.46.2211
205. Barlas, Z. (2017). The influence of tool tilt angle on 1050 aluminum lap joint in friction stir welding process. *Acta Physica Polonica A* (C. 132, ss. 679–681). doi:10.12693/APhysPolA.132.679
206. Effect of Tool Tilt Angle and Tool Plunge Depth on Mechanical Properties of Friction Stir Welded AA 5083 Joints. (2018), (January 2014), 5083. doi:10.4028/www.sc
207. Krishna, G. G., Reddy, P. R. and Hussain, M. M. (2014). Effect of Tool Tilt Angle on Aluminum 2014 Friction Stir Welds. *Global Journal of Researches in Engineering*, 14(7), 61–70.
208. El Rayes, M. M., El Danaf, E. A. and Soliman, M. S. (2011). High-temperature deformation and enhanced ductility of friction stir processed-7010 Aluminum Alloy. *Materials and Design*, 32(4), 1916–1922. doi:10.1016/j.matdes.2010.12.004
209. Li, P., You, G., Wen, H., Guo, W., Tong, X. and Li, S. (2019). Friction stir welding between the high-pressure die casting of AZ91 magnesium alloy and A383 aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 264, 55–63. doi:10.1016/j.jmatprotec.2018.08.044
210. Chowdhury, S. H., Chen, D. L., Bhole, S. D., Cao, X. and Wanjara, P. (2012). Lap shear strength and fatigue life of friction stir spot welded AZ31 magnesium and 5754 aluminum alloys. *Materials Science and Engineering A*, 556, 500–509.

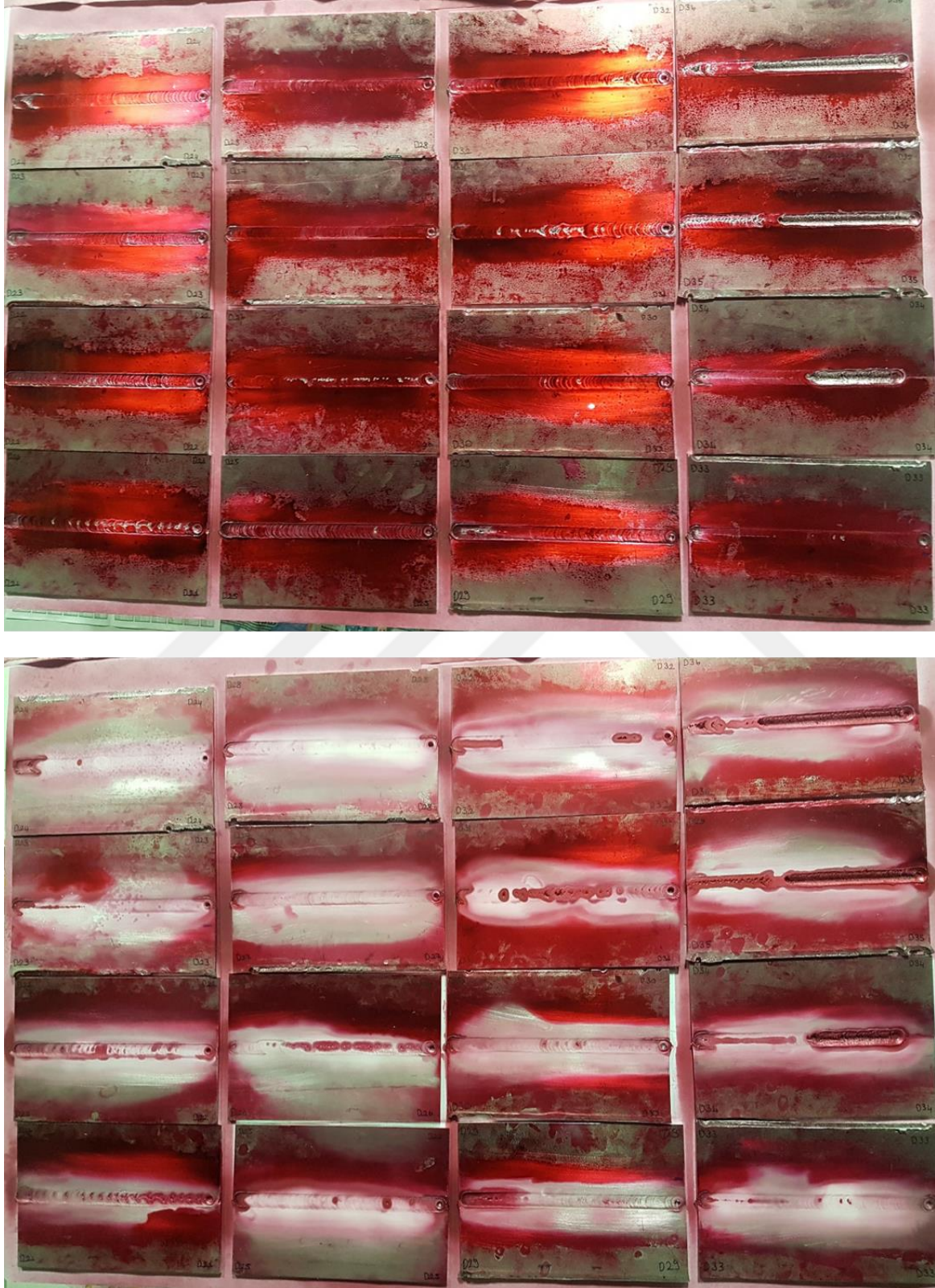
211. Shaw, C. and Jones, H. (1997). The contribution of different alloying additions to hardening in rapidly solidified magnesium alloys. *Materials Science and Engineering A*, 226–228, 856–860. doi:10.1016/S0921-5093(96)10806-6
212. Khodir, S. A. and Shibayanagi, T. (2007). Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Dissimilar Aluminum Joints of AA2024-T3 and AA7075-T6. *Transactions of JWRI*, 36(1), 27–40.
213. Kouadri-Henni, A. and Barrallier, L. (2014). Mechanical properties, microstructure and crystallographic texture of magnesium AZ91-D alloy welded by friction stir welding (FSW). *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45A, 4983–4996.
214. Klag, O., Wagner, G. and Eifler, D. (2010). Mechanical properties of friction stir welded Mg/Mg- and Mg/Al-joints. *Advanced Engineering Materials*, 12(12), 1212–1219. doi:10.1002/adem.201000238
215. Cao, G. and Kou, S. (2005). Liquation cracking in full penetration Al-Si welds. *Welding Journal*, 84, 63s–71s.
216. Park, S. H. C., Sato, Y. S. and Kokawa, H. (2003). Microstructural evolution and its effect on Hall-Petch relationship in friction stir welding of thixomolded Mg alloy AZ91D. *Journal of Materials Science*, 38(21), 4379–4383. doi:10.1023/A:1026351619636
217. Barlas, Z. (2017). *Alın kaynaklı levhasal bağlantıların eğme testleri*. Sakarya Üniversitesi Teknoloji Fakültesi, Sakarya.
218. Balos, S., Sidjanin, L., Dramicanin, M., Zlatanovic, D. L. and Antic, A. (2016). FSW welding of Al-Mg alloy plates with increased edge roughness using square pin tools of various shoulder geometries. *Materiali in Tehnologije*, 50(3), 387–394. doi:10.17222/mit.2015.088
219. Liu, D., Xin, R., Zhao, L. and Hu, Y. (2017). Effect of textural variation and twinning activity on fracture behavior of friction stir welded AZ31 Mg alloy in bending tests. *Journal of Alloys and Compounds*, 693, 808–815. doi:10.1016/j.jallcom.2016.09.187
220. Ghorbanzade, T., Soltanipour, A., Dehghani, K. and Chabok, A. (2016). Microstructural evolutions and mechanical properties of friction stir welded AA2024-3. *J Materials: Design and Applications*, 230(1), 75–87. doi:10.1177/1464420714545369



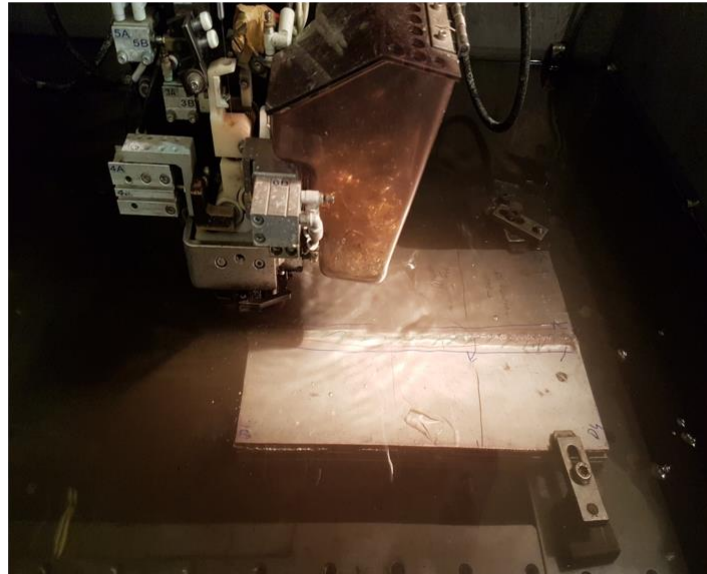
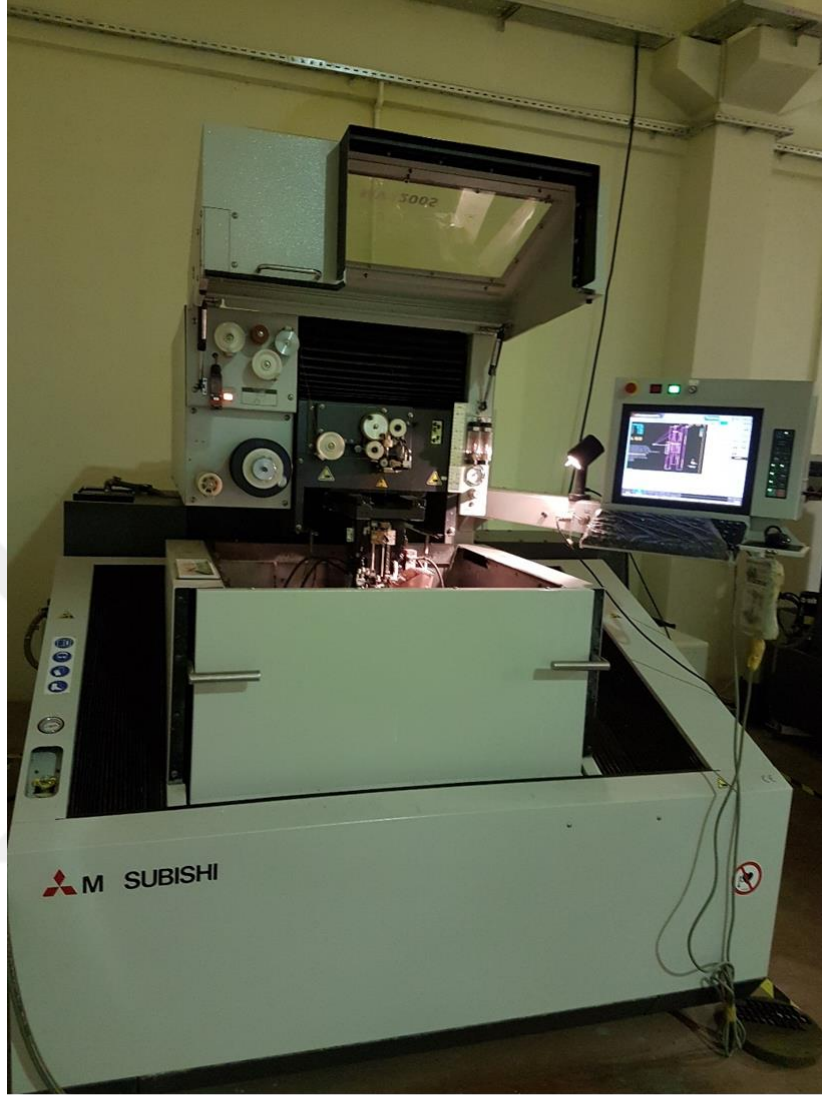
EK-1. Radyografik muayene sistemi



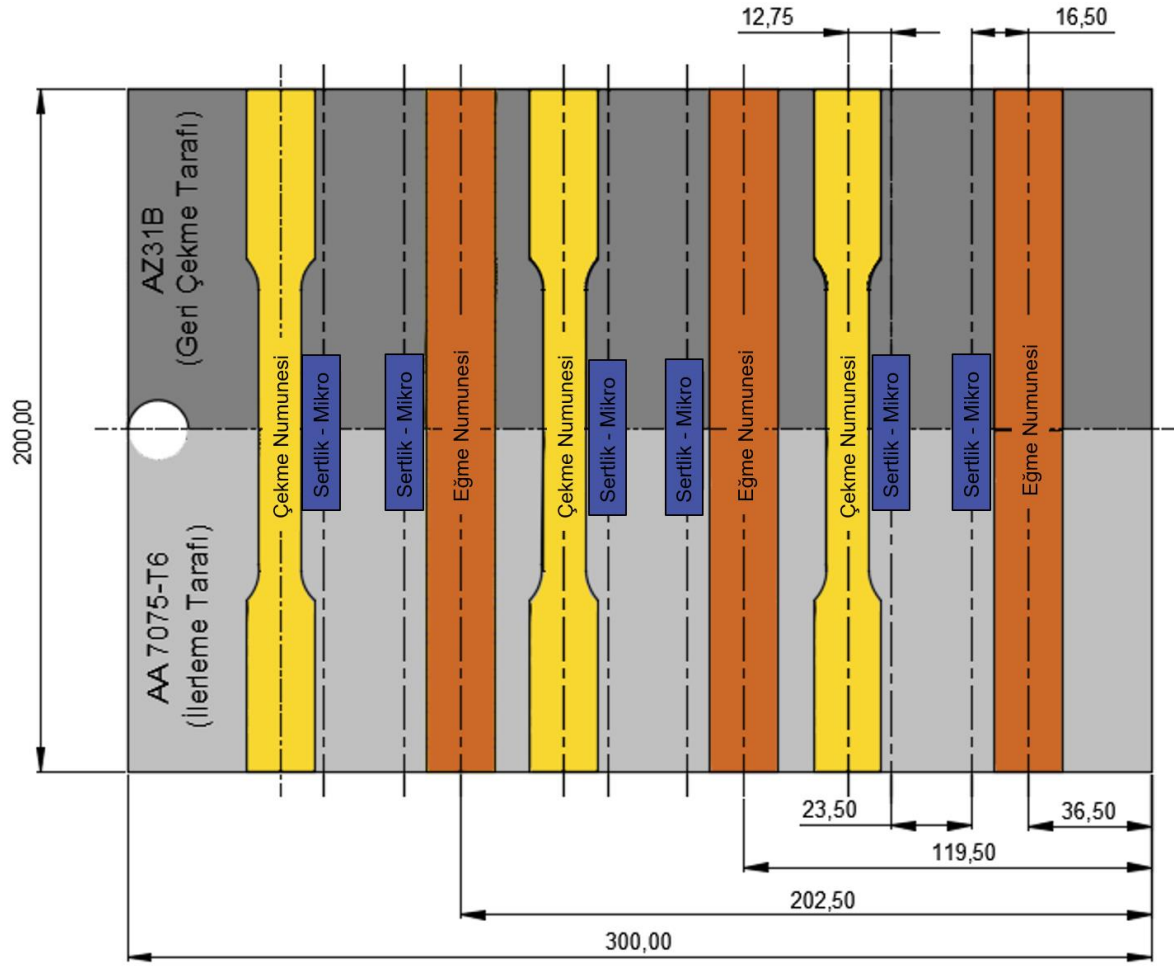
EK-2. Sıvı penetrant uygulaması



EK-3. Tahribatlı muayene için numunelerin hazırlanması



EK-3 (devam). Tahribatlı muayene için numunelerin hazırlanması



ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : BİLGİN, Musa
 Uyuğu : T.C.
 Doğum tarihi ve yeri : 01.06.1985, Ankara
 Medeni hali : Evli
 Telefon : 0 (312) 267 30 20
 Faks : 0 (312) 267 33 38
 e-mail : musabilgin@hacettepe.edu.tr



Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet Tarihi
Doktora	Gazi Üniversitesi / İmalat Mühendisliği	Devam ediyor
Yüksek lisans	Gazi Üniversitesi / Makine Eğitimi	2012
Lisans	Atatürk Üniversitesi / Makine Mühendisliği	2014
Lisans	Gazi Üniversitesi / Makine Eğitimi	2007
Lise	Polatlı Endüstri Meslek Lisesi	2002

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
2014-Halen	Hacettepe Üniversitesi	Öğretim Görevlisi
2008-2014	Erzincan Üniversitesi	Öğretim Görevlisi
2008-2008	MKE Silah Fabrikası	Teknik Ressam
2007-2008	MKE Gazi Fişek Fabrikası	Teknisyen

Yabancı Dil

İngilizce

Yayınlar

1. Bilgin, M., Karabulut, Ş. ve Özdemir, A. (Baskıda). AA7075-T6 ve AZ31B alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynağı üzerinde ön ısıtma ve kuru buz soğutmasının etkisi. *Politeknik Dergisi*, doi: 10.2339/politeknik.426649

2. Bilgin, M., Karabulut, S. and Özdemir, A. (2018). Study on the mechanical properties of dissimilar friction stir welding of AA 7075 T6 and AZ31B alloys. Paper presented at the *Proceedings of 2018 9th International Conference on Mechanical and Aerospace Engineering, ICMAE 2018*, , 467-471. doi:10.1109/ICMAE.2018.8467679, Budapest/HUNGARY
3. Karabulut, Ş., Kökçan, R., Bilgin, M., and Özdemir, A. (2018). Study on the wire electrical discharge machining of AA 7075 aluminum alloy. Paper presented at the *Proceedings of 2018 9th International Conference on Mechanical and Aerospace Engineering, ICMAE 2018*, 584-588. doi:10.1109/ICMAE.2018.8467605, Budapest/HUNGARY
4. Ulaş, H. B., Bilgin, M., Sezer, H. K. and Ozkan, M. (2018). Performance of coated and uncoated carbide/cermet cutting tools during turning. *Materialpruefung/Materials Testing*, 60(9), 893-901. doi:10.3139/120.111228
5. Bilgin, M., Karabulut, Ş. ve Özdemir, A. (2017). Alüminyum magnezyum alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynağı ile kaynak edilebilirliğinin değerlendirilmesi. *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi Part C: Tasarım ve Teknoloji*, 5(2):191-209
6. Bilgin, M., Karabulut, Ş., and Özdemir, A. (2017, 12-16 June). *The effect of material pairs on the axial force, traverse force and temperature in the friction stir welding process*. 3 rd International Conference on Engineering and Natural Sciences (ICENS 2017), Budapest/HUNGARY .
7. Bilgin, M., Karabulut, Ş., Özdemir, A. and Kayır, Y. (2017, 12-16 June). *The effect of the process parameters on the axial force and traverse force in the friction stir welding of Al 7075 T6 and AZ91D*. 3 rd International Conference on Engineering and Natural Sciences (ICENS 2017), Budapest/HUNGARY .
8. Bilgin, M., Karabulut, Ş., and Özdemir, A. (2016, 18-20 May). *Testing apparatus design capable of measuring triaxial force and change of the temperature*. 5th International Vocational Schools Symposium (UMYOS'16), Prizren.
9. Bilgin M. ve Ulaş H.B. (2015, 3-5 June). *Islah çeliğinin farklı kesici takımlarla işlenmesinde kesme parametrelerinin talaş şekilleri üzerine etkisi ve talaş şekillerinin sınıflandırılması*. 3rd International Symposium On Innovative Technologies In Engineering And Science (ISITES 2015) Valensiya/ İSPANYA.
10. Bilgin M., Anar N. ve Ulaş H.B. (2015, 21-23 May). *Plastik parçalardaki turnaklı birleştirme yapısının sonlu elemanlarla analizi*. 4th International Vocational Schools Symposium (UMYOS'15), Yalova.
11. Bilgin M. (2015, 1-3 April). *50CrV4 çeliğinin tornalanmasında yüzey pürüzlülüğü ve kesme kuvvetleri açısından işlenebilirliğinin incelenmesi*” II. International Iron and Steel Symposium (IISS'15), Karabük

12. Özkan, M. T., Ulaş, H. B. and Bilgin, M. (2014). Experimental design and artificial neural network model for turning the 50CrV4 (SAE 6150) alloy using coated carbide/Cermet cutting tools. *Materiali in Tehnologije*, 48(2), 227-236
13. Çınar, E., Ulaş, H., Bilgin, M. (2014). Hidrolik Silindirin Bulanık Mantık Yöntemi İle Konum Kontrolü. *Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fen Bilimleri Dergisi*, 30 (3), 214-219
14. Ulaş, H. B., Çınar, E. Ve Bilgin, M. (2012). Puls Genişliği Modülasyonu İle Hidrolik Oransal Bir Sistemin Sürülmesi. *Ejovoc (Electronic Journal of Vocational Colleges)*, 2(2), 85-93.
15. Çetin, M., Bilgin, M., Ulaş, H. B. ve Tandiroğlu, A. (2011). Kaplamasız Sermet Takımla AISI 6150 Çeliğinin Frezelenmesinde Kesme Parametrelerinin Yüzey Pürüzlülüğüne Etkisi. *Ejovoc (Electronic Journal of Vocational Colleges)*, 1(1), 168-176.
16. Tandiroğlu A., Ekinci A.E., Çetin M., Bozkurt Çırak B., Bilgin M. ve Güler Z. (2012, 3-5 Mayıs). *Termoekoloji*, [Özet], Ekoloji 2012 Sempozyumu, Kilis.
17. Tandiroğlu A., Ekinci A.E., Çetin M., Bilgin M., Bozkurt Çırak B. ve Demirci A. (2012, 3-5 Mayıs). *Ekolojik konfor*, [Özet], Ekoloji 2012 Sempozyumu, Kilis
18. Bilgin M., Ulaş H. B. ve Tandiroğlu A. (2011, 25-27 Mayıs). *Erzincan Üniversitesi Meslek Yüksekokulu (M.Y.O.) Makine ve Metal Teknolojileri Bölümü Makine Programı öğrencilerinin bölüm tercih sebepleri, sosyo-ekonomik durumları, mezun olduklarında çalışmak istedikleri alanlar ve bu alanda aldıkları eğitimin yeterliliği*. II. Uluslararası VI. Ulusal Meslek Yüksek Okulları Sempozyumu, Kuşadası

Hobiler

Doğa, Seyahat, Tasarım



GAZİ GELECEKTİR..