

**T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAK YÖNTEMİ İLE
BİRLEŞTİRİLMİŞ AA7075/AA6061 KAYNAKLI BAĞLANTILARIN
MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN
ARAŞTIRILMASI**

Furkan SARSILMAZ

Tez Yöneticisi

Doç. Dr. Niyazi ÖZDEMİR

**DOKTORA TEZİ
METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI**

ELAZIĞ, 2008

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAK YÖNTEMİ İLE
BİRLEŞTİRİLMİŞ AA7075/AA6061 KAYNAKLI BAĞLANTILARIN
MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN
ARAŞTIRILMASI**

Furkan SARSILMAZ

Doktora Tezi
Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı

Bu tez, tarihinde aşağıda belirtilen jüri tarafından oybirliği/oyçokluğu ile başarılı/başarısız olarak değerlendirilmiştir.

Danışman: Doç. Dr. Niyazi ÖZDEMİR.....

Üye : Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM.....

Üye : Prof. Dr. Gürel ÇAM.....

Üye : Prof. Dr. Nuri ORHAN.....

Üye : Doç. Dr. Ahmet HASÇALIK.....

Bu tezin kabulü, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun/...../..... tarih vesayılı kararıyla onaylanmıştır.

TEŞEKKÜR

Bu çalışmanın yürütülmesinde derin bilgi ve deneyimlerinden yararlandığım danışman hocam sayın Doç. Dr. Niyazi ÖZDEMİR'e sonsuz teşekkür ve şükranlarımı sunarım. Çalışma boyunca sürekli manevi desteklerini benden esirgemeyen sayın hocam Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM' a, çalışmanın kaynak uygulamalarında ve mekanik test numunelerinin imalatında gerekli yardımlarını esirgemeyen yakın dostum Öğr. Gör. Ulaş ÇAYDAŞ' a, karıştırıcı uç imalatında yardımcı olan CAN torna atölyesi personeline; malzeme temini ve hazırlanmasında desteklerini gördüğüm, ANKARA alüminyum personeline ve Tülin KURT hanımefendiye ve Yrd. Doç. Dr. Mustafa ULUTAN kardeşime, metalografik incelemelerde laboratuvar imkanlarından yararlandığım, Mak.Yük.Müh. Ali KOCA'ya ve Arş. Gör. Murat UYAR'a ayrı ayrı teşekkür ederim.

Ayrıca, tezimin hazırlık ve yazım aşamasında manevi desteklerini esirgemeyen Yrd. Doç. Dr. Hülya DEMİRÖREN ve Arş. Gör. Serkan ÖZEL'e de sonsuz şükranlarımı sunarım.

İÇİNDEKİLERSayfa No

TEŞEKKÜR.....	III
İÇİNDEKİLER.....	IV
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	VI
TABLOLAR LİSTESİ.....	IX
ÖZET.....	X
ABSTRACT.....	XII

1. GİRİŞ	1
2. ALÜMİNYUM ve ALAŞIMLARI	3
2.1. Alüminyumun Fiziksel ve Mekanik özellikleri	4
2.2. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması	6
2.2.1. Dövme Alüminyum Alaşımları	6
2.2.1.1. 1xxx Serisi Alaşımlar	8
2.2.1.2. 2xxx Serisi Alaşımlar	8
2.2.1.3. 3xxx Serisi Alaşımları	9
2.2.1.4. 4xxx Serisi Alaşımları	10
2.2.1.5. 5xxx Serisi Alaşımları	11
2.2.1.6. 6xxx Serisi Alaşımları	12
2.2.1.7. 7xxx Serisi Alaşımları	13
2.2.1.8. 8xxx Serisi Alaşımları	14
2.2.2. Döküm Alüminyum Alaşımları	15
2.3. Alüminyum ve Alaşımlarının Isıl İşlem Özellikleri	16
2.3.1. Isıl İşlemin Amacı	16
2.3.2. Isıl İşlemin Uygulanması	16
2.3.3. Çözeltiye Alma ve Su Verme İşlemi	18
2.3.4. Yaşlandırma (Çökeltme) İşlemi	19
2.3.4.1. 6xxx Serisi Alaşımlarda Çökeltme	22
2.3.4.2. 7xxx Serisi Alaşımlarda Çökeltme	23
3. ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARININ KAYNAĞI	25
3.1. Ergitme Kaynak Yöntemleri	27
3.1.1. TIG Kaynağı	27
3.1.2. MIG (Metal Inert Gaz) Kaynağı.	28
3.1.3. Oksi-Asetilen Kaynağı	31
3.1.4. Elektrik Ark Kaynağı	32
3.1.5. Plazma Kaynağı	34
3.1.6. Lazer Kaynağı	35
3.1.7. Elektron Işın Kaynağı	35
3.2. Katı Hal Kaynak Yöntemleri	36
3.2.1. Sürtünme Kaynağı	36
3.2.2. Difüzyon Kaynağı	37
3.2.3. Direnç Kaynağı	38
3.2.4. Ultrasonik kaynak	38
4. SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI	39
4.1. Kaynak Yönteminin Tanımı	39
4.2. Kaynak Yönteminin Uygulanışı	40
4.3. Kaynağın İşlem Karakteristiklerini Etkileyen Faktörler	41
4.4. Kaynağın Metalurjik Yapısı	41
4.4.1. Dinamik Olarak Yeniden Kristalleşen Bölge (DKB)	42
4.4.2. Termomekanik Etkilenen Bölge (TEB)	43
4.4.3. Isıdan Etkilenen Bölge (IEB)	44

4.4.4. Esas Malzeme	45
4.5. Karıştırıcı Uç Malzemesi ve Tasarımı	45
4.6. Yöntemin Avantajları	47
4.7. Yöntemin Olumsuz Yönleri:	48
4.8. Yöntemin Uygulama Alanları	48
4.8.1. Gemi İnşasında ve Deniz Endüstrisindeki Uygulamalar	48
4.8.2. Havacılık Endüstrisi	49
4.8.3. Demiryolu Endüstrisi	49
4.8.4. Otomotiv Endüstrisi	49
4.9. Diğer Uygulama Türleri	49
4.9.1. İnşaat Endüstrisi	50
4.9.2. Elektrik Endüstrisi	50
4.9.3. Diğer Endüstri Sektörleri	50
5. ÇALIŞMANIN LİTERATÜRDEKİ YERİ ve ÖNEMİ	51
6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	57
6.1. Giriş ve Amaç	57
6.2. Kaynak Öncesi İşlemler	57
6.2.1. Malzeme	57
6.2.2. Malzemelerin Kaynağa Hazırlanması	58
6.2.3. Karıştırıcı Uçların Hazırlanması	59
6.2.4. Deneyler İçin Belirlenen Kaynak Parametreleri	60
6.3. Kaynak İşlemi	60
6.4. Kaynak Sonrası Yapılan Muayeneler	61
6.4.1. Metalografik İncelemeler	61
6.4.2. Mikrosertlik İncelemeleri	62
6.4.3. Çekme Deneyleri	62
6.4.4. Yorulma Deneyleri	63
6.4.5. Yüzey Sıcaklık Ölçümleri	65
7. DENEY SONUÇLARI ve İRDELENMESİ	66
7.1. Kaynaklı Bağlantıların Makro ve Mikroyapı Değerlendirmesi	66
7.1.1. Üçgen Uç Geometrisinin Makroyapı Üzerindeki Etkisi	67
7.1.2. Vida Uç Geometrisinin Makroyapı Üzerindeki Etkisi	71
7.1.3. İşlem Parametrelerinin Mikroyapı Üzerindeki Etkisi	76
7.1.3.1. Uç profillerinin Mikroyapı Üzerindeki Etkisi	77
7.1.3.2. Devir Sayısının Mikroyapı Üzerindeki Etkisi	79
7.1.3.3. İlerleme Hızının Mikroyapı Üzerindeki Etkisi	82
7.2. Kaynaklı Bağlantıların Yüzey Sıcaklık Ölçümleri	89
7.3. Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları ve İrdelenmesi	93
7.4. Mekanik İncelemeler	99
7.4.1. Çekme Test Sonuçları ve Kırık Yüzey Analizleri	99
7.4.1.1. 900 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Çekme ve Kırık Yüzey Analizleri	99
7.4.1. 2. 1120 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Çekme ve Kırık Yüzey Analizleri	103
7.4.1. 3. 1400 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Çekme ve Kırık Yüzey Analizleri	108
7.5. Yorulma Test Sonuçları	113
7.5.1. 1120 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Yorulma Test Sonuçları	113
7.5.2. 1400 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Yorulma Test Sonuçları	117
8. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER	122
8.1. Genel Sonuçlar	122
8.2. Öneriler	125
KAYNAKLAR	127

ŞEKİLLER LİSTESİ Sayfa No

Şekil 2.1. Alüminyumda alaşım elementlerinin genel bileşimleri	6
Şekil 2.2. Al-Cu denge diyagramı.....	9
Şekil 2.3. Al-Mn ikili denge diyagramı	9
Şekil 2.4. Al-Si ikili denge diyagramı	11
Şekil 2.5. Al-Mg ikili denge diyagramı	12
Şekil 2.6. Al-Mg ₂ Si denge diyagramı	13
Şekil 2.7. Al-Zn denge diyagramının Al köşesi.....	14
Şekil 2.8. Çözündürme ve yaşlanma aşamalarında çökeltme sertleşmesi işlemini gösteren şematik diyagram	21
Şekil 2.9. Yaşlanma sırasında aşın doymuş durumdaki alaşımların özelliklerinde meydana gelen değişimleri gösteren eğriler.	21
Şekil 3.1. Isıl işlem kabul eden orta ve yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarda kaynak sonrası ısıdan etkilenen bölgeler	25
Şekil 3.2. TIG kaynak yönteminin şematik gösterimi	28
Şekil 3.3. MIG kaynak donanımı	30
Şekil 3.4. Elektrik ark kaynağının şematik gösterimi	33
Şekil 3.5. Plazma ark kaynağı.....	35
Şekil 3.6. Sürekli tahrikli sürtünme kaynağının şematik resmi.	36
Şekil 3.7. Difüzyon kaynak seti	37
Şekil 3.8. Ultrasonik kaynak.....	38
Şekil 4.1. Sürtünme karıştırma kaynak yönteminin aşamaları	40
Şekil 4.2 Sürtünme karıştırma kaynağı uygulanan alüminyum alaşımın mikroyapısı. A: Dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge (DKB), B: Termomekanik etkilenen bölge (TEB) C:, Isıdan etkilenen bölge (IEB), D: Esas malzeme.	42
Şekil 4.3. AA 7075 çiftinin kaynak sonrası mikro yapısal bölgeleri.	42
Şekil 4.4.. AA 5083/AA6061 çiftinin kaynak sonrası mikroyapı görünümü.....	43
Şekil 4.5. Termomekanik etkilenen bölge tanelerinin uzayarak yönlenmesi.....	44
Şekil 4.6. IEB de tane sınırlarında toplanan çökeltiller.	44
Şekil 4.7. SKK işleminde karıştırıcı ucun malzemedeki deformasyon evreleri.....	45
Şekil 4.8. Karıştırıcı uç omuz geometrileri.....	46
Şekil 4.9. Farklı geometrilere sahip karıştırıcı uçlar	46
Şekil 4.10. SKK işleminde karıştırıcı omzunun malzemedeki deformasyon aşamaları.	47
Şekil 6.1. Sürtünme karıştırma kaynağının şematik gösterimi	58
Şekil 6.2. Sürtünme karıştırma kaynağında kullanılan karıştırıcı uçlar.	59
Şekil 6.3. Sürtünme karıştırma kaynağında kullanılan karıştırıcı uç boyutları.....	59
Şekil 6.4. Sürtünme karıştırma kaynağının uygulandığı	61
Şekil 6.5. Kaynak ara kesiti mikrosertlik ölçüm noktaları.....	62
Şekil 6.6. (a) Çekme testi için hazırlanan numune ve ölçüleri, (b) Plakadan numunenin çıkartılış şekli	63
Şekil 6.7. ASTM E466 standartlarında hazırlanan yorulma test numunesi ve ölçüleri (mm)	64
Şekil 6.8. Yorulma testlerinde kullanılan elektro-mekanik titreşimli rezonans tip yorulma test cihazı	65
Şekil 6.9. Yüzey sıcaklık ölçümlerinin alındığı lazer pirometre.....	65
Şekil 7.1. Üçgen karıştırıcı uç ile birleştirilen numunenin ara kesitinden alınan makro resim ve oluşan bölgeler	66
Şekil 7.2. Vida karıştırıcı uç ile birleştirilen numunenin ara kesitinden alınan makro resim ve oluşan bölgeler.	67
Şekil 7.3. Çizgisel hat boyunca alınan yüzey sıcaklık değerleri	67

Şekil 7.4. 900 dev/dak dönme hızında üçgen karıştırıcı uç ile birleştirilen numunelere ait makro görüntüler (a: 250 mm/dak, b: 200 mm/dak, c: 160 mm/dak).....	69
Şekil 7.5. 1120 dev/dak dönme hızında üçgen karıştırıcı uç ile birleştirilen numunelere ait makro görüntüler (a: 250 mm/dak, b: 200 mm/dak, c: 160 mm/dak)	70
Şekil 7.6. 1400 dev/dak dönme hızında üçgen karıştırıcı uç ile birleştirilen numunelere ait makro görüntüler (a: 250, b: 200, c: 160mm/dak).....	71
Şekil 7.7. 900 dev/dak dönme hızında vida karıştırıcı uç ile birleştirilen numunelere ait makro görüntüler (a: 250 mm/dak, b: 200 mm/dak, c: 160 mm/dak).....	73
Şekil 7.8. 1120 dev/dak dönme hızında vida karıştırıcı uç ile birleştirilen numunelere ait makro görüntüler (a: 250 mm/dak, b: 200 mm/dak, c: 160 mm/dak).....	74
Şekil 7.9. 1400 dev/dak dönme hızında vida karıştırıcı uç ile birleştirilen numunelere ait makro görüntüler 10X (a: 250 mm/dak, b: 200 mm/dak, c: 160 mm/dak).....	75
Şekil 7.10. Esas malzemelerin mikroyapı görünümüleri a) 6061(200X), b) 7075(100X).....	76
Şekil 7.11. Üçgen ve vida karıştırıcı uçlarla birleştirilen S6 ve S15 numunesinin kaynak merkezinden (DKB) alınan mikroyapı fotoğrafı (200X).....	77
Şekil 7.12. Üçgen ve vida uç profiliyle birleştirilen numunelerde DKB ile TEB arasında meydana gelen deformasyon bantları ve tane yapıları (a: S6, b: S15) (100X).....	79
Şekil 7.13. Üçgen uç ile birleştirilen numunede DKB ile TEB arasındaki bölgenin artan devire bağlı olarak oluşan tane irileşmeleri a)900 dev/dak, b) 1120 dev/dak, c) 1400 dev/dak. (100X)	80
Şekil 7.14. Vida uç ile birleştirilen numunede DKB bölgesinde artan devire bağlı olarak oluşan tane irileşmeler a) 900 dev/dak, b) 1120 dev/dak, c) 1400 dev/dak. (100X)	82
Şekil 7.15. DKB' de 1120 dev/dak ve sırasıyla 250, 200, 160 mm/dak ilerleme hızlarında birleştirilen numunelerde oluşan soğan halkaları (a: S6, b: S5, c: S4) (100X)	83
Şekil 7.16. S5 numunesinin DKB bölgesindeki soğan halkaları üzerinden alınan EDS analizleri (100X)	84
Şekil 7.17. 1120 dev/dak ile sırasıyla 160, 200, 250 mm/dak ilerleme hızlarında birleştirilen numunelerde oluşan karışım bantları (a: S13, b: S14, c: S15) (50X).....	86
Şekil 7.18. a) S15 numunesinde oluşan karışım bantlarından alınan yüksek büyütme b) “a” ve “b” noktalarından alınan EDS analizleri ve element oranları.....	87
Şekil 7.19. Üçgen ve vida uç profiliyle birleştirilen numunelerin DKB-TEB ara yüzey geçiş bölgeleri.....	88
Şekil 7.20. Üçgen karıştırıcı uç profiliyle birleştirilen numunelerin kaynak yüzeyinden alınan sıcaklık değerleri	90
Şekil 7.21. Vida karıştırıcı uç profiliyle birleştirilen numunelerin kaynak yüzeyinden alınan .. sıcaklık değerleri.	91
Şekil 7.22. S16 nolu kaynaklı bağlantıdan alınan yüzey sıcaklık izohipsleri	92
Şekil 7.23. S16 nolu numune yüzeyindeki sıcaklık dağılımı.	93
Şekil 7.24. S1 – S9 nolu numunelerin mikrosertlik grafikleri	95
Şekil 7.25. S10 -S18 nolu numunelerin mikrosertlik grafikleri	98
Şekil 7.26 a) 900 dev/dak dönme hızında birleştirilen S1, S2 ve S3 nolu numunelere ait kaynak sonrası makro yüzey resmi.	
b) S1, S2 ve S3 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-uzama eğrileri.	100
c) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler.	100
Şekil 7.27. 900 dev/dak ile birleştirilen S1, S2, S3 nolu numunelere ait çekme testi sonrası kırık yüzey SEM fotoğrafı sonrası makro yüzey resmi.	101
b) S10, S11 ve S12 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-uzama eğrileri.	103
c) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler	103
Şekil 7.28. a) 900 dev/dak dönme hızında birleştirilen S10, S11 ve S12 nolu numunelere ait kaynak sonrası makro yüzey resmi.....	102
b) S10, S11 ve S12 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-uzama eğrileri.	103
c) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler	103
Şekil 7.29. 900 dev/dak ile birleştirilen S10, S11, S12 nolu numunelere ait çekme testi sonrası	

kırık yüzey SEM fotoğrafı.	103
Şekil 7.30 a) 1120 dev/dak dönme hızında birleştirilen S4, S5 ve S6 nolu numunelere ait kaynak sonrası makro yüzey resmi.	104
b) S4, S5 ve S6 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-uzama eğrileri.	104
c) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler	104
Şekil 7.31. 1120 dev/dak ile birleştirilen S4, S5, S6 nolu numunelere ait çekme testi sonrası kırık yüzey SEM fotoğrafı.....	105
Şekil 7.32. a) 1120 dev/dak dönme hızında birleştirilen S13, S14 ve S15 nolu numunelere ait kaynak sonrası makro yüzey resmi	106
b) S13, S14 ve S15 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-uzama eğrileri.	106
c) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler	107
Şekil 7.33. 1120 dev/dak ile birleştirilen S13, S14, S15 nolu numunelere ait çekme testi sonrası kırık yüzey SEM fotoğrafı.....	107
Şekil 7.34. a) 1400 dev/dak dönme hızında birleştirilen S7, S8 ve S9 nolu numunelere ait kaynak sonrası makro yüzey resmi.	109
b) S7, S8 ve S9 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-uzama eğrileri.	109
c) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler	109
Şekil 7.35. 1400 dev/dak ile birleştirilen S7,S8,S9 nolu numunelere ait çekme testi sonrası kırık yüzey SEM fotoğrafı	110
Şekil 7.36. a) 1400dev/dak dönme hızında birleştirilen S16, S17 ve S18 nolu numunelere ait kaynak sonrası makro yüzey resmi.....	112
b) S16, S17 ve S18 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-uzama eğrileri.	112
c) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler	112
Şekil 7.37. 1400 dev/dak ile birleştirilen S16,S17,S18 nolu numunelere ait çekme testi sonrası kırık yüzey SEM fotoğrafı.....	112
Şekil 7.38. S4 numunesine ait S/N diagramı	113
Şekil 7.39. S5 numunesine ait S/N diagramı.	115
Şekil 7.40. S6 numunesine ait S/N diyagramı	115
Şekil 7.41. S13 numunesine ait S/N diagramı	116
Şekil 7.42. S14 numunesine ait S/N diagramı	116
Şekil 7.43. S15 numunesine ait S/N diagramı	117
Şekil 7.44. S7 numunesine ait S/N diyagramı	118
Şekil 7.45. S8 numunesine ait S/N diagramı	118
Şekil 7.46. S9 numunesine ait S/N diyagramı.	119
Şekil 7.47. S16 numunesine ait S/N diyagramı	119
Şekil 7.48. S17 numunesine ait S/N diyagramı.	120
Şekil 7.49. S18 numunesine ait S/N diagramı....	121

TABLolar LİSTESİSayfa No

Tablo 2.1. % 99.5 saflık derecesine sahip alüminyumun genel özellikleri	5
Tablo 2.2. Dövmeye alüminyum ve alaşımlarının sınıflandırılması.	7
Tablo 2.3. AA1050 alaşımlarının kimyasal kompozisyonu	8
Tablo 2.4. AA1050 alaşımlarının fiziksel ve mekanik özellikleri.....	8
Tablo 2.5. Farklı Al-Cu alaşımlarının kimyasal bileşimleri.....	9
Tablo 2.6. Farklı Al-Mn alaşımlarının kimyasal bileşimleri	10
Tablo 2.7. Bazı 5xxx serisi alaşımların kimyasal bileşimleri.....	11
Tablo 2.8. Bazı 6xxx serisi alaşımların kimyasal bileşimleri.....	13
Tablo 2.9. 7xxx serisi alaşımların kimyasal bileşimleri.	14
Tablo 2.10. Bazı 8xxx serisi alaşımların kimyasal bileşimleri.....	15
Tablo 2.11. Yaşlandırılmayan alüminyum alaşımlarına uygulanan ısıt işlemler	17
Tablo 2.12. Yaşlandırılabilen alüminyum alaşımlarına uygulanan ısıt işlemler	17
Tablo 2.13. Alüminyum alaşımlarının ısıt işlemler durumlarına göre çözeltiye alma-yaşlanma sıcaklıkları ve yaşlanma süreleri	19
Tablo 2.14 7075 Alüminyum alaşımlarının ısıt işlemler şartları ve işlemler sonrası mekanik özellikleri	20
Tablo 4.1. SKK uygulanan alüminyum alaşımlarında işlemler parametrelerine göre (DKB)'de oluşan tanelerin boyutu.	43
Tablo 6.1. Deney çalışmalarında kullanılan malzemelerin nominal kimyasal bileşimleri.....	57
Tablo 6.2. Deney çalışmalarında kullanılan malzemelerin mekanik özellikleri	58
Tablo 6.3. Deney çalışmalarında kullanılan malzemelerin fiziksel özellikleri	58
Tablo 6.4. Sürtünme karıştırma kaynağında kullanılan uç profilleri ve kaynak parametreleri ..	60
Tablo 7.1. Kaynak yüzeyinde ölçülen maksimum sıcaklık değerleri (°C)	68
Tablo 7.2. Değişken parametrelere göre kaynak merkezinden elde edilen sertlik değerleri.....	98
Tablo 7.3. Çekme deney sonuçlarından elde edilen veriler.....	108
Tablo 7.4. Wöhler eğrilerinden elde edilen yorulma mukavemet değerleri	114

ÖZET

Doktora Tezi

SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAK YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLMİŞ AA7075/AA6061 KAYNAKLI BAĞLANTILARIN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Furkan SARSILMAZ

Fırat Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı

2008, Sayfa : 134

Geleneksel ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirmesi problemli olan ve özellikle havacılık, uzay ve savunma sanayisi gibi yaygın alanlarda kullanılan farklı özelliklere sahip alüminyum alaşımları, yeni ve alternatif bir yöntem olan sürtünme karıştırma kaynak (SKK) yöntemiyle ile birleştirilebilmektedir.

Bu çalışmada, farklı özelliklere sahip AA6061 ila AA7075 alaşımları, sürtünme karıştırma kaynağı yöntemiyle ile birleştirilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerde; karıştırıcı ucun dönme hızı (devir sayısı), geometrisi ve kaynak ilerleme hızı gibi parametreler, ilgili literatür ışığında belirli aralıklarda değiştirilerek, farklı mekanik ve mikroyapı özelliklerine sahip birleştirmeler elde edilmiştir. Çalışma sonucunda işlem parametrelerinin, birleşme kalitesi üzerinde önemli rol oynadığı belirlenmiştir. Farklı özelliklerdeki AA6061 ve AA7075 alüminyum alaşımının SKK yöntemiyle ile birleştirilmesinde, uygun devir sayısı ve ilerleme hızı kombinasyonlarında kaynak kalitesini artırmak mümkün olabilmektedir.

Çalışmanın birinci bölümünde konuya giriş yapılmış, ikinci bölümünde alüminyum ve alaşımları tanıtılmış, üçüncü bölümünde alüminyum alaşımlarında kullanılan kaynak

yöntemlerinden bahsedilmiş, dördüncü bölümünde sürtünme karıştırma kaynağı hakkında geniş bilgiye yer verilmiştir. Beşinci bölümde güncel literatürlerden örnekler verilerek yapılan çalışmaların amaçlarından bahsedilmiş, altıncı bölümde deneysel çalışmanın yöntemi ve deneylere hazırlık aşamaları ele alınmıştır. Yedinci bölümde deneysel çalışmalar detaylı olarak incelenirken, deney sonuçları irdelenmiş, sekizinci ve son bölümde çalışma sonunda elde edilen genel sonuçlar ve öneriler verilmiştir.

Anahtar kelimeler: Sürtünme karıştırma kaynağı, alüminyum alaşımları, AA7075, AA6061.

ABSTRACT

PhD Thesis

THE INVESTIGATION OF MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL PROPERTIES OF FRICTION STIR WELDED AA7075/AA6061 JOINTS

Furkan SARSILMAZ

Firat University

Graduate School of Natural and Applied Science

Department of Metallurgy Education

2008, Page: 134

Aluminum alloys which are difficult to join by conventional fusion welding techniques and increasingly employed in many important manufacturing areas, such as aircraft, space and defense industries can be joined by a new technique, namely friction stir welding process.

In this study, two different Al alloys i.e. AA6061 and AA7075, were welded by friction stir welding process. Considering the literature the welding conditions (rotational speed, traverse speed and tool geometry) were chosen and, the joints having different mechanical and microstructural properties were produced. It was shown that the weld parameters played an important role on the welding quality. It is possible to increase the weld quality of friction stir welded joints by using appropriate combination of the rotational speed and traverse speed.

In the first chapter of this study, the subject was introduced. In the second chapter, the aluminum and its alloys were introduced. In the third chapter, the welding methods used for Al alloys were discussed. In the fourth chapter, the friction stir welding processes were presented extensively. In the fifth chapter, the place of this study in the literature was discussed. In the sixth chapter, the method of experimental study and the preparation phases of the experiments

were presented. In the seventh chapter, the experimental results were given and discussed in details. In the eighth and final chapter, the general results and recommendations were given.

Keywords: Friction Stir Welding Process, Aluminum Alloys, AA7075, AA6061.

1. GİRİŞ

İlk defa 1991 yılında TWI Kaynak Enstitüsü tarafından geliştirilen sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) yöntemi, geleneksel ergitme kaynağı yöntemleriyle birleştirilmesi güç olan veya mümkün olmayan alüminyum alaşımlarının kaynağında başarıyla uygulanabilmektedir (Davis, 1996). Başlangıçta bu yöntemin, özellikle demir dışı metaller üzerinde uygulanmasına karşın, günümüzde demir esaslı bazı malzemelerin kaynağı için de kullanılmaya başlamıştır. Özellikle alüminyum alaşımlarında diğer kaynak tekniklerine göre daha iyi mekanik özellikler elde edilebilmesi ve minimum sürede kaliteli birleştirmelerin gerçekleştirilmesi gibi avantajlarından dolayı, bu yöntem günümüzde önemli kaynak işlemleri arasına girmiştir (Thomas, 1997).

Günümüzde alüminyum malzemelerin kaynağı konusundaki yapılan araştırma ve çalışmaların çoğunda özellikle sürtünme karıştırma kaynak yönteminin önemli avantajları vurgulanmaktadır. Koruyucu gaz ve dolgu metali kullanımına ihtiyaç duyulmaması ve zaman tasarrufu, maliyet düşürücü etkiler sağlamaktadır. İş kazalarına yol açabilecek ark oluşumu, radyasyon, sağlığa zararlı gaz ve duman çıkışı ya da insan gözüne zararlı lazer ışını gibi olumsuz durumlar bu yöntemde mevcut olmadığı için temiz ve çevre dostu bir yöntemdir.

Söz konusu kaynak yönteminin ticari olarak da kullanım alanı her geçen gün genişlemektedir. Sürtünme karıştırma kaynağı yöntemi, günümüzde yaygın olarak Boeing, Airbus, General Dynamics, Alcoa gibi firmalarda kullanılmaktadır. Ayrıca ülkemizde de FNSS-NUROL zırhlı araçlar fabrikasında, 5XXX ve 7XXX alaşımlarının çeşitli kalınlık ve boyutlardaki plakaların kaynaklarında başarıyla uygulanmaktadır (Eren, 2005). SKK yöntemiyle levha alüminyum ve alaşımlarının alın ve bindirme kaynağında ergitmeli kaynak yöntemlerinden daha iyi sonuçlar alındığı literatürlerde bildirilmiştir.

Genellikle yaşlandırma sertleştirmesi yapılmış olan alüminyum alaşımlarının ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesinde, aşırı derecede çatlak ve gözenek oluşumu gibi sorunlar ortaya çıkmaktadır. Alüminyum alaşımlarının katılaşma sıcaklık aralıklarının geniş olması ve ısıl genleşme katsayılarının yüksek olması, çatlak oluşumunun en önemli nedenleridir (Oğuz, 1990; Çam, 2002). Elektrik ark kaynağındaki yüksek ısı girdisi, alüminyum alaşımlarında kaynak dikişinde çatlak oluşumuna neden olan diğer bir faktördür. Ayrıca yüksek ısı girdisi, özellikle yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarında, ısıdan etkilenen bölgede (IEB) tane sınırlarında düşük ergime sıcaklıklı fazların oluşumuna ve dolayısıyla bu bölgede tane sınırlarında katılaşma esnasında çatlamaya neden olabilmektedir. Diğer yandan alüminyumun, sıvı halde hidrojen çözünürlüğünün katı haldekenden çok daha yüksek olması da boşluk oluşumuna yol açmaktadır. Vakum ortamında yapılan elektron huzmesi kaynağı yöntemi

gözeneklilik açısından en avantajlı ergitme (sıvı hal) kaynak yöntemidir. Fakat elektron kaynağı, vakum ortamında yapıldığı için, düşük buharlaşma sıcaklığına sahip alaşım elementleri içeren alüminyum alaşımlarında kaynak dikişinde alaşım elementi kaybı, dolayısıyla mukavemet düşüşü söz konusu olabilmektedir (Çam, 2002).

Bu çalışmada, geleneksel ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirmesi sorunlu olan ve özellikle havacılık, uzay ve savunma sanayisi gibi yaygın alanlarda kullanılan farklı özelliklere sahip AA6061 ila AA7075 alaşımları, yeni ve alternatif bir yöntem olan sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerde, karıştırıcı ucun dönme hızı (devir sayısı), geometrisi ve kaynak ilerleme hızı gibi değişken parametreler, literatür ışığında belirli aralıklarda değiştirilerek, farklı mekanik ve mikroyapı özelliklerine sahip birleştirmeler elde edilmiştir. Elde edilen kaynaklı bağlantıların ara kesitinden alınan mikroyapılar, optik mikroskobu ile incelenmiştir. Mekanik özellikleri belirlemek amacıyla kaynaklı numunelere; mikrosertlik, çekme ve yorulma testleri uygulanmıştır. Çekme deneyleri sonucunda elde edilen kırık yüzeyler, taramalı elektron mikroskobunda (SEM) incelenerek, kırılma tipi ve kırık yüzey karakteristikleri incelenmiştir. Deneysel çalışma sonucunda elde edilen veri ve bulgular, ilgili literatür ışığında değerlendirilerek sonuçlar yorumlanmıştır. Çalışmanın bu konuyla ilgili ileride yapılacak diğer araştırmalara yardımcı olabileceği düşünülmektedir.

2. ALÜMİNYUM ve ALAŞIMLARI

Alüminyum üzerine çalışmalar, ilk defa 18. yüzyılın sonları ile 19. yüzyılın başlarında yapılmıştır (ASM Handbook). Berzelius, Dalton, Davy, Lavoiser ve Oersted gibi ünlü bilim adamları alüminyum bileşikleri üzerinde çeşitli çalışmalar yapmışlardır. 1807'de Sir Humprey Davy, bu bileşiklerin içerisinde bir metal bağlı olduğunu ileri sürmüştü ve buna alüminyum adını vermiştir. 1821'de Fransa, Les Bauz'ta alüminyum üretiminin temel hammaddesi olan cevheri bulmuş ve buna boksit adını verilmiştir. Daha sonra 1825'te Hans Cristian Oersted, metal alüminyum üretimi için önemli bir bileşik olan alüminyum klorür bileşiğini hazırlamayı başarmıştır. Bundan iki yıl sonra 1827'de Friedrich Wöhler, bu bileşiğin potasyum ile reaksiyonu sonucu ilk metal alüminyum kimyasal yollarla elde etmeyi başarmıştır. 19. yüzyılın ikinci yarısında alüminyum üretimi için değişik kimyasal yöntemler geliştirilmiş; aynı yüzyılın sonunda da alüminyum sulu çözeltilerinden elektroliz ile elde etmek için yapılan girişimler başarısızlıkla sonuçlanmıştır (Anık, 1960).

1900'lü yılların başlarında, endüstri alanındaki hızlı gelişme, alüminyum metalini ve alaşımlarını, üstün mekanik özelliklerinden dolayı demir-çelik alaşımlarından sonra, ikinci sıraya çıkarmıştır. Bu yılların başlarında doğal filizlerden elde edilen alüminyum üretimi yılda 172.000 ton iken, 1977'de 14 milyon tona, 1980'lerde 17,5 milyon tona ve 2006 yılında 22 milyon tona ulaşmıştır. Alüminyum endüstrisindeki hızlı büyüme, bu metalin mükemmel karakteristiklerine sahip olmasından ileri gelmektedir. Bu karakteristikler alüminyum çok yönlü yapı ve mühendislik malzemelerinden biri haline getirmektedir. Alüminyum ağırlıkça çelik ile kıyaslandığında, daha hafiftir. Alüminyumun yoğunluğu, $2,7 \text{ g/cm}^3$ olup, çelik $7,83 \text{ g/cm}^3$ ve bakır $8,93 \text{ g/cm}^3$ metalleri yoğunluğunun yaklaşık üçte biri kadardır. Mukavemeti çelikten düşük olsa da, kesit artırılarak çeliğe eşdeğer mukavemet sağlanmaktadır. Birçok konstrüksiyonda alüminyum alaşımlarının kullanılması ağırlıkta azalma meydana getirdiği için avantaj sağlamaktadır. Doğru yapılan bir yapı tasarımında alaşımsız çelik yerine alüminyum kullanmak konstrüksiyon üzerine % 50 den fazla hafiflik sağlamaktadır (ASM Handbook; Anık, 1960; Tülbentçi, 1990).

Alüminyumun en önemli özellikleri arasında; iyi elektriksel ve ısı iletkenliğinin yanında yüksek ısı ve ışık yansımaları, sıcak ve soğuk şekillendirilebilme kolaylığı, sünek ve yumuşak olması ve bazı alaşımlarının çökelme yoluyla sertleştirilebilmesi özellikleri sayılabilir. Bugün bütün dünya da alüminyum ve alaşımları, büyük ticari değeri olan ve büyük miktarlarda üretilen malzeme grubu haline gelmiştir. Alüminyumun uçak ve otomotiv sanayinde önemli rol oynaması, tüm dünya ülkelerinde "stratejik" bir metal olarak görülmesine neden olmuştur (Oğuz, 1990; Anık, 1960; Tülbentçi, 1990).

Alüminyum ve alaşımları tüm imalat sanayisinin hemen her dalında; tarım, inşaat, kimya, gıda, ulaştırma, elektrik ve elektronik sektörlerinde giderek artan oranlarda kullanılmaktadır. Ülkemizde alüminyum sanayisi oldukça yeni olmasına rağmen, alüminyum ürünlerine olan talep ve buna bağlı olarak yurt içinde işlenen alüminyum ürünlerinin miktarı hızla artmaktadır (Oğuz, 1990). Avrupa Alüminyum Birliği, alüminyum üreticileri için en büyük kullanım sektörünün taşımacılık olduğunu bildirmektedir. Özellikle otomobiller, hava taşıtları ve gemi sektörü alüminyum alaşımlarının en önemli kullanım alanlarıdır. Ayrıca bunu; ambalaj ve taşımacılık sektörleri büyük bir gelişme hızı ile takip etmektedir.

Endüstride kullanılan alüminyum alaşımları, dövme ve döküm alüminyum alaşımları olarak üretilmektedirler. Dövme alüminyum ve alüminyum alaşımlarının ısıl işlem uygulanamayan soğuk şekil değiştirmeli ve ısıl işlem uygulanabilen (çökelme sertleşmeli) birçok türü taşıt imalat endüstrisinde, gemi yapım endüstrisinde, uçak ve uzay araçları yapımında yer almaktadırlar. Alüminyum serilerinden 2xxx, 5xxx, 6xxx ve 7xxx endüstride en çok talep gören alüminyum alaşımları serileridir (<http://www.aluminium.org/>)

2.1. Alüminyumun Fiziksel ve Mekanik özellikleri

Alüminyum periyodik cetvelin 3A grubunda bulunur. Atom numarası 13, atom ağırlığı ise 26,981538 g/mol'dür. İyon çapı 0,86 Å olan alüminyumun, atom çapı ise 1,43 Å'dür. Alüminyum, yüzey merkezli kübik kristal kafeslerinden oluşmuştur ve -269 °C'den ergime noktası olan 658 °C'ye kadar kararlıdır, yani fiziksel dönüşüm göstermez. Yer kabuğunda % 8 oranında bulunan alüminyum, esas olarak alüminyum hidroksitlerden [AlOOH ve Al(OH)₃] üretilen bir metaldir. Bayer yöntemiyle NaOH liçiyile zenginleştirilen boksitin kimyasal formülü Al₂O₃.2H₂O'dür. Diğer boksitlerden diyorit (Al₂O₃.2H₂O) ve jipsit (Al₂O₃.3H₂O), hidrat suyu içeren, alüminyum üretiminde değer taşımayan, diğer alüminyum oksitlerdir (Yıldırım, 1983). Alüminyum metali aktif olduğundan havadan kolay etkilenir ve üzerinde pasif bir Al₂O₃ filmi meydana gelir. Bu film ince olmakla beraber metali yüksek sıcaklıkta bile korozif etkilerden korur. Alüminyum tozu havada çabucak yanar, ayrıca NaOH ve KOH içinde kolayca erir. Bu metal kükürtlü oksitlere de dayanıklıdır (Öksüz, 1996). Alüminyumun saflık derecesi arttıkça ergime derecesi de yükselir. Katı halden sıvı hale geçerken metalin hacmi büyür. % 99,65 alüminyum içeren metalde bu büyüme % 6,25 civarında iken; % 99,75 alüminyum içeren metalde de % 6,60 büyüme gözlenir. Hem sıvı ve hem de katı alüminyumun yoğunluğu, artan saflık derecesiyle orantılı olarak düşer. % 99,25 Al içeren metalin yoğunluğu 2,727 g/cm³ iken % 99,40 Al içeren metalin yoğunluğu 2,706 g/cm³ dür. Alüminyumun saflık derecesi büyüdükçe, ısıl ve elektrik iletkenliği de buna paralel olarak artar.

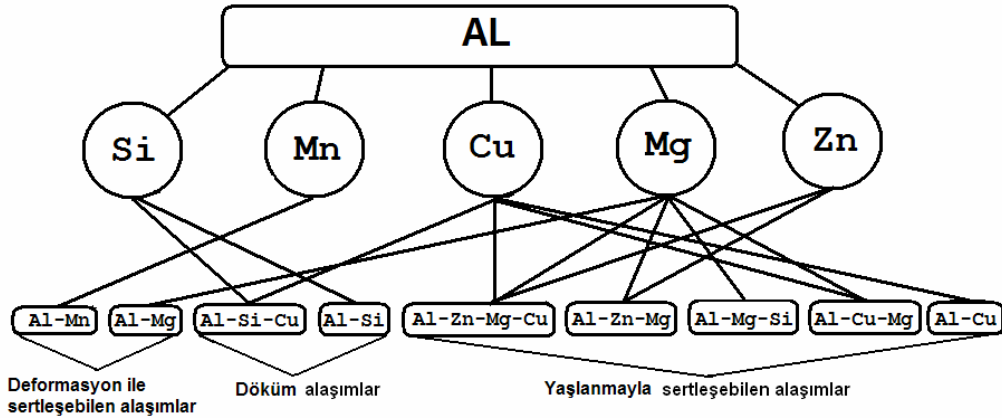
Yüksek saflıktaki alüminyum, teknik saflıktaki alüminyuma nazaran çok daha yumuşak ve plastiktir. Ayrıca mekanik mukavemeti de daha düşüktür. % 99,25 Alüminyum içeren bir metalin elastiklik modülü 71000 N/mm^2 iken, çok saf alüminyumun elastiklik modülü, ancak 67000 N/mm^2 'dir. Alüminyum metalinin saflığı artıkça, sertliği düşer. Alüminyum oranı % 99,2 olan metalin sertliği 24-54 HB ve % 99,8 olan metalin sertliği de 19-41 HB arasında değişmektedir. Yapılan deneyler, alüminyumun çekme mukavemetinin artan saflık derecesi ile azaldığını göstermiştir. Kopma anındaki kesit yüzeyinin küçülmesi ise, yüksek saflıktaki alüminyumda (> % 99,9) en fazladır (Tablo 2.1). Yani alüminyum yüzdesi arttıkça, alüminyum metali daha sünek hale gelmektedir. Çok saf alüminyumun çekme dayanımı değeri, alüminyum soğuk haddeleme ile elde edilmişse, $110-130 \text{ N/mm}^2$; tavlama işlemi görmüşse, $35-60 \text{ N/mm}^2$ aralığındadır. Bu değerlerin üzerine çıkılamaz. Uzama miktarı da % 5,5'den % 40-50 mertebelerine kadar değişebilir (Öksüz, 1996; <http://sam.davyson.com>; Yıldırım, 1983).

Tablo 2.1. % 99.5 saflık derecesine sahip alüminyumun genel özellikleri (Öksüz, 1996; <http://sam.davyson.com>)

Sembol	Al
Atom Numarası	13
Atom Ağırlığı	26,97 g/mol
Kristal Yapısı	YMK
Erime Noktası	660°C
Yoğunluğu (Oda sıcaklığında)	2.7 g/cm^3
Yeniden Kristalleşme Sıcaklığı	$150-320^\circ\text{C}$
Buharlaştırma Noktası	2450°C
Isıl Genleşme Katsayısı	$23.5 \mu\text{m m}^{-1} \text{ K}^{-1}$
Özgül Isısı	0.224 cal/g (100°C 'de)
Gizli Ergime Isısı	94 cal/g
Çekme Mukavemeti	$40-100 \text{ N/mm}^2$
Akma Mukavemeti	$10-30 \text{ N/mm}^2$
Elastite Modülü	$72 \times 10^3 \text{ N/cm}^2$
Kayma Modülü	$27 \times 10^5 \text{ N/cm}^2$
% Uzama	45
% Kopma Uzaması	30-40
Sertlik	20 (HV)
Çentik Darbe Tokluğu	100 J/cm^2
Elektrik İletkenliği	% 59.5 IACS
Elektrik Direnci	$2.65 \times 10^{-8} \text{ ohm metre}$
Katılma Esnasında Kendini Çekme	% 6.7
Yansıtıcılık	Tungsten flamadan gelen beyaz ışık için % 90

2.2. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Alüminyum alaşımları temel üretim yöntemlerine göre, dövme ve döküm (dökme) alaşımları olmak üzere ikiye ayrılır. Dövme alüminyum ve alaşımları dört basamaklı bir sayı ile tanımlanırlar. Alüminyuma ilave edilen metale göre; dört rakamdan oluşan bir sınıflandırma kullanılmaktadır. Bu sınıflandırmalarda, sistemindeki birinci rakam, alüminyuma ilave edilen esas metali gösterir. (Tablo 2.2). 2xxx serisinden 7xxx ana grubuna kadar her grup en büyük alaşım elementine göre adlandırılmaktadır. Dövme alaşımlarında, esas üretim yöntemiyle kütük (ingot) olarak dökülen alaşım, plastik şekil verme yöntemleriyle ürün haline getirilir. Döküm alaşımlarında ise, sıvı halde her türlü bileşim ve özellik ayarı yapılmış olan alaşımın, doğrudan ürün kalıbına dökümü yapılır. Dövme ve döküm alaşımları da element bileşimlerine göre alt sınıflara ayrılmaktadır (Şekil 2.1) (Öksüz, 1996; Yılmaz, 2002).



Şekil 2.1. Alüminyumda alaşım elementlerinin genel bileşimleri (Öksüz, 1996)

2.2.1. Dövme Alüminyum Alaşımları

Bu alaşımlar, isimlendirilmesinden de anlaşılacağı gibi; dövme, haddeleme ve ekstrüzyon gibi plastik şekil verme yöntemleriyle üretilmektedirler. Dört rakamlı sayısal simgenin ilk rakamı, hangi temel alaşım elementini içeren alüminyum alaşımı olduğunu belirtir. 1XXX dizisi saf alüminyum (% 99.00) gösterir. Son iki rakam % 99 değerinin noktadan sonraki rakamlarını belirtir. Soldan ikinci rakam ise, özel olarak denetlenen katkı elementlerin sayısını belirtir ve 1'den 9'a kadar değişebilir. 2XXX'den 8XXX'e kadar olan alüminyum alaşımlarında ilk rakam alaşım türünü, ikinci rakam değişimleri (modifikasyon) simgeler, son iki rakamın özel bir anlamı yoktur. Alaşımı dizideki diğer alaşımlardan ayıran sıra numarası gibi kullanılır (Oğuz, 1990). Tablo 2.2'de çeşitli alüminyum serileri, ısıtım işlem durumları ve oluşturdukları alaşım grupları verilmiştir. Genellikle dövme alüminyum alaşımların

sınıflandırılması alaşım elementlerinin katkılarına göre yapılırken, aynı zamanda ısıtma işlem uygulanabilirliği (yaşlandırma) açısından da bu alaşımlar ele alınmaktadır.

Tablo 2.2. Dövme alüminyum ve alaşımlarının sınıflandırılması (Öksüz, 1996).

Alaşımsız alüminyum	1XXX	Yaşlandırılabilir
Alüminyum bakır alaşımı	2XXX	Yaşlandırılabilir
Alüminyum mangan alaşımı	3XXX	Yaşlandırılabilir
Alüminyum silisyum alaşımı	4XXX	Yaşlandırılmaz
Alüminyum magnezyum alaşımı	5XXX	Yaşlandırılmaz
Alüminyum-silisyum-magnezyum alaşımı	6XXX	Yaşlandırılabilir
Alüminyum çinko alaşımı	7XXX	Yaşlandırılabilir
Alüminyum ve diğer elementler (lityum vs.)	8XXX	Yaşlandırılabilir
Boş	9XXX	

Alüminyum alaşımlarına diğer metallerin ilave edilmesi, mekanik özelliklerin iyileşmesine olanak tanır. Örneğin, ticari vasıftaki alüminyumda mevcut küçük miktarlardaki yapı kirleticilerinin bile alüminyumun mukavemetini saf metale kıyasla % 50'ye kadar arttırmaya yeterli olduğu literatürlerde izah edilmektedir. Alüminyum alaşımlarının üretiminde en fazla kullanılan metaller bakır, silisyum, mangan, magnezyum ve çinkodur. Bu metaller, arzu edilen nitelikteki ürünü imal edebilmek için alüminyum alaşımına, tek veya bileşik halde ilave edilebilirler. Döküm alaşımlarında, alaşım yapıcı metaller daha yüksek miktarlarda kullanıldığı zaman hadde alaşımları için bu metallerin toplam yüzdesi, nadiren % 10'un üstüne çıkar. Dökülmüş ve tavlanmış şartlardaki alüminyum alaşımlarının çekme mukavemeti bileşimlerine bağlı olarak ticari alüminyumunun iki misline kadar yükselir. Soğuk işlem, hadde alaşımlarının çekme mukavemetini daha da yükseltir. Alaşımlandırma sonucu alüminyum metalinin mukavemetinde elde edilen yükseliş, diğer özelliklerdeki değişimlerle birlikte meydana gelir. Bu değişimler farklı alaşımlarda nadiren aynı olur. Çünkü birçok alaşım, esas itibariyle aynı çekme mukavemetine sahip olmasına karşın; süneklik, elektrik ve ısı iletkenliği ile üretim kolaylığı bakımından birbiriyle önemli farklılıklar gösterir. Alaşımlandırmada bazı katkılar, malzemenin yoğunluğunu artırıcı etki gösterirken; bazı alaşımlar da daha hafif olurlar. Örneğin % 10-13 oranında silisyum içeren alaşımların yoğunluğu 2,65 g/cm³ civarındadır (Oğuz, 1990).

2.2.1.1. 1xxx Serisi Alaşımlar

1xxx grubu alüminyum alaşımları saf ya da çok az alaşım elemanı bulunduran malzemeler olup; levha, folyo ve profil haline kolayca getirilebilirler (Yılmaz, 2002). Bu gruptaki alaşımlar yaşlanma sertleşmesi göstermezler ve bunlara sadece deformasyon sertleşmesi yolu ile kısmen mukavemet kazandırılabilir (Oğuz, 1990). Derin çekme işlemine de uygun olan bu alaşımların iyi korozyon özellikleri ve yüksek ısı ve elektrik dirençleri vardır. Şekillendirme ve işlenebilirlik kabiliyeti yüksek ama mukavemetleri düşüktür. Bu alaşımlar mimari uygulamalarda, ısı eşanjörlerinde, elektrik iletim levhalarında ve ambalajlama işlemlerinde kullanılmaktadır (Şaldir, 2002). Tablo 2.3 ve 2.4’ de endüstride çok sık kullanım alanı bulan AA1050 alaşımının kimyasal, fiziksel ve mekanik özellikleri verilmiştir.

Tablo 2.3. AA1050 alaşımının kimyasal kompozisyonu (<http://aluminium.matter.org.uk/>)

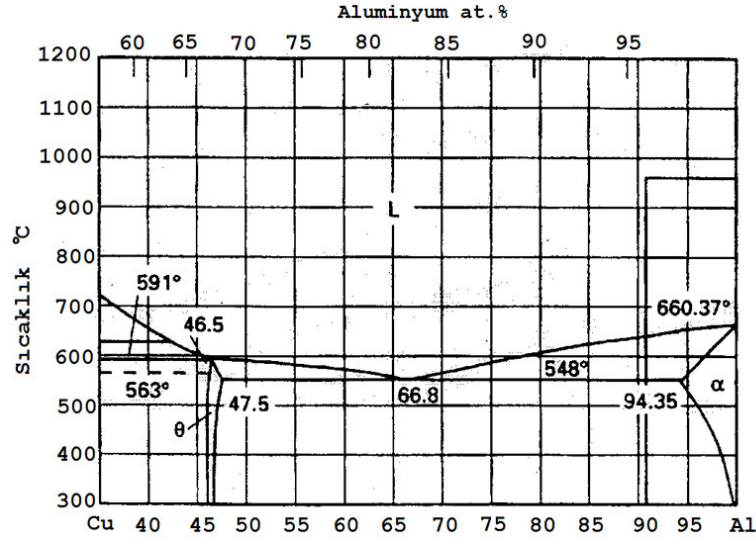
Alaşım Tipi	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
AA1050	0.25	0.4	0.05	0.05	0.05	-	0.17	0.005	Kalan

Tablo 2.4. AA1050 alaşımının fiziksel ve mekanik özellikleri (<http://aluminium.matter.org.uk/>)

Alaşım Tipi	E. Modülü (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama %	Sertlik (HV)	Erg.Nokta sı. (°C)	Elk.İlet. (%IACS)	Yoğunluğu (kg/m ³)
AA1050	69000	58	40	15	660	63.8	2.70

2.2.1.2. 2xxx Serisi Alaşımlar

2xxx serisi Al-Cu alaşımlarının temel alaşım elementi bakırdır. 2024 alaşımı bu gruba ait alaşımlar arasında mekanik mukavemeti en yüksek olanıdır. Bileşiminde % 4.5 Cu yanında % 1.5 Mg içerir. Bu alaşımın kullanım bulduğu en önemli alan uçak ve uzay yapılarıdır. Başlıca otomotiv, vagon, uçak, mühimmat sanayisinde, dişli ve bağlantı elemanlarında, voltaj yükselticilerinde, süspansiyon parçalarında, perçinlerde, vida mekanizmalarında yüksek dayanım ve hafifliğin gerekli olduğu yerlerde kullanılmaktadır. Al-Cu alaşımları 490 °C’den hızla soğutularak çökeltme sertleşmesi işlemine tabi tutulurlar. Daha sonra oda sıcaklığında doğal yaşlanmaya maruz bırakılabilirler gibi, mekanik mukavemetin daha da artırılması için 120 °C’de tavlansak yapıy yaşlanmaya uğrattırılır (Öksüz, 1996). Yaşlanma ısıl işlemi sonunda bu alaşımlarda, alaşımsız çelik mukavemetinin üzerinde bir mukavemet değeri elde edilmektedir. Sertleştirilen alaşımın çekme dayanımıyla beraber işleme kabiliyeti de artar, fakat sünekliği azalır. Yaşlanan malzemelerde elektrik iletkenliği de azalmaktadır (Şaldir, 2002). Bu malzemelerin bakır ilavesi nedeniyle korozyon direnci azdır. Şekil 2.2’ de Al-Cu denge diyagramı ve Tablo2.5’de ise, farklı Al-Cu alaşımlarının kimyasal bileşimleri verilmiştir



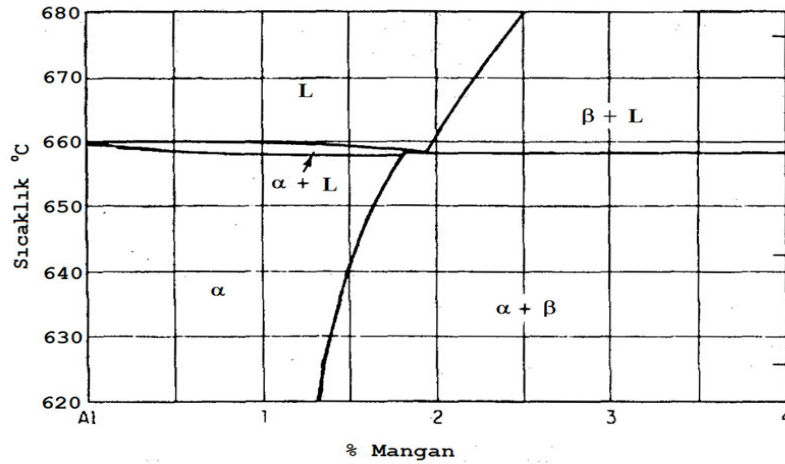
Şekil 2.2. Al-Cu Denge Diyagramı (Şaldır, 2002)

Tablo 2.5. Farklı Al-Cu alaşımlarının kimyasal bileşimleri (Öksüz, 1996).

Alaşım Tipi	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti+Zr	Al
AA2014	0.5-0.9	0.5	3.9-5.0	0.4-1.2	0.2-0.8	0.1	0.2	0.2	0.2	Kalan
AA2024	0.5	0.5	3.8-4.9	0.3-0.9	1.2-1.8	0.1	0.05	0.2	0.2	Kalan
AA2031	0.55-1.25	0.6-1.2	1.8-2.5	0.2	0.65-1.2	-	0.6-1.4	0.2	0.2	Kalan

2.2.1.3. 3xxx Serisi Alaşımları

Bu serinin ana alaşım elementi manganezdır. Genel olarak bir alüminyum-manganez alaşımı % 1.80 oranında manganez içerir. Sıcaklık düşüğüyle beraber manganezin çözünürlüğü de azalır. Isıl işlemle yaşlandırma sertleşmesi bu alaşım için mümkündür. Şekil 2.3’de Al-Mn ikili denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.3. Al-Mn ikili denge diyagramı (Şaldır, 2002)

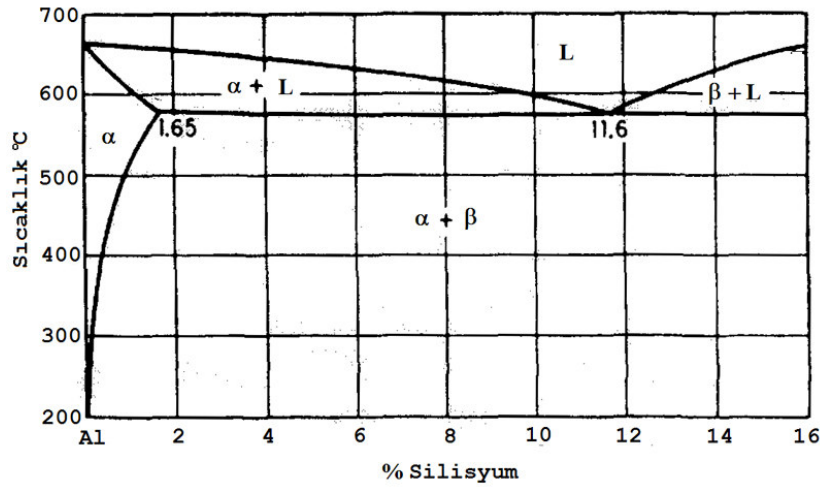
Manganın etkisi alüminyumun çekme mukavemetini artırmaktadır. Bu alaşım yüksek süneklik ve çok iyi korozyon özelliklerine sahiptir. 1xxx serisi alaşımlardan % 20 daha fazla mukavemete sahiptirler. Bu alaşımlar, saf alüminyum ile yüksek mukavemetli alüminyum alaşımları arasındaki boşluğu doldururlar. Zira % 1,5 mertebesindeki bir mangan ilavesi, mukavemetin önemli miktarda (100 ila 170 N/mm²) artmasına, fakat sünekliğin ise az oranda azalmasına neden olur. Mangan çözünürlüğünün az olması bu alaşımların üretim yelpazesini kısıtlar. Bu seri grubunda en çok 3003 alaşımı (Tablo 2.6) üretilmekte ve yağ tankları, gıda kutuları ve gaz boruları gibi korozyon direnci aranan alanlarda kullanılmaktadır.

Tablo 2.6. Farklı Al-Mn alaşımlarının kimyasal bileşimleri (Öksüz, 1996)

Alaşım Tipi	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti+Zr	Al
AA3003	0.05	0.7	0.2	1.2	-	-	-	0.10	-	Kalan

2.2.1.4. 4xxx Serisi Alaşımları

Bu serinin temel alaşım elemanı silisyumdur. Al-Si alaşımlarının en önemli özelliği düşük silisyum katkılarında ergime sıcaklığının düşük olmasıdır. Bu nedenle kaynak çubukları ve sert lehim levhalar için özellikle uygundur. Lehim teli, mimari uygulamalar ve radyatör dilimleri başlıca kullanım yerleridir. Şekil 2.4'de Al-Si iki bileşenli faz diyagramı görülmektedir. Alüminyumda silisyumun maksimum çözünme sınırı % 1.65'dir. Ancak 4xxx serisi alaşımlarda % 2,5'e kadar silisyumlu alaşım yapılır. Artan silisyum oranı ergime sıcaklık aralığını azaltır ve dökülebilme yeteneğini artırır (Şaldır, 2002). Yüksek silisyumlu alaşımların düşük termal genleşme katsayısı, yüksek korozyon direnci ve yüksek aşınma direnci vardır. Bu nedenle dövme motor pistonları 4032 alaşımlarından yapılır (Şaldır, 2002). Diğer taraftan bu alaşımlar ısıtılma işlemi ile sertleştirmeye elverişsizdirler (Öksüz, 1996). Önemli miktarlarda silisyum içeren alaşımlara anodik oksidasyon uygulandığında koyu gri renk alırlar, bu yüzden mimari uygulamalarda dekoratif amaçlı olarak kullanılırlar (Yılmaz, 2002).



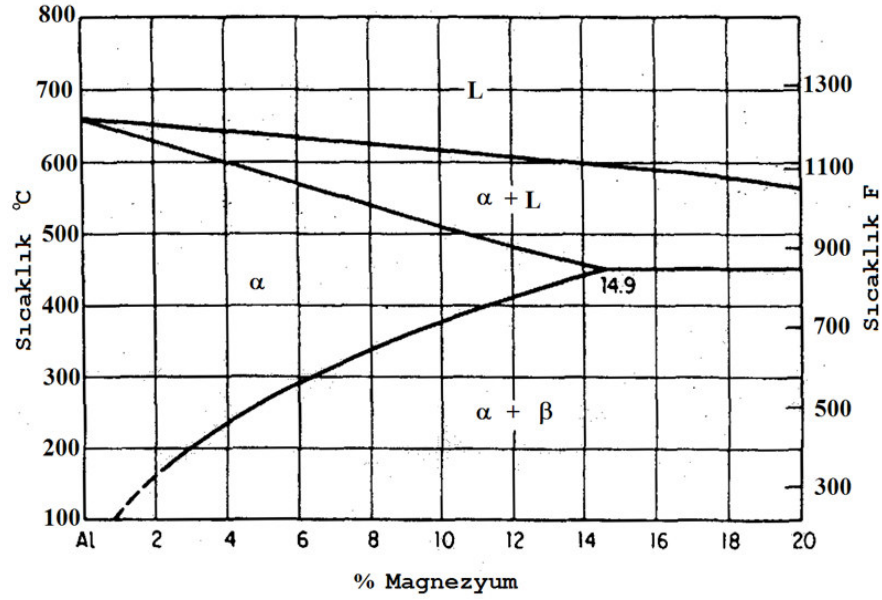
Şekil 2.4. Al-Si ikili denge diyagramı (Şaldır, 2002).

2.2.1.5. 5xxx Serisi Alaşımları

Bu alaşımlar magnezyumu ana katkı eleman olarak içerirler ve mekanik mukavemetleri de orta düzeyden yükseğe kadar geliştirilebilen malzemelerdir. Isıl işlemle sertleştirilebilme yetenekleri sınırlıdır (Öksüz, 1996). Katı fazda magnezyum çözünürlüğü azalan sıcaklık ile hızla düşer. Ancak % 5'den az magnezyum ve yeteri kadar silisyumu olmayan alaşımlar yaşlandırma ile sertleştirilemez. Genellikle soğuk şekil verme ile sertleştirilebilir alaşımlar elde edilir. 5xxx serisi alaşımlarda magnezyum oranı arttıkça sertlik ve mukavemet artarken süneklik azalır (Şaldır, 2002). Yüksek çekme dayanımı, sertlik, aşınma direnci, deniz atmosferine karşı iyi korozyon direnci ve iyi kaynak edilebilirliği önemli özellikleridir. Soğuk şekil değişimine elverişli değillerdir (Yılmaz, 2002). Mekanik mukavemetin artırılmasında ana etken olan Mg % 0.8-4.5 arasında değişen miktarlarda kullanılır (Tablo 2.7). Alüminyum-magnezyum alaşımlarında, % magnezyum miktarı ne kadar fazla kullanılırsa çekme mukavemeti de o oranda yükselir. Bu alaşımlar çok iyi bir sünekliğe ve tam bir korozyon direncine sahip olduğundan deniz koşullarında, özellikle gemi ve bot yapı malzemeleri üretiminde yaygın bir şekilde kullanılmaktadır (Oğuz, 1990). Alüminyum-magnezyum alaşımları içinde 4 serisi sanayide çok talep görmektedir (Büyükarıslan, 2006). Bu serinin zengin alaşımlarında ötektik sıcaklık 450 °C (840 °F) ve Mg konsantrasyonu % 14.9 dur (Şekil 2.5) (Öksüz, 1996).

Tablo 2.7. Bazı 5xxx serisi alaşımların kimyasal bileşimleri (Öksüz, 1996).

Alaşım Tipi	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti+Zr	Al
AA5049	0.4	0.5	0.1	0.5-1.1	1.6-2.5	0.3	-	0.2	0.1	Kalan
AA5052	0.25	0.4	0.1	0.1	2.2-2.8	0.15-0.35	-	0.1	-	Kalan
AA5154	0.5	0.5	0.1	0.1-0.3	3.1-3.9	0.25	0.25	0.2	0.2	Kalan
AA5083	0.3	0.4	0.1	0.4-1	4.0-4.9	0.05	-	0.25	0.15	Kalan



Şekil 2.5. Al-Mg ikili denge diyagramı (Yükler, 2002).

2.2.1.6. 6xxx Serisi Alaşımları

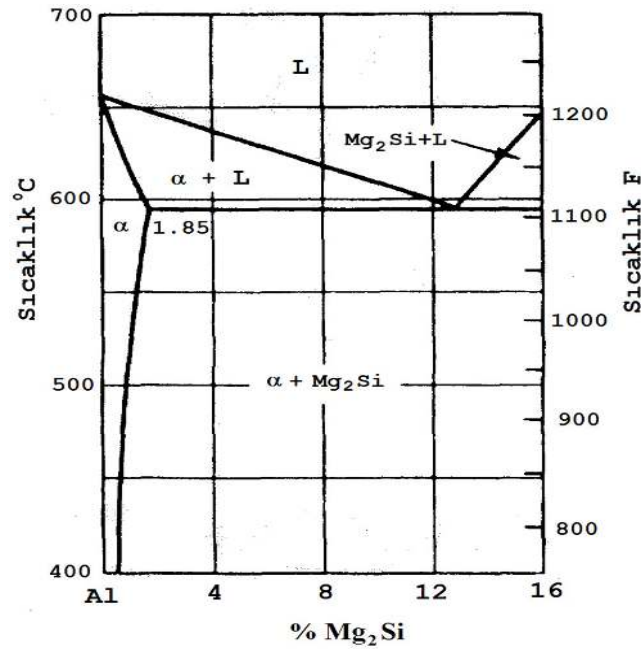
Tablo 2.8' de 6XXX serisine ait kimyasal içerikler verilmiştir. Bu alaşım, silisyum ve magnezyumun birlikte oluşturdıkları seriyi temsil etmektedir. Magnezyum ve silisyum birleşerek Mg_2Si bileşiğini oluşturur. Bu alaşımda sertleşme, Mg_2Si metaller arası bileşiğinin sıcaklık ile değişen çözünürlüğünden ileri gelmektedir. Bu bileşik alüminyum ile basit bir ötektik sistemi oluşturur (Şekil 2.6) (Şaldir, 2002). Ani soğutma ve yaşlandırma arasında oda sıcaklığında depolanan Al-Mg-Si alaşımları ani soğutma ve yaşlandırma yoluyla üretilenden daha düşük mekanik özellikler sergilerler. 6xxx serisi alaşımlar çözeltiye alınır ve suni olarak yaşlandırılırsa alüminyum matrisi içinde Mg_2Si partikülleri çöker. Böylece orta seviyede mukavemet ve sertlik elde edilir. Fakat elde edilen mukavemet 2xxx ve 7xxx serisinde elde edilen değerlerden daha az olur (Öksüz, 1996). Bu grupta en iyi ısıtım işlemi uygulanabilen ve yaygın olan alaşım 6061'dir. Bu alaşımların şekillendirme kabiliyeti, kaynak kabiliyeti, talaş kaldırma kabiliyeti ve korozyon direnci diğer yaşlandırılan alaşımlardan daha fazladır. Bu alaşımlar kararlı olmaları ve çözünme ısıtım işlemi (solution heat treated) koşullarında çok iyi şekillenebilmeleri ile karakterize edilirler. Şekillendirme, su verme işleminden sonra malzeme üzerinde yürütülebilir ve gerekli mukavemet, malzemeyi daha sonra 160-180 °C'de çökelme ısıtım işlemine tabii tutmak suretiyle temin edilir (Büyükarıslan, 2006).

Kimyasal bileşimlerine bağlı olarak, iyi mekanik özelliklerinden dolayı uçak ve uzay konstrüksiyonlarda ve donanımlarında, taşıma araçlarında, demiryolu taşıtlarında vb. sanayi

sektörünün çeşitli alanlarında kullanılan bu alaşımlar, ayrıca ısıtılma ile sertleştirilen alaşımlar arasında soğuk şekillendirmeye elverişli alaşım grubudurlar (Öksüz, 1996).

Tablo 2.8. Bazı 6xxx serisi alaşımların kimyasal bileşimleri (<http://aluminium.matter.org.uk/>).

Alaşım Tipi	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Al
AA 6061	0.4-0.8	0.7	0.15-0.40	0.15	0.8-1.2	0.04-0.35	-	0.25	0.15	Kalan
AA 6063	0.3-0.7	0.6	0.10	0.5	0.4-0.9	-	0.2	0.10	0.20	Kalan
AA 6082	0.7-1.3	0.5	0.10	0.4-0.10	0.5-1.2	0.25	0.10	0.20	0.20	Kalan
AA 6070	1.3	-	0.28	0.7	0.8	-	-	-	-	Kalan



Şekil 2.6. Al-Mg₂Si denge diyagramı (Şaldır, 2002)

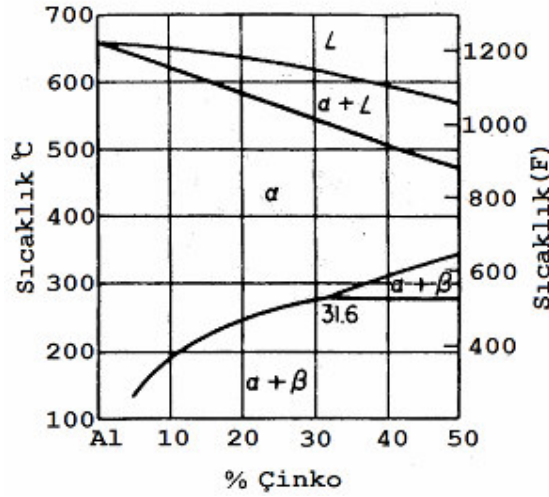
2.2.1.7. 7xxx Serisi Alaşımları

Bu grupta ana alaşım elemanı olan çinko küçük miktarda magnezyumla kullanıldığında çok yüksek mukavemetli ısıtılma uygulanabilen alaşımlar meydana gelmektedir. Ana katkı maddesi olan çinko % 5 civarında kullanılır ve alaşımlara çok yüksek çekme dayanımı kazandırır. Çinkonun ana alaşım elemanı olarak ve bir miktar Mg ile birlikte kullanılması malzemenin ısıtılma ile sertleştirilmesini sağlar. Bu alaşımlar tüm alüminyum alaşımları içinde en mukavemetli olanlardır ve ikinci dünya savaşı sırasında hava kuvvetlerinde kullanılmak üzere geliştirilmiştir. Uçak gövdelerinin yapımında kullanılan 7075 çok yüksek mukavemeti ile özellik taşır. Al-Zn-Mg serisi alaşımlar orta mukavemetli ve çökelmeyle sertleşebilir konstrüksiyon malzemesidir. Al-Cu-Mg alaşımlarına nazaran daha iyi korozyon direnci

gösterirler, fakat korozyon dirençleri Al-Mg ve Al-Mg-Si alaşımlarına nazaran daha azdır (Öksüz, 1996). Bu alaşımlarda temel sertleştirici faz β (MgZn_2) fazıdır. İlave olarak CuAl_2 ve CuMgAl_2 bileşikleri de çökebilir (Oysu, 1996). Ayrıca tavan vinçleri, kamyon kasaları, vidalı makine parçaları, uçak, roket ve savunma sanayi parçaları başlıca kullanım yerleridir (Coşkun, 2001). Çinkonun alaşımda kullanılmasıyla beraber malzemenin dökülebilirlik kabiliyeti düşmektedir. Çinkolu alaşımlar sıcak çatlama ve soğuma çekmesi meydana getirirler. % 8' den yüksek alaşımlar gerilmeli korozyon çatlaması göstermesine karşılık, diğer alaşım elementleri ile birlikte bulunması halinde dayanımı çok artmaktadır. Bu alaşımlar imal güçlükleri arz ederler ve şekillendirme işlemi, ergitme ısı işleminden hemen sonra yapılmalıdır. Bunu çökelme ısı işlemi takip etmektedir (Oysu, 1996). Tablo 2.9'da bazı 7xxx serisi alaşımların kimyasal içerikleri ve Şekil 2.7'de Al-Mg-Zn alaşımının faz diyagramı görülmektedir.

Tablo 2.9. 7xxx serisi alaşımların kimyasal bileşimleri (Öksüz, 1996; <http://aluminium.matter.org.uk/>).

Alaşım Tipi	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Zr	Al
AA 7010	0.12	0.15	1.5-2.0	0.10	2.1-2.6	0.05	0.05	5.7-6.7	0.11-0.17	Kalan
AA 7178	-	-	2.0	-	2.7	0.23	-	6.8	-	Kalan
AA 7049	-	-	1.6	-	2.4	0.16	-	7.7	-	Kalan
AA 7075	0.40	0.50	1.2-2.0	0.30	2.1-2.9	0.18	-	5.1-6.1	0.15	Kalan



Şekil 2.7. Al-Zn denge diyagramının Al köşesi

2.2.1.8. 8xxx Serisi Alaşımları

Son yıllarda özellikle uzay ve uçak sanayisi için düşük yoğunluklu, yüksek mukavemetli malzemeye duyulan talep, Al-Li alaşımlarını ön plana çıkarmıştır. Al-Li alaşımları düşük yoğunluğun yanında, yüksek elastisite modülü, yüksek yorulma direnci, düşük ve yüksek

sıcaklıklarda tokluk özellikleri ile dikkat çekmektedir (Tülbentçi, 1990). Lityumun alüminyum alaşımlarına ilavesinin başlıca nedeni, yoğunluğun azalması ve buna karşın elastiklik modülündeki artışın sağlanmasıdır. Alüminyuma her % 1 Li ilavesinde alaşımların yoğunluğu % 3 azalırken elastiklik modülünü de % 6 oranında artırmaktadır. Geleneksel olarak % (1.0-2.0) arasında lityum içeren alaşımlar ısıtılma tabi tutulabilir. Hızlı katılaşma yöntemi ile % 4 kadar Li ilave edilebilir, bu da yüksek mukavemete ve daha düşük ağırlığa neden olabilir (Öksüz, 1996). Bazı 8xxx serisi alaşımların kimyasal bileşimleri Tablo 2.10'da verilmiştir. Lityum içeren alüminyum alaşımlarının diğer geleneksel alüminyum alaşımlarına göre üç dört kat daha yüksek olan üretim maliyetleri nedeniyle; aktif kullanım açısından bu alaşımlar, hem ekonomik hem de teknolojik açıdan geliştirilmeye çalışılmaktadır (<http://www.aluminium.org/>)

Tablo 2.10. Bazı 8xxx serisi alaşımların kimyasal bileşimleri (Öksüz, 1996).

Alaşım Tipi	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Al
AA8001	-	0.6	-	-	-	-	1.1	-	Kalan
AA8081	-	-	1.0	-	-	-	-	-	Kalan
AA8280	1.5	-	1.0	-	-	-	0.45	-	Kalan

2.2.2. Döküm Alüminyum Alaşımları

Döküm alaşımlar; genellikle kum döküm, pres döküm ve sabit kalıp yöntemleri kullanılarak üretilirler. Bu alaşımlar son derece yüksek fiziksel özellikler gösterir ve işlenmeye elverişlidirler. Döküm alaşımlar kaynak edilebilirler. Isıl işlem çok yaygın olarak dövme alüminyum alaşımlarına uygulanmakla birlikte, döküm alaşımların bir kısmına da başarıyla uygulanabilmektedir. Bu özelliklerin yanında, mukavemet ve korozyon özellikleri iyidir. Bu nedenle döküm alaşımlarının kimyasal bileşimleri dövme alaşımlarından oldukça farklı olup silisyum % 5-12 oram ile en önemli alaşım elementidir. Silisyum ötektik reaksiyon veren bir element olduğundan ilavesiyle alaşımların akıcılığı ve besleme kabiliyeti artarken, aynı zamanda malzeme mukavemeti de artar. Magnezyum elementi % 0.3-1 arasında ısıl işlem uygulanabilir alaşımlara eklenir ve çökeltme (Mg_2Si) ile malzeme mukavemetinin artışı sağlanır. Bakır, yüksek sıcaklık direncini arttırmak amacıyla % 1-4 arasında kullanılır ve $CuAl_2$ bileşiği şeklinde çökeltme fazı oluşturur. Çinko elementi de aynı şekilde yaşlanma amaçlı olarak malzemeye ilave edilir ve $MgZn_2$ çökeltisi oluşturur. Bor (B) ve titanyum (Ti) döküm alüminyum alaşımlarına tane küçültücü olarak ilave edilirken, sodyum (Na) ve stronsiyum (Sr) elementleri ötektik yapıyı modifiye edici olarak eklenir. Diğer özellikleri de kontrol amacı ile kalay (Sn) ve krom (Cr) gibi elementler kullanılabilir (Öksüz, 1996).

Bu alaşım grubunun özellikleri her ne kadar hafif bir döküm alaşımı yapısı sergiliyorsa da, özellikle otomotiv sanayisinde çok geniş bir şekilde kullanılmaktadırlar. Döküm alüminyum alaşımları genellikle iki fazlıdır. Bazı bileşim özellikleri ısıl işlemle veya ergimiş metali kalıba dökmeden önce döküm yapısında bir iyileştirme işlemi vasıtasıyla düzeltilebilir (Oysu, 1996; Fine, 1975).

2.3. Alüminyum ve Alaşımlarının Isıl İşlem  zellikleri

2.3.1. Isıl İşlemin Amacı

Katı durumdaki bir metal veya alaşımda yapı ve özeliklerin düzeltilmesi amacıyla yapılan kontrollü ısıtma ve soğutma işlemlerinin tümüne ısıl işlem adı verilmektedir. Isıl işlemin amacı, çoğu kez ısıl işleme tabi tutulacak malzemenin cinsine ve üretim yöntemine bağlıdır. Alüminyum alaşımlarının ısıl işlemi genellikle çökelme (yaşlanma) ile alaşımın mukavemet ve sertliğini artırmayı amaçlar. Çökelme işlemi uygulanarak mukavemet ve sertliği artırılabilen alüminyum dövme ve Al-döküm alaşımları "ısıl işlem uygulanabilir", diğer Al-alaşımları ise "ısıl işlem uygulanamayan" olarak bilinir. Isıl işlem uygulanamayan serilere en iyi örnek; 1xxx, 3xxx ve 5xxx serileri verilebilir. Isıl işlem uygulanamayan alaşımlar öncelikle soğuk işlem veya katı eriyikle sertleştirilirler. Her iki alaşım grubunda da malzemenin yumuşatılması için ısı kullanılır (Doğan, 1989). Özelikle 2000 serisi ve 7000 serisi alüminyum alaşımlarının yüksek mekanik özellikleri ısıl ya da termomekanik işlemlerle kazandırılmaktadır. Bu tür alaşımlara mekanik özellikleri artırmak amacıyla uygulanan ısıl işlemler Tablo 2.11 ve 2.12 'de verilmiştir (Oysu, 1996).

2.3.2. Isıl İşlemin Uygulanması

Dövme alüminyum alaşımlarına çökelme sertleşmesi (yaşlanma) uygulanır. Çökelme sertleşmesi, ikinci fazın k  k tanecikler halinde matris fazı içinde   kelmesidir. Bu işlem, alaşım sistemlerinde mukavemet arttırmak amacıyla kullanılır. Çökelme sertleşmesi, faz diyagramlarında solv s eğrisi içeren alaşım sistemlerine uygulanır. Bu işlem iki kademe gerçekleştirilir. Bunlar, çözeltiye alma ve su verme ile yaşlandırma kademeleridir (Kırtay, 1997). Çökelme reaksiyonunun tam olarak gerçekleştirilmesi için gerekli olan ilk koşul, aşırı doymuş katı bir eriyik oluşturmaadır. Bu amaçla alaşıma çözeltiye alma ısıl işlemi olarak adlandırılan bir ısıl işlem uygulanır. Bu işlemin amacı, alaşımdaki sertleştirme elementlerinin katı eriyik içinde maksimum miktarda yer almasını sağlamaktır. Katı eriyikte çökelti oluşturmak için asıl gereken şey, azalan sıcaklıkla bir katının eriyebilirliğinin azalmasıdır. Bu şekilde katı eriyik, aşırı doymuş katı eriyik olarak yarı kararlı duruma geçmektedir (Oysu, 1996).

Tablo 2.11. Yaşlandırılmayan alüminyum alaşımlarına uygulanan ısı işlemler (Özarpa, 2005).

Sembol	Açıklaması
F	Üretim- ürünlerde hiç bir özel ısı kontrol veya sertleştirme koşulları kullanılmayan şekillendirme sistemi
O	Tavlama- uygulanan tav, en düşük mukavemet koşullarını, süneklik ve boyutsal kararlılığı sağlamak için uygulanır.
H	Şekil değiştirme sertleştirme- soğuk şekillendirme ile üretilen ürünlere uygulanır. Şekil değiştirme sertleşmesini, mukavemeti bir miktar düşüren ek ısı işlem uygulanması takip eder. H'yi genelde iki veya daha çok sayı takip eder.
W	Çözeltiye alma (çökelti sertleştirme) ısı işlemi- kararlı olmayan alaşımlara yalnızca çözeltiye alma tavlamasından sonra oda sıcaklığında kendiliğinden yaşlanmayı sağlayan tav uygulanır.
T	Isıl İşlem- F. O. H' dan daha kararlı tav sağlamak içindir. Ürünler tav uygulaması bazen sabit sertlik derecesi sağlamak için şekil değiştirme sertleştirmeyle birlikte uygulanır

H harfinden sonraki ilk rakam temel işlemi tanımlamaktadır.

- H1** - Sadece şekil değiştirme sertleştirme
- H2** - Şekil değiştirme sertleştirme ve yapay yeniden kristalleştirme
- H3** - Şekil değiştirme sertleştirme ve yapı dengelemesi
- H4** - Şekil değiştirme sertleştirme ve parlatma veya boyama

H harfinden sonraki ikinci harf şekil değiştirme sertliğinin derecesini tanımlamaktadır.

- Hx2** - Dörtte bir
- Hx4** - Yarım sert
- Hx6** - Üç-çeyrek sert
- Hx8** - Tam sert
- Hx9** - Çok sert

Tablo 2.12. Yaşlandırılabilen alüminyum alaşımlarına uygulanan ısı işlemler (Özarpa, 2005).

Sembol	Açıklaması
T1	Ekstrüzyon gibi yüksek sıcaklıkta şekil verilmiş parçalar soğutulduktan sonraki doğal yaşlandırma
T2	Yüksek sıcaklıkta şekil verme soğutmasından sonra soğuk şekillendirme ve ardından doğal yaşlandırma
T3	Çözeltiye alma ısı işlemi, soğuk şekillendirme ve doğal yaşlandırma
T4	Çözeltiye alma ısı işlemi ve doğal yaşlandırma
T5	Yüksek sıcaklıkta şekil verme soğutmasından sonra yapay yaşlandırma
T6	Çözeltiye alma ısı işlemi ve yapay yaşlandırma

T7	Çözeltiliye alma ısı işlemi ve stabilizasyon (aşırı yaşlandırma)
T8	Çözeltiliye alma ısı işlemi, soğuk şekillendirme ve yapay yaşlandırma
T9	Çözeltiliye alma ısı işlemi, yapay yaşlandırma ve soğuk şekillendirme
T10	Yüksek sıcaklıkta şekil verme soğutmasından sonra soğuk şekillendirme ve sonra yapay yaşlandırma

2.3.3. Çözeltiliye alma ve su verme işlemi

Çözeltiliye alma işleminde amaç, mevcut alaşım elementlerinin matris içinde maksimum çözünabilirliğinin sağlanmasıdır. Bu yüzden çözeltiliye alma sıcaklığının ve süresinin belirlenmesi çok önemlidir. Ötektik sıcaklığa yakın sıcaklıklarda çözeltiliye alma işlemi uygulanırsa tane sınırlarında ergimeler oluşabilir. Bu da mekanik özellikleri olumsuz yönde etkiler. Düşük sıcaklıklarda bu işlem gerçekleştirilirse çözeltiliye alma süresi uzar. Ticari olarak çözeltiliye alma işleminde ± 6 °C' ye kadar tolerans tanınır. Ancak bazı alaşımlarda yüksek mekanik özelliklerin elde edilebilmesi için çözeltiliye alma ısı işleminin daha dar toleranslarda yapılması gerekebilir (Kırtay, 1997).

Su verme işlemi kritik bir aşamadır. Su verme sıcaklığı ve süresinin iyi belirlenmesi gerekir. Bu parametreler alaşımdan alaşıma değişmektedir. Belirlenmiş süre ve sıcaklık aralığında alaşıma su verilemezse daha düşük mekanik özellikler elde edilir (Kırtay, 1997; Brooks, 1984). Su vermede ana amaç yüksek sıcaklık veya çözeltiliye alma aşamasında elde edilen katı eriyiğin hızlı soğutma ile oda sıcaklığına çekilmesi ve yeterli derecede atom boşluğunun elde edilmesidir. Su verme esnasında mekanik özelliklere ve korozyona dayanıklılığın zararlı tipte çökelmeden kaçınmak için oda sıcaklığında aşırı doymuş bir çözeltili elde etmek, sonradan çökeltme ve sertleştirme için optimum şart elde etmek üzere çözeltiliye alma ısı işlemi sırasında oluşan katı çözeltili süratle soğutulmalıdır. Bu da daima parçaların soğuk suya daldırılması veya yüksek hızda soğuk su spreyi ile gerçekleştirilir. Ancak dövme, ekstrüzyon vb. yöntemlerle hazırlanmış kompleks parçalar (ince ve kalın kesite sahip) çarpılmaları önlemek için biraz daha yavaş soğutulur. Bu amaç ile 65-80 °C' de su veya fan soğutması uygulanır. Bu durumda sertleşmeye (yaşlanmaya) eğilim azalsa da yeterli derecede sertlik ve mukavemet artışı olur. Soğutma sırasında muhtemel bir çökeltme olayından kaçınmak için iki gereklilik yerine getirilmelidir. Birincisi; fırından soğutma ortamına geçiş süresinin, çok hızlı bir çökeltmenin meydana geldiği sıcaklık aralığında (kritik bölge veya aralık) çökeltme oluşturacak derecede bir yavaş soğumanın olmaması için çok kısa olmasıdır. Bu sıcaklık aralığı örneğin 7075 alaşımı için 399-260 °C arasındadır. Diğer gereksinim ise su verilen parçada su verme

esnasında hiç çökelme vermeyecek şekilde su verme ortamının yeterli hacme, ısı emme ve akış hızına sahip olmasıdır. Soğutmada olabilecek herhangi bir duraksama, malzemenin çökelmenin oluşabileceği kritik aralığa ısınmasına neden olur (Öksüz, 1996).

Tablo 2.13. Alüminyum alaşımlarının ısı işlem durumlarına göre çözeltiye alma-yaşlanma sıcaklıkları ve yaşlanma süreleri (Öksüz, 1996).

Alaşım	Isıl İşlem Durumu	Çözeltiye Alma Sıc. (°C)	Yaşlanma Sıcaklığı (°C)	Yaşlanma Süresi (saat)
2011	T3(TD) T6(TF)	510±5 510±5	Oda Sıc. 155-165	48 12
2014A	T4(TB) T6(TF)	505±5 505±5	Oda Sıc. Oda Sıc.	48 48
2024	T351 T4(TB)	495±5	Oda Sıc. Oda Sıc.	48 48
2031	T4(TB)	525±10	155-205	2-20
2117	T4(TB)	495±5	Oda Sıc.	96
2618A	T6(TF)	530±5	160-200	16-24
6061	T4(TB) T6(TF)	525±15 525±15	Oda Sıc. 165-195	- 3-12
6063	T4(TB) T6 (TF)	Oda 160-180	Oda Sıc. 160-180	- 5-15
6082	T4(TB) T6(TF)	530±10 530±10	Oda Sıc. 175-185	120 7-12
6101A	T4(TB) T6(TF)	525±5 525±5	Oda Sıc. 170±10	120 -
6463	T4(TB) T6(TF)	525±5 525±5	Oda Sıc. 170±10	120 5-15
7010	T351 T7651	475±10 475±10	- 172±3	- 6-15
7014	T6(TF) T6510	460±10 460±10	135±5 135±5	12 12
7075	T651 T6(TF) T73	460±10 460±10 465±5	135±5 135±5 110+5	12 12 6-24

2.3.4. Yaşlandırma (Çökeltme) İşlemi

Yaşlandırma; arzulanan yüksek mukavemet özellikleri için, aşırı doymuş çözeltiden bir miktar element veya bileşiğin çökertilmesidir. Çökelme sonucunda tanelerin içinde, optik mikroskopla seçilemeyen çok ufak zerrelere oluşur. Bu submikroskopik zerreler, kafeste kaymayı önler ve böylece alaşım sertleşir; akma ve çekme mukavemeti yükselir (Özarpa, 2005). Bu aşamada ana amaç katı eriyik sınırını aşmadan çözelti elementlerin homojen ve mukavemet artırıcı şekilde çökertilmesidir. Bu çökeltme işleminde bazı malzemeler oda sıcaklığında birkaç gün içinde dengeli çökelme göstererek mukavemet artışı sağlar. Bazı alaşımlarda özellikle 2xxx serisinde su vermeden sonra yapılan soğuk biçimlendirme işlemi daha sonra yapılacak yaşlanmaya karşı etkinliğini artırır. Çökelme sertleşmesinin ana mekanizması, çözünen atomların uyumlu bir topluluk (topaklanma) oluşturmasını sağlamaktır. Bu oluşum ile bir araya toplanan çözünen atomlar bir taraftan matris kristal yapısına uyum gösterirken atom boyutları arasındaki farktan dolayı büyük miktarlarda deformasyon ve gerilmeler üretir. Böylece çökeltinin gerilme alanının varlığı malzemede dislokasyon hareketine engel olduğundan malzemeye daha fazla mukavemet veya gerilme kazandırır. Malzeme mukavemetinin

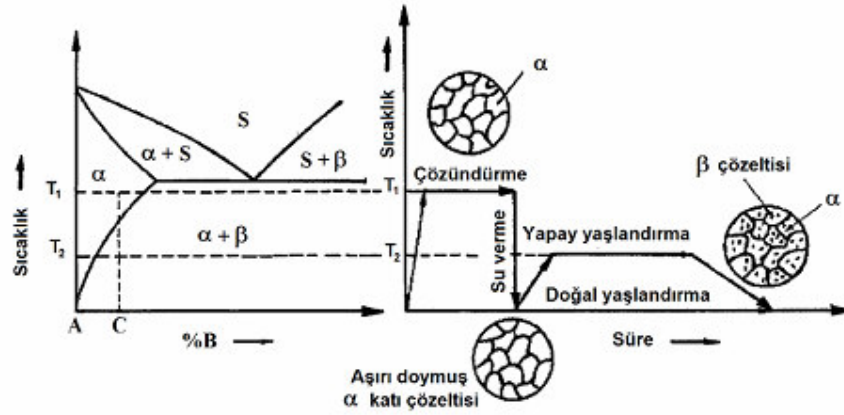
artmasında önemli etki, çökelti veya çözünen atom gruplarının uyum veya uyumsuzluğuna bağlıdır (Öksüz, 1996). Isıl işleme tabi tutulamayan alaşımlar en yüksek mekanik özelliklerini, soğuk şekillendirme yoluyla sertlik ve mukavemeti artırma yöntemi olan, şekil değiştirme sertleştirilmesi yoluyla kazanırlar. Tablo 2.14’de T6 ve T7 ısıtım işlemi uygulanan AA7075 alaşımının, işlemsiz alaşımına göre yaşlandırma sertleşmesi sonunda elde ettiği mekanik özelliklerindeki iyileşme görülmektedir.

Tablo 2.14 7075 Alüminyum alaşımının ısıtım işlem şartları ve işlem sonrası mekanik özellikleri.

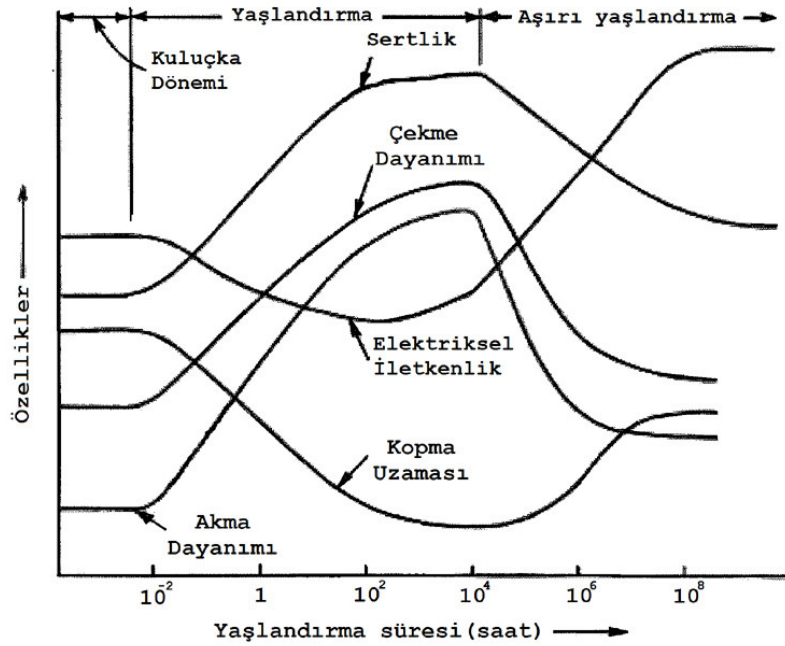
Malzeme ısıtım işlemi	Çöz. alma sıcaklığı	Yaşlandırma işlemi şartları	Kayma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Sertlik (HV)
7075-T6	465 °C	120 °C de 24 saat	350	570	160
7075-T7	465 °C	110 °C de 8 saat + 177 °C de 8 saat	305	505	150
7075-O	Isıtım işlemsiz		150	225	65

Yaşlanma işlemi; hazırlık devresi, yaşlanma devresi ve aşırı yaşlanma devresi olmak üzere 3 aşamayı içerir. Kuluçka devresi de denen hazırlık devresinde, fazlalık atomlar bir araya gelip kümeleşerek, ilk çekirdeği (embriyonu) meydana getirirler. Yaşlanma aşamasında da çekirdeklenme mekanizması daha etkin hale gelir, yani fazlalık atomlar β fazının çekirdeklerini oluştururlar. Yaşlanma devresinde oluşan ara kristal yapısı veya geçiş kafesi, matrisin kafes yapısı ile uyumludur. Bu dönemde çökelen faz (β), matrisin farklı bir kafes parametresine sahiptir. Bu fazın, matris yapısına uyumlu olması nedeniyle matrisin kafes yapısında çarpılma (distorsiyon) meydana gelir. Kafes yapısında meydana gelen çarpılmanın dislokasyon hareketini engellemesi nedeniyle, bu aşamada alaşımın sertlik ve mukavemeti bu dönemde hızlı bir şekilde artar. Çözündürme ve yaşlanma aşamalarını içeren diyagram Şekil 2.8.’de görülmektedir.

Yaşlanma işlemindeki etkin mekanizma çekirdeklenme ve büyümedir. Bu mekanizma da difüzyona bağlıdır. Düşük sıcaklıklarda difüzyon hızı düşük olduğundan çekirdeklenmede hız da nispeten düşük olur. Ancak, yaşlanma süreci arttıkça oluşan çekirdek sayısı arttığından, uzun süreli yaşlanma sonucunda daha yüksek sertlik değerleri elde edilir. Yüksek sıcaklıklarda ise difüzyon hızı yüksek olduğundan, hem çekirdeklenme ve hem de büyüme hızı yüksek olur. Bu nedenle, yüksek sıcaklıklarda yapılan yaşlanma işleminde kısa sürede meydana gelen tane büyümesinden dolayı alaşımın sertlik ve mukavemeti azalır (Yılmaz, 2002; Savaşkan, 1999).



Şekil 2.8. Çözündürme ve yaşlanma aşamalarında çökelme sertleşmesi işlemini gösteren şematik diyagram (Yılmaz, 2002; Savaşkan, 1999).



Şekil 2.9. Yaşlanma sırasında aşırı doymuş durumdaki alaşımların özelliklerinde meydana gelen değişimleri gösteren eğriler (Yılmaz, 2002; Savaşkan, 1999).

Malzeme mukavemetinin artmasında önemli etki çökeltili veya çözünen atom gruplarının toplanarak zon oluşturmaya bağlıdır. GP zonu (Guiner Preston Bölgeleri) olarak bilinen çözünen atomların çökeltileri kristal ve mikroyapıda değişiklik nedeni ile malzeme özelliklerinde önemli ölçüde etkili olurlar. GP zonunun boyutu, şekli ve dağılımı alaşımın kimyasal bileşimi, uygulanmış olan mekanik ve ısı işleme bağlıdır. GP zonları X ışınları ile tanımlanabilirken, çoğu kez elektron mikroskopları ile görülebilir. Çözen ve çözünen atom boyutlarının birbirine yakın olduğu durumlarda GP zonları, Al-Ag ve Al-Zn sistemlerinde

olduğu gibi, küresel şekildedir. Ancak; Al-Cu sisteminde olduğu gibi, atom boyutları arasındaki fark büyükse, GP zonu diskler şeklinde olur. GP zonları boyut itibarıyla yaklaşık 10 Å çaplarında olup, açıkça yeni bir faz veya yeni bir kristal yapı oluşturmaktan ziyade matris latisinde distorsiyona uğramış bir bölge oluştururlar. Bu tür oluşum tamamen koherent bir yapı oluşturduğundan mikroyapıda önemli ve büyük ölçüde değişim olmadan ürettikleri geniş deformasyon veya gerilmeden dolayı, başta sertlik olmak üzere, malzemenin mekanik özelliklerini artırır. GP zonları çoğu kez metastabil olup, daha kararlı çöktiller içinde çözünürler. Bu tür çözünme dengeli çökelti etrafında çöktisiz bir bölgenin oluşmasını sağlar. Bu işlem bittiğinde son yapı, denge çökelti parçacıkları içerir ve sertleşmeye çok önemli katkısı olmaz (Öksüz, 1996).

GP bölgecikleri oluşumu doğal yaşlanmanın en belirgin aşamasıdır. Diğer aşamalar çok daha yavaş ve zor devreye girerler. Yapay yaşlanmada, GP bölgecikleri oluşumu çok çabuk gerçekleşir ve diğer aşamalar daha nettir. Sıcaklık yükseldikçe gerilim artar.

Yapının sertleşmesine, oluşan fazların bağdaşıklığı (koherent), yani ikinci elementin atomunun bir araya toplanması, yol açmaktadır. GP bölgecikleri ile çöktilleri Şekil 1.6.3.1' de izlendiği gibi tam bir süreklilik ve bağdaşıklık gösterirler. GP-II fazının kristal yapısı tetragonaldir ve alüminyum birim hücrelerine iki yönde tam uyur, üçüncü yönde ise uyumsuzdur. İşte bu nedenle yapı içinde sıkışma doğar. Yaşlanma olayının meydana getirdiği sertleşme işte buradan kaynaklanmaktadır. Daha kararlı ve büyük çöktiller oluştuğunda bu çöktiller ile 0 fazı arasındaki süreklilik ve koherent yapıda kaybolma oluşur. Ara yüzeylere giren dislokasyonlar koherent yapıyı bozar ve sırasıyla yan bağdaşık (semi-koherent) ve inkoherent çöktilleri doğurur. İncoherent çöktillerin oluşması ile yumuşama ilerler. Yaşlanma oluşumunda önemli olan, yaşlanmayı sağlayan CuAl_2 , Mg_2Zn , Mg_2Si , Al_2CuMg ve benzeri metaller arası bileşiklerin aşamalı çökelmelerini gerçekleştirmektir. Alaşımın bileşimi, bu bileşiklerin oluşumunu sağlayacak oranlarda ayarlanır. Yapı içinde varolan yapı kirletici elementler yaşlanmayı çok etkileyebilir (Yılmaz, 2002).

2.3.4.1. 6xxx Serisi Alaşımlarda Çökelme

Bu tür alaşımlarda önemli bir mukavemet artışı, belli bir süre oda sıcaklığında yapılan yaşlanma ile sağlanır. Tam tanımlanmasa da bu olay GP zonu oluşumunun sonucudur. Sertleştirme sonrası 200 °C'ye kadar kısa süreli yapay yaşlanma ile x ışını veya transmisyon elektron mikroskobu (TEM) ile oldukça küçük iğnesel yapılı zonların oluştuğu görülür. TEM çalışmaları bu zonun 60 Å çaplarında ve 200-1000 Å uzunluklarında olduğunu göstermiştir. Çalışmalara göre, zon önceleri küresel yapıda ve maksimum mukavemetin olduğu zamanlarda

iğnesel yapıya dönüşmektedir. Biraz daha yaşlanma, zonun üç boyutta büyümesine ve çubuk şeklinde düzenli yapıdaki Mg_2Si fazına dönüşmesine neden olmaktadır. Yüksek sıcaklıkta bu geçiş fazı β' fazı olarak bilinir ve sonra denge fazı olan (Mg_2Si) β fazına dönüşür.



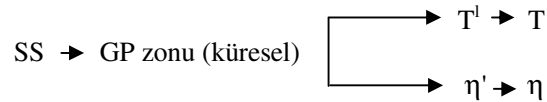
GP zonu ve geçiş fazı için doğrudan uyumlu yapı deformasyonu görülmemiştir. Ancak Mg_2Si fazının dislokasyon hareketini engellemesi mukavemet artışının nedeni olarak bilinir. Dislokasyonun bu faza geçmesi ve bağı kopartabilmesi için, yüksek enerji gerekir. Mg_2Si oranının üzerindeki silisyumun (Si) varlığı tane sınırında çökeltme oluşturmaktadır (Öksüz, 1996).

2.3.4.2. 7xxx Serisi Alaşımlarda Çökeltme

Hızlı bir şekilde su verilen 7xxx serisi alaşımların oda sıcaklığından oldukça düşük yapay yaşlanmalarda küresel GP zonu oluşumları söz konusudur. Artan yaşlanma süresi ile GP zonu artar, boyutu büyür ve alaşımların mukavemeti artar. 7075 alaşımlarının 25 yıl oda sıcaklığındaki yaşlanması 12 Å çapında GP zonu oluşturmuştur. Bu sürede elde edilen mukavemet T6 malzemesinde temperlemeyle elde edilenin % 95'idir. Oda sıcaklığının üzerinde yapılan yaşlanmada, artan süre ile GP zonu yüksek Mg-Zn oranındaki alaşımda η' (veya M') olarak bilinen $MgZn_2$ fazına ve η veya M olarak bilinen çökeltiyi oluşturur. Hegzagonal yapıdaki η' kısmen matris ile uyumludur. En yüksek mukavemeti veren, yaşlanma süresi ve sıcaklığı (T6 gibi), 20-35 Å çaplarında GP zonunu bir miktar η' ile birlikte oluşturur. GP zonunun bileşim ve yapısı alaşımların bileşimine göre değişmektedir. Yüksek Zn içeriği ve bir miktar Mg miktarının bu zonunun oluşumunu hızlandırdığı bilinen bir gerçektir.

Artan yaşlanma sıcaklık ve süresi ile, η' geçiş fazı η ($MgZn_2$) fazına veya, T' geçiş fazı T ($Mg_3Zn_3Al_2$) denge fazına dönüşür.

T fazının geçiş fazı T' 'nin varlığı düşük Mg-Zn oranı ve aşırı yaşlanma sıcaklık ve süresi ile gerçekleşir. Bu alaşımlarda yaşlanma sırası, kompozisyona bağlı olup hızlı soğutulan ve suni yaşlanan bir alaşımların yaşlanma sırası;



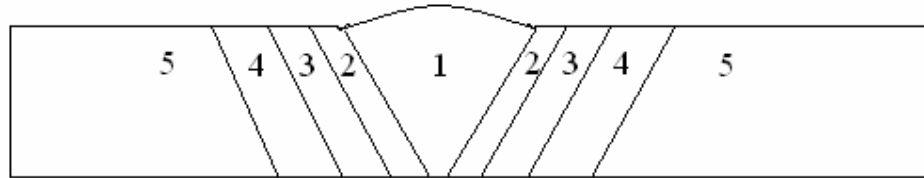
GP zonu homojen şekilde çekirdeklenir ve birçok çökelti, matris içinde aynı zamanda oluşur. Ancak yüksek açılı tane sınırlarının, alt tane sınırlarının ve dislokasyonların varlığı su verme esnasında veya düşük sıcaklıkta yaşlanmada heterojen çekirdeklenmeye neden olur. Bu tür heterojen çekirdeklenme, mukavemet artışına yol açmaz, aksine homojen çekirdeklenmeye için gerekli çözültü elementlerin azalmasına neden olur. Yaşlanma bir tür olayın daha evvel

tutulduğu sıcaklığın üzerinde bir sıcaklığa tabi tutulursa, yeni GP zonları oluşurken, daha evvel oluşan zonlar erir. Bir GP zonun oluşması veya çözümlmesi, onun boyutuna ve işlem süresine bağlıdır. GP zonunun boyutunun yeteri derecede büyük olması halinde yüksek sıcaklıkta geçici çökelti dönüşümü gerçekteşir. Bu olay çoğu zaman dubleks yaşlanmayı tanımlar. Al-Zn-Mg alaşımlarına % 1'e varan Cu ilavesi alaşımın temel yaşlanma mekanizmasını değiştirmez. Bu orandaki Cu ilavesinin mukavemete etkisi orta seviyede olup, katı eriyik sertleşmesi şeklindedir. Daha yüksek Cu ilavesinin, bir miktar Cu'n bölge oluşumuna yardımcı olmasından dolayı, sertleşmeye katkısı olur. Cu ilave edilmiş alaşımlarda $MgZn_2$ ve $MgAlCu$ fazlarının oluşumu söz konusudur (Öksüz, 1996).

3. ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARININ KAYNAĞI

Dövme alüminyum alaşımlarından ısıtılma işlemi yapılamayan 1xxx, 3xxx ve 5xxx serileri, gaz korumalı ark işlemleri ile en kolay kaynatılabilen grupta yer almaktadırlar. Isıl işlem yapılabilen 2xxx ve 4xxx serisi alaşımlar özel ark kaynak teknikleri ile kaynatılabilirler. Yüksek mukavemetli ısıtılma işlemi uygulanabilen 7xxx serisi alüminyum alaşımlarının 7075 ve 7178 serileri kaynağı problem oluşturmaktadır. Bu alaşımlarda, ısının tesiri altındaki bölgede (ITAB) sertlik, kaynatılan ana metale göre daha fazladır ve kaynak edildiklerinde, sıcak çatlama meydana gelme olasılığı yüksektir. Bu nedenle kaynakları tavsiye edilmez. Buna karşılık 7005 ve 7039 alaşımları kaynak için özel olarak geliştirilmişlerdir ve kaynak kabiliyetleri iyidir.

Kaynaklı halde ısıtılma işlemi kabul eden orta ve yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarının birleştirme yeteneğinin azalmasının esas nedeni, ana metalden başka Şekil 3.1’den de görüleceği üzere yapısal farklılıklar sergileyen dört farklı bölgenin mevcut olması olarak tanımlanabilir. Bölgesel farklılıkların etkilerini yok etmek zordur. Kaynak işlemi sırasında ısı girdisi, dövme sertleşmesinin etkilerini ve uygulanan ısıtılma işlem özelliklerini kısmen veya tamamen yok eder. Bu durumda ITAB’de akma sınırı düşer. Özellikle 6xxx ve 7xxx serileri alaşımları kaynak edildiklerinde, 1. ve 3. bölgelerde çatlama meydana gelebilir. 2xxx serileri bu tür etkiye daha yatkın olup bu nedenle bunlarda normal olarak ergitme kaynağı önerilmez (Oğuz, 1990).



Şekil 3.1. Isıl işlem kabul eden orta ve yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarda kaynak sonrası ısıdan etkilenen bölgeler

1. Kaynak dolgu metal, 2. Dar “fazla ısınmış” nüfuziyet bölgesi (kısmi ergime), 3. Eriyik işlemli bölge, 4. Sıcaklıkların 200-300°C’a vardığı IEB, burada eriyebilir bileşenler bu nedenle büyük ölçüde çökelirler (fazla yaşlanma) ve yumuşama meydana gelir, 5. Sıcaklığın 200 °C’yi geçmediği ve kaynak işleminin etkisiz olduğu ana metal (Oğuz, 1990)

Döküm alaşımlarının çoğu gaz korumalı ark kaynağı ile birleştirilebilir ve tamir edilebilirler. Sıcak çatlama, birçok halde alüminyum kaynak metalinde görülen bir kusur olup; başta alaşımın buna eğilimi olmak üzere, çekme (büzülme) gerilimi, kaynak sırasında birleşme yerinin tespit edilmesi gibi nedenlerden ileri gelir. Normal olarak sıcak çatlak saf alüminyum

veya ötektik bileşimde kaynak metalinde meydana gelmez. Kullanılan kaynak metali, ilave metalle ana metalin karışımından oluşur. Kaynak bölgesindeki mukavemet, süneklik, kaynak çatlamasına direnç, korozyon dayanımı, ısıtma işlemi kabul edebilme gibi özellikler ilave metalin karışma derecesi tarafından büyük ölçüde etkilenir. Ana metalin ergime miktarı ve ilave metalle karışması, birleştirmenin tasarımı, kullanılan kaynak süreci ve yöntemle ilgili olup kaynaktaki çatlama eğilimi genellikle ana metal karışmasını en az düzeyde tutarak azaltılır. Uygun ilave metalle V kaynak ağzı özellikle ısıtma işlemi kabul eden alüminyum alaşımı ana metalle, kaynak sırasında dikiş çatlamasına daha az eğilimle sonuçlanır.

Alüminyum kaynağında ilave alaşımın seçimi, dikiş çatlamasını yok etmekte önemli bir etken olmaktadır. Çatlama genellikle, ana metalden daha yüksek alaşımlı ilave metal kullanmakla asgariye indirilebilir. Örneğin 6061 alaşımı, 6061 ilave metalle kaynak edildiğinde kaynak bölgesinde çatlak oluşma riski artar; ama % 5 Si içeren 4043 ilave metalle kolayca kaynak edilebilir. 4043'ün avantajı, daha düşük sıcaklıklarda ergiyip katılaşmasıdır. Bu nedenle ana metal bir miktar soğuduktan sonra plastik halde kalır ve çatlamaya neden olan büzülme gerilmeleri, ilave metalin plastikliği sayesinde hafifletilir. Başka koşullar altında 5356, 5183 veya 5556 gibi yüksek magnezyumlu ilave metal, dikiş mukavemetini artırıp çatlama duyarlılığını azaltır. 4043 ilave metal, kendisinden daha yüksek magnezyum alaşımlı 5086, 5083 veya 5456 alaşımları üzerinde kullanılmamalıdır. Örneğin aşırı Mg-Si ötektikleri kaynak metali iç yapısının sünekliğini azaltıp çatlama duyarlılığını artırır (Oğuz, 1990).

Kaynaklı alüminyum parçalarda sıcak çatlağı denetim altında tutmak için kaynak metali bileşimlerinin, çatlamaya hassas olan türden olmasından korunmalıdır. Birleştirme yerinin geometrisi, kaynak metali bileşimi ve kaynak teknikleri ile birleşerek, elementlerin karışımını bir kritik bileşim alanı içine düşürecek olursa ciddi çatlama meydana gelir. Kaynak metali bileşimi bu kritik alanın altında veya üstünde olursa çatlama sorunları azalır. Silisyum için bu kritik alan yaklaşık % 0.5 ile 1.2'dir. Örneğin 4043 ilave metal 1100 ana metaliyle % 80 karışacak olursa ortaya çıkan silisyum oranı çatlamaya hassas alanın içine düşer. Kaynaktaki meydana gelen sıcak çatlak miktarını etkileyen başka nedenler arasında; alaşımın katılaşma sıcaklık aralığı, genleşme katsayısı, ısıtma gradyanı ve geri kalan sıvı hacminin katılaşmış malzeme hacmine oranı sayılabilir. Sıcak çatlak birkaç yolla azaltılabilir.

Daha yüksek kaynak hızı uygulamak; kaynak hızı arttıkça, kaynak bölgesine ısı girişi azalır. Böylece sıcak metalle oda sıcaklığında olan metal arasındaki sıcaklık farkından oluşan gerilmeler daha az şiddetli olur. Aynı biçimde, yüksek kaynak hızlarında, herhangi bir anda sıcak çatlak aşamasında bulunan dikiş boyu kısalmış ve katılaşmış bulunan metal sıcak çatlama eğiliminde olan metali zorlayacak olan yükün bir kısmını alır. Aynı etki, sıcak çatlak eğiliminde olmayan alüminyum alaşımlarının kaynağında da faydalı olmaktadır. Bunlara ek

olarak da, daha yüksek kaynak hızlarında meydana gelen hızlı soğuma temposu, daha ince bir dendritik yapı oluşumuna neden olur, bu da çatlama riskini azaltır (Oğuz, 1990).

Ön ısıtma, sıcaklık gradyanını azaltarak ve daha hızlı kaynağa olanak sağlayarak kaynak bölgesinde katılma sırasında meydana gelen gerilmeleri azaltır ve sadece tespit edilmemiş birleştirmelerde uygulanır. Aşırı ön ısıtma, malzemenin daha önceden tavllanmış koşula getirilmiş olması dışında, ana alaşımın mekanik niteliklerini düşürür. Bu, özellikle 6061 gibi ısıtma işlemi kabul eden alaşımlar için geçerlidir. Bir alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi onun sıcak çatlamaya eğilimini etkiler. Kaynak metalinin kimyasal bileşimi, ana metalle ilave metal karışımının ürünü olup bu karışım sıcak çatlamaya yüksek derecede yatkın olabilir. Bu yatkınlığı azaltmak için, birleşme yerinin tasarımı belli kaynak metalinde ana alaşım miktarını artıracak ya da azaltacak şekilde değiştirilebilir (Oğuz, 1990).

3.1. Ergitme Kaynak Yöntemleri

3.1.1. TIG Kaynağı

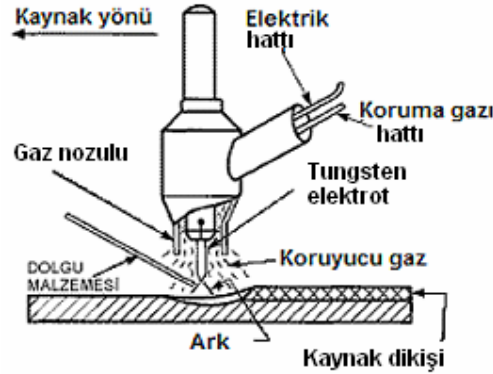
TIG kaynak yöntemi günümüzde, alüminyum ve alaşımlarının kaynağında geniş çapta kullanıldığından büyük bir önem taşır. Bu konuda TIG kaynak yönteminin başlıca üstünlükleri şöyle sıralanabilir:

- Yüksek bir kaynak hızının sağlanması,
- Kaynak enerjisinin belirli bir bölgeye yoğunlaştırılması,
- Isıl çarpılmaların azlığı,
- Mekanik özelliklerin çok iyi bir şekilde korunabilmesi,
- Sıhhatli kaynak dikişlerinin elde edilmesi,
- Kaynak sonrası cüruf oluşturmadağından temizleme işlemine ihtiyaç göstermemesi,
- Kolay bir şekilde mekanize edilmesi ve birçok pozisyonda uygulanabilmesi.

TIG Tungsten Inert Gas yönteminde kaynak arkı, ergimeyen bir tungsten elektrot ile kaynak yapılan iş parçası arasında oluşur. Ark, elektrot ve ergimiş kaynak banyosu havanın zararlı etkisinden argon, helyum veya her ikisinin belirli oranlardaki karışımları ile korunur. Koruyucu gazın soy bir gaz olması nedeni ile oksidasyon ve nitrür oluşumu gibi, istenmeyen durumlar önlenir (Oysu, 1996).

Alüminyumun TIG (Tungsten Inert Gas) kaynağı doğru akım düz kutuplama (DADK) ve doğru akım ters kutuplama (DATK) veya alternatif akımla (AA) yapılabilir (Şekil 3.2). İnce kesitli kaynak edilebilir alüminyuma, ilave metallsiz TIG kaynağı uygulanabilirse de, 6061-T6 gibi bazı ısıtma işlemi kabul eden alaşımlarda çatlama meydana gelebilir. 25 mm kalınlıktaki

levhalarda kaynak ağızı açılır ve ilave metal kullanılarak kaynak edilebilir. Doğru akım düz kutup otomatik donanımı ile ilave metal kullanmadan 32 mm'ye kadar kesitler birleştirilebilir. Alüminyum kaynağında toryumlu tungsten, alternatif akımda saf tungsten kadar kararlı (stabil) ark sağlayamamaktadır. Toryumlu tungsten genellikle doğru akım düz kutuplamada otomatik kaynakta kullanılır. Alüminyumun alternatif akım kaynağı için elektrotlar 0.25 mm'den 6.3 mm çapa kadar olur. Her iş için uygun elektrot çapının seçilmesi önemlidir. Elektrodun kirli ve pürüzlü olması, asal gazın elektrodun soğumasından önce kesilmiş olması, üflecin içinde gaz besleme sisteminde hava sızmasının varlığı veya elektrot ucunun metale değmesiyle gerçekleşebilir. Elektrodun ucu, alternatif akımda küresel, doğru akımda ise konik şeklindedir (Oğuz, 1990).



Şekil 3.2. TIG kaynak yönteminin şematik gösterimi (<http://www.kaynaknet.com>)

Alüminyumun alternatif akım TIG kaynağında kalın parçalar ön ısıtmaya tabi tutulmalıdır. Çevre sıcaklığı 5 °C'nin altına düşmedikçe 9.5 mm'ye kadar kalınlıkta olan levhalarda ön ısıtmaya gerek yoktur. 9.5-12.5 mm arası kalınlığa sahip levhaların ön ısıtılması isteğe bağlıdır. 19 mm ve daha kalın levhaların ön ısıtılması gereklidir ve bu da 175 °C'yi aşmamalıdır. Tek taraflı kaynaklarda alt tarafın argonla korunmamış olması halinde bütün dikişler sacların arasında aralık bırakılmadan puntalanmalıdır (Büyükarıslan, 2006).

3.1.2. MIG (Metal Inert Gaz) Kaynağı.

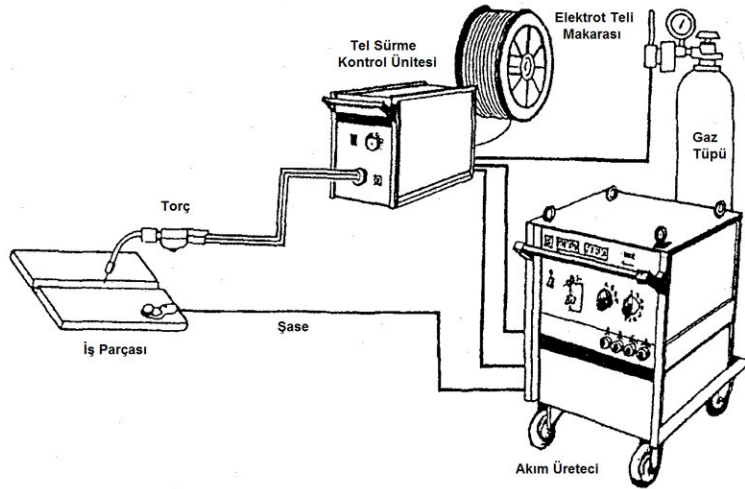
Şekil 3.3' de MIG kaynak yönteminin şematik görüntüsü verilmiştir. Koruyucu gaz altında yapılan kaynak yöntemlerinden biri de MIG (Metal İnert Gas) kaynak yöntemidir. Alüminyum ve alaşımlarının ergime kaynağının çoğu MIG yöntemiyle yapılır. Bu yöntemle ısıнын etkisi altında kalan bölge elektrik ark kaynağı ve oksii-asetilen gibi kaynak yöntemlerinkinden daha dardır ve kaynak hızı daha yüksektir. Bu yöntemde doğru akım ters kutuplama (DATK) kullanılır. İmalatta 1.6 mm'ye kadar incelikte alüminyum MIG kaynağı ile

birleştirilebilir (Büyükarıslan, 2006). MIG kaynağında torcun ucundan yarı otomatik ya da tam otomatik bir şekilde sürekli olarak gelen bir ilave metal (ergiyen elektrot) ile kaynak yapılmaktadır. MIG kaynağında ark, argon ve helyum gibi asal gaz atmosferi altında yanar. Kullanılan koruyucu gazlar asal olduğu için tepkime oluşmaz. Alüminyum ve alaşımlarının kaynağında, en iyi birleştirme kalitesi MIG kaynak yönteminde elde edilir. Argon korumasıyla; elektrik akımı, kaynak banyosunun önünde, ana metalin üstündeki oksit tabakasını parçalar. Bu temizleme etkisinin, ana metal levhasını terk eden elektronlar ya da levhaya çarpan asal gaz iyonları veya bu iki olayın birlikte gerçekleşmesinden ileri geldiği düşünülmektedir (Oysu, 1996). MIG yönteminin bir karakteristiği olan enerjinin verimli kullanılması, çoğu kez ön ısıtmayı gereksiz kılar. Bu nedenle yöntem kalın alüminyum kesitlerinin kaynağında rahatlıkla uygulanmaktadır. Bu yöntemde, diğer kaynak usullerine göre, daha yüksek bir kaynak hızı, iyi bir nüfuziyet ve yüksek kaynak kalitesi elde etmek olasıdır. ITAB'ın genişliği, örtülü elektrot ve oksit-asetilen kaynaklarından daha küçük olur. Ayrıca kaynak uygulaması, kaynakçı ustası için, diğerlerine göre çok daha kolaydır. Alüminyum ve alaşımlarının MIG kaynak yönteminin, diğer kaynak yöntemlerine göre üstünlükleri şu şekilde sıralanabilir (Şaldır, 1996)

1. Düzgün ve kaliteli bir kaynak dikişi ele edilir.
2. Kaynak sırasında ayrı bir dekapana gereksinim duyulmaz.
3. Kaynak uygulaması diğer yöntemlere göre daha kolaydır.
4. Bu yöntemde dekapan kullanılmadığı için, dekapandan dolayı korozyon olmaz.
5. Kaynak sonrası aşırı bir temizliğe (cüruf oluşumu gibi) ihtiyaç yoktur.
6. Koruyucu gaz kullanıldığı için kaynak bölgesi çok iyi korunur.
7. Her çeşit birleştirme şekli mümkündür. Özellikle iç köşe kaynağı, diğer kaynak yöntemlerine göre daha kolay yapılır.
8. Büzülme ve çekme, gaz eritme kaynağından azdır.
9. Diğer kaynak yöntemlerinden daha yüksek hızda kaynak yapılır. Kesintisiz sürekli dikişler elde edilebilir.
10. Rahatlıkla otomatik olarak çalışabilir.
11. Sınırsız kalınlıkta birleştirme yapmak mümkündür. Ayrıca kalın parçaların kaynağında yüksek akım uygulayarak ön ısıtmasız da birleştirme yapılabilir.
12. Tüm kaynak pozisyonlarında çalışmak olasıdır ve TIG kaynağına nazaran daha iyi bir çalışma sağlar.
13. İyi bir ark kararlılığı oluşturulabilir.

Bazı kaynaklı birleşmelerde sınırlı miktarda gözeneğe izin verilse de; bu kusur süneklik, yorulma ve çekme dayanımı üzerinde olumsuz etki yapar. Kaynak gözenekliliği düzeyi dört

önemli etken tarafından kontrol edilir. Bunlar; malzemenin başlangıçtaki hidrojen içeriği, hidrojenin absorbe edilme oranı, kaynak metali içinde katı eriyik halinde tutulabilen gaz hacmi ve gaz kabarcıklarının kaçabilme oranıdır. Ticari saflıktaki alüminyum, hidrojen için düşük bir çözünürlük ve yüksek bir absorpsiyon oranı sunar. Bu nedenle bu malzeme gözenekliliğe eğimlidir (Oğuz, 1990; Büyükarıslan, 2006). Alüminyum kaynaklarında gözeneklilik oluşumunun başlıca nedeni, kaynak banyosunda sıkışıp kalan gazlardır. Çıkış için gazın zaman bulamadığı katılaşmalarda, katılaşıp metal ya da alaşımda gözenek meydana gelir. Gazlar, koruyucu gazda bulunabilen kalıntı maddelerden, havadan ve sudan, kirli ana ve ilave metalden, fazla uzun ark ya da şiddetli ark etkisinden ileri gelebilirler. Koruma gazı, hava veya gaz akımının taşıdığı kirletici maddelerden oluşan gazlar; şiddetli ark etkisinin sonucu olarak kaynak banyosunda sıkışıp kalabilirler. Aşırı yüksek akım şiddetleri, kaynak banyosunda bir gaz kabarcığı üzerine metal yığarak gaz sürükleyebilir. Tüm kabarcık kaçmaya vakit bulmadan ergiyik metalle birlikte katılaşıp. Bu tip gözenekler şekil olarak genellikle düzensiz olurlar (Oysu, 1996). Hava sıkışmalarına ek olarak kirletici yabancı maddelerden hidrojen gazının meydana gelmesi, alüminyumda gaz gözenekliliğinin bir başka nedenidir. Ergimiş alüminyum, atomik hidrojene karşı büyük bir tutma eğilimi gösterir. Halbuki katı alüminyum, çok az hidrojen içerebilir. Şu halde, kaynak banyosu katılaştıkça hidrojen difüze olur. Katılaşma süreci hızlı olduğundan gaz yüzeye yükselemez ve içerde kalıp gözenek oluşturur. Alüminyum ve alaşımlarının MIG kaynağı, TIG kaynağına nazaran daha iyi sonuçlar vermektedir. MIG kaynağı daha hızlı bir kaynak işlemi sağlar. Elektrot (+) kutba bağlandığında derin bir nüfuziyet elde edilir.



Şekil 3.3. MIG kaynak donanımı (Şaldir, 2002).

3.1.3. Oksi-Asetilen Kaynağı

Alüminyum ve alaşımlarının gaz eritme kaynağı en eski birleştirme yöntemlerinden biri olup, her tür hafif metale uygulanabilir. Bu yöntemde, oksi-asetilen alevi ısıyı bölgesel olarak yoğunlaştırabildiği için hidrojen-oksijen alevinden daha az çarpılmalara yol açar. Oksi-asetilen alevinin en sıcak noktasında 3200 °C'lik sıcaklık elde edildiği için, yöntem kalın parçaların birleştirilmesinde kullanılabilir. Hidrojen-oksijen alevi de ince parçaların kaynağında kullanılabilir (2000 °C). Hidrojen-oksijen alevi Al-Mg alaşımlarında gözenekliliğe yol açar. Magnezyum alaşımlarında, ergime akışını engelleyen oksitlenme meydana gelir. Hafif metallerin kaynağında hafif, yani karbürleyici alevle çalışır. Kesinlikle oksitleyici alevden kaçınılmalıdır (Oğuz, 1990). Redükleyici asetileni fazla alev, oksit tabakasını çözmeye yetmediğinden bir dekapan kullanılması kesinlikle gereklidir. Dekapansız kaynak edilebilen döküm Al-Si alaşımları dışında, bütün hafif metal alaşımlarında dekapan kullanılması zorunludur. Kimyasal açıdan hafif metal dekapanları, alkali ve toprak-alkali metallerin (sodyum, potasyum, lityum) klorür ve flüorürlerinden oluşur (Oysu,1996).

Alüminyum ve alaşımlarının gaz eritme kaynağı 0,75-25 cm' ye kadar parçaların kaynağında rahatlıkla kullanılmaktadır. Daha kalın parçaların bu kaynak yöntemiyle birleştirilmesinde önemli problemler oluşturmaktadır. Örneğin alüminyum ısı iletme kabiliyeti yüksek olduğundan kaynak esnasında malzemede önemli derecede çarpılmalar oluşabilmektedir. 0.75 mm'den ince parçaların kaynağında ise genellikle TIG kaynak yöntemi kullanılır (Şaldır, 2002).

Alüminyum alaşımlarının gaz eritme kaynağında en iyi sonucu oksi-asetilen verir. Bununla birlikte hidrojen-oksijen alevinde daha düşük sıcaklık oluşması nedeniyle 1 mm' den az kalınlıkta saçlarda kaynakçının işini kolaylaştırır. Ancak H-O alevi, Al-Mg alaşımlarında gözeneklere yol açar. Alüminyum alaşımlarının gaz eritme kaynağında, nötr veya hafif karbürleyici alev kullanılır, yani üflece verilen asetilen daima oksijenden fazla olmalıdır. Bu yüzden asetilen mutlaka temiz ve tüp asetileni olmalıdır. Oksitleyici veya oksijeni fazla alevler alüminyum oksit oluşturdıklarından kullanılmamalıdır (Oysu, 1996). Alüminyum atmosfer ortamında kaldığı sürece yüzeyinde oksit tabakası oluşur. Oksit tabakasının yoğunluğu alüminyumdan küçük olduğu için kaynak esnasında ergimiş banyonun üzerini örter ve kaynak çubuğundan ergiyerek düşen damlaların nüfuz etmesini engeller. Meydana gelen oksit tabakasının ergime sıcaklığı 2050 °C'dir. Bu sıcaklık hem alüminyum hem de alüminyum alaşımlarından yüksek olduğundan, kaynak esnasında bu oksit tabakasının ortadan kaldırılması gerekecektir. Kaldırılması için gerekli sıcaklığa erişildiğinde esas metalin ergidiği görülmektedir. Alüminyumun ısı iletme yeteneği demirden üç kat daha büyüktür. Bu nedenle kalın parçaların kaynağında işlem den önce ön ısıtmanın yapılması gerekir. Alüminyumun ısı

genleşme katsayısı demire nazaran daha büyüktür. Bu özellik kaynak esnasında alüminyumda şekil değişimine neden olur. Bu şekil değişikliği de iç gerilmelere yol açar.

Oksi-asetilen gaz ergitme kaynağının avantajları şöyle sayılabilir: Ucuz, basit ve kolay taşınabilir teçhizatlı, kullanılması çok kolay bir üfleç, bu üfleç erişilmesi güç yerlerde ve zor pozisyonlarda iyi kullanılabilir, ucuz dikiş ön hazırlığı ve nihayet, özellikle kalın sacların çok pasolu kaynağında, dikişlerin sıcak olarak çekiçlenebilmesi olanağı ki, böylece mükemmel düz ve kolay temizlenebilir yüzeyler elde edilir. Dezavantajları da, dikiş içine girmelere neden olabilecek bir dekapanın kullanılması, bu dekapanın korozyona sebebiyet vermesi nedeniyle bunun artıklarının temizlenmesi gereği (pahalı kaynak sonrası işlemler gerektirmesi); dikişin her iki yanında ITAB'de, ıslah edilmiş veya sertleştirilmiş metal alaşımlarında iş parçası düzeyinde zayıf mukavemetli bölgeler oluşturmaları ve nihayet ergitme kaynağında meydana gelen büyük çarpılalar için pahalı düzeltme işlemlerinin gerekmesidir (Oğuz, 1990).

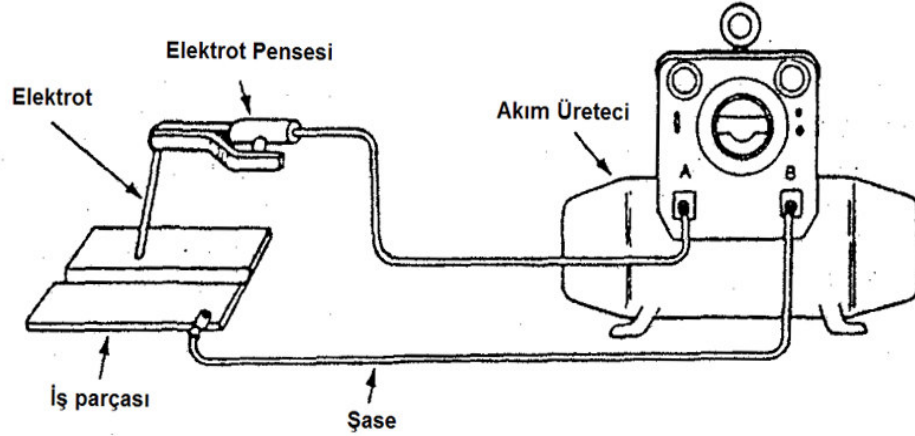
3.1.4. Elektrik Ark Kaynağı

Alüminyum ve alaşımlarının örtülü elektrotla ark kaynağı diğer yöntemlere göre bazı avantajlar sağladığı için yaygın bir kullanım alanı vardır. Bu avantajlar, kullanımı basit ve kuruluş sermayesi düşüktür. Yani arada bir kaynak yapıp MIG ve TIG kaynağına yatırım yapmak istemeyen küçük atölyelerde cazip görülmektedir. Bu yöntemde, kaynak için uygun koşullardaki elektrik akımı, bu iş geliştirilmiş kaynak makinesi tarafından sağlanır. Akım, kablolar yardımıyla iş parçası ve elektrot pensesine iletilir. Kaynakçı, elektrotu penseye takar ve iş parçasına temas ettirerek arkı oluşturur (Şekil 3.4). Arkın başlatılması, yanması, yüksekliğinin ayarı, söndürülmesi ve kaynak hızı gibi çeşitli özellikler kaynakçı tarafından ayarlanır. Alüminyum ve alaşımlarının kaynağında kaynakçı kalitesi çok daha önemlidir. Çünkü ark çeliklerin kaynağında olduğu gibi kendini belli etmez ve ergime derecesinin düşük olması gibi özellikler kaynağı zorlaştırır. Bu yüzden kaynakçının bilgi ve becerisi alüminyum kaynağı için çok önem taşır (Şaldır, 2002).

Alüminyum ve alaşımlarının örtülü elektrotlarla ark kaynağında ark, iş parçası ve ergiyen elektrot arasında oluşur ve bu şekilde ergiyen elektrot kaynak metali haline geçer. Elektrot örtüsü aynı zamanda yanarak ergir. Bu sırada açığa çıkan gaz karışımı, ark bölgesini korur ve oluşan cürufun yoğunluğu kaynak metalinden az olduğu için, cüruf kaynak dikişinin üzerini örterek onu dış ortamın olumsuz etkilerinden korur.

Bu yöntemde ısı işlem yoluyla sertleşmeyen alüminyum alaşımlarını kaynak etmek mümkündür. Yapısal sertleşmeli alaşımlar arasında Al-Si-Mg ve Al-Mg-Si tipi alaşımlar da uygun şekilde örtülü elektrotlarla birleştirilebilirler. Fakat dikişe yakın bölgelerde mekanik özellikler düşer. Çinko (Zn) ve magnezyumlu (Mg) alaşımlar, kaynaktan sonra herhangi bir

işlem gerektirmeden mekanik özelliklerin aşağı yukarı tümüne sahip olurlar. Kaynak için doğru akım ters kutuplama (DATK) yöntemi kullanılır. Bu yöntem 2 mm'den kalın alüminyum ve alaşımlarının kaynağında kullanılır. 6 mm'den ince malzemelerin kaynağında sıvı ve gaz sızdırmazlığı elde etmek güçtür (Oğuz, 1990).



Şekil 3.4. Elektrik ark kaynağının şematik gösterimi

Alüminyum ve alaşımlarının kaynağını mümkün olduğu kadar yatay pozisyonda yapmaya çalışılmalıdır. Düşey ve tavan kaynaklarından mümkün olduğunca kaçınılmalıdır. Kaynak işleminden sonra 200-300 °C'de çekilçenirse iri taneli döküm yapısı ince taneli hadde yapısına dönüşür ve aynı zamanda dikişin mukavemeti yükselir. Yalnız büyük ve karmaşık parçalarda kaynak yerinin civarı 200 °C'lik bir ön ısıtmaya tabi tutulmalıdır. Bakır (Cu) içeren Al alaşımları 150-200 °C'lik ön ısıtmaya tabi tutulurlar. Kaynaktan sonra parçanın yavaş soğumaya bırakılması gerekmektedir (Anık, 1960).

Alüminyum ve alaşımları açısından bu yöntemin iyi yanları şu şekilde sıralanabilir;

1. Kaynak süresi, oksî-asetilen kaynağına göre daha kısadır.
2. Bölgesel ısınma dolayısı ile, deformasyon tehlikesi azdır.
3. İç köşe ve bindirme kaynakları kolayca yapılır.
4. Tek paso ile daha kalın kaynak dikişi elde edilir.

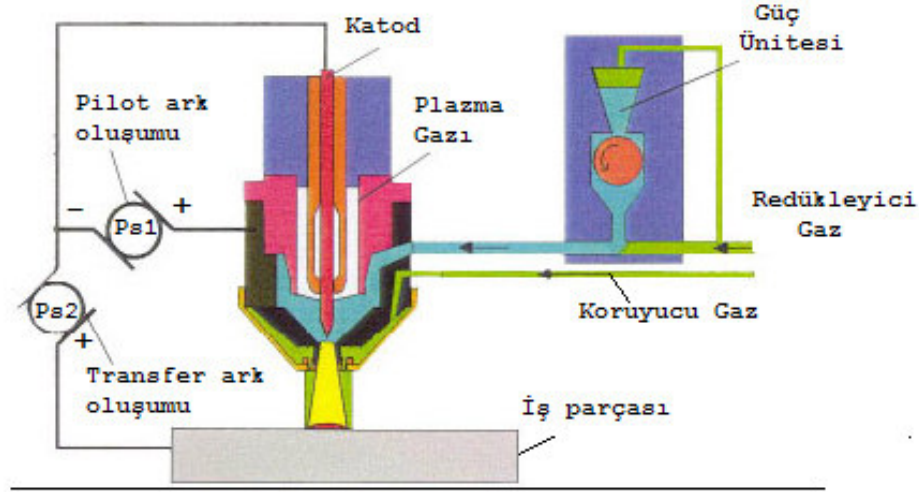
Olumsuz yanları ise ;

1. Esas malzeme ile kaynak dikişinin iç yapısının, çabuk soğuma nedeniyle farklı olması,
2. İnce sacların kaynağının yapılamaması ve
3. Elektrotların yanlış kullanılmasından doğan gözeneklerin oluşmasıdır (Anık, 1960; Büyükarıslan, 2006).

3.1.5. Plazma Kaynağı

Alüminyumun plazma arkı ile kaynağında, kare dalgalı alternatif akım veren akım üreteçleri kullanılarak yüzeydeki oksit filmi kırılarak kaliteli kaynak dikişleri gerçekleştirilir. Alüminyumun plazma ark kaynağı oluk, yatay ve aşağıdan yukarıya dik pozisyonda uygulanabilir. Bu kaynak metodunda doğrudan kısa arklı bir plazma üflecinde sıkıştırılmış, enerji yoğunluğu büyük bir plazma elde edilir. Şekil 3.5’de yöntem şeması verilen plazma üflecinde çift gaz kullanılmaktadır. İçten verilen gaz, plazma gazı adını alır. Genellikle asal gaz grubundan argon, plazma gazı olarak kullanılır. Koruyucu gaz, daha dıştan iş parçası ile üfleç arasına, plazmayı çepeçevre saracak şekilde verilir. Bu gaz genelde argon ve moleküler bir gaz (H_2 veya N_2) karışımıdır. Oluşan plazma iş parçasında derin nüfuziyet oluşturmaktadır. Tek pasoda herhangi bir dolgu metali kullanmadan, 8 mm’ye kadar kaynatmak mümkün olur (Binan, 2006; Karadeniz, 1990). En çok kullanılan pozisyon oluk pozisyonu olmasına karşın, aşağıdan yukarıya doğru dik pozisyonda kaynak uygulamasında kaynak banyosu daha rahat kontrol edilir. Silindirik depolama tanklarının yapımında parçayı döndüren durum ayarlayıcısı (pozisyoner) kullanılarak oluk pozisyonunda kaynak yapılır. Ancak, gerektiği durumlarda örneğin, 4- 5 mm kalınlığındaki alüminyum saclardan üretilen taşıyıcı kasalarda dik pozisyonda kaynak tercih edilir. Son yıllarda, alüminyum ve alüminyum alaşımlarının plazma ark kaynağı daha derin nüfuziyet, daha az kaynak ağzı hazırlığı, daha az açılmal çarpılmaya neden olacak ısı girdisi ve az sayıda paso ile kaynak ağzının doldurulabilmesi gibi üstünlüklerinden dolayı TIG kaynağına göre daha çok kullanılır konuma gelmiştir.

Alüminyumun kaynağında, plazma gazı ve koruyucu gaz olarak kullanılan en ekonomik gaz argondur. Ar + % 30 He karışım gazı koruyucu gaz olarak da daha düşük akım şiddetlerinde kullanılır ve bu gaz torç memesi (nozül) ve tungsten elektrodun kullanım ömrü açısından daha iyi sonuçlar vermektedir. % 30’dan fazla He içeren gaz karışımları özellikle 5 mm’den ince kalınlıklarda oluk pozisyonunda iş parçasına daha çok ısı girdisi sağlar ve aşırı nüfuziyete neden olabildikleri gibi yetersiz ergimeye de yol açabilirler. Özellikle, % 30’dan fazla He içeren gaz karışımları ergitme tekniği kullanılarak 8 mm kalınlığındaki alüminyum parçaların aşağıdan yukarıya dik pozisyonda kaynağında çok iyi sonuçlar verirler. Alüminyumun kaynağında kök koruyucu gazı kullanımına gerek yoktur, hatta sakıncası vardır, çünkü anahtar deliği tekniğinde kök gazının basıncı anahtar deliğinin oluşumunda olumsuz etki yapar (Anık, 1960).



Şekil 3.5. Plazma ark kaynağı (www.industrialmotionsystems.com)

3.1.6. Lazer Kaynağı

Lazerin İngilizce kelime anlamı “Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation” (uyarılmış ışın yayınımları ile ışık yükseltilmesi veya uyarılmış atomlardan salınan radyasyonlar yardımıyla ışık yükseltilmesi) kelimelerinin baş harflerinden oluşur.

Lazer Kaynağı, lazer ışınının birkaç mikron mertebesinde iyi odaklanabilme yeteneğinden dolayı (3400 °C) tungsten gibi yüksek sıcaklıklarda ergiyen metalleri rahatlıkla ergitebilmektedir. Lazer Kaynağı, çok dar bir kaynak bölgesi oluşturduğu için birçok avantajı da beraberinde getirmektedir. Lazer ışının dar bir alana nüfuz etmesi, dar bir kaynak bölgesinin oluşmasına neden olur. Pratikte alüminyum alaşımlarının yüksek ısı iletme özelliğinden dolayı alüminyum alaşımlarının kaynağında önemli yer tutmaktadır. Ancak alüminyumun ışığı iyi yansıtma özelliğinin lazer ışınları enerjisinin kullanımını sınırladığından, alüminyum alaşımlarının lazer kaynağıyla birleştirilmesinde büyük güçlüklerle karşılaşmaktadır (Büyükarıslan, 2006).

3.1.7. Elektron Işın Kaynağı

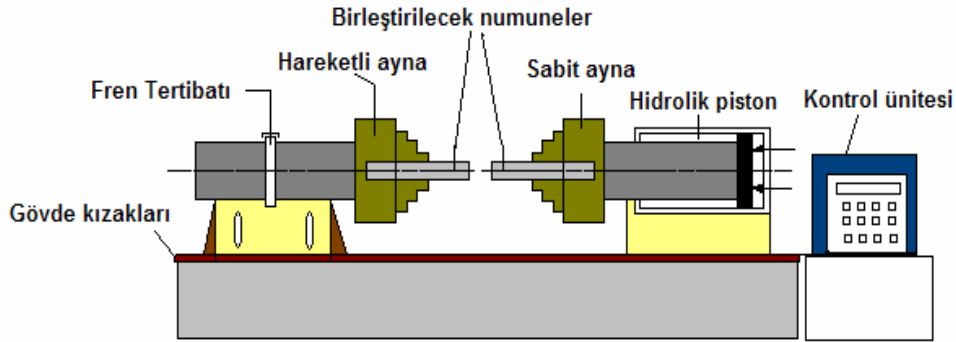
Teorik olarak, iş parçasının yoğun bir yüksek hız elektron akışı tarafından bombardıman edildiği ve elektronların bütün kinetik enerjisinin darbe etkisiyle fiilen ısıya dönüştüğü bir ergime birleştirme sürecidir. Elektron ışın kaynağı ile yüksek birleştirme verimi ve asgari distorsiyon elde edilebilir. Al alaşımlarının çoğu elektron ışın kaynağı ile kaynak edilebilir. Ancak 6061, 2004 ve 7075 gibi ısı işlem kabul eden bazı alaşımlarda çatlamaya rastlanabilir. Belli bir ısı girişi ile kaynak edilebilen kalınlıklar geniş ölçüde değişir. Böylece belli bir makine

5083 alaşımdan 130 mm, 2219 alaşımdan ise sadece 50 mm kalınlığı kaynak edebilir. Küt alın birleştirmesi 150 mm kalınlığa kadar kullanılmıştır. Kalın kesitlerin tek pasoda kaynağında bütün kalınlık genişliğince aynı kaynak genişliğini tutmak uygun olur. Böylece iyi bir kök ergimesi ve minimum kusur sağlanmış olur (Oğuz, 1990).

3.2. Katı Hal Kaynak Yöntemleri

3.2.1. Sürtünme Kaynağı

Şekil 3.6' da sürtünme kaynak yönteminin şematik görüntüsü verilmiştir. Sürtünme kaynağı; biri sabit, diğeri hareketli iki silindirik parçanın, alın yüzeylerinin aksenal basınç yardımıyla birbirlerine sürtünmesi sonucu ortaya çıkan sürtünme ısısı altında yapılan bir katı hal kaynak yöntemidir. Bu kaynak yönteminde kullanılan en önemli parametreler; devir sayısı, sürtünme süresi, sürtünme basıncı, yığma süresi ve yığma basıncı olarak sıralanabilir. Sürtünme kaynağı uygulanmadan malzemelerin alın olarak belirlenen yüzeylerinin yağ, pas ve kirden arındırılması; kaynak kalitesi açısından büyük önem arz etmektedir. Normal olarak kaynak edilemez diye bilinen, bazı yüksek mukavemetli ısıl işlem kabul eden alüminyum alaşımları, sürtünme kaynağı ile birleştirilebilirler. Mukavemette bir kayıp olmadığı gibi kaynak bölgesi tamamen sünek olur. Bu yöntemde malzemelerin ergimesi için gerekli olan enerji kullanımına ihtiyaç olmadığından maliyetten ve işçilikten tasarruf sağlanır (Özdemir, 2002).



Şekil 3.6. Sürekli tahrikli sürtünme kaynağının şematik resmi.

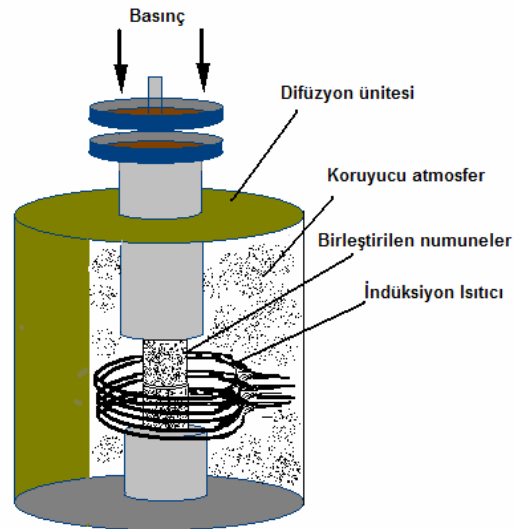
Sürtünme kaynağında, birleşme bölgesinde meydana gelen mikro yapısal değişiklik dört bölge ayırt edilerek incelenir. Bunlar; birleşme ara yüzeyindeki temas alanı, tamamen deformasyona uğramış bölge, kısmen deformasyona uğramış bölge ve deformasyona uğramamış bölge olarak tanımlanır. Sürtünme kaynağında bir ergime bölgesinin olmayışı, ısının tesiri altındaki bölgenin darlığı ve kaynağın çevresinde plastik olarak deforme olmuş malzemenin varlığı en belirgin özelliklerini teşkil eder. Kaynak kalitesi; uygun malzeme seçimi,

kaynak tasarımı, sürtünme süresi, sürtünme basınç kuvveti, devir sayısı, yığma basınç kuvveti ve yığma süresi gibi kaynak parametrelerine bağlıdır. Hız, zaman ve basınç kuvveti gibi kaynak parametrelerinin geniş çapta kullanımı ile kaliteli bir kaynak elde edilebilir (Özdemir, 2002).

3.2.2. Difüzyon Kaynağı

Şekil 3.7’ de difüzyon kaynak yönteminin şematik görüntüsü verilmiştir. Difüzyon kaynağı, bir katı hal birleştirme kaynağıdır. Birleştirilmek üzere eşleşmiş aynı veya farklı iki malzemenin ergime sıcaklıkları altındaki bir sıcaklıkta, malzemelerde tespit edilebilir plastik akmaya neden olmayacak bir basınç altında, malzeme çifti arasında metalik bağ oluşacak bir sürede tutulmasıyla yapılan kaynak yöntemi olarak tarif edilir (Orhan, 1996). King ve Tanuma tarafından önerilen difüzyon mekanizması üç safhadan oluşmaktadır; Birinci aşamada, plastik deformasyon ve sürünme ile yüzey teması artırılır. İkinci aşamada, birinci safhada yok edilemeyen arakesit boşluklarını difüzyon yoluyla yok edilir. Burada hakim mekanizma tane sınırı difüzyonudur. Üçüncü aşamada ise, arakesitteki tane sınırları göçer ve temas alanı artar (Özdemir, 2002; Orhan, 1996).

Alüminyumun difüzyon kaynağında ara tabaka kullanılmayan difüzyon kaynaklarının çoğu 450-500 °C arasında ve 4 saate kadar çıkan sürelerde yapılır. Fakat bu işlemde ara bölgede oluşan oksit tabakası birleşebilirliği olumsuz etkilemektedir. Bunun için sıvı faz difüzyon işlemi (TLP) tercih edilir. Bu yöntemde, ara bölgeye daha düşük ergime dereceli ilave metal yardımıyla oksit tabakanın oluşumu önlenabilmektedir.



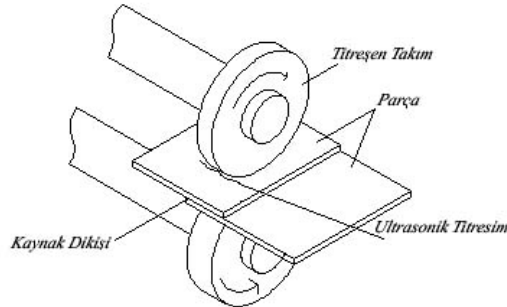
Şekil 3.7. Difüzyon kaynak seti

3.2.3. Direnç Kaynağı

Direnç kaynağı, iş parçalarından geçen elektrik akımına karşı iş parçalarının gösterdiği dirençten sağlanan ısı ve aynı zamanda basıncın uygulanmasıyla yapılan bir kaynak yöntemidir. Malzemeden geçen elektrik akımının doğurduğu ısı, herhangi bir ısı uygulanmamaktadır. Isı, kaynak edilecek kısımlarda oluşur ve basınç kaynak makinesindeki elektrotlar ya da çeneler aracılığıyla uygulanır (Anık, 1996). Bazı alüminyum alaşımlarının direnç kaynağı diğerlerine göre daha kolaydır. Genelde diğer kaynak işlemleriyle kaynatılabilen döküm alaşımları direnç kaynağı ile de kaynak edilebilir. Sürekli döküm ve kum döküm alaşımları başarıyla nokta kaynağı yapılabilirken kalıp dökümlerin bu metotla birleştirilmeleri zordur (Doğan, 2006). Genellikle yüksek mukavemetli 2024 ve 7075 alaşımları kolaylıkla kaynak edilebilirlerse de daha düşük mukavemetli alaşımlara nazaran çatlak ve gözenekliliğe daha fazla meyillidirler. Kaynak metalinde çekme çatlakları az çok tamamen bakır ve çinko içeren alaşımlara (2024 ve 7075 gibi) özgüdür (Oğuz, 1990).

3.2.4. Ultrasonik kaynak

Ultrasonik kaynakta birleştirilecek parçalar, hareketli ultrasonik frekansla titreşen sonotrot ile sabit duran bir altlık arasına konur ve az bir kuvvetle bastırılır (Şekil 3.8). Sonotrot tarafından oluşturulan ultrasonik titreşimler, yüzeye paralel olarak üstteki parçaya iletilir ve temas yüzeylerinde yani alt ve üst kaynak yerinde bağlı bir harekete neden olur. Ultrasonik dikiş kaynağında bindirilen saclar dönen tekerlek şeklindeki sonotrotlar tarafından senkronize çalıştırılan altlık makaralarına bastırılır. Tekerlek şeklindeki sonotrotların levha titreşimleri üstteki is parçasına iletilir (Doğan, 2006). Metal-cam birleştirilmesi, alüminyum ile altın kaplamalı cam arasında birleştirme oluşturulmuştur. Bu yöntemle 0,004-1 mm arasındaki metaller kaynak edilebilir. Çok ince malzemeleri kalın malzemelerle birleştirme kolaylığını oluşturur. Kaynaklı parçada çarpılma olmaz. Genel olarak alaşımlar, sünek saf metallere göre bu yöntemle daha güç birleştirilebilirler (Oğuz, 1990).



Şekil 3.8. Ultrasonik kaynak (Anık ve Vural, 1993)

4. SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI

4.1. Kaynak Yönteminin Tanımı

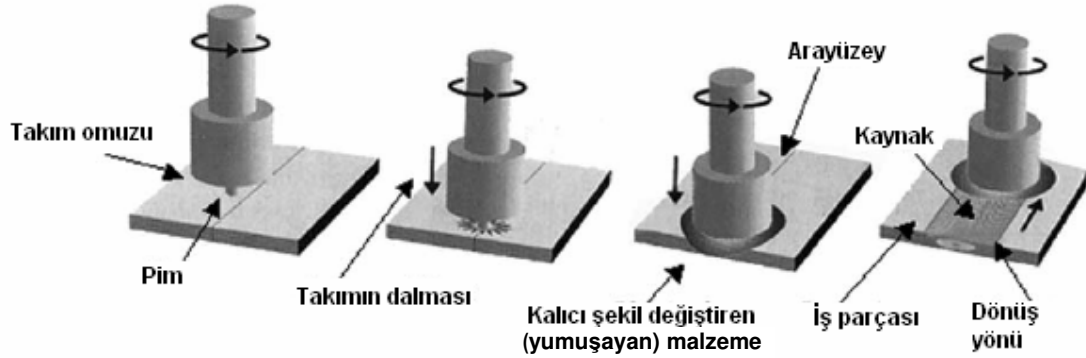
1991 yıllarının başlarında İngiliz Kaynak Enstitüsü'nde (TWI), geliştirilen sürtünme karıştırma kaynağı, ilk olarak alüminyum alaşımlarında uygulamaya konulmuştur (Çam, 2001). Zaman içerisinde bu yöntem sadece İngiltere'de uygulanmakla kalmamış, diğer bir çok ülkede geniş çaplı bir araştırma ve uygulama konusu olma niteliği kazanmıştır. Günümüzde başta Amerika Birleşik Devletleri, Japonya ve Avrupa ülkeleri olmak üzere, bir çok kaynak teknik enstitülerinin üretim birimlerinde yöntemin geliştirilmesiyle ilgili bilimsel çalışmalar hızla devam etmektedir. Diğer yandan, aynı ülkelerin öncülüğünde büyük organizasyon şirketleri, bu tekniği kullanabilmek için genel lisans almışlardır. Ülkemizde de, yöntemin organize sanayi bölgelerinde, kullanımının artırılması için TÜBİTAK ve KOSGEB başta olmak üzere yerli araştırma ve proje kuruluşları, konuyla ilgili araştırma ve uygulama yapan kuruluşlara maddi destek sağlamaktadır. Alüminyum alaşımlarının geleneksel ergitme kaynak yöntemleriyle (MIG, TIG, elektrik ark kaynağı) birleştirmelerinde karşılaşılan problemlerin azaltılması amacıyla araştırmacılar, yeni katı hal kaynak yöntemleri üzerindeki çalışmalara yönelmişlerdir (Kurt ve diğ., 2004). Sürtünme karıştırma kaynağı ya da kısaca SKK yöntemi, diğer kaynak yöntemleriyle birleştirilmesi kolay olmayan alüminyum alaşımlarının kolaylıkla birleştirilmesine olanak sağlamaktadır. Sürtünme karıştırma kaynağı, sürtünme kaynak yönteminin geliştirilmiş bir başka şeklidir. Bilindiği gibi, birçok metal ve alaşımların birleştirilmesinde kullanılan sürtünme kaynağı, genellikle silindirik kesitli malzemelere uygulanan bir katı hal kaynak yöntemidir (Özsoy ve Kaluç, 2002).

Yöntemin uygulanması sırasında duman ve ısı oluşmaması, koruyucu gaz, toz ve ilave elektrot teline ihtiyaç duyulmaması, kaynak ağzı hazırlığının gerekmemesi, fazla bir ısı ile gerektirmemesi ve otomasyona uyumluluğu gibi daha birçok üstünlüğün bulunması, SKK yönteminin uygulama alanlarını daha da genişletmektedir (Şık, 2003).

Bugüne kadar, İngiliz Kaynak Enstitüsü'nde alüminyum ve alüminyum alaşımları için bu kaynak yöntemi ile oluşturulacak birleştirmeler üzerinde birçok araştırma yapılmıştır. Bu çalışmalardan elde edilen bilimsel sonuçlar, yöntemin gerek yaşlandırma sertleşmesi yapılabilen ve gerekse yaşlandırma sertleşmesi yapılamayan alüminyum ve alaşımlarında başarılı ve güvenli birleştirmelerin elde edildiğini göstermiştir. Ayrıca bakır-bakır alaşımları, kurşun-kurşun alaşımları, titanyum-titanyum alaşımları, magnezyum-magnezyum alaşımları, metal matrisli alüminyum kompozitlerde de bu yöntemin uygulanmasına başlanmıştır (Çam, 2007).

4.2. Kaynak Yönteminin Uygulanışı

Sürtünme karıştırma kaynağının uygulanışı temelde basittir. Öncelikle kaynak sırasında oluşan titreşim ve hareketleri engelleyebilmek için birleştirilecek levhaların bir mengene ya da tutucu pabuçlar yardımıyla iyice sabitlenmesi gerekir. Çünkü birleştirme esnasında iş parçaları yukarıya doğru, yana doğru kaymaya ve ileriye doğru itilmeye maruz kalacaktır. Yöntemin uygulanabilmesi için sürtünme ısını ve karışımı sağlayabilecek karıştırıcı uca ihtiyaç vardır. Freze pensine bağlanan karıştırıcı uç önceden belirlenmiş bir devirde döndürülür ve kaynak yapılacak levhalara daldırılır. Özel tasarlanmış pime sahip karıştırıcı uç ve omuzu; düzlem boyunca dönme hareketi yaparak levhaları gerekli sürtünme ısısına ulaştırır ve doğrusal hareketle de iki levha arasındaki birleşmeyi sağlar. Karıştırıcı uç takımı, iki görev üstlenmektedir. Bunlardan birisi malzemeyi ısıtarak gerekli sıcaklığına getirmek, diğeri ise doğrusal hareket temin edip karıştırma yaparak iki levhanın birleşmesini sağlamaktır. Şekil 4.1’de görüldüğü gibi karıştırıcı uç pimi etrafındaki malzeme, sürtünmeyle ısınıp yumuşayarak pimin ucundan arka yüzeye doğru karıştırılır ve karıştırılan malzeme soğuyarak katılaşır (Özarpa, 2005). Alüminyum yüzeyinde oluşan oksit tabakası da plastik deformasyonla kırılmaktadır. Bu yüzden yöntemin uygulanışı sırasında koruyucu gaze ihtiyaç duyulmaz. Tüm bu olaylar alaşımın ergime noktası altındaki bir sıcaklıkta gerçekleşir. Alüminyum alaşımları farklı kimyasal ve mekanik karakteristiklere sahiptir. Kaynak yapmadan önce, işlem değişkenlerinin mutlaka belirlenmesi gerekmektedir. Bunlar alaşım çiftlerine göre farklılıklar göstermektedir. Kaynak işlemi zor olan alüminyum alaşımlarının birleştirilmesinde, yöntemin performansı ve üstünlükleri sanayinin ilgisini çekerek, yöntemle ilgili yapılan araştırmalar yaygınlaştırılmıştır. Bu kaynak yönteminin 1 mm’den daha az ve 35 mm’den kalın olan ve kaynatılamaz olarak düşünülen alüminyum alaşımlarına başarıyla uygulandığı ve araştırmacılar tarafından, kaynaklı malzemelerde çok iyi mekanik özelliklere ulaşıldığı belirtilmektedir (Özdemir, 2003).



Şekil 4.1. Sürtünme karıştırma kaynak yönteminin aşamaları (Lomolino ve diğ., 2003).

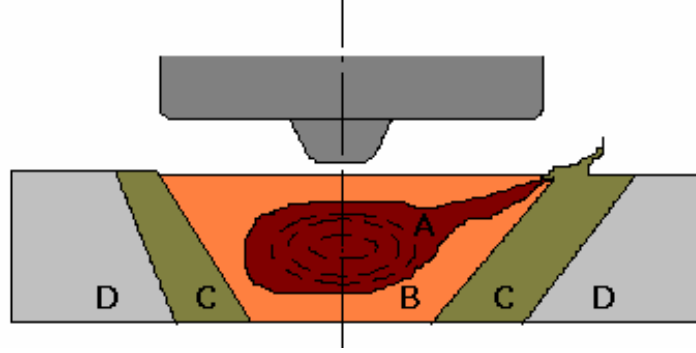
Sürtünme karıştırma kaynağı süresince malzeme yüksek sıcaklıklarda yoğun kalıcı şekil değişimine (plastik deformasyona) uğramaktadır. Bunun sonucunda malzemenin içyapısında ince taneli ve yeniden kristalleşmiş tane yapıları meydana gelmektedir. İnce taneli mikroyapı da malzemenin iyi mekanik özellikler sergilemesine yol açmaktadır (Mishra ve diğ., 2003). Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ark kaynağına oranla; işlem kolaylığı, dolgu malzemesi ve koruyucu gaz kullanımına ihtiyaç duyulmaması, kaynak dikişinde ince taneli yapı oluşumu, mekanik özellik kaybı olmaması sayesinde yüksek performans sağlamaktadır (Özarpa, 2005).

4.3. Kaynağın işlem karakteristiklerini etkileyen faktörler

Sürtünme karıştırma kaynak yönteminde, yapılan kaynaklarda birleşme özelliklerini etkileyen dört faktör vardır. Bunlardan birincisi karıştırıcı uç geometrisidir. Seçilen uç profili birleşme bölgesindeki malzemelerin karışma kabiliyetlerini doğrudan etkilemektedir. Malzemelerin plastik deformasyonla karıştırılması ve malzeme akışı, mekanik özellikler üzerinde önemli sonuçlar doğurmaktadır. İkincisi karıştırıcı ucun devir sayısı ve ilerleme hızı olup, bu değişkenlerin her ikisi de kaynağın sürtünme sıcaklığını etkilemekte ve böylece kaynak bölgesinin metalurjik özelliklerinin değişmesine yol açmaktadır. Üçüncüsü; birleştirilen alaşım çiftleri olup, ergime sıcaklıkları ve mekanik özellikleri birbirine yakın malzemeler daha iyi birleşme özellikleri göstermektedir. Son olarak da, karıştırıcı ucun batma derinliği önemlidir. Diğer üç faktörün kontrol edilmesi kolay olmakla beraber, ucun batma derinliği kritik bir faktördür ve kontrol edilmesi güçtür. Batma derinliğinin kaynak süresince sabit kalması gerekmektedir. Fakat özellikle uzun levhaların birleştirilmesi işlemlerinde yüzeylerin çok düzgün olmaması durumunda bunu sağlamak mümkün olmayabilir. Bu nedenle kaynak öncesi yüzey hazırlama oldukça yararlıdır ve bunun için özen gösterilmesi gerekmektedir (Çam, 2002).

4.4. Kaynağın metalurjik yapısı

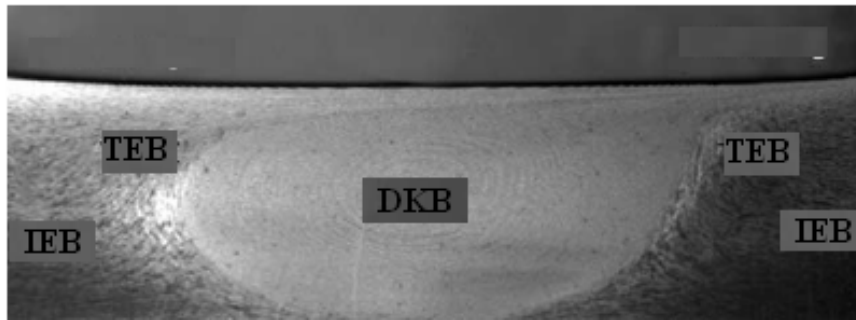
Sürtünme karıştırma kaynağı, ergime derecesinin altında birleştirmeler üreten bir katı hal kaynak yöntemidir. Bu yöntemde ısıdan etkilenen bölge, ergitme kaynak yöntemleriyle karşılaştırıldığında yüksek sıcaklık oluşmadığından, oldukça dardır. Kaynak dikişinden esas metale doğru bu bölgeler sıralanırsa, bunlar; sırasıyla dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge (DKB), termomekanik etkilenen bölge (TEB), ısıdan etkilenen bölge (IEB) ve esas malzemeden oluşmaktadır. Şekil 4.2’de sürtünme karıştırma kaynağı uygulanan alüminyum alaşımının mikro yapısındaki farklı bölgeler görülmektedir.



Şekil 4.2 Sürtünme karıştırma kaynağı uygulanan alüminyum alaşımın mikroyapısı. A: Dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge (DKB), B: Termomekanik etkilenen bölge (TEB) C: Isıdan etkilenen bölge (IEB), D: Esas malzeme.

4.4.1. Dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge (DKB)

Yoğun plastik deformasyonun olduğu ve yüksek sürtünme sıcaklıklarının meydana geldiği bu bölge “dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge” veya “kaynak merkezi” olarak tanımlanmaktadır (Mishra ve diğ., 2003). Bu bölgede dislokasyon yoğunluğu daha düşüktür ve daha ince yönlenmiş tanelerden oluşmaktadır. Tablo 4.1’de seçilen parametrelere göre bazı alaşımların bu bölgedeki tane boyutları özetlenmiştir. Benzer tipteki alaşımların bazı SKK uygulamalarında bu bölge soğan halkalarından oluşan (Şekil 4.3) bir havuzu andırmaktadır (Mishra ve diğ., 2003). Benzer olmayan alüminyum alaşımlarında ise bölge, daha düzensiz ve karmaşık bir görünüm sergilemektedir (Şekil 4.4).



Şekil 4.3. AA 7075 çiftinin kaynak sonrası mikro yapısal bölgeleri (Mishra ve diğ., 2003).



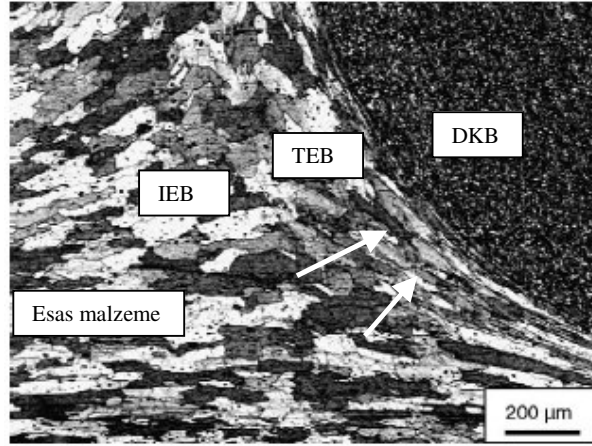
Şekil 4.4. AA 5083/AA6061 çiftinin kaynak sonrası mikroyapı görünümü (Shigematsu ve diğ., 2003)

Tablo 4.1. SKK uygulanan alüminyum alaşımlarında işlem parametrelerine göre (DKB)'de oluşan tanelerin boyutu (Mishra ve diğ., 2003).

Malzeme	Levha kalınlığı (mm)	Takım geometrisi	Devir oranı (dv/dk)	İlerleme hızı (mm/dk)	Tane boyutu (mm)
7075Al-T6	6.35	-	-	127	2-4
6061Al-T6	6.3	Silindirik	300-1000	90-150	10
Al-Li-Cu	7.6	-	-	-	9
7075Al-T651	6.35	Vida	350-400	102,152	3.8, 7.5
6063Al-T4,T5	4.0	-	360	80-2450	5.9-17.8
6013Al-T4,T6	4.0	-	1400	400-450	10-15
1100Al	6.0	Silindirik	400	60	4
5054Al	6.0	-	-	-	6
1080Al-O	4.0	-	-	-	20
5083Al-O	6.0	-	-	-	4
2017Al-T6	3	Vida	1250	60	9-10
2095Al	1.6	-	1000	126-252	1.6
Al-Cu-Mg-AgT6	4.0	-	850	75	5
2024Al-T351	6.0	-	-	80	2-3
7010Al-T7651	6.35	-	180,450	95	1.7, 6
7050Al-T651	6.35	-	350	15	1-4
Al-4Mg-1Zr	10	Vida	350	102	1.5
2024Al	6.35	Vida	200-300	25.4	2.0-3.9
7475Al	6.35	-	-	-	2.2
5083Al	6.35	Vida	400	25.4	6.0
2519Al-T87	25.4	-	275	101.6	2-12

4.4.2. Termomekanik etkilenen bölge (TEB)

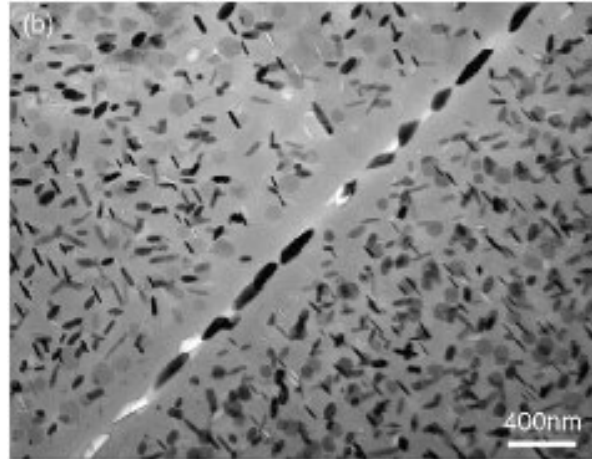
Dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge ile ısıdan etkilenen bölge arasında, yüksek deformasyon ve sıcaklığa maruz kalan bölgeyi temsil etmektedir. Ana metalin tanelerinin kaynak merkezinden bu bölgeye ekstrüze edilmesiyle, yoğun bir dövme olayı meydana gelmektedir. Karıştırma esnasında oluşan ısı, bu bölgenin mikro yapı ve mekanik özelliklerini değiştirir. Bunun sonucunda deformasyona uğrayan taneler, uzamış ve yassılaştırmış taneler haline gelmektedir (Şekil 4.5).



Şekil 4.5. Termomekanik etkilenen bölge tanelerinin uzayarak yönlenmesi (Mishra ve diğ., 2003).

4.4.3. Isıdan etkilenen bölge (IEB)

Kaynak metaline daha yakın, ısıdan etkilenmeyen ana metale komşu olan bölgedir. Bu bölgedeki malzeme karıştırma esnasında meydana gelen ısıdan etkilenir ve malzemenin yapı ve özelliklerinde kısmi değişimler ortaya çıkar. Bu bölgede plastik deformasyon meydana gelmez. Mahoney ve diğ. (2001) göre çökelme sertleşmesi ısı işlemi uygulanan bazı alüminyum alaşımlarında bu bölgenin sıcaklığı 250°C 'yi geçmediği takdirde taneler, esas malzemenin özelliklerini göstermektedir. Fakat 250°C aşıldığı zaman bu bölgede tane irileşmesi ve tane sınırlarında çökeltiler meydana gelmektedir (Şekil 4.6) (Mahoney ve diğ., 2001)



Şekil 4.6. IEB de tane sınırlarında toplanan çökeltiler (Mishra ve diğ., 2003).

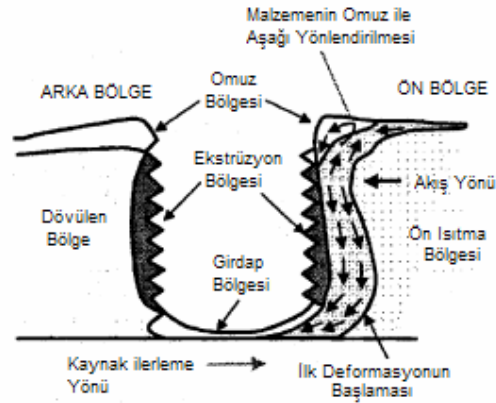
4.4.4. Esas Malzeme

Bu bölgede, malzeme mikroyapı özelliklerinde herhangi bir değişme veya dönüşüm meydana gelmemektedir. Bu bölge kaynak metalinden oldukça uzakta olduğundan ve çok düşük sıcaklıklara maruz kaldığından karıştırma esnasında oluşan yüksek ısıdan ve plastik deformasyondan etkilenmemektedir.

4.5. Karıştırıcı uç malzemesi ve tasarımı

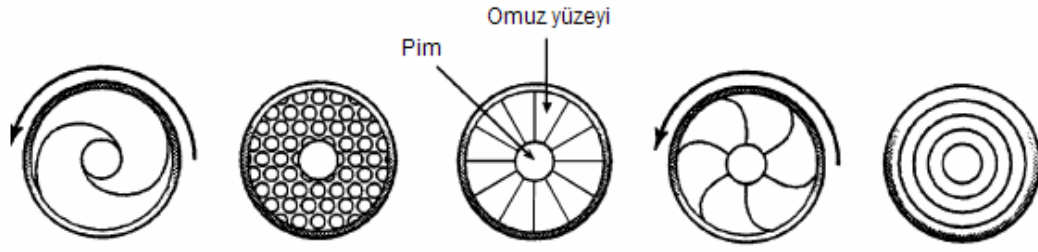
SKK yönteminde, yüksek sıcaklıklarda aşınma direncine sahip malzemelerden üretilen ve aşınmayan döner takımlar kullanılır. Alüminyum alaşımları için yüksek karbonlu çeliklerden imal edilen takımlar ve bazı yüksek hız (HSS) çeliklerinin kullanımı yeterli olurken, günümüzde bakır ve paslanmaz çeliklerin kaynağında yüksek sıcaklık ve aşınma derecelerine sahip sert karbür uçlara (%90WC-%10Co) ihtiyaç duyulmaktadır. Bu konudaki gelişmeler hızla devam etmektedir ve geliştirilen takım malzemeleri ile ilgili bilgilere ulaşmak oldukça zordur (Mert ve Kaluç, 2003)

Sürtünme karıştırma kaynak tekniğinde, karıştırıcı ucun iki bölgesi kaynak işlemini gerçekleştirmektedir. Bunlardan birisi karıştırıcı uç pimi, diğeri ise karıştırıcı uç omuzudur. Bu kısımlar kaynak sırasında birleştirilecek malzemeyle sürekli temas halindedirler. Belirli bir geometride imal edilen karıştırıcı uç pimi, kaynak esnasında yumuşayarak akıcı hale gelen malzemenin karıştırma işlemini yaparak aynı zamanda malzemenin taşınmasında ve ekstrüzyonunda etkin rol almaktadır (Şekil 4.7)



Şekil 4.7. SKK işleminde karıştırıcı ucun malzemedeki deformasyon evreleri (Mishra ve diğ., 2003).

Karıştırıcı uç omuzu, bu pimin hemen üzerinde, belirli bir çapa sahip, yaklaşık 2,5-3°' lik bir iç eğimde veya kanallı olarak imal edilir. Bu kısım kaynak dikiş genişliğini oluşturan ve kaynak esnasında yukarıya taşınan viskoz malzemenin tekrar aşağıya bastırılarak yüzeye sıvanmasında etkin rol oynamaktadır. Şekil 4.8' de farklı omuz geometrileri görülmektedir.



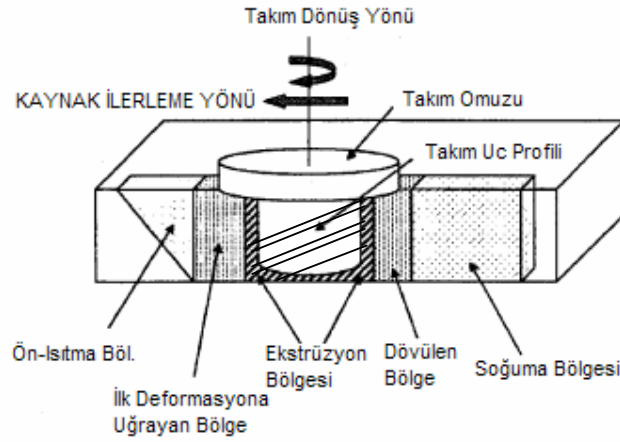
Şekil 4.8. Karıştırıcı uç omuz geometrileri (Mishra ve diğ., 2003).

Karıştırıcı ucun uç kısmı ve pim profilleri gelişi güzel dizayn edilmezler. Levhalarda düzgün ve kaliteli kaynak formları elde etmek için, farklı şekilde tasarımlara ve profillere ihtiyaç duyulmaktadır. Sürtünme karıştırma kaynak tekniğinde birleştirme kalitesini etkileyen en önemli faktör, karıştırıcı ucun dizayn profili ve dış formudur. Bu faktörlere bağlı olarak birleştirme kalitesini değiştirmektedir. Bu nedenle en uygun ve ideal sonuçları verecek özelliklere sahip bir karıştırıcı uç seçmek oldukça önemlidir (Özdemir, 2003). Karıştırıcı uç profil tasarımı, kaynak bölgesindeki viskoz metalin akış yolunu kolaylaştıracak bir tasarımda imal edilmelidir. Vidalı profilde bir karıştırıcı uç, yapılan literatür araştırmalarında farklı adımlarda ve farklı ağız sayılarında imal edilerek araştırmacılar tarafından çeşitli alüminyum alaşımları üzerinde denenmiştir. Bu farklı tasarımlar, ayrıca vida haricindeki; koni, üçgen, kare, kanallı vida, konik vida, düz vida gibi geometrik biçimlerde de uygulanmaktadır (Mishra ve diğ., 2003). Çeşitli takım geometrilerine sahip tasarımlar Şekil 4.9'da verilmiştir. Yapılan çalışmalarda vidalı geometriye sahip çeşitli karıştırıcı uç tasarımları ön plana çıkmaktadır (Fujii ve diğ., 2006). Vidalı geometrideki bir takım, karıştırıcı ucun helisel dişleri arasındaki uzaklık (hatve), dişlerin kalınlığından daha büyük olması halinde, karıştırma esnasında şekil değiştiren malzemenin helisel diş aralıklarından daha kolay aktığını göstermiştir (Özdemir, 2003). Helisel dişlerin yüzeyel alanı, malzeme özelliklerine göre farklılıklar gösterebilir. Bu nedenle en uygun malzeme akışını sağlayacak helisel diş formu daima tercih edilmelidir.



Şekil 4.9. Farklı geometrilere sahip karıştırıcı uçlar (Zhao ve diğ., 2005).

Karıştırıcı ucun omuz bölgesinin genişliği kaynak işleminde önündeki malzemenin ön-ısıtmasını sağlamaktadır. Şekil 4.10'da karıştırıcı pim ve omuzun malzemede yol açtığı deformasyon aşamaları görülmektedir. Ayrıca omuz iç tasarımı, kaynak esnasında yüksek basınca maruz kalarak alttan yukarı taşınan malzemenin yüzeye belirli periyotlarla sıvanmasında etkin rol oynamaktadır. Öte yandan; karıştırıcı uç omuzu, karıştırma sonucu viskoz hale gelen ve dışarıya doğru çıkmak isteyen metalin kaçışını engellemelidir. Bunun için Şekil 4.8'de görülen çeşitli omuz formlarıyla karıştırıcı uçlar imal edilmelidir.



Şekil 4.10. SKK işleminde karıştırıcı omzunun malzemede deformasyon aşamaları (Mishra ve diğ., 2003).

4.6. Yöntemin Avantajları

Sürtünme karıştırma kaynağı yönteminin başlıca üstünlükleri aşağıdaki gibi sıralanabilir.

- Enerji tasarrufu sağlayan basit bir işlem olduğundan, kaynak işlemi ucuzdur.
- Yüksek kaynak enerjisine sahiptir. 3 kW'lık toplam güçle 6XXX alaşımında 12,5 mm derinliğe kadar kaynak yapılabilir.
- Kaynak işlemi; dolgu telleri ve gazdan korunan kaynak banyosu gerektirmez.
- İdeal olarak teknik otomasyona uygundur.
- Bütün pozisyonlara uygundur.
- Alüminyum alaşımlarından; ergitme kaynağı yapılamayan, çatlatmaya duyarlı olanlar bile kolaylıkla kaynak yapılabilir.
- Gözenek oluşmaz.
- Farklı yapıdaki malzemelerin kaynağını mümkün kılar.
- Hassas kaynak ağzı hazırlığına gerek yoktur.
- Ağzılarda ergime oluşmaz, dolayısı ile IEB hemen hemen yok denecek kadar azdır.

- Koruyucu gaz ve ek metale gerek yoktur.
- Sıçrama olmaksızın düz yüzey elde edilebilir.
- Kaynak, ark olmaksızın yapıldığı için manyetik üfleme görülmez.
- Verimi yüksektir.
- Çok az bakım ister.
- Kaynaktan hemen sonra oksit tabakasının kaldırılmasına gerek yoktur.
- Ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirmede çatlama hassasiyeti yüksek olan alaşımlara rahatlıkla uygulanabilir.
- Yüksek bağlantı mukavemetleri ısıtılma işlemi yapılarak elde edilir.
- Katı-faz kaynağı oluşumu alaşımın metalurjik özelliklerini saklamasına olanak tanır.
- Farklı koşullarda metaller birleştirilebilir.
- Ekstrüzyon ürünü veya döküm olan çoğu parçalar bu yöntemle kaynatılabilir (Özsoy ve Kaluç, 2002).

4.7. Yöntemin Olumsuz Yönleri:

Sürtünme karıştırma kaynağı yönteminde karşılaşılan başlıca sınırlamalar aşağıdaki gibi sıralanabilir.

- Bazı alaşımlı saclarda tek pasolu kaynak hızı, diğer mekanikleşmiş ark kaynağı tekniğinden daha yavaştır.
- Her kaynak sonunda takımın piminin girdiği delik kapatılmalıdır. Bunun için alternatif kaynak tekniklerinden olan konik tapa sürtünme kaynağı kullanılmalıdır.
- Levhanın bir ucundan diğerine kaynak edilmek isteniyorsa, ileri geri hareket eden tablalara gereksinim vardır.
- İş parçaları tablaya bağlandığından, ekipmanların taşınması zordur.
- % 100 nüfuziyet aranıyorsa parçalar ters çevrilip arka tarafından da kaynak yapmak gerekir.
- Kaynak öncesi yüzey hazırlama işlemi kritik ve önemli olup, bu hususta yeterli özenin gösterilmesi gerekmektedir (Özsoy ve Kaluç, 2002).

4.8. Yöntemin Uygulama Alanları

4.8.1. Gemi İnşasında ve Deniz Endüstrisindeki Uygulamalar

Ticari amaçlı yöntemin uyarlandığı ilk önemli endüstriyel sektörler, gemi inşaatı ve deniz endüstrisidir. Bu alanlarda yöntem, aşağıdaki uygulamalar için uygundur:

- Güverte, kenar, bölme ve döşeme panelleri,
- Alüminyum ekstrüzyonları,
- Tekne elemanları,
- Helikopter platformu,
- Deniz üssü yapılar,
- Gemi direkleri,
- Soğuk hava tesisleri.

4.8.2. Havacılık Endüstrisi

- Uçakların kanat, gövde ve kuyruk takımları,
- Taşıtlar için yakıt tanklarını soğutma ünitesi,
- Uçuş yakıt tankları,
- Askeri uçakların yan bölümlerinde yer alan yakıt tankları,
- Askeri ve araştırma roketleri,
- Hatalı MIG kaynaklarının tamiri.

4.8.3. Demiryolu Endüstrisi

- Yüksek hızlı trenler,
- Tren yolunun mevcut yokuşlu yerleri, pis altyapısı, tramvaylar,
- Demiryolu tankerleri ve vagonlar,
- Konteyner grupları.

4.8.4. 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 kullanılarak yapımı da gerçekleştirilmektedir. Yöntem ayrıca, alüminyum esaslı malzemelerin kullanıldığı arabalarda iç kapı panellerinin üretiminde de uygulanmıştır. Amerika’da Smith Corporation Firması, sürtünme karıştırma kaynak yöntemini kullanarak ilk prototip motor tezgahlarını geliştirmiştir. Yine aynı yıllarda Amerika’da Tower Automotive, Simulform olarak adlandırılan şasi parçalarının bağlantısı için bağlantı elemanları ve özel gövde aksamı üretilmiştir (Özsoy ve Kaluç, 2002).

4.9. Diğer uygulama türleri ise şunlardır;

- Motor ve şasi kızakları,

- Kamyon gövdesi,
- Mobil vinçler,
- Zırhlı taşıtlar,
- Yakıt tankları,
- Karavanlar,
- Otobüs ve hava taşımacılığı taşıtları,
- Motosiklet ve bisiklet yapıları,
- Asansörler,
- Alüminyum arabaların tamiri,
- Magnezyum ve magnezyum/alüminyum eklemleri.

4.9.1. İnşaat Endüstrisi

- Alüminyum köprüler,
- Alüminyum, kurşun veya titanyumdan yapılmış ön cephe panelleri,
- Cam çerçeveleri,
- Alüminyum nakil boruları,
- Güç fabrikaları kimya endüstrisi için alüminyum reaktörler,
- Sıcaklık değişimleri ve hava şartlandırıcıları,
- Boru üretimi.

4.9.2. Elektrik Endüstrisi

- Elektrik motorları,
- Motor dağıtma çubukları,
- Elektrik iletkenleri.

4.9.3. Diğer Endüstri Sektörleri

- Buzdolabı panelleri,
- Pişirme donanımları ve mutfaklar,
- Beyaz eşyalar,
- Gaz tankları ve gaz merdivenlerinde kullanılır (Özsoy ve Kaluç, 2002).

5. ÇALIŞMANIN LİTERATÜRDEKİ YERİ ve ÖNEMİ

Başlangıçta alüminyum ve alüminyum alaşımlarının ergitme kaynağına alternatif olarak, 1991 yılında TWI Kaynak Enstitüsü tarafından, geliştirilen sürtünme karıştırma kaynak yöntemi yeni bir katı hal kaynak tekniği uygulamasıdır. O tarihten günümüze kadar geçen süreçte, başta alüminyum alaşımları olmak üzere farklı tiplerdeki metalleri kapsayan çalışmalar, yöntemin gelişimine paralel olarak devam etmektedir. Son on beş yıl içerisinde, özellikle alüminyum alaşımların sürtünme karıştırma kaynağı yoluyla birleştirilmesinde; karmaşık mikro yapısal değişimlerin belirlenmesi ve mekanik davranışların araştırılması amacıyla, günümüzde de halen devam eden birçok bilimsel çalışma yapılmıştır. Konuyla ilgili çalışmalardan seçilen bazı önemli araştırmalar aşağıda özetlenmiştir.

Çam (2002), Al alaşımı levhaların alın ve bindirme kaynağı üzerine yapmış olduğu çalışmada, son yıllarda geliştirilen bir katı hal kaynak yöntemi olan sürtünme karıştırma kaynağının, ergitme kaynağı yöntemlerinden daha iyi sonuçlar verdiğini belirtmiş ve uygulamalara örnek vererek, bu yöntemin diğer kaynak yöntemlerine olan üstünlüklerini bildirmiştir.

Kurt ve diğ. (2004), sürtünme karıştırma kaynağında kaynak hızının birleşebilirliğe etkisi başlıklı çalışmalarında; helisel kanallara sahip tek tip karıştırıcı uç ile 800 dev/dak sabit dönme hızı kullanarak, 4 farklı ilerleme hızlarında, alüminyum levhaları alın kaynağı ile birleştirmişlerdir. Kaynaklı bağlantıların mikroyapı ve mekanik özelliklerini inceledikleri çalışmalarında; kaynak ilerleme hızının artmasıyla, çekme ve mikrosertlik değerlerinde doğru orantılı artış meydana geldiğini bildirmişlerdir. Bu araştırmacılar ayrıca, kaynak esnasında dikiş yüzeyinde oluşan ondülelerin artış göstermesinin kaynak ilerleme hızlarındaki düşüşle doğrudan ilişkili olduğunu belirlemişlerdir.

Zhou ve diğ. (2006a.), sürtünme karıştırma kaynağı ve metal inert gaz (MIG) tekniği ile birleştirdikleri 5083 alüminyum alaşımının yorulma davranışını inceleyerek, bu iki yöntemi birbirleriyle karşılaştırmışlardır. Yorulma testleri sonucu malzemelerin yorulma ömrünün SKK yönteminde, MIG yöntemiyle birleştirilen kaynaklı bağlantılara göre 9 ila 12 kat daha fazla olduğu sonucuna varmışlardır

Guerra ve diğ. (2003), SKK işleminde takım dönme yönlerinin değiştirilmesiyle kaynaklı bağlantılarda oluşan malzeme taşınımı ve akışının mekanizmasını belirlemeye

çalışmışlardır. Böylece bir takım dönüş yönlerine göre, karıştırıcı uç omuz ve uç malzemelerinin mikro yapısal karakteristikleri üzerindeki etkilerini araştırmışlardır.

Jones ve diğ. (2005), SKK yöntemiyle birleştirilen AA2024-T351 alüminyum alaşımının mikroyapı ve mikrosertlik özelliklerini incelemişlerdir. Mikroyapı incelemesinde kaynak bölgesinin 4 mikron boyutlarda dislokasyon mekanizması sergileyen ince tanelerden oluştuğunu transmisyon elektron mikroskobu (TEM) analizleri ile tespit etmişlerdir. Ayrıca bu ince taneler içindeki dislokasyon yoğunluğunun diğer bölgelere göre daha fazla olduğunu öne sürmüşlerdir. Bu incelemede ısıdan etkilenen bölgenin sertliğinde δ fazındaki çökelmeler ve aşırı yaşlanma sonucu düşme meydana geldiğini, bu durumun da termo mekanik olarak etkilenen bölgede daha az oluştuğunu çalışmalarında belirtmişlerdir.

Sharma ve diğ. (2004), SKK yöntemiyle birleştirdikleri dökme A356 alüminyum alaşımının yorulma davranışının incelemişlerdir. Çalışmaları sonucu yorulma ömrünü etkileyen faktörlerin döküm alüminyum alaşımlarında mikroyapı homojenliği, ince taneli yapılar ve minimum oranda gözeneklilik oranı olarak belirlemişlerdir.

Cavaliere (2006a.), yapmış olduğu deneysel çalışmada; SKK ile birleştirdiği zirkonyum ilaveli AA2014 alüminyum alaşımının, çekme dayanımı, yorulma dayanımını ve mikroyapı karakteristiklerini belirlemeye çalışmıştır. SKK işlemi nedeniyle oluşan yoğun ince taneli yeniden kristalleşme gösteren yapının oda sıcaklığındaki çekme ve yorulma deneyinde esas malzemedan daha yüksek mukavemet değerleri gösterdiğini tespit etmiştir. Mikro yapısal incelemelerde, Al_3Zr partiküllerinin malzemeye homojen dağıldığı ve kırık yüzey analizlerinde ise malzemenin yüksek yoğunluklu çukurcuklardan meydana gelen lokal sünek kırılma mekanizması sergilediği görülmüştür.

Fujii ve diğ. (2006), “SKK ile birleştirilen alüminyum alaşımlarında karıştırıcı uç profillerinin mekanik ve mikroyapı özellikleri üzerine olan etkileri” başlıklı çalışmalarında geliştirdikleri üçgen, vida, silindir şeklindeki üç farklı uç geometrisini, yine tespit ettikleri işlem parametrelerine göre üç farklı alüminyum alaşımına (AA1050-H24, AA5083-0, AA6061-T6) uygulamışlardır. Elde ettikleri sonuca göre, düşük deformasyon direnci gösteren AA6061 alüminyum alaşımında uç profili önemli bir etki göstermezken, yüksek deformasyon dirençli AA5083 alaşımında 1500 dev/dak dönme hızından daha yüksek hızlarda üçgen, orta hızlarda (800-1200 dev/dk) vida ve düşük hızlarda ise (600 dev/dk ve altı) silindir profilli uçların etkili olduğunu belirlemişlerdir.

Uzun (2007), yapmış olduğu çalışmada SiC takviyeli AA2124 alüminyum alaşım kompozitinin, SKK yöntemiyle birleştirilmesinde oluşan mikroyapı karakteristiklerini belirlemeye çalışmıştır. Çalışmasında kaynak alanını dört farklı bölgede ele alarak, bu bölgelerin mikroyapı üzerindeki etkilerini belirlemiştir. EDS analizlerinden ince taneli SiC parçacıklarının esas malzemede ve kaynak metalinde homojen dağılım gösterdiği ve SKK yönteminin kaynak metalinde aşırı ince taneli bir yapı oluşturduğunu belirlemiştir. Kompozit ana malzemesinde ortalama sertlik 250 HV değerinde olurken, kaynak metalinde bu değer 240 HV ve termo mekanik olarak etkilenen bölgede ise 225 HV olarak kaydedilmiştir. Ayrıca bu araştırmacı yaptığı çalışmasında, kaynak metalindeki elektrik iletkenlik değerinin esas malzemeye göre oldukça yüksek olduğunu belirlemiştir.

Cavaliere diğ. (2005b), AA7075 alüminyum alaşımının SKK yöntemiyle birleştirilmesi üzerine yaptıkları çalışmalarında kaynaklı bağlantıların, kaynak yönünde ve kaynağa dik yönde çıkarttıkları çekme numunelerinden farklı sıcaklık ortamlarındaki süper plastiklik özelliklerini incelemişlerdir. Araştırmacılar ayrıca çalışmalarında değişik çekme hızı oranlarını kullanmışlardır. Farklı sıcaklık derecelerinde, çekme sonucu kırılan numunelerin SEM incelemesi sonucunda farklı tiplerde kırılma mekanizmaları sergiledikleri ortaya çıkmıştır.

Scialpi ve diğ. (2007), SKK yöntemiyle birleştirilen 1,5 mm kalınlığındaki AA6082 alaşımının karıştırıcı uç omuz geometrilerinin, kaynak dikiş morfolojisi üzerine etkisini araştırmışlardır. Çalışmalarında üç farklı tipteki karıştırıcı omuz kullanarak, bunların kaynağın yüzey kalitesi ve mekanik özellikleri üzerinde önemli rol oynadıklarını çalışmalarında vurgulamışlardır.

Zhou ve diğ. (2006b.), SKK ve MIG yöntemiyle birleştirdikleri Al-Mg alaşımlarının yorulma davranışları üzerine yapmış oldukları çalışmalarında, SKK yöntemiyle birleştirilen numunelerin hesaplanan $R = 0.1$ gerilme altındaki yorulma ömrünün MIG ile birleştirilen numunelere kıyasla 6 ile 14 kat daha uzun olduğunu ortaya çıkarmışlardır. Ayrıca SKK ile birleştirilen numunelerdeki yorulma karakteristiklerin esas malzemenin değerine daha yakın olduğu belirtilmiştir. Diğer yandan; yorulma sonucu kırılan numunelerde kırık başlangıcı, dengeli kırık büyümesi ve aşırı yükleme belirlenerek mikroskopik boşlukların sığ ve yaygın olduğu ve homojen dağılım gösterdiği SEM analizleri sonucunda ortaya çıkmıştır.

Cavaliere ve diğ. (2006b.), AA2024/AA7075 alüminyum alaşım çiftini SKK yöntemiyle birleştirerek mekanik ve mikroyapı özelliklerini incelemişlerdir. Kaynaklı bağlantılara sırasıyla çekme ve yorulma testleri uygulanmıştır. Yorulma testleri $R = 0,1$ sabit

yük ve yaklaşık 75 Hz yük frekansı altında gerçekleştirilerek, S/N yorulma dayanım eğrileri çıkartılmıştır. SKK işlemi sonunda oluşan mikroyapı karakteristikleri, optik ve elektron mikroskoplarında belirlenmeye çalışılmıştır. Yorulma testleri asıl malzemelerde yaklaşık 10^7 çevrimden büyük çıkması gerekirken farklı bu iki tip alaşımın yorulma ömrünün yaklaşık 10^6 çevrimde 44 MPa lık bir gerilme ile sonuçlandığı belirlenmiştir.

Zeng ve diğ. (2006), SKK yöntemiyle birleştirdikleri AA6061 alaşımında, karıştırıcı uçların aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Karıştırıcı uç pimlerinin aşınma sonucu çaplarındaki düşüşleri mikroyapı daralmalarıyla tespit ederek bunların mekanik özelliklerde mukavemet düşüşlerine ve kaynak metalinde gözenek oluşumuna yol açtığı sonucuna varmışlardır. Ayrıca aşınma sonucunda kaynaklı bağlantılarda da sertlik düşüşleri gözlemlenmiştir.

Shigematsu ve diğ. (2003), AA5083 ve AA6061 alüminyum alaşım çiftlerini hem birbirleriyle hem de kendileriyle SKK yöntemiyle birleştirerek mekanik ve mikroyapı özelliklerini incelemişlerdir. Çekme testi sonuçlarında benzer olan kaynakların, benzer olmayan çiftlerle birleştirilenlere göre daha yüksek gerilme değerlerine ulaştığı sonucuna varılmıştır. Ayrıca mikrosertlik sonuçları, malzemelerin ısıtılma işlem karakteristikleriyle doğrudan ilişkili olduğu sonucunu doğurmuştur.

Cavaliere ve diğ. (2007), AA2024/AA7075 alüminyum alaşım çiftini, SKK yöntemiyle birleştirerek mekanik özellikler ve mikroyapı karakteristiklerini belirlemeye çalışmışlardır. Çalışmacılar; karıştırıcı takımın konumunu kaynak bölgesinden 0.5, 1, 1.5 mm uzağa paralel olacak şekilde yönlendirerek bu alaşım çiftlerini sabit devir ve ilerleme hızı altında birleştirmişlerdir. Farklı takım uzaklıklarının çekme ve yorulma karakteristiklerinde kademeli oranda düşüşe yol açtığı ve bağlantılarda yorulma kırığı gelişimini artırdığı tespit edilmiştir. Ayrıca yapılan kaynakların kaynak merkezinden uzaklaşmasıyla mikrosertlik değerlerinde düşüşe yol açtığı sonucuna varılmıştır.

Taban ve diğ. (2005), EN AW-5083-H321 alüminyum alaşımını MIG, TIG ve sürtünme karıştırma kaynak yöntemiyle birleştirmiş, kaynaklı bağlantıların mekanik ve mikro yapısal özelliklerini incelemiş, sürtünme karıştırma kaynak yönteminin diğer yöntemlere nazaran daha iyi mekanik ve mikro yapısal özelliklere sahip olduklarını saptamıştır.

Chen ve diğ. (2008), farklı özelliklerdeki 3 mm'lik şerit döküm Al-Si (AC4C) ve Mg-Al-Zn(AZ31) alüminyum alaşımlarına sürtünme karıştırma kaynak yöntemiyle bindirme kaynağı uygulamışlardır. Kaynak sonunda numunelerin SEM ve EDS analizleri yapılmıştır.

Çalışma sonunda, yüksek ısı girdisi sağlayan düşük kaynak hızı şartlarında mikroyapının daha düzenli bölgelerden oluştuğu görülmüştür. Fakat yüksek kaynak hızlarında birleşme bölgesinde çatlak ve gözeneklerin oluştuğu, kararsız mikroyapıların gerilme testleri üzerinde olumsuz etki gösterdiğini tespit edilmiştir. Ayrıca XRD (X ışını difraksiyonu) analizleriyle, ara bölgede oluşan faz yapıları tespit edilmiştir.

Reynolds ve arkadaşları tarafından (2003), sabit ilerleme hızı ve farklı iki devir sayısı kullanılarak sürtünme karıştırma kaynağı yapılmış, 3,2 mm kalınlığında 304L paslanmaz çeliğin yapısı, özellikleri ve kalıntı gerilmeleri incelenmiş ve sonuçta kaynatılan malzemenin çekme gerilmesinin ana malzemeninkine yakın olduğu belirlenmiştir.

Srinivasan ve diğ. (2005), AA6056/7075 alüminyum alaşım çiftlerinin, sürtünme karıştırma kaynağındaki gerilmeli korozyon davranışlarını incelemişlerdir. 900 dev/dak ve 250 mm/dak kaynak parametreleri kullanarak birleştirdikleri bağlantıları, % 3,5 NaCl çözeltisine maruz bırakarak mekanik ve mikroyapı karakteristiklerini normal koşullar altındaki değerlerle karşılaştırmışlardır. Korozyona tabi tutulmayan numunelerin düşük hızlardaki çekme testlerinde kırılmaların, daha düşük mekanik özelliklere sahip AA6061'in TMAZ (termomekanik olarak etkilenen bölge) bölgesinde meydana geldiğini, korozyonlu numunelerde ise AA7075 tarafında kırılmaların görüldüğünü çalışmalarında vurgulamışlardır.

Wadeson ve diğ. (2005), sürtünme karıştırma kaynağı yapılmış AA 7108-T79 alüminyum alaşımının korozyon dayanımı üzerinde çalışmış ve termomekanik etkilenen bölgenin korozyondan en kolay etkilenen bölge olduğunu bildirmiştir .

Park ve diğ. (2003), sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirdikleri % 60 Cu ve % 40 Zn içeren pirinç alaşımının mikroyapı ve mekanik özelliklerini araştırmışlardır. Araştırmacılar yaptıkları çalışmalarda; 1000 dev/dak'dan 1500 dev/dak'ya kadar farklı devir sayılarında ve 500 mm/dak'dan 2000 mm/dak'ya kadar farklı ilerleme hızlarında kusursuz kaynaklar elde edildiğini bildirmişlerdir. Ayrıca mikroyapı incelemelerinde, karışım bölgesinde son derece ince taneler ve kalıcı şekil değiştirmiş tanelerle termo mekanik etkilenen bölgede uzamış tanelerin varlığını tespit etmişlerdir. İlerleme ve devir sayısı değişimleriyle kontrol edilen azalan ısı girdisinin, karışma bölgedeki tüm sertlik değerlerinin ana malzemeye göre artış gösterdiğini belirleyerek, sertlik artışıdaki ana faktörün düşük ısı girdisi olduğunu vurgulamışlardır. Ayrıca karışma bölgesindeki dayanım değerlerinin, bu bölgedeki sertlik değerleri değişimleriyle uyumluluk gösterdiğini belirtmişlerdir.

Lee ve diğ. (2003), AA6005 yaşlanabilir alüminyum alaşımını sürtünme karıştırma kaynak yöntemiyle birleştirerek, mekanik ve mikroyapı özelliklerini araştırmışlardır. Bu çalışmacılar makalelerinde, SKK işlemiyle oluşan mikroyapıyı bölgelere ayırmışlardır. I. bölgeyi kaynak metali olarak adlandırarak buradaki sürtünme ısı ve plastik akışın ince ve eş yönelmiş tanelerin oluşumuna yol açtığını ileri sürmüşlerdir. II. bölgeyi yassılaştıran ve uzayan tanelerden oluşan termomekanik etkilenen bölge, III. Bölgeyi de ısıdan etkilenen bölge olarak belirlemişlerdir. Isıdan etkilenen bölgenin ana metalden pek bir farkının olmadığını ve mikroyapı incelemelerinde ayırt etmenin çok zor olduğunu vurgulamışlar, mikrosertlik analizleriyle bu bölgenin tespit edilebildiğini öne sürmüşlerdir. Kaynaklı bağlantıların gerilme testlerinde, 1600 dev/dak ve 507 mm/dak kaynak parametrelerinde, en iyi mukavemet değeri elde edilmiş ve bu değerin 220 MPa olarak ana metalin % 85'ine tekabül ettiği belirlenmiştir.

Literatür incelemelerinden, çalışmada kullanılacak olan farklı özelliklerdeki alüminyum çiftlerinin (AA7075 ve AA6061) daha önce herhangi bir araştırma kullanılmadığı belirlenmiştir. Özellikle AA7075 alüminyum alaşımlarının geleneksel ergitme kaynak yöntemlerinde birleştirilmesinin problemli olduğu literatür çalışmalarda vurgulanmıştır. Bu alaşımlarda bakır ve çinko elementlerinin mevcut olması kaynak kabiliyetini düşürmektedir. AA6061 alaşımının geleneksel yöntemlerle birleştirilmesinde ise, maruz kalınan yüksek sıcaklığın etkisiyle, ısı işlem özellikleri kısmen veya tamamen kaybolmaktadır. Ayrıca kaynak bölgesinde oluşan yüksek sıcaklık, farklı özelliklere sahip bölgelerin oluşmasına yol açmaktadır. Özellikle bu serilerdeki alaşımlar kaynak edildiklerinde, bu bölgelerde çatlama riskleri söz konusu olmaktadır. Bu tür olumsuzlukların giderilmesi amacıyla bu farklı özelliklerdeki levhalar, yeni bir katı hal kaynak yöntemi olan sürtünme karıştırma kaynağı ile başarılı bir şekilde birbirleriyle birleştirilmişlerdir.

Yukarıda önemli bir kısmı verilen literatürler referans alınarak, deneysel çalışma öncesi çalışma planı çıkartılmıştır. Çalışmanın yönünün belirlenmesi amacıyla deneyler sonunda elde edilen verilerin irdelenmesi ve yorumlanması yine konuya yakın literatürler ışığında detaylı bir şekilde ele alınmıştır. Araştırma bulguları bu bağlamda değerlendirilerek çalışma sonuçlandırılmıştır.

6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

6.1. Giriş ve Amaç

Son yıllarda araştırmacılar, alüminyum alaşımlarının geleneksel ergitme kaynak yöntemleriyle birleştirilmelerinde karşılaşılan problemlerin azaltılması amacıyla, yeni ve alternatif kaynak yöntemleri üzerindeki çalışmalara yönelmişlerdir. Katı hal kaynak yöntemlerinden biri olan sürtünme karıştırma kaynak tekniği, özellikle alüminyum ve alaşımlarının problemsiz bir şekilde birleştirilmesinde önemli avantajlar sağlamaktadır. Literatürde aynı özelliklere sahip alüminyum alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) yöntemiyle birleştirilmesiyle ilgili pek çok çalışma mevcuttur. Ancak farklı özelliklerdeki alüminyum çiftlerinin kaynağı üzerine yapılan araştırmalar sınırlı sayıdadır. Bu nedenle çalışmada; havacılık, uzay ve savunma sanayisi gibi geniş kullanım alanına sahip, fiziksel ve kimyasal içeriği birbirinden farklı AA6061/AA7075 alüminyum plaka çiftleri, farklı işlem parametreleri altında yeni ve alternatif bir katı hal kaynak yöntemi olan sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmişlerdir. Birleştirilen numunelere literatüre uygun olarak mikroyapı ve mekanik testler uygulanmıştır. Bağlantı bölgesi mikroyapısını incelemek amacı ile birleştirilen numuneler, metalografik muayeneye tabi tutulmuştur. Bu amaçla, hazırlanan deney parçalarına, optik mikroskopi ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri yapılmıştır. Metalografik işlem sonrası numunelerin kaynak bölgesinden eşit aralıklarda mikrosertlik ölçümleri alınmıştır. Birleştirilen numunelerin bağlantı mukavemetlerini belirlemek amacı ile sırasıyla çekme ve yorulma deneyleri uygulanmıştır. Ayrıca kaynak esnasında yüzeyde oluşan sıcaklık değerleri bir lazer pirometre yardımıyla belirli aralıklarda ölçülmüştür. Bu ölçümler, mikroyapı ve mekanik test yorumlarıyla ilişkilendirilmiştir. Deneysel çalışma sonucunda elde edilen veri ve bulgular, ilgili literatür ışığında değerlendirilerek çalışma sonuçlandırılmıştır.

6.2. Kaynak Öncesi İşlemler

6.2.1. Malzeme

Deneylerde standart AA6061 ve AA7075 alüminyum alaşımları, Eskişehir Es Alüminyum Ltd. Şti. ve Ankara Alüminyum A.Ş.'den, 8mm x 110mm x 210mm boyutlarında ticari olarak temin edilmiştir. Bu alaşımlara ait kimyasal bileşimler, Tablo 6.1'de mekanik ve fiziksel özellikler ise, sırasıyla Tablo 6.2 ve Tablo 6.3 de verilmiştir.

Tablo 6.1. Deney çalışmalarında kullanılan malzemelerin nominal kimyasal bileşimleri

Malzeme	Alaşım Elementleri (% Ağırlık)						
	Cu	Fe	Si	Zn	Mn	Mg	Al
AA6061	0.15	0.6	0.8	0.1	0.1	1.1	Kalan
AA7075	1.3	0.45	0.4	5.5	0.3	2.4	Kalan

Tablo 6.2. Deney çalışmalarında kullanılan malzemelerin mekanik özellikleri

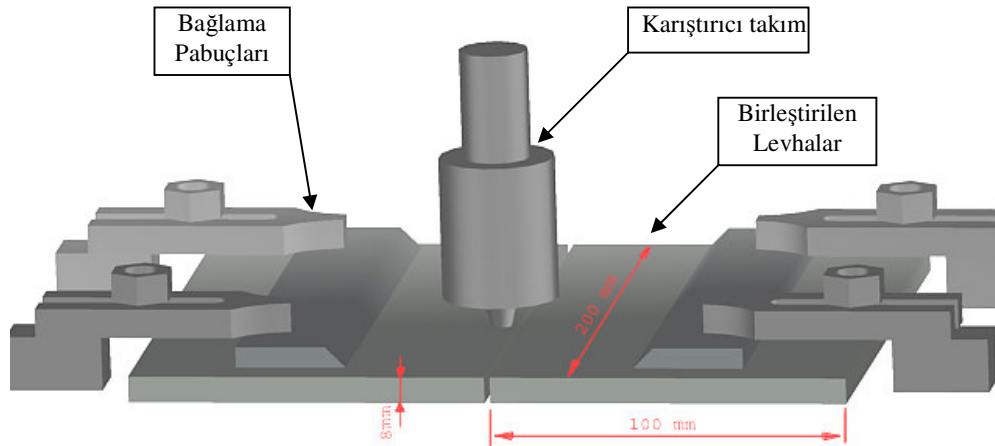
Malzeme	Çekme Dayanımı (MPa)	Kopma Uzaması (%)	R _{0.2} Akma Dayanımı (MPa)	Elastite modülü (GPa)	Sertlik (HV)
AA6061(T4)	235	21	140	70	75
AA7075(T6)	570	10	505	72	150

Tablo 6.3. Deney çalışmalarında kullanılan malzemelerin fiziksel özellikleri

	Özgül Ağırlık (kg/m ³)	Genleşme Katsayısı (μm m ⁻¹ K ⁻¹)	Elektriksel İletkenlik (% IACS)	Isıl İletkenlik (W m ⁻¹ K ⁻¹)
AA6061	2700	23.3	40	155
AA7075	2810	23.5	33	134

6.2.2. Malzemelerin Kaynağa Hazırlanması

Kaynak işleminden önce, ticari olarak temin edilen plaka halindeki standart alüminyum alaşımlarının dört kenar yüzeyleri, freze tezgahında 8 x 100 x 200 mm ebatlarında, parmak freze çakısıyla işlenmiştir. Birleştirilmek üzere eşleştirilen alın yüzeyler, kir, pas ve oksit tabakasından arındırılmıştır. Bu işlemden sonra bütün plakalar, dahil olduğu parametre numarasına göre markalanmıştır. Eşleştirilen plaka çiftlerinin kaynak başlangıç noktasının kılavuz deliği, sütunlu matkap tezgahına bağlanarak, 3 mm çapında ve 3 mm derinliğinde açılmıştır. 10 mm kalınlıktaki altlık malzeme düzlem yüzey taşlama tezgahında yüzeyi taşlanarak, freze tablası üzerine yerleştirilmiştir. Birleştirilecek plakalar bu altlık üzerine konduktan sonra Şekil 6.1’ deki düzende, bağlama pabuçları yardımıyla sıkıştırılarak kaynak işlemine hazır hale getirilmiştir.

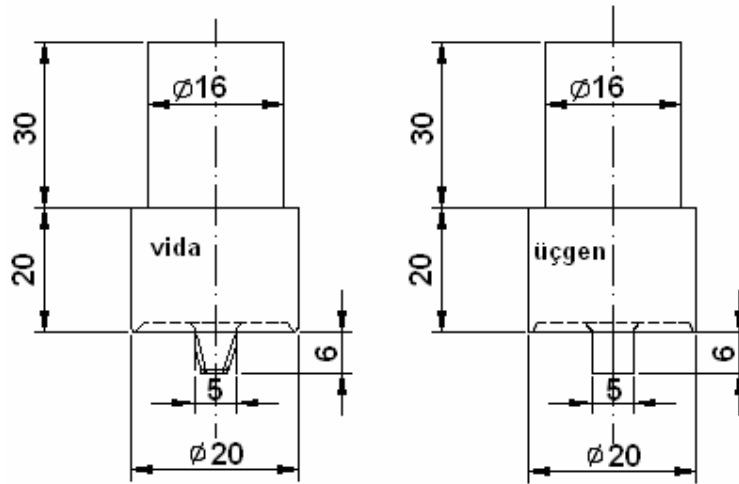
**Şekil 6.1.** Sürtünme karıştırma kaynağının şematik gösterimi

6.2.3. Karıştırıcı Uçların Hazırlanması

Bu çalışmada kullanılmak üzere belirlenen karıştırıcı uçlar, Şekil 6.2’de görüldüğü gibi K100 çelik malzemesinden üçgen ve vida olmak üzere iki farklı geometride imal edilmişlerdir. Karıştırıcı uçlar; Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Makine Eğitimi Bölümü’nde bulunan CNC torna ve alet bileme tezgahı donanımından yararlanılmıştır. İmal edilen uçlara kaynak işlemi için mukavemet kazandırmak amacıyla ısıl işlem uygulanmıştır. Şekil 6.3’de bu uçlara ait teknik resim verilmiştir.



Şekil 6.2. Sürtünme karıştırma kaynağında kullanılan karıştırıcı uçlar.



Şekil 6.3. Sürtünme karıştırma kaynağında kullanılan karıştırıcı uç boyutları

6.2.4. Deneyler İçin Belirlenen Kaynak Parametreleri

Literatür incelemeleri sonucunda mikroyapı ve mekanik davranışları üzerinde önemli etkiye sahip olan devir sayısı, ilerleme hızı ve karıştırıcı uç geometrisi işlem parametreleri değiştirilerek sürtünme karıştırma kaynak bağlantıları elde edilmiştir. Çalışmada, devir sayısı üç farklı düzeyde (900, 1120, 1400 dev/dak), ilerleme hızı üç farklı düzeyde (160, 200, 250 mm/dak) ve uç geometrisi ise iki farklı düzeyde (üçgen, vida) olmak üzere 18 farklı deney gerçekleştirilmiştir. Sürtünme karıştırma kaynağında kullanılan değişken parametreler, Tablo 6.4'te verilmiştir. Ayrıca freze başlık açısı literatüre uygun olarak 2.5° alınmıştır.

Tablo 6.4. Sürtünme karıştırma kaynağında kullanılan uç profilleri ve kaynak parametreleri

Malzeme	Karıştırıcı Uç Profili	Dönme Hızı (devir/dakika)	İlerleme Hızı (mm/dakika)	Numune Kod Numarası
AA6061/AA7075	Üçgen	900	160	S1
			200	S2
			250	S3
		1120	160	S4
			200	S5
			250	S6
		1400	160	S7
			200	S8
			250	S9
	Vida	900	160	S10
			200	S11
			250	S12
		1120	160	S13
			200	S14
			250	S15
		1400	160	S16
			200	S17
			250	S18

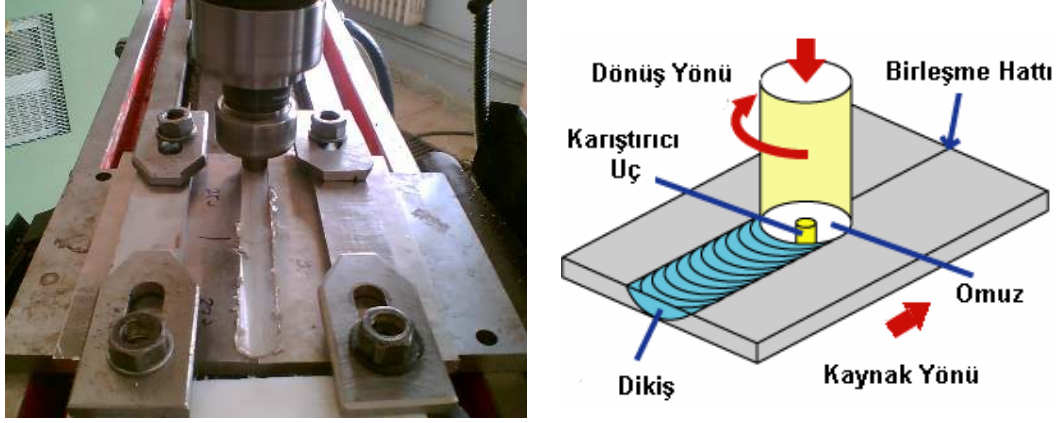
6.3. Kaynak İşlemi

6.3.1. Kaynağın Uygulanması

Kaynak işlemi için Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Makine Eğitimi Bölümü Atölyesi'nde mevcut bulunan FU 315x1250 V/2 marka 7,5 kW, motor gücünde konsol tipi universal başlıklı Taksan tarafından üretilmiş freze tezgâhı kullanılmıştır. Freze tezgâhı yarı otomatik X, Y, Z koordinatlarında minimum 28 dev/dak, maksimum 1400 dev/dak dönme hızı ve minimum 20 mm/dak, maksimum 600 mm/dak ilerleme hızında ve iki farklı dönme yönünde çalışabilmektedir.

Birleştirilmek üzere eşleştirilen AA6061 ve AA7075 levhalar, alın altına Şekil 6.4'deki düzende, tezgah tablası üzerine sabitlendirilmiştir. Freze tezgahı tablası üzerine yerleştirilen

levhaların birleşme hattı ile karıştırıcı ucun paralelliği, komparatör kullanılarak kontrol edilmiştir. Böylece karıştırıcı ucun, birleşme çizgisiyle paralel hareket etmesi sağlanmıştır. Başlangıç noktasına getirilen karıştırıcı uç, kılavuz deliğe oturacak biçimde ayarlandıktan sonra freze tezgahı devir ve ilerleme ayarları yapılmıştır. Sonra tezgah saat yönünde çalıştırılarak, ucun Z yönünde parçaya daldırılmasıyla 0,1 mm omuz batma derinliği verilmiştir. Bu konumda yaklaşık 1 dakika beklenerek karıştırıcı ucun omuz bölgesinin levhaları ısıtması sağlanmıştır. Sürtünme sıcaklığı sağlandıktan sonra, tezgahın otomatik ilerleme hızında birleşme çizgisi boyunca ilerlemesi sağlanmış ve bitim noktasında kaynak işlemi tamamlanmıştır. Böylece 8 mm kalınlığındaki levhalar, pim uzunluğu 6 mm olan karıştırıcı uç kullanılarak birleştirilmiştir. Kaynak işlemi sonrasında birleştirilen levhaların alt kısımları işlenerek, 6 mm lik kalınlık sağlanmıştır.



Şekil 6.4. Sürtünme karıştırma kaynağının uygulanışı

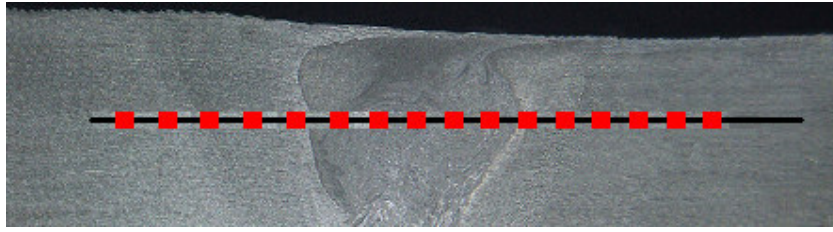
6.4. Kaynak Sonrası Yapılan Muayeneler

6.4.1. Metalografik İncelemeler

Optik mikroskop incelemeleri için kaynak işlemi öncesi ve sonrasında ana malzemeden ve kaynak bölgesinden numuneler çıkartılmıştır. Yarı otomatik şerit testere tezgahı kullanılarak bütün bağlantılardan birleşme hattına dik yönde, her parametre için 15 mm kalınlıklarda numuneler kesilmiştir. Bu numunelerin iki yüzeyi; sırasıyla 60, 220, 400, 600, 800 ve 1200 gritlik zımparalar kullanılarak parlatılmıştır. Daha sonra 3 mikronluk ve 1 mikronluk elmas pasta ile malzemelerin son parlatma işlemi yapılmış olup, parçalar 60 ml hidroflorik asit (HF), 30 ml hidroklorik asit (HCl) ve 10 ml sudan oluşan Keller dağlayıcı çözeltisi içine 55–75 saniye süreyle daldırılarak numune yüzeyi dağlanmıştır. Böylece birleşme bölgesinde meydana gelen yapısal değişim, belirlenmeye çalışılmıştır. Ayrıca kaynak bölgesinde birbirinden farklı tanımlanan bölgeler üzerinden EDS analizleri alınarak bu bölgelerin hangi alaşıma ait olduğu belirlenmiştir.

6.4.2. Mikrosertlik İncelemeleri

Bir malzemenin sertliği, kendisinden daha sert bir malzemeye karşı gösterdiği direnç olarak tanımlanır ve malzemenin deformasyon davranışının bir ölçüsüdür (Bilgin, 2007). Bu amaçla kaynaklı bağlantıların kaynak bölgesinin sertlik değerlerini elde etmek için, numuneler metalografik incelemelerde olduğu gibi kaynak yönüne dik doğrultuda kesilerek, yüzeyleri metalografi laboratuvarında zımpara ve çuha yardımıyla parlatılmıştır. Bu çalışmada, kaynaklı bağlantıların tek taraflı yüzeyleri üzerinden aşağıdaki Şekil 6.5’de görüldüğü gibi 1 mm’lik aralıklarla mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. Ölçümlerde; numunelere, 1 N yük uygulanmış ve Vickers (HV) sertlik ölçüm birimi kullanılmıştır. Daha sonra bu değerler bilgisayar ortamına aktarılarak mikrosertlik grafikleri çizilmiştir.



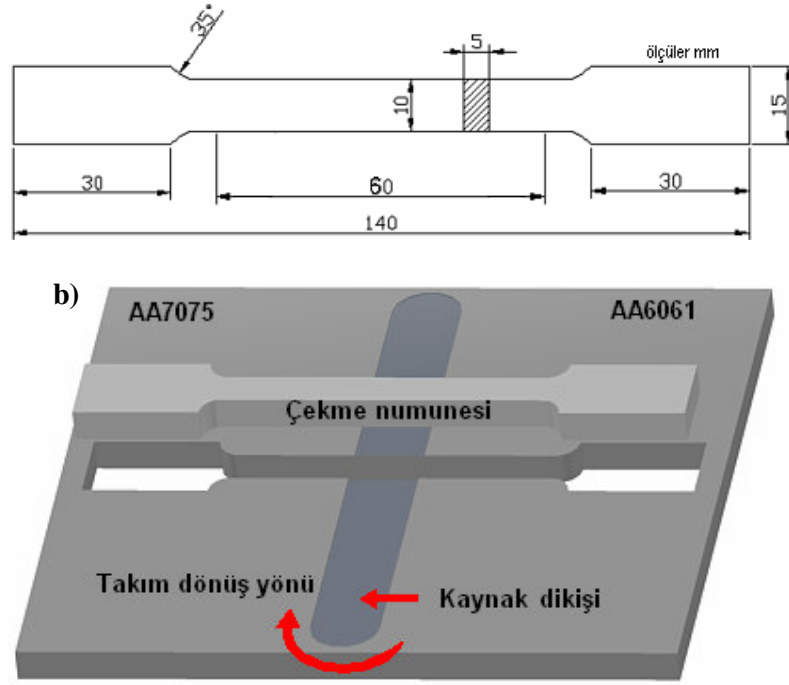
Şekil 6.5. Kaynak ara kesiti mikrosertlik ölçüm noktaları

6.4.3. Çekme Deneyleri

Çekme testi, mekanik malzeme muayene yöntemleri arasında metalik veya metalik olmayan malzemelerin mukavemetlerini belirleyen bir tahribatlı muayene testidir. Çekme deneyleri genel olarak metal ve alaşımların dayanımlarını belirlemek amacıyla yapılır. Bu yöntemde çoğu kez silindirik bazen de belirli bir geometrik kesite sahip numuneler, sürekli artan bir statik çekme zorlanmasına maruz bırakılarak numunenin çekmeye karşı gösterdiği dayanım araştırılır. Bu test sonucunda malzemenin elastiklik modülü, akma dayanımı, en yüksek çekme dayanımı ve yüzde uzama değerleri tespit edilebilmektedir (Savaşkan, 1999).

Kaynaklı bağlantıların maksimum gerilme değerlerini belirlemek için levhalara, çekme testi uygulanmıştır. Çekme numuneleri DIN 50109 standardına uygun olarak Şekil 6.6’ da görüldüğü gibi kaynaklı levhalar üzerinden kaynak yönüne dik doğrultuda CNC freze tezgahında işlenmiştir. Çekme deneyleri; Dumlupınar Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü Laboratuvarı’nda bulunan 20000 N yük kapasitesine sahip Instron marka çekme test cihazında 1 mm/dak çene hızında gerçekleştirilmiştir. Gerçek gerilme ve uzama eğrileri, cihaza bağlı bir çizici (plotter) yardımıyla belirlenmiştir.





Şekil 6.6. (a) Çekme testi için hazırlanan numune ve ölçüleri, (b) Plakadan numunenin çıkartılışı

6.4.4. Yorulma Deneyleri

Bir çok makina parçası ve yapı elemanı, kullanım esnasında tekrarlı yükler ve titreşimler altında çalışmaktadır. Tekrarlı yükler altında çalışan mekanik parçalarda, gerilmeler parçanın statik dayanımından küçük olmalarına karşın, belirli bir yük tekrar sayısı sonunda genellikle yüzeylerinde bir çatlama ve bunun takip eden kopma olayı görülür. Bu tür zorlanmalar sonunda kırılma olayı, yorulma dayanım sınırı aşıldığında ortaya çıkmaktadır. Yorulma dayanım sınırı ya da diğer bir isimle yorulma dayanım ömrü konusunda yapılan araştırmalar özellikle kaynaklı birleştirme tekniği endüstrisinde geniş bir kullanım alanına sahiptir (Alsaran, 1997).

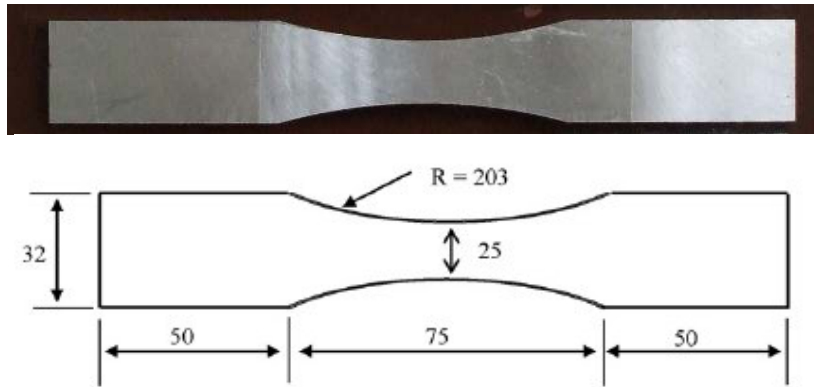
Yorulma olayı ilk olarak 1829 yılında demir zincirleri üzerinde tekrarlı yüklerin etkisini araştıran W.A.S. Alber tarafından incelenmiştir. Yorulma dayanımı araştırmaları ya da bugünkü bilinen adıyla S-N diyagramları da August Wöhler tarafından bulunmuştur (Alsaran, 1997; Karcı, 2002; Kalafat, 2001; Reyes, 2006).

Kaynaklı bağlantıların yorulma ömürlerini belirlemek amacıyla levhalardan kaynak yönüne dik doğrultuda, ASTM E466 standartlarına uygun numuneler hazırlanmıştır. Yorulma numunesinin teknik resim ölçüleri Şekil 6.7.'de görülmektedir. Yorulma numuneleri, geniş boyutlu yarıçapa sahip olması nedeniyle, bu kısımların tek seferde ve hassas bir şekilde işlenebilmesi için CNC freze tezgahında uygun kesici çakı yardımıyla her parametre için en az 5

adet olacak şekilde hazırlanmışlardır. Ayrıca 8 mm kalınlıktaki numunelerin yüzeyleri, 4 mm kalınlığında işlenmiştir. Numuneler daha sonra merkezi Almanya’da olan Rumul mekanik test laboratuvarına gönderilerek Testronic marka yorulma test cihazında (Şekil 6.8) numunelere eksenel gerilme şartlarında, gerilme oranı $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = 0.1$ olacak şekilde çekme/çekme yorulma testi uygulanmış ve Wöhler diyagramları elde edilmiştir. Bütün testler için işlem frekansı 72 Hz olarak belirlenmiş ve tüm bağlantılara eksensel sinüzoidal yüklemeli, 50 ± 25 kN sabit yük genlikli yorulma testi uygulanmıştır.

Mühendislik yorulma deney verilerinin değerlendirilmesi, “N” çevrim sayısına karşılık gelen “S” gerilmesi işaretlenerek yapılır. N için daima logaritmik taksimat kullanılır. İşaretlenen gerilme değeri, ortalama gerilme (σ_m), maksimum gerilme ($\sigma_{\max}$) veya minimum gerilme ($\sigma_{\min}$) olabilir. S-N ilişkileri, ortalama gerilme (σ_m), gerilme oranı (R) ya da gerilme genliği (σ_a) olarak tanımlanır (Kalafat, 2001). Bu çalışmada S/N diyagramları, logaritmik N tabanındaki çevrim sayılarının, S gerilme genliğine (σ_a) karşılık değerleri elde edilmiştir. İlk numuneler düşük çevrimli ve çekme gerilmesinin 2/3’üne isabet eden gerilmelerde başlatılarak, malzemelere plastik deformasyon bölgesinde gerilmeler uygulanmıştır. Buradan elde edilen verilere göre yorulma test cihazının kalibrasyonu yapılarak geri kalan numunelerin tamamına elastik sınır içerisinde sünek malzemeler için tercih edilen yüksek çevrimli (10^6) yorulma deneyi uygulanmıştır.

Yorulma testlerinde çevrim şartları için herhangi bir limit belirlenmeden, bütün numunelerin kırılma şartlarına kadar mekanik testleri devam ettirilmiştir. Fakat bazı numunelerde kırılma olmadığından ve çevrim 4×10^6 sınır değerini aştığı için deneyler bitirilmiştir.



Şekil 6.7. ASTM E466 standartlarında hazırlanan yorulma test numunesi ve ölçüleri (mm)



Şekil 6.8. Yorulma testlerinde kullanılan elektro-mekanik titreşimli rezonans tip yorulma test cihazı

6.4.5. Yüzey Sıcaklık Ölçümleri

Sürtünme karıştırma kaynağı işlemi esnasında karıştırıcı uç ile iş parçası arasında oluşan sürtünme sıcaklıklarının tespiti amacıyla, sıcaklık ölçer lazer pirometre kullanılmıştır. Ölçümler esnasında cihaz, odak noktadan 80 cm uzağa sabitlenerek, üzerinde bulunan data logger sayesinde otomatik 0.5 sn aralıklarda ölçülen değerler kaydedilerek, veriler daha sonra bilgisayar ortamına aktarılmıştır. Sıcaklık ölçümleri, dikiş boyunca karıştırıcı uç merkezi ve omuzun iki kenarının temas noktası olmak üzere üç bölgeden alınmıştır. Kaynaklı bağlantılar üzerinden her parametre için 10 cm'ye kadar ölçüm işleminden sonra pirometrenin oynar başlığı diğer ölçüm noktasına ayarlanarak, bir parametre için iki pozisyonda ölçüm yapma olanağı sağlanmıştır. Ölçümlerde maksimum sıcaklık değerleri esas alınmıştır. 250-1800 °C arasında sıcaklık ölçümü yapabilen IGA 15 Plus marka lazer pirometrenin görüntüleri Şekil 6.9' da verilmiştir.

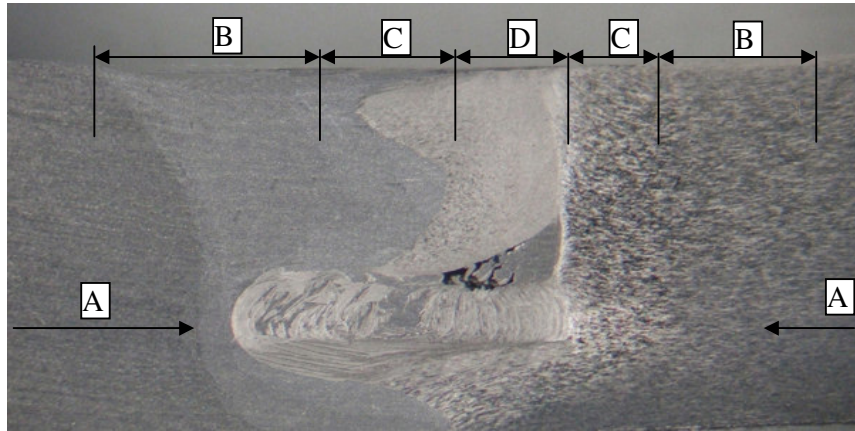


Şekil 6.9. Yüzey sıcaklık ölçümlerinin alındığı lazer pirometre

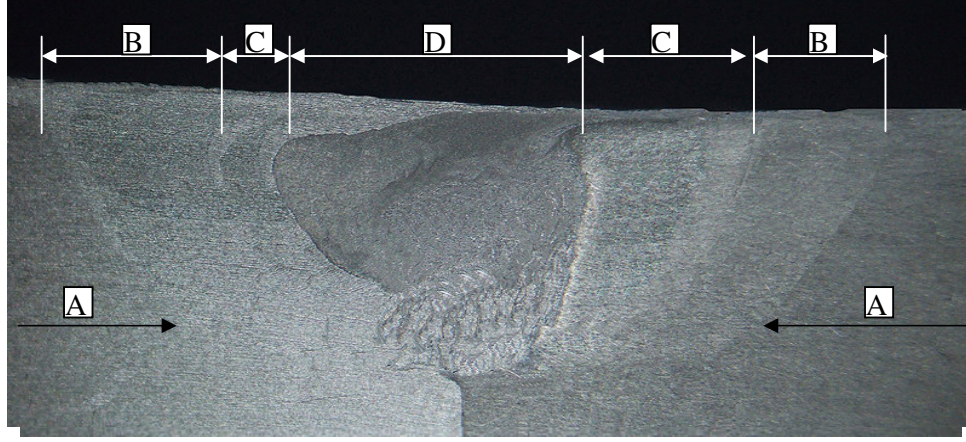
7. DENEY SONUÇLARI ve İRDELENMESİ

7.1. Kaynaklı Bağlantıların Makro ve Mikroyapı Değerlendirmesi

Üçgen ve vida karıştırıcı uç kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantıların ara kesit yüzeylerinden alınan makro fotoğraflar sırasıyla Şekil 7.1 ve Şekil 7.2’ de verilmiştir. Üçgen ve vida karıştırıcı uçlarla birleştirilen numunelerden alınan makro fotoğraflar değerlendirildiğinde, uç geometrisine bağlı olarak farklı dikiş formları elde edildiği sonucuna ulaşılmıştır. Üçgen ve vida karıştırıcı uç ile birleştirilen bütün numunelerin kaynak bölgesinde dört farklı bölgenin varlığı tespit edilmiştir. Bu bölgeler; A: Ana malzeme, B: Isıdan etkilenen bölge (IEB), C: Termo mekanik etkilenen bölge (TEB), D: Dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge (DKB) olarak tamamen mikroyapı karakteristiğine bağlı olarak adlandırılmıştır. Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile yapılan daha önceki çalışmalarda da (Rhodes, 1997; Su, 2003; Zhou, 2006) bu bölgeler tespit edilmiştir. Bu bölgelerin boyutları (genişlikleri), ilerleme hızı ve devir sayısına bağlı olarak değişmektedir. Her iki uç geometrisiyle birleştirilen bağlantıların ara yüzeyinde meydana gelen olaylar, farklı işlem parametreleri göz önüne alınarak değerlendirilmiştir. 900 dev/dak dönme hızı işlem parametresi dışındaki diğer bütün parametrelerde, kaynak hatasının olmadığı kusursuz birleştirmeler elde edilmiştir. Ayrıca kaynak işlemi esnasında ölçülen yüzey sıcaklıkları, üç farklı çizgisel hat üzerinden şekil 7.3’de görüldüğü gibi alınmıştır.



Şekil 7.1. Üçgen karıştırıcı uç ile birleştirilen numunenin ara kesitinden alınan makro resim ve oluşan bölgeler.

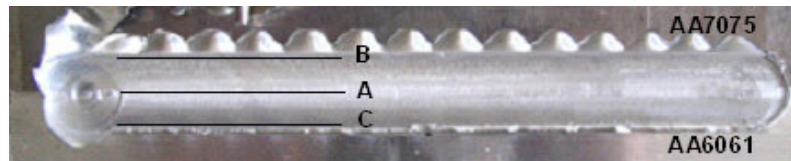


Şekil 7.2. Vida karıştırıcı uç ile birleştirilen numunenin ara kesitinden alınan makro resim ve oluşan bölgeler.

7.1.1.Üçgen Uç Geometrisinin Makroyapı Üzerindeki Etkisi

Şekil 7.4' de S1, S2 ve S3 numunelerine ait 900 sabit devir sayısı ve üç farklı ilerleme hızlarıyla gerçekleştirilen kaynaklı bağlantıların makro fotoğrafları verilmiştir. Üç fotoğraf incelendiğinde kaynak merkezinin (DKB) alt noktasında boşluk ve bağlantısız bölgelerin varlığı dikkat çekmektedir. 900 dev/dak ile yapılan kaynakların tamamında oluşan boşlukların boyut ve miktarı, artan ilerleme hızına bağlı olarak artmaktadır. Bu durum birim alan ve birim zamanda ulaşılan sıcaklık derecesinin düşmesinden dolayı, karıştırıcı uç yardımıyla yeterli vizkositeye ulaşmamış malzemenin, ekstrüzyon kabiliyetinin azalması ile ilişkilendirilebilir. Cavaliere ve diğ. (2005a) çalışmalarında, yeterli sıcaklığa ulaşmadan taşınmak istenen yarı plastik malzemenin birleşme hattı boyunca gözeneklilik ve tünel oluşumunu artıracaklarını vurgulamışlardır. Bu nedenle kaynak işleminde ekstrüzyon yeteneği açısından yeterli sıcaklığın sağlanması önemli rol oynamaktadır.

Bütün kaynaklı bağlantıların dikey yüzey profillerinden alınan maksimum yüzey sıcaklık değerleri Tablo 7.1'de verilmiştir. S1, S2 ve S3 numunelerinin Şekil 7.3'de gösterilen kaynak merkezinden çizgisel hat boyunca alınan sıcaklıklar birbirleriyle karşılaştırıldığında, artan ilerleme hızlarında sıcaklık değerlerinin düştüğü gözlenmiştir. S1 numunesi (460 °C) ile S3 numunesi (423 °C) arasında 27 °C'lik bir yüzey sıcaklık farkının olması bu durumu doğrulamaktadır. İlerleme hızının artmasıyla, sürtünme sonucu oluşan ısının, birim zamanda birim yüzeye düşen miktarı azalmış ve bu da ölçülen sıcaklığı düşmesine yol açmıştır.

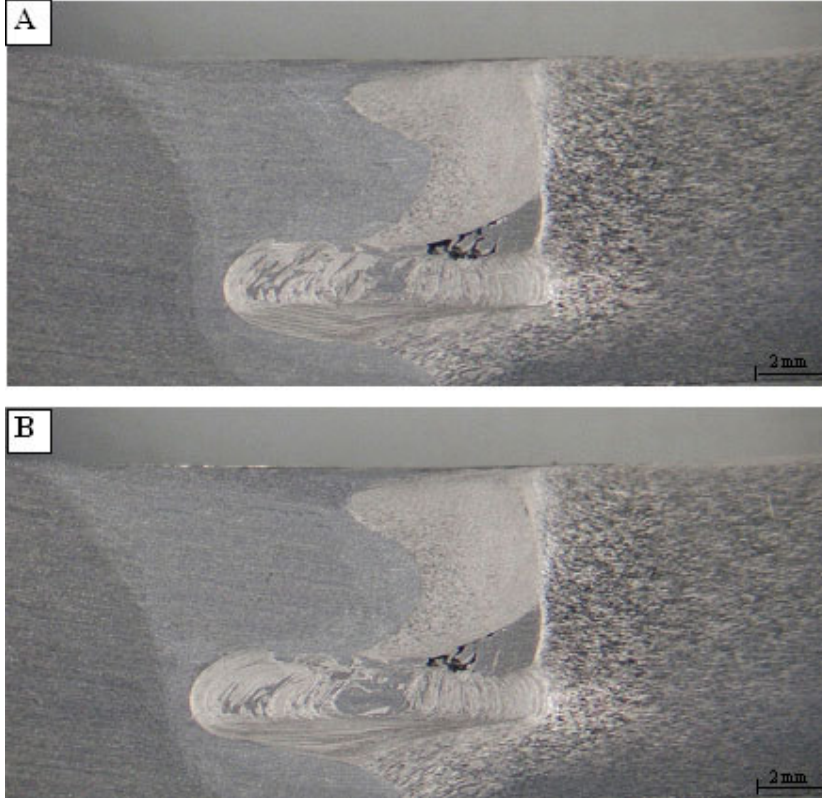


Şekil 7.3. Çizgisel hat boyunca alınan yüzey sıcaklık değerleri

Tablo 7.1. Kaynak yüzeyinde ölçülen maksimum sıcaklık değerleri (°C)

Numune Kodu	Kaynak Merkezi (A)	Omuz Kenar hattı (B)	Omuz Kenar hattı (C)
S1	460	440	431
S2	442	424	417
S3	423	399	392
S4	482	461	453
S5	474	450	443
S6	444	425	418
S7	499	474	461
S8	485	452	446
S9	464	444	433
S10	470	448	440
S11	451	432	426
S12	432	409	401
S13	489	468	459
S14	477	454	448
S15	452	434	427
S16	505	478	467
S17	492	462	452
S18	473	450	442

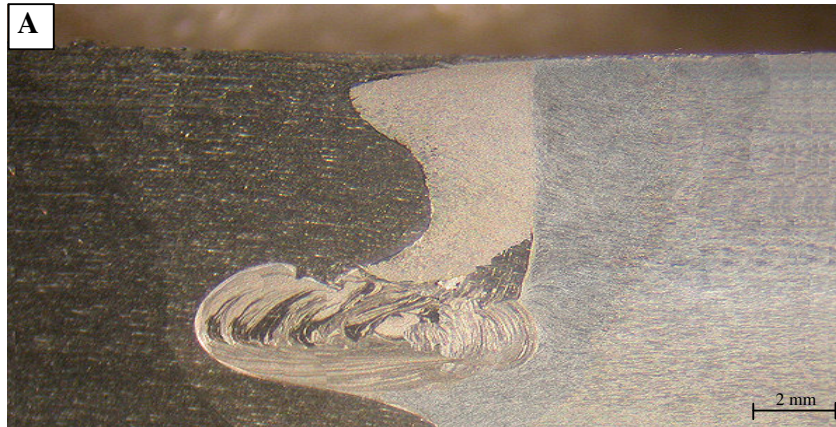
Şekil 7.4 incelendiğinde, ilerleme hızlarındaki kademeli değişikliğin, kaynak metali ve havuzunun boyut değişimlerinde önemli rol oynadığı belirlenmiştir. S1, S2 ve S3 numunelerinde ısıнын tesiri altındaki (ITAB) bölgelerin genişlikleri, sıcaklığın etkisiyle sırasıyla 16 mm, 19 mm ve 21 mm olarak ölçülmüştür. Sıcaklığın artmasıyla, oluşan ısıdan daha büyük bir hacmin etkilenmesi sağlanmış ve böylece ITAB, ulaşılan sıcaklığa bağlı olarak büyüme göstermiştir.

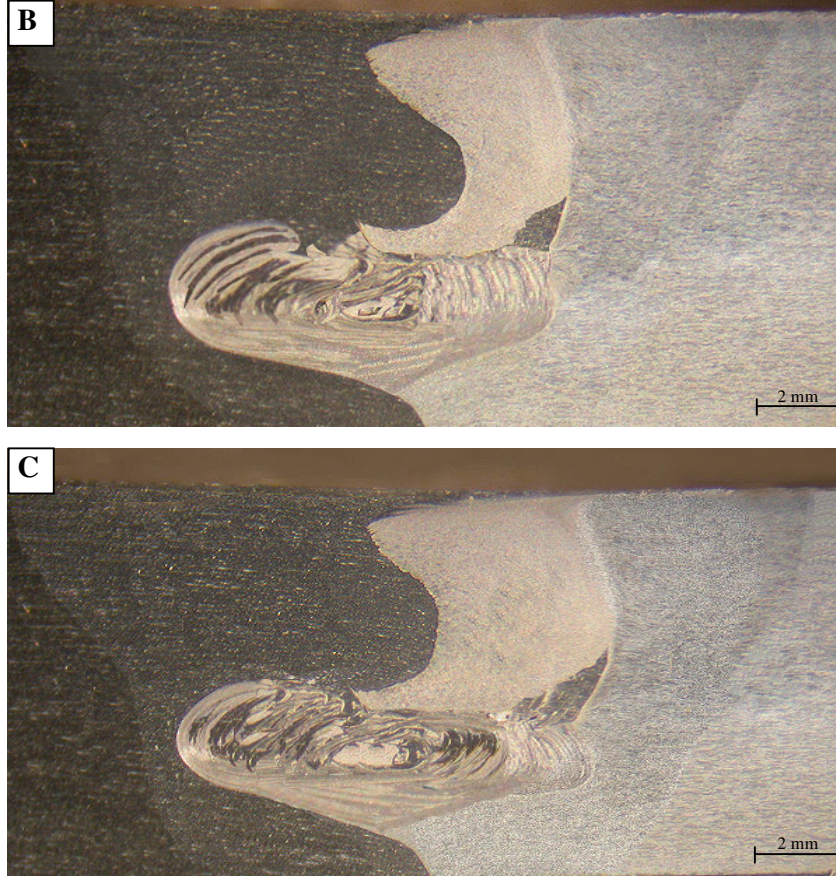




Şekil 7. 4. 900 dev/dak dönme hızında üçgen karıştırıcı uç ile birleştirilen numunelere ait makro görüntüler (a: 250 mm/dak, b: 200 mm/dak, c: 160 mm/dak)

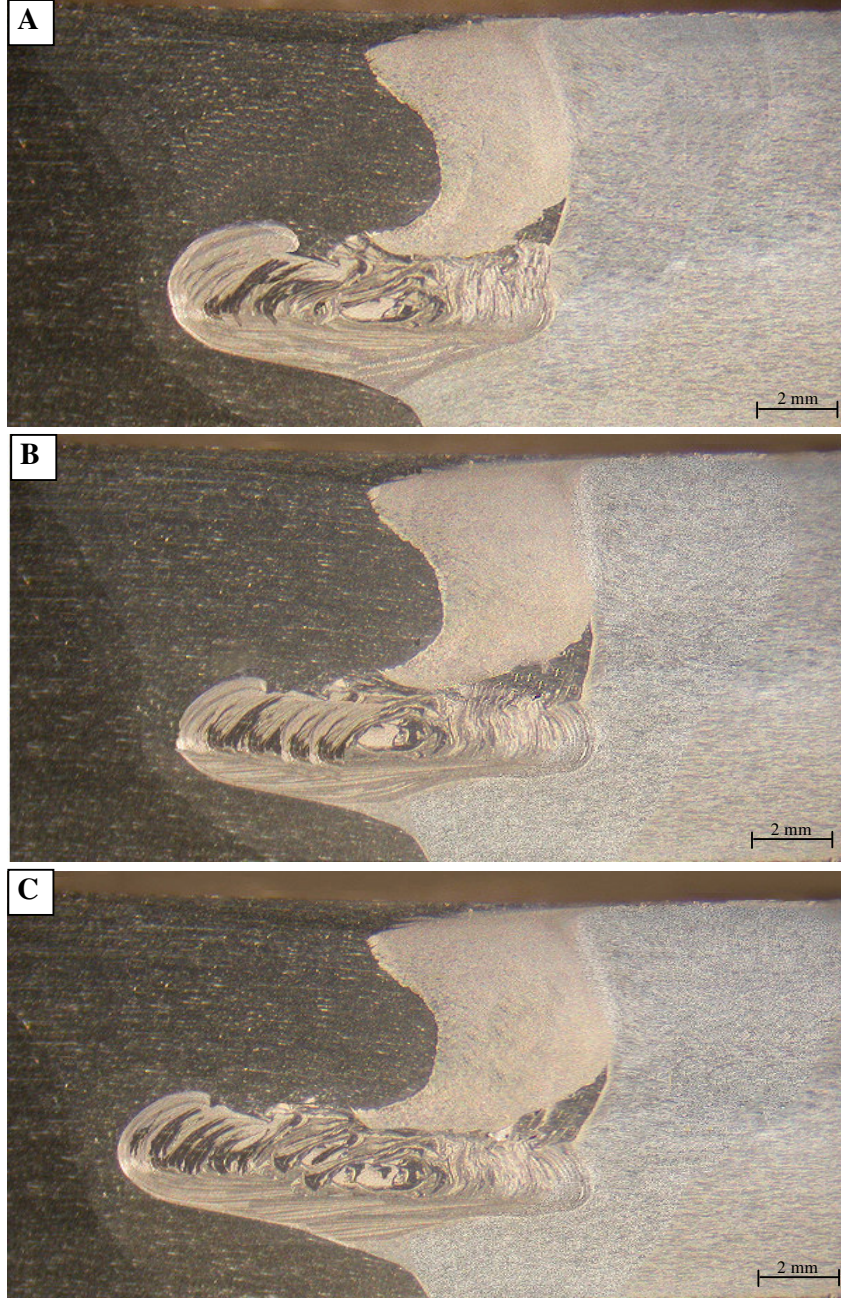
1120 dev/dak dönme hızı ile gerçekleştirilen S4, S5, S6 numunelerine ait makro fotoğraflar sırasıyla Şekil 7.5’de verilmiştir. Fotoğraflar incelendiğinde, her uç parametrede de boşluk ve bağlantısız bölgelerin mevcut olmadığı görülmektedir. Artan devir sayısının, kaynak esnasında omuz yardımıyla viskoz hale gelen malzemenin, yüksek sıcaklığın tesiriyle rahatlıkla birleşme hattı boyunca taşınabilmesinde önemli rol oynadığı belirlenmiştir. Bu nedenle bütün numunelerde, boşluk oluşumunu engellediği düşünülmektedir. Ayrıca artan devir sayısı ve azalan ilerleme miktarlarında boşluk oranının en az olduğu birleşmelerin elde edilebileceği söylenebilir. S4, S5, S6 numunelerin kaynak merkezindeki yüzey sıcaklık ölçümleri incelendiğinde, ilerleme hızının artışıyla yüzey sıcaklıklarının düştüğü, fakat ulaşılan değerlerin 900 devirle birleştirilen numunelerden daha yüksek olduğu Tablo 7.1’den görülmektedir. Ölçümler sonucu, devir sayısı ve kaynak ilerleme hızlarının yüzey sıcaklık değişimlerinde önemli rol oynadığını göstermektedir. Bu durum ise, ITAB bölgesinin boyutlarının değişmesine yol açmaktadır. Şekil 7.5’de 160 mm/dak ile birleştirilen S4 numunesinde ITAB bölgesi 23 mm, 200 mm/dak ile birleştirilen S5 numunesinde 19 mm ve 250 mm/dak ile birleştirilen S6 numunesinde de 17 mm olarak ölçülmüştür. ITAB’ın daralmasının nedeni; daha yüksek bir ilerleme hızında, oluşan sürtünme ısısının birim zamanda daha geniş bir alana yayılmasıdır.





Şekil 7.5. 1120 dev/dak dönme hızında üçgen karıştırıcı uç ile birleştirilen numunelere ait makro görüntüler (a: 250 mm/dak, b: 200 mm/dak, c: 160 mm/dak)

1400 dev/dak dönme hızı ile birleştirilen S7, S8, S9 nolu kaynaklı bağlantılara ait makro resimler sırasıyla Şekil 7.6’da verilmiştir. Numunelerin üç farklı ilerleme hızı seçilerek gerçekleştirilen SKK işlemlerinde ara kesit yüzeyinde boşluk ve bağlantısız bölgelerin yer almadığı düzenli birleştirmeler elde edilmiştir. 1400 devir sayısı kullanılarak yapılan kaynaklarda, yüksek sıcaklığın ve aşırı deformasyonun etkisiyle DKB bölgesinde ve ısıdan etkilenen bölgelerde kolaylıkla görülebilen yerel genişlemeler söz konusudur. S7, S8, S9 numunelerindeki ITAB genişliği sırasıyla 24 mm, 26 mm ve 30 mm olarak ölçülmüştür. Bu durum, yüksek dönmenin ve sürtünme nedeniyle oluşan sıcaklığın etkisiyle ilişkilendirilebilir. Lee ve diğ. (2003)’nin yapmış oldukları çalışmada, kaynak dikiş şeklinin, biçim ve boyutlarının tamamen sürtünme ısisına bağlı olduğunu vurgulamışlardır. 1400 dev/dak dönme hızında ulaşılan sıcaklık değerleri, sırasıyla S7 499 °C, S8 485 °C, S9 464 °C olarak ölçülmüştür. Ulaşılan bu değerler üçgen uç ile diğer devirlerde gerçekleştirilen bağlantılardan, daha yüksek olduğu görülmüştür. Aynı uçla, çok yüksek devir sayıları kullanıldığından; sürtünme ısisı yüksek olmuş ve bu durum oluşan sıcaklık değerini ve ITAB’ın genişliğini artırmıştır.

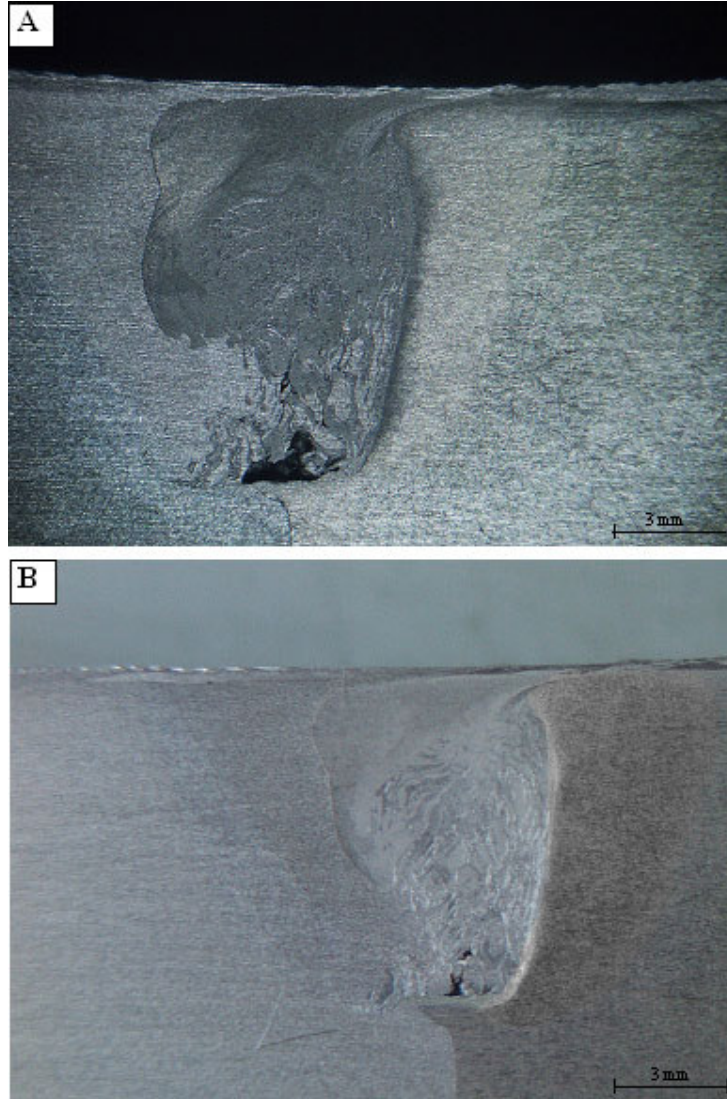


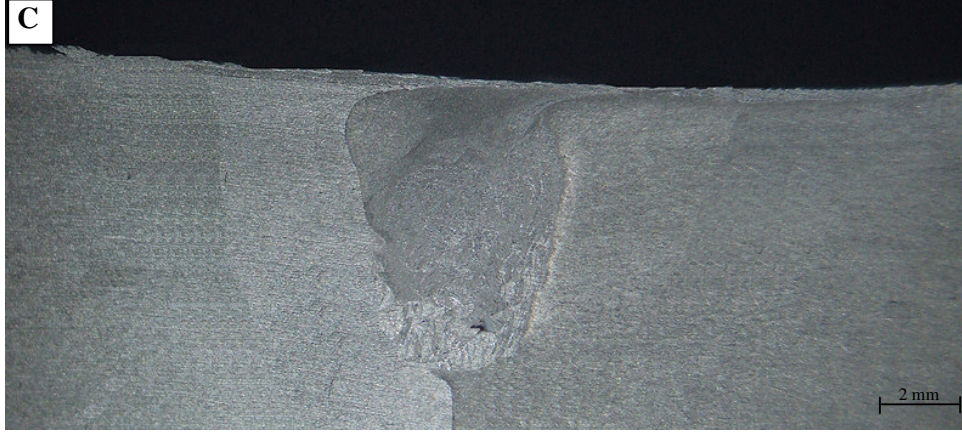
Şekil 7.6. 1400 dev/dak dönme hızında üçgen karıştırıcı uç ile birleştirilen numunelere ait makro görüntüler (a: 250, b: 200, c: 160mm/dak)

7.1.2. Vida Uç Geometrisinin Makroyapı Üzerindeki Etkisi

900 devir sayısı 250, 200, 160 mm/dak ilerleme hızlarında birleştirilen, S10, S11, S12 nolu numunelere ait makro resimler Şekil 7.7’de verilmiştir. Resimler, üçgen geometriyle yapılan kaynakların dikiş formuyla karşılaştırıldığında, temel farklılıklar açıkça görülmektedir. Vida uç geometrisiyle birleştirilen numunelerin kaynak merkezindeki dikiş görüntüsü, ucun

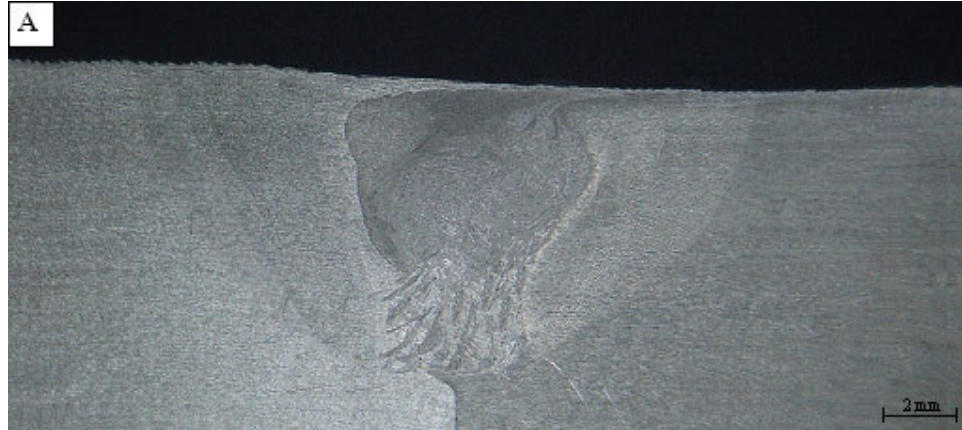
konik vida profilli olması nedeniyle “V” dikişı görünümündedir. Vida uç geometrisiyle yapılan kaynaklarda en kötü birleştirmeler, üçgen uçta olduğu gibi 900 dev/dak dönme hızında oluşmaktadır. Şekil 7.7’de görüldüğü gibi devir sayısının 900 ve kaynak ilerleme hızının 250 mm/dak olduğu, düşük devir ve yüksek ilerleme hızlarında, birleştirmelerde boşluk ve bağlantısız bölgelerin miktarı artmaktadır. Bu durum, üçgen karıştırıcı ucla yapılan deneylerde olduğu gibi, düşük devir sayısının uygun işlem sıcaklığını ve taşınım için gerekli olan dönme sayısını sağlayamaması ve böylece yetersiz ekstrüzyonun meydana gelmesi ile ilişkilendirilebilir. Kaynak işlemi sonucu yüzeyden alınan sıcaklık ölçümleri değerlendirildiğinde, S10 numunesi 470 °C, S11 numunesi 451 °C ve S12 numunesi ise kaynak merkezinde 432 °C lik bir sıcaklık değerine ulaşmıştır. Düzenli ve dengeli bir ısı dağılımı sağlanamadığından, bu gruptaki birleştirmelerde oluşan ITAB’ın genişliği net olarak ölçülememiştir.

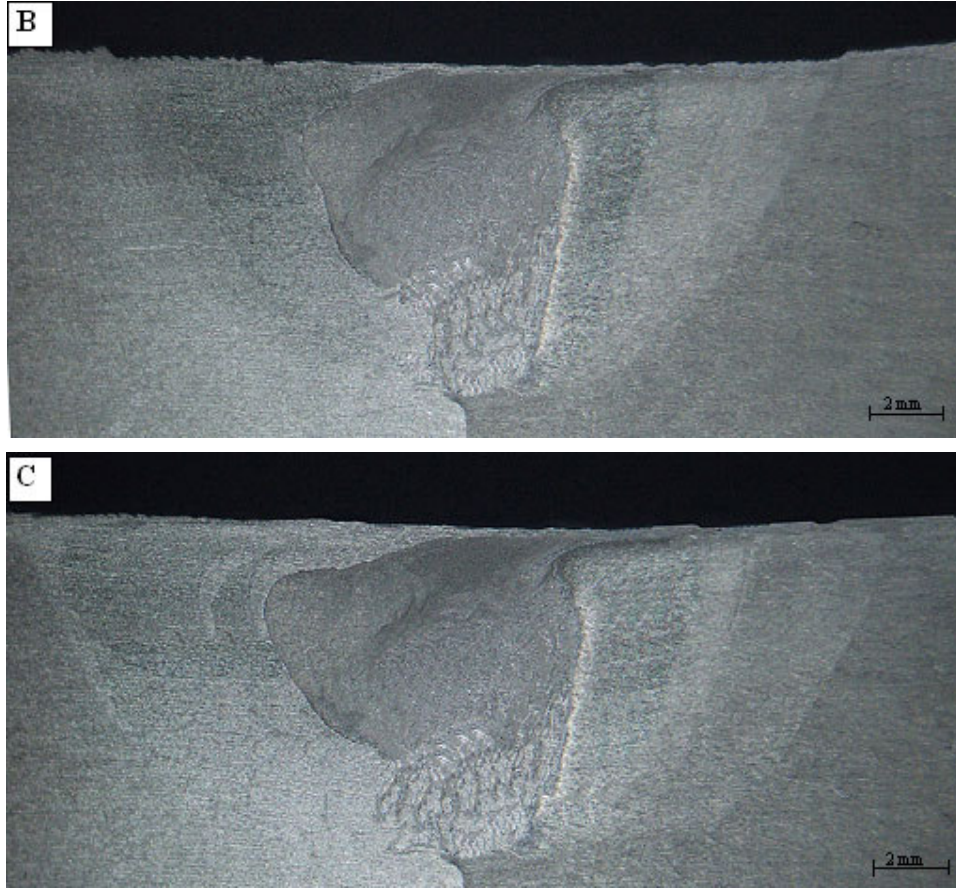




Şekil 7.7. 900 dev/dak dönme hızında vida karıştırıcı uç ile birleştirilen numunelere ait makro görüntüler (a: 250 mm/dak, b: 200 mm/dak, c: 160 mm/dak)

1120 dev/dak işlem parametresi kullanılarak elde edilen S13, S14 ve S15 nolu kaynaklı bağlantılara ait makro resimler sırasıyla Şekil 7.8’de verilmiştir. Bağlantıların ara kesitleri üzerinden alınan fotoğraflar incelendiğinde, üç farklı ilerleme hızında boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmektedir. 900 devir sayısı işlem parametresinde kaynaklı bağlantıların dikiş bölgelerinin alt kısımlarında düşük dönme sonucu vida adımlarının oluşturduğu düşünülen boşluklu kısımların yerini, 1120 dev/dak işlem parametresinde tarağa benzeyen girinti ve çıkıntılardan oluşan yapılara bıraktığı gözlenmiştir. Benzer oluşum literatürde Shigematsu ve diğ. (2003), ‘nin farklı tipteki Al alaşımlarının SKK yöntemiyle birleştirdikleri kaynaklı bağlantılarla benzerlik göstermektedir. S13, S14 ve S15 nolu numunelerin ITAB bölgesi incelendiğinde, ilerleme hızlarına bağlı olarak, kaynak bölgesi sınırları değişim göstermektedir. En dar ITAB bölgesi, 250 mm/dak ilerleme hızında oluşan düşük sıcaklık nedeniyle S15 nolu numunede, 18 mm olarak ölçülmüştür. Bu değerler; S14 numunesinde 20 mm, S13 numunesinde ise 25 mm olarak belirlenmiştir. Ayrıca kaynak merkezinden alınan sıcaklık ölçümleri değerlendirildiğinde, S13 numunesi 489 °C, S14 numunesi 477 °C ve S15 numunesi ise 452 °C’lik bir sıcaklık değerine ulaşmıştır. Diğer yandan ilerleme hızının azalmasıyla, sürtünme sonucunda birim zamanda yayılan ısı miktarı artarken; yüksek devir sayısı, sürtünen bölgede anlık sıcaklık derecesinin yüksek olmasına yol açmaktadır.

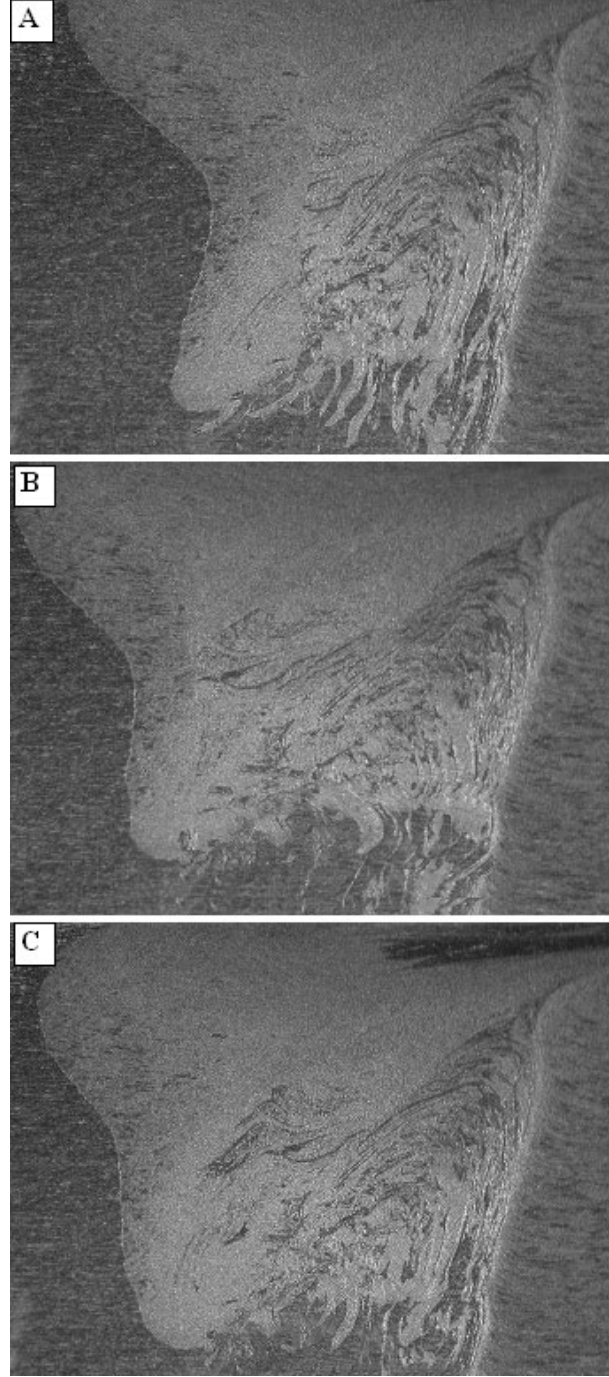




Şekil 7.8. 1120 dev/dak dönme hızında vida karıştırıcı uç ile birleştirilen numunelere ait makro görüntüler (a: 250 mm/dak, b: 200 mm/dak, c: 160 mm/dak)

1400 dev/dak dönme hızıyla birleştirilen S16, S17, S18 nolu kaynaklı bağlantılara ait makro yüzey resimleri sırasıyla Şekil 7.9’da verilmiştir. Üç farklı ilerleme hızları kullanılarak birleştirilen numunelerde, yüksek devir sayısına bağlı olarak, herhangi bir kaynak boşluk hatasına rastlanmamıştır. 1400 devir sayısı kullanılarak yapılan üç bağlantıda da yüksek dönme hızı nedeniyle yüzeyde ulaşılan sıcaklık değerleri, diğer bağlantılarla karşılaştırıldığında, maksimum değerlere ulaşmıştır. Kaynak merkezindeki en yüksek sıcaklık değeri S16 numunesinde, yüksek ilerleme hızının da etkisiyle artmış ve 505 °C olarak kaydedilmiştir. Bunu sırasıyla S17, 492 °C ve S18, 473 °C olarak takip etmiştir. Ayrıca bu üç numune en geniş ITAB ve DKB bölgesine sahiptir. Artan ilerleme hızı ile uç daha düzenli bir hareket yolu kat ettiğinden ve titreşime bağlı salınım sayısı düştüğünden kaynak merkezi genişliği azalmıştır. Kaynak merkezinin genişliği (DKB), kaynak ilerleme hızı değişimine bağlı olarak farklılıklar göstermiştir. S18 numunesinde DKB bölgesi 7 mm genişliğe, S17 numunesinde 9 mm ve S16 numunesinde 10 mm’dir. İlerleme hızının azalmasıyla, birim zamanda iletilen ısı miktarı arttığından; ITAB bölgesi azalan ilerleme hızıyla büyümüş ve genişlemiştir. ITAB bölgesi ise S18 numunesinde 26 mm, S17 numunesinde 28 mm ve S16 numunesinde ise maksimum

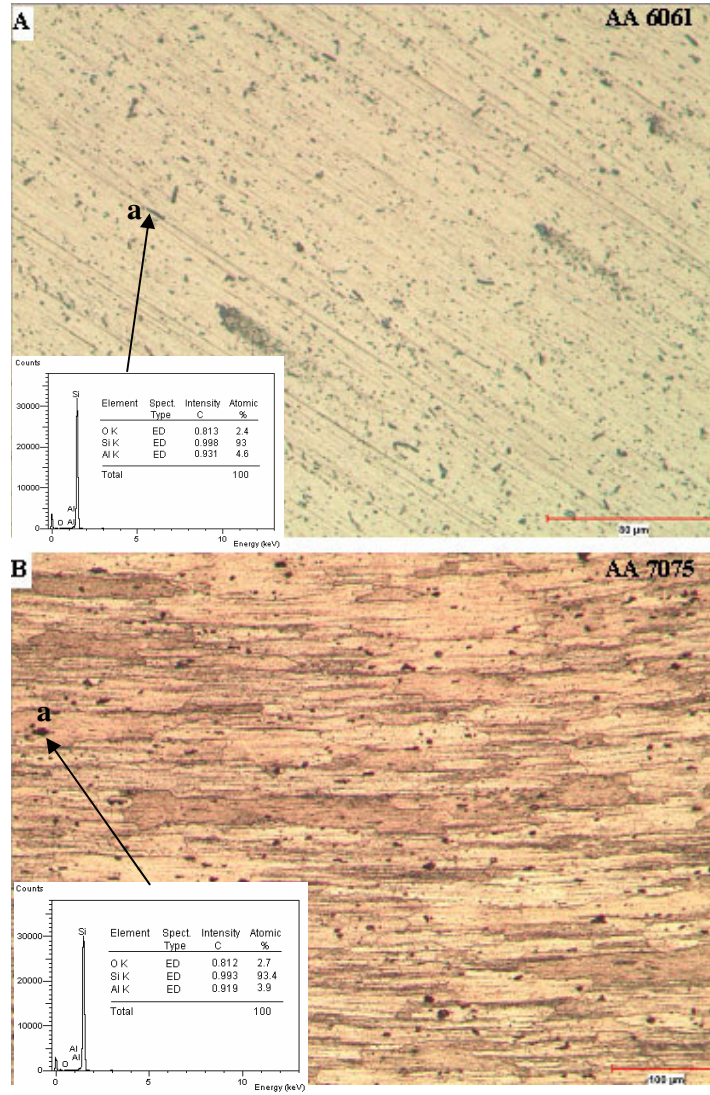
genişliği olan 31 mm ye ulaşmıştır. Ayrıca DKB bölgesinin altında, ilerleme hızı parametrelerine bağlı olarak vida adımlarının oluşturduğu düşünülen tarağa benzeyen girinti ve çıkıntılarının miktarının, ilerleme hızındaki yükselişe paralel artış gösterdiği makro resimlerden açıkça görülmektedir.



şekil 7.9. 1400 dev/dak dönme hızında vida karıştırıcı uç ile birleştirilen numunelere ait makro görüntüler 10X (a: 250 mm/dak, b: 200 mm/dak, c: 160 mm/dak)

7.1.3. İşlem Parametrelerinin Mikroyapı Üzerindeki Etkisi

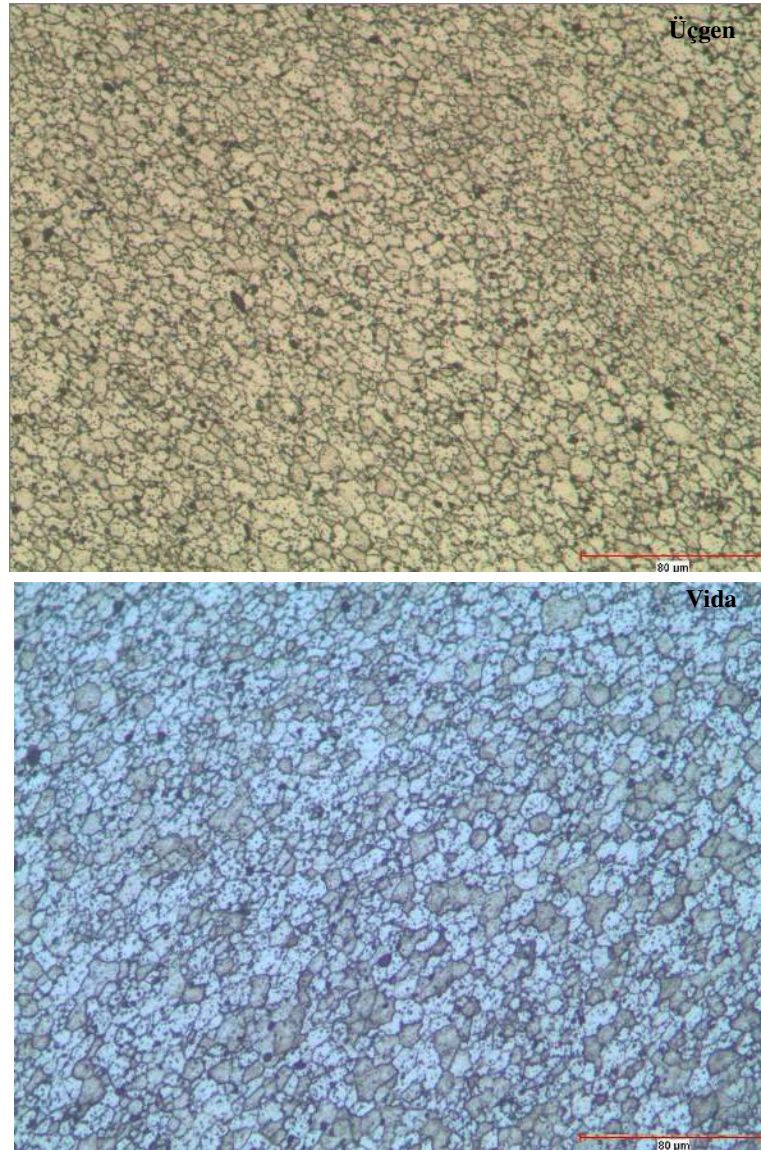
Şekil 7.10'da çalışmada kullanılan alüminyum alaşım çiftlerinden, AA6061 ve AA7075'in kaynak öncesi mikroyapı fotoğrafları görülmektedir. Fotoğraflar değerlendirildiğinde, AA6061 alaşımında alüminyum matris içine düzensiz dağılan silisyum metalinin, tam ergime oluşturmadığı görülürken, AA7075 alaşımı ise homojen dağılmış silisyum metali partiküllerinden ve haddeleme ile oluşan yönlenmiş uzun tanelerden meydana gelen mikroyapı özellikleri sergilemektedir.



Şekil 7.10. Esas malzemelerin mikroyapı görünimleri a) 6061(200X), b) 7075(100X)

7.1.3.1. Uç profillerinin Mikroyapı Üzerindeki Etkisi

Şekil 7.11’de sürtünme karıştırma kaynak yönteminde, üçgen ve vida geometriyle birleştirilen S6 ve S15 numunelerinin kaynak merkezinden alınan mikroyapı fotoğrafı verilmiştir. Fotoğraflardan da görüldüğü gibi; iki farklı geometriyle birleştirilen kaynaklı bağlantıların dikiş merkezinde (DKB) oluşan tane yapıları, bu bölgenin yüksek ısı, ekstrüzyon ve şiddetli plastik deformasyona maruz kalması nedeniyle esas malzemeye göre farklılıklar göstermiştir. Ayrıca, SKK işlemi sonrası yönelenmiş bu uzayan tanelerin, yüksek sıcaklık ve dövmenin etkisiyle ince taneli bir yapıya dönüştüğü görülmektedir. Benzer mikroyapı özellikleri, Cavaliere ve diğ. (2005b) ve Dutta ve diğ. (2005)’ nin yapmış olduğu çalışmada DKB bölgesinde ortaya çıkmıştır.

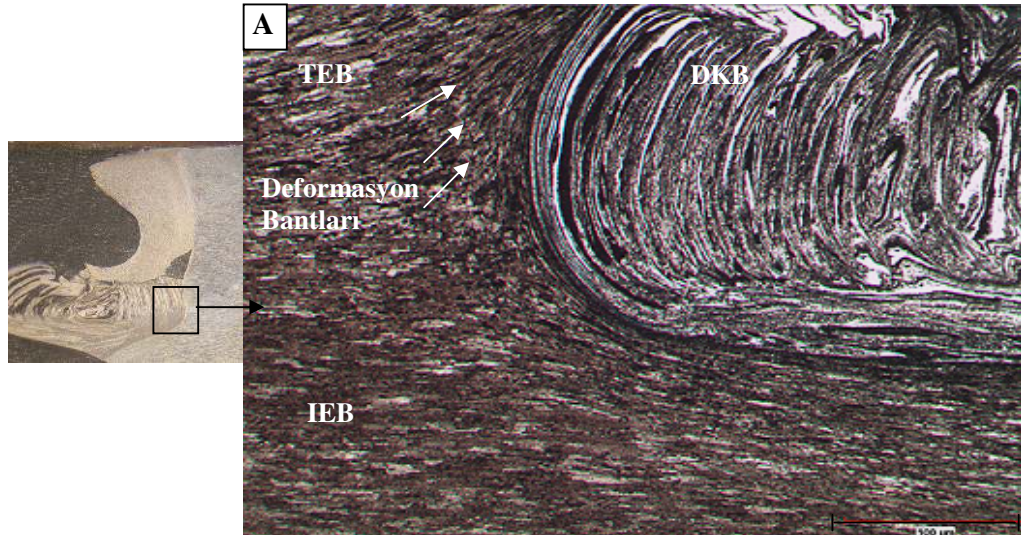


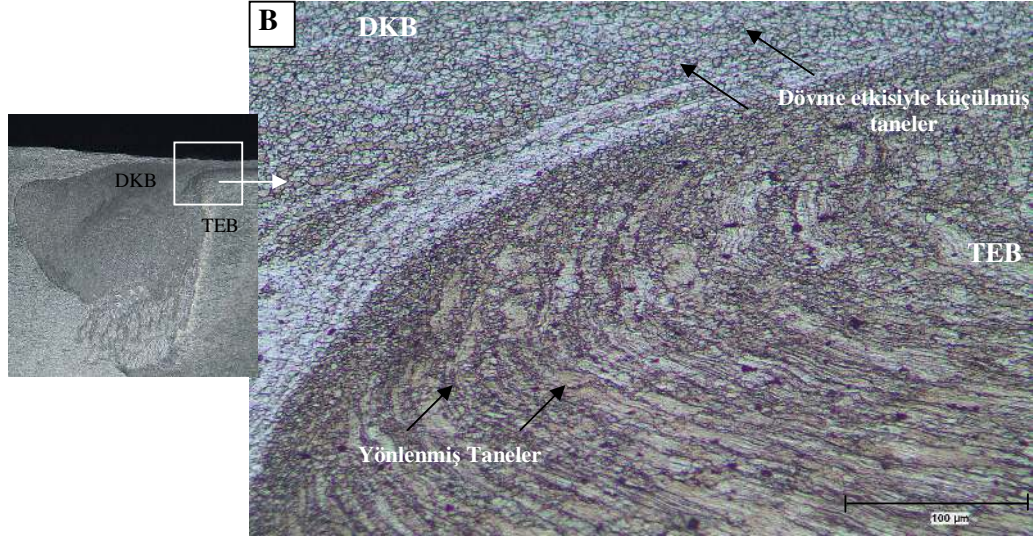
Şekil 7.11. Üçgen ve vida karıştırıcı uçlarla birleştirilen S6 ve S15 numunesinin kaynak merkezinden (DKB) alınan mikroyapı fotoğrafı (200X)

Üçgen ve vida geometriyle yapılan kaynaklı bağlantıların DKB bölgesinden alınan mikroyapı fotoğrafları karşılaştırıldığında, üçgen ucun daha ince taneli bir yapı gösterdiği görülmektedir. Bu mikro yapısal farklılıkların oluşmasında, sürtünme sıcaklığı üzerinde etkili olan uç geometrisinin değişmesi, alaşım çiftlerinin daha iyi ve homojen karışmasının, bu değişimlerde önemli rol oynadığı düşünülmektedir. Sıcaklık ölçümleri sonucunda, vida geometrili ucla birleştirilen plakaların yüzey sıcaklığının, üçgen geometri ile birleştirilenlerden yaklaşık 4 ila 10 °C yüksek olduğu belirlenmiştir. Bu durumun oluşmasında, geniş adım ve kanallara sahip vida karıştırıcı ucun temas yüzeyinin, üç köşesiyle karıştırma yapan üçgen karıştırıcı ucun temas yüzeyinden fazla olmasının etkin rol oynadığı düşünülmektedir. Düşük sıcaklık etkisiyle oluşan bu ince taneli yapı, kaynaklı bağlantıların tamamının DKB bölgesinde benzer görüntüler sergilemiştir.

Şekil 7.12 (a ve b)’de üçgen ve vida karıştırıcı uçlarla birleştirilen numunelerin, DKB bölgesinde, kılavuz makro resimde gösterilen çerçeve içinden alınmış yüksek büyütmelerdeki mikroyapı fotoğrafları verilmiştir. Her iki fotoğraf incelendiğinde, dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge (DKB) ile termo mekanik olarak etkilenen bölge (TEB) birbirinden net olarak ayrılmaktadır. Şekil 7.12 (a)’da üçgen karıştırıcı uç ile birleştirilen numunenin DKB bölgesinde, uçtaki dönmenin neden olduğu düşünülen halkalar görülmektedir. Lee ve diğ. (2003) yapmış oldukları çalışmada DKB bölgesinde, karıştırıcı ucun her devir ve ilerleme periyodunda taşıdığı malzemeden oluşan halkaların, karıştırıcı takımdaki dönme hareketinden oluştuğunu vurgulamışlardır. Ayrıca çalışmalarında bu halkaları, “soğan halkaları” olarak tanımlamışlardır. Çoğu literatürde bu tanım yaygın olarak kullanılmaktadır.

Kaynaklı bağlantının DKB bölgesinin bitişiğinde yer alan TEB bölgesi ise maruz kaldığı yüksek sıcaklık ve plastik deformasyonun etkisiyle tane yapılarında irileşmeler ve yönlenmeler meydana gelmektedir. Bu yönlenmiş taneler, DKB bölgesinin bitişiğinde deformasyon bandı olarak şekil üzerinde görülmektedir.



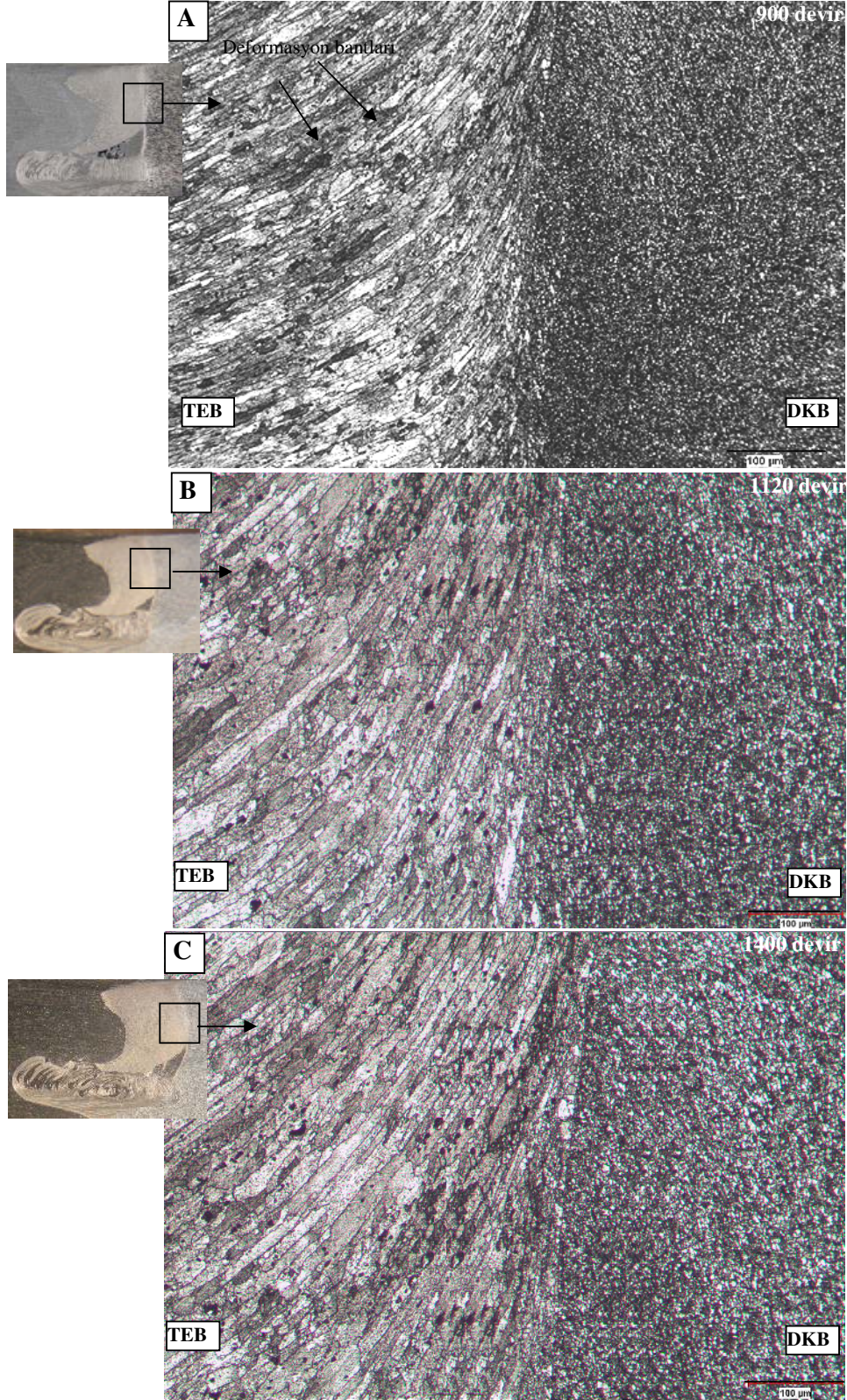


Şekil 7.12. Üçgen ve vida uç profiliyle birleştirilen numunelerde DKB ile TEB arasında meydana gelen deformasyon bantları ve tane yapıları (a: S6, b: S15) (100X)

Şekil 7.12 (b)'de, vida karıştırıcı ucla yapılan bağlantının sağ üst köşesinden alınan yüksek büyütmedeki mikroyapı fotoğrafı görülmektedir. Şekil incelendiğinde ince taneli yapıya sahip DKB bölgesi ile uzayan ve yönlenen tanelerden oluşan TEB bölgesi birbirinden çizgi halinde ayrılmaktadır. Her iki bölgede oluşan tane yapıları işlem parametrelerinin etkisi sonucu farklılıklar göstermiştir. Özellikle kaynak esnasında oluşan deformasyon ve ekstrüzyon şiddeti, bütün kaynaklı bağlantıların DKB'sinde tanelerin küçülmesine neden olmaktadır. TEB bölgesinde ise DKB de oluşan ekstrüzyonun neden olduğu düşünülen yüksek sıcaklık sözü konusudur. Bu durum da tanelerin irileşerek deforme olmasına ve yassılaşmasına neden olmaktadır.

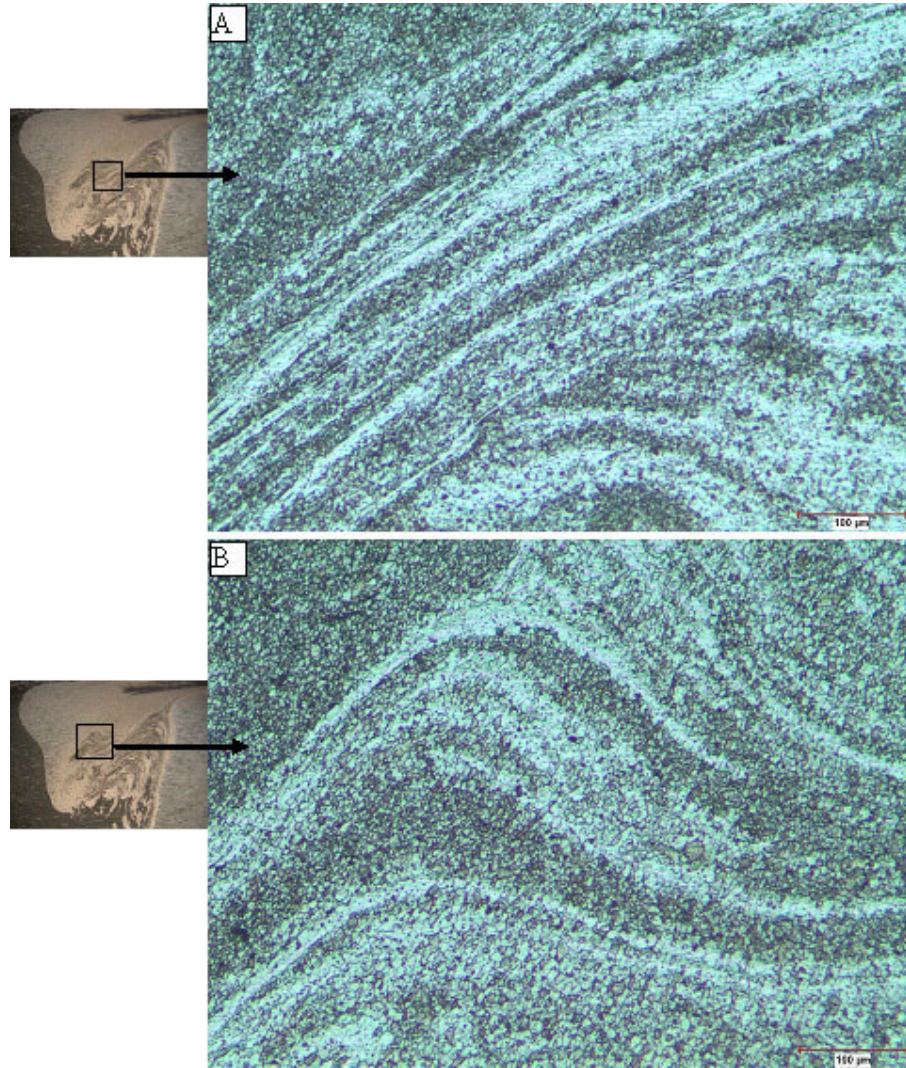
7.1.3.2. Devir Sayısının Mikroyapı Üzerindeki Etkisi

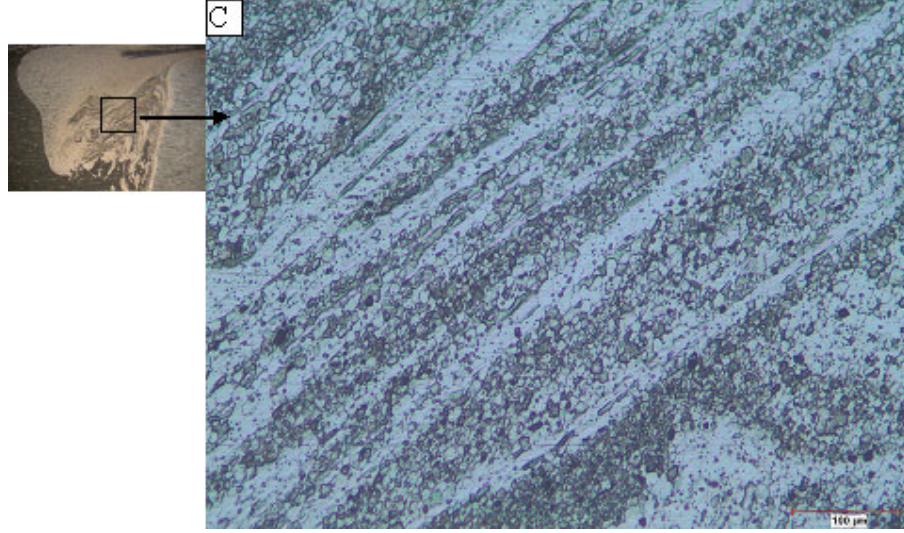
Şekil 7.13'de 900 dev/dak, 1120 dev/dak ve 1400 dev/dak dönme hızları ve sabit ilerleme hızı (200 mm/dak) şartlarında birleştirilen S2, S5, S8 numunelerin DKB ile TEB arasındaki bölgede oluşan tane yapıları ve deformasyon bantları görülmektedir. Üç resim incelendiğinde devir sayısının artışına paralel olarak DKB-TEB ara bölgesinde tanelerin, kademeli olarak irileştiği dikkat çekmektedir. Tane yapılarındaki bu değişmeye, sürtünme sıcaklıklarının neden olduğu düşünülmektedir. S2, S5 ve S8 numunesinin kaynak merkezindeki sıcaklık ölçümleri sırasıyla 442 °C, 474 °C ve 485 °C olarak kaydedilmiştir. Bu durum, sürtünme sıcaklığının yükselmesindeki önemli faktörlerden bir diğerinin de devir sayısındaki artış olduğunu göstermektedir. Artan devir sayısı, birim zamanda yüzeyde oluşan ısı enerjisini artırmaktadır ve böylece sıcaklığın etkisiyle kaynak bölgesindeki mikroyapı özelliklerini değiştirerek ve oluşan fazla ısıyla tavlansak tane yapılarında irileşmelere yol açmaktadır.



Şekil 7.13. Üçgen uç ile birleştirilen numunede DKB ile TEB arasındaki bölgenin artan devire bağlı olarak oluşan tane irileşmeleri a)900 dev/dak, b) 1120 dev/dak, c) 1400 dev/dak. (100X)

Şekil 7.14'de vida kırıştırıcı uç ile 900, 1120 ve 1400 dev/dak dönme hızları ve sabit ilerleme hızı (200 mm/dak) şartlarında birleştirilen S11, S14, S17 numunelerin DKB bölgesinde oluşan tane yapıları görülmektedir. Kılavuz resimde gösterilen alandan alınan üç resim birbiriyle karşılaştırıldığında, artan devir sayısına bağlı olarak tane yapılarında irileşmeler görülmektedir. Bu sonuç üçgen profille birleştirilen numuneler ile paralellik göstermektedir. Tane irileşmelerinde, artan devir sayısının neden olduğu, sıcaklık artışı önemli rol oynamaktadır. Çünkü sıcaklık artışıyla birlikte, tavlama etkisi artmakta ve bu da tane irileşmesine neden olmaktadır. Ayrıca her iki uç profiliyle yapılan kaynakların mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde, devir sayısının mikroyapı bozunumunda önemli rol oynadığı söylenebilir.

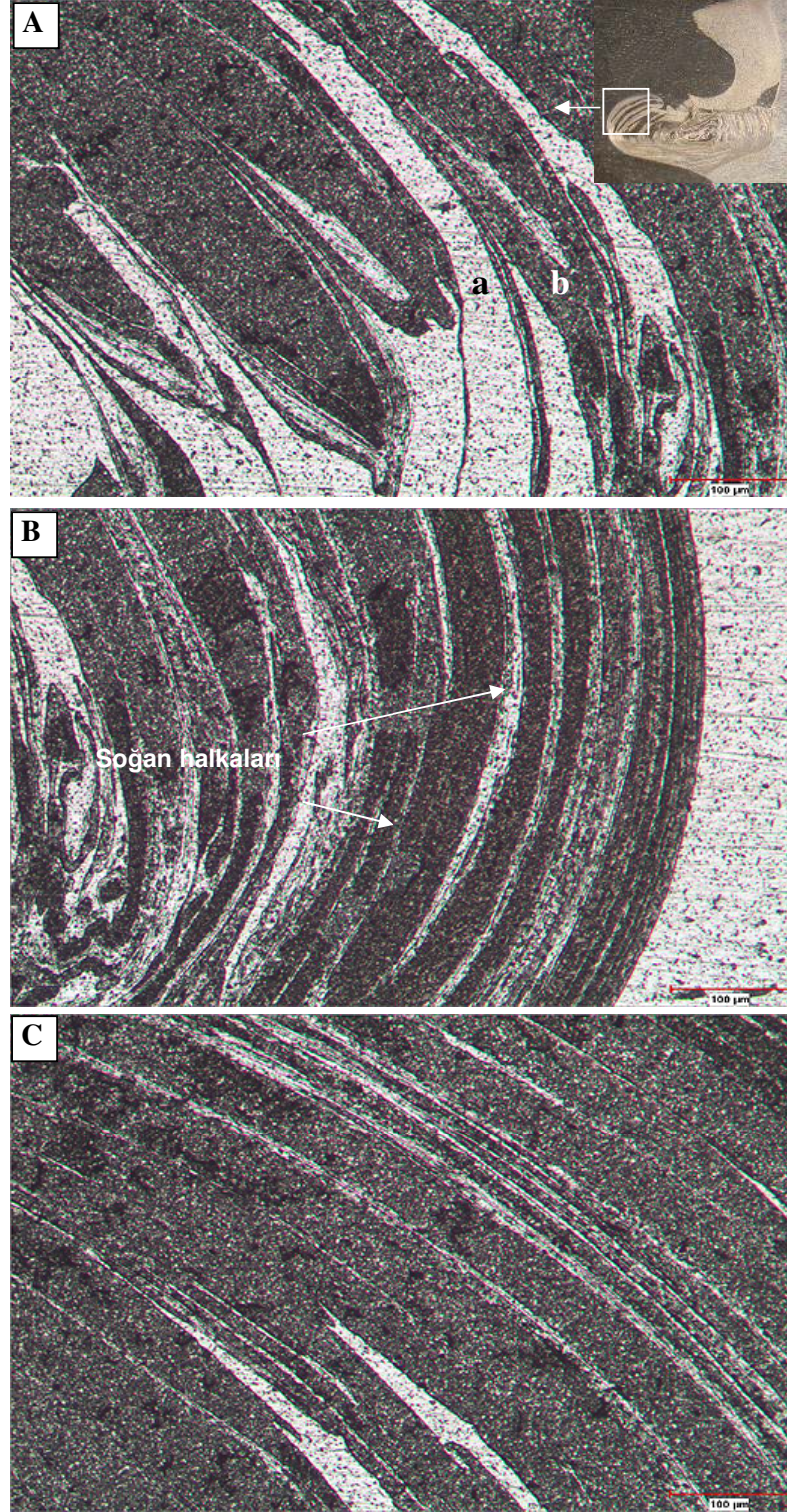




Şekil 7.14. Vida uç ile birleştirilen numune DKB bölgesinde artan devire bağlı olarak oluşan tane irileşmeler a) 900 dev/dak, b) 1120 dev/dak, c) 1400 dev/dak. (100X)

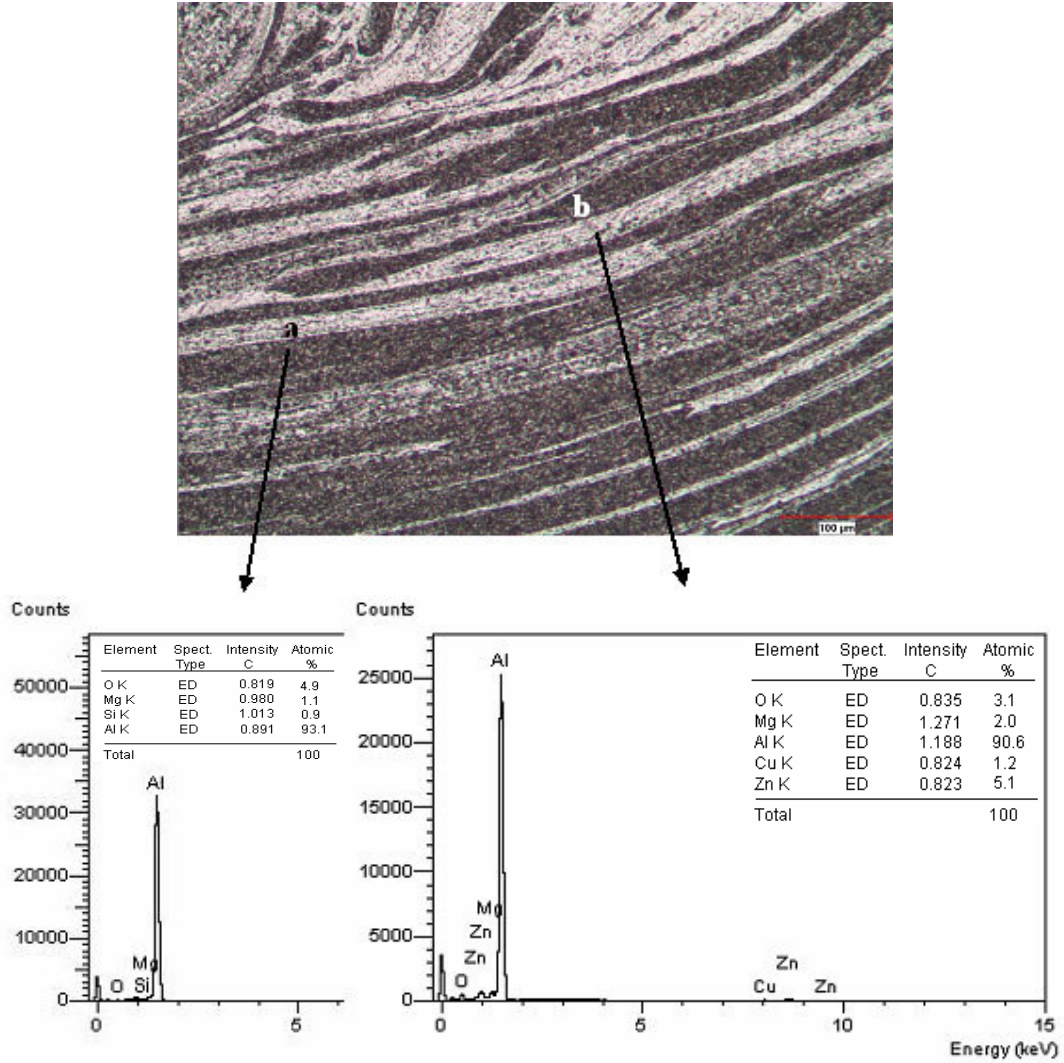
7.1.3.3.İlerleme Hızının Mikroyapı Üzerindeki Etkisi

Şekil 7.15’de üçgen karıştırıcı uç ile sabit devir sayısı (1120 dev/dak) ve üç farklı ilerleme hızlarında (160 mm/dak, 200 mm/dak ve 250 mm/dak) birleştirilen numunelerin kaynak merkezinde oluşan dairesel biçimdeki soğan halkalarını gösteren mikroyapı fotoğrafları verilmiştir. Bu soğan halkaları, her üç numune için DKB bölgesinin kılavuz makro resimde görünen burun kısmındaki çerçeve içinden alınmıştır. Fotoğraflar incelendiğinde, DKB bölgesinde karıştırıcı takımın dönmesi neticesinde oluşan şiddetli deformasyon ile ortaya çıkan soğan halkalarının, farklı kaynak ilerleme hızlarına bağlı olarak boyutları değişmektedir. Artan ilerleme hızı ile AA6061 tarafından gelen malzemenin (soğan halkaları arasındaki beyaz bölgeler) halkalar arasındaki kalınlığı artmaktadır (a noktasındaki halka). Ayrıca ilerleme hızının azalmasıyla soğan halkalarının sayısı ve sıklığının arttığı ve yüksek ilerleme hızlarında iki malzeme birbiriyle daha iyi karışım oluşturduğundan, AA 6061 tarafından gelen malzemenin halkalar arasındaki kalınlığının azaldığı gözlenmiştir. Bu değişimin temel nedeninin literatürde de belirtildiği üzere düşük ilerleme neticesinde birim zamanda taşınan ve geriye doğru ekstrüze olan malzeme miktarının artmasıyla doğrudan ilişkilidir (Cavaliere, 2007; Lee, 2003; Su, 2003; Cavaliere, 2005a).



Şekil 7.15. DKB' de 1120 dev/dak ve sırasıyla 250, 200, 160 mm/dak ilerleme hızlarında birleştirilen numunelerde oluşan soğan halkaları (a: S6, b: S5, c: S4) (100X)

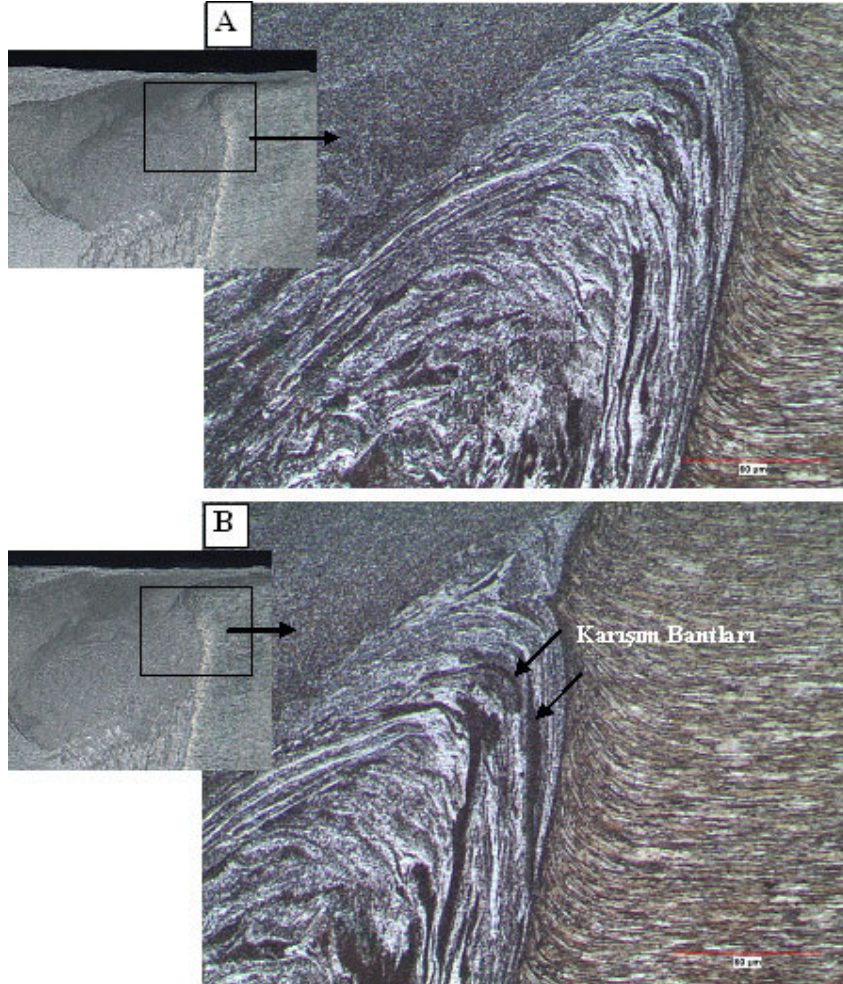
Şekil 7.16'da soğan halkaları üzerinden alınan EDS analizleri verilmiştir. Analizler incelendiğinde “a” , “b” olarak şekil üzerinde işaretlenen ve görsel olarak tanımlanan beyaz bölgelerin AA6061 ve siyah bölgelerin ise AA7075 olduğu çinko (Zn) ve bakır (Cu) içerik farkından kolayca belirlenmiştir.

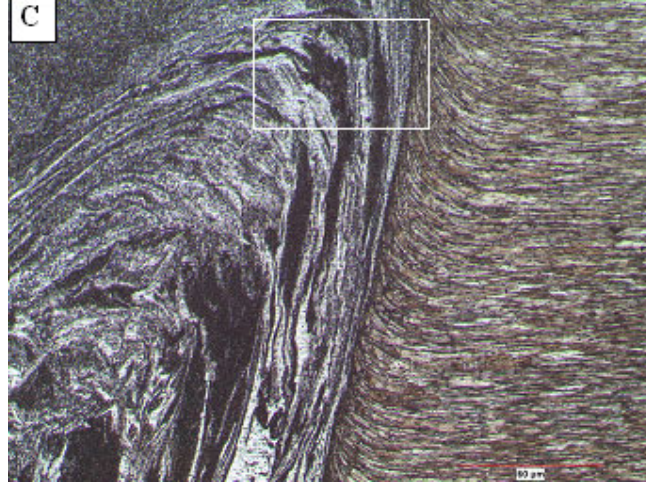


Şekil 7.16. S5 numunesinin DKB bölgesindeki soğan halkaları üzerinden alınan EDS analizleri (100X)

Şekil 7.17' de vida karıştırıcı uç kullanılarak, 1120 devir dönme hızı ve sırasıyla 160, 200, 250 mm/dak ilerleme hızlarında birleştirilen numunelerin, kılavuz makro resimde gösterilen çerçeveden alınan, mikroyapı fotoğrafları verilmiştir. Üç farklı ilerleme hızlarında birleştirilen numunelerin DKB bölgesinden alınan fotoğraflar incelendiğinde, aynı malzeme içeriğine sahip olduğu düşünülen karışım bantlarının varlığı görülmektedir (siyah bölgeler). EDS incelemeleri sonucu bu bantların, Zn elementi içeren AA7075 alaşımı olduğu tespit edilmiştir (Şekil 7.18.b). Şekiller incelendiğinde, artan ilerleme hızlarıyla birlikte, aynı

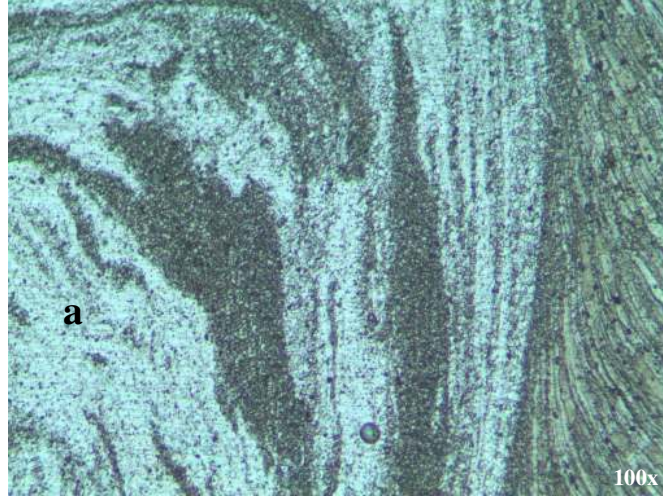
özellikteki malzeme grubundan oluşan karışım bantlarının kalınlık ve miktarı artmaktadır. Bu sonuca göre, farklı tipteki alüminyum alaşımların SKK işleminde, ilerleme hızındaki kademeli artış, karıştırıcı ucun karıştırma kabiliyetini azalttığı düşünülmektedir. Şekil 7.18a' da 250 mm/dak ilerleme hızında birleştirilen numunenin (şekil 7.17.c), çerçeve ile işaretlenmiş bölgesinden alınan yüksek büyütme fotoğrafları verilmiştir. Şekil incelendiğinde, aynı alaşımın bir bant içinde homojen dağılım göstermeden lokal yığılmalar oluşturduğu kolaylıkla görülmektedir.



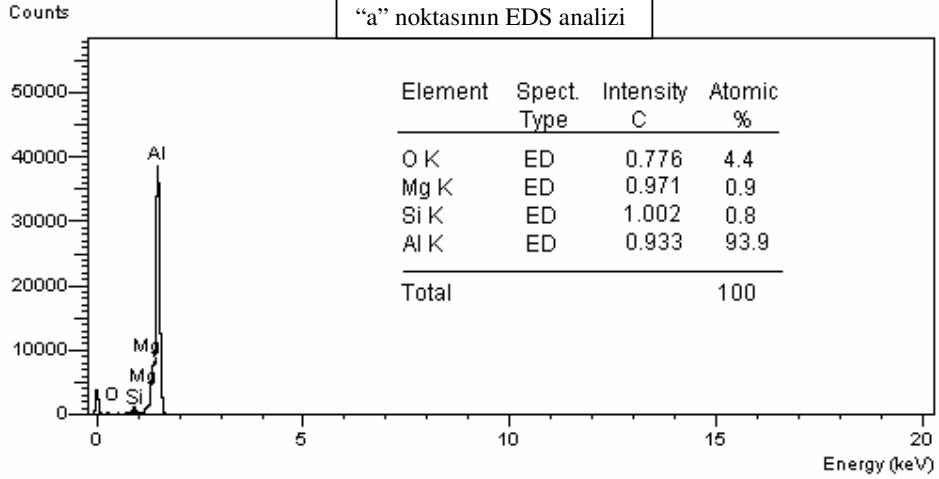
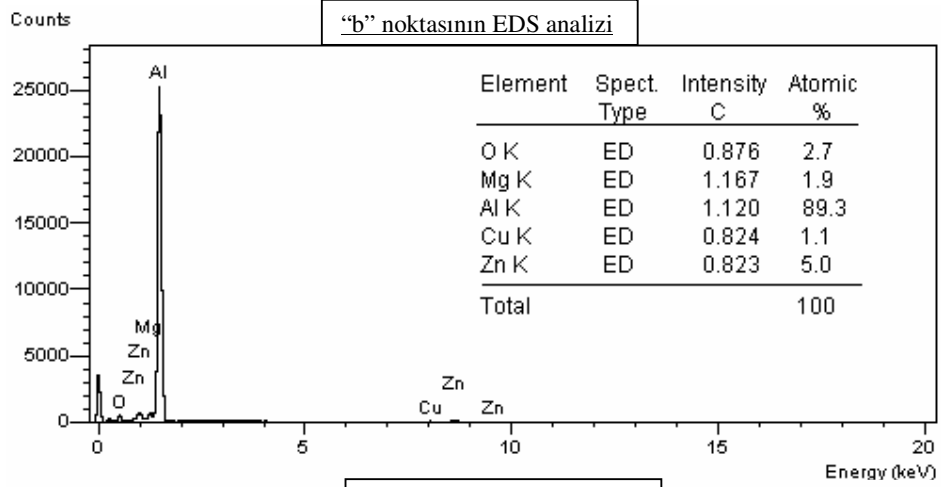


Şekil 7.17. 1120 dev/dak ile sırasıyla 160, 200, 250 mm/dak ilerleme hızlarında birleştirilen numunelerde oluşan karışım bantları (a: S13, b: S14, c: S15) (50X)

a)

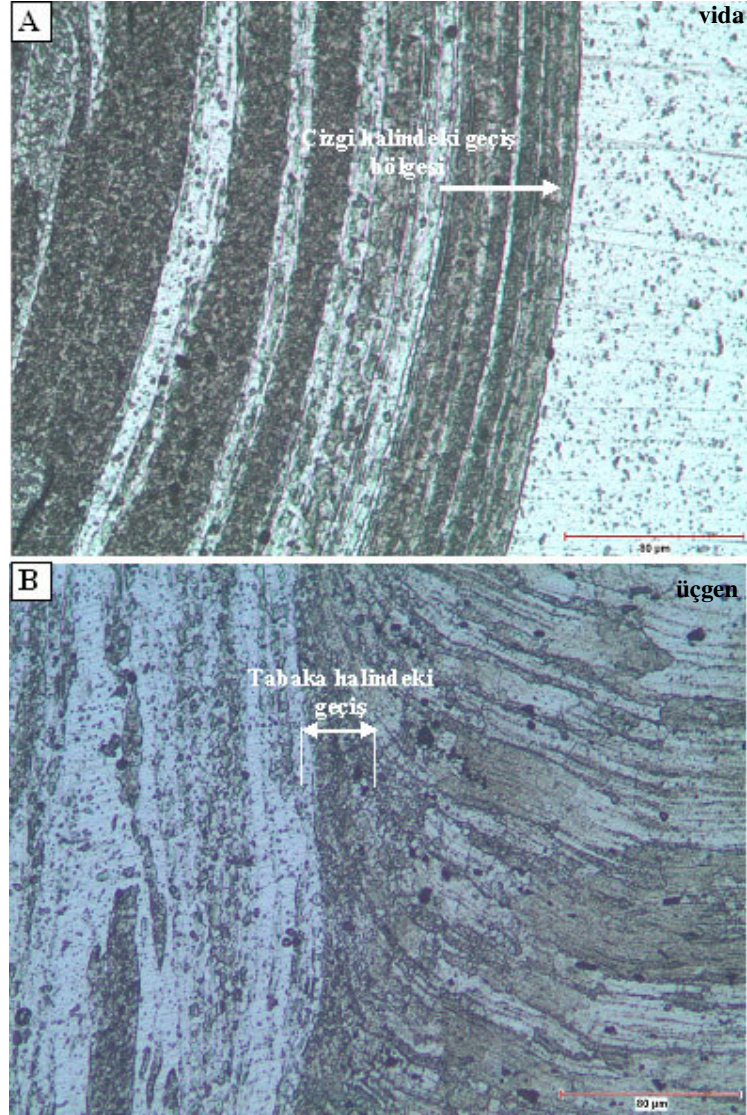


b)



Şekil 7.18. a) S15 numunesinde oluşan karışım bantlarından alınan yüksek büyütme (a: 100X, b: 200X) **b)** “a” ve “b” noktalarından alınan EDS analizleri ve element oranları

Şekil 7.19’da üçgen ve vida karıştırıcı uçlarla birleştirilen numunelerin, DKB bölgesiyle TEB bölgesi arasında yüksek büyütme alınarak mikroyapı fotoğrafları verilmiştir. Fotoğraflar incelendiğinde, kaynakların tümünde herhangi bir difüzyonun meydana gelmediği ve mekanik birleşmenin söz konusu olduğu görülmüştür. Bununla birlikte vida karıştırıcı ucla yapılan kaynakların DKB-TEB ara geçiş bölgesinin, üçgen karıştırıcı uca göre daha geniş olduğu görülmektedir. Bu durum, vidanın geometrik yapısından kaynaklanan karıştırma yeteneğinin üçgen uca göre daha fazla olması nedeniyle ortaya çıktığı ve temas yüzeyinin meydana getirdiği sürtünme sıcaklığının, malzemenin daha fazla viskoz hale gelmesiyle geçiş bölgesinde genişlemelere neden olduğu düşünülmektedir.

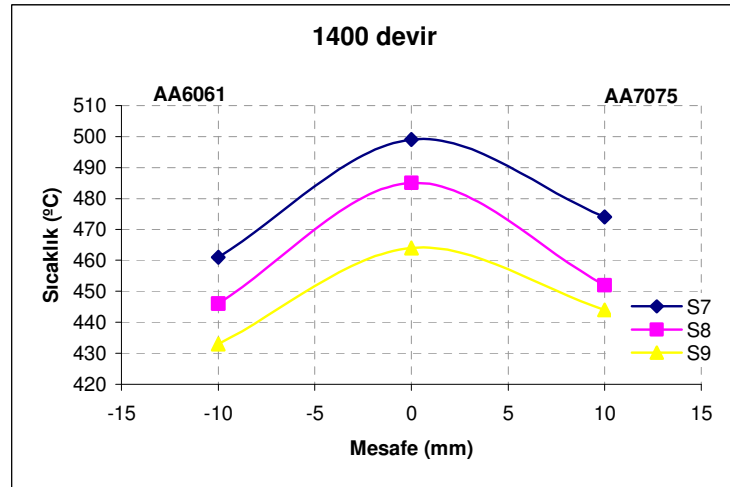
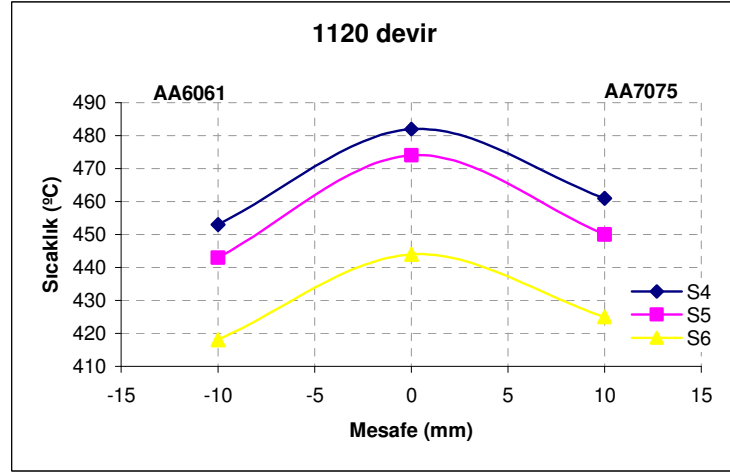
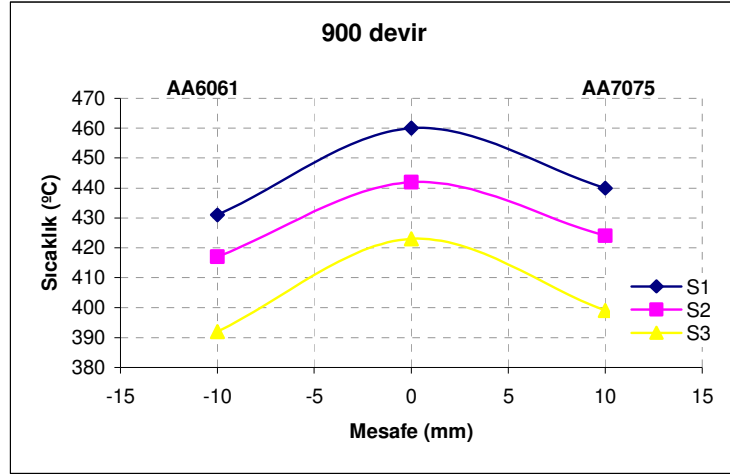


Şekil 7.19. Üçgen ve vida uç profiliyle birleştirilen numunelerin DKB-TEB ara yüzey geçiş bölgeleri (a: S5, b: S14) (200X)

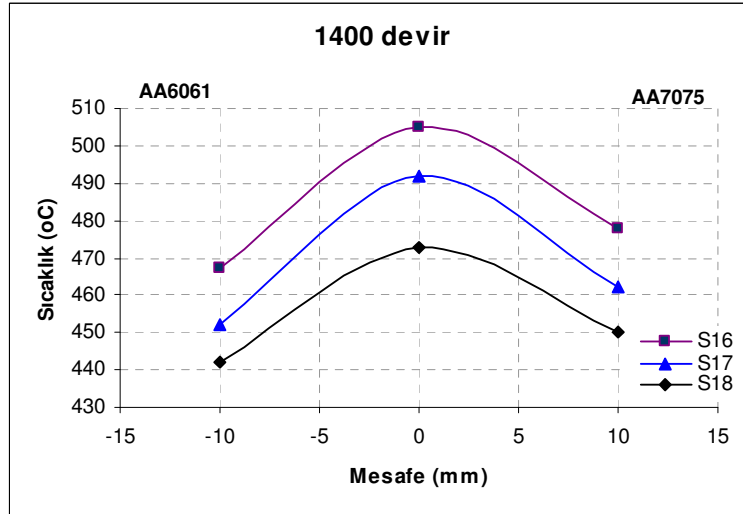
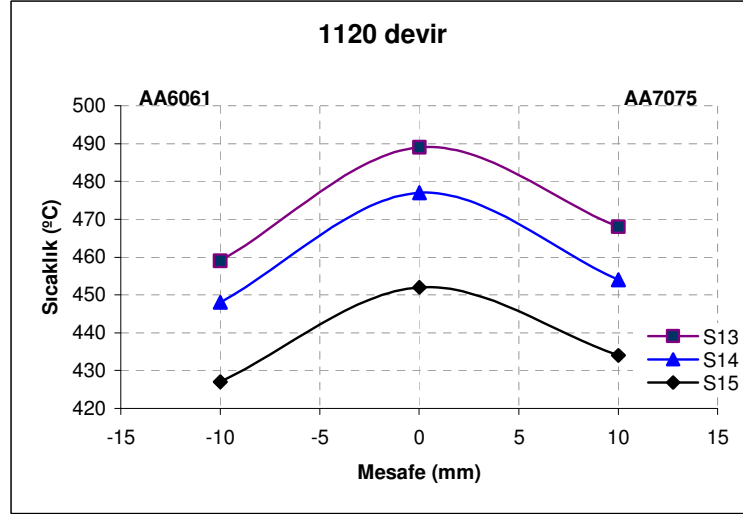
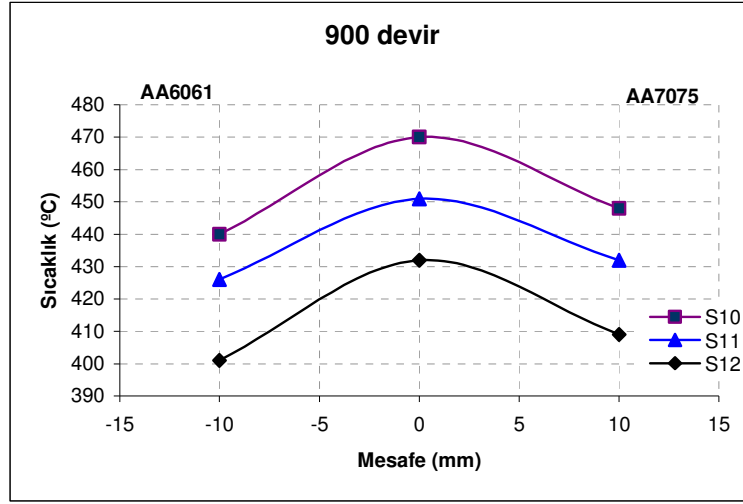
7.2. Kaynaklı Bağlantıların Yüzey Sıcaklık Ölçümleri

Kaynaklı bağlantıların dikiş yüzey profillerinden alınan maksimum yüzey sıcaklık ölçüm değerleri, kaynak parametrelerine bağlı olarak eğriler halinde Şekil 7.20 ve Şekil 7.21’de verilmiştir. Ölçümler özel lazer sıcaklık ölçer pirometre yardımıyla, her kaynak çiftinden çizgisel hat boyunca kaynak merkezinden ve omuz iki kenarı üzerinden 0,5 saniye aralıklarda alınmıştır.

Levha yüzeyinden alınan sıcaklık ölçüm sonuçları değerlendirildiğinde, devir sayısı ve ilerleme miktarına bağlı olarak, kaynak yüzey sıcaklıklarının önemli derecede değiştiği görülmektedir. Karıştırıcı uç profillerinin de bu parametrelere kıyasla, sıcaklık üzerinde daha az etkisinin olduğu söylenebilir. Yapılan ölçümlerde vida karıştırıcı uç profiliyle birleştirilen levhalarda ulaşılan yüzey sıcaklık değerlerinin, üçgen uca göre 4 ila 10 °C arasında daha yüksek olduğu belirlenmiştir. Bu farklılıkta, vida karıştırıcı kanallarının temas alanının, üçgen karıştırıcı uçtan fazla olmasının neden olduğu düşünülmektedir. Ayrıca levha yüzeyinde oluşan sıcaklık miktarı, karıştırıcı uç profili ve omuz genişliğinin yanı sıra omuz yüzeyinin plaka ile temas süresi ile doğrudan ilişkilidir. Dolayısı ile ilerleme hızının düşük olması, uç omuz yüzeyinin daha uzun süre plakaya temas etmesine ve böylece sürtünme etkisiyle daha yüksek sıcaklıkların oluşmasına neden olmaktadır. Eğrilerden görüldüğü gibi, özellikle artan ilerleme hızının ve azalan devir sayılarının, karıştırıcı ucun levhaya temas süresini azaltması sonucunda, yüzeyde ölçülen sıcaklık değerlerini düşürdüğü sonucuna varılmıştır.

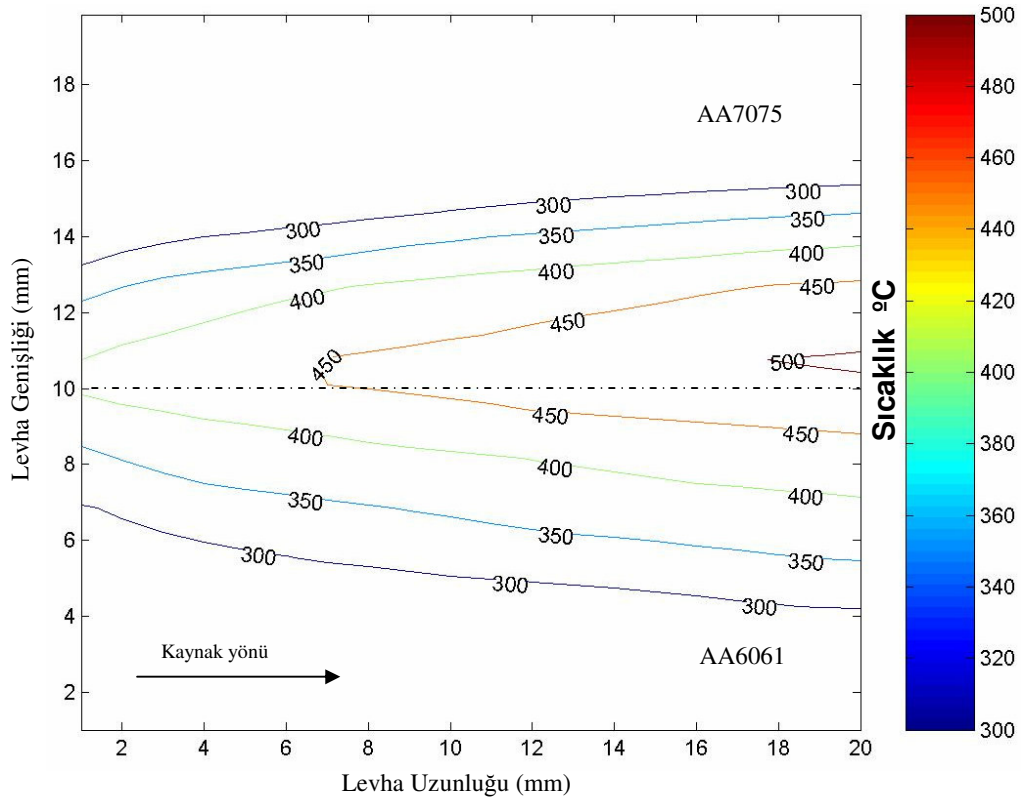


Şekil 7.20. Üçgen karıştırıcı uç profiliyle birleştirilen numunelerin kaynak yüzeyinden alınan sıcaklık değerleri



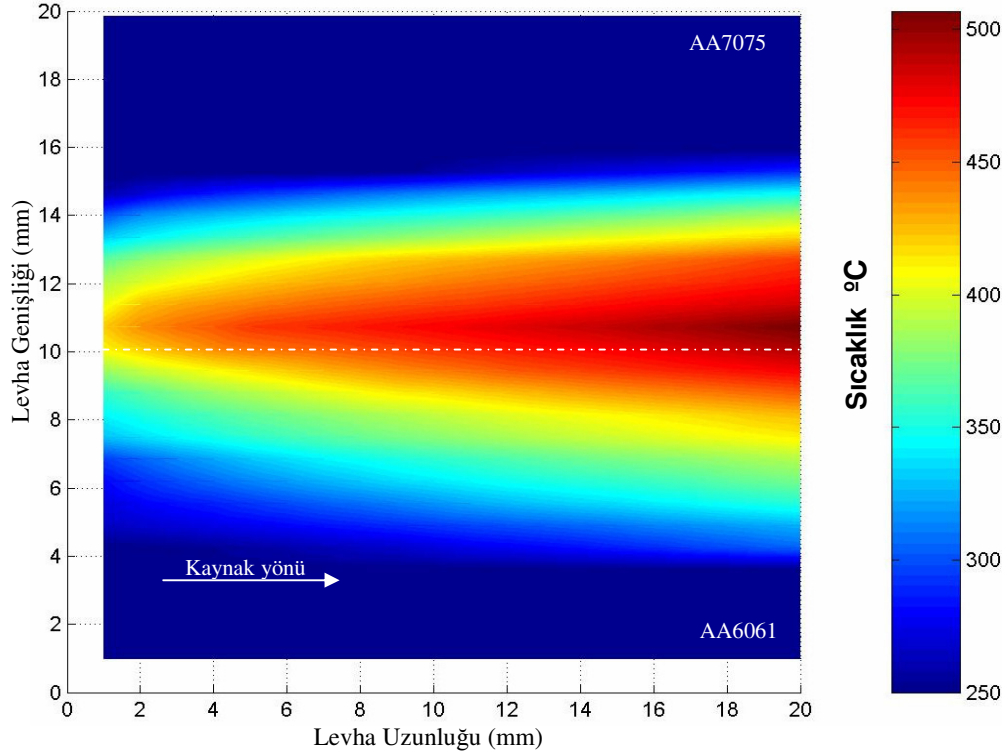
Şekil 7.21. Vida karıştırıcı uç profiliyle birleştirilen numunelerin kaynak yüzeyinden alınan sıcaklık değerleri.

Şekil 7.2’de 40 cm² alana sahip S16 kaynaklı bağlantı plakasının bütün yüzeyi üzerinden 1,3 cm eşit aralıklarda alınan sıcaklık değerleri, bilgisayar programı yardımıyla modellenerek, kaynaklı levhanın yüzey sıcaklık haritası çıkarılmıştır. Levha yüzeyindeki sıcaklık haritası incelendiğinde, başlangıç ve bitim noktaları arasında sıcaklık değerlerinin kayda değer oranda yükseliş gösterdiği görülmektedir. Ayrıca AA7075 levhasının bulunduğu taraftan ölçülen sıcaklık değerlerinin, AA6061 levha tarafından alınan ölçümlerden bir miktar yüksek çıktığı, buna karşın sıcaklık dağılımının daha dar bir yüzeyde dağılım gösterdiği görülmektedir. Bu durum, AA7075 alüminyum alaşımının ısı iletim katsayısının, ($\lambda = 134 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$) AA6061 alüminyum alaşımından ($\lambda = 155 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$) daha düşük olmasıyla doğrudan ilişkilidir.



Şekil 7.22. S16 nolu kaynaklı bağlantıdan alınan yüzey sıcaklık dağılımları

Şekil 7.23’de ise S16 nolu numunenin levha üzerinden alınan yüzey sıcaklık değerleri, renkli modellenerek bütün ölçüm sonuçları bir arada verilmiştir. Renkli model üzerinde, kaynağın başlangıç ve bitim noktaları arasındaki sıcaklık farkı ve birleştirilen levhaların sıcaklıktan etkilenme dereceleri kolaylıkla görülmektedir. Lazer pirometrenin minimum sıcaklık ölçüm değeri 250 °C olduğu için bu sıcaklığın altındaki değerler model üzerinde verilememiştir.



Şekil 7.23. S16 nolu numune yüzeyindeki sıcaklık dağılımı.

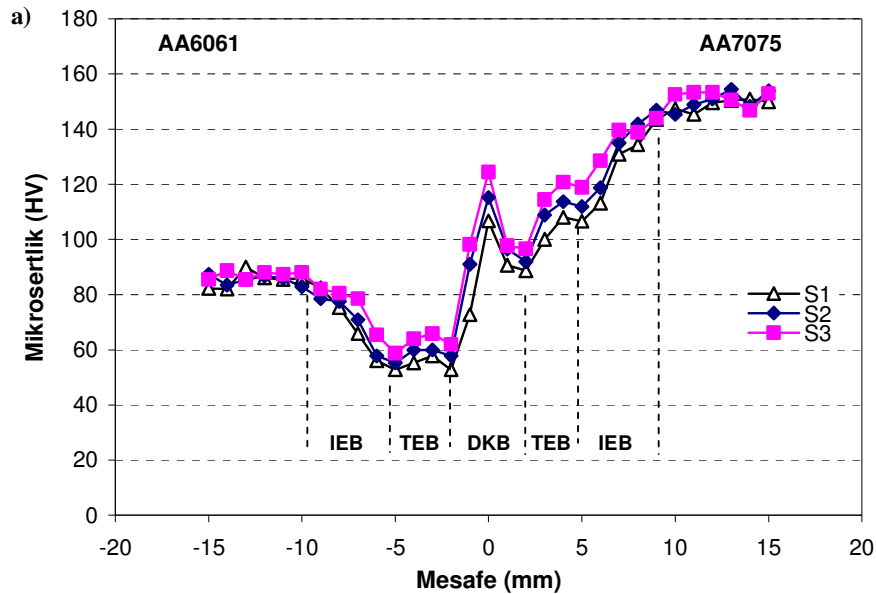
7.3. Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları ve İrdelenmesi

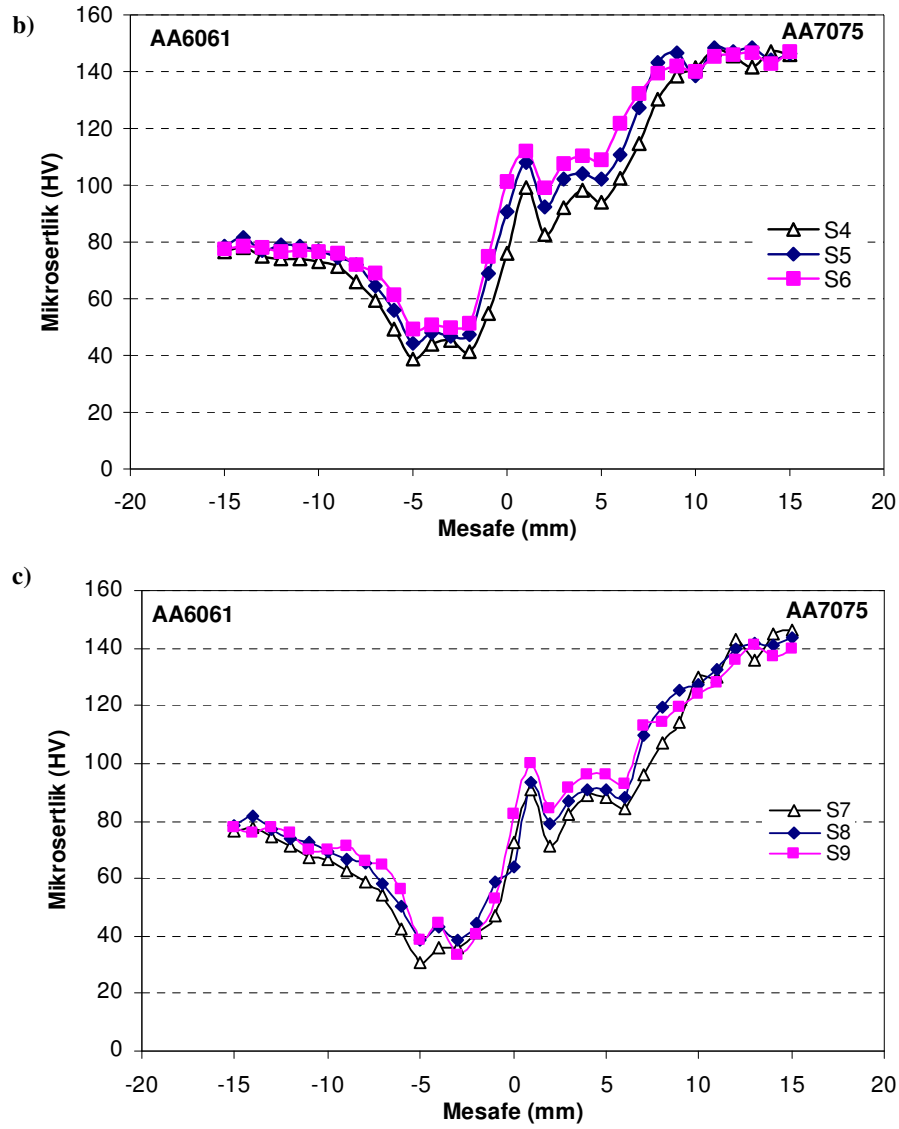
Farklı devir sayısı, ilerleme hızı ve karıştırıcı uç profili kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantıların birleşme merkezinden ana metale doğru çizgisel bir hat boyunca yapılan mikrosertlik ölçüm sonuçları, sırasıyla Şekil 7.24 ve 7.25’de verilmiştir. S1-S18 nolu bütün numunelerin sertlik eğrileri incelendiğinde, literatüre uygun olarak dört farklı bölgede sertlik dağılımının değiştiği görülmektedir. Kaynak bölgesinde değişim gösteren ölçüm sonuçlarının esas malzemeye ulaşıldığında, farklı tiplerdeki alüminyum alaşımlarının ana sertlik değerlerine yakın sonuçlar elde edilmiştir.

Üçgen uç profiliyle, sabit devir (900 dev/dak) ve farklı ilerleme hızları (160, 200 ve 250 mm/dak) kullanılarak birleştirilen S1, S2 ve S3 numunelerine ait sertlik profili incelendiğinde, üç numunedeki sertliğin, kaynak metalinden ana metale doğru artışı görülmektedir. TEB bölgesinde minimum sertlik değerinin kaynak merkezine doğru keskin bir yükseliş gösterdiği gözlenmiştir. Merkezdeki bu yükselme AA6061’in esas malzeme sertlik değerinden yüksek, AA7075’ in esas malzeme sertlik değerinden daha düşük bir değerdir. Bütün kaynaklarda bu yapıya benzer sonuçlar elde edilmiştir. S1, S2 ve S3 numunelerin en düşük sertlik değerleri, her iki levhada da TEB bölgesinde ölçülmüştür. Ayrıca her iki levhanın TEB bölgesinden ana malzemeye doğru sertliğin arttığı görülmüştür. Bu artış karıştırıcı ucun omuz genişliğinin bitim noktasında son bulmaktadır.

Şekil 7.24 (b)'de 1120 dev/dak'da birleştirilen S4, S5, S6 numuneleri ve Şekil 7.24 (c)'de 1400 dev/dak'da birleştirilen S7, S8, S9 numunelerine ait sertlik eğrileri görülmektedir. Grafikler incelendiğinde sertlik dağılım eğrilerinin, genelde birbirine benzer profiller sergilediği dikkat çekmektedir. Fakat kaynak bölgesinin genişliğine bağlı olarak ölçüm sonuçlarında farklılıklara rastlanmaktadır. 1400 dev/dak ile birleştirilen S7, S8, S9 numunelerinde ısıdan etkilenen bölgenin, artan sürtünme sıcaklığı sebebiyle genişlemesi sonucu; TEB bölgesinden başlayan yükseliş eğilimi, omuz bölgesinin (20 mm) bitim noktasının birkaç milimetre uzağında ancak son bulabilmektedir. Bu sonuç, vida ve üçgen geometrili karıştırıcı uç kullanılan kaynaklı numunelerin tamamında, devir sayısı artışına paralel olarak kaynak bölgesinin sınırlarının genişlediğini göstermektedir. Ayrıca devirin 900 dev/dak'dan 1120 ve 1400 dev/dak'lara doğru yükselmesiyle kaynak merkezindeki sertlik değerinin, artan sürtünme sıcaklığı ile düşme eğilimi gösterdiği S1-S9 numunelerinin mikrosertlik eğrilerinden görülmektedir. Üçgen karıştırıcı uç ile birleştirilen numunelerde ölçülen en yüksek mikrosertlik değeri, S3 numunesinde 124 HV olarak elde edilmiştir.

S1-S9 numunelerinde ilerleme hızlarının mikrosertlik üzerindeki etkisi incelendiğinde, bu parametrenin kaynak merkezindeki sertlik değerlerini önemli derecede değiştirdiği görülmektedir. Üçgen geometriyle sabit devir altında yapılan kaynakların tamamında, artan ilerleme hızıyla birlikte sertlik değerlerinde yükselişler görülmektedir. Bu durum artan ilerleme hızıyla azalan sürtünme sıcaklığının, ısıl işlemler levhalarda mekanik özelliklerdeki bozulmanın sınırlı kalmasıyla ilişkilendirilebilir. Merkezden alınan en yüksek sertlik değerleri, 250 mm/dak ilerleme hızlarında elde edilmiştir. Tablo 7.2'de değişken parametrelere göre kaynak bölgesinden alınan sertlik değerleri toplu olarak verilmiştir.





Şekil 7.24 S1 – S9 nolu numunelerin mikrosertlik grafikleri

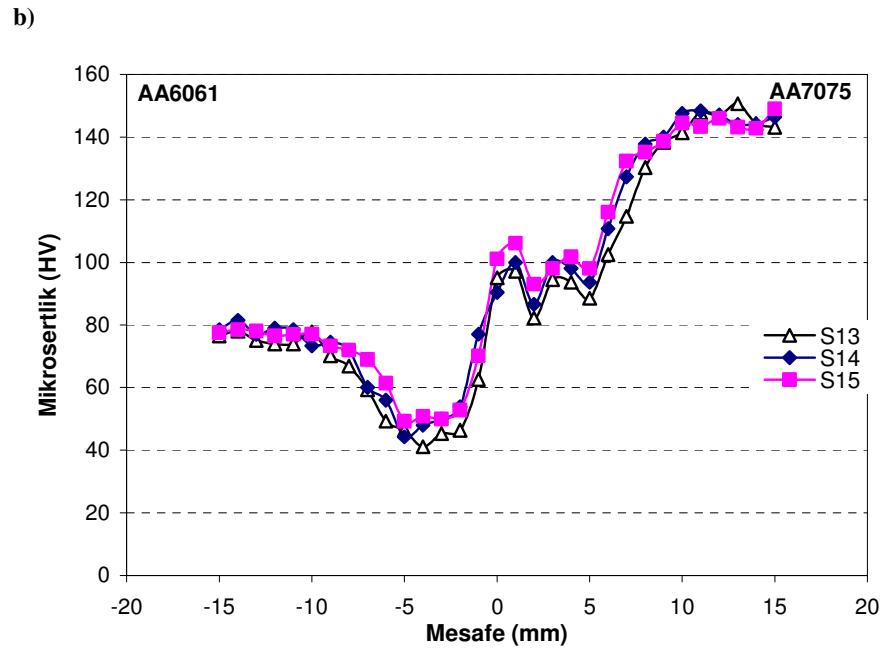
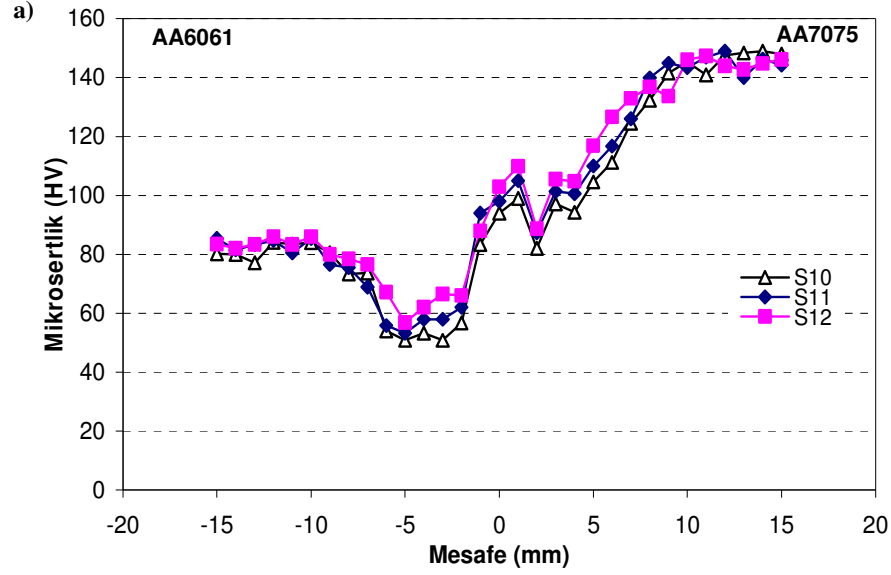
Sürtünme karıştırma kaynağı işleminin bir sonucu olarak kaynak metalinde görülen sertlik düşüşlerinin temel nedeni, termomekanik olarak yeniden kristalleşen bölgede (TEB) görülen tane irileşmeleri ve alüminyum çiftlerinin mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi için uygulanan ısıtılmalardan kaynaklanmaktadır. T4 ısıtılma işlemi uygulanan AA6061 alaşımı ile T6 ısıtılma işlemi uygulanan AA7075 alaşımlarına, üretim aşamasında mukavemet ve sertlik artışı için 530 °C’lerde çökelme sertleştirilmesi uygulanmaktadır. Malzemelerin kaynak esnasında oluşan sıcaklığın derecesi bu tip çökelme sertleşmeli alüminyum alaşımlarında kaynak bölgesinin sertlik ve dayanım özelliklerini düşürmektedir. Ulaşılan 460-492 °C olan sürtünme sıcaklık aralığının, bu sıcaklığa yakın olması nedeniyle kaynak bölgesindeki mukavemet kaybı

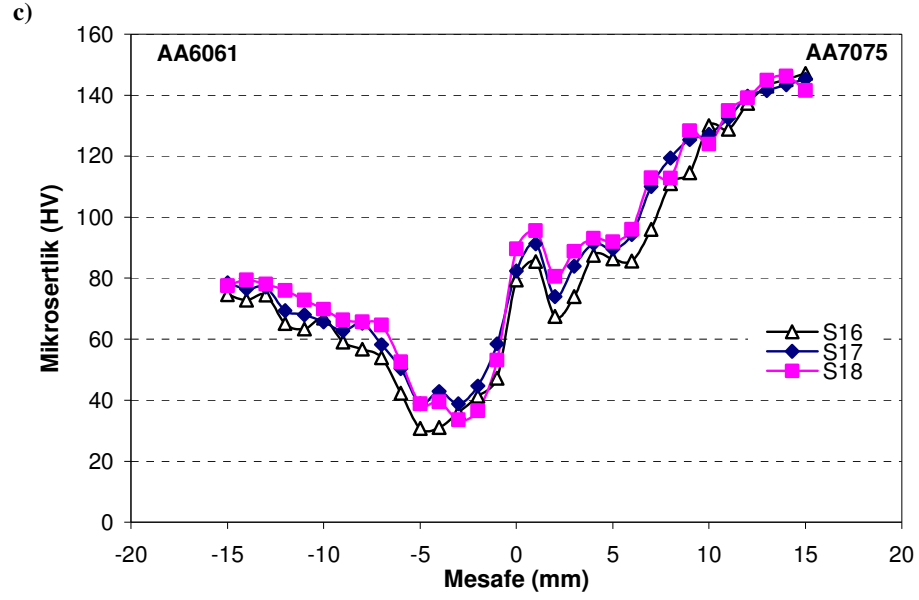
kaçınılmazdır. Literatürde bunun sebebinin maruz kalınan yüksek sıcaklıkla birlikte mevcut dislokasyonların azalması ve mukavemetlendirici çökeltilerin irileşerek sertleştirici etkilerinin azalması olarak belirtilmektedir (Özarpa, 2003). Özellikle AA6061 alaşımlarında sertleştirici temel faz β'' (Mg_5Si_6), AA7075 alaşımlarında ise η' ($MgZn_2$) fazıdır. 200-250 °C sıcaklıkların üzerindeki sıcaklıklarda bu fazlar kolaylıkla çözünmektedir. Soğuma esnasında bu fazlar kaynak dikişinin hemen bitişiğindeki termomekanik olarak yeniden kristalleşen bölgede (TEB), AA6061'de β' ($Mg_{17}Si$) ve AA7075'de ise η (Mg_2Al_3 ve $Al_{32}Zn_{49}$) olarak daha az sertleştirici özellikte çökelmektedir (Özarpa, 2003; Srinivasan, 2005; Lee, 2003; Zhao, 2007). Buna paralel şekilde bütün numunelerin kaynak bölgesindeki mikrosertlik değerlerinde sıcaklık artışıyla beraber sertlik düşüşleri gözlenmiştir.

Karıştırıcı ucun karıştırma yaptığı kaynak merkezindeki sertlik değerlerinde yükselişlerin görülmesi ve hatta bütün numunelerde dönme yönünün bir etkisi sonucu kaynak merkezinin 1-2 mm bitişiğinde sertliğin maksimum değerlere ulaşması bu bölgelerde plastik deformasyon ve şiddetli ekstrüzyon sonucu ortaya çıkan tane küçülmesinin ve pekleşmenin sertlik değerlerini artırdığı düşünülmektedir.

Vida karıştırıcı uçla birleştirilen S10-S18 numunelere ait bağlantıların mikrosertlik eğrileri, sırasıyla Şekil 7.25 a-c'de verilmiştir. Eğrilerden görüleceği üzere, artan devir sayısı ve azalan ilerleme hızlarıyla birleştirilen numunelerin kaynak merkezindeki sertlik değerlerinde düşüş söz konusudur. İlerleme hızı ve devir sayısı parametrelerinin etkileri beraber değerlendirildiğinde, her iki uç profilleriyle yapılan birleştirmelerin sertlik değerlerinin, birbirlerine yakın olduğu görülmektedir. Ancak üçgen geometri kullanılarak birleştirilen numunelerin kaynak merkezindeki sertlik değerlerinin, vida uçla birleştirilenlere göre bir miktar daha yüksek olduğu dikkat çekmektedir. Sıcaklık ölçümleri de dikkate alındığında, üçgen karıştırıcı uç ile yapılan deneylerde yüzey sıcaklığının, 5 ila 10 °C arasında daha düşük olduğu gözlenmiştir. Bu durum, iki ucun karıştırma mekanizmaları arasındaki farktan kaynaklanmaktadır. Üçgen karıştırıcı uç kullanılarak yapılan deneylerde, karıştırma işlemi tam olarak gerçekleşmemektedir. Uç önündeki malzemeyi, ilerleme hızına bağlı olarak kaynak yönünde geriye doğru ekstrüze ederek ilerler. Diğer yandan, vidalı uç kullanarak yapılan deneylerde, uç önündeki malzemeyi vida olukları yardımıyla birbirine karıştırarak geriye doğru ekstrüze eder. Geniş kanallar yardımıyla taşınan ve karıştırılan malzeme, plastik deformasyona maruz kalarak bir yandan da şiddetli bir şekilde dövülmektedir. Karıştırma işlemi esnasında, geniş hatveye sahip vida kanallarındaki taşınan malzemenin miktarı ve temas alanının, üçgen profildeki ucun temas alanından bir miktar fazla olduğu düşünülürse, vidalı uç ile birleştirilen bağlantıda, birleşme bölgesinde ulaşılan sıcaklık derecesinin daha yüksek olması doğaldır. Ayrıca üçgen uç kullanarak yapılan karıştırma işleminde, uç önündeki malzemeyi ilerleme

hızına bağlı olarak daha düşük sıcaklıkta geriye doğru ekstrüze ettiği için yapısal bozunum az olacaktır. Bu durumun bir sonucu olarak, kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde elde edilen sertlik değerlerinin yüksek çıkmasıyla ana malzemeye daha yakın değerler sergilediği elde edilen sertlik profillerinden açıkça görülmektedir.





Şekil 7.25. S10 -S18 nolu numunelerin mikrosertlik grafikleri

Tablo 7.2. Değişken parametrelere göre kaynak merkezinden elde edilen sertlik değerleri

Malzeme	Numune Kodu	Karıştırıcı Uç Profili	Devir Sayısı (dev/dak)	İlerleme Hızı (mm/dak)	Sertlik (HV)
AA6061/AA7075	S1	Üçgen	900	160	106
	S2			200	115
	S3			250	124
	S4		1120	160	99
	S5			200	108
	S6			250	112
	S7		1400	160	90
	S8			200	93
	S9			250	99
	S10	Vida	900	160	99
	S11			200	105
	S12			250	110
	S13		1120	160	97
	S14			200	100
	S15			250	106
	S16		1400	160	86
	S17			200	91
	S18			250	96

7.4. Mekanik İncelemeler

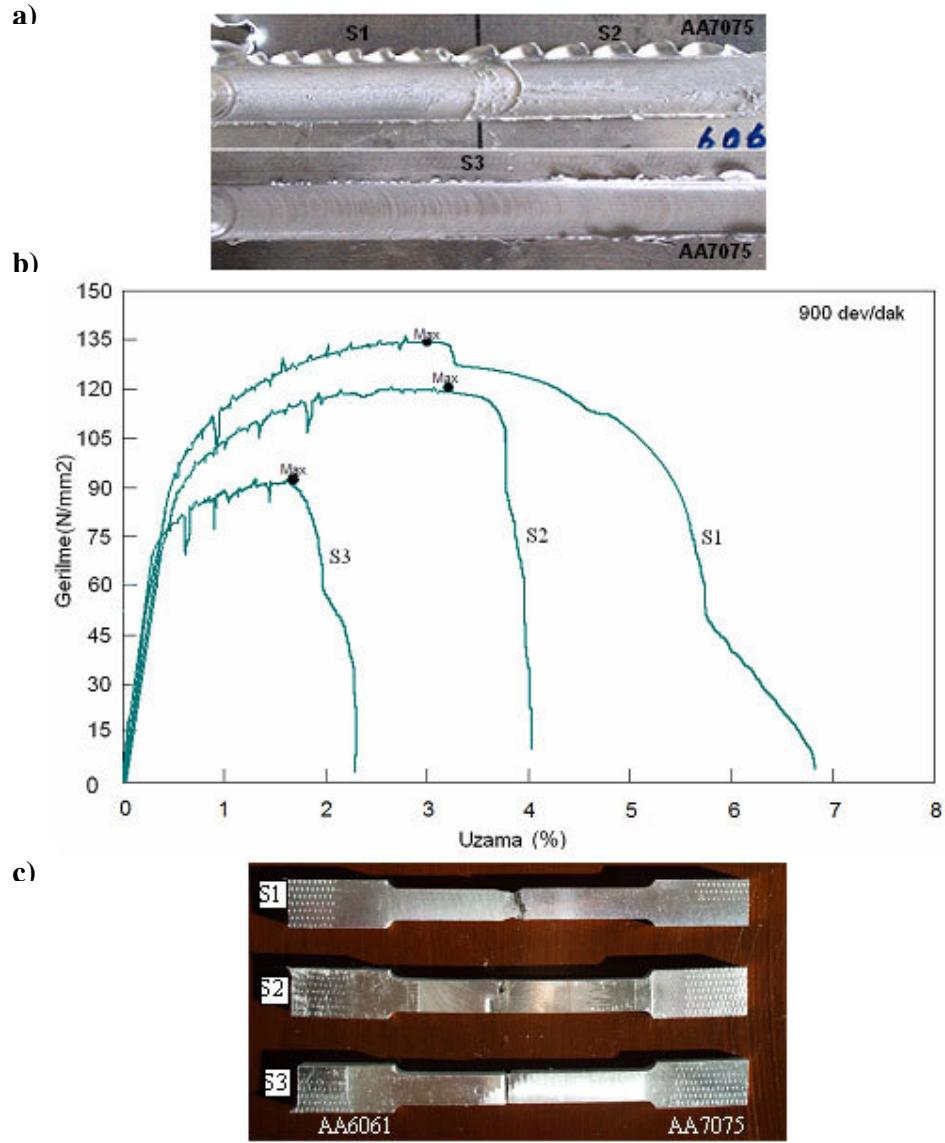
7.4.1. Çekme Test Sonuçları ve Kırılma Yüzeyi Analizleri

7.4.1.1. 900 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Çekme ve Kırılma Yüzeyi Analizleri

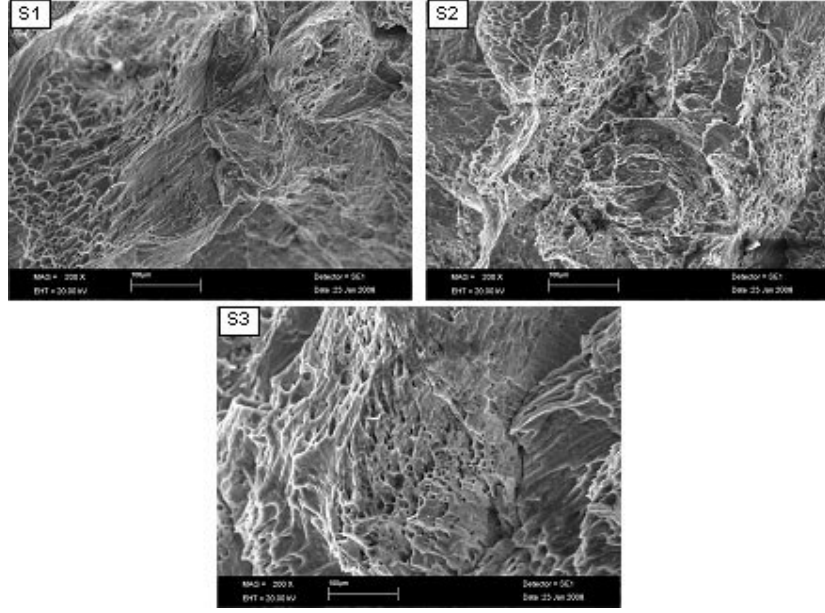
Üçgen geometrili karıştırıcı uç kullanılarak birleştirilen S1-S3 nolu kaynaklı bağlantılara ait makro yüzey fotoğrafı, gerilme-uzama grafiği ve çekme numunesi görüntüleri Şekil 7.26 a-c’de sırasıyla verilmiştir. Makro yüzey fotoğrafları incelendiğinde, 900 dev/dak dönme hızı ile birleştirilen S1-S3 numunelerinin yüzeylerinde, herhangi bir kaynak hatasının olmadığı, ancak kısmi yüzey pürüzlülüklerinin düşük dönme hızına bağlı olarak oluştuğu görülmektedir. Çekme grafikleri incelendiğinde; S1 numunesinin 134 N/mm^2 , S2 numunesinin 121 N/mm^2 ve S3 numunesinin 94 N/mm^2 maksimum gerilme değerlerine sahip olduğu görülmektedir. Elde edilen bu değerler, diğer bütün numunelerin gerilme değerlerinden düşüktür.

İşlem parametreleri incelendiğinde; artan ilerleme hızının bağlantılarda, gerilme değerinin daha da düşmesine neden olduğu görülmektedir. Bu sonuç mikroyapıda tespit edilen boşluk ve bağlantısız bölgelerin varlığıyla doğrudan ilişkilidir. Çünkü düşük dönme hızı malzemeyi yeterli plastikliğe ulaştıramamaktadır. Artan ilerleme hızı ise, viskoz olmayan malzemede boşlukların ve homojen olmayan bölgelerin artmasına neden olmaktadır. Homojen olmayan bir karışımın, yeniden kristalleşmede yapısal farklılıklara sebep olacağı ve bu farklılığın bağlantının mekanik davranışını olumsuz etkileyeceği sonucunu doğurmaktadır. Yeterli uzama göstermeden ve boyun vermeden kırılan bu numunelerde kırılma, kaynak merkezindeki DKB’de gerçekleşmiştir (Şekil 7.26 c). Ayrıca çekme testi esnasında boşluk ve bağlantısız bölgelerin, çentik etkisine yol açtığı düşünülmektedir.

Şekil 7.27 ‘de S1-S3 numunelere ait kırılma yüzeyi fotoğrafları verilmiştir. Fotoğraflar incelendiğinde, DKB bölgesinde yüksek oranda boşlukların bulunduğu ve her üç malzemenin de yarı sünek kırılma gösterdiği sonucuna ulaşılmıştır. Ancak, şekilden de görüldüğü gibi, yüksek ilerleme hızında süneklik hissedilir oranlarda azalmıştır.



Şekil 7.26 a) 900 dev/dak dönme hızında birleştirilen S1, S2 ve S3 nolu numunelere ait kaynak sonrası makro yüzey resmi.
b) S1, S2 ve S3 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-uzama eğrileri.
c) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler.

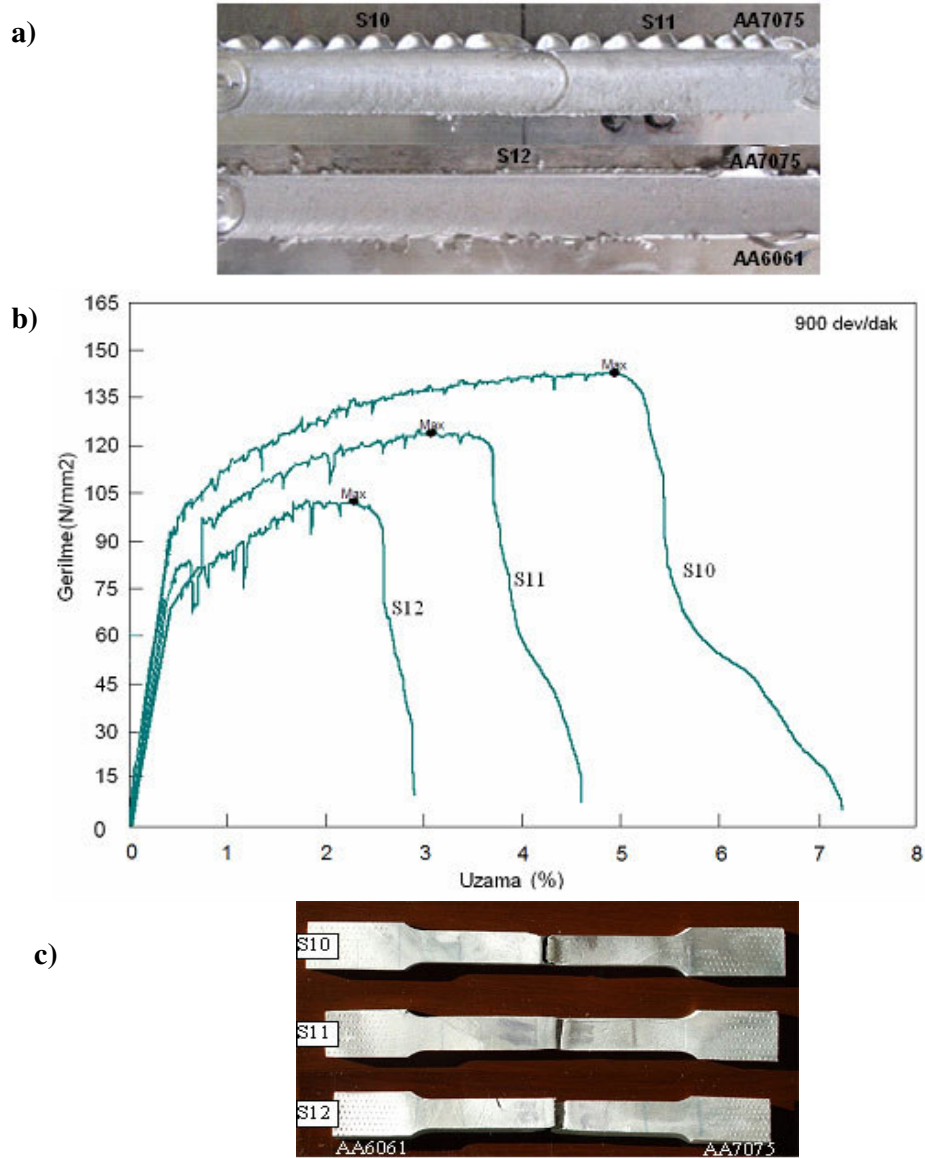


Şekil 7.27. 900 dev/dak ile birleştirilen S1, S2, S3 nolu numunelere ait çekme testi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüsü.

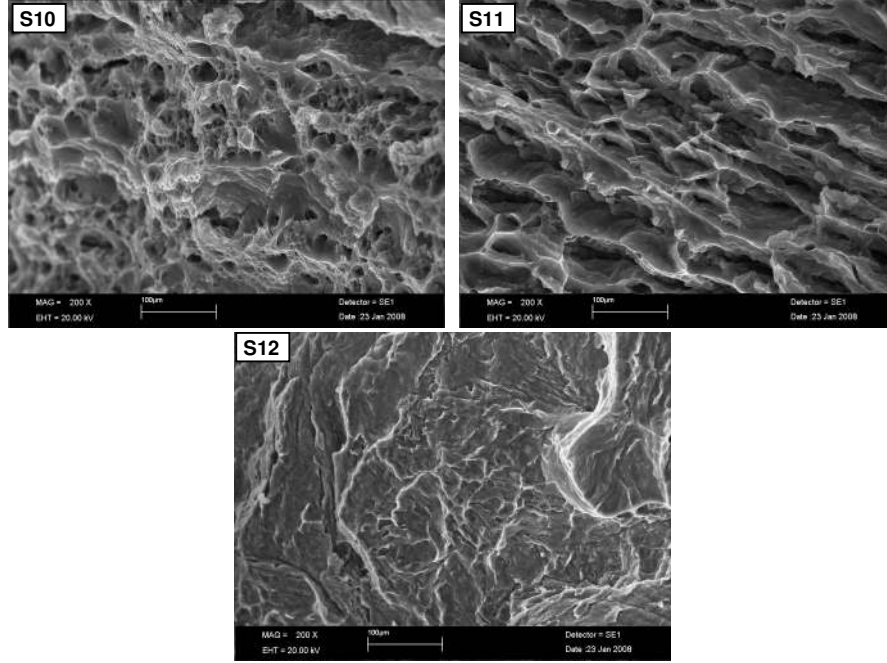
900 devir sayısı ile vidalı uç geometrisi kullanılarak birleştirilen S10, S11, S12 nolu kaynaklı bağlantıların makro yüzey fotoğrafları Şekil 7.28a’da verilmiştir. Resimler incelendiğinde, herhangi bir kaynak hatası görülmemektedir. Fakat düşük devir sayısına bağlı olarak kısmi yüzey pürüzlülüklerinin var olduğu görülmektedir. Şekil 7.28b’de S10, S11, S12 numunelerine ait çekme eğrileri verilmiştir. Eğriler incelendiğinde, düşük devirle bağlantı bölgesinde olduğu düşünülen yerel boşlukların, test sırasında çekme eğrisi üzerinde bir yükselen bir alçalan kararsız pikler verdiği ve bu nedenle düşük gerilme değerlerinin elde edildiği açık olarak görülmektedir. Fakat ulaşılan gerilme değerlerinde, üçgen uca göre bir miktar artış olduğu dikkat çekmektedir (S10 143 N/mm², S11 126 N/mm², S12 99 N/mm²). Bu durumun, birleşme havuzundaki malzemenin viskozitesinin artmasında önemli rol oynayan çalışma sıcaklığının, vidalı karıştırıcı uçta bir miktar daha yüksek olmasıyla doğrudan ilişkili olduğu düşünülmektedir.

Ayrıca 900 devir ile birleştirilen S1, S2, S3, S10, S11, S12 nolu numunelerin çekme grafiği incelendiğinde, kaynak sırasında tabakalar arasında oluşan boşluk ve bağlantısız bölgelerin varlığından kaynaklandığı düşünülen testere dişi görünümündeki girinti ve çıkıntıların, diğer eğrilerle kıyaslandığında daha düzensiz bir şekilde ve daha derin dalgalandığı görülmektedir. Literatür incelendiğinde (Woo, 2002) bu testere dişlerinin, düzensiz kristal yapılu alüminyum alaşımlarında plastik deformasyonun homojen olmaması nedeniyle ortaya çıktığı görülmüştür. Alüminyumun çekme testi sırasında kristal yapısında, kafes hataları olarak tanımlanan dislokasyonlar oluşmaktadır. Şekil değiştirme esnasında alaşımın bünyesindeki

yabancı atomların, dislokasyonun önüne çekilmesi sonucu, dislokasyon hareketi bir süre engellenir. Bu esnada sertlik artışı meydana gelir. Çekme devam ettiğinde numuneye uygulanan yük arttığı için, numune üzerinde gerilme artar ve bu gerilme değeri, dislokasyonları yeniden harekete geçirir. Böylece çekme eğrisi üzerinde pekleşme şeklinde kendini gösteren testere dişli eğriler oluşmaktadır (Woo, 2002). Aynı devir sayısında düşük ilerleme hızlarında dayanım değerleri ve süneklik yüksek değerler verirken, artan ilerleme hızıyla hem dayanım ve hem de süneklik önemli derecede düşmektedir. SEM kırılma yüzey analizleri, numunelerin tamamında yarı sünek karışık tipte kırılmaların meydana geldiğini göstermektedir (Şek. 7.29).



Şekil 7.28. a) 900 dev/dak dönme hızında birleştirilen S10, S11 ve S12 nolu numunelere ait kaynak sonrası makro yüzey resmi.
b) S10, S11 ve S12 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-uzama eğrileri.
c) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler

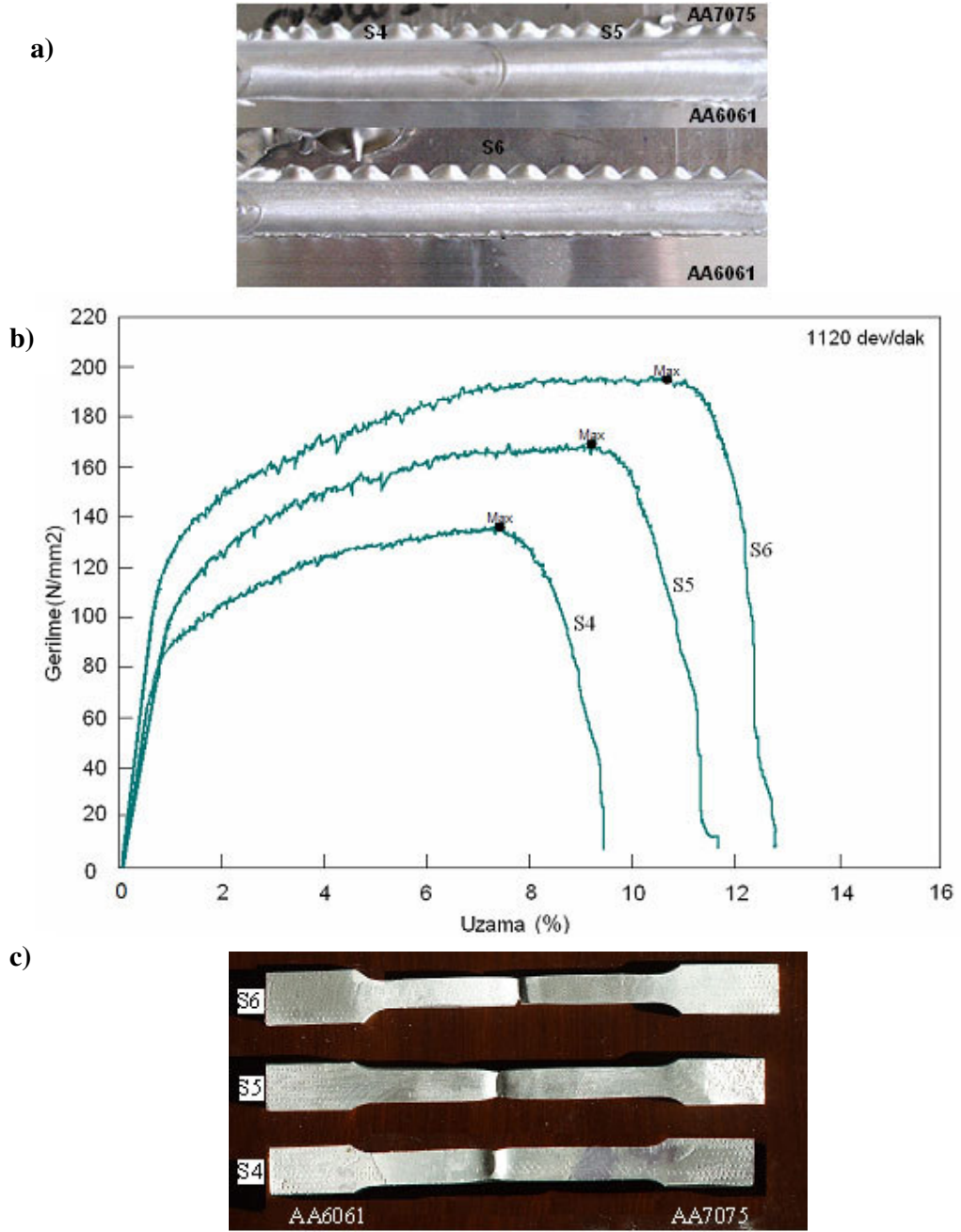


Şekil 7.29. 900 dev/dak ile birleştirilen S10, S11, S12 nolu numunelere ait çekme testi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüsü.

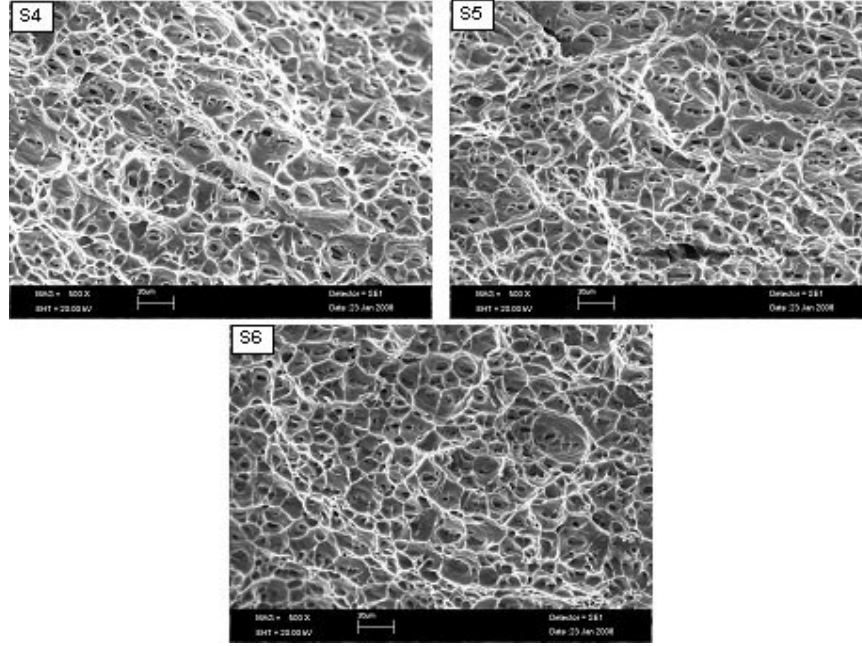
7.4.1. 2. 1120 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Çekme ve Kırılma Yüzeyi Analizleri

Şekil 7.30 a-c' de 1120 dev/dak'da üçgen uç ile birleştirilen S4, S5, S6 numunelere ait makro yüzey fotoğrafları, gerilme-uzama grafikleri ve çekme numune fotoğrafları verilmiştir. Şekil 7.30.a incelendiğinde, bağlantıların tamamının düzgün ve pürüzsüz bir yüzey görünümü sergilediği görülmektedir. Şekil 7.30.b'de, üçgen karıştırıcı uç ile üç farklı ilerleme hızı kullanılarak birleştirilen bağlantının, gerçek gerilim-uzama eğrileri verilmiştir. Grafikler incelendiğinde, bütün eğrilerin yüzeyinde oluşan testere dişi oluşumunun, 900 devir ile birleştirilen bağlantılara göre daha düzenli piklere sahip olduğu açıkça görülmektedir. Bu üç numunede ölçülen en yüksek çekme gerilmesi, 250 mm/dak ilerleme hızı kullanılarak yapılan S6 kaynaklı bağlantıda 196 N/mm^2 , S5 numunesinde 163 N/mm^2 ve S4 numunesinde ise 137 N/mm^2 olarak kaydedildiği görülmektedir. Şekil 7.30.c'de çekme testi sonucunda, numune üzerinde oluşan deformasyon görülmektedir. Resimler incelendiğinde S6 numunesi, % 12.79 ile, maksimum uzama sergilemiştir. Her üç numunede kırılma, daha sünek yapıya sahip AA6061 tarafından tek taraflı boyun vererek ve birleşme bölgesinin (DKB) bitişiğindeki, termomekanik olarak etkilenen bölge sınırında meydana gelmiştir. Kırılma sonucu numunelerin yüzeyinden alınan kırılma yüzey fotoğrafları Şekil 7.31' de verilmiştir. Üç numune incelendiğinde, alüminyum malzemenin sünek yapısına uygun olarak bütün bağlantılarda sünek kırılma mekanizması görülmektedir. Ancak artan ilerleme hızıyla, ulaşılan sertlik ve dayanım değerlerinin yükseldiği belirlenmiştir. Bunun da nedenini, artan ilerleme hızıyla, daha homojen

ve boşluksuz bir karışma yapısına ulaşılmasında ve tane irileşmesine yol açan sıcaklık artışının ortaya çıkmamasında aramak gerekir.



Şekil 7.30 a) 1120 dev/dak dönme hızında birleştirilen S4, S5 ve S6 nolu numunelere ait kaynak sonrası makro yüzey resmi.
b) S4, S5 ve S6 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-uzama eğrileri.
c) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler



Şekil 7.31. 1120 dev/dak ile birleştirilen S4, S5, S6 nolu numunelere ait çekme testi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüsü.

Şekil 7.32 a-c’de vida karıştırıcı uç ile 1120 dev/dak’da birleştirilen S13, S14, S15 nolu bağlantılara ait çekme test sonuçları, yüzey fotoğrafları ve çekme test numuneleri görülmektedir. Makro yüzey fotoğrafları incelendiğinde, bağlantı yüzeylerinin, düşük devirle birleştirilen numunelere göre daha düzgün ve pürüzsüz olduğu açıkça görülmektedir. Şekil 7.32.b’deki gerilme-uzama eğrileri incelendiğinde, en yüksek gerilme ve uzama değerleri S13, S14, S15 nolu bağlantılardan elde edilmiştir. 204 N/mm² en yüksek çekme gerilmesi değerine, 250 mm/dak ilerleme hızı kullanılarak yapılan S15 kaynaklı bağlantıda ulaşılmıştır. Diğer gerilme- uzama değerleri sırasıyla Tablo 7.3.’de verilmiştir.

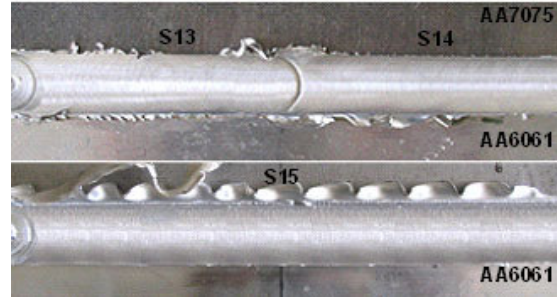
Artan kaynak ilerleme hızına bağlı olarak, numunelerin gerilme değerlerinde artış meydana gelmiştir. Bu sonuç diğer parametrelerde birleştirilen bağlantıların tamamında görülmektedir. Bu durum yüksek ilerleme ile ulaşılan sıcaklık derecesinin azalması sonucunda, malzemenin mikro yapısındaki sınırlı bozulma ile ilişkilendirilebilir.

1120 dev/dak dönme hızında, üçgen ve vida karıştırıcı uçla birleştirilen kaynaklı bağlantıların, eğrilerinin akış rejiminde temelde pek farklılık yoktur. Ancak, artan ilerleme hızına bağlı olarak düşük ısı girdisi, her iki profile birleştirilen numunelerde ITAB genişliğini düşürdüğünden dolayı, tane irileşmenin ve yapısal bozunumun numunelerde daha az olması sebebiyle çekme dayanımının artmasına sebep olabileceği düşünülmektedir.

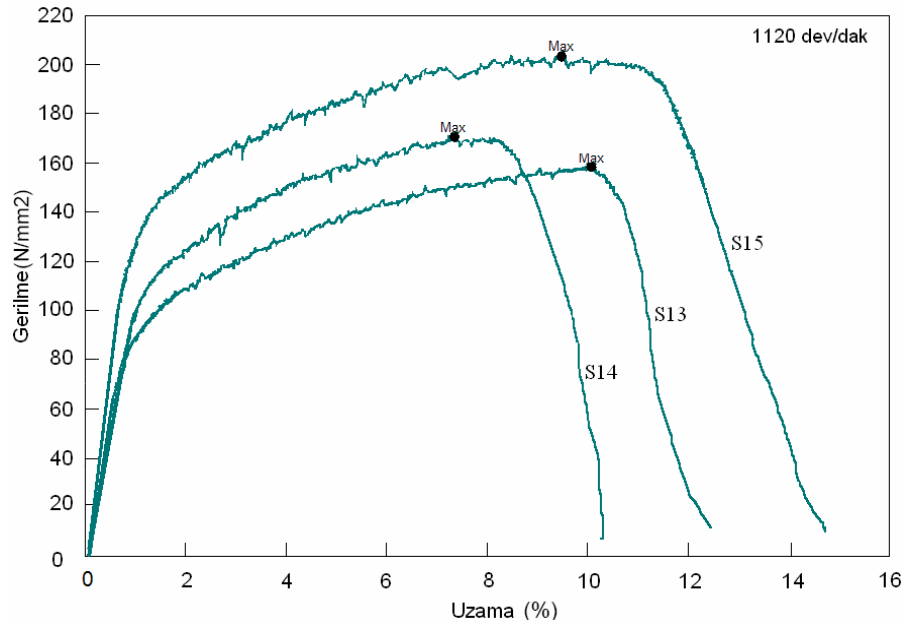
1120 dev/dak sabit devir ve üç farklı ilerleme altında vidalı karıştırıcı uçla birleştirilen numuneler, üçgen uçla birleştirilen numunelerin mekanik test değerlerine göre hafif bir artış göstermiştir. Bunun sebebinin uçların farklı karıştırma mekanizmaları sergilemesinden

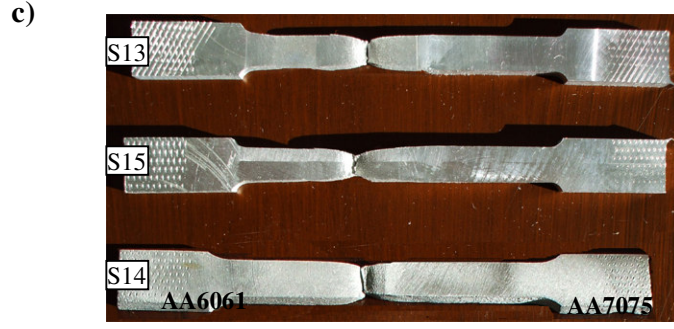
kaynaklandığı düşünülmektedir. Literatürde karıştırıcı uç profilinin kaynaklı bağlantının mekanik davranışları üzerine önemli bir etkiye sahip olduğu belirtilmektedir (Fujii, 2006; Zeng, 2006; Chen, 2008). Vida profilili karıştırıcı uç kullanarak yapılan kaynaklı bağlantılarda, malzeme ile temas eden yüzey alanı üçgen profilili karıştırıcı ucun temas yüzeyinden fazla olması, mikroyapı incelemelerinde değinilen kaynak bölgelerinin sınırlarını ve ara geçişin genişliğini artırmaktadır. Diğer yandan sürtünme yüzeyinin büyümesine bağlı olarak sıcaklık artışı, ara geçiş bölgesinin genişlemesine neden olmuştur. Ayrıca üçgen profilili uç kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılarda da karıştırma söz konusu değildir. Uç, ilerleme hızına bağlı olarak önünde bulunan malzemeyi geriye doğru ekstrüze ederek ilerler. Ucun önündeki malzemeyi bant şeklinde geriye doğru arka yüzeye sıvayarak ilerlemesi sonucu oluşan zayıf bağ, birleşme hattına dik yüklere karşı kaynaklı bağlantının mukavemetinin düşmesine neden olmaktadır. Bütün numunelerde çekme testi sonucunda oluşan kopmalar, tek taraflı boyun vermek suretiyle, AA6061 tarafında meydana gelmiştir (Şekil 7.32.c). Ayrıca bu kopmalar sonucu ara bölgeden alınan kırılma yüzey fotoğrafları incelendiğinde, bütün numunelerde çukurcuk (gamzeczik) tipinde lokal sünek kırılma mekanizması Şekil 7.33’ de görülmektedir.

a)

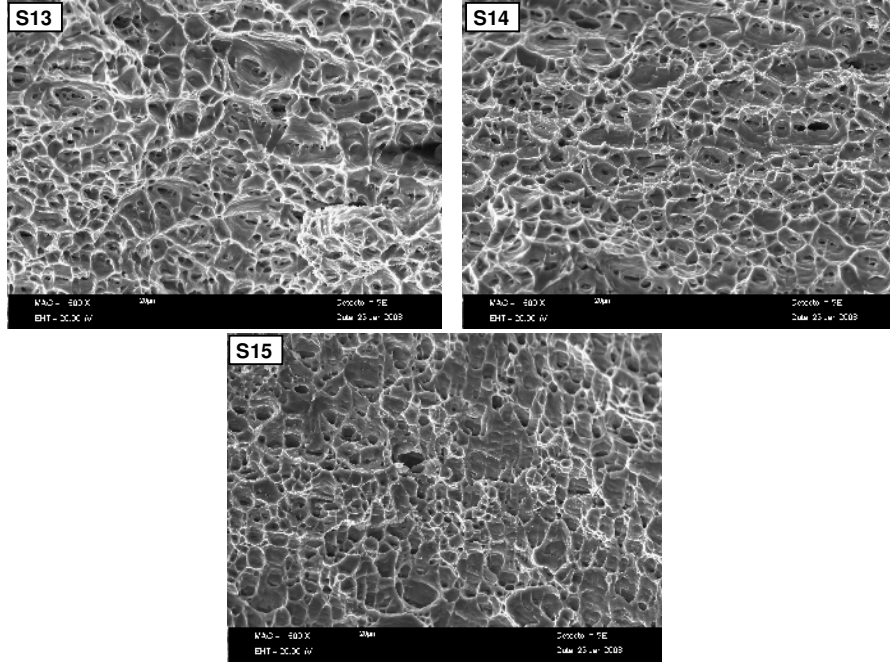


b)





Şekil 7.32. a) 1120 dev/dak dönme hızında birleştirilen S13, S14 ve S15 nolu numunelere ait kaynak sonrası makro yüzey resmi.
b) S13, S14 ve S15 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-uzama eğrileri.
c) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler



Şekil 7.33. 1120 dev/dak ile birleştirilen S13, S14, S15 nolu numunelere ait çekme testi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüsü.

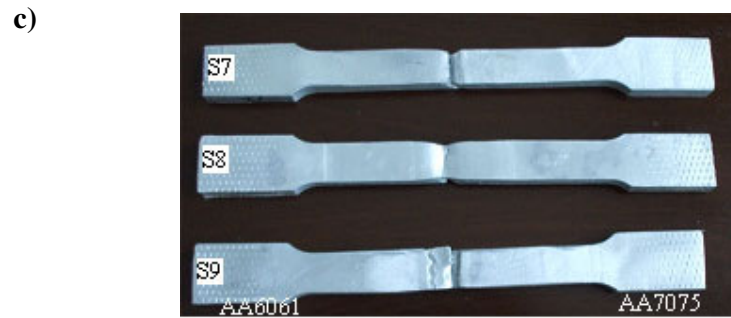
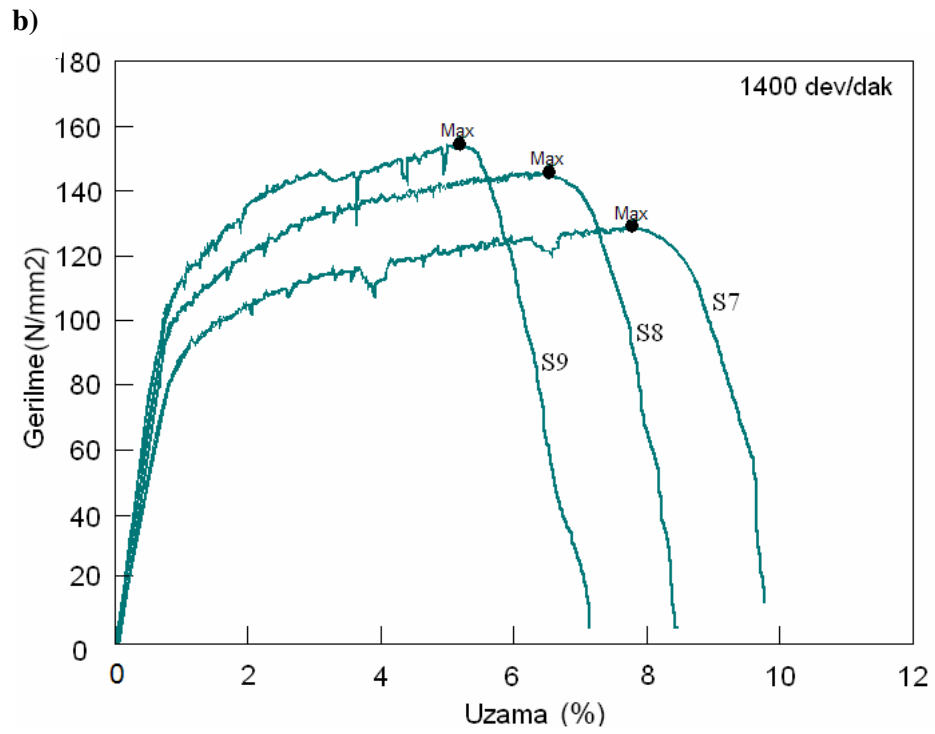
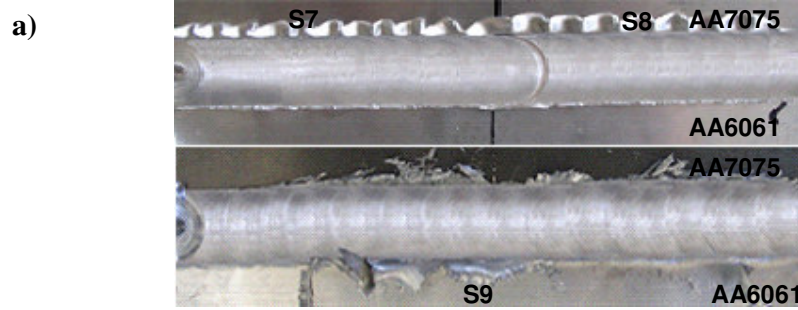
Tablo 7.3. Çekme deney sonuçlarından elde edilen veriler

Malzeme	Numune Kodu	Karıştırıcı Uç Profili	Devir Sayısı (dev/dak)	İlerleme Hızı (mm/dak)	R _{0.2} Akma Sınırı (N/mm ²)	Çekme Dayanımı (N/mm ²)	Kopma Uzaması (%)
AA6061/AA7075	S1	Üçgen	900	160	103	134.3	6.82
	S2			200	94	121.6	4.02
	S3			250	80	94.0	2.28
	S4		1120	160	89	137.8	9.48
	S5			200	100	163.4	11.76
	S6			250	125	196.2	12.79
	S7		1400	160	95	129.9	9.91
	S8			200	103	144.6	8.41
	S9			250	115	154.2	7.09
	S10	Vida	900	160	107	143.7	7.32
	S11			200	93	126.5	4.69
	S12			250	76	99.5	2.97
	S13		1120	160	90	159.8	12.40
	S14			200	110	170.1	10.22
	S15			250	138	204.2	14.92
	S16		1400	160	97	133.3	11.34
	S17			200	107	149.5	9.81
	S18			250	121	165.0	12.42

7.4.1. 3. 1400 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Çekme ve Kırılma Yüzey Analizleri

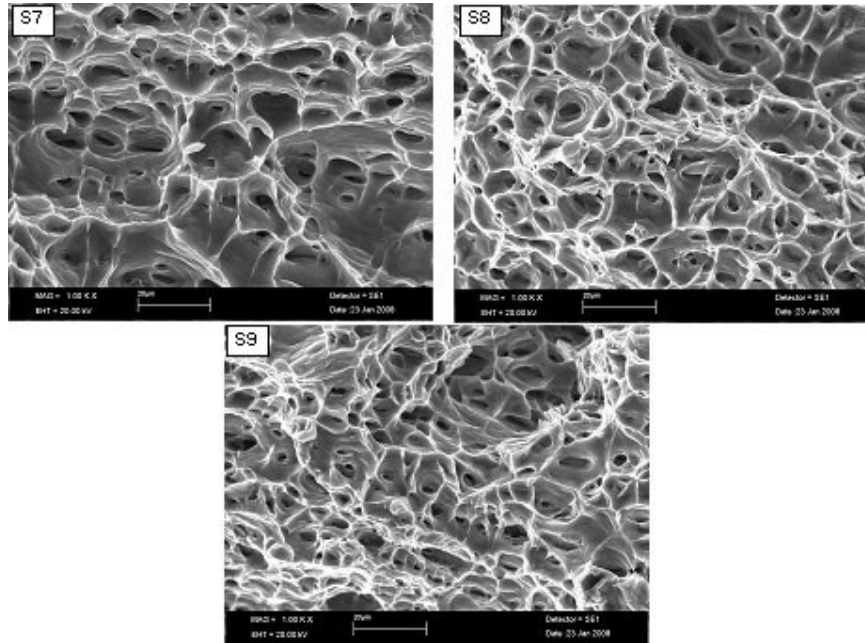
1400 dev/dak dönme hızı ve üçgen uç yardımıyla üç farklı ilerleme hızı kullanılarak, birleştirilen S7, S8 ve S9 nolu kaynaklı bağlantılara ait makro yüzey fotoğrafları, gerilme-uzama grafikleri ve kopan numunelere ait resimler, sırasıyla Şekil 7.34 a-c’de, verilmiştir. Makro yüzey fotoğraflarına bakıldığında, herhangi bir kaynak hatasının yer almadığı düzgün ve pürüzsüz yüzeyler elde edilmiştir (Şekil 7.34.a). Şekil 7.34.b’ de üç farklı ilerleme işlem şartları altında birleştirilen S7, S8 ve S9 nolu kaynaklı bağlantıların çekme eğrileri görülmektedir. Eğrilerin tamamında, artan ilerleme hızına bağlı olarak maksimum çekme gerilmesinde ve uzama miktarında artış olduğu gözlenmektedir (S7 = 129 N/mm², S8 = 144 N/mm², S9 = 154 N/mm²).

Ayrıca uzama değerlerinde 1120 devir ile birleştirilen numunelere göre bir miktar düşüş söz konusudur. (S7 = % 9.9, S8 = % 8, S9 = % 7). Yüksek dönme hızı nedeniyle yüzeydeki sürtünme sıcaklığının artmasına bağlı olarak, artan ilerleme hızıyla çekme dayanımı artmakta, uzama ise gittikçe azalmakta ve birleştirilen malzemelerin sünekliği düşmektedir.



Şekil 7.34. a) 1400 dev/dak dönme hızında birleştirilen S7, S8 ve S9 nolu numunelere ait kaynak sonrası makro yüzey resmi.
b) S7, S8 ve S9 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-uzama eğrileri.
c) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler

Şekil 7.34.c 'de çekme testi sonucu numunelerin birleşme bölgelerinde meydana gelen deformasyon görülmektedir. Üç numune de dikiş bölgesinin bitişiğindeki termomekanik olarak etkilenen bölgenin yakınından kırıldığı görülmektedir. İlgili literatürler incelendiğinde, (Cavaliere, 2006; Cavaliere, 2005; Yan, 2006) hatasız birleştirilen SKK numunelerinde, mekanik testler sonucu oluşan kırılmaların çoğunlukla daha zayıf olan TEB bölgesinde meydana geldiği bildirilmiştir. Ayrıca fotoğraflardan, düşük ilerleme hızıyla birleştirilen numunelerde % uzamanın attığı görülmektedir. Bu kopmalar sonucu ara bölgeden alınan kırılma yüzey fotoğrafları incelendiğinde bütün numuneler, gamzeczik tipinde lokal sünek kırılma mekanizması sergilediği Şekil 7.35' de görülmektedir.



Şekil 7.35. 1400 dev/dak ile birleştirilen S7,S8,S9 nolu numunelere ait çekme testi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüsü.

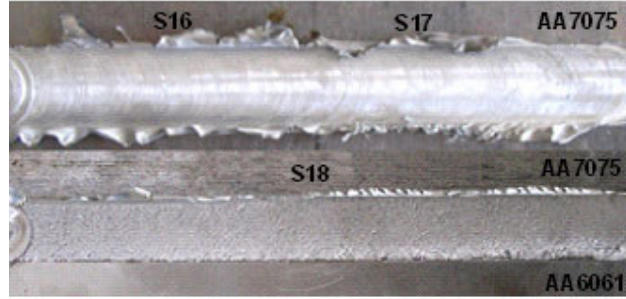
1400 dev/dak dönme hızında, vida karıştırıcı uç kullanılarak birleştirilen S16, S17, S18 nolu numunelere ait mekanik sonuçlar Şekil 7.36 a-c' de verilmiştir. Şekil 7.36.a'da kaynak dikişi üzerinden alınan makro fotoğraflar incelendiğinde, yüzey üzerinde herhangi bir boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmektedir. Çekme test sonucu numunelerde kaydedilen gerilme-uzama değerleri Şekil 7.36.b verilmiştir. Eğriler incelendiğinde, diğer parametrelerde olduğu gibi, artan ilerleme hızıyla birlikte gerilme değerleri yükselmektedir.

Ayrıca vida karıştırıcı uç ile birleştirilen numunelerin gerilme değerlerinde, üçgen uca göre çok hafif bir yükseliş gözlenmiştir. Bu yükselişin 1120 devir grubu numunelerine göre sınırlı olması, 1400 devirde ulaşılan yüksek sıcaklığın etkisinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Ayrıca ulaşılan yüksek sürtünme sıcaklığı sonucunda kaynak bölgesinde yer

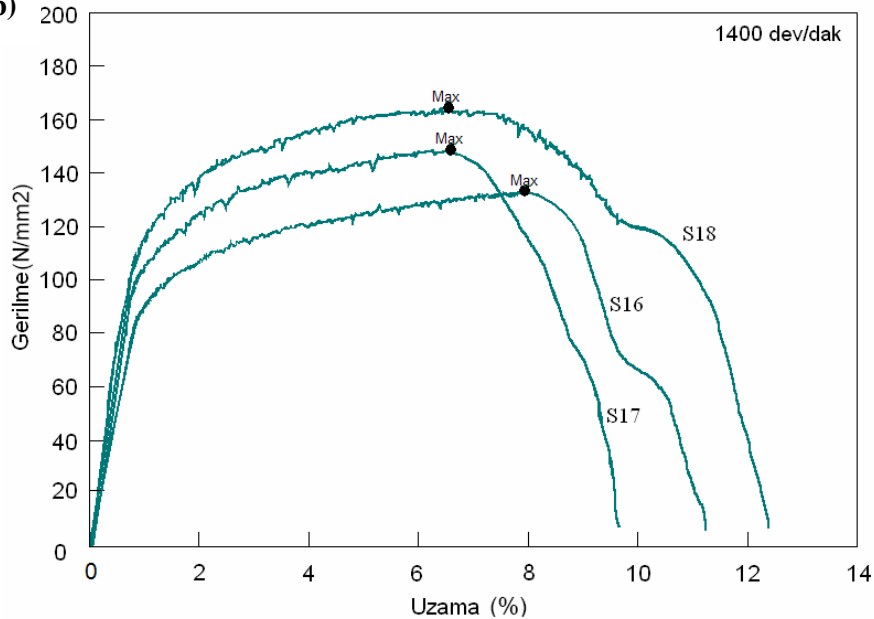
alan termomekanik olarak etkilenen bölge (TEB) ve ısının tesiri altındaki bölgede (IEB) tane büyümesi ve çökelti çözünmelerinden oluşan yapısal bozunumun miktarının artmasıyla bölgesel genişleme sonucu mukavemet değerlerinde 1120 dev/dak ile birleştirilen numunelere göre düşüş görülmesi kaçınılmazdır. Üçgen ve vida profille birleştirilen kaynaklı bağlantılarda çekme testi sonucu oluşan kopmalar AA6061 bölgesinde tek taraflı boyun vererek meydana geldiği Şekil 7.36.c' de görülmektedir. Kaynak merkezi dışında oluşan kopmaların AA6061 bölgesinde oluşmasının temel nedeni bu alaşımın mukavemet değerinin AA7075'den daha düşük olmasıdır.

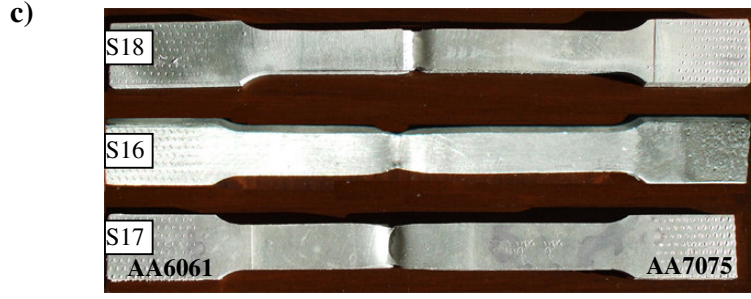
Sabit 1400 dev/dak devir sayısı kullanılarak birleştirilen S16, S17, S18 numunelerin kırılma yüzey analizleri incelendiğinde, farklı boyut ve ölçülerde mikroskopik boşluklardan oluşan gamzecik tipte lokal sünek kırılma mekanizması meydana gelmiştir (Şekil 7.37). Ayrıca kırılma yüzeyinde oluşan bu gamzecikler, şekilde gösterildiği gibi iki farklı tipte irileşen tanelerin oluşturdukları boşluklardan ve çökeltilerin sebep olduğu daha küçük ve sık mikroskopik boşluklardan oluştuğu tespit edilmiştir (Thomas, 1997). Elde edilen kırılma yüzey fotoğrafları, literatürde Thomas ve diğ. (1997) yapmış oldukları çalışmada, elde edilen görüntülerle benzerlik göstermiştir.

a)



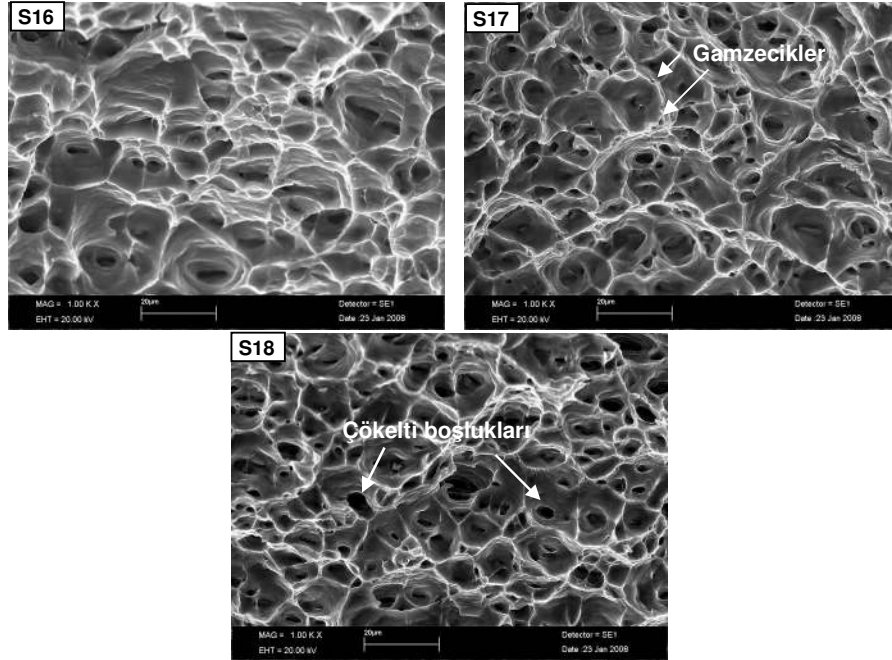
b)





Şekil 7.36. a) 1400dev/dak dönme hızında birleştirilen S16, S17 ve S18 nolu numunelere ait kaynak sonrası makro yüzey resmi.
b) S16, S17 ve S18 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-uzama eğrileri.
c) Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler

Artan ilerleme hızıyla; dayanım belli ölçülerde artarken, süneklik az da olsa düşme göstermektedir. Ancak yine de, uzama değerleri oldukça yüksek değerler almaktadır. Ulaşılan uzama değerleri, birleştirme öncesi çökeltme sertleşmesi işlemi görmüş bu alaşımlarda orijinal değerlere yakın süneklik değerlerine ulaşıldığını göstermektedir. Bu da ancak; birleştirme esnasında ortaya çıkan tav etkisinin, yüksek ilerleme hızlarında az oluşu ile açıklanabilir.



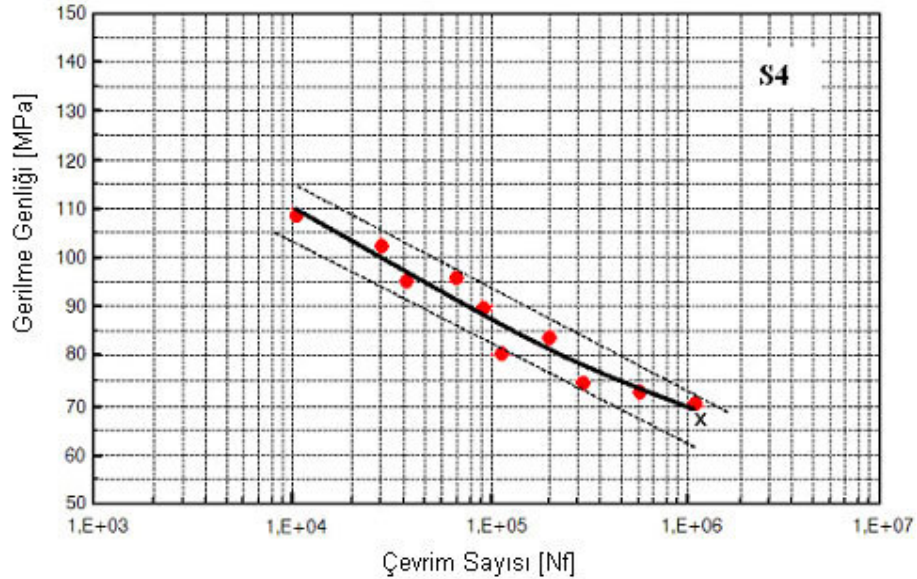
Şekil 7.37. 1400 dev/dak ile birleştirilen S16,S17,S18 nolu numunelere ait çekme testi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüsü.

7.5. Yorulma Test Sonuçları

Kaynaklı bağlantıların yorulma ömürleri Wöhler eğrileri yardımıyla belirlenmiştir. Yorulma testlerinde başlangıç gerilmelerinin tespiti için numunelere, önce düşük çevrim değerlerinde çatlama ve kopma gösterecek derecede yüksek gerilmeler uygulanarak yorulma deneylerinin kalibrasyonu yapılmıştır. Daha sonra bütün numunelere ASTM E-466 standardına uygun yüksek çevrimli yorulma testleri uygulanmıştır. Yorulma deneylerinde literatüre uygun sürtünme karıştırma kaynaklı numuneler için seçilen parametreler kullanılmıştır (Cavaliere, 2007; Ericsson, 2003; Ericsson, 2007). Parametreler, Gerilme oranı $R=0.1$ ve işlem frekansı 72 Hz olarak belirlenmiş ve bütün bağlantılara eksenel sinüzoidal yüklemeli, sabit yük genlikli yorulma testi, çekme-çekme tipte uygulanmıştır. Deneylerde rezonant tip elektro-mekanik yorulma test makinesi kullanılmıştır. Yorulma sınır değerleri ve çevrim sayılarında, gerilme genliğine karşılık logaritmik çevrimler esas alınmıştır. Bu eğriler yorulma test cihazında mevcut olan ASCII kodlarına çevrilerek istatistik veri halindeki eğrilere dönüştürülmüştür. Kaynak parametrelerine göre sıralanan eğriler Şekil 7.38 – 7.49’da verilmiştir. Yorulma testlerinde 900 devir grubu numunelerin tümünün, kaynak bölgesinde gözenek ve bağlantısız bölgelerin varlığı nedeniyle deneylere tabi tutulmamıştır.

7.5.1. 1120 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Yorulma Test Sonuçları

1120 dönme hızında vida ve üçgen uçlarla birleştirilen numunelere ait yorulma test sonuçları Şekil 7.38 – 7.43’de sırasıyla verilmiştir. Ayrıca numune kod numarasına göre listelenen yorulma dayanım değerleri ve ulaşılan çevrim sayıları Tablo 7.4’de verilmiştir.

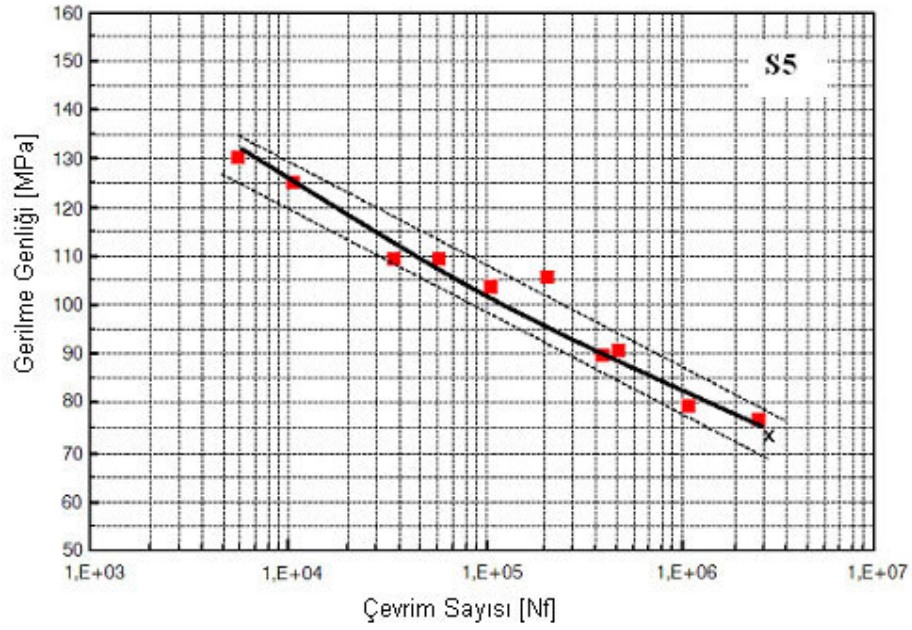


Şekil 7.38. S4 numunesine ait S/N diagramı

Tablo 7.4. Wöhler eğrilerinden elde edilen yorulma mukavemet değerleri

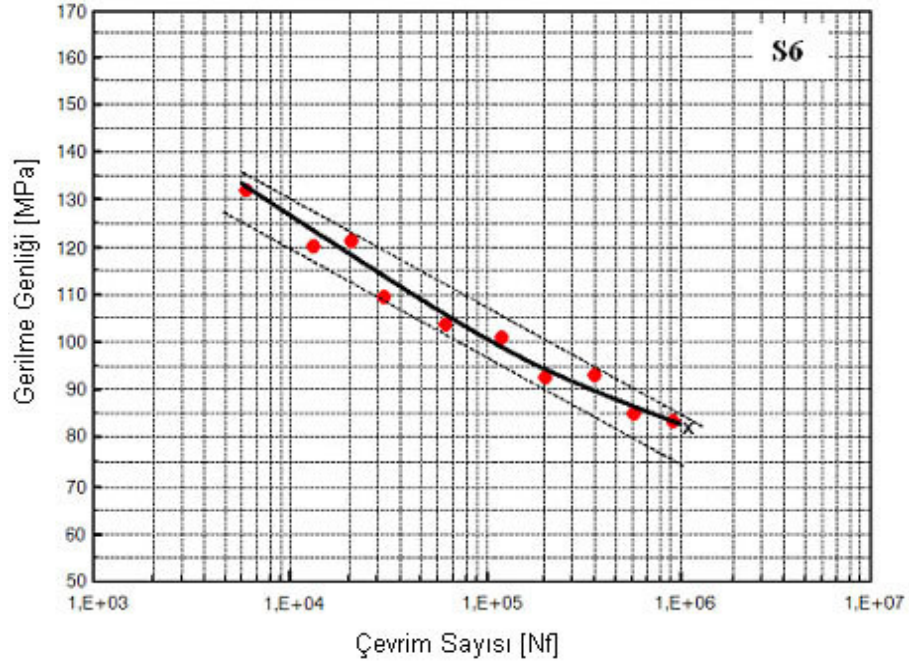
Numune Kodu	Karıştırıcı Uç Profili	Devir Sayısı (dev/dak)	İlerleme Hızı (mm/dak)	Yorulma Dayanımı (N/mm ²)	Yorulma Çevrim Sayısı	Tahribat durumu
S4	Üçgen	1120	160	67	10 ⁶	Kırıldı
S5			200	75	3 x 10 ⁶	Kırıldı
S6			250	84	10 ⁶	Kırıldı
S7		1400	160	59	3 x 10 ⁶	Kırılmadı
S8			200	68	2 x 10 ⁶	Kırılmadı
S9			250	70	2 x 10 ⁶	Kırılmadı
S13	Vida	1120	160	71	6 x 10 ⁷	Kırıldı
S14			200	80	3 x 10 ⁶	Kırılmadı
S15			250	91	1,5 x 10 ⁶	Kırıldı
S16		1400	160	64	2 x 10 ⁶	Kırıldı
S17			200	68	4 x 10 ⁶	Kırıldı
S18			250	73	3 x 10 ⁶	Kırılmadı

S4, S5 ve S6 numunelerin Wöhler eğrileri incelendiğinde, artan ilerleme hızlarıyla birlikte yorulma dayanım sınır değerlerinde yükselişler gözlenmiştir. Üçgen karıştırıcı uçlarla birleştirilen S4, S5, S6 nolu numunelerde ise en yüksek yorulma dayanım değeri 84 MPa'dır. Bu artışın; ilerleme hızlarının artmasıyla birlikte, malzemede meydana gelen akma sınırı ve kısmen de elastisite modülü değerlerinin artmasından ileri geldiği düşünülmektedir. Uygulanan çevrim sonucu üçgen karıştırıcı uçla yapılan kaynakların tümünde kırılma gözlenirken, vidalı karıştırıcı uç ile birleştirilen S14 nolu numune haricindeki bütün bağlantılarda kırılma meydana gelmiştir. 1120 dev/dak dönme hızlarında birleştirilen numunelerde, en yüksek yorulma dayanım değeri, vida karıştırıcı uç kullanılarak 250 mm/dak ilerleme hızlarında birleştirilen S15 nolu numunede 91 MPa olarak ölçülmüştür. Yine burada da artan ilerleme hızıyla birlikte, akma sınırı ve elastisite modülü değerlerinin artışına bağlı olarak yorulma dayanımı değerleri de artma göstermiştir. Diğer yandan S14 numunesinin yorulma deneyi sonucunda kırılmadan kalmış olması; iyi bir yorulma ömrünün bu tür birleştirmelerde; yüksek bir akma sınırı ve fazla yüksek olmayan bir uzama değerine bağlı olan malzemelerde elde edilebileceğini göstermektedir. Bu sonuca göre vida karıştırıcı uç ile birleştirilen numunelerin tamamı, üçgen karıştırıcı uçla birleştirilen numunelere göre daha iyi yorulma dayanımı değerleri sergilemiştir. Sürtünme karıştırma kaynağında, birleşme mekanizması üzerindeki etkisi nedeniyle vida karıştırıcı ucun, üçgen karıştırıcı uçtan daha fazla olumlu etki sağladığı açıktır. Bunun nedeninin karıştırıcı uç geometrisinden kaynaklanan ve daha önce çekme test sonuçlarında izah edilen karıştırma mekanizmalarındaki farklılıktır. Malzemelerin birleştirilmesinde üçgen karıştırıcı ucun, yetersiz karıştırma yapması nedeniyle, bağlantıların daha kısa yorulma ömrüne ve mekanik özelliklerinin düşmesine neden olduğu düşünülmektedir.

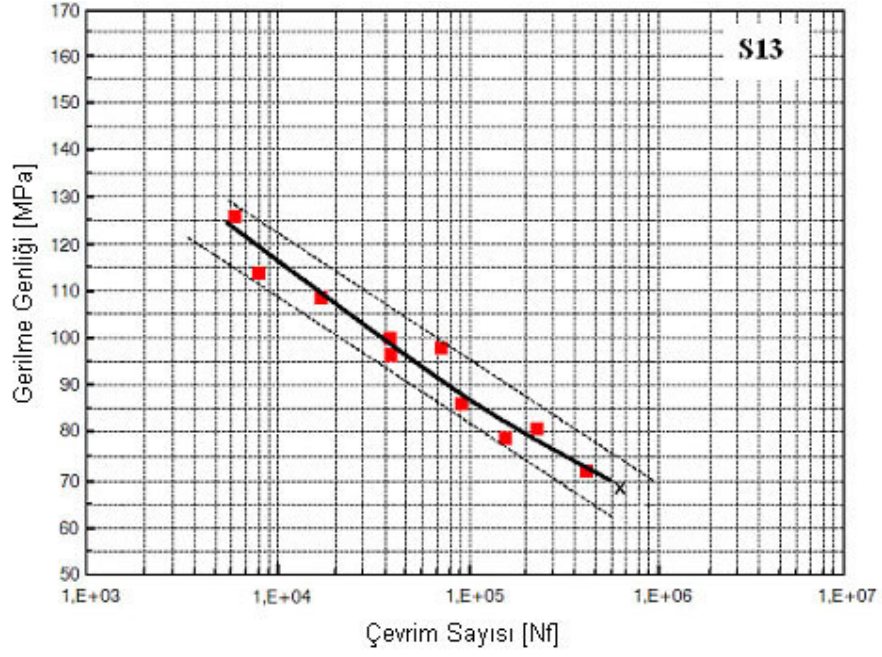


Şekil 7.39. S5 numunesine ait S/N diyagramı.

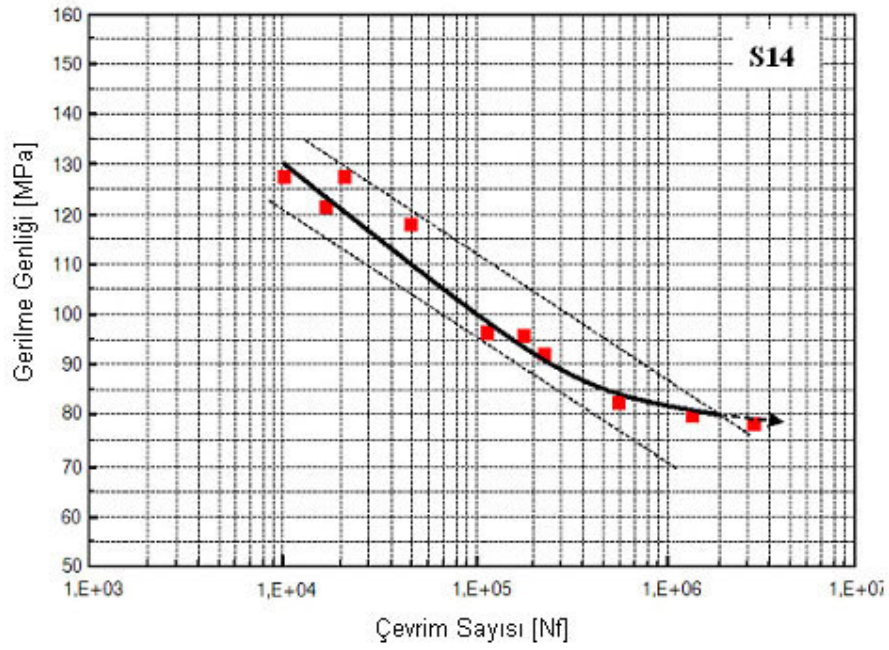
Isı girdisinin derecesi, mikroyapısal bozunumda ve özellikle mekanik test değerlerindeki düşüşte önemli bir etki sağladığı bilinmektedir. İlerleme hızlarının artışına paralel olarak, yorulma dayanımında meydana gelen kademeli yükselişin temel nedeninin, sıcaklık değerlerindeki düşme olduğu düşünülmektedir.



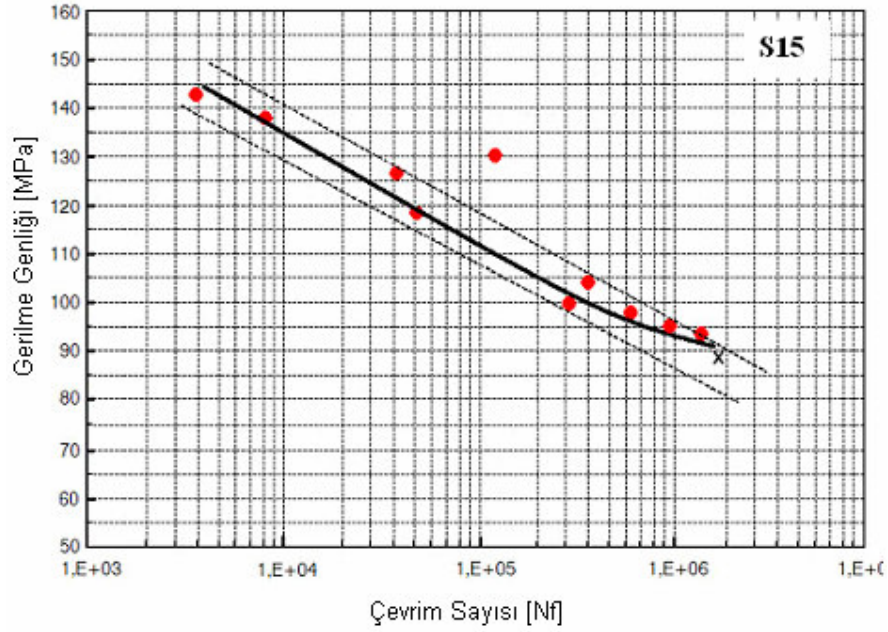
Şekil 7.40. S6 numunesine ait S/N diyagramı



Şekil 7.41. S13 numunesine ait S/N diyagramı



Şekil 7.42. S14 numunesine ait S/N diyagramı

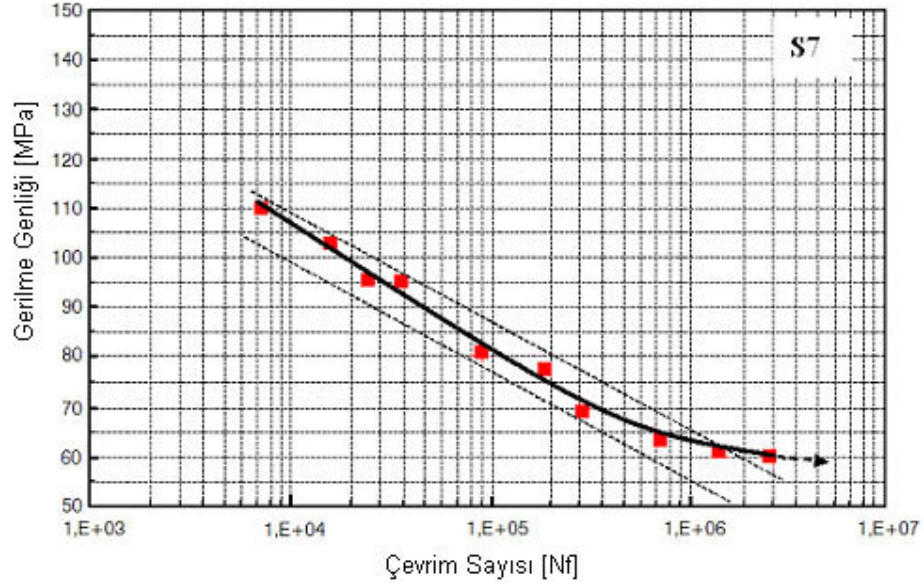


Şekil 7.43. S15 numunesine ait S/N diyagramı

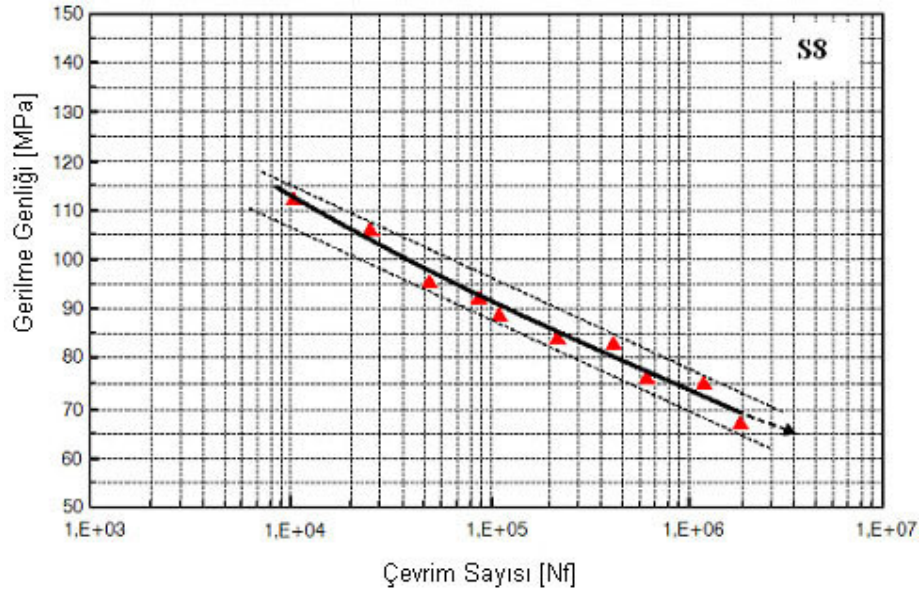
7.5.2. 1400 dev/dak ile Birleştirilen Numunelerin Yorulma Test Sonuçları

Üçgen ve vida karıştırıcı uç kullanılarak, 1400 dev/dak dönme hızıyla birleştirilen S7, S8, S9 ve S16, S17, S18 numunelere ait S/N grafikleri sırasıyla Şekil 7.44 – 7.49’da verilmiştir. Ayrıca numune kod numarasına göre listelenen yorulma dayanım değerleri ve ulaşılan çevrim sayıları Tablo 7.4’de verilmiştir. Üçgen karıştırıcı ucla birleştirilen S7, S8, S9 numunelerin S/N eğrileri incelendiğinde, en yüksek ilerleme hızında (250 mm/dak) birleştirilen S9 numunesinde, 70 Mpa yorulma dayanımı elde edilmiştir. Akma sınırı ve elastisite modülü daha yüksek olan 1400 dev/dak ile birleştirilen bağlantılarda tüm numuneler, 1120 dev/dak ile birleştirilen numunelere göre, daha yüksek bir salınım periyodu dayanımı göstermişler ve kırılmamışlardır. Bu değer S8 numunesinde 68 Mpa, S7 numunesinde ise 59 Mpa olarak ölçülmüştür. Elde edilen sonuçlar incelendiğinde, ilerleme hızlarındaki kademeli düşüşle, yorulma dayanım sınır değerleri de düşmektedir. Aynı durum vida karıştırıcı ucla birleştirilen S16, S17, S18 numunelerinde de benzer özellikler göstermiştir. Bu numunelerdeki yorulma dayanım sınır değerleri sırasıyla S16’da 64 MPa, S17’de 68 MPa ve S18’da 73 MPa olarak tespit edilmiştir. S16 ve S17 numunelerinin fazla yüksek salınım periyoduna dayanamayarak kırılması; yine bu numunelerde akma sınırı değerinin düşük olmasından kaynaklanmıştır. Diğer yandan, vidayla birleştirilen numunelere ait yorulma dayanım değerleri, karıştırma özelliklerine bağlı olarak üçgen ucla birleştirilen bağlantılardan bir miktar yüksek çıkmıştır. Ayrıca bu sonuçlar, aynı şartlarda 1120 dev/dak ile birleştirilen numunelerle karşılaştırıldığında, işlem sıcaklıklarına

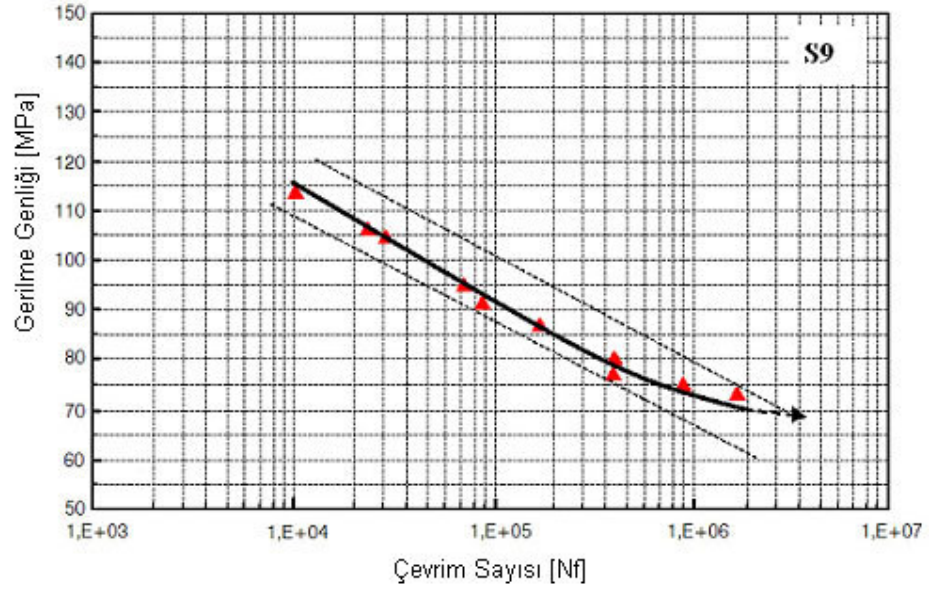
bağlı olarak daha düşük değerler elde edilmiştir. Fakat her iki devir sayısı (1120, 1400 dev/dak), ilerleme hızı parametrelerine göre karşılaştırıldığında, artan ilerleme hızlarında iyi yorulma mukavemeti değerleri göstererek, benzer özellikler sergilemişlerdir.



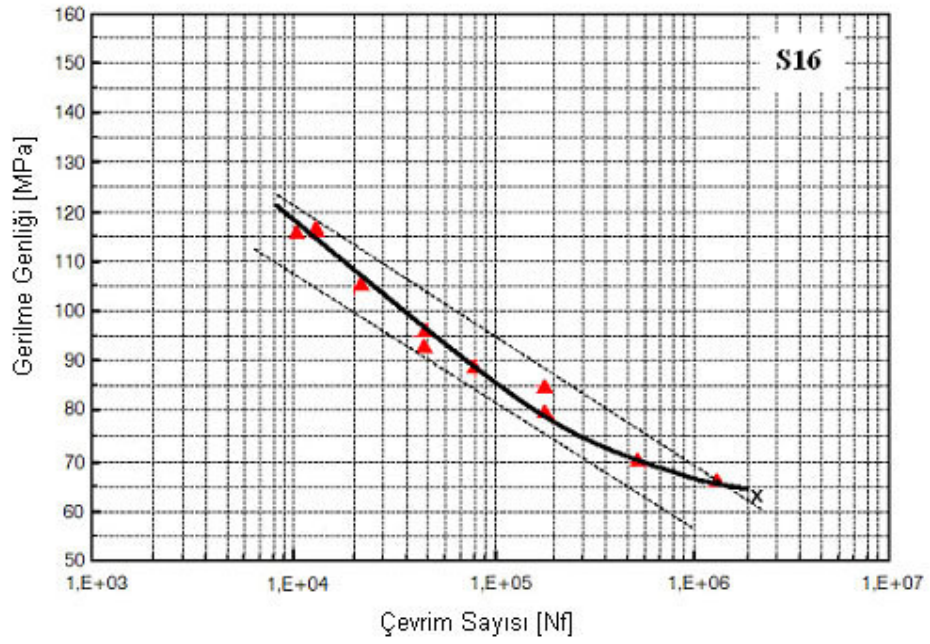
Şekil 7.44. S7 numunesine ait S/N diyagramı



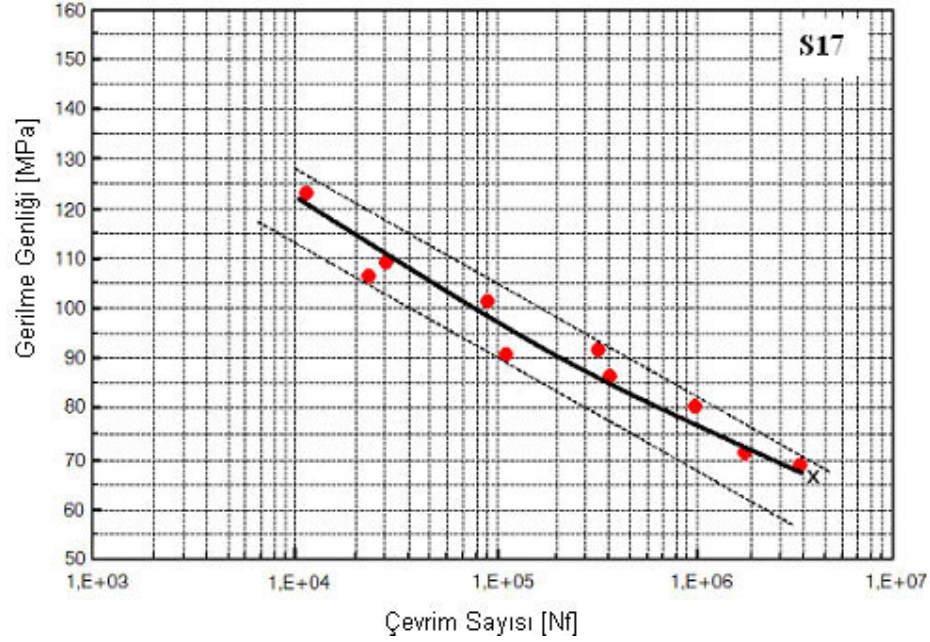
Şekil 7.45. S8 numunesine ait S/N diyagramı



Şekil 7.46. S9 numunesine ait S/N diyagramı.

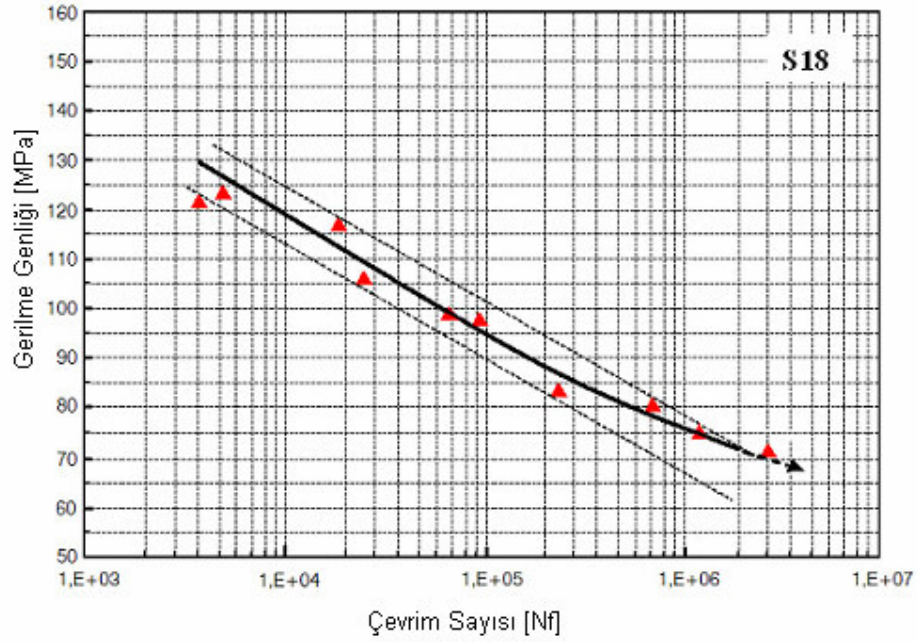


Şekil 7.47. S16 numunesine ait S/N diyagramı



Şekil 7.48. S17 numunesine ait S/N diyagramı.

Bilindiği üzere yorulma kırılmaları; plastik şekil değiştirme, çekme gerilmesi ve yorulma çevrimli gerilmesinin aynı zamanda etkisiyle ortaya çıkmaktadır (Hasçalık, 1998). Bu nedenle bu üç faktörün meydana gelmemesi halinde, yorulma çatlakları meydana gelmeyecek ve ilerlemeyecektir. Belirli bir gerilme genliği altında uygulanan çevrim, malzemede şekil değiştirme çatlakların başlamasına neden olmakta ve aralıklarla uygulanan çekme gerilmeleri ise oluşan bu çatlakların ilerlemesinde etkili olmaktadır. Bu doğrultuda yorulma mekanizmasına tesir eden temel faktörlerin biri plastik deformasyondur (Hasçalık, 1998). Sürtünme karıştırma kaynağında 1400 dev/dak ile birleştirilen numunelerde yüksek çalışma sıcaklığı nedeniyle plastik deformasyonun derecesi artmaktadır. Bu durum bağlantıların genel mekanik özelliklerinde düşüşlere yol açmaktadır.



Şekil 7.49. S18 numunesine ait S/N diagramı

1400 dev/dak dönme hızlarında birleştirilen kaynaklı bağlantıların yorulma dayanım değerlerinin, 1120 dev/dak dönme hızıyla birleştirilen bağlantılardan bir miktar düşük olduğu gözlenmiştir. Bunun sebebinin bağlantılarda genel mekanik özellikler üzerinde önemli etkisi olan yüksek çalışma sıcaklığının, kaynak bölgesinde yapısal bozunuma uğrayan bölgenin sınırlarını genişletmesi nedeniyle, malzemede akma sınırının ve elastiklik modülünün azalmasına, dolayısı ile mukavemet kayıplarına yol açmaktadır. S/N grafiklerinden elde edilen yorulma dayanımları, malzemenin akma sınırı, çekme mukavemeti ve sertlik değerleri ile birlikte düşünüldüğünde; beklenildiği gibi, yorulma dayanımının artan akma sınırı, sertlik ve çekme mukavemetiyle arttığı görülmektedir. Bu sonuçlar literatür bilgileri ile paralellik göstermektedir (Hasçalık, 1998).

1400 devir ile birleştirilen numunelerde, uç profillerinin yorulma dayanımı üzerinde etkisi incelendiğinde, vidalı karıştırıcı uç, üçgen karıştırıcı uca göre daha iyi performans göstermiştir. Üçgen karıştırıcı uç ile birleştirilen numunelerin tamamında kırılma meydana gelmeden deney çevrimleri 3×10^6 çevrime kadar devam ettirilmiştir. Vidalı karıştırıcı uçla birleştirilen bağlantılarda S16 ve S17 nolu numunelerde kırılma meydana gelmesine karşın S18 numunesi kırılmamıştır. Bu da; yukarıda da belirtildiği gibi, söz konusu numunede elastisite modülleri birbirinden farklı olmamasına karşın, akma sınırının diğer iki numuneden yüksek olmasından kaynaklanmıştır.

8. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

8.1. Genel Sonuçlar

Bu çalışmada, ticari saflıkta AA6061 ile AA7075 alüminyum plakalar farklı devir ve kaynak hızlarında alın altına sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile tek taraflı birleştirilerek, kaynaklı bağlantılarda işlem parametrelerinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine olan etkileri incelenmiş olup, elde edilen sonuçlar aşağıdaki şekilde sıralanmıştır.

- Üçgen ve vida olmak üzere iki farklı geometride alın pozisyonunda tek taraftan birleştirilen alüminyum levhalarda uç geometrilerinin, birleşme bölgesinin makro ve mikroyapısı üzerinde önemli farklılıklar gösterdiği belirlenmiştir.
- Makro yapı analiz incelemelerinde, vida ve üçgen geometrilerin her ikisinde de artan devir sayısı ve azalan ilerleme miktarıyla beraber, ITAB bölgesinin boyutunun genişlediği gözlenmiştir.
- Kaynaklı bağlantıların dikiş yüzey profillerinden alınan yüzey sıcaklık ölçümleri sonucu, devir sayısı ve ilerleme miktarının, kaynak işlem sıcaklıkları üzerinde önemli etkilerinin olduğu, karıştırıcı uç profillerinin ise çok az miktarda sıcaklık değişimlerinde rol oynadığı belirlenmiştir. Ayrıca en yüksek yüzey sıcaklığı, S16 numunede 505 °C olarak kaydedilmiştir.
- AA7075 levhasının omuz kenar hattı boyunca ölçülen sıcaklık değerleri, AA6061'in omuz kenar hattında bir miktar yüksek çıkmıştır. Bunun sebebi AA7075 alüminyum alaşımının ısı iletim katsayısının, AA6061 Al. alaşımından daha düşük olmasıdır.
- Üçgen ve vida uçlarla, düşük dönme hızında (900 dev/dak) gerçekleştirilen SKK işlemlerinin tamamında tabakalar arası boşluk ve bağlantısız bölgeler tespit edilmiştir. Bu bölgeler, azalan ilerleme hızına bağlı olarak boyutları azalmış ve artan devir sayısı ile tamamen kaybolmuştur.
- Kaynaklı bağlantıların birleşme ara yüzeyinden alınan mikroyapı fotoğraflarının tamamına bakıldığında, literatüre uygun olarak dört farklı bölgenin varlığı belirlenmiştir. Bunlar; A: Ana malzeme, B: Isıdan etkilenen bölge, C: Termo mekanik etkilenen bölge, D: Dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge olarak birbirlerinden ayrılmaktadırlar. Dinamik olarak yeniden kristalleşen bölgede mikroyapı görünümü, uç

profiline bağılı olarak literatürde farklı tip Al alaşımların kaynak bölgesine benzer görünümser sergilemiştir.

- İki farklı uç profiliyle yapılan kaynakların tamamının DKB bölgesinde, şiddetli deformasyon ve ekstrüzyon sonucunda tanelerin küçüldüğü, termo mekanik etkilenen bölgede (TEB) ise, tanelerde irileşme ve yönlennmelerin meydana geldiğı mikroyapı fotoğraflarından tespit edilmiştir. Tane yapılarındaki temel değışimin nedeninin, sürtünme sıcaklığıyla ilişkili olduğı belirlenmiştir.
- Mikroyapı incelemelerinde ilerleme miktarındaki düşüşle, üçgen uç ile birleştirilen numunelerin kaynak merkezinde oluşan halkalar arasındaki mesafenin azalarak, halkaların sıklaştığı görülmektedir. Vida uç geometrisiyle birleştirilen numunelerde ise artan ilerleme hızının, dikişin alt kısmındaki tarakların sayı ve sıklığını artırmıştır. Kaynak merkezindeki karışım bölgesinde oluşan karışım bantlarının ise, artan ilerlemeye paralel olarak artış gösterdiği mikroyapı resimlerinden elde edilmiştir.
- EDS analizleri sonucunda beyaz bölgelerin AA6061 siyah bölgelerin ise AA7075 olduğı belirlenmiştir.
- DKB ile TEB arasındaki bölge incelendiğinde; vida karıştırıcı uç ile birleştirilen numunelerdeki ara geçişin, üçgen karıştırıcı uca kıyasla daha geniş olduğı belirlenmiştir. Bu durumun iki uç profilindeki farklı karıştırma mekanizmasından kaynaklandığı belirlenmiştir.
- 900 dev/dak dönme hızıyla birleştirilen numunelere uygulanan çekme test sonuçları incelendiğinde, tabakalar arası gözenek ve bağlantısız bölgelerin varlığı sonucunda numunelerde, mukavemet kaybıyla birlikte, yarı sünek karışık tipte kırılmalar meydana gelmiştir. Bu durum her iki geometride de söz konusudur. Ancak, yüksek ilerleme hızında süneklik hissedilir oranlarda azalmıştır.
- 1120 ve 1400 dev/dak ile birleştirilen numunelerin, düşük ilerleme hızlarında oluşan yüksek ısı girdisi nedeniyle ısıdan etkilenen bölgenin genişlemesi sonucunda yapısal bozunumun artış göstermesi, bu bağlantılardaki çekme mukavemet değerlerinin düşmesine neden olmaktadır. En yüksek çekme mukavemet ve kopma uzama değerleri ise 1120 dev/dak dönme ve 250 mm/dak ilerleme hızlarında 204 MPa ve %14.92 olarak ölçülmüştür.

- Vidalı karıştırıcı uçla birleştirilen kaynaklı bağlantıların çekme gerilme değerleri, üçgen uca göre bir miktar yüksek çıkmıştır. Bu durum, üçgen profilli uç kullanılarak yapılan kaynaklarda, bir karışmanın olmayışı, ucun önündeki malzemeyi bant şeklinde geriye doğru arka yüzeye sıvayarak ilerlemesi sonucu olduğu düşünülmektedir. Ayrıca karıştırıcı uç profillerinin, çekme mukavemeti üzerinde ilerleme miktarı ve devir sayısından daha az etki gösterdiği gerilme-uzama eğrilerinden tespit edilmiştir.
- 1120 dev/dak ve 1400 dev/dak da üçgen ve vida profille birleştirilen kaynaklı bağlantılarda, çekme testi sonucu oluşan kopmalar, AA6061 bölgesinde tek taraflı boyun vererek meydana gelmiştir. 1120 devir ve 1400 dev/dak dönme sayısı kullanılarak birleştirilen numunelerin kırılma yüzey analizleri incelendiğinde, her iki uç profiliyle birleştirilen tüm bağlantılarda farklı boyut ve ölçülerde mikroskopik boşluklardan oluşan çukurcuk (gamzecik) tipte yerel sünek kırılma mekanizması tespit edilmiştir. Ayrıca kırılma yüzeyinde oluşan bu çukurcuklar, iki farklı tipte irileşen tanelerin oluşturdukları boşluklardan ve çökeltilerin neden olduğu daha küçük ve sık mikroskopik boşluklardan oluştuğu tespit edilmiştir.
- Kaynaklı bağlantıların birleşme hattına dik doğrultuda yapılan sertlik taraması sonucu elde edilen sertlik verilerinin, malzemelerin birbirinden farklı olan sertlik karakteristiklerine uygun şekilde biçimlendiği görülmektedir.
- Bununla birlikte esas malzemedan kaynak meteline doğru gidildikçe yapısal bozunumun meydana geldiği termo mekanik olarak yeniden kristalleşen bölgede (TEB) en düşük sertlik değeri gözlenmektedir. Ayrıca yine bütün numunelerde dinamik olarak yeniden kristalleşen bölgede (DKB) sertlik değerlerinin, yüksek deformasyon sonucu oluşan tane küçülme ve pekleşmenin etkisiyle bir miktar yükseliş gösterdiği tespit edilmiştir.
- Yüksek devir ve düşük kaynak hızlarında yapılan SKK işlemlerinde, kaynak bölgesindeki sertlik değerinin, düşük devir ve yüksek kaynak hızlarında yapılan kaynaklı bağlantıların kaynak bölgesinde elde edilen sertlik değerinden daha düşük olduğu belirlenmiştir. Bu durumun, ilerleme hızındaki artış ile ulaşılan sıcaklık derecesinin düşmesiyle doğrudan ilişkili olduğu belirlenmiştir.
- Kaynak merkezinde ölçülen en yüksek sertlik değeri, S3 numunesinde 124 HV olarak ölçülmüştür. Bütün numunelerin sertlik eğrileri incelendiğinde yüksek ilerleme miktarının sertlik değerlerinde kademeli bir artışa yol açtığı belirlenmiştir.

- Vida ve üçgen karıştırıcı uç profilleri birbiri arasında karşılaştırıldığında, en yüksek sertlik değerlerine, üçgen uç profiliyle birleştirilen bağlantılarda ulaşılmıştır. Vida karıştırıcı uç ile birleştirilen numunelerin kaynak işlem sıcaklıklarının, üçgen uç profilinden 4 ila 10 derece yüksek olması, bu numunelerde elde edilen sertlik değerlerinde bir miktar düşüşe yol açtığı tespit edilmiştir. Ayrıca bütün numunelerin, AA6061 tarafının TEB bölgesindeki düşük sertlik değerlerinin, AA7075 tarafına göre daha geniş olması bu bölgedeki işlem sıcaklığının yapısal bozunumu, ısı iletim katsayısı farkı nedeniyle daha fazla artırdığı sonucuna varılmıştır.
- Kaynaklı bağlantılardan elde edilen Wöhler eğrileri incelendiğinde, bütün numunelerden sünek malzemelerin karakteristiklerine uygun sonuçlar alınmıştır.
- 1120 dev/dak ve 1400 dev/dak dönme hızlarında yapılan kaynakların tamamında artan ilerleme hızlarıyla birlikte yorulma dayanım sınır değerlerinde yükselişler gözlenmiştir. En yüksek yorulma dayanımı, çekme testlerinde olduğu gibi 250 mm/dak da birleştirilen numunede 91 MPa olarak ölçülmüştür.
- Karıştırıcı uç profillerinin etkisi incelendiğinde az miktarda yüksek mukavemet değeri sergileyen vida karıştırıcı uç profilinin, üçgen karıştırıcı uca göre daha iyi performans verdiği gözlenmiştir.
- Çalışmada artan devir sayısı ve düşük ilerleme hızlarının, yorulma dayanım sınırını düşürdüğü tespit edilmiştir.

8.2. Öneriler

Bundan sonra yapılacak bilimsel çalışmalar için aşağıdaki önerilerin yapılması uygun bulunmuştur.

- Bu çalışmada kullanılan AA6061-AA7075 levhaları, 1120 ve 1400 dev/dak dönme hızlarında, kaynak ilerleme hızları artırılarak her dönme hızı için optimum kaynak ilerleme hızı tespit edilebilir. Ayrıca 1400 devir dönme hızlarının üzerindeki devirlerde levhalar birleştirilebilir. Bu bağlantıların mikroyapı ve mekanik özellikleri araştırılabilir.
- AA6061-AA7075 levhaların SKK işlemiyle birleştirilmesinde, karıştırıcı ucun basınç ayarlaması daha gelişmiş cihazlar kullanılarak belirlenebilir. Böylece çalışmada karıştırıcı uç basınç ayarı parametresi etkisinin, kaynak kalitesi üzerindeki rolü irdelenebilir.

- Mikroyapıda DKB bölgesinde dövme sonucu deformasyona uğrayan tane yapılarının boyut analizleri, SEM ve TEM cihazları yardımıyla incelenebilir.
- Kaynak ara bölgesinde Element Dağılım Haritalama (EPMA) deneyi uygulanarak, elementler arasında kimyasal reaksiyonla difüzyonun oluşumu belirlenebilir.
- Çalışmada kullanılan AA6061-AA7075 bağlantılara gerilmeli korozyon işlemi uygulanabilir.
- Levhalar aynı işlem parametrelerinde çift taraflı birleştirilerek mekanik testlere tabi tutulabilir.

KAYNAKLAR

1. Alsaran, A., 1997, Kaynaklı Parçaların Yorulması, A.Ü. Fen Bilimleri Ens., Yüksek Lisans Tezi.
2. Anık, S., 1960, Alüminyum ve Alaşımlarının Kaynağı, ITÜ Yayınları, İstanbul.
3. Anık, S., 1996, Makine mühendisliği el kitabı üretim ve tasarım, Kaynak Teknolojisi, A. Cerit (Der.), TMMOB Makine Mühendisleri Odası, 2, 222s.
4. Anık, S., Vural, M., 1993, Elektron ışıını ile kaynak, İ.T.Ü. Makine Fakültesi, s.107.
5. Ataoğlu, H., Mısıkoğlu, S., Çam, G., 2003, Sürtünme karıştırma kaynaklı bir Al-alışımının içyapı ve mekanik karakterizasyonu, TMMOB Makine Müh. Odası, Kaynak Teknolojisi IV. Ulusal Kongre ve Sergisi, Kocaeli, 56-76.
6. Benavides, S., Li, Y., Murr, L.E., Brown, D., McClure, J.C., 1999, Low-temperature friction-stir welding of 2024 aluminum, Scripta Materialia, 41, No: 8, 809-815.
7. Bilgin, B., 2007, Ti-6Al-4V/304L Malzeme Çiftinin Bakır Ara tabaka Kullanılarak Difüzyon Kaynağı ile Birleştirilmesi, F.Ü. Fen Bilimleri Ens., Yüksek Lisans Tezi.
8. Binan, A., 2006, AA2024-T3 Alüminyum Alaşıımının Sürtünme Karıştırma Kaynağında İşlem Parametrelerinin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkileri. Osmangazi Üniv. Fen Bilimleri Ens., Yüksek Lisans Tezi.
9. Boz, M., Kurt, A., 2003, The influence of stirrer geometry on bonding and mechanical properties in friction stir welding process, Materials & Design, 25, No: 4, 343-347.
10. Brooks, C.R., 1984, Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys, ASM, Ohio, USA, 115-137.
11. Büyükarıslan, S., 2006, Sürtünme Karıştırma Kaynağı ile Birleştirilmiş Alüminyum Alaşımlarının Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerinin Araştırılması. F.Ü. Fen Bilimleri Ens., Yüksek Lisans Tezi.
12. Cavaliere P., Cerri, E. 2005a, Mechanical response of 2024-7075 aluminium alloys joined by Friction Stir Welding, Journal of Materials Science, 40, 3669 – 3676.
13. Cavaliere, P., Squillace, A., 2005b, High temperature deformation of friction stir processed 7075 aluminium alloy, Materials Characterization, 55, 136-142.
14. Cavaliere, P., 2006a, Effect of friction stir processing on the fatigue properties of a Zr-modified 2014 aluminium alloy, Materials Characterization, 57, 100-104.
15. Cavaliere, P., Nobile, R., Panella, F.W., Squillace, A., 2006b, Mechanical and microstructural behaviour of 2024–7075 aluminium alloy sheets joined by friction stir welding, International Journal of Machine Tools, 46, 588-594.

16. Cavaliere, P. and Panella, F., 2007, Effect of tool position on the fatigue properties of dissimilar 2024-7075 sheets joined by Friction Stir Welding, Journal of Materials Processing Technology, Accepted Manuscript.
17. Çam, G., 2002, Sürtünme karıştırma kaynağı ve uygulamaları, PAÜ Mühendislik Fakültesi 9. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, 450-458.
18. Çam, G., Yavuz, H., 2001, Yeni bir kaynak teknolojisi : Sürtünme karıştırma kaynağı, Endüstri ve Otomasyon, No 51, 18-20.
19. Çam, G., 2007, Sürtünme karıştırma kaynağı uygulamalarındaki son gelişmeler, Kaynak Teknolojisi VI.Ulusal Kongresi (9-10 Kasım), Ankara.
20. Çam, G., 2007, Sürtünme karıştırma kaynağı uygulamalarındaki son gelişmeler, Mak. Tek., 120, 48-58.
21. Çam, G., 2004, Sürtünme karıştırma kaynağındaki gelişmeler-1.bölüm, Mak. Tekniği, 80, 44-49.
22. Çam, G., 2005, Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) –Al alaşımları için geliştirilmiş yeni bir kaynak teknolojisi, Mühendis ve Makine, Cilt 46, Sayı 541, 30-39.
23. Çam, G., 2001, Al-Alaşımları için geliştirilen yeni kaynak yöntemleri, TMMOB Makine Mühendisleri Odası, Kaynak Tek. III. Ulusal Kongresi, İstanbul, 267-277.
24. Chen, Y.C. and Nakata, K., 2008, Friction stir lap joining aluminum and magnesium alloys, Scripta Materialia, 58, 433-436.
25. Choi, Y., Chung M., Kim, J.G., 2004, Effects of cyclic stress and insulation on the corrosion fatigue properties of thermally insulated pipeline, Materials Science and Engineering A 384, 47–56.
26. Coşkun, A.O., 2001, 5000 Serisi Alüminyum Magnezyum Alaşımlarının Döküm ve Termomekaniksel Prosesleri. Y.T.Ü. Fen Bilimleri Ens. Yüksek Lisans Tezi.
27. Davis, C.J., Thomas, W.M., 1996, Friction Stir Process Welds Aluminum Alloys, Welding Journal, Cambridge, U.K. March, 41-45.
28. Doğan, M., 1989, Alüminyum Alaşımının Isıl İşlemi, M.Ü. Fen Bilimleri Ens. Yüksek Lisans Tezi.
29. Doğan, S., 2006, AA5754–H22 Alüminyum Alaşımının Sürtünme Karıştırma Kaynağında İşlem Parametrelerinin Mikroyapı Ve Mekanik Özelliklere Etkileri. Osmangazi Üniv. Fen Bilimleri Ens., Yüksek Lisans Tezi.
30. Dutta, A., Charit, I., Johannes, L.B., Mishra, R.S., 2005, Deep cup forming by superplastic punch stretching of friction stir processed 7075 Al alloy, Materials Science and Engineering A 395, 173–179.

31. Eren, T., 2005, AA6063-T6 Borularının Sürtünme Karıştırma Kaynağı Yöntemiyle Kaynak Edilebilirliğinin incelenmesi. Erciyes Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Y. Lisans Tezi.
32. Ericsson, M., Sandström, R., 2003, Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG, International Journal of Fatigue, 25: 1379-1387.
33. Ericsson M., Jin, L.Z., Sandström R., 2007, Fatigue properties of friction stir overlap welds, International Journal of Fatigue, 29, 57-68.
34. Fine, M.E., 1975, Precipitation hardening of aluminium alloys, Metal. Trans.A., Vol. 6., USA.
35. Fujii, H., Cui, L., Maeda, M., Nogi K., 2006, Effect of tool shape on mechanical properties and microstructure of friction stir welded aluminum alloys, Materials Science and Engineering: A, 419, 25-31.
36. Guerraa, M., Schmidta, C., McClurea, J.C., Murra, L.E, Nunes, A.C., 2003, Flow patterns during friction stir welding, Materials Characterization, 49, 95-101.
37. Haşçalık, A., 1998, Yaprak Yay yapımında Kullanılan 35 Cr 4 Çeliğinin Fretting Yorulma Davranışının Araştırılması, F.Ü. Fen Bilimleri Ens. Doktora Tezi.
38. Haşçalık, A., Çaydaş, U., Ünal, E., Karaca, F., 2007, AA 5251 Alaşımının Sürtünme Karıştırma Kaynağı ile Birleştirilebilirliğine Uç Geometrisinin Etkisi, Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi, 4, 1-7.
39. <http://www.aluminium.org/>
40. <http://aluminium.matter.org.uk/>
41. <http://www.industrialmotionsystems.com>
42. <http://www.kaynaknet.com>
43. <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2003/FSW/aaa.html>
44. <http://sam.davyson.com/as/physics/aluminium/site/properties.html>
45. Jones, M.J., Heurtier, P., Desrayaud, C., Montheillet, F., Allehaux, D. Driver J.H., 2005, Correlation between microstructure and microhardness in a friction stir welded 2024 aluminium alloy, Scripta Materialia, 52, 693-697.
46. Karadeniz, S., 1990, Plazma Tekniği, TMMOB Makine Mühendisleri Odası, s.123.
47. Kalafat, H., 2001, Çekme-Basmalı Yorulma Deney Cihazının Tasarımı ve Nervürlü İnşaat Çeliklerin Mekanik Özellikleri, Afyon Kocatepe Üniv. Fen Bilimleri Ens., Yüksek Lisans Tezi. (234) Teknik Bilgiler.
48. Karcı, A., 2002, 2024-T3 Al Alaşımının Tek Aşırı Yük Altında Yorulma Davranışı, A.Ü. Fen Bilimleri Ens., Yüksek Lisans Tezi.

49. Kırtay, S., 1997, Etial-24 ve Etial-44 Alüminyum Alaşımlarına Yarı-Katı Halde Şekil Verilmesi, Mikroyapı ile Mekanik Özelliklerin İncelenmesi. İstanbul Üniv. Fen Bilimleri Ens. Yüksek Lisans Tezi.
50. Kurt, A., Boz, M., Özdemir, M., 2004, Sürtünme Karıştırma Kaynağında Kaynak Hızının Birleşebilirliğe Etkisi, Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der. Cilt 19, No 2, 191-197.
51. Külekçi, M.K., Şık, A., 2006, Effects of Tool Rotation and Transverse Speed on Fatigue Properties of Friction Stir Welded AA 1050-H18 Aluminium Alloy, Archives of Metallurgy and materials, 51/2, p.213-216.
52. Külekçi, M.K., Kahraman, F., Sağbaş, A., 2007, Kaynak Teknolojisi VI.Ulusal Kongresi (9-10 Kasım), Ankara.
53. Lee, W. B., Yeon, Y. M. and Jung, S. B., 2003, Evaluation of the microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6005 aluminum alloy, Materials Science and Technology, 19, 513-518.
54. Lomolino, S., Tovob, R., Santosa, J., 2005, On the fatigue behavior and design curves of friction stir butt-welded Al alloys, International Journal of Fatigue, 27 305–316.
55. Mahoney, M., Mishra, R.S., Nelson, T., Flintoff, J., Islamgaliev, R., Hovansky, Y., Jata, K.V., (Eds.), 2001, Friction Stir Welding and Processing, TMS, Warrendale, PA, USA, p. 183.
56. Mert, S. ve Kaluç, E., 2003, Sürtünme karıştırma kaynağında kullanılan takımlardaki gelişmeler, TMMOB Makine Mühendisleri Odası Kaynak Teknolojisi IV. Ulusal Kongresi Bildiriler Kitabı, 103-115.
57. Metals Handbook, Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials, Volume :2, ASM 1993.
58. Mishra, R. S., Ma, Z. Y., 2005, Friction stir welding and processing, Mater. Sci. and Eng. R: Rep. 50, 1-78.
59. Oğuz, B., 1990, Demirdışı Metallerin Kaynağı Metalurji-Uygulama, Oerlikon Yayınları, İstanbul.
60. Orhan, N., 1996, Difüzyon Kaynağı İçin Yeni Bir Model ve Duplex Alaşımlara Uygulanması, F.Ü. Fen Bilimleri Ens., Doktora Tezi.
61. Oysu, M., 1996, 7075 Alüminyum Alaşımlarına Uygulanan MIG Kaynağının Mekanik Özelliklere Etkisinin Araştırılması. K.Ü. Fen Bilimleri Ens. Yüksek Lisans Tezi.
62. Öksüz, C., 1996, Yüksek Mukavemetli (2024,6061,7075) Alüminyum Alaşımlarının Jominy Yöntemi ile Suverme Duyarlılığı. İ.T.Ü. Fen Bilimleri Ens., Yüksek Lisans Tezi.

63. Özarpa, C., 2005, Al 2024-0 ve Al 5754-H22 Alüminyum Alaşımlarının Sürtünme Karıştırma Kaynağı, Sakarya Üniv. Fen Bilimleri Ens. Doktora Tezi.
64. Özdemir, N., 2002, Tane Küçültülmüş Düşük Alaşımlı Yüksek Karbonlu Çeliklerin Sürtünme Kaynağı İle Birleştirilebilirliğinin Araştırılması, F.Ü. Fen Bilimleri Ens., Doktora Tezi.
65. Özdemir, N., Büyükarıslan, S., Sarsılmaz, F., 2007, Sürtünme Karıştırma Kaynak Yöntemi ile Birleştirilmiş AA1030 Alüminyum Alaşımında Karıştırıcı Uç Profili ve İlerleme Hızının Arayüzey Mikroyapı Değişimi Üzerine Etkisi, Fırat Üniv. Fen ve Müh. Bil. Dergisi, 19, (3), 407-415.
66. Özdemir, N., Büyükarıslan, S., Sarsılmaz, F., 2007 Sürtünme Karıştırma Kaynak Yöntemi ile Birleştirilmiş AA1030 Alüminyum Alaşımında Karıştırıcı Uç Profili ve İlerleme Hızının Mekanik Davranışlar Üzerine Etkisi, Fırat Üniv. Fen ve Müh. Bil. Dergisi, 19, (4), 575-582.
67. Özdemir, N., Taşkın, M., 2004, Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile birleştirilmiş AA7075 alüminyum alaşımlarının mikroyapı ve mekanik özelliklerinin araştırılması, 10.Denizli Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, 966-971.
68. Özdemir, M., 2003, Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile alüminyum alaşımlarının kaynaklanabilirliği, , Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Ens. Yüksek Lisans Tezi.
69. Özsoy, M., Kaluç, E., 2002, Sürtünen eleman ile birleştirme kaynağının esasları, Mühendis ve Makine Dergisi, 43, 513, 19-26.
70. Özsoy, M., 2003, Alüminyum ve Alaşımlarının MIG ve TIG Kaynağında Kaynak Bölgesinin İncelenmesi. S.Ü. Fen Bilimleri Ens.,Yüksek Lisans Tezi.
71. Park, H.S., Kimura, T., Murakami, T., Nagano, Y., Nakata, K., Ushio, M., 2003, Microstructures and mechanical properties of friction stir welds of 60% Cu–40% Zn copper alloy, Materials Science and Engineering A, 371, No: 1-2, 160-169.
72. Reyes G., Kang, H., 2006, Mechanical behavior of lightweight thermoplastic fiber–metal laminates, Journal of Materials Processing Technology 186 (2007) 284–290.
73. Reynolds, A.P., Tang, W., Gnaupel-Herolh, T., Prask, H., 2003, Structure, properties, and residual stress of 304L stainless steel friction stir welds, Scripta Materialia, 48, No: 9, 1289-1294.
74. Rhodes, C.G., Mahoney, M.W., Bingel, W.H., Spurling, R.A. 1997, Effects of Friction Stir Welding on Microstructure of 7075 Aluminum, Scripta Materialia. Vol. 36. (1) 69-15.

75. Sarsılmaz, F., Özdemir, N., Özel, S., 2008, Sürtünme Karıştırma Kaynak Yöntemi İle Birleştirilen AA6061/AA7075 Çiftinde Karıştırıcı Uç Omuz Genişliğinin Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi, Selçuk Üniv. Teknik Online Dergisi, Cilt 7, No. 1.
76. Savaşkan, T., (1999), Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, Beta Basım A.Ş., Trabzon.
77. Scialpi, A., Filippis, L.A.C., Cavaliere, P., 2007, Influence of shoulder geometry on microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 aluminium alloy, Materials and Design, 28, 1124-1129.
78. Serindağ, H.T., Çakan, A., Çam, G., Ataoğlu, H., 2007, Sürtünme karıştırma kaynağının pirinç levhalara uygulanması, Makine Tek., 111, 88-93.
79. Sharma, S.R., Ma, Z.Y., Mishra, R.S., 2004, Effect of friction stir processing on fatigue behavior of A356 alloy, Scripta Materialia, 51, 237-241.
80. Shigematsu, I., Kwon, Y.J., Suzuki, K., Imai, T., Saito, N., 2003, Joining of 5083 and 6061 aluminum alloys by friction stir welding, Journal of Materials Science Letters 22, 353– 356.
81. Srinivasan, B.P., Dietzel, W., Zettler, R., Sivan, V., 2005, Stress corrosion cracking susceptibility of friction stir welded AA7075–AA6056 dissimilar joint, Materials Science and Engineering A, 392, 292-300.
82. Steuwer, A., Peel, M.J., Withers, P.J., 2006, Dissimilar friction stir welds in AA5083–AA6082: The effect of process parameters on residual stress, Materials Science and Engineering A 441, 187–196.
83. Strombeck, A.V., Çam, G., Santos, D., Ventzke, V. and Koçak, M., A comparison between microstructure, properties and toughness behaviour of power beam and friction stir welds in Al-alloys (Keynote Lecture), Proc. of the TMS 2001 Annual Meeting Aluminium, Automotive and Joining (New Orleans, Louisiana, USA, February 12-14,2001), USA, 249-264.
84. Su, J.-Q., Nelson, T.W., Mishra, R., Mahoney, M., 2003, Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminum. Acta Materialia, 51, 713–729.
85. Şaldir, R., 2002, Alüminyum ve Alaşımlarının Kaynak Kabiliyeti, Fen Bilimleri Ens., Yüksek Lisans Tezi.
86. Şık A., 2003, Sürtünme karıştırma kaynağı ile yapılan alüminyum kaynağında kaynak bölgesinin mekanik özelliklerinin incelenmesi, Gazi Üniv. End. San. Eğt. Fak. Dergisi. 11 (12), 30-43.
87. Taban, E., Kaluç, E., 2005, EN AW-5083-H321 alüminyum alaşımlarının MIG, TIG ve sürtünme karıştırma kaynaklı (FSW) bağlantılarının mekanik ve mikroyapısal özellikleri, Mühendis ve Makine Dergisi, 46, 541, 40- 51.

88. Thomas, W.M., Nicholas, E.D., 1997, Friction Stir Welding for the Transportation Industries, *Materials Design*, 18, 269-273.
89. Turhan, S., 2002, Alüminyumun Mekanik Özelliklerine ve Aşınma Davranışına Magnezyumun ve Silisyumun Etkisi, I.T.Ü. Fen Bilimleri Ens., Yüksek Lisans Tezi.
90. Tülbentçi, K., 1990, Alüminyum ve Alaşımlarının Kaynağı, Böhler Yayınları. İstanbul.
91. Uzun, H., 2007, Friction stir welding of SiC particulate reinforced AA2124 aluminium alloy matrix composite, *Materials and Design*, 28, 1440-1447.
92. Üçışık, A.H., 1978. Alüminyum Alaşımları. İ.T.Ü. Metalürji Bölümü, s.1-12. İstanbul.
93. Yan, J., Sutton, M. A., Reynolds, A. P., 2006, Notch tensile response of mini-regions in AA2024 and AA2524 friction stir welds, *Materials Science and Engineering A* 427, 289–300.
94. Yıldırım, M.M., 1981, Malzeme Bilgisi I. F.Ü. Yayınları, Elazığ.s.104.
95. Yıldırım, M.M., 2001, Mühendislik Malzemeleri. M.K.Ü. Yayınları, İskenderun , s.192
96. Yılmaz, B., 2002, Alüminyum Alaşımlarında Faz Yapılarının Mekanik Özelliklere Etkisi, S.D.Ü. Fen Bilimleri Ens. Yüksek Lisans Tezi.
97. Yükler, İ., 2000, Alüminyum Alaşımları ve Isıl İşlemi, Marmara Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi., İstanbul.
98. Zeng, W. M. and Wu, H.L., 2006, Effect of tool wear on microstructure, mechanical properties and acoustic emission of friction stir welded 6061Al alloy, *Acta Metallurgica Sinica*, 19, 9-19.
99. Zhao, Y., Lin, S., Wu, L., Qu, F., 2005, The influence of pin geometry on bonding and mechanical properties in friction stir weld 2014 Al alloy, *Materials Letters*, 59, No: 23, 2948-2952.
100. Zhao, Z., Frankel, G.S., 2007, The effect of temper on the first breakdown in AA7075, *Corrosion Science*, 49, 3089–3111.
101. Zhou, C., Yang, X., Luan, G., 2005, Fatigue properties of friction stir welds in Al 5083 alloy, *Scripta Materialia*, 53, No: 10, 1187-1191.
102. Zhou, C., Yang, X., Luan, G., 2006a, Effect of root flaws on the fatigue property of friction stir welds in 2024-T3 aluminum alloys, *Materials Science and Engineering A*, 418, 155–160.
103. Zhou, C., Yang, X., Luan, G., 2006b, Investigation of microstructures and fatigue properties of friction stir welded Al–Mg alloy, *Materials Chemistry and Physics*, 98, 285-290.

- 104.** Wadeson, D.A., Zhou, X., Thompson, G.E., Skeldon, P., Oosterkamp, L.D., Scamans, G., 2005, Corrosion behaviour of friction stir welded AA7108 T79 aluminium alloy, *Corrosion Science*, 48, 887-897.
- 105.** Woo, K.D., Kim, S.W., Lou, T. P., 2002, Mechanical properties and deformation behavior of Al-4Mg-0.4Sc-1.5Mm alloy at room temperature, *Materials Science and Engineering A* 334, 257-261.