



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

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEN 5000  
SERİSİ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA KAYNAK  
PARAMETRELERİNİN İNCELENMESİ**

**Elif MALYER**

**DOKTORA TEZİ  
MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**BURSA-2010**



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

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEN 5000  
SERİSİ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA KAYNAK  
PARAMETRELERİNİN İNCELENMESİ**

**Elif MALYER**

**Prof.Dr. Ali BAYRAM**

**(Danışman)**

**DOKTORA TEZİ  
MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**BURSA-2010**

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

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEN 5000**  
**SERİSİ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA KAYNAK**  
**PARAMETRELERİNİN İNCELENMESİ**

**Elif MALYER**

**DOKTORA TEZİ**  
**MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**Bu Tez ..../...../20... tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oybirliği/oy  
çokluğu ile kabul edilmiştir.**

**Prof.Dr. Ali BAYRAM**    **Prof. Dr. Agah UĞUZ**    **Prof. Dr. Emin GÜLLÜ**  
**Danışman**                      **Üye**                                      **Üye**

**Prof. Dr. İrfan AY**                      **Doç. Dr. Dilek KUT**  
**Üye**                                              **Üye**

## ÖZET

Bu çalışmada, AA5083-H113 alüminyum alaşımı levhalar kullanılmıştır. Bağlantıların mekanik ve mikro yapısal özelliklerini incelemek amacıyla, alüminyum alaşımı levhalar, sürtünme karıştırma kaynağı yöntemi ile beş takım devri (630, 800, 1000, 1250, 1600 dev/dak) ve üç kaynak hızı (100,125, 160mm/dak) kullanılarak birleştirilmişlerdir. Kaynak işleminde sıcak iş takım çeliğinden (AISI H13) imal edilen takım kullanılmış ve birleştirme işlemleri üniversal freze tezgahında yapılmıştır. Kaynak kalitesi, iç yapı incelemesi, mikro sertlik ölçümleri ve çekme deneyi yapılarak belirlenmiştir. Kaynak hızı ve takım devrine bağlı olarak, kaynak bölgesinin iç yapısı incelenmiş ve bu değişimin kaynak performansını ve alüminyum alaşımlarının korozyon sonrası mekanik özelliklere nasıl etkide bulunduğu araştırılmıştır.

**Anahtar Kelimeler:** Sürtünme Karıştırma Kaynağı, alüminyum alaşımlarının kaynağı, 5083 alüminyum alaşımları, mikro yapı, mikro sertlik, çekme özellikleri

**ABSTRACT**

In this study, AA5083-H113 aluminium alloy plates were used. Aluminium alloy plates were welded by friction stir welding process in order to investigate mechanical and metallographic properties. During welding, five rotational speed (630, 800, 1000, 1250, 1600 rpm) and three welding speed (100, 125, 160 mm/min) are chosen. A welding tool made of tool steel (AISI H13) was employed in the welding. Friction stir welding of the plates was conducted using a universal milling machine. The joint performance was determined by conducting optical microscopy, microhardness measurements and tensile testing. The microstructure of the welding zone depending on rotational and welding speed and, the effects of this variation on the mechanical performance and mechanical performance after corrosion are determined.

**Key words:** Friction stir welding, welding of aluminium alloys, 5083 aluminum alloys, microstructure, microhardness, tensile properties.

## İÇİNDEKİLER

	Sayfa
TEZ ONAY SAYFASI.....	II
ÖZET.....	III
ABSTRACT.....	IV
İÇİNDEKİLER.....	V
KISALTMALAR DİZİNİ.....	VII
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	VIII
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	IX
SİMGELER DİZİNİ.....	XIII
GİRİŞ .....	1
<b>1. KAYNAK ÖZETLERİ.....</b>	<b>4</b>
1.1. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları.....	4
1.1.1. Dövme alüminyum alaşımları.....	7
1.1.2. Dövme alüminyum alaşımlarının temel temper durumları.....	9
1.1.3. Alüminyum ve alaşımlarının korozyonu.....	11
1.1.4. 5000 Serisi alüminyum alaşımları.....	12
1.2. Alüminyum Alaşımlarının Kaynak Edilebilirliği.....	14
1.3. Alüminyum Alaşımlarının Sürtünme Karıştırma Kaynağı.....	18
1.3.1. Kaynak bölgesinin özellikleri.....	21
1.3.1.1. Kaynak metali bölgesi.....	22
1.3.1.2. Termomekanik etkilenmiş bölge.....	27
1.3.1.3. Isıdan etkilenmiş bölge.....	28
1.3.2. Kaynak parametrelerinin kaynak bölgesi üzerine etkisi.....	28
1.3.2.1. Takım malzemesi ve tasarımı.....	30
1.3.2.2. Pim ve takım omzunun tasarımı.....	32
1.3.3. Kaynak hataları.....	37
1.4. 5000 Serisi Alüminyum Alaşımlarının Sürtünme Karıştırma Kaynağı.....	40

<b>2. MATERYAL VE YÖNTEM.....</b>	<b>45</b>
2.1. Kullanılan Malzeme.....	45
2.2. Karıştırıcı Uç Geometrisi ve Malzemesi.....	47
2.3. Kaynaklanacak Al –Alaşımı Levhaların Bağlandığı Kalıp.....	49
2.4. Sürtünme Karıştırma Kaynağında Kullanılan Freze Tezgâhı.....	50
2.5. Kaynak İşlemi için Seçilen Kaynak Parametreleri.....	50
2.5.1 Ön deneyler.....	51
2.6. Kaynak Bölgesinde Oluşan İçyapının İncelenmesi.....	54
2.7. Mekanik Özelliklerin Belirlenmesi.....	54
<b>3. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....</b>	<b>57</b>
3.1. Araştırma Bulguları.....	57
3.2. Mikro yapı İnceleme Sonuçları.....	58
3.3. Mikrosertlik .....	71
3.4. Çekme Deneyi Sonuçları.....	78
<b>SONUÇ.....</b>	<b>94</b>
<b>KAYNAKLAR.....</b>	<b>99</b>
<b>ÖZGEÇMİŞ .....</b>	<b>111</b>
<b>TEŞEKKÜR.....</b>	<b>112</b>

## KISALTMALAR DİZİNİ

- AA - Alüminyum Alaşımı  
EM - Esas Malzeme  
IEB - Isı Etkisinde Kalan Bölge  
KM - Kaynak Merkezi  
SKK - Sürtünme Karıştırma Kaynağı  
TMEB- Termomekanik Etkilenmiş Bölge



**ÇİZELGELER DİZİNİ**

	Sayfa
Çizelge 1.1. Döküm alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması.....	6
Çizelge 1.2. Dökme alüminyum alaşımlarının özellikleri.....	7
Çizelge 1.3. Isıl işlem uygulanamayan dövme alüminyum alaşımlarının kaynak kabiliyeti....	16
Çizelge 14. Isıl işlem uygulanabilen dövme alüminyum alaşımlarının kaynak kabiliyeti.....	17
Çizelge 1.5. SKK takım malzemesi seçimi.....	31
Çizelge 1.6. Kullanım alanlarına göre takım geometrileri .....	36
Çizelge 2.1. Kaynak işleminde kullanılan AA 5083'ün bileşenleri.....	45
Çizelge 2.2. Kaynak işleminde kullanılan alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri.....	46
Çizelge 2.3. Karıştırıcı uç malzemesinin alaşım elementleri.....	47
Çizelge 2.4. Kaynak parametreleri.....	52
Çizelge 2.5. Bu çalışmada kullanılan kaynak parametreleri.....	53

## ŞEKİLLER DİZİNİ

	Sayfa
Şekil 1.1. Artan Mg içeriği ile değişen gerilme dayanımı.....	8
Şekil 1.2. Sürtünme karıştırma kaynak yönteminin şematik olarak gösterilimi.....	19
Şekil 1.3. Sürtünme karıştırma kaynağının oluşum süreci.....	20
Şekil 1.4. SK Kaynağından sonra oluşan farklı iç yapı bölgeleri .....	22
Şekil 1.5. Kaynak çizgisine paralel alınan kesitte kaynak metali .....	22
Şekil 1.6. Kaynak çizgisine dik alınan kesitte kaynak metali ve kısımları.....	23
Şekil 1.7. Kaynak metali şekilleri.....	25
Şekil 1.8. (a) 300 dev/dak, (b) 900 dev/dak kaynak devirlerinde elde edilen kaynak metali bölgeleri.....	26
Şekil 1.9. Termomekanik etkilenmiş bölge.....	28
Şekil 1.10. Sürtünme karıştırma kaynağında takım ve işlem parametreleri.....	29
Şekil 1.11. SKK’da kullanılan takım geometrileri.....	33
Şekil 1.12. Helezonik takımların karıştırıcı uç kısımlarının enine kesitleri .....	34
Şekil 1.13. Yivli takımların karıştırıcı uç kısımlarının enine kesitleri.....	34
Şekil 1.14. Helezonik ve üç yivli takımlarının omuz profilleri.....	35
Şekil 1.15. A-Skew ucunun resmi.....	35
Şekil 1.16. Skew-Stir metodunun çalışma prensibi.....	36
Şekil 1.17. SKK’da kaynak bölgesinde boşluk oluşumu.....	37
Şekil 1.18. Kaynak metali bölgesinde öpüşme yüzeyi hatası.....	39
Şekil 1.19. Eksik kök nüfuziyeti.....	39
Şekil 2.1. Kaynaklanacak levha ebatları ve bağlama şekilleri.....	46
Şekil 2.2. Deneylerde kullanılan karıştırıcı ucun imalat resmi.....	47
Şekil 2.3. Karıştırıcı ucun fotoğrafı.....	48
Şekil 2.4. Özel bağlama kalıbı.....	50
Şekil 2.5. Mikrosertlik ölçüm aralıklarının şematik gösterimi .....	55
Şekil 2.6. Bu çalışmada kullanılan çekme numunelerinin imalat resmi.....	55

Şekil 2.7. TSE 485-2/Ekim 1995 standardına göre deney numunelerinin çıkarılma yerleri.....	56
Şekil 3.1. Farklı kaynak adımlarına ait kaynak dikişleri.....	57
Şekil 3.2. Kaynaksız 5083 Alüminyum alaşımının (a) tane sınırları ve (b) içyapısı.....	59
Şekil 3.3. 630 dev/dak takım devrinde elde edilen kaynak metalinin makro yapısı.....	59
Şekil 3.4. 1600 dev/dak takım devrinde elde edilen kaynak metalinin makro yapısı.....	60
Şekil 3.5. SKK14 kaynak metali bölgesi .....	60
Şekil 3.6. SKK4 kaynak metali bölgesi .....	61
Şekil 3.7. Kaynak bölgesinin optik görüntüsü.....	61
Şekil 3.8. SKK5 koşulunda birleştirilmiş parçanın, C bölgesine ait içyapı fotoğrafları.....	62
Şekil 3.9. SKK5 koşulunda birleştirilmiş parçanın, B bölgesine ait içyapı fotoğrafları.....	63
Şekil 3.10. SKK14 koşulunda birleştirilmiş parçanın, B bölgesine ait içyapı fotoğrafları.....	63
Şekil 3.11. SKK5 koşulunda birleştirilmiş numunenin, A bölgesine ait içyapı fotoğrafları.....	64
Şekil 3.12. SKK2 koşulunda birleştirilmiş numunenin, A bölgesine ait içyapı fotoğrafları.....	64
Şekil 3.13. SKK8 koşulunda birleştirilmiş numunenin, A bölgesine ait içyapı fotoğrafları.....	65
Şekil 3.14. SKK11 koşulunda birleştirilmiş numunenin, A bölgesine ait içyapı fotoğrafları.....	65
Şekil 3.15. SKK14 koşulunda birleştirilmiş numunenin, A bölgesine ait içyapı fotoğrafları.....	65
Şekil 3.16. SKK5 ve SKK14 koşulunda birleştirilmiş numunelerin, KM bölgesi.....	67
Şekil 3.17. SKK2 nolu numunenin KM, TMEB ve IEB bölgelerinden ölçülen ortalama tane boyutu ( $\mu\text{m}$ ).....	67
Şekil 3.18. SKK5 nolu numunenin KM, TMEB ve IEB bölgelerinden ölçülen ortalama tane boyutu ( $\mu\text{m}$ ).....	68
Şekil 3.19. SKK8 nolu numunenin KM, TMEB ve IEB bölgelerinden ölçülen ortalama tane boyutu ( $\mu\text{m}$ ).....	68
Şekil 3.20. SKK11 nolu numunenin KM, TMEB ve IEB bölgelerinden ölçülen	

ortalama tane boyutu ( $\mu\text{m}$ ).....	69
Şekil 3.21. SKK14 nolu numunenin KM, TMEB ve IEB bölgelerinden ölçülen ortalama tane boyutu ( $\mu\text{m}$ ).....	69
Şekil 3.22. Kaynaksız malzemenin iç yapı fotoğrafları (a) Esas numune (b)%3,5 NaCl 'de 6 ay bekletilmiş numune.....	70
Şekil 3.23. SKK5 koşulunda birleştirilmiş parçanın, kaynak metaline ait iç yapı fotoğrafları (a)Esas numune (b)%3,5 NaCl 'de 6 ay bekletilmiş numune.....	71
Şekil 3.24. SKK14 koşulunda birleştirilmiş parçanın, kaynak metaline ait iç yapı fotoğrafları (a)Esas numune (b)%3,5 NaCl 'de 6 ay bekletilmiş numune .....	71
Şekil 3.25 SKK2 nolu numunenin mikrosertlik dağılımı.....	72
Şekil 3.26 SKK5 nolu numunenin mikrosertlik dağılımı.....	73
Şekil 3.27 SKK8 nolu numunenin mikrosertlik dağılımı.....	73
Şekil 3.28 SKK11 nolu numunenin mikrosertlik dağılımı.....	74
Şekil 3.29 SKK14 nolu numunenin mikrosertlik dağılımı.....	74
Şekil 3.30 Kaynak hızına bağlı kaynak merkezi mikrosertlik değerlerinin değişimi.....	76
Şekil 3.31 Kaynak Hızı / Takım Devri oranına bağlı kaynak merkezinde mikrosertlik değerlerinin değişimi.....	76
Şekil 3.32 Ortalama tane boyutuna bağlı mikrosertlik değerlerinin değişimi.....	77
Şekil 3.33 Takım devrine bağlı mikrosertlik değerlerinin değişimi.....	78
Şekil 3.34 630 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile çekme dayanımının değişimi .....	79
Şekil 3.35 800 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile çekme dayanımının değişimi.....	79
Şekil 3.36 1000 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile çekme dayanımının değişimi .....	79
Şekil 3.37 1250 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile çekme dayanımının değişimi.....	80
Şekil 3.38 1600 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin	

kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile çekme dayanımının değişimi.....	80
Şekil 3.39. 10, 11 ve 12 nolu çekme numuneleri.....	81
Şekil 3.40. 14 nolu çekme numunesi.....	82
Şekil 3.41. 3, 6, 13 nolu çekme numuneleri.....	82
Şekil 3.43. 800 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile uzama miktarının değişimi.....	83
Şekil 3.42. 640 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile uzama miktarının değişimi.....	83
Şekil 3.44. 1000 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile uzama miktarının değişimi.....	84
Şekil 3.45. 1250 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile uzama miktarının değişimi.....	84
Şekil 3.46. 1600 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile uzama miktarının değişimi.....	85
Şekil 3.47. 3 nolu numunenin KM’de öpüşme yüzeyi hatası.....	85
Şekil 3.48. 6 nolu numunenin KM’de öpüşme yüzeyi hatası.....	86
Şekil 3.49. 13 nolu numunenin KM’de öpüşme yüzeyi hatası.....	86
Şekil 3.50. 14 nolu numunenin KM’de öpüşme yüzeyi hatası.....	87
Şekil 3.51. AA5083 alaşımının SKK’nda KM’de meydana gelen intermetalik fazlar.....	87
Şekil 3.52. 15 nolu çekme numunesi.....	88
Şekil 3.53. Esas numuneye ait EDX analizi.....	90
Şekil 3.54. %3,5 NaCl’de 6 ay bekletilmiş esas numuneye ait EDX analizi.....	90
Şekil 3.55. SKK5 nolu numuneye ait EDX analizi.....	91
Şekil 3.56. SKK14 nolu numuneye ait EDX analizi.....	92
Şekil 3.57. %3,5 NaCl’de 6 ay bekletilmiş SKK5 nolu numuneye ait EDX analizi.....	92
Şekil 3.58. %3,5 NaCl’de 6 ay bekletilmiş SKK14 nolu numuneye ait EDX analizi.....	93

**SİMGELER DİZİNİ**

$T_m$	-	Ergime Sıcaklığı
$Q$	-	Sürtünmeden Kaynaklanan Isı Akışı
$\mu$	-	Sürtünme Katsayısı
$P$	-	Takımın Basıncı
$R_t$	-	Takım Devri
$D$	-	Takım Omuz Çapı
$V$	-	Kaynak Hızı
$\sigma_y$	-	Akma Dayanımı
$\sigma_o$	-	Sürtünme Gerilmesi
$k$	-	Akma Sabiti
$d$	-	Ortalama Tane Boyutu
$H_v$	-	Mikrosertlik

## GİRİŞ

Alüminyum ve alüminyum alaşımları, bir malzemedeki beklenen mekanik, korozyon ve fiziksel özelliklerin birçoğunu taşımaktadırlar. Al ve alaşımlarının hafif olmaları, düşük sıcaklıklarda yüksek şekillendirme kabiliyetleri, iyi elektrik ve ısı iletimleri, mukavemet özellikleri, korozyon dirençleri şeklinde sıralanabilir.

Buna karşın bir malzemenin kolay ve ekonomik olarak kaynak edilebiliyor olması da o malzemenin yaygın olarak kullanımına etki eden en önemli özelliklerden biridir. Fakat alüminyum üzerinde oluşan oksit tabakası kaynak dikişinin devamlı olmasını sağlayan erimiş damlacıkların bağ oluşturmaya engel olmaktadır. Kaynak esnasında büyük şekil değiştirmeler meydana gelmesi nedeniyle iç gerilmelerin ortaya çıkmaktadır. Saf alüminyumda yüksek ısı iletimi dolayısıyla ergimiş kaynak banyosu soğuyup çabuk katılaştığından, dikişte gözenekler oluşması, yüksek elektrik iletkenliği nedeniyle elektrik direnç kaynağında sorunlar oluşturmaktadır. Alüminyum ve alaşımları farklı ısıl işlemlere tabi tutulmuş Al-alaşımlarının kaynak kabiliyetlerinin kendi aralarında farklılıklar göstermektedir. Bazı alüminyum alaşımlarında, ana katı eriyik içinde bulunan bileşenlerin, erimiş bölge veya esas malzemede çökmesine sebep olması, alüminyumun, daha çok hidrojen çözündürmesi nedeniyle kaynak dikişinde kabul edilemeyecek düzeyde gaz boşluğu (porozite) oluşması gibi sebeplerden dolayı alüminyum alaşımlarının kaynağı diğer birçok malzemenin kaynağına kıyasla farklılıklar gösterir.

Tüm bu zorluklara rağmen alüminyum ve alaşımlarının birleştirilmesinde, gerek ergitme kaynak yöntemleri (Elektrik Ark Kaynağı, Elektrik Direnç Ergitme Kaynağı, Elektro Işın Kaynağı, Lazer Işın Kaynağı) gerekse de basınç kaynağı (Soğuk Basınç Kaynağı, Elektrik Direnç Kaynağı, Difüzyon Kaynağı, Sürtünme Kaynağı) yöntemleri uygulanmaktadır.

Ergitme kaynak yöntemleri ile alüminyum alaşımlarının kaynağında aşırı derecede çatlak ve porozite oluşumu gibi problemler yaşanmaktadır. Ark kaynağındaki yüksek ısı girdisi, özellikle çatlama karşı daha duyarlı olan yaşlandırma sertleşmesi yapılmış alüminyum alaşımlarında, ısıl genleşmelerinin yüksek ve katılama sıcaklık aralıklarının geniş olması ve mukavemetli alüminyum alaşımlarında ısı tesiri altındaki bölgede (ITAB) tane sınırlarında düşük ergitme dereceli fazların oluşması nedenleri ile çatlak oluşumuna neden olur (Ataoglu ve arkadaşları, 2003). Benzer problemler basınç kaynağı yöntemlerinde de söz konusudur. Örneğin, alüminyum alaşımları yüzeyindeki oksit tabakasından dolayı difüzyon kaynağı, geometrik sınırlamalar nedeniyle sürtünme kaynağı bu malzemelerde ekonomik olarak uygulanamamıştır.

Kaynağı zor olan alüminyum alaşımları için bir çözüm sunun sürtünme karıştırma kaynağı tekniği, herhangi bir boşluk, çatlak veya deformasyon meydana gelmeksizin kaynaklamayı basitleştirmiştir (Davis ve Thomas 1996). Bu teknik klasik sürtünme kaynağının türevi olup katı hal kaynağının avantajlarına imkan vermektedir (Johnsen 1999). Sürtünme karıştırma kaynağı, iç yapıyı önemli oranda değiştirmedikten, ergitme kaynağı güç olan Al-alaşımların alın birleştirilmesinde başarıyla kullanılmış ve Al-alaşımı levhaların alın ve bindirme kaynağında sıvı hal (ergitme) kaynak metodlarından daha iyi sonuçlar alınmıştır (Sato ve ark 1999, Jata ve Semiatin 2000, Sato ve ark. 2001). Bu kaynak yönteminde kaynaklanan malzemelerde ergitme söz konusu değildir. Aynı şekilde pirinç levhaların bindirme ve alın kaynağı da bu yöntem ile başarılı bir şekilde gerçekleştirilebilir. Ayrıca bu yöntem, Mg-alaşımları ve yumuşak çelikler gibi malzemelerin kaynağında kullanılabilme potansiyeline sahiptir. Son yıllarda geliştirilen sürtünme karıştırma kaynağının nokta kaynağı uygulaması bu yöntemin yeni bir versiyonu olup, perçin ve elektrik direnç nokta kaynağına alternatif oluşturmuştur (Güçlüer 2007).

İşlem, kaynaklanmakta olan parçadan daha sert bir maddenin dönen ucu arasında oluşan sürtünme ısısının daha yumuşak olan maddenin birleşme bölgesinde ısı meydana getirmesi prensibine dayanır. Karıştırıcı uç, omuz olarak adlandırılan daha geniş çaplı bir metal gövdeye bağlı, omuz kısmına göre daha küçük çaplı bir pin olarak



tasarlanmıştır. Bu uç, birleşme bölgesi içine daldırıldığında omuz kısmı da birleştirilecek levhaların üzerine temas eder. Karıştırıcı un malzemeye dalma derinliği, kaynak nüfuziyeti olarak da adlandırılabilir. Burada omuz hem kaynak bölgesine ekstra ısı sağlar hem de yumuşayan malzemenin dışarıya taşmasını engeller (Thomas 1997). Karıştırıcı uçtan omuza kadar olan bölgedeki kombine sürtünme ısı, malzeme içerine gömülmüş olan pinin çevresi ile malzeme üst yüzeyi ile omuzun temas ettiği temas yüzeyinde yumuşamış bir metal oluşur; pin etrafındaki yumuşamış malzeme, pin ucundan arka yüzeye doğru karıştırılır. Karıştırılan malzeme hidrostatik basınç koşullarında soğuyarak katılaşır ve birleşme olayı gerçekleşir (Thomas 1997).

Tüm bu termomekanik olayların gerçekleşmesine rağmen kaynak için ek malzeme kullanılmadığından ve kaynak bölgesi esas malzemenin farklı yapılarını içerdiğinden diğer kaynak yöntemlerine göre esas malzemeye kıyasla daha az mukavemet azalmasına neden olur. Fakat alüminyum alaşımı seçerken çoğu zaman dayanımın yanı sıra korozyon dayanımı gibi farklı özellikler de istenebilir. SKK'ğının malzeme dayanımına etkilerini araştırmak üzere birçok çalışma yapılmıştır. Ancak SKK ile birleştirilmiş levhaların %3,5 NaCl çözeltisi gibi korozif ortamda kaldıktan sonraki iç yapı ve mekanik özelliklerdeki değişimi incelemek amacıyla yapılan çalışmalar çok azdır. Bu nedenle bu çalışmada korozyon dayanımlı alüminyum alaşımı olarak kolay bulunan 5083 alaşımı tercih edilmiştir.

Alüminyum ve alaşımlarına uygulanan sürtünme ve karıştırma kaynağının yaygın olarak kullanılabilmesi için kaynak süresince meydana gelen olayların tespit edilmesi ve tanımlanması iç yapı- mekanik özellik ilişkilerinin iyi anlaşılması, her bir malzeme çifti için uygun kaynak parametrelerinin belirlenmesi gerekmektedir. Bu çalışmanın amacı sürtünme karıştırma kaynağının AA 5083-H113 alüminyum alaşımında kullanılabilirliğini ve bu kaynak yönteminin içyapı ve mekanik özelliklerine etkisi tespit etmektir. Ayrıca kaynaklı numunelerin korozif ortama maruz kalmasından sonra meydana gelen iç yapı ve mekanik özelliklerdeki değişim incelenmiştir.

## 1. KAYNAK ÖZETLERİ

### 1.1. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları

Alüminyum ve alüminyum alaşımları, demir esaslı alaşımlardan sonra, ileri teknoloji gerektiren uygulamalarda olduğu kadar günlük hayatın en basit kademelerinde de kullanımı yaygın endüstriyel malzemelerdir. Kullanım alanının bu derece geniş olması, tercih edilen birçok önemli teknik özellikleri bünyesinde toplamasıyla ilgilidir:

- Hafiftirler (özellik ağırlığı:2,7 g/cm<sup>3</sup>),
- Genel olarak korozyon dayanımları yüksektir,
- Elektrik iletkenliği yüksektir,
- Özellikle plastik deformasyon özelliği yüksektir, kolay işlenebilirler,
- Alüminyum alaşımları, yaşlandırma sertleşmesine uygunluğu ile teknik kullanımda özel çözümler arz eder,
  - Alüminyum alaşımlarının “mukavemet/yoğunluk” değerleri yüksektir.
  - Dekoratif amaçlı yüzey işlenebilirliği, bu alaşımların kullanım alanını genişleten diğer bir özelliğidir (Demirci 2004).

Avrupa Alüminyum Birliği alüminyum üreticileri için en büyük kullanım sektörünün taşımacılık olduğunu bildirmektedir. Burada özellikle otomobiller, hava taşıtları ve gemi sektörü en önemli kullanım alanlarıdır. Bunun yanında ambalaj sektörü, taşımacılık sektörünü büyük bir gelişme hızı ile takip etmektedir (Doğan 2006).

Alüminyum ve alaşımları genellikle hafif alaşımlar olarak adlandırılırlar ve sünek ve korozyon dayanımı yüksek olan esas malzeme (alüminyum) içersine farklı alaşım elementleri katılarak dayanımları arttırılır. Demir esaslı malzemelerin tersine az miktarlarda alaşım elementi içerirler. Alüminyum alaşımlarına katılan başlıca alaşım

elementleri, bakır, mangan, silisyum, magnezyum ve çinkodur. Ayrıca Ni, Co, Cr, Fe, Ti, Zr da alaşım elementi olarak kullanılır. Alaşım elementlerinin başlıca özellikleri (Mazzolani 1995, Tekçi 2008) :

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

Zn, dayanımı artırır ve çökeltme sertleşmesine izin verir. Dökülebilirliği düşürür. Yüksek çinkolu alaşımlar sıcak çatlama ve soğuma çekmesi gösterirler.

Cu, dayanımı artırır, çökeltme sertleşmesine izin verir. Fakat korozyon dayanımını, sünekliği ve kaynak edilebilme özelliğini düşürür. Genellikle yüksek sıcaklık özellikleri ile işlenebilirliği artırır.

Mn, Dökülebilirliği arttırmak için demir ile birlikte kullanılır; metallar arası bileşiklerin özelliğini değiştirir; çekmeyi azaltır, alaşımların süreklilik ve tokluk özelliklerini artırır.

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

Ni, yüksek çalışma sıcaklıklarında dayanımı artırır.

Ti, Ortalama tane büyüklüğünü azaltır.

Zr, Isıl işlemlerde dengeleme elementi olarak kullanılır.

Cr, gerilmeli korozyon dayanımını artırır.

Fe ise artık elementtir. Ayrıca alaşıma eklenmez. Fakat saf alüminyumun dayanımını artırır.

Alüminyum alaşımları üretim metotları esas alınarak dövme ve döküm olmak üzere iki ana gruba ayrılabilir. Bu da, imal usullerinin farklı ihtiyaçları olduğunu gösterir. Plastik deformasyonla şekillendirilen dövme alaşımlar, döküm alaşımlardan oldukça farklı mikro yapı ve bileşimlere sahiptirler. Her ana grup içindeki alaşımlar, ısıl işlem yapılabilir ve yapılamaz alaşımlar olmak üzere iki alt gruba ayrılabilirler. Isıl işlem yapılabilir alaşımlar, yaşlandırma işlemi ile sertleştirilebilirken, ısıl işlem yapılamayan alaşımlar ise katı eriyik sertleşmesi, pekleşme ve dağılım (dispersiyon) sertleştirilmesi ile mukavemetlendirilirler (Binal 2006).

Dört basamaklı sayısal bir tasarım sistemi dövme ve döküm alüminyum ve alüminyum alaşımlarını tanımlamak için kullanılır. Son iki basamak alüminyum alaşımını veya alüminyumun saflığını gösterir. İkinci basamak orijinal alaşımın modifikasyonunu veya empürite sınırlarını gösterir (Binal 2006). Alüminyum alaşımları Çizelge 1.1'deki gibi sınıflandırılır.

**Çizelge 1.1.** Döküm Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması (Doğan 2006).

<b>Döküm Al Alaşımları</b>	
1XX.X	Ticari saflıkta Al Yaşlandırılmaz
2XX.X	Al-Cu Yaşlandırılabilir
3XX.X	Al-Si-Cu veya Al-Mg-Si Biraz Yaşlandırılabilir
4XX.X	Al-Si Yaşlandırılmaz
5XX.X	Al-Mg Yaşlandırılmaz
7XX.X	Al-Mg-Zn Yaşlandırılabilir
8XX.X	Al-Sn Yaşlandırılabilir
<b>Dövme Al Alaşımları</b>	
1XXX	Ticari saflıkta Al (>%99Al) Yaşlandırılmaz
2XXX	Al-Cu Yaşlandırılabilir
3XXX	Al-Mn Yaşlandırılmaz
4XXX	Al-Si ve Al-Mg-S Eğer magnezyum varsa yaşlandırılabilir
5XXX	Al-Mg Yaşlandırılmaz
6XXX	Al-Mg-Si Yaşlandırılabilir
7XXX	Al-Mg-Zn Yaşlandırılabilir

### 1.1.1. Dövme alüminyum alaşımları

**1XXX:** Ticari saflıktaki alüminyumdur ve en az %99 Al ile birlikte az miktarlarda demir ve silisyum içerir. Genellikle elektrik ve kimya endüstrisinde kullanılmaktadır. Sınıflandırma numarasının son iki basamağı, alüminyum içeriğinin son iki basamağını gösterir. Örneğin AA1060, %99,60 alüminyum içerir. Gerek 1xxx serisi alüminyum alaşımları gerekse diğerlerinin genel özellikleri Çizelge 1.2’de verilmiştir.

**Çizelge 1.2.** Dökme Alüminyum Alaşımlarının Özellikleri (Kissel ve Ferry 2002).

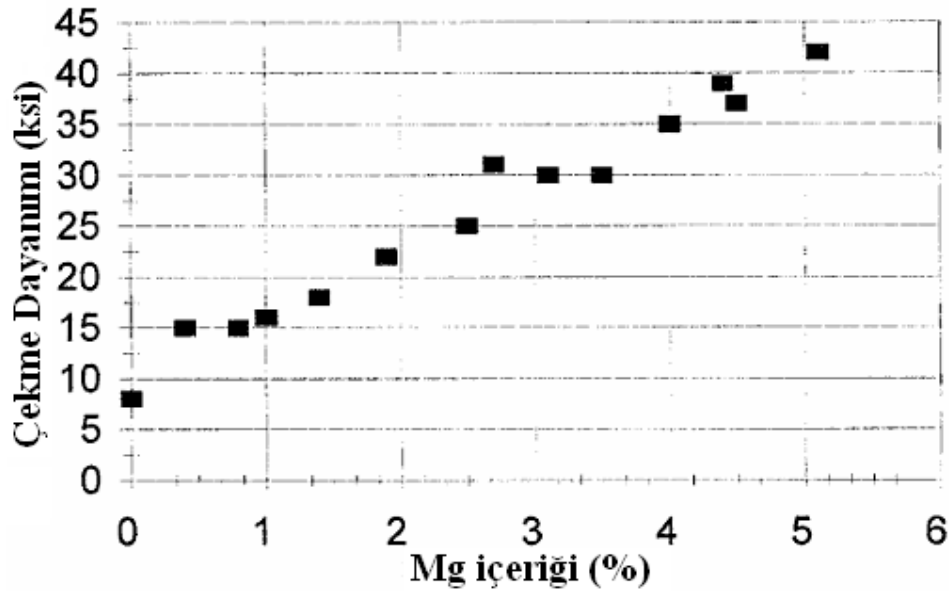
Al Alaşımı	Birinci Alaşım Elementi	Korozyon Dayanımı	Dayanım
1xxx	-	Mükemmel	Orta
2xxx	Cu	Orta	Mükemmel
3xxx	Mn	İyi	Orta
4xxx	Si	-	-
5xxx	Mg	İyi	İyi
6xxx	Mg ve Si	İyi	İyi
7xxx	Zn	Orta	Mükemmel

**2XXX:** Esas alaşım elementi bakırdır. İlk geliştirilen duralüminyum olarak tanımlanan alüminyum alaşımlarıdır. AA2024 bu sınıfın en iyi bilinen alaşımıdır. Başta magnezyum olmak üzere diğer alaşım elementlerini de bulundurabilir, yüksek mukavemet istenen havacılık sektöründe yaygın bir şekilde kullanılmaktadır.

**3XXX:** Esas alaşım elementi mangandır. Alaşımsız alüminyumun dayanımını yaklaşık %20 artırır. Korozyon dayanımları ve işlenebilirlikleri iyidir. Bu sınıfın en sık kullanılanları AA3003, AA3004, AA3105 alaşımlarıdır. Bu alaşımlar genellikle yağmur kaldırma özelliklerinden dolayı bina dış cephe giydirme ve çatı işlemlerinde kullanıldığından daha çok mimari alanda kullanılır. Ayrıca boru ve sıvı tankları imalatında da bu alaşımlar tercih edilmektedir.

**4XXX:** Esas alaşım elementi silisyumdur. Kaynak ve lehimleme işlemleri için ergime sıcaklığı dūřuk olan alaşımlardır. Silisyum içeriği malzemenin akışkanlığını arttırır. Termal genleşme katsayısı dūřuk, aşınma direnci ve korozyon dayanımı yūksək alaşımlardır. Kaynaklı yapılar, levha ūretiminde, otomobil parçaları ūretiminde kullanılmaktadır. AA4043 en sık kullanılan alaşımdır ve doldurma kaynağında kaynak teli olarak tercih edilir.

**5XXX:** Esas alaşım elementi magnezyumdur. Genel dayanımları ve korozyon dayanımları ile kaynak edilebilme ūzellikleri ile bilinirler. Alaşım içersindeki magnezyum oranı arttıkça sertlik ve mukavemet artar. Artan magnezyum oranı ile gerilme dayanımının artışı Őekil 1.1’de gūrūlmektedir. Bu seri alaşımları daha çok deniz ulaşım araçlarının imalatında kullanılırlar.



**Şekil 1.1.** Artan Mg İçeriği ile Değişen Gerilme Dayanımı(Kissel ve Ferry 2002).

**6XXX:** Esas alaşım elementleri magnezyum ve silisyumdur. Dolayısıyla  $Mg_2Si$  içerirler. Bu alaşımların korozyon dayanımı ile dayanım dengesi iyidir. Bu sınıfın en çok kullanılan alaşımı 6061’dir ve orta alaşımlı elik ile yaklaşık aynı akma dayanımına sahiptir. Őekillendirilme kabiliyeti yūksək olan bu alaşımlar ūzellikle ekstrūzyon ile ūretilen parçaların imalatında sıklıkla kullanılır.

**7XXX:** 7xxx serisi alüminyumlar, 7005 gibi Al-Zn-Mg alaşımları ve 7075 ve 7178 gibi Al-Zn-Mg-Cu alaşımları olmak üzere iki tip alaşım gösterirler. 7XXX serisi, alüminyum alaşımlarının en yüksek mukavemete sahip olanıdır. Uçak parçaları yapımı ve diğer yüksek dayanım istenen yerlerde kullanılır.

**8XXX:** Esas alaşım elementi lityum olup, kalay eklentisinde yapılabilmektedir. Bu seri alüminyum alaşımlarının içersindeki nikel ve demir oranı, elektrik iletkenliğini düşürmeden dayanımın artmasını sağlar ve bu nedenle özellikle 8017 iletken olarak kullanılır. Bu serinin en sık kullanılan diğer alaşımı ise 8090'dır. Özellikle uçak ve uzay yapılarında kullanılmaya başlanan bu malzeme, iyi yorulma direnci ve iyi tokluk özelliklerine sahiptir. Fakat diğer Al alaşımları ile karşılaştırıldığında üretim maliyetleri yüksektir (Davis 1993, Kissel ve Ferry 2002, Akdoğan 2008).

Alaşımların tanımlanmasında dört basamaklı sayısal bir tasarım sistemini takiben temper tasarımlarına yer verilir. Örneğin 3003-Qgibi. Temper tasarımı ile alaşım tasarımı “-“ ile ayrılır. Bir temel temperin alt bölümleri tekrar bir veya daha çok ilave basamaklarla örneğin 3003-H14 ifade edilir (Doğan 2006).

### 1.1.2. Dövme alüminyum alaşımlarının temel temper durumları

(Davis 1993, Mazzolani 1995, Kissel ve Ferry 2002, Binal 2006, Doğan 2006, Toktaş 2006, Akdoğan 2008)

**F:** Üretildiği gibi. Mukavemet veya sertliğini değiştirmek amacıyla hiçbir ilave işlem yapılmaksızın, imal edildikten sonraki fiziksel yapısını belirtmektedir.

**O:** Tavlanmış ve yeniden kristallenmiş. En düşük dayanım ve en yüksek sünekliğe sahip temper.

**H :** Pekleştirilmiş.

**H1x:** Sadece soğuk şekillendirilmiş (x soğuk şekillendirme miktarına ve mukavemetlendirmeye işaret eder).

**H12:** Soğuk şekillendirme, O ve H14 temperleri arasında ortalarda bir çekme dayanımı sağlar.

**H14:** Soğuk şekillendirme, O ve H18 temperleri arasında bir çekme dayanımı sağlar.

**H16:** Soğuk şekillendirme, H14 ve H18 temperleri arasında ortalarda bir çekme dayanımı sağlar.

**H18:** Soğuk şekillendirme, yaklaşık %75 azalma sağlar.

**H19:** Soğuk şekillendirme, H18 temperleme ile elde edilen çekme dayanımından 13,789 MPa fazla dayanım sağlar.

**H2x:** Soğuk şekillendirilmiş ve kısmen tavllanmış.

**H3x:** Düşük sıcaklıkta yapının yaşlanmasını önlemek için soğuk şekillendirilmiş ve dengelenmiş.

**W:** Çözündürme uygulanmış.

**T :** Yaşlandırılmış.

**T1:** Fabrikasyon sıcaklığından soğutulmuş ve doğal olarak yaşlandırılmış.

**T2:** Fabrikasyon sıcaklığından soğutulmuş, soğuk şekillendirilmiş ve doğal olarak yaşlandırılmış.

**T3:** Çözündürme uygulanmış, soğuk şekillendirilmiş ve doğal olarak yaşlandırılmış.

**T4:** Çözündürme uygulanmış ve doğal olarak yaşlandırılmış

**T5:** Fabrikasyon sıcaklığından soğutulmuş ve yapay olarak yaşlandırılmış.

**T6:** Çözündürme uygulanmış ve yapay olarak yaşlandırılmış.

**T7:** Çözündürme uygulanmış ve aşırı yaşlandırma ile kararlı hale getirilmiş.

**T8:** Çözündürme uygulanmış, soğuk şekillendirilmiş ve yapay olarak yaşlandırılmış.

**T9:** Çözündürme uygulanmış, yapay olarak yaşlandırılmış ve soğuk şekillendirilmiş.

**T10:** Fabrikasyon sıcaklığından soğutulmuş, soğuk şekillendirilmiş ve yapay olarak yaşlandırılmış.



### 1.1.3. Alüminyum ve alaşımlarının korozyonu

Düşük özgül ağırlık, elektrik ve ısıyı iyi iletme, yeterli sayılabilecek mekanik dayanım ve iyi plastik şekillendirilme kabiliyetine sahip olan alüminyum, değişik korozif ortamlarda kullanılabilir. Özellikle korozyon dayanımının arandığı durumlarda, alüminyumun saflığının % 99,5'un altında olmaması gereklidir. Fakat genellikle alüminyumun mekanik özelliklerini geliştirebilmek için alaşımlama yapıldığından dolayı, alüminyum alaşımlarının korozyon direnci, saf alüminyumdan daha düşüktür (Akdoğan 2008).

Alüminyumun bir çok korozif ortama karşı gösterdiği direnç, mevcut koşullara bağlı olarak yüzeyinde oluşan, amorf veya kristalin alüminyumoksit tabakasından dolaydır.. Oluşan tabaka ne kadar homojen ise, aynı koşullarda korozyon dayanımı da o kadar iyidir.

Alüminyum malzemeler, atmosfer içerisinde korozyona oldukça dayanıklıdır. Endüstri atmosferinde (SO<sub>2</sub>, kir, toz) ve deniz atmosferinde otuz yıl sonrası korozif etki sonucu, alüminyum malzemedeki dayanım azalması, yaklaşık % 9- 13 kadardır (Akdoğan 2008).

Alüminyum ve alaşımlarında farklı ortamlarda oluşan korozyon türleri farklı olabilmektedir. Alüminyum alaşımlarında görülen korozyon türleri:

- Homojen Dağılımlı Korozyon
- Çukurcuk (Pitting) Korozyonu
- İntergranüler Korozyon
- Galvanik Korozyon
- Oksijen Konsantrasyon Pilleri
- Aralık Korozyonu
- Örgü Arası Korozyon
- Gerilimli Çatlama Korozyonu

- Oyulma Korozyonu
- Sürtünme Korozyonu
- Erozyon (türbülans) Korozyonu
- Seçimli Korozyon

şeklinde sınıflandırılabilir (Konuklu 2007).

#### 1.1.4. 5000 serisi alüminyum alaşımları

Yaklaşık %5 Magnezyum içerirler. Bunun nedeni katı eriyik mukavemetlendirmesi sağlamaktır. Çünkü yüksek magnezyum içeriği, yüksek dayanımı ifade etmektedir. Çevre sıcaklığında denge koşulları altında çözülebilir magnezyum miktarı sadece %1,4 'tür Bunun anlamı yüksek magnezyum içeriği ısıtılıp yavaş soğutulduğunda çözültiden ayrılma eğiliminde olmasıdır. Bu reaksiyon çok ağırdır ve mekanik dayanımın azaldığı soğuk şekillendirilmiş alaşımlar hariç kaynak işlemleri bu malzemelerin içyapılarında kayda değer bir değişikliğe sebep olmazlar.

Standart alüminyum magnezyum alaşımları kalıntı olarak demir ve silisyum içerirler ve % 0,4-0,7 magnezyum, dispersiyon sertleştirme yoluyla dayanımı arttırmak amacıyla eklenir. Aynı dayanım artışını sağlamak amacıyla magnezyum yerine ya da magnezyumla birlikte krom da eklenir. %0,2 krom %0,4 magnezyuma eşittir. (Mathers 2002).

Bu alüminyum alaşımları özelliklerinde bazı kararsızlıklar sergilerler ve bunu da iki şekilde gösterirler. Eğer magnezyum içeriği %3-4 arasında ise,  $\beta$  fazına eğilim vardır.  $Mg_5Al_8$ , kayma bantlarına ve tane sınırlarına çökelir. Bu da korozif koşullarda taneler arası gerilmeli korozyon çatlaklarına sebep olur.  $\beta$  fazındaki çökeltme, oda sıcaklığında çok yavaş görülür. Fakat alaşım ağır koşullar altında çalışıyorsa ya da sıcaklık artmışsa bu süreç hızlanır. Küçük miktarlarda manganez ve krom ilavesi, birçok alaşımda olduğu gibi yeniden kristalleşme sıcaklığını aynı zamanda verilen magnezyum içeriği için çekme özelliklerini de artırır.  $\beta$  fazının çökmesinden sakınılıyorsa alaşım içerisindeki magnezyum miktarının az olduğu kalitelerin kullanılması önerilir. Örneğin

5454, %2,7 Mg, %0,7 Mn ve % 0,12 Cr içerir ve magnezyum içeriği %4 olan alaşımlar ile çekme özellikleri aynıdır.

5000 alaşımları, sac malzemede yüksek dayanım, kaynak edilebilirlik, iyi şekillendirilebilirlik ve yüksek korozyon dayanımı özelliklerini elde etmek için ilk defa 1930'larda geliştirilmiştir. İlk görülen alaşım 5052 (Al-2,5Mg-0,25Cr) 'dir ve o günden sonra yüksek magnezyum içerikli daha dayanımlı alaşımların üretimi için çalışmalara devam edilmiştir. 5000 serisinin en iyi bilinen örneği ise 5083 (Al-4,5Mg-0,7Mn-0,15Cr) 'tür. Diğer alaşımlar bu içerik esas alınarak geliştirilmiştir. Son zamanlarda yapılan bir değişiklikle 5000 serisine %1,5 çinko ilave edilerek mukavemet ve korozyon dayanımını iyileştirme amacı güdülmüştür (Örn. 5059 alaşımı). Ancak yüksek çinko içeriği kaynakla birleştirilmiş levhaların ısıdan etkilenmiş bölgelerinde bölgesel korozyona sebep olduğu kanıtlanmıştır.

Sertleştirme koşullarında yüksek dayanımlarından dolayı 5000 serisi alüminyum otomotiv endüstrisindeki kullanım alanı genişlemiştir (Polmeier 2005). Otomobil panelleri için 5182, 5454 ve 5754 alaşımları kullanılmaktadır. Bu alaşımlar aynı zamanda mangan elementi de içerirler. Bu alaşımlar çökeltme sertleşmesi göstermezler ve ısı işlem esnasında mukavemetleri de artmaz. Bu alaşımlara şekil verme yolu ile ilave mukavemet kazandırılabilir.

5000 alaşımları deformasyon esnasında Lüders bantlarının oluşumuna hassas olmalarından dolayı dış gövde panel konstrüksiyonunda tercih edilmezler. Ayrıca 5182 alaşımı yaklaşık %3'ün üzerinde magnezyum ihtiva ettiklerinden şekillendirme ve daha sonra egzoz ve katalitik sistem gibi parçalara yakın uygulamalarda uzun süreli 65°C'nin üzerinde sıcaklığa maruz kaldıklarından gerilme-korozyon çatlamasına maruz kalabilirler. Gerilme korozyon hassasiyeti genellikle gövde panel uygulamaları için pratik görülmemektedirler (Bedir ve ark.2006).

Al-Mg alaşımları kaynak uygulamalarında da geniş alanda kullanılmaktadır. Kamyon gövdeleri, petrol ve süt taşımacılığında kullanılan geniş tankerler, hububat ve basınç kazanlarında kullanılmaktadır. Yüksek korozyon dayanımlarından dolayı küçük

botlar ve okyanus taşımacılığında kullanılan kazanların tamamı bu alaşımlardan imal edilmektedir. Bu alaşımlar aynı zamanda hafif askeri araçlardaki balistik silah levhalarında geniş miktarda kullanılmaktadır (Polmear 1995).

## 1.2. Alüminyum Alaşımlarının Kaynak Edilebilirliği

Alüminyum oksijene karşı çok duyarlı olması nedeniyle açık ortamda ısıtılması yüzeyde alüminyum oksit oluşturmaktadır. Kaynak işlemi sırasında da bu olay gerçekleşmektedir. Oksidin ergime sıcaklığı alüminyumun ergime sıcaklığının çok üzerinde olması alüminyum alaşımlarının kaynağında problemler oluşturmaktadır (Yavuz 1997). Alüminyum alaşımının yüzeyinde, alüminyumdan daha güç eriyen ve yoğunluğu daha yüksek olan  $Al_2O_3$  oluşmaktadır. Bu oluşum kaynak dikişinin devamlı olmasını sağlayacak erimiş damlacıkların, bağ oluşturmaya engel olmaktadır. Aynı zamanda  $Al_2O_3$  'ün yüksek sıcaklıklarda (yaklaşık  $2000^{\circ}C$ ), alüminyum ve alaşımlarının  $575-650^{\circ}C$ 'de ergimesi nedeniyle kaynak esnasında oksit tabakasını eritmek için kullanılan yüksek ısı, alüminyum alaşımının eriyerek akmasına neden olabilir.

Bunun yanı sıra bazı alüminyum alaşımlarında kaynak esnasındaki ısıl çevrim, ana katı eriyik içinde bulunan bileşenlerin, erimiş bölge veya esas malzemede çökmesine sebep olmaktadır. Bu çökme mekanik özellikleri ve kimyasal etkilere karşı dayanıklılığı azaltmaktadır.

Alüminyumun termal iletkenliği, demirden yaklaşık üç kat daha büyüktür. Bu nedenle kaynak işlemi için güçlü ve bölgesel ısı kaynağına ihtiyaç vardır. Diğer yandan alüminyumun yüksek ısıl genleşme katsayısına sahip olmasından ötürü kaynak esnasında büyük şekil değiştirmeler meydana gelir. Bu şekil değiştirmeler iç gerilmelerin ortaya çıkmasına neden olur. Dolayısıyla kaynak işlemi için çarpılmaları en aza indirecek derecede yüksek hızlara ihtiyaç vardır.

Tüm bunlara ek olarak, alüminyum alaşımları için seçilecek kaynak yöntemi, düşük hidrojen içeriğine sahip olmalıdır. Çünkü alüminyum, sıvı halde, katı haldekine

kıyasla daha çok hidrojen çözüdür. Bu nedenle kaynak dikişinde kabul edilemeyecek düzeyde gaz boşluğu (porozite) oluşmaktadır (Çam 2003).

Tüm bu nedenler, alüminyum alaşımlarının kaynağını, diğer alaşımların kaynağına oranla daha zor hale getirir. Tüm bu zorluklara rağmen alüminyum ve alaşımlarının birleştirilmesinde, gerek ergitme kaynak yöntemleri gerekse de basınç kaynağı yöntemleri uygulanmaktadır. Çizelge 1.3'te ısıtma işlemi uygulanamayan dövme alüminyum alaşımlarının kaynak kabiliyetleri, Çizelge 1.4'te ise ısıtma işlemi uygulanabilen dövme alüminyum alaşımlarının kaynak kabiliyetleri verilmiştir.

Alüminyum alaşımlarına uygulanan ergitme kaynağı yöntemleri:

- Elektrik Ark Kaynağı
- Elektrik Direnç Ergitme Kaynağı
- Elektro Işın Kaynağı
- Lazer Işın Kaynağı

Alüminyum alaşımlarına uygulanan basınç kaynağı yöntemleri ise:

- Soğuk Basınç Kaynağı
- Elektrik Direnç Kaynağı
- Difüzyon Kaynağı
- Sürtünme Kaynağı
- Sürtünme Karıştırma Kaynağı

şeklinde sıralanabilir (Yavuz 1997, Durgutlu 2005, Doğan 2006, Binal 2006).

**Çizelge 1.3.** Isıl işlem uygulanamayan dövme alüminyum alaşımlarının kaynak kabiliyeti (Davis 1993, Chandler 1996).

Alüminyum Alaşımı	Kaynak Kabiliyeti				
	Gaz Kaynağı	Ark Kaynağı	Koruyucu Gaz Alt. Kay.	Direnç Kaynağı	Basınç Kaynağı
1060	A	A	A	B	A
1100	A	A	A	A	A
1350	A	A	A	B	A
3003	A	A	A	A	A
3004	B	A	A	A	B
5005	A	A	A	A	A
5050	A	A	A	A	A
5052	A	A	A	A	B
5083	C	C	A	A	C
5086	C	C	A	A	B
5154	C	C	A	A	B
5454	B	B	A	A	B
5456	C	C	A	A	C

**A:** Kaynak edilebilir, **B:** Bir çok uygulamada kaynak edilebilir fakat bazı teknik ve dolgu alaşımı gerektirir. **C:** sınırlı kaynak kabiliyeti.

**Çizelge 1.4.** Isıl işlem uygulanabilen dövme alüminyum alaşımlarının kaynak kabiliyeti (Davis 1993, Chandler 1996).

Alüminyum Alaşımı	Kaynak Kabiliyeti				
	Gaz Kaynağı	Ark Kaynağı	Koruyucu Gaz Alt. Kay.	Direnç Kaynağı	Basınç Kaynağı
2014	X	C	B	B	C
2024	X	C	C	B	C
2090	X	X	B	B	C
2219	X	C	A	B	C
2618	X	C	B	B	C
6009	C	C	B	B	B
6013	C	C	B	A	B
6061	A	A	A	A	B
6063	A	A	A	A	B
6101	A	A	A	A	B
6262	C	C	B	A	B
6351	A	A	A	A	B
6951	A	A	A	A	A
7005	X	X	A	A	B
7039	X	X	A	A	B
7075	X	X	C	B	C
7079	X	X	C	B	C
7178	X	X	C	B	C

**A:** Kaynak edilebilir, **B:** Bir çok uygulamada kaynak edilebilir fakat bazı teknik ve dolgu alaşımı gerektirir. **C:** sınırlı kaynak kabiliyeti. **X:** Önerilmez

### 1.3. Alüminyum Alaşımlarının Sürtünme Karıştırma Kaynağı

Sürtünme Karıştırma Kaynağı (SKK), 1991 yılında İngiltere'deki kaynak enstitüsü tarafından, başlangıçta özellikle sıcak çatlama, porozite ve çarpılma olmaksızın, ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesi zor olan alüminyum alaşımları için geliştirilmiş, yeni sayılabilecek katı hal birleştirme metodudur (Hirata ve ark. 2007, Lim ve ark. 2005, Shigematsu ve ark. 2003).

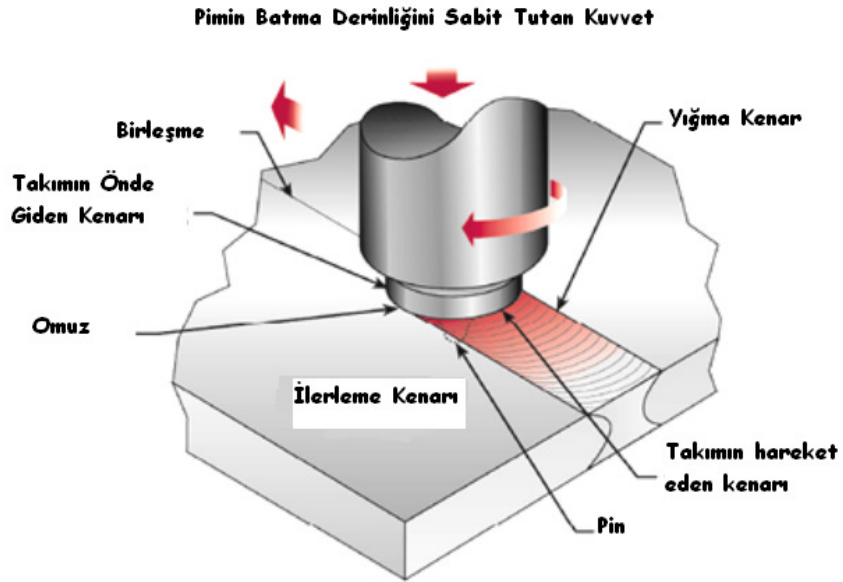
Bu yöntem, klasik kaynak yöntemlerine kıyasla iyi mekanik özellikler, düşük gerilim artışı, kaynak kusuru oluşumunda azalma gibi avantajlar sunar (Hong ve ark. 2007). Bu nedenle geliştirildiği günden bu güne özellikle otomotiv ve uzay endüstrisinde çeşitli uygulamalar için ilgi çekici olmuştur (Lim ve ark. 2005, Peel ve ark. 2003). Diğer sürtünme kaynaklarından farklı olarak genellikle levhaların alın ve bindirme kaynağında kullanılmaktadır (Sato ve Kokawa 2003, Mathers 2002).

Yöntem üzerine yapılan araştırmalar devam etmekle birlikte, günümüzde alüminyum ve alaşımlarının yanı sıra bakır ve bakır alaşımları, magnezyum ve magnezyum alaşımları, titanyum ve titanyum alaşımları, nikel ve nikel alaşımları, çinko alaşımları, kurşun alaşımları, metal matrisli kompozitler ve bazı tür paslanmaz çeliklerin hatta az alaşımlı çelik ve paslanmaz çeliklerin veya alüminyum gibi farklı metallerin kaynağında ve bazı tür termoplastik malzemelerin birleştirilmesinde de kullanılmaya başlanmıştır (Kaluç 2007).

Sürtünme karıştırma kaynağı, karıştırıcı uç ve omuz kısmından oluşan özel tasarıma sahip kaynak takımına dayanmaktadır (Sato ve Kokawa 2003, Kang ve ark. 2007, Uematsu ve ark. 2009). Bu kaynak yönteminde takım, iş parçasını ısıtmak, birleştirmeyi gerçekleştirmek için malzeme akışını sağlamak ve sıcak metal içeriğini takım omzunun altında tutmak gibi üç temel görevi yerine getirir (Mishra ve Mahoney 2007, Kaluç 2007).



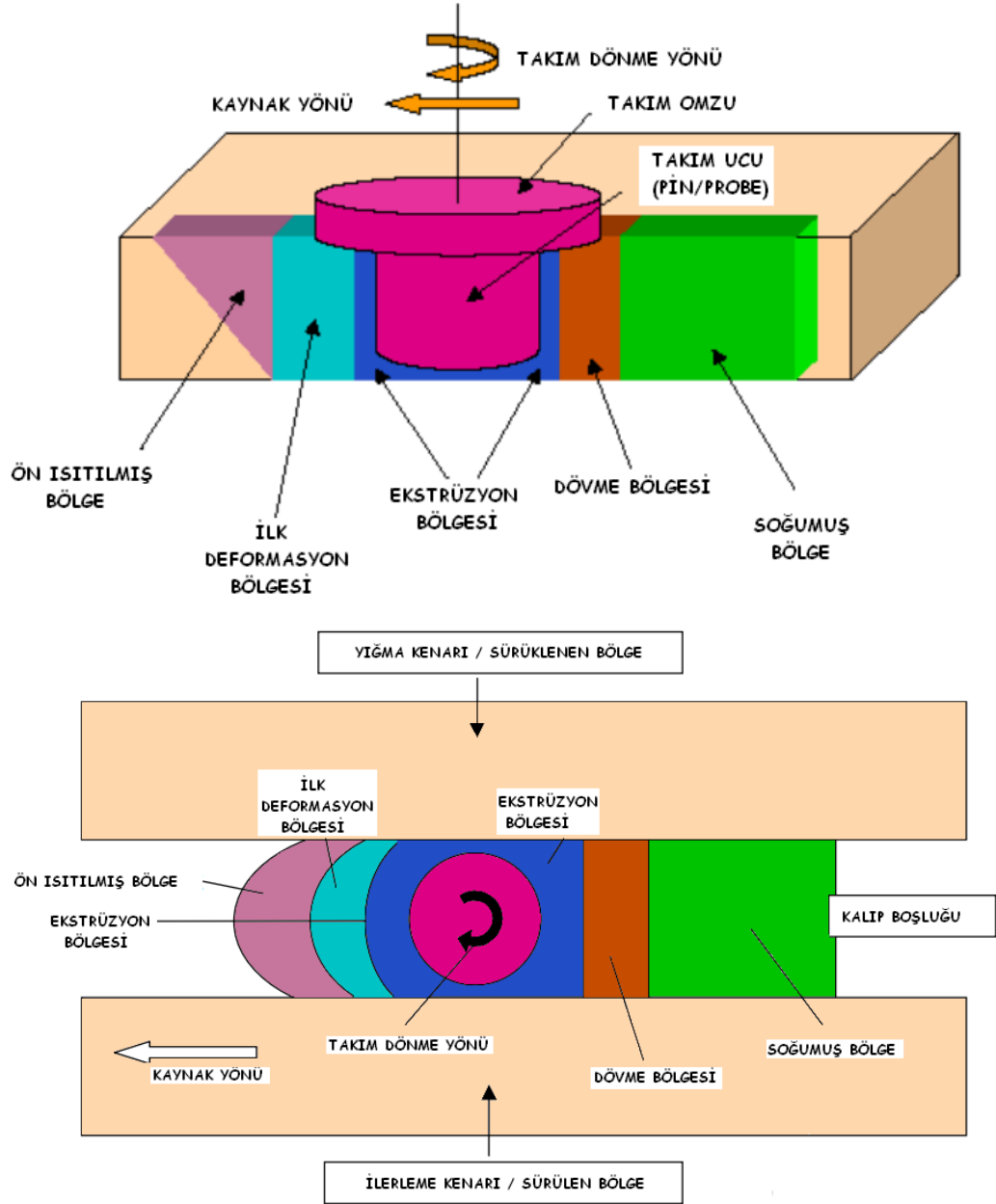
Sürtünme karıştırma kaynağının tam tanımını yapabilmek için yığma ve ilerleme kenarlarının belirlenmesi gerekir (Mishra ve Mahoney 2007). Çünkü İlerleme kenarında kaynak yönü ile metal akış yönü paralel iken yığma kenarında terstir. Bu nedenle kaynak yapısında oluşan iç yapı dahi farklılık göstermektedir (Attallah ve ark. 2007). Bu nedenle takım dönme ve ilerleme yönlerinin bilinmesi gerekir. Şekil 1.2’de takım, saat ibresi tersi yönünde dönmekte ve soldan sağa doğru ilerlemektedir dolayısıyla ilerleme ve yığma kenarları şekilde belirtildiği gibi meydana gelmektedir.



**Şekil 1.2.** Sürtünme karıştırma kaynak yönteminin şematik olarak gösterilimi (Arbegast 2004).

Sürtünme karıştırma kaynağında, kendi etrafında dönen kaynak takımının pin ya da prop şeklinde ifade edilen uç kısmı, birleştirilecek metal levhaları birbirine temas ettirerek oluşturulan kaynak hattı üzerinden malzemeye doğru daldırılması ile ilk sürtünme dolayısıyla ısınma meydana gelir (Shigematsu ve ark. 2003, Sato ve Kokawa 2003). Daha sonra ısıdan etkilenerek yumuşamış parçaya takımın omuz kısmı temas eder. Kaynak için gerekli olan ısı takım omuzu ile birleştirilecek levhaların üst yüzeyi arasında sürtünmeden dolayı oluşur (Shigematsu ve ark. 2003). Bölgesel ısınma ile yumuşayan pim etrafındaki malzeme, (1) takımın dönme hareketi ile çevrilerek, pimin önünden arkasına doğru hareket eder, böylece (2) takımın hareketi ile takımdan dolayı

oluşan boşluğu doldurur. Burada, takımın birinci hareketi ekstrüzyon, ikinci hareketi ise dövme (Şekil 1.3) şeklinde ifade edilebilir (Mishra ve Mahoney 2007, Arbegast 2008).



**Şekil 1.3.** Sürtünme karıştırma kaynağının oluşum süreci (Arbegast 2004).

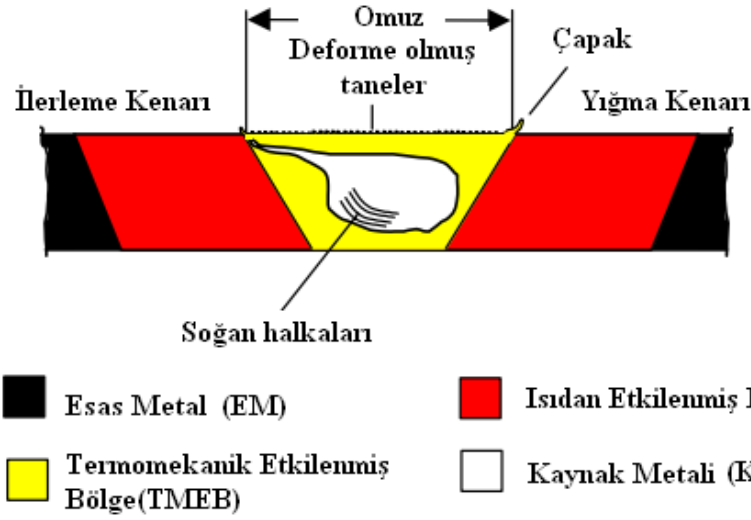
Sonuç olarak tüm bu süreç gerçekleştirildiğinde ergime olmaksızın kaynaklı birleştirme gerçekleşir. Fakat önceki çalışmalara bakıldığında, alüminyum alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynağında, kaynak bölgesinden alınan değerlerin genel olarak 0,6-

0,95T<sub>m</sub> aralığında olduğu saptanmıştır (Attallah ve ark. 2007, Booth ve ark. 2007, Mc Nelley 2008, Ke Chen 2009). Bu nedenle SKK sıcak şekillendirme işlemi olarak da sınıflandırılabilir. Sıcak şekillendirme işleminde genellikle yeniden kristalleşme meydana gelir (Attallah ve ark. 2007). SKK boyunca sũrtũnme dolayısıyla oluşan ısı ile plastik deformasyonun birleşimi, alũminyum alaşımlarında daima iyi yeniden kristalleşmiş içyapı ile sonuşlanır. Yapılan alışmalar, oluşan bu yeni i yapının özellikle SKK ile birleştirilen ısıl işlem yapılamayan Al alaşımlarında mũkemmek mekanik özelliklere neden olduğunu göstermektedir (Sato ve ark. 2003).

### 1.3.1. Kaynak bölgesinin zellikleri

Takım ũzerindeki birçok geometrik özellikten dolayı pim etrafındaki malzemenin hareketi oldukça karmaşıktır. Bunun yanı sıra ısı ve malzeme içersindeki gerginlikler gibi birçok etken de bu sũrece katıldığından farklı termomekanik olaylar gelişir ve içyapı bakımından homojen olmayan kaynak bölgesinin gelişmesine neden olur.

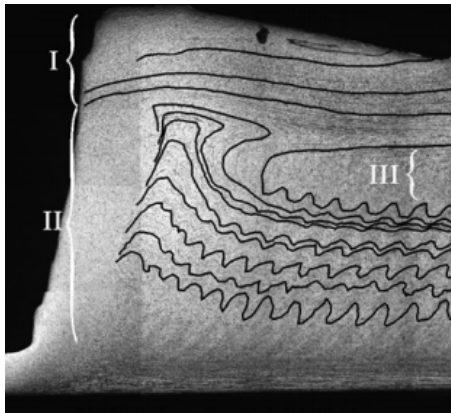
İşlem için seçilen kaynak parametreleri ne olursa olsun, SKK uygulanan tũm alaşımlarda, kaynak bölgesi optik mikroskop altında incelendiğinde tane yapısı bakımından farklı ũ bölge göze çarpmaktadır (Mc Nelley 2008). şekil 1.4'te de grũldũđũ ũzere bu bölgeler, merkezden başlayarak kaynak metali (KM), termomekanik etkilenmiş bölge (TMEB) ve ısıdan etkilenmiş bölge (IEB) şeklinde sıralanabilir. Bu bölgelere kaynaktan etkilenmeyen esas malzeme (EM) de eklenebilir (Kũleki 2003, Kayabaş 2003, Doğan 2006). Sũrtũnme karıştırma kaynağında her bölge farklı sıcaklıklara maruz kalır. Ayrıca TMEB ve IEB'de deformasyon da gözlenir. Bunlar da kaynak bölgesinde karmaşık bir i yapıya dolayısıyla kaynağın mekanik özelliklerinde ve kaynak performansında farklılıklara neden olur (Sullivan ve Robson 2007).



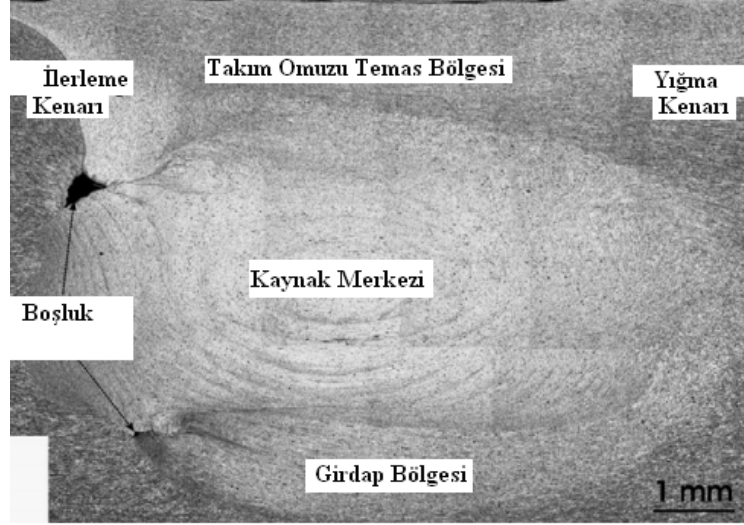
Şekil 1.4. SK Kaynağından sonra oluşan farklı iç yapı bölgeleri (Khaled 2005).

### 1.3.1.1. Kaynak metali bölgesi

Bu bölge takımın dönme hareketinden etkilenir (Mc Nelley 2008) ve kaynak parametrelerine bağlı olarak farklılıklar gösterir (Sato ve Kokawa 2003, Kurt ve ark. 2004). Plastik deformasyon ve sürtünmeden dolayı meydana gelen ısı nedeniyle yeniden kristalleşmiş taneler meydana gelir. Bu nedenle bu bölge dinamik yeniden kristalleşmiş bölge şeklinde de adlandırılır (Mishra 2005, Lim ve ark. 2005, Sato ve Kokawa 2003). Bazı çalışmalarda kaynak bölgesi tek bir bölge olarak ele alınırken (Attallah ve ark. 2007, Elangovan ve Balasubramanian 2007, Uematsu ve ark. 2009, Sullivan ve Robson 2007) bazılarında da Şekil 1.5 ve Şekil 1.6'da görüldüğü gibi bu bölge sadece omuzdan, sadece pinden ve hem omuzdan hem pinden etkilenen olmak üzere üç farklı kısma ayrılarak incelenmiştir (Ali ve Zaroog 2008, Chen ve ark. 2008, Cui ve ark. 2008).



Şekil 1.5. Kaynak çizgisine paralel alınan kesitte kaynak metali (Cui ve ark. 2008). (I-Sadece omuzdan etkilenmiş kısım, II- Sadece pinden etkilenmiş kısım, III -Hem omuzdan hem de pinden etkilenmiş kısım.)



**Şekil 1.6.** Kaynak çizgisine dik alınan kesitte kaynak metali ve kısımları (Chen ve ark. 2008)

Bu üç bölge sırasıyla Şekil 1.6’da de görüldüğü üzere takım omzu temas bölgesi (shoulder flow zone), kaynak merkezi (nugget), ve girdap bölgesi (swirl zone) şeklinde ifade edilmektedir.

Kaynak metalinde gözlenen diğer bir yapı da soğan halkası şeklinde tanımlanan eş merkezli elipslerdir. Bu yapı farklı çalışmalarda farklı şekillerde ifade edilmiştir. Bu yaklaşımlar şu şekilde özetlenebilir:

Biallas’a (1999) göre soğan halkaları, akan malzemenin, ısıdan etkilenmiş bölgenin kaynak metaline göre soğuk olan duvarlarına temas etmesiyle kendiliğinden oluşur. Takımın kendi çevresindeki hareketi, malzemeyi dairesel harekete zorlar ve tüp formunda yapılar oluşmasını sağlar.

Threadgill’e (1999) göre takımın bir devrindeki ilerleme hareketi bu yapının oluşmasını sağlar ve kaynak parametreleri bu yapının formuna etkiye bulunur. Düşük

devirlerde soğan halkaları arasındaki mesafenin artması, yüksek devirlerde ise azalması bu tezi destekler niteliktedir.

Krishnan'a (2002) göre sürtünme karıştırma kaynağında, takımın kendi çevresindeki bir devri ile kaynak yapısı içinde oluşan yarı silindirlerin bir katmanının oluştuğu düşünülebilir. Bir çok kaynakta bu olay ekstrüzyon işlemine benzetilmektedir.

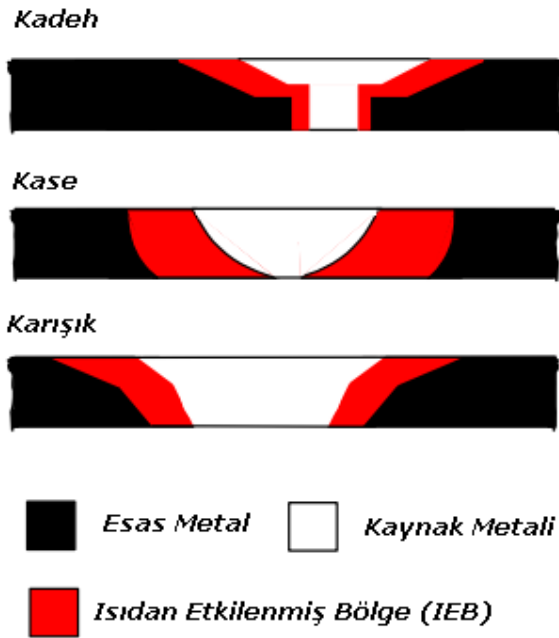
Takım, kendi etrafında bir tam tur atarken, eş zamanlı olarak bir de ilerleme hareketi yapmaktadır. Kullanılan tezgâha göre (bu basit bir universal freze tezgâhı ya da bu işlem için özel geliştirilmiş tezgâh veya robot olabilir) ya takım ya da kaynakla birleştirilecek iş parçası, mm/devir cinsinden ilerleme hareketini gerçekleştirir. Bu esnada takımın, ısınmakta olan metali itmesi söz konusudur. Krishnan'a (2002) göre ısınma işlemi ile ilerleme hareketi aynı zamanda gerçekleştiğinden malzemenin, takım ile hareket ettirilebilecek ısıya ulaşması ve ardından itilmesi esnasında kısa bir süre için bekleme meydana gelmektedir. (Bu süre kaynak parametrelerine ve kullanılan tezgâh konstrüksiyonuna göre değişecektir.) Bu olay takımın her devrinde tekrarlandığı için kaynak bölgesi yüzeyinde birbirine paralel ve eşit aralıklı yarı daireler oluşmaktadır. Daireler arasındaki mesafeler takımın bir devrindeki ilerleme miktarına eşittir (Cui ve ark. 2008, Mert ve Kaluç 2003). Kaynak işlemi bu şekilde gerçekleşirken takımın birleştirilecek parçaların içersinde bulunmasından dolayı takımın gerisine yeni itilmiş malzeme ile henüz itilmemiş malzeme arasında takım pin hacmi kadar bir boşluk vardır ki doğal olarak bu boşluğu takım pini doldurur. Aynı zamanda bu hacim takımın hareketli olmasından dolayı sürekli yer değiştirmektedir. Bir yerde boşluk varsa bu boşluk hava tarafından doldurulur tezinden yola çıkılarak bahsi geçen bu boşluğa da hava dolması kaçınılmazdır. Bu nedenle takım gerisine yeni itilmiş malzemede oksidasyon meydana gelir. Böylece her yarı silindir arasında oksidasyona uğramış malzeme bulunmaktadır. Kaynak kesitindeki soğan halkası görünümündeki koyu renkli bu bölgeler de oksidasyona uğramış bu malzemelerdir (Khrishnan 2002).

Biallas'a (1999) göre kaynak hızı arttırıldığında soğan halkaları ortadan kalkmaktadır. Bu nedenle takım devri ile kaynak hızı arasındaki oran sabit tutulmalıdır. Banwasi'nin (2005) çalışmasına göre kaynak esnasında meydana gelen ısıya etkide

bulunan ya da belirleyen en önemli faktör takım devridir. Bu nedenle ısının yüksek olması ile Krishnan'ın bahsettiği iki takım devri arasındaki bekleme ya ortadan kalkacak ya da en aza inecektir. Bu da iki araştırmacının tespitlerinin aynı yönde olduğunu göstermektedir.

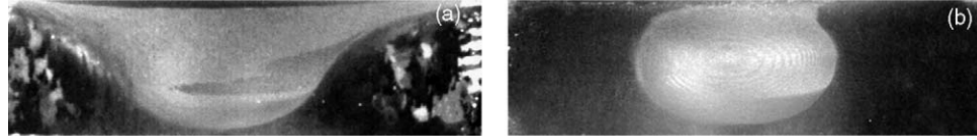
Yapılan diğer çalışmalarda, bu bölgeden alınan sıcaklık değerlerinin kaynak parametrelerine bağlı olarak  $0,6-0,95 T_m$  arasında değiştiği görülmüştür (Attallah ve ark. 2007, Booth ve ark. 2007, Mc Nelley 2008). Chen (2009) ise çalışmasında bu değer  $0,6-0,8 T_m$  olduğunu ve bu sıcaklığın kaynak hızı ( $v$ ) ve devri ( $n$ ) ile bağlantılı olduğunu hatta sürtünme karıştırma kaynağında  $n^2/v$  oranının ısı indeksi ya da ısı girdisi parametresi olarak tanımlandığını belirtmiştir .

Takım geometrisi, iş parçası sıcaklığı, malzemenin ısı iletkenliği ile takım devri ve kaynak hızı gibi kaynak parametrelerine bağlı olarak çok çeşitli kaynak metali şekilleri gözlenmektedir (Mishra ve Ma 2005). Temel olarak bu şekiller elips ve kase olarak sınıflandırılabilir (Chen 2009). Khaled bu sınıflandırmayı Şekil 1. 7'de görüldüğü gibi kadeh, kase ve karışık şeklinde yapmıştır. (Khaled 2005).



Şekil 1.7. Kaynak metali şekilleri (Khaled 2005).

Mishra ve arkadaşları AA7075 Al alaşımının SSK ile birleştirilmesinde elips şeklinde kaynak metali bölgesi elde ederken (Mishra ve ark 2000), Sato ve arkadaşları AA6063 Al alaşımında kase şeklindeki kaynak metali bölgesi elde etmiş ve takım omzunun temas ettiği yüzeyde aşırı deformasyon ve ısıyı meydana gelmesi nedeniyle kase şeklinde kaynak bölgesi oluştuğunu ifade etmiştir (Sato ve ark. 2001). Ayrıca düşük takım devirlerinde kase şeklinde kaynak metali bölgesi gözlemlenirken 700 dev/dak ve üzerindeki kaynak devirlerinde elips şeklinde kaynak metali bölgesi tespit edilmiştir (Şekil 1.8), (Mishra ve Ma 2005).



**Şekil 1.8.** (a) 300 dev/dak, (b) 900 dev/dak kaynak devirlerinde elde edilen kaynak metali bölgeleri (Mishra ve Ma 2005).

Reynold'a göre, kaynak metali ebatları ile takım pini ebatları arasında ilişki vardır. Araştırmacı, kaynak bölgesinin takım çapından bir miktar büyük olduğunu ve maksimum çapın kaynak edilen malzeme kalınlığının tam ortasında ölçüldüğünü belirtmiştir (Reynolds 2000).

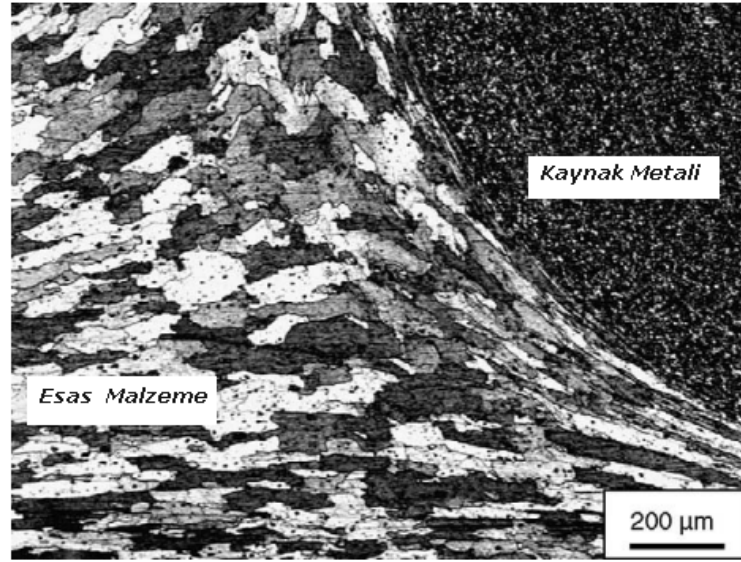
Kaynak metali bölgesinde, sürtünme ısısı ve deformasyon nedeniyle çok miktarda dislokasyon meydana gelir. Aynı zamanda tane büyümesi de gözlenir (Su 2003). Dinamik toparlanma nedeniyle tane içerisinde birçok alt taneler meydana gelir. Devamında uygun sıcaklık ve deformasyon hızlarında dinamik yeniden kristalleşme meydana gelir (Rhodes 1998, Murr ve ark. 1998, Benavides ve ark. 1999, Li ve ark. 1999, Kwon ve ark. 2003, Ay 2008). Dinamik yeniden kristalleşme işlemi için; Süreksiz Dinamik Yeniden Kristalleşme, Sürekli Dinamik Yeniden Kristalleşme ve Geometrik Dinamik Yeniden Kristalleşme gibi birçok mekanizma önerilmektedir. Alüminyum alaşımlarında yüksek stacking-fault (yüksek yığılma hatası) enerjilerinden dolayı süreksiz yeniden kristalleşme görülmez (Mc Nelley ve ark. 2008). SKK devam ederken ısı ve plastik deformasyondan etkilenen alt tanelerin içerisinde de sürekli dislokasyonlar oluşur. Böylece küçük alt taneler büyür ve sonuç olarak eş eksenli yeniden kristalleşmiş



taneler meydana gelir (Su ve ark. 2003). Kaynak parametreleri, takım geometrisi, kaynak edilecek malzeme, kaynak esnasında oluşan ısı, takım omzundan dolayı oluşan dikey basınç, kaynak esnasında soğuma gibi etkenler yeniden kristalleşme ile meydana gelen tane boyutlarını belirlemektedir (Sato ve ark. 2001). Alüminyum alaşımlarının SKK ile birleştirilmesinde meydana gelen tane boyutları mikron mertebesinde dir. 1µm'un altındaki tane boyutları ancak özel takım ve dışarıdan soğutma uygulandığında elde edilir (Benavides ve ark. 1999, Kwon ve ark. 2003, Su ve ark. 2003). SKK ile ilgili yapılan çalışmaların bir çoğunda tane büyüklükleri ölçülmüş, kaynak parametrelerine göre değişiklik gösterdiği tespit edilmiştir. Ancak bir genelleme yapılmak istendiğinde kaynak metali bölgesinde tane boyutu 1-10 µm arasındadır denebilir (Chen 2009).

### **1.3.1.2 Termomekanik etkilenmiş bölge**

Sürtünme karıştırma kaynağında esas malzeme ile kaynak metali arasındaki geçiş bölgesi TMEB olarak ifade edilir. TMEB, kaynak bölgesinin üst kısmında daha geniş iken kaynak kesitinin alt kısmına doğru daralmaktadır (Ali ve Zaroog 2008). Aynı zamanda takım omuz ve pin çapına bağlı olarak değişiklik göstermektedir (Attallah ve ark. 2007). Bu bölge kaynak boyunca hem ısıdan hem de deformasyondan etkilenir. Mishra ve Ma ve Sato'ya göre bu bölgede yeniden kristalleşme görülmez (Sato ve ark. 2003, Mishra ve Ma 2005). TMEB'de kaynak metali bölgesine göre daha düşük sıcaklık ve daha az gerilim oluşur (Mc Nelley ve ark. 2008). Buna karşın yine de bu bölgede yüksek dislokasyon yoğunluğu meydana gelir ve tane büyümesi gözlenir (Su ve ark. 2003). Kısaca bu bölge deformasyona uğramış esas malzeme taneleri içerir (Sullivan ve Robson 2007).



Şekil 1.9. Termomekanik etkilenmiş bölge (Mishra ve Ma 2005).

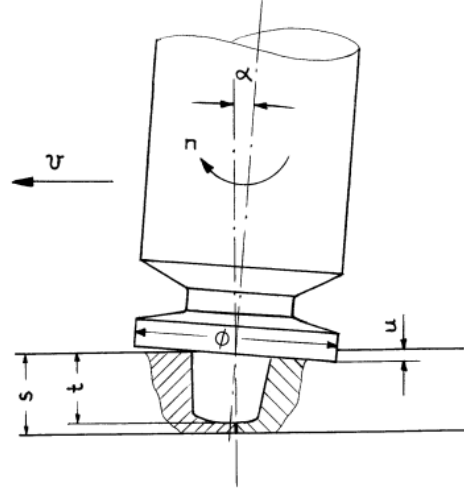
### 1.3.1.3. Isıdan etkilenmiş bölge

Termomekanik etkilenmiş bölgeden sonra ısıdan etkilenmiş bölge gelir. Bu bölge adından da anlaşılacağı gibi sadece kaynak esnasında sürtünmeden dolayı meydana gelen ısıdan etkilenmektedir (Sato ve Kokawa 2003). IEB, esas metalle aynı tane yapısı içermektedir (Mishra ve Ma 2005). Yapılan deneysel çalışmalarda bu bölgeden alınan sıcaklık  $250\text{C}^{\circ}$ 'nin üzerindedir (Sato ve ark. 1999). Diğer bir kaynakta ise bu sıcaklık daha genel hali ile  $0,3-0,6 T_m$  şeklinde verilmiştir (Sato ve ark. 2001). Bu bölgedeki tane büyüklüğü de diğer bölgelerde olduğu gibi kaynak parametrelerinden etkilenir (Ali ve Zaroog 2008).

### 1.3.2. Kaynak parametrelerinin kaynak bölgesi üzerine etkisi

Sürtünme karıştırma kaynağında kullanılan parametreler, kaynak bölgesine farklı şekillerde etki etmektedir. Bu kaynak yönteminde birçok parametre olmasına karşın en önemlileri ve kaynak kalitesine en çok etkide bulunanları aşağıda sıralanmış ve Şekil 1.10'da verilmiştir.

- Takım malzemesi
- Omuz çapı ( $\emptyset$ )
- Pim geometrisi
- Batma derinliği (t)
- Bindirme miktarı (u)
- Eğim açısı ( $\alpha$ )
- Takım devir sayısı (n)
- Kaynak hızı (v)



**Şekil 1.10.** Sürtünme Karıştırma Kaynağında takım ve işlem parametreleri  
(Greitmann 2005)

Sıraladığımız bu parametrelerin içinden üç tanesi ön plana çıkar ki onlar da takım devir sayısı, kaynak hızı ve batma derinliğidir. Bunlardan ilk ikisi kontrol edilebilir ve uygun işlem koşulları sağlandığında kaynak süresince değişiklik göstermezler.

Fakat pimin batma derinliği kritik ve kontrol edilmesi güç bir parametredir. Kaynak işleminde iyi bir nüfuziyet elde etmek için pimin ucunun, kaynak edilecek levhaların arka yüzeyine yaklaşık olarak 0,508mm mesafede sabit tutulması gerektiği deneysel olarak gösterilmiştir. Kaynak işlemi süresince nüfuz etme mesafesini sabit tutmak için malzeme kalınlığındaki değişimler minimum düzeyde olmalıdır (Özarpa 2005). Takıma verilecek eğim açısı da pim boyunun ayarlanmasında önemlidir ve nüfuz derinliği ayarlanırken hesaba katılmalıdır. Eğim açısı aynı zamanda takım omzunun içeriye doğru batmasında (bindirme miktarı) da önem arz eder. Alışılmış takımlarda eğim açısı 1-3° arasında değişirken yeni geliştirilen takımlarda omuzun kaynakla birleştirilecek malzemeye temas eden kısmına çeşitli profiller işlenmesi ile bu açı 0°'ye indirilmiştir (Kaluç 2007).

### 1.3.2.1. Takım malzemesi ve tasarımı

Sürtünme karıştırma kaynağı, termomekanik deformasyon işlemidir. Bu işlemde takım ısısı, iş parçasının katılma sıcaklığının üzerine çıkar. Kaynak kalitesi için, istenilen uygulamada kullanılacak takım malzemesinin doğru seçilmesi gerekir. Takım malzemesi seçerken dikkat edilecek özellikleri şöyle sıralayabiliriz:

- Ortam ve yüksek sıcaklık dayanımı,
- Yüksek sıcaklıkta kararlılık,
- Aşınma dayanımı,
- Takım reaktivitesi,
- Çatlak katılması,
- Isıl büyüme katsayısı,
- İşlenebilirlik,
- İç yapı ve yoğunlukta tek düzelik,
- Kolay temin edilebilirlik (Fujii ve ark.2006, Mishra ve Mahoney 2007).

Takım çelikleri, en sık kullanılan malzemelerdir. Çünkü kolay bulunabilirler, düşük maliyet ve kolay işlenebilirlik gibi avantajlı özelliklerinden dolayı tercih edilirler. Sürtünme karıştırma kaynağında kullanılan takım çeliği malzemeler: AISI H13, AISI 4140, AISI 4340 ve bazı yüksek hız takım çelikleridir (Squillace ve ark. 2004, Mishra ve Mahoney 2007, , Cao ve ark. 2009, Aonuma ve ark. 2009).

**Çizelge 1.5.** SKK Takım Malzeme Seçimi (Consonney ve Harvey 2009)

<b>Alaşım</b>	<b>Kalınlık (mm)</b>	<b>Takım Malzemesi</b>
Tüm Al alaşımları	<12	Takım Çelikleri (AISI H13, AISI M42 gibi)
7000 serisi hariç tüm Al alaşımları	<25	Takım Çelikleri (AISI H13, AISI M42 gibi)
7000 serisi Al alaşımları	>12	Takım Çelikleri, MP159 Co alaşımları
Bakır alaşımları	Tüm kalınlıklar	MP159 Co alaşımları, Ni, WC-Co alaşımları
Magnezyum alaşımları	<10	Takım Çelikleri (AISI H13)
Titanyum alaşımları	<6	W-25Re
Çelikler	<10	W-25Re
Paslanmaz çelikler	<6	W-25Re, PCBN
Nikel alaşımları	<5	PCBN

Nikel ve kobalt esaslı alaşımlar, 590-650°C'ye kadar sıcaklıklarda mukavemet ve tokluk özelliklerini korumakta ve bir çok korozyona dirençli bir malzeme olarak, özellikle AA7075 alüminyum alaşımının sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile birleştirilmesinde endüstriyel olarak oldukça yaygın uygulama alanı bulmaktadır. Ayrıca bakır alaşımları da MP159 olarak tanınan nikel ve kobalt esaslı alaşımlardan imal edilen takımlarla kaynak edilebilirler (Mishra ve Mahoney 2007).

Refrakter malzemeler (tungusten, molibden, tantal ve niyobyum), yüksek ısı kapasitesinden dolayı sürtünme karıştırma kaynağında kullanılırlar. Çalışmalarda özellikle Tungusten ve Molibden alaşımlarına odaklanılmıştır. Bu malzemeler

genellikle Ti alaşımları ve çeliklerin sürtünme karıştırma kaynağında kullanılmıştır (Consonney ve Harvey 2009). 1000-1500°C sıcaklık aralığında kullanılacak en güçlü takımlardır (Mishra ve Mahoney 2007).

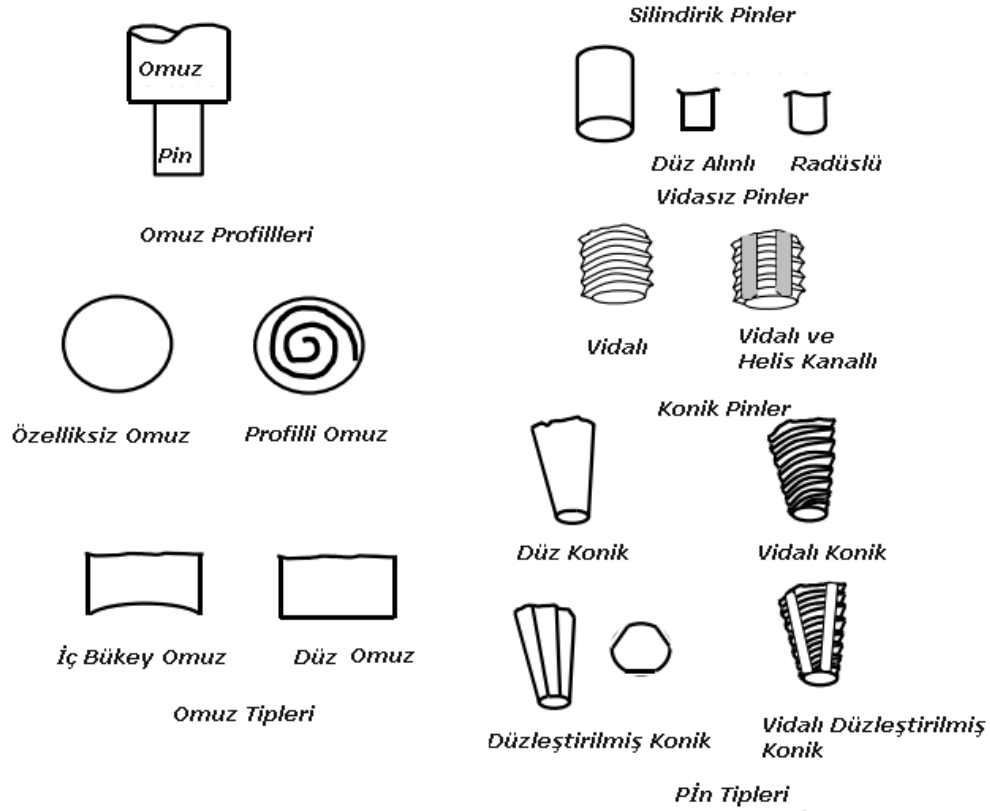
Sermetler ve Metal Matrisli Kompozitler, yüksek aşınma dayanımlarından dolayı sürtünme karıştırma kaynağında tercih edilen malzemelerdir (Mishra ve Mahoney 2007).

Düşük tokluklarına rağmen birkaç çalışmada seramik malzeme kullanılmıştır. Fakat SKK boyunca oluşan düzensiz gerilmelerden dolayı takım kırılmıştır (Consonney ve Harvey 2009).

Çok Kristalli Kübik Bor Nitrür (PCBN) de sürtünme karıştırma kaynağında takım malzemesi olarak kullanılırlar. Kolay işlenebilir bir malzeme olmadıklarından dolayı sadece karıştırıcı takımın pim ve omuz kısmı bu malzemedir, sap kısmı ise titanyum karbürden imal edilir. Bu takımların maliyeti de yüksektir ve özellikle ferritik çeliklerin bu kaynak yöntemi ile birleştirilmesinde kullanılırlar (Khaled 2005, Mishra ve Mahoney 2007, Consonney ve Harvey 2009).

### **1.3.2.2. Pim ve takım omzunun tasarımı**

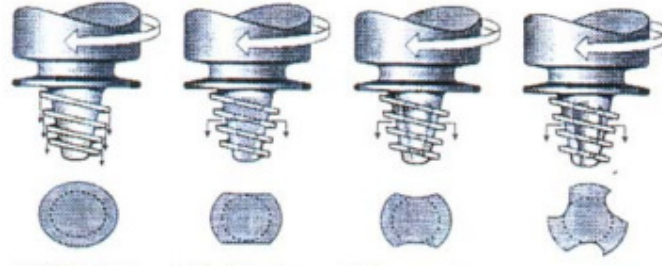
Bu kaynak yöntemi geliştirildiğinde ilk kullanılan batıcı uçlar: yüzeyine helisel diş açılmış, uzunluğu kaynak edilecek levha kalınlığından biraz kısa silindirik pimlerdir. (Çam 2003, Doğan 2006, Binal 2006, Kaluç 2007, Güçlüer 2007). Daha sonra sürtünme karıştırma kaynağında meydana gelen ihtiyaçlara göre farklı takımlar tasarlanarak kullanılmaya başlanmıştır. Şekil 1.11. sürtünme karıştırma kaynağında kullanılan takımları pin ve omuz geometrilerine göre genel olarak tanımlamaktadır.



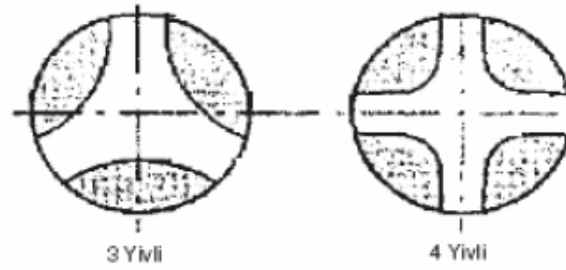
**Şekil 1.11.** SKK'da kullanılan takım geometrileri (Khaled 2005 ).

Son yıllarda, TWI tarafından üç oluklu veya üç yivli (MX Triflute) ve helezonik (Whorl) takımlar geliştirilmiştir. Helezonik takımın karıştırıcı ucunun hacminin yaklaşık %60'ı boşaltılmış iken, üç yivli takımın karıştırıcı ucunun hacminin yaklaşık %70'i boşaltılmış durumdadır.

Sürtünme karıştırma kaynak yönteminde kullanılan takımların karıştırıcı uçları dairesel etkiler ve burulma yüklerinin etkisi altındadır. Her iki karıştırıcı uçta, kaynak işlemi sırasında geleneksel pim türü karıştırıcı uçlardan daha fazla etkili olacak şekilde akışa neden olur. Şekil 1.12' de helezonik takımların, Şekil 1.13' te ise yivli takımların karıştırıcı uç kısımlarının enine kesitleri görülmektedir.



**Şekil 1.12.** Helezonik takımların karıştırıcı uç kısımlarının enine kesitleri

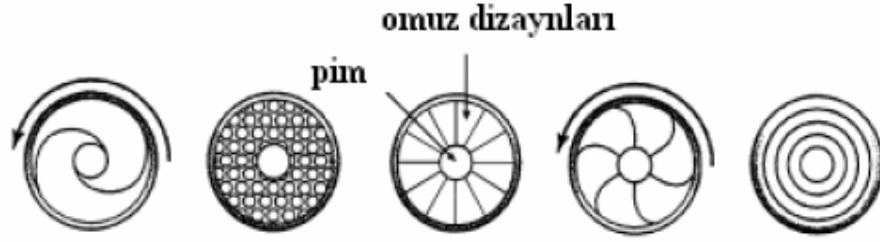


**Şekil 1.13.** Yivli takımların karıştırıcı uç kısımlarının enine kesitleri (Çam 2003).

Üç yivli takımlarla yapılan bindirme kaynağında uç; daha geniş kaynak bölgesi sağlamak ve kaynak yapılan ara yüzelerde daha büyük levha kalınlıklarından dolayı oluşabilecek problemleri önlemek maksadıyla daha farklı dizayn edilmiştir. Bindirme kaynağında pim yüzeyi kaynak ara yüzeyine zorunlu olarak diktir ve alttaki levhaya yeteri kadar nüfuz edebilmesi ana amaçtır. Kaynak ara yüzeyinin üst yüzeyden mesafesi ve ucun girintilerinin kaynağın kenarıyla kesiştiği açı çok önemlidir. Bu özellik, yorulma ile doğrudan bağlantılıdır.

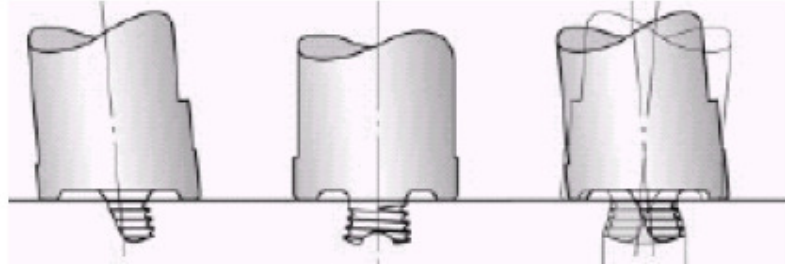
Yeni jenerasyon helezonik ve üç yivli takımlarının omuzları (shoulder) da özel profillere sahiptir . Omuz profilleri, omuz ile iş parçası arasında daha iyi bir temas yüzeyi sağlamak maksadıyla kullanılır. Sürtünme teması ile akan malzemenin kaynak bölgesinden ayrılması önlenmektedir.





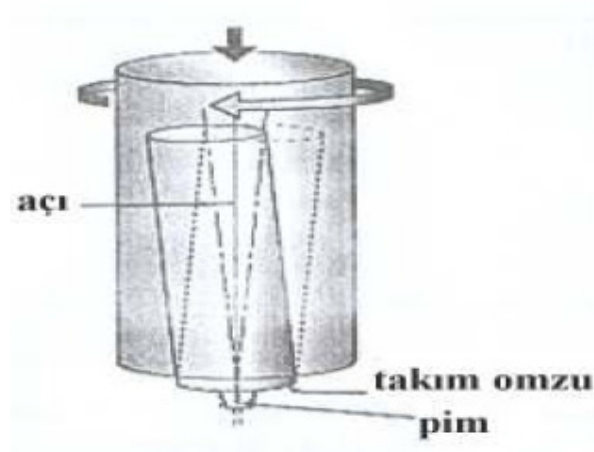
Şekil 1.14. Helezonik ve üç yivli takımlarının omuz profilleri (Çam 2003).

SKK için geliştirilen Skew-StirTM biçimi pimler Şekil 1.15' te gösterildiği gibi makine miline biraz eğik olarak verilen takım eksenine geleneksel metottan farklıdır. Skew-StirTM serisi pimler, dinamik süpürme hacmi ile statik hacim arasındaki oranı pim eğik hareketi ile artırabilmektedirler. Bu oran, boşluk oluşumunu gidermede veya azaltmada ve işlem verimliliğini yükseltmede önemli bir faktördür. Bu takım hafif çarpma söz konusudur. Bu da kaynak metali için doğal dövme etkisi oluşturmakta ve kaynak kalitesini geliştirmektedir (Mert ve Kaluç 2003).



Şekil 1.15 A-Skew ucunun resmi (Çam 2003).

Şekil 1.16' de görüleceği üzere, omuz yüzeyi, eğik takım eksenine belirli bir eğim oluşturmaktadır. Omuz yüzeyi, plakanın üst kısmına bağlı olarak sabit durmaktadır. Omuz, iş parçası üzerinde iken dairesel hareket yapar. Takımın odak noktası, iş parçası yüzeyine veya iş parçasının herhangi bir noktası üzerine geldiğinde, omuzun temas yüzeyi eksen dışı bir yörüngede hareket eder. Ayrıca, omuzun bu yörünge hareketi, omuzun eğrilik açısına ve odak noktası ile levhanın üst yüzeyi arasındaki mesafeye bağlıdır. Eğrilik açısı ve aradaki mesafe arttıkça, omuzun hareket sahası da artacaktır.



**Şekil 1.16.** Skew-Stir metodunun çalışma prensibi (Çam 2003).

Tüm bu takım geometrilerinin kullanım alanlarını, kaynakla birleştirilecek malzeme kalınlıkları ve birleştirme tiplerine göre tespit etmek gerekirse Çizelge 1.6 oldukça yararlı olacaktır.

**Çizelge 1.6.** Kullanım alanlarına göre takım geometrileri (Consonney ve Harvey 2009)

Malzeme Kalınlığı	Pin	Whorl	MX Triflute	Flared Triflute	A Skew
6	Silindirik Vidalı Pin Alın Kaynağı				Asimetrik Pin Alın ve Bindirme Kaynağı
12					
50		Vidalı Konik Pin Alın Kaynağı	Helisel Kanallı Pin Alın Kaynağı		
70					

Sürtünme Karıştırma Kaynağı üzerine yapılan çalışmaların bir kısmı da kaynak teçhizat ve donanımının iyileştirilmesi yönündedir. Bu çalışmalar kapsamında sadece karıştırıcı takım değil aynı zamanda da hem kaynak kalitesini arttırmak hem de kaynak

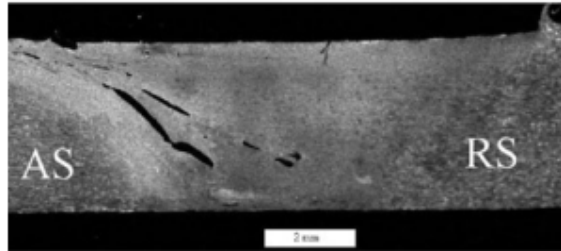
esnasında meydana gelen olayları incelemek amacıyla takıma gelen kuvvetleri ölçmek için takım tutucularla ilgili çalışmalar da yapılmaktadır (Meran ve ark. 2008, Hatting ve ark. 2008).

### 1.3.3. Kaynak hataları

Sürtünme karıştırma kaynağının kalitesine özellikle pin geometrisi etki etmektedir. Çünkü pin, metal akışına, ısı oluşumuna ve sürtünme kuvvetine etki etmektedir. Kaynakta takımın batma derinliği de önemlidir ve kaynak yüzeyinde çapak oluşumuna neden olur (Chen ve ark. 2006). Aynı zamanda kaynak hızı da kaynak kalitesine etkide bulunur (Ali ve Zarooq 2008).

Sürtünme karıştırma kaynağında içyapı değiştiği için kaynak bölgesinde, ergitme kaynaklarında olduğu gibi, kaynak sırasında oluşan ısıdan dolayı artık gerilmeler ve kusurlar meydana gelmektedir. Bunlar yüzeyde bozukluk, kaynak kesitindeki kusurlar, porozite, oksit kalıntıları şeklinde karşımıza çıkabilir (Ali ve Zarooq 2008).

Sürtünme karıştırma kaynağında yaygın olarak görülen üç kaynak hatasından bahsedilebilir. Bunlar: boşluklar, birleştirme çizgisi kalıntıları ve eksik kök nüfuziyeti'dir (James ve ark. 2005). Söz konusu hatalar, mevcut kaynak koşullarına göre takım tasarımı yapılırken göz önünde tutulmalıdır. Aynı zamanda kaynak parametrelerinin belirlenmesinde de dikkate alınmalıdır (Mishra ve Mahoney 2007).



**Şekil 1.17.** SKK'da kaynak bölgesinde boşluk oluşumu (Lorrain ve ark 2010).

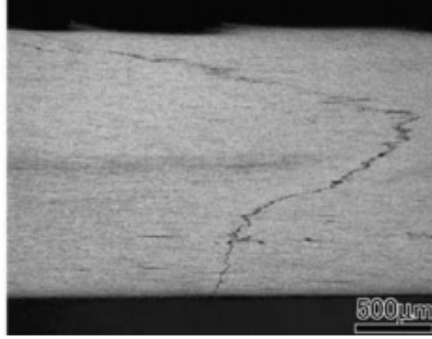
Eğer takımın ileri hareketi boyunca kaynak yapılan alan tamamıyla dolmuyorsa kaynak bölgesinde çıplak gözle görülmeyen boşluklar meydana gelir. Kaynak içerisinde boşluk oluşmasının çeşitli sebepleri vardır. Birleştirilecek levhaların düzgün bağlanmaması, kaynak hızının yüksek seçilmesi, kaynak süresince yeterli basıncın uygulanmamış olması bunların içerisinde sayılabilir (Mishra ve Ma 2005). Nedenlerden biri de gerekli kaynak ısısının oluşturulamamasıdır. Kaynak bölgesi soğuksa, kaynakla birleştirilecek bir plakadan diğerine, malzeme akışı zorlaşır. Isının gereğinden yüksek olması halinde ise malzeme takım ile sürüklenemeyecek kadar yumuşar. Dolayısıyla kaynak bölgesinde boşluklar meydana gelir (Ghidini ve ark. 2005). İlerleme ve yığma kenarlarında birbirine zıt yönlü akış oluşmasından dolayı girdap oluşur. Bu girdaplar da erimiş bölgede genellikle belli özelliklerde olan bir seri boşluk oluşumunu tetikler (James ve ark 2005). Boşluklar genellikle kaynağın ilerleme kenarında bulunur (James ve ark 2005, Mishra ve Mahoney 2007).

Takım piminin malzemeye göre büyük seçilmesi ya da takım omzunun kaynak işlemi için yeterli ısıyı oluşturamaması da kaynak bölgesinde boşluk oluşumuna neden olacaktır (Mishra ve Mahoney 2007).

Kaynak parametreleri uygun seçilmediği takdirde sadece kaynak bölgesinde değil aynı zamanda da kaynak bölgesinin yüzeyinde boşluk oluşumu gözlelenebilmektedir (James ve ark 2005).

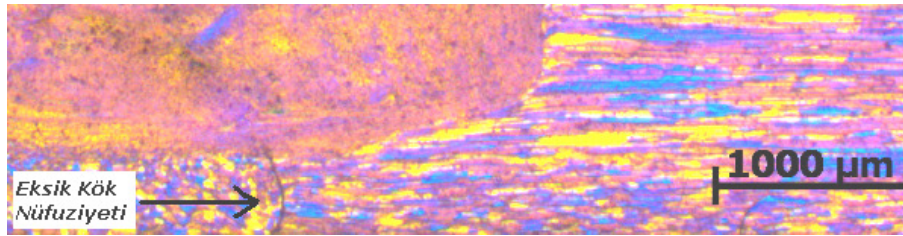
Araştırmacılar, kissing bond olarak da bilinen, öpüşme yüzeyinin mikro yapısında  $Al_2O_3$  parçacıkları tespit etmişlerdir (Zhou ve ark. 2006). Dolayısıyla birleştirme çizgisi hataları, kaynak bölgesinde sürekli olmayan oksit tabakaları nedeniyle oluşur diyebiliriz (Zhou ve ark.2006, Mishra ve Mahoney 2007). Kaynaklı birleştirme yapılacak levhalar, önceden temizlenmediği için oksit tabakası başta levha yüzeyi boyunca sürekli. Takımın levhalar üzerine yanlış konumlandırılması, yüksek kaynak hızı seçilmesi ya da gereğinden büyük takım omzu kullanılması gibi sebeplerden dolayı kaynak esnasında bu oksit tabakası giderilemez ve kaynak bölgesinde kalan süreksiz oksit tabakası birleşme çizgisi boyunca yer yer kalitesiz

birleştirme bölgelerine sebep olur (Mishra ve Mahoney 2007). Bu kusur kaynaklı birleştirmenin mekanik özelliklerini de etkiler (Zhou ve ark. 2006).



**Şekil 1.18.** Kaynak metali bölgesinde öpüşme yüzeyi hatası (Sato ve ark. 2004).

Takım nüfuziyeti yaklaşık olarak kaynak edilecek levha kalınlığının %90'ı kadardır (Özarpa 2005, James ve ark 2005). Kaynak boyunca malzeme kalınlığı değiştiği takdirde eksik nüfuziyet meydana gelir. Bu kaynak kusurunun birçok sebebi vardır. Bunlardan en başta geleni, kaynakla birleştirilecek levhaların kalınlıklarının kaynak uzunluğu boyunca sabit olmamasıdır. Levhaların kaynak işleminin gerçekleştirileceği tezgâha uygun bağlanmaması, kaynak koşullarına uygun takım seçilmemesi de benzer sonuçlar meydana getirebilir (Mishra ve Mahoney 2007). Burada pin boyu da önem arz etmektedir (Ghindi ve ark 2005).



**Şekil 1.19.** Eksik kök nüfuziyeti.

Eksik kök nüfuziyeti genellikle tek taraflı sürtünme karıştırma kaynağında görülür (James ve ark. 2005). Takım dalma derinliği kaynak süresince kontrol edilebildiği sürece bu problem de ortadan kalkacaktır (James ve ark 2005). Bunun yanı

sıra kaynak koşullarına uygun takım malzemesi seçilmediğinde ise ısıdan dolayı takım ölçülerinde değişiklik meydana gelebileceğinden takım pim boyunun artması ve takımın, bağlama yüzeyine aşırı teması da yine aynı şekilde kaynağın kök kısmında sağlıklı birleştirmeye sebep olacaktır (Özarpa 2005).

#### **1.4. 5000 Serisi Alüminyum Alaşımlarının Sürtünme Karıştırma Kaynağı**

Zhou C. ve arkadaşları (2005), sürtünme karıştırma ve MIG kaynağı ile birleştirilmiş AA5083 alüminyum alaşımının yorulma davranışlarını karşılaştırmalı olarak incelemişler ve deneyler sonucunda sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmiş levhaların yorulma dayanımının MIG kaynağı ile birleştirilmiş levhalardan daha yüksek olduğunu tespit etmişlerdir.

Doğan S. (2006), yüksek lisans çalışmasında tek taraflı sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile birleştirilen AA5754 alüminyum levhaların kaynak bölgelerinin değişen parametrelerle mikro yapı ve mekanik özelliklerini incelemiştir. Yapılan çalışmada sabit devir sayısı için kaynak hızı arttırıldığında karıştırma süresi azaldığı için kaynak bölgesinin genişliğinin azaldığı ve bu bölgede mukavemetin arttığı, kaynak hızı sabit tutulup devir sayısı düşürüldüğünde yine kaynak bölgesinin sertliğinin arttığı belirlenmiştir.

Dilek M. (2006), yüksek lisans tezinde, AA5186-H111, AA5083-O ve AA5083-H111 alüminyum alaşımı levhaları sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile birleştirerek bağlantıların mekanik ve mikro yapısal özelliklerini incelemiştir. Çalışmada, AA5186-H111 ile AA5186-H111, AA5083-O ile AA5083-O ve AA5083-H111 ile AA5083-H111 olmak üzere aynı alüminyum alaşımı levhalar birleştirildiği gibi AA5083-O ile AA5186-H111, AA5083-O ile AA5083-H111 ve AA5083-H111 ile AA5186-H111 gibi farklı alüminyum alaşımı levhaları da bu yöntem ile kaynak etmiştir. AA5186-H111 ile

AA5083-O alüminyum alaşımlarının 50 ve 80mm/dak kaynak hızlarında birleştirilmesi ile meydana gelen ısı tesiri altındaki bölgede (ITAB/HAZ) düzenli sertlik dağılımı görülmüştür. Aynı şekilde AA5083-O ile AA503-O kombinasyonunu 20, 50 ve 80mm/dak kaynak hızları ile birleştirildiğinde meydana gelen ısı tesiri altındaki bölgede düzenli sertlik dağılımı gözlenmiştir. Her bir kaynak çifti 1400dev/dak takım devri ve 20,50 ve 80mm/dak kaynak hızları ile başarılı bir şekilde birleştirilmiş ancak 80mm/dak kaynak hızında daha iyi mekanik özellikler ve iç yapıya ulaşılmıştır. AA5083-O – AA583-O kaynak çiftinde esas malzemeye göre en yüksek çekme dayanımı elde edilmiştir.

Güçlüer S. (2007), yüksek lisans çalışmasında sürtünme karıştırma kaynağının AA5086-H32 levhalara uygulanabilirliğini araştırmış ve sabit takım devrinde (1600dev/dak) farklı ilerleme hızlarının kaynak performansına etkisini incelemiştir. Yapılan tüm kaynaklı birleştirmelerin kaynak bölgesinde az miktarda da olsa porozite gözlemlenmiştir. 225mm/dak kaynak hızında %74'lük mukavemet performansı, 200mm/dak kaynak hızında ise %21'lik süneklik performansı elde edilmiştir ki bunlar diğer parametreler içerisindeki en iyi sonuçlardır. Kaynaklı birleştirmelere uygulanan bükme deneylerinde ise kaynaklı levhaların kaynak bölgelerinde mukavemet düşüşü nedeniyle süneklik arttığı için herhangi bir çatlak tespit edilmemiştir.

Hirata T ve arkadaşları (2007), yaptıkları çalışmada sürtünme karıştırma kaynağı parametrelerinin AA5083 alüminyum alaşımının şekillendirilebilirliğe ve tane büyüklüğüne etkisini araştırmak için 3mm kalınlığındaki levhaları tek taraflı ve alın altına bu yöntemle birleştirmişlerdir. Kaynak için 4mm pim ve 12mm omuz çapında bir takım kullanılmış ve takıma 3°'lik eğim açısı verilmiştir. Kaynak parametreleri olarak 500dev/dak – 100mm/dak, 800dev/dak – 100mm/dak, 800dev/dak – 200mm/dak, 1000dev/dak – 100mm/dak takım devir sayısı ve kaynak hızı çiftleri olarak seçilmişlerdir. Tüm koşullarda kaynak bölgesinin eş eksenli taneler içerdiği, ısı akışı ile daha küçük taneler oluşması nedeniyle azalan sürtünme ısı akışı ile kaynak bölgesinin sertliğinin arttığı, tüm kaynak koşulları altında çekme dayanımının aynı olduğu

gözlemlenmiştir. Bunun yanı sıra farklı devir sayısı ve kaynak hızı kombinasyonları ile yumuşaklık artacağından alan ısı akışı ile SKK yöntemi ile birleştirilen AA5083 alüminyum alaşımının şekillendirilebilirliğinin artacağı belirlenmiştir.

Kaluç E. ve arkadaşları (2007), AA5086-H32 alüminyum alaşımını MIG, TIG ve sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile çift taraflı birleştirme yaparak, kaynak dayanımlarını ve iç yapı özelliklerini karşılaştırmışlar ve deneyler sonucunda; kaynak bölgesinin mikrosertliğinin sürtünme karıştırma kaynağında daha homojen ölçülmüş ve yine sürtünme karıştırma kaynağında daha yüksek kaynak dayanımı elde edildiği tespit edilmişlerdir.

Attallah M.M. ve ark (2007), sürtünme karıştırma kaynağında içyapı ile mikrosertlik arasındaki bağıntıyı araştırmak amacıyla AA5251 alüminyum alaşımı ile çalışmışlardır. Deneyler sonucunda kaynak merkezi ile termomekanik olarak etkilenmiş bölgenin dayanımının, bu bölgedeki tane sınırlarını güçlendirerek kontrol edilebileceğini tespit etmişlerdir.

Kim S. Ve arkadaşları (2008), sürtünme karıştırma kaynak yöntemiyle birleştirilmiş AA5083-H32 ve AA6061-T651 alüminyum alaşımlarında yorulma çatlağı yayılımı davranışını incelemişlerdir. Bu amaçla AA5083-H32 alaşımını 1600 dev/dak devir ve 250mm/dak kaynak hızı ile ve AA6061-T651 alaşımını 1200 dev/dak devir ve 200mm/dak kaynak hızı ile birleştirmişlerdir. Yapılan deneyler sonucu esas malzemeye oranla AA5083-H32 alaşımında %98'lik, AA6061-T651 alaşımında ise %74'lük çekme mukavemeti tespit etmişlerdir.

Hasçalık A ve arkadaşları (2007), çalışmalarında AA 5251 alüminyum alaşımını, farklı geometrilere sahip karıştırıcı uçlar kullanılarak sürtünme karıştırma kaynağıyla birleştirmişler, kaynak bölgelerinin mikro yapılarını incelemiş, çekme



dayanımlarını ve mikro sertliklerini ölçmüşlerdir. Sonuç olarak, en mukavemetli birleşmenin kare piramit kesitli uçta, en mukavemetsiz birleşmenin ise koni kesitli uçta gerçekleştiğini saptanmışlardır.

Chen Z. W. Ve arkadaşları (2008), AA5083-O alüminyum alaşımının sürtünme karıştırma kaynağı boyunca kayma akışı ve kaynak bölgesinin oluşumunu incelemişlerdir. Çalışmada 8mm kalınlığındaki AA5083-O alaşımı 6mm pim ve 20mm omuz çapına sahip ve 3° eğim açısı verilmiş takımla 760 dev/dak takım devri ile 120mm/dak kaynak hızı ile kaynak edilmiştir. Kayma bölgesinin bir kısmı pim tarafından oluşturulan katmana bitişiktir ve her devir boyunca pim tarafından yığılma ve ilerleme bölgesine ayrılır. Bu ayrılan katmanlar çekirdek bölgesini oluşturur.

Lombard ve arkadaşları (2008), sürtünme karıştırma kaynağı parametrelerini optimize ederek kusurları en aza indirmeyi ve yorulma ömrünü maksimuma çıkarmayı amaçlayan çalışmalarında AA5083-H321 alüminyum alaşımını kullanmışlardır. Bu amaçla takım devri, kaynak hızı ve takımın vida adımı gibi parametrelerle çalışmışlardır. İşlem sırasında takımın ısısını ve takıma gelen kuvvetleri ölçmüşlerdir. Bu çalışma ile çekme ve yorulma performansını tahmin etmek için sürtünme karıştırma kaynağı işlemi boyunca ısı ve güç girdisini anlayarak modellemek için takım devri ve kaynak hızı kombinasyonu ile çalışmanın oldukça anlamlı görülmüştür. AA5083-H321 alüminyum alaşımında kusur oluşumunun takım dönme hızına bağlı olduğu, sürtünmeye bağlı güç girdisi ile çekme dayanımı ve düşük yorulma ömrü çevrimi ile arasında güçlü bir ilişki olduğu saptanmıştır.

Lombard H. Ve arkadaşları (2009), AA5083-H321 alüminyum alaşımının sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmesinde işlem parametrelerinin artık gerilmelere etkisini incelemişlerdir. Kaynak işleminde; takım devri, kaynak hızı ve takım piminin vida adımını değişken olarak kullanmışlar ve kaynak süresince takıma gelen kuvvetleri ve levhalara maksimum ısı girişini ölçmüşlerdir. Artık gerilmeleri

belirlemek için ise sinkrotron X ışını radyasyonu kullanmışlardır. Buradan edinilen bilgilerle artık gerilmelerin, esas levhadaki dengeleyici ve sıkıştırıcı gerilmelerle birlikte, kaynak bölgesinde çekmeye neden olduğunu tespit etmişlerdir. Çekme gerilmesi bölgesinin genişliği ve çekme artık gerilmesinin maksimum değeri, kaynak parametreleri kullanılarak hesaplanan ısı girişi ile doğru orantılıdır. Kaynak hızının artmasıyla ısı girişinin arttığı görülmüştür.

Fonda R. W. ve arkadaşları (2009), AA5456 alüminyum alaşımının sürtünme karıştırma kaynağının, iç yapı, mekanik özelliklerini ve korozyon davranışını tespit etmek amacıyla kaynaklı numunelere, çekme, yorulma ve korozyon deneyleri uygulamışlardır. Kaynak esnasında oluşan ısı soğuk sertleştirme ile elde edilen iç yapıyı değiştirdiğini ve kaynaktan etkilenen bölgede mikro sertliğin ve çekme dayanımının düştüğünü saptamışlardır.

## 2. MATERYAL VE YÖNTEM

Bu çalışmada AA5083 –H113 alüminyum alaşımı levhalar, sürtünme karıştırma kaynağı ile kaynak edilerek kaynak parametrelerinin, birleşebilirliğe, mikro yapıya ve mekanik özellikler ile sürtünme karıştırma kaynağının adı geçen alüminyum alaşımlarının korozyona maruz bırakıldıktan sonraki iç yapı ve mekanik özelliklerdeki değişimi incelenmiştir.

Alüminyum alaşımı levhalara farklı devirler ve ilerleme hızları uygulanarak tek taraflı alın kaynağı gerçekleştirilmiştir. Bu birleştirme işleminde kullanılan malzeme, cihaz ve sistemler aşağıda verilmektedir. Ayrıca birleştirme işleminin nasıl yapıldığı, hangi safhalardan oluştuğu ve kaynak bölgesinde oluşan iç yapının incelenmesi ile mekanik özelliklerinin nasıl belirlendiği bu bölümde açıklanmıştır.

### 2.1. Kullanılan Malzeme

Bu çalışmada, 4mm kalınlığındaki AA 5083-H113 (plastik şekillendirme sınırlarında sadece şekil verilmiş, en düşük sertlik değerindeki alüminyum alaşımı) alüminyum alaşımının spektral analiz yöntemi ile kimyasal bileşimi belirlenmiştir. Çizelge 2.1’de, Alüminyum alaşımının mekanik özellikleri ise Çizelge3.2’de verilmiştir.

AA 5083-H113 alüminyum alaşımlarına herhangi bir ısıl işlem uygulanmaksızın, kaynak işlemi uygulanmıştır.

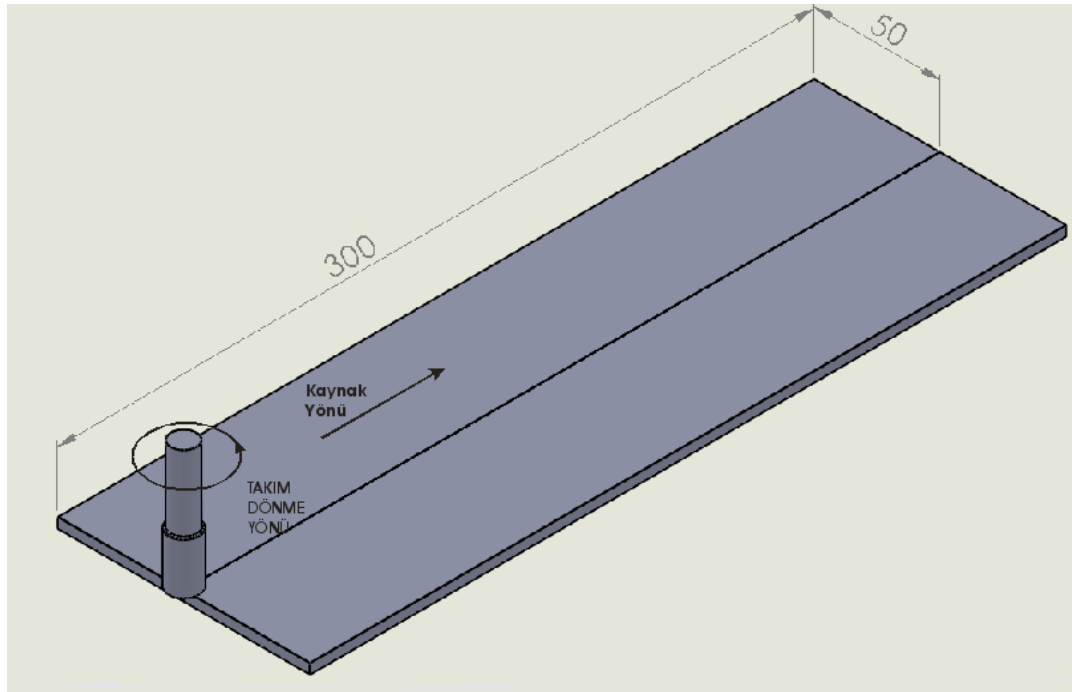
**Çizelge 2.1.** Kaynak işleminde kullanılan AA 5083’ün bileşenleri (%ağırlık)

Cu	Mg	Mn	Cr	Zn	Si	Fe	Ti	Al
0,006	0,091	2,73	0,014	0,002	0,107	0,268	0,007	96,78

**Çizelge 2.2.** AA5083 alüminyum alaşımının mekanik özellikleri

Isıl İşlem Koşulu	Çekme Dayanımı, $R_m$ (MPa)	Akma Dayanımı, $R_{p0,2}$ (MPa)	Uzama Oranı (%)	Kesme Modülü (MPa)	Elastisite (GPa)
H113	300	190	16	180	70

Kaynaklanacak levha ebatları, sürtünme karıştırma kaynağı için kullanılan universal freze tezgahı tablasının ebatları göz önüne alınarak belirlenmiştir. Öncelikle malzemeler daha büyük ebatlarda giyotinde kesilmiş daha sonra freze tezgahında işlenerek 300x50mm ebatlarında hazırlanmıştır. Kullanılan levha ebatları Şekil 2.1’de verilmiştir.



**Şekil 2.1.** Kaynaklanacak levha ebatları ve bağlama şekli.

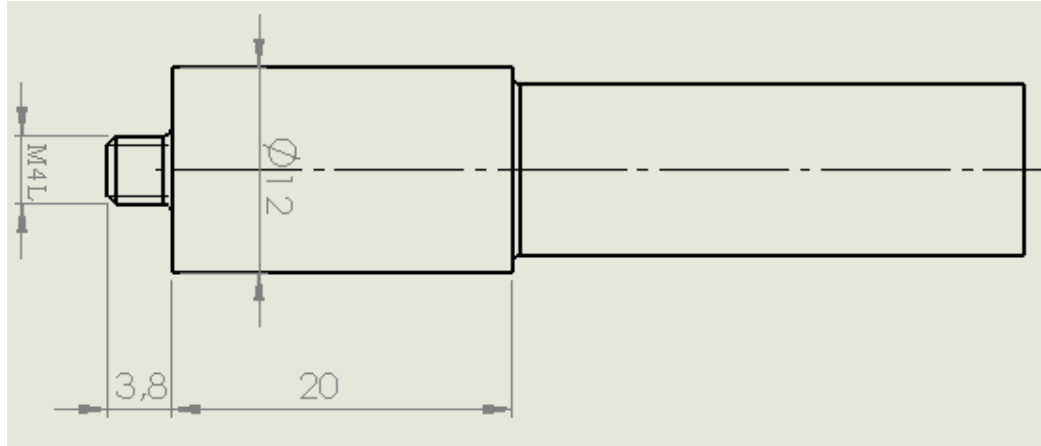
## 2.2. Karıştırıcı Uç Geometrisi ve Malzemesi

Isıl şoklara dayanımı, yüksek sıcaklıklarda aşınma dayanımını ve tokluğun yüksek olması ve kolay temin edilebilmesi nedeniyle karıştırıcı takım malzemesi olarak 2344 sıcak iş takım çeliği tercih edilmiştir. Bu malzeme iyi bir ısıl iletkenliğe sahip olduğundan kaynak esnasında, üzerinde biriken ısı uzaklaştıracaktır. Zaten bu özelliklerinden dolayı hafif metallerin enjeksiyon kalıplarında, ekstrüzyon kalıpları, dövme kalıpları ve çekirdekleri, aşındırıcı plastiklerin kalıplarında kullanılmaktadır.

Karıştırıcı ucun yapım resmi, Şekil 2.2’de fotoğrafı Şekil 2.3’te, malzemesinin alaşım elementleri Çizelge 2.3’te verilmiştir. Hazırlanan karıştırıcı uca sertleştirme işlemi uygulanmış ve işlem sonucunda karıştırıcı ucun sertlik değeri 54HRC olarak ölçülmüştür.

**Çizelge 2.3.** Karıştırıcı uç malzemesinin alaşım elementleri (%ağırlık).

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W
0.39	1.00	0.40	5.1	1.25	-	0.40	-



**Şekil 2.2.** Deneylerde kullanılan karıştırıcı ucun imalat resmi



**Şekil 2.3.** Karıştırıcı ucun fotoğrafı

Sürtünme karıştırma kaynak takımı, Şekil 2.2’de ve Şekil 2.3’te görüldüğü üzere üç bölümden oluşmaktadır. Her bir bölümün ölçüsü ve hassasiyeti, kaynak yapılacak malzemenin cinsi ve kalınlığı gibi bazı özelliklere göre belirlenmiştir. Bu çalışmada kullanılan alüminyum alaşımı levhaların kalınlıkları 4mm olduğundan, takımın ilk kısmı olan pin kısmının çapı 4mm ve boyu 3,8mm olarak belirlenmiştir. Takımın gerekli karıştırma işlemini gerçekleştirebilmesi için pin üzerine M4 sol vida açılmıştır. Böylece takım, saat ibresi yönünde döndürüldüğünde, hem yumuşayan malzemenin takım omuz kısmı altından levhaların tabanına doğru itebilecek hem de daha iyi bir karıştırma işlemi gerçekleştirecektir.

Takımın omuz kısmı, alın altına birleştirmelerde her iki levhanın üst yüzeyine temas ederek sürtünme alanını genişleterek kaynak için gerekli ısının elde edilmesini sağlar. Diğer taraftan kaynak esnasında yumuşayan ve takımın dönme hareketinden dolayı yukarı doğru hareket eden malzemenin hareketini sınırlar. Aynı zamanda kaynak dikişinin kalınlığını belirler. Ölçüleri pim çapına bağlı olarak değişiklik gösterir. Bu konu ile ilgili yapılan çalışmalarda omuz çapı ile pim çapı arasında farklı oranlar kullanıldığı, ancak 1:3 oranının yaygın olarak kabul gördüğü belirlenmiştir. Tüm bu nedenlerden dolayı omuz çapı 12mm olarak belirlenmiştir.

Üçüncü ve son bölüm ise takımın tezgâha bağlanan kısmıdır. Gövde ya da sap şeklinde tanımlanabilir. Yapılan kaynaklı birleştirme işlemlerinde takımın kolay bağlanması amacıyla boyu 75mm’ye çapı ise kaynak esnasında takıma gelen

kuvvetlerden dolayı takımın bağlama aparatı içerisine doğru itilmesini önlemek için omuz çapının biraz altına tornalanmıştır. Bu kısmın ölçüleri çok kritik olmamakla birlikte farklı kaynak koşullarında farklı ölçüler tercih edilebilir.

Ayrıca takımın bağlandığı fener miline, takımın arka kısmı ön kısmından daha çok dalma yapacak şekilde 2° eğim açısı verilmiştir. Böylece takımın ön kısmında kalan boşluk nedeniyle malzeme daha kolay akacak, yumuşayan malzemeyi süpürerek gelen arka kısım ise hem malzemenin dışarı taşmasını engelleyecek hem de yüzey kalitesi bakımından daha iyi kaynak dikişi elde etmemizi sağlayacaktır.

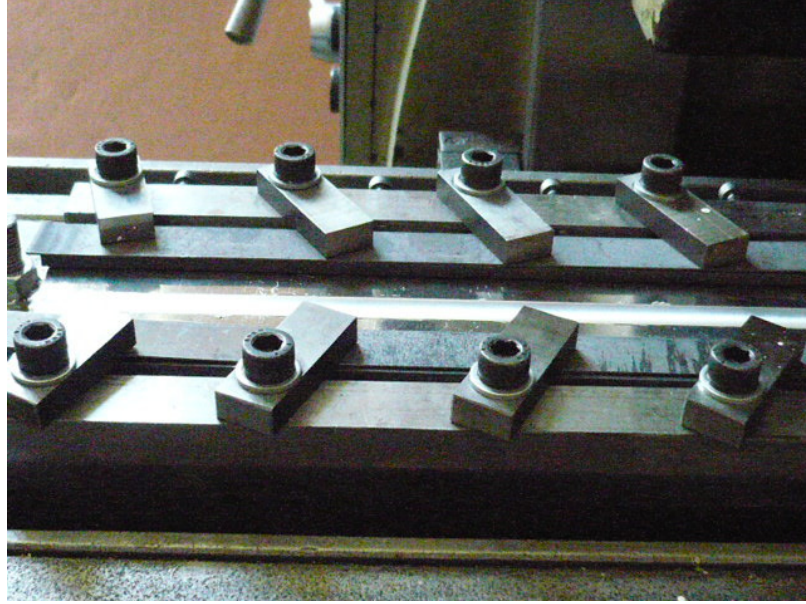
Kaynak sonrasında takım incelendiğinde takımda aşınma meydana gelmediği görülmüştür. Fakat düşük takım devri, yüksek kaynak hızı koşullarında (630 dev/dak takım devri, 250mm/dak kaynak hızı gibi) alüminyum malzemenin takımın vida dişleri arasına sıvandığı gözlenmiştir.

Kaynak esnasında takım malzemesinin ergime sıcaklığının çok altındaki değerlere ulaşıldığından (2344 için sertleştirme sıcaklığı 1020-1080°C iken literatürde AA5083 alaşımının SKK ile birleştirilmesinde meydana gelen sıcaklık yaklaşık 547°C'dır) kaynak sonrasında takımın sertliğinde değişme görülmemiştir (<http://www.suppliersonline.com/propertypages/5083.asp>)

### **2.3. Kaynaklanacak Al –Alaşımı Levhaların Bağlandığı Kalıp**

Kaynakla birleştirilecek levhaların, tezgâh tablasına sağlam ve kaynak takımının ilerleme yönüne paralel bir şekilde bağlanması, kaynak kalitesini yakından etkileyeceği için çok önemlidir. O nedenle levhaları kaynak esnasında birbirinden ayrılmayacak, hem yanlardan hem üstten sabitleyecek şekilde bağlamayı gerçekleştirecek özel bir kalıp tasarlanarak imal edilmiş ve kullanılmıştır. Bağlama kalıbının resmi Şekil 2.4'te verilmiştir. Bu kalıp tezgâh tablasına kompratör yardımıyla sıfırlama yapılarak bağlanmıştır. Böylece kalıbın, dolayısıyla da birleştirilecek levhaların karıştırıcı takımın ilerleme yönüne paralel hale gelmesi sağlanmış, daha sonra kaynak yapılacak levhalar,

bu kalıba bağlama pabuçlarıyla sabitlenmiştir. Burada amaç, karıştırıcı takım ekseninin, kaynak boyunca levhaların birleşme çizgisi üzerinde olmasını sağlamaktır.



**Şekil 2.4.** Özel bağlama kalıbı

#### **2.4. Sürtünme Karıştırma Kaynağında Kullanılan Freze Tezgâhı**

Kaynak işlemi, maksimum devir sayısı 2000 dev/dk olan yarı otomatik freze tezgâhında gerçekleştirilmiştir. Kaynak yapılacak malzemeler tezgâh tablasına özel bağlama aparatı yardımıyla bağlanarak sürtünme karıştırma kaynağı gerçekleştirilmiştir.

#### **2.5. Kaynak İşlemi için Seçilen Kaynak Parametreleri**

Son kaynaklar yapılmadan önce deney düzeneğinin tasarlanmak ve kaynak parametrelerini belirlemek üzere ön çalışmalar yapılmıştır. Yapılan ön çalışmalar ile ilgili açıklamalar “2.5.1. Ön Deneyle” başlığı altında verilmiştir.



Bu çalışmada kaynak işlemi için gerekli olan, karıştırma takımının dönme hareketini, freze tezgahının fener mili vermektedir. Bu nedenle esas çalışmada kullanılacak olan takım, pens ve pens adaptörü yarımıyla fener miline bağlanır. Takımın dönme hızı (dev/dak) freze üzerindeki kollar yardımıyla belirlendikten sonra takımın ilerlemesi (dev/dak) da tezgahın otomatik ilerleme sistemi yardımıyla gerçekleşir. Kaynak hızı ya da takımın ilerleme miktarı yine tezgah üzerindeki kollar yardımıyla belirlenir. Takımın dönüş yönü seçilir. Burada takım pimi üzerine açılan vidanın sağ ya da sol vida olması önemlidir. Çünkü vidalı kısmın görevi sürtünme ile meydana gelen ısı yardımıyla yumuşayan malzemeyi yüzeyden aşağıya doğru itmektir. Bu çalışmada kaynak yönü soldan sağa doğru seçilmiştir. Fener miline 2° açı verilmiş, takımın tablaya yaklaşma ve uzaklaşma diğer bir deyişle giriş ve çıkış hareketleri elle verilmiştir. Takım levhalar üzerinden sıfırlanarak tezgahın mikrometrik bileziğinden takımın dalma miktarı verilerek, dalma işlemi kademeli olarak gerçekleştirilmiş, dalma derinliğine ulaşıldığında 30 sn beklenecek kaynak için gerekli ısıya ulaşılması sağlanmıştır. Daha sonra tabla otomatığı yardımıyla ilerleme verilerek kaynak işlemi gerçekleştirilmiş, kaynak boyu sonunda, fener milini durdurmadan takım elle uzaklaştırılarak kaynak işlemi tamamlanmıştır.

### 2.5.1 Ön deneyler

4mm kalınlığındaki AA5083-H113 alüminyum alaşımı levhalar için pim tasarlanarak, literatürde bu alaşımlar için seçilen kaynak parametreleri ve tezgah kapasitesi göz önüne alınarak belirlenen devir sayıları ve kaynak hızları Çizelge 2.4'te verilmiştir.

**Çizelge 2.4.** Kaynak parametreleri

<b>Takım Devir Sayısı (dev/dak- rpm)</b>	<b>Kaynak hızı (mm/dak- mmpm)</b>
630	100, 125, 160
800	100, 125, 160
1000	100, 125, 160
1250	100, 125, 160
1600	100, 125, 160

Sürtünme karıştırma kaynak denemeleri sonucunda tasarlanan pimle kaynak işlemlerinin gerçekleştirilemeyeceği görülmüştür. Deneyler için ilk tasarlanan takım Şekil 2.2’de görüldüğü gibi yalnızca iki bölümden oluşmaktadır. Dolayısıyla kaynak esnasında takıma gelen kuvvetlerin pens ve pens adaptörü ile tezgahın fener miline bağlanan takımı fener milinin içine doğru ittiği, bu nedenle takımın dalma derinliğinin kaynak boyunca sabit kalmaması nedeniyle istenilen kalitede kaynaklı bağlantı elde edilemediği görülmüştür. Bu nedenle takımın pens yüzeyine dayanarak içeriye itilmemesi için kademeli tormalanarak omuz ve sap kısmı birbirinden ayrılmış ve takım üç bölümlü hale getirilerek, takım dalma derinliği kaynak boyunca sabit tutulabilmiştir.

Kaynak denemeleri yapılırken birçok çalışmada olduğu gibi sadece kaynak alt plakası ve bağlama pabuçları kullanılmış ve kaynak esnasında levha yüzeylerinin birbirinden ayrıldığı gözlemlenmiştir. Levhaların kaynak esnasında sürekli birbiriyle temas halinde olmasını sağlayacak özel bağlama kalıbına ihtiyaç duyulmuştur. Bu nedenle tezgah tablasının ebatları ve çekme numunesi standartları dikkate alınarak ve kalıptan beklenen özellikler düşünülerek Şekil 2.4’teki özel bağlama kalıbı tasarlanarak deneylerde kullanılmıştır.

Ayrıca yapılan ilk kaynaklar kayış kasnak sistemiyle çalışan kalıpcı freze tezgâhında gerçekleştirilmiş ve tezgâhın zorlanarak belirlenen devir ve ilerlemede çalışmadığı görülmüştür. Bu nedenle dişli sistemi ile çalışan daha güçlü bir tezgâh seçilerek deneyler bu tezgâhta yapılmıştır. Kaynak denemeleri sonucunda 630, 800,

1000, 1250, 1600 dev/dak takım devir sayısı ve 100, 125, 160, 200, 250 mm/dak kaynak hızlarında (gözle muayenede) düzgün kaynak yüzeyi elde edilmiştir. Yukarıda detayları verilen deney düzeneği ile gerçekleştirilen kaynaklı birleştirmeler, kaynak yönüne dik kesilerek çekme numuneleri çıkartılmış ve test edilmiştir, bunun yanı sıra kaynak bölgesi kontrol edildiğinde bazı numunelerin kaynak bölgesinde boşluk olduğu gözlemlenmiştir. Tüm bu çalışmalardan sonra istenilen kaynak kalitesini sağlayan kaynak parametreleri belirlenerek çalışmaların bu parametreler (Çizelge 2.5) ile gerçekleştirilmesine karar verilmiştir.

**Çizelge 2.5.** Deney numuneleri ve kodlama

<b>Koşul</b>	<b>Takım devri (dev/dak)</b>	<b>Kaynak hızı (mm/dak)</b>
SKK1	630	100
SKK 2	630	125
SKK 3	630	160
SKK 4	800	100
SKK 5	800	125
SKK 6	800	160
SKK 7	1000	100
SKK 8	1000	125
SKK 9	1000	160
SKK 10	1250	100
SKK 11	1250	125
SKK 12	1250	160
SKK 13	1600	100
SKK 14	1600	125
SKK 15	1600	160

5000 serisi alüminyum alaşımları korozyon dayanımı ile ön plana çıkan malzemelerdir. Sürtünme karıştırma kaynağının, bu malzemenin korozyon davranışını nasıl etkilediğini tespit etmek amacıyla SKK ile birleştirilen levhalardan bir kısmı bir, üç ve altı ay olmak üzere oda sıcaklığında ve düzenli aralıklarla mekanik karıştırma yapılarak %3,5 NaCl çözeltisinde bekletilmesine karar verilmiştir. Aynı işlem kaynaklı numuneler için de gerçekleştirilmiştir.

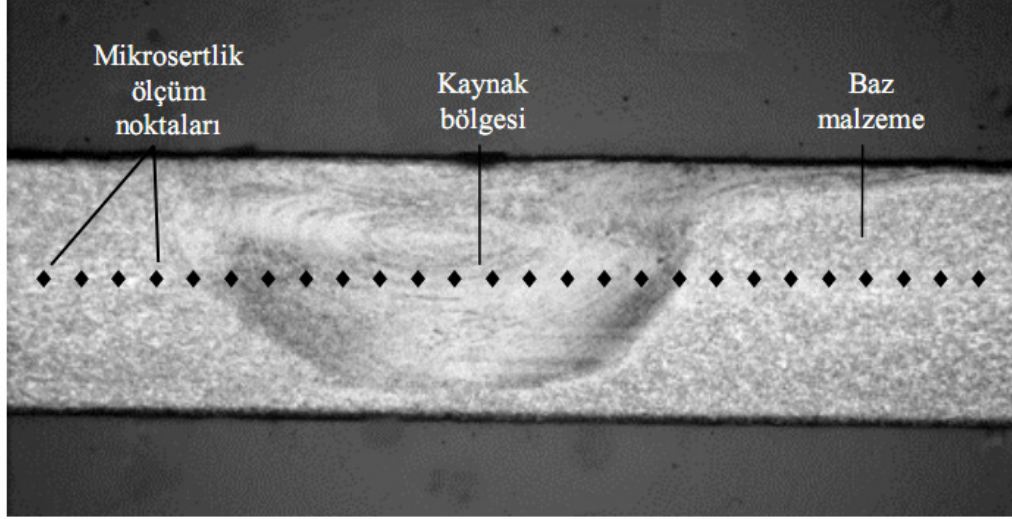
## **2.6. Kaynak Bölgesinde Oluşan İçyapının İncelenmesi**

Kaynak bölgesinin iç yapısını incelemek amacıyla sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile belirlenen parametrelerde birleştirilen levhalardan metalografi numuneleri çıkarılarak frezede 30mm x 10mm x 4mm ebatlarında işlenerek kodlanmış, ilerleme ve yığma kenarları işaretlenmiştir. Daha sonra kaynak kesiti yüzeyde olacak şekilde oda sıcaklığında katılaştıran polimer esaslı kalıp malzemesi kullanılarak kalıplanmıştır. Daha sonra sırasıyla 240, 400, 800, 1200, 2000 grit zımpara kağıtlarında zımparalanmış ve 1µm tane boyutunda SiO<sub>2</sub> ve Cohoidal silica kullanılarak parlatma disklerinde parlatılmıştır. Devamında, hazırlanan numuneler ise oda sıcaklığında 63ml saf su, 55ml HClO<sub>4</sub>, 70ml C<sub>4</sub>H<sub>9</sub>OC<sub>2</sub>H<sub>4</sub>OH, 511ml C<sub>2</sub>H<sub>6</sub>O çözeltisinde 60sn bekletilip su ile durulanmak suretiyle dağlanmıştır. Hazırlanan bu numuneler üzerinde, kaynak bölgesinde oluşan içyapı (Zeiss, Axiovision 4.7) optik mikroskop yardımıyla incelenmiştir. Kaynak metalinin bölgesel spektral analizini gerçekleştirmek için EDX analizi (Phillips XL-30S FEG) gerçekleştirilmiştir.

## **2.7. Mekanik Özelliklerin Belirlenmesi**

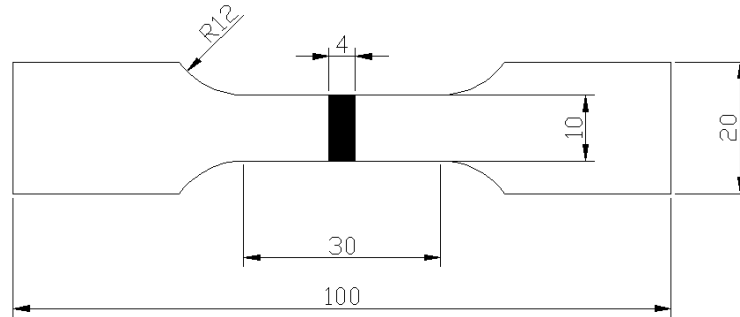
Yukarıda bahsedilen metalografi numuneleri, dağlanmadan önce mikro sertlik profillerinin belirlenmesi için de kullanılmış, numuneler sonra tekrar zımparalanıp parlatılarak dağlanmış ve iç yapının incelenmesinde kullanılmıştır. (FUTURE-TECH Microhardness Tester FM 700) Vickers mikrosertlik cihazı kullanılarak kaynak bölgesi

ortada kalacak şekilde yaklaşık 30mm'lik uzunluk boyunca 1mm aralıklarla 100gr yük kullanılarak mikrosertlik ölçümleri yapılmış ve sertlik profilleri çıkartılmıştır. Mikrosertlik ölçüm noktaları Şekil 2.5'te şematik olarak gösterilmiştir.

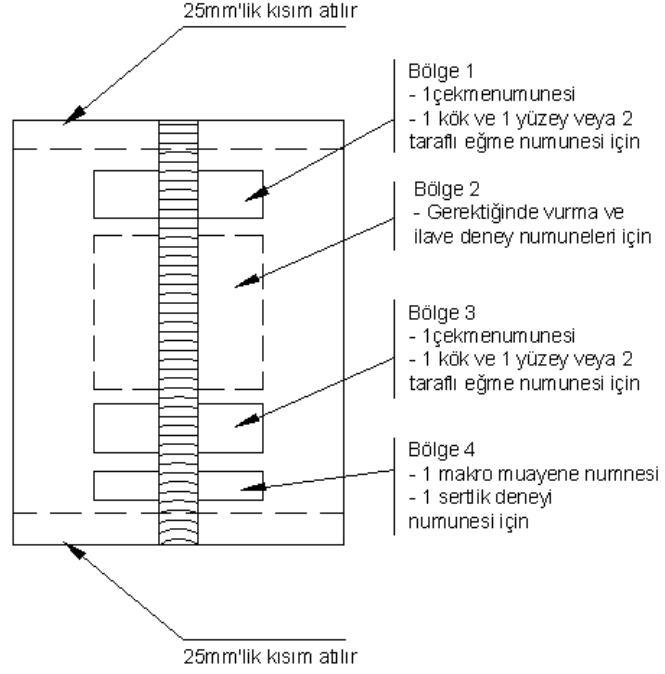


**Şekil 2.5.** Mikrosertlik ölçüm aralıklarının şematik gösterimi

Kaynak kalitesinin belirlenmesi amacıyla esas malzemeden ve kaynaklı levhalardan çekme numuneleri çıkarılarak Şekil 2.5'te verilen imalat resmine göre frezelenmiştir. Çekme numunelerinin ölçüleri belirlenirken TS 138 EN 10002-1'e bağlı kalınmıştır. Ayrıca çekme, metalografi ve sertlik numuneleri SK kaynağı ile birleştirilen levhaların TSE standardına göre belirlenen kısımlarından çıkartılmıştır (Şekil 2.6).



**Şekil 2.6.** Bu çalışmada kullanılan çekme numunelerinin imalat resmi



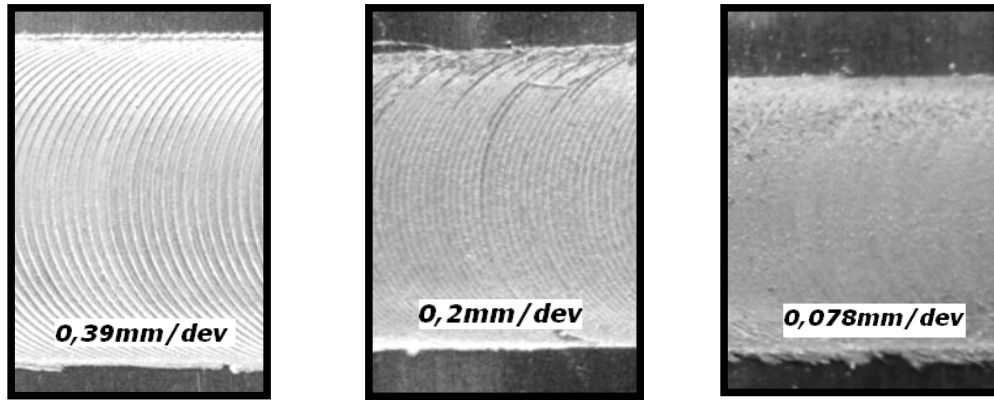
**Şekil 2.7.** TSE 485-2/Ekim 1995 standardına göre deney numunelerinin çıkarılma yerleri.

### 3. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA

#### 3.1. Araştırma Bulguları

AA5083-H113 alüminyum alaşımının sürtünme karıştırma kaynağı Çizelge 2.4'te verilen işlem parametreleri kullanılarak başarılı bir şekilde yapılmıştır. Sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilen levhalara, gözle yapılan muayenelerde, diğer kaynak yöntemlerine göre hem görüntü hem de yüzey pürüzlülüğü yönünden gerek kaynak dikişi kısmında gerekse kaynak kökü kısmında iyi sonuçlar alındığı ve hiçbir levhada çarpılma meydana gelmediği tespit edilmiştir.

Takımın, levhalara ilk giriş ve çıkış kısmında takımdan kaynaklanan boşluklar meydana gelmiştir. Kaynak işlemi, başlangıç ve çıkış parçası konulmadan yapıldığından dolayı bu boşlukların gözlenmesi normaldir. Deneysel numunesi çıkartılırken bu kısımlar kullanılmamıştır.



Şekil 3.1. Farklı kaynak adımlarına ait kaynak dikişleri.

Kaynak dikişi boyunca soğan halkası olarak nitelendirilen eşit aralıklı yarım daireler meydana gelmiş, bu yarım daireler arasındaki mesafenin kaynak hızı /takım devri oranına bağlı olarak değiştiği gözlenmiştir(Cui ve ark. 2008,

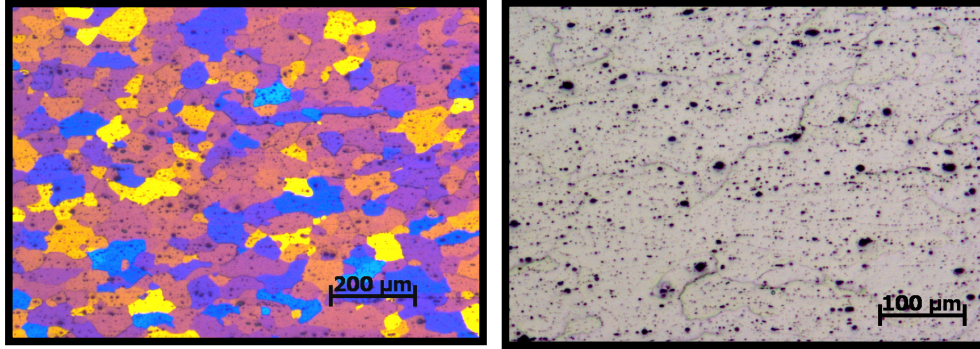
Mert ve Kaluç 2003). Şekil 3.1’de farklı kaynak adımları ile birleştirilmiş numunelerin kaynak dikişleri görülmektedir. Görüntüler üzerinden alınan ölçülerle, bu oran arasında bir yakınlık olduğu görülmüştür.

Oluşan soğan halkalarının takım profiline, kaynak bölgesindeki ısı dağılımına, takımın dönme ve ilerleme hareketi arasındaki ilişkiye bağlı olarak ortaya çıktığı bilinmektedir (Mert ve Kaluç 2003). Takım devri de dahil olmak üzere tüm parametreler sabit tutulup kaynak hızı arttırıldığında en düşük kaynak hızında yaylar arasındaki mesafenin daraldığı gözlemlenmiştir. Biallas ise, takım hızı arttığında, soğan halkalarının gözden kaybolmaya başladığını belirtmektedir (Biallas 1999, Krishnan 2002, Sato 2003). Şekil 3.1’deki 0,078mm/dev kaynak hızı / takım devri oranında elde edilen kaynak dikişi görüntüsü bunu destekler niteliktedir.

### 3.2. Mikro yapı İnceleme Sonuçları

Deneyleerde kullanılan AA5083 alüminyum alaşımı esas malzeme, Şekil 3.2’de de görüldüğü üzere kaba taneler içermektedir. Bu tanelerin boyutunun ortalama 85µm olduğu belirlenmiştir. Aynı zamanda malzemenin iç yapısında büyük parçacıklar dikkat çekmektedir. Birçok çalışmada bu parçacıklar incelenerek  $Al_2O_3$ ,  $Mg_2Si$ ,  $Mg_5Al_8$ ,  $(Fe,Cr)Al_7$ ,  $(Fe,Mn)Al_6$  olduğu tespit edilmiştir (Sato ve ark 2001, Sato ve ark 2003, Chen 2009). Adı geçen çalışmalarda yapılan EBDS incelemelerinde, yapı içersinde oluşan en büyük parçacıkların  $(Fe,Mn)Al_6$  olduğu saptanmıştır.  $(Fe,Mn)Al_6$ ’nın katılaşma sıcaklığı 635°C (Sato ve ark 2001) iken AA5083 alüminyum alaşımının katılaşma sıcaklığı 575°C’dir. Sürtünme Karıştırma Kaynağı’nın işlem sıcaklığının 0,6-0,95Tm (Attallah ve ark. 2007, Booth ve ark. 2007, Mc Nelly 2008) olduğu düşünüldüğünde bu sıcaklık aralığı yaklaşık 345°C-546°C ‘dir. Malzeme içersinde bulunan  $(Fe,Mn)Al_6$  parçacıkları, bu sıcaklık aralığına ısıtıldığında büyüyecek ya da yeniden okelecektir (Sato ve ark 2001). Sato ve arkadaşları bu parçacıkların büyüklüklerinin 25-300 µm olduğunu tespit etmişlerdir.



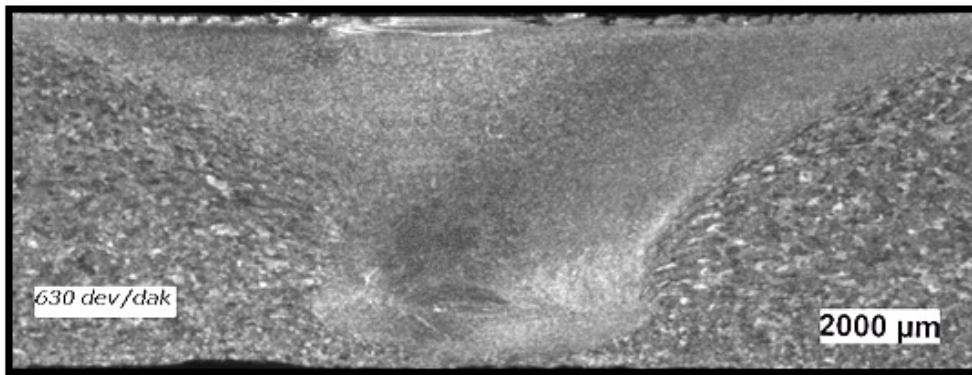


(a)

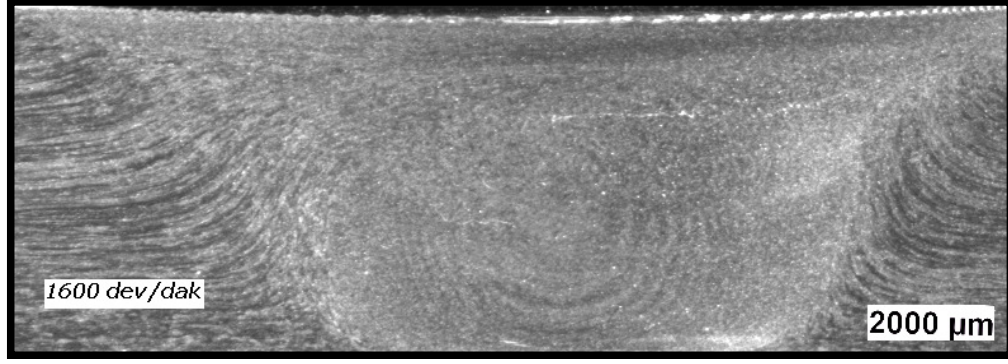
(b)

**Şekil 3.2.** Kaynaksız 5083 Alüminyum alaşımının (a) tane sınırları ve (b) içyapısı.

Kaynak bölgesinin makro yapısına bakıldığında 630 dev/dak gibi düşük devirlerde Khaled (2005)'in karışık diye adlandırdığı kaynak metali şekli gözlenirken, devir arttıkça kaynak metali elips şeklini almış, en yüksek devir ve ilerleme kullanılarak elde edilen kaynaklı birleştirmelerde ise yüksek ısı girdisi elde edildiğinden kaynak metalinin kase şeklini aldığı tespit edilmiştir (Şekil 3.3 ve 4).

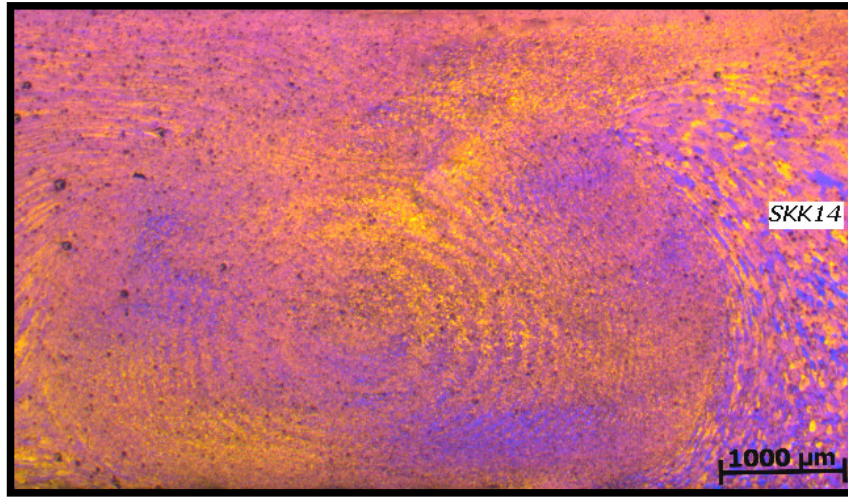


**Şekil 3.3.** 630 dev/dak takım devrinde elde edilen kaynak metalinin makro yapısı.

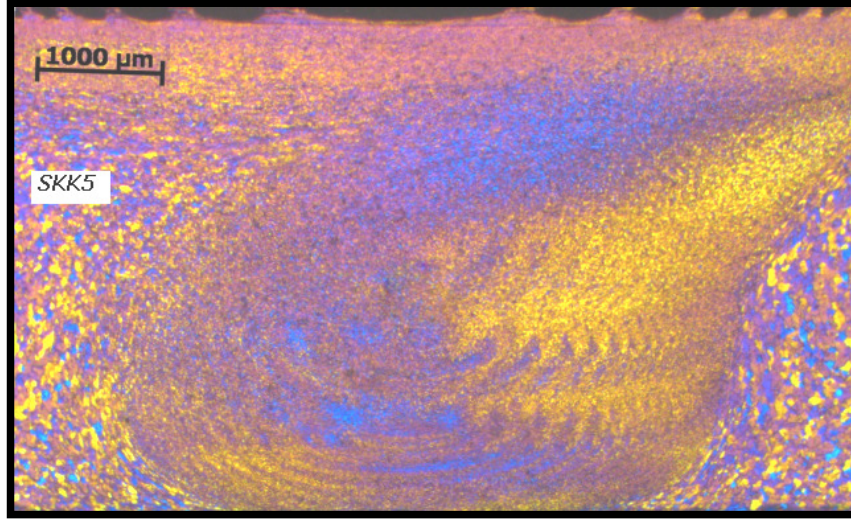


**Şekil 3.4.** 1600 dev/dak takım devrinde elde edilen kaynak metalinin makro yapısı.

Bu bölgede de soğan halkası şeklinde ifade edilen oluşumların meydana geldiği gözlemlenmektedir. Aynı zamanda kaynak hızı sabit tutulup takım devri arttırıldığında soğan halkalarının sıklaştığı gözlemlenmektedir (Şekil 3.5 ve 6).

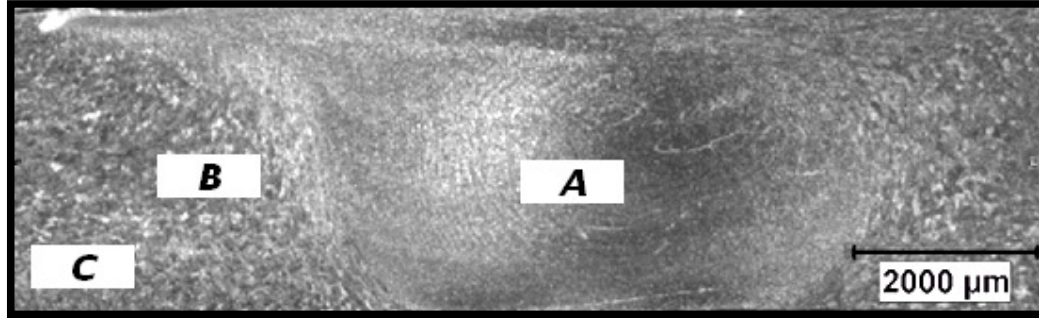


**Şekil 3.5.** SKK14 kaynak metali bölgesi



**Şekil 3.6.** SKK4 kaynak metali bölgesi

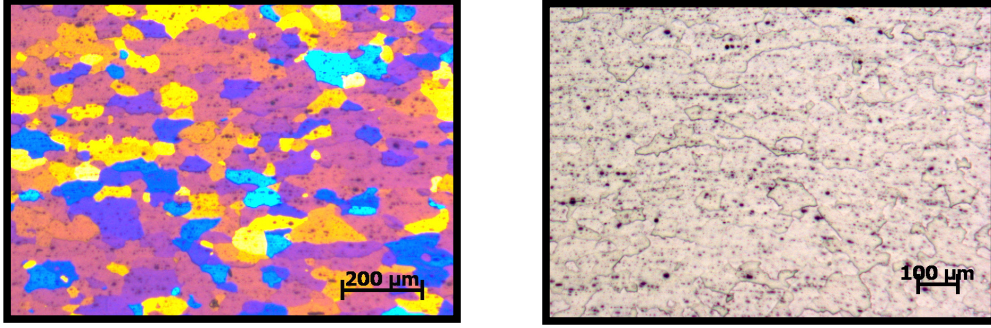
Yine numunelerin, birleştirme bölgeleri, optik mikroskop ile incelendiğinde herhangi bir kaynak hatası olmadığı tespit edilmiş ve kaynak bölgesinin optik mikroskop görüntüsü ve burada meydana gelen farklı bölgeler Şekil 3.7 'de verilmiştir.



**Şekil 3.7.** Kaynak bölgesinin optik görüntüsü.

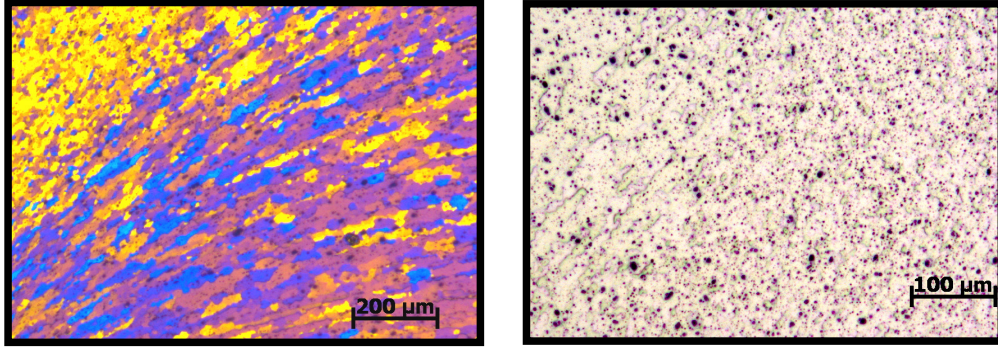
Kaynak görüntüsü C bölgesinden A bölgesine doğru incelendiğinde, IEB, TMEB ve KM olmak üzere, literatürde belirtilen üç farklı kaynak bölgesi belirlenmiştir. Burada C bölgesi IEB'ye, B bölgesi TMEB'ye ve A bölgesi de KM'ne karşılık gelmektedir.

C bölgesinin deformasyona uğramış esas metal ile aynı tane yapısı içerdiği görülmektedir (Şekil 3.8). Bu bölgede tane boyutu ortalama  $79\mu\text{m}$ 'dur. Aynı zamanda içyapıda birçok büyük parçacıklara rastlanmıştır. Kaynak esnasında bu bölgedeki sıcaklığın ( $0,3-0,6T_m$ )  $173^\circ\text{C}-345^\circ\text{C}$  arasında olduğu göz önünde bulundurulduğunda bu bölgede yeniden kristalleşme görülmeyeceği açıktır (Sato ve ark. 2001). Fakat söz konusu sıcaklık ile tane büyümesi gözlenir (Su ve ark. 2003). Kısaca bu bölgedeki tane büyüklüğü de diğer bölgelerde olduğu gibi kaynak parametrelerinden etkilenir.

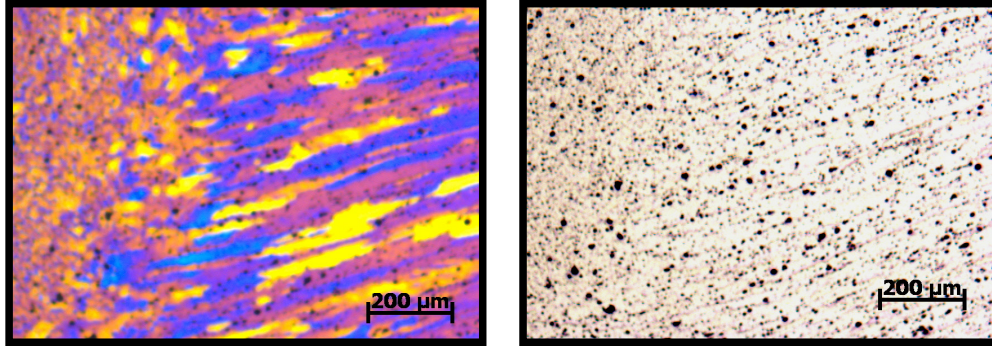


**Şekil 3.8.** SKK5 koşulunda birleştirilmiş parçanın, C bölgesine ait içyapı fotoğrafları.

B bölgesi, düzensiz tane sınırları içeren deforme olmuş taneler ve büyük parçacıklar içermektedir (Şekil 3.9). Bu bölgede tane boyutu ortalama  $50\mu\text{m}$ 'dur ve bu bölge deformasyona uğramış esas malzeme taneleri içerir (Sullivan ve Robson 2007). Bu bölgedeki işlem sıcaklığı kaynak metalinden düşük, IEB'den yüksektir. Dolayısıyla bu tane büyümesi kaçınılmazdır. Bu bölge kaynak bölgesinin üst kısmında daha genişken, parçanın tabanına doğru daraldığı görülmektedir (Ali ve Zaroog 2008). Ayrıca IEB'ye bakıldığında, bu bölgenin takım devri arttıkça, diğerlerine kıyasla daha uzun taneler içerdiği gözlenmiştir (Şekil 3.10).

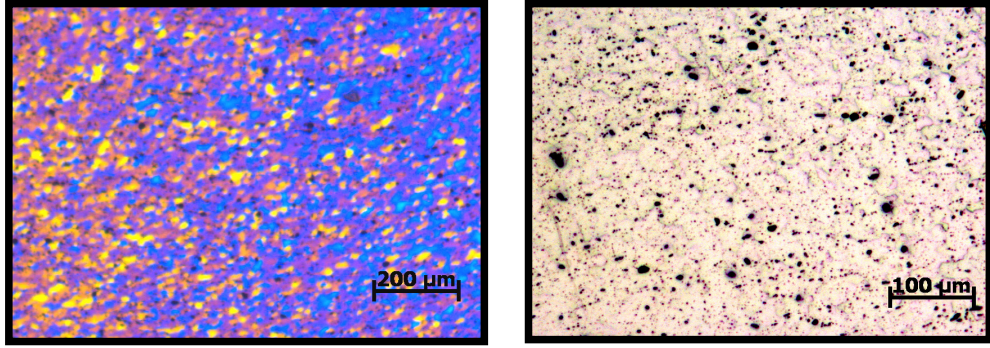


**Şekil 3.9.** SKK5 koşulunda birleştirilmiş parçanın, B bölgesine ait içyapı fotoğrafları.



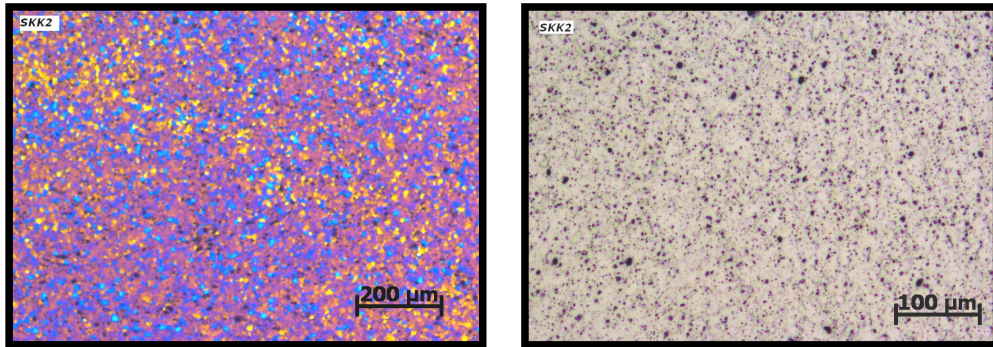
**Şekil 3.10.** SKK14 koşulunda birleştirilmiş parçanın, B bölgesine ait içyapı fotoğrafları.

A bölgesinde ise yeniden kristalleşmiş, eş eksenli ve küçük tane yapısı gözlenmektedir (Şekil 3.11). Burada da ortalama tane büyüklüğü  $14\mu\text{m}$  kadardır. Bu bölgede de büyük parçacıklardan söz etmek mümkündür. Ancak bu bölgedeki parçacık boyutu B ve C bölgelerine oranla daha küçüktür. Yapılan deneylerde, en büyük parçacıkların boyutu IEB'de yaklaşık  $24,7\mu\text{m}$  ölçülürken, TMEB'de  $16,1\mu\text{m}$  ve KM'de  $9,53\mu\text{m}$  tespit edilmiştir. Kaynak boyunca ısı ve karıştırma işleminden etkilendiği düşünüldüğünde bu parçacıkların, KM bölgesinde daha küçük boyutlarda bulunması normaldir (Sato ve ark 2001, Sato ve ark 2003).

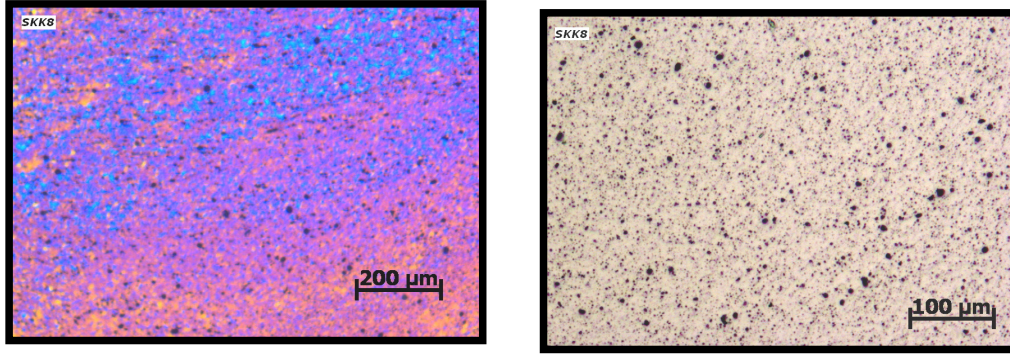


**Şekil 3.11.** SKK5 koşulunda birleştirilmiş numunenin, A bölgesine ait içyapı fotoğrafları.

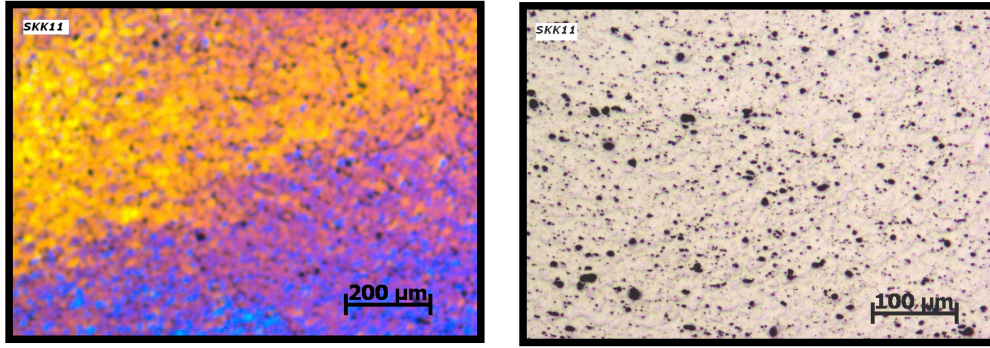
SKK3, 6, 13 ve 14 haricinde tüm kaynaklı numunelerin kaynak metali bölgesi mikro yapıları benzerlik göstermektedir (Şekil 3.12, 13, 14, 15). Fakat adı geçen numunelerde KM’de kissing bond/öpüşme yüzeyi hatası görülmüştür.



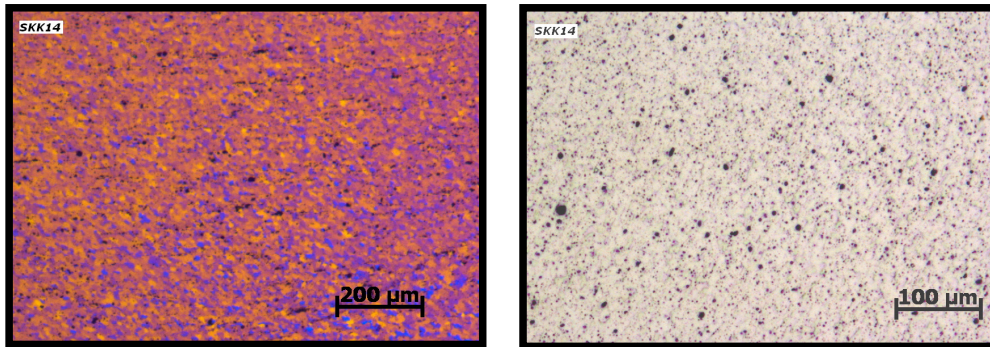
**Şekil 3.12.** SKK2 koşulunda birleştirilmiş numunenin, A bölgesine ait içyapı fotoğrafları.



Şekil 3.13. SKK8 koşulunda birleştirilmiş numunenin, A bölgesine ait içyapı fotoğrafları.



Şekil 3.14. SKK11 koşulunda birleştirilmiş numunenin, A bölgesine ait içyapı fotoğrafları.



Şekil 3.15. SKK14 koşulunda birleştirilmiş numunenin, A bölgesine ait içyapı fotoğrafları.

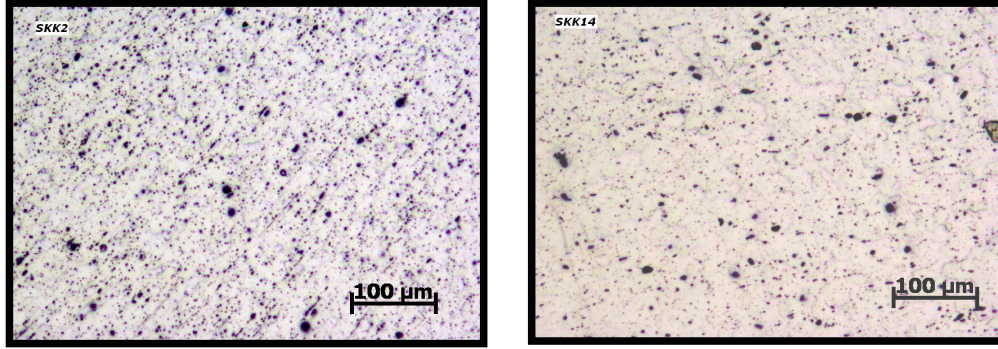
Sürtünme karıştırma kaynağında, işlem süresince meydana gelen ısı akışı büyük önem taşımaktadır. Çünkü kaynak bölgesinin iç yapısı meydana gelen bu ısıdan büyük ölçüde etkilenmektedir. Bu kaynak yönteminde omuz ile kaynakla birleştirilecek malzeme arasında ve pin ile malzeme arasında olmak üzere iki sürtünme mekanizmasından söz edilmektedir. Takım pini ile omzunun çapları göz önüne alındığında, kaynak için gerekli olan ısının büyük kısmının omuz ile malzeme arasında oluşan sürtünmeden kaynaklandığı açıktır (Hirata ve ark 2007). Hirata ve arkadaşları takım omzu ile malzeme arasındaki sürtünmeden kaynaklanan ısı akışını aşağıdaki formül ile tanımlamaktadırlar.

$$Q = \frac{4}{3} \pi^2 \mu P R_t D^3 \dots\dots\dots(1)$$

Bu formülde  $\mu$  sürtünme katsayısını,  $R_t$  takım devrini,  $P$  takımın uyguladığı basıncı,  $D$  ise takım omuz çapını ifade etmektedir. Bu formül takım parça içersinde sabit dururken geçerlidir. Takım ilerlemeye başladığında, ısı akışı  $Q/V$  şeklinde değerlendirilebilir. 1 nolu formüle bakıldığında, bu çalışma için değişen tek değer takım devri olduğu, diğer tüm parametrelerin tüm kaynaklı birleştirmelerde sabit olduğu görülmektedir. Dolayısıyla  $Q/V$  ifadesi  $R_t/V$  şeklinde değerlendirilebilir.  $R_t/V$  değeri ile tane boyutu ve şekillendirilebilirlik arasında yakın ilişki vardır. Kaynak bölgesinin sertliği, sürtünme ısı akışının azalması ile artmaktadır. Çünkü kaynak metalindeki tane boyutu, sürtünme ısı akışının artması ile azalmaktadır (Hirata ve ark 2007). Bu da kaynak hızı sabit tutulup, takım devri iki katına çıkarıldığında kaynak metali bölgesinde (KM), ortalama tane yapısının takım devrinin artması ile neden küçüldüğünü açıklamaktadır. SKK5 nolu numunenin takım devri 800dev/dak iken SKK14 nolu numunenin takım devri 1600dev/dak'dır. SKK5'den ölçülen ortalama tane boyutu yaklaşık 17,25 $\mu$ m iken SKK14'ten ölçülen ortalama tane boyutu yaklaşık 8,83 $\mu$ m'dur. Ayrıca Şekil 3.16'da da görüldüğü gibi iç yapı içersindeki parçacıklarda da artan takım devri ile daha iyi dağılmıştır. Fakat SKK14 nolu numunenin KM'deki parçacıkların ortalama büyüklüğü yaklaşık 14,29 $\mu$ m iken SKK5 nolu numunenin KM'ndeki parçacıkların ortalama büyüklüğü yaklaşık 8,37 $\mu$ m'dur. İç yapı içersinde bulunan ancak katılma sıcaklığı işlem sıcaklığının

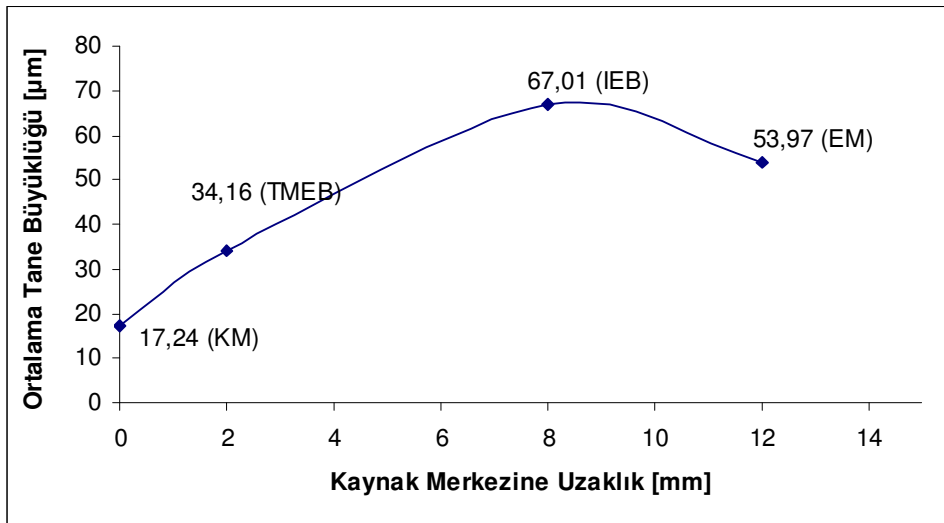


çok üzerinde olan bu parçacıklara, işlem nedeniyle uygulanan ısı arttıkça bu parçacıkların da büyümesi kaçınılmaz olacaktır (Sato ve ark 2001).

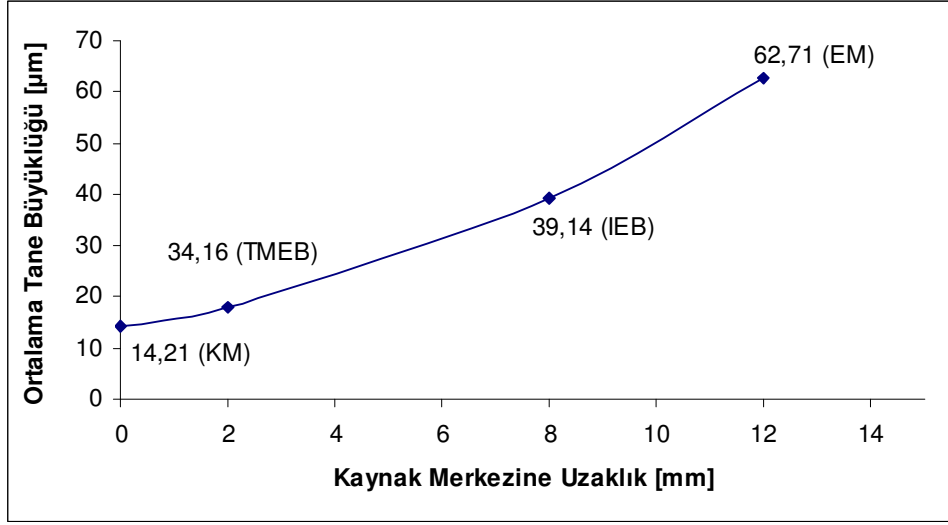


**Şekil 3.16.** SKK5 ve SKK14 koşulunda birleştirilmiş numunelerin, KM bölgesi.

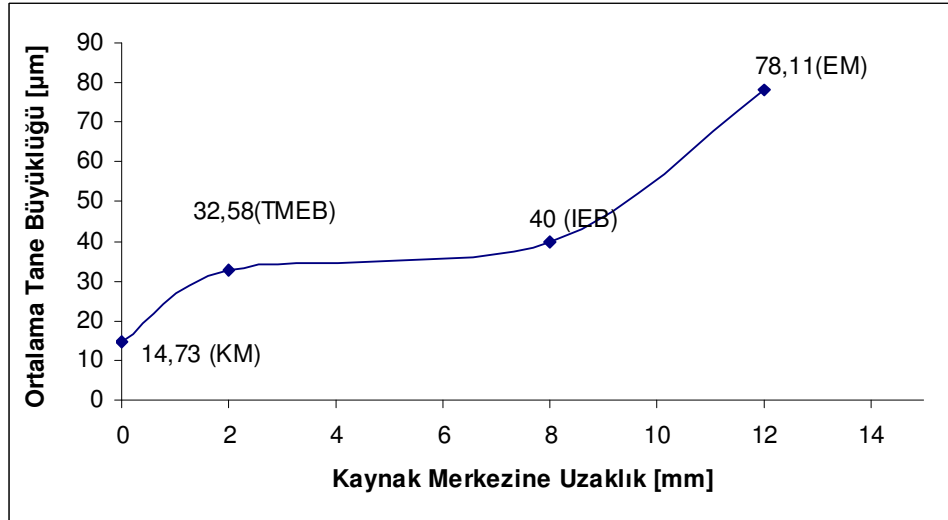
Ayrıca kaynak hızı sabit tutularak farklı takım devirleri kullanılarak yapılan kaynaklı birleştirmelerde kaynak bölgesinden ölçülen ortalama tane boyutunun değiştiği gözlemlenmiştir. Kaynak metali olarak tanımladığımız kısım hem karıştırma işleminden hem de sürtünme ısısından etkilendiği için bu bölgeden ölçülen ortalama tane boyutunun kaynak devri ile değişimi daha belirgin görülmektedir. Şekil 3.17,18,19,120 ve 21’de aynı kaynak hızı ve farklı takım devirlerinde kaynak bölgelerinden ölçülen ortalama tane boyutları verilmiştir.



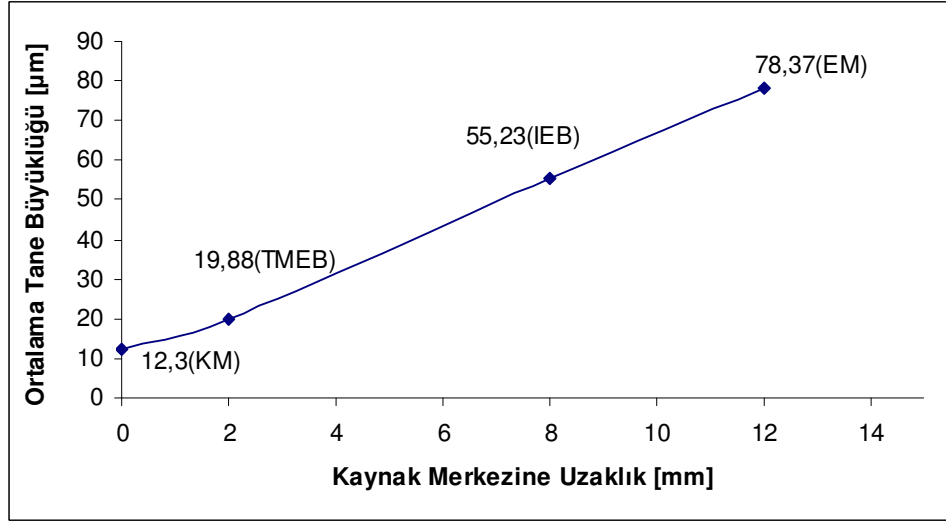
**Şekil 3.17.** SKK2 nolu numunenin KM, TMEB ve IEB bölgelerinden ölçülen ortalama tane boyutu ( $\mu\text{m}$ )



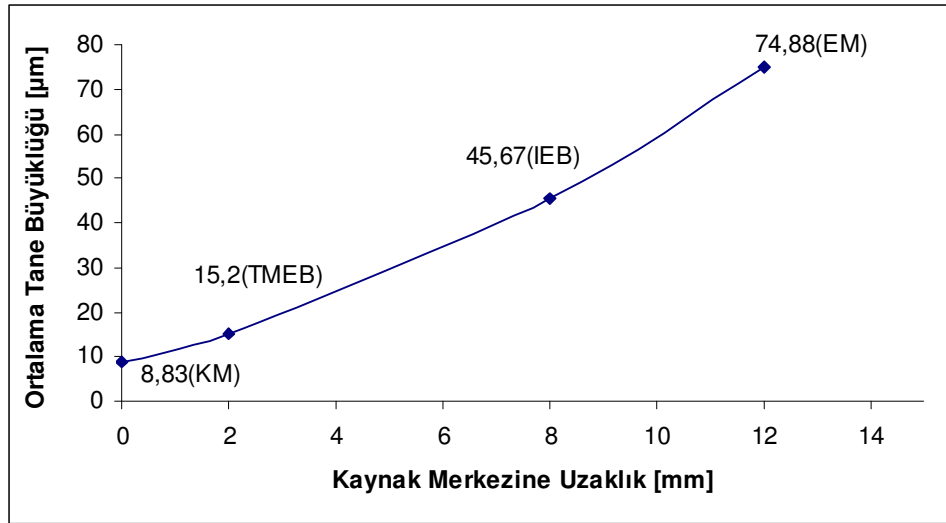
**Şekil 3.18.** SKK5 nolu numunenin KM, TMEB ve IEB bölgelerinden ölçülen ortalama tane boyutu ( $\mu\text{m}$ )



**Şekil 3.19.** SKK8 nolu numunenin KM, TMEB ve IEB bölgelerinden ölçülen ortalama tane boyutu ( $\mu\text{m}$ )



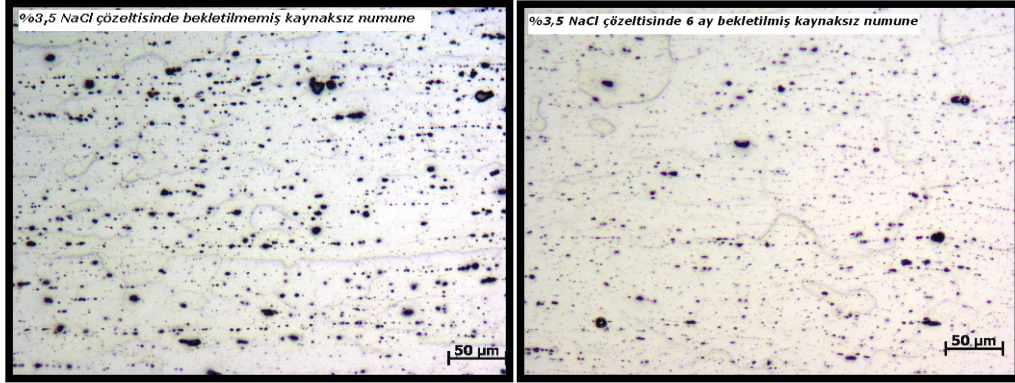
**Şekil 3.20.** SKK11 nolu numunenin KM, TMEB ve IEB bölgelerinden ölçülen ortalama tane boyutu ( $\mu\text{m}$ )



**Şekil 3.21.** SKK14 nolu numunenin KM, TMEB ve IEB bölgelerinden ölçülen ortalama tane boyutu ( $\mu\text{m}$ )

AA5083 alaşımı korozyon dayanımı ile bilinen Al alaşımıdır. Bu nedenle deniz araçlarında sıklıkla kullanılırlar (Park ve ark 2009). Sürtünme karıştırma kaynağının, malzemenin korozyon dayanımına etkisini belirlemek üzere sürtünme

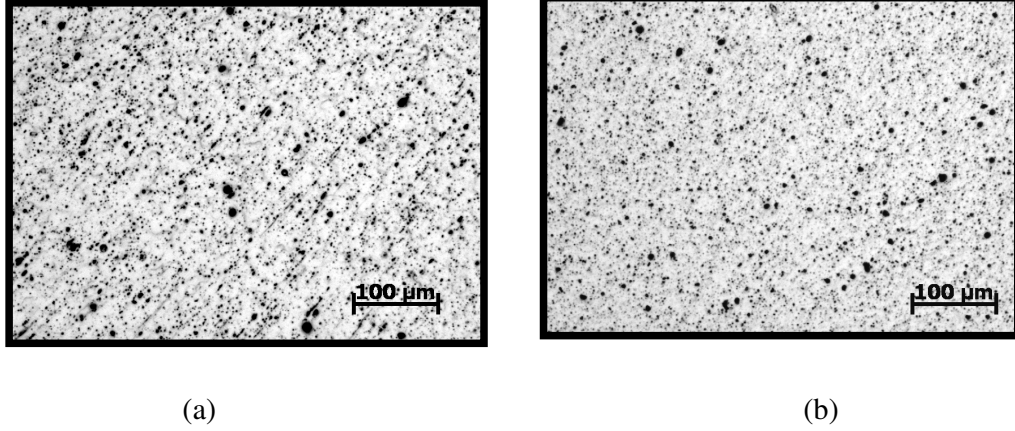
kariştirme kaynağından sonra numunelerin bir kısmı oda sıcaklığında %3,5NaCl çözeltisinde 1,3 ve 6 ay bekletilmişlerdir. Sürtünme kariştirme kaynağının kaynak bölgesinin korozyon dayanımını incelemek üzere esas malzeme numuneleri de %3,5NaCl çözeltisinde aynı sürelerde bekletilmiştir. Şekil 3.22’te sırasıyla %3,5 NaCl çözeltisinde bekletilmemiş ve %3,5 NaCl çözeltisinde 6 ay bekletilmemiş kaynaklı esas malzemelerin iç yapısı, Şekil 3.23 ve 24’te farklı kaynak parametreleri ile birleştirilmiş, %3,5NaCl çözeltisinde 6 ay bekletilmiş ve hiç bekletilmemiş numunelerin kaynak metali bölgesinin içyapı görüntüleri verilmiştir. Görüntülerde de görüldüğü üzere gerek bekletilmeyen esas malzeme numuneleri ile kaynaklı numuneler, gerekse 6 ay bekletilmiş esas malzeme numuneleri ile kaynaklı numuneler arasında içyapı bakımından herhangi bir farklılığa ya da numunelerin korozyona uğradığına dair herhangi bir belirtiye rastlanılmamıştır. Ancak Şekil 3.24’te iç yapı içerisinde düzgün dağılan  $Al_6(Fe,Mn)$  gibi parçacıkların bekleme süresince yeniden toparlandıkları dikkati çekmektedir.



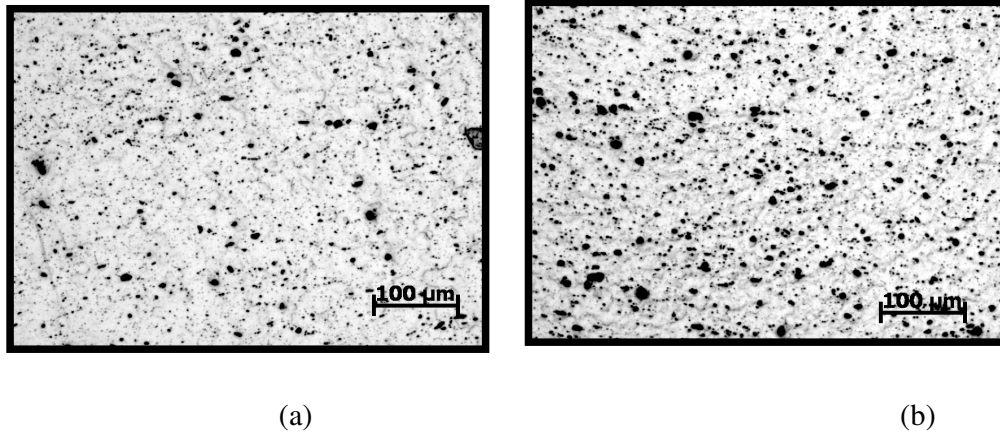
(a)

(b)

**Şekil 3.22.** Kaynaklı malzemenin iç yapısı fotoğrafları (a) Esas numune (b)%3,5 NaCl ‘de 6 ay bekletilmiş numune



**Şekil 3.23.** SKK5 koşulunda birleştirilmiş parçanın, kaynak metaline ait iç yapı fotoğrafları (a)Esas numune (b)%3,5 NaCl 'de 6 ay bekletilmiş numune



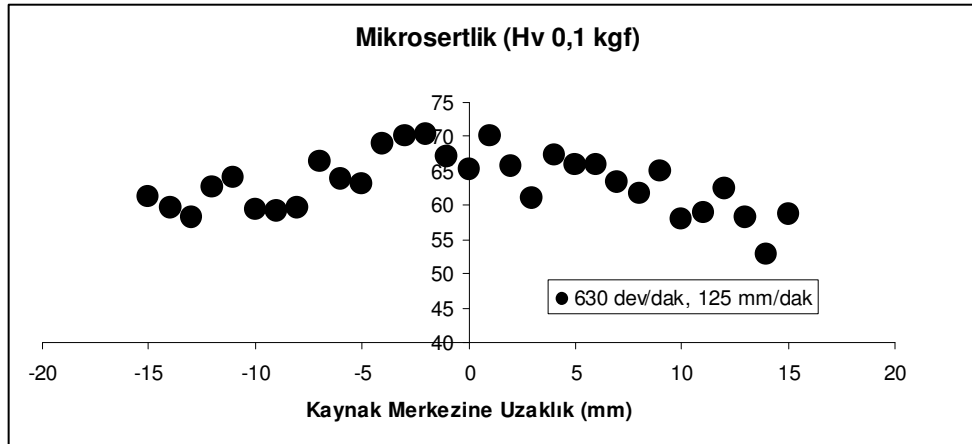
**Şekil 3.24.** SKK14 koşulunda birleştirilmiş parçanın, kaynak metaline ait iç yapı fotoğrafları (a)Esas numune (b)%3,5 NaCl 'de 6 ay bekletilmiş numune

### 3.3. Mikrosertlik

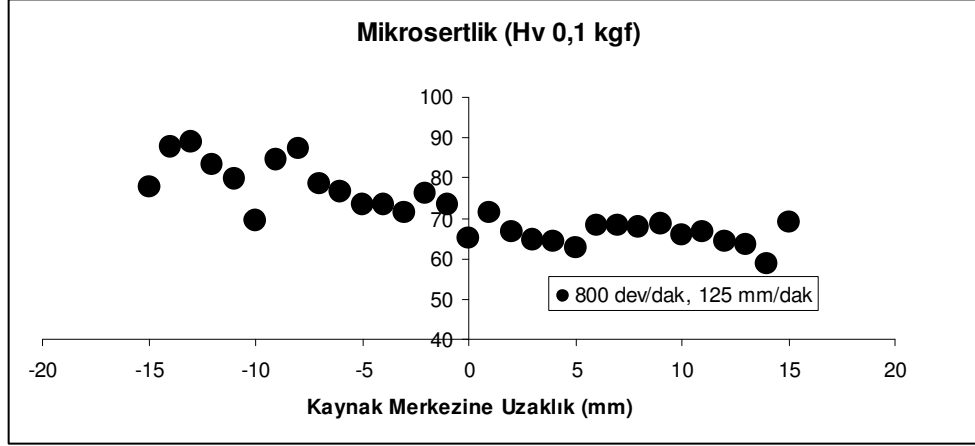
5000 serisi alüminyum alaşımlarının geleneksel kaynak yöntemleri ile birleştirilmesi esnasında meydana gelen ısı çevrimlerin, özellikle ısıdan etkilenen bölge (IEB)'de yeniden kristalleşme ve tane büyümesine sebep olduğu, dolayısıyla bu alaşımların dayanım ve sertlik özelliklerini kayb ettikleri bilinmektedir.

Fakat literatürde sürtünme karıştırma kaynağı ile 5000 serisi alüminyum alaşımlarının birleştirilmesinde bu tür problemlerle karşılaşıldığı görülmemiştir (Zucchi ve ark 2001).

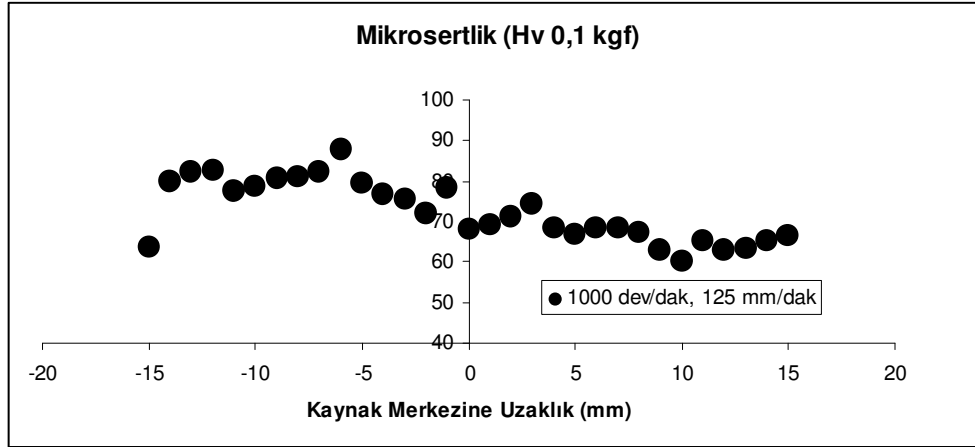
Sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilen AA5083-H113 alüminyum alaşımının kaynak bölgesinde yapılan mikrosertlik ölçüm çalışmalarında, bu bölgede, ısıl işlem uygulanabilen alüminyum alaşımlarındaki kadar dikkat çekici bir sertlik düşüşüne rastlanmamıştır. Kaynak işlemi uygulanmamış esas malzemenin mikrosertliğinin 77-86Hv, kaynaklı numunelerden alınan sertlik değerlerinin minimumunun 62Hv ve maksimumunun 98Hv olduğu göz önüne alındığında, diğer kaynak yöntemlerine kıyasla, kaynak bölgesinde sertlik düşüşü olduğu söylenemez. Şekil 3.25, 26, 27, 28 ve 29'da sabit kaynak hızı ve farklı takım devirlerine ait mikrosertlik grafikleri verilmiştir. Grafiklerden de anlaşılacağı üzere takım devri arttıkça sertlik de artmaktadır. Ayrıca takım devri sabit tutulup, kaynak hızı arttırıldığında sertlik değerlerinde artış gözlenmektedir.



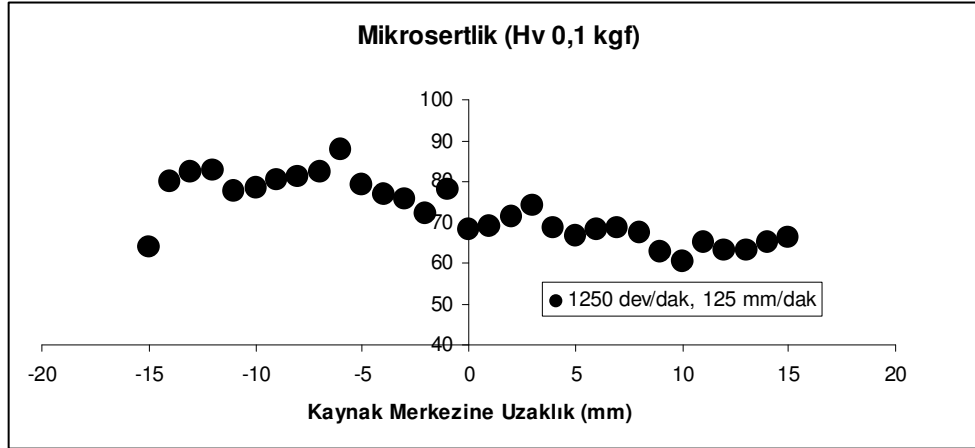
**Şekil 3.25** SKK2 nolu numunenin mikrosertlik dağılımı



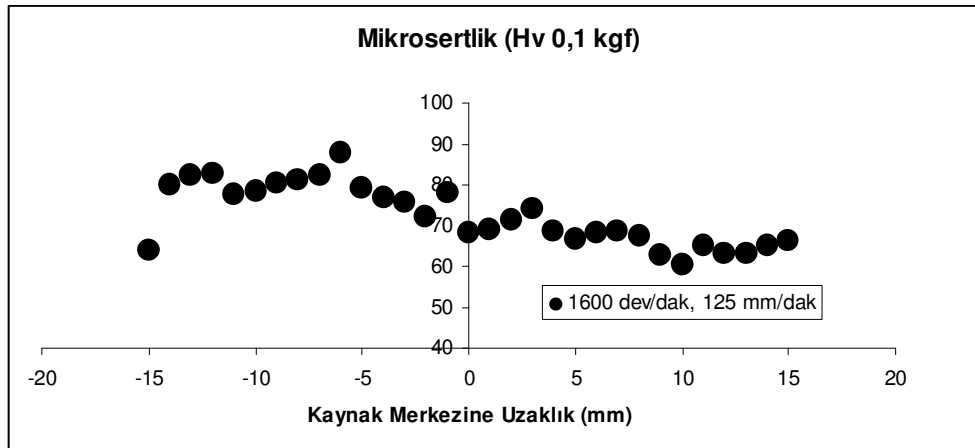
Şekil 3.26 SKK5 nolu numunenin mikrosertlik dağılımı



Şekil 3.27 SKK8 nolu numunenin mikrosertlik dağılımı



**Şekil 3.28** SKK11 nolu numunenin mikrosertlik dağılımı



**Şekil 3.29** SKK14 nolu numunenin mikrosertlik dağılımı

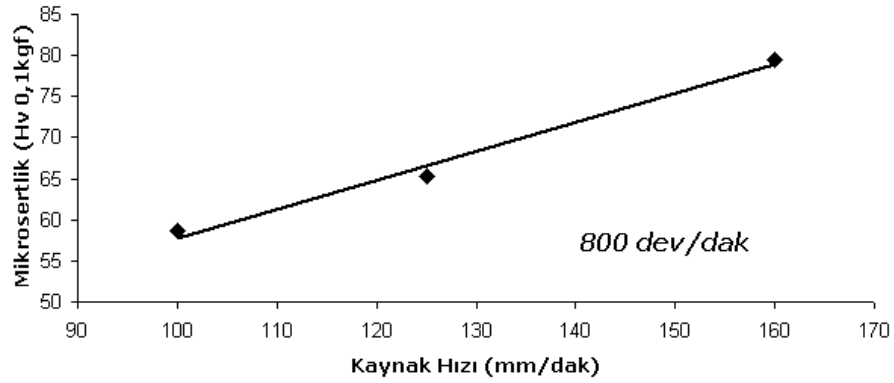
Mikrosertlik ölçümlerine genel olarak bakıldığında minimum sertliğin kaynak metalinden değil IEB ya da TMEB'den ölçüldüğü görülmektedir. Bunun nedeni ise bu bölgede yeniden kristalleşme oluşmasızın meydana gelen dinamik yeniden toparlanmadır (Sato ve ark 2003).



Ayrıca Şekil 3. 25-29'da görüldüğü üzere, ilerleme kenarı tarafındaki sertlik değerlerinin, az da olsa yığma kenarı tarafından ölçülenlerden farklı olduğu gözlemlenmektedir.

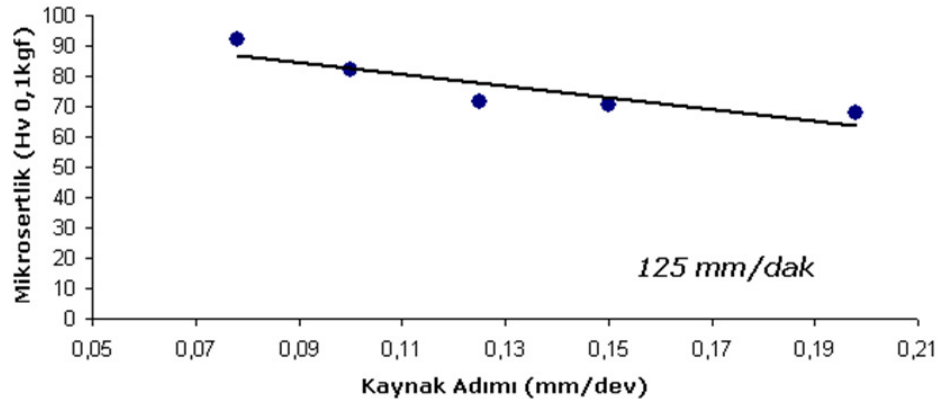
SKK esnasında, takım malzemeye ilk daldırıldığında, malzeme pinden kaynaklanan bir boşluk oluşur. Bu sırada takım omzu altındaki ve pini etrafındaki malzeme ısı ve basınç ve karıştırmanın etkisi ile hamurlaşmıştır. Takım ilerledikçe hamurlaşmış malzeme pin ya da omuz tarafından ilerleme kenarından yığma kenara doğru sürülür (Kumar ve Kailas 2008). Ancak yığma kenardaki malzeme ilerleme kenarına doğru gelmez, takımın arkasına doğru itilir (Zhang ve Zhang 2009). İlerleme kenarında hamurlaşmış malzemenin hareket yönü ile kaynak yönü zıt yönlü iken yığma kenarında aynı yönlüdür (Firouzdor ve Kou 2009). Bazı çalışmalarda bu hareket aynı ve zıt yönlü frezeleme işlemlerine benzetilmektedir (Payton 2002). Bu nedenden dolayı ilerleme kenarında daha fazla kayma meydana gelir ve bu bölgedeki işlem ısı artar. Nandan ve ark ile Cho ve ark hem deneysel çalışmalarında hem de bilgisayar simülasyonlarında, ilerleme kenarı ile yığma kenarı arasında 100°C'lik bir fark ölçmüşlerdir. İlerleme kenarında meydana gelen ekstra ısı artışı bu bölgeden ölçülen sertlik değerinin diğerine göre az da olsa farklı olmasını açıklamaktadır.

Şekil 3.30'da 800 dev/dak takım devri için üç farklı kaynak hızı kullanılarak yapılan SKK'lı birleştirmelerde kaynak merkezinin sertliğinde artış görülmektedir (Çam 2003, , Sato ve ark 2001, Sato ve ark 2003, Lim ve ark 2005, Uematsu ve ark 2009)



**Şekil 3.30** Kaynak hızına bağlı kaynak merkezi mikrosertlik değerlerinin değişimi

Diğer yandan kaynak bölgesinin sertliği, sürtünme ısısı akışının azalması ile artmakta olduğu bilinmektedir (Hirata ve ark 2007). Burada sürtünme ısısı akışı takım devri / kaynak hızı şeklinde alındığında kaynak adımı arttıkça sertliğin azalacağı açıktır. Yapılan deneysel çalışmalardan elde edilen sonuçlar da aynı yöndedir (Şekil 3. 31).



**Şekil 3.31** Kaynak Hızı / Takım Devri oranına bağlı kaynak merkezinde mikrosertlik değerlerinin değişimi

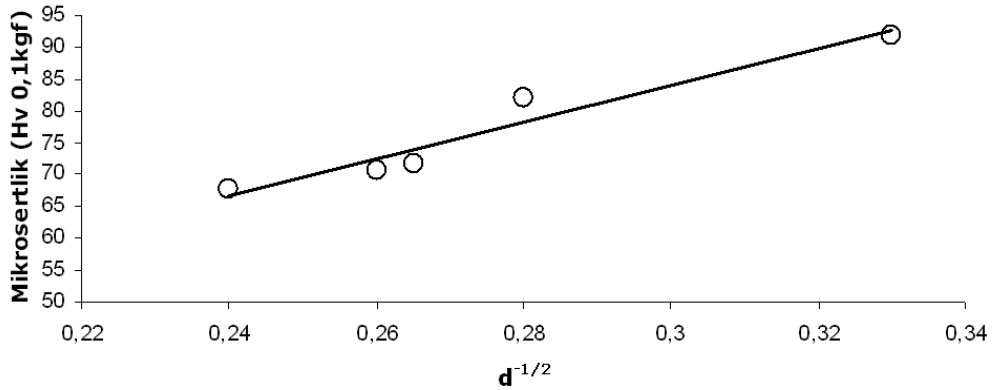
Oda sıcaklığında metalik malzemelerin akma dayanımı, genel olarak tane boyutunun küçülmesi ile artar. Bu Hall-Petch bağıntısı olarak bilinir (Olejnik ve Rosochowski 2005).

$$\sigma_y = \sigma_o + k_y \cdot d^{-\frac{1}{2}} \dots\dots\dots(2)$$

Bu eşitlikte  $\sigma_o$ , sürtünme gerilmesi,  $k_y$  akma sabiti ve  $d$  ise tane boyutudur. Eşitlikte de görüldüğü üzere akma dayanımı arttıkça tane boyutu küçülecektir. Soğuk sertleştirilen metallerde malzeme sertliği ile akma dayanımı arasında  $H_v=3\sigma_y$  şeklinde bir ilişki vardır (Sato ve ark 2003). Bu ilişkiden yararlanılarak,

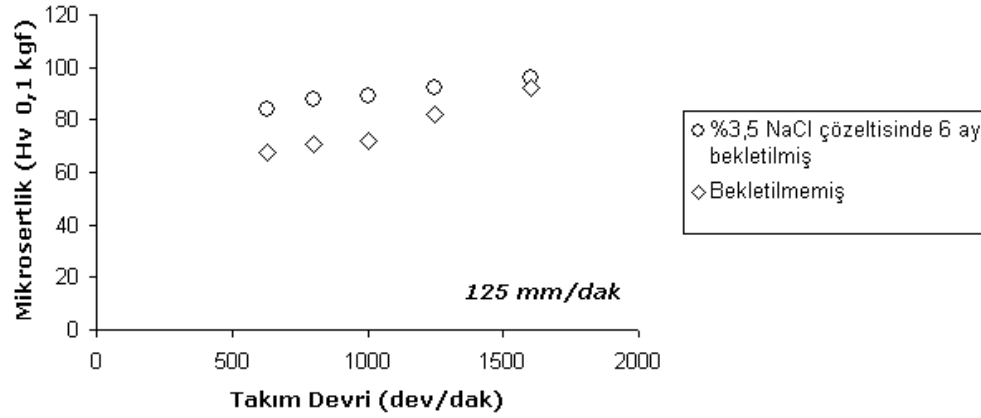
$$H_v = H_o + k_h \cdot d^{-\frac{1}{2}} \dots\dots\dots(3)$$

şeklinde yazılabilir. Bu eşitlik de malzemenin sertliğinin artmasıyla tane boyutunun küçüleceği görülmektedir. 125mm/dak sabit kaynak hızı ile beş farklı takım devri kullanılarak yapılan birleştirmelerin kaynak metali bölgesinden alınan mikrosertlik değerleri ile aynı bölgelerden ölçülen tane boyutu kullanılarak oluşturulan  $H_v-d^{-1/2}$  grafiği (Şekil 3.32) de bu eşitliği doğrular niteliktedir.



**Şekil 3.32** Ortalama tane boyutuna bağlı mikrosertlik değerlerinin değişimi

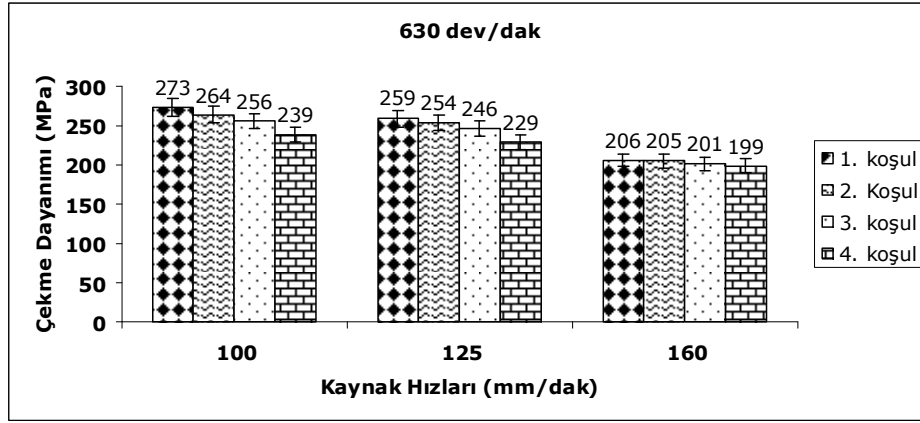
%3,5 NaCl çözeltisi içerisinde 1, 3 ve 6 ay bekletilen kaynaklı ve kaynaklısız numunelerin mikrosertlik değerlerinde artış gözlenmiştir. Kaynaklısız esas malzemenin sertliği 77-86Hv iken 6 ay %3,5 NaCl çözeltisinde bekletildiğinde sertlik değeri 82-93Hv değerleri arasında ölçülmüştür. Aynı şekilde %3,5 NaCl çözeltisinde 6 ay bekletilmiş kaynaklı birleştirmeler ile bekletilmeyenler arasında sertlik artışı gözlenmiştir. Şekil 3.33 125mm/dak kaynak hızı ve farklı takım devirlerinde birleştirilmiş numunelerin %3,5 NaCl çözeltisinde 6 ay bekletildikten sonra ve bekletilmeden KM'den ölçülen sertlik değerleri bu artışa dikkat çekmektedir.



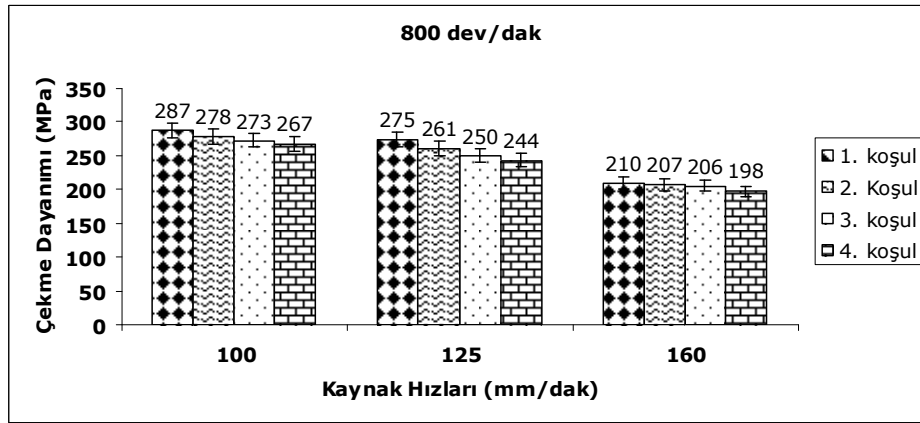
Şekil 3.33 Takım devrine bağlı mikrosertlik değerlerinin değişimi

### 3.4. Çekme Deneyi Sonuçları

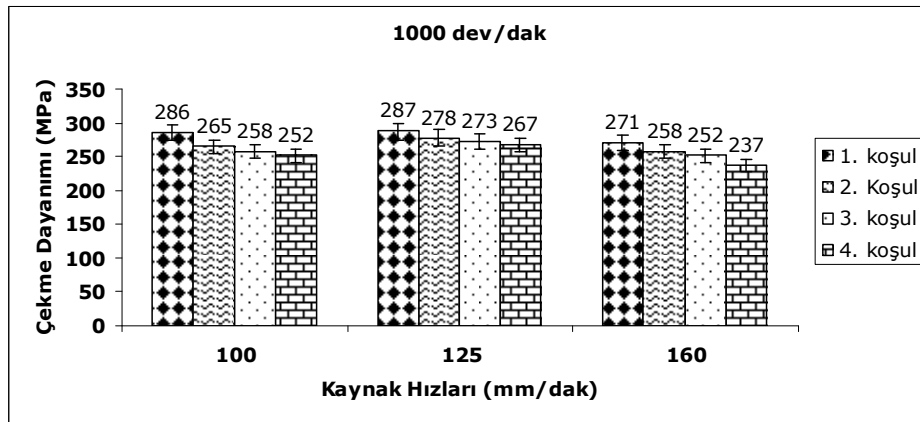
Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile alın kaynağı yapılan AA5083 alüminyum alaşımı levhaların çekme dayanımını tespit etmek ve esas malzeme ile kıyaslamak amacıyla levhalardan beşer adet çekme numunesi hazırlanarak TS138 EN10001-1 sayılı standarda uygun olarak çekme deneyine tabi tutulmuşlardır. Çekme deneyinin sonuçları Şekil 3.34, 35, 36, 37, 38'de ve uzama miktarları Şekil 3.42, 43, 44, 45, 46'da verilmiştir. Burada 1. koşul %3,5 NaCl çözeltisinde, bekletilmemiş numuneleri, 2. koşul %3,5 NaCl çözeltisinde 1 ay bekletilmiş numuneleri, 3. koşul %3,5 NaCl çözeltisinde 3 ay bekletilmiş numuneleri, 4. koşul ise %3,5 NaCl çözeltisinde 6 ay bekletilmiş numuneleri ifade etmektedir.



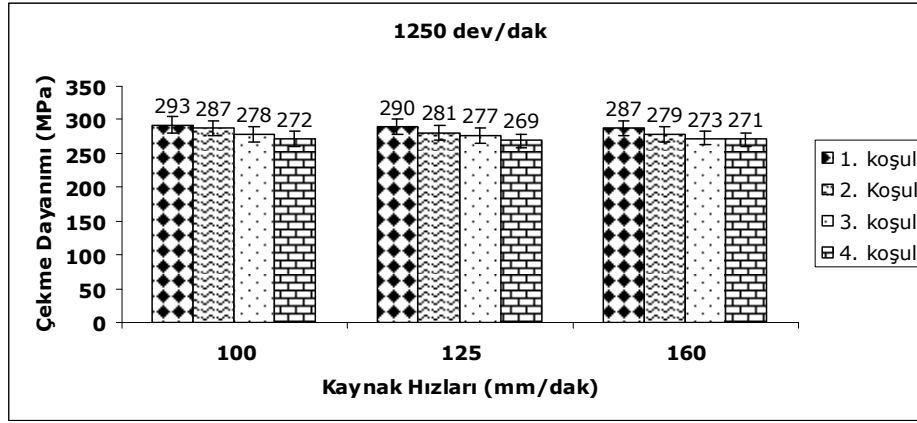
Şekil 3.34 630 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile çekme dayanımının değişimi



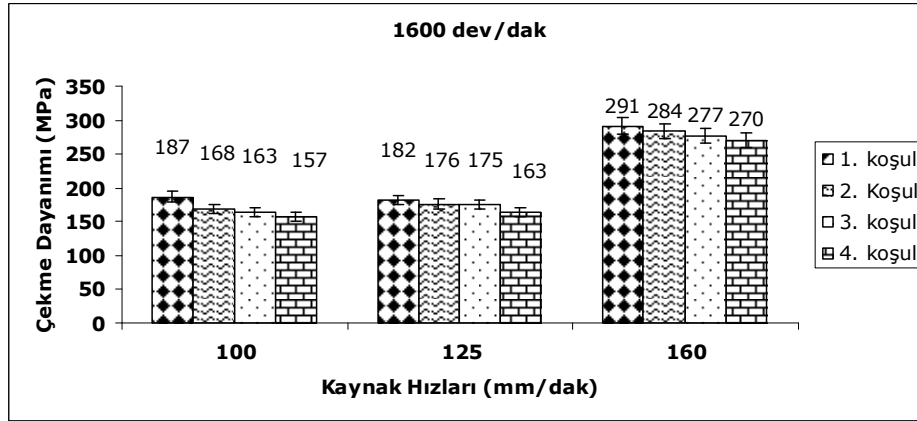
Şekil 3.35 800 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile çekme dayanımının değişimi



Şekil 3.36 1000 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile çekme dayanımının değişimi

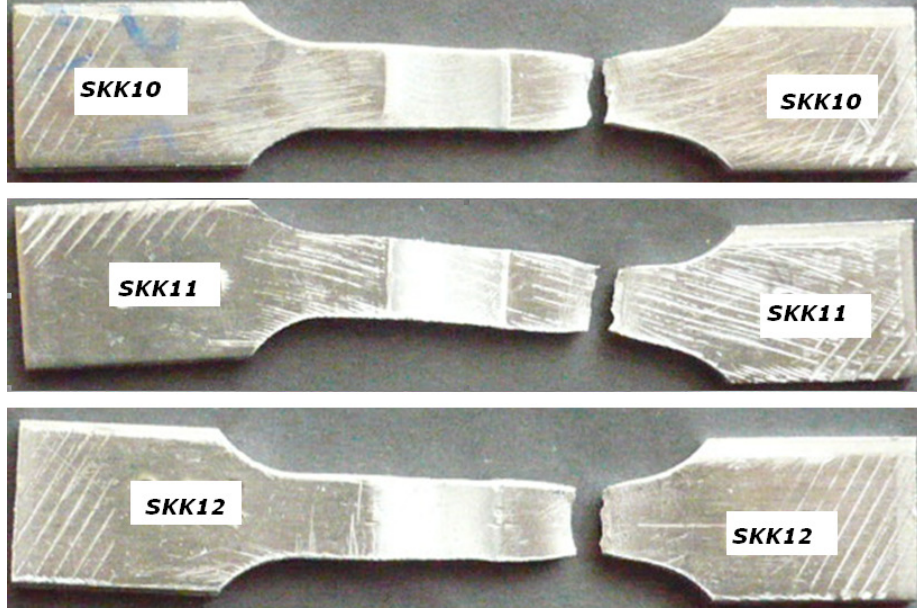


Şekil 3.37 1250 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile çekme dayanımının değişimi



Şekil 3.38 1600 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile çekme dayanımının değişimi

Sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilen AA5083-H113 levhalardan %3,5 NaCl çözeltisinde bekletilmemiş olan levhalardan çıkartılan numunelerle yapılan çekme deneylerinden elde edilen sonuçlara göre kaynaklı birleştirilmiş numunelerden elde edilen en yüksek çekme dayanımı 293MPa ve en düşük çekme dayanımı 259MPa olarak ölçülmüştür. 1250 dev/dak takım devri ve 100,125 , 160 mm/dak kaynak hızları ile 1600 dev/dak takım devri ve 160 mm/dak kaynak hızında en iyi kaynak performansları elde edilirken çekme dayanımlarının kabaca birbirine yakın olduğu gözlemlenmiştir. Ayrıca Şekil 3. 39'da görüldüğü gibi kopma esas malzemede gerçekleşmiştir.



**Şekil 3. 39.** 10, 11 ve 12 nolu çekme numuneleri.

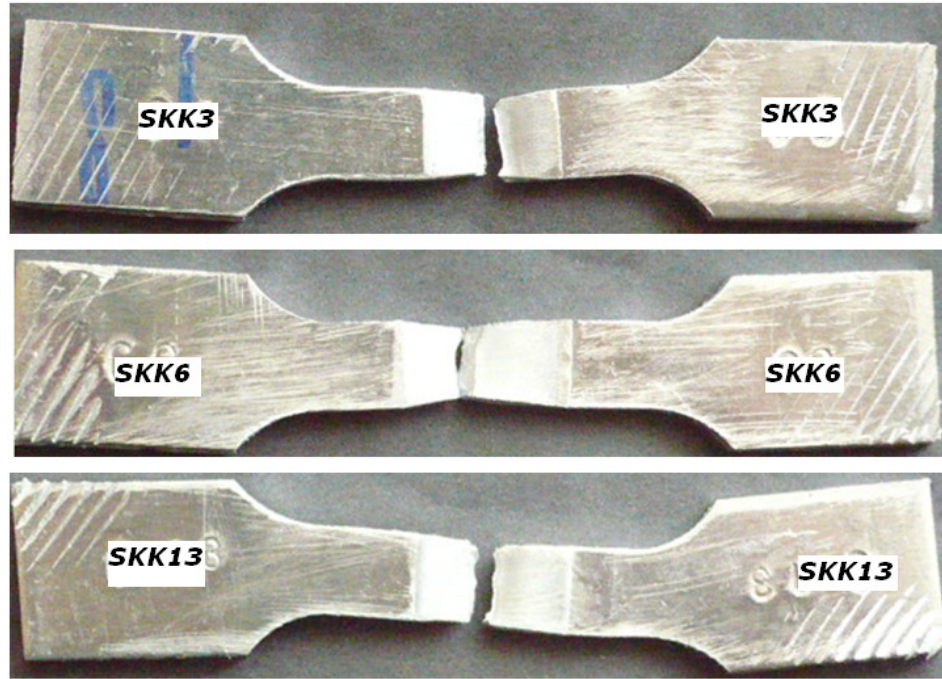
630 ve 800 dev/dak takım devrinde 100 ve 125 mm/dak kaynak hızlarında ve 1000 dev/dak takım devri ve 100,125, 160 mm/dak kaynak hızlarında ortalama performanslar elde edilmekle birlikte esas malzemede kopma görülmüştür.

Esas malzemeden kopma gösteren tüm numunelerin geneline bakıldığında takım devri ve kaynak hızı arttırıldığında kaynak performansının arttığı görülmektedir. Bunun nedeni ise seçilen kaynak parametrelerinin SKK için uygun sürtünme ısını meydana getirebilmesidir. Kaynak metali bölgesinde ısı arttıkça meydana gelen yeniden kristalleşmiş tanelerin ortalama büyüklükleri azalmakta ve esas malzemeye göre daha iyi mikro yapı elde edilmektedir. Bu nedenle çekme esnasında, esas malzemede kopma gerçekleşmektedir. Fakat tane yapısı küçüldükçe mikrosertlik arttığından malzeme sünekliğini kaybetmekte, daha kırılgan hale gelmekte ve en iyi kaynak kalitesi elde edilen şartlarda bile esas malzemeye göre daha düşük çekme mukavemeti elde edilmektedir.

Ancak eksik kaynak nüfuziyeti vb. gibi gözle görülür bir kaynak kusuru bulunmamasına karşın 1600 dev/dak takım devri ve 125 mm/dak kaynak hızında kopma TMEB’de görülmüştür. Diğer numunelerde ise kopma kaynak metalinde gerçekleşmiştir.



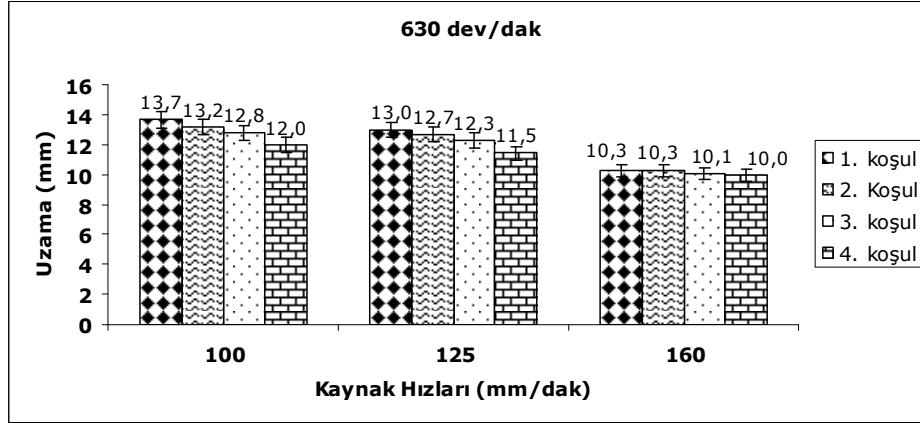
Şekil 3.40. 14 nolu çekme numunesi



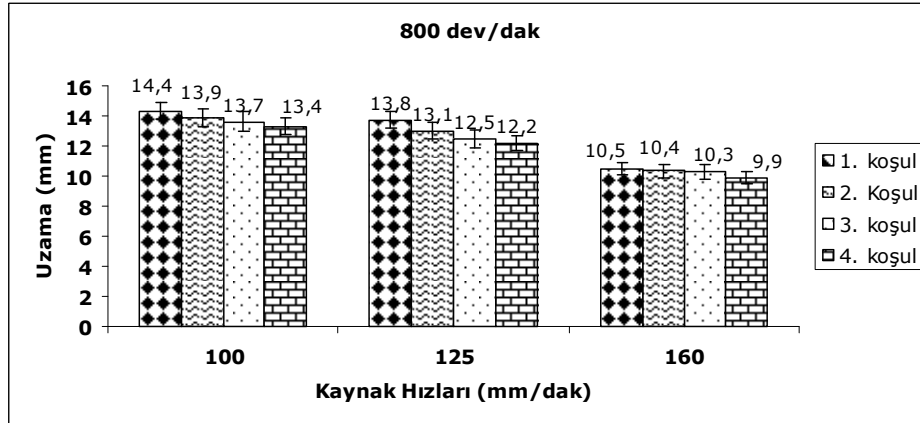
Şekil 3.41. 3, 6, 13 nolu çekme numuneleri

Çekme esnasında ölçülen uzama miktarları ise Şekil 3. 42, 43, 44, 45 ve 46’da görüldüğü gibi çekme dayanımları ile ilişki göstermektedir

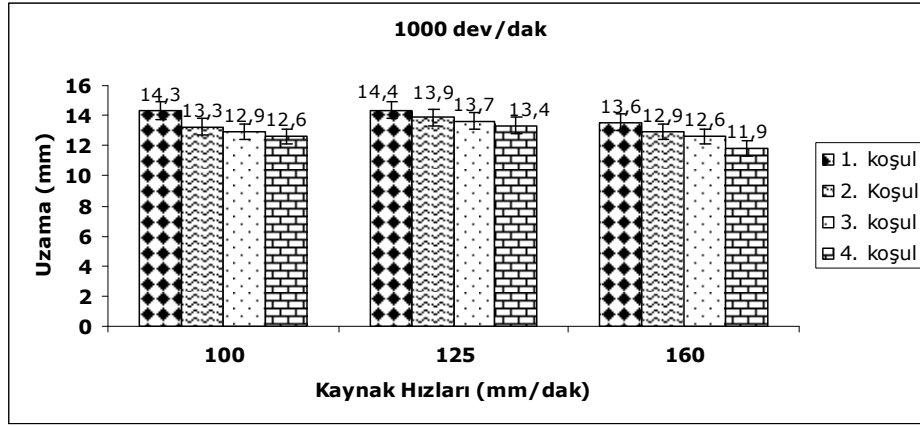




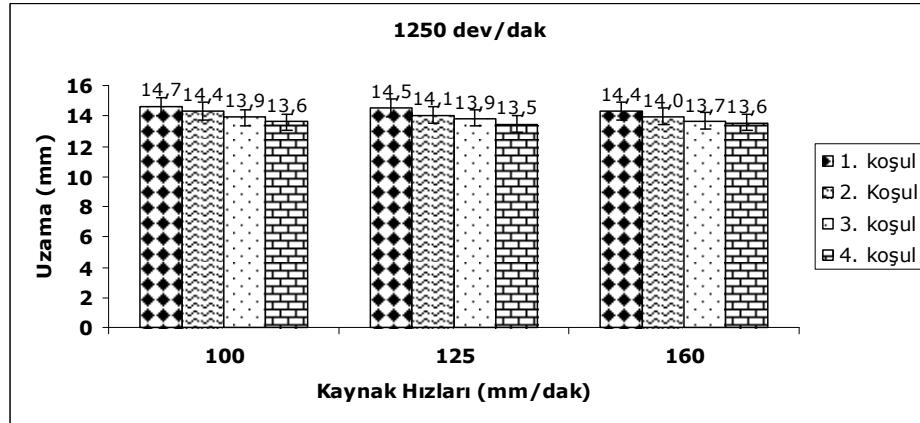
**Şekil 3.42.** 630 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile uzama miktarının değişimi



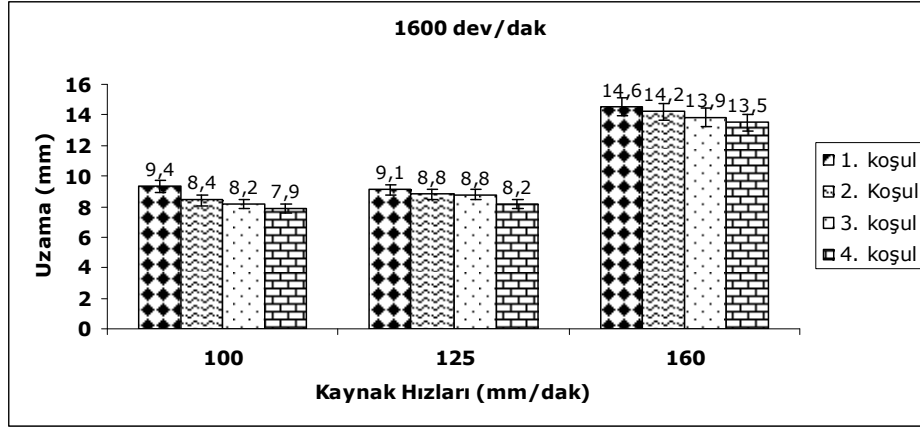
**Şekil 3.43.** 800 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile uzama miktarının değişimi



**Şekil 3.44.** 1000 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile uzama miktarının değişimi

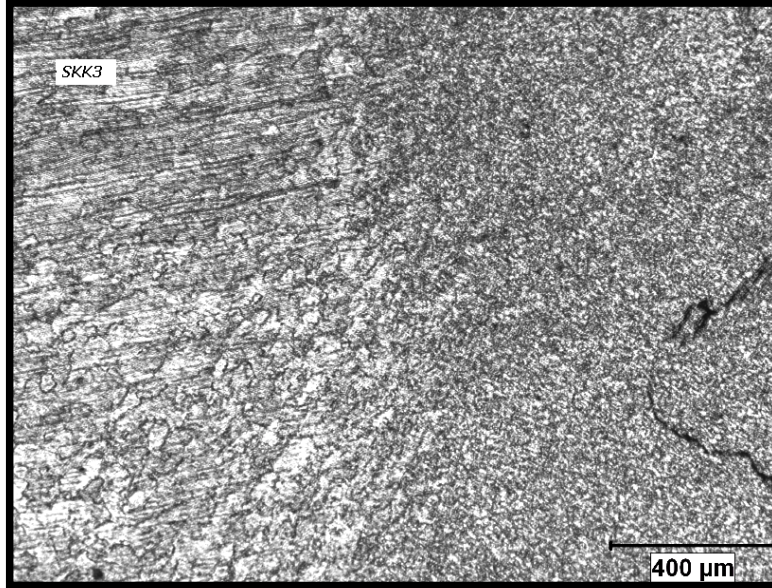


**Şekil 3.45.** 1250 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile uzama miktarının değişimi

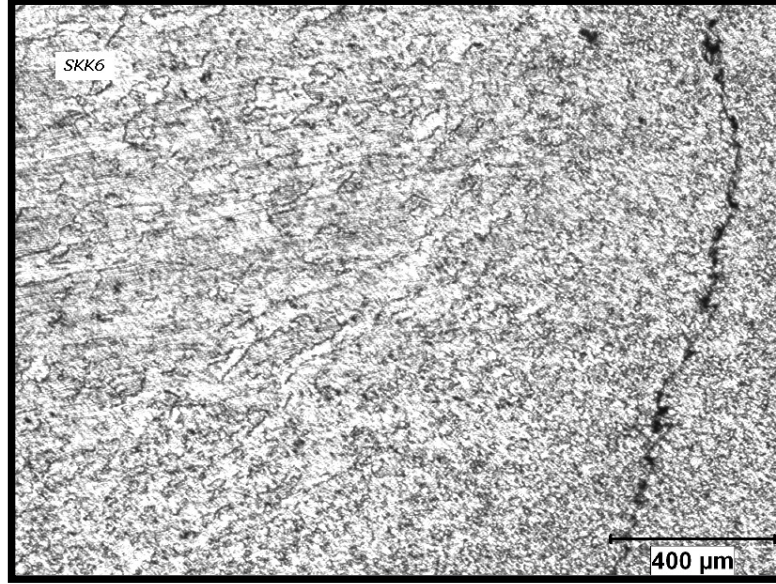


**Şekil 3.46.** 1600 dev/dak takım devrinde birleştirilen numunelerin kaynak hızının ve korozyon şartının değişmesi ile uzama miktarının değişimi

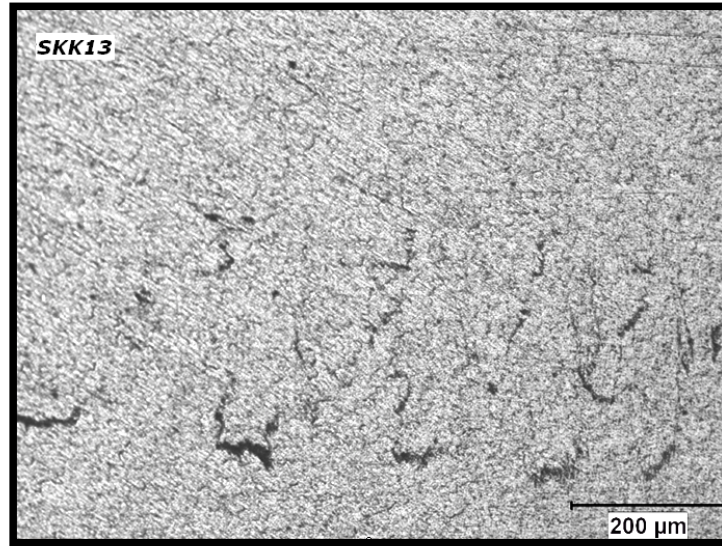
Kaynak metalinden kopan numunelerin iç yapılarına bakıldığında bu bölgede Lazy S, kissing bond ya da öpüşme yüzeyi hatası olarak bilinen yapı gözlenmiştir.



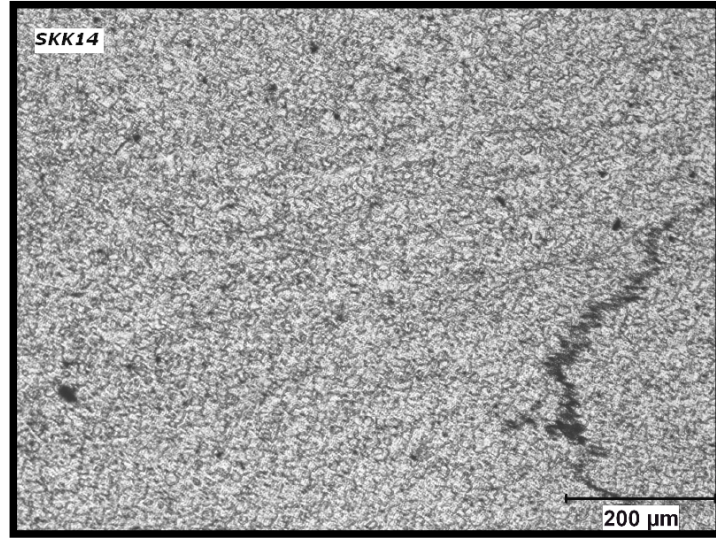
**Şekil 3.47.** 3 nolu numunenin KM'de öpüşme yüzeyi hatası



**Şekil 3.48.** 6 nolu numunenin KM’de öpüşme yüzeyi hatası

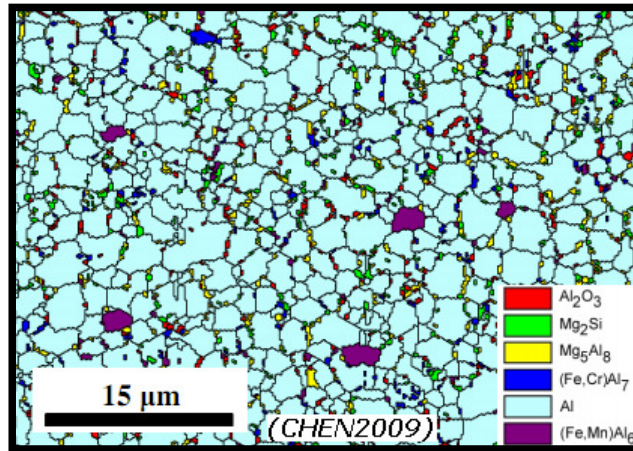


**Şekil 3.49.** 13 nolu numunenin KM’de öpüşme yüzeyi hatası



Şekil 3.50. 14 nolu numunenin KM’de öpüşme yüzeyi hatası

5000 serisi alüminyum alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynağı ile ilgili çalışmalarda kaynak metali bölgesinde  $Al_2O_3$ ,  $Mg_2Si$ ,  $Mg_5Al_8$ ,  $(Fe,Cr)Al_7$ ,  $(Fe,Mn)Al_6$  parçacıklarına rastlanmıştır (Chen 2009, Sato ve ark 2001, Sato ve ark 2004). Bu parçacıklardan özellikle  $Al_2O_3$  'in tane sınırlarına biriktiği bildirilmiştir (Sato ve ark 2004). Çekme esnasında tane sınırlarında biriken dislokasyonlar ve  $Al_2O_3$  parçacıkları, mikro çatlakların oluşumunda çekirdek görevi gördüğü ve öpüşme yüzeyi hatalarının mikro çatlakların gelişimine etkide bulunduğu bilinmektedir (Zhou ve ark 2006).



Şekil 3.51. AA5083 alaşımının SKK’nda KM’de meydana gelen intermetalik fazlar

Bazı çalışmalarda SKK esnasında kaynak hattında kayma gerilmesi meydana geldiği ve bu sırada alın kaynağı ile birleştirilecek parçaların yüzeyindeki oksit tabakasını kırdığı ve takım pini etrafında yeni oksit tabakalarının oluştuğu, öpüşme yüzeyi hatalarının bu nedenle oluştuğu belirtilmektedir (Field ve ark 2001, Sato ve ark 2001, Park ve ark 2003). ve ark, kaynak hızını düşürerek ya da kullanılan takım pin çapını büyütürerek, öpüşme yüzeyi hatası içermeyen kaynak metali elde edildiğini belirtmişlerdir (Peel ve ark 2003). Pin çapı büyük takım kullanımının kaynaklı parçanın mekanik özelliklerini kötü yönde etkilediği bilindiği için takip edilecek en uygun yol kaynak hızının azaltılmasıdır. Tüm bu nedenlerden dolayı 630 ve 800 dev/dak takım devri ve 100, 125 mm/dak kaynak hızları ile birleştirilen numunelerde kopma esas metalden gerçekleşirken kaynak hızı 160mm/dak'ya çıkarıldığında numuneler kaynak metalinden kopmuştur.

Burada 1600 dev/dak takım devri ve 100, 125 mm/dak kaynak hızı şartlarında birleştirilmiş numuneler bu duruma uymamaktadır. Aynı takım devri ve 160 mm/dak kaynak hızı ile birleştirilmiş numuneden hem iyi çekme dayanımı elde edildiği hem de kopmanın esas malzemedan gerçekleştiği görülmektedir.



**Şekil 3.52.** 15 nolu çekme numunesi

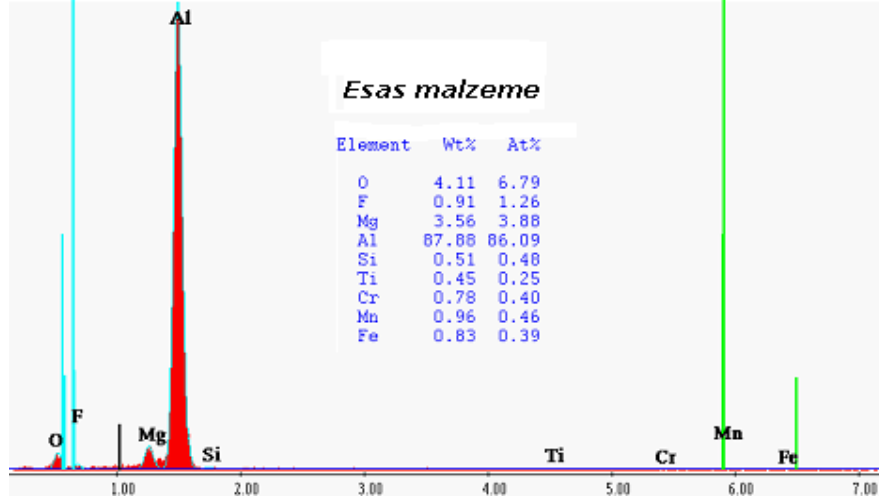
Tüm kaynak parametrelerinin kaynak adımına yani takım devri/kaynak hızı oranına bakıldığında, kaynak metalinden kopan diğer iki numunenin kaynak adımının esas malzemedan kopana kıyasla daha büyük olduğu görülmektedir.

Kaynak adımı 5 dev/mm'nin altında seçildiğinde gerekli ısınmanın olmadığı, kaynak metali bölgesinde öpüşme yüzeyi hatası oluştuğu ve bu nedenle

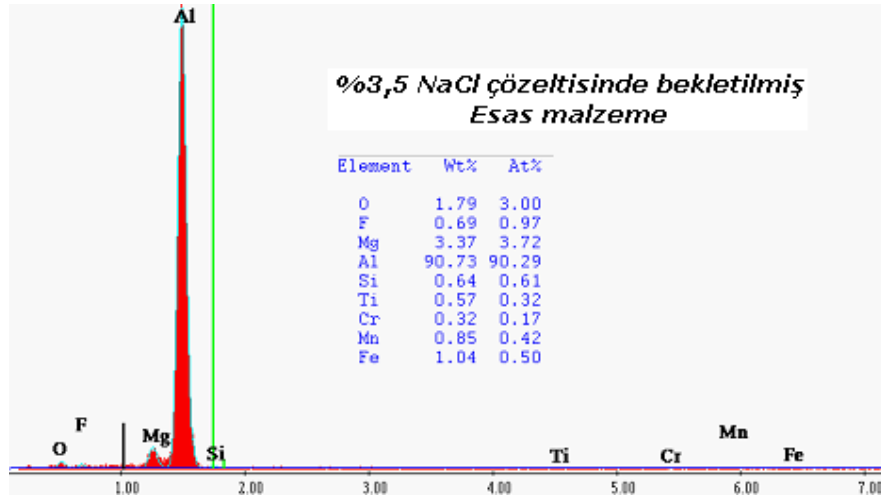
numunelerin kaynak bölgesinin mekanik özelliklerinin düştüğü görülmüştür. Kaynak adımı 12,5 dev/mm'nin üzerine çıkıldığında ise ısının artması nedeniyle kaynaktan etkilenen bölgenin genişlemiş ve kaynaklı numunenin mekanik özellikleri kötü etkilenmiştir. Dolayısıyla kaynak adımı belirli aralıklarda tutulduğunda iyi kaynak kalitesi elde edilmiştir (Çam 2003).

Esas malzeme ait kaynaklı numunelerin %3,5 NaCl çözeltisinde 6 ay bekletildikten sonra bile çekme dayanımlarında değişme belirlenmemiştir. Ancak kaynaklı numunelerin %3,5 NaCl çözeltisinde 1, 3 ve 6 ay bekletildikten sonra çekme dayanımlarında azalma tespit edilmiştir. Bunun temel sebebi kaynaklı numunelerin kaynak bölgesinde, esas malzemeye göre daha fazla  $Al_2O_3$  bulunması şeklinde açıklanabilir. Alaşım içerisindeki  $Al_2O_3$ , kırılabilirliği arttırdığı ve mikro çatlakların  $Al_2O_3$  parçacıkları etrafında başladığı literatürde belirtilmiştir. %3,5 NaCl çözeltisi içerisinde bekletilen numunelerden elde edilen çekme dayanımlarına bakıldığında %3,5 NaCl çözeltisinde bekletilmemiş numunelerle benzerlik gösterdiği görülmüştür. Bu numunelerde de en düşük çekme dayanımı ısı girdisi en fazla olan SKK13 şartlarında elde edilmiştir.

Yapılan EDX analizlerinde, esas malzemenin belirli bir alanı taranarak elde edilen değerler ve diyagram Şekil 3.53, 54, 55, 56, 57, 58'de verilmiştir. Şekil. 3.53'te esas malzemenin elde edilen kaynaklı numunenin Şekil 3.54'te de aynı numunenin %3,5 NaCl çözeltisinde 6 ay bekletildikten sonra yapılan analize ait değerler ve diyagram görülmektedir. İki sonuç karşılaştırıldığında ikinci numunede ağırlıkça %O değeri artması beklenirken, azaldığı görülmektedir. Bu da esas malzemenin 6 ay %3,5 NaCl çözeltisinde bekletildiğinde korozyona uğramadığını göstermektedir. Ağırlıkça %O değerinin ikinci numunede daha az ölçülmesi, tamamen malzeme yapısının bölgesel farklılığından kaynaklanmaktadır (Zucchi 2001).



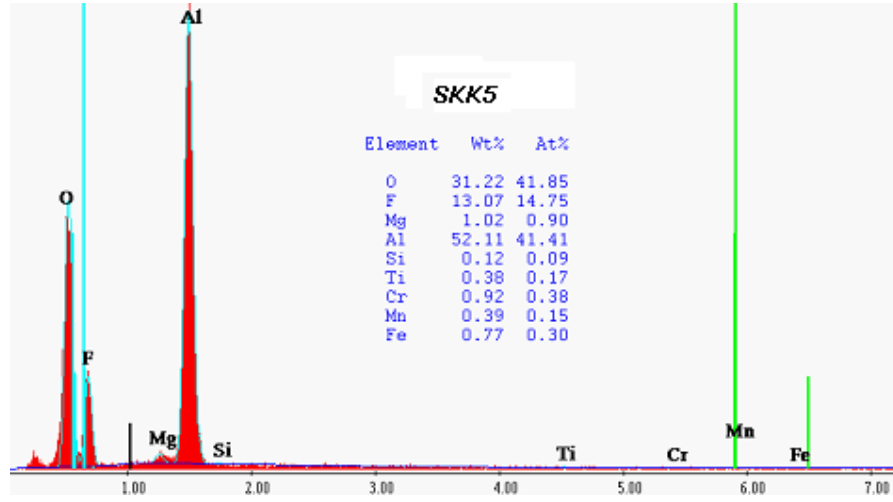
Şekil 3. 53. Esas numuneye ait EDX analizi



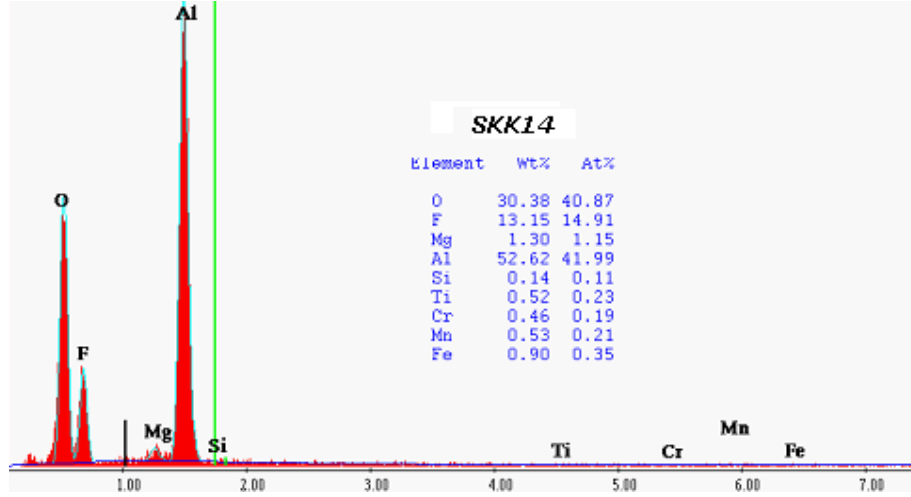
Şekil 3. 54. %3,5 NaCl'de 6 ay bekletilmiş esas numuneye ait EDX analizi



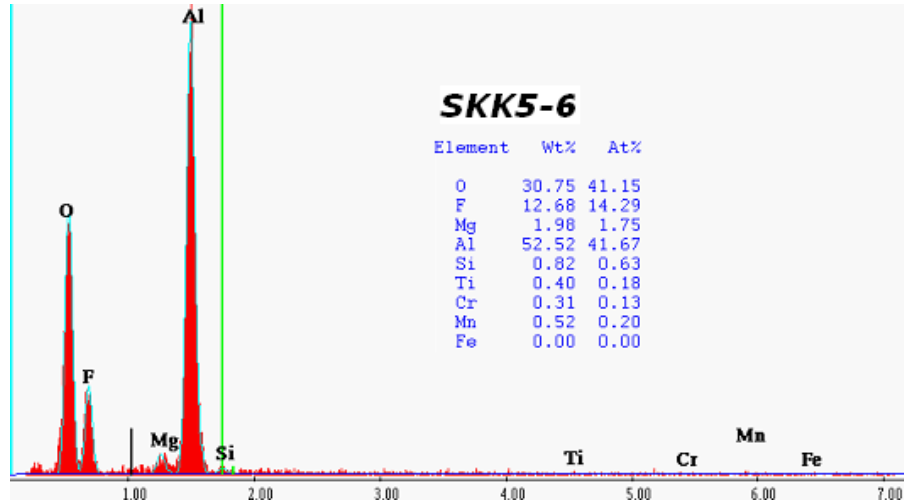
SKK5 ve 14 nolu numunelerin kaynak metali bölgesi taranarak elde edilen EDX analizi ise bu bölgenin, esas malzemedan farklı olduğunu göstermektedir. Ağırlıkça %O değerinin artması kaynak esnasında oksijenin kaynak metaline dahil olduğunu göstermektedir. Bunun nedeni, kaynak işleminden önce parça yüzeyinde bulunan  $Al_2O_3$  tabakası olduğu gibi kaynak esnasında takımın parça içerisinde bıraktığı boşluğu malzeme doldurana kadar havanın doldurarak, atmosferdeki oksijen ile alüminyumun  $Al_2O_3$  oluşturması olabilir. SKK5 'te takımın bir devirde 0,15mm ilerlerken, SKK14'te 0,078mm ilerlediği göz önüne alınarak gerek %3,5 NaCl çözeltisinde bekletilmiş gerekse bekletilmemiş kaynaklı numunelerin analizlerine bakıldığında SKK5 ile SKK14 nolu numunelerin, ağırlıkça %O içerikleri arasında az da olsa fark olduğu görülmektedir. Bu da yukarıda bahsedilen iki nedeni de doğrulamaktadır.



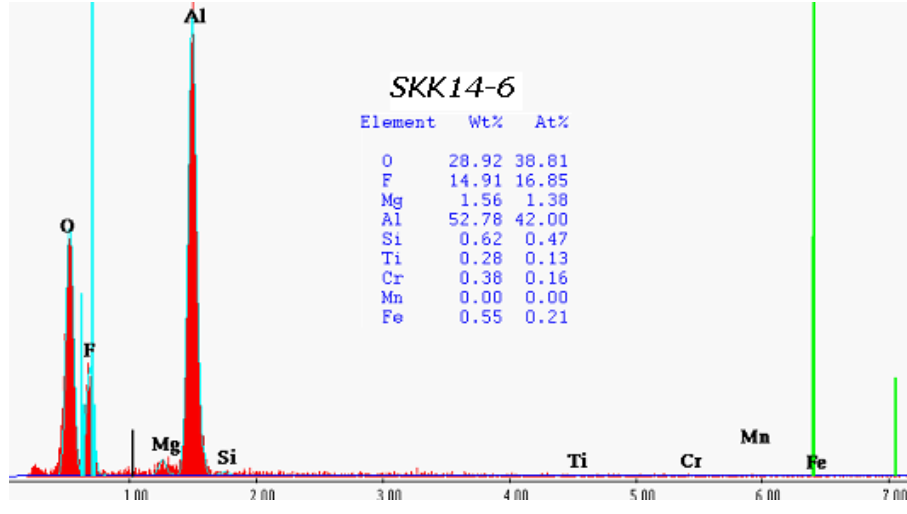
Şekil 3. 55. SKK5 nolu numuneye ait EDX analizi



Şekil 3. 56. SKK14 nolu numuneye ait EDX analizi



Şekil 3. 57. %3,5 NaCl'de 6 ay bekletilmiş SKK5 nolu numuneye ait EDX analizi



Şekil 3. 58. %3,5 NaCl'de 6 ay bekletilmiş SKK14 nolu numuneye ait EDX analizi

## SONUÇ

Bu çalışmada aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

1. Omuz çapı 12mm, pin çapı M4 sol vida ve pim boyu 3,8mm olarak seçilen ve Bölüm 2’de yapım resmi ve malzeme özellikleri verilen karıştırıcı takım ile 4mm kalınlığındaki AA5083-H113 alüminyum alaşımı levhalar sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilebilmiştir.

2. Ön deneylerde yapılan incelemede bazı kaynaklarda, kaynak içersinde boşluk oluşumu gözlemlenmiştir. Bunun birden çok nedeni olabilir. Bunlar, takım geometrisinin yanlış seçilmesi, takıma uygulanan sertleştirme işleminin yetersiz ya da sağlıksız olması, kaynakla birleştirilecek levha kalınlığının kaynak boyunca sabit olmaması ya da levhaların tezgâha uygun bağlanmamasıdır. İlk ikisi takım değiştirilerek ortadan kaldırılmış, levhalar için bağlama kalıbı tasarlanarak kullanılmış ve istenilen kalitede kaynak dikişi elde edilmiştir.

3. Kaynaklı numunelerde herhangi bir çarpılma ya da gözle görülür herhangi bir kusura rastlanmamıştır.

4. Kaynak dikişinde soğan halkası olarak tanımlanan eşit aralıklı yarım daire formları saptanmıştır. Kaynak adımı büyük seçildiğinde bu yarım dairelerin arasındaki mesafenin daha büyük, küçük seçildiğinde ise daha küçük olduğu gözlenmiştir. Kaynak adımının en küçük olduğu koşul da ise yarım daireler arasındaki mesafe çıplak gözle seçilemeyecek kadar azalmıştır.

5. Numunelerin kaynak bölgelerinin makro yapısı, optik mikroskop altında incelendiğinde kaynak metalinin, düşük takım devirlerinde karışık forma sahip olduğu, artan devirle birlikte elips kaynak metali bölgesi elde edildiği her iki koşulda da kaynak metali bölgesinin genişliğinin takım pin çapına yakın olduğu tespit edilmiştir. Takım omzunun sürtünmesinde dolayı kaynak bölgesine ısı girdisinin en yüksek olduğu koşulda ise bu alanın daha da genişlediği ve kase görünümü aldığı saptanmıştır.

6. Kaynak metali bölgesinde de soğan halkalarına rastlanılmış. Takım devrinin düşük olduğu koşullarda halkalar arası mesafenin geniş, yüksek olduğu koşullarda ise mesafenin daha dar olduğu belirlenmiştir.

7. Kaynak bölgesinin mikro yapısı incelendiğinde IEB, TMEB ve KM olmak üzere üç farklı bölgenin olduğu gözlenmiştir. Her bölgenin ortalama tane büyüklüğü ölçülerek, KM bölgesinde ortalama tane büyüklüğünün takım devri ve kaynak hızı arttıkça küçüldüğü tespit edilmiştir.

8. SKK 3,6,13 ve 14 nolu kaynak koşullarında KM bölgesinde öpüşme yüzeyi hatası gözlenmiştir.

9. %3,5 NaCl çözeltisinde bekletilen numunelerin kaynak bölgelerinin mikro yapısı incelendiğinde korozyondan etkilenmedikleri görülmüştür.

10. Kaynak işlemi uygulanmamış esas malzemenin mikrosertliği ölçülerek 77-86Hv arasında tespit edilmiştir. Esas malzeme, kaynaklı numunelerde olduğu gibi %3,5 NaCl çözeltisinde 1, 3 ve 6 ay bekletilmiş ve malzemenin mikrosertlik değerlerinde herhangi bir değişme görülmemiştir.

11. Kaynaklı numunelerin kaynak bölgesinin mikrosertliği 1mm aralıklarla 30mm boyunca ölçülmüştür. Tüm numuneler göz önüne alındığında numunelerden elde edilen sertlik değerlerinin minimum 62Hv ve maksimumunun 98Hv olduğu görülmüştür. Dolayısıyla diğer alüminyum alaşımlarının SKK'ında görüldüğü gibi kaynak bölgesinde sertlik düşüşüne rastlanmamıştır.

12. Minimum sertlik değerleri kaynaklı bölgenin TMEB ve IEB'sinden ölçülmüştür. Bu bölgelerde yeniden kristalleşme görülmeyeceğinden tanelerin ısı ve mekanik deformasyondan etkilenerek büyüdüğü bilinmektedir. Ayrıca bu bölgeden alınan ortalama tane büyüklükleri de bunu doğrular niteliktedir.

13. Kaynak merkezinden ölçülen sertlik değerleri, kaynak parametrelerine göre değişiklik gösterse de en yüksek sertlik değerinin esas malzemenin sertlik değerinden yüksek olduğu gözlenmektedir. Bunun nedeni kaynak esnasında meydana gelen dinamik yeniden kristalleşmedir.

14. %3,5 NaCl çözeltisinde bekletilmiş numunelerin mikrosertliklerinde bekletilmemiş malzemeye göre düşüş görülmüştür.

15. Elde edilen kaynaklı levhaların mukavemet performansı da tespit edilmiştir. Kaynaksız malzemenin çekme dayanımı ortalama 300 MPa ölçülmüştür. Esas malzeme, %3,5 NaCl çözeltisinde bekletilerek çekme deneyleri tekrarlandığında malzemenin çekme dayanımının korozyondan etkilenmediği tespit edilmiştir.

16. SKK ile birleştirilen numunelerde çekme dayanımı, kaynak parametrelerine göre değişiklik göstermiştir. En iyi kaynak koşulunda elde edilen çekme dayanımı ortalama 291MPa, en düşük çekme dayanımı 182 MPa ölçülmüştür. Kaynak adımının çok düşük ve çok yüksek olduğu koşullarda kaliteli kaynak edilemezken takım devri/kaynak hızı oranının belirli değerler arasında tutulması ile kaliteli kaynak dikişi ve mekanik özellikler elde edildiği görülmüştür.

17. Öpüşme yüzeyi hatası görülen kaynaklı numunelerde en düşük çekme dayanımı görülmüştür.

18. AA5083-H113 alüminyum alaşımı levhalardan elde edilen numuneler oda sıcaklığında %3,5 NaCl çözeltisinde bekletildikten sonra yapılan çekme deneyleri sonucu çekme dayanımında düşüş gözlenmiştir.

19. Esas malzemedan elde edilen EDX analizi ile KM'den elde edilen EDX analizi karşılaştırıldığında KM'de O miktarını arttığı gözlenmiştir. Bu da kaynakla birleştirilecek parçaların alın yüzeylerinde alüminyum oksit tabakasının kalması ve bunun kaynak esnasında malzeme içersine dağıldığını ve kaynak esnasında atmosferdeki oksijenin kaynak dikişine dahil olduğunu gösterir.

20. %3,5 NaCl çözeltisinde bekletilen numunelerin KM'den alınan EDX analizi sonuçlarına bakıldığında, bekletilmemiş olanlar ile arasında fark olmadığı saptanmıştır.

#### Öneriler;

Bu çalışmanın amacı, korozyon dayanımı ile bilinen 5000 serisi alüminyum alaşımlarında korozyon sonrası mekanik özellikler üzerinde sürtünme karıştırma kaynağının etkisini karşılaştırmalı olarak incelemektir. Bu nedenle 5000 serisinden AA5083-H113 alüminyum alaşımı kolay bulunması nedeniyle tercih edilmiştir.

Bu kaynak yöntemi için birçok makine tasarlanarak patentleri alınmış ve endüstride kullanılmaya başlanmıştır. Buna karşın bu çalışma üniversal freze tezgâhında gerçekleştirilmiştir. Gerek tezgâh hassasiyetinin tam olmaması gerekse tezgah ve takım bağlama aparatlarının kaynak esnasında meydana gelen yüksek sıcaklıklardan etkilenmesi nedeniyle yapılan çalışmada bazı performans kayıpları meydana gelmiştir. Bu çalışmaların SKK için tasarlanmış makinalarda yapılması ile daha iyi sonuçlar elde edilebilir.

Bu çalışma kullanılan geleneksel takım yerine yeni geliştirilmiş takımların kullanılması yine deney sonuçları üzerinde etkili olacaktır.

Yapılan çalışmalarda, 5000 serisi alüminyum alaşımlarının genellikle gemi inşasında kullanılması nedeniyle, kaynaklı levhalar %3,5 NaCl çözeltisinde bekletilmiş fakat özellikle AA5083-H113 alüminyum alaşımında dikkate değer büyük bir fark görülmemiştir. Dolayısıyla 6 ay %3,5 NaCl çözeltisinde bekletmek numunelerin korozyona uğraması için yeterli olmamıştır. Bu numunelere özel korozyon deneyleri yapılarak kaynak parametreleri yeniden değerlendirilebilir.

Kaynak işlemleri özel soğutma tertibatına sahip sistemler kullanılarak gerçekleştirildiği takdirde yüksek takım devri ve kaynak hızlarında daha iyi kaynak kalitesi elde edilebilir.

Kaynak işlemleri havasız ortamda gerçekleştirildiğinde KM bölgesindeki alüminyum oksit miktarı dolayısıyla mikro çatlak oluşumu azalacak ve kaynaklı numunelerin mukavemetlerinde artış gözlenecektir.



## **KAYNAKLAR**

ALI, A. ve O. S. ZAROOG. 2008. Characterisation and Fatigue of Friction Stir Welding. *Journal of Science and Technology*. 15(2):95-106.

AONUMA, M., K. NAKATA. 2009. Effect of Alloying Elements on Interface Microstructure of Mg-Al-Zn Magnesium Alloys and Titanium Joint by Friction Stir Welding. *Materials Science and Engineering B* 161 p 46-49

AY, H. 2008. Sürtünme Karıştırma Kaynağı ile Birleştirilmiş Yaşlandırılabilir Alüminyum Alaşımlarının Mekanik Özelliklerinin Ve Korozyon Davranışlarının İncelenmesi. Doktora Tezi, Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Fakültesi, Bursa

ATTALLAH, M. M., C. L. DAVIS, M. STRANGWOOD. 2007. Microstructure-Microhardness Relationship in Friction Stir Welded AA5251. *Journal of Materials Science* 42 (17) p 7299-7306

BEDİR, F., E. DURAK., K. DELİKANLI. 2006. Alüminyum Alaşımlarının Otomotiv Endüstrisinde Uygulanabilirliği ve Mekanik Özellikleri. *Mühendis ve Makina Dergisi*, 555:37-46

BENAVIDES, S., Y. LI, L. E. MURR, D. BROWN, J. C. MC CKURE. 1999. Low Temperature Friction Stir Welding of 2024 Aluminium. Scripta Materilia 41(8):809-815.

BANWASI, N. 2005. Mechanical Testing and Evaluation of High Speed and Low Speed Friction Stir Welds. Thesis. Bangolore University India.

BIALLAS, G. 1999. Mechanical Properties and Corrosion Behaviour of Friction Stir Welded 2024-T6. First International Conference on Friction Stir Welds. Thousand Oaks. CA

BİNAL, A. 2006. AA 2024-T3 Alüminyum Alaşımının Sürtünme Karıştırma Kaynağında İşlem Parametrelerinin Mikro yapı ve Mekanik Özelliklere Etkileri. Yüksek Lisans Tezi. Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir.

BOOTH, D. P. P., M. J. STARINK ve I. SINCLAIR. 2007. Analysis of Local Microstructure and Hardness of 13mm Gauge 2024-T351 AA Friction Stir Welds. Materials Science and Technology. 23(3):276-284.

CAO, X., M. JAHAZI. 2009. Effect of Welding Speed on the Quality of Friction Stir Welded Butt Joints of a Magnesium Alloy. Materials and Design 30 p 2033-2042

CHANDLER, H. 1996. Heat Treater's Guide. ASM International. P 146-149

CHEN, Z. W., T. PASANG, Y. QI. 2008. Shear Flow and Formation of Nugget Zone During Friction Stir Welding of Aluminium Alloy 5083-O. Materials Science and Engineering A 474 p 312-316

CHEN, H., K. YAN, T. LIN, S. CHEN, C. JIANG, Y. ZHAO. 2006. The Investigation of Typical Welding Defects for 5456 Aluminium Alloy Friction Stir Welds. Materials Science and Engineering. 433:64-69.

CHEN, B. E. 2009. The Origin of Coarse Grain Structure in Friction Stir Welded AA5083 After Heat Treatment. Ph. D. Thesis. School of The Ohio State University.

CHO, J., D. E. BOYCE, P. R. DAWSON. 2005. Modeling Strain Hardening And Texture Evolution In Friction Stir Welding Of Stainless Steel. Materials Science and Engineering A Volume 398, Pages 146-163

CUI, G. R., Z. Y. MA ve S. X. LI. 2008. Periodical Plastic Flow Pattern in Friction Stir Processed Al-Mg Alloy. Scripta Materialia 58:1082-1085

CONSONNI, M. Ve D. HARVEY. 2009. Recent Developments in Concentrated Energy Welding Processes and Friction Stir Welding. Welding International. 23(6):460-472.

ÇAM, G. 2003. Sürtünme Karıştırma Kaynağındaki Gelişmeler. 4. Ulusal Kaynak Teknolojisi Kongresi Bildirisi. Kocaeli, 24-25 Ekim 2003, sayfa 47-64. TMMOB Makine Mühendisleri Odası Yayın No:E/2003/339 Özkan Matbaası, Ankara.

DAVIS, J. R. 1993. Aluminium and Aluminium Alloys. ASM International.

DAVIS, C. J., W. M. THOMAS. 1996. Friction Stir Process Welds aluminium Alloys. Welding Journal p 41-45 March 1996.

DEMİRCİ, A. H. 2004. Mühendislik Malzemeleri. Aktüel Yayınevi, İstanbul. 252. s

DİLEK, M. 2006. Sürtünme Karıştırma Kaynağı ile Birleştirilen Farklı Alüminyum Alaşımlarının Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Çukurova Üniversitesi Fen Bilimleri Fakültesi, Adana

DUĞAN, S. 2006. AA 5754-H22 Alüminyum Alaşımının Sürtünme Karıştırma Kaynağında İşlem Parametrelerinin Mikro yapı ve Mekanik Özelliklere Etkileri. Yüksek Lisans Tezi. Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir.

DURGUTLU, A. 2005. Alüminyum TIG Kaynağında Akım Türünün Kaynak Metali Mikroyapısı ve Darbe Dayanımına Etkisi. Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi. 24(1)155-160

ELANGOVA, K. Ve V. BALASUBRAMANIAN. 2007. Influences of Pin Profile and Rotational Speed of The Tool on The formation of Friction Stir Processing Zone in AA2219 Aluminium Alloy. Materials Science and Engineering 459:7-18.

FIELD, D. P. . T. W. NELSON, Y. HOVANSKI. K. V. JATA. 2001. Heterogeneity of crystallographic texture in friction stir welds of aluminum. Metallurgical and Materials Transactions A. Volume 32, Number 11. P 2869-2877

FIROUZDOR, V. ve S. KOU. 2009. Al-to Mg Friction Stir Welding: Effect of Positions of Al and Mg with Respect to the Welding Tool. Welding Journal. Vol. 88 p. 213-224.

FONDA, R. W., P. S. PAO, H. N. JONES, C. R. FENG, B. J. CONNOLY, A. J. DAVENPORT. 2009. Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion of Friction Stir Welded Al 5456. Materials Science and Engineering

FUJI, H., L. CUI, M. MAEDA, K. NOGI. 2006. Effect of Tool Shape on Mechanical Properties and Microstructure of Friction Stir Welded Aluminium Alloys. Materials Science and Engineering A 419 p 25-31

GHINDI, T., T. VUGRIN ve C. D. DONNE, 2005. Residual Stresses, Defect and Non-Destructive Evaluation of FSW Joints. Welding International. 10:783-790.

GREITMANN, M. J., DEIMEL P. 2005. Friction Stir Welding-Innovative Technology for Joining Aluminium Components. Otto-Graf-Journal Vol 16 p 185-192

GÜÇLÜER, S. 2007, Sürtünme Karıştırma Kaynağı Yöntemiyle Alın Kaynağı Yapılmış Al 5086-H32 Levhaların Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi.Yüksek Lisans Tezi. Mustafa Kemal Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü. Hatay

HASÇALIK, A., U. ÇAYDAŞ, E. ÜNAL, F. KARACA. 2007. AA5251 Alaşımının Sürtünme Karıştırma Kaynağı ile Birleştirilebilirliğe Uç Geometrisinin Etkisi. Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi (www.teknolojik araştırmalar.com)

HATting, D. G., C. BUGNAULT, T. I. Von NIEKERK, M. N. JAMES. 2008. Characterization of the Influence of FSW Tool Geometry on Welding Forces and Weld Tensile Strength Using on Instrumented Tool. Journal of Materials Processing Technology 203 p 46-57

HIRATA, T., T. OGURI, H. HIGANO, T. TANAKA, S. W. CHUNG, Y. TAKIFAWA, K. HIGASHI. 2007. Influence of Friction Stir Welding Parameters on Grain Size and Formability in 5083 Aluminum Alloy. Materials Science and Engineering. 456:344-349

HONG, S., S. KIM, C.G. LEE, S. J. KIM. 2007. Fatigue Crack Propagation Behaviour of Friction Stir Welded 5083-H32 Al Alloy. Journal of Material Science. 42: 9888-9893.

JAMES, M.N., G. R. BRADLEY, H. LOMBARD, D. G. HATting. 2005. The Relationship Between Process Mechanisms and Crack Paths in Friction Stir Welded 5083-H321 Aluminium Alloys. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 28:245-256.

JATA, K. W., S. L. SEMITAIN. 2000. Continuous Dynamic Recrystallization During Friction Stir Welding of High Strength aluminium alloys. Scripta Materialia. Vol 43. p 743-749.

JOHNSEN, M. R. 1999. Friction Stir Welding Takes Off at Boeing. *Welding Journal*. P 31-39. February 1999.

KALUÇ, E. 2007. Sürtünen Eleman ile Kaynak Yöntemi. *Makine Mühendisleri Odası Yayını*. Yayın no: MMO/2007/460. Ankamat Matbaası. Ankara. 227 s

KANG, S. H., H. CHUNG, H. N, HAN, K. H. OH, C. G. LEE, S. KIM. 2007. Relationship Between Formability and Microstructure of Al Alloy Sheet Locally Modified by Friction Stir Processing. *Scripta Materialia* 57 p 17-20

KAYABAŞ, Ö. 2005. Sürtünme Karıştırma Kaynağı ile Yapılan Alüminyum Kaynağında Kaynak Bölgesinin Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi. Yüksek Lisans Dönem Projesi, , Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 2005, ANKARA

KHALED, T. 2005. An Outsider Looks at Friction Stir Welding. Ph. D. Thesis. University of Southern California. L. A.

KHRISHNAN, K. N. 2002. On The Formation of Onion Rings in Friction Stir Welds. *Materials Science and Engineering*. 327:246-251.

KIM, S., C. G. LEE, S. J. KIM. 2008. Fatigue Crack Propagation Behavior of Friction Stir Welded 5083-H32 and 6061-T651 Aluminium Alloys. *Materials Science and Engineering A* 478 p 56-64

KISSEL, J. R., R. L. FERRY. 2002. *Aluminium Structures*. John Willey & Sons. Inc. USA. p 14-16.

KONUKLU, S. 2007. Alüminyumun Yüzeyindeki Oksit Tabakasının Sülfürik Asit Anodizing Yöntemiyle Geliştirilmesi. Yüksek Lisans Tezi. Çukurova Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü. 2007. ADANA

KUMAR K. ve S. V. KAILAS. 2008. The Role of Friction Stir Welding Tool on Material Flow And Weld Formation. *Materials Science and Engineering: A* Volume 485, Pages 367-374

KURT, A., M. BOZ, M. ÖZDEMİR. 2004. Sürtünme Karıştırma Kaynağında Kaynak Hızının Birleşebilirliğe Etkisi. *Gazi Üniversitesi Mimarlık Mühendislik Fakültesi Dergisi* Cilt 19 No 2 s 191-197

KÜLEKÇİ, M. K., A. ŞIK. 2003. Sürtünme karıştırma Kaynağı ile Alüminyum Alaşımı Levhaların Birleştirilmesi ve Elde Edilen Kaynaklı Bağlantıların Özellikleri. 4. Ulusal Kaynak Teknolojisi Kongresi Bildirisi. Kocaeli, 24-25 Ekim 2003, sayfa 77-86 TMMOB Makine Mühendisleri Odası Yayın No: E/2003/309 Özkan Matbaası, Ankara

KWON, Y. J., I. SHIGEMATSU, N. SAITO. 2003. Mechanical Properties of Fine Grained Aluminium Alloy Produced by Friction Stir Process. *Scripta Materialia*. 49:785-789.

LI, Y., L. E. MURR, J. C. MC CLURE. 1999. Flow Visualization and Residual Microstructures Associated with The Friction Stir Welding of 2024 Aluminium to 6061 Aluminium. *Materials Science and Engineering*. 271:213-223.

LIM, S., S. KIM, C. LEE, S. J. KIM. 2005. Mechanical Properties of Friction Stir Welded Al Alloys with Different Hardening Mechanisms. *Metals and Materials International* 11(2):113-120

LOMBARD, H., D. G. HATTINGH, A. STEUWER, M. N. JAMES. 2008. Optimising FSW Process Parameters to Minimise Defects and Maximise Fatigue Life in 5083-H321 Aluminium Alloy. *Engineering Fracture Mechanics* 75 p 341-354

LOMBARD, H., D. G. HATTING, A. STEUWER, M. N. JAMES. 2009. Effect of Process Parameters on the Residual Stress in AA5083-H321 Friction Stir Welds. *Materials Science and Engineering A* 501 p 119-124

LORRAIN, O., V. FAVIER, H. ZAHROUNI, D. LAWJRANIEC. 2010. Understanding the material flow path of friction stir welding process using unthreaded tools. *Journal of Materials Processing Technology* Vol 210 p 603–609.

MATHERS, G. 2002. *The Welding of Aluminium and It's Alloys*. Woodhead Publishing Limited, Cambridge. P42.

MAZZOLANI, F. M. 1995. *Aluminium Alloy Structures*, Great Britain University Pres, Cambridge. p 7-12.

MC NELLEY, T. R., S. SWAMINATHAN ve J. Q. SU. 2008. Recrystallisation Mechanisms During Friction Stir Welding/Processing of Aluminium Alloys. *Scripta Materialia* 58:349-354.

MERAN, C., M. ÇOLAK. 2008. Sürtünme Karıştırma Kaynağı için Takım Tutucu Tasarımı. *Gazi Üniversitesi Mimarlık Mühendislik Fakültesi Dergisi* Cilt 23 No 3 s 671-679

MERT, Ş. ve E. KALUÇ. 2003. Sürtünme Karıştırma Kaynağında Kullanılan Takımlardaki Gelişmeler. 4. Ulusal Kaynak Teknolojisi Kongresi Bildirisi. Kocaeli, 24-25 Ekim 2003, sayfa 103-115 TMMOB Makine Mühendisleri Odası Yayın No: E/2003/309 Özkan Matbaası, Ankara

MISHRA, R.S., M. V. MAHONEY. 2007. *Friction Stir Welding and Processing*. ASM International 353p.

MISHRA, R. S., M. W. MAHONEY, S. X. MC FADDEN, N. A. MARA, A. K. MUHARJEE. 2000. High Strain Rate Superplasticity in Friction Stir Processed 7975 Al Alloy. *Scripta Materialia* 42:163-168.



MURR, L. E., R. D. FLORES, O. V. FLORES, J. C. MC CLURE, G. LIU, D. BROWN. 1998. Friction Stir Welding: Microstructural Characterization. *Materials Research Innovations*. 1:211-223.

NANDAN R., G. G. ROY, T. J. LIENERT, T. DEBROY. 2007. Three-Dimensional Heat And Material Flow During Friction Stir Welding Of Mild Steel. *Acta Materialia* Volume 55, Issue 3, Pages 883-895

OLEJNIK, L. ve A. ROSOCHOWSKI. 2005. Methods of Fabricating Metals for Nano-Technology. *Bulletin Of The Polish Academy Of Sciences Technical Sciences* Vol. 53, No. 4, 2005

ÖZARPA, C. 2005. Al 2024-O ve Al5754-H22 Alüminyum Alaşımlarının Sürtünme Karıştırma Kaynağı, Doktora Tezi. Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli.

PARK , S. C., Y. S. SATO, H. KOKAWA. 2003. Effect of micro-texture on fracture location in friction stir weld of Mg alloy AZ61 during tensile test. *Scripta Materialia* 49 p. 161–166

PEEL, M., A. STEUWER, M. PREUSS, P. J. WITHERS. 2003. Microstructure, Mechanical Properties and Residual Stres as a Function of Welding Speed in Aluminium AA5083 Friction Stir Wels. *Acta MAterialia* 51:4791-4801

POLMEAR, I.J. 1995. *Light Alloys, Metallurgy of Light Metals*, 3rd addition, Arnold, London, (1995).

REYNOLDS, A. P. 2000. Visualisation of Material Flow in Autogenous Friction Stir Welds. *Science and Technology of Welding and Joining*. 5(2):120-124.

SATO, Y. S., H. KOKAWA. 2003. Friction Stir Welding (FSW) Process. *Welding International*. 17(11):852-855.

SATO, Y. S., H. KOKAWA, K. IKEDA, M. ENOMOTO, S. JOGAN, T. HASHIMOTO. 2001. Microtexture in The Friction Stir Weld of an Aluminium Alloy. Metallurgical and Materials Transactions 32:941-948.

SATO, Y. S., M. URATA, H. KOKAWA, K. IKEDA. 2003. Hall-Petch Relationship in Friction Stir Welds of Equal Channel Angular-Pressed Aluminium Alloys. Materials Science and Engineering 354:298-305.

SATO, Y. S., H. KOKAWA, M. ENOMOTO, S. JOGAN. 1999. Microstructural Evolution of 6063 During Friction Stir Welding. Metallurgical and Materials Transactions 30:2429-2437.

SATO, Y. S., M. URATA, H. KOKAWA, K. IKEDA, M. ENOMOTO. 2001. Retention of Fine Grained Microstructure of Equal Channel Angular Pressed Aluminium Alloy 1050 by Friction Stir Welding. Scripta Materialia. 45: 109-114.

SATO, Y. S., H. KOKAWA. 2003. Friction Stir Welding Process. Welding International 17 (11) p 852-855

SHIGEMATSU, I., Y. J. KWON, K. SUZUKI, T. IMAI, N. SATO. 2003. Joining of 5083 and 6061 Aluminium Alloys by Friction Stir Welding. Journal of Materials Science Letters. 22:353-356

SQUILLACE, A., A. DE FENZO, G. GIORLEO, F. BELLUCI. 2004. A Comparison Between FSW and TIG Welding Techniques: Modifications of Microstructure and Pitting Corrosion Resistance in AA 2024-T3 Butt Joints. Journal of Materials Processing Technology 152 p 97-105

SU, J. Q., T. W. NELSON, R. MISHRA, M. MAHONEY. 2003. Microstructural Investigation of Friction Stir Welded 7050-T651 Aluminium. *Acta Materialia*. 51:713-729.

SULLIVAN, A. ve J. D. ROBSON. 2007. Microstructural Properties of Friction Welded and Post Weld Heat Treated 7449 Aluminium Alloy Thick Plate. *Materials Science and Engineering*. 478:351-360.

TEKÇİ, E. 2008. Alüminyum Alaşımlarının Genel Özellikleri. Proje Çalışması.

THOMAS, W. M., E. D. NICHOLAS. 1997. Friction Stir Welding for The Transfortation Industries. *Materials and Design*. Vol 18. p 269-273.

THREADGILL, P. L. 1999. Friction Stir Welding-State of The Art. TWI Report. 678.

TOKTAŞ, A. 2006. Sürtünme Karıştırma Kaynak Yönteminin AA 6063 Alüminyum Alaşımına Uygulanması ve Kaynak Parametrelerinin Malzeme İç Yapısı ile Mekanik Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi. Doktora Tezi, Balıkesir Üniversitesi Fen Bilimleri Fakültesi, Balıkesir

UEMATSU, Y., K. TOKAJI, H. SHIBATA, Y. TOZAKI, T. OHMUNE. 2009. Fatigue Behaviour of Friction Stir Welds Without Neither Welding Flash Nor Flow in Several Aluminium Alloys. *International Journal Fatigue* 31:1443-1453.

YAVUZ, N., 1997. Alüminyum Alaşımlarında Silisyumun Kaynak Dikişi Mekanik Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi. Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Fakültesi, Mühendislik Bilimleri Dergisi, Cilt 3 Sayı 3 s 441-445

ZHANG, Z. Ve H. W. ZHANG. 2009. Numerical studies on controlling of process parameters in friction stir welding. *Journal of Materials Processing Technology* Volume 209, Pages 241-270

ZHAOU, C., X. YANG, G. LUAN. 2005. Fatigue Properties of Friction Stir Welds in Al 5083 Alloy. *Scripta Materialia* 53 p 1187-1191

ZHAOU, C., X. YANG, G. LUAN. 2006. Effect of Kissing bond on fatigue Behaviour of Friction Stir Welds on Al 5083 Alloy. *Journal of Materials and Science*. 41:2771-2777.

## ÖZGEÇMİŞ

1978 İZMİR doğumlu olup ilköğretimini Manisa Ali Rıza ÇEVİK ilkokulunda, orta öğrenimini ATATÜRK Ortaokulu ve lise eğitimini Manisa Anadolu Meslek Lisesi'nde tamamladı. 1999 yılında Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi, Makine Eğitimi Bölümü, Talaşlı Üretim Öğretmenliği'nde lisans eğitimini tamamladı. Aynı yıl Manisa Endüstri Meslek Lisesi'nde Teknik Öğretmen olarak göreve başladı. 2001 yılında Celal Bayar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı'nda Yüksek Lisans programını tamamladı. 2003 yılında Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı'nda doktora eğitimine başlayan Elif MALYER halen çalışmalarını sürdürmekte olup, Manisa Endüstri Meslek Lisesi'ndeki görevine devam etmektedir.

**TEŞEKKÜR**

Gerek derslerimde gerekse tez çalışmalarında beni yönlendiren, yardım ve desteklerini esirgemeyen danışman hocam Prof. Dr. Ali BAYRAM'a en içten teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca ısıtım işlem uygulamalarında yardımcı olan Bodycote Istaş A.Ş. mühendislerinden Bilgi Çengelli'ye, mikrosertlik ve metalografik muayeneler de katkısı bulunan Doç. Dr. Salim Şahin'e ve Assan Alüminyum'dan Dr.Murat Dünder'a, her türlü desteklerinden dolayı Manisa endüstri Meslek Lisesi'ndeki çalışma arkadaşlarıma ve manevi desteğini hiç esirgemeyen aileme sonsuz teşekkürler ederim.