

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMİŞ
ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ MİKROYAPI VE MEKANİK
ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI**

Sedat BÜYÜKARSLAN

Tez Yöneticisi
Doç.Dr. Niyazi ÖZDEMİR

YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

ELAZIĞ, 2006

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMİŞ
ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ MİKROYAPI VE MEKANİK
ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI**

Sedat BÜYÜKARSLAN

YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

ELAZIĞ, 2006

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMİŞ
ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ MİKROYAPI VE MEKANİK
ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Sedat BÜYÜKARSLAN

Yüksek Lisans Tezi
Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı

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

Danışman:

Üye:

Üye:

Üye:

Üye:

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

TEŞEKKÜR

Bu çalışmanın yapılması ve yürütülmesinde yoğun çalışmalarına rağmen büyük desteğini gördüğüm danışman hocam Doç.Dr. Niyazi ÖZDEMİR'e sonsuz teşekkür ederim.

Kaynak deneylerinin yapılmasında Teknik Bilimler Meslek Yüksek Okulu Makine Bölümü atelye imkanlarından faydalanmamızı sağlayan Öğr.Gör.Dr. Mehmet YAZ'a, gerek deneylerin yapılmasında gerek tezin hazırlanmasında beni yalnız bırakmayarak her konuda yardımcı olan Arş.Gör. Furkan SARSILMAZ'a ve Arş.Gör.Dr. Bülent KURT'a, mekanik testlerin yapılmasında büyük desteklerini gördüğüm Arş.Gör. M.Yavuz SOLMAZ'a, Arş.Gör. Ömer GÜLER'e ve H. Seval MAHMUTOĞLU'na en derin şükranlarımı sunarım.

Ayrıca bu çalışmanın gerçekleştirilmesin maddi destek sağlayan Fırat Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi'ne teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
İÇİNDEKİLER	I
ŞEKİLLER LİSTESİ	IV
TABLolar LİSTESİ	VI
ÖZET	VII
ABSTRACT	VIII
1. GİRİŞ	1
2. ALÜMİNYUM ve ALAŞIMLARI	3
2.1. Alüminyumun fiziksel özellikleri	4
2.2. Alüminyumun mekanik özellikleri	4
2.3. Alüminyum alaşımları	5
2.3.1. Alüminyum-bakır alaşımları (2xxx Serisi)	7
2.3.2. Alüminyum-mangan alaşımları (3xxx Serisi)	7
2.3.3. Alüminyum-magnezyum alaşımları (5xxx Serisi)	7
2.3.4. Alüminyum -silisyum-magnezyum alaşımları (6xxx Serisi)	8
2.3.5. Alüminyum-çinko alaşımları (7xxx Serisi)	8
2.4. Alüminyumun nitelikleri	8
2.4.1. Yüksek sıcaklıklarda mekanik özellikler	9
2.4.2. Düşük sıcaklıklarda mekanik özellikler	9
2.5. Alüminyum alaşımlarının yaşlandırılması	10
2.6. Alaşım elementlerinin etkileri	10
3. ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARININ KAYNAĞI	12
3.1. Ergitme Kaynak Yöntemleri	14
3.1.1. Oksi-Asetilen kaynağı	14
3.1.2. Elektrik ark kaynağı	16
3.1.3. TIG kaynağı	18
3.1.3.1. Doğru akım düz kutuplama (DADK) TIG Kaynağı	19
3.1.3.2. Doğru akım ters kutuplama (DATK) TIG Kaynağı	20
3.1.3.3. Alternatif akım TIG kaynağı	20
3.1.4. MIG kaynağı	21
3.1.5. Elektro-Curuf (Electroslag) kaynağı	24
3.1.6. Plazma kaynağı	24
3.1.7. Elektron ışın kaynağı	25
3.1.8. Lazer kaynağı	26

3.2. Katı Hal Kaynak Yöntemleri	27
3.2.1. Sürtünme kaynağı	27
3.2.2. Difüzyon kaynağı.....	27
3.2.3. Direnç kaynağı	28
3.2.4. Ultrasonik kaynak	28
3.2.5. Patlama kaynağı	29
4. SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI	31
4.1. Kaynak düzeneği ve yapılışı.....	31
4.2. İşlemin ilkesi	32
4.3. İşlem karakteristiklerini etkileyen faktörler.....	33
4.4. Sürtünme karıştırma kaynağında kaynak dikiş formu ve metalurjik yapı	33
4.5. Alüminyum alaşımlarda kaynak özellikleri.....	35
4.6. Karıştırıcı uç ve kaynak parametrelerinin seçimi	35
4.7. Karıştırıcı uç ve özellikleri	36
4.8. Yöntemin Üstünlükleri	37
4.9. Yöntemin sınırlamaları	38
4.10.Yöntemin Uygulama Alanları	38
4.10.1. Gemi inşasında ve deniz endüstrisinde uygulamalar	38
4.10.2. Havacılık endüstrisi	38
4.10.3. Demiryolu endüstrisi.....	39
4.10.4. Otomotiv endüstrisi.....	39
4.10.5. Diğer uygulama türleri ise şunlardır	39
4.10.6. İnşaat endüstrisi	40
4.10.7. Elektrik endüstrisi	40
4.10.8. Diğer endüstri sektörleri	40
5. ÇALIŞMANIN LİTERATÜRDEKİ YERİ ve ÖNEMİ.....	41
6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	46
6.1. Malzeme ve metot	46
6.2. Sürtünme elemanının üretimi	46
6.3. Numunelerin kaynağa hazırlanması	47
6.4. Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) deney seti	48
6.5. Kaynak parametreleri	49
6.6. Çekme deneyleri.....	49
7. DENEY SONUÇLARI ve İRDELENMESİ	51
7.1. Kaynaklı bağlantıların arayüzey ve mikroyapı değerlendirmesi	51

7.2. Çekme test sonuçları ve irdelenmesi	65
7.3. Mikrosertlik ölçüm sonuçları ve irdelenmesi	68
GENEL SONUÇLAR ve ÖNERİLER.....	73
KAYNAKLAR	75
ÖZGEÇMİŞ	79

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Sayfa No

Şekil 3.1 Kaynağın ısı işlem kabul eden orta ve yüksek mukavemetli alaşımlarda kaynak sonrası ısıdan etkilenen bölgeler	12
Şekil 3.2 Oksi- Asetilen Alevi	15
Şekil 3.3 Elektrik Ark Kaynağında Ark Oluşumunun Şematik Gösterimi	17
Şekil 3.4 Doğru Akım Düz Kutuplama	19
Şekil 3.5 Doğru Akım Ters Kutuplama	20
Şekil 3.6 MIG Kaynağının Şematik Gösterimi	21
Şekil 3.7 Kaynak Metali İletim Karakteristikleri	22
Şekil 3.8 Plazma Kaynağı	25
Şekil 3.9 Elektron Işın Kaynağı	26
Şekil 3.10 Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynağının Şematik Resmi	27
Şekil 3.11 Difüzyon Kaynağının Şematik Resmi	28
Şekil 3.12 Ultrasonik Kaynak	29
Şekil 3.13 Patlama Kaynağının Şeması	30
Şekil 4.1 Sürtünme karıştırma kaynağının prensibi	32
Şekil 4.2 Sürtünme karıştırma kaynağı yapılmış alüminyum alaşımın mikroyapısı	34
Şekil 6.1 Sürtünme karıştırma kaynağında kullanılan sürtünme elemanları	47
Şekil 6.2 Sürtünme Karıştırma Kaynağında kullanılan karıştırıcı uç ebatları	47
Şekil 6.3 Sürtünme karıştırma kaynağının şematik gösterimi	48
Şekil 6.4 Sürtünme karıştırma kaynağının gösterimi	48
Şekil 6.5 Çekme testi için kullanılan kaynak levhasının biçimi	50
Şekil 6.6 DIN 50109'a göre çekme testi deneyinde kullanılan numunenin ölçüleri	50
Şekil 7.1 Sürtünme karıştırma kaynağı yapılmış alüminyum alaşımın mikroyapısı	53
Şekil 7.2 Vida karıştırıcı uç kullanılarak birleştirilen S10 nolu numunenin birleşme bölgesini gösteren optik yapı fotoğrafı	53
Şekil 7.3 S2 nolu kaynaklı bağlantının birleşme bölgesinde meydana gelen girdap yapıyı gösteren mikroyapı fotoğrafı	53
Şekil 7.4 Vida karıştırıcı uç kullanarak yapılan SKK ların birleşme bölgesinin sağ dip noktasında meydana gelen yapının fotoğrafı	54
Şekil. 7.5 Dinamik olarak yeniden kristalleşen bölgede deformasyon sonucu meydana gelen ikizleme bandını gösterir yapı fotoğrafı	54
Şekil 7.6 Kaynak sonrası birleşme bölgesinde meydana gelen yapı ve formu	55

Şekil 7.7 Termodinamik olarak yeniden kristalleşen bölgede şiddetli deformasyonun etkisiyle meydana gelen yapı yönelmesini gösteren yapı fotoğrafı	57
Şekil 7.8 a)S1, S2 ve S3 numunelere ait kaynak sonrası makro resim, b)S1, S2 ve S3 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-gerçek uzama eğrileri	58
Şekil 7.9 S2 nolu numuneye ait çekme testi sonrası kırık yüzey SEM fotoğrafı	59
Şekil 7.10 S1 nolu numuneye ait çekme testi sonrası kırık yüzey SEM fotoğrafı	59
Şekil 7.11 S3 nolu numuneye ait çekme testi sonrası kırık yüzey SEM fotoğrafı	59
Şekil 7.12 a)S4, S5 ve S6 numunelere ait kaynak sonrası makro resim, b)S4, S5 ve S6 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-gerçek uzama eğrileri	60
Şekil 7.13 a)S7, S8 ve S9 numunelere ait kaynak sonrası makro resim, b)S7, S8 ve S9 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-gerçek uzama eğrileri	61
Şekil 7.14 a)S10, S11 ve S12 numunelere ait kaynak sonrası makro resim, b) S10, S11 ve S12 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-gerçek uzama eğrileri	64
Şekil 7.15 a)S13, S14 ve S15 numunelere ait kaynak sonrası makro resim, b)S13, S14 ve S15 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-gerçek uzama eğrileri	65
Şekil 7.16 a)S16, S17 ve S18 numunelere ait kaynak sonrası makro resim, b)S16, S17 ve S18 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-gerçek uzama eğrileri	66
Şekil 7.17 Çekme testi sonucu kaynaklı bağlantıların kırılma noktasını gösteren makro resimler	67
Şekil 7.18 S1, S2 ve S3 nolu numunelerin mikrosertlik grafikleri	70
Şekil 7.19 S4, S5 ve S6 nolu numunelerin mikrosertlik grafikleri	70
Şekil 7.20 S7, S8 ve S9 nolu numunelerin mikrosertlik grafikleri	71
Şekil 7.21 S10, S11 ve S12 nolu numunelerin mikrosertlik grafikleri.....	71
Şekil 7.22 S13, S14 ve S15 nolu numunelerin mikrosertlik grafikleri.....	72
Şekil 7.23 S16, S17 ve S18 nolu numunelerin mikrosertlik grafikleri.....	72

TABLÖLARIN LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 2.1.Alaşım elementlerinin alüminyumun mekanik ve fiziksel özellikleri üzerine etkisi ...	11
Tablo 6.1.Deney çalışmalarında kullanılan malzemelerin nominal kimyasal kompozisyonu	46
Tablo 6.2.Deney çalışmalarında kullanılan malzemelerin tipik özellikleri.....	46
Tablo 6.3.Sürtünme karıştırma kaynağında kullanılan uç profilleri ve kaynak parametreleri	49
Tablo 7.1. Çekme deney sonuçlarından elde edilen veriler	57

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMİŞ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Sedat BÜYÜKARSLAN

Fırat Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı

2006, Sayfa:79

Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi, ilerleyen teknoloji ile birlikte gelişimi sürekli olarak devam eden ve kaynak dünyası içinde, alüminyum ve alaşımlarının kaynağı için yaygın bir biçimde kullanılmakta olan bir katı hal kaynak yöntemidir.

Bu çalışmada, ETİAL-3 alüminyum alaşımı, farklı işlem parametreleri kullanılarak sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Sürtünme karıştırma kaynak yönteminin temel parametreleri olan devir sayısı, ilerleme hızı ve sürtünme elemanı uç geometrisinin mikroyapı ve mekanik davranışlar üzerine olan etkisi deneysel olarak araştırılmıştır. Çalışmanın 1. bölümünde giriş yapılmış, 2. bölümünde alüminyum ve alaşımları tanıtılmış, 3. bölümünde alüminyum alaşımlarında kullanılan kaynak yöntemlerinden bahsedilmiş, 4. bölümünde sürtünme karıştırma kaynağı hakkında geniş bilgiye yer verilmiş, 5. bölümde literatürde yapılan çalışmalardan ve bu çalışmanın amacından bahsedilmiş, 6. bölümde deneysel çalışmalar sunulmuş, 7. bölümde deney sonuçları irdelenmiştir.

Sonuç olarak, ETİAL-3 alüminyum alaşımının sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmesinde, uygun devir sayısı ve ilerleme hızı kombinasyonlarında kaynak kalitesini artırmak mümkün olabilmektedir.

Anahtar kelimeler: Sürtünme, sürtünme karıştırma kaynağı, alüminyum alaşımları, katı hal kaynak yöntemi

ABSTRACT

Master Thesis

THE INVESTIGATION OF MICROSTRUCTURES AND MECHANICAL PROPERTIES OF FRICTION STIR WELDED ALUMINIUM ALLOYS

Sedat BÜYÜKARSLAN

University of Firat

Graduate School of Science

Department of Metallurgy Education

2006, Pages:79

Friction stir welding is a solid state welding process which has been invented in the last 10 years and its improvement is still going on together with developing technology and it has found large application areas in welding world of aluminium and aluminium alloys.

In this study, the ETIAL-3 aluminium alloy couple were joined by friction stir welding technique with using different process parameters. The aim of this study is to determine the effect of rotation speed, travel speed and pin geometry which are the main parameters of friction stir welding on the microstructure and mechanical behaviors was investigated experimentally.

In the first chapter of study, an introduction is given. In the second chapter, aluminium and its alloys were given. In the third chapter, welding techniques which use for welding of aluminium alloys are presented. In the fourth chapter, friction stir welding is presented. In the fifth chapter, literature dealing with friction stir welding is given. In the sixth chapter, the experimental studies, in the seven chapter the results and discussions of the experiments are given.

As a result, in friction stir welding of ETIAL-3 aluminium alloy, by choosing rotational speed, traverse speed properly, it is possible to increase the quality of jointed metals.

Key words: Friction, Friction stir welding, Aluminium alloys, Solid state welding.

1.GİRİŞ

Sürtünme karıştırma kaynağı ilk defa 1991 yılında TWI Kaynak Enstitüsü tarafından geliştirilmiştir. Özellikle alüminyum ve alaşımlarının geleneksel ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesinde doğan problemler, son yıllarda bir katı hal kaynak yöntemi olan sürtünme karıştırma kaynağı için geniş uygulama alanı sağlamıştır. Alüminyum alaşımlarının (özellikle yaşlandırma sertleşmesi yapılmış olan) ergitme kaynak yöntemleri ile kaynağında yüksek ısı girdisi bu malzemelerin ısıl genleşmelerinin yüksek olması ve katılma sıcaklık aralıklarının geniş olması sonucu kaynak dikişinde çatlak oluşumuna neden olabilmektedir. Ayrıca ark kaynağındaki yüksek ısı girdisi, alüminyum alaşımlarında ısının tesiri altındaki bölgede (ITAB) tane sınırında düşük ergime dereceli fazların oluşumuna ve dolayısıyla bu bölgede katılma esnasında tane sınırlarında çatlamlara yol açtığı da bilinmektedir. Yaşlandırma sertleşmesine tabi tutulmuş alüminyum alaşımlarının ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesinde karşılaşılan bir başka problem, kaynak dikişinde sertleştirici çökeltilerin çözünmesi ile ITAB’da aşırı yaşlanma sonucu sertlik ve mukavemetin düşmesidir. Bu durum kaynak bölgesinde mekanik uyumsuzluğa sebep olmaktadır. Belirtilen bu sebeplerden dolayı, bu malzemelerin birleştirilmesinde katı hal kaynak yöntemleri (difüzyon, sürtünme ve sürtünme karıştırma kaynağı) büyük avantajlar sağlamaktadır.

Sürtünme karıştırma kaynağında, birleştirilecek parçalar bir altlık mengene ile sıkıştırıldıktan sonra dönen silindirik bir uç, iş parçası ile temas haline gelinceye kadar birleşmenin merkez hattına bastırılarak birleşme çizgisi boyunca hareket ettirilir. Sürtünme yoluyla oluşan ısı takımın önündeki malzemenin plastik deformasyona uğramasına ve takımın arkasına taşınarak ekstürüze edilmesine yol açar. Esas itibarıyla, plastik deformasyona uğrayan bu bölge, kaynak uç takımının önündeki kısımda, yüksek sıcaklıkta katı halde bir karıştırma işlemidir. Kaynak, işlemin ısı kaynağı olan ucun ileri hareketi ile şekillenir. Sürtünme karıştırma kaynağına hakim mekanizmalar; sürtünme, plastik deformasyon ve yeniden kristalleşmedir. Bu mekanizmaların hepsi alüminyum alaşımlarında harekete geçirilecek mekanizmalardır. Bu kaynak yöntemi ile ergime sıcaklıkları oldukça düşük olan Al ve Cu gibi malzemeler alın kaynağı yapılabilir. Bu yöntemle kalınlıkları 1-50 mm aralığında değişen döküm ve haddelenmiş Al alaşımlarda da oldukça iyi mekanik özelliklere sahip, kusursuz kaynaklı bağlantılar elde edilebilmektedir. Kaynak esnasında ısıl deformasyonlar olmadığı için oldukça verimlidir.

Literatürde, sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmiş alüminyum alaşımları ve alüminyum esaslı metal matrisli kompozitlerin mekanik davranışları üzerine pek çok çalışma

mevcuttur. Ancak sürtünme karıştırma kaynağının karmaşık mikroyapısal yönleri üzerine çalışmalar devam etmektedir. Bu çalışmada, yeni bir katı hal kaynak tekniği olan sürtünme karıştırma kaynağının ülkemizde uygulanmasını sağlamak amacıyla gerekli donatım ve kaynak seti oluşturulup alüminyum alaşımlarının kaynağı gerçekleştirilerek, işlem parametrelerinin mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine etkisini incelemek amaçlanmıştır (zdemir, 2004).

2.ALÜMİNYUM ve ALAŞIMLARI

Alüminyum, demir-çelikten sonra dünyada en çok kullanılan metaldir. 1900’lü yılların başlarında dünya alüminyum üretimi doğal filizlerinden yolda 172.000 ton iken, 1977’de 14 milyon tona, 1980’ler de 17.5 milyon tona ve 2006 yılında 22 milyon tona ulaşmıştır. Diğer demir dışı metaller arasında alüminyum metal üretimi ve tüketimindeki yüksek artış hızının nedenleri; alüminyumun düşük yoğunluğu, yüksek ısı ve elektrik iletkenliği, ışık ve ısı yansıtıcılığı, sıcak ve soğuk şekillendirilebilme kolaylığı ve ısıl işlemlerle ulaşılabilen değişik dayanım özellikleridir. Bugün bütün dünyada alüminyum ve alaşımları, büyük ticari değeri olan ve büyük miktarlarda üretilen malzeme grubu haline gelmiştir. Alüminyumun uçak ve otomotiv sanayinde önemli rol oynaması “stratejik” bir metal olarak görülmesine neden olmuştur. Alüminyum ve alaşımları bütün imalat sanayinin hemen her dalında; tarım, inşaat, kimya, gıda, ulaştırma, elektrik ve elektronik sektörlerinde giderek artan oranlarda kullanılmaktadır. Ülkemizde alüminyum sanayi oldukça yeni olmasına rağmen, alüminyum ürünlerine olan talep ve buna bağlı olarak yurt içinde işlenen alüminyum ürünlerinin miktarı hızla artmaktadır (Oğuz, 1990).

Hafif metaller sınıfından olan alüminyum, bileşikler halinde yerkabuğunun % 8’ini oluşturur. Oksijen ve silisyumdan sonra doğada en çok bileşiği bulunan metaldir. 1886 yılında ABD’de Charles Martin Hall’in alüminyum oksidi elektrolitik işlemler sonucu elde etmesiyle kullanılmaya başlanan alüminyum, daha sonra Fransa’da Paul Heroult tarafından elektroliz yöntemiyle elde edildi. Günümüzde de alüminyumun elektroliz yöntemiyle elde edilmektedir (Hall–Heroult yöntemi) (Anık, 1960).

Mühendislik uygulamalarında ve insan yaşamında önemli ölçüde kullanım alanı bulan alüminyumun en belirgin özelliği hafifliğidir. Magnezyum ve berilyumdan sonra en hafif metaldir. Alüminyum alaşım halindeyken yoğunluğu çok az artmasına rağmen mukavemeti de önemli miktarda artmaktadır. Alüminyum iyi bir ısı ve elektrik iletkenidir; kolayca dökülür ve işlenebilir ve korozyona dayanıklıdır. Sıcak ve soğuk şekillendirilebilme, dekoratiflik özelliklerinden dolayı makine imalatı, metal sanayi, inşaat, kimya, gıda sanayi, ulaştırma, elektrik-elektronik sanayi, uzay sanayi ve diğer birçok ortamlarda kullanılmaktadır (Oğuz, 1990).

2.1. Alüminyumun Fiziksel özellikleri

Alüminyumun fiziksel özellikleri, büyük ölçüde alüminyumun saflığına ve sıcaklığına bağlıdır. Alüminyum periyodik cetvelin 3A grubunda bulunur. Atom numarası 13, atom ağırlığı ise 26,981538 g/mol'dür. İyon çapı 0,86 Å olan alüminyumun, atom çapı ise 1,43 Å'dur. Alüminyum, kübik yüzey merkezli kristal kafeslerinden oluşmuştur ve -269 °C'den ergime noktası olan 658 °C'ye kadar kararlıdır. 25 °C'de saf alüminyum birim kafes küpünün kenar uzunluğu $4,05 \times 10^{-10}$ metredir. Sıcaklık ve safsızlıktaki değişimle kafes parametreleri değişebilir. Alüminyum ne kadar saf ise, kristalleri de o derece büyüktür. Alüminyumun saflık derecesi arttıkça ergime derecesi de yükselir. Katı halden sıvı hale geçerken metal hacmi büyür. % 99.65 alüminyum içeren metalde bu büyüme % 6.25 civarında iken; % 99.75 alüminyum içeren metalde ise % 6.60 büyüme gözlenir. Hem sıvı ve hem de katı alüminyumun yoğunluğu, artan saflık derecesiyle orantılı olarak düşer. %99,25 Al içeren metalin yoğunluğu $2,727 \text{ g/cm}^3$ iken % 99,40 Al içeren metalin yoğunluğu $2,706 \text{ g/cm}^3$ dür. Alüminyumun saflık derecesi büyüdükçe, ısı iletkenliği de buna paralel olarak artar. Fakat alüminyumun sıcaklığının artmasıyla ısı iletkenliği arasında kesin bir şey söylemek zordur. Çünkü belli bir sıcaklığa kadar ısı iletkenlik katsayısı artış gösterirken, diğer sıcaklıklarda iniş çıkışlar göstermektedir. 0 °C de Al ısı iletkenliği 236 W/m.K iken, 200 °C de 238 W/m.K ve 600 °C de 214 W/m.K 'dir. Saf alüminyumun ısı genleşme katsayıları, artan sıcaklıklarla birlikte yükselme gösterir. Al ısı iletkenlik katsayısı sıcaklık 100 °C iken $23,9 \times 10^{-6}/\text{K}$, sıcaklık 200 °C iken $24,3 \times 10^{-6}/\text{K}$ ve sıcaklık 300 °C iken $25,3 \times 10^{-6}/\text{K}$ 'dir. 930 ile 950 °C aralığında, yani elektroliz sıcaklığında alüminyum yeterince akışkan haldedir. Bu sebeple metalin karışması ve difüzyonu için yeterli şartlar sağlanmıştır. Metalin sıcaklığı arttıkça viskozitesi azalmaktadır. Buna karşılık metalin saflığı arttıkça, viskozitesi de buna paralel olarak artmaktadır. Saf alüminyumun oda sıcaklığındaki iletkenliği, aynı sıcaklıktaki bakırın iletkenliğinin % 64,94'üne eşittir. -223 °C'nin altındaki sıcaklıklarda alüminyumun elektriksel direnci, yine aynı sıcaklıklardaki saf bakır ve gümüşün direncinden çok daha düşüktür. -270 °C civarında ise alüminyum süper iletken haline gelir (Yılmaz, 2003).

2.2. Alüminyumun Mekanik Özellikleri

Mekanik özellikler büyük ölçüde saflık derecesine bağlıdır. Yüksek saflıktaki alüminyum, teknik saflıktaki alüminyuma nazaran çok daha yumuşak ve plastiktir. Ayrıca mekanik mukavemeti de daha düşüktür. % 99.25 Alüminyum içeren bir metalin elastiklik modülü 71000 N/mm^2 iken, çok saf alüminyumun elastik modülü ancak 67000 N/mm^2 'dir.

Alüminyumun saflığı artıkça, alaşımın sertliği düşer. Al oranı % 99,2 iken sertliği 24-54 HB, Al oranı % 99,8 iken sertliği 19-41 HB arasında değişmektedir. Yapılan deneyler, alüminyumun çekme mukavemetinin artan saflık derecesi ile azaldığını göstermiştir. Kopma anındaki kesit yüzeyinin küçülmesi ise yüksek saflıktaki alüminyumda (>% 99,9) en fazladır. Yani alüminyumun yüzdesi arttıkça, numune daha sünek hale gelmektedir. Çok saf alüminyumun çekme dayanım değeri, alüminyum soğuk haddeleme ile elde edilmişse 110-130 N/mm², tavlama işlemi görmüşse 35-60 N/mm² aralığındadır. Bu değerlerin üzerine çıkılamaz. Uzama miktarı ise % 5,5'den % 40-50 mertebelerine kadar olabilir (Yılmaz, 2003).

2.3. Alüminyum Alaşımları

Alüminyumun iyi olan birçok özelliğinin (hafiflik, iyi haddelenebilme özelliği, yüksek elektriksel iletkenlik, manyetik olmayışı, korozyona karşı dayanıklılık vb.) yanında, döküm ve mekanik özellikleri çok kötüdür. İşte bu kötü olan özelliklerinin iyileştirilmesi amacıyla alüminyuma bazı alaşım elementleri katılır. Alüminyuma ilave edilen metale göre bir sınıflandırma yapılır. ABD, dört rakamdan oluşan bir sınıflandırmayı kullanmaktadır. Bu sınıflandırma sisteminde birinci rakam, alüminyuma ilave edilen esas metali gösterir.

- 1XXX: Alaşımsız alüminyum
- 2XXX: Alüminyum Bakır alaşımı
- 3XXX: Alüminyum Mangan alaşımı
- 4XXX: Alüminyum Silisyum alaşımı
- 5XXX: Alüminyum Magnezyum alaşımı
- 6XXX: Alüminyum-Silisyum-Magnezyum alaşımı
- 7XXX: Alüminyum Çinko alaşımı
- 8XXX: Diğer elementler (lityum vs.)
- 9XXX: Boş

Genel olarak bir alüminyum-mangan alaşımı % 1.25 manganez içerir. Manganezin etkisi alüminyumun çekme mukavemetini artırmaktadır. Bu alaşım yüksek süneklik ve çok iyi korozyon özelliklerine sahiptir. Alüminyum-magnezyum alaşımları % 7'ye kadar magnezyum içerirler. Alüminyum-magnezyum alaşımlarında, % magnezyum miktarı ne kadar büyük ise çekme mukavemeti de o nispette büyüktür. Bu alaşımda çok iyi bir süneklığe ve tam bir korozyon direncine sahip olduğundan deniz ortamında özellikle gemi ve bot yapı malzemeleri üretiminde yaygın bir şekilde kullanılmaktadır (Oğuz, 1990).

Diğer metallerin alüminyuma ilave edilmesi mukavemet ve sertliğin artmasına imkan verir. Bu hususta, ticari vasıftaki alüminyumda mevcut küçük miktarlardaki yapı kirleticilerin bile alüminyumun mukavemetini (saf metale kıyasla) % 50'ye kadar arttırmaya yeterli olduğunu kaydetmeye değerdir. Alüminyum alaşımlarının üretiminde en fazla kullanılan metaller bakır, silisyum, manganez, magnezyum ve çinkodur. Bu metaller, nihai alaşımda arzu edilen bileşimi elde etmek için tek veya birleşik halde alüminyuma ilave edilebilirler. Döküm alaşımlarında, alaşım yapıcı metaller daha yüksek miktarlarda kullanıldığı zaman hadde alaşımları için bu metallerin toplam yüzdesi nadiren % 10'un üstüne çıkar. Dökülmüş ve tavllanmış şartlardaki alüminyum alaşımlarının çekme mukavemeti bileşimlerine bağlı olarak ticari alüminyumunkinin iki misline kadar yükselir. Soğuk işlem, hadde alaşımlarının çekme mukavemetini daha da yükseltir. Alaşımlandırma neticesi alüminyum metalinin mukavemetinde elde edilen yükseliş, diğer özelliklerdeki değişimlerle birlikte meydana gelir. Bu değişimler farklı alaşımlarda nadiren aynı olur zira birçok alaşımlar esas itibarıyla aynı çekme mukavemetine sahip olmalarına rağmen süneklik, elektrik ve ısı iletkenliği ve imal kolaylığı bakımından geniş ölçüde farklı olurlar. Alaşımlandırmada hafiflik özelliği genellikle fazla önemli değildir ve bazı hallerde alaşımlar daha da hafif olurlar. Örneğin % 10-13 nispetinde silisyum ihtiva eden alaşımların yoğunluğu 2.65 g/cm^3 civarındadır.

Alüminyum esaslı malzemeleri iki ana grupta toplayabiliriz (Oğuz, 1990).

- 1) Hadde mamulü alüminyum alaşımları,
- 2) Dökme alüminyum alaşımları.

Birinci gruptaki hadde mamulü alüminyum alaşımlarını tekrar iki alt grupta toplamak mümkündür, bunlar:

- a) Isıl işlemle mekanik özellikleri değişmeyen alaşımlar
- b) Isıl işlemle mukavemet kazandırılan alaşımlardır.

Isıl işlemle mekanik özellikleri değişmeyen alaşımlar katı eriyik halinde homojen bir yapıdadırlar ve yüksek süneklik ve düşük mukavemete sahiptirler. Alüminyum-mangan ve alüminyum-magnezyum alaşımları bu gruptadırlar. Bu alaşımlar ancak soğuk şekillendirme ile mukavemet kazanırlar. Isıl işlemle mukavemet kazandırılan alaşımlar katı halde alüminyum içerisinde sınırlı ergimeye sahip metallerin alaşım elamanı olarak kullanılması ile elde edilirler. Bu alaşımlar yüksek sıcaklıkta tamamen katı eriyik haline getirilmiş malzemenin aniden soğutulması ve daha sonra yaşlandırılması ile mukavemet kazanırlar. Bu alaşımlar geniş kullanım alanına sahiptirler. Duralumin (Al-Cu-Mg) ve avial (Al-Mg-Si) başlıca ısı işlem sonucu mukavemet kazanan alaşımlardır. Bunlar levha, boru, profil ve dövme parçalar halinde kullanılırlar.

Dört rakamlı sayısal simgenin ilk rakamı hangi temel alaşımlar elementini içeren alüminyum alaşımı olduğunu belirtir. 1 XXX dizisi saf alüminyum (% 99.00) belirtir. Son iki rakam % 99 değerinin noktadan sonraki rakamlarını belirtir. Soldan ikinci rakam ise özel olarak denetlenen katkı (empürite) elementlerin sayısını belirtir ve 1’den 9’a kadar değişebilir. 2XXX’den 8XXX’e kadar olan alüminyum alaşımlarında ilk rakam alaşım türünü ikinci rakam değişimleri (modifikasyon) simgeler, son iki rakamın özel bir anlamı yoktur. Alaşımı dizideki diğer alaşımlardan ayıran sıra numarası gibi kullanılır (Oğuz, 1990).

2.3.1. Alüminyum-Bakır Alaşımları (2xxx Serisi)

Bu grup, farklı yüzdelerde magnezyum ve manganez ihtiva eden bakırın başlıca alaşımlandırıcı element olduğu yüksek mukavemet alaşımlarını içine alır. Düralümin, alüminyum alaşımları içinde en iyi bilinendir. Düralümin’ in bileşimi, % 3,5-4,5 bakır, % 0,5 Mg, % 0,5 Mn ve az miktarda silisyum ve demirden ibarettir. 1906 yılında Almanya’da keşfedilen alaşımın ismi, ilk defa istihsal edilen şehrin adına (Düren) izafeten verilmiştir. Düralümin, ısıtılma işlemi tabii tutulabilecek alaşımlar içinde keşfedilenlerin ilki olması ve yaşlanma sertleşmesi olayının (bir alaşım, normal oda sıcaklığında dört veya beş gün müddetle bırakılacak olursa mukavemet ve sertliğinde kendiliğinden önemli bir artış meydana gelir) ortaya çıkmasına ön ayak olması sebebiyle büyük önem kazanmıştır (Tulgar, 1987).

2.3.2. Alüminyum-Mangan Alaşımları (3xxx Serisi)

Bu alaşımlar, saf alüminyum ile yüksek mukavemetli alüminyum alaşımları arasındaki boşluğu doldururlar. Zira % 1,5 mertebesindeki bir mangan ilavesi, mukavemetin önemli miktarda (100 ila 170 N/mm²) artmasına, fakat sünekliğin ise cüzi miktarda azalmasına sebebiyet verir. Ticari alüminyum mukavemetinden daha yüksek bir mukavemete sahip ve işlem sırasında sertleşebilen bir alaşımı gerektiren yerlerde bu cins alaşımlar kendilerine uygulama alanı bulurlar (Tulgar, 1987).

2.3.3. Alüminyum-Magnezyum Alaşımları (5xxx Serisi)

Magnezyumun alüminyuma ilavesi, deniz suyu korozyonuna karşı yüksek mukavemet, çekme ve yorulma mukavemetlerinin ıslahı da dahil olmak üzere arzu edilen birçok özellikleri kazandırır. Alüminyum-magnezyum alaşımları içinde 4 tanesi en fazla kullanılmaktadır. Bunlar sırasıyla % 2, % 3,5, % 5 ve % 7 mertebesinde magnezyum ile birlikte az miktarlarda manganez

ve krom ihtiva eden alaşımlardır. Mukavemet, 155 N/mm^2 'den (% 2 nispetinde magnezyum ihtiva eden tavlanmış alaşımda) 365 N/mm^2 'ye (% 7'lik yumuşak alaşımda) kadar değişir. Bu alaşımlar işlem sırasında oldukça çabuk sertleşirler. Bu nedenle, yüksek magnezyum içeren alüminyum alaşımları sıcak veya soğuk olarak işlemek nispeten güçtür (Tulgar, 1987).

2.3.4. Alüminyum-Silisyum-Magnezyum Alaşımları (6xxx Serisi)

Düralümin tipi alaşımlarda elde edilebilen maksimum mekanik mukavemetin lüzumsuz olduğu hallerde, ısıtılma işlemi tabii tutulabilen diğer bir alaşım kullanılabilir. Bu alaşımda sertleşme, Mg_2Si metallerarası bileşiğinin sıcaklık ile değişen çözünürlüğünden ileri gelmektedir. En çok kullanılan bu tip alaşımlardan ikisi, yaklaşık olarak % 0.5 nispetinde magnezyum ile birlikte nispeten daha büyük miktarda (% 0.5-1) silisyum ihtiva ederler. Bu alaşımlar kararlı olmaları ve ergitme ısıtılma işlemi (solution heat treated) şartlarında çok iyi şekillenebilmeleri ile karakterize edilirler. Şekillendirme işlemi su vermeden sonra malzeme üzerinde yürütülebilir ve gerekli mukavemet, malzemeyi bilahare $160-180^\circ\text{C}$ 'de çökelme ısıtılma işlemine tabii tutmak suretiyle temin edilir. Alaşımlar, ilave edilen elementlerin oranı nispetinde küçük olduğundan, ticari bakımdan saf olan alüminyumun arzu edilen özelliklerinden çoğuna sahip olurlar. Bu alaşımların korozyona karşı göstermiş oldukları direnç saf alüminyumunkinden daha azdır, mukavemetleri 250 ila 400 N/mm^2 arasında değişir (Tulgar, 1987).

2.3.5. Alüminyum-Çinko Alaşımları (7xxx Serisi)

Bu alaşımlar bütün alüminyum alaşımları içinde en mukavemetli olanlarıdır ve ikinci dünya savaşı esnasında hava kuvvetlerinde kullanılmak üzere geliştirilmiştir. Bileşim bakımından % 8'e kadar çinko, % 4 magnezyum, % 3 bakır ve küçük miktarlarda krom, titan manganez veya nikel ihtiva ederler. Bu alaşımlar imal güçlükleri arz ederler ve şekillendirme işlemi, ergitme ısıtılma işleminden hemen sonra yapılmalıdır. Bunu çökelme ısıtılma işlemi takip eder (Tulgar, 1987).

2.4. Alüminyumun Nitelikleri

Alüminyumun oksijene büyük eğilimi olmasına rağmen korozyon direnci göreceli olarak yüksektir. Bunu sağlayan da, metalin yüzeyinde oluşup onu daha ileri bir oksitlenmeye karşı koruyan yoğun ve ince bir oksit filmidir. Oksit filmi yapay olarak kalınlaştırıldığı zaman

korozyon dayanımı da artar. Alüminyum oksidi çok sert olduğundan, oksit tabakası aşınma mukavemetini arttırır. Bu nedenle alüminyumun oksijene olan eğilimi faydalı olarak kabul edilmektedir. Alüminyumun ucuzluğu bakıra nazaran % 50 daha fazla olması ve ağırlık oranının bakıra nazaran daha düşük olması, alüminyumun enerji nakil hatlarında kullanımının en büyük nedenleridir. Düşük özgül ağırlığının yanı sıra alüminyumun özgül iletkenliği tavllanmış bakırdan 2 katı daha azdır ve alaşım elementleri bu etkiyi daha da azaltır. Saf alüminyum nispetten daha sünek ve mukavemeti az olduğundan dolayı, endüstriyel uygulamalarda alaşımlandırılmış şekilde kullanılır. Isıl iletkenliği de göreceli yüksek ve bakırın % 61'i kadardır. Bu da yine alaşım elemanı ilavesiyle düşer. Alüminyum alaşımlarının bu yüksek iletkenliği içten yanmalı piston ve silindir kafaları gibi bazı uygulamalarda önemli olmaktadır. Ticari alüminyumun ısıl genleşme katsayısı, adi çelik ve dökme demirin yaklaşık iki katı kadardır. Bu katsayı bakır ve bakır alaşımlarından oldukça büyüktür. Silisyum dışındaki alaşım elementlerinin bu katsayı üzerinde az etkisi vardır. Yüksek miktarda silisyum (% 12 ve daha fazla) değişen sıcaklıklara hâsıl etkileri, boyutsal değişimleri hissedilir derece azaltır.

Alüminyum, herhangi bir başka metale göre daha büyük bir ışık yansıtma ve ısı yayılımı özelliğine sahiptir. Yüksek safiyette alüminyum levha % 80 den fazla ışık yansıtacak şekilde davranabilir. Ultraviyole ışınını yüksek yansıtma kabiliyetinden dolayı güneş ışınlarının tahribatlı etkilerine karşı koruyucu olarak alüminyum boyaları kullanılmaktadır (Tulgar, 1987).

2.4.1. Yüksek sıcaklıklarda mekanik özellikler

Yaklaşık 650 °C'nin altında bulunan ergime noktaları itibariyle ticari alaşımların kullanımı sadece ılımlı ölçüde yüksek sıcaklıklarla sınırlıdır. Bu sıcaklıklar, çeliklerin emniyetle çalışabilecekleri sıcaklığın çok altındadır. Alüminyum alaşımları, bileşimlerine göre yaklaşık 485-650 °C arasında ergime ve 93 °C gibi alçak bir sıcaklıkta yumuşayıp zayıflamaya başlarlar. Öbür yandan da bazı bileşimler yaklaşık 200 °C'ye kadar mukavemetlerini oldukça iyi korurlar. Mukavemetle sertlik ve de elastikiyet modülü, artan sıcaklıklarla azalır. Keza sıcaklık artınca kopma uzaması artar ve bu neredeyse sıfıra düştüğü ergime noktasına kadar devam eder (Tulgar, 1987).

2.4.2. Düşük sıcaklıklarda mekanik özellikler

Alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri, ısı sıfırın altına indiğinde genellikle iyileşir. Ör: 195 °C sıcaklığa kadar yapılmış deneyler, mukavemet ve uzamanın sıcaklık düştükçe arttığını göstermiştir. Bütün hallerde sıcaklık 195 °C'ye indiğinde elastite modülü

yükselir. Alüminyum alaşımlarının düşük sıcaklıklarda darbe mukavemetine ait veriler bu niteliğin 195 °C ve daha düşük sıcaklıklar tarafından olumsuz yönde etkilenmediğini gösterir. Keza yorulma mukavemeti değerlerinin de azalan sıcaklıklarda arttığı gözlenmiştir. Düşük ısı (soğuk) üretimi ortaya koyan teknikler birçok alanda kullanılır. Besin maddelerinin muhafazası, tıp ve cerrahide, elektronikte, kimyada, metalurjide, havacılık, uzay ve nükleer endüstrisinde çok sayıda işlem düşük sıcaklıklarda yapılır. Alüminyum alaşımlarının sertleştirilmesi, fazla metallerarası fazların tümünün ya da çoğunun Al içinde ergidiği bir sıcaklığa ısıtmak; bu sıcaklıkta tutmak veya doymuş bir katı eriyik elde etmek üzere hızlı soğutmadan (daldırma) ibarettir (Ersümer, 1960).

2.5. Alüminyum alaşımlarının yaşlandırılması

Sertleştirmeyi yaşlandırma takip eder. Bunda alaşım birkaç gün oda sıcaklığında veya 10-24 saat yüksek sıcaklıklarda tutulur. Yaşlandırma süreci sırasında fazla doymuş katı eriyik ayrışır. Bu da alaşımı kuvvetlendirir. Kafesinde bakır atomlarının bir üniform düzende bulunduğu katı eriyik ayrışması, yaşlandırma sıcaklığı ve süresine bağlı birkaç aşamada meydana gelir (Ersümer, 1960).

2.6. Alaşım elementlerinin etkileri

Alaşım elementlerinin çeşitli karakteristikler üzerindeki etkileri Tablo 2.1.'de gösterilmiştir (Oğuz, 1990).

Tablo 2.1 Alaşım elementlerinin alüminyumun mekanik ve fiziksel özellikleri üzerine etkisi

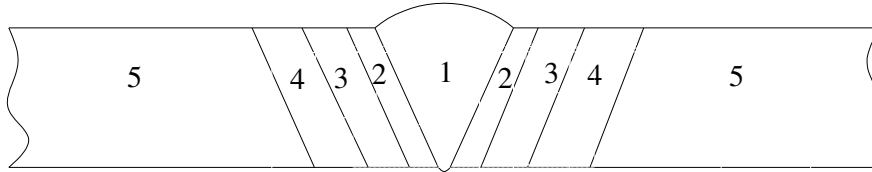
Nitelikler	Cu	Si	Mg	Zn	Ni	Co	Ti	Mn	Fe	Cr
Kopma mukavemeti	++	+	+	++	+	+	+			-
Elastiki sınır	++	+	-	+	-					
Sertlik	++		-	-	+			+	+	
Isıya dayanıklılık	++		++		+				+	
Kaynak kabiliyeti	-	++	+	-	-		+	+		+
Talaş kaldırma ile işlenebilirlik	++	-	+	+	+		++	+	++	+
Elastikiyet modülü	+	++	-	+	+	++		+	-	
Döküm kabiliyeti	+	++	-	+			+	-	-	
Süneklik	-	--	+				+		--	
Korozyon direnci	-	+	++	+				-	--	++
Anodizasyona elverişsizlik	-	+	++	+				-		
++ : çok iyi	+ : iyi		- : ortanın altında				-- : zararlı			

Uzun yıllar bakır, alüminyum içersinde başlıca alaşım elementi olmuş, şekillendirilmiş alaşımlarda % 4'e, dökme alaşımlarda da % 8'e kadar kullanılmıştır. Etkisi Tablo 2.1.'de belirtilenlerden başka çekme ve sıcaklık çatlama eğilimini azaltma ve birçok alüminyum alaşımında yaşlandırma sertleşmesi için temel hazırlamaktır. Çinko genellikle başka elementlerle birlikte % 10 a kadar Mg_2Zn gibi sert ara fazların oluşmasıyla mekanik nitelikleri iyileştirmek için kullanılabilir. Silisyumun bulunmaması halinde demir, katı eriyikten bakır götürmek suretiyle Al-Cu alaşımlarının sertleştirme kabiliyetini azaltır. Titanyum veya niyobyum, bazı alaşımlarda tane inceltici olarak kullanılır (Oğuz, 1990).

3.ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARININ KAYNAĞI

Şekillendirilebilir alaşımlar arasında gaz korumalı ark süreçleriyle en büyük kolaylıkla kaynak edilebilenler, ısıtım işlemi kabul etmez 1xxx, 3xxx ve 5xxx serileridir. 6xxx serilerindeki ısıtım işlemi kabul etmeyenler de kolayca kaynak edilebilirler. 4xxx ile yüksek mukavemetli serilerinin ve ısıtım işlemi kabul eden 2xxx serilerinin alaşımları da arkla kaynak edilebilirlerse de, özel tekniklerinin uygulanması gerekebilir ve daha düşük bir süneklik elde edilebilir. Yüksek mukavemetli, ısıtım işlemi kabul eden 7xxx serilerinden 7075, 7079 ve 7178 alaşımları kaynak edilebilir ama bunların IEB'leri (ısıdan etkilenen bölge) gevrek olur; dolayısı ile de bunların kaynak edilmeleri tavsiye edilmez. Buna karşılık 7005 ve 7039 alaşımları kaynak için özel olarak geliştirilmiş olup bunların kaynak kabiliyetleri iyidir.

Kaynaklı halde ısıtım işlemi kabul eden orta ve yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarının birleştirme niteliklerinin azalmasının nedeni, ana metalden başka, dört farklı bölgenin mevcut olması olup bunların etkilerini yok etmek zordur. Şekil 3.1'de bölge 1 ve daha büyük ölçüde 3, ısıtım işlemi cevap vereceklerdir; fakat fazla ısıtım etkisi bölge 2'de kalacaktır. 6xxx ve 7xxx serileri alaşımları kaynak edildiklerinde, bu bölgelerde çatlama meydana gelebilir. 2xxx serileri bu tür etkiye daha yatkın olup bu nedenle bunların normal olarak ergitme kaynağı önerilmez (Oğuz, 1990).



Şekil 3.1. Kaynağın ısıtım işlemi kabul eden orta ve yüksek mukavemetli alaşımlarda kaynak sonrası ısıdan etkilenen bölgeler: 1. Kaynak metal, 2. Dar “fazla ısınmış” nüfuziyet bölgesi (kısmi ergime), 3. Eriyik işlemli bölge, 4. Sıcaklıkların 200-300°C'a vardığı IEB, burada eriyebilir bileşenler bu nedenle büyük ölçüde çökelirler(fazla yaşlanma) ve yumuşama meydana gelir, 5. Sıcaklığın 200 °C'yi geçmediği ve kaynak işleminin etkisiz olduğu ana metal (Oğuz, 1990).

Dökme alaşımların çoğu gaz korumalı ark kaynağı ile birleştirilebilir tamir edilebilirler. Sıcak çatlama, birçok halde alüminyum kaynak metalinde görülen bir kusur olup başta alaşımın buna eğilimi olmak üzere, çekme (büzülme) gerilimi, kaynak sırasında birleşme yerinin tespit edilmesi gibi nedenlerden ileri gelir. Normal olarak sıcak çatlak saf alüminyum veya ötektik bileşimde kaynak metalinde meydana gelmez. Kullanılan kaynak metal, ilave metalle ana metalin karışımından oluşur. Kaynak bölgesindeki mukavemet, süneklik, kaynak çatlama

direnç, korozyon dayanımı, ısıtılma işlemi kabul edebilme gibi özellikler ilave metalin karışma derecesi tarafından büyük ölçüde etkilenirler. Ana metalin ergime miktarı ve ilave metalle karışması, birleştirmenin tasarımı, kullanılan kaynak süreci ve yöntemle ilgili olup kaynakta çatlama eğilimi genellikle ana metal karışmasını en az düzeyde tutarak azaltılır. Uygun ilave metalle V kaynak ağzı özellikle ısıtılma işlemi kabul eden Al alaşımı ana metalle, kaynak sırasında dikiş çatlama riskine daha az eğilimle sonuçlanır.

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

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

Daha yüksek kaynak hızı uygulamak; kaynak hızı arttıkça, kaynak bölgesine ısı girişi azalır. Böylece sıcak metalle oda sıcaklığında olan metal arasındaki sıcaklık farkından oluşan gerilmeler daha az şiddetli olur. Aynı biçimde, yüksek kaynak hızlarında, herhangi bir anda sıcak çatlak aşamasında bulunan dikiş boyu kısalmış ve katılaşmış bulunan metal sıcak çatlama eğiliminde olan metali zorlayacak olan yükün bir kısmını alır. Bu aynı etki, sıcak çatlak eğiliminde olmayan alüminyum alaşımlarının kaynağında da faydalı olmaktadır. Bunlara ek olarak da, daha yüksek kaynak hızlarında meydana gelen hızlı soğuma temposu, daha ince bir dendritik yapı oluşumuna neden olur, bu da çatlama riskini azaltır (Oğuz, 1990).

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

3.1. Ergitme Kaynak Yöntemleri

3.1.1. Oksi-Asetilen Kaynağı

Gaz ergitme kaynağı her tür hafif metale uygulanabilir. Bu yöntemde, oksi-asetilen alevi ısıyı bölgesel olarak yoğunlaştırabildiği için hidrojen-oksijen alevinden daha az çarpımalara yol açar. Oksi-asetilen alevinde 3200^oC'lik sıcaklık elde edildiği için kalın parçaların birleştirilmesinde kullanılabilir. Hidrojen-oksijen alevi de ince parçaların kaynağında kullanılabilir (2000 ^oC). Hidrojen-oksijen alevi Al-Mg alaşımlarında gözenekliliğe yol açar. Mg alaşımlarında ergime akışını engelleyen oksitlenme meydana gelir. Hafif metallerin kaynağında hafif, yani karbürleyici alevle çalışır. Kesinlikle oksitleyici alevden kaçınılmalıdır (Oğuz, 1990).

Al ve alüminyum alaşımlarının çelik kaynağı ile kıyaslanması; Al atmosfer ortamında kaldığı sürece yüzeyinde oksit tabakası oluşur. Oksit tabakasının yoğunluğu alüminyumdan küçük olduğu için kaynak esnasında ergimiş banyonun üzerini örter ve kaynak çubuğundan ergiyerek düşen damlaların nüfuz etmesini engeller. Meydana gelen oksit tabakasının ergime sıcaklığı 2050 ^oC'dir. Bu sıcaklık hem alüminyum hem de alüminyum alaşımlarından yüksek olduğundan, kaynak esnasında bu oksit tabakasının ortadan kaldırılması gerekecektir. Kaldırılması için gerekli sıcaklığa erişildiğinde esas metalin ergidiği görülmektedir. Alüminyumun ısı geçirme kabiliyeti demirden üç kat daha büyüktür. Bu nedenle kalın parçaların kaynağında işlem den önce ön ısıtmanın yapılması gerekir. Alüminyumun ısıl genleşme katsayısı demire nazaran daha büyüktür. Bu özellik kaynak esnasında alüminyumda şekil değişimine neden olur. Bu şekil değişikliği de iç gerilmelere yol açar.



Şekil 3.2 Oksi- Asetilen alevi (Anık, 1993).

Al_2O_3 kaynak dikişi içerisinde kaldığında malzemenin korozyon dayanımı ve mukavemeti düşer. Dekapan, kaynak sıcaklığından önce ergiyerek oksit tabakasını çözer ve dikişin yüzeyini oksidasyondan korur. Saf alüminyumun kaynağında kaynak çubuğunun çevresinin dekaparla kaplanması yeterlidir. Alüminyum alaşımlarında ise kaynak çubuğu ile beraber kaynak yüzeyinin alt ve üst kısımları dekaparla kaplanmalıdır. Kısa ve kalın ve dökümle üretilmiş parçaların kaynağında kaynak çubuğu ısıtılarak dekepan tozuna batırılır. Bu işlem sonunda yeterli miktarda toz elektrod yüzeyine yapışır.

Al ve Al alaşımlarında kullanılan kaynak telinin bileşimi ana metalle aynı veya ona yakın bileşime sahip olması gerekir. Kaynak metali olarak Ti içeren alaşımlar da kullanılır. Sebebi ise, ince taneli bir iç yapının oluşmasına yardımcı olmasıdır. Al alaşımlarında katılma aralığı büyük olanlar zor, küçük olanlar da kolay kaynak yapılır. Yani alaşım içerisinde bulunan elementlerin % miktarı arttıkça kaynak kabiliyetleri de zorlaşır. Ötektik alaşımlar ise istisnadır. Ötektik alaşımlar belli sıcaklıkta ergir ve katılırlar. Bu nedenle kaynak kabiliyetleri yüksektir. Al-Mn alaşımlarında, ana malzemeyle aynı yada $AlSi5$ (% 4-5 Si) alaşımlı çubuklarla kaynak yapılır. Al-Mg, $AlSi5$ alaşımlarında, esas malzemeyle aynı çubuklarla kaynak yapılır. Yüksek manganlı alaşımlar ön ısıtmaya tabi tutulmalıdır.

Al-Mg-Mn alaşımı, esas malzemeyle aynı çubuklarla kaynak yapılır. Al-Cu-Mg alaşımları, ana malzeme ile aynı ya da $AlSi5$ alaşımlı çubuklar kullanılarak kaynak yapılır. Mukavemet azalmasını önlemek için, ana malzemenin kaynağı ısıtılma ile sertleştirilmeden önce yapılmalıdır. Al-Mg-Si alaşımında, esas metalle aynı ya da $AlSi5$ alaşımı kullanılır. Isıl işlemle önce kaynak yapılması gerekir (Anık, 1960).

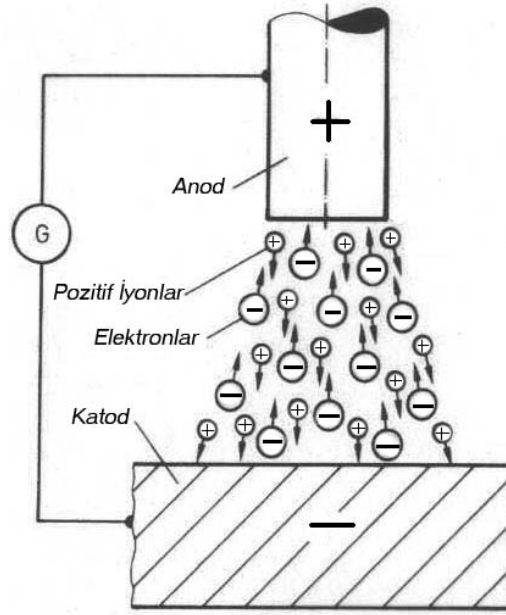
Al ve alaşımlarında kaynak dikişlerinin mümkün olduğu kadar alın birleştirmesi şeklinde hazırlanmaları gereklidir. Alın birleştirmeleri de; kıvrık, küt alın, alın (V, X) tarzında hazırlanır. Mukavemeti azalttığından dolayı, bindirme ve iç köşe dikişlerinden kaçınılmalıdır. 0.25-2 mm'lik saclar kıvrık, 0.8-8 mm'lik saclar küt, 8-12 mm'lik saclar (V) alın, 12-30 mm'lik saclarda da (X) alın şeklinde kaynak yapılır. Borular 1 mm cidar kalınlığına kadar kıvrık ve daha kalın olanlar da küt alın dikişi olarak kaynak yapılır. Bazı alüminyum alaşımları sıcağa karşı çok hassas olduğundan ön ısıtmanın çok dikkatli ve kaynağın da çabuk yapılması gerekir.

Örneğin; AlMg₃, AlMg₅, AlMg₇ alaşımları gibi. Döküm alaşımlarında iç gerilmelere mani olmak için 300-400 °C'lik ön ısıtmaya gerek vardır. Kaynaktan sonra da parça ocak içerisinde yavaş soğumalıdır. Al-Cu, Al-Zn-Cu gibi alaşımların katılma aralığı geniş olduğu için kaynak esnasında hareket ve sarsıntıya karşı çok hassastırlar. Ergimiş banyo katılmasından parça hareket ettirilmemelidir. Hafif metallerde genelde sola kaynak yöntemi kullanılır. Üflecin kaynak yönündeki eğimi, levha kalınlığı, alevin büyüklüğü ve kaynak hızına göre 45°-80° arasında değişir. Üfleç, kaynak işlemi sırasında ince saclarda bir doğru üzerinde, kalın saclarda ise yanlara doğru hafif salıntı ile dikiş yönünde ilerler. Üfleç ucunun sac üst yüzeyinden uzaklığı 5-15 mm arasında değişir. Kaynak işleminden sonra saf alüminyum, kaynaktan sonra soğuk olarak çekiçlenirse kaynak gerilmelerinin dağılışı muntazam olur. İşlemden sonra 400 °C'lik bir tavlama ile rekristalizasyon olayı, dolayısı ile ince taneli bir yapıya sahip olur. Mekanik ve korozyon mukavemeti iyileşir (Anık, 1960).

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

3.1.2. Elektrik Ark Kaynağı

Bu yöntemde bütün alüminyum türleriyle ısı işlem yoluyla sertleşmeyen alüminyum alaşımlarını kaynak etmek mümkündür. Yapısal sertleşmeli alaşımlar arasında Al-Si-Mg ve Al-Mg-Si tipi alaşımlar da uygun şekilde örtülü elektrotlarla birleştirilebilirler; ancak dikişe yakın bölgelerde mekanik karakteristikler düşer. Zn ve Mg'lu alaşımlar, kaynaktan sonra herhangi bir işlem gerektirmeden mekanik karakteristiklerin az çok tümüne sahip olurlar. Kaynak için doğru akım ters kutuplama (DATK) yöntemi kullanılır. Bu yöntem 2 mm'den kalın Al ve alaşımlarının kaynağında kullanılır. 6 mm'den ince malzemelerin kaynağında sıvı ve gaz sızdırmazlığı elde etmek güçtür (Oğuz, 1990).



Şekil 3.3 Elektrik ark kaynağında ark oluşumunun şematik gösterimi (DATK).

3 mm'ye kadar parçalar aralık bırakılmadan küt alın olarak kaynak yapılır. Ayrıca bir altlığa ihtiyaç vardır. 4-6 mm arasında bulunan parçalarda, parça kalınlığının 1/2 ile 2/3 kadar bir aralık bırakılarak küt alın olarak birleştirilebilir. 7-9 mm'lik parçalarda 60-90°'lik bir (V) ağzı açılır. Ayrıca iki parça arasında kalınlık arttıkça azalan bir aralık bırakılır. 10-11 mm'lik kalınlıkta ise (V) kaynak ağzı kullanılır. 12 mm'den daha kalın parçalarda ise X veya U ağzı açılır. Kaynak dikişinin birkaç pasoda kaynak yapılması gerektiği takdirde parçanın bir ön ısıtmaya tabi tutulması faydalıdır. Ön ısıtmada 200-250 °C'de yapılır. 5 mm'ye kadar genellikle ön ısıtma uygulanmaz. Dökümler ön ısıtmaya tabi tutulur (Anık, 1960).

Kullanılan elektrotların esas malzeme ile aynı olması istenir. Saf alüminyum için saf Al yada % 5 Si ihtiva eden Al-Si alaşımlı elektrotlar kullanılır. Al-Cu ve Al-Zn-Cu gibi döküm alaşımlarının kaynağı da % 5-12 Si elektrotlarla yapılır. Yüksek yüzdeli Mg alaşımlarının kaynağında Mg'nin buharlaşması ve oksidasyonu nedeniyle dikişin mekanik özellikleri düşer. Bundan ötürü AlMg₅ alaşımı elektrik ark kaynağı ile birleştirildiğinde istenen mekanik özelliklere ulaşamaz. Bunun için Mg'den yana daha zengin elektrotlar kullanılır. Bu elektrot Al-Mn alaşımından yada korozyona (tuzlu su) karşı koruyan Al-Mg-Mn alaşımından olabilir (Oğuz, 1990).

Kaynak başlangıcında elektrot 90 °C'ye yakın tutulmalıdır. Ark kararlı bir hal aldıktan sonra elektrot, tamamlanmış dikişe yönelik olmak üzere ilerleme yönünde 20-30° yatırılabilir. Çok fazla eğim püskürtme ve gözeneklere neden olabilir (Oğuz, 1990).

Mümkün olduğunca Al ve alaşımlarının kaynağı yatay olarak yapılmalıdır. Dikey ve tavan kaynaklarından mümkün olduğunca kaçınılmalıdır. Kaynak işleminden sonra 200-300 °C'de çekişlenirse iri taneli döküm yapısı ince taneli hadde yapısına dönüşür ve aynı zamanda dikişin mukavemeti yükselir. Soğuk dövme tüm alüminyum alaşımlarına tatbik edilmez. Döküm parçalarda soğuk olarak kaynak yapılır. Yalnız büyük ve karışık parçalarda kaynak yerinin civarı 200 °C'lik bir ön ısıtmaya tabi tutulmalıdır. Yalnız Cu ihtiva eden Al alaşımları 150-200 °C'lik ön ısıtmaya tabi tutulur. Kaynaktan sonra parça yavaş soğumaya bırakılır (Anık, 1960).

Bu yöntemde Al ve alaşımları açısından avantajları şu şekilde sıralanabilir;

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

Dezavantajları ise ;

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

3.1.3. TIG Kaynağı

Alüminyumun TIG (Tungsten Inert Gas) kaynağı doğru akım düz kutuplama (DADK) ve doğru akım ters kutuplama (DATK) veya alternatif akımla (AA) yapılabilir. İnce kesitli kaynak edilebilir alüminyuma, ilave metallsiz TIG kaynağı uygulanabilirse de, 6061-T6 gibi bazı ısıtıl işlem kabul eden alaşımlarda çatlama meydana gelebilir. 25 mm kalınlıktaki levhalarda kaynak ağızı açılır ve ilave metal kullanılarak kaynak edilebilir. Doğru akım düz kutup otomatik donanımı ile ilave metal kullanmadan 32 mm'ye kadar kesitler birleştirilebilir. Alüminyum kaynağında toryumlu tungsten, alternatif akımda saf tungsten kadar stabil ark sağlayamamaktadır. Toryumlu tungsten genellikle doğru akım düz kutuplamada otomatik kaynakta kullanılır. Alüminyumun alternatif akım kaynağı için elektrotlar 0.25 mm'den 6.3 mm çapa kadar olur. Her iş için uygun elektrot çapının seçilmesi önemlidir. Elektrotun kirli ve pürüzlü olması, asal gazın elektrodun soğumasından önce kesilmiş olması, üflecin içinde gaz besleme sisteminde hava sızmasının varlığı veya elektrot ucunun metale değmesiyle gerçekleşebilir. Elektrotun ucu, alternatif akımda küresel, doğru akımda ise konik şeklindedir (Oğuz, 1990).

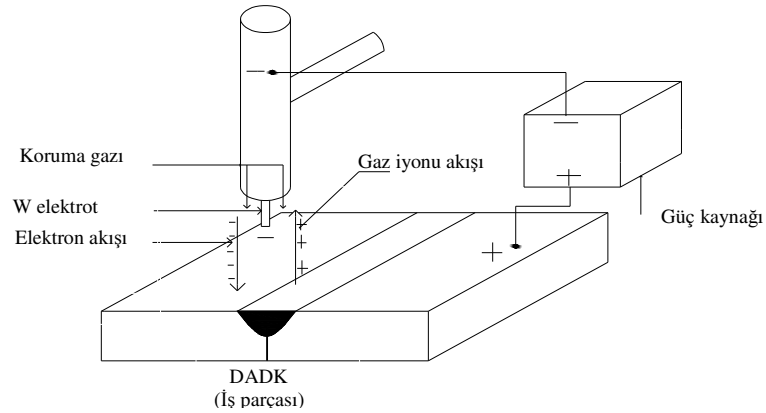
Kaynaktan önce yapılan puntalamalar sac kalınlığının yaklaşık 20 katı kadar aralıklı ve tam nüfuziyetli olur. Kaynak genellikle sağdan sola yürütülerek yapılır. Bindirme kaynaklarında

her iki sacın, öbür saca temas eden tarafın köşeleri kesilir. Saf alüminyum ve alaşımlarının hadde mamullerinin kaynağında (argon atmosferi altında) hiçbir güçlük meydana gelmez. Döküm alaşımlarının kaynağında ise 200 °C'lik bir ön ısıtmaya tabi tutulmalıdır (Anık, 1960).

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

3.1.3.1. Doğru akım düz kutup (DADK) TIG Kaynağı

DADK, Al kaynağı için en çok güvenilebilir ve faydalı yöntemlerden biridir. Yatay kaynak pozisyonlarında ve dik kaynak pozisyonlarında kullanılabilir. Bu kutuplama şeklinde elektrot negatif (-), iş parçası pozitif (+). Bu yöntemde iş parçasının çok ısınması sonucu derin nüfuziyet meydana gelir. Doğru akım ters kutuplamada kullanılan bir elektrot, doğru akım düz kutuplamada çok daha yüksek akım şiddetleri ile yüklenebilir.



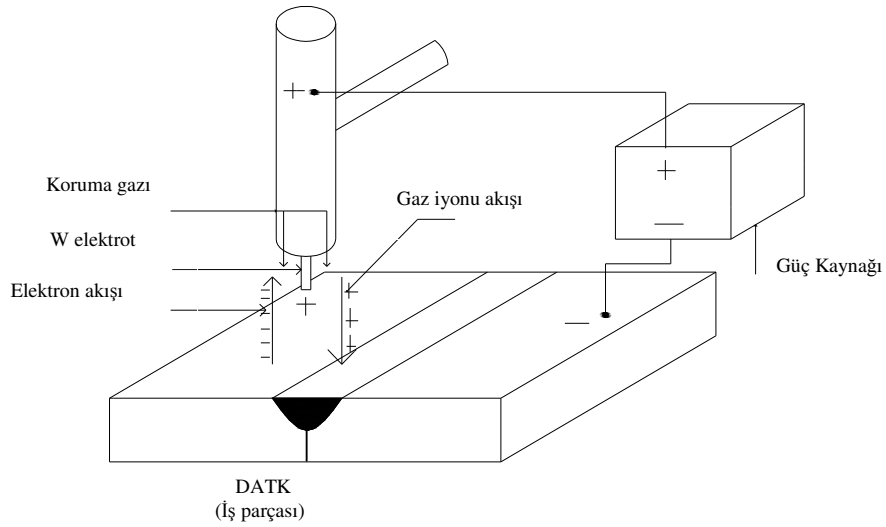
Şekil 3.4 Doğru akım düz kutuplama (DADK) (Oğuz, 1990).

Ark uzunluğu elle kaynakta yaklaşık 1.6 mm, otomatik kaynakta 0.4 mm kadardır. Elle kaynakta ark uzunluğunun fazla oluşu kaynak kontrolünü zorlaştırır. Bu yüzden otomatik kaynak makineleri kullanılır. Doğru akım düz kutuplama yöntemi, alüminyumun üzerinden oksit filmini kaldırmak için hiçbir temizleyici etki sağlamadığından birleştirilecek parçalar kaynak işleminden önce temizlenmelidir. Bu yöntemle alüminyumun küt alın kaynağı rahatlıkla yapılabilir. Levha kalınlığı doğru akım düz kutuplama için V kaynak ağzı gerektirdiğinden kök yüksekliği artırılıp ağzın iç açısı azaltılabilir. Böylece daha hızlı kaynak yapmak mümkün olur

ve daha az ilave metal gerekir. Doğru akım düz kutuplama arkı, alternatif akımın arkına nazaran daha sakin ve daha yumuşak olup kaynak banyosu daha hızlı oluşur.

3.1.3.2. Doğru Akım Ters Kutup (DATK) TIG Kaynağı

Bu kutuplamada elektrot pozitif (+), iş parçası ise negatiftir (-). Doğru akım düz kutupta elektrot ısınır, iş parçası nispeten soğuk kalır. Yöntemde derin nüfuziyet, ark kontrolünün kolaylığı ve temizleyici etkisi ile belirgindir. Nüfuziyet derinliği, DATK Al kaynağını maksimum 1.3 mm gibi ince kesitli saclarda sınırlar. Kullanılan koruyucu gaz argondur (Oğuz, 1990).



Şekil 3.5 Doğru akım ters kutuplama (DATK) (Oğuz, 1990).

3.1.3.3. Alternatif Akım TIG Kaynağı

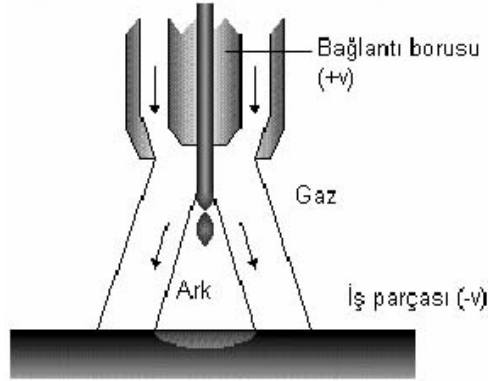
Alüminyumun elle ve otomatik kaynağı için genellikle alternatif akım kullanılır. Bunun nedeni, sırasıyla DADK ve DATK TIG kaynağının başlıca avantajları olan derin nüfuziyet ve temizleme etkisi sırasında verimli bir denge kurmasıdır. Alternatif akımda alüminyum tüm pozisyonlarda kaynak edilebilir. 0.025-8.5 mm kalınlıklar arasındaki alüminyum alternatif akımla ilave metalsiz ve ön ısıtmasız kaynak edilebilir. Daha kalın malzemeler ön ısıtma gerektirir. Elle alternatif akımda TIG kaynağı MIG kaynağından yavaştır; dolayısı ile kaynak banyosu daha uzun süre ergimiş halde kalır ve gözeneklilik meydana getiren elementler, kaynak banyosunun yüzeyine çıkmak için gerekli zamana sahip olurlar. Alternatif akım TIG kaynak yönteminde arkın tutuşması için elektrotla levha arasında 1.5 ile 3 mm arasında mesafe olmalıdır.

DADK kaynakta elektrot ısınır. İş parçası nispeten soğuk kalır. Her ne kadar alüminyum DATK ile kaynağı nadiren uygulanırsa da bu sürecin, ince cidarlı ısı eşanjörlerinin birleştirilmesi veya tamiri, 24 mm ye kadar kalınlıkta borular ve benzer birleştirmelerde bazı avantajlar arz eder.

Alüminyum ve alaşımlarının elle TIG kaynağında karşılaşılan sorunlar arasında; kaynak bölgesine oksit girmesi bağlantı noksanlığı, gözenek ve çatlak oluşumu riskleri katı hal ve MIG kaynağına nazaran daha yüksektir.

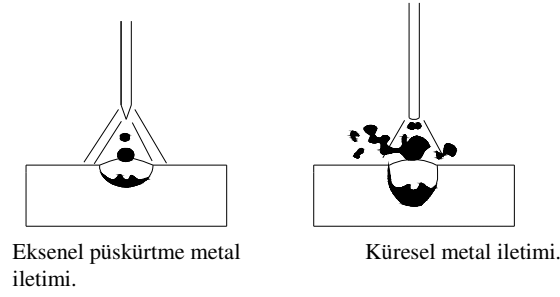
3.1.4. MIG Kaynağı

Alüminyum ve alaşımlarının ergitme kaynağının çoğu MIG (Metal Inert Gas) yöntemiyle yapılır. Bu yöntemle ısının etkisi altında kalan bölge elektrik ark kaynağı ve oksiasetilen gibi kaynak yöntemlerinkinden daha dardır ve kaynak hızı daha yüksektir. Bu yöntemde doğru akım ters kutuplama (DATK) kullanılır. İmalatta 1.6 mm'ye kadar incelikte alüminyum MIG kaynağı ile birleştirilebilir.



Şekil 3.6 MIG kaynağının şematik gösterimi

Al kaynaklarında gözenekliliğin başlıca sebebi, kaynak banyosunda sıkışıp kalan gazlardır. Ergiyik haldeki metal hızlı bir şekilde katılaştığından ergiyik banyo içerisinde kalan gaz dışarı çıkmaya vakit bulamaz ve gözeneklilik oluşturur. Al ve alaşımlarının MIG kaynağında, pulslu akım arkıyla püskürtme metal iletimi veya sürekli akım arkıyla küresel metal iletimi kullanılır.



Şekil 3.7 Kaynak metali iletim karakteristikleri (Oğuz, 1990).

Al kaynağında gözenekliliğin meydana gelmesinin nedenlerinden biri de hidrojenidir. Al atomik hidrojene büyük eğilim arz eder. Oysaki katı alüminyum çok az hidrojen içerebilir. Kaynak banyosunun katılaşma temposu hızlı olduğundan gaz yüzeye yükselemez ve içerde kalıp gözenek oluşturur. Kaynak gözenekliliği düzeyi dört önemli etken tarafından kontrol edilir. Bunlar; malzemenin başlangıçtaki hidrojen içeriği, hidrojenin absorbe edilme oranı, kaynak metali içinde katı eriyik halinde tutulabilen gaz hacmi ve gaz kabarcıkların kaçabilme oranıdır. Ticari saflıkta Al hidrojen için düşük bir katı ergiyebilirlik ve yüksek bir absorpsiyon oranı arz eder. Bu nedenle bu malzeme gözenekliliğe eğimlidir. Mg gibi Al alaşım elementleri, kaynak metali içinde hidrojenin fiili katı eriyebilirliğini ciddi şekilde arttırıp arktan hidrojen absorpsiyonu oranını düşürebilir. Dolayısı ile Al-Mg alaşımları gözenekliliğe daha az yatkın olur. Kaynak banyosunda kalan gazın miktarı, banyonun katılaşma hızının bir fonksiyonudur. Banyonun ergime süresini ısı girdisi, kaynaktan ısı çıkış oranı, alaşımın katılaşma aralığı, çevreleyen malzemenin sıcaklık ve kütlesi belirler. Destek çubuklarının sıcaklığı ve oluk şekli de ısı kaybını etkiler. Isı girdisini, akım şiddeti yükselttilerek, kaynak ilerleme hızı yavaşlatılarak ve daha yüksek ark voltajı uygulanarak arttırılır. Ark voltajını arttırıp gözenekliliği azaltmak için argona %10'dan fazla helyum ilave edilir. Yüksek ısının ark bölgesi dışındaki bölgelerin mekanik özelliklerini düşürdüğü unutulmamalıdır (Oğuz, 1990).

Kaynak ağızlarının hazırlanması parça kalınlığına bağlıdır. 4-7 mm arasındaki kalınlıkta bulunan parçalar küt alın, 5-10 mm kalınlıklarda yarım (V) alın veya (Y), 15 mm'den daha kalın parçalarda (U) kaynak ağızı kullanılır. 10mm'den kalın saclarda da ayrıca (X) kaynak ağızı açılabilir (Anık, 1960).

Yüksek akım yoğunluğu ve bununla birlikte ince elektrot tel ve püskürtme metal iletimi şeklinin kullanımı, yüksek kaynak hızlarına olanak vererek elle MIG kaynağını, 3.2 mm ve daha kalın kesitli alüminyumun, bütün pozisyonlarda rahatlıkla kaynak yapılmasına imkan sağlar. İyi bir görüş sağlamak için üfleç 70-80° açıyla tutulur. Kaynak sağdan sola gider, şöyle ki ergimiş banyo ana metala çarpar, ark etkisiyle Al_2O_3 yüzey kabuğunun parçalandığı banyonun önünden iş parçasını temizler. Bu nedenle aşağıdan yukarı dik alın ve dış köşe kaynağında üfleç yukarı doğru 10-15° de tutulmalıdır. Alüminyumun MIG kaynağında dikişler dar olup geniş salıntıdan,

yetersiz argon örtüsünden ileri gelen kaynak metali oksitlenmesi nedeniyle, kaçınılmalıdır. Nozul ucu ile iş parçasında 13 mm'lik bir mesafe bulunmalıdır. Bu mesafe ark uzunluğunu kontrol eder ve uygun bir argon koruması sağlar. Al alaşımlarının, MIG kaynağının ağırlıkta bulunduğu çeşitli önemli uygulama alanları arasında basınçlı, basınçsız depo ve tanklar yer alır. Ön ısıtma, 10-12 mm kalınlıktan itibaren zorunlu olup MIG kaynağında mutlaka uygulanmalıdır. Al alaşımlarının önemli bir kullanma alanı da gemi inşaatıdır. Bu alanda bu malzemenin seçimi, deniz atmosferine dayanıklılık, yeterli mukavemet, kolay şekillendirilebilme ve kaynağa elverişlilik nedenleriyle. Bu özellikler hem sertleşebilen Al-Mg-Si alaşımlarınca hem de sertleşmeyen Al-Si alaşımlarınca karşılanmaktadır. Pulsu akım MIG kaynağı ile 2 mm kalınlıktan itibaren bütün kalınlıklarda 1.6 mm çaplı elektrot teli kullanılabilir ve düşük akım şiddeti yoğunluğu sayesinde banyoya iyi hakim olunabilir. Güç pozisyonlarda kaynakda basitleşir (Oğuz, 1990).

Kaynak banyosunda türbülans (girdap), damlacıkların geçisine bağlıdır. Çok düşük bir akım şiddeti kullanıldığında arkın içinden iri metal tanecik geçişi sağlanmış olup, ince püskürtme şeklinde iyi oluşmuş küçük damlacıklar haline göre daha girdaplı banyo reaksiyonu oluşur. Aşırı yüksek akım şiddetleri, kaynak banyosunda bir gaz kabarcığı üzerine metal yığarak gaz sürükleyebilir. Tüm kabarcık kaçmaya vakit bulamadan bu metal katılır. Bu tip gözenekler genellikle şekil olarak düzensiz olur. Hava sıkışmalarına ek olarak bulaşıcılardan hidrojenin meydana gelmesi, alüminyumda gaz gözenekliliğinin bir başka nedenidir. Alüminyum ve alaşımlarının MIG kaynağı, TIG kaynağına nazaran daha iyi sonuçlar vermektedir. MIG kaynağı daha hızlı bir kaynak işlemi sağlar. Elektrot (+) kutba bağlandığında derin bir nüfuziyet elde edilir. Bundan dolayı alüminyum ve alaşımlarında 4 mm den ince parçalara MIG kaynak yöntemi uygulanması mümkün değildir.

MIG kaynağının TIG kaynağına nazaran avantajları ve dezavantajlarını ise şu şekilde sıralanabilir (Oğuz, 1990).

1. Mükemmel bir kaynak dikişi elde edilir.
2. Kaynak esnasında ayrıca bir dekapana ihtiyaç yoktur.
3. Koruyucu gaz korozyon tehlikesini ortadan kaldırır.
4. Koruyucu gaz, havanın olumsuz etkilerine karşı kaynak dikişini korur ve alaşım elemanlarının kaybını engeller.
5. Tüm kaynak pozisyonlarında çalışmak mümkündür ve TIG kaynağına nazaran daha iyi bir çalışma sağlar.
6. Çekme ve büzülme diğer ergitme kaynaklarına nazaran daha düşüktür.
7. Diğer ergitme kaynak yöntemlerine nazaran daha yüksek bir hızla çalışılır.

3.1.5. Elektro-Curuf (Electroslag) Kaynağı

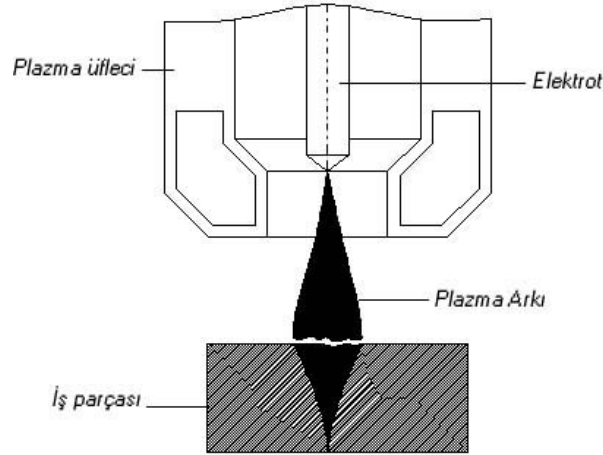
Elektro-Curuf kaynağı her gün daha çok alüminyum ve alaşımlarına uygulanır haldedir. Bunda alüminyumun yaygın kullanım alanı etkilidir. Alüminyum ve alaşımlarının bilinen nitelikleri ve bunlardan bazılarının kaynak işleminin başarısına ters etki yapması ve elektro-curuf kaynak yönteminin bu ters etkiyi önleyici tertibi, bu yöntemin 160 mm'ye kadar kalınlıkta ticari kullanıma sahip alüminyum ve Al-Mg alaşımları için kendini kabul ettirmesine yol açmıştır. 25 mm'den büyük kalınlıklarda elektro-curuf kaynağı AA ile ekonomik açıdan daha cazip hale gelmektedir.

Nüfuziyet eksikliği, elektrot levhasının kaynak merkezinden 2 mm'den fazla sapması, kaynağın düşük sıcaklıkta yapılması veya kullanılan dekapanın alüminyum okside karşı düşük aktiviteye sahip olmasıyla meydana gelir. Nüfuziyet derinliği, curuf banyosunun sıcaklığıyla artar. Bu nedenle kalın alüminyum kesitli parçaların kaynağında yüksek kaynama noktalı ve yüksek elektriksel dirençli dekapanların kullanılması gerekmektedir. Nüfuziyetin genişliği; kaynak metalinde boşluklar, metalin katılma biçimi ile gazların, özellikle hidrojen, katılaşmakta olan metalden şiddetli çıkışının birleşmesinden oluşur. Kalıba ısı girdisinin çok az olması halinde kaynak banyosu başlıca kenarlardan uzak noktalara doğru katılaşmaya başlar. Böylece kenarlar arasında bir katılaşmış metal köprüsü kurulur ve kalıp hala bir miktar ergimiş metal bulundurur. Bu, hala ergimiş metalden çıkmak isteyen hidrojenin çıkışını engeller ve bu köprüde hapis tutacaktır. Bunun sonucunda da kaynağın merkezinde geniş bir boşluk kalır (Oğuz, 1990).

3.1.6. Plazma Kaynağı

Son yıllarda, alüminyum ve alüminyum alaşımlarının plazma ark kaynağı daha derin nüfuziyet, daha az kaynak ağzı hazırlığı, daha az açılmal çarpılmaya neden olacak ısı girdisi ve az sayıda paso ile kaynak ağzının doldurulabilmesi gibi üstünlüklerinden dolayı TIG kaynağına göre daha çok kullanılır konuma gelmiştir. Alın kaynak ağzlarında 8 mm'ye kadar anahtar deliği tekniği ile aralık bırakılmadan tek pasoda istenen özelliklere sahip kaliteli kaynak bağlantıları gerçekleştirilebilmektedir. Parça kalınlığı arttıkça, Y-alın kaynak ağzı hazırlığı gerekmektedir. Alüminyumun plazma arkı ile kaynağında, daha önceden de belirtildiği üzere kare dalgalı alternatif akım veren akım üreteçleri kullanılarak yüzeydeki oksit filmi kırılarak kaliteli kaynak dikişleri gerçekleştirilir. Alüminyumun plazma ark kaynağı oluk, yatay ve aşağıdan yukarıya dik pozisyonda uygulanabilir. En çok kullanılan pozisyon oluk pozisyonu olmasına karşın, aşağıdan yukarıya doğru dik pozisyonda kaynak uygulamasında kaynak

banyosu daha rahat kontrol edilir. Silindirik depolama tanklarının yapımında parçayı döndüren pozisyonier kullanarak oluk pozisyonunda kaynak yapılır. Ancak, gerektiği durumlarda örneğin, 4- 5 mm kalınlığındaki alüminyum saclardan üretilen taşıyıcı kasalarda dik pozisyonda kaynak tercih edilir. Alüminyumun kaynağında plazma gazı ve koruyucu gaz olarak kullanılan en ekonomik gaz argondur. Ar + % 30 He karışım gazı koruyucu gaz olarak da daha düşük akım şiddetlerinde kullanılır ve bu gaz torç memesi (nozül) ve tungsten elektrodun kullanım ömrü açısından daha iyi sonuçlar vermektedir. % 30'dan fazla He içeren gaz karışımları özellikle 5 mm'den ince kalınlıklarda oluk pozisyonunda iş parçasına daha çok ısı girdisi sağlar ve aşırı nüfuziyete neden olabildikleri gibi yetersiz ergimeye de yol açabilirler. Özellikle, % 30'dan fazla He içeren gaz karışımları ergitme tekniği kullanılarak 8 mm kalınlığındaki alüminyum parçaların aşağıdan yukarıya dik pozisyonda kaynağında çok iyi sonuçlar verirler. Alüminyumun kaynağında kök koruyucu gazı kullanımına gerek yoktur, hatta sakıncası vardır, zira anahtar deliği tekniğinde kök gazının basıncı anahtar deliğinin oluşumunda olumsuz etki yapar (Anık, 1993).

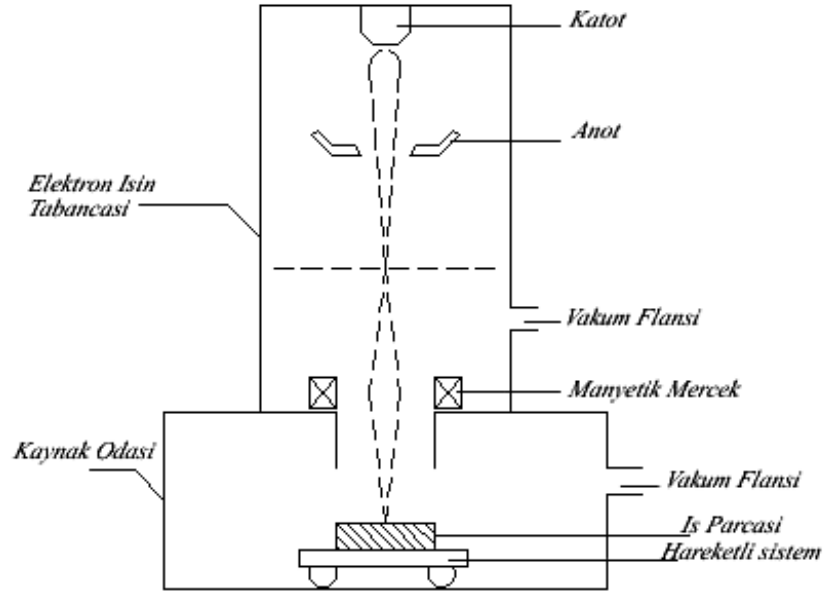


Şekil 3.8 Plazma kaynağı (Anık, 1993).

3.1.7. Elektron Işın Kaynağı

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

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



Şekil 3.9 Elektron ışın kaynağı (Ank, 1993).

3.1.8. Lazer Kaynağı

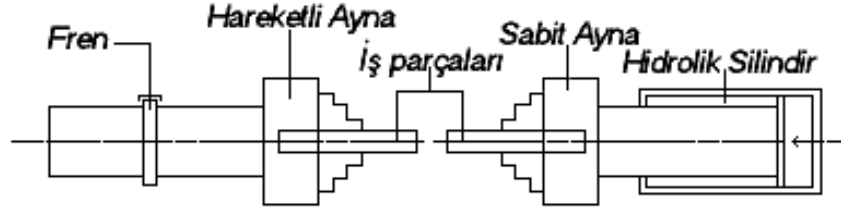
Lazerin İngilizce kelime anlamı “Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation” (uyarılmış ışın yayını ile ışık yükseltilmesi veya uyarılmış atomlardan salınan radyasyonlar yardımıyla ışık yükseltilmesi) kelimelerinin baş harflerinden oluşur.

Lazer Kaynağı, lazer ışınının birkaç mikron mertebesinde iyi odaklanabilme kabiliyetinden dolayı (3400°C) tungsten gibi yüksek sıcaklıklarda ergiyen metalleri rahatlıkla ergitebilmektedir. Lazer Kaynağı, çok dar bir kaynak bölgesi oluşturduğu için birçok avantajı da beraberinde getirmektedir. Lazer ışının dar bir alana nüfuz etmesi, dar bir kaynak bölgesinin oluşmasına neden olur. Pratikte alüminyum alaşımlarının yüksek ısı iletme özelliğinden dolayı alüminyum alaşımlarının kaynağında önemli yer tutmaktadır. Ancak alüminyumun ışığı iyi yansıtması özelliğinden dolayı da, alüminyum alaşımlarının lazer kaynağında karşılaşılan en büyük güçlüklerden biridir.

3.2. Katı Hal Kaynak Yöntemleri

3.2.1. Sürtünme Kaynağı

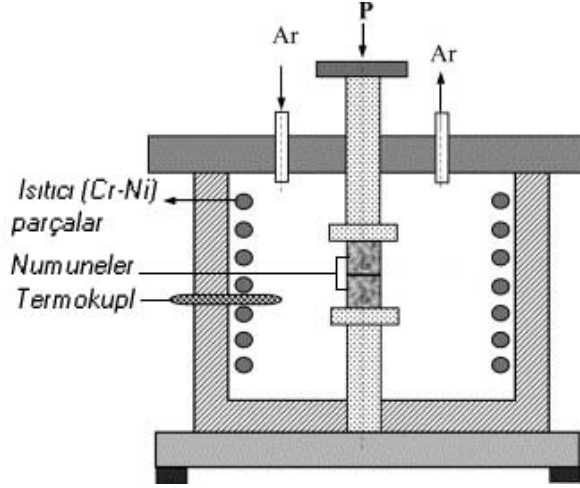
Sürtünme kaynağı, biri sabit diğeri dönel harekete sahip iki parçanın ara yüzeylerinin sürtünmesi ile elde edilen ısıdan yararlanarak, aksenal basınç altında birleştirildiği bir katı hal kaynak yöntemidir. Normal olarak kaynak edilemez diye bilinen bazı yüksek mukavemetli ısıl işlem kabul eden alüminyum alaşımları, sürtünme kaynağı ile birleştirilebilirler. Mukavemette bir kayıp olmadığı gibi kaynak bölgesi tamamen sünek olur. Bu yöntemle malzeme ve işçilikten tasarruf sağlanır. Al ve Cu atomlarının karşılıklı difüzyonu sonucunda sert ve gevrek bir metaller arası faz tabakası meydana gelir. Sürtünme süresi kısaltılıp şişirme basıncı arttırılmak suretiyle bu tabakanın ince kalması sağlanıp böylece kaynak bağlantısının mekanik özelliklerine olumsuz etkisi önlenmiş olur. Al ve çeliğin sürtünme kaynağında, aralarında metaller arası gevrek faz oluşur; bunun da dar tutulabilme olanağı vardır (Oğuz, 1990).



Şekil 3.10 Sürekli tahrikli sürtünme kaynağının şematik resmi.

3.2.2. Difüzyon Kaynağı

Difüzyon kaynağı, birleştirmek üzere eşlenmiş iki yüzeyin, malzemelerin ergime sıcaklıkları altındaki bir sıcaklıkta, malzemelerde tespit edilebilir plastik akmaya sebep olmayan bir basınç altında, katı hal difüzyonu yoluyla malzemeler arasında metalurjik bir bağ oluncaya kadar, malzemelerin özelliklerini önemli ölçüde etkilemeyecek bir süre tutulmasıyla uygulanan kaynak yöntemi olarak tarif edilir. Difüzyon kaynağı, EC, 2EC, 1100, 1170, 6063, 6061, 2219, 7075 alaşımları da dahil bir çok Al alaşımlarına rahatlıkla uygulanabilir. En yüksek kaynak mukavemeti ve bağlantı kolaylığı Ag, Cu, Ag-28 Cu ve Al folyo gibi ara tabaka veya difüzyon yardımcısının kaynak birleştirmesinde kullanılmasıyla gerçekleştirilir. Difüzyon kaynağında ara tabaka kullanılmayan difüzyon kaynaklarının çoğu 450-500 °C arasında ve 4 saate kadar çıkan sürelerde yapılır. İlave metalle, süre-sıcaklık gereksinimleri ciddi ölçüde azalır (Oğuz, 1990).



Şekil 3.11 Difüzyon kaynağının şematik resmi.

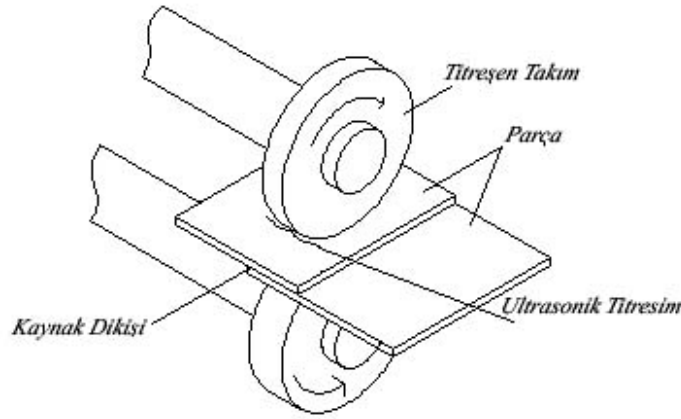
3.2.3. Direnç Kaynağı

Direnç kaynak yöntemleri (nokta, dikiş ve flaş-alın yakma kaynağı) özellikle yüksek mukavemetli, ısıl işleme tabi tutulabilen alaşımların birleştirilmesinde önerilir. Bunları ergitme kaynak yöntemleriyle birleştirilmesi güç olup, direnç kaynağıyla birleştirilmeleri pratik olarak yapılabılır, kaynak işleminden kaynaklanan mukavemet kaybı ortadan kalkar. Alüminyum, sıvıdan katı hale geçişte önemli ölçüde çeker (yaklaşık % 6-% 7). Bu özellik, 2024 ve 7075 gibi yüksek mukavemetli ısıl işlem kabul eden alaşımlarda çok belirgindir ve çatlamaya götürebilir. Isıl işlem kabul etmeyen alaşımlarla 6xxx serisi alaşımları bu çekmeden ötürü çatlamaya daha az meyillidir. Her ne kadar bütün Al alaşımlarına nokta ve dikiş kaynağı yapılabilse de, bazı alaşım ya da alaşım kombinasyonları diğerlerine nazaran kaynağa daha fazla yatkındır. Genellikle yüksek mukavemetli 2024 ve 7075 alaşımları kolaylıkla kaynak edilebilirlerse de daha mukavemetli alaşımlara nazaran çatlak ve gözenekliliğe daha fazla meyillidirler. Kaynak metalinde çekme çatlakları az çok tamamen bakır ve çinko içeren alaşımlara (2024 ve 7075 gibi) özgüdür (Oğuz, 1990).

3.2.4. Ultrasonik kaynak:

Ultrasonik kaynak, basınç altında tutulan birleştirme alanına yüksek frekanslı ultrasonik titreşim enerjisi gönderilerek bağlantının sağlandığı bir soğuk birleştirme tekniğidir. Kaynak, yüzey arasında meydana getirilen gerekli hareketin metal oksit filmini veya kiri parçalaması ve sürtünmenin yüzey tabakalarını plastikleştirmeye yetecek kadar ısıtmasıyla oluşturmaktadır.

Sınırlı bir ITAB'ın oluşmasıyla, gevrek metaller arası fazların oluşmasını iyice sınırlar ve böylece bir çok sayıda metali birbirleriyle ve bazı hallerde de metalik olmayan malzemelerle birleştirmede kullanılabilir. Metal-cam bitleştirilmesi, alüminyum ile altın kaplamalı cam arasında birleştirme oluşturulmuştur. Bu yöntemle 0,004-1 mm arasındaki metaller kaynak edilebilir. Çok ince malzemeleri kalın malzemelerle birleştirme kolaylığını oluşturur. Kaynaklı parçada distorsiyon olmaz. Genel olarak alaşımlar, sünek saf metallere göre bu yöntemle daha güç birleştirilebilirler (Oğuz, 1990).



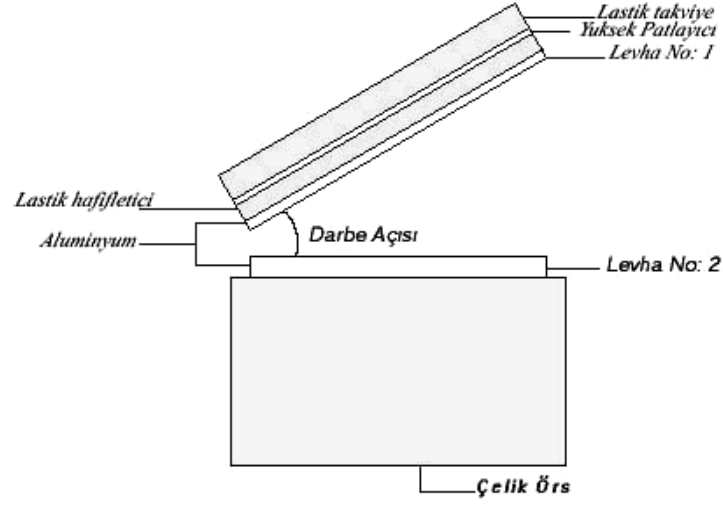
Şekil 3.12 Ultrasonik kaynak (Anık, 1993)

3.2.5. Patlama kaynağı:

Bu kaynak yöntemi, birleşmenin bir kontrollü patlamayla elde edilen yüksek bir hıza sahip parçanın diğer malzemeye hızla çarpması sonucu meydana gelen bir katı hal kaynak tekniğidir. Patlama kaynağı genellikle bindirme kaynağı ve kaplamada kullanılır. Patlama kaynağında iki husus başarı için gereklidir. Yüzey dalgacıkları meydana getirmeye elverişli darbe basıncını sağlamak için yeterince yüksek bir levha hızı ve dalgacıkların yayılma ve ilerlemelerine olanak sağlayabilecek yeterince büyük bir darbe açısı gerekir. Al levhalarında, kaynak levha hızının saniyede yaklaşık 150 m ve darbe açısının da 2 ile 4° mertebesinde olması gerekir. Patlama kaynağında oluşan dalgacıkların en önemli işlevleri şunlardır;

1. Levhaların yüzeylerini birkaç kat artırıp ve böylece yüksek basınçlar altında kolayca birbirine bağlanan çok miktarda oksitten arınmış metali açığa çıkarırlar.
2. Çok ince bir yüzey tabakası içinde yüksek şekil bozulma sağlarlar. Bu yüzey tabakası da atom ve dislokasyonların hareketliliğini çokça artırır.
3. Dalgacıkların açık deniz dalgaları gibi yukarı kıvrılacak kadar büyük olmaları halinde iki yüzey arasında mekanik kilitleme sağlarlar.

Bu yöntem alüminyumu bakır ve çeliğe birleştirmek, alüminyumu başka metallere kaplamak amacıyla yapılır (Oğuz, 1990).



Şekil 3.13 Patlama kaynağının şematik gösterimi (Oğuz, 1990).

4. SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI

Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi, geniş uygulama alanına yayılmış ve farklı geometrilerde kaynak olanağı sağlayan, 1991 yılında İngiliz Kaynak Enstitüsü'nde (TWI), W. Thomas tarafından icat edilen ve geliştirilmeye devam edilen bir katı hal kaynak yöntemidir. Günümüze kadar İngiliz Kaynak Enstitüsü'nde alüminyum ve alüminyum alaşımları için bu kaynak yöntemi ile oluşturulacak birleştirmeler üzerinde birçok araştırma yapılmıştır. Bu çalışmaların sonuçları, bu yöntemin gerek yaşlandırma sertleşmesi yapılmış gerekse yaşlandırma sertleşmesi yapılamayan (1xxx ve 5xxx serileri gibi) alüminyum ve alaşımlarında başarılı ve güvenli bağlantıların ortaya çıktığını göstermiştir. Ayrıca bakır-bakır alaşımları, kurşun-kurşun alaşımları, titanyum-titanyum alaşımları, magnezyum-magnezyum alaşımları, metal matrisli alüminyum kompozitlerde de bu yöntemin uygulanmasına başlanmıştır (Çam, 2002).

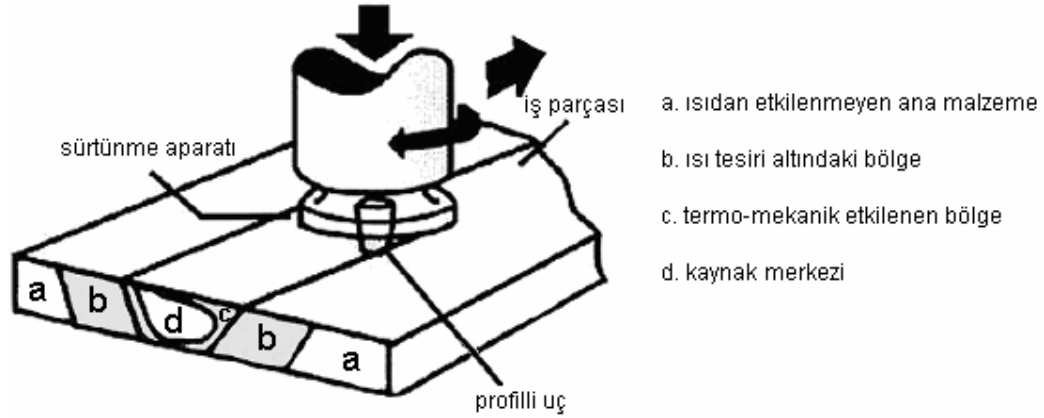
Sürtünme karıştırma kaynağı, sürtünme kaynak yönteminin geliştirilmiş bir başka yöntemidir. Bilindiği gibi sürtünme kaynağı genellikle silindirik kesitli malzemelere uygulanan ergitmesiz kaynak yöntemidir (Özsoy, 2002).

Özellikle kaynak yapılması zor olan alüminyum alaşımlarının birleştirilmesinde sürtünme karıştırma kaynağı performansı geliştirilerek araştırmalar sanayinin ilgisini alüminyum alaşımları üzerine yoğunlaştırmıştır. Bu kaynak yöntemi 1 mm'den az ve 35 mm'den kalın olan ve kaynaklanamaz olarak düşünülen alüminyum alaşımlarına uygulanmış ve çok iyi mekanik özellikler elde edildiği araştırmacılar tarafından bildirilmektedir (Özdemir, 2003).

4.1. Kaynak düzeneği ve yapılışı

Bu metotla yapılan birleştirmelerde, mükemmel bir birleştirme mukavemeti elde etmek mümkün olduğu gibi, oldukça düşük bir malzeme çarpılması söz konusudur.

Bu kaynak yöntemi alın altına sabitlenmiş iki levhaya yüksek devirde dönen kademeli bir karıştırıcı ucun daldırılarak kaynak yapılmak istenen uzunluk boyunca belirli bir hızda ilerletilmesinden ibarettir (Çam, 2002).



Şekil 4.1 Sürtünme karıştırma kaynağının prensibi (Şık, 2003)

4.2. İşlemin ilkesi

Bir sürtünme karıştırma kaynağı yapmak için birleştirilecek olan parçaların, kaynak esnasında yana, yukarıya ve ileriye doğru hareket etmelerini önlemek için, bir destek parçasının üzerine sıkıca bağlanmalı ve sabitlenmelidir. Çünkü birleştirme esnasında iş parçaları yukarıya doğru kalkmaya, yana doğru kaymaya ve ileriye doğru itilmeye maruz kalacaktır. Bu sabitleme işlemi çeşitli hidrolik baskı papuçları kullanılarak da yapılabilir. Ayrıca birleştirme hattındaki geometrik bozuklukların önüne geçebilmek için, karıştırıcı ucun her iki yanında ve önünde baskı bilyesi kullanmak da mümkündür. Ucu özel olarak imal edilmiş silindirik kademeli bir karıştırıcı ucun dönmekte olan bir karıştırıcısı yavaşça birleşme hattı üzerine bastırılır. Karıştırıcı ucun boyu istenilen kaynak derinliği ile aynıdır. Dönen karıştırıcının ucu işlenen yüzeye temas ettiği zaman meydana gelen sürtünme, karıştırıcının ucun temas ettiği noktayı aniden ısıtır ve böylece malzemenin mekanik direnci azalır. Uygulanan kuvvet altında karıştırıcı uç malzemeyi, karıştırıcı uç omzu da izlenen yüzeye temas edinceye kadar karıştırıcı uç ve onun hareket ettiği yönde zorlanmakta ve yerinden oynatmaktadır. Bu işlemde, dönen karıştırıcı ucun meydana getirdiği sürtünme ısı, karıştırıcı ucu etrafında ve karıştırıcı omzu altında yumuşamış bir metal tabakası oluşturur. Kaynatılacak parçaların veya karıştırıcının ileriye ve geriye hareket etmesi halinde yumuşamış olan metal karıştırıcı ucun ön yüzü tarafından kaldırılır ve karıştırıcı ucun mekaniksel dönüşü yönünde ve bastırma hareketi ile karıştırıcı ucun arkasından dönerek sürüklenir.

Sonuç olarak karıştırıcı uç birleşme hattı içine girdikçe oluşan sürtünme birleşme yüzeylerini ısıtarak metali yumuşak hale çevirmekte, takiben birleşme hattını ezerek oksit filmini kırmakta, yumuşak metali karıştırarak birbirine birleştirmekte ve ileriye hareketi ile

geride kalan birleşimin soğuyarak katı hal kaynağı oluşturmaktadır. Tüm bunlar alaşımın ergime noktası altındaki bir sıcaklıkta meydana gelir (Özdemir, 2003).

4.3. İşlem karakteristiklerini etkileyen faktörler

Belirli bir uç geometrisi kullanılarak yapılan sürtünme karıştırma kaynağında elde edilen birleştirme karakteristiklerini belirleyen üç faktör vardır. Bunlar sırasıyla karıştırıcı ucun devir hızı, karıştırıcı ucun ilerleme hızı ve karıştırıcı ucun batma derinliğidir. Bunlardan ilk ikisi rahatlıkla kontrol edilebilir. Fakat ucun batma derinliği kritik bir faktör olup, kontrol edilmesi güçtür. Batma derinliğinin kaynak süresince sabit kalması gerekmektedir. Fakat özellikle uzun levhaların birleştirilmesi işlemlerinde yüzeylerin çok düzgün olmaması durumunda bunu sağlamak mümkün olmayabilir. Bu nedenle kaynak öncesi yüzey hazırlama oldukça kritik olup bu hususta özen gösterilmesi gerekmektedir (Çam, 2002).

4.4. Sürtünme karıştırma kaynağında kaynak dikiş formu ve metalurjik yapı

Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi bir katı hal kaynak yöntemi olduğundan kaynak dikişinde ergime meydana gelmez. Yüksek ısı olmadığından dolayı ısıdan etkilenen bölge de oldukça dardır. Ergitme kaynak yöntemi ile elde edilen kaynak dikişlerinden farklı bir kaynak dikişi ve metalurjik yapı elde edilir. Isıdan etkilenmeyen ana metalden kaynak dikişine doğru bu bölgeleri sıralarsak, bu bölgeler; ana malzeme, ısının tesiri altında kalan bölge (ITAB), termomekanik etkilenen bölge (TEB), dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge (DKB).

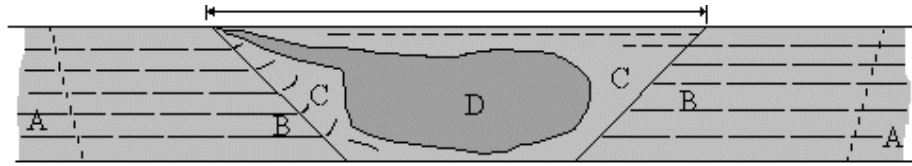
Karışım bölgesini şekli, kaynak parametrelerine, birleştirilen alaşımların mekanik özelliklerine ve kullanılan karıştırıcı ucun şekline bağlı olarak değişir.

Ana Malzeme: Kaynak metalinden yeterince uzakta olup, karıştırma esnasında oluşan ısıdan etkilenmez. Bu bölgede plastik deformasyon meydana gelmez ve malzemenin mikro yapı ve özelliklerinde değişme oluşmaz.

ITAB: Kaynak metaline daha yakın, ısıdan etkilenmeyen ana metale komşu olan bölgedir. Bu bölgedeki malzeme karıştırma esnasında meydana gelen ısıdan etkilenir ve malzemenin yapı ve özellikleri değişir. Bu bölgede plastik deformasyon meydana gelmez. Karıştırma esnasında oluşan ısı değerinin yüksek olmaması nedeniyle ergitme kaynak teknikleri ile karşılaştırıldığında ITAB daha dardır.

TEB: Hem ısınn etkilediği hem de plastik deformasyonun meydana geldiği ITAB'a komşu olan bölgedir. Bu bölgede karıştırmanın etkisiyle hem plastik deformasyon meydana gelmekte hem de oluşan ısınn tesiriyle kısmi ince taneli bir yapı oluşmaktadır. Karıştırma esnasında oluşan ısı, bu bölgenin mikro yapı ve mekanik özelliklerini değiştirir. Sürtünme karıştırma kaynak tekniği ile birleştirilen alüminyum termomekanik etkilenen bölgesinde yeniden kristalleşme görünmez.

DKB: Dinamik olarak kaynak dikişinin merkezinde oluşan ve insan midesine benzer şekilde bulunan bölgedir. Aşırı plastik deformasyonun ve oluşan ısı ile mikroyapı ve özelliklerin değiştiği bir bölgedir. Metal yığına benzediği için kaynak külçesi adı verilmiştir. Diğer metallerde çok net değildir. Alüminyum alaşımlarında yeniden kristalleşen bölgedir. Genellikle yapısı soğanın iç kesit yapısına benzer. Çok dar aralıklarla birbirini takip eden hakların dizilişi şeklindeki bir kesite sahiptir (Threadgill, 1997).



şekil 4.2 Sürtünme karıştırma kaynağı yapılmış alüminyum alaşımının mikroyapısı. A: Ana malzeme, B: Isıdan etkilenen bölge (ITAB), C: Termomekanik etkilenen bölge (TEB), D: Dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge (DKB).

4.5. Alüminyum alaşımlarda kaynak özellikleri

Alüminyum malzemeler kaynak edilmesi güç malzemelerdir. Bu alaşımlar bazı istisnai durumlar hariç ticari olarak ark kaynağı ile birleştirilmektedirler. Fakat ergitme kaynak yöntemleri ve difüzyon kaynağı gibi bilinen kaynak yöntemleri ile kaynaklarında çeşitli sorunlar bulunmaktadır. Ergitme kaynak yöntemleri ile alüminyum alaşımlarının (özellikle yaşlandırma sertleştirmesi yapılmış olanların) kaynağında yüksek miktarda çatlak ve gözenek oluşumu gibi problemler mevcuttur. Alüminyum alaşımlarının kaynağı esnasında çatlak oluşumunun nedeni; bu alaşımların katılaşma sıcaklık aralıklarının geniş olması ve ısıl genleşme katsayılarının yüksek olmasıdır. Ark kaynağında yüksek ısı girdisi, bu malzemelerin ısıl genleşmelerinin yüksek olması ve katılaşma sıcaklık aralıklarının geniş olması sonucu özellikle çatlamaya daha duyarlı yaşlandırma sertleştirmesi yapılmış alüminyum alaşımlarında kaynak dikişinde çatlak oluşumuna neden olur. Ark kaynağındaki yüksek ısı girdisi aynı zamanda ITAB'da tane sınırlarında düşük ergime dereceli fazların oluşumuna ve bu bölgede de çatlamaya yol açaabilir.

Gözenek oluşumunun nedeni ise alüminyumun sıvı halde hidrojen çözünürlüğünün katı haldekinden daha yüksek olmasıdır. Alüminyum alaşımlarının ark kaynağında karşılaşılan diğer bir güçlük bu alaşımların iletkenlik katsayılarının yüksek olması nedeniyle ısıнын kaynak bölgesine çok hızlı bir şekilde uygulanması zorunluluğudur. Alüminyum alaşımlarının özellikle yaşlandırma sertleşmesine tabi tutulmuş tiplerinin sıvı halde kaynak yöntemleri ile birleştirilmelerinde karşılaşılan bir başka sorun kaynak dikişinde sertleştirici çöktirilerin çözünmesi ve tane sınırı segragasyonu sonucu ITAB’da aşırı yaşlanmadan dolayı sertlik ve mukavemetin düşmesidir. Bu durum kaynak yapılan ana malzeme ile kaynak bölgesinde mekanik uyumsuzluğa neden olmakta ve kaynak bölgesinde mukavemet düşüşü olarak bilinmektedir.

Sürtünme karıştırma kaynak yönteminin alüminyum alaşımlarında kullanılabilirliği üzerine çok sayıda araştırma yapılmıştır. Bu araştırma sonuçları göstermektedir ki, bu yöntem gerek yaşlandırma sertleştirilmesi yapılan gerekse yaşlandırma sertleştirilmesi yapılmayan alüminyum alaşımlarında başarıyla kullanılabilir. Hatta geleneksel kaynak yöntemleriyle kaynağı çok güç olan 7075 alaşımı bile bu yöntem ile başarılı bir şekilde birleştirilmiş ve elde edilen birleştirmeler oldukça iyi mekanik özellikler göstermiştir (Özdemir, 2003).

4.6. Karıştırıcı uç ve kaynak parametrelerinin seçimi

Malzemenin özelliklerine göre karıştırıcı uç dizayn şekli seçilir. Birleştirilecek parçaların kalınlıklarına göre ucun uzunluğu belirlenir. Genellikle karıştırıcı uç boyu malzeme kalınlığından 0,2 mm daha küçük olacak şekilde seçilir. Örneğin 6 mm kalınlığındaki bir alüminyum levha için karıştırıcı uç boyu 5,8 mm olabilir. Kaynak parametreleri olarak karıştırıcı ucun dönme hızı ve ilerleme hızı ayarlanır. Çeşitli malzemeler için farklı kaynak parametreleri seçmek mümkündür. Bazen karıştırıcı ucun iyi temasını sağlamak amacıyla birleştirilecek parçaların başlangıç bölgesine karıştırıcı uç çapından daha küçük bir delik delinebilir. Fakat bu bölgeyi kaynak işleminden sonra kesip atmak gerekir. Saat yönünün tersi doğrultusunda dönen karıştırıcı uç kaynak aralığına doğru dikey olarak indirilir. Karıştırıcı ucun uç kısmındaki geniş yüzey çıkıntısı birleştirilecek levhalara temas edince, karıştırıcı uç birleştirme hattı boyunca ilerletilir. Yüksek kaliteli küt alın kaynak dikişi elde edebilmek için, karıştırıcı uç birleştirilecek iki levhanın kaynak aralığının tam ortasına gelecek şekilde ayarlanmalıdır (Özdemir, 2003).

Karıştırıcı uç kaynak dikiş sonuna ulaşınca yukarıya doğru çekilerek çıkarılır. Bu nedenle kaynak dikişinin sonunda bir delik meydana gelir. Bu delik özellikle dairesel kaynak işleminde istenilmeyen bir hatadır. Küt alın birleştirmelerinde ise, bu bölge alınır veya TIG

kaynak yöntemi kullanılarak tamir edilir. Ayrıca kaynak işlemi ana malzeme üzerinde değil de ilave bir parça üzerinde bitirildiği takdirde istenilmeyen bu deliğin önüne geçilebilir.

4.7. Karıştırıcı uç ve özellikleri

Sürtünme karıştırma kaynak tekniğinde kullanılan karıştırıcı ucun iki bölgesi vardır. Birincisi karıştırma işleminin yapıldığı helisel bir diş formuna sahip uç kısmı, ikincisi ise bu uç kısmın üstünde bulunan ve birleştirilecek parçalara temas ettirilen geniş yüzey çıkıntısıdır. Karıştırıcı ucun uç kısmı ve geniş yüzey çıkıntı kısmı gelişi güzel dizayn edilmezler. Düzgün bir kaynak işlemi elde edebilecek dizayn ve profil kesitleri kullanılmalıdır.

Sürtünme karıştırma kaynak tekniğinde birleştirme kalitesini etkileyen en önemli faktör, karıştırıcı ucun dizayn profili ve diş formudur. Bu faktöre bağlı olarak birleştirme kalitesini değiştirmektedir. Bu nedenle en uygun ve ideal sonuçları verecek özelliklere sahip bir karıştırıcı ucu seçmek oldukça önemlidir. Karıştırıcı ucun profil dizaynı, kaynak bölgesindeki metal akış yolunu kolaylaştıracak bir dizayn şekli düşünülerek yapılmalıdır. Karıştırıcı uç helisel bir vida diş formuna sahip olup, uç profil kesiti değişik şekillerde tasarlanabilmektedir. Örneğin; oval, üç kenarlı, iki kenarlı ve dairesel helisel diş profiline sahip karıştırıcı uçlar tasarlanmıştır. Helisel dişlerin aralarındaki mesafe, diş kalınlığı ve diş açısı kaynak kalitesini etkilemektedir.

Karıştırıcı ucun helisel dişleri arasındaki mesafe, dişlerin kalınlığından daha büyük olması halinde karıştırma esnasında şekil değiştiren malzemenin helisel diş aralarından daha kolay aktığı tespit edilmiştir. Helisel dişlerin yüzeysel alanı, malzeme özelliklerine göre farklılıklar gösterebilir. Bu nedenle en uygun malzeme akışımı sağlayacak helisel diş formu daima tercih edilmelidir. Karıştırıcı ucun üst kısmındaki geniş yüzey çıkıntısının iç profil şekli, iç parçası ile en iyi temas sağlayacak ve karıştırıcı uç ile parçayı en iyi şekilde sıkıştırabilecek bir şekilde seçilmelidir. Bu geniş yüzey çıkıntısı iş parçası ile öyle temas etmeli ki, karıştırma sonucu hamurumsu hale gelen ve dışarıya doğru çıkmak isteyen metalin kaçışını önleyebilsin. Metal kaçışını önlemek amacıyla, yüzey çıkıntısının iş parçası ile temas edecek yüzeylerine, spiral veya aynı merkezli dairesel oyuklar açılmıştır. Aynı merkezli dairesel oyuklar sayesinde, karıştırıcı uç iş parçası üzerinde daha rahat hareket eder. Bu oyuklar, kaynak metali üzerinde sürekli birbirini takip eden yarım ay şekilleri meydana getirirler.

Sürtünme karıştırma kaynak tekniğinde malzemelerin karıştırılarak birleştirilmelerini sağlanması için bir karıştırıcı uç kullanılır. Bu uç işlem esnasında ergimemeli ve aşınmamalıdır. Özel bir diş formuna sahip bu karıştırıcı uç birleştirme esnasında deforme olmamalı ve diş formu bozulmamalıdır. Dolayısıyla karıştırıcı uç, yüksek sıcaklıklarda dinamik ve statik

özelliklere sahip, aşınmaya dayanıklı, en az 62 Rc sertliğinde çelik malzemelerden yapılmalıdır (Özdemir, 2003).

4.8. Yöntemin Üstünlükleri

- Uygun maliyet: Kaynak operasyonu, enerji tasarrufu sağlayan basit bir işlemdir.
- Yüksek kaynak enerjisine sahiptir. 3 kW'lık toplam güçle 6XXX alaşımında 12,5 mm derinliğinde kaynak yapılabilir.
- Kaynak işlemi; dolgu telleri ve gazdan korunan kaynak banyosu gerektirmez.
- Özel profilden bağlantı kenarları önemsizdir.
- İdeal olarak teknik otomasyona uygundur.
- Bütün pozisyonlara uygundur.
- Al alaşımları durumunda, çatlatmaya duyarlılıklarından dolayı ergitme kaynağı yapılamayan alaşımlar kaynak yapılabilir.
- Gözenek oluşmaz.
- Farklı yapıdaki malzemelerin kaynağını mümkün kılar.
- Normalde pratikte mümkün olmayan veya çıkarma veya dökümde maliyeti arttıran uzun, geniş, haç şeklinde, kutu şeklinde ve üretimden geldiği şekildeki gibi birçok bileşimin kaynağı mümkündür.
- Hassas kaynak ağızı hazırlığına gerek yoktur.
- Ağızlarda ergime oluşmaz dolayısı ile IEB hemen yoktur.
- Koruyucu gaz ve ek metale gerek yoktur.
- Sıçrama olmaksızın düz yüzey elde edilebilir.
- Kaynak, ark olmaksızın yapıldığı için manyetik üfleme yoktur.
- Verimi yüksektir.
- Çok az bakım ister.
- Kaynaktan hemen sonra oksit tabakasının kaldırılmasına gerek yoktur.
- Ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirmede çatlama hassasiyeti yüksek olan alaşımlara rahatlıkla uygulanabilir.
- Yüksek bağlantı mukavemetleri ısıtılma işlemi yapılarak elde edilir.
- Katı-faz kaynağı oluşumu alaşımın metalurjik özelliklerini saklamasına olanak tanır.
- Farklı koşullarda metaller birleştirilebilir.
- Ekstrüzyon ürünü veya döküm olan çoğu parçalar bu yöntemle kaynatılabilir.

4.9. Yöntemin sınırlamaları

- Bazı alaşımlı saclarda tek pasolu kaynak hızı, diğer mekanikleşmiş ark kaynağı tekniğinden daha yavaştır.
- Her kaynak sonunda takımın piminin girdiği delik kapatılmalıdır. Bunun için alternatif kaynak tekniklerinden olan konik tapa sürtünme kaynağı kullanılmalıdır.
- Levhanın bir ucundan diğerine kaynak isteniyor ise, ileri geri hareket eden tablalara gereksinim vardır.
- İş parçaları tablaya bağlandığından dolayı ekipmanların taşınması zordur.
- % 100 nüfuziyet isteniyorsa parçalar ters çevrilip arka tarafından da kaynak yapılmalıdır.
- Kaynak öncesi yüzey hazırlama kritik olup, bu hususta özen gösterilmesi gerekmektedir.

4.10. Yöntemin Uygulama Alanları

4.10.1. Gemi İnşasında ve Deniz Endüstrisinde Uygulamalar

Ticari uygulamalar için yönteme adapte olan ilk endüstriyel sektörlerden ikisi gemi inşaatı ve deniz endüstrisidir. Bu yöntem aşağıdaki uygulamalar için uygundur.

- Güverte, kenar, bölme ve döşeme panelleri,
- Alüminyum ekstrüksiyonları,
- Tekne elemanları,
- Helikopter platformu,
- İç kısımdaki yetecek yatacak yerler,
- Deniz üssü yapılar,
- Gemi direkleri,
- Soğuk hava tesisleri.

4.10.2. Havacılık Endüstrisi

- Kanatlar, uçaklar gövdeleri, kuyruk takımı,
- Taşıtlar için yakıt tanklarını soğutma ünitesi,
- Uçuş yakıt tankları,

- Askeri uçaklar için dıştaki atım tankları,
- Askeri ve araştırma roketleri,
- Hatalı MIG kaynaklarının tamiri.

4.10.3. **Demiryolu Endüstrisi**

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

4.10.4. **Otomotiv Endüstrisi**

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

Amerika'da Smith Corporation sürtünme karıştırma kaynak yöntemini kullanarak ilk prototip motor tezgahlarını geliştirmiştir. Yine aynı yıllarda Amerika'da Tower Automotive, Simulform olarak adlandırılan şasi parçalarının bağlantısı için bağlantı elemanları ve özel gövde yapıları üretmiştir.

4.10.5. **Diğer uygulama türleri ise şunlardır**

- Motor ve şasi kızakları,
- Hidroform olan tüplerin bağlanan parçaları,
- Kamyon gövdesi,
- Mobil vinçler,
- Zırhlı taşıtlar,
- Yakıt tankları,
- Karavanlar,
- Otobüs ve hava taşımacılığı taşıtları,
- Motosiklet ve bisiklet yapıları,
- Asansörler,

- Alüminyum arabaların tamiri,
- Magnezyum ve magnezyum/alüminyum eklemleri.

4.10.6. İnşaat Endüstrisi

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

4.10.7. Elektrik Endüstrisi

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

4.10.8. Diğer Endüstri Sektörleri

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

5.ÇALIŞMANIN LİTERATÜRDEKİ YERİ ve ÖNEMİ

İlk defa 1991 yılında TWI Kaynak Enstitüsü tarafından geliştirilen sürtünme karıştırma kaynağı, başlangıçta alüminyum ve alüminyum alaşımlarının ergitme kaynağı ile birleştirilmesinde ortaya çıkan olumsuzlukların giderilmesi için yapılan araştırmalar sonucunda geliştirilen bir katı hal kaynak tekniğidir. Sürtünme karıştırma kaynağının karmaşık mikroyapısal yönlerini ve mekanik davranışlarını belirlemek üzere pek çok araştırmalar yapılmış ve bu araştırmalar halen devam etmektedir. Yapılan literatür taramasında sürtünme karıştırma kaynağı üzerine yapılmış olan araştırmalar ve bu araştırmaların sonuçları aşağıda özetlenmiştir.

1. Çam, son yıllarda geliştirilen bir katı hal kaynak yöntemi olan sürtünme karıştırma kaynağı ile Al alaşımı levhaların alın ve bindirme kaynağında, ergitme kaynağı yöntemlerinden daha iyi sonuçlar verdiğini belirtmiş ve uygulamalara örnek vererek, kaynağın diğer kaynak yöntemlerine olan üstünlüklerinden bahsetmiştir (Çam, 2002).

2. Şık ve Kayabaş, sürtünme karıştırma kaynak yöntemiyle AA 1050 alüminyum levhaları alın pozisyonunda birleştirerek oluşan bağlantının mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Yazarlar kaynak parametresi olarak karıştırıcı ucun devir hızlarını ve kaynak ilerleme hızlarını parametreler olarak seçmiş, kaynak ilerleme hızı sabit iken artan karıştırıcı uç devir hızlarında malzemeye ısı girdisinin arttığını ve malzemede sertlik ve çekme dayanımının düştüğünü belirtmiş ve bu nedenle de artan karıştırıcı uç devir hızlarında kaynak ilerleme hızını arttırmış ve malzemeye giren ısı miktarını azaltarak malzemenin mekanik özelliklerinde bir artış olduğunu tespit etmiştir (Şık, 2003).

3. Özsoy ve Kaluç, sürtünen eleman ile birleştirme kaynağının esasları üzerinde durmuş, kaynağın avantajları, dezavantajlarını ve kullanım alanlarını belirtmiş, endüstrinin birçok dalında uygulama alanı bulan sürtünen eleman ile kaynak yönteminin getirdiği birçok üstünlük ile ergitme kaynak yöntemlerine göre daha uygun bir yöntem konumuna geldiğini belirtmiş ve özellikle alüminyum ve alaşımları için mekanik özelliklerdeki iyileştirmeler, kaynak sonrası oluşabilecek hatalardaki azalmalarla da gelecekte otomotiv endüstrisi, gemi inşaatı, uçak ve uzay endüstrisi ve diğer imalat sektörlerinde kullanımının her geçen gün artacağını bildirmiştir (Özsoy, 2002)

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

5. Uzun ve arkadaşları, sürtünme karıştırma kaynağı kullanarak farklı iki alaşım olan Al 6013-T4 alaşımı ile XCrNi18-10 paslanmaz çeliği birleştirerek, mikroyapı, sertlik ve yorulma özelliklerini incelemiş, kaynak bölgesini yedi farklı bölge olarak ayırmış ve yorulma özelliklerinde, kaynak metalinin Al 6013-T4 ana malzemesine nazaran % 30 daha düşük olduğunu bildirmişlerdir (Uzun, 2004).

6. Ouyang ve arkadaşları, 6061-T4 alüminyum alaşımını sürtünme karıştırma kaynağı ile bakırla birleştirmiş ve sıcaklık dağılımı ve mikroyapı dönüşümleri üzerinde yoğunlaşmıştır. Kaynatılmış farklı alaşımların birleştirme bölgesindeki mekanik karışan bölgede CuAl_2 , CuAl ve Cu_9Al_4 gibi intermetalik bileşiklerin yanı sıra az miktarda α -Al ve bakır içerisinde doymuş katı Al çözeltisi bulunduğunu belirtmiş, sıcaklık ölçümünün Al 6061-T4 tarafında 580 °C olduğunu ve bunun Al-Cu ötektik noktasının üzerinde olduğunu, bu sıcaklığın kaynak metali ve karıştırıcı eleman uç kısmı arayüzeyinde daha yüksek olduğunu umulduğunu bildirmişlerdir (Ouyang, 2005).

7. Lee ve arkadaşları, saf titanyumu sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirerek mikroyapı incelemesi yapmış, kaynak işlemi için TiC malzemeden yapılmış karıştırıcı uç ve soğutma suyu kullanmış, titanyumdaki kaynak bölgelerinin kaynak metali, çizgisel geçiş bölgesi ve ısıdan etkilenen bölge olarak sınıflandırmış, kaynak metalinin yüksek dislokasyonların dağılımı ve ikizleşmenin arasında önemli görünüş ile tanımlamış, çizgisel geçiş bölgesinin, kaynak metalinden ısıdan etkilenen bölgenin hızlı mikroyapısal değişen bir çizgisel bölge olduğunu, kaynak bölgesinin yakından HKS kristal yapısına benzediğini ve ikizleşmenin olduğu bölgede sertlik değerinin kaynak metalinden daha yüksek değerler gözlemlendiğini bildirmişlerdir (Lee, 2005).

8. Salem ve arkadaşları, malzemenin süperplastiklik özelliğini incelemek üzere sürtünme karıştırma kaynak yöntemini kullanarak haddelenmiş AA 2095 alüminyum alaşımını birleştirmiş, kaynaktan sonra mikroyapıyı optik ve TEM mikroskobuyla incelemiş, numunenin süperplastik davranışını ana malzeme ile karşılaştırıp malzemenin kaynaktan sonra süperplastiklik özelliğini yitirdiğini bildirmiştir (Salem, 2002).

9. Park ve arkadaşları, % 60 Cu ve % 40 Zn içeren pirinç alaşımını mikroyapı ve mekanik özellikleri araştırmak üzere sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirmiş, kusursuz kaynaklar elde edildiğini bildirmiş, kaynak parametreleri olarak 1000 devir/dakikadan 1500 devir/dakikaya kadar farklı devir sayılarında, 500 mm/dakikadan 2000 mm/dakikaya kadar farklı ilerleme hızlarında ve 500 devir/dakika-500 mm/dakika parametreleri ile çalışmış, karışım bölgesinde son derece iyi taneler ve deforme olmuş taneler ve termomekanik etkilenen bölgede uzamış taneler bulunduğunu, azalan ısı girdisi ile karışan bölgedeki tüm sertlik değerlerinin ana malzemeninkinden daha yüksek olduğunu, bunun sebebinin birleştirme ısısının girişinin azalması sonucu sertliğin artmasına sebep olan bir ana faktör olduğunu ve tüm karıştırma bölgesinin dayanımları karışma bölgesindeki sertlik değerlerinin değişimine uygun oranda olduğunu bildirmiştir (Park, 2004).

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

11. Zhou ve arkadaşları, sürtünme karıştırma ve MIG kaynağı yapılmış Al 5083 alüminyum alaşımının yorulma özelliklerini incelemiş, $R=0,1$ değer altında sürtünme karıştırma kaynaklı parçanın MIG kaynaklı parçaya nazaran yorulma ömrünün 9-12 kat daha fazla olduğunu bildirmiştir (Zhou, 2005).

12. Li ve arkadaşları, Al 2024 alüminyum alaşımının Al 6061 alüminyum alaşımına sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirmiş ve meydana gelen plastik metal akışını ve kalıntı mikroyapılar üzerinde çalışmıştır. Buna göre, kaynak bölgesi içersinde 1-15 mikron arasında ortalama tane boyutuna sahip kalıntı ve eşeksenli tanelerin meydana geldiğini ve bunu dağlama sonucunda gerçekleşen farklı kontrastı neticesinde tanımladıklarını, akış şekillerinin karmaşık spiral ve girdap şeklinde olacağı, şekli biraz değiştirmek için 400 d/d ve 1200 d/d arasında karıştırma hızına bağlı olduğunu gözlemlediğini bildirmiştir (Li, 1999).

13. Sato ve arkadaşları, SAF 2507 süper duplex paslanmaz çeliğin sürtünme karıştırma kaynak yöntemiyle kaynağını yapmış, mekanik özellikleri ve mikroyapıyı inceleyerek, ana metal yapısının ostenit ve ferrit matrislerinden oluştuğunu ama sürtünme karıştırma kaynağının kaynak bölgesinde dinamik rekristalize olan bölge boyunca ostenit ve ferrit tanelerinden arındığını, doymuş ferritin kaynak boyunca % 50-% 60 orana sahip olduğunu, kaynak

bölgesindeki ostenit ve ferrit fazının daha küçük tane boyutları sertliğin artmasına sebep olduğunu bildirmiştir (Sato, 2005).

14. Reynolds ve arkadaşları, sabit ilerleme hızı ve farklı iki devir sayısı kullanarak sürtünme karıştırma kaynağı yapılmış 3,2 mm kalınlığındaki 304L paslanmaz çeliğin yapısını, özelliklerini ve artık gerilmeleri incelemiş, çekme gerilmelerinin ana malzemenin dayanımına yakın olduğunu bildirmiştir (Reynolds, 2003).

15. Kim ve arkadaşları, sürtünme karıştırma kaynağı yapılmış döküm alüminyum bloklarında üç kusur tipinin belirtmiş ve bunların 1. yüksek ısı girdisi sonucu büyük miktarda kütlenin harekete geçtiğini, 2. yetersiz ısı girdisinin çukur ve oyuklara sebep olduğunu, 3. anormal karıştırma sonucu çukurların meydana geldiğini bildirmiştir (Kim, 2006).

16. Lee ve Jung, kaynak parametresi olarak 61mm/dk ilerleme hızı ve 1250 d/d dönme hızı, kullanarak sürtünme karıştırma kaynak yöntemini ile 4 mm kalınlığındaki bakır plakaların kaynağını yapmış, ana malzemeye nazaran karıştırma bölgesinde çok iyi ve yönlenmiş tane yapıları gözlemlediğini, kaynak bölgesi dışında kalan ısıdan etkilenen bölge tavlamanın etkisiyle doğru orantılı olarak ana malzemeden daha eşeksiz ve daha büyük tane yapısına sahip olduğunu, enine çekme dayanımının ana malzemeninkinden yaklaşık olarak % 87 daha fazla, elektron ışın kaynağına göre ise biraz yüksek bir değerde olduğunu bildirmiştir (Lee, 2004).

17. Zhao ve arkadaşları, 2014 Al alaşımının sürtünme karıştırma kaynağında uç geometrisinin birleşme ve mekanik özellikler üzerine etkisini araştırmış, birine vida dişi açılmış iki konik ve birine vida dişi açılmış iki sütun uç profili üzerinde çalışmış, mikroyapı ve mekanik testler sonucunda vida dişi açılmış konik ucun en iyi birleştirmeyi sağladığını ve kaynak dikişinde kusur bulunmadığını, kaynak metalinin tanesinin çok iyi olduğunu ve çökme dağılımlarının dengeli olduğunu bildirmiştir (Zhao, 2005).

18. Boz ve Kurt, kare, 0.85, 1.10, 1.40 ve 2.1 mm vida adımlı beş farklı uç kullanarak Al 1080 alaşımını birleştirip yaptığı incelemede, kare, 0.85 ve 1.10 mm vida adımlı uçlarda kusur bulunduğunu, mikroyapı incelemesi ve çekme testleri sonucunda en iyi bağlantıyı 0.85 vida adımlı karıştırıcı uç ile sağlandığını, sıcaklığın kaynak merkezinde 337 °C, termomekanik etkilenen bölgede 289 °C, ısıdan etkilene bölgede 232 °C ve kaynak merkezinde 35 mm uzaklıktaki bölgede 198 °C olduğunu bildirmiştir (Boz, 2003).

Bu çalışmanın amacı, sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmiş alüminyum alaşımlarında işlem parametrelerinin mikroyapı ve mekanik davranışlar üzerine etkisinin araştırılmasıdır. Farklı uç profilleri, devir sayıları ve ilerleme hızları değişken parametre olarak seçilmiştir. Bu parametrelerin mikroyapı ve mekanik davranışlar üzerinde büyük etkiye sahip olduğu bilinmektedir.

6.DENEYSEL ÇALIŞMALAR

6.1.Malzeme ve Metot

Sürtünme karıştırma kaynağı deneylerinde Tablo 6.1. nominal kompozisyonu, Tablo 6.2. mekanik, fiziksel ve kimyasal özellikleri verilmiş olan, ETİ ALÜMİNYUM A.Ş den temin edilmiş standart ETİAL-3 kullanıldı.

Tablo 6.1 Deney çalışmalarında kullanılan malzemelerin nominal kimyasal kompozisyonu

Malzeme	Alaşım Elementleri (% Ağırlık)								
	Cu	Fe	Si	Zn	Mn	Mg	Ti	Cr	Diğer
ETİAL-3	0,05	0,60	0,35	0,06	0,05	-	-	-	0,15

Tablo 6.2 Deney çalışmalarında kullanılan malzemelerin tipik özellikleri

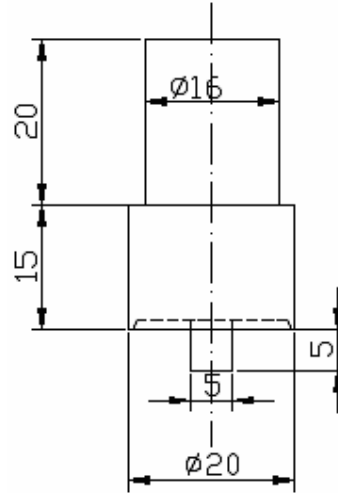
Malzeme	Mekanik Özellikler				
	Akma Dayanımı N/mm ²	Çekme Dayanımı N/mm ²	% Uzama (50 mm) mm/mm	Sertlik (HV)	Kesme Dayanımı N/mm ²
ETİAL-3	25	70	30	36	25
	Fiziksel Özellikler				
	Özgül Ağırlık gr/cm ³	Elastite Modülü N/mm ²	Isıl İletkenlik cal/scm°C	Genleşme Katsayısı 1/°C	Elektriksel Direnç ohm mm ² /m
	2,71	70000	0,50	24x10 ⁻⁶	0,028
	Diğer Özellikler				
	Korozyon Direnci	Kaynak Edilebilme Yeteneği		Eloksal Olabilme Yeteneği	
	Mükemmel	Mükemmel		Mükemmel	

6.2.Sürtünme Elemanının Üretimi

Sürtünme elemanı, AISI D5 çeliğinden Sekil 6.2’de ölçüleri verilen ölçülere uygun olarak Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi ve Makine Eğitimi Bölümü Atölyeleri’nde bulunan takımlar ve tezgahlar kullanılarak üretildi.



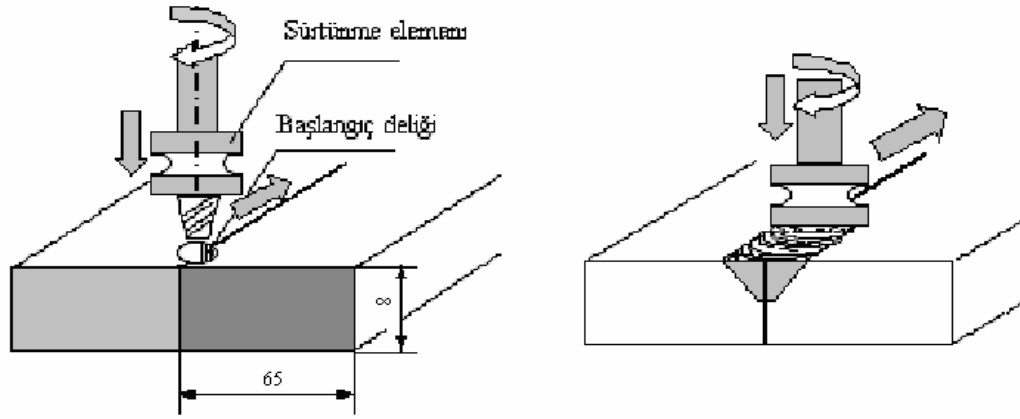
Şekil 6.1 Sürtünme karıştırma kaynağında kullanılan sürtünme elemanları



Şekil 6.2 Sürtünme karıştırma kaynağında kullanılan karıştırıcı uç geometrileri ve ebatları

6.3. Numunelerin Kaynağa Hazırlanması

ETİ ALÜMİNYUM A.Ş den temin edilmiş olan plaka halindeki standart ETİAL-3 malzeme 8x65x120 mm ebatlarında plakalar şeklinde kesilerek, birleştirilecek olan yüzeyler alın frezeleme ile düzeltildi ve kılavuz delikleri açıldıktan sonra Şekil 6.4’de verilen düzende freze tezgahı tablası üzerine bağlanan mengene çeneleri arasına sıkıştırılarak kaynak işlemine hazır hale getirildi.



Şekil 6.3 Sürtünme karıştırma kaynağının şematik gösterimi

6.4.SKK Deney Seti

SSK deneyleri, Fırat Üniversitesi, Teknik Bilimler Meslek Yüksekokulu, Makine Bölümü Atölyesi'nde mevcut bulunan TAKSAN FU 315x1250 V/2 marka APS II tipi, 1980 model, motor gücü 7,5 kW, nominal gücü 10 kW konsol tipi universal freze tezgâhı donanımından faydalanarak yapıldı.



Şekil 6.4 Sürtünme karıştırma kaynağının gösterimi

6.5. Kaynak Parametreleri

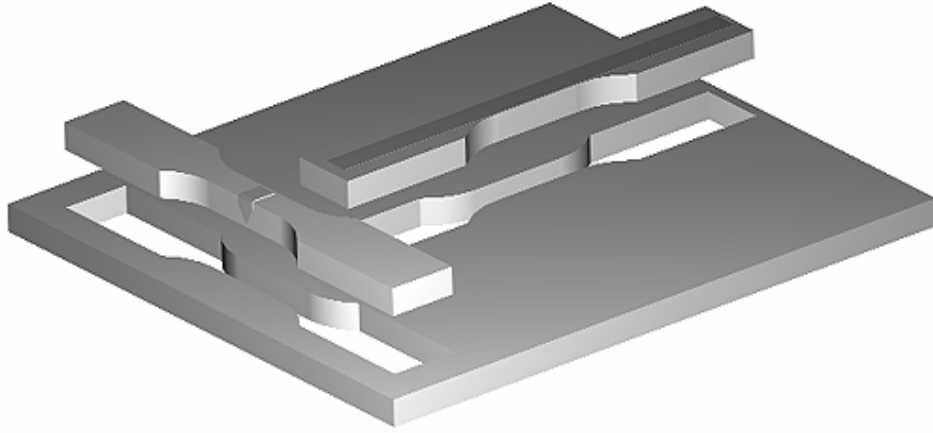
Sürtünme karıştırma kaynakları, SKK’ da mikroyapı ve mekanik davranışları üzerinde önemli etkiye sahip olan devir sayısı, ilerleme hızı ve karıştırıcı uç profili değiştirilerek gerçekleştirilmiştir. SKK’lı bağlantıların yapılmasında Tablo 6.3’te verilmiş olan değişken parametreler kullanılmıştır.

Tablo 6.3 Sürtünme karıştırma kaynağında kullanılan uç profilleri ve kaynak parametreleri

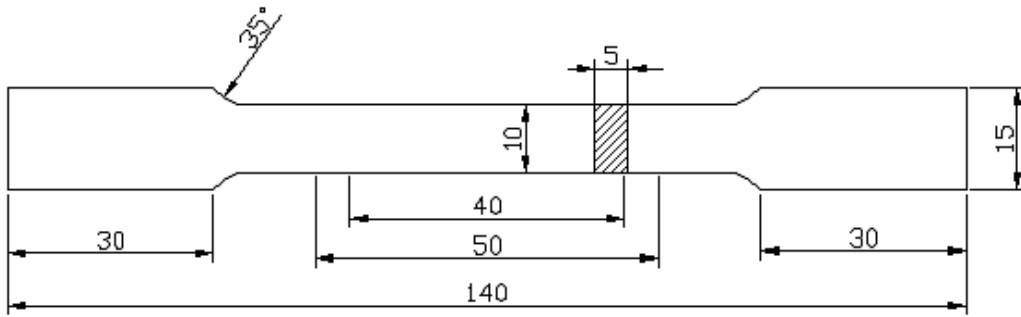
Malzeme	Karıştırıcı Uç Profili	Dönme Hızı devir/dakika	İlerleme Hızı mm/dakika	Numune Kod Numarası
ETİAL-3 (1xxx serisi)	Vida	900	125	S1
			160	S2
			200	S3
		1120	125	S4
			160	S5
			200	S6
		1400	125	S7
			160	S8
			200	S9
	Üçgen	900	125	S10
			160	S11
			200	S12
		1120	125	S13
			160	S14
			200	S15
		1400	125	S16
			160	S17
			200	S18

6.6. Çekme Deneyleri

Kaynaklı bağlantıların mekanik davranışını belirlemek üzere çekme testi uygulandı. Çekme testleri DIN 50109 standardına uygun olarak Şekil 6.2’ deki ölçülerde freze tezgahında işlenerek hazırlandı. Çekme deneyleri Fırat Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü Laboratuvarında bulunan 1000 N yük kapasitesine sahip U- TEST marka çekme test cihazında 2 mm/dak hızda gerçek gerilme ve gerçek uzama eğrileri elde edildi.



Şekil 6.5 Çekme testi için kullanılan numunenin çıkartılış şekli



Şekil 6.6 DIN 50109'a göre çekme testi deneyinde kullanılan numunenin ölçüleri (mm)

7. DENEY SONUÇLARI ve İRDELENMESİ

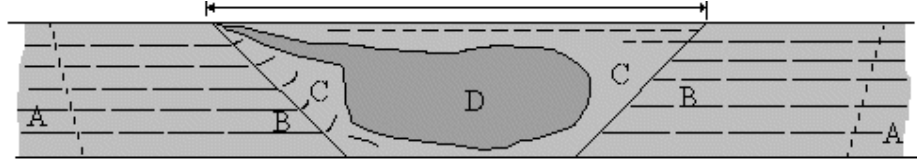
7.1 Kaynaklı Bağlantıların Arayüzey ve Mikroyapı Değerlendirmesi

Farklı işlem parametreleri kullanılarak sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile birleştirilen kaynaklı bağlantıların yüzey ve arayüzeyinden makro ve mikroyapı fotoğrafları alınarak değerlendirilmiştir. SKK yöntemi ile birleştirilen bütün kaynaklı bağlantıların yüzey fotoğrafları Şekil 7.8 ve 7.12-16 da verilmiştir. Kaynak sonrası birleşme hattı üzerinden alınan makro resimden de açıkça görüldüğü gibi, birleşme yüzeyinde kalıntı, boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı ve bütün kaynaklı bağlantıların arayüzey mikroyapı formu aynı benzerliktedir. Kaynaklı bağlantıların birleşme arayüzeyinden alınan mikroyapı fotoğraflarının tamamına bakıldığında, literatüre uygun olarak dört farklı bölgenin varlığı görülmektedir (Şekil 7.1). Bunlar, A: Ana malzeme, B: Isıdan etkilenen bölge, C: Termomekanik etkilenen bölge, D: Dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge göstermektedir. Vida profilli karıştırıcı uç kullanılarak SKK yöntemi ile birleştirilen S1-S9 nolu numunelerde, artan devir sayısı ve ilerleme miktarına bağlı olarak bu bölgelerde meydana gelen yapısal bozunumda farklılık gözlenmektedir. Artan devir sayısına bağlı olarak, birim alanda birim zamanda ulaşılan sıcaklık derecesi artacağından dolayı karıştırıcı uç yardımı ile viskoz haldeki malzeme ekstrüzyon derecesini artıracak ve bunun sonucu olarak birleşme bölgesinde şiddetli ekstrüzyon sonucu tane küçülmesi ve pekleşmenin etkin olduğu bir yapının ortaya çıkmasına yol açar (Şekil 7.2). Bu durum bilhassa düşük ilerleme hızlarında yapılan kaynaklı bağlantılarda daha belirgin olarak ortaya çıkmaktadır. Artan ilerleme hızlarında yapılan kaynaklı bağlantılarda devir başına taşınan malzeme miktarındaki artış yukarıda bahsedilen dinamik olarak yeniden kristalleşen bölgedeki girdap yapının içerisindeki girdaplar arası mesafede değişikliğe sebep olduğu S2 nolu kaynaklı bağlantının birleşme arayüzeyinden elde edilen yapı fotoğrafından açıkça görülmektedir (Şekil 7.3). Vida profilli karıştırıcı uç kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantıların (S1-S9) birleşme bölgesinde alınan yapı fotoğraflarından, her dokuz kaynaklı bağlantıda da kaynak metalinin sağ dip noktasında dinamik olarak yeniden kristalleşen bölgede meydana gelen girdaptan farklı bir görünümde bir karışımın meydana geldiği görülmektedir (Şekil 7.4). Dinamik olarak yeniden kristalleşen bölgenin sağ dip noktasında meydana gelen bu farklı bölgenin oluşumu, karıştırıcı ucun sağdan sola doğru yapmış olduğu döngünün sonucu olarak ortaya çıktığı düşünülmektedir. Ayrıca, birleşme hattına dik doğrultuda yapılan mikroyapı analiz sonuçlarından, iki plakadan alınan malzeme, birleşme hattında karıştırılarak dinamik olarak geriye doğru ekstrüze edilmesi sonucu oluşan bölge ile hemen onun bitişiğinde termodinamik olarak yeniden kristalleşen bölge

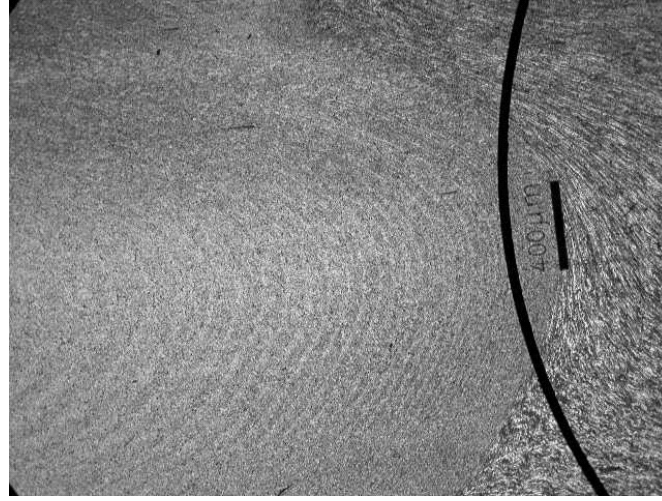
arasında ikizleme bantlarının varlığı açıkça görülmektedir (Şekil 7.5). Bu ikizleme bantları, bazı numunelerde iki bölge sınırında görülebildiği gibi bazı numunelerde ise dinamik olarak yeniden kristalleşen bölgenin içerisinde ortaya çıktığı görülmektedir.

Üçgen profilli uç kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde elde edilen yapı fotoğraflarından, tane küçülme ve pekleşmenin etkisi vida profilli uç kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde meydana gelen tane küçülme ve pekleşme derecesinden daha az olduğu görülmektedir. Bu durum, üçgen profilli uç kullanarak yapılan birleşme mekanizmasının vida profilli uç kullanılarak yapılan birleşmeden farklı olduğu içindir. Üçgen profilli uç kullanılarak yapılan birleştirmede, uç önündeki malzemeyi birbirine karıştırmak yerine devir başına aldığı malzemeyi tabaka halinde geriye ekstrüze ederek kaynaklı bağlantıyı gerçekleştirir. Durum böyle olunca birim zamanda birim alanda ulaşılan sıcaklık derecesi düşeceğinden dinamik olarak yeniden kristalleşen bölgede yapısal bozunum az olacaktır. Üçgen profilli karıştırıcı uç kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde elde edilen sertlik değerlerinin ana metalin sertlik değerlerine daha yakın değerlerde olması bu düşüncüyü doğrulamaktadır. Ayrıca, vida profilli uç kullanıldığında ucun malzeme ile temas alanı artmaktadır. Temas yüzeyindeki artış birim zamanda ulaşılabilecek sıcaklık derecesinin artmasına sebep olmaktadır. Birleşme bölgesinde malzemenin geriye doğru ekstrüzyon şiddetini önemli derecede belirleyen faktörler sıcaklık ve basınçtır. Bu nedenle birleşme bölgesinde ulaşılan sıcaklık arttıkça, geriye doğru ekstrüze edilecek malzemenin viskozitesinin artmasına ve bunun sonucu olarak ekstrüzyonun şiddetini artıracağı anlamına gelmektedir.

Vida profilli uç kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesi üzerinde alınan yapı fotoğraflarından, termodinamik olarak yeniden kristalleşen bölge dinamik olarak yeniden kristalleşen bölgeden karıştırıcı ucun yüzey çizgisinden farklı bir hat ile ayrılmaktadır. Bu bölge, tabanı şişkin bir vazonun yüzey profilini andıran bir görünüm sergilemektedir (Şekil 7.6). Vazonun alt şişkin kısmı dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge, üst ağız kısmındaki genişleme ise omuzun altında sıcaklık ve dikey basıncın etkili olduğu ve bunun sonucu ortaya çıkan ısının tesiri altındaki bölgedir. Artan devir sayısı ve düşük ilerleme hızlarında yapılan kaynaklı bağlantılarda bu bölgedeki deformasyon derecesi artmakta ve bunun sonucu olarak tanelerin yukarıya doğru yöneldiği bölgenin genişliğinde artış ortaya çıkmıştır.



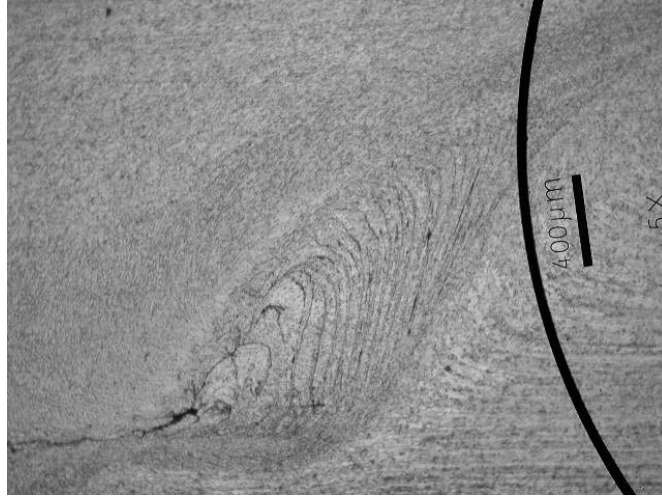
Şekil 7.1 Sürtünme karıştırma kaynağı yapılmış alüminyum alaşımın mikroyapısı. A: Ana malzeme, B: Isıdan etkilenen bölge (ITAB), C: Termomekanik etkilenen bölge (TEB), D: Dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge (DKB).



Şekil 7.2 Vida karıştırıcı uç kullanılarak birleştirilen S10 nolu numunenin birleşme bölgesini gösteren optik yapı fotoğrafı.



Şekil 7.3 S2 nolu kaynaklı bağlantının birleşme bölgesinde meydana gelen girdap yapısı gösteren mikroyapı fotoğrafı.



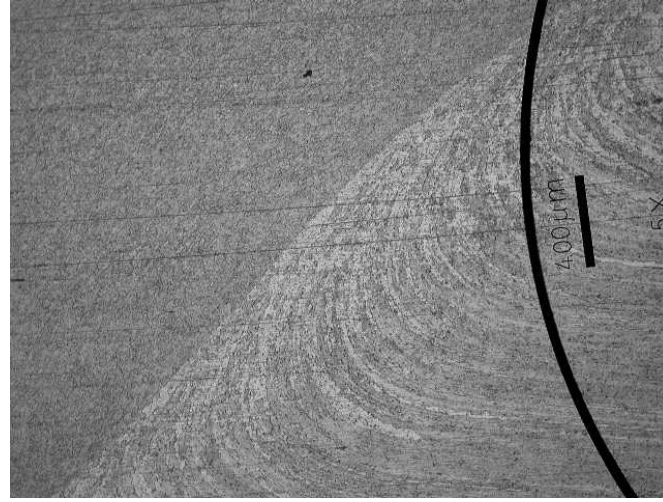
Şekil 7.4 Vida karıştırıcı uç kullanarak yapılan SKK ların birleşme bölgesinin sağ dip noktasında meydana gelen yapının fotoğrafı.



Şekil. 7.5 Dinamik olarak yeniden kristalleşen bölgede deformasyon sonucu meydana gelen ikizleme bandını gösterir yapı fotoğrafı.



Şekil 7.6 Kaynak sonrası birleşme bölgesinde meydana gelen yapı ve formu



Şekil 7.7 Termodinamik olarak yeniden kristalleşen bölgede şiddetli deformasyonun etkisiyle meydana gelen yapı yönelmesini gösteren yapı fotoğrafı.

7.2 Çekme Test Sonuçları ve İrdelenmesi

Vida profilili karıştırıcı uç kullanılarak birleştirilen S1, S2 ve S3 nolu numunelere ait yüzey resmi ve gerçek gerilme-gerçek uzama grafiği Şekil 7.8’de verilmiştir. Kaynak sonrası birleşme hattı üzerinden alınan makro resimden de açıkça görüldüğü gibi, birleşme yüzeyinde kalıntı, boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı ve her üç kaynaklı bağlantının yüzey formu aynı benzerliktedir. İlerleme hızı değiştirilerek gerçekleştirilen bu üç kaynaklı bağlantı kendi aralarında kıyaslandığında mikroyapısal olarak önemli bir farklılık görülmemekle birlikte, en

büyük çekme gerilmesi S2 nolu numunede 64 N/mm^2 ve uzaması %22 olarak elde edilmiştir. Bu sonuçtan açıkça görülmektedir ki, 900 dev/dak devir sayısı kullanılarak yapılan birleştirmelerde, 160 mm/dak. yapılan birleştirmede daha iyi bir bağlantı mukavemeti elde edildiği açıktır. Ayrıca kopma sonrası yapılan incelemede S2 nolu numune hariç S1 ve S3 nolu numunelerin boyun vermeksizin koptukları tespit edilmiştir. Kopmanın birleşme bölgesinde gerçekleştiği S1 ve S3 nolu numunelerde gevrek kırılma, esas malzeme tarafında boyun vererek kopan S2 nolu numunenin ise sünek bir kırılma ile kırıldığı görülmüştür (Şekil 7.9, 7.10 ve 7.11). S2 nolu numunede ulaşılan çekme dayanımı esas malzemenin çekme dayanımı olan 70 N/mm^2 yakın bir mukavemet değerine ulaştığı görülmektedir. Bu durum, artan ilerleme hızına bağlı olarak lokal karışım süresini azalttığı ve buna bağlı olarak ısı girdisinin düşmesine sebep olduğu düşünülmektedir. Isı girdisinin derecesi, ITAB'ın genişliği ve mikroyapısı üzerine önemli bir etkiye sahiptir. S3 nolu kaynaklı bağlantıda ulaşılan çekme mukavemetindeki düşüş, ilerleme hızındaki artış ile ilişkili olduğu, artan ilerleme hızına bağlı olarak devir başına taşınan ve geriye doğru ekstrüze edilen malzeme miktarını artıracaktır. Vida olukları yardımı ile karıştırılıp geriye doğru ekstrüze edilen malzeme miktarındaki artış, şiddetli ekstrüzyona yol açar. Bunun sonucu olarak, kaynaklı bağlantının mekanik davranışlarını olumsuz etkileyecek olan tane küçülme ve pekleşme meydana gelir. Ayrıca, ilerleme hızındaki artış karışım birleşme bölgesinde homojen olmayan bir karışımın oluşmasına sebep olur. Homojen olmayan bir karışımın, yeniden kristalleşmede yapısal farklılıklara sebep olacağı ve bu farklılığın bağlantının mekanik davranışını olumsuz etkileyeceği sonucunu doğurmaktadır.

Devir sayısı 220 dev/dak artırılarak gerçekleştirilen S4, S5 ve S6 kaynaklı bağlantılara ait gerçek gerilim-gerçek uzama eğrileri Şekil 7.12'de verilmiştir. Devir sayısı sabit, üç farklı ilerleme hızı kullanılarak gerçekleştirilen bu üç kaynaklı bağlantının çekme test sonuçlarında elde edilen gerçek gerilim-gerçek uzama eğrileri incelendiğinde, en yüksek çekme gerilmesi 200 dev/dak ilerleme hızı kullanılarak yapılan S6 kaynaklı bağlantıda elde edildiği görülmektedir. Her üç numunede kırılma birleşme bölgesinde meydana gelmesine rağmen, S4 ve S5 nolu numunelerde dikişin sağında tek taraflı boyun verdikleri görülmektedir. Bu boyun verme sonrası malzemenin tekrar toparlandığı gerçek gerilim-gerçek uzama grafiğinde görülmektedir. S6 kaynaklı numunenin çekme sırasında birleşme bölgesinin sağında ve solunda birleşme bölgesine eşit uzaklıkta iki noktada boyun vermesine rağmen, bu noktalarda malzemenin tekrar toparlanarak en zayıf noktası olan birleşme bölgesinde 9,4 mm uzama sonucunda kırıldığı görülmektedir.

Sabit 1400 dev/dak devir sayısında üç farklı ilerleme hızı kullanılarak birleştirilen S7, S8 ve S9 nolu kaynaklı bağlantılara ait gerçek gerilim-gerçek uzama eğrileri Şekil 7.13 da verilmiştir. Dikiş yüzey profiline bakıldığında, önemli farklılıklar görülmemekle beraber, S9

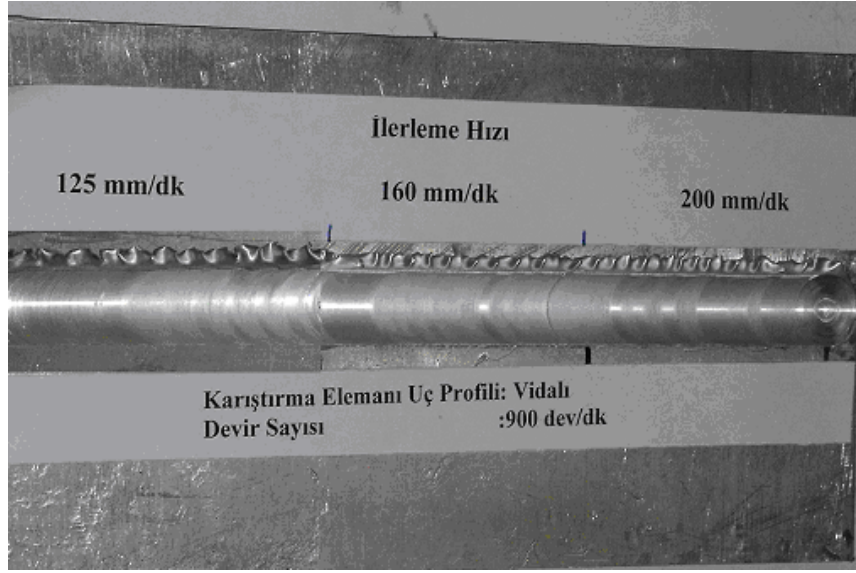
nolu numunede ondülasyonun olmadığı ve daha düzgün bir yüzeye sahip olduğu görülmektedir. Bu üç kaynaklı bağlantının çekme eğrileri incelendiğinde, artan ilerleme hızına bağlı olarak maksimum çekme gerilmesinde artış olduğu gözlenmektedir. Temelde, üç eğrinin akış rejiminde farklılık yoktur. Ancak, artan ilerleme hızına bağlı olarak düşük ısı girdisi ITAB genişliğini düşürdüğünden dolayı, numunelerde boyun vermenin daha az olması sebebiyle çekme dayanımının düşmesine sebep olabileceği düşünülmektedir.

S7, S8 ve S9 kaynaklı numunelerin maksimum çekme değerleri bir önceki grup (S4, S5 ve S6)ile karşılaştırıldığında, artan devir sayısına bağlı olarak maksimum çekme gerilmesinde düşüş kaydedildiği görülmektedir (Şekil. 7.13). Bu durum, artan devir sayısına bağlı olarak ısı girdisinin artacağı ve bunun sonucu olarak ITAB genişleyecektir. ITAB ın genişlemesi kaynaklı bağlantıların çekme dayanımlarının düşmesine sebep olduğu düşünülmektedir. Bütün kaynaklı numunelerde kopmanın ITAB da meydana gelmesi, dinamik olarak yeniden kristalleşen kaynak metalinin akma ve çekme dayanım değerleri termo-mekanik olarak etkilenen ITAB bölgesinden daha yüksek olduğu için çekme deneyi sonucunda kopmalar ITAB’ da meydana gelmiştir.

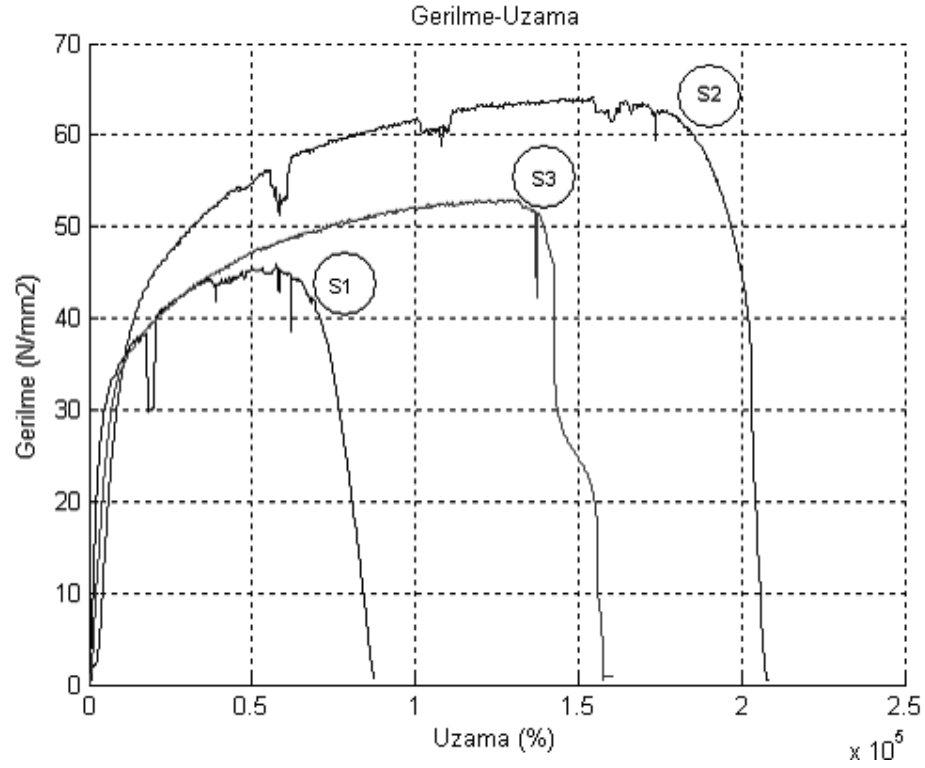
Tablo 7.1 Çekme deney sonuçlarından elde edilen veriler

Malzeme	Numune Kodu	Karıştırıcı Uç Profili	Devir Sayısı (dev/dak)	İlerleme Hızı (mm/dak)	Çekme Dayanımı (N/mm ²)	Kopma Uzunluğu (mm)
ETİAL-3	S1	Vida	900	125	45,03	6,6
	S2			160	64,00	10,6
	S3			200	52,94	9,8
	S4		1120	125	62,84	6,0
	S5			160	47,98	7,0
	S6			200	72,05	9,4
	S7		1400	125	37,37	11,4
	S8			160	54,90	10,6
	S9			200	46,25	13,5
	S10	Üçgen	900	125	64,11	4,3
	S11			160	62,28	5,7
	S12			200	71,92	8,0
	S13		1120	125	53,85	6,8
	S14			160	61,90	6,2
	S15			200	59,71	6,3
	S16		1400	125	51,87	9,0
	S17			160	59,26	8,6
	S18			200	62,94	6,8

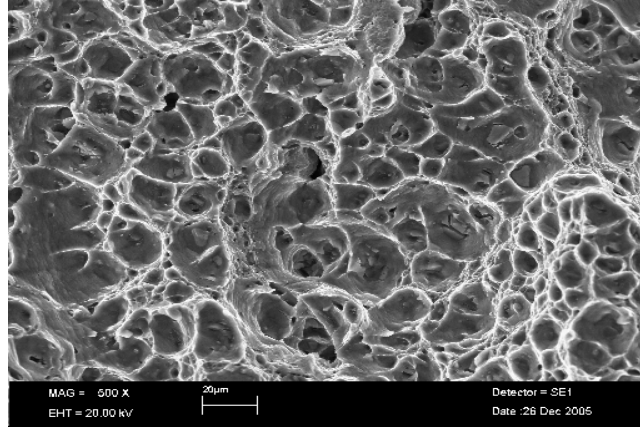
a)



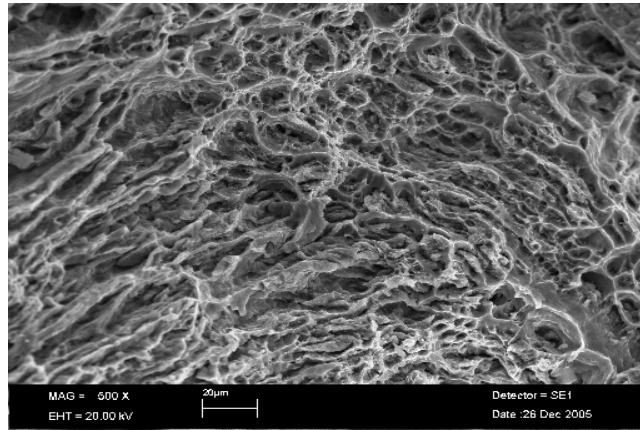
b)



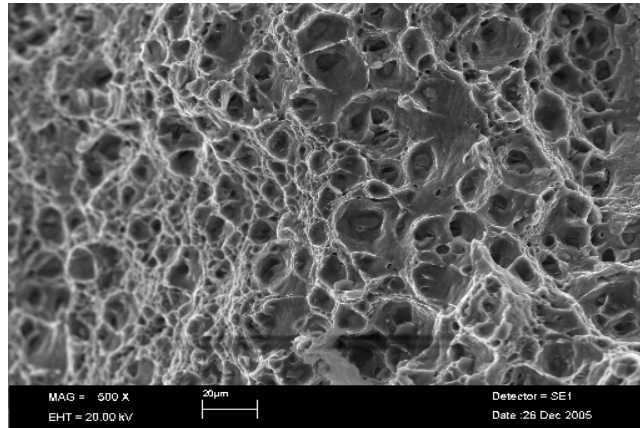
Şekil 7.8 a) S1, S2 ve S3 numunelere ait kaynak sonrası makro resim.
b) S1, S2 ve S3 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-gerçek uzama eğrileri.



Şekil 7.9 S2 nolu numuneye ait çekme testi sonrası kırık yüzey SEM fotoğrafı.

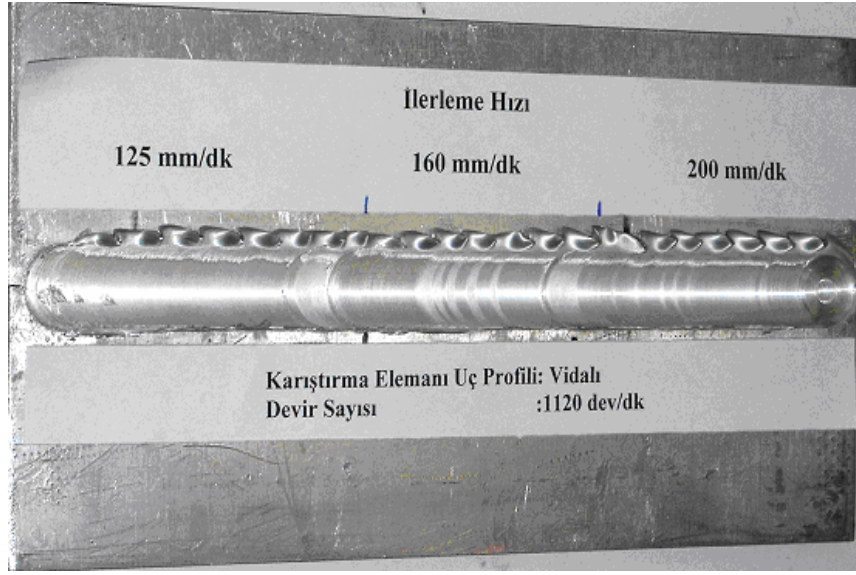


Şekil 7.10 S1 nolu numuneye ait çekme testi sonrası kırık yüzey SEM fotoğrafı.

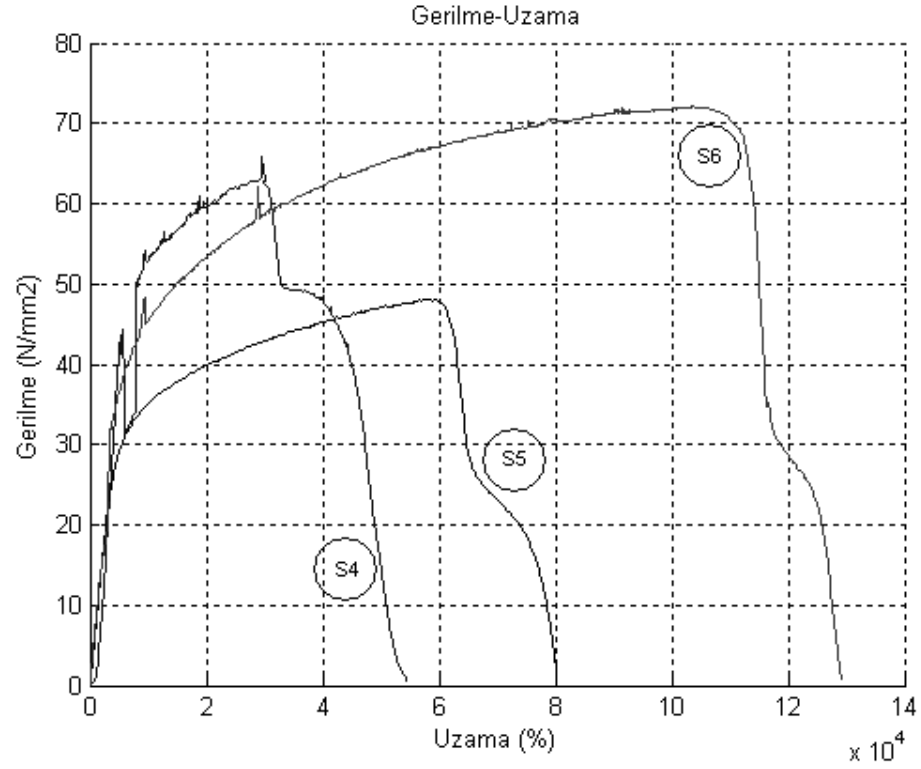


Şekil 7.11 S3 nolu numuneye ait çekme testi sonrası kırık yüzey SEM fotoğrafı.

a)



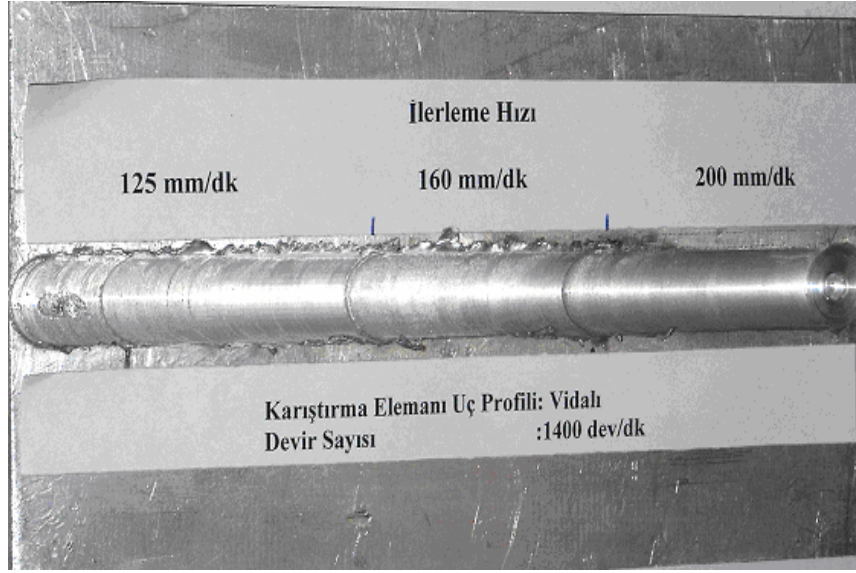
b)



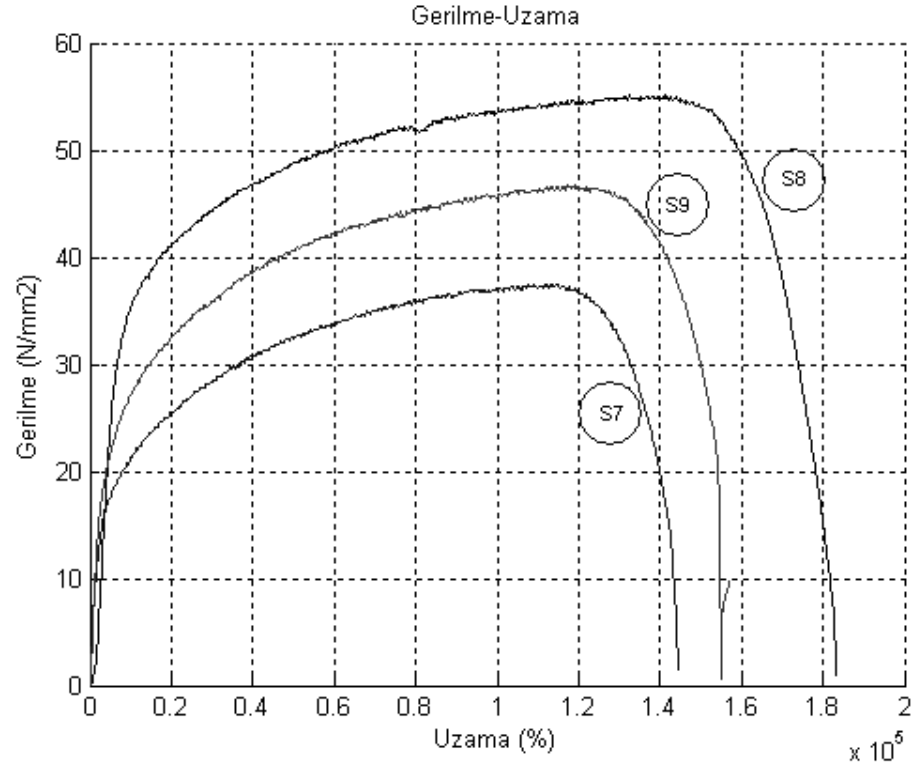
Şekil 7.12 a) S4, S5 ve S6 numunelere ait kaynak sonrası makro resim.

b) S4, S5 ve S6 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-gerçek uzama eğrileri.

a)



b)



Şekil 7.13 a) S7, S8 ve S9 numunelere ait kaynak sonrası makro resim.

b) S7, S8 ve S9 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-gerçek uzama eğrileri.

Üçgen profilli karıştırıcı uç kullanılarak birleştirilen S10, S11 ve S12 nolu kaynaklı bağlantılara ait gerçek gerilme-gerçek uzama eğrileri ve kaynak yüzey resimleri Şekil 7.14 de verilmiştir. Karıştırıcı uç profili değiştirilerek 900 dev/dak sabit devir sayısı ve üç farklı ilerleme hızı kullanılarak birleştirilen S10, S11 ve S12 nolu numunelerin çekme eğrileri incelendiğinde, artan ilerleme hızına bağlı olarak maksimum çekme gerilmesinde artış olduğu açıktır. Üçgen profilli karıştırıcı uç ile yapılan kaynaklı bağlantılarda ulaşılan maksimum çekme gerilmesinin vida profilli karıştırıcı uç kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılardan daha yüksek olduğu görülmektedir. SKK yönteminde ITAB'ın boyu ve şekli, karıştırıcı elemanın uç geometrisine bağlıdır (Olga,2002; Liu,1997). Literatürde karıştırıcı uç profilinin kaynaklı bağlantının mekanik davranışları üzerine önemli bir etkiye sahip olduğu belirtilmektedir (Rhodes,1997). Vida profilli karıştırıcı uç kullanarak yapılan kaynaklı bağlantılarda, malzeme ile temas eden yüzey alanı üçgen profilli karıştırıcı ucun temas yüzeyinden fazla olması ısı girdisini artırmaktadır. Ayrıca, yüksek ısı girdisi sonucu birleşme havuzundaki malzemenin viskozitesi artmakta ve bunun sonucu olarak karıştırma havuzundaki malzemenin şiddetli bir ekstrüzyonla geriye doğru sıvanmaktadır. Bu şiddetli ekstrüzyon, hem tane küçülmesine ve hem de pekleşmeye yol açar. Birleşme bölgesinde meydana gelen tane küçülme ve pekleşmenin, bağlantının mekanik davranışlarını olumsuz etkilediği bilinmektedir. Üçgen profilli uç kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılarda birleştirme mekanizması vidalı karıştırıcı uç kullanarak yapılan birleştirmelerden farklıdır. Üçgen profilli uç kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılarda, karıştırma söz konusu değildir. Uç; ilerleme hızına bağlı miktarda önünde bulunan malzemeyi geriye doğru ekstrüze ederek ilerler. Kaynaklı bağlantıların birleşme hattına dik doğrultuda çıkarılan çekme numunelerinde görülen maksimum çekme gerilmesine üçgen profilli karıştırıcı uç kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılarda görülmesine rağmen, birleşme hattı üzerinde çıkarılan çekme numunelerinde en yüksek çekme gerilmesi, vidalı karıştırıcı uç kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılarda elde edildi. Bu durum, üçgen profilli uç kullanılarak yapılan kaynaklarda, bir karışmanın olmayışı nedeniyle, ucun önündeki malzemeyi bant şeklinde geriye doğru arka yüzeye sıvayarak ilerlemesi sonucu olduğu düşünülmektedir. Bu nedenle, bantlar arasındaki zayıf bağ, birleşme hattına paralel yüklere karşı kaynaklı bağlantının mukavemetinin düşmesine sebep olmaktadır.

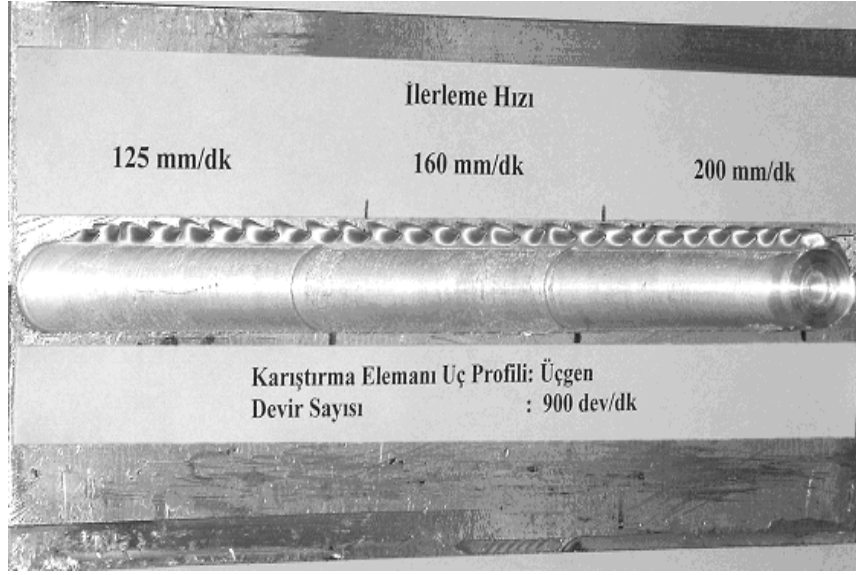
Devir sayısı artırılarak birleştirilen S13, S14 S15, S16, S17 ve S18 nolu kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-gerçek uzama eğrileri sırasıyla Şekil 7.15 ve Şekil 7.16'da verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantıların yüzey fotoğrafları incelendiğinde, artan ilerleme hızına bağlı olarak ondüleler arasındaki mesafenin azaldığı görülmektedir. Düşük ilerleme hızlarında birleştirilen kaynaklı numunelerde yüksek ısı girdisi kaynak havuzundaki malzemenin viskozitesini artırarak ekstrüzyonun şiddetini artırması sonucu tane küçülmesi meydana

gelmiştir. Buna bağlı olarak bu numunelerde yarı gevrek kırılma davranışı gözlenmiştir. Kaynaklı bağlantılara uygulanan çekme testi sonrası S15, S12 ve S16 nolu numuneler hariç diğer bütün kaynaklı numunelerin bağlantı bölgesinde kırıldıkları gözlenmiştir (Şekil 17).

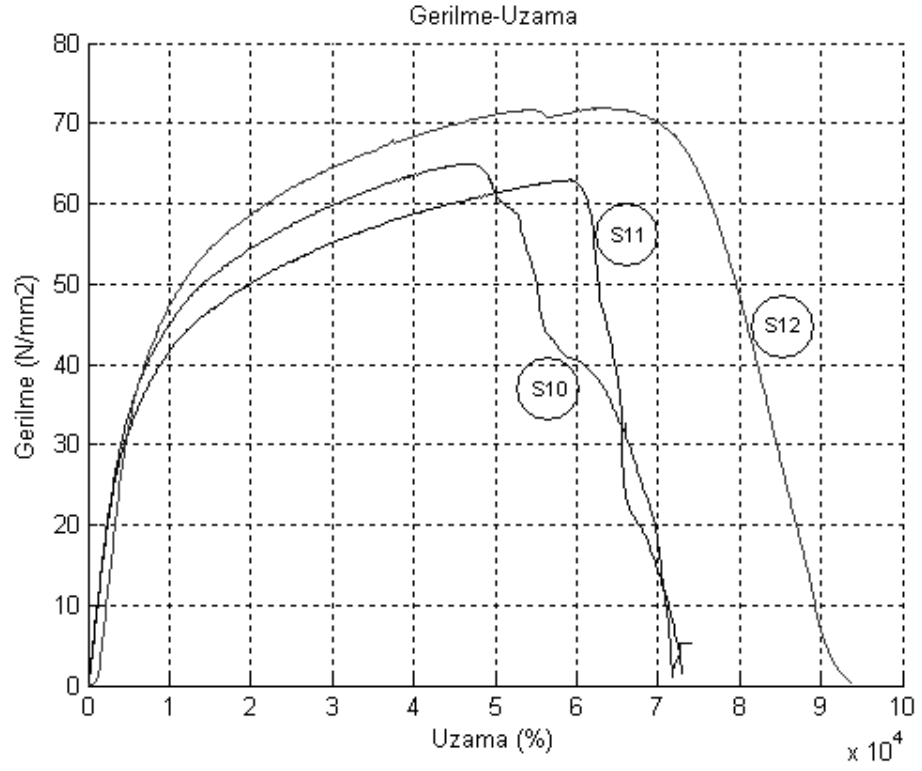
İlerleme hızı 125 mm/dak sabit iken, karıştırıcı uç devir sayısının 900 dev/dak.'dan 1120 ve 1400 dev/dak'ya yükseltilmesi; malzemeye ısı girdisini artırdığı için % uzama miktarının artan devir sayısına bağlı olarak düştüğü görülmektedir. Ayrıca artan devir sayısına paralel olarak ilerleme hızındaki artış, devir başına geriye doğru taşınan malzeme miktarını artırdığından % uzama miktarında artış gözlenmektedir.

Üç farklı devir sayısı (900, 1120 ve 1400 dev/dak), üç farklı ilerleme hızı (125, 160, 200 mm/dak) ve iki farklı profile sahip karıştırıcı uç kullanılarak yapılan sürtünme karıştırma kaynaklı bağlantıların makro yüzey fotoğrafları ve gerçek gerilme-gerçek uzama eğrileri kendi aralarında kıyaslandığında, devir sayısının önemli bir etkisi gözlenmezken, ilerleme sayısı ve karıştırma elemanı uç profilinin kaynaklı bağlantıların mukavemeti üzerinde önemli bir etkiye sahip oldukları gözlenmiştir.

a)



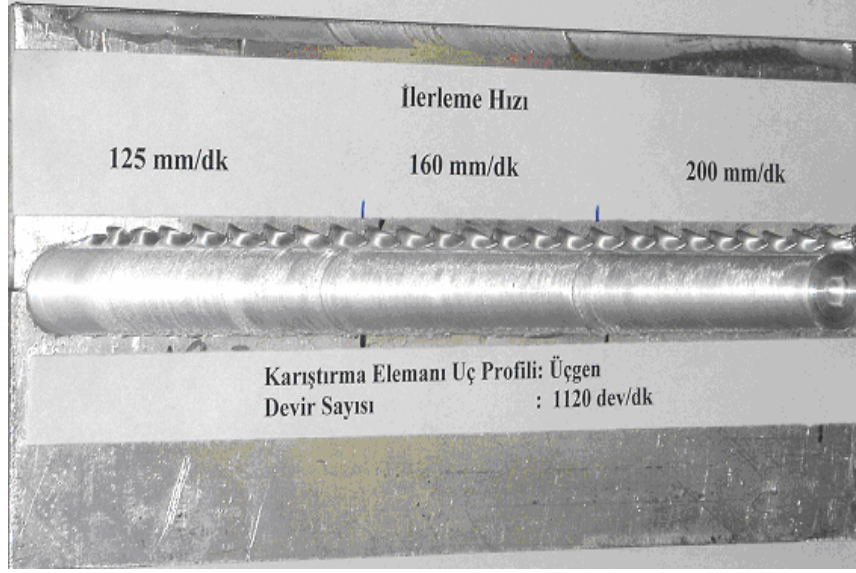
b)



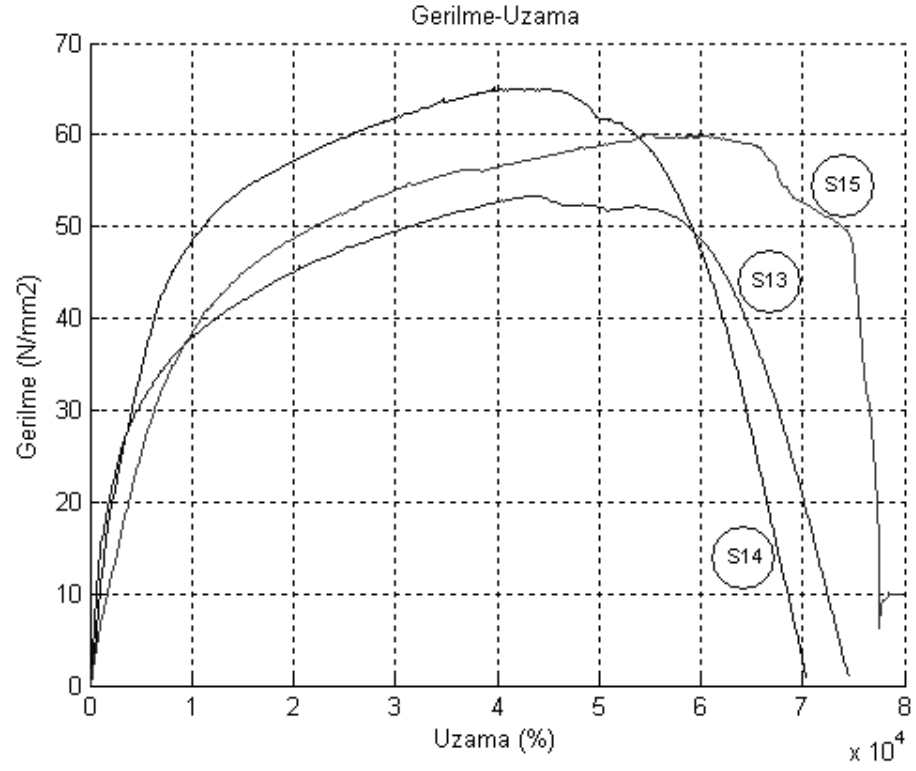
Şekil 7.14 a) S10, S11 ve S12 numunelere ait kaynak sonrası makro resim.

b) S10, S11 ve S12 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-gerçek uzama eğrileri.

a)



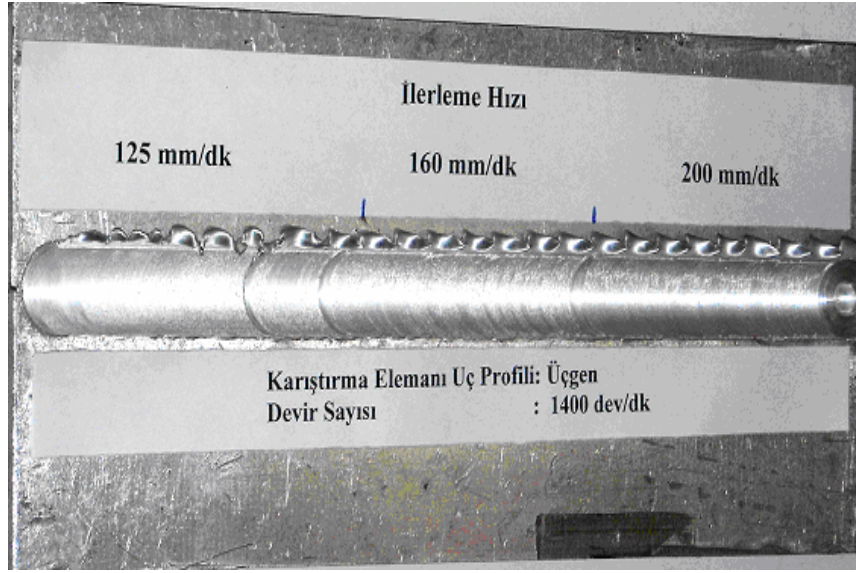
b)



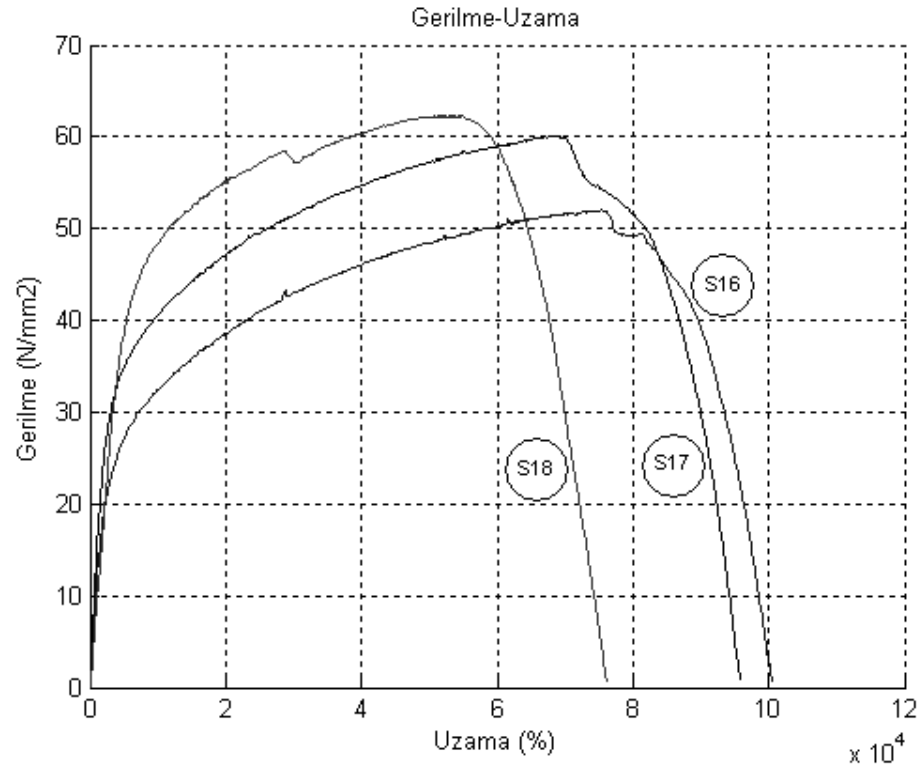
Şekil 7.15 a) S13, S14 ve S15 numunelere ait kaynak sonrası makro resim.

b) S13, S14 ve S15 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-gerçek uzama eğrileri.

a)

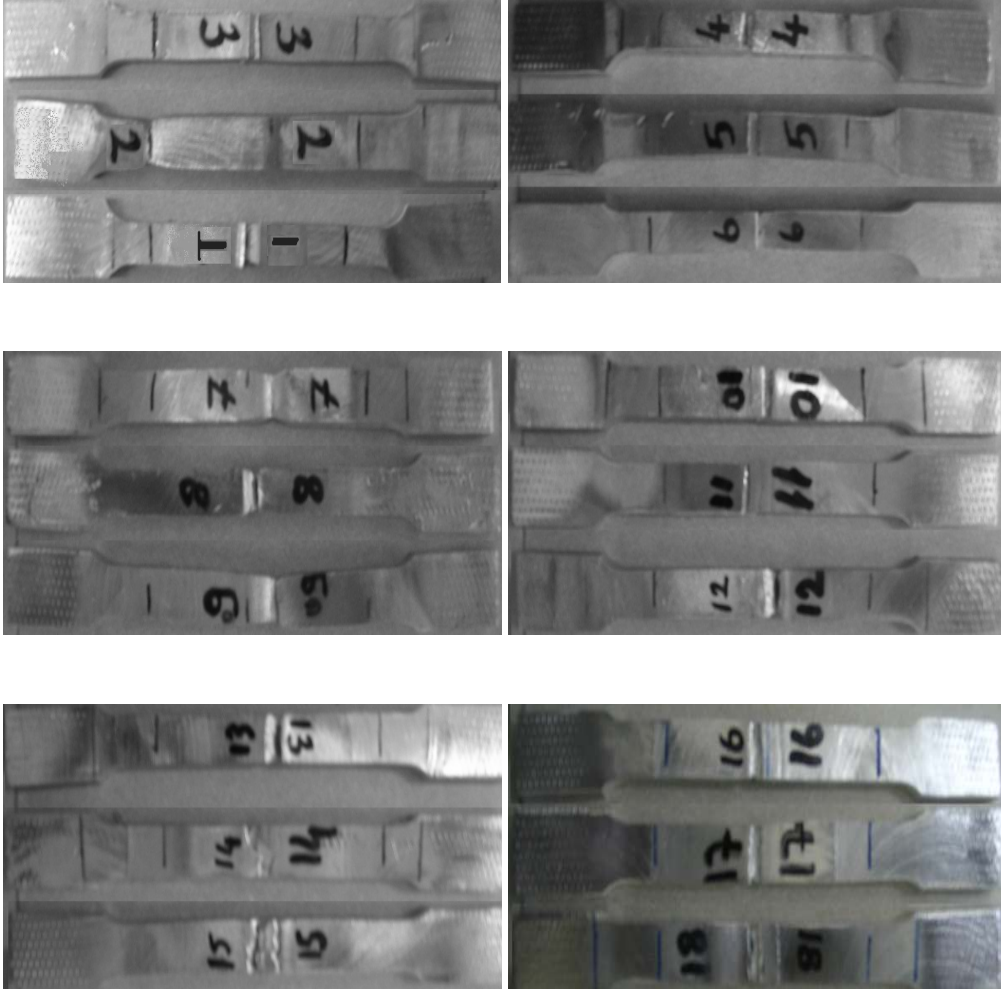


b)



Şekil 7.16 a) S16, S17 ve S18 numunelere ait kaynak sonrası makro resim.

b) S16, S17 ve S18 kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-gerçek uzama eğrileri.



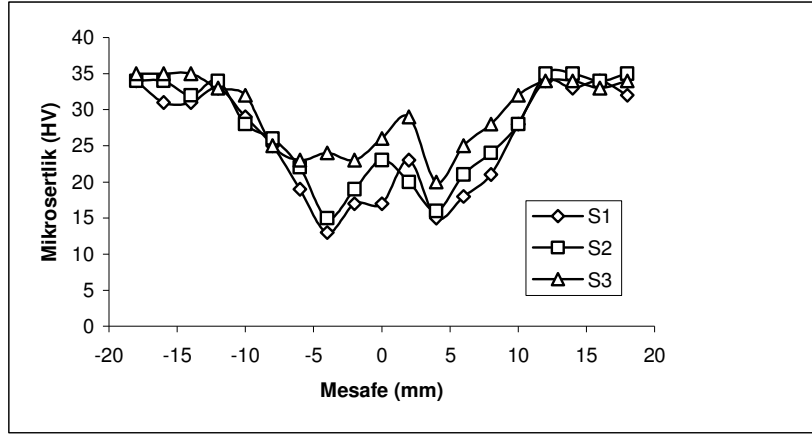
Şekil 7.17 Çekme testi sonucu kaynaklı bağlantıların kırılma noktasını gösteren makro resimler

7.3 Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları ve İrdelenmesi

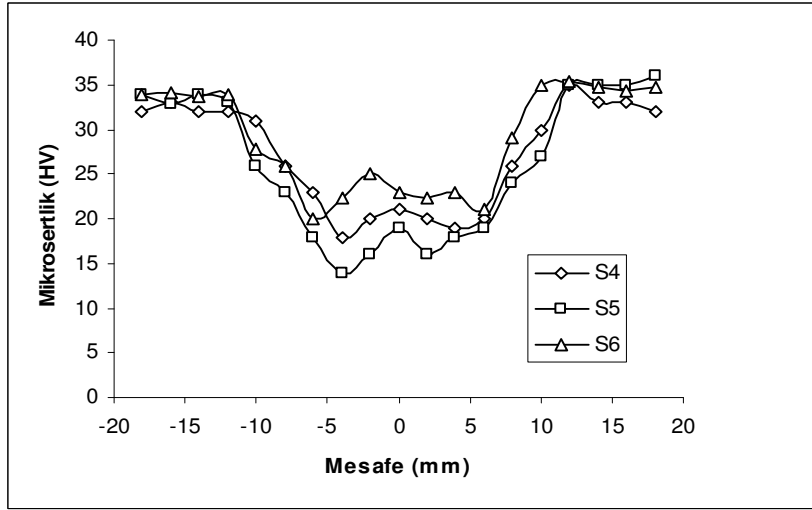
Farklı devir sayısı, ilerleme hızı ve karıştırıcı uç profili kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantıların birleşme merkezinden ana metale doğru yapılan mikrosertlik ölçüm sonuçları sırasıyla Şekil 18 – 23’de verilmiştir. Sertlik eğrilerin tamamına bakıldığında, literatüre uygun olarak dört farklı bölgede sertlik dağılımının değiştiği görülmektedir. Bunlar, A: Dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge, B: Termodinamik olarak yeniden kristalleşen bölge, C: Isı tesiri altında kalan bölge, D: Esas metali göstermektedir. Sabit devir (900 dev/dak) ve farklı ilerleme hızları (125, 180 ve 200 mm/dak) kullanılarak birleştirilen S1,S2 ve S3 numunelere ait sertlik profili incelendiğinde, her üç numunede sertliğin kaynak metalinden, ana metale doğru arttığı görülmektedir. Kaynak merkezinden toparlanma bölgesine (termodinamik olarak yeniden kristalleşen bölge) doğru sertlikte küçük bir düşüş gözlenirken, toparlanma bölgesinde sertliğin ana malzemeye doğru arttığı görülmüştür. Kaynak merkezinden ana malzemeye doğru 12 mm’den sonra ana malzemenin sertliğinde herhangi bir değişiklik görülmemektedir. Bu durum, ısının karıştırıcı omuz bölgesinin dışında malzeme özelliklerini değiştirebilecek seviyede olmadığını göstermektedir. Kaynak merkezinden yaklaşık 4 mm’lik bölge dinamik olarak yeniden kristalleşen bölgedir. Bu bölge deformasyonun en şiddetli olduğu bölge olduğundan, artan ilerleme miktarına bağlı olarak bu bölgedeki sertlikte düşüş gözlenmektedir. Kaynak bölgesinde 20 mm genişliğindeki alan toparlanma bölgesidir. Yani karıştırıcı uç omzunun malzemeye temas durumunda olan ve ısı girdisinin sağlandığı bölgedir. Bu nedenle, ısının tesiri altında kalan bölgede sertlik ana malzemedan dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge düşüş eğiliminde olduğu görülmektedir.

Bütün kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde elde edilen sertlik eğrileri, benzerlik göstermektedir. Vida profilili karıştırıcı uç kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde elde edilen sertlik değerleri önemli bir farklılık göstermemekle beraber en yüksek sertlik değeri, 900 dev/dak. ve 200 mm/dak. kaynak hızında yapılan S3 nolu numunenin, 1120 dev/dak. ve 200 mm/dak. kaynak hızında yapılan S6 nolu numunenin, 1400 dev/dak. ve 200 mm/dak. kaynak hızında yapılan S9 nolu numunenin birleşme bölgesinde elde edilmiştir. Burada da görüldüğü gibi yüksek devir ve yüksek kaynak hızlarında yapılan kaynaklı birleştirmelerin kaynak metalinin sertliğinde artış kaydedilmiştir. Bunun nedeni, yüksek devirde, birim zamanda malzemeye giren ısı miktarının fazla olmasından dolayı kaynak metalinde ulaşılan sıcaklık derecesini artıracak ve bunun sonucu olarak karışma bölgesindeki malzemenin viskozitesinin artması ile şiddetli ekstrüzyon sonucu ortaya çıkan tane küçülmesi ve pekleşmenin sertlik değerini artırdığı düşünülmektedir. Üçgen profilili karıştırıcı uç kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde elde edilen sertlik profillerinden

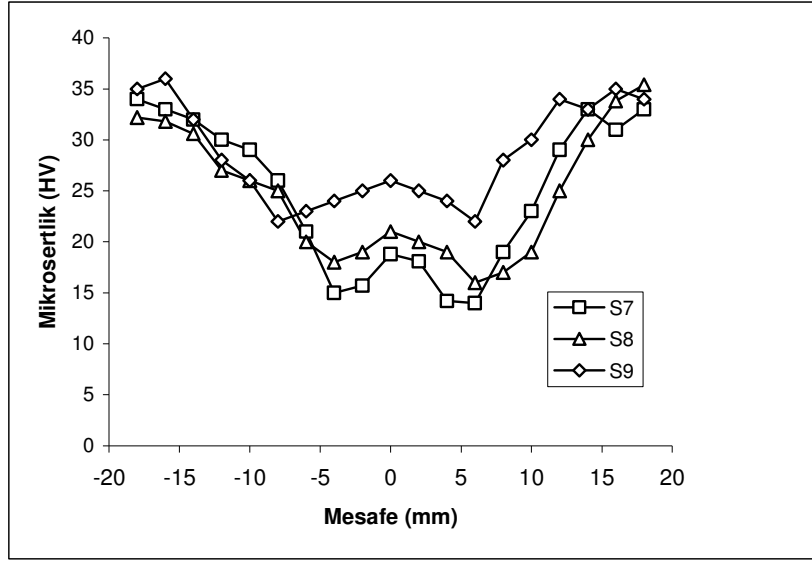
de açıkça görüldüğü gibi (Şekil 7.21) temelde önemli bir farklılık görülmemektedir. Ancak, üçgen profilli uç kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılarda elde edilen sertlik eğrileri vida profilli uç kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde elde edilen sertlik eğrileri ile kıyaslandığında, karışma bölgesinde ulaşılan sertlik değerlerinde önemli farklılıklar görülmektedir. Bu durum, iki ucun karıştırma mekanizmalarındaki farktan kaynaklanmaktadır. Üçgen profilli uç kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılarda birleştirme mekanizması vidalı karıştırıcı uç kullanarak yapılan birleştirmelerden farklıdır. Üçgen profilli uç kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılarda, karıştırma söz konusu değildir. Uç önündeki malzemeyi, ilerleme hızına bağlı miktarda malzemeyi geriye doğru ekstrüze ederek ilerler. Oysa ki vidalı uç kullanarak yapılan kaynaklı bağlantılarda, uç önündeki malzemeyi vida olukları yardımıyla birbirine karıştırarak geriye doğru ekstrüze eder. Bu nedenle üçgen profilli uç kullanarak yapılan kaynaklı bağlantılarda, birleşme bölgesinde ulaşılan sıcaklı derecesi üçgen profilli uç kullanarak yapılan kaynaklı bağlantılardan daha yüksek olacaktır. Üçgen profilli uç kullanarak yapılan bağlantılarda, uç önündeki malzemeyi ilerleme hızına bağlı olarak tabaka şeklinde geriye doğru ekstrüze ettiği için yapısal bozunum az olacaktır ve bunu sonucu olarak bu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde elde edilen sertlik değerleri ana malzemeye yakın değerler sergilediği elde edilen sertlik profillerinden açıkça görülmektedir. Ancak, üçgen profilli uç kullanarak yapılan kaynaklı bağlantıların kaynak yüzeyinden alınan sertlik ölçüm sonuçlarından yola çıkarak elde edilen sertlik dağılım profili testere ağzı şeklinde olduğu görülmüştür. Bu sertlik farkı, üst üste sıvanan tabakalar arası boşluklardan kaynaklandığı düşünülmektedir.



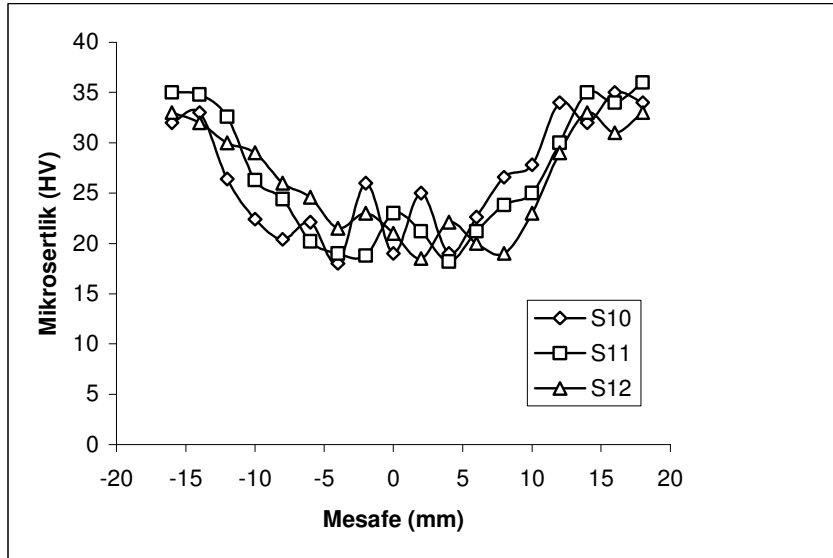
Şekil 7.18 S1, S2 ve S3 nolu numunelerin mikrosertlik grafikleri



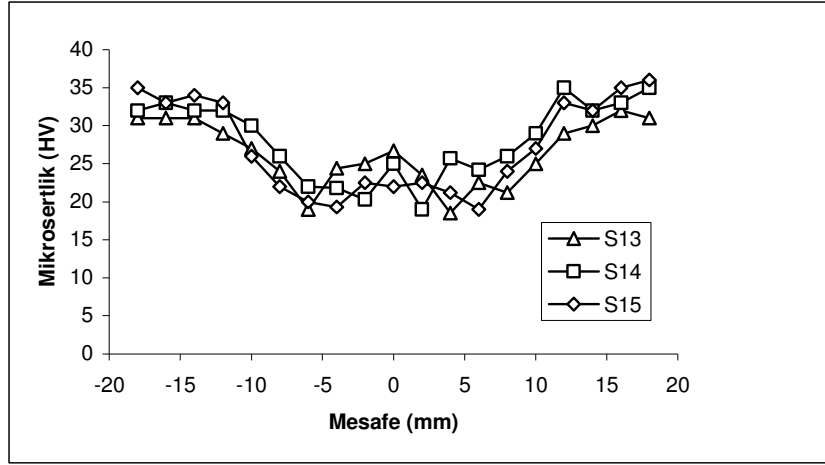
Şekil 7.19 S4, S5 ve S6 nolu numunelerin mikrosertlik grafikleri



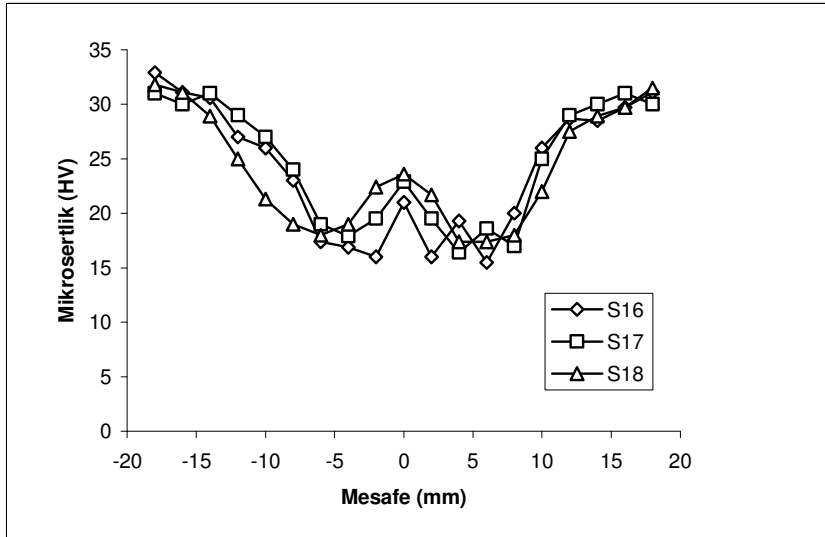
Şekil 7.20 S7, S8 ve S9 nolu numunelerin mikrosertlik grafikleri



Şekil 7.21 S10, S11 ve S12 nolu numunelerin mikrosertlik grafikleri



Şekil 7.22 S13, S14 ve S15 nolu numunelerin mikrosertlik grafikleri



Şekil 7.23 S16, S17 ve S18 nolu numunelerin mikrosertlik grafikleri

GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, ticari saflıkta ETİAL 3 alüminyum plakalar farklı devir ve kaynak hızlarında alın alına sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile tek taraflı birleştirilerek, kaynaklı bağlantılarda işlem parametrelerinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine olan etkileri aşağıdaki şekilde sıralanmıştır.

1) 6 mm kalınlığındaki standart ETİAL 3 alüminyum levhalar farklı geometriye sahip (vida ve üçgen) iki karıştırıcı uç kullanılarak alın alına tek taraftan başarılı bir şekilde sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Kaynaklı bağlantıların, kaynak dikişi görüntüsünün diğer kaynak yöntemlerine göre çok daha düzgün olduğu ve birleşme yüzeyinde kalıntı, boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmüştür. Kaynaklı bağlantıların birleşme arayüzeyinden alınan mikroyapı fotoğraflarının tamamına bakıldığında, literatüre uygun olarak dört farklı bölgenin varlığı görülmektedir. Bunlar; A: Ana malzeme, B: Isıdan etkilenen bölge, C: Termomekanik etkilenen bölge, D: Dinamik olarak yeniden kristalleşen bölgeyi göstermektedir. Dinamik olarak yeniden kristalleşen bölgede mikroyapı, ısının tesiri ile viskoz hale gelen malzeme vida yardımı ile geriye doğru ekstrüze edildiğinde bir girdabın görüntüsünü andırmaktadır. Birleşme hattına dik doğrultuda yapılan mikroyapı analiz sonuçlarından, iki plakadan alınan malzeme birleşme hattında karıştırılarak dinamik olarak geriye doğru ekstrüze edilmesi sonucu oluşan bölge ile hemen onun bitişiğinde termodinamik olarak yeniden kristalleşen bölge arasında ikizleme bantlarının varlığı açıkça görülmektedir. Bu ikizleme bantları, bazı numunelerde iki bölge sınırında görülebildiği gibi bazı numunelerde ise dinamik olarak yeniden kristalleşen bölgenin içerisinde ortaya çıktığı görülmektedir.

2) Vida profilli karıştırıcı uç kullanarak, üç farklı devir sayısı (900, 1120 ve 1400 dev/dak ve üç farklı ilerleme hızında (125, 160, 200 mm/dak) yapılan kaynaklı bağlantılara uygulanan çekme test sonuçlarından elde edilen gerçek gerilme-gerçek uzama eğrilerinden, devir sayısının önemli bir etkisi gözlenmezken, ilerleme sayısı ve karıştırma elemanı uç profilinin kaynaklı bağlantıların mukavemeti üzerinde önemli bir etkiye sahip oldukları gözlenmiştir. İlerleme hızı artırılarak birleştirilen kaynaklı numunelere ait gerçek gerilme-gerçek uzama eğrileri incelendiğinde, artan ilerleme hızına bağlı olarak ondüleler arasındaki mesafenin arttığı görülmektedir. Düşük ilerleme hızlarında birleştirilen kaynaklı numunelerde yüksek ısı girdisi kaynak havuzundaki malzemenin viskozitesini artırarak ekstrüzyonun şiddetini artırması sonucu tane küçülmesi meydana gelmiştir. Buna bağlı olarak bu numunelerde yarı gevrek kırılma davranışı gözlenmiştir. Kaynaklı bağlantılara uygulanan çekme testi sonrası, S12, S15 ve S16 nolu numuneler hariç diğer bütün kaynaklı numunelerin bağlantı bölgesinde kırıldıkları gözlenmiştir. Kaynaklı bağlantıların birleşme hattına dik doğrultuda çıkarılan çekme numunelerinde, maksimum çekme gerilmesi, üçgen profilli karıştırıcı uç kullanılarak yapılan

kaynaklı bağlantılarda ulaşılmasına rağmen, birleşme hattı üzerinde çıkarılan çekme numunelerinde en yüksek çekme gerilmesi, vidalı karıştırıcı uç kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılarda elde edildi. Bu durum, üçgen profilli uç kullanılarak yapılan kaynaklarda, bir karışmanın olmayışı, ucun önündeki malzemeyi bant şeklinde geriye doğru arka yüzeye sıvayarak ilerlemesi sonucu olduğu düşünülmektedir. Bu nedenle, bantlar arasındaki zayıf bağ, birleşme hattına paralel yüklere karşı kaynaklı bağlantının mukavemetinin düşmesine sebep olmaktadır.

3) Kaynaklı bağlantıların birleşme hattına dik doğrultuda yapılan sertlik taraması sonucu elde edilen sertlik profillerinden, bütün kaynaklı numunelerde esas malzemeden kaynak metaline doğru gidildikçe sertlik değerinde düşüş gözlenmektedir. Yüksek devir ve düşük kaynak hızlarında yapılan kaynaklı bağlantılarda kaynak bölgesindeki sertlik düşüşü, yüksek kaynak hızlarında yapılan kaynaklı bağlantıların kaynak bölgesinde elde edilen sertlik değerinden daha fazladır. Bu durum, ilerleme hızındaki artış ile ilişkili olduğu, artan ilerleme hızına bağlı olarak devir başına taşınan ve geriye doğru ekstrüze edilen malzeme miktarını artıracaktır. Vida olukları yardımı ile karıştırılıp geriye doğru ekstrüze edilen malzeme miktarındaki artış, şiddetli ekstrüzyona yol açar. Bunun sonucu olarak, kaynaklı bağlantının mekanik davranışlarını olumsuz etkileyecek olan tane küçülmesi ve pekleşmenin bu bölgedeki sertlik eğiminin küçülmesine sebep olduğu düşünülmektedir. Vida profilli karıştırıcı uç kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde elde edilen sertlik değerleri önemli bir farklılık göstermemekle beraber en yüksek sertlik değeri, 900 dev/dak. ve 200 mm/dak. kaynak hızında yapılan S3 nolu numunenin, 1120 dev/dak. ve 200 mm/dak. kaynak hızında yapılan S6 nolu numunenin, 1400 dev/dak. ve 200 mm/dak. kaynak hızında yapılan S9 nolu numunenin birleşme bölgesinde elde edilmiştir. Burada da görüldüğü gibi yüksek devir ve yüksek kaynak hızlarında yapılan kaynaklı birleştirmelerin kaynak metalinin sertliğinde artış kaydedilmiştir. Bunun nedeni, yüksek devirde, birim zamanda malzemeye giren ısı miktarının fazla olmasından dolayı kaynak metalinde ulaşılan sıcaklık derecesini artıracığı ve bunun sonucu olarak karışma bölgesindeki malzemenin viskozitesinin artması ile şiddetli ekstrüzyon sonucu ortaya çıkan tane küçülmesi ve pekleşmenin sertlik değerini artırdığı düşünülmektedir.

KAYNAKLAR

1. Aca metal, 2006, Alüminyum, Aca Metal San.ve Tic.Ltd.Şti internet sitesi (www.acametal.com.tr/aluminyum_islem.htm)
2. Anık, S., 1960, Alüminyum ve Alaşımlarının Kaynağı, İTÜ Makine Fakültesi, İstanbul.
3. Benavides, S., Li, Y., Murr, L.E., Brown, D., McClure, J.C., 1999, Low-temperature friction-stir welding of 2024 aluminum, Scripta Materialia, 41, No: 8, 809-815.
4. Boz, M., Kurt, A., 2003, The influence of stirrer geometry on bonding and mechanical properties in friction stir welding process, Materials & Design, 25, No: 4, 343-347.
5. Çam, G., 2002, Sürtünme karıştırma kaynağı ve uygulamaları, 9. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, 450-458.
6. Dennis, W.H., Çeviren: Tulgar, H.E., 1987, Demirden Gayrı Metaller Metalurjisi, İstanbul.
7. Ersümer, A., 1960, Alüminyum Alaşımlarının Isıl ve Mekanik Ölemleri, İTÜ Makine Fakültesi, İstanbul.
8. Kim, Y.G., Fujii, H., Tsumara, T., Komazaki, T., Nakata, K., 2005, Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy, Materials Science and Engineering: A, 415, No: 1-2, 250-254.
9. Kurt, A., Boz, M., Özdemir, M., 2004, Sürtünme karıştırma kaynağında kaynak hızının birleşebilirliğe etkisi, Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der., 19, 2, 191-197.
10. Lee, W.B., Jung, S.B., 2003, The joint properties of copper by friction stir welding, Materials Letters, 58, No: 6, 1041-1046.
11. Lee, W.B., Lee, C.Y., Chang, W.S.,Yeon,Y.M., Jung, S.B., 2005, Microstructural investigation of friction stir welded pure titanium, Materials Letters, 59, No: 26, 3315-3318.

12. Li, Y., Murr, L.E., McClure, J.C., 1999, Flow visualization and residual microstructures associated with the friction-stir welding of 2024 aluminum to 6061 aluminum, *Materials Science and Engineering A*, 271, No: 1-2, 213-223.
13. Oğuz, B., 1990, *Demirdışı Metallerin Kaynağı Metalurji-Uygulama*, Oerlikon Yayınları, İstanbul.
14. Ouyang, J., Yarrapareddy, E., Kovacevic, R., 2005, Microstructural evolution in the friction stir welded 6061 aluminum alloy (T6-temper condition) to copper, *Journal of Materials Processing Technology*, 172, No: 1, 110-122.
15. Özdemir, M., 2003, Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile alüminyum alaşımlarının kaynaklanabilirliği, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
16. Özdemir, N., Taşkın, M., 2004, Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile birleştirilmiş AA 7075 alüminyum alaşımının mikroyapı ve mekanik özelliklerinin araştırılması, 10. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, 966-971.
17. Özsoy, M., Kaluç, E., 2002, Sürtünme eleman ile birleştirme kaynağının esasları, *Mühendis ve Makine Dergisi*, 43, 513, 19-26.
18. Park, H.S., Kimura, T., Murakami, T., Nagano, Y., Nakata, K., Ushio, M., 2003, Microstructures and mechanical properties of friction stir welds of 60% Cu-40% Zn copper alloy, *Materials Science and Engineering A*, 371, No: 1-2, 160-169.
19. Reynolds, A.P., Tang, W., Gnaupel-Herold, T., Prask, H., 2003, Structure, properties, and residual stress of 304L stainless steel friction stir welds, *Scripta Materialia*, 48, No: 9, 1289-1294.
20. Salem, H.G., Reynolds, A.P., Lyons, J.S., 2001, Microstructure and retention of superplasticity of friction stir welded superplastic 2095 sheet, *Scripta Materialia*, 46, No: 5, 337-342.

21. Sato, Y.S., Nelson, T.W., Sterling, C.J., Steel, R.J., Pettersson, C.O., 2005, Microstructure and mechanical properties of friction stir welded SAF 2507 super duplex stainless steel, *Materials Science and Engineering A*, 397, No: 1-2, 376-384
22. Su, J.Q., Nelson, T.W., Mishra, R., Mahoney, M., 2002, Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium, *Acta Materialia*, 51, No: 3, 713-729.
23. Şık, A., Kayabaş, Ö., 2003, Sürtünme karıştırma kaynağı ile yapılan alüminyum kaynağında kaynak bölgesinin mekanik özelliklerinin incelenmesi, *Gazi Üniversitesi Endüstriyel Sanatlar Eğitim Fakültesi Dergisi*, Y.11, S.12, s.30-43.
24. Taban, E., Kaluç, E., 2005, EN AW-5083-H321 alüminyum alaşımının MIG, TIG ve sürtünme karıştırma kaynaklı (FSW) bağlantılarının mekanik ve mikroyapısal özellikleri, *Mühendis ve Makine Dergisi*, 46, 541, 40- 51.
25. TWI, 2000, The Welding Institute, TWI World Centre for Materials Joining Technology, Friction Stir Welding, internet sitesi (www.twi.co.uk)
26. Uzun, H., Done, C.D., Argagnotto, A., Ghidini, T., Gambaro, C., 2004, Friction stir welding of dissimilar Al 6013-T4 to X5CrNi18-10 stainless steel, *Materials & Design*, 26, No: 1, 41-46.
27. Wadeson, D.A., Zhou, X., Thompson, G.E., Skeldon, P., Oosterkamp, L.D., Scamans, G., 2005, Corrosion behaviour of friction stir welded AA7108 T79 aluminium alloy, *Corrosion Science*, Yayında.
28. Wert, J.A., 2003, Microstructures of friction stir weld joints between an aluminium-base metal matrix composite and a monolithic aluminium alloy, *Scripta Materialia*, 49, No: 6, 607-612.
29. Yılmaz, C., 2003, Al-Si alaşımı dökümlerde kalıp türü ve basınç değişiminin mekanik özelliklere etkilerinin araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü.

30. Zhao, Y., Lin, S., Wu, L., Qu, F., 2005, The influence of pin geometry on bonding and mechanical properties in friction stir weld 2014 Al alloy, *Materials Letters*, 59, No: 23, 2948-2952.
31. Zhou, C., Yang, X., Luan, G., 2005, Fatigue properties of friction stir welds in Al 5083 alloy, *Scripta Materialia*, 53, No: 10, 1187-1191.

ÖZGEÇMİŞ

1980 yılında Diyarbakır'ın Çermik ilçesinde doğdu. İlk ve orta öğrenimimi Çermik'te tamamladıktan sonra 1999 yılında Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü'nü kazandı. 2003 yılında bu bölümden mezun oldu. Aynı yıl Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Eğitimi Kaynak Anabilim Dalı'nda yüksek lisans öğrenimine başladı.