

**DOKUZ EYLÜL ÜNİVERSİTESİ**  
**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**KAYNAK SONRASI ISIL İŞLEMİN SÜRTÜNME**  
**KARIŞTIRMA KAYNAKLI AA6061 VE AA7075**  
**ALÜMİNYUM ALAŞIMI LEVHALARDA**  
**İÇYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE**  
**ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

**Güven İPEKOĞLU**

**Ekim, 2011**  
**İZMİR**

**KAYNAK SONRASI ISIL İŞLEMİN SÜRTÜNME  
KARIŞTIRMA KAYNAKLI AA6061 VE AA7075  
ALÜMİNYUM ALAŞIMI LEVHALARDA  
İÇYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE  
ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

**Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**

**Doktora Tezi**

**Makina Mühendisliği Bölümü, Mekanik Anabilim Dalı**

**Güven İPEKOĞLU**

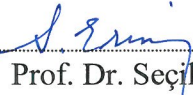
**Ekim, 2011**

**İZMİR**

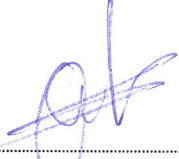
*Doktora çalışmam sürecinde yitirdiğim dedelerime...*

## DOKTORA TEZİ SINAV SONUÇ FORMU

GÜVEN İPEKOĞLU tarafından PROF. DR. SEÇİL ERİM yönetiminde hazırlanan “KAYNAK SONRASI ISIL İŞLEMİN SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAKLI AA6061 VE AA7075 ALÜMİNYUM ALAŞIMI LEVHALARDA İÇYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ” başlıklı tez tarafımızdan okunmuş, kapsamı ve niteliği açısından bir doktora tezi olarak kabul edilmiştir.

  
Prof. Dr. Seçil ERİM

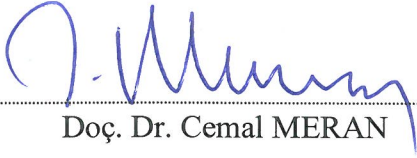
Yönetici

  
Prof. Dr. Onur SAYMAN

Tez İzleme Komitesi Üyesi

  
Doç. Dr. Mustafa TOPARLI

Tez İzleme Komitesi Üyesi

  
Doç. Dr. Cemal MERAN

Jüri Üyesi

  
Prof. Dr. Gürel ÇAM

Jüri Üyesi

  
Prof. Dr. Ramazan KARAKUZU

Jüri Üyesi

  
Doç. Dr. M. Evren TOYGAR

Jüri Üyesi

  
Prof. Dr. Mustafa SABUNCU

Müdür

Fen Bilimleri Enstitüsü

## TEŞEKKÜR

İlk olarak, çalışmamın tüm aşamalarında beni destekleyen ve ışık tutan, pozitif eleştirilerini esirgemeyen, bilgi ve birikimlerinin yanı sıra insani yönleri ile de gelecekteki yaşantımda bana örnek teşkil edecek değerli danışman hocalarım Prof. Dr. Seçil Erim ve Prof. Dr. Gürel Çam'a şükranlarımı sunarım.

Ayrıca, tez izleme toplantılarında değerli yorum ve önerilerini, deneysel çalışmaların gerçekleştirilmesi aşamasında yardımlarını esirgemeyen Prof. Dr. Onur Sayman ve Doç. Dr. Mustafa Toparlı'ya teşekkür ederim.

Çalışmanın yürütülmesine, 2007.KB.FEN.52 no'lu proje ile katkı sağlayan Dokuz Eylül Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi'ne ve proje yürütücüsü Doç. Dr. Binnur Gören Kırıl'a da teşekkürü bir borç bilirim.

Kaynak işlemlerinin gerçekleştirilmesi sürecinde, laboratuvar imkanlarından yararlanabilmem konusunda yardımları için Prof. Dr. Hira Karagülle'ye ve işlemlerinin gerçekleştirilmesindeki yardımlarından ötürü Arş. Gör. Dr. Murat Akdağ ile Volkan Özen'e teşekkür ederim.

Kaynak sonrasında gerçekleştirilen ısıl işlemlerin yapılmasında yardımlarını esirgemeyen Batı Isıl İşlem San. ve Tic. A.Ş. İşletme Müdürü Ali İlker Seymen ve Kalite Müdürü Elif Kınalı ile işletme çalışanlarına teşekkürlerimi sunarım.

Gerekli testlerin yapılması sırasında laboratuvar imkanlarından yararlanmamı sağlayan Prof. Dr. Süleyman Karadeniz ve Prof. Dr. Ramazan Karakuzu'ya teşekkür ederim. İçyapı incelemelerinin gerçekleştirilmesinde yardım eden Arş. Gör. G. Mehmet Gencer, Arş. Gör. Mustafa Erol, Arş. Gör. M. Faruk Ebeoğlugil ve Kimya Teknikeri Dalyan Özkan'a teşekkür ederim. Çekme deneylerinin yapılmasında yardımlarını ve vaktini esirgemeyen Arş. Gör. Dr. Yusuf Arman'a teşekkürlerimi sunarım.

Çalışmamın tüm aşamalarındaki yardımları ve motivasyonumu yitirdiğim anlarda vermiş oldukları desteklerinden ötürü Arş. Gör. H. Tarık Serindağ, Arş. Gör. Serkan Güler ve Arş. Gör. Umut Deniz'e; tez yazımı aşamasında yardımcı olan Arş. Gör. Neslehan Avcu'ya teşekkür ederim.

Son olarak, eğitim öğretim hayatım boyunca maddi ve manevi desteklerini esirgemeyen aileme minnettarlığımı belirtmek isterim.

Güven İpekoğlu  
İzmir, Ekim 2011

# **KAYNAK SONRASI ISIL İŞLEMİN SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAKLI AA6061 VE AA7075 ALÜMİNYUM ALAŞIMI LEVHALARDA İÇYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

## **ÖZ**

Üstün korozyon direnci, düşük yoğunluk ve kolay şekil verilebilirlik gibi fiziksel ve mekanik özellikler yanında kaynak edilebilirlik, bir malzemenin yoğun bir şekilde kullanımını belirleyen önemli faktörlerin başında gelir. Metalik malzemeler arasında Al-alaşimleri, düşük yoğunluk, kolay şekil verilebilirlik ve yüksek korozyon direnci özelliklerinden ötürü, enerji tüketiminin son derece önemli olduğu taşımacılık sektöründe çok geniş bir alanda kullanılmaktadır.

Ergitme kaynak yöntemleri ile gerçekleştirilen birleştirmeleri sorunlu olan Al-alaşimleri, yeni geliştirilen ve bir katı hal kaynak yöntemi olan Sürtünme Karıştırma Kaynağı (SKK) ile ergitme kaynak yöntemlerinde karşılaşılan sorunların çoğu ile karşılaşılmaksızın birleştirilebilmektedir. Fakat yaşlandırma sertleştirmesi yapılmış Al-alaşımının kaynağında karşılaşılan kaynak bölgesindeki mukavemet kaybı ergitme kaynak yöntemlerindeki kayba nazaran daha düşük mertebelerde olsa da, SKK'da da söz konusudur. Her ne kadar bu kaynak yöntemi Al-alaşımının birleştirilmesinde ticari olarak kullanılsa da, kaynak bölgesinde mukavemet kaybının tamamen bertaraf edilmesi ya da azaltılmasına yönelik kaynak sonrası ısıl işlem gibi müdahaleler konusunda literatürde çok sınırlı sayıda çalışma mevcuttur. Dolayısıyla kaynak sonrası ısıl işlemin özellikle yaşlandırma sertleştirmesi yapılan Al-alaşımında kaynak performansına etkisi üzerine çalışmalara gereksinim bulunmaktadır.

Bu çalışmada, korozyon direnci üst seviyelerde olan AA6061 ve üstün mukavemet özellerine sahip AA7075 Al-alaşımı levhalar O-temper ve T6-temper şartlarında kendi içlerinde birleştirilmiş ve bu birleştirmeler üzerinde kaynak sonrası ısıl işlemin etkisi araştırılmıştır. Öncelikli olarak, yapılan parametrik çalışma ile alaşım türüne göre uygun parametreler ve temper şartlarının uygun kaynak

parametreleri üzerindeki etkisi belirlenmiştir. Belirlenen optimum kaynak parametreleri ile gerçekleştirilen kaynaklı bağlantılar üzerinde yapılan ısıl işlem çalışmaları neticesinde kaynak kalitesinin artırılabilirliği araştırılmış ve elde edilen sonuçlar ortaya konmuştur.

**Anahtar Sözcükler:** Alüminyum alaşımları, Sürtünme karıştırma kaynağı, Kaynak sonrası ısıl işlem, Tane rafinasyonu, Aşırı tane büyümesi.



**INVESTIGATION INTO THE EFFECT OF POST WELD HEAT  
TREATMENT ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL  
PROPERTIES OF FRICTION STIR WELDED AA6061 AND AA7075  
ALUMINIUM ALLOY PLATES**

**ABSTRACT**

Physical and mechanical properties such as excellent corrosion resistance, low density and high formability are the most important factors determining the widespread use of a structural material. Among all metallic materials Al-alloys are used in a wide range of application areas in transportation industry where fuel consumption is very vital, due to their low density, high formability, and excellent corrosion behaviour.

Al-alloys, which exhibit several difficulties in fusion welding, can be joined by newly developed solid state joining method namely friction stir welding (FSW) without any difficulties. However, the problem of loss of strength in the joint region is also encountered in FSW of precipitation-hardened Al-alloys as the case in fusion welding although the loss of strength is less pronounced. Although this joining process is currently used in joining of Al-alloys in practice there is a limited amount of work aiming at eliminating or decreasing the problem of loss of strength in the joint area including post weld heat treatment. Thus, there is certainly a need for conducting studies to determine the effect of post weld heat treatment on the joint performance of Al-alloys, particularly age-hardened grades.

In this study, similar joints are produced by FSW on two different Al-alloys plates, namely highly corrosion resistant AA6061 and high strength AA7075, in both O and T6 temper conditions and the effect of post weld heat treatment on these joints is investigated. Firstly, a parametric study is conducted to determine the optimum welding parameters for each plate and the effect of temper condition on friction stir weldability of these two Al-alloys plates. The effect of post weld heat treatment on

the weld performance of the joints produced with the predetermined optimum weld parameters is then investigated and the results obtained are discussed.

**Keywords:** Aluminium alloys, Friction stir welding, Post weld heat treatment, Grain refinement, Abnormal grain growth.

## İÇİNDEKİLER

### Sayfa

DOKTORA TEZİ SINAV SONUÇ FORMU .....	ii
TEŞEKKÜR .....	iii
ÖZ .....	v
ABSTRACT .....	vii
<b>BÖLÜM BİR - GİRİŞ.....</b>	<b>1</b>
<b>BÖLÜM İKİ – TEORİK ALTYAPI .....</b>	<b>4</b>
2.1 Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları .....	4
2.1.1 Alüminyum .....	4
2.1.2 Alüminyum Alaşımları .....	6
2.1.2.1 6XXX Serisi Alüminyum Alaşımları.....	13
2.1.2.2 7XXX Serisi Alüminyum Alaşımları.....	17
2.1.3 Alüminyum ve Alaşımlarının Üstünlükleri ve Kullanım Alanları.....	22
2.2 Alüminyum Alaşımlarının Kaynağı.....	27
2.3 Sürtünme Karıştırma Kaynağı (SKK).....	34
2.3.1 Kaynak Prosesi ve Genel Prensipler.....	35
2.3.1.1 Çift Taraflı Sürtünme Karıştırma Kaynağı (ÇSKK).....	37
2.3.1.2 Hibrit Sürtünme Karıştırma Kaynağı (HSKK).....	38
2.3.1.3 Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı (SKNK).....	39
2.3.2 Kaynak Geometrileri ve Uygulama Alanları .....	42
2.3.2.1 Kaynak Geometrileri.....	42
2.3.2.2 Uygulama Alanları.....	43
2.3.3 Kaynak Bölgesi İçyapısı .....	46
2.3.4 Kaynak Bölgesinde Malzemenin Plastik Akışı.....	48
2.3.5 Kaynak Parametreleri .....	49
2.3.6 Kaynağın Avantaj ve Dezavantajları.....	53
<b>BÖLÜM ÜÇ – LİTERATÜR TARAMASI.....</b>	<b>56</b>

<b>BÖLÜM DÖRT – MATERYAL VE METOT.....</b>	<b>82</b>
4.1 Kullanılan Malzeme.....	82
4.2 Çalışmanın Planlanması ve Yürütülmesi.....	82
4.2.1 Parametrik Çalışma (Ön Çalışma).....	85
4.2.2 Optimum Parametrelerle Kaynak İşlemi ve Kaynak Sonrası Isıl İşlem Etkisinin Belirlenmesi.....	88
<b>BÖLÜM BEŞ – ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA.....</b>	<b>92</b>
5.1 Parametrik Çalışma (Ön Çalışma).....	92
5.1.1 İçyapı Karakterizasyonu.....	92
5.1.2 Sertlik Ölçümleri.....	102
5.1.3 Çekme Deneyi Sonuçları.....	105
5.1.4 Parametrik Çalışma Sonuçları ve Malzeme Türüne Göre Optimum Kaynak Parametrelerinin Tayini.....	113
5.2 Optimum Parametrelerle Kaynak İşlemi ve Kaynak Sonrası Isıl İşlem Etkisini Belirlenme Çalışması.....	114
5.2.1 İçyapı Karakterizasyonu.....	114
5.2.1.1 Baz Malzemeler.....	114
5.2.1.2 AA6061 Al-Alaşımı Kaynaklı Levhalar.....	118
5.2.1.2.1 AA6061-O Al-Alaşımı Levhalardan Elde Edilen Kaynaklı Bağlantılar.....	118
5.2.1.2.2 AA6061-T6 Al-Alaşımı Levhalardan Elde Edilen Kaynaklı Bağlantılar.....	126
5.2.1.3 AA7075 Al-Alaşımı Kaynaklı Levhalar.....	133
5.2.1.3.1 AA7075-O Al-Alaşımı Levhalardan Elde Edilen Kaynaklı Bağlantılar.....	133
5.2.1.3.2 AA7075-T6 Al-Alaşımı Levhalardan Elde Edilen Kaynaklı Bağlantılar.....	141
5.2.2 Sertlik Ölçümleri.....	148
5.2.2.1 AA6061 Al-Alaşımı Kaynaklı Levhalar.....	148
5.2.2.2 AA7075 Al-Alaşımı Kaynaklı Levhalar.....	151

5.2.3 Çekme Deneyi Sonuçları .....	153
5.2.3.1 AA6061 Al-Alaşıımı Kaynaklı Levhalar .....	153
5.2.3.2 AA7075 Al-Alaşıımı Kaynaklı Levhalar .....	161
<b>BÖLÜM ALTI - SONUÇLAR.....</b>	<b>172</b>
<b>KAYNAKLAR.....</b>	<b>178</b>

## **BÖLÜM BİR**

### **GİRİŞ**

Bir malzemenin fiziksel ve mekanik özellikleri ve bununla beraber kolay ve iyi bir şekilde kaynak edilebilirliği, o malzemenin yoğun bir şekilde kullanımını etkileyen önemli faktörlerin başında gelir. Al-alışmaları düşük yoğunlukları ve yüksek şekillendirilebilme özelliklerinden ötürü, hafifliğin enerji tüketimi açısından son derece önemli olduğu taşımacılık sektöründe yoğun bir şekilde kullanılabilme potansiyeline sahiptir.

Kaynak yöntemleri, yaygın olarak ergitme kaynak yöntemleri ve katı hal kaynak yöntemleri olarak iki temel gruba ayrılmaktadır. Ergitme kaynak yöntemlerinde, kaynak bölgesindeki sıcaklık kaynak edilen malzemelerin ergime sıcaklıklarının üstünde bir sıcaklığa erişir ve çoğu zaman bir dolgu metali kullanılarak birleşme elde edilir. Dolayısıyla bu kaynak yöntemlerinde, kaynak edilen malzemelerin ergime ve tekrar katılaşmaları söz konusu olup bu ergime-katılaşma durumu, çatlak, porozite gibi kaynak hatalarına ve kaynak bölgesinde mukavemet kaybına sebep olabilmektedir. Al-alışmalarının bu sorunlara karşı son derece duyarlı olmasından ötürü, özellikle yaşlandırma sertleştirilmesi uygulanmış Al-alışmalarının ergitme kaynak yöntemleri ile kaynak işlemlerinde sorunlarla karşılaşmaktadır. Ayrıca, bazı durumlarda farklı malzemelerin birbiriyle birleştirilmesi gerekli olabilmektedir. Ergitme kaynak yöntemleri, başta özellikle farklı ergime derecelerine ve farklı büzülme davranışına sahip malzemeler olmak üzere, farklı malzemelerin birbiriyle kaynağında da yetersiz kalabilmektedir.

Katı hal kaynak yöntemlerinde ise, bir ergitme veya ergime durumu söz konusu değildir. Bu kaynak yöntemlerinde genel olarak, kaynak edilen malzemelerin ergime sıcaklığının altında bir sıcaklıkta ve belli bir basınç değeri altında, malzemelerin birbiri içine difüze olması sonucu birleşme elde edilir ve bu kaynak yöntemlerinde ilave bir dolgu metali gerekmediğinden kullanılmaz. Kaynak edilen malzemede ergimenin olmaması, özellikle Al-alışmalarının kaynağında katı hal kaynak yöntemlerini ergitme kaynak yöntemlerine göre avantajlı kılmaktadır.

Difüzyon kaynağı her ne kadar katı hal kaynak yöntemi olsa da, kaynak işleminin uzun sürmesi, kaynak yüzeyi hazırlamanın son derece kritik olması gibi sebeplerden ötürü yaygın bir kullanım alanına sahip değildir. Sürtünme kaynağında ise kaynak geometrisi son derece kısıtlıdır. Bunun yanında bir nevi sürtünme kaynağı olan ve İngiltere’de bulunan kaynak enstitüsü The Welding Institute (TWI) tarafından geliştirilmiş ve 1991 yılında patentlenmiş olan Sürtünme karıştırma kaynağı (Thomas ve ark., 1991, 1995; Thomas ve Nicholas, 1997), bir katı hal kaynak yöntemi olarak, görece yüksek kaynak hızı, yüzey hazırlamanın çok kritik olmaması gibi avantajları sayesinde özellikle Al-alaşımlarının kaynağında ön plana çıkmıştır. Son yıllarda bu kaynak yöntemi üzerine yoğun çalışmalar yapılmakta ve adına sempozyumlar düzenlenmektedir. 1999’da ilki düzenlenmiş olan SKK Sempozyumu sayısının günümüze gelindiğinde sekizi bulmuş olması ve dokuzuncusunun 2012 yılında düzenlenecek olması yönetime olan ilginin büyüklüğünü göstermektedir.

SKK, Al-alaşımlarının kaynağında her ne kadar iyi sonuçlar veriyor olsa da kaynak bölgesinin mukavemeti özellikle yaşlandırma sertleştirme uygulanmış Al-alaşımlarında kaynak edilen baz malzeme mukavemetinin altında kalmaktadır. Bu alaşımların kaynak bölgesinde, ergitme kaynak yöntemlerinde olduğu kadar yüksek olmasa da, bir mukavemet kaybı söz konusu olmaktadır. Ancak, gerek ergitme kaynak yöntemleri gerekse katı hal kaynak yöntemleri ile yapılan birleştirmelerde, kaynak sonrası ısıtım işlem uygulamaları ile kaynak bölgesinde meydana gelen mukavemet kaybı kısmen ya da tamamen ortadan kaldırılabilen ve kaynak kalitesi artırılabilir.

Taşımacılık sektöründe hafif olmaları ve yüksek şekillendirilebilirlik özelliklerinden ötürü yoğun bir kullanım alanı bulan Al-alaşımlarının kaynak kalitesinde sağlanabilecek bir artış, daha güvenli bağlantıların elde edilmesinin sağlanmasıyla emniyetin daha önemli olduğu yerlerde bu alaşımların kullanımını artıracaktır.

Bu çalışmada yüksek bir korozyon direncine sahip AA6061 ve yüksek bir mukavemet özelliğine sahip AA7075 Al-alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynağı

ile kendi içlerinde birleştirilebilirliği ve elde edilen birleştirmelerin ısı işlem ile kalitesinin artırılabilirliği araştırılmıştır. Alaşımların her biri tavllanmış (O) ve yaşlandırma sertleştirilmesi uygulanmış (T6) olmak üzere iki farklı ısı işlem şartında temin edilmiş olup kaynak edilebilirlik ve kaynak kalitesinin artırılabilirliğinin araştırılması her iki ısı işlem şartı için de yapılmıştır. Kaynaklar her iki alaşım ve her iki ısı işlem şartı için dörder farklı kaynak parametresinde gerçekleştirilmiş ve her bir birleştirmenin mekanik ve içyapı özellikleri tespit edilmiştir. Bu sayede, değişen kaynak parametrelerinin kaynak kalitesi üzerindeki etkisi incelenmiş, levhaların ısı işlem durumuna göre optimum kaynak parametreleri belirlenmiş, optimum kaynak parametresinin kaynak edilen baz malzemenin ısı işlem şartlarına bağlı olarak değişiklik gösterip göstermediği ortaya konmuştur. Sonrasında tespit edilen parametreler üzerinden iki set halinde kaynaklar tekrarlanarak bu setlerin bir tanesi çözeltiliye alma ısı işlemini müteakip yapay yaşlandırma ile yaşlandırılmıştır. Kaynak sonrası yapılacak olan ısı işleminin kaynak kalitesi üzerindeki etkisi ve kaynak kalitesinin artırılabilirliği; bu durumun baz malzemenin kaynak öncesi ısı işlem şartına bağlı olarak değişiklik gösterip göstermediği detaylı olarak araştırılmıştır.



## BÖLÜM İKİ

### TEORİK ALTYAPI

#### 2.1 Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları

##### 2.1.1 Alüminyum

Alüminyumun varlığı 19.yy'ın başında Sir Humphrey Davy tarafından ortaya atılmış ve alüminyum metal olarak 1825'de Hans Christian Oersted tarafından ayrıştırılmıştır. Fakat bu işlem, sonraki 30 yılda laboratuvar araştırması safhasında kalmış, limitli üretimlerin başlamasına karşın ancak 1886'da alüminyumun boksit cevherinden elde edilmesinden sonra gerçek anlamda geçerli bir endüstri prosesi olabilmiştir. Alüminyumun cevherden elde edilmesi işlemi eş zamanlı olarak Fransa'da Paul Heroult ve ABD'de Charles M. Hall tarafından gerçekleştirilmiş olup bu yöntem (Hall-Heroult) günümüzde hala kullanılmaktadır. Alüminyum reaktif doğal yapısı sebebiyle doğada metalik olarak bulunmaz fakat yer kabuğunda yüzlerce değişik bileşik formunda bulunur. Bunlardan en önemlisi ve en verimlisi boksittir (Mathers, 2002). Boksit (bauxite), adını ticari olarak ilk çıkarıldığı yer olan Fransa'nın "Les Baux" mahallinden almaktadır. Tipik olarak, verimli bir boksit %45'den fazla alümina, %12'den az demir oksit ve %8'den az silis bileşiği içerir (Sverdlin, 2003a). Alüminyumun cevherden elde edilmesi işlemi iki ayrı aşamadan oluşmaktadır. İlk aşama alüminyum oksidin (alümina,  $Al_2O_3$ ) cevherden ayrıştırılması, ikincisi aşama ise alüminanın  $950^{\circ}C$  ile  $1000^{\circ}C$  arasında kriyolit ( $Na_3AlF_6$ ) çözeltisi içinde elektrolitik olarak indirgenmesi işlemidir. Bu işlemlerin sonucunda elde edilen alüminyum %5-10 arasında silisyum ve demir gibi elementler içerir. Diğer bir elektrolitik prosesle ya da bölgesel ergitme tekniği ile %99,9 saflıkta alüminyum elde edilebilmektedir (Mathers, 2002). Amerikan standartlarına göre alüminyumun saflık dereceleri Tablo 2.1'de, saf alüminyumun fiziksel özellikleri ise Tablo 2.2'de gösterilmiştir (Sverdlin, 2003b).

20. yy'ın sonlarında alüminyum üretiminin büyük bir çoğunluğu hurdadan geri dönüşüm ile elde edilmekte ve bu bile tek başına İngiltere de dahil olmak üzere sadece Avrupa'da yıllık 2 milyon ton alüminyum sağlamaktaydı (Mathers, 2002). Günümüzde ise yaklaşık olarak 22 milyon tonu birincil alüminyum olmak üzere 29 milyon ton alüminyum üretimi söz konusudur (Aalco Metals, 2011). Saf alüminyumun mukavemet açısından zayıf olmasından ötürü genel olarak bakır, mangan, magnezyum, silisyum ve çinko gibi metallerle alaşımlandırılır (Mathers, 2002).

Tablo 2.1 Alüminyum saflık dereceleri (Sverdlin, 2003b).

Alüminyum, %	Saflık derecesi
99,5000 - 99,7900	Ticari saflık
99,8000 - 99,9490	Yüksek saflık
99,9500 - 99,9959	Süper saflık
99,6000 - 99,9990	Ekstrem saflık
> 99,9990	Ultra saflık

Tablo 2.2 Saflık derecesine göre alüminyumun fiziksel özellikleri (Sverdlin, 2003b).

Özellik	Saflık, %				
	99,999	99,990	99,800	99,500	99,000
Ergime noktası, °C		660,2	-	-	657
Kaynama noktası, °C		2480	-	-	-
Gizli ergime ısı, cal/g		94,6	-	-	93,0
Spesifik ısı, cal/g, (100°C)		0,2226	-	-	0,2297
Yoğunluk, g/cm <sup>3</sup> , (20°C)	2,7	2,7	2,71	2,71	
Elektriksel direnç, µΩ-cm, (20°C)	2,63	2,68	2,74	2,8	2,87
Direncin sıcaklık katsayısı		0,0042	0,0042	0,0041	0,0040
Termal genişleme katsayısı x10 <sup>6</sup> , (20-100°C)		23,86	23,5	23,5	23,5
Isıl iletkenlik, (100°C)		0,57	0,56	0,55	0,54
Toplam yansıtma, %		90	89	86	-
Elastisite modülü, N/mm <sup>2</sup>		68258	-	-	68948

### 2.1.2 Alüminyum Alaşımları

Alüminyum diğer tüm saf metaller gibi, düşük mukavemete sahiptir ve bu haliyle deformasyon ve kırılma direncinin gerekli olduğu yerlerde kullanılamaz. Bu nedenle mukavemet artışının sağlanabilmesi açısından başka elementlerle alaşımlandırılır. Alaşımlandırma işlemleri ile çekme dayanımı 45 MPa'dan (1199-O) 700 MPa mertebelerine (7055-T77) çıkarılabilir. Alüminyumun düşük yoğunluğu, bu yüksek mukavemet değerleri ile birleşince spesifik mukavemetin (mukavemet'in yoğunluğa oranı) önemli olduğu uygulamalarda bu alaşımları ilgi odağı haline getirmektedir. Yapısal kullanımlar için, maliyetinin de uygun olması şartıyla, genellikle en yüksek mukavemete sahip alaşım seçilir ve bu alaşımın korozyon direnci, süneklik, tokluk gibi diğer özellikler ile ilgili gereksinimleri de en düşük seviyelerde de olsa sağlaması istenir. Bu nedenle kimyasal bileşimler öncelikli olarak istenen mukavemet değerlerine göre belirlenir (Tiryakioğlu ve Staley, 2003).

Alüminyum alaşımlarının özellikleri kimyasal bileşim ile katılma sırasında ortaya çıkan mikroyapısal özellikler, ısıt işlemler ve hadde ürünleri için deformasyon işlemleri arasındaki karmaşık etkileşime göre değişir. Saf alüminyumların korozyon direnci alüminyum oksit tabakasının varlığından dolayı çok yüksek olmasına rağmen bu direnç genellikle alaşım miktarının artması ile düşer. Bu nedenle yüksek alaşımli alüminyum alaşımlarının korozyon direncini artırmak için ısıt işlemler geliştirilmiştir (Tiryakioğlu ve Staley, 2003).

Alüminyum için başlıca alaşımlandırma elementleri, bakır, silisyum, mangan, magnezyum, lityum ve çinkodur. Ancak nikel, krom, titanyum, zirkonyum ve skandiyum da alüminyum alaşımlarına bazı farklı özelliklere erişebilmek açısından küçük miktarlarda eklenebilmektedir. Bunun yanında başka elementlerin de yine küçük miktarlarda eklenme durumu söz konusu olabilmekle beraber bu durum genelde istenmez. Bu elementlerin mekanik özelliklere önemli bir katkıları yoktur ve alüminyum üreticilerinin bu elementlerin ürünlerine eklenmemesi ile ilgili girişimleri söz konusudur. Alaşımlandırma elementlerinin ana katkıları aşağıda sıralandığı gibidir (Mathers, 2002):

- Magnezyum (Mg), katı eriyik sertleştirmesi vasıtası ile mukavemeti artırır ve pekleşme kabiliyetini geliştirir.
- Mangan (Mn), katı eriyik sertleştirmesi vasıtası ile mukavemeti artırır ve pekleşme kabiliyetini geliştirir.
- Bakır (Cu), mukavemeti önemli derecede artırır, çökeltme sertleştirmesine imkan sağlar, korozyon direncini, sünekliği ve kaynak kabiliyetini düşürür.
- Silisyum (Si), mukavemeti ve sünekliği artırır, magnezyum ile beraber çökeltme sertleşmesi sağlar.
- Çinko (Zn), mukavemeti önemli derecede yükseltir, çökeltme sertleştirmesine imkan sağlar, gerilme korozyonuna sebep olabilir.
- Demir (Fe), saf alüminyumun mukavemetini artırır ama genelde gereksiz bir katkı elementidir.
- Krom (Cr), gerilme korozyonuna karşı direnci artırır.
- Nikel (Ni), yüksek sıcaklık mukavemetini artırır.
- Titanyum (Ti), tane inceltici etkisi vardır, özellikle dolgu metali olarak kullanılır.
- Zirkonyum (Zr), tane inceltici etkisi vardır, özellikle dolgu metali olarak kullanılır.
- Lityum (Li), mukavemeti ve elastisite modülünü önemli derecede artırır, çökeltme sertleşmesi sağlar, yoğunluğu düşürür.
- Skandiyum (Sc), yaşlandırma sertleşmesi yoluyla mukavemeti önemli derecede artırır, özellikle kaynak metalinde tane inceltici elementtir.
- Kurşun (Pb) ve Bizmut (Bi), talaşlı imalat kabiliyetini artırır.

Alüminyum alaşımları dövme ve döküm alüminyum alaşımları olmak üzere iki genel gruba ayrılabilir. Sonrasında bu iki grup kendi içlerinde, alaşımın kimyasal kompozisyonuna bağlı olarak alt gruplara ayrılır ve son olarak da temper durumlarına göre gruplandırma yapılır. Alaşımın temper durumu, uygulanan şekil değiştirme miktarını ya da ısıl işlem şartını gösterir (Mathers, 2002). Bu sınıflandırma The Aluminum Association (AA), ABD tarafından belirlenen sisteme uygun olarak American National Standards Institute (ANSI) tarafından oluşturulmuş

H35.1 no'lu standart kapsamındadır (American National Standards Institute [ANSI], 2006).

Bu standarda göre, dövme alüminyum ve alaşımları dört haneli rakamlardan oluşan sistemle sınıflandırılır. Bu dört haneli rakamların ilk rakamları alüminyum ve alaşımları için Tablo 2.3'de olduğu gibi bir alaşım grubunu temsil eder. 1xxx, bünyesinde en az %99 alüminyum ihtiva eden saf alüminyumların içinde olduğu gruptur. 2xxx ile 8xxx arası seriler ise alaşımlı dövme alüminyumları temsil etmekte olup bünyelerinde barındırdıkları alaşım elementleri içinde en büyük paya sahip olanına göre belirlenirler (ana alaşım elementi birden fazla olabilir) (ANSI, 2006):

Tablo 2.3 Dövme alüminyum alaşımları grupları (ANSI, 2006).

<b>Grup</b>	<b>Temel alaşım elementi</b>
1xxx	Al, en az %99
2xxx	Al-Cu
3xxx	Al-Mn
4xxx	Al-Si
5xxx	Al-Mg
6xxx	Al-Mg-Si
7xxx	Al-Zn
8xxx	Diğer elementler (Li gibi)
9xxx	Kullanılmayan seri

İlk hane (Xxxx), ana alaşım elementi ya da elementlerini temsil eder ve alüminyum alaşımı sınıfını tanımlamada kullanılır (1000 serisi, 2000 serisi, ..., 8000 serisi). İkinci hane (xXxx), eğer 0'dan farklı ise, özel alaşım modifikasyonunu gösterir (Pakdil, 2005). Bu rakamın sıfır olması söz konusu alaşımda olması gerekenden başka element katkısı olmadığını (orijinal alaşım) gösterir ve bu rakam 1'den 9'a kadar değişebilir (ANSI, 2006). Üçüncü ve dördüncü haneler ise (xxXX), rasgele verilmiş rakamlar olup bu serideki değişik alaşımları temsil ederler. Örneğin 5183 alaşımı için; 5 alaşımın magnezyum alaşımı serisi içinde olduğunu, 1 ise

5083'e göre birinci modifikasyon olduğunu temsil ederken, 83 bu alaşıma has verilmiş numaradır (Pakdil, 2005).

Bu numaralandırma sistemindeki tek istisna 1xxx serisi saf alüminyumlarda söz konusudur. Bu seride son iki hane bünyede bulunan ve %99'un üzerindeki en düşük alüminyum yüzdesini temsil eder. Örneğin 1350 için bünyede bulunan en düşük alüminyum %99.50'dir.

Döküm alüminyum alaşımları ise 3 haneli rakam ve buna ek olarak bir ondalık rakamdan oluşan sistem ile sınıflandırılır (Tablo 2.4). 1xx.x, bünyesinde en az %99 alüminyum ihtiva eden saf döküm alüminyumların içinde olduğu gruptur. 2xx.x ile 9xx.x arası seriler (6xx.x hariç) ise alaşımlı döküm alüminyumları temsil etmekte olup bünyelerinde barındırdıkları alaşım elementleri içinde en büyük paya sahip olanına göre belirlenirler (ana alaşım elementi birden fazla olabilir) (ANSI, 2006):

Tablo 2.4 Döküm alüminyum alaşımları grupları (ANSI, 2006).

<b>Grup</b>	<b>Temel alaşım elementi</b>
1xx.x	Al, en az %99
2xx.x	Al-Cu
3xx.x	Al-Si-Cu , Al-Si-Mg, Al-Si-Cu-Mg
4xx.x	Al-Si
5xx.x	Al-Mg
7xx.x	Al-Zn
8xx.x	Al-Sn
9xx.x	Diğer elementler
6xx.x	Kullanılmayan seri

Bu sınıflandırma sisteminde ilk hane (Xxx.x), alaşıma eklenen ana alaşım elementi veya elementlerini temsil eder. İkinci ve üçüncü haneler (xXX.x), söz konusu seri içindeki özel alaşımları temsil eder. Ondalık kısım ise alaşımın üretim şeklinin son ürün şekilli döküm (casting) (.0) ya da ingot döküm (.1 ya da .2) olma

durumunu gösterir (Pakdil, 2005). Bu rakamların başına gelen büyük harfler alaşımların orijinal alaşıma göre modifikasyon durumu gösterir ve bu harfler A'dan başlayarak alfabetik sırayla gider. Ancak I,O,Q ve X harfleri kullanılmaz, X deneysel alaşımlar için ayrılmıştır (ANSI, 2006). Örneğin, A356.0 alaşımı için, 356.0 alaşımının modifikasyonu olma durumu A ile gösterilmiştir. 3 (A3xx.x), alaşımın Si-Cu ve/veya Mg serisine ait bir alaşım olduğunu, 56 (Ax56.x) alaşımın 3xx.x serisi içindeki özel kimliğini, .0 (Axxx.0) ise alaşımın ingot döküm değil son ürün şekilli döküm ürünü olduğunu göstermektedir (Pakdil, 2005).

Üretim şekline ve kimyasal kompozisyonuna göre yukarıda bahsedildiği gibi sınıflandırılan alüminyum ve alaşımları “Isıl İşlem Uygulanabilen Alüminyum Alaşımları” ve “Isıl İşlem Uygulanamayan Alüminyum Alaşımları” olmak üzere iki gruba ayrılırlar. 1xxx, 3xxx ve 5xxx serisi dövme alüminyum alaşımları ısıl işlem uygulanamayan alüminyum alaşımları grubunda yer alırlar ve bunlara sadece pekleştirme yapılabilir. 2xxx, 6xxx ve 7xxx serisi dövme alüminyum alaşımları ise ısıl işlem uygulanabilir alüminyum alaşımları grubuna girerler. 4xxx serisi alüminyum alaşımları içinde ise hem ısıl işlem uygulanabilir hem de ısıl işlem uygulanamaz alaşımlar vardır. 2xx.x, 3xx.x, 4xx.x ve 7xx.x serisi döküm alüminyum alaşımları ısıl işlem uygulanabilir alaşımlardır. Genellikle döküm alaşımlara pekleştirme (soğuk şekil verme sertleştirme) uygulanmaz (Pakdil, 2005).

Alüminyum ve alaşımlarının temper durumları da yine harf ve rakamlardan oluşan bir sistemle sınıflandırılır. Bu sınıflandırma ingot döküm ürünleri hariç döküm ve dövme alüminyum ve alüminyum alaşımlarının tümü için kullanılır. Bu sınıflandırma durumunu gösteren harf ve rakamlar, alaşım grup gösteriminden sonra gelir ve bu iki gösterim tireyle birbirinden ayrılır. Ana temper durumu bir harfle gösterilir ve eğer gerekliyse alt temper koşulları bir ya da iki rakamla gösterilir. Tablo 2.5 temel temper gösterimlerini ve bunların ne anlama geldiğini, Tablo 2.6 temel temper şartlarından pekleştirme (H) türlerini, Tablo 2.7 ise temel temper şartlarından ısıl işlem (T) türlerini göstermektedir (ANSI, 2006):

Tablo 2.5 Alüminyum ve alaşımları için temper durumu gösterimleri ve açıklaması (ANSI, 2006).

Sembol	Açıklama
F	<b>Üretildiği haliyle:</b> Isıl şartlar için özel kontrolün ya da pekleştirmenin yapılmadığı durumlarda yapılan şekillendirme işlemi ürünlerini tanımlar.
O	<b>Tavlanmış:</b> Dövme ürünlere en düşük mukavemet özellikleri sağlamak için, döküm ürünlere ise sünekliği artırmak ve boyutsal kararlılığı sağlamak için uygulanır. O'yu 0 (sıfır)'dan farklı bir ya da iki rakam takip edebilir.
H	<b>Pekleştirilmiş (şekil değiştirme yoluyla mukavemeti artırılmış) :</b> Sadece dövme ürünlere uygulanır. Şekil değiştirme yoluyla pekleştirilmiş ve bu yolla mukavemet artışı sağlamış ürünleri tanımlar. Pekleştirmeden sonra mukavemeti bir miktar azaltmak amacıyla uygulanan tamamlayıcı bir ısıl işlemle beraber ya da bu ısıl işlem olmadan uygulanabilir. H'yi her zaman iki ya da daha fazla rakam takip eder.
W	<b>Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış:</b> Kararlı olmayan bu temper şartı, sadece oda sıcaklığında kendiliğinden yaşlanabilen (doğal yaşlandırma) alaşımlara uygulanabilir. Sadece doğal yaşlanma süresi belli olduğunda özelleştirilir, örneğin: W1/2 hr (saat).
T	<b>F,O,H'den başka, kararlı bir temper şartı sağlamak için ısıl olarak iyileştirilmiş:</b> Pekleştirme yapılarak ya da yapılmadan ısıl işlem uygulanmış ürünleri tanımlar. T'yi bir ya da daha fazla rakam takip eder.

Tablo 2.6 Alüminyum ve alaşımları için H temper durumu türleri (ANSI, 2006).

Sembol	Açıklama
H1	<b>Sadece pekleştirilmiş:</b> İstenilen mukavemet değerlerini elde edebilmek amacıyla, takip eden bir ısıl işlem olmaksızın, sadece şekil değiştirme yoluyla pekleştirilmiş ürünleri tanımlar. Akabinde gelen rakam şekil değiştirme derecesini gösterir.
H2	<b>Pekleştirilmiş ve kısmen tavlanmış:</b> İstenen mukavemet değerinin üstünde bir değere kadar pekleştirilmiş ve daha sonra istenen mukavemet değerine geri dönebilmek amacıyla kısmen tavlanmış ürünleri tanımlar. Takip eden rakam tavlama sonrasında geriye kalan pekleşme derecesini gösterir.
H3	<b>Pekleştirilmiş ve kararlı hale getirilmiş:</b> Pekleştirilmiş ve pekleştirme sonrası düşük sıcaklıkta ısıl işleme tabi tutularak ya da üretim safhasındaki ısı girdisinin bir sonucu olarak mekanik özellikleri kararlı hale getirilmiş ürünleri tanımlar. Stabilizasyon genelde sünekliği artırır. Bu gösterimi takip eden rakam kararlı hale getirme ısıl işleminden sonra artı kalan pekleşme derecesini gösterir.
H4	<b>Pekleştirilmiş ve cilalanmış ya da boyanmış:</b> Pekleştirilmiş ve pekleştirme sonrası yapılan cilalama ya da boyama işlemleri sırasında ısıl etkilere maruz kalmış ürünleri tanımlar. Takip eden rakam, cilalama veya boyama işlemlerinin bir parçası olarak uygulanmış olan ısıl işlem sonrası artı kalan şekil değiştirme derecesini gösterir.



Tablo 2.7 Alüminyum ve alaşımları için T temper durumu türleri (ANSI, 2006).

Sembol	Açıklama
T1	<b>Yüksek sıcaklıkta şekillendirme işlemi sonrası soğutulmuş ve kararlı hale getirmek amacıyla doğal yaşlandırma yapılmış:</b> Yüksek sıcaklıktan soğutma işlemi sonrasında soğuk şekil vermenin yapılmadığı ya da yapılan soğuk şekil verme işleminin mekanik özellikleri kayda değer ölçüde değiştirmedikleri durumları tanımlar.
T2	<b>Yüksek sıcaklıkta şekillendirme işlemi sonrası soğutulmuş, soğuk şekil verilmiş ve kararlı hale getirmek amacıyla doğal yaşlandırma yapılmış:</b> Yüksek sıcaklıktan soğutma işlemi sonrasında mukavemeti artırmak amacıyla soğuk şekil verme işleminin yapıldığı ya da yapılan soğuk şekil verme işleminin mekanik özellikleri kayda değer ölçüde değiştirdiği durumları tanımlar.
T3	<b>Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış, soğuk şekil verme yapılmış ve kararlı hale getirmek amacıyla doğal yaşlandırma yapılmış:</b> Çözeltiye alma işlemi sonrası mukavemeti artırma amacıyla soğuk şekil verme işleminin yapıldığı ya da yapılan soğuk şekil verme işleminin mekanik özellikleri kayda değer ölçüde değiştirdiği durumları tanımlar.
T4	<b>Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış ve kararlı hale getirmek amacıyla doğal yaşlandırma yapılmış:</b> Çözeltiye alma işlemi sonrası mukavemeti artırma amacıyla soğuk şekil verme işleminin yapılmadığı ya da yapılan soğuk şekil verme işleminin mekanik özellikleri kayda değer ölçüde değiştirmedikleri durumları tanımlar.
T5	<b>Yüksek sıcaklıkta şekillendirme işlemi sonrası soğutulmuş ve daha sonra yapay yaşlandırma yapılmış:</b> Yüksek sıcaklıktan soğutma işlemi sonrasında soğuk şekil vermenin yapılmadığı ya da yapılan soğuk şekil verme işleminin mekanik özellikleri kayda değer ölçüde değiştirmedikleri durumları tanımlar.
T6	<b>Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış ve sonrasında yapay yaşlandırma yapılmış:</b> Çözeltiye alma işlemi sonrası mukavemeti artırma amacıyla soğuk şekil verme işleminin yapılmadığı ya da yapılan soğuk şekil verme işleminin mekanik özellikleri kayda değer ölçüde değiştirmedikleri durumları tanımlar.
T7	<b>Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış ve aşırı yaşlandırma yapılmış:</b> Çözeltiye alma işlemi sonrası aşırı yaşlandırma yapılmış durumları tanımlar. Dövme alaşımlarına uygulanan aşırı yaşlandırma işlemi, maksimum mukavemet noktasının ötesine geçmek yoluyla, mekanik özellikler dışındaki bazı önemli özelliklerinin kontrolünü sağlamak amacıyla yapılır. Döküm alaşımlarda ise mekanik özellikleri kararlı hale getirmek ve boyutsal kararlılık yaratmak amacıyla yapılır.
T8	<b>Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış, soğuk şekil verme yapılmış ve sonrasında yapay yaşlandırma yapılmış:</b> Soğuk şekil verme işleminin yapıldığı ya da yapılan soğuk şekil verme işleminin mekanik özellikleri kayda değer ölçüde değiştirdiği durumları tanımlar.
T9	<b>Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış, yapay yaşlandırma yapılmış ve sonrasında soğuk şekil verme yapılmış:</b> Mukavemeti artırma amacıyla soğuk şekil verilmiş ürünleri tanımlar.
T10	<b>Yüksek sıcaklıkta şekillendirme işlemi sonrası soğutulmuş, soğuk şekil verilmiş ve sonrasında yapay yaşlandırma yapılmış:</b> Mukavemeti artırmak amacıyla soğuk şekil verme işleminin yapıldığı ya da yapılan soğuk şekil verme işleminin mekanik özellikleri kayda değer ölçüde değiştirdiği durumları tanımlar.

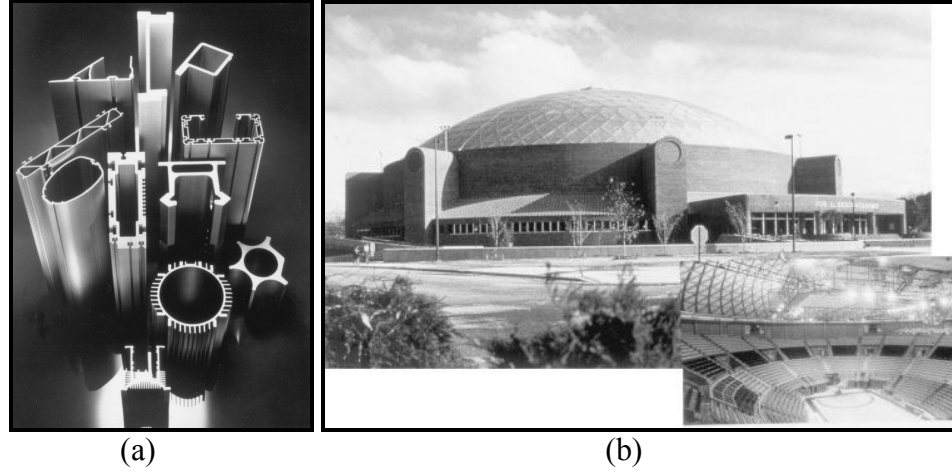
### 2.1.2.1 6XXX Serisi Alüminyum Alaşımları

6xxx serisi Al-alaşımları ısıtıl işlem uygulanabilir alaşımlardır. Nispeten yüksek mukavemete sahiptirler ve korozyona karşı mükemmel derecede dirençlidirler. Eşsiz ekstrüzyon özellikleri, kompleks mimari formlarda tek parça halinde üretimlerini ve bu sayede ihtiyaç duyulan her şekilde ve her yerde kullanımlarını mümkün kılmaktadır. Bu özellikleri bilhassa rijitliğin kritik olduğu mimari ve yapısal tasarımlarda önemli bir avantajdır (Şekil 2.1). 6061 ekstrüzyon ürünleri ve levhaları, otomotiv, kamyon ve gemi iskeletleri, tren vagonları ve boru hatları gibi alanlarda geniş bir kullanım alanı bulmaktadırlar (Kaufman, 2006).

Bu alaşımlar az miktarlarda magnezyum ve silisyum içerirler ve genel olarak bu miktar her bir element için %1'in altındadır. Bunun yanında mangan, bakır, çinko ve krom ile de alaşımlandırılabilirler (Mathers, 2002). 6xxx serisi Al-alaşımlarının Aluminum Association (AA), Unified Numbering System (UNS) ve International Organization for Standardization (ISO) standartlarına göre gösterimleri ve alaşım cinsine bağlı olarak detaylı kimyasal kompozisyonları Tablo 2.8'de verilmiştir (Cayless, 1992). Çökelme sertleştirilmesi uygulanabilen bu seride sertleştirici çökelti  $Mg_2Si$ 'dir. Magnezyum ve silisyumun düşük alaşım konsantrasyonlarında,  $Mg_2Si$  bileşiği çözeltiye alma ısıtıl işlemi sırasında tamamen çözünebilir ve çökelme sertleşmesi sürecinde tamamen kullanılabilirler. Fakat Mg ve Si fazla miktardaysa, fazla miktardaki  $Mg_2Si$ , Widmanstätten yapısı içinde  $Mg_2Si$  olarak çöker. Sertleştirici olarak kullanılan bu çökeltiler çok küçük olduklarından genelde T4 ile T6 temper şartlarını birbirinden ayırmak mümkün değildir. Çoğunlukla bu konuda sertlik ve iletkenlik ölçümü en iyi yöntemdir. Demir açısından zengin fazlar  $Fe_3SiAl_{12}$  veya  $Fe_2Si_2Al_9$ 'dur. Eğer Mn ve Cr'un varlığı söz konusu ise  $Fe_3SiAl_{12}$  stabilize olur (Vander Vort, 2006).

6xxx serisi alüminyum alaşımlarının maksimum çekme dayanımları alaşım cinsine ve temper şartına bağlı olarak 125-400 MPa arasında değişiklik gösterir (Kaufman, 2006). Çekme durumunda elastisite modülü 68,9 GPa, basma durumunda ise 69,7 GPa olan 6061 alaşımının mekanik özellikleri temper şartlarına bağlı Tablo

2.9'da verilmiştir. Solidüs sıcaklığı 582 °C, likidüs sıcaklığı 652 °C olan bu alaşımın T6 / T651 temper şartlarındaki mekanik özelliklerinin sıcaklıkla değişimi ise Tablo 2.10'da verilmiştir (Cayless, 1992).



Şekil 2.1 (a) Al-Mg-Si alaşımlarından üretilmiş ekstrüzyon ürünler, (b) Geniş açıklıklı arena çatısı: bu tip çatıların destek elemanları genel olarak 6061 ya da 6063 ekstrüzyon ürünü şekilli parçalar ve borulardır (Kaufman, 2006).

Tablo 2.8 6xxx serisi Al-alaşımlarının kimyasal kompozisyonları (Cayless, 1992).

Gösterim			Kimyasal Kompozisyon, %ağırlıkça														
AA	UNS	ISO R209	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ga	V	Diğer Elementler (Tanımlı)	Ti	Diğer Elementler (Tanımsız)		Al, min
															Her biri	Top.	
6101	A96101	E-AlMgSi	0.30-0.7	0.50-	0.10-	0.03-	0.35-0.8	0.03-	...	0.10-	...	...	0.06B	...	0.03	0.10	Kal.
6201	A96201	...	0.50-0.9	0.50	0.10	0.03	0.6-0.9	0.03	...	0.10	...	...	0.06B	...	0.03	0.10	Kal.
6301	A96301	...	0.50-0.9	0.7	0.10	0.15	0.6-0.9	0.10	...	0.25	...	...	...	0.15	0.05	0.15	Kal.
6002	...	...	0.6-0.9	0.25	0.10-0.25	0.10-0.20	0.45-0.7	0.05	...	...	...	...	0.09-0.14 Zr	0.08	0.05	0.15	Kal.
6003	A96803	AlMg1Si	0.35-1.0	0.6	0.10	0.8	0.8-1.5	0.35	...	0.20	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
6103	...	...	0.35-1.0	0.6	0.20-0.30	0.8	0.8-1.5	0.35	...	0.20	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
6004	A96004	...	0.30-0.6	0.10-0.30	0.10	0.20-0.6	0.40-0.7	...	...	0.05	...	...	...	...	0.05	0.15	Kal.
6005	A96005	AlSiMg	0.6-0.9	0.35	0.10	0.10	0.40-0.6	0.10	...	0.10	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
6105	A96105	...	0.6-1.0	0.35	0.10	0.10	0.45-0.8	0.10	...	0.10	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.

Tablo 2.8 6xxx serisi Al-alaşımlarının kimyasal kompozisyonları (Cayless, 1992) (Devamı).

6205	A96205	...	0.6-0.9	0.7	0.20	0.05-0.15	0.40-0.6	0.05-0.15	...	0.25	...	...	0.05-0.15 Zr	0.15	0.05	0.15	Kal.
6006	A96006	...	0.20-0.6	0.35	0.15-0.30	0.15-0.20	0.45-0.9	0.10	...	0.10	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
6106	...	...	0.30-0.6	0.35	0.25	0.05-0.20	0.40-0.8	0.20	...	0.10	...	...	...	...	0.05	0.10	Kal.
X6206	...	...	0.35-0.7	0.35	0.20-0.50	0.13-0.30	0.45-0.8	0.10	...	0.20	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
6007	A96007	...	0.9-1.4	0.7	0.20	0.05-0.25	0.6-0.9	0.05-0.25	...	0.25	...	...	0.05-0.20 Zr	0.15	0.05	0.15	Kal.
6008	...	...	0.50-0.9	0.35	0.30	0.30	0.40-0.7	0.30	...	0.20	...	0.05-0.20	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
6009	A96009	...	0.6-1.0	0.50	0.15-0.6	0.20-0.8	0.40-0.8	0.10	...	0.25	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
6010	A96010	...	0.8-1.2	0.50	0.15-0.6	0.20-0.8	0.6-1.0	0.10	...	0.25	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
6110	A96110	...	0.7-1.5	0.8	0.20-0.7	0.20-0.7	0.50-1.1	0.04-0.25	...	0.30	...	...	...	0.15	0.05	0.15	Kal.
6011	A96011	...	0.6-1.2	1.0	0.40-0.9	0.8	0.6-1.2	0.30	0.20	1.5	...	...	...	0.20	0.05	0.15	Kal.
6111	A96111	...	0.7-1.1	0.40	0.50-0.9	0.15-0.45	0.50-1.0	0.10	...	0.15	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
6012	...	...	0.6-1.4	0.50	0.10	0.40-1.0	0.6-1.2	0.30	...	0.30	...	...	0.7Bi, 0.40-2.0 Pb	0.20	0.05	0.15	Kal.
X6013	...	...	0.6-1.0	0.50	0.6-1.1	0.20-0.8	0.8-1.2	0.10	...	0.25	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
6014	...	...	0.30-0.6	0.35	0.25	0.05-0.20	0.40-0.8	0.20	...	0.10	...	0.05-0.20	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
6015	...	...	0.20-0.40	0.10-0.30	0.10-0.25	0.10	0.8-1.1	0.10	...	0.10	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
6016	...	...	1.0-1.5	0.50	0.20	0.20	0.25-0.6	0.10	...	0.20	...	...	...	0.15	0.05	0.15	Kal.
6017	A96017	...	0.55-0.7	0.15-0.30	0.05-0.20	0.10	0.45-0.6	0.10	...	0.05	...	...	...	0.05	0.05	0.15	Kal.
6151	A96151	...	0.6-1.2	1.0	0.35	0.20	0.45-0.8	0.15-0.35	...	0.25	...	...	...	0.15	0.05	0.15	Kal.
6351	A96351	AlSi1Mg0.5Mn	0.7-1.3	0.50	0.10	0.40-0.8	0.40-0.8	...	...	0.20	...	...	...	0.20	0.05	0.15	Kal.
6951	A96951	...	0.20-0.50	0.8	0.15-0.40	0.10	0.40-0.8	...	...	0.20	...	...	...	...	0.05	0.15	Kal.
6053	A96053	...	(r)	0.35	0.10	...	1.1-1.4	0.15-0.35	...	0.10	...	...	...	...	0.05	0.15	Kal.
6253	A96253	...	(r)	0.50	0.10	...	1.0-1.5	0.04-0.35	...	1.6-2.4	...	...	...	...	0.05	0.15	Kal.
6060	A96060	AlMgSi	0.30-0.6	0.10-0.30	0.10	0.10	0.35-0.6	0.05	...	0.15	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
<b>6061</b>	<b>A96061</b>	<b>AlMg1SiCu</b>	<b>0.40-0.8</b>	<b>0.7</b>	<b>0.15-0.40</b>	<b>0.15</b>	<b>0.8-1.2</b>	<b>0.04-0.35</b>	...	<b>0.25</b>	...	...	...	<b>0.15</b>	<b>0.05</b>	<b>0.15</b>	<b>Kal.</b>
6261	A96261	...	0.40-0.7	0.40	0.15-0.40	0.20-0.35	0.7-1.0	0.10	...	0.20	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
6162	A96162	...	0.40-0.8	0.50	0.20	0.10	0.7-1.1	0.10	...	0.25	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
6262	A96262	AlMg1SiPb	0.40-0.8	0.7	0.15-0.40	0.15	0.8-1.2	0.04-0.14	...	0.25	...	...	(s)	0.15	0.05	0.15	Kal.

Tablo 2.8 6xxx serisi Al-alaşımalarının kimyasal kompozisyonları (Cayless, 1992) (Devamı).

6063	A96063	AlMg0.5Si	0.20-0.6	0.35	0.10	0.10	0.45-0.9	0.10	...	0.10	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
6463	A96463	AlMg0.7Si	0.20-0.6	0.15	0.20	0.05	0.45-0.9	...	...	0.05	...	...	...	...	0.05	0.15	Kal.
6763	A96763	...	0.20-0.6	0.08	0.04-0.16	0.03	0.45-0.9	...	...	0.03	...	0.05	...	...	0.03	0.10	Kal.
6863	...	...	0.40-0.6	0.15	0.05-0.20	0.05	0.50-0.8	0.05	...	0.10	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
6066	A96066	...	0.9-1.8	0.50	0.7-1.2	0.6-1.1	0.8-1.4	0.40	...	0.25	...	...	...	0.20	0.05	0.15	Kal.
6070	A96070	...	1.0-1.7	0.50	0.15-0.40	0.40-1.0	0.50-1.2	0.10	...	0.25	...	...	...	0.15	0.05	0.15	Kal.
6081	...	...	0.7-1.1	0.50	0.10	0.10-0.45	0.6-1.0	0.10	...	0.20	...	...	...	0.15	0.05	0.15	Kal.
6181	...	AlSiMg0.8	0.8-1.2	0.45	0.10	0.15	0.6-1.0	0.10	...	0.20	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
6082	...	AlSi1MgMn	0.7-1.3	0.50	0.10	0.40-0.10	0.6-1.2	0.25	...	0.20	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.

(r) Mg'un %45-65'i ; (s) 0.40 - 0.7 Bi, 0.40 - 0.7 Pb.

Tablo 2.9 6061 alaşımının temper şartlarına bağlı olarak değişen mekanik özellikleri (Cayless, 1992).

Temper	Çekme Dayanımı	Akma Sınırı	Uzama, %		Brinell Sertliği	Kesme Mukavemeti
	MPa	MPa	1,6 mm kalınlıklı numune	13 mm çaplı numune	500kg, 10 mm, 30 s	MPa
<b>O</b>	124	55	25	30	30	83
<b>T4, T451</b>	241	145	22	25	65	165
<b>T6, T651</b>	310	276	12	17	95	207

Tablo 2.10 6061-T6 veya T651 alaşımı mekanik özelliklerinin sıcaklığa bağlı olarak değişimi (Cayless, 1992).

Sıcaklık (°C)	Çekme Dayanımı* (MPa)	Akma Sınırı* [%0,2] (MPa)	Uzama (%)
<b>-196</b>	414	324	22
<b>-80</b>	338	290	18
<b>-28</b>	324	283	17
<b>24</b>	310	276	17
<b>100</b>	290	262	18
<b>149</b>	234	214	20
<b>204</b>	131	103	28
<b>260</b>	51	34	60
<b>316</b>	32	19	85
<b>371</b>	24	12	95

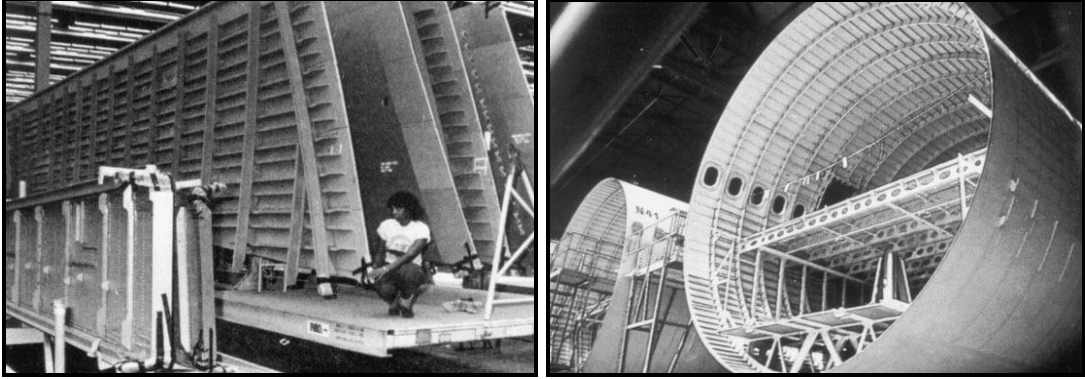
\* Söz konusu sıcaklıkta 10 saat yüksüz durumda bekletme sonucu ulaşılan minimum mukavemet; deney sırasındaki yükleme akma noktasına kadar 35 MPa/min , bu noktadan kopma anına kadar %5/min gerinim oranı baz alınarak yapılmıştır.

### 2.1.2.2 7XXX Serisi Alüminyum Alaşımları

7xxx serisi Al-alaşımları ısıtılma işlemi uygulanabilir türlerdir. Al-Zn-Mg-Cu içeren Al-alaşımı türlerini bünyesinde barındıran bu seri tüm Al-alaşımları içinde en yüksek mukavemet değerlerini gösteren seridir. Alaşım türüne ve temper şartına bağlı olarak maksimum çekme dayanımları 220-700 MPa arasında değişir. Ticari kaynak yöntemleri ile kaynakları mümkün olmayıp genelde perçinli bağlantı şeklinde kullanılırlar. Yüksek tokluk değerlerine sahiptirler ve bu sebeple en yaygın kullanım alanları, kırılmanın kritik önem arz ettiği uçak endüstrisidir (Şekil 2.2). 7xxx serisi Al-alaşımlarının atmosferik korozyon direnci, 5xxx serisi ve 6xxx serisi kadar yüksek değildir. Bu nedenle genelde kaplamalı kullanımları ya da levha ve saclar için kompozit şekilde kullanımları söz konusudur. Aynı zamanda bu alaşımların eksfoliasyon (pul pul dökülme) ve gerilme korozyonu dirençlerini artırmak için özel temper şartları (T73 ve T76) geliştirilmiştir. Bu temper şartları özellikle açık atmosfere veya daha şiddetli çevresel etkilere maruz kalma sürecinde kalınlık boyunca yüksek gerilmelerin söz konusu olduğu durumlarda kullanılır. Cu içermeyen 7xxx serisi alaşımların mukavemeti düşüktür fakat ekstrüzyon kabiliyetleri yüksek olup kaynak edilmeleri kolaydır. Örneğin 7005 ve 7029 gibi alaşımlar otomotiv ve demiryolu taşımacılığında koruyucu demirler ve kamyon tamponlarında kullanım alanı bulmaktadırlar. Yüksek mukavemet/yoğunluk oranına sahip 7075-T73 alaşımı hafifliğin önemli olduğu derin kuyularda uzun sondaj borusu olarak kullanılmaktadır (Kaufman, 2006).

Al-Mg-Zn alaşımlarında denge fazları  $MgZn_2$  ( $\eta$ ),  $Mg_3Zn_3Al_2$  (T) ve  $Mg_5Al_3$  ( $\beta$ )'dir. Eğer kimyasal kompozisyonda  $Zn > Mg$  ise,  $MgZn_2$  ( $\eta$ ) baskındır. Eğer Mg miktarı daha fazla ise,  $Mg_3Zn_3Al_2$  (T) baskın duruma gelir. Eğer bünyede bakır varsa sıralama genelde  $Zn > Mg > Cu$  şeklindedir. Eğer alaşımın bünyesinde  $Cu > Mg$  ise oluşan çökelti partiküllerinin büyük çoğunluğu  $Al_2CuMg$  (S-fazı)'dır. Fe açısından zengin faz, homojenize olmuş yapılarda genelde  $Fe_3SiAl_{12}$ ; işlem görmemiş hallerde (as-cast)  $Al_7Cu_2Fe$ 'dir. Eğer bünyede Cr elementinin varlığı söz konusu ise oluşan ince taneli çökelti partikülleri sıcak şekillendirme (örneğin sıcak haddeleme) esnasında yeniden kristalleşmeyi zorlaştırır, diğer bir deyişle yeniden kristalleşme

sıcaklığını yükseltir. Zirkonyum da aynı şekilde yeniden kristalleşme sıcaklığını yükseltmek amacıyla kullanılır (Vander Vort, 2006).



Şekil 2.2 Uçak kanadı ve gövdesi, 2024, 2124,2618 gibi 2xxx serisi ve 7050, 7475 gibi 7xxx serisi Al-alaşımı ekstrüzyon ürünleri ve levhaları içerir. Harici parçalar 2024, 2524, 2618 veya 7475 Al-alaşimleri kompozit levha şeklinde kullanılarak korozyona karşı direnç sağlanabilir, aksi takdirde zamanla kararma söz konusu olabilir (Kaufman, 2006).

Bu serideki alaşımların kimyasal kompozisyonları Tablo 2.11’de detaylı bir şekilde verilmiştir. Aynı zamanda çekme durumunda elastisite modülü 71 GPa, basma durumunda 72,4 GPa ve kesme durumunda 26,9 GPa olan 7075 alaşımının değişik temper şartlarındaki mukavemet değerleri Tablo 2.12’de verilmiştir. Bu alaşımın solidüs sıcaklığı 477 °C ve likidüs sıcaklığı 635 °C olup mukavemet değerlerinin sıcaklığa bağlı değişimi ise Tablo 2.13’de verilmiştir (Cayless, 1992).

Tablo 2.11 7xxx serisi Al-alaşımlarının kimyasal kompozisyonları (Cayless, 1992).

Gösterim			Kimyasal Kompozisyon, %ağırlıkça														
AA	UNS	ISO R209	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ga	V	Diğer Elementler (Tanımlı)	Ti	Diğer Elementler (Tanımsız)		Al, min
															Her biri	Top.	
7001	A97001	...	0.35	0.40	1.6-2.6	0.20	2.6-3.4	0.18-0.35	...	6.8-8.0	...	...	...	0.20	0.05	0.15	Kal.
7003	...	...	0.30	0.35	0.20	0.30	0.50-1.0	0.20	...	5.0-6.5	...	...	0.05-0.25 Zr	0.20	0.05	0.15	Kal.
7004	A97004	...	0.25	0.35	0.05	0.20-0.7	1.0-2.0	0.05	...	3.8-4.6	...	...	0.10-0.20 Zr	0.05	0.05	0.15	Kal.
7005	A97005	...	0.35	0.40	0.10	0.20-0.7	1.0-1.8	0.06-0.20	...	4.0-5.0	...	...	0.08-0.20 Zr	0.01-0.06	0.05	0.15	Kal.

Tablo 2.11 7xxx serisi Al-alaşımlarının kimyasal kompozisyonları (Cayless, 1992) (Devamı).

7008	A97008	...	0.10	0.10	0.05	0.05	0.7-1.4	0.12-0.25	...	4.5-5.5	...	...	...	0.05	0.05	0.10	Kal.
7108	A97108	...	0.10	0.10	0.05	0.05	0.7-1.4	...	...	4.5-5.5	...	...	0.12-0.25 Zr	0.05	0.05	0.15	Kal.
7009	...	...	0.20	0.20	0.6-1.3	0.10	2.1-2.9	0.10-0.25	...	5.5-5.6	...	...	<sup>(t)</sup>	0.20	0.05	0.15	Kal.
7109	...	...	0.10	0.15	0.8-1.3	0.10	2.2-2.7	0.04-0.08	...	5.8-6.5	...	...	0.10-0.20 Zr <sup>(t)</sup>	0.10	0.05	0.15	Kal.
7010	...	AlZn6MgCu	0.12	0.15	1.5-2.0	0.10	2.1-2.6	0.05	0.05	5.7-6.7	...	...	0.10-0.16 Zr	0.06	0.05	0.15	Kal.
7011	A97011(e)	...	0.15	0.20	0.05	0.10-0.30	1.0-1.6	0.05-0.20	...	4.0-5.5	...	...	...	0.05	0.05	0.15	Kal.
7012	...	...	0.15	0.25	0.8-1.2	0.08-0.15	1.8-2.2	0.04	...	5.8-6.5	...	...	0.10-0.18 Zr	0.02-0.08	0.05	0.15	Kal.
7013	A97013	...	0.6	0.7	0.10	1.0-1.5	...	...	...	1.5-2.0	...	...	...	...	0.05	0.15	Kal.
7014	...	...	0.50	0.50	0.30-0.7	0.30-0.7	2.2-3.2	...	0.10	5.2-6.2	...	...	0.20 (Ti+Zr)	...	0.05	0.15	Kal.
7015	...	...	0.20	0.30	0.06-0.15	0.10	1.3-2.1	0.15	...	4.6-5.2	...	...	0.10-0.20 Zr	0.10	0.05	0.15	Kal.
7016	A97016	...	0.10	0.12	0.45-1.0	0.03	0.8-1.4	...	...	4.0-5.0	...	0.05	...	0.03	0.03	0.10	Kal.
7116	...	...	0.15	0.30	0.50-1.1	0.05	0.8-1.4	...	...	4.2-5.2	0.03	0.05	...	0.05	0.05	0.15	Kal.
7017	...	...	0.35	0.45	0.20	0.05-0.50	2.0-3.0	0.35	0.10	4.0-5.2	...	...	0.10-0.25 Zr <sup>(u)</sup>	0.15	0.05	0.15	Kal.
7018	...	...	0.35	0.45	0.20	0.15-0.50	0.7-1.5	0.20	0.10	4.5-5.5	...	...	0.10-0.25 Zr	0.15	0.05	0.15	Kal.
7019	...	...	0.35	0.45	0.20	0.15-0.50	1.5-2.5	0.20	0.10	3.5-4.5	...	...	0.10-0.25 Zr	0.15	0.05	0.15	Kal.
7020	...	AlZn4.5MgI	0.35	0.40	0.20	0.05-0.50	1.0-1.4	0.10-0.35	...	4.0-5.0	...	...	<sup>(v)</sup>	...	0.05	0.15	Kal.
7021	A97021	...	0.25	0.40	0.25	0.10	1.2-1.8	0.05	...	5.0-6.0	...	...	0.08-0.18 Zr	0.10	0.05	0.15	Kal.
7022	...	...	0.50	0.50	0.50-1.0	0.10-0.40	2.6-3.7	0.10-0.30	...	4.3-5.2	...	...	0.20 (Ti+Zr)	...	0.05	0.15	Kal.
7023	...	...	0.50	0.50	0.50-1.0	0.10-0.6	2.0-3.0	0.05-0.35	...	4.0-6.0	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
7024	...	...	0.30	0.40	0.10	0.10-0.6	0.50-1.0	0.05-0.35	...	3.0-5.0	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
7025	...	...	0.30	0.40	0.10	0.10-0.6	0.8-1.5	0.05-0.35	...	3.0-5.0	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
7026	...	...	0.08	0.12	0.6-0.9	0.05-0.20	1.5-1.9	...	...	4.6-5.2	...	...	0.09-0.14 Zr	0.05	0.03	0.10	Kal.
7027	...	...	0.25	0.40	0.10-0.30	0.10-0.40	0.7-1.1	...	...	3.5-4.5	...	...	0.05-0.30 Zr	0.10	0.05	0.15	Kal.
7028	...	...	0.35	0.50	0.10-0.30	0.15-0.6	1.5-2.3	0.20	...	4.5-5.2	...	...	0.08-0.25 (Zr+Ti)	0.05	0.05	0.15	Kal.
7029	A97029	...	0.10	0.12	0.50-0.9	0.03	1.3-2.0	...	...	4.2-5.2	...	0.05	...	0.05	0.03	0.10	Kal.
7129	A97129	...	0.15	0.30	0.50-0.9	0.10	1.3-2.0	0.10	...	4.2-5.2	0.03	0.05	...	0.05	0.05	0.15	Kal.



Tablo 2.11 7xxx serisi Al-alaşımlarının kimyasal kompozisyonları (Cayless, 1992) (Devamı).

7229	...	...	0.06	0.08	0.50-0.9	0.03	1.3-2.0	...	...	4.2-5.2	...	0.05	...	0.05	0.03	0.10	Kal.
7030	...	...	0.20	0.30	0.20-0.40	0.05	1.0-1.5	0.04	...	4.8-5.9	0.03	...	0.03 Zr	0.03	0.05	0.15	Kal.
7039	A97039	...	0.30	0.40	0.10-0.40	0.10	2.3-3.3	0.15-0.25	...	3.5-4.5	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
7046	A97046	...	0.20	0.40	0.25	0.30	1.0-1.6	0.20	...	6.6-7.6	...	...	0.10-0.18 Zr	0.06	0.05	0.15	Kal.
7146	A97146	...	0.20	0.40	...	...	1.0-1.6	...	...	6.6-7.6	...	...	0.10-0.18 Zr	0.06	0.05	0.15	Kal.
7049	A97049	...	0.25	0.35	1.2-1.9	0.20	2.0-2.9	0.10-0.22	...	7.2-8.2	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
7149	A97149	...	0.15	0.20	1.2-1.9	0.20	2.0-2.9	0.10-0.22	...	7.2-8.2	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
7050	A97050	AlZn6CuMgZr	0.12	0.15	2.0-2.6	0.10	1.9-2.6	0.04	...	5.7-6.7	...	...	0.08-0.15 Zr	0.06	0.05	0.15	Kal.
7150	A97150	...	0.12	0.15	1.9-2.5	0.10	2.0-2.7	0.04	...	5.9-6.9	...	...	0.08-0.15 Zr	0.06	0.05	0.15	Kal.
7051	...	...	0.35	0.45	0.15	0.10-0.45	1.7-2.5	0.05-0.25	...	3.0-4.0	...	...	...	0.15	0.05	0.15	Kal.
7060	...	...	0.15	0.20	1.8-2.6	0.20	1.3-2.1	0.15-0.25	...	6.1-7.5	...	...	0.003 Pb <sup>(w)</sup>	0.10	0.05	0.15	Kal.
X7064	...	...	0.12	0.15	1.8-2.4	...	1.9-2.9	0.06-0.25	...	6.8-8.0	...	...	0.10-0.50 Zr <sup>(x)</sup>	...	0.05	0.15	Kal.
7072	A97072	AlZn1	0.7(Si + Fe)		0.10	0.10	0.10	...	...	0.8-1.3	...	...	...	...	0.05	0.15	rem
7472	A97472	...	0.25	0.6	0.05	0.05	0.9-1.5	...	...	1.3-1.9	...	...	...	...	0.05	0.15	Kal.
<b>7075</b>	<b>A97075</b>	<b>AlZn5.5MgCu</b>	<b>0.40</b>	<b>0.50</b>	<b>1.2-2.0</b>	<b>0.30</b>	<b>2.1-2.9</b>	<b>0.18-0.28</b>	...	<b>5.1-6.1</b>	...	...	<b>(y)</b>	<b>0.20</b>	<b>0.05</b>	<b>0.15</b>	<b>Kal.</b>
7175	A97175	...	0.15	0.20	1.2-2.0	0.10	2.1-2.9	0.18-0.28	...	5.1-6.1	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
7475	A97475	AlZn5.5MgCu(A)	0.10	0.12	1.2-1.9	0.06	1.9-2.6	0.18-0.25	...	5.2-6.2	...	...	...	0.06	0.05	0.15	Kal.
7076	A97076	...	0.40	0.6	0.30-1.0	0.30-0.8	1.2-2.0	...	...	7.0-8.0	...	...	...	0.20	0.05	0.15	Kal.
7277	A97277	...	0.50	0.7	0.8-1.7	...	1.7-2.3	0.18-0.35	...	3.7-4.3	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
7178	A97178	...	0.40	0.50	1.6-2.4	0.30	2.4-3.1	0.18-0.28	...	6.3-7.3	...	...	...	0.20	0.05	0.15	Kal.
7278	...	...	0.15	0.20	1.6-2.2	0.02	2.5-3.2	0.17-0.25	...	6.6-7.4	0.03	0.05	...	0.03	0.03	0.10	Kal.
7079	A97079	...	0.30	0.40	0.40-0.8	0.10-0.30	2.9-3.7	0.10-0.25	...	3.8-4.8	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
7179	A97179	...	0.15	0.20	0.40-0.8	0.10-0.30	2.9-3.7	0.10-0.25	...	3.8-4.8	...	...	...	0.10	0.05	0.15	Kal.
7090	A97090	...	0.12	0.15	0.6-1.3	...	2.0-3.0	...	...	7.3-8.7	...	...	1.0-1.9 Co <sup>(z)</sup>	...	0.05	0.15	Kal.
7091	A97091	...	0.12	0.15	1.1-1.8	...	2.0-3.0	...	...	5.8-7.1	...	...	0.20-0.6 Co <sup>(z)</sup>	...	0.05	0.15	Kal.

(t) 0.25 - 0.40 Ag ; (u) min 0.15 (Mn + Cr) ; (v) 0.8 - 0.20 Zr, 0.08 - 0.25 (Zr + Ti) ; (w) max 0.20 (Ti + Zr) ; (x) 0.10 - 0.40 Co, 0.05 - 0.30 O ; (y) Üretici tüketici ve sağlayıcının mutabık olması durumunda ekstrüzyon ve dövme ürünleri için max % 0.25 (Zr + Ti) kullanılabilir ; (z) 0.20 to 0.50 O.

Tablo 2.12 7075 alaşımının temper Şartlarına bağlı olarak değişen mekanik  zellikleri (Cayless, 1992).

Temper	ekme Dayanımı	Akma Sınırı	Uzama*	Brinell Sertliği	Kesme Mukavemeti
	MPa	MPa	%	500 kg, 10 mm, 30s	MPa
<b>O</b>	228	103	17	60	152
<b>T6, T651</b>	572	503	11	150	331
<b>T73</b>	503	434	...	...	...

\* 50 mm ya da d çap olmak üzere 4d' de.

Tablo 2.13 7075 alaşımı mekanik  zelliklerinin sıcaklığa bağlı olarak değişimi (Cayless, 1992).

Sıcaklık (°C)	ekme Dayanımı* (MPa)		Akma Sınırı* [%0,2] (MPa)		Uzama** (%)	
	T6 T651	T73 T7351	T6 T651	T73 T7351	T6 T651	T73 T7351
<b>-196</b>	703	634	634	496	9	14
<b>-80</b>	621	545	545	462	11	14
<b>-28</b>	593	524	517	448	11	13
<b>24</b>	572	503	503	434	11	13
<b>100</b>	483	434	448	400	14	15
<b>149</b>	214	214	186	186	30	30
<b>204</b>	110	110	87	90	55	55
<b>260</b>	76	76	62	62	65	65
<b>316</b>	55	55	45	45	70	70
<b>371</b>	41	41	32	32	70	70

\* Söz konusu sıcaklıkta 10 saat yüksüz durumda bekletme sonucu ulaşılan minimum mukavemet; deney sırasındaki yükleme akma noktasına kadar 35 MPa/min , bu noktadan kopma anına kadar %5/min gerinim oranı baz alınarak yapılmıştır , \*\* 50mm' de.

### 2.1.3 Alüminyum ve Alaşımlarının Üstünlükleri ve Kullanım Alanları

Aşağıda alüminyum ve alüminyum alaşımlarının hemen hemen ekonominin her sektöründe geniş bir kullanım alanı bulmalarını sağlayan bazı karakteristik özellikleri listelenmiştir. Bu özelliklerin tümünü bir arada barındıran başka bir malzemenin olmadığını söylemek yanlış olmayacaktır (Kaufman, 2006):

- **Hafiflik (düşük yoğunluk):** Pek az malzeme (örneğin Mg) alüminyumdan daha düşük bir yoğunluğa sahiptir ve bu malzemeler sıklıkla kullanılan malzemeler değildir. Demir ve bakır'ın yoğunluğu alüminyum yoğunluğunun kabaca üç katıdır. Titanyum ise alüminyuma göre %60 daha yüksek bir yoğunluğa sahiptir.
- **Kolay şekillenebilirlik:** Alüminyum hemen hemen bilinen her yöntemle üretilebilir ya da şekillendirilebilir. Bu nedenle çok çeşitli ürün formları mevcuttur.
- **Geniş mekanik özellik aralığı:** Alüminyumun zayıf, çok sünek ya da alaşımlandırma işlemine bağlı olarak, çekme dayanımı yaklaşık 700 MPa olan geniş bir mukavemet aralığında çeşitleri vardır.
- **Yüksek mukavemet/ağırlık oranı (spesifik mukavemet):** Düşük yoğunluk ve yüksek mukavemet özelliklerine bağlı olarak bazı alüminyum alaşımları, ancak yüksek alaşımlı ve mukavemetlendirilmiş çelikler ve titanyum tarafından egale edilebilen ya da aşılabilen, üstün mukavemet/ağırlık oranına sahiptir.
- **Üstün düşük sıcaklık özellikleri:** Alüminyum çok düşük sıcaklıklarda kırılma geçirmez. Aksine pek çok alüminyum alaşımının mekanik özellikleri sıcaklık düştükçe iyileşir.

- **Yüksek korozyon direnci:** Alüminyum atmosfer şartlarına bağlı olarak paslanıp çürümez ve genelde yüzey koruma gerektirmez. Kimyasal etkilere karşı son derece dirençlidir.
- **Yüksek elektriksel ve ısı iletkenlik:** Alüminyum elektriği iyi iletir ve sadece özel şartlar altında kullanım alanına sahip sodyum dışında, diğer malzemelerden daha iyi ısıtır. Hacim bazında, sadece bakır, gümüş ve altın alüminyumdan daha iyi bir iletkenidir.
- **Yüksek yansıtma özelliği:** Alüminyum beyaz ışığın %80'ini yansıtır ve bu oran özel işlemlerle artırılabilir.
- **Yüzey bitirme çeşitliliği:** Üretim aşamasında çok değişik yöntemler kullanılarak (mekanik, kimyasal, elektromekanik,...vs.) farklı yüzey kaliteleri elde edilebilir. Buna bağlı olarak mimari malzemeler içinde eşsizdir.

Aşağıda alüminyumun sıklıkla kullanıldığı büyük sektörler ve bu sektörlerde alüminyumun kullanım yerlerine ve şekillerine ait örnekler listelenmiştir (Kaufman, 2006):

- **Elektrik sektörü:**

Alüminyumun yüksek elektrik iletkenliği (%60 IACS) maliyet uygunluğu açısından alüminyumu bakıra bir alternatif yapmaktadır. Kullanım yerleri:

- Elektrik kablosu: Özel mukavemet gereksiniminin olmadığı yerlerde 1350, yüksek mukavemet ve yüksek iletkenlik istenen yerlerde 6201
- Veriyolu iletkeni: 6101
- Elektrik kablosu kuleleri: 6063 veya 6061 ekstrüzyon ürünleri

- **İnşaat ve yapı sektörü:**

Yapısal ve mimari gereksinimlerin birlikte değerlendirildiği bu sektörde kullanım yerleri:

- Köprüler ve diğer otoban yapıları: 6063 ve 6061 ekstrüzyon ürünleri; 5083 ve 5454 levhalar
- Köprü küpeşte montajları: 357.0-T6
- Market cepheleri, perde duvarlar: 6063 ekstrüzyon ürünleri
- İnşaat sacları, cephe giydirme: 3005, 3105 ve 5005 saclar
- Meydan ve kongre merkezi çatıları: 6061 ekstrüzyon ürünleri ile beraber 5xxx serisi saclar
- Konut inşaatı yapıları: 6063 ekstrüzyon ürünleri
- Mimari süslemeler: 5257, 5657, 6463
- Kompozit duvar panelleri: 5xxx serisi saclar ve polimerler

- **Otomobil, van, SUV ve kamyon uygulamaları:**

Otomotiv uygulamaları, yakıt tasarrufu sağlanabilmesi ve çevre kirleticilerinin azaltılması açısından döküm, sac ve ekstrüzyon ürünlerinin birlikte kullanımını gerektirir. Bazı örnekler aşağıda sıralanmıştır:

- Çerçeveler: 5182 veya 5754 saclar; ya da uzay kafes dizaynları için 6063 veya 6061 ekstrüzyon ürünleri.
- Göçme direncinin önemli olduğu yerlerde harici gövde sac panelleri: 2008, 6111
- Dahili gövde paneller: 5083, 5754
- Tamponlar: 7029, 7129
- Klima tüpleri, ısı değiştirgeçleri: 3003
- Otomobil süslemeleri: 5257, 5657, 5757
- Kapı kirişleri, koltuk rayları, taşıma aparatları (bisiklet gibi), korkuluklar: 6061 veya 6063
- Kaput, bagaj kapağı: 2036, 6016, 6111
- Kamyon kirişleri: 2014, 6070
- Çekici kamyon gövdeleri: 5454, 5083, 5456

- Jantlar: A356.0, şekillendirilmiş 5xxx serisi saclar veya 2014-T6
- Muhafazalar, dişli kutuları: 357.0, A357.0

- **Uçak ve uzay endüstrisi:**

Bu sektör yüksek mukavemetle beraber, kullanılacak olan spesifik parçaya bağlı olarak yüksek kırılma tokluğu, yüksek korozyon direnci ve/veya yüksek modül (bazen üçünü birden) gerektirir. Bu durumun bir sonucu olarak aşağıda örneklendirildiği gibi bu sektör için değişik temper şartlarında çok sayıda alaşım geliştirilmiştir:

- Uzay aynaları: yüksek saflıkta alüminyum
- Kanat ve uçak gövdesi kaplamaları: 2024, kaplamalı 2024, 7050 levha ya da ekstrüzyon ürünleri
- Kanat yapıları: 2197, 7049, 7050, 7175
- Roket tankları: 2195, 2219, 2419
- Motor bileşenleri: 2618
- Pervaneler: 2025
- Perçinler: 2117, 6053
- Eğer yüksek modül gerekliyse: 2090, 2091, 2195 veya 8090
- Eğer yüksek kırılma tokluğu kritikse: 2124, 2224, 2324, 7175, 7475
- Maksimum kırılma tokluğu için: 7475
- Eğer gerilme korozyonu direnci önemli ise: 7X50-T73 veya 7X75-T73
- Eksfoliasyon önemli ise: T76 temper şartlarında 7xxx serisi alaşımlar
- Uzay mekiği tankı gibi kaynaklı konstrüksiyonlarda: 5456, 2219, 2195

- **Deniz taşımacılığı:**

Pek çok alüminyum alaşımının tuzlu deniz suyuna karşı korozif direnci mevcuttur. Bu nedenle botlarda, gemilerde, açık deniz istasyonlarında ve diğer deniz suyuna batmış uygulamalarda alüminyum alaşımları bulunur:

- Gemi gövdesi malzemesi: 5083, 5383, 6063, 6061
- Üst güverte: 5083, 5456
- Yapısal kirişler: 5083, 5383, 6063, 6061

- Açık deniz istasyonları, tanklar: 5083, 5456

- **Demiryolu taşımacılığı:**

Otomobil ve kamyon gövdelerinde olduğu gibi, raylı sistem taşıt yapılarında ve dış panellerinde kullanılırlar:

- Kirişler: 2014, 6061, 6070
- Dış paneller: 5456, 6111
- Sarnıç vagonları (tanker): 5454, 5083
- Kömür vagonları: 5454, 5083, 5456
- Sıcak ürün kargo vagonları: 5454

- **Paketleme uygulamaları:**

Paketleme uygulamalarında, folyolar ve ambalajlar iyi süneklik ve korozyon direnci, rijit kap sacları ise iyi mukavemet ve işlenebilirlik gerektirir. Bazı örnekler aşağıda listelenmiştir:

- Gıdalar için alüminyum folyolar: 1175
- Rijit kap gövdeleri: 3004
- Rijit kap kapakları: 5182

- **Petrol ve kimya endüstrisi bileşenleri:**

Bazı uygulamaları son derece korozif akışkanlar içeren kimya endüstrisinde böyle uygulamalar için yüksek mukavemetli, korozyon direnci yüksek ve kaynak kabiliyeti iyi olan alaşımlar uygundur:

- Kimyasal borular: 1060, 5254, 6063
- Basınçlı kaplar (ASME kodu): 5083, 5086, 6061, 6063
- Petrol boru hatları: 6061, 6063, 6070
- Düşük sıcaklık tankları: 5052, 5083, 5454, 6063, 6061
- Hidrojen peroksit kapları: 5254, 5652

- **Diğer sektörler:**

Büyük sektörler olmasa da, alüminyumlar pek çok uygulamada kullanılma alanı bulurlar:

- Cıvata makinası ürünleri: 2011, 6262
- Araç gereçler: 5005, 5052
- Basamak sacları: 6061
- Kaynak telleri: 4043 ( 6xxx serisi alaşımların kaynağı için), 5356, 5183, 5556 ( 5xxx serisi alaşımların kaynağı için)

## 2.2 Alüminyum Alaşımlarının Kaynağı

Kaynak; iki elemanın birbiriyle temas halinde olan yüzeylerinin kaynaştırılması yoluyla elde edilen birleştirme olarak tanımlanabilir. Bu kaynaştırma işlemi, sıvı hal (ergitme) kaynak yöntemi olarak adlandırılan, iki parçanın beraberce ergitilmesi yoluyla, ya da katı hal kaynak yöntemleri ile basınç ve sıcaklık etkisi altında ara yüzeyde metalik bağ oluşturulması yoluyla sağlanabilir (Mathers, 2002).

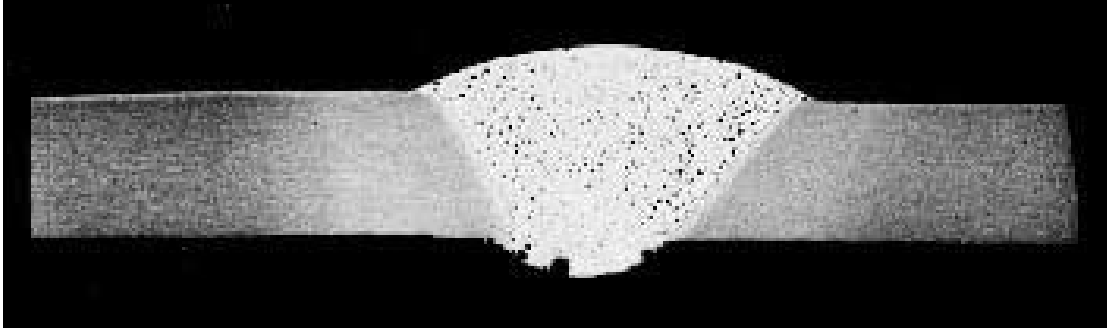
İdeal bir kaynak sonrasında kaynak bölgesinin baz malzemeye aynı özelliklere sahip olması istenir. Ancak alüminyum ve alaşımlarının kaynağında söz konusu olan bazı problemlerden dolayı bu ideal kaynağın elde edilmesi son derece güçtür. Bu alaşımların kaynağında karşılaşılan problemler aşağıda sıralandığı gibidir (Mathers, 2002):

- Porozite oluşumu
- Oksit kalıntıları ve oksit katmanları
- Katılama çatlakları
- Kaynak dikişinde ve ısıdan etkilenen bölgede (IEB) mukavemet kaybı
- Yetersiz ergitme
- Korozyon direncinde azalma
- Elektrik direncinde azalma

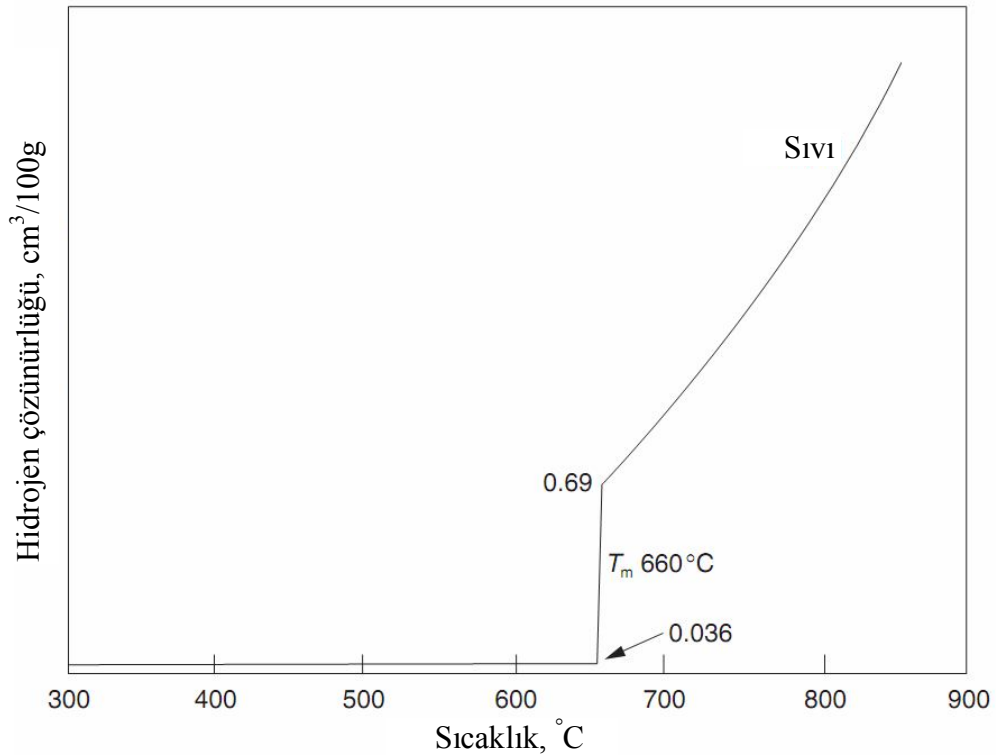
Alüminyum ve alaşımlarının kaynağında karşılaşılan porozite oluşumunun nedeni, alüminyumun hidrojen çözünürlüğünün sıvı halde katı haldekenden çok daha yüksek olması, dolayısıyla kaynak dikişine kaynak işlemi esnasında giren hidrojenin katılama esnasında gaz olarak açığa çıkmasıdır. Bu sebeple özellikle ergitme kaynak



yöntemlerinde bu sorun ile karşılaşılmaktadır (Çam, 2005). Porozite çok küçük boyutlarda olabildiği gibi 3-4 mm çaplı boyutlara kadar da çıkabilmektedir. Şekil 2.3 TIG kaynağı yapılmış 6mm kalınlıklı levhalarda oluşan poroziteyi göstermektedir. Şekil 2.4’de ise alüminyumun sıvı ve katı hal durumuna göre değişen hidrojen çözünürlüğü görülebilir. Şekilden görülebileceği üzere, sıvı haldeki hidrojen çözünürlüğünün katı haldekine göre 20 katı civarında olması ergitme kaynak yöntemlerinde porozitesiz kaynak elde etmeyi güçleştirmektedir (Mathers, 2002).

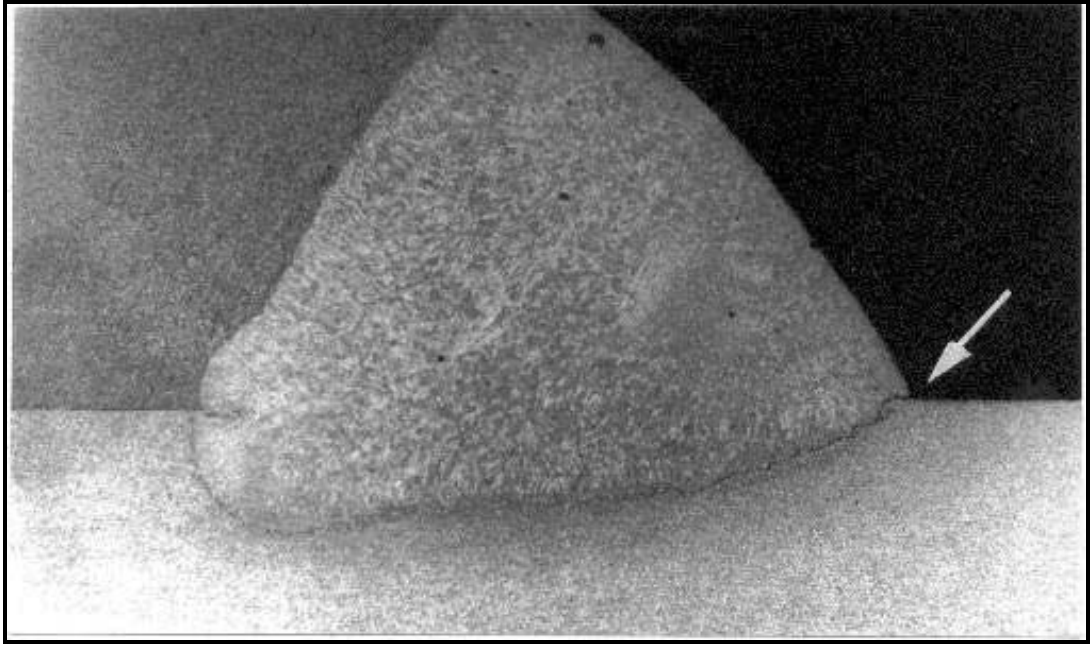


Şekil 2. 3 TIG kaynaklı 6mm kalınlıklı alüminyum levhalarda ince yapılı porozite oluşumu (Mathers, 2002).



Şekil 2.4 Alüminyum içinde hidrojen çözünürlüğü (Mathers, 2002).

Vakum ortamında yapılan elektron ışını kaynağı yöntemi porozite açısından en avantajlı ergitme kaynak yöntemidir. Fakat yüksek sıcaklıkların söz konusu olduğu elektron kaynağı vakum ortamında yapıldığı için düşük buharlaşma sıcaklığına sahip alaşım elementleri içeren Al-alaşımalarında kaynak dikişinde alaşım elementi kaybı dolayısıyla mukavemet düşüşü problem olarak karşımıza çıkmaktadır. Ayrıca, yöntem oldukça pahalı bir yatırım gerektirdiği için yaygın olarak kullanılmamaktadır (Çam, 2005).



Şekil 2. 5 Dolgu kaynağında oksit katmanı teşekkülü (Mathers, 2002).

Alüminyumlara mükemmel bir korozyon direnci özelliği kazandıran alüminyum oksit ( $Al_2O_3$ ) tabakası alüminyumların yüzeyinde hızlı bir şekilde oluşan ve son derece kararlı, yapışkan bir tabakadır. Alüminyum oksit'in ergime derecesi  $2060\text{ }^{\circ}C$  olup saf alüminyumun ergime derecesi olan  $660\text{ }^{\circ}C$ 'ye kıyasla son derece yüksektir. Diğer pek çok metalin oksiti baz malzemesi ile aynı sıcaklıkta ya da daha düşük sıcaklıklarda ergimekte ve bu sayede ergimemiş kaynak metalinin üst yüzeyinde yüzen bir curuf tabakası olarak ortaya çıkmaktadır. Ancak alüminyumun ergime sıcaklığında yüzeyden uzaklaştırılmamış ise alüminyum oksit ergimemekte ve bu oksit ergimiş metal içerisinde kendine yer bulmaktadır. Ergimiş metal içindeki bu oksit filmi ya da kalıntılarının uygun yöntemlerle bertaraf edilmesi şarttır. Aksi

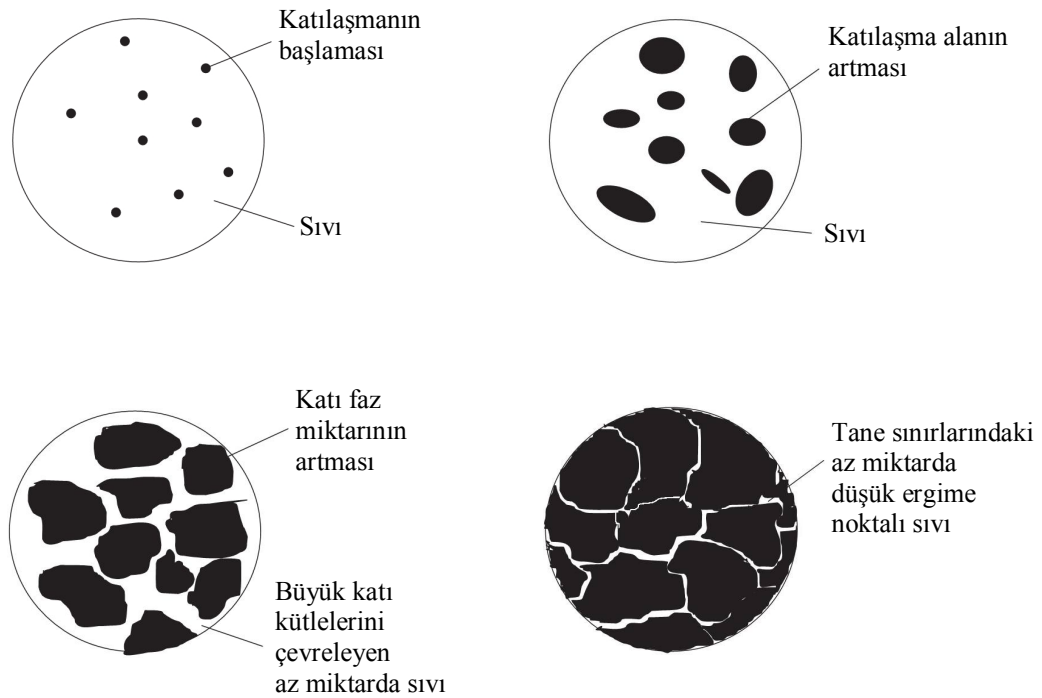
taktirde kaynak içinde mukavemeti düşürücü etkisi olan oksit kalıntıları ya da katmanlarının mevcudiyeti gibi kaynak hatalarına sebep olabilir. Şekil 2.5’de dolgu kaynağı sırasında oluşmuş ve kaynağın mukavemetine etki eden oksit katmanı görülebilir (Mathers, 2002).

Tablo 2.14 Ticari Alüminyum alaşımlarının kaynağında önemli olan katılma reaksiyonları (Cross, Olson, ve Liu 2003).

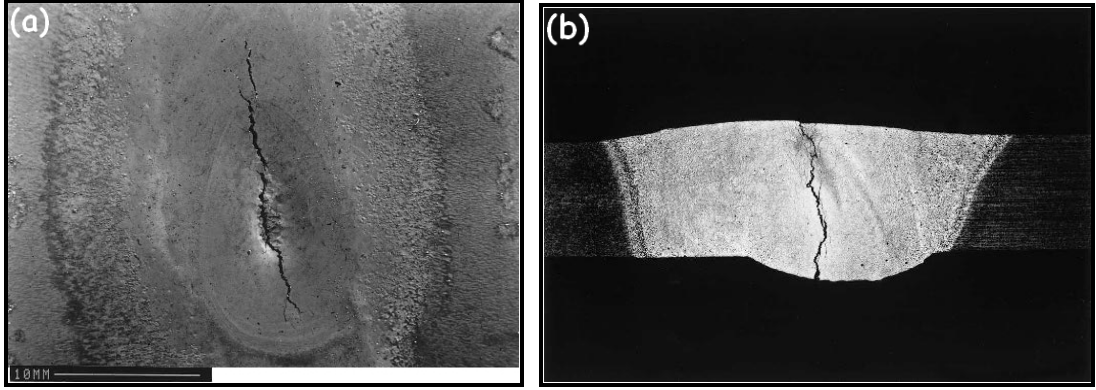
Alaşım Sistemi	Reaksiyon	Sıcaklık, °C	Bileşik
Al-Cu	Ötektik	547	CuAl <sub>2</sub>
Al-Mg	Ötektik	450	Mg <sub>5</sub> Al <sub>8</sub>
Al-Si	Ötektik	577	Si
Al-Sc	Ötektik	655	ScAl <sub>3</sub>
Al-Fe	Ötektik	655	FeAl <sub>3</sub>
Al-Mn	Ötektik	657	MnAl <sub>6</sub>
Al-Zr	Peritektik	660	ZrAl <sub>3</sub>
Al-Ti	Peritektik	665	TiAl <sub>3</sub>
Al-V	Peritektik	661	VAl <sub>10</sub>
Al-Mg-Cu	Ötektik	518	CuMgAl <sub>2</sub>
		507	CuMgAl <sub>2</sub> + CuAl <sub>2</sub> (Yüksek Cu)
Al-Mg-Zn	Ötektik	449	CuMg <sub>4</sub> Al <sub>6</sub> + Mg <sub>5</sub> Al <sub>8</sub> (Yüksek Mg)
		489	Mg <sub>3</sub> Zn <sub>3</sub> Al <sub>2</sub>
		475	Mg <sub>3</sub> Zn <sub>3</sub> Al <sub>2</sub> + MgZn <sub>2</sub> (Yüksek Zn)
Al-Mg-Si	Ötektik	447	Mg <sub>3</sub> Zn <sub>3</sub> Al <sub>2</sub> + Mg <sub>5</sub> Al <sub>8</sub> (Yüksek Mg)
		595	Mg <sub>2</sub> Si
		555	Mg <sub>2</sub> Si + Si (Yüksek Si)
		449	Mg <sub>2</sub> Si + Mg <sub>5</sub> Al <sub>8</sub> (Yüksek Mg)

Katılma çatlakları her ne kadar saf alüminyumların kaynağında oluşmasa da belli alaşım sistemlerinde karşılaşılan bir sorundur. Bu çatlak oluşumu sadece alüminyum alaşımlarında değil çelikler, nikel ve bakır alaşımlarında da söz konusudur. Çatlakların oluşum mekanizması bütün alaşım sistemlerinde aynı olup metal alaşımı sistemlerinin katılmasına bağlıdır. Saf metale yapılan alaşım elementi katkısı, alaşımın katılma sıcaklığını değiştiren katı çözelti, ötektik ve intermetalik bileşikler gibi farklı fazların oluşmasını sağlayacaktır. Alaşımın en düşük ergime dereceli bileşeni, spesifik bir derecede katılma ötektik bileşen olarak bilinir. Diğer ötektik olmayan bileşenler daha yüksek bir sıcaklık aralığında katılır. Tablo 2.14

ticari Al-alaşımaları için ötektik bileşikleri ve oluşma sıcaklıklarını vermektedir (Cross, Olson, ve Liu 2003). Şekil 2.6'da bir metalin katılaşması şematik olarak gösterilmiştir. Düşük ergime dereceli bileşenler daha önce katılaştıran katı parçacıklar tarafından tane sınırlarına doğru itilmektedir. Eğer düşük ergime dereceli ötektik ile geri kalan önceden katılaşmış kısmın ergime dereceleri arasındaki fark fazla ise, tane sınırları boyunca yayılmış olan sıvı kısım katılaştırken büzülme ve çatlak oluşumuna sebep olmaktadır. Şekil 2.7'de TIG kaynağı sonrası çatlak oluşumu örnekleri görülmektedir (Mathers, 2002). Özetle, Al-alaşımalarının ısı genleşmelerinin yüksek ve katılma sıcaklık aralıklarının geniş olması, özellikle çatlak oluşumuna daha duyarlı yaşlandırma sertleştirme yapılmış Al-alaşımalarında (AA7075 gibi) kaynak dikişinde çatlak oluşumuna neden olur. Özellikle ark kaynağındaki yüksek ısı girdisi ayrıca, IEB'de tane sınırlarında düşük ergime dereceli fazların oluşumuna ve dolayısıyla bu bölgede çatlak oluşumuna neden olabilir (Çam, 2005).



Şekil 2.6 Metallerin katılaşması (Mathers, 2002).



Şekil 2.7 (a) TIG kaynaklı AA5083, (b) 4043 dolgu teli kullanılarak TIG kaynağı yapılmış 3mm kalınlıklı AA6082 (Mathers, 2002).

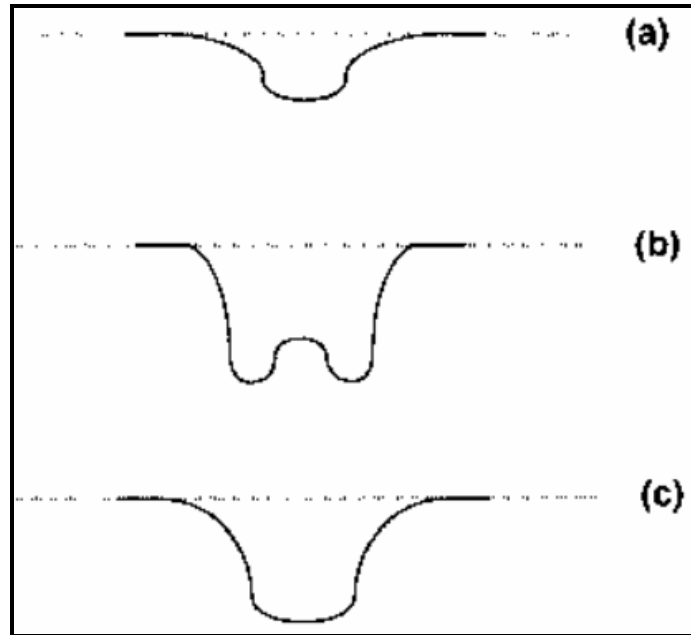
Al-Alaşımlarının özellikle yaşlandırma sertleştirmesine tabi tutulmuş türlerinin ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmelerinde karşılaşılan bir başka sorun kaynak dikişinde sertleştirici çökeltilerin çözünmesi ve tane sınırı segregasyonu sonucu ve IEB'de aşırı yaşlanma sonucu sertlik ve mukavemetin düşmesidir. Bu durum kaynak yapılan baz malzeme ile kaynak bölgesinde mekanik uyumsuzluğa neden olmakta ve kaynak bölgesinde mukavemet düşüşü olarak bilinmektedir. Ayrıca, Al-Li alaşımları ve AA7075 gibi bazı Al-alaşımları ergitme kaynak yöntemi ile kaynak edilememektedirler (Çam, 2005).

IEB'de sıcaklığın ergime sıcaklığına eriştiği kısımlarında sertleştirici partiküllerin tamamen çözünmesi söz konusudur. Sertleştirici partiküllerin sırasıyla  $\beta''$  ( $Mg_2Si$ ) ve  $\eta'$  ( $MgZn_2$ ) olduğu 6xxx ve 7xxx alaşım sistemlerinde, bu çökeltiler soğuma sırasında çözülmüş halde aynen kalır ve bu bölgede mukavemetin çok düşük kalmasına sebep olurlar. Kaynak sonrası oda sıcaklığında yapılan doğal yaşlandırma ile 3 gün sonunda, özellikle yüksek mukavemetli 7xxx serisi alaşımlarda söz konusu mukavemet kaybının yaklaşık yarısı kadarının geri kazanımı sağlanabilir. Sertleştirici partiküllerin  $\theta'$  ( $CuAl_2$ ) olduğu 2xxx alaşım sisteminde ise, soğuma sırasında  $\theta'$  sertleştirici partiküllerinin tane sınırlarında tekrar çökmesi ve çökmenin olmadığı bölgelerin (precipitate free zone, PFZ) varlığı söz konusudur (Cross, Olson ve Liu, 2003).

Pek çok alüminyum kaynağında, en zayıf bölge kaynak dikişidir. 6xxx serisi bu konuda bir istisna oluşturur, bu alaşımlarda en zayıf bölge IEB'dir. Al-Mg-Si (6xxx)

ve Al-Mg-Zn (7xxx) serisi Al-alaşımalarının mukavemeti çökeltme sertleşmesine bağlıdır. Bu alaşımların kaynakları çökelti partiküllerinin çözünmesi ve bunun neticesinde IEB'de mukavemet kaybı ile sonuçlanır. Kaynak sonrasında her iki alaşımda da kaynak sonrası doğal yaşlanma olsa da (7xxx serisi alaşımlarda daha fazla) 6xxx serisi Al-alaşımlarında en zayıf bölge IEB olarak kalır (Şekil 2.8). 7xxx serisi alaşımlarda bu doğal yaşlanma sonucunda en zayıf bölgenin kaynak dikişi olmasından ötürü, daha yüksek mukavemet sağlayacak dolgu telleri geliştirilmeye çalışılmaktadır (Cross, Olson ve Liu, 2003).

Al-alaşımlarının ark kaynağında karşılaşılan bir güçlük de, bu alaşımların ısı iletkenlik katsayılarının yüksek olması nedeniyle ısının kaynak bölgesine çok hızlı bir şekilde uygulanması zorunluluğudur. Düşük ısı girdisine rağmen lazer kaynağı Al-alaşımlarının kaynağında sorunsuz kullanılamamaktadır. Al-alaşımlarının lazer ışını yansıtması bu yöntemin bu malzemelerde kullanılmasında dikkate alınması gereken bir husustur (Çam, 2005).



Şekil 2.8 Al-alaşımlarında kaynak bölgesinin karakteristik sertlik profillerinin şematik gösterimi : (a) 5xxx serisi, (b) 6xxx serisi, (c) 7xxx serisi (Cross, Olson ve Liu, 2003).

Al-alaşımaları kaynak bölgelerinde dövme alüminyum özelliklerini yitirirler ve bu bölgelerde, normalde sahip oldukları korozyon dirençlerini sergilemezler. Kaynak bölgeleri kendilerine has mikroyapısal özelliklere sahiptirler ve bu bölgelerin korozyona karşı ömürleri baz malzemedenden farklıdır. Kaynak bölgeleri kimyasal kompozisyon itibariyle ve mikroyapısal olarak heterojendir. Kaynak bölgeleri genel olarak birbirinden farklı özelliklere sahip baz malzeme, IEB ve kaynak dikişinden oluşur. Söz konusu alaşım sistemine bağlı olarak, IEB ve baz malzeme arasındaki olası korozyon genelde korozyon konusunda belirleyicidir. Kaynaklı alüminyumlar her ne kadar korozyonun değişik tiplerine maruz kalabilseler de genel olarak mikroyapı ve kimyasal kompozisyon heterojenliği kaynaklı korozyonlara karşı daha duyarlıdırlar. Bu korozyon tipleri arasında galvanik korozyon, çukur korozyonu, gerilme korozyonu, taneler arası korozyon sayılabilir. Örneğin, kaynaktaki homojen olmayan yapı gerilme korozyonu çatlakları için çok uygun şartlar oluşturur. Bu risk kaynak sonrası yapılan ısıtılma işlemi ile artık çekme gerilmelerinin ortadan kaldırılması yoluyla azaltılabilmektedir (Cross, Olson ve Liu, 2003).

Kısaca özetlersek, birçok mevcut kaynak yönteminin Al-alaşımalarında uygulanmasında özellikle kaynak kabiliyeti daha düşük olan yüksek mukavemetli türlerinde problemler karşımıza çıkmaktadır. Fakat yeni geliştirilmiş olan sürtünme karıştırma kaynağı ile Al-alaşımalarının kaynağında ticari kaynak yöntemlerinde karşılaşılan bu problemlerin çoğu söz konusu değildir (Çam, 2005).

### **2.3 Sürtünme Karıştırma Kaynağı (SKK)**

Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK), İngiltere’de bulunan The Welding Institute (TWI) tarafından geliştirilerek 1991 yılında patentlenmiştir ve kaynak sırasında kaynak edilen malzemelerin eriştikleri maksimum sıcaklığın bu malzemelerin ergime sıcaklıklarının altında kalması dolayısıyla bir katı hal kaynak yöntemi olarak tanımlanır (Murr ve ark., 1998; Thomas ve ark., 1991, 1995; Thomas ve Nicholas, 1997). SKK, özellikle ergitme kaynak yöntemleri ile yapılan kaynakları son derece sorunlu, çoğu zaman ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilemez olarak kabul edilen 2xxx ve 7xxx gibi Al-alaşımalarının kaynağında başarı ile kullanılabildiği gibi

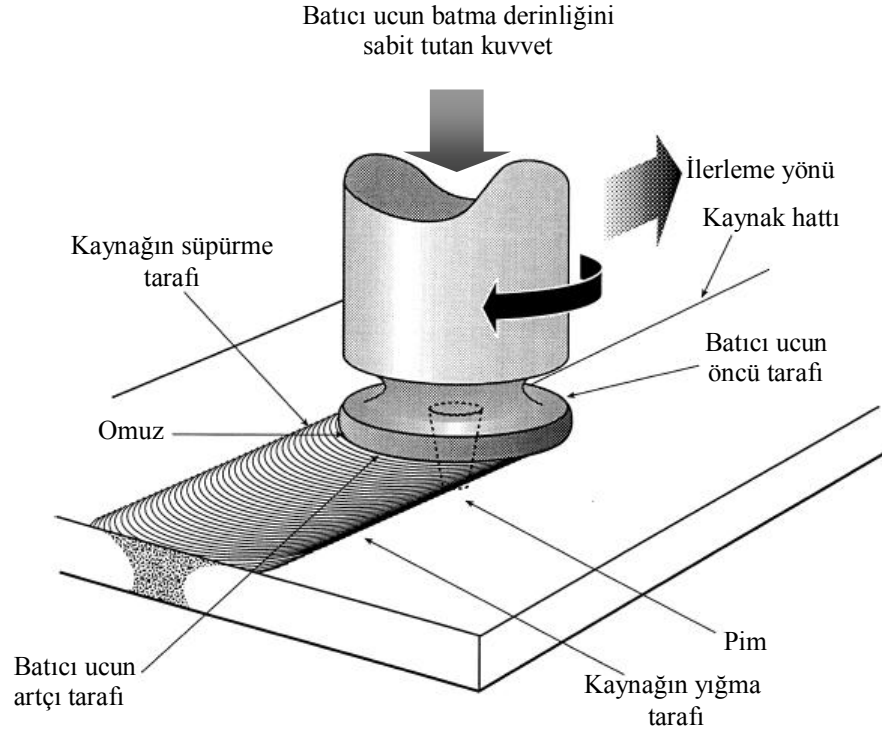
(Ma, 2008; Mishra ve Ma, 2005; Nandan, Debroy ve Bhadeshia, 2008; Threadgill, Leonard, Shercliff ve Withers, 2009), Cu-alaşımları (Çam, 2011; Çam, Mıstıkoğlu ve Pakdil, 2009; Çam, Serindağ, Çakan, Mıstıkoğlu ve Yavuz, 2008; Park ve ark., 2004; Xie, Ma ve Geng, 2009) ve Mg-alaşımları (Afrin, Chen, Cao ve Jahazi, 2008; Chowdhury, Chen, Bhole ve Cao, 2010; Çam, 2011; Xie, Ma ve Geng, 2008; Yu, Nakata ve Liao, 2009) gibi alaşımlara da uygulanabilmektedir. Bu kaynak yönteminde ergime söz konusu değildir ve ergitme kaynak yöntemlerinde söz konusu olan ergime nedeniyle oluşan kaynak hataları söz konusu olmaz; dolgu metali ve koruyucu gaz gerektirmez; ergitme kaynak yöntemlerinde söz konusu olan kaynak sonrası çarpılma bu kaynak yönteminde çok düşük seviyelerdedir (Thomas ve Nicholas, 1997). Ergimenin söz konusu olmaması ve dolgu metali gerektirmemesi, ergitme kaynak yöntemlerinde sorun teşkil eden kompozisyon uyumsuzluğu ve katılaşma çatlağı endişesi olmadan Al-alaşımının tümüne uygulanabilmesini sağlarken, birbirinden farklı Al-alaşımının birbiriyle birleştirilmelerinde de başarılıdır (Cavaliere, Cerri ve Squillace, 2005; Cavaliere, De Santis, Panella ve Squillace, 2009; Mathers, 2002; Milles, Melton ve Nelson, 2005; Mishra ve Mahoney, 2007; Sundaram ve Murugan, 2010).

### **2.3.1 Kaynak Prosesi ve Genel Prensipler**

Şekil 2.9 şematik olarak SKK'nın uygulanma şeklini göstermektedir (Thomas ve Nicholas, 1997). Bir tür sürtünme kaynağı olan bu yöntem basit bir prensibe dayanmaktadır. Kaynak hattı boyunca belirli bir ilerleme ve dönme hızında hareket eden omuz ve pimden oluşan batıcı uç ile bir destek tablası üzerine alın alına sabitlenmiş olan levhalar arasındaki sürtünmeden kaynaklı bir ısı girdisi söz konusudur. Bu ısı girdisi kaynak bölgesini malzemelerin ergime noktasının altında bir sıcaklığa kadar ısıtmaktadır. Proses sırasında malzemelerin eriştiği maksimum sıcaklığın malzemelerin ergime sıcaklığının altında kalması, özellikle ergimeleri halinde kaynak hatalarının ortaya çıktığı Al-alaşımında, kaynak bölgesinin mekanik özelliklerinin ergitme kaynak yöntemlerine kıyasla genellikle daha yüksek olmasını sağlamaktadır (Cavaliere, Squillace ve Panella, 2008; Feng, Chen ve Ma, 2010a, 2010b; Muñoz, Rückert, Huneau, Sauvage ve Marya, 2008; Von Strombeck,



Çam, Dos Santos, Ventzke ve Koçak, 2001). Özel olarak dizayn edilmiş batıcı ucun omuz kısmı, kaynak hattı boyunca levhaların yüzeyini sıvayarak ilerlerken, batıcı ucun malzeme içinde kalan kısmı olan pim de üzerindeki helisel oyuklar aracılığı ile plastik olarak deforme olmuş malzemeleri karıştırmakta ve bu sayede birleşme elde edilmektedir. Türkçe terminolojide kullanılan terimler seçilirken durumu en kısa yoldan ve en iyi şekilde izah eden terimlerin tercihine özen gösterilmiştir.



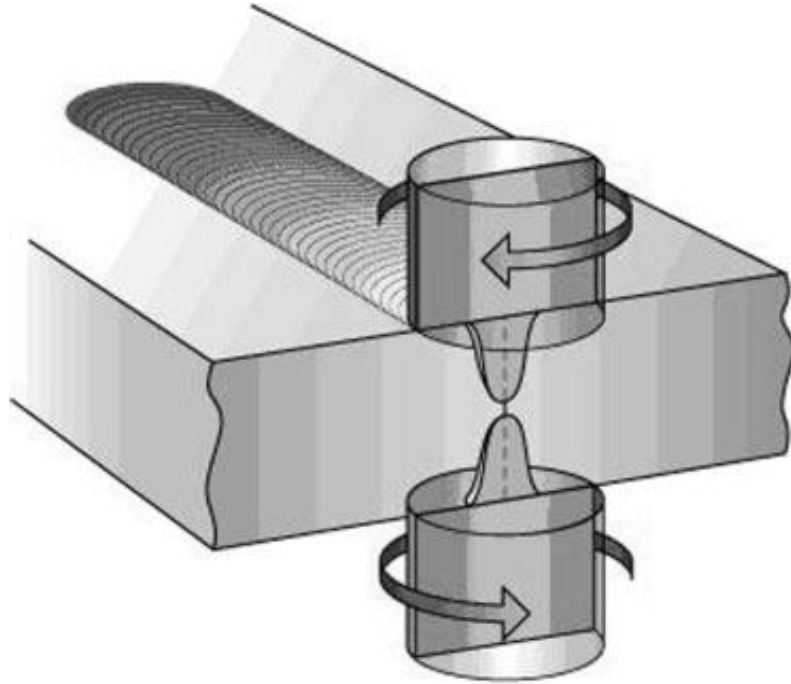
Şekil 2.9 Sürtünme karıştırma kaynağı şematik gösterimi (Thomas ve Nicholas, 1997; Kaluç ve Taban, 2007).

SKK yeni bir kaynak yöntemi olarak kabul edilebilmesine karşın, son 20 yılda yapılan yoğun araştırmalar bu konuda hızlı bir ilerleme süreci yaşanmasını sağlamıştır. Bu gelişim, uygulama güçlüğünün olduğu durumlar ve ihtiyaçların da yön vermesiyle SKK için yeni teknikleri de beraberinde getirmiştir. Bu teknikler bir nevi SKK türü olarak kabul edilerek yöntem dört gruba ayrılabilir:

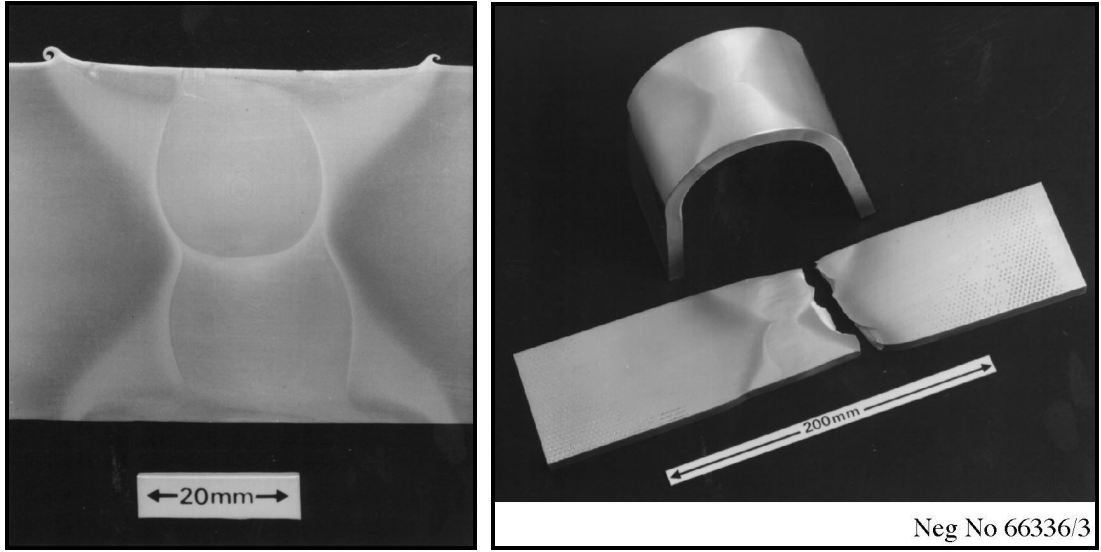
1. Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK)
2. Çift taraflı sürtünme karıştırma kaynağı (ÇSKK)
3. Hibrit sürtünme karıştırma kaynağı (HSKK)
4. Sürtünme karıştırma nokta kaynağı (SKNK)

### 2.3.1.1 Çift Taraflı Sürtünme Karıştırma Kaynağı (ÇSKK)

SKK, Al-alaşımaları ve benzeri ergime sıcaklıkları düşük malzemelerin kaynağında başarılı bir şekilde uygulanabilmekle beraber, kaynak edilen levha kalınlıklarının artması ile uygulama güçlükleri ortaya çıkmakta daha güçlü kaynak ekipmanları gerekmektedir. Bunun yanında levha kalınlığının artması durumunda çift taraflı kaynak yapma yoluna gidilebilmektedir. Bu durumda, eş zamanlı olarak levhaların altından ve üstünden ayrı ayrı karıştırma işlemini yapan iki adet batıcı uç kullanılmaktadır. Bu işlem şematik olarak Şekil 2.10'da gösterilmiş olup batıcı uçlar proses sırasında zıt yönde dönerler. Al-alaşımalarında tek taraflı olarak 50 mm kalınlığa kadar, çift taraflı olarak ise 100 mm kalınlığa kadar kaynak yapılabilmektedir (Çam, 2011). Şekil 2.11, çift taraflı olarak kaynakları gerçekleştirilmiş 50 mm ve 75 mm kalınlığındaki 6082-T6 Al-alaşımı levhaları göstermektedir (Thomas ve Nicholas, 1997).



Şekil 2.10 Kalın levhalarda çift taraflı SKK uygulaması (Çam, 2011).



(a)

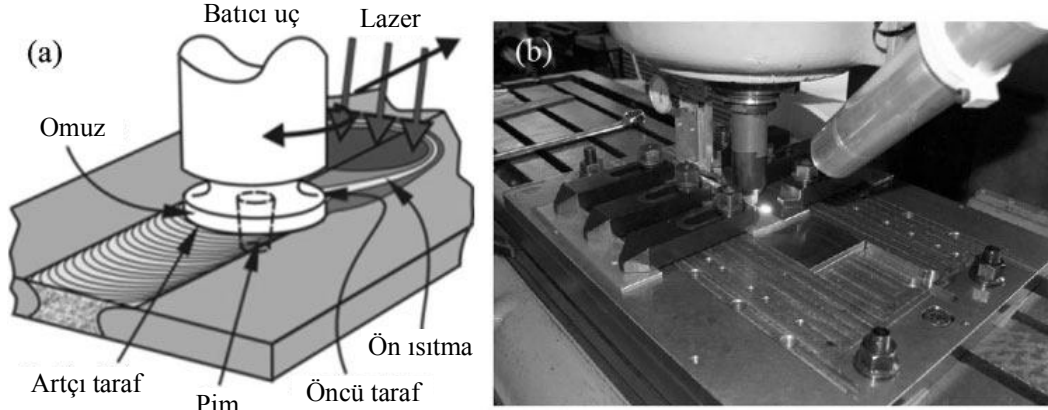
(b)

Şekil 2.11 Çift taraflı olarak kaynak edilmiş 6082-T6 Al-alaşımı levhalar: (a) 50 mm kalınlıklı, (b) 75 mm kalınlıklı (Thomas ve Nicholas, 1997).

### 2.3.1.2 Hibrit Sürtünme Karıştırma Kaynağı (HSKK)

Kaynak edilecek levhaların ergime dereceleri yüksek ise (çelikler) SKK'da bazı sorunlar ortaya çıkmaktadır. Çünkü bu durumda batıcı uç tarafından sürtünme sonucu açığa çıkartılan ısı, kaynak edilecek olan malzemelerin karıştırılıp birleştirilebilmesi için gerekli olan yumuşaklığa erişmelerine ve hatasız kaynak elde edilebilmesine yetmemektedir. Ayrıca batıcı uç ne kadar sert malzemedendir yapılırsa yapılsın aşınmaya maruz kalmaktadır. Bu durumda hibrit uygulamalar kullanılarak bu sıkıntı aşılabılır. Lazer ışını vasıtası ile kaynak edilecek levhalar bir ön ısıtmaya tabi tutulmakta bu işlem batıcı ucun işini kolaylaştırmaktadır. SKK'nın hibrit olarak uygulanması Şekil 2.12' de görülmektedir. Özellikle yüksek ısı iletim katsayısına sahip alaşımların kaynağında kaynak için yeterli sıcaklığa ulaşılabilmesi amacıyla batıcı uç, levhaların içinde yüksek hızda döner konumda bir süre bekletilmekte ve yeterli sıcaklığa erişilmesini müteakip kaynak hattı boyunca ilerletilerek kaynak gerçekleştirilmektedir. Hibrit uygulamada ise bu bekleme süresine gerek kalmaksızın lazer ışını ile ön ısıtma sağlanmakta ve bu sayede batıcı uç ile kaynak edilen levhalar arasında gerçekleşecek olan sürtünme azaltılarak paslanmaz çelik gibi ergime derecesi yüksek malzemelerin kaynağı için batıcı ömrü de uzatılabilmektedir.

Bununla beraber hibrit uygulama, henüz araştırma safhasındadır ve toplam maliyeti yüksektir (Çam, 2011).



Şekil 2.12 SKK'nın hibrit olarak uygulanması : (a) şematik gösterim, (b) uygulanma şekli (Çam, 2011).

### 2.3.1.3 Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı (SKNK)

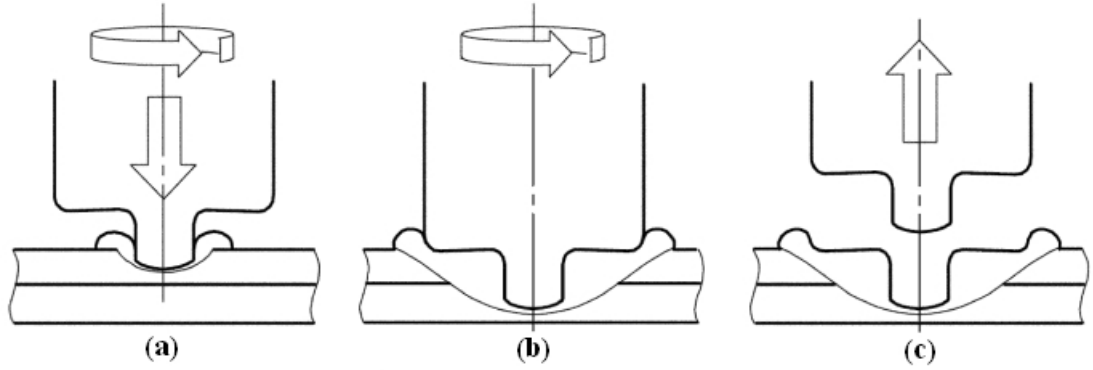
Nokta kaynağı, özellikle otomotiv endüstrisinde sıklıkla kullanılan bir kaynak yöntemidir. Araç boyutuna bağlı olmak kaydıyla her bir araç gövdesinde 7000-12000 arasında nokta kaynağı bulunabilir (Rashid, 2010). Direnç nokta kaynağı (DNK), kaynak hızı, kalifiye kaynak elemanı gerektirmemesi, otomasyona uyumluluğu gibi özellikleri sayesinde otomotiv endüstrisinde çelik levhaların birleştirilmesinde yaygın bir kullanılma sahiptir (Hamedi ve Pashazadeh, 2008; Rashid, 2010). Ancak otomotiv sektörü enerji tüketimini minimize etme ihtiyacından ötürü hafif malzemelere yönelmektedir (Bakavos, Chen, Babout ve Prangnell, 2010). DNK, çelik levhaların kaynağında yaygın bir şekilde kullanılmasına karşın, hafif malzemelere uygulanması; bu malzemelerin yüksek iletkenlikleri, yüksek sıcaklıklardaki düşük mukavemet özellikleri ve kaynak elektrotlarının ömrünü azaltma özelliklerinden ötürü son derece zordur (Bakavos ve ark., 2010). Kaynak elektrotunun zamanla işlevini yerine getirme özelliğinin azalması, seri üretim sürecinde DNK ile elde edilen kaynak kalitesini düşürmektedir (Rashid, 2010). Bunun yanında, kendinden delmeli perçinler (self-piercing rivets) gibi alternatif nokta birleştirmelerde ise sarf malzemesi tüketiminin fazla olması maliyeti arttırmaktadır. Katı hal kaynak yöntemi olma avantajına sahip olan sürtünme

karıştırma nokta kaynağı (SKNK) ise, Mazda Motor Corp. tarafından uygulanmış ve DNK ile karşılaştırıldığında yaklaşık olarak %90 oranında enerji tasarrufu sağladığı ve yatırım maliyetini de %40 düşürdüğü ortaya konmuştur (Bakavos ve ark., 2010). Firma, Mazda Rx-8 spor arabaların kaput ve arka kapılarının üretiminde SKNK'yi tercih etmiştir (Threadgill ve ark., 2009).

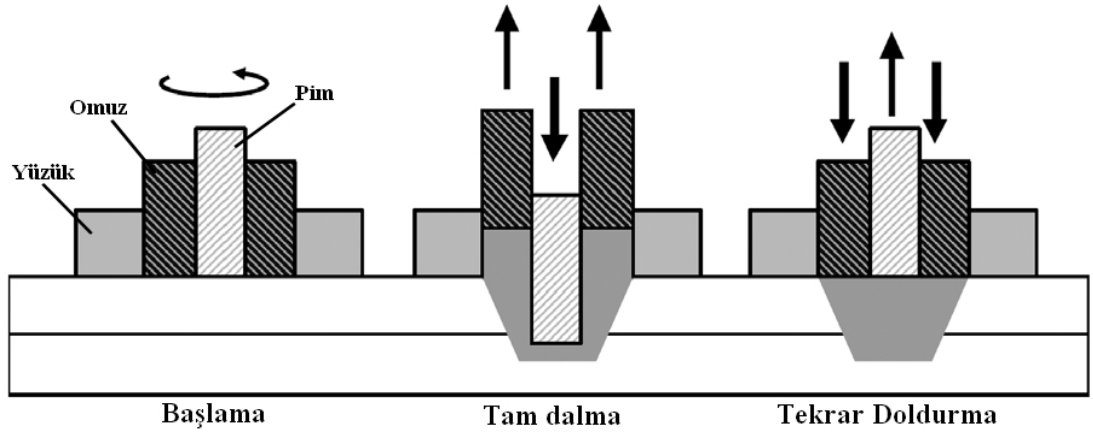
SKNK bir sürtünme karıştırma kaynağı olmakla beraber SKK'dan farklı olarak, birleştirme batıcı ucun kaynak hattı boyunca lineer hareketi sonucunda değil, üst üste bindirilmiş levhaların bir noktasına dalıp sonra aynı noktadan geri çıkması sonucu elde edilir (Gerlich, Avramovic-Cingara ve North, 2006). SKNK'da, batıcı uç bindirme kaynak pozisyonunda olan levhalardan üsttekine daldırılır, bu daldırmadan kaynaklanan ve aşağı doğru oluşan kuvvet, bir örs yardımıyla levhaların alttan desteklenmesi yoluyla karşılanır. Bu yöntemin dezavantajı 2-5 s olan kaynak periyodunun göreceli olarak uzun olmasıdır. Büyük çaplı otomotiv firmaları için bu sürenin 1 s'nin altında olması istenir. Ayrıca bu kaynak yöntemiyle kaynak kesiti tam olarak doldurulamaz ve istenmeyen bir delik kalır (Bakavos ve ark., 2010). Şekil 2.13 şematik olarak batıcı ucun kaynak edilecek parçaların içine dalmasını, kaynak işlemini yapışımı ve işlem sonunda parçaların içinden çıkışını göstermektedir (Badarinarayan, Hunt ve Okamoto, 2007).

Kaynak sonunda kalan deliğe bir çözüm olarak Almanya'da bulunan GKSS (yeni adıyla HZG) araştırma merkezi Tekrar Doldurmalı SKNK (refill FSSW) adında bir yöntem geliştirmiştir. Bu yöntemde batıcı uç, klasik SKNK'dan farklı olarak yüzük, omuz ve pim olmak üzere üç parçadan oluşur ve parçaların tümü birbirinden bağımsız bir şekilde yukarı aşağı hareket edebilmektedir. Kaynak işlemi Şekil 2.14'de şematik olarak gösterilmiştir. Kaynak işlemi sırasında omuz ve pim aynı yönde ve aynı hızda döner. Yüzük ise kaynak prosesi süresince sabit bir şekilde kaynak parçalarını düzgün pozisyonda tutar ve plastik akış içindeki malzemenin de hareket alanını kısıtlar. Pim ve omuz belirlenen devirde dönerken, sürtünme yoluyla levhaları ısıtmak için levha yüzeyine doğru hareket eder. Yeteri kadar ısı açığa çıkarak malzemelerde plastik akış başladığında, pim aşağı doğru hareketini devam ettirmeye başlar omuz ise dışarı taşan malzemeyi aşağı doğru iteceği pozisyona

(yukarı) doğru hareket eder. Son aşamada omuz yüzük tarafından hareketi sınırlanmış ve yukarı doğru akmış olan malzemeyi aşağı doğru iterek tekrar doldurma işlemini yerine getirir. Kaynak sonrasında elde edilen yüzey delik ihtiva etmez ve son derece düzgündür (Badarinarayan, Hunt ve Okamoto, 2007).



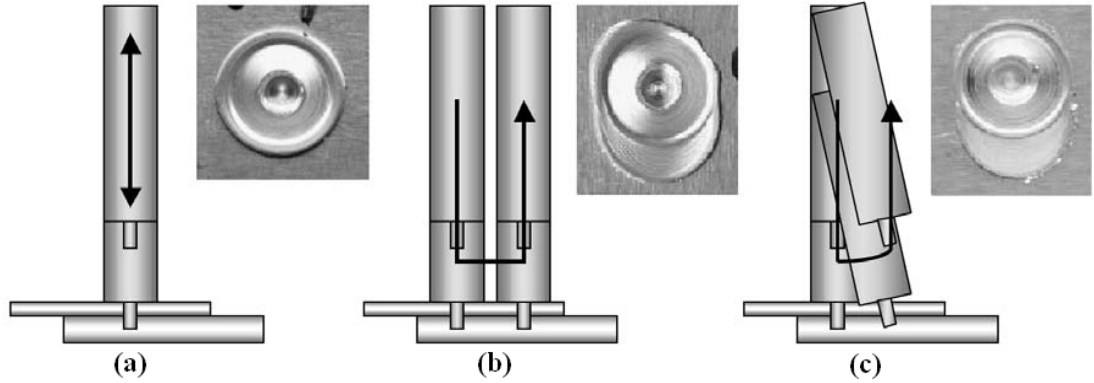
Şekil 2.13 Sürtünme karıştırma nokta kaynağı: (a) dalma, (b) birleştirme, (c) çıkma (Badarinarayan, Hunt ve Okamoto, 2007).



Şekil 2.14 Tekrar doldurmalı sürtünme karıştırma nokta kaynağı (Badarinarayan, Hunt ve Okamoto, 2007).

Hitachi firması ise kaynak mukavemetini artıran yeni bir SKNK tekniği geliştirmiştir. Bu teknikte, SKNK'dan farklı olarak batıcı uç malzemelere daldıktan sonra çok kısa bir süre SKK'da olduğu gibi lineer hareket yapmak yoluyla kaynağı tamamlar. Bu suretle kaynak yüzeyi dairesel değil eliptik bir şekil alır. Kaynak dikişinin daha büyük olması kaynak mukavemetinin daha yüksek olmasını sağlar. Dikişli SKNK (Stitch FSSW) olarak adlandırılan bu yöntemde, dönme hareketi, dalma hareketi ve ilerleme hareketini sağlayacak üç motora ihtiyaç vardır. Fakat

sonradan geliştirilen Salınlı (swing) SKNK'da ise kaynak işlemi için iki motor yeterli olmaktadır. Motorun biri dönme hareketini sağlarken, diğeri de geniş çaplı ve küçük açılı salınım hareketini sağlar (Şekil 2.15) (Badarinarayan, Hunt ve Okamoto, 2007).

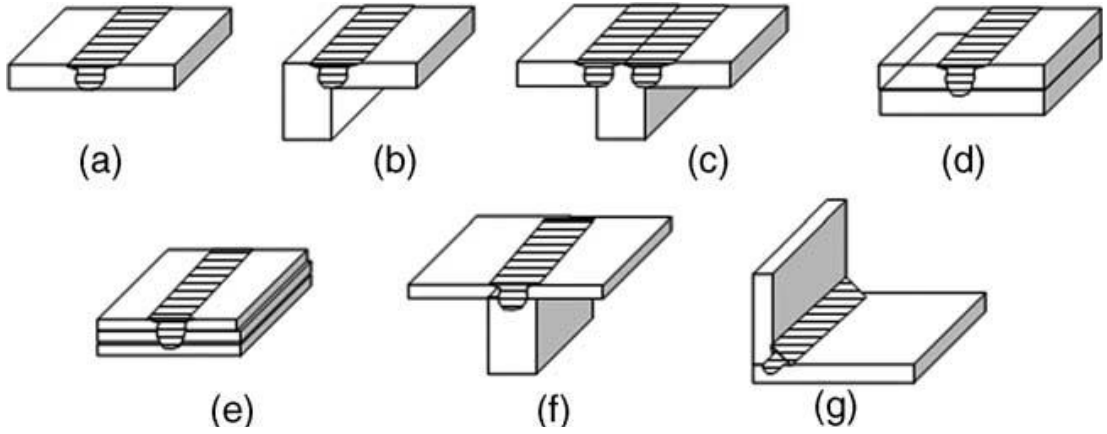


Şekil 2.15 Sürtünme karıştırma nokta kaynağı değişik hareket biçimleri: (a) SKNK, (b) Dikişli SKNK, (c) Salınlı SKNK (Badarinarayan, Hunt ve Okamoto, 2007).

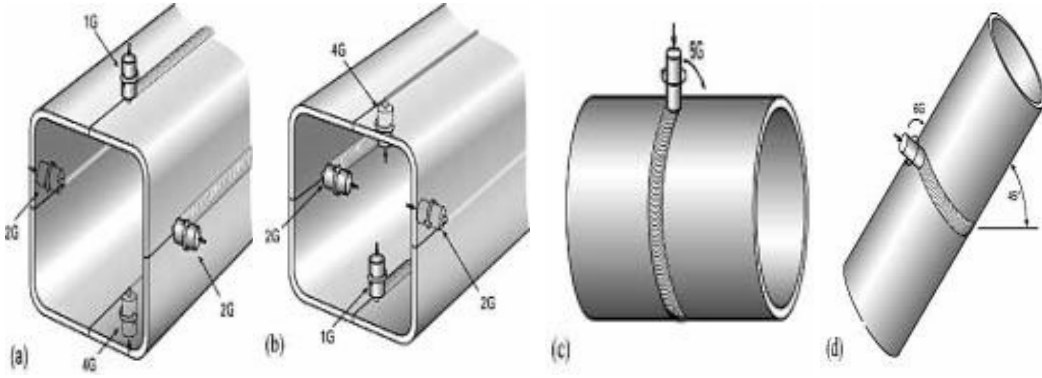
### 2.3.2 Kaynak Geometrileri ve Uygulama Alanları

#### 2.3.2.1 Kaynak Geometrileri

Bir tür sürtünme kaynağı olan bu yöntem kaynak edilen geometriler açısından sürtünme kaynağından farklılıklar gösterir. Sürtünme kaynağı genelde aksel olarak simetrik, özellikle dairesel kesitli parçaların kaynağı için elverişlidir. Eşit çaplı boru ya da millerin kaynağı, temas alanında eşit ısının ortaya çıkması açısından bu kaynak yöntemi için en iyi uygulamadır (Mathers, 2002). Ancak SKK, daha çok alın ve bindirme kaynağı olarak uygulanmaktadır (Mishra ve Ma, 2005; Threadgill ve ark., 2009). Şekil 2.16'da SKK kaynak yönteminin uygulama alanı bulunduğu alın ve bindirme kaynağı geometrilerinden bazıları gösterilmiştir (Mishra ve Ma, 2005). Bunun yanında bu kaynak yöntemi Şekil 2.17'de gösterilmiş olduğu gibi boru bağlantı kaynaklarında da kullanılabilir (Çam, 2003).



Şekil 2.16 Sürtünme karıştırma kaynağı alın ve bindirme kaynağı örnekleri (Mishra ve Ma, 2005).



Şekil 2.17 Sürtünme karıştırma kaynağının boru kaynaklarında uygulaması (Çam, 2003).

### 2.3.2.2 Uygulama Alanları

SKK ticari olarak pek çok alanda kullanılmaktadır. Aşağıda bazıları listelenmiş olan uygulamalar tanıtıcı nitelikte olup, sürekli olarak yeni uygulamalar ortaya çıkmaktadır. Üretimde kullanılan SKK birleştirmelerinin çoğu alın kaynağı uygulaması olmakla beraber, bindirme kaynağı ve SKNK uygulamaları da hızla artmaktadır (Threadgill ve ark., 2009).

- Denizcilik sektörü ve gemi inşa sanayi:

SKK'nın ilk ticari uygulamasının, balıkçı gemilerinin balık dondurma tesislerinde kullanılması için 6xxx serisi Alüminyum ekstrüzyon profillerin birleştirilmesi olduğu sanılmaktadır. Dünyanın en büyük feribotu olan 'Ogasawara' 2004 yılında denize indirildi ve SKK bu feribotun üst yapısının üretimi safhasında yoğun bir kullanım alanı buldu (Threadgill ve ark., 2009). Denizcilik sektörü ve gemi inşa sanayinde



SKK aşağıda sıralanan uygulamalar için uygundur (The Welding Institute [TWI], b.t.):

- Güverte, kenar, perde ve zemin panelleri
- Alüminyum ekstrüzyon profiller
- Gövde ve üstyapı
- Helikopter iniş platformu
- Yüzer yapılar
- Denizcilik ve taşımacılık yapıları
- Yelkenliler için direk ve yüzer bariyer
- Soğutma tesisleri

- Uçak ve uzay endüstrisi:

Günümüze gelinene kadar havacılık sektöründe SKK, prototip ve imalat parçalarının kaynağında kullanılmıştır. Kaynak yönteminin gelişimi ile kaportanın iskelete kaynağında kullanılabilme imkanları doğmuştur. Eclipse havacılık firması 500 uçağın üretiminde kullanılan perçinlerin yaklaşık %60'ı yerine SKK'nı kullanmaya başlamıştır. Bu sayede üretim maliyeti düşürülmüş ve toplam ağırlık azaltılmıştır (TWI, b.t.). 1999 yılında uzaya fırlatılan Boeing Delta II adlı roketin yakıt tankında bu kaynak yöntemi kullanılmıştır (Mathers, 2002). Ayrıca ticari olarak temin edilebilen levhalar bu kaynak yöntemi ile birleştirilip boyutları artırıldıktan sonra şekillendirme işlemleri yapılabilir. Bu doğrultuda kaynak yönteminin bu sektörde potansiyel kullanılabilme yerleri (TWI, b.t.):

- Uçak kanat, gövde ve kuyrukları
- Uzay araçlarının düşük sıcaklık yakıt tankları
- Uçakların yakıt tankları
- Askeri ve bilimsel amaçlı roketler
- MIG kaynak hatalarının giderilmesi
- Birincil ve ikincil mertebede çeşitli yapı elemanları

- Demiryolu endüstrisi (TWI, b.t.):

- Yüksek hızlı trenler
- Demiryolu araçları, tramvaylar

- Demiryolu tankerleri ve yük vagonları
- Konteynır gövdeleri

- Kara taşımacılığı:

SKK halihazırda bu sektörde ticari olarak kullanılmaktadır ve muhtelif otomotiv şirketi ve sağlayıcısı bu kaynak yöntemini benimsemiştir. Mevcut ve muhtemel kullanım yerleri (TWI, b.t.):

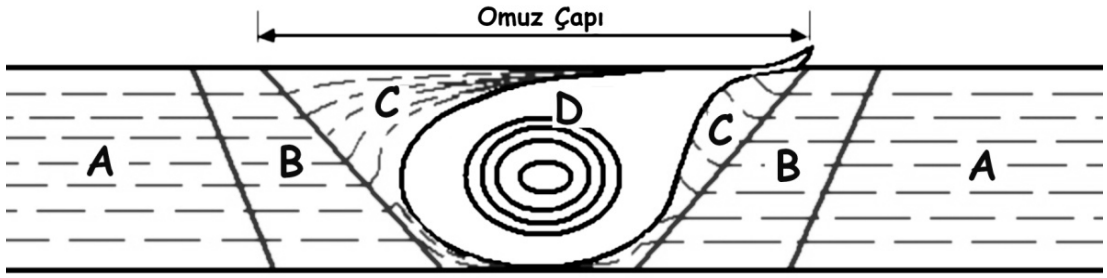
- Motor ve şasi yatakları
- Jantlar
- Petek paneller
- Kamyon gövdeleri
- Mobil vinçler
- Paletli zırhlı araçlar
- Yakıt tankerleri
- Karavanlar
- Otobüsler ve havaalanı taşımacılık araçları
- Motosiklet ve bisiklet iskeleti
- Mafsallı kaldıraçlar ve kişisel köprüler
- Alüminyum arabaların tamiri
- Magnezyum ve magnezyum/alüminyum bağlantılar

- Diğer endüstri sektörleri (TWI, b.t.):

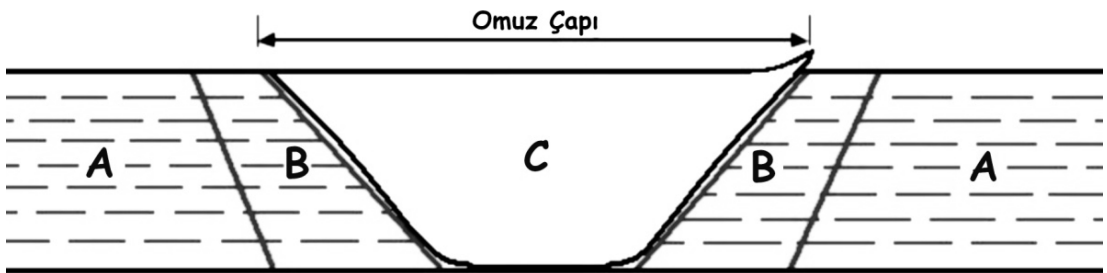
- Elektrik motoru muhafazaları
- Soğutma panelleri
- Pişirme gereçleri ve mutfaklar
- Beyaz eşyalar
- Gaz depoları ve silindirleri
- Hırdavatlar
- ve pek çok başka uygulama

### 2.3.3 Kaynak Bölgesi İçyapısı

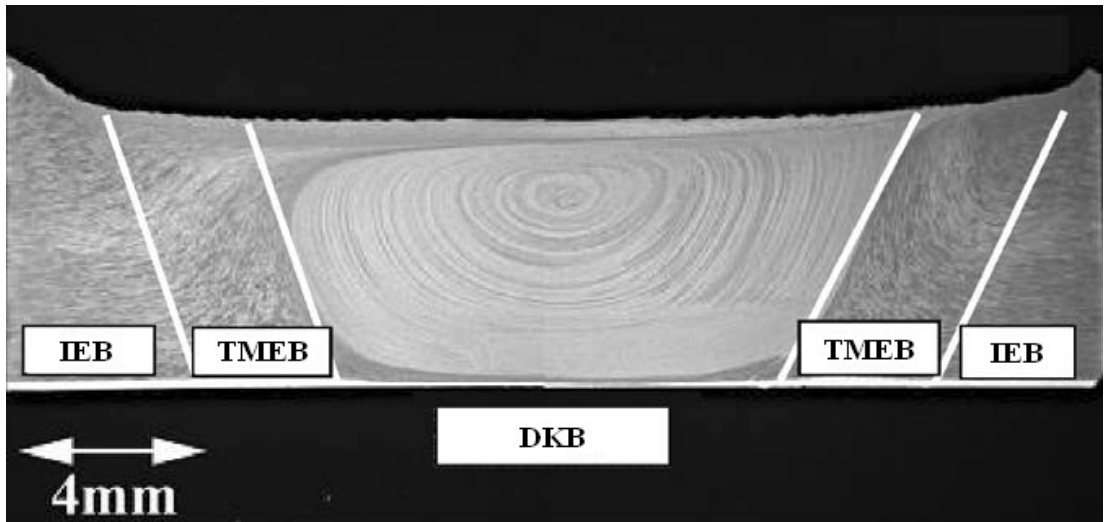
SKK sonrası kaynak bölgesinde oluşan tipik içyapı malzeme cinsine göre Şekil 2.18 ve Şekil 2.19'da görülmektedir. Kaynak bölgesi, baz malzeme (BM), ısıdan etkilenen bölge (IEB) ve karıştırma bölgesi (KB) olmak üzere üç farklı bölgeden oluşur. IEB'de sadece ısı etkisi söz konusudur ve yaşlandırma sertleştirmesi yapılmış Al-alaşımalarında bu bölgede ısının etkisi ile bir nevi aşırı yaşlanma ve bunun etkisiyle baz malzemeye göre bir sertlik kaybı söz konusu olur. KB'de ise hem ısı tesiri hem de plastik deformasyon söz konusudur. Bu bölgede de yine IEB'de olduğu gibi, yaşlandırma sertleştirmesi yapılmış Al-alaşımalarında, bölgede oluşan ısının etkisi ile aşırı yaşlanma ve/veya partiküllerin çözünmesi ve baz malzemeye göre sertlik kaybı söz konusu olur. Yeniden kristalleşmenin kolay olmadığı durumlarda (örneğin Al-alaşımalarında) KB, dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge (DKB) ve termomekanik olarak etkilenen bölge (TMEB) olmak üzere iki ayrı bölgeden oluşur. Çünkü yeniden kristalleşmenin zor olduğu durumlarda, sadece pimin etkisi altındaki bölgede yeniden kristalleşme söz konusudur ve diğer bölge olan TMEB'de ise batıcı ucun dönüş hareketinden mekanik olarak etkilenmesine ve bu bölgede de plastik deformasyon olmasına rağmen, bu bölgede oluşan ısının yeterli olmamasından ötürü yeniden kristalleşme söz konusu olmaz, sadece bölgedeki tanelerde bir yönelme söz konusu olur. Ayrıca bu tür malzemelerin kaynak kesitindeki karakteristik özelliklerden biri de DKB'deki soğan halkasına benzer geometrik şekillerdir (Şekil 2.18, Şekil 2.20). Yeniden kristalleşmenin kolay olduğu durumlarda ise (örneğin saf titanyum) KB'de tümüyle yeniden kristalleşme söz konusu olur ve bölge tümüyle DKB'den oluşur. Bu tür malzemelerin kaynak kesitinde normal şartlar altında, yeniden kristalleşmenin zor olduğu malzemelerde olduğu gibi DKB'deki soğan halkaları oluşmaz. Ancak eğer ısı girdisi düşük ise bu soğan halkaları oluşabilir (Şekil 2.19) (Çam, 2011). DKB, kaynak bölgesinin en belirgin kısmı olup plastik deformasyonun en yoğun şekilde yaşandığı, yeniden kristalleşmiş, görece eş eksenli ve ince taneli bölgedir (Reynolds, 2003).



Şekil 2.18 Yeniden kristalleşmenin kolay olmadığı durumlarda (örneğin Al-alaşımları), sürtünme karıştırma kaynağı sonrası oluşan kaynak bölgesinin şematik gösterimi : (A) Baz Malzeme, (B) IEB, (C) TMEB, (D) DKB (KB bu durumda B ve C bölgelerinden oluşur)



Şekil 2.19 Yeniden kristalleşmenin kolay olduğu durumlarda (örneğin saf Ti), sürtünme karıştırma kaynağı sonrası oluşan kaynak bölgesinin şematik gösterimi : (A) Baz Malzeme, (B) IEB, (C) DKB (KB bu durumda sadece C bölgesinden ibarettir)

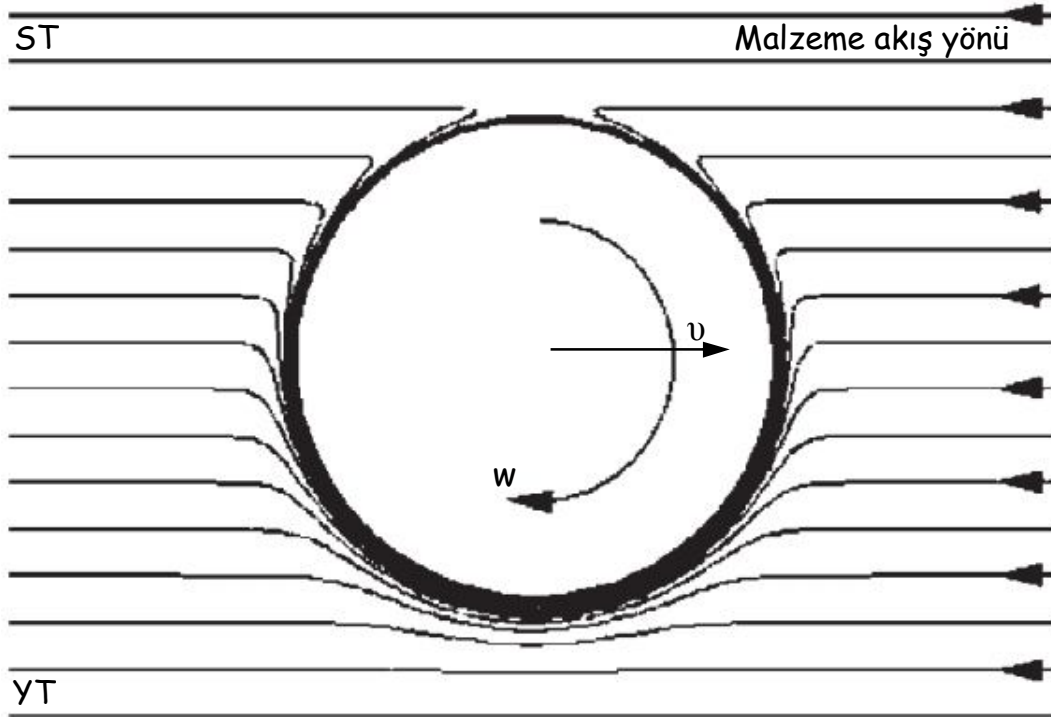


Şekil 2.20 Alüminyum alaşımlarında SKK sonrası oluşan kaynak bölgeleri (Mahoney, 2007).

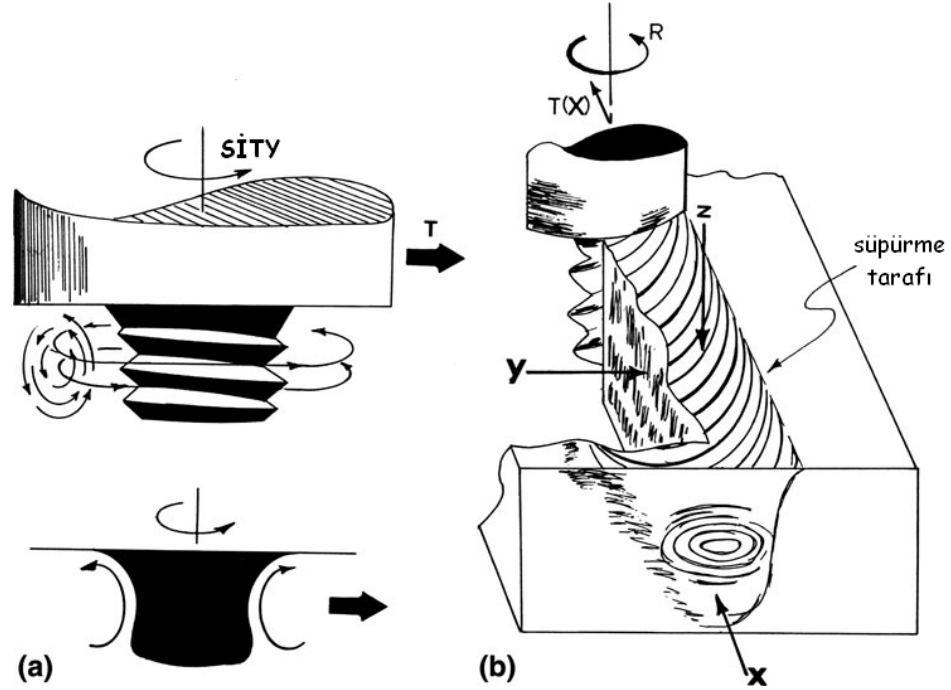
### 2.3.4 Kaynak Bölgesinde Malzemenin Plastik Akışı

SKK prosesi simetrik bir proses değildir ve kaynağın süpürme tarafı ile yığma tarafı birbirinden farklıdır. Karıştırma bölgesi ile baz malzeme arasındaki geçiş, süpürme tarafında son derece keskinken yığma tarafında kademeli bir geçiş söz konusudur. Aynı zamanda kaynağın süpürme tarafında DKB'nin hemen dışındaki bölge olan TMEB çok dardır (Reynolds, 2003).

SKK'da kaynak bölgesindeki malzemenin pim etrafındaki plastik akışı, bir viskoz akışkanın dönen bir silindir etrafındaki akışıyla aynıdır. Hatasız bir kaynak elde edebilmek için, dönen pim aracılığıyla kaynağın yığma tarafı çevresinden yeteri kadar malzemenin taşınması ve batıcı ucun arkasındaki süpürme tarafının doldurulabilmesi gerekir. SKK'da genel olarak oluşan plastik akış iki boyutlu olarak Şekil 2.21'de gösterildiği gibidir. Batıcı ucun süpürme tarafı, çember merkezinin üst tarafı olup dönme yönü ve ilerleme yönü oklarla gösterilmiştir. Malzeme akış çizgileri üzerinde de akış yönü oklarla gösterilmiştir (Reynolds, 2003).



Şekil 2.21 SKK'da pim etrafında oluşan plastik akışın iki boyutlu basitleştirilmiş gösterimi (Reynolds, 2003).



Şekil 2.22 Plastik akış ve batıcı ucun hareketine bağlı olarak oluşan akış özellikleri: (a) dönme hareketi, (b) ilerleme hareketi (Murr, 2010).

Çoğu zaman batıcı ucun dönme hızı ve ilerleme hızı kaynak bölgesinde girdaplara neden olan bir türbülans oluşturur. Batıcı ucun kendi etrafında dönme ve kaynak hattı boyunca ilerleme hareketinin oluşturduğu plastik akış kaynaklı olan bu girdaplar, SKK'da "soğan halkaları" olarak adlandırılır ve DKB'de çoğu zaman oluşan karakteristik bir özelliktir. Şekil 2.22'de bu oluşumlar şematik olarak gösterilmiştir. Şekil 2.22 (a)'da, batıcı ucun hareketinden (dönme ve ilerleme) kaynaklı öne çıkan akış çizgileri; Şekil 2.22 (b)'de ise kaynak bölgesinde oluşan soğan halkaları ve yine bu bölgedeki plastik akışa bağlı olarak oluşan sistematik yapısal özellikleri gösteren kaynak kesiti görülebilir (Murr, 2010).

### 2.3.5 Kaynak Parametreleri

SKK prosesinin kontrol edilebilmesi konusunda önem arz eden temel değişkenler (Nandan, Debroy ve Bhadeshia, 2008):

- Batıcı uç tasarımı
- Batıcı uç eğim açısı

- Batıcı uç ilerleme hızı (kaynak hızı)
- Batıcı uç dönme hızı (devir)
- Batıcı uç üzerine gelen düşey basınç kuvveti (veya batma derinliği)

Al-alaşımlarının kaynağında, nikel bazlı ya da demir bazlı süper alaşımlar gibi malzemelerden yapılmış batıcı uçlar da kullanılabilirle beraber, genellikle yağda sertleştirilmiş takım çelikleri kullanılır (Reynolds, 2003). Tablo 2.15’de kaynak edilen malzeme cinsine ve levha kalınlığına bağlı olarak kullanılan batıcı uç malzemeleri özetlenmiştir (Fuller, 2007). Geleneksel SKK’da batıcı uç, kaynak edilen malzemelerin normali ile bir  $\phi$  açısı yapacak şekilde ayarlanır ve batıcı ucun omuz kısmı ise içbükey olarak tasarlanır. Eğim açısı  $\phi$ ,  $1^\circ$  ile  $3^\circ$  arasında olup batıcı ucun kaynak edilen malzemeleri kazımaması açısından önemlidir. Omuz kısmındaki iç bükeylik, kaynak bölgesindeki plastik akış içindeki malzemenin kaynak bölgesinin dışına taşmaması için bir nevi muhafaza yeri oluşturur, malzemenin pim etrafında ve omuz altında hareketini kolaylaştırır ve kaynak bölgesinde levha kalınlığındaki azalmanın daha az olmasını sağlar (Reynolds, 2003).

Tablo 2.15 Kullanılan batıcı uç malzemeleri özeti (Fuller, 2007).

Alaşım	Kalınlık		Batıcı uç malzemesi
	mm	inç	
Alüminyum alaşımları	<12	<0,5	Takım çelikleri, WC-Co
	<26	<1,02	MP159
Magnezyum Alaşımları	<6	<0,24	Takım çelikleri, WC
Bakır ve bakır alaşımları	<50	<2,0	Nikel alaşımları, PCBN*, tungsten alaşımları
	<11	<0,4	Takım çelikleri
Titanyum alaşımları	<6	<0,24	Tungsten alaşımları
Paslanmaz çelikler	<6	<0,24	PCBN, tungsten alaşımları
Düşük alaşımlı çelikler	<10	<0,4	WC, PCBN
Nikel alaşımları	<6	<0,24	PCBN

\*PCBN, Çok kristalli kübik bor nitrid.

Bütün SKK'larda, batıcı ucun dönme ve ilerleme hızlarının kontrol edilmesi gerekir. Ayrıca batıcı ucun dikey pozisyonunun (batma derinliği) ya da batıcı uç üzerine gelen düşey kuvvetin de kontrol altında tutulması gerekir. Eğer batıcı ucun dikey pozisyonu direkt olarak kontrol altında tutuluyorsa yapılan kaynak pozisyon kontrollü kaynak olarak adlandırılır. Pozisyon kontrolü, kaynak edilen levhaların üst yüzeyleri (bindirme kaynak yöntemlerinde) ya da alt yüzeyleri (alın kaynaklarında) referans alınarak yapılabilir. Eğer dikey pozisyon dolaylı olarak, batıcı uç üzerine gelen kuvvet esas alınarak, yapılıyorsa bu durumda yapılan kaynak kuvvet ya da yük kontrollü kaynak olarak kabul edilir (Reynolds, 2003).

SKK ile hatasız ve yüksek kalitede kaynak elde edilebilmesi temel olarak üç parametrenin uygun olarak seçilmiş olmasına bağlıdır (Reynolds, 2003):

- Batıcı uç devri
- Batıcı uç ilerleme hızı
- Düşey kuvvet (veya batıcı uç batma derinliği)

Bu parametreler için uygun değerler, kaynak edilen levhaların cinsine, kalınlığına ve kullanılan batıcı uç tip ve özelliğine bağlıdır. Bu kaynak parametreleri için uygun değerler seçilirken, hatasız kaynak elde edebilmenin yanında kaynak işlemi için kullanılan cihaz kapasitesinin ve kullanılan batıcı uç mukavemetinin de hesaba katılması gerekir. Örneğin, belki çok yüksek düşey kuvvet altında düşük devirlerde mükemmel bir kaynak elde edilebilecektir. Ancak, bu parametre kombinasyonu, düşey kuvvetin yüksek olması nedeniyle ya da kaynak işlemi için gerekli torka bağlı olarak kaynak cihazının kapasitesini aşıyorsa, bu parametreler kaynak cihazının bu eksikliği dikkate alınarak cihaza göre ayarlanmalıdır. Ayrıca kaynak prosesi batıcı uç üzerinde kaynak yönünde bir kuvvet oluşmasına sebep olur. Bazı durumlarda batıcı uç üzerine etkiyen bu eğilme momenti ucun kırılmasına sebep olur. Bu durumda da kaynak parametrelerinin batıcı uç limitleri göz önünde tutularak ayarlanması gerekir (Reynolds, 2003).




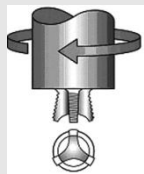
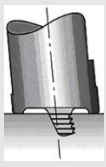
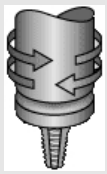


Batıcı uç dizaynı temel olarak kaynak edilecek olan levha kalınlığına göre yapılır. Gerekli olan tork da yine alaşım cinsine ve geometrisine bağlı olarak değişkenlik gösterir. Kaynak hızı da kaynak edilen levhanın kalınlığı tarafından sınırlanmakta olup, levha kalınlığındaki artış mümkün olan maksimum kaynak hızını düşürür (Reynolds, 2003).

Son yıllarda batıcı uçlar değişik özellikler ihtiva eder şekilde tasarlanmaktadır. Tablo 2.16’da TWI tarafından tasarlanmış çeşitli batıcı uç tipleri, özellikleri ve kullanım yerleri ile beraber verilmiştir (Nandan, Debroy ve Bhadeshia, 2008).

Kaynak makinası olarak geleneksel freze tezgahları kullanılabilir, ancak amaca hizmet eden düşey kuvvet kontrollü özel tasarım makinalar daha esnek bir kullanıma ve daha istikrarlı sonuçlar alınmasına imkan sağlar. Son yıllarda çeşitli firmalar özel olarak SKK için tasarlanmış ekipmanların üretimine başlamıştır (Reynolds, 2003).

Tablo 2.16 TWI tarafından tasarlanmış bazı batıcı uçlar ve özellikleri (Nandan, Debroy ve Bhadeshia, 2008).

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

### 2.3.6 Kaynağın Avantaj ve Dezavantajları

SKK'nın avantajları sıralanacak olursa (Threadgill ve ark., 2009):

1. Bir katı hal kaynak yöntemi olarak, Al-alaşımlarının ergitme kaynak yöntemlerinde söz konusu olan porozite, çatlak oluşumu, kaynak bölgesinde element kaybı olmaksızın Al-alaşımlarının tümüne uygulanabilir.
2. Kalifiye yetenek gerektirmediği gibi, kaynak sırasında genelde müdahale gerektirmez.
3. Koruyucu gaz ve dolgu metali gerektirmez.
4. Yüzey hazırlama çok kritik olmayıp, kaçınılmaz bir şekilde lokal kesit daralmasına sebep olmasına rağmen kaynak edilen levha kalınlığının %20'sine kadar yüzey pürüzlülüğü bile kaynak yapılmasına engel teşkil etmez.
5. Çarpılmanın hiç olmadığı söylenemese de, kaynak malzemelerinde ergimenin söz konusu olmaması sebebiyle katılaşma ve soğumadan kaynaklı olan çarpılma, ergitme kaynak yöntemlerine göre düşük mertebelindedir.
6. Esnek bir kaynak yöntemi olup üç boyuta kadar kaynağa müsaade eder; alın alına, bindirme ve nokta kaynağı geometrilerinde her pozisyonda kaynak yapmaya elverişlidir.
7. Al-alaşımlarında diğer kaynak yöntemleri ile kıyaslandığında kaynak edilen parçaların mekanik özellikleri daha iyidir.
8. Çevre dostudur. Kaynak prosesinde herhangi bir ark oluşmamasına bağlı olarak ultraviyole veya elektromanyetik radyasyon tehlikesi de yoktur. Proses aynı güçteki bir frezeleme tezgahından daha gürültülü değildir. Çevre kirliliğine sebep olacak talaş ve duman neredeyse hiç yoktur.

9. Kaynak için gerekli olan enerji, metal inert gaz (MIG) kaynağından daha fazla iken, lazer kaynağından daha düşüktür.
10. Klasik ergitme kaynak yöntemlerinden, ince malzemelerin (>0,5mm) kaynağında göstermiş olduğu yüksek kaynak hızıyla; kalın malzemelerin kaynağında ise ergitme kaynak yöntemlerinde ancak iki paso ile yapılan kaynakları tek paso da gerçekleştirebilmesi ile daha üstündür. Bununla beraber SKK ile çift yönlü (iki paso) kaynak yapmak da mümkündür.

Yukarıdaki bu avantajlar SKK'nın pratik olarak uygulandığı malzemeler için geçerlidir. Ayrıca bu avantajları yanında bazı dezavantajları olduğu gibi, yukarıda sıralanan avantajların bazıları daha karamsar bir pencereden bakıldığında sınırlı durumlarda söz konusudur (Threadgill ve ark., 2009):

1. Dolgu metali gerektirmemesi dolgu kaynağı olarak kullanılabilmesini güçleştirmektedir.
2. Kaynak sırasında müdahale gerektirmemesi ve prosesin mekanikleşmesi, karmaşık kaynak şekillerinde veya kalifiye bir müdahale ile daha iyi sonuç elde edilebilecek durumlarda bir engel teşkil etmektedir.
3. Kaynak sonunda batıcı ucun çıktığı noktadaki deliğin varlığı, çözümü olması ve genelde uygulamada kayda değer bir sorun oluşturmamasına rağmen, bir dezavantaj olarak kabul edilebilir.
4. Kaynak edilecek parçaları kontrol altında tutacak, kaynak sırasında batıcı uç tarafından uygulanacak kuvveti karşılayacak ve kaynak edilen malzemelerin kaynak bölgesindeki plastik akış halinde olan kısımlarının dışarı akmasını engelleyecek destek aparatlarına ihtiyaç vardır.

5. Proses, Al-alaşımında kaynak bölgesi mukavemetini düşürür. Gerekli görülen durumlarda kaynak bölgesinin daha kalın yapılması yoluyla bu mukavemet düşüşü telafi edilebilmesine karşın, pratik ya da ekonomik olmadığı için çoğu zaman bu yola başvurulmaz.
6. Prosesin ekonomikliğı çoğunlukla olumlu olarak nitelendirilmesine karşın, özel olarak bu konu üzerine bir araştırma yapılmamıştır. Fakat prosesin yüzey hazırlama maliyetlerini, kalifiye eleman gereksinimlerini ve onarım maliyetlerini düşürdüğü bilinmektedir. Bununla beraber, verimli güç tüketimi, kaynak için kullanılacak makina boyutu ile kaynak edilecek parça boyutu arasındaki uyuma bağlı olup, bu her zaman pratik bir seçenek olmamaktadır.

## BÖLÜM ÜÇ

### LİTERATÜR TARAMASI

Thomas ve Nicholas (1997) SKK'yı tanıttıkları çalışmada, klasik sürtünme kaynaklarının tümünde olduğu gibi SKK'nın da bir katı hal kaynak yöntemi olduğunu ve kaynak sırasında erişilen maksimum sıcaklık değerinin malzemelerin ergime sıcaklıklarının altında kaldığını; SKK'nın otomotiv sektöründe, demiryolu, deniz ve uzay taşımacılığı alanlarında kullanılan hafif alaşımların kaynağında başarı ile uygulanabileceğini belirtmişlerdir.

Rhodes, Mahoney, Bingel, Spurling ve Bampton (1997) 6,35 mm kalınlığındaki 7075-T6 Al-alaşımı levhaların sürtünme karıştırma kaynağını gerçekleştirmişlerdir. Çalışmada 127 mm/min ilerleme hızı kullanılmış olmakla beraber bu hızın yaklaşık 305 mm/min'e kadar çıkartılabileceğini belirtmişlerdir. Yapılmış olan bu çalışma sonrası, SKK'da ergitme kaynağından farklı olarak kaynak sırasında herhangi bir ergime durumunun oluşmadığı belirtilmiştir. Kaynağın karakteristik özelliğinin 2-4 µm tane boyutundaki DKB olduğunu ve kaynak edilemeyen Al-alışımlarının SKK ile döküm içyapısına girilmeye gerek kalınmadan gerçekleştirilebileceğini vurgulamışlardır.

Liu, Murr, Niou, McClure ve Vega (1997) SKK yöntemiyle 6,3 mm kalınlığındaki 6061-T6 alüminyum alışımlı levhaları değişik devir ( $300-1000 \text{ min}^{-1}$  arasında) ve ilerleme hızları (1,5-2,5 mm/s) kullanarak birleştirmişlerdir. Kaynaklar, pim çapı 6,3 mm, pim boyu 5,8 mm ve omuz çapı 12,5 mm olan batıcı uç kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Sonuçta, kaynak bölgesindeki karakteristik özellik olarak DKB oluşumunu ve sertlik değerinin omuz civarında 55 HV civarında levha tabanına yakın bölgede ise 65 HV civarında olduğunu tespit etmişlerdir. Ayrıca baz malzeme ortalama tane boyutunun 100 µm, DKB tane boyutunun ise ortalama 10 µm olduğunu belirtmişlerdir.

Murr ve ark. (1998) yaptıkları çalışmada, 6 mm kalınlıktaki 6061-T6, 1100 ve kimyasal kompozisyonuyla oynanmış 1100 Al-alışımları levhaları kendi içlerinde

SKK ile birleştirmişlerdir. Ayrıca aynı çalışmada 6061-T6 Alüminyum alaşımı levhalar ile bakır levhaların birleştirilmesi üzerine de denemeler yapmışlardır. Batıcı uç devirleri olarak  $300-1000 \text{ min}^{-1}$  arasında değişen değişik devirler ile  $30-180 \text{ mm/min}$  arasında değişen değişik ilerleme hızları kullanmışlardır. Çalışma sonunda bütün kaynaklı numunelerde dinamik rekristalizasyonun varlığını tespit etmişlerdir. DKB'deki iç yapının baz malzeme iç yapısına nazaran daha küçük taneli olduğunu ve eşeksenli tanelerden oluştuğunu vurgulamışlardır. SKK prosesinin, son derece yüksek düzeyde plastik deformasyonun söz konusu olduğu ve herhangi bir ergime durumunun söz konusu olmadığı bir katı hal prosesi olduğunu belirtmişlerdir. Ayrıca 6061-T6 ve bakırın birleştirilmesi üzerine yaptıkları denemeler sonunda, saat ibresi yönünde dönüş halinde 6061-T6 Al-alaşımı levhanın kaynağın sol tarafında olması halinde iyi kaynak elde edilebildiğini ancak tersi durumda kaynak kalitesinin çok kötü olduğunu ortaya koymuşlardır.

Benavides, Li, Murr, Brown ve McClure (1999), 6,5 mm kalınlığında olan 2024 Al-alaşımı levhaları  $650 \text{ min}^{-1}$  dönme hızı ve  $60 \text{ mm/min}$  ilerleme hızı kullanarak  $30 \text{ }^\circ\text{C}$  ve  $-30 \text{ }^\circ\text{C}$  sıcaklıklarda birleştirmişlerdir. Çalışma,  $-30 \text{ }^\circ\text{C}$  başlangıç sıcaklığıyla kaynak yapılması durumunda kaynak bölgesinde erişilen maksimum sıcaklığın  $140 \text{ }^\circ\text{C}$ 'yi geçmediğini ve bu durumda DKB'nin  $0,8 \text{ }\mu\text{m}$  iriliğinde ince taneli ve eş eksenli bir mikroyapıdan oluştuğunu; başlangıç sıcaklığının  $30 \text{ }^\circ\text{C}$  olması durumunda ise maksimum sıcaklığın  $330 \text{ }^\circ\text{C}$  ve DKB'deki tane boyutunun  $10 \text{ }\mu\text{m}$  olduğunu tespit etmişlerdir.

Krishnan (2002) yaptığı çalışmada, 6061 ve 7075 Al-alaşımı levhaları kullanmış ve SKK sonrası kaynak bölgesinde geometrik olarak eksenleri kaynak hattı boyunca olan iç içe geçmiş eş eksenli silindir şekillerinin oluştuğunu tespit etmiştir. Kaynağa dik yöndeki kesit görünüşte ise bu silindirlerin soğan halkalarına benzer şekilde görüldüğünü ve bu soğan halkaları arasındaki mesafenin merkezden uzaklaştıkça arttığını belirlemiştir.

Kumar ve Kailas (2008) yaptıkları çalışmada, 4,4 mm kalınlığındaki 7020-T6 Al-alaşımı levhaları omuz çapı 20 mm olan düz omuz ve üst çapı 6 mm alt çapı 4 mm

olup boyu 4,2 mm olan konik pime sahip batıcı uç kullanarak  $1400 \text{ min}^{-1}$  dönme hızında ve 80 mm/min ilerleme hızında  $2^\circ$ 'lik batıcı uç eğim açısı kullanarak birleştirmişlerdir. Çalışmada kaynak sırasındaki plastik akışın omuz tarafından kontrol edilen ve pim tarafından kontrol edilen olmak üzere iki türlü olduğu, pimin malzemeyi katmanlar halinde taşıdığı, omuzun ise yığın halinde taşıdığı tespiti yapılmıştır. SKK'da oluşan soğan halkası şeklindeki yapının pim tarafından taşınan malzemenin geometrik etkisi ve omuz etkisi ile aşağı doğru itilen malzemenin ikili kombinasyonu sonucunda oluştuğu belirlenmiştir. Ayrıca çalışmada kullanılan malzeme ve kaynak parametreleri için en uygun düşey kuvvet 8,1 kN olarak tespit edilmiştir.

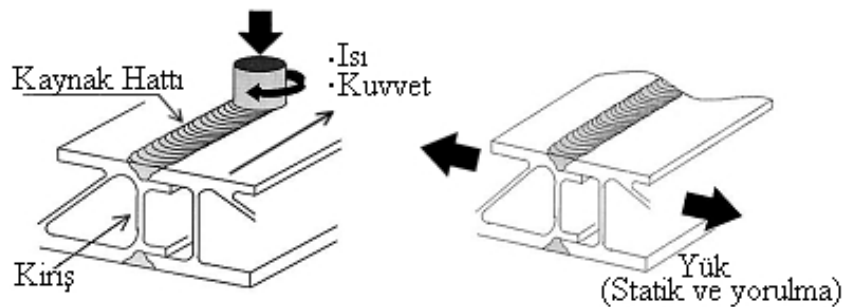
Cabibbo, McQueen, Evangelista, Spigarelli, Di Paola ve Falchero (2007) 6056 Al-alaşımı levhaları SKK ile birleştirmişler ve kaynaklı bağlantıların mekanik ve mikroyapısal özelliklerini incelemiştir. Çalışmada, 10 mm kalınlığındaki levhalar  $1800 \text{ min}^{-1}$  dönme hızında ve 90 mm/min ilerleme hızında birleştirilmiştir. Yapılan iç yapı incelemeleri sonrasında kaynak bölgesinde; (i) kaynak merkezinde ince taneli ve eşksenli kristal yapı, (ii) kaynağın yığıma tarafındaki geniş TMEB'de ve kaynağın süpürme tarafındaki dar TMEB'de, çok küçük hücreli oldukça uzamış taneli mikroyapı, ve (iii) baz malzeme ve IEB'de az miktarda uzamış taneli mikroyapı olmak üzere üç farklı mikroyapı oluşumunu tespit etmişlerdir. Ayrıca IEB, TMEB ve DKB'deki çökeltilerin T6-baz malzemenin iğnemi  $\beta''$  ve  $\beta'$  partiküllerinden farklı olduğunu belirlemişlerdir. IEB'de temel olarak bir kabalaşma, süpürme tarafındaki TMEB'de sadece aşırı yaşlanmış çökeltiler, yığıma tarafındaki TMEB'de ise daha kompleks bir yapı olarak, arta kalmış yaşlanmış çökeltiler ile  $\beta''$  partikülleri ve kaba uyumsuz  $\beta$ - $\text{Mn}_2\text{Si}$  partiküllerin varlığı bildirilmiştir. Elde edilen kaynak bölgesinin çekme dayanımı performansı %90, akma sınırı performansı ise %66 olarak belirlenmiştir.

Mishra, Mahoney, McFadden, Mara ve Mukherjee (2000) 6,35 mm kalınlığında olan 7075-T651 Al-alaşımı levhaların SKK üzerine yapmış oldukları çalışmada ticari Al-alaşımalarında SKK ile yüksek düzeyde süperplastik özellik gösteren bir iç yapı elde edildiğini ortaya koymuşlardır.

Motohashi, Sakuma, Goloborodko, Ito ve Itoh (2008) 3 mm kalınlığındaki 7075-T6 Al-alışımı levhaları  $1500 \text{ min}^{-1}$  dönme hızı ve  $300 \text{ mm/min}$  ilerleme hızında SKK yöntemi ile birleştirmişler, kaynak sonrasında DKB'de  $3 \mu\text{m}$  gibi çok ince taneli bir yapının oluştuğunu, bu yapının homojen bir dağılım gösterdiğini tespit etmişler ve bu yapının süperplastik bir özellik gösterdiğini bildirmişlerdir. SKK prosesi sırasında orijinal tane yapısı içinde oldukça yüksek gerinimlere sebebiyet veren ileri derece bir plastik deformasyonun söz konusu olduğunu da belirtmişlerdir.

Çam (2002, 2003, 2005) SKK yöntemini tanıttığı ve uygulama alanlarını örneklendirdiği çalışmalarda, ergitme kaynak yöntemleri ile kaynakları son derece sorunlu olan Al-alışımalarının bu kaynak yöntemi ile başarılı bir şekilde birleştirilebileceğini ve bu kaynak yönteminin özellikle otomotiv sektöründe, gemi inşaatında uçak ve uzay endüstrisinde ve diğer imalat sektörlerinde kullanımının her geçen gün artacağını bildirmiştir.

Kawasaki ve ark. (2004) demiryolu araçlarında kullanılan petek panellerin (hollow extrusion) SKK ile alt ve üst yüzeylerden birleştirilmesi (Şekil 3.1) üzerine bir çalışma yapmışlardır. Çalışmada kaynaklı bağlantıların nümerik olarak analizleri de yapılmıştır. Yapılan çalışma sonrasında, SKK ile bu panellerin daha kolay ve daha hızlı bir şekilde birleştirilebildiğini, kaynak sonrasında oluşan deformasyonun çok düşük mertebelerde olduğunu belirlemişlerdir. Ayrıca SKK prosesinin çevre koşullarından etkilenmediğini, bu suretle kalifiye eleman gereksinimi olmadığını belirtmişlerdir. Bu faydalarıyla SKK'yı Haziran 2002 itibarıyla 319 demiryolu aracında uyguladıklarını raporlamışlardır.



Şekil 3.1 Petek panellerin SKK ile alt ve üst yüzeylerden birleştirilmesi (Kawasaki ve ark., 2004).



Sato, Urata, Kokawa, Ikeda ve Enomoto (2001) yaptıkları çalışmada, tane boyutu ortalama 40  $\mu\text{m}$ , sertliği ortalama 21 HV, kalınlığı ise 1 mm olan 1050-O Al-alışımı levhalara eşkanallı açısal presleme, EKA (equal channel angular, ECA pressing) uygulamışlar ve tane boyutu 0,58  $\mu\text{m}$  ve sertliği 46 HV olan levhalar elde etmişlerdir. Sonrasında bu levhaları SKK ve lazer kaynağı ile birleştirmişlerdir. Lazer kaynak yöntemi ile elde edilen numunelerde sertlik değeri 30 HV'nin altında kalırken, SKK ile elde edilen numunelerde tane boyutunun 1  $\mu\text{m}$ 'nin altında kaldığı ve sertlik değerindeki düşüşün düşük mertebelerde olduğu belirlenmiştir. Aynı zamanda SKK'nın direkt olarak EKA presleme yapılmamış haldeki başlangıç metaline uygulanması durumunda, EKA presleme ile elde edilen sertlik değerinin (45 HV'nin üstü) elde edildiği belirtilmiştir. Sonuç olarak, SKK'nın ince taneli Al-alışımının kaynağında bu malzemelerin yüksek sertlik ve tokluk değerlerini düşürmeden kullanılabilir çok efektif bir kaynak yöntemi olduğu vurgusu yapılmıştır.

Ericsson ve Sandström (2003) 6082 Al-alışımı levhaları SKK ile birleştirmişler, kaynak hızının kaynaklı levhaların yorulma davranışı üzerine etkisini incelemişler ve bu konuda SKK'yı MIG ve TIG kaynak yöntemleri ile kıyaslamışlardır. SKK için kullanılan batıcı ucun omuz çapı 14 mm ve pim çapı 6 mm'dir. Dönme hızı 2200 ve 2500  $\text{min}^{-1}$ , ilerleme hızı ise 700 ve 1400 mm/min olarak kullanılmıştır. SKK ile birleştirilen 6082 Al-alışımı levhalar T4 ve T6 temper şartlarında olmak üzere iki farklı temper şartında kullanılmış olup kaynak sonrasında T4 temper şartlarında kaynakları yapılan numuneler 180 °C'de 7 saat süreyle ısıl işleme tabi tutularak T6 şartlarına getirilmiştir. Çalışma sonrasında, SKK ile elde edilen numunelerin MIG ve TIG kaynak yöntemi ile elde edilen numunelere göre daha yüksek yorulma mukavemeti gösterdiği tespit edilmiştir. Kullanılan kaynak hızları için SKK ile birleştirilmiş numunelerin yorulma mukavemetinin kaynak hızından bağımsız olduğu tespiti yapılmıştır. Ayrıca SKK için, T6 temper şartında kaynak edilen numunelerin, en az T4 temper şartında kaynak edilip kaynak sonrasında yapay yaşlandırma yapılarak T6 şartına getirilen numunelerin gösterdiği yorulma mukavemet değerlerine denk olacak kadar yorulma mukavemeti gösterdiği ve bunun beklenmedik bir durum olduğu belirtilmiştir. Bu durum, T6 temper şartında kaynak

edilen numunelerin daha sünek bir davranış göstermesi ile açıklanmıştır. Daha sünek davranış sayesinde bu numunelerde gerilme yoğunlaşması etkisinin daha az olduğu ve çatlak ilerlemesinin IEB bölgesinden gerçekleştiği, T4 temper şartlarında kaynak edilen numunelerde ise çatlak ilerlemesinin kaynak bölgesinde gerçekleştiği belirtilmiştir.

Miles, Decker ve Nelson (2004) yaptıkları çalışmada, 1,98mm kalınlığında 5754-O, 2,03 mm kalınlığında 5182-O ve 6022-T4 Al-alaşımı levhaların TIG kaynak yöntemi ve SKK yöntemi ile kaynaklarını gerçekleştirmişlerdir. Yapılan çalışma sonucunda, 5182-O ve 5457-O levhalarda kaynak sonrasında elde edilen sünekliğin kaynak prosesinden bağımsız olarak birbirine eşit özellikler gösterdiği belirlenmiştir. 6022-T4 levhalarda ise SKK ile elde edilen numunelerin çekme deneyinde elde edilen uzama değerlerinin baz malzeme uzama değerinin %48'i olduğu, TIG kaynak yöntemi ile elde edilen numunelerde ise bu değer %28'de kaldığı belirtilmiştir. Ayrıca SKK ile elde edilen 6022-T4 kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelerin şekillendirilebilme özelliklerinin TIG kaynak yöntemiyle elde edilen parçalardan çıkarılan numunelerin şekillendirilebilme özelliklerinden daha iyi olduğu sonucu da elde edilmiştir. Çalışmada kullanılan levhaların üçünün de SKK ile kaynaklanmaları halinde, düzlem gerilme şartlarında şekillendirme durumunda baz malzeme ile aynı özellikleri sergiledikleri, ancak biaksial gerilme durumunda baz malzemeden daha düşük şekillendirilebilme özellikleri sergiledikleri belirlenmiştir.

Taban ve Kaluç (2005) 6,45 mm kalınlığında olan EN AW-5083- H321 Al-alaşımı levhaları MIG, TIG ve SKK ile birleştirmişler ve kaynaklı bağlantıların mekanik ve mikroyapısal özelliklerini incelemişlerdir. SKK, 20 mm omuz çapına ve üzerine M5 vida dişi açılmış 3,6 mm pim çapına sahip batıcı uç ile çift taraflı olarak gerçekleştirilmiş olup dönme hızı  $1600 \text{ min}^{-1}$ , ilerleme hızı 125 mm/min, batıcı uç eğim açısı ise  $2^\circ$  olarak kullanılmıştır. Yapılan çalışma sonucunda, SKK ile elde edilen numunelerde çarpılma olmadığı ancak MIG ve TIG kaynak yöntemleri ile birleştirilen numunelerde aşırı derecede çarpılma olduğu belirlenmiştir. MIG ve TIG kaynak yöntemleri ile elde edilen parçalarda, kaynak sırasındaki tel elektrot ve gaz sarfiyatının yanı sıra kaynak sonrasında bir yüzey işleme gerektiği, SKK ile elde

edilen numunelerde ise böyle bir gerekliliğin olmadığı belirtilmiştir. Ayrıca SKK ile elde edilen numunelerin mekanik özelliklerinin TIG ve MIG kaynak yöntemleri ile elde edilen numunelerin mekanik özelliklerine yakın sonuç verdiği tespit edilmiştir. SKK ile elde edilen numunelerde kaynak bölgesinin diğer iki kaynak yöntemindekine göre daha dar olduğu çalışmada belirlenen bir başka sonuçtur. Sonuç olarak, SKK yönteminin alüminyum ve alaşımlarını kullanan birçok endüstri kolunda güvenle ve rahatlıkla uygulanabileceği vurgusu yapılmıştır.

Lakshminarayanan, Balasubramanian ve Elangovan (2009) 6061 Al-alaşımı levhaların TIG, MIG ve SKK ile birleştirilmeleri üzerine bir çalışma yapmışlar ve elde edilen bağlantıların mekanik özelliklerini araştırmışlardır. SKK'da, 18 mm omuz çapına, 6 mm pim çapına ve 5,5 mm pim boyuna sahip silindirik vida dişli baticı uç kullanılmış ve düşey kuvvet 7 kN olarak ayarlanmıştır. SKK, 1200 min<sup>-1</sup> dönme hızında, 75 mm/min ilerleme hızıyla gerçekleştirilmiştir. Sonuç olarak, en yüksek çekme dayanımı değerlerini SKK ile birleştirilen parçadan elde edilen numunelerin verdiği ve SKK'nın MIG yöntemine kıyasla çekme dayanımı değerlerini yaklaşık %34, TIG kaynak yöntemine kıyasla ise yaklaşık %15 iyileştirdiği ortaya konmuştur. Her üç kaynak yönteminde de, kaynaklı numunelerin kaynak merkezinin IEB ve baz malzemeye göre daha düşük sertlik değeri gösterdiği tespit edilmiş olmakla beraber bu üçü arasında bu bölgedeki en yüksek sertlik değerini 85 HV ile SKK'nın gösterdiği, en düşük sertlik değerini ise 58 HV ile MIG'in gösterdiği tespit edilmiştir. SKK yöntemiyle elde edilen numunelerde, DKB'de oluşan eşeksneli ve ince taneli yapı ve bu yapı içindeki üniform olarak dağılmış çok ince taneli sertleştirici çökeltilerin varlığının, bu numunelerin diğer iki kaynak yöntemiyle elde edilen numunelere göre çok daha iyi çekme özellikleri göstermesini sağladığı tespit edilmiştir.

Lee, Yeon ve Jung (2003) 4 mm kalınlıklı A356 döküm Al-alaşımı levhaları SKK ile 1600 min<sup>-1</sup> baticı uç devri ve 87-342 mm/min arasında değişen ilerleme hızlarını kullanarak 3° baticı uç eğim açısıyla birleştirmişlerdir. Çalışmada, 187 mm/min'in altındaki ilerleme hızlarında kaynak kalitesinin daha iyi olduğunu belirlemişlerdir. Baz malzemedeki karakteristik dendritik yapıya karıştırma bölgesinde

rastlanmadığını, bunun yerine ötektik Si partiküllerinin varlığını ve bu partiküllerin düşük ilerleme hızlarında daha homojen bir şekilde dağıldıklarını tespit etmişlerdir. Ayrıca homojen dağılmış Si partiküllerinin karıştırma bölgesindeki varlığı bu bölgenin sertlik profilinin baz malzemeye göre daha homojen olmasını sağladığı da belirtilmiştir. Çekme deneyinde, kaynağa dik yönde çıkarılan numunelerin tümü baz malzemeden kopmuşlardır. Kaynağa paralel yönde çıkarılıp kaynağın mukavemet değerlerini ölçmeye yönelik olan numuneler ise 178 MPa çekme dayanımı değeri ile baz malzemeden %20 oranında daha yüksek çekme dayanımı değeri gösterirken, akma sınırı değeri olarak da baz malzemeden daha yüksek sonuçlar vermişlerdir. Sonuç olarak, karıştırma bölgesinde homojen bir şekilde dağılmış olan Si partikülleri kaynak bölgesinin mukavemetinin baz malzemeye kıyasla daha yüksek olmasını sağlamıştır vurgusu yapılmıştır.

Peel, Steuwer, Preuss ve Withers (2003) AA5083 alaşımı 3 mm kalınlıklı levhaların SKK üzerine yaptıkları çalışmada, kaynak hızının mekanik özelliklere ve artık gerilmelere etkisini incelemişlerdir. Yapılan çalışmada, ne olduğu verilmeyen sabit bir batıcı uç devri kullanmışlardır. Bunun yanında, 100,150 ve 200 mm/min olmak üzere üç farklı ilerleme hızında kaynakları gerçekleştirmişlerdir. Kaynakların yapılmasında kullanılan batıcı uç, 18 mm çapında iken pim ise M5 ve M6 olmak üzere iki farklı çapta kullanılmıştır. Yapılan çalışma sonrasında kaynak bölgesindeki dominant özelliğin, rekristalizasyona uğramış eşeksenli tanelerden oluşmuş bir mikroyapı olduğu ortaya konulmuştur. Kaynak hızının artırılmasının, dolayısıyla ısı girdisinin azalmasının bu bölgeyi daralttığı sonucu elde edilmiştir. Rekristalizasyona uğramış kaynak bölgesinin baz malzemeye göre daha düşük sertlik değerlerine ve daha düşük akma sınırına sahip olduğu ve çekme deneyi sırasında plastik şekil değişiminin neredeyse tamamının bu bölgede gerçekleştiği belirlenmiştir. Ayrıca yapılan artık gerilme analizleri ile bu bölgede gerek kaynak hattı boyunca (hadde yönünde), gerekse bu yöne dik doğrultuda artık gerilmelerin çekme gerilmeleri şeklinde olduğu ve hadde yönündeki maksimum artık gerilmelerin artan kaynak hızıyla arttığı sonucu elde edilmiştir.

Liu, Fujii, Maeda ve Nogi (2003) SKK'lı 6061-T6 Al alaşımı levhaların çekme özellikleri ve çekme deneyi sırasındaki kopma yerleri üzerine bir çalışma yapmışlar, çalışmada 5mm kalınlığında levhalar kullanmışlardır. Kaynakları, omuz kısmı 15 mm çapında, pimi ise 6 mm çapında ve 4,7 mm uzunluğunda olup hatve aralığı 0,07-1 mm/r olan batıcı uç ile 1000-1500 min<sup>-1</sup> ve 100-1000 mm/min kaynak parametrelerini kullanarak gerçekleştirmişlerdir. Batıcı uç eğim açısı 3° olarak alınmıştır. Çalışma sonrasında, çekme dayanımı özelliklerinin ve kırılma yerlerinin belirgin bir şekilde kaynak parametrelerine bağlı olarak değiştiği ortaya konmuştur. 1500 min<sup>-1</sup> dönme hızı ile 800 mm/min ilerleme hızı ve 0,53 mm/r hatve aralığı optimum parametreler olarak belirlenmiş olup bu parametrelerde elde edilen kaynak performansı da % 77 olarak tespit edilmiştir. Hatve aralığının optimum değerden farklı olarak kullanılması durumunda çekme dayanımı özelliklerinin olumsuz yönde etkilendiği belirtilmiştir. Ayrıca, kaynakta hata olmaması durumunda kırılmanın IEB'den gerçekleştiği, aksi durumda ise DKB'den gerçekleştiği bildirilmiştir.

Cavaliere, Campanile, Panella ve Squillace (2006) yaptıkları çalışmada, kaynak parametrelerinin SKK ile birleştirilmiş 4 mm kalınlığındaki 6056 Al-alaşımı levhalar üzerindeki etkisini mekanik özellikler ve içyapı açısından değerlendirmişlerdir. Çalışmada kullanılan kaynak parametre setleri 500, 800 ve 1000 min<sup>-1</sup> dönme hızları ile 40, 56 ve 80 mm/min ilerleme hızlarının kombinasyonları şeklindedir. Kaynakların yapılmasında 14 mm omuz çaplı ve 6 mm pim çaplı batıcı uç kullanılmış olup pim boyu 3,9 mm'dir. Kaynakların yapılması sırasında batıcı uç ve kaynak levhaları üzerine gelen yükler kaydedilmiştir. Yapılan çekme testleri sonucunda en iyi çekme dayanımı değerleri 800 ve 1000 min<sup>-1</sup> dönme hızları ve kullanılan en yüksek ilerleme hızı olan 80 mm/min'de elde edilmişken, en iyi süneklik değerleri ise 40 ve 46 mm/min ilerleme hızlarında ve kullanılan en düşük devir olan 500 min<sup>-1</sup>'de elde edilmiştir. Kaynak bölgesinin sertlik dağılımı, kullanılan kaynak parametreleri içinde düşük devir ve düşük ilerleme hızlarında üniform olurken, yüksek devir ve yüksek ilerleme hızlarında sertlik değerleri artmakta ve üniformluk durumu azalmaktadır. Ayrıca kaynak bölgesindeki mikroyapının eş eksenli ve ince taneli olduğu da rapor edilmiştir.

Scialpi, De Filippis ve Cavaliere (2007) yaptıkları çalışmada SKK ile birleştirilmiş 6082-T6 Al-alışımı levhalarda kullanılan batıcı uç omuz tasarımının mekanik ve içyapısal özelliklere etkisini incelemişlerdir. Çalışmada kullanılan levhalar 1,5 mm kalınlığında olup bu levhaları  $1810 \text{ min}^{-1}$  dönme hızında, 460 mm/min ilerleme hızında ve  $2^\circ$  batıcı uç eğim açısı altında birleştirmişlerdir. Kullanılan batıcı uçların üçünde de omuz kenarları yuvarlatılmıştır. Omuzlardan biri herhangi bir içbükey ya da dışbükey durumu olmaksızın düz bir yapıya sahip ( $T_F$ ), bir diğeri  $10^\circ$ 'lik açı ile içbükey bir yapıya sahipken ( $T_{FC}$ ), üçüncüsünün yüzeyi ise salyangoz bir yapı şeklinde ( $T_{FS}$ ) tasarlanmıştır. Bu üç tasarım içinde en iyi kaynak yüzeyini  $T_{FC}$  uç vermiş olup aynı zamanda bu uç ile elde edilen kaynaktan oluşan flanş da çok küçük bir boyutta kalmıştır. Çekme deneyi sonucunda, kaynağa dik olacak şekilde çıkarılan numunelerin çekme dayanımı değerleri arasında her üç batıcı uç tasarımı arasında dikkate değer bir farklılık gözlememişken, kaynak hattı boyunca çıkarılan numunelerde  $T_{FC}$  ve  $T_{FS}$  uçlarla elde edilen kaynaklardan çıkarılan numunelerin çekme dayanımı ve uzama değerleri  $T_F$  uçla elde edilen kaynaktan çıkarılanlarınkine göre daha yüksek olmuştur. Elde edilen bu sonuçlara göre, kullanılan üç batıcı uç arasında en iyi omuz tasarımının, gerek elde edilen yüzey kalitesi gerekse mukavemet değerleri açısından değerlendirildiğinde,  $T_{FC}$  (yuvarlatılmış ve içbükey) olduğu belirtilmiştir.

Woo, Choo, Brown ve Feng (2007) 6,5 mm kalınlığındaki 6061-T6 Al-alışımının SKK ile birleştirilmelerinde kullanılan batıcı uç pim ve omuzunun kaynak mikroyapısı ve doğal yaşlanma özellikleri üzerindeki etkilerini araştırmışlardır. Kaynakların yapılmasında iki tür batıcı uç kullanılmış olup biri 19,05 mm omuz çapına ve 6,35 mm pim çapına sahipken, diğeri pimsiz olup sadece 19,05 mm çaplı omuzdan oluşmaktadır. Kaynaklar,  $1250 \text{ min}^{-1}$  dönme hızında ve 282 mm/min ilerleme hızında, 12,4 MPa basınç kuvveti altında gerçekleştirilmiştir. Çalışma mikroyapısal sertlik kaybının sadece omuz ile levhalar arasındaki sürtünmeden kaynaklı olarak açığa çıkan ısının etkisiyle meydana geldiğini ortaya koymuştur. Ayrıca, batıcı ucun hem omuz hem de pimden oluştuğu durumda, DKB ve TMEB'deki sertlik kaybının ısı girdisinin etkisiyle ince iğne şekilli çökeltilerin ( $\beta''$ ) çözünmesi nedeniyle olduğu ve bu bilgilerde sertliğin 110 HV'den 70 HV'ye

indiği tespit edilmiştir. IEB bölgesindeki sertlik kaybının ise,  $\beta''$  çökeltilerinin çözünmesi ve iri taneli çökelti fazının irileşmesi neticesinde olduğu ve sertliğin bu bölgede 60 HV olarak ölçüldüğü belirtilmiştir. Batıcı ucun sadece omuzdan oluştuğu durumda da benzer sertlik kayıpları tespit edilmiştir. Çalışmada kaynak sonrasında doğal yaşlanma durumu da incelenmiş ve batıcı ucun sadece omuzdan oluştuğu durumda doğal yaşlanmanın sadece kaynak bölgesinin omuza yakın kısmında gerçekleştiği, diğer durumlarda ise levha kalınlığı boyunca homojen bir doğal yaşlanma sürecinin yaşandığı tespit edilmiştir.

Çam, Güçlüer, Çakan ve Serindağ (2008) 5086-H32 Al-alışımı levhaları SKK ile birleştirmişler ve elde edilen birleştirmelerin mekanik özelliklerini araştırmışlardır. Çalışmada kullanılan levhalar 3 mm kalınlığında olup kaynakların yapılmasında kullanılan batıcı uç 4 mm üst çap, 3 mm alt çap ve 2,8 mm uzunluğunda pime sahip kesik koni şeklinde tasarlanmıştır. Kaynaklar  $1600 \text{ min}^{-1}$  sabit dönme hızında ve 175, 200 ve 225 mm/min ilerleme hızlarında gerçekleştirilmiştir. Elde edilen kaynakların tümünde kaynak bölgesinde bir sertlik kaybı yaşanmıştır. Yapılan kaynakların tümünde batıcı uç batma derinliğinin yetersiz kalmasından kaynaklı olduğu düşünülen yetersiz birleşme tarzı (kissing bond) kaynak hataları tespit edilmiştir. Elde edilen en iyi kaynak performansı %75 çekme dayanımı performansı ve %25 uzama performansı ile 200 mm/min ilerleme hızında elde edilmiştir. Kaynak performanslarının baz malzemeye göre düşük kalmasının sebebi olarak kaynak bölgesindeki ısınma sonucu soğuk şekil verme sertleşmesinin yok olması sonucu sertlik kaybı ve kaynaklardaki yetersiz birleşme tarzı kaynak hataları gösterilmiştir.

Simar, Bréchet, De Meester, Denquin ve Pardoën (2008) 6 mm kalınlığında 6005A-T6 Al-alışımı levhaların SKK ile birleştirilme işlemlerini, sıcak kaynak ve soğuk kaynak olarak adlandırdıkları iki farklı kaynak parametre setinde yapmışlardır. Kaynakların yapılmasında  $1000 \text{ min}^{-1}$  olmak üzere tek bir dönme hızı kullanmışlardır. Yüksek ısı girdisinin olduğu dolayısıyla sıcak kaynak olarak adlandırdıkları kaynağı 200 mm/min hızda, düşük ısı girdisinin olduğu ve dolayısıyla soğuk kaynak olarak adlandırdıkları kaynağı ise 1000 mm/min hızda gerçekleştirmişlerdir. Yapılan çalışmada, SKK prosesi sırasında IEB bölgesinde  $\beta''$

çökeltilerinin çözüldüğü ve bu bölgede iri taneli  $\beta'$  çökeltilerinin oluştuğu tespit edilmiştir. Sıcak kaynak olarak adlandırılan ve yüksek ısı girdisinin olduğu kaynaktaki soğuk kaynaktakine göre  $\beta'$  çökeltilerinin daha iri olduğu ve katı çökelti konsantrasyonunun sıcak kaynaktaki daha düşük mertebelerde olduğu belirlenmiştir. Dolayısıyla soğuk kaynağın sertlik ve akma sınırı değerlerinin sıcak kaynağa göre daha yüksek olduğu belirtilmiştir.

Balasubramanian (2008), SKK ile birleştirilmiş Al-alaşımında baz malzeme mekanik özellikleri ile kaynak parametreleri arasındaki bağlantıyı araştırmıştır. Yaptığı çalışmada 6 mm kalınlığında olan 1050, 6061, 2024, 7039 ve 7075 Al-alaşımı levhaları kullanmış ve bu levhaları kendi içlerinde 18 mm omuz çaplı, 6 mm pim çaplı ve 5,7 mm pim uzunluklu batıcı uç ile 700-1700  $\text{min}^{-1}$  arasında değişen devirlerde ve 22-135 mm/min arasında değişen ilerleme hızlarında birleştirmiştir. Çalışma, baz malzeme akma sınırı, çekme dayanımı ve sertliğinin SKK sonrası elde edilen kaynak kalitesi ve hatasız kaynak elde etme konusunda son derece önemli bir rol oynadığını göstermiştir. Yapılan teste göre, akma sınırı düşük olan Al-alaşımında, düşük devirlerde ve yüksek hızlarda hatasız kaynak elde etmek mümkün olmaktadır. Öte yandan sünekliği düşük Al-alaşımında, yüksek devirlerde ve düşük hızlarda hatasız kaynak elde edebilmek mümkün olmaktadır. Sertliği düşük olan Al-alaşımında ise düşük devirlerde ve yüksek hızlarda hatasız kaynak elde etmek mümkün olmaktadır.

Rajakumar, Muralidharan ve Balasubramanian (2011) SKK ile birleştirilmiş 5 mm kalınlığındaki 7075-T6 levhaların kaynak kalitesi üzerinde kaynak parametrelerinin ve batıcı uç geometrisinin etkisini incelemişlerdir. Çalışmada 900-1800  $\text{min}^{-1}$  arasında değişen beş farklı devir, 20-100 mm/min arasında değişen beş farklı ilerleme hızı, 6-10 kN arasında değişen beş farklı düşey kuvvet, 9-21 mm arasında değişen beş farklı omuz çapı, 3-7 mm arasında değişen beş farklı pim çapı, 33-56 HRC arasında değişen beş farklı batıcı uç sertlik değeri değişken olarak alınmıştır. En iyi kaynak, 1400  $\text{min}^{-1}$  dönme hızı ve 60 mm/min ilerleme hızında, 8 kN düşey kuvvet altında, 15 mm omuz ve 5 mm pim çaplı ve 45 HRC sertlik değerinde olan batıcı uç ile elde edilmiştir. Bu değişkenler ile hatasız kaynak elde edilebildiği ve



üniform olarak dağılmış MgZn<sub>2</sub> partiküllerinin varlığı ile % 77'lik bir kaynak performansına ulaşılabildiği bildirilmiştir.

Ren, Ma, ve Chen (2007) 6 mm kalınlıklı 6061-T651 levhaları 24 mm omuz çapına ve 6 mm çapında üzerine dış açılmış silindirik pime sahip batıcı uç kullanarak hadde yönünde SKK ile birleştirmişlerdir. Kaynak parametre setleri olarak sırasıyla dönme hızı (min<sup>-1</sup>) ve ilerleme hızı (mm/min) olmak üzere, 400x100, 600x100, 800x400, 1200x400, 1600x400 parametre setlerini kullanılmıştır. Yapılan çalışma sonrasında, 400 mm/min ilerleme hızı ile elde edilen numunelerde en düşük sertlik dağılımının çekme eksenine 45° açı yapacak şekilde, 100 mm/min ilerleme hızıyla elde edilen numunelerde ise çekme eksenine dik olacak şekilde oluştuğunu tespit etmişlerdir. Çekme testi sonrasında 400 mm/min ile elde edilen numunelerin en yüksek çekme dayanımı özellikleri gösterdiğini ve kırılma doğrultularının en düşük sertlik dağılımına uygun olarak çekme eksenine 45° açı yapacak şekilde olduğunu, 100 mm/min ilerleme hızıyla elde edilen numunelerin ise en düşük mukavemet özellikleri gösteren numuneler olduğu ve yine bu numunelerinde en düşük sertlik dağılımına uygun olarak yaklaşık olarak çekme eksenine dik bir doğrultu oluşturacak şekilde koptukları da tespit edilmiştir. Ayrıca çalışmada, SKK'da ısı girdisinin tanımlanması amacıyla önerilen " $\omega^2/v$ " ya da " $\omega/v$ " ısı indekslerinin ikisinin de 6061-T651 Al-alışımı levhalar için çekme ve kırılma özelliklerini tanımlamada kullanılamayacağı, çalışmada kullanılan kaynak parametre setleri göz önüne alındığında çekme özellikleri ve kırılma özellikleri konusunda ilerleme hızının baskın bir rol oynadığı vurgulanmıştır.

De, Mishra ve Smith (2009) SKK ile birleştirilmiş 6,2 mm kalınlığında olan 7075-T6 Al-alışımı levhaların mikroyapısının yorulma ömrü ve kırılma şekilleri üzerine yaptıkları çalışmada, tane inceliği ve rölatif olarak dislokasyonların olmadığı mikroyapının yüksek çevrimli yorulma durumunda yorulma ömrünü artırdığını belirtmişlerdir. Bu durum, kırılma yüzeylerinin analizi sonrasında çatlak ilerleme oranlarının düşüklüğüne bağlanmıştır. Çatlak ilerleme oranındaki düşüklüğün mikroyapısal olarak küçük çatlak oluşturulması durumunda, tane sınırlarının bariyer etkisi yapması sayesinde olduğu, fiziksel olarak küçük çatlak durumunda ise ya

çatlak kapanma oranının yüksekliğinden ya da ince taneli yapının sağladığı ilerleme zorluğundan kaynaklandığı belirtilmiştir.

Lim, Kim, Lee ve Kim (2004) 4 mm kalınlığındaki 6061-T651 Al-alaşımı levhaları, 13 mm omuz çapına ve dip çapı 4mm olup 10 °C eğimli konik pime sahip batıcı uç kullanarak birleştirmişlerdir. Kaynak parametreleri olarak 1000, 1400, 1600, 2000 ve 2500 min<sup>-1</sup> dönme hızları ile 100, 200, 300 ve 400 mm/min ilerleme hızlarının değişik kombinasyonlarını kullanmışlardır. Yapılan çalışma, numunelerin çekme özelliklerinin kaynak sırasındaki ısı girdisinden ziyade değişik kaynak parametrelerinin etkisi altında birim zamanda meydana gelen plastik akış miktarına bağlı olarak değiştiğini; çekme deneyindeki birim uzama değerinin batıcı uç devrinin artması ile veya ilerleme hızının azalması ile düştüğünü göstermiştir. Bu düşüşe sebep olarak, kaba taneli Mg<sub>2</sub>Si çökeltilerinin belli bir bölgede kümelenmesi gösterilmiştir. Kaynak işlemi sırasında DKB'de yoğun bir plastik deformasyon yaşandığı ve kaba taneli Mg<sub>2</sub>Si çökeltilerinin söz konusu olan karıştırma işlemi sürecinde bu bölgenin dışında belli mesafelere itildiği belirlenmiştir. Düşük kaynak hızı veya yüksek batıcı uç devirlerinin birim zamanda meydana gelen plastik deformasyon miktarını ve bunun bir sonucu olarak da kaba taneli çökeltilerin belli bir bölgede kümelenme miktarını artırdığı tespit edilmiştir. Çekme deneyinde tespit edilen birim uzama değerlerindeki azalma da kümelenme miktarındaki artışa bağlanmıştır.

Lim, Kim, Lee ve Kim (2005) yaptıkları çalışmada 4 mm kalınlığa sahip 6061-T651, 7075-T6 ve 5083-H32 Al-alaşımı levhaları 1000-2500 min<sup>-1</sup> dönme hızları arasında değişik devirler ve 100-400 mm/min arasında değişik ilerleme hızları kullanarak birleştirmişlerdir. Çalışmada mekanik özellikleri belirlemek amacıyla kullanılan çekme numunesi boyutları verilmemiştir. SKK prosesi sırasında batıcı ucun dönme hareketinden kaynaklı olarak iri taneli çökeltilerin DKB'nin dışında belli mesafelere itildiği ve çekme deneyinde kırılmanın bu bölgelerden gerçekleştiği belirlenmiştir. Bu durum düşük ilerleme hızı ve/veya yüksek devirlerde ortaya çıkmaktadır. SKK ile birleştirilmiş Al-alaşımının çekme uzaması değerlerinin bu iri taneli çökeltilerin kümelenmesinin etkisi altında değiştiği düşünülmüştür.

Çalışılan Al-alaşımaları içinde bu kümelenmenin en yoğun olarak yaşandığı alaşım 6061-T651 olarak belirlenmiş ve bu suretle bu alaşımdan el edilen kaynaklı numunelerin çekme uzaması konusunda diğer alaşımlardan el edilen numunelere göre çok daha duyarlı olduğu belirtilmiştir. Her üç alaşım için de, çekme dayanımı değerlerinin çekme uzaması değerlerinde olduğu gibi kaynak hızı değişimine bağlı olarak çok fazla değişiklik göstermediği tespit edilmiştir. Bununla beraber, dönme hızının artması ve/veya ilerleme hızının azalmasının her üç alaşımda da ısı girdisini artırarak mukavemet değerini düşürdüğü de belirtilmiştir. Aynı zamanda, bu durumlar plastik şekil değişiminin DKB'de meydana gelmesini sağlayarak mukavemet değerlerini artırmaktadır. Birbirine zıt bu iki mekanizmanın değişik kaynak parametrelerinin kaynak mukavemeti üzerindeki etkisini dengelediğinin düşünüldüğü vurgusu yapılmıştır.

Song ve Kovacevic (2003) batıcı uç omuz kısmı ile kaynak parçaları arasında ortaya çıkan ısının sürtünmeden kaynaklı olduğu, silindirik pimin üzerindeki dişlerin ihmal edilebileceği, lokal sıcaklığın malzemelerin ergime sıcaklığına erişmesi durumunda ısı akışı olmayacağı kabullerini yaparak ve hareketli koordinat sistemini kullanarak SKK prosesini modelledikleri çalışmada, ön ısıtma yapmak yoluyla batıcı ucun ön tarafındaki malzemenin sıcaklığın artırılmasının parçalarının kaynak edilmesini kolaylaştırdığı ve batıcı ucun ömrünü uzattığı sonucunu ortaya koymuşlardır.

Çam, Serindağ ve ark. (2008) yaptıkları çalışmada, 90% Cu - 10 % Zn ve 70% Cu - 30% Zn pirinç levhaları kendi içlerinde, konik pimli batıcı uç kullanarak 1600 min<sup>-1</sup> devirde 160, 210 ve 260 mm/min ilerleme hızlarında birleştirmişler ve SKK kaynak parametrelerinin pirinç levhalar üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Kullanılan her iki pirinç levha da başarılı bir şekilde birleştirilmiş olmakla beraber, kimyasal kompozisyonda çinko miktarındaki artışın kaynak kabiliyetini düşürdüğü ortaya konmuştur.

Çam, Mistikoğlu ve Pakdil (2009) pirinç levhaların SKK ile birleştirilmesi üzerinde yaptıkları çalışmada, 3 mm kalınlığında olan 63% Cu - 37% Zn pirinç

levhalar kullanılmış olup bu levhalar  $\alpha + \beta$  fazlarından oluşan iki-fazlı bir mikroyapıya sahiptir. Kaynaklar 1250 ve 1600  $\text{min}^{-1}$  dönme hızlarında 100-225 mm/min arasında değişen ilerleme hızlarında olmak üzere altı farklı kaynak parametre seti altında, 4 mm üst çap, 3 mm alt çapa ve 2,8 mm pim uzunluğuna sahip batıcı uç kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Çalışma, pirinç levhaların geniş bir parametre seti aralığında SKK ile birleştirilebileceğini ortaya koymuştur. Kaynak işlemi sırasında ortaya çıkan ısı ne kadar düşükse DKB'de oluşan iç yapının o kadar ince taneli olduğu tespiti yapılmıştır.

Sato, Takauchi, Park ve Kokawa (2005), 1050 Al-alaşımı levhaların kaynak yüzeylerindeki oksit tabakasının SKK ile birleştirilmeleri durumunda kaynak bölgesinde sebep olduğu zig zag şeklinde oluşan oksit tabakasını karakterize etmişlerdir. Çalışmada, 2 mm kalınlığında 1050-H24 Al-alaşımı levhaları 600-2400  $\text{min}^{-1}$  dönme hızlarında ve 87-720 mm/min ilerleme hızlarında SKK ile birleştirmişlerdir. Çalışma sonrasında, kaynak bölgesinde oluşan ve süreklilik arz eden oksit filminin artan ısı girdisi ile parçacık dağılımlı bir hal aldığı, kök bükme testinde sadece sürekli oksit filminin etken bir rol oynadığı tespit edilmiştir. Sürekli oksit filminin varlığının bir tür birleşme yetersizliği (kissing bond) olduğu ve çatlak oluşumuna meyilli bir duruma sebebiyet verdiği belirlenmiştir.

Chen, Yan ve ark. (2006) 5456 Al-alaşımı levhaları omuz çapı 12 mm ve pim uzunluğu 3,8 mm olan konik pime sahip batıcı uç kullanarak 1000  $\text{min}^{-1}$  ve 120 mm/min kaynak parametrelerinde batıcı uç eğim açısı 1,5-4,5° arasında değişecek şekilde SKK ile birleştirmişler ve bu kaynak yönteminde oluşan tipik kaynak hatalarını incelemişlerdir. Çalışmada, batıcı uç eğim açısının yetersiz ya da fazla olmasının kaynak bölgesinde malzemenin plastik akışının sağlıklı bir şekilde sağlanabilmesi üzerinde önemli bir rol oynadığı; düşük açılı eğim açısının aynı zamanda yetersiz birleşme (kissing bond) oluşumuna sebebiyet verdiği ve bu hatanın tahribatsız muayene yöntemleri ile tespitinin son derece güç olduğu; S tarzında kaynak çizgisi oluşumuna ise oksit tabakasının kaynak sırasındaki karıştırma işlemi sonucu kaynak bölgesine karışmasının sebep olduğu ve bu kaynak hatasının kaynağın sürekliliğini son derece olumsuz bir şekilde etkilediği tespitleri yapılmıştır.

Chen, Liu ve Feng (2006a) farklı temper şartlarındaki (O ve T6) 6 mm kalınlıklı 2219 Al-alışımı levhalar üzerine yapmış oldukları çalışmada, bu levhaları 15 mm omuz çapına, 6 mm pim çapı ve 4,8 mm pim boyuna sahip batıcı uç kullanarak SKK yöntemi ile  $800 \text{ min}^{-1}$  sabit devirde 60-500 mm/min ilerleme hızlarında birleştirmişlerdir. Yapılan çalışma alışımın temper şartlarının kaynak karakteristiği ve oluşabilecek kaynak hataları üzerinde son derece büyük bir etkiye sebep olduğu belirlenmiştir. 2219-O levhalardan elde edilen kaynaklı parçalarda soğan halkalarının oluşmadığı ve DKB ile TMEB arasında ayırt edilebilir bir ara yüzey olmadığı tespit edilmiştir. Bu numunelerde olası kaynak hatalarının kaynağın süpürme tarafında DKB'nin alt yarısında oluşmaya meyilli olduğu; T6 temper şartlarında kaynak edilen numunelerde ise belirgin soğan halkalarının ve DKB ile TMEB arasında belirgin bir ara yüzeyin varlığı tespit edilmiş olup, bu numunelerde olası kaynak hatalarının kaynağın süpürme tarafında DKB'nin alt yarısında oluşmaya meyilli olduğu belirlenmiştir. 2219-O levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelerin kaynak performansı %100 olarak, 2219-T6 levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelerin kaynak performansı ise %82 olarak belirlenmiştir. Bu iki tür levhadan elde edilen kaynaklı numunelerin birbirinden farklı kırılma davranışı gösterdiği de tespit edilen bir diğer durumdur. Belirli bir kaynak hızının altında T6 levhalardan elde edilen kaynaklı numune IEB'den kırılma eğiliminde iken 2219-O levhalardan elde edilen numuneler baz malzemenin kopmuştur. Kaynak hızı belirli bir değerin üzerinde iken her iki temper şartı için de kırılmanın kaynaktan gerçekleştiği belirtilmiştir.

Aydın, Bayram, Uğuz ve Akay (2009) yaptıkları çalışmada 3 mm kalınlığındaki 2024 Al-alışımı levhaları farklı temper şartlarında SKK ile birleştirmişler ve elde edilen birleştirmelerin çekme dayanımı özelliklerini araştırmışlardır. Levhalar 2024-W, 2024-O, 2024-T4 ve 2024-T6 temper şartlarında kendi içlerinde birleştirilmiştir. W temper şartı  $510^{\circ}\text{C}$ 'de 2,5 saat süreyle çözeltiliye alma ısıl işlemi ile, O temper şartı çözeltiliye alma ısıl işlemi müteakip atmosfer ortamında soğumaya bırakılarak, T4 temper şartı çözeltiliye alma ısıl işlemi müteakip su verme ve sonrasında birkaç yıl doğal yaşlandırmaya bırakılarak, T6 temper şartı ise iki farklı türde elde edilmiş olup biri çözeltiliye alma ısıl işlemi müteakip su verme ardından  $100^{\circ}\text{C}$ 'de 10 saat

süreyle, diğeri ise 190 °C'de 10 saat süreyle yaşlandırma yapılarak elde edilmiştir. Yapılan çalışma O temper şartları ile elde edilen numunelerde kaynak bölgesinde bir sertlik artışı olduğunu, diğeri temper şartları ile elde edilen numunelerde kaynak bölgesinde bir sertlik kaybı olduğunu ortaya koymuştur. Yaşlandırma yapılmış levhalarda SKK sonrası kaynak bölgesinde bir aşırı yaşlanma süreci yaşandığı belirtilmiştir. Tüm temper şartlarında, çekme deneyi sonrasında elde edilen uzama değerlerinin kendi baz malzeme uzama değerlerinin altında kaldığı tespit edilmiştir. Çekme dayanımı performansı açısından en yüksek mukavemet performansını %100 ile O temper şartlarında elde edilen numuneler verirken en düşük mukavemet performansını %75 ile 100 °C'de yapay olarak yaşlandırılan levhalardan elde edilen numuneler vermiştir. Yaşlandırma yapılmış levhalar arasında en yüksek mukavemet performansını 190 °C'de yaşlandırılan levhalardan elde edilen kaynaklı parçalar vermiş olup mukavemet performansları %85 olarak tespit edilmiştir.

Liu, Northwood ve Bhole (2004), 9,5 mm kalınlığında 7075-T6 Al-alışımı levhaları lazer kaynak yöntemi ile 635 ve 1016 mm/min olmak üzere iki farklı kaynak hızında ve TIG kaynak yöntemi ile 159 mm/min kaynak hızında birleştirmişlerdir. Kaynaklı bağlantıların bir kısmı kaynak sonrasında 120°C'de 26 saat süreyle yapay yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutulmuştur. Çalışma, lazer kaynaklı bağlantılarda çekme deneyindeki kırılmanın IEB bölgesinden değil, Mg ve Zn elementlerinin buharlaşması ve segregasyona bağlı olarak sertleştirici çökelti kayıplarından ötürü ergime zonundan gerçekleştiğini ortaya koymuştur. Lazer kaynak yöntemi ile elde edilen bağlantıların çekme dayanımı değerleri TIG kaynağı ile elde edilenlere göre daha yüksek olarak belirlenmiştir. Kaynak sonrasında yapılan yapay yaşlandırma ısıl işlemi ile hem lazer kaynağı ile elde edilen bağlantılarda hem de TIG kaynağı ile elde edilen bağlantılarda mukavemet artışı sağlanmıştır. Lazer kaynağı ile elde edilen bağlantılardaki mukavemet artışı belirgin seviyelerde olsa da bu mukavemet değerleri baz malzeme mukavemet değerinin altında kalmıştır.

Akhter, Ivanchev ve Burger (2007), lazer kaynaklı döküm A356 Al-alışımı levhalar üzerinde kaynak öncesi ve kaynak sonrası ısıl işlemin etkilerini incelemişlerdir. Kaynaklar F temper şartındaki ve kaynak öncesindeki ısıl işlem

uygulamasını ile T6 temper şartına getirilen levhalar üzerinde gerçekleştirilmiştir. Ayrıca kaynak sonrasında kaynaklı levhalar üzerinde T6 temper şartına gelecek şekilde ısıtım işlem çalışması da yapılarak elde edilen sonuçlar irdelenmiştir. T6 temper şartındaki baz malzeme ile kıyaslandığında, F temper şartında ve T6 temper şartında elde edilen kaynaklardan çıkarılan numunelerin akma sınırı ve çekme dayanımı değerlerinin daha düşük olduğu, ancak kaynak sonrasında T6 temper şartına getirilen kaynaklı numunelerden çıkarılan numunelerin akma sınırı ve çekme dayanımı değerlerinin daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Her üç halde de kaynaklı numunelerin uzama değerlerinin kaynak sonrasındaki süneklik kaybından dolayı baz malzeme değerlerinden düşük olduğu da belirtilmiştir.

Malarvizhi, Raghukandan ve Viswanathan (2008) yaptıkları çalışmada 12 mm kalınlığındaki 2219-T87 Al-alışımı levhaları elektron ışını kaynağı ile birleştirmişler ve kaynaklı bağlantılar üzerinde kaynak sonrası ısıtım işleminin yorulma davranışlarına etkisini incelemişlerdir. Elde edilen kaynaklı levhalar dört gruba ayrılmış, grubun birine kaynak sonrası ısıtım işlem uygulanmamış, bir gruba kaynak sonrası sadece çözeltiye alma ısıtım işlemi uygulanmış, birine sadece yapay yaşlandırma yapılmış, son grup ise kaynak sonrasında önce çözeltiye alma ısıtım işlemine tabi tutulmuş sonrasında yaşlandırılmıştır. Çözeltiye alma ısıtım işlemi 535 °C'de 90 min sürede yapılmış ve bu sıcaklıkta Al<sub>2</sub>Cu çökeltilerin tamamen çözüldüğü belirtilmiştir. Yapay yaşlandırma işlemi ise 175 °C'de 12 saat sürede yapılmış ve bu şartlarda bu alışımın maksimum sertlik değerlerine eriştiği belirtilmiştir. Levhaların ısıtım işlemleri 100 °C/h hızla gerçekleştirilmiştir. Çalışma sonrasında, elektron ışını kaynağının bu levhaların yorulma mukavemeti ve yorulma ömrünü ciddi oranda düşürdüğü tespiti yapıldıktan sonra kaynaklı bağlantıların çözeltiye alma ve sonrasında yapay yaşlandırma ile yüksek yorulma mukavemetine eriştiği ve kaynak sonrası ısıtım işlem görmemiş numunelerin yorulma mukavemetinin %35 oranında artırıldığı belirtilmiştir. Ayrıca elektron ışını kaynağının 2219 Al-alışımı levhalarda yorulma gerilme faktörünü (fatigue notch factor) artırdığı ve kaynak sonrası yapılan çözeltiye alma ve sonrasında yapay yaşlandırma ısıtım işlemi ile bu faktörün çok düşük seviyelere düşürüldüğü ve kaynak sonrası ısıtım işlemsiz numunelere göre %45'lik bir düşüş oluştuğu tespit edilmiştir. Ayrıca çözeltiye alma ve sonrasında yapay

yaşlandırma ısıl işlemi sonrasında, çok ince taneli ve üniform olarak dağılmış sertleştirici partiküllerin olduğu bir yapı elde edildiği ve bu yapı sayesinde bu numunelerin çekme deneyinde yüksek mukavemet ve yüksek uzama değerleri gösterdiği bildirilmiştir.

Temmar, Hadji ve Sahraoui (2011) yaptıkları çalışmada 2,5 mm kalınlığında olan 7075-T6 Al-alaşımı levhaları TIG kaynak yöntemi argon gazı koruması altında birleştirmişler ve kaynak sonrasında levhaların bir kısmını 140 °C'de 10 saat süreyle yapay olarak yaşlandırmışlardır. Çalışma sonrasında, kaynak sonrasında ısıl işlem görmemiş numunelerde kaynak prosesi sırasında oluşan mikro çatlaklardan dolayı çok düşük çekme dayanımı ve darbe enerjisi özellikleri tespit etmişler ve elektron ışını kaynak prosesinin belirgin bir şekilde ergiyen kaynak zonunun darbe enerjisini düşürdüğünü belirtmişlerdir. Kaynak sonrasında yapılan yapay yaşlandırma sonrasında çekme özelliklerinin iyileştirildiği vurgulanmıştır.

Mahoney, Rhodes, Flintoff, Spurling ve Bingel (1998) 6,35 mm kalınlığındaki 7075-T651 Al-alaşımı levhaların SKK üzerine yapmış oldukları çalışmada, 12,7 cm/min ilerleme hızı kullanmışlardır. Kaynaklı levhaları kaynaktan sonra çözeltiye alma ısıl işlemi uygulamadan direkt olarak 121 °C'de 24 saat sürede yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutmuşlardır. Yapılan çalışma sonrasında, çekme deneyindeki kırılmanın dinamik olarak yeniden kristalleşen bölgenin (DKB) 7-8 mm uzağında IEB bölgesi içinden gerçekleştiğini ve elde edilen akma sınırının baz malzeme akma sınırı değerinden % 45 daha düşük, çekme dayanımı değerinin ise baz malzeme çekme dayanımından % 25 daha düşük olduğunu belirtmişlerdir. Elde edilen bu sonuçların, ergitme kaynak yöntemleri ile kaynak edilebilen Al-alaşımalarının kaynak bölgesinde söz konusu olan %30-60 arasındaki akma sınırı ve çekme dayanımı kayıplarına göre daha iyi olduğunu ortaya koymuşlardır. Ayrıca kaynak işlemi sırasında ortaya çıkan ısının, levhaların üst tarafında omuzun geniş olmasından ötürü levhaların alt yüzeyine göre daha geniş bir alanı etkilediğini ve kırılmanın gerçekleştiği IEB bölgesinde aşırı yaşlanma etkisi ile sertleştirici partiküllerin irileştiğini vurgulamışlardır. Kaynak sırasında ölçülen maksimum sıcaklık değeri TMEB'de 475 °C iken, bu sıcaklık IEB'de 250-300 °C olarak ölçülmüştür. Bunun



yanında kaynak sonrası uygulanan direkt yaşlandırma ısıl işleminin kaynak sonrası ısıl işlem görmemiş numunelere göre akma sınırı değerini değiştirmedigini bunun yanında çekme dayanımı üzerinde olumsuz bir etki yaparak bu değeri düşürdüğünü ortaya koymuşlardır.

Sato ve Kokawa (2001), SKK yöntemi ile birleştirilmiş 6063 Al-alaşımı levhalarda çekme özellikleri ve sertlik dağılımı üzerine bir çalışma yapmışlardır. Yaptıkları çalışmada, 4 mm kalınlığında levhalar kullanmışlar ve kaynak hızının 600 mm/min ve batıcı uç omuz çapının 15 mm olduğu dışında kaynak parametreleri ile ilgili herhangi bir bilgi vermemişlerdir. Çalışmada, kaynaklı numunelerin çekme dayanımı değerleri, numunelerdeki lokal mikroyapı ve lokal çekme dayanımı değerleri göz önünde bulundurularak değerlendirilmiştir. Elde edilen çekme dayanımı ve akma sınırı değerlerinin baz malzeme değerlerinden belirgin bir şekilde düşük olduğu tespit edilmiştir. Kaynak sonrasında direkt yaşlandırma ve kaynak sonrasında çözeltiye alma ve bunu müteakip yaşlandırma ısıl işlemlerinin kaynaklı numunelerin mukavemet değerlerini iyileştirdiği tespit edilmiştir. Kaynaklı numunelerde kaynak merkezinin çevresinde sertlik değerlerinde bir azalma olduğu; kaynak sonrasında ısıl işlem sonucunda bu bölgede ısıl işlemsiz numunelere göre yüksek sertlik değerlerinin ve homojen bir dağılımın elde edildiği tespit edilmiştir. Sertlik dağılımlarında çökeltilerin dağılımının etkili olduğu ve minimum çekme dayanımı değerlerinin minimum sertlik değerlerine bağlı olduğu tespit edilmiştir. Kaynak sonrası ısıl işlemsiz olup heterojen sertlik dağılımına sahip numunelerde kırılmanın minimum sertlik değerlerinin olduğu bölgeden gerçekleştiği tespit edilmiştir. Homojen sertlik dağılımının söz konusu olduğu numunelerde ise çekme deneyindeki kırılmanın malzemenin içyapısındaki tanelerin kristalografik dağılımına (crystallographic-orientation distribution) ve gerinim tensörlerine bağlı olarak değiştiği tespit edilmiştir.

Pao, Gill, Feng, Sankaran (2001), 6,35 mm kalınlığındaki 7075-T7451 Al-alaşımı levhaların SKK'lı bağlantılarında yorulma çatlakları ilerleme durumunu incelemişlerdir. Kaynaklar  $400 \text{ min}^{-1}$ 'de 100 mm/min hızla gerçekleştirilmiştir. Kaynaklı bağlantılar tekrardan çökelti sağlanabilmesi ve mukavemetin

iyileştirilebilmesi amacıyla 121 °C'de 24 saat süreyle yaşlandırılmış, yaşlandırma öncesi çözeltiliye alma işlemi yapılmamıştır. Yorulma çatlakları ilerlemesi atmosfer ortamında ve %3,5 NaCl solüsyonu içinde incelenmiştir. Her iki durumda da çatlak kapanma seviyesinin yüksekliğinden ötürü IEB'deki yorulma çatlakları ilerleme oranları belirgin bir şekilde düşük,  $\Delta K_{th}$  ise belirgin bir şekilde kaynaktan ve baz malzemedeki yüksek olarak tespit edilmiştir. Atmosfer şartlarında, kaynaktaki yorulma çatlakları ilerleme oranlarının baz malzemedeki çok az miktarda daha yüksek olduğu belirtilmiştir. Orta seviyeli ve yüksek  $\Delta K$  durumlarında, IEB ve kaynaktaki yorulma çatlakları ilerleme oranları %3,5 NaCl solüsyonunda atmosfer şartlarından iki kat daha yüksek olarak belirlenmiştir. SKK'da oluşan tane sınırlarının hassaslığından ötürü, kaynaklı bağlantıların %3,5 NaCl solüsyonu içinde yorulmaya tabi tutulmaları durumunda taneler arası kırılmanın söz konusu olduğu belirtilmiştir.

John, Jata ve Sadananda (2003), 7050-T7451 Al-alaşımı levhaların SKK'lı bağlantılarında yorulma çatlakları ilerleme durumunu incelemiştir. Kullanılan levhalar 10 mm kalınlıkta olup bu levhalar 240 min<sup>-1</sup> dönme hızında ve 142,2 mm/min ilerleme hızında birleştirilmiştir. Kaynaklı bağlantılar 120 °C'de 24 saat süreyle çözeltiliye alma ısıl işlemi yapılmadan yaşlandırılmıştır. Yaşlandırma işlemine gerekçe olarak da, yaşlandırma işleminin yapılmaması durumunda bu kaynaklı bağlantıların oda sıcaklığında yaşlanmaya devam edecek olması gösterilmiştir. Yapılan çalışma sonrasında, her ne kadar SKK düşük artık gerilme oluşumuna sebebiyet veriyor olsa da kaynak bölgesindeki yorulma çatlakları ilerlemesinde artık gerilmelerin etkili olduğu tespiti yapılmıştır.

Attallah ve Salem (2005), 1,63 mm kalınlığındaki 2095 Al-alaşımı levhaları 10 mm omuz çapına, 3,8 mm pim çapı ve 1,47 mm pim boyuna sahip batıcı uç kullanarak 500, 750 ve 1000 mm/min dönme hızları ile 126, 192, 252 ve 306 mm/min ilerleme hızlarının kombinasyonları olacak şekilde toplamda 12 farklı kaynak parametre setinde SKK ile birleştirmişlerdir. Kaynaklı parçalar üzerinde kaynak sonrası çözeltiliye alma ve sonrasında doğal yaşlandırma ısıl işlemleri yapılmıştır. 510 °C'de 70 min süreyle yapılan çözeltiliye alma işleminden sonra levhalar oda sıcaklığında 15 gün süreyle yaşlandırılmıştır. 2095 Al-alaşımı levhaların

doğal yaşlandırma sürecinde yaklaşık 170 saat sonra ulaşabilecekleri maksimum mukavemet değerinin yaklaşık olarak %85'ine ulaştıklarının bilindiği vurgulanmıştır. Çalışmada, ısıtma işlemi uygulaması sonrasında aşırı tane irileşmesi, ATB, (abnormal grain growth, AGG) tespit edilmiş ve bu irileşmenin oluşma olasılığının düşük devir ve yüksek ilerleme hızlarında arttığı belirtilmiştir. Bu irileşmenin, hücresel (cellular) mikroyapı teorisiyle açıklandığı üzere, düşük devir ve yüksek ilerleme hızı kombinasyonunda elde edilen kaynakta meydana gelen ince taneli yapının termal olarak stabil olmamasından ötürü olduğu belirtilmiştir. Kaynak sonrası ısıtma işlemi uygulanmaması durumunda düşük devir ve yüksek ilerleme hızının elde edilen mekanik özellikler açısından bir avantaj teşkil ettiği, ancak kaynak sonrası ısıtma işlemi uygulaması durumunda bu avantajın dezavantaja dönüştüğü, aşırı tane irileşmesini tetiklediği ve elde edilen mekanik özellikleri düşürdüğü tespit edilmiştir.

Chen, Liu, ve Feng (2006b), 2219-O Al-alışımı levhaların SKK'lı bağlantıları üzerinde kaynak sonrası ısıtma işleminin etkilerini incelemişlerdir. 5 mm kalınlığındaki levhalar hadde yönünde 15 mm omuz çapına ve 6 mm pim çapı ile 4,8 mm pim uzunluğuna sahip batıcı uç ile  $800 \text{ min}^{-1}$  dönme hızında 100, 200, 300 ve 400 mm/min ilerleme hızlarında birleştirmişlerdir. Kaynak sonrasında kaynaklı levhaları ikiye bölmüşler ve bu levhaların bir yarısına çözültü alma ısıtma işlemi sonrasında yapay yaşlandırma ısıtma işlemi uygulamışlardır. Çözültü alma ısıtma işlemi  $535 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 32 min sürede, yapay yaşlandırma ısıtma işlemi ise  $165 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 18 saat sürede gerçekleştirmişlerdir. Sonuç olarak, yapılan ısıtma işleminin bağlantıların çekme dayanımını belirgin bir şekilde artırdığını ve bu mukavemet artışının kaynak hızı arttıkça arttığını belirlemişlerdir. Çekme deneyi sonrasında kırılmanın, ısıtma işlemi görmemiş numunelerde baz malzemedeki gerçeğe yakın olduğunu, ısıtma işlemi görmüş numunelerde ise kaynaktan gerçeğe yakın olduğunu bildirmişlerdir.

Elangovan ve Balasubramanian (2008), 6 mm kalınlığındaki 6061-T6 Al-alışımı levhaları SKK yöntemi ile birleştirmişler ve bu levhalar üzerinde kaynak sonrası yapılan ısıtma işleminin etkilerini incelemişlerdir. Elde edilen kaynaklı levhalara üç tip ısıtma işlemi uygulamışlardır. Bunlardan biri sadece çözültü alma ısıtma işlemi olup  $530 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 60 min sürede gerçekleştirilmiş, ısıtma hızı  $100 \text{ }^\circ\text{C/saat}$  olarak seçilmiştir. Bir

diğer ısıl işlem olarak sadece yapay yaşlandırma yapılmıştır ve bu işlem 160 °C'de 18 saat sürede gerçekleştirilmiştir. Son olarak yukarıda bahsedilen şartlarda olmak üzere hem çözeltiye alma hem de yapay yaşlandırma ısıl işlemlerini ardışık olarak uygulamışlardır. Yapılan testler sonucunda sadece yapay yaşlandırma ısıl işlemi ile mukavemet artışı elde edilebildiğini belirtmişlerdir. Kaynak sonrası ısıl işlem görmemiş numunelerde elde edilen %66'lık mukavemet performansı yapay yaşlandırma ısıl işleminden sonra %77'ye çıkmıştır. Bu artışın, diğer ısıl işlem türleri uygulanmış numunelerle kıyaslandığında, yapay yaşlandırma yapılmış numunelerdeki homojen bir şekilde dağılmış ince sertleştirici çökelti, ince tane yapısı, çökeltisiz bölgelerin olmaması ve yüksek dislokasyon yoğunluğu sayesinde sağlandığı belirtilmiştir.

Priya, Sarma ve Rao (2009), 2219-T6 ve 6061-T6 Al-alaşımı levhaları SKK yöntemi ile birbiriyle birleştirmişler ve elde edilen birleştirmeler üzerinde kaynak sonrası uygulanan ısıl işlemin içyapıya ve mekanik özelliklere etkisini incelemişlerdir. Kaynakların yapılmasında kullanılan batıcı uç 15 mm omuz çapına ve 5 mm pim çapına sahiptir. Pim uzunluğu 4,8 mm olarak kullanılmıştır. Kaynaklar 1600 mm/min dönme hızında 40 mm/min kaynak hızında gerçekleştirilmiştir. Kaynaklı numunelere iki tür ısıl işlem uygulanmıştır. Biri çözeltiye alma ve sonrasında yapay yaşlandırma ısıl işlemi olup çözeltiye alma 520 °C'de 1 saat sürede, yaşlandırma işlemi ise 165 °C'de 18 saat sürede gerçekleştirilmiştir. Uygulanan bir diğer ısıl işlem türü ise kaynak sonrasında uygulanan direkt yaşlandırma ısıl işlemi olup bu işlem yine 165 °C'de 18 saat sürede gerçekleştirilmiştir. Çalışma, kaynak sonrasında ısıl işlem görmemiş numunelerdeki en düşük sertlik değerinin sertleştirici çökelti irileşmesinden kaynaklı olarak IEB bölgesinde söz konusu olduğunu göstermiştir. Kaynak sonrasında direkt olarak yaşlandırma ısıl işlemi uygulanması durumunda sadece DKB'de bir sertlik artışı elde edilebilmiştir. Çözeltiye alma ve sonrasında yaşlandırma yapılması durumunda en yüksek sertlik değerlerinin elde edilebildiği ve sertleştirici partiküllerin karıştırma bölgesi, IEB ve baz malzemede üniform bir şekilde dağıldığı belirtilmiştir. Çekme deneyindeki kırılma; kaynak sonrası ısıl işlem görmemiş numunelerde 6061 tarafındaki IEB'den gerçekleşirken,

kaynak sonrasında çözeltiliye alınmış ve sonrasında yaşlandırılmış numunelerde ise 2219 ve 6061 ara yüzeyinden gerçekleşmiştir.

Safarkhanian, Goodarzi ve Boutorabi (2009), SKK ile birleştirilmiş 5 mm kalınlığındaki 2024-T4 Al-alaşımı levhaların kaynak sonrasında uygulanan ısıl işlem neticesindeki özelliklerini incelemişlerdir. Kaynaklar 18 mm çaplı omuz, 6 mm çaplı ve 4,7 mm uzunluklu pime sahip batıcı uç ile 25 mm/min ilerleme hızında iki farklı dönme hızında ( $450 \text{ min}^{-1}$  ve  $900 \text{ min}^{-1}$ ),  $3^\circ$  batıcı uç eğim açısı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Kaynak sonrasında numuneler  $490^\circ\text{C}$ 'de 1 saat süreyle çözeltiliye alındıktan sonra 100 saat sürede doğal olarak yaşlandırılmıştır. Kaynak sonrasında yapılan bu ısıl işlem ile kaynak sonrası ısıl işlem görmemiş numunelerin kaynak bölgesindeki sertlik kaybının tamamıyla bertaraf edildiği belirtilmiştir. Kaynak sonrasında ısıl işlem görmemiş numunelerin kaynak bölgesindeki tane sınırlarındaki  $\text{Al}_2\text{CuMg}$  ve  $(\text{Cu,Fe,Mn})\text{Al}_6$  partiküllerinin kırıldığı ve kırılan bu partiküllerin miktarının artan dönme hızıyla beraber arttığı tespit edilmiştir. Bu partiküllerin kaynak sonrası yapılan ısıl işlemle tanelerin aşırı derecede irileşmesi sonrasında tane içlerinde kaldığı ve bu sayede kaynak sonrasında ısıl işlem uygulanmış numunelerin çekme dayanımı değerlerinin arttığı belirlenmiştir.

Singh, Sharma, Dwivedi, Mehta ve Kumar (2011), 6 mm kalınlıktaki 7039 Al-alaşımı levhalarda SKK sonrası ısıl işlem görmüş ve görmemiş durumlarda iç yapı ve mekanik özellikleri incelemişlerdir. Kaynaklar  $635 \text{ min}^{-1}$  dönme hızında 8 ve 12 mm/min kaynak hızlarında hadde yönüne dik olacak şekilde, silindirik ve üzerine dış açılmış pime sahip batıcı uç kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Elde edilen kaynaklı numunelerin bir kısmı kaynak sonrasında çözeltiliye alma ve sonrasında yaşlandırma ısıl işlemlerine tabi tutulmuştur. Çözeltiliye alma ısıl işlemi  $550^\circ\text{C}$ 'de 4 saat süreyle uygulanmış, sonrasında oda sıcaklığında su verme işlemi yapılmış ve yaşlandırma ısıl işlemi  $190^\circ\text{C}$ 'de 6 saat sürede gerçekleştirilmiştir. Yapılan inceleme sonrasında, yüksek kaynak hızında elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelerin, gerek kaynak sonrası ısıl işlem görmemiş durumda gerekse kaynak sonrası ısıl işlem görmüş durumda düşük kaynak hızıyla elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelere göre daha yüksek çekme dayanımı göstermiş olduğu belirlenmiştir.

Kaynak sonrası yapılan ısıtma işlem uygulaması sonrası kaynaklı parçaların mukavemet değerlerinde bir iyileşme sağlanamamıştır. Kaynak sonrası ısıtma işlem görmüş numunelerin akma sınırı ve çekme dayanımında düşüş olduğu ancak sünekliklerinin arttığı belirlenmiştir. Kaynak sonrası ısıtma işlem görmemiş numuneler arasında en yüksek mukavemet performansının % 92,1 ile yüksek kaynak hızında elde edildiği, kaynak sonrası ısıtma işlem uygulaması sonucu elde edilen numunelerde ise en yüksek mukavemet performansının %60,82'ye düştüğü belirtilmiştir.

Literatürde yapılmış olan çalışmalar değerlendirildiğinde, Al-alışımlarının kaynağında SKK'nın ergitme kaynak yöntemlerine göre daha iyi sonuç verdiği anlaşılmaktadır. Ancak, özellikle yaşlandırma sertleştirilmesi yapılmış Al-alışımlarının ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesi durumunda karşılan sorunlardan biri olan kaynak bölgesindeki mukavemet kaybı kadar ciddi boyutlarda olmasa da, bu kayıpların SKK ile birleştirme durumunda da söz konusu olduğu ve kaynak prosesi sırasındaki ısı girdisi sebebiyle bu kayıpların önüne geçilemediği görülmektedir. Ayrıca literatürde, ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmiş Al-alışımların kaynak bölgesindeki mukavemet kayıplarını bertaraf etmek amacıyla kaynak işlemleri sonrasında ısıtma işlem çalışmaları yapılmış ve bu konuda olumlu sonuçlar alınmıştır. Bu alışımların SKK ile birleştirilmesi ve kaynak işlemi sonrasında ısıtma işlem uygulamaları konusunda ise son yıllarda yapılmış bazı çalışmalar olmakla beraber bu çalışmalar oldukça kısıtlı sayıdadır. Aynı zamanda yapılan çalışmaların bazılarında olumlu sonuçlar alınmış iken bazılarında yapılan ısıtma işlem çalışmaları ile mukavemet değerlerinde iyileşme sağlanamadığı belirtilmiştir. Bu durumda, günümüzde özellikle düşük bir yoğunluğa sahip olmaları dolayısıyla taşımacılık sektöründe ilgi odağı olan ve SKK ile birleştirilmeleri durumunda bile kaynak bölgesindeki mukavemet kayıplarının önüne geçilemeyen bu alışımların, kaynak sonrasında ısıtma işlem neticesinde mukavemet değerlerinin artırılabilirliğinin araştırılması konusunun önemi ve gerekliliği açıktır.

## BÖLÜM DÖRT

### MATERYAL VE METOT

#### 4.1 Kullanılan Malzeme

Çalışmada 3.17mm kalınlığında AA6061-O ve AA6061-T6 ile AA7075-O ve AA7075-T6 Al-alışımı levhalar kullanılmıştır. Kullanılan Al-alışımı levhaların kimyasal bileşimleri Tablo 4.1 ve Tablo 4.2’de verilmektedir.

Tablo 4.1 Kullanılan AA6061 (EN AW-AlMg1SiCu) Al-alışımı levhaların kimyasal bileşimleri (% ağırlıkça).

Malzeme	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	V	Diğer
6061-O	Kalan	0.68	0.6	0.3	0.09	1.1	0.19	0.14	0.03	0.01	0.08
6061-T6	Kalan	0.65	0.54	0.25	0.11	0.9	0.19	0.05	0.07	-	0.01Ni

Tablo 4.2 Kullanılan AA7075 (AlZn5.5MgCu) Al-alışımı levhaların kimyasal bileşimleri (% ağırlıkça).

Malzeme	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	V	Zr	Diğer
7075-O	Kalan	0.12	0.24	1.46	0.03	2.48	0.19	5.61	0.03	0.01	0.01	0.02
7075-T6	Kalan	0.05	0.09	1.69	0.02	2.42	0.20	5.60	0.04	0.006	0.005	0.001 B, 0.0018 Pb, 0.004 Ni, 0.0026 Sn, 0.003 Be, 0.08 H <sub>2</sub> *

\* ml H<sub>2</sub> / 100g Al

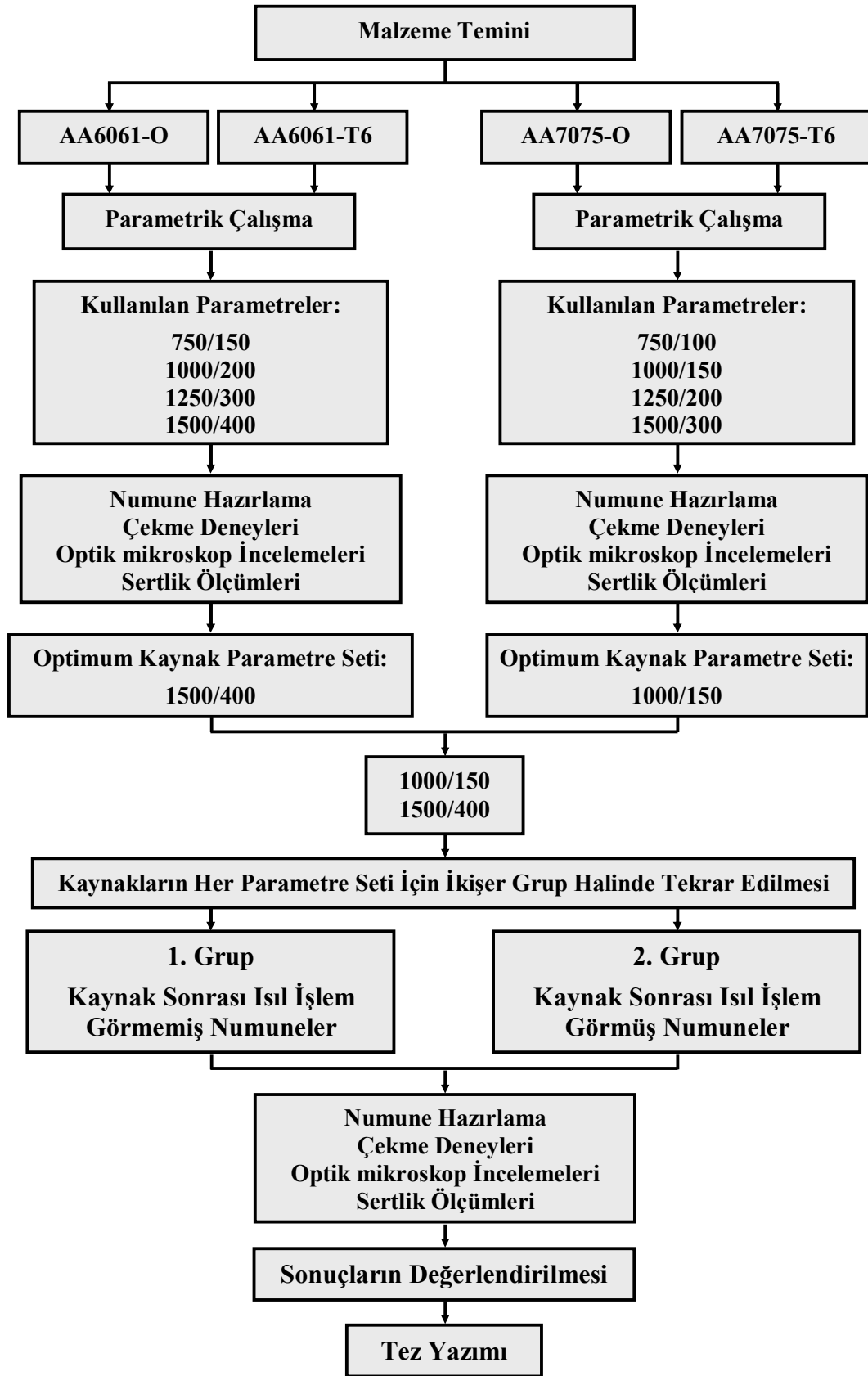
#### 4.2 Çalışmanın Planlanması ve Yürütülmesi

Çalışmada öncelikli olarak her bir Al-alışımı için uygun bir kaynak parametre setinin belirlenmesi yoluna gidilmiştir. Bu amaçla malzeme cinsine göre dörder farklı kaynak parametre setinde kaynaklar gerçekleştirilmiştir. Elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numuneler üzerinde çekme deneyleri, mikro sertlik ölçümleri yapılmış ve optik mikroskop ile içyapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçlar irdelenerek, 6061 Al-alışımı levhalar için bir ve 7075 Al-alışımı levhalar için bir olmak üzere toplamda iki adet kaynak parametre seti belirlenmiştir. Ardından kaynak sonrasında uygulanacak ısı işlemin etkilerinin ortaya çıkarılması amacıyla,

tüm alaşımlar için bu belirlenen iki kaynak parametre seti üzerinden kaynaklar ikişer grup halinde tekrarlanmış ve bu gruplardan birine kaynak sonrasında ısıl işlem uygulanmazken, diğer grup ısıl işlem uygulamasına tabi tutulmuştur. Hem kaynak sonrası ısıl işlem görmüş hem de kaynak sonrası ısıl işlem görmemiş kaynaklı parçalardan elde edilen numuneler üzerinde çekme deneyleri, mikrosertlik ölçümleri ve detaylı optik mikroskop incelemeleri yapılmış ve sonuçlar ortaya koyularak tartışılmıştır. Şekil 4.1 çalışma programını genel bir akış şeması olarak göstermektedir.

Çalışmanın bu şekilde iki aşamalı olarak yürütülmesi, kaynak sonrasında yapılacak olan ısıl işlemin kaynak kalitesi üzerindeki etkisinin ortaya koyulması aşamasında anlamlı sonuçlar elde edilebilmesi amacıyla yapılmıştır. Öncelikli olarak yapılan parametrik çalışmalar, hem hatasız kaynak yapmaya imkan veren kaynak parametrelerinin araştırılmasını ve tespitini sağlayacak, hem de ısıl işlem etkisini inceleme aşaması için bir ön hazırlık mahiyetinde olacaktır. Bu sayede, ısıl işlem etkisinin olası kaynak hatası teşekkülünün söz konusu olabileceği numuneler üzerinde incelenmesinin önüne geçilecektir. Çünkü kaynak hatası içeren bir kaynaklı parça üzerinde gerçekleştirilecek ısıl işlem çalışmalarından elde edilecek sonuçlar ısıl işlem etkisini ortaya koymak bakımından anlamlı sonuç vermeyecektir. Ayrıca, parametrik çalışma aşamasının kazandıracığı tecrübe, ısıl işlem etkisini belirleme çalışması için oldukça yol gösterici olacak ve parametrik çalışma aşamasında yapılması muhtemel uygulama hatalarının bir sonraki aşamada önüne geçilmesine imkan sağlayacaktır. Aksi taktirde, yani çalışmanın tek aşamalı olarak yapılması ve elde edilen kaynaklar üzerinde direkt olarak ısıl işlem uygulaması yapılarak sonuca gidilmeye çalışılması anlamsız sonuçlara yol açma riskini de içinde barındırmakta olup telafisi zor ya da imkansız durumlar oluşmasına sebebiyet verebilecektir.





Şekil 4.1 Çalışma programı genel akış şeması.

#### 4.2.1 Parametrik Çalışma (Ön Çalışma)

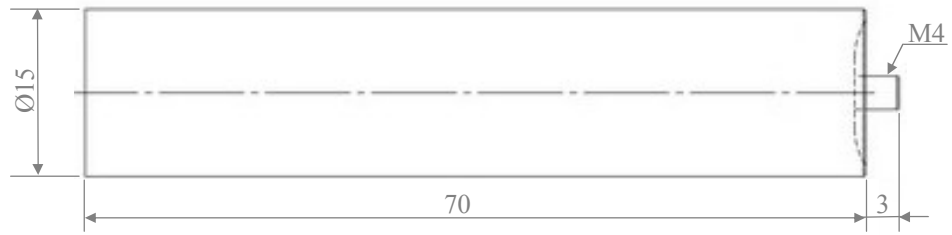
Bu kısımda her bir Al-alışımı için uygun bir kaynak parametre setinin belirlenmesi amaçlanmıştır. Bu amaçla 300x130mm ebatlarına lazerle kesim yöntemiyle getirilmiş levhaların kaynak yüzeyleri kaynak öncesinde eğe ile temizlenmek suretiyle Tablo 4.3’de verilmiş olan kaynak parametreleri kullanılarak hadde yönüne dik olacak şekilde her bir Alışım cinsi hem O-temper şartında hem de T6-temper şartında birleştirilmiş ve toplamda 16 adet kaynaklı parça elde edilmiştir. Kaynak işlemi 1 µm hassasiyete sahip üç eksenli CNC tezgahında (Şekil 4.2), 15 mm çaplı omuza ve üzerine M4 vida dişi açılmış pime sahip batıcı uç (Şekil 4.3) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Kullanılan batıcı uç AISI H13 (EN X40CrMoV5-1) sıcak iş takım çeliğinden imal edilmiş olup aşınma direncini artırmak amacıyla imalat sürecinden sonra ısıl işleme tabi tutularak sertliği 52 HRC’ye çıkarılmıştır. Kaynak işlemi sırasında Al-alışımı levhaların sabit bir şekilde tutulması için CNN tezgahına uygun bir şekilde tasarlanarak imal edilmiş olan kalıp ve kaynak işleminin yapılışı Şekil 4.4’de şematik olarak gösterilmiştir.

Tablo 4.3 Parametrik çalışmada kullanılan kaynak parametreleri.

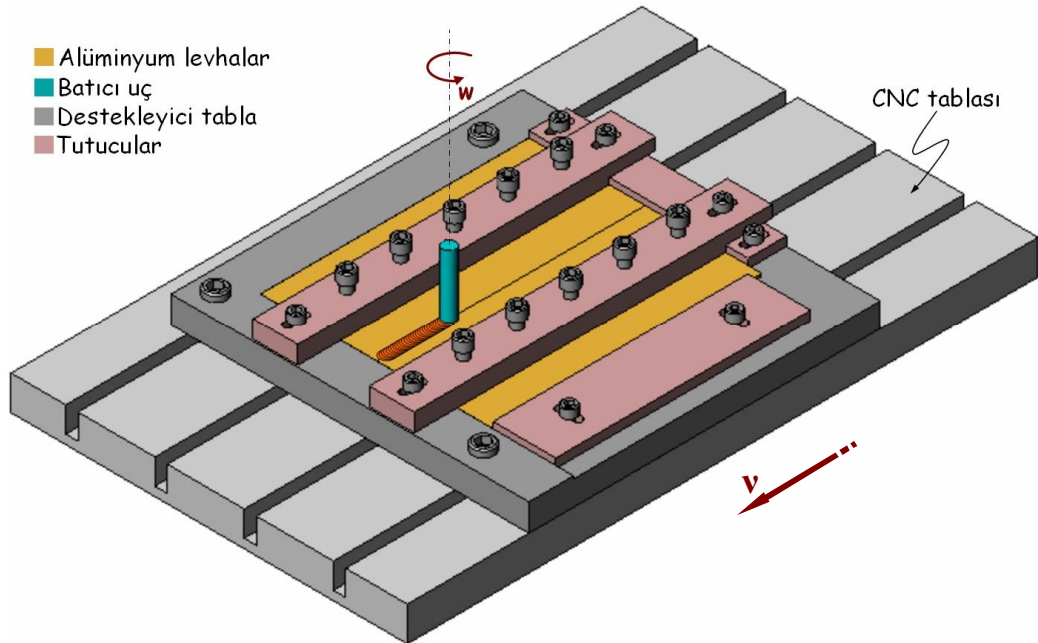
Malzeme	Parametre Seti		Gösterim
	Dönme Hızı ( $\text{min}^{-1}$ )	İlerleme Hızı ( $\text{mm/min}$ )	
6061-O	750	150	750/150
	1000	200	1000/200
	1250	300	1250/300
	1500	400	1500/400
6061-T6	750	150	750/150
	1000	200	1000/200
	1250	300	1250/300
	1500	400	1500/400
7075-O	750	100	750/100
	1000	150	1000/150
	1250	200	1250/200
	1500	300	1500/300
7075-T6	750	100	750/100
	1000	150	1000/150
	1250	200	1250/200
	1500	300	1500/300



Şekil 4.2 Kaynak işlemlerinin yapılmasında kullanılan CNC tezgahı.



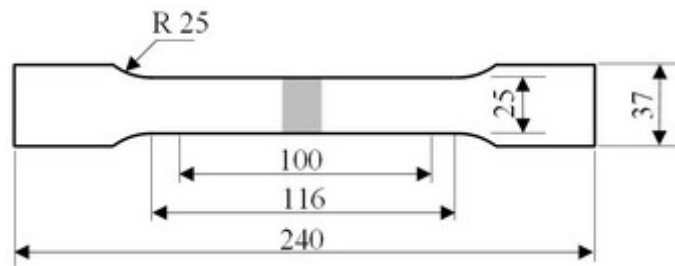
Şekil 4.3 Kaynak işlemlerinde kullanılan batıcı uç.



Şekil 4.4 Kaynak işlemin yapılmasında kullanılan kalıp ve işlemin yapılışı.

Yapılan kaynak işlemi sonucu elde edilen 16 adet kaynaklı parça ve baz malzemelerin her birinden TS 287 EN 895 standardına uygun olarak dörder adet olmak üzere Şekil 4.5’de ölçüleri verilmiş olan çekme deneyi numuneleri talaşlı imalat yöntemiyle çıkarılmıştır. Kaynaklı parçalardan elde edilen çekme deneyi numuneleri kaynağa dik yönde dolayısıyla hadde yönüne paralel şekilde, baz malzemelerden elde edilen numuneler ise yine hadde yönüne paralel olacak şekilde çıkarılmıştır. Bu çekme deneyi numuneleri, Dokuz Eylül üniversitesi Makina Mühendisliği Bölümü bünyesindeki 50 kN kapasiteli universal çekme-basma test cihazında (Şekil 4.6), 1 mm/min çene hızı kullanılarak çekme testine tabi tutulmuş kaynaklı bağlantılar ile baz malzemelerin çekme dayanımları tespit edilmiştir. Gerilme değerleri cihaza bağlı bilgisayar aracılığıyla anlık olarak kaydedilmiştir. Numunelerin çekme testi sonrasındaki uzama değerleri uzama değerleri ise, test öncesinde numunelerin üzerine çizilmiş olan ölçü çizgileri arasındaki mesafenin test sonrasında tekrar ölçülmesi yoluyla tespit edilmiştir. Ölçü uzunluğu, Şekil 4.5’de görüldüğü gibi 100 mm olarak alınmıştır.

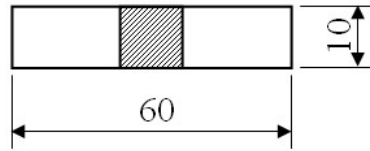
Optik mikroskop incelemeleri için ise kaynaklı bağlantıların her birinden birer adet olmak üzere Şekil 4.7’de ölçüleri verilmiş olan metalografik inceleme numuneleri yine talaşlı imalat yöntemiyle çıkarılmıştır. Bu numuneler, 1200 grite kadar zımparalanmış sonrasında 0.05  $\mu\text{m}$ ’lik alümina solüsyonu kullanılarak parlatılmıştır. Yapılan optik mikroskop incelemeleri ile kaynak kesitleri incelenmiş ve olası kaynak hataları tespit edilmeye çalışılmıştır. Optik mikroskop incelemelerinden sonra metalografik inceleme numuneleri üzerinde mikrosertlik ölçümleri yapılmış ve kaynaklı bağlantıların mikrosertlik profilleri çıkarılmıştır. Ölçümler 100g yük etkisi altında 20s uygulama süresinde Vickers yöntemiyle yapılmıştır.



Şekil 4.5 Standart çekme numunesi (TS 287 EN 895)



Şekil 4.6 Parametrik çalışmalarda kullanılan çekme cihazı.



Şekil 4.7 Metalografi ve sertlik ölçümü numunesi.

Yapılan incelemeler neticesinde elde edilen sonuçların değerlendirilmesi sonucunda her Al-alaşımı için uygun bir kaynak parametre seti tespiti yapılmış ve çalışma bu parametre setleri üzerinden yürütülmüştür.

#### ***4.2.2 Optimum Parametrelerle Kaynak İşlemi ve Kaynak Sonrası Isıl İşlem Etkisinin Belirlenmesi***

Parametrik çalışmalarda neticesinde, 6061 Al-alaşımı levhalarda her iki temper durumu (O ve T6) için  $1500 \text{ min}^{-1}$  dönme hızı ve  $400 \text{ mm/min}$  ilerleme hızı, 7075 Al-alaşımı levhalarda her iki temper durumu (O ve T6) içinse  $1000 \text{ min}^{-1}$  dönme hızı ve  $150 \text{ mm/min}$  ilerleme hızı iyi sonuç veren uygun parametreler olarak belirlenmiştir. Dolayısıyla bu parametreler kullanılarak kaynak işlemleri Tablo 4.4'de verilen şekilde her parametre seti için ikişer set halinde tekrarlanmış ve toplamda 16 adet kaynaklı parça elde edilmiştir. Kaynaklar parametrik çalışma

kısımında olduğu gibi hadde yönüne dik olacak şekilde yapılmıştır. Lazerle kesim yöntemiyle 300x130 mm boyutlarına getirilen levhalar kaynak öncesinde talaşlı imalat yöntemiyle 300x125 mm boyutlarına düşürülerek kaynak yüzeyleri mekanik olarak temizlenmiştir. Kaynak işlemleri, parametrik çalışma kısmında kullanılan ve Şekil 4.2’de görülen CNC tezgahında, Şekil 4.3’de ölçüleri verilmiş olan batıcı uç kullanılarak Şekil 4.4’de gösterildiği gibi gerçekleştirilmiştir. Elde edilen kaynaklı setlerden birine kaynak sonrası herhangi bir ısıl işlem uygulanmazken, diğer sete kaynak sonrasında çözeltiye alma ve sonrasında su vermeyi müteakip yapay yaşlandırma ısıl işlemleri uygulanarak T6 temper şartına getirilmiştir. Tablo 4.5, yapılmış olan ısıl işlem şartlarının malzeme türüne göre yapılma şartlarını göstermektedir. Tabloda görüldüğü gibi kaynaklı parçalar öncelikle çözeltiye alma işlemine tabi tutulmuş sonrasında direkt olarak su verme işlemi yapılmış ve ardından yapay yaşlandırma ısıl işlemine alınmıştır.

Tablo 4.4 Kaynak sonrası ısıl işlemin etkisini belirlemeye yönelik olarak yapılan çalışmada kullanılan kaynak parametreleri.

Malzeme	Parametre Seti		Gösterim
	Dönme Hızı ( $\text{min}^{-1}$ )	İlerleme Hızı ( $\text{mm/min}$ )	
6061-O	1000	150	1000/150
	1000	150	1000/150-PWHT
	1500	400	1500/400
	1500	400	1500/400-PWHT
6061-T6	1000	150	1000/150
	1000	150	1000/150-PWHT
	1500	400	1500/400
	1500	400	1500/400-PWHT
7075-O	1000	150	1000/150
	1000	150	1000/150-PWHT
	1500	400	1500/400
	1500	400	1500/400-PWHT
7075-T6	1000	150	1000/150
	1000	150	1000/150-PWHT
	1500	400	1500/400
	1500	400	1500/400-PWHT

PWHT: Kaynak sonrası ısıl işlem uygulaması yapılan numuneler.

Tablo 4.5 Malzeme türüne göre yapılmış olan ısıtıl işlem şartları.

Malzeme Türü	Çözeltiliye Alma (Sıcaklık/Zaman)	Yapay Yaşlandırma (Sıcaklık/Zaman)
6061	530 °C / 4 saat	170 °C / 6 saat
7075	485 °C / 4 saat	140 °C / 6 saat

Kaynaklı parçaların ve baz malzemelerin her birinden, parametrik çalışma kısmında olduğu gibi kaynaklı parçalarda kaynağa dik dolayısıyla hadde yönüne paralel, baz malzemelerde ise yine hadde yönüne paralel olacak şekilde, TS 287 EN 895 standardına uygun olarak dörder adet olmak üzere Şekil 4.5’de ölçüleri verilmiş olan çekme deneyi numuneleri ve birer adet Şekil 4.7’de ölçüleri verilmiş olan metalografik inceleme numuneleri tel erozyonla kesme yöntemi kullanılarak çıkarılmıştır.

Çekme deneyi numuneleri, 100 kN kapasiteli universal çekme-basma test cihazında (Şekil 4.8) hassas bir şekilde çekme testine tabi tutulmuş olup çene hızı 1 mm/min olarak seçilmiş ve ölçü uzunluğu Şekil 4.5’de görüldüğü gibi 100mm olarak alınmıştır. Gerilme değerleri cihaza bağlı bilgisayar aracılığı ile anlık olarak kaydedilirken, uzama değerleri de hassas bir şekilde cihaz bünyesindeki ekstansometre aracılığıyla anlık olarak tespit edilmek kaydıyla yine bilgisayar aracılığıyla kaydedilmiştir. Parametrik çalışmaların yapılma aşamasında bu cihaz henüz Dokuz Eylül Üniversitesi, Makina Mühendisliği Bölümü bünyesinde olmadığından, parametrik çalışmalardaki çekme testleri bu cihazda gerçekleştirilememiştir.

Metalografik inceleme numuneleri, numune boyutlarına uygun olarak dikdörtgen kalıp içinde polyester kalıba alınmıştır. Bu numuneler 1200 grite kadar zımparalamayı müteakip 3 µm’lik elmas pasta kullanılarak parlatılmıştır. O temper şartındaki Al-alaşımı levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numuneler, 10g NaOH ve 90 ml saf su içeren reaktif içerisinde 65 °C’de dağlanmış ve sonrasında 50 ml HNO<sub>3</sub> ve 50 ml saf su çözeltisi içine 2-4 s daldırılmak suretiyle

dağlama sonrasında yüzeylerinde oluşan tortu temizlenmiştir. 6061-O Al-alışımı levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numuneler için 110s, 7075-O Al-alışımı levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numuneler içinse 45s dağlama süresi kullanılmıştır. T6 temper şartındaki Al-alışımı levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelerin dağlama işlemi ise, 150 ml saf su, 3 ml HNO<sub>3</sub>, 6 ml HCl ve 6 ml HF'den oluşan Keller reaktifi kullanılarak 0 °C'de gerçekleştirilmiştir. 6061-T6 levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numuneler için 140s dağlama süresi kullanılırken, 7075-T6 Al-alışımı levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numuneler için 25s dağlama süresi kullanılmıştır. Sonrasında yapılan detaylı optik mikroskop incelemeleri ile olası kaynak hataları tespit edilmeye çalışılmış ve kaynak bölgesi içyapısı detaylı olarak ortaya koyulmuştur. Aynı zamanda baz malzeme iç yapısı da incelenmiştir.

Metalografik incelemeler sonrasında aynı numuneler yine zımparalanarak parlatılmış ve mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. Ölçümler 100g yük etkisi altında 20s uygulama süresinde Vickers yöntemiyle gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.8 Kaynak sonrası ısıtılma etkisini belirleme çalışmalarında kullanılan çekme cihazı.



## BÖLÜM BEŞ

### ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

#### 5.1 Parametrik Çalışma (Ön Çalışma)

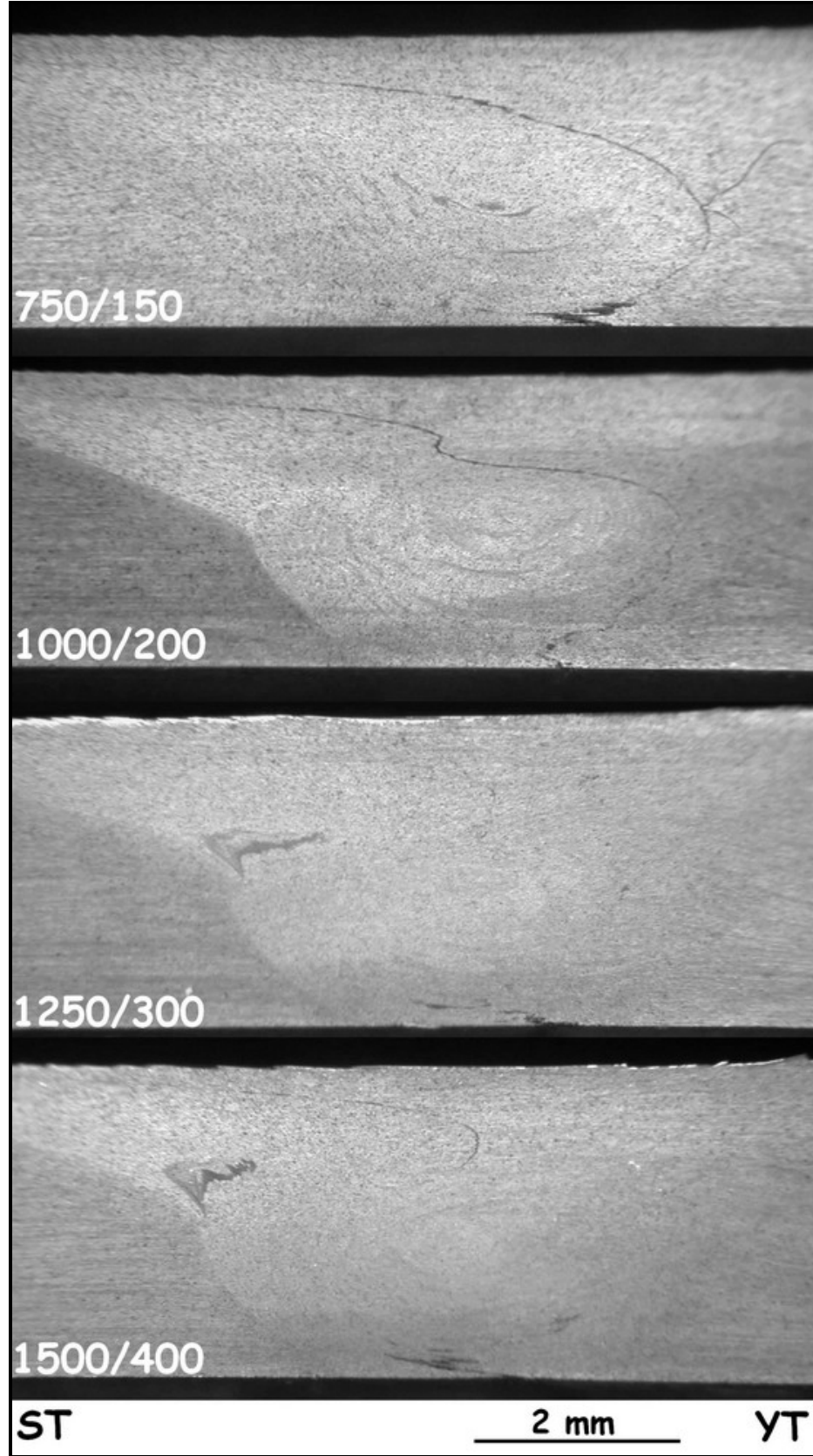
##### 5.1.1 İçyapı Karakterizasyonu

Bu bölümde kullanılacak olan içyapı görüntülerinde kaynağın süpürme tarafı ST kısaltması ile, kaynağın yığıma tarafı ise YT kısaltması ile gösterilecektir.

6061-O Al-alaşımı levhalardan elde edilen kaynaklı bağlantılardan çıkarılan numunelerin kaynak kesiti görüntülerinde, farklı tondaki bölgeler ve çizgiler dikkat çekmektedir (Şekil 5.1). Bu kaynaklı levhalar üzerinde yapılan sıvı penetrant muayenesi ve optik mikroskop ile detaylı içyapı incelemeleri, bu bölgelerde herhangi bir çatlak ya da kaynak hatası olmadığını ortaya koymuştur.

Şekil 5.2 numuneler üzerinde yapılmış olan sıvı penetrant muayenesi sonuçlarından 1000/200 numunesine ait olanını göstermektedir. Şekilde herhangi bir çatlak belirtisi dikkat çekmemektedir. Şekil 5.3’de ise 1000/200 numunesine ait detaylı içyapı görüntüsü görülmektedir. Bu görüntüde oksit kalıntılarının batıcı ucun dönme hareketinden doğan vorteks hareketinin etkisi altında DKB’yi saracak şekilde yöneldikleri görülmektedir. Oksit kalıntılarının varlığı, kaynak edilen levhaların kaynak ölçüsüne lazerle kesim yöntemiyle getirilmiş olması ve bu işlemde sonra kaynak yüzeylerindeki oksit tabakasının kaynak öncesinde giderilememiş olmasından dolayıdır. 750/100 numunesinde de gözlemlenen bu oksit kalıntıları, SKK yapılmış AISI 304 paslanmaz çeliklerde de rapor edilmiştir (Meran ve Canyurt 2010).

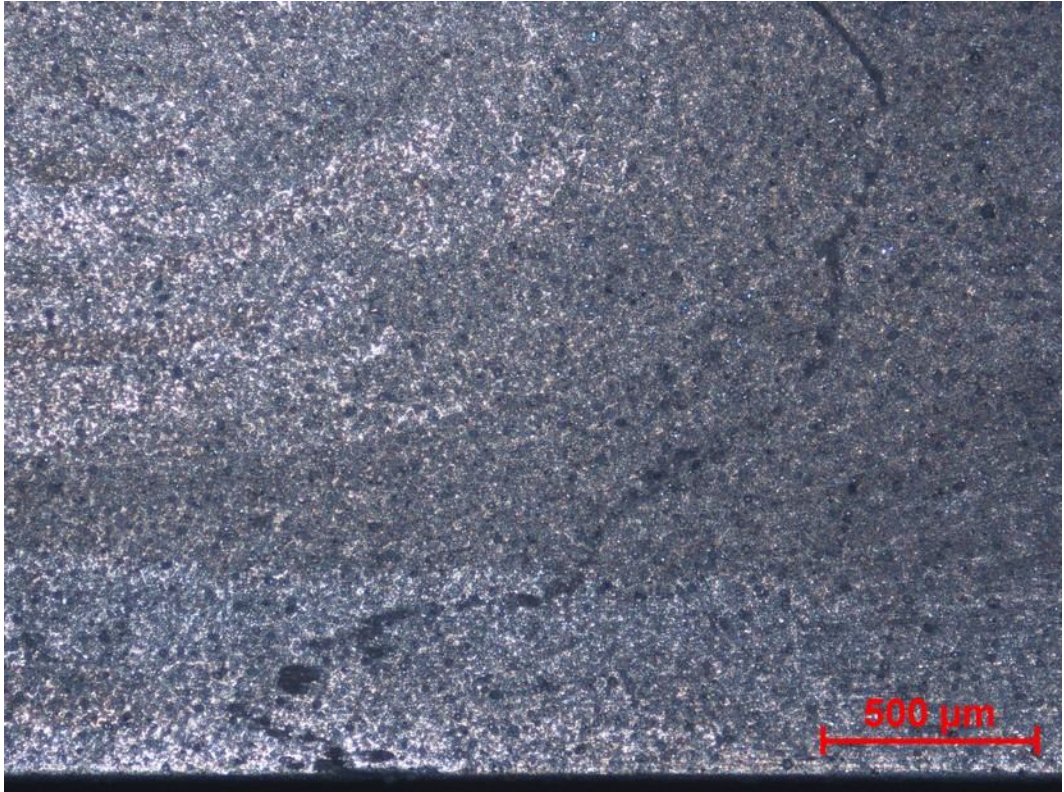
Şekil 5.4 ise 1250/300 numunesindeki kaynak hatası görünümü bölgeye ait detaylı içyapı görüntüsünü vermektedir. Görüntü incelendiğinde bu bölgede herhangi bir kaynak hatası mevcudiyetinin olmadığı ve bölgenin dağlama etkisi sonucu meydana gelen renk değişimden ibaret olduğu anlaşılmaktadır.



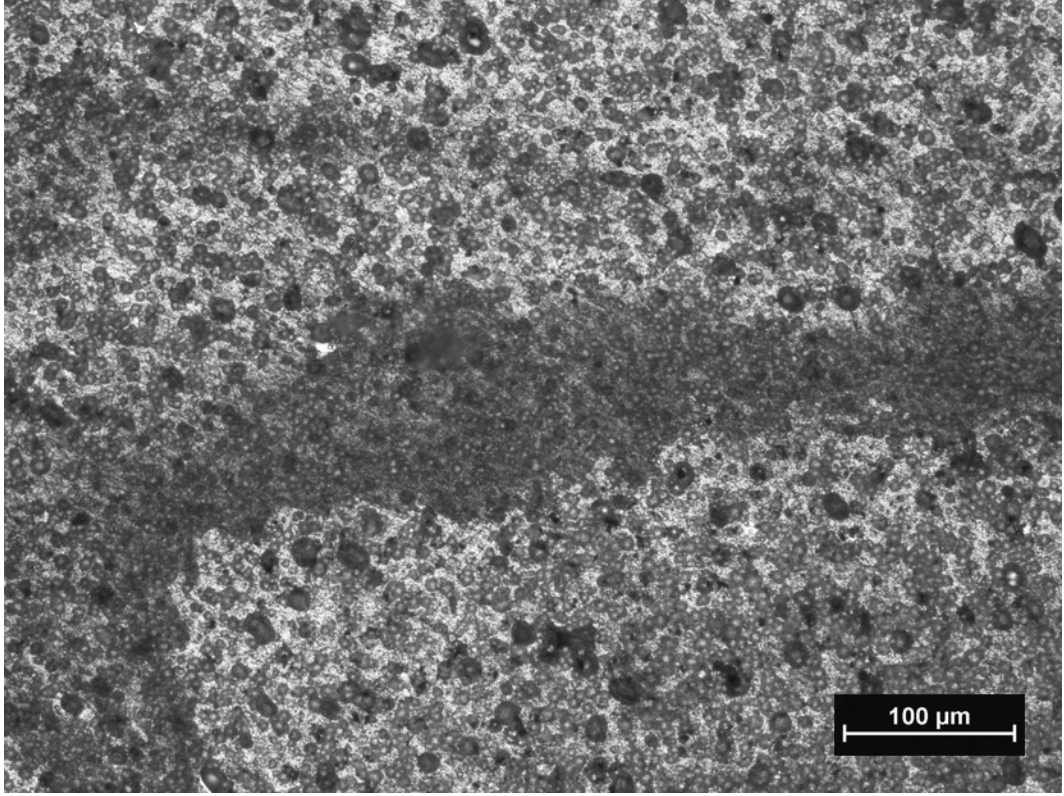
Şekil 5.1 6061-O Al-alaşımı levhalardan elde edilen kaynaklı bağlantıların kesit görüntüleri.



Şekil 5.2 1000/200 numunesine ait sıvı penetrant muayenesi sonuçları.



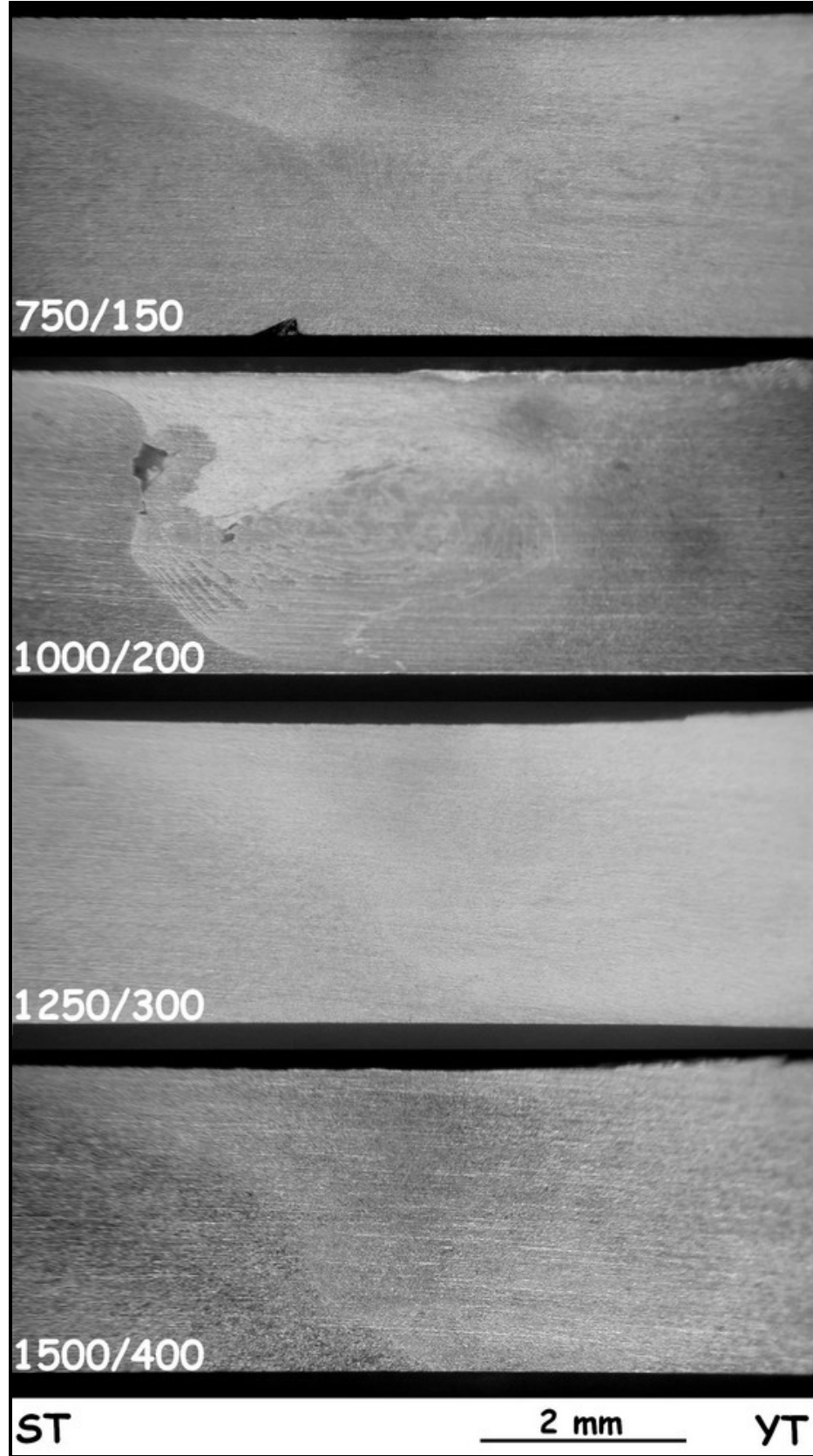
Şekil 5.3 1000/200 numunesinin kaynak kesitindeki oksit kalıntıları ve vorteks hareketi etkisi altında yönelişleri.



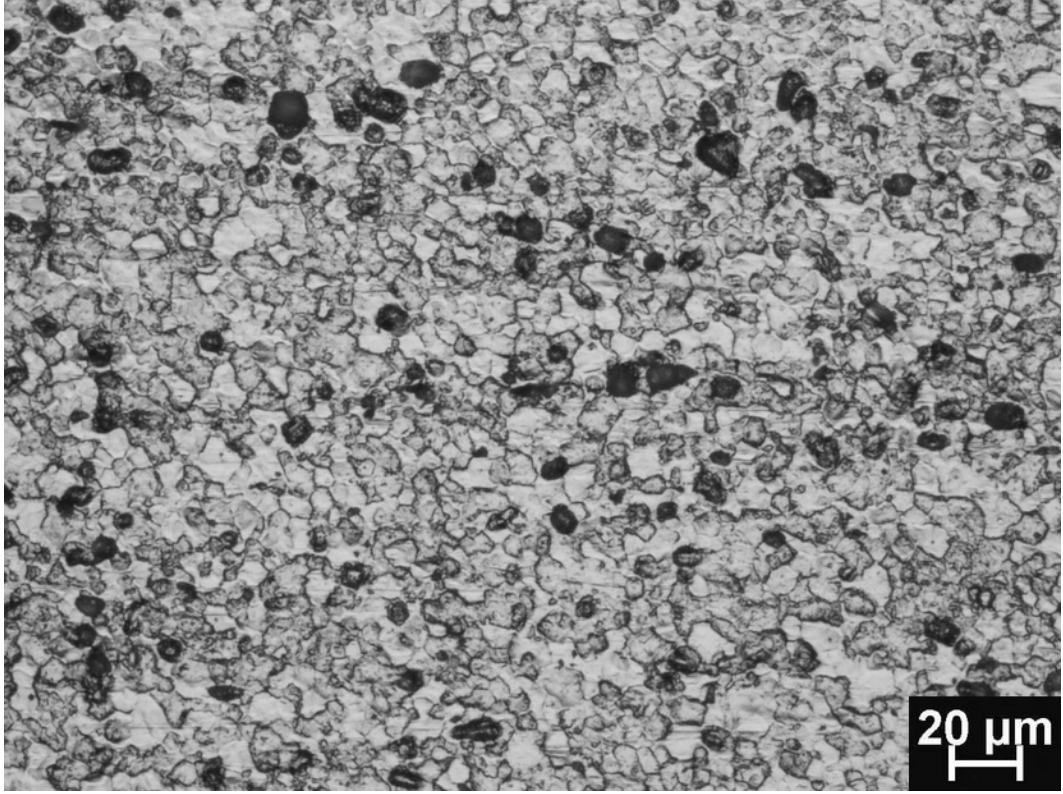
Şekil 5.4 1250/300 numunesinin kaynak kesitinde dağlama etkisi ile renk değişimi.

Şekil 5.5’de 6061-T6 Al-alaşımı levhalardan elde edilmiş olan kaynaklı bağlantıların kesit görüntüleri görünmektedir. Bu görüntüler incelendiğinde, 1000/200 numunesindeki kaynak hatası hariç diğer numunelerde herhangi bir kaynak hatası olmadığı anlaşılmaktadır. 1000/200 numunesinde, malzeme taşınımının omuz tarafından yapıldığı bölge ile pim tarafından yapıldığı bölge arasında kaynak hatası mevcuttur.

Şekil 5.6, 6061-T6 levhalardan elde edilmiş 1500/400 numunesinin DKB’sine ait içyapı görüntüsünü vermektedir. Şekilden, DKB’nin literatürde bahsedildiği gibi yeniden kristalleşmiş, ince taneli (yaklaşık olarak 5-10 μm) ve eş eksenli bir yapıdan oluştuğu görülmektedir. Dolayısıyla, bu bölgede kaynak işlemi sırasında yüksek derecede plastik deformasyonun söz konusu olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 5.5 6061-T6 Al-alaşımı levhalardan elde edilen kaynaklı bağlantıların kesit görüntüleri.

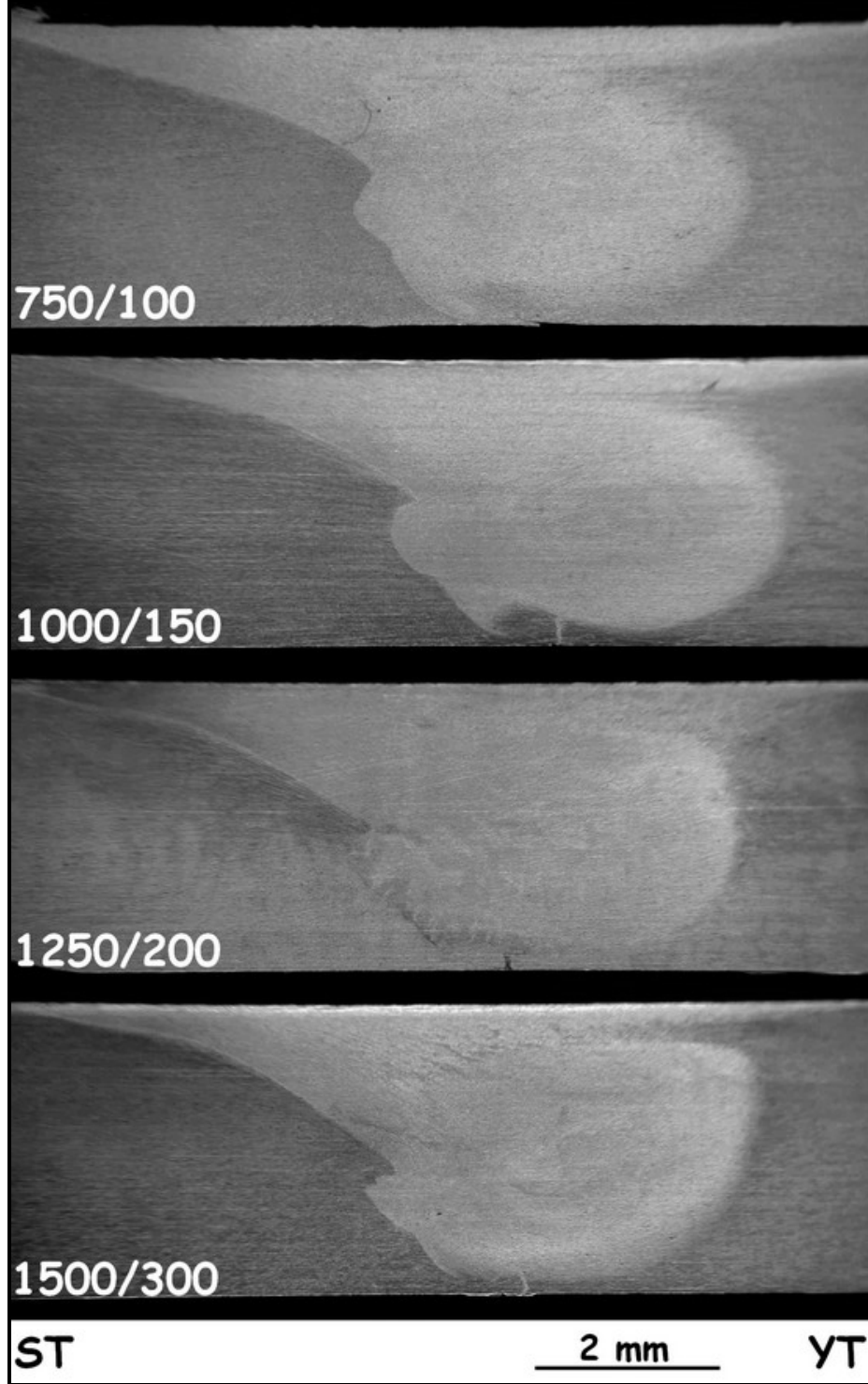


Şekil 5.6 6061-T6 Al-alaşımı levhalardan elde edilmiş 1500/400 numunesine ait DKB görüntüsü.

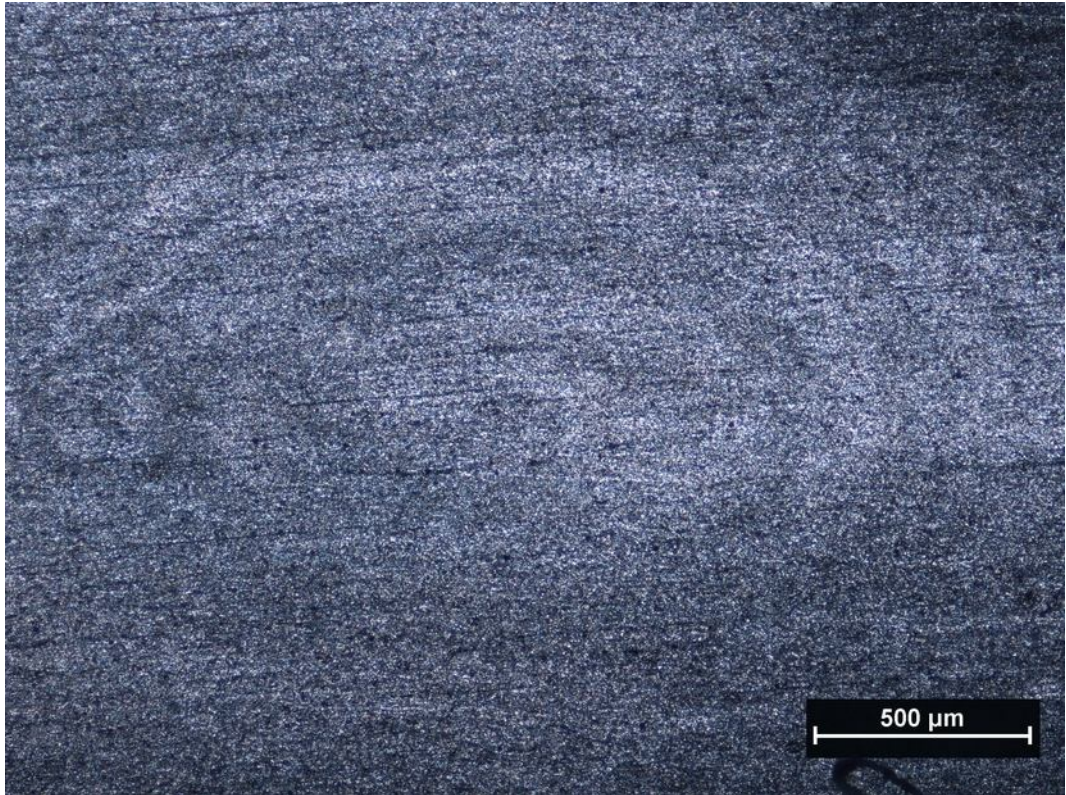
6061-O ve 6061-T6 Al-alaşımı levhalardan elde edilen kaynaklı bağlantıların içyapı incelemeleri neticesinde, bu levhaların her iki temper şartında da SKK ile kaynak hatası içermeyecek şekilde birleştirilebileceği sonucu ortaya çıkmaktadır. Bununla beraber, kaynak edilecek levhaların O-temper şartında olması durumunda kullanılacak olan kaynak parametreleri aralıklarının daha geniş olduğu anlaşılmaktadır.

Şekil 5.7, 7075-O Al-alaşımı levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelerin kesit görüntülerini göstermektedir. Bu görüntüler incelendiğinde kaynakların hiçbirinde bir kaynak hatası olmadığı görülmektedir. Şekil 5.8 ise bu numunelerin DKB'lerine ait görüntüleri içermekte olup bu görüntülerde bölgede oluşan soğan halkaları şeklindeki yapı dikkat çekmektedir. Resimlerin dördünde de soğan halkalarının yaklaşık olarak 3-4 mm genişliğinde olduğu görülmektedir. Bu da, oluşan soğan halkalarının batıcı ucun pimi tarafından domine edildiği ve bu halkaların genişliğinin yaklaşık olarak pim çapına eşit olduğu sonucunu ortaya çıkarmaktadır. Ayrıca bu bölgede parametrelerin dördünde de

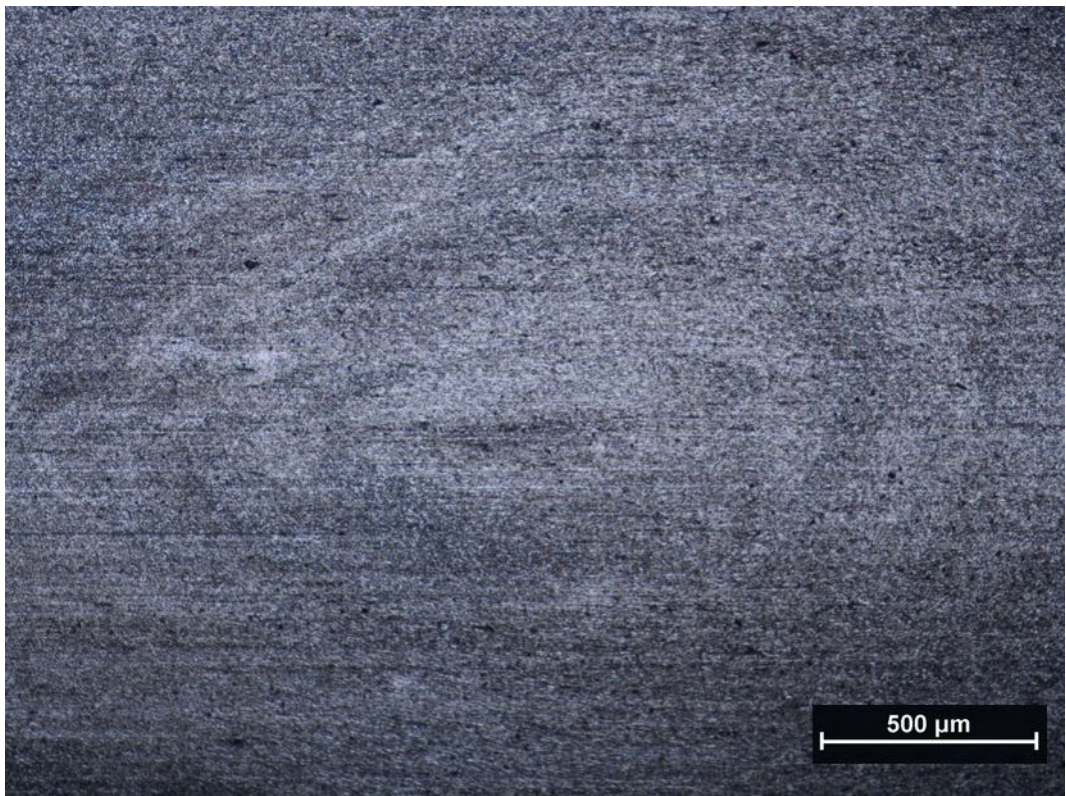
herhangi bir kaynak hatası oluşmadığı bu resimler üzerinde daha detaylı bir şekilde görülmektedir.



Şekil 5.7 7075-O Al-alışımı levhalardan elde edilen kaynaklı bağlantıların kesit görüntüleri.

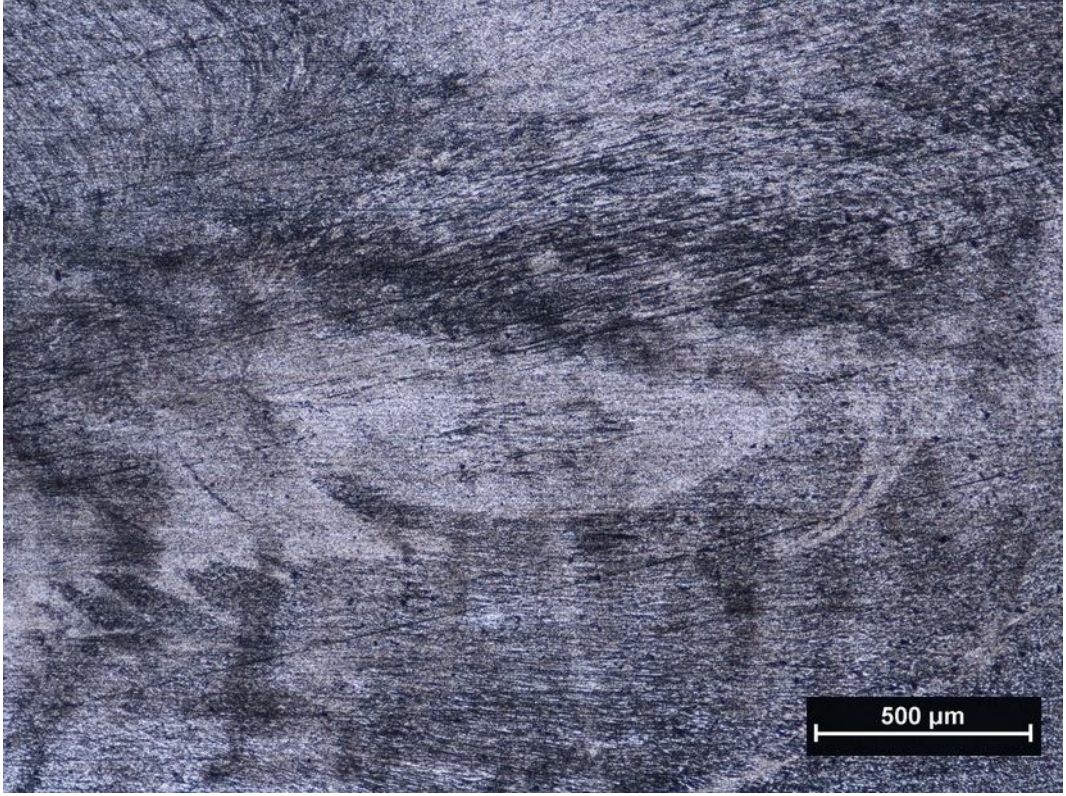


(a)

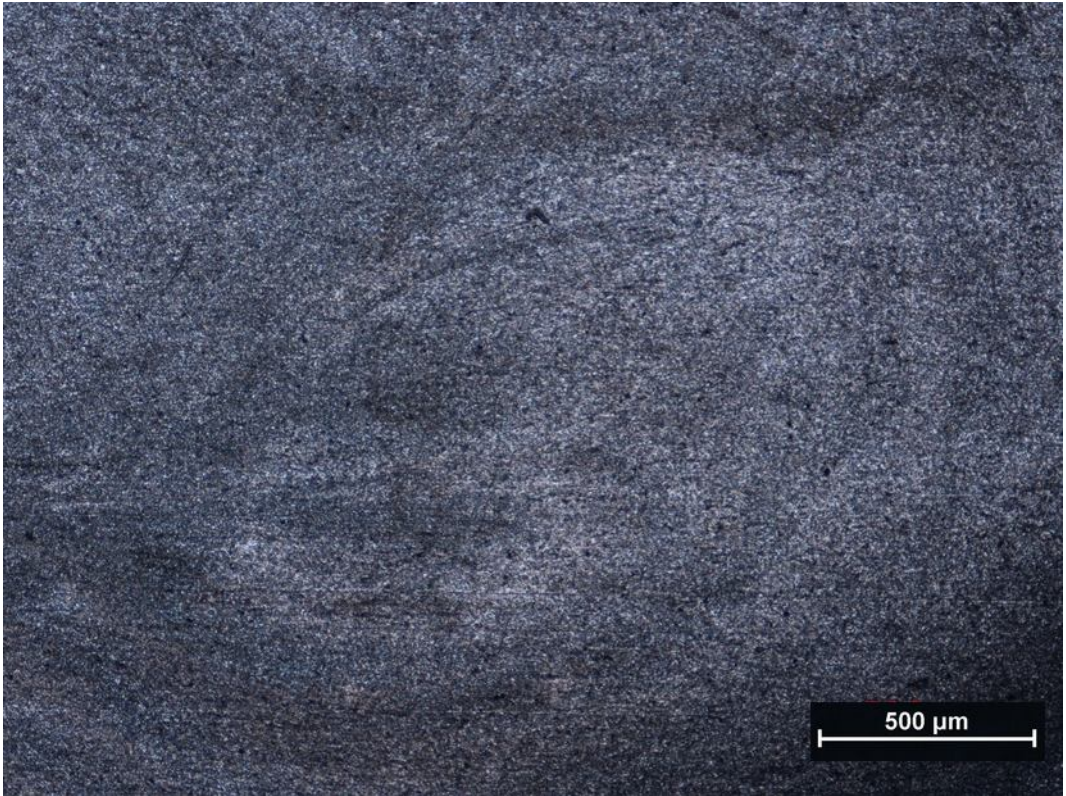


(b)



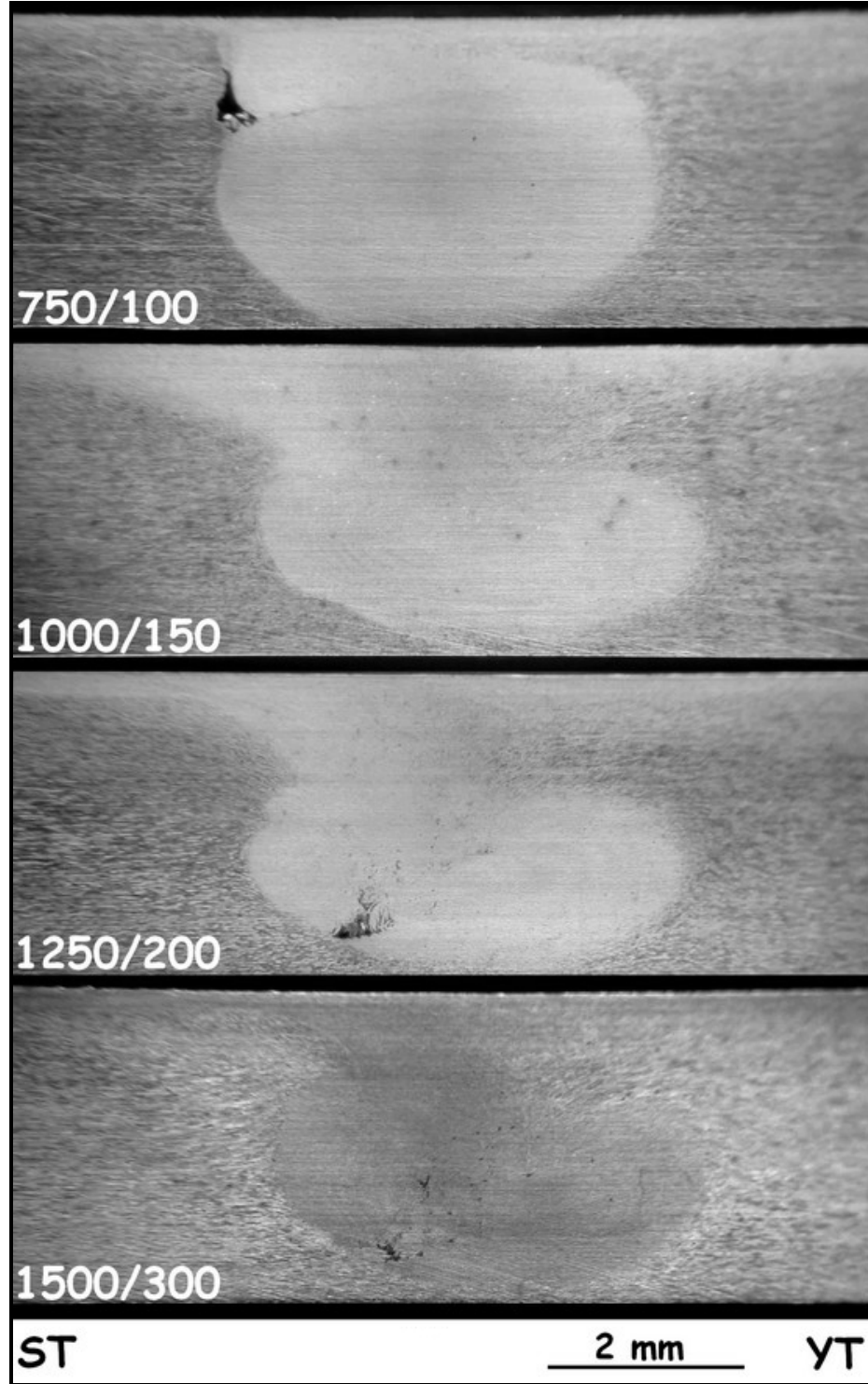


(c)



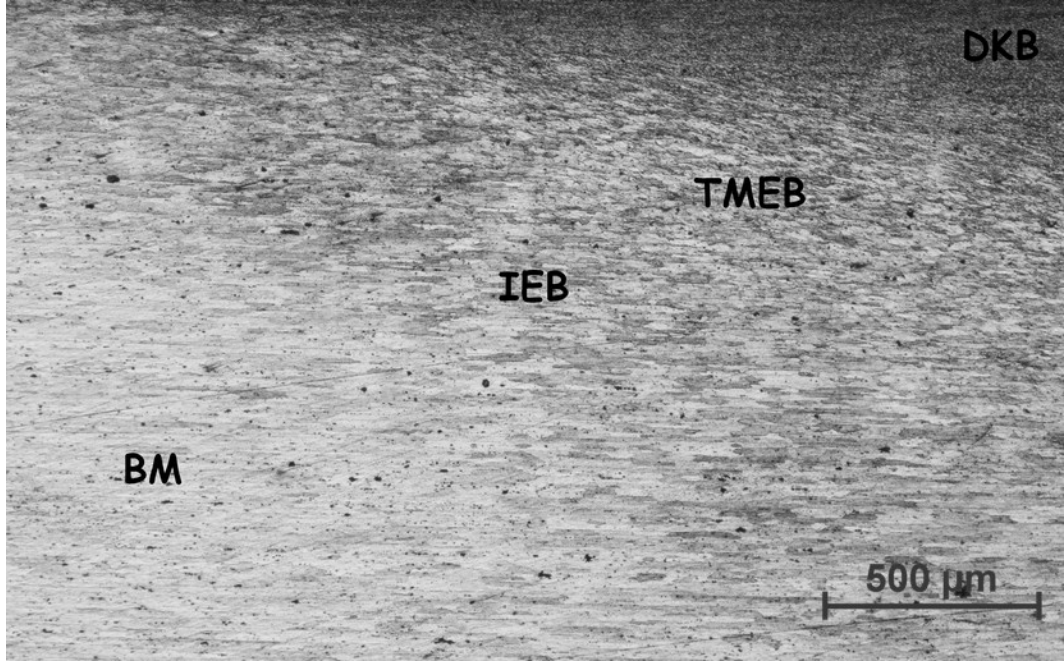
(d)

Şekil 5.8 7075-O levhalardan elde edilmiş kaynaklı bağlantıların DKB görüntüleri: (a) 750/100, (b) 1000/150, (c) 1250/200, (d) 1500/300.



Şekil 5.9 7075-T6 Al-alaşımı levhalardan elde edilen kaynaklı bağlantıların kesit görüntüleri.

Şekil 5.9’da 7075-T6 levhalardan elde edilmiş kaynaklı bağlantılardan çıkarılmış numunelerin kaynak kesiti görüntüleri yer almaktadır. Bu görüntülerden anlaşılacağı üzere, 1000/150 numunesi hariç diğerlerinde kaynak hatası bulunmaktadır.



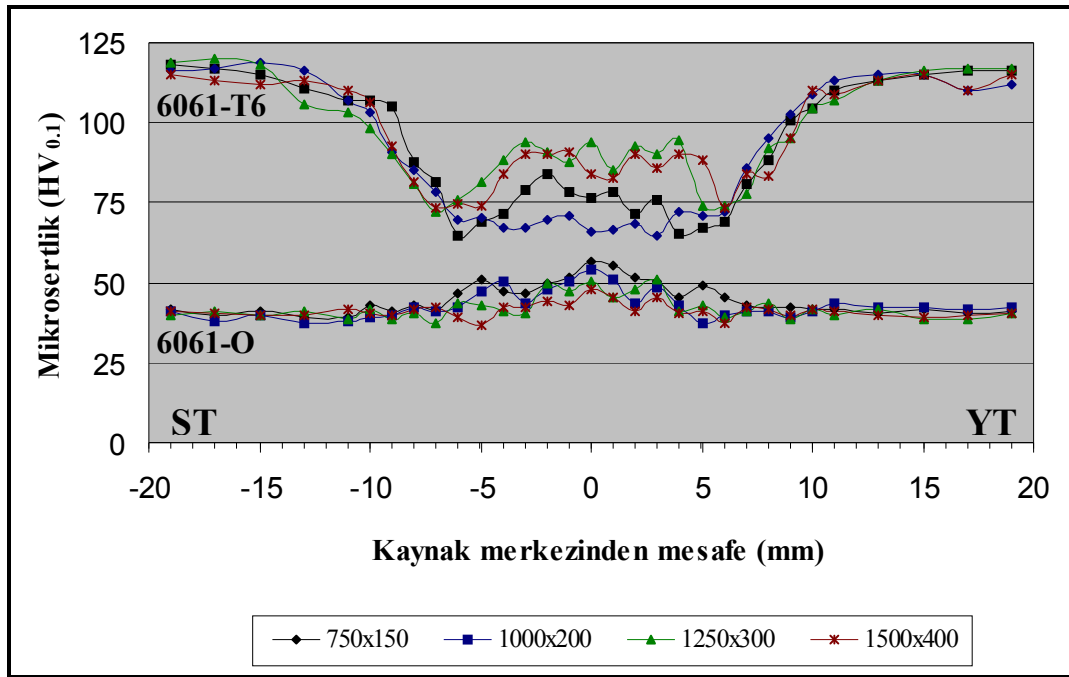
Şekil 5.10 7075-T6 levhalardan elde edilmiş olan 1000/150 numunesinin süpürme tarafı.

SKK ile birleştirilmiş Al-alaşımlarının kaynak bölgesinin, dinamik olarak yeniden kristalleşmiş bölge (DKB), termomekanik olarak etkilenmiş bölge (TMEB) ve ısı etkisindeki bölge (IEB) olmak üzere üç bölgeden oluştuğu; 7075-T6 levhalardan elde edilmiş olan 1000/150 numunesinin süpürme tarafında (ST) omuza yakın bölgeye ait Şekil 5.10 üzerinde açıkça görülebilmektedir. Bu görüntü üzerinde bu bölgelere ek olarak IEB ile baz malzeme (BM) geçişi de görülmektedir. DKB’de plastik deformasyon neticesinde tanelerin küçüldüğü, TMEB’de batıcı ucun dönüş hareketine ve çamur kıvamına gelmiş malzemeyi aşağı doğru bastırmasına bağlı olarak tanelerin yöneldiği görülmektedir.

### 5.1.2 Sertlik Ölçümleri

Şekil 5.11 hem 6061-O hem de 6061-T6 Al-alaşımı levhalardan elde edilmiş olan kaynaklı numunelere ait mikrosertlik dağılımlarını göstermektedir. 6061-O Al-alaşımı levhalardan elde edilen kaynaklı parçalarda, tüm kaynak parametrelerinde kaynak bölgesinde baz malzemeye nazaran sertlik artışı söz konusu olmuş olup bu sertlik artış oranı artan devir ve ilerleme hızı kombinasyonlarında daha düşük mertebelerde olmuştur. Bu levhaların kaynak merkezinde en yüksek sertlik değerini

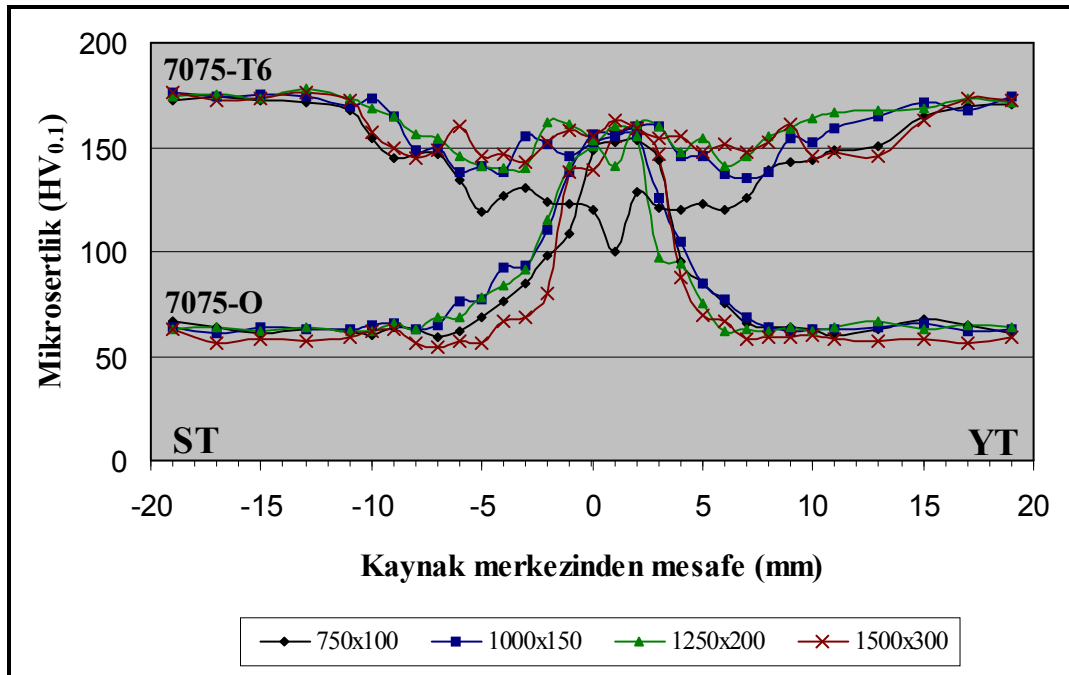
750/150 numunesi verirken (56,4 HV), en düşük sertlik değerini 1500/400 numunesi vermiştir (47,9 HV). Buna karşın 6061-T6 kaynaklı levhalarda ise tüm kaynak parametrelerinde kaynak bölgesinde baz malzemeye nazaran bir sertlik kaybı söz konusu olmuştur. 1250/300 ve 1500/400 numunelerinin sertlik profilleri birbirine çok yakın sonuç vermiştir. Kaynak bölgesindeki en düşük sertlik değerini 1000/200 numunesi vermiştir (72 HV). Ayrıca 6061-T6 levhalardaki kaynak bölgesinin, karıştırma bölgesinin her iki tarafında sertlikte belirgin bir düşüşün söz konusu olduğu IEB'lerin varlığından dolayı, 6061-O levhalara göre daha geniş olduğu da şekil üzerinden okunabilmektedir. O-temper şartındaki levhaların kaynak bölgesi yaklaşık olarak omuz çapı olan 15 mm iken, T6-temper şartındaki kaynaklı levhalarda bu bölge yaklaşık olarak iki katına çıkmakta ve 30 mm civarında olmaktadır.



Şekil 5.11 6061 Al-alışımı levhalardan elde edilmiş numunelerin mikrosertlik dağılımları.

Şekil 5.12, hem 7075-O hem de 7075-T6 Al-alışımı levhalardan elde edilmiş olan tüm kaynaklı numunelere ait mikrosertlik dağılımlarını göstermektedir. 7075-O kaynaklı levhalarda, tüm kaynak parametrelerinde kaynak bölgesinde baz malzemeye göre sertlik artışı söz konusu olmuş olup kaynak parametrelerinin dördünde elde edilen maksimum sertlik değerlerinin yaklaşık olarak birbirine eşit olduğu

görülmektedir. 7075-T6 kaynaklı levhalarda ise tüm kaynak parametrelerinde kaynak bölgesinde baz malzemeye nazaran bir sertlik kaybı söz konusu olmuştur. 1000/150, 1250/200 ve 1500/300 numunelerinde bu sertlik düşüşü birbirine yakın olmakla beraber, 750/100 parametresinde daha yüksek düzeyde bir düşüş söz konusu olmuştur. Bu numunelerin kaynak bölgesindeki en düşük sertlik değerini 100 HV olarak 750/100 numunesi vermiştir. Ayrıca 7075-T6 levhalarda kaynak bölgesinin 7075-O levhalara göre daha geniş olduğu da şekil üzerinden okunabilir. Bu durum, 6061-T6 levhalarda da olduğu gibi, 7075-T6 kaynaklı levhalardaki karıştırma bölgesinin her iki tarafında sertlikte belirgin bir düşüşün söz konusu olduğu IEB'lerin varlığından dolayıdır. O-temper şartındaki levhaların kaynak bölgesi yaklaşık olarak omuz çapı olan 15 mm iken, T6-temper şartındaki levhalarda bu bölge yaklaşık olarak iki katına çıkmakta ve 30 mm civarında olmaktadır.



Şekil 5.12 7075 Al-alışımı levhalardan elde edilmiş numunelerin mikrosertlik dağılımları.

6061 ve 7075 levhaların her ikisi için de geçerli olmak üzere, kaynak edilecek levhaların O-temper şartında olması durumunda kaynak bölgesinde bir sertlik artışı yaşanmaktadır. Bu sertlik artışı DKB'deki tane rafinasyonundan dolayıdır. T6-temper şartında olmaları durumunda ise bir sertlik kaybı söz konusu olmaktadır. Yaşlandırma sertleştirilmesi yapılmış anlamına gelen T6-temper şartındaki bu sertlik

kaybı, kaynak işlemi sırasındaki ısı girdisinin etkisi ile levhaların aşırı yaşlanma sürecine girmelerinden ötürüdür. Ayrıca O-temper şartında kaynak edilen levhaların kaynak bölgesi yaklaşık olarak batıcı ucun omuz çapına eşit uzunlukta (15 mm) olmakta iken, T6-temper şartında kaynak edilen levhaların kaynak bölgesi daha geniş olmakta ve yaklaşık olarak omuz çapının iki katına (30 mm) çıkmaktadır. Bu durum, T6-temper şartında kaynak edilen levhalarda karıştırma bölgesinin her iki tarafında sertlikte belirgin bir düşüşün olduğu IEB'lerin varlığından dolayıdır.

### **5.1.3 Çekme Deneyi Sonuçları**

Tablo 5.1'de hem 6061-O hem de 6061-T6 Al-alışımı levhalardan elde edilmiş kaynaklı parçalardan çıkarılmış olan numunelerin çekme testlerinden elde edilmiş olan tüm sonuçlar görülmektedir. Şekil 5.13'de ise elde edilmiş olan ortalama değerler sütun grafik halinde verilmiştir.

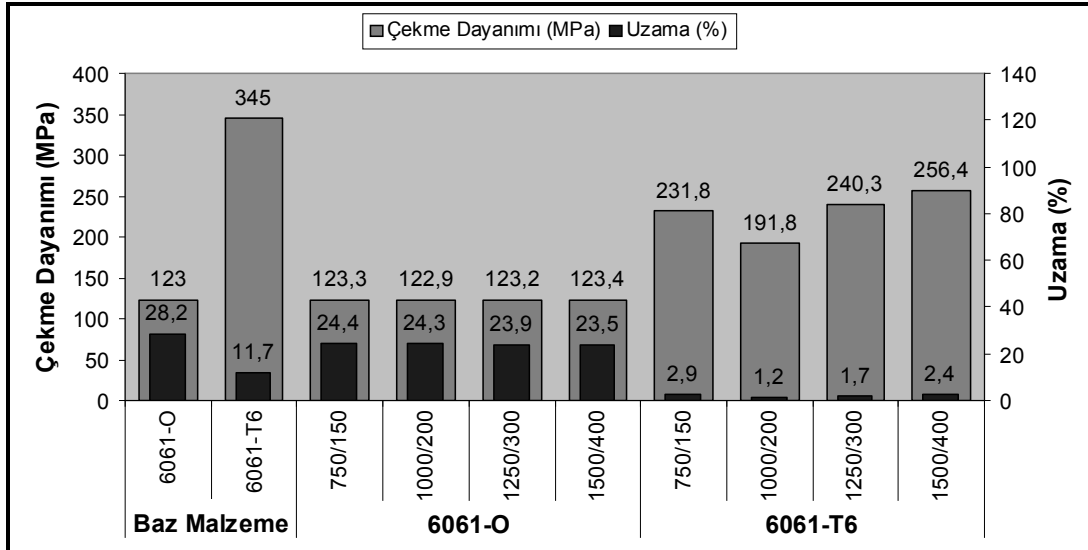
6061-O levhaların kaynağında kullanılan tüm kaynak parametrelerinde, kopmalar kaynak bölgesinin uzağında baz malzemedan boyun vererek gerçekleşmiştir (Şekil 5.14). Numunelerin kaynak bölgesinden değil de baz malzemedan kopmasının nedeni, mikrosertlik ölçümleri ile tespit edilmiş olan kaynak bölgesindeki sertlik artışıdır. Bu durum kaynak bölgesindeki mukavemetin baz malzeme mukavemeti olan 123 MPa'ın üstüne çıkmasını sağlamıştır. Dolayısıyla farklı parametrelerle elde edilen tüm 6061-O birleştirmelerin mukavemet performansları %100 civarında olmuştur. Bu sonuçlar 6061-O levhaların SKK ile geniş bir kaynak parametresi aralığında kolaylıkla kaynak edilebileceklerini göstermektedir. 6061-O kaynaklı parçalardan çıkarılan numuneler, baz malzemedan kopmuş olmalarına rağmen, %uzamaları (yaklaşık %24) baz malzeme % uzamasının (%28,2) altında kalmıştır. Bu durum da yine kaynak bölgesindeki sertlik artışından dolayıdır. Şekil 5.11'den görüleceği üzere yaklaşık 15 mm olan kaynak bölgesi, çekme deneyi esnasında yüksek mukavemet değerinden dolayı elastik bölgede kalmakta (plastik şekil değişimi sadece kaynak bölgesi dışındaki baz malzemedan gerçekleşmektedir), dolayısıyla toplam numune uzamasına katkısı olmamaktadır. Benzer sonuçlar kaynak bölgesinde mukavemet değeri baz levhadan daha yüksek olan lazer kaynaklı

çeliklerde de rapor edilmiştir (Çam, Erim, Yeni ve Koçak, 1999; Çam, Yeni, Erim, Ventzke ve Koçak, 1998).

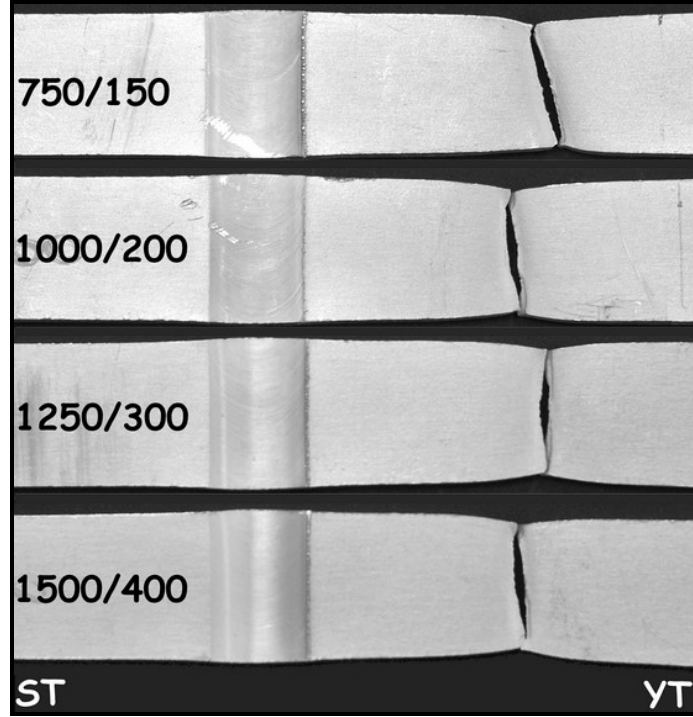
Tablo 5.1 6061 Al-alaşımı levhalardan çıkarılan tüm numunelerin çekme testi sonuçları.

Numune	Çekme Dayanımı, $R_m$ (MPa) Uzama (%)													
	6061-O						6061-T6							
	1	2	3	4	Ort. <sup>a</sup>	KP (%) <sup>b</sup>	1	2	3	4	Ort. <sup>a</sup>	KP (%) <sup>b</sup>		
<b>Baz Malzeme</b>	---	---	---	---	123 28,2	---	---	---	---	---	---	---	345 11,7	---
<b>750/150</b>	123,8 23,8	123,5 24,5	122,8 24,6	123,2 24,7	123,3 24,4	100 86,5	228,4 2,7	234,6 2,6	235,6 3	228,6 3,4	231,8 2,9	67,2 24,8		
<b>1000/200</b>	122,5 24,8	122,9 24,4	122,8 23,9	123,2 23,9	122,9 24,3	100 86,2	188,2 1,2	191,2 1,1	198,2 1,3	189,5 1	191,8 1,2	55,6 10,3		
<b>1250/300</b>	122,3 24,1	122,9 24,6	123,2 24,2	123,2 23,6	123,2 23,9	100 84,8	243,6 1,6	244,4 1,3	226 1,5	247 2,2	240,3 1,7	69,7 14,5		
<b>1500/400</b>	123,4 26	122,7 21	123,8 23	123,7 23,9	123,4 23,5	100 83,3	264,3 2,5	235 2,1	261,7 2,6	264,7 2,4	256,4 2,4	74,3 20,5		

<sup>a</sup> Ortalama değerler, <sup>b</sup> Kaynak performansı değerleri: (Numuneye ait ortalama çekme dayanımı / Baz malzeme ortalama çekme dayanımı)\*100.



Şekil 5.13 6061 Al-alaşımı levhaların çekme deneyi sonuçlarının ortalama değerleri.



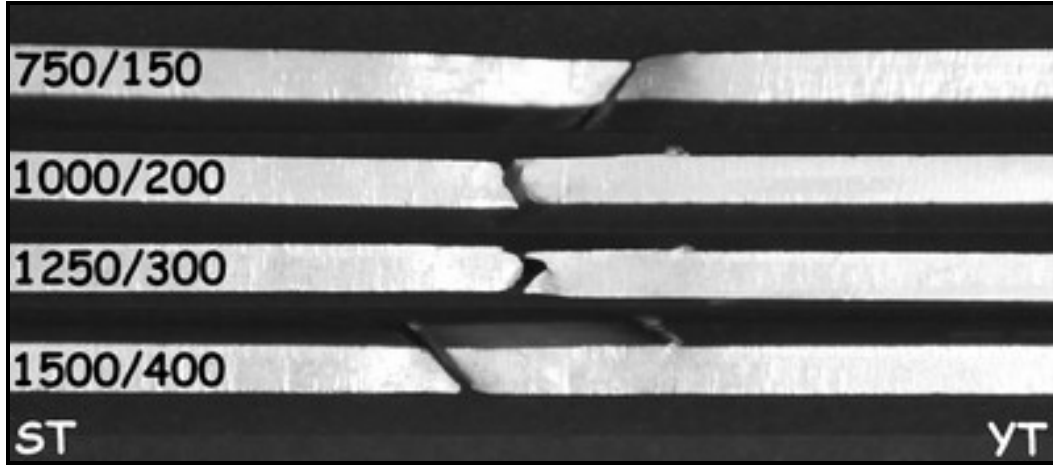
Şekil 5.14 6061-O Al-alaşımı levhalardan elde edilmiş numunelerin çekme deneyi sonuçları.

6061-T6 levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelerde ise 6061-O levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelere göre tersi bir eğilim söz konusu olmuş olup bu numuneler kaynak bölgesinden kopmuştur. Bu durum, bu levhalarda kaynak bölgesinde baz malzemeye göre bir sertlik düşüşü olmasından kaynaklanmaktadır. Bu levhalarda en yüksek çekme dayanımı değerini (256,4 MPa) 1500/400 numunesi vermiştir (kaynak performansı yaklaşık %75). 750/150 ve 1500/400 kaynaklı parçalarından çıkarılan numuneler, 45° ile kayma kırılması modunda, 750/150 kaynaklı parçasından çıkarılan numuneler TMEB bölgesinden, 1500/400 kaynaklı parçasından çıkarılan numuneler ise TMEB ile IEB arakesitinden kopmuştur. 1000/200 kaynaklı parçalarından çıkarılan numuneler, kaynak hatası varlığından dolayı, kaynak üst yüzeyi ile kaynak hatasının bitimine kadar olan bölgede çekme eksenine dik bir kırılmaya maruz kalmışlar ve sonrasında kayma kırılması modunda çekme eksenine 45° açı yapacak şekilde kopmuşlardır. Kopmalar kaynak hatasının mevcut olduğu yer olan süpürme tarafında gerçekleşmiştir. 1250/300 kaynaklı parçasından çıkarılan numunelerde ise koni çanak tipi kırılma söz konusu olmuştur (Şekil 5.15). Bu haliyle bulunan sonuçlar, Ren, Ma ve Chen (2007) tarafından yapılmış olan çalışma ile uyumaktadır. Ren, Ma



ve Chen (2007), 6061-T651 levhaların sürtünme karıştırma kaynağı üzerine yapmış oldukları çalışmada, çekme deneyinde kırılmanın en düşük sertlik değerlerinin olduğu yolu takip ettiğini; 100mm/min kaynak hızı ile elde edilen kaynaklarda en düşük sertlik değerlerinin çekme eksenine dik doğrultuda oluştuğunu, 400 mm/min kaynak hızında ise çekme eksenine ile 45° açı yapacak şekilde oluştuğunu tespit etmişlerdir. Sonuç olarak, çekme deneyindeki kopma yerini sertlik dağılımının belirlediği ve kırılmanın doğrultusu ile en düşük sertlik dağılımının olduğu hattın çok iyi bir uyum içinde olduğu söylenebilir.

Ayrıca, 6061-T6 levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelerin % uzama değerleri baz malzeme % uzamasının altında kalmıştır. % 2,4 ile en yüksek % uzama değerini veren 1500/400 numunesinde bile baz malzeme % uzamasının (% 11,7) yaklaşık olarak beşte biri oranında bir uzama değerine ulaşılabilmiştir. Bu durum, kaynak bölgesindeki sertlik düşüşünden ötürüdür. Çekme numunesi ölçü uzunluğu olarak 100 mm alınmıştır ve numunelerin % uzamaları bu ilk boya göre hesaplanmıştır. Oysa bu numunelerde plastik şekil değiştiren kısım sertlik düşüşünün söz konusu olduğu ve Şekil 5.11'dan görülebileceği üzere genişliği yaklaşık 30 mm olan kaynak bölgesidir. Yaşlandırma sertleştirme yapılmış olan Al alaşımlarında söz konusu olan bu durum, lazer ve elektron hüzmesi kaynaklı Al alaşımları üzerine yapmış oldukları çalışmalarda da rapor edilmiştir. (Çam ve Koçak, 2007; Çam, Ventzke, Dos Santos ve Koçak, 2000; Çam, Ventzke, Dos Santos, Koçak, Jennequin ve Gonthier-Maurin, 1999; Pakdil, Çam, Koçak ve Erim, 2011). Aynı şekilde, SKK ile birleştirilmiş AA5083 alaşımı levhaların rekristalizasyona uğramış kaynak bölgesinin baz malzemeye göre daha düşük sertlik değerlerine ve daha düşük akma sınırına sahip olduğu ve çekme deneyi sırasında plastik şekil değişiminin neredeyse tamamının bu bölgede gerçekleştiği de rapor edilmiştir (Peel ve ark., 2003).



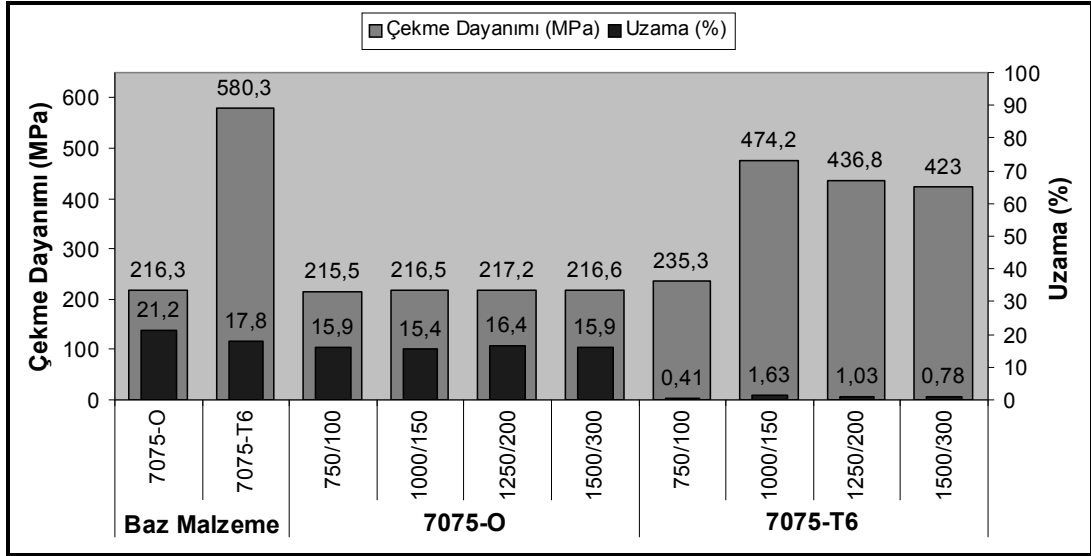
Şekil 5.15 6061-T6 Al-alaşımı levhalardan elde edilmiş numunelerin çekme deneyi sonuçları.

Tablo 5.2, 7075-O ve 7075-T6 levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan tüm numunelerin yapılan çekme deneyi sonucunda ölçülen çekme dayanımı ve % uzama değerlerinin toplu sonucunu göstermektedir. Ayrıca her bir kaynaklı parça için hesaplanan ortalama değerler ile kaynak performansı da tablodan okunabilir. Bunun yanında her bir kaynaklı parçaya ait ortalama değerler Şekil 5.16'da sütun grafik halinde de verilmiştir.

Tablo 5.2 7075 Al-alaşımı levhalardan çıkarılan tüm numunelerin çekme testi sonuçları.

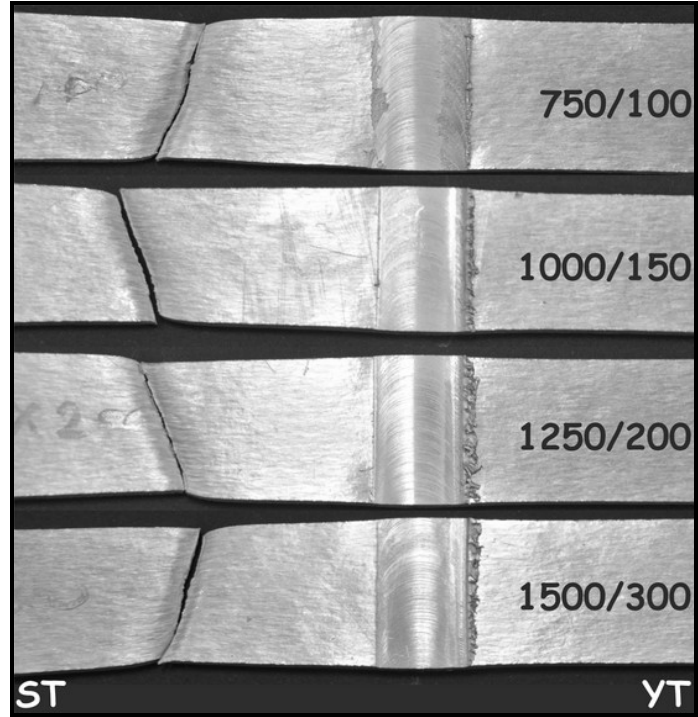
Numune	Çekme Dayanımı, $R_m$ (MPa) Uzama (%)												
	7075-O						7075-T6						
	1	2	3	4	Ort. <sup>a</sup>	KP (%) <sup>b</sup>	1	2	3	4	Ort. <sup>a</sup>	KP (%) <sup>b</sup>	
<b>Baz Malzeme</b>	---	---	---	---	<b>216,3</b> <b>21,2</b>	---	---	---	---	---	---	<b>580,3</b> <b>17,8</b>	---
<b>750/100</b>	215,5 15	216,1 16,8	215,4 14,9	215,1 16,9	<b>215,5</b> <b>15,9</b>	<b>99,6</b> <b>75</b>	236,2 0,38	235,4 0,4	252,4 0,46	217 0,38	<b>235,3</b> <b>0,41</b>	<b>40,5</b> <b>2,3</b>	
<b>1000/150</b>	216 14,6	216,6 16	217,1 16,45	216,4 14,4	<b>216,5</b> <b>15,4</b>	<b>100,1</b> <b>72,6</b>	489,9 2,13	470,4 1,54	466,7 1,45	469,7 1,41	<b>474,2</b> <b>1,63</b>	<b>81,7</b> <b>9,2</b>	
<b>1250/200</b>	217,9 17,7	217,5 16,2	217,1 14,75	216,4 16,9	<b>217,2</b> <b>16,4</b>	<b>100,4</b> <b>77,4</b>	437,1 1,02	436,4 1,14	444,4 1,05	429,1 0,91	<b>436,8</b> <b>1,03</b>	<b>75,3</b> <b>5,8</b>	
<b>1500/300</b>	216,4 17	215,8 16	216,9 15	217,1 15,5	<b>216,6</b> <b>15,9</b>	<b>100,1</b> <b>75</b>	382,7 0,7	441,3 0,84	430 0,75	437,7 0,83	<b>423</b> <b>0,78</b>	<b>72,9</b> <b>4,4</b>	

<sup>a</sup> Ortalama değerler, <sup>b</sup> Kaynak performansı değerleri: (Numuneye ait ortalama çekme dayanımı / Baz malzeme ortalama çekme dayanımı)\*100.

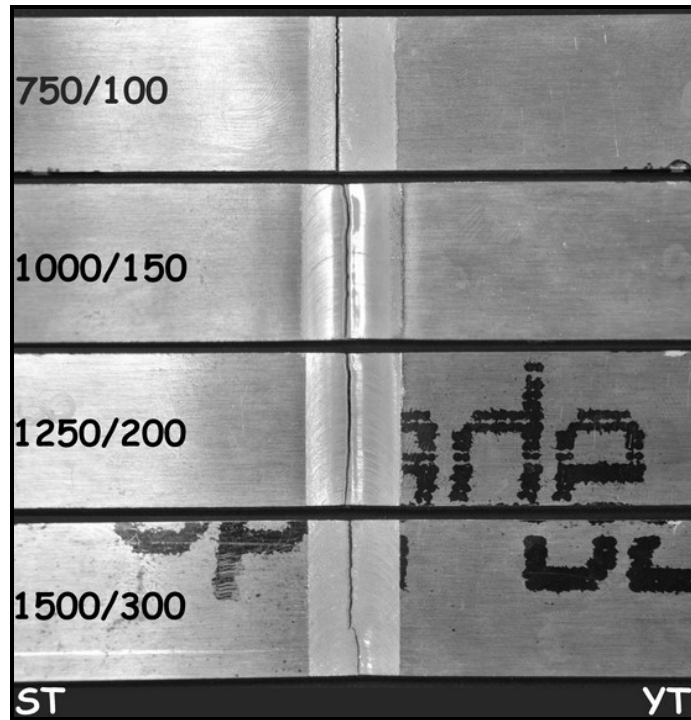


Şekil 5.16 7075 Al-alışımı levhaların çekme deneyi sonuçlarının ortalama değerleri.

7075-O levhaların kaynağında kullanılan tüm kaynak parametrelerinde, kopmalar kaynak bölgesinin uzağında baz malzemeden gerçekleşmiştir (Şekil 5.17). Numunelerin kaynak bölgesinden değil de baz malzemeden kopmasının nedeni, mikrosertlik ölçümleri ile tespit edilmiş olan kaynak bölgesindeki sertlik artışıdır. Bu durum kaynak bölgesindeki mukavemetin baz malzeme mukavemetinin (216 MPa) üstüne çıkmasını sağlamıştır. Dolayısıyla farklı parametrelerle elde edilen tüm 7075-O birleştirmelerin mukavemet performansları %100 civarındadır. Bu sonuçlar 7075-O Al-alışımı levhaların SKK ile geniş bir kaynak parametresi aralığında kolaylıkla kaynak edilebileceğini göstermektedir. 7075-O Al-alışımı levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numuneler baz malzemeden kopmuş olmalarına rağmen, % uzamaları (yaklaşık %16) baz malzeme % uzamasının (% 21,2) altında kalmıştır. Bu durum da yine kaynak bölgesindeki sertlik artışından dolayıdır. Şekil 5.12'den görüleceği üzere yaklaşık 15 mm olan kaynak bölgesi, çekme deneyi esnasında yüksek mukavemet değerinden dolayı elastik bölgede kalmakta (plastik şekil değişimi sadece kaynak bölgesi dışındaki baz malzeme gerçekleşmektedir), dolayısıyla toplam numune uzamasına katkısı olmamaktadır. 6061-O Al-alışımı levhalara benzer olan bu sonuçlar, kaynak bölgesinde mukavemet değeri baz levhadan daha yüksek olan lazer kaynaklı çeliklerde de rapor edilmiştir (Çam, Erim ve ark., 1999; Çam, Yeni ve ark., 1998).



Şekil 5.17 7075-O Al-alaşımı levhalardan elde edilmiş numunelerin çekme deneyi sonuçları.



Şekil 5.18 7075-T6 Al-alaşımı levhalardan elde edilmiş numunelerin çekme deneyi sonuçları.

7075-T6 kaynaklı levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelerde ise 7075-O levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelere göre tersi bir eğilim söz konusu olup bu numuneler istisnasız bir şekilde kaynak bölgesinden kopmuştur (Şekil 5.18). Bu durumun oluşmasında 750/100, 1250/200 ve 1500/300 numunelerde var olan kaynak hataları etkin bir rol oynamaktadır (Şekil 5.9). Ancak herhangi bir kaynak hatası içermeyen 1000/150 numunesi de kaynak bölgesinden kopmuştur. Bu durumda kaynaklı levhaların kaynak bölgesinden kopmasının bir sebebinin de, 6061-T6 levhalardan elde edilen kaynaklı parçalarda olduğu gibi, kaynak bölgesinde baz malzemeye göre bir sertlik düşüşünün söz konusu olması olduğu anlaşılmaktadır. Bu levhalarda en yüksek çekme dayanımı değerini (474,2 MPa) 1000/150 numunesi vermiştir (kaynak performansı yaklaşık %82). 7075-T6 levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelerin % uzama değerleri baz malzeme % uzamasının çok altında kalmıştır. %1.6 ile en yüksek % uzama değerini veren 1000/150 numunesinde bile baz malzeme % uzamasının onda biri oranında bir uzama değerine ulaşılabilmektedir. Bu durum, 6061-T6 levhalarda da olduğu gibi kaynak bölgesinde sertlik düşüşü meydana gelmiş olmasından ötürüdür. Çekme numunesi ölçü uzunluğu olarak 100 mm alınmıştır ve numunelerin % uzamaları bu ilk boya göre hesaplanmıştır. Oysa bu numunelerde plastik şekil değiştiren kısım sertlik düşüşünün söz konusu olduğu ve Şekil 5.12'dan görülebileceği üzere genişliği yaklaşık 30 mm olan kaynak bölgesidir. Yaşlandırma sertleştirilmesi yapılmış olan Al-alaşımlarında söz konusu olan bu durum, lazer ve elektron hüzmesi kaynaklı Al-alaşımları üzerine yapmış oldukları çalışmalarda da rapor edilmiştir (Çam ve Koçak, 2007; Çam, Ventzke, Dos Santos ve Koçak, 2000; Çam, Ventzke, Dos Santos, Koçak, Jennequin ve Gonthier-Maurin, 1999; Pakdil ve ark., 2011). Aynı şekilde, SKK ile birleştirilmiş AA5083 alaşımı levhaların rekristalizasyona uğramış kaynak bölgesinin baz malzemeye göre daha düşük sertlik değerlerine ve daha düşük akma sınırına sahip olduğu ve çekme deneyi sırasında plastik şekil değişiminin neredeyse tamamının bu bölgede gerçekleştiği de rapor edilmiştir (Peel ve ark., 2003).

#### ***5.1.4 Parametrik Çalışma Sonuçları ve Malzeme Türüne Göre Optimum Kaynak Parametrelerinin Tayini***

Gerek 6061, gerekse 7075 Al-alaşımı levhalar hem O-temper durumunda hem de T6-temper durumunda SKK yöntemiyle başarılı bir şekilde birleştirilebilmektedir. Bununla beraber, kaynak edilecek olan Al-alaşımı levhaların T6-temper şartında olması halinde uygun olmayan kaynak parametreleri ile kaynak yapılması halinde kaynak hataları söz konusu olmaktadır.

O-temper şartında kaynak yapılması durumunda kaynak bölgesinde bir sertlik artışı söz konusu olmaktadır. Bunun yanında, T6- temper şartında kaynak yapılması durumunda, yaşlandırma sertleştirilmesi yapılmış Al-alaşımının ergitme kaynak yöntemleri ile kaynak edilmesi durumunda söz konusu olan sertlik kaybı kadar yüksek düzeyde olmasa da, kaynak prosesi sırasındaki ısı girdisinin etkisi ile aşırı yaşlanma durumunun ortaya çıkmasından ötürü bir sertlik kaybı söz konusu olmaktadır.

O-temper şartında kaynak edilen levhalardan çıkarılan numunelerin tümü, kaynak bölgesindeki sertlik artışına bağlı olarak kaynak bölgesinden uzakta, baz malzemededen kopmaktadır. Dolayısıyla O-temper şartında kaynak edilen levhaların kaynak performansı, baz malzemededen kopmalarından ötürü yaklaşık olarak %100 olmaktadır.

T6-temper şartında kaynak edilen levhalardan çıkarılan numunelerin tümü, kaynak bölgesindeki sertlik kaybı ve bazı numunelerde söz konusu olan kaynak hatası nedeniyle kaynak bölgesinden kopmaktadır. Bu nedenle bu numunelerin kaynak performansı baz malzeme kaynak performansının altında kalmaktadır. 6061-T6 levhalarda en iyi kaynak performansını (~% 75), 1500 min<sup>-1</sup> dönme hızı ve 400 mm/min ilerleme hızı kullanılarak elde edilen birleştirme (1500/400) vermiştir. 7075-T6 levhalardaki en iyi kaynak performansını (~% 82) ise, 1000 min<sup>-1</sup> dönme hızı ve 150 mm/min ilerleme hızı kullanılarak elde edilen birleştirme (1000/150) vermiştir.

Özetle, kaynak edilecek olan levhaların O-temper şartında olması halinde T6-temper şartında olma durumlarına göre daha geniş kaynak parametre yelpazesi kullanılabilir. T6-temper şartında olan levhaların kaynak edilmeleri durumunda kaynak parametreleri yüksek mukavemetli kaynak elde edilebilmesi açısından önemli bir rol oynamaktadır. Ayrıca O-temper şartında kaynak edilerek elde edilen birleştirmeler baz malzemedan kopmakta iken, T6-temper şartında kaynak yapılması durumunda kaynak bölgesindeki mukavemet kaybının önüne geçilememekte, kaynak bölgesinin mukavemeti baz malzeme mukavemetinin altında kalmakta ve çekme deneyi sırasındaki kopmalar kaynak bölgesinden gerçekleşmektedir. 6061-T6 levhalarda en iyi kaynak, 1500 min<sup>-1</sup> dönme hızı ve 400 mm/min ilerleme hızı ile elde edilmişken, 7075-T6 levhalarda en iyi 1000 min<sup>-1</sup> dönme hızı ve 150 mm/min ilerleme hızı ile elde edilmiştir.

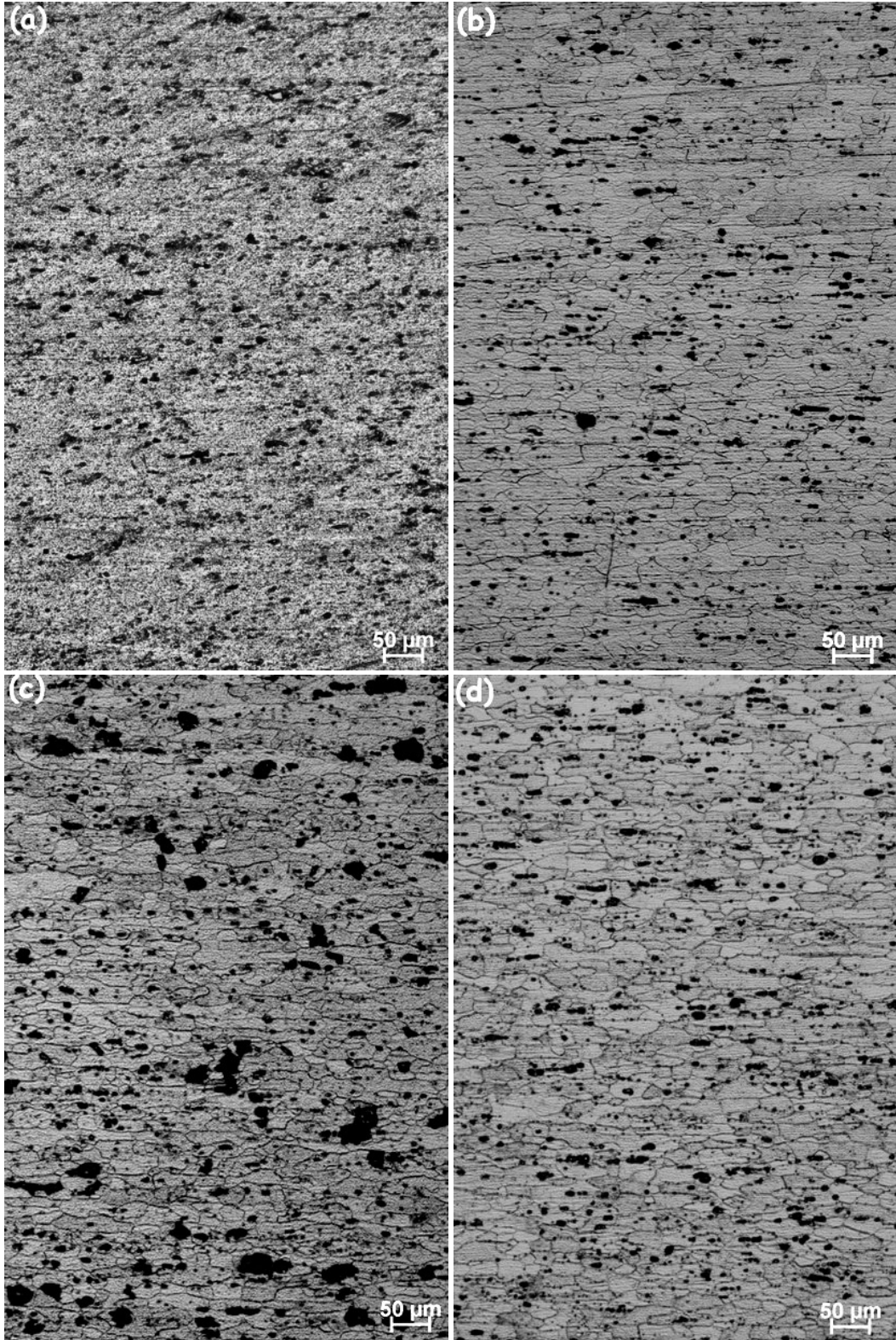
Yukarıdaki bulgular ışığında, optimum kaynak parametreleri olarak hem O-temper hem de T6-temper şartındaki levhalarda geçerli olmak üzere; 6061 Al-alışımı levhalar için 1500 min<sup>-1</sup> dönme hızı ve 400 mm/min ilerleme hızı, 7075 Al-alışımı levhalar içinse 1000 min<sup>-1</sup> dönme hızı ve 150 mm/min ilerleme hızı belirlenmiştir. Çalışma bu optimum parametre setleri üzerinden yürütülecek ve elde edilecek olan kaynaklı levhalar üzerinde ısıl işlem etkisi araştırılacaktır.

## **5.2 Optimum Parametrelerle Kaynak İşlemi ve Kaynak Sonrası Isıl İşlem Etkisini Belirleme Çalışması**

### **5.2.1 İçyapı Karakterizasyonu**

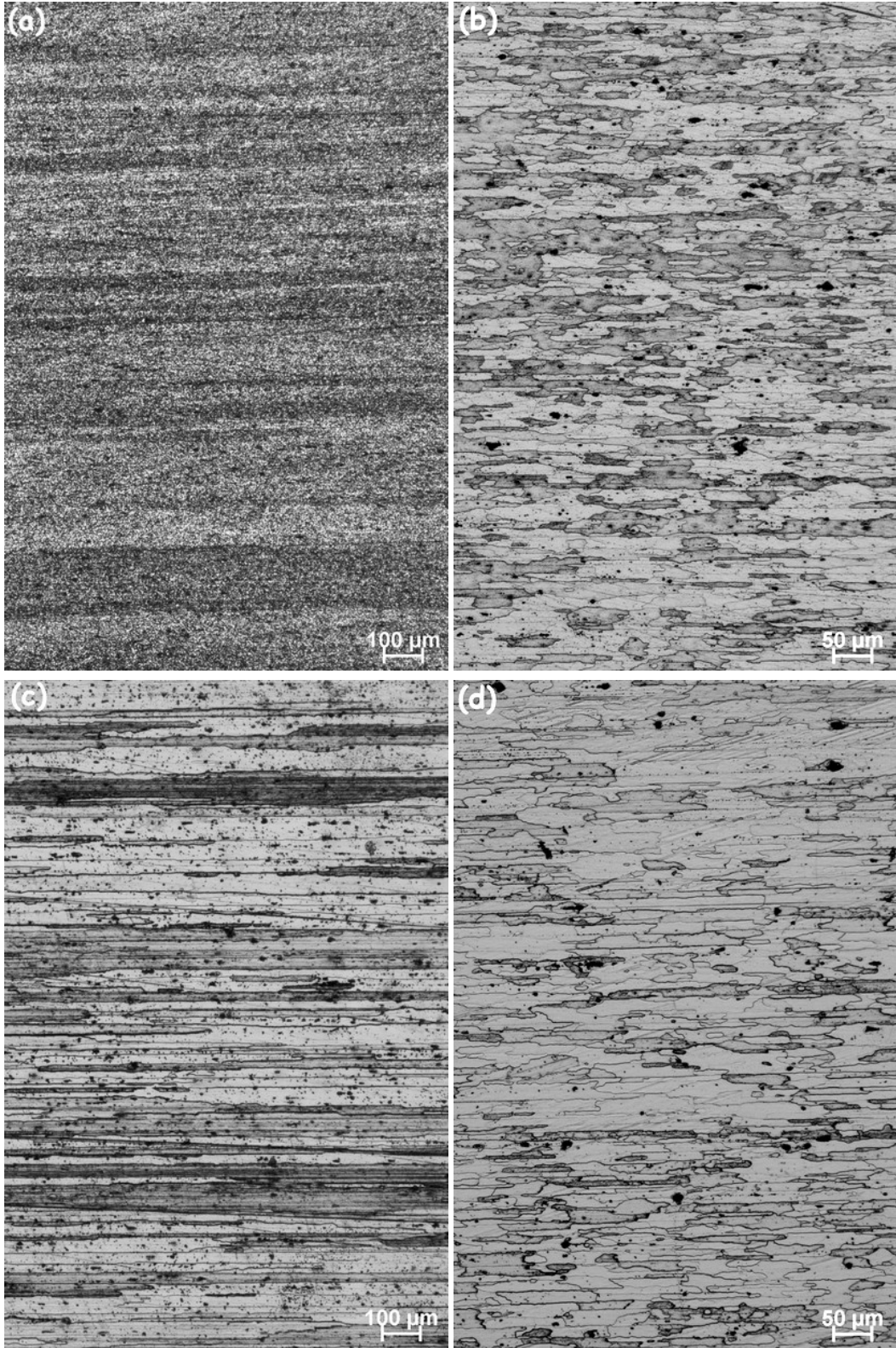
#### *5.2.1.1 Baz Malzemeler*

Şekil 5.19 ve 5.20, çalışmada kullanılan baz malzemelerin temin edildikleri haldeki ve aynı levhaların ısıl işleme tabi tutulmuş haldeki mikroyapılarını göstermektedir. Baz malzemelere uygulanan ısıl işlem şartları, kaynaklı levhalara uygulanan ısıl işlem şartlarıyla tümüyle aynıdır.



Şekil 5.19 Çalışmada kullanılan 6061 Al-alışımı baz malzemelerin temin edildikleri haldeki ve ısıtılma tabi tutulmuş oldukları haldeki mikroyapıları: (a) 6061-O, (b) 6061-T6, (c) Isıl işleme tabi tutulmuş 6061-O (6061-O-HT), (d) Isıl işleme tabi tutulmuş 6061-T6 (6061-T6-HT).





Şekil 5.20 Çalışmada kullanılan 7075 Al-alışımlı baz malzemelerin temin edildikleri haldeki ve ısıtılma tabii tutulmuş oldukları haldeki mikroyapıları: (a) 7075-O, (b) 7075-T6, (c) Isıtılma tabii tutulmuş 7075-O (7075-O-HT), (d) Isıtılma tabii tutulmuş 7075-T6 (7075-T6-HT).

Şekil 5.19’da çalışmada kullanılan 6061-O ve 6061-T6 Al-alaşımı baz malzemelerin mikroyapıları görülmektedir. 6061-O levhanın mikroyapısında belirgin bir tane yapısı gözlemlenmezken diğer üç levhanın mikroyapısı yaklaşık olarak 50 µm uzunluğunda tanelerden oluşmaktadır. 6061-O Al-alaşımı levhanın mikroyapısında (Şekil 5.19a) büyük ve yuvarlak Mg<sub>2</sub>Si partikülleri gözlemlenirken, yaşlandırma sertleştirme yapılmış Al-alaşımı levhaların (6061-T6) mikroyapısı (Şekil 5.19b, c ve d) bu partiküllerin yanı sıra harf-görünümlü Fe<sub>3</sub>SiAl<sub>12</sub> ve alüminyum matrisi içinde düzgün bir şekilde dağılmış Mg<sub>2</sub>Si çökeltilerinden oluşmaktadır (Vander Vort, 2006). 6061-O ve 6061-T6 levhalara uygulanan ısıl işlem sonrası elde edilen mikroyapı (Şekil 5.19c ve d) ile 6061-T6 Al-alaşımı levhanın mikroyapısının (Şekil 5.19b) benzer olması beklenir. Bu benzerlik 6061-T6 levhalara uygulanan ısıl işlem sonrasında sağlanmışken, 6061-O levhalara uygulanan ısıl işlem sonrası elde edilen mikroyapıdaki Mg<sub>2</sub>Si partiküllerinin gerek 6061-T6 levhanın mikroyapısındakinden gerekse 6061-T6 levhalara uygulanan ısıl işlem sonrasında elde edilen mikroyapıdakinden çok daha iri oldukları dikkat çekmektedir. Bu durum O-temper şartındaki 6061 Al-alaşımı levhalar ile T6 temper şartındaki Al-alaşımı levhalara uygulanan ısıl işlem şartlarının farklı olması gerektiğini göstermektedir. 6061-T6 levhalara uygulanan ısıl işlem sonrası elde edilen mikroyapıdaki büyük ve yuvarlak Mg<sub>2</sub>Si partikülleri de 6061-T6 levhaların mikroyapısındakilerle kıyaslandığında nispeten daha iri ve sayıca fazla olarak görülmektedirler. Ayrıca, yaşlandırma sertleştirme yapılmış olan levhaların mikroyapısında, alüminyum matris içindeki sertleştirici partiküller verilen çözünürlükteki optik mikroskop görüntülerinde görülmemektedir.

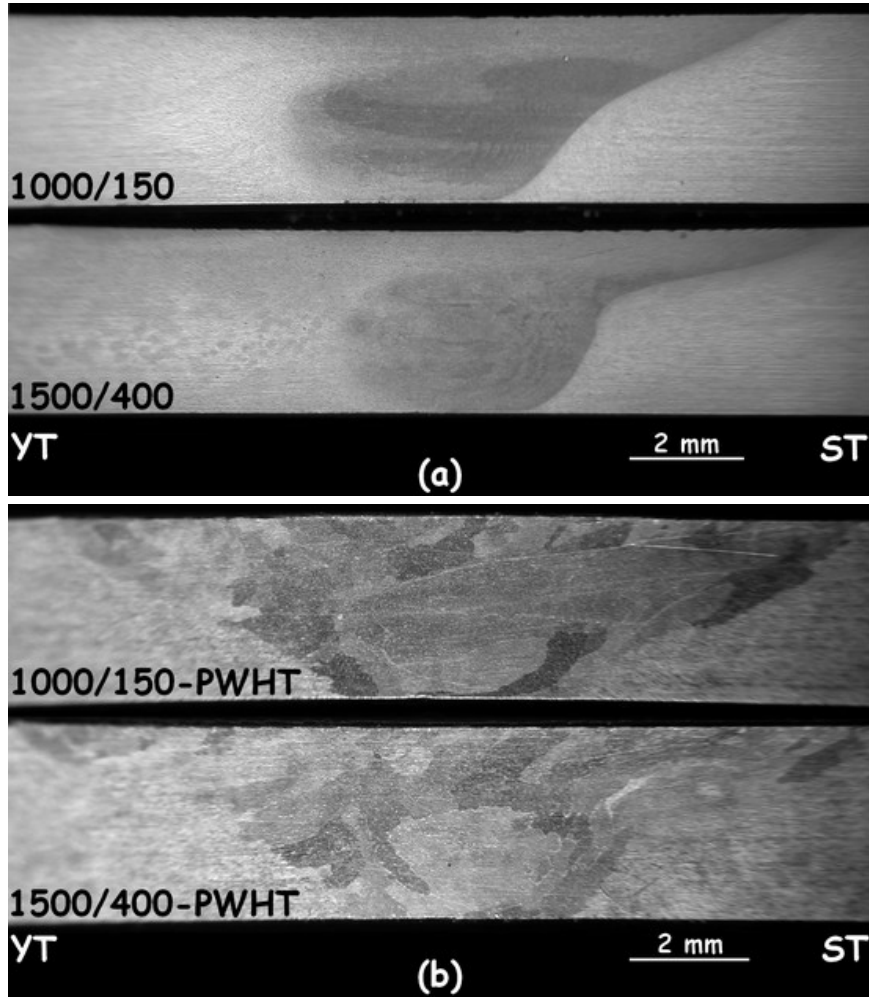
Şekil 5.20’de ise 7075 Al-alaşımı levhaların mikroyapısı görülmektedir. 7075-O Al-alaşımı baz malzemenin mikroyapısındaki oldukça uzun tanelerin varlığı bu levhalarda oldukça şiddetli bir haddeleme işleminin yapılmış olduğunu göstermektedir (Şekil 5.20a). Aynı şekilde, bu levhalara yapılmış olan yaşlandırma işlemi sonrasındaki mikroyapı üzerinde oldukça uzun taneler daha net bir şekilde görülebilmektedir (Şekil 5.20c). 7075-T6 Al-alaşımı levhanın mikroyapısı incelendiğinde de hadde yönünde uzamış taneler gözlemlenirken bu tanelerin uzunluğu 7075-O Al-alaşımındaki tanelerin uzunluğundan oldukça kısadır. Buradan

da bu levhalara uygulanan haddelemenin 7075-O Al-alaşımı levhalara uygulanan haddeleme mertebesinin altında olduğu anlaşılmaktadır. Yaşlandırma sertleştirme yapılmış olan levhaların mikroyapısında, alüminyum matris içindeki sertleştirici partiküller verilen çözünürlükteki optik mikroskop görüntülerinde görülmemekle beraber  $MgZn_2$ 'dir (Vander Vort, 2006).

### 5.2.1.2 AA6061 Al-Alaşımı Kaynaklı Levhalar

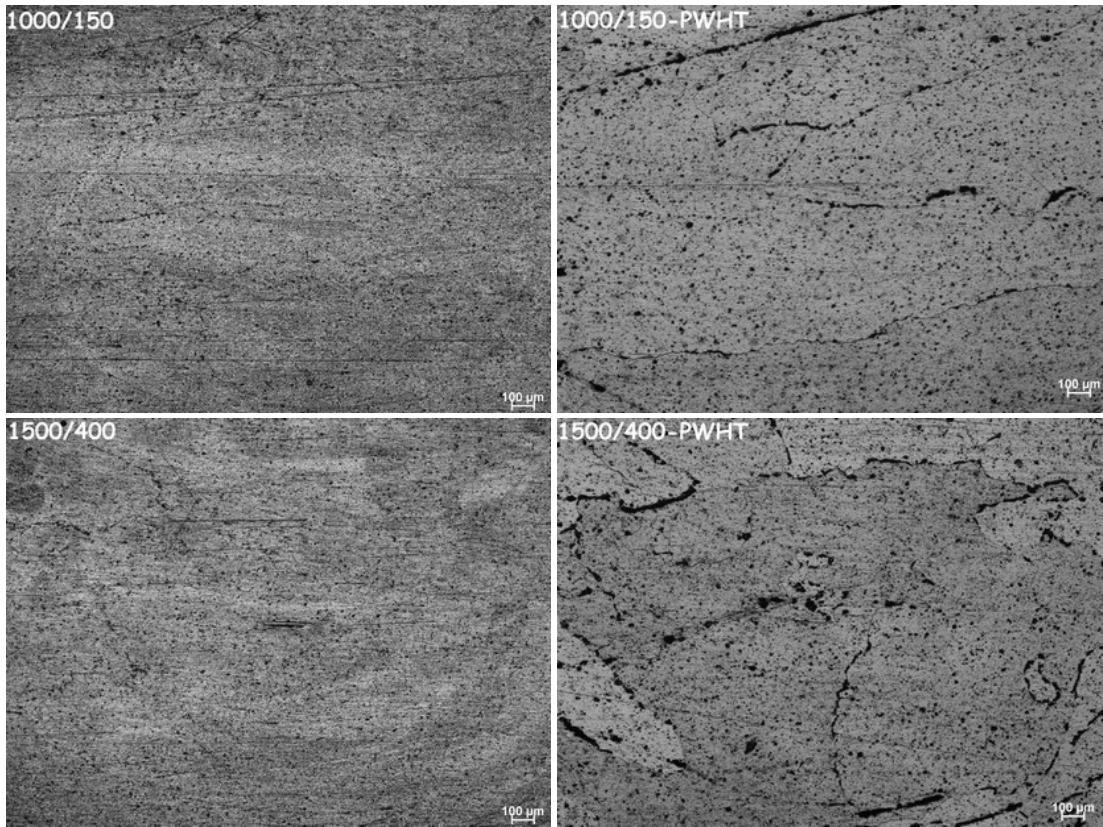
#### 5.2.1.2.1 AA6061-O Al-Alaşımı Levhalardan Elde Edilen Kaynaklı Bağlantılar.

6061-O Al-alaşımı levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelerin kaynak kesitleri Şekil 5.21'de, bu numunelerin DKB'leri Şekil 5.22'de ve bu bölgedeki tane yapısı ise Şekil 5.23 ve 5.24'de verilmiştir.

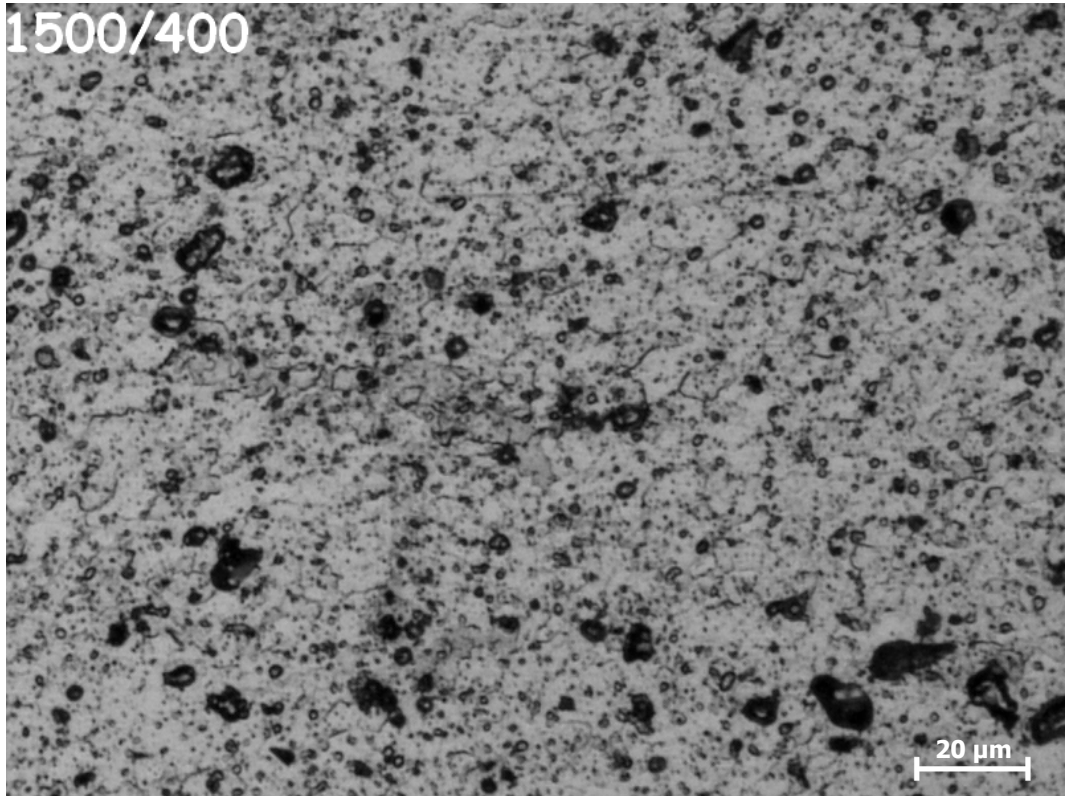
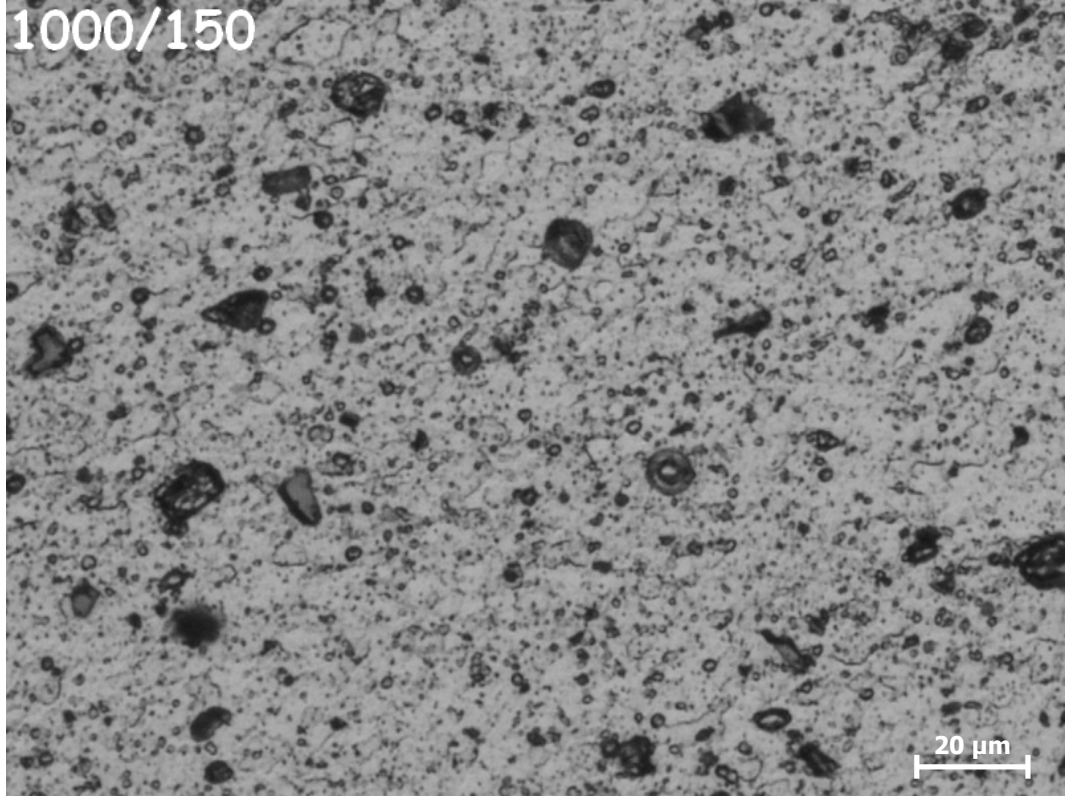


Şekil 5.21 6061-O Al-alaşımı levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelerin kaynak kesiti görüntüleri : (a) kaynak sonrası ısıtılmış numuneler, (b) kaynak sonrası ısıtılmış numuneler.

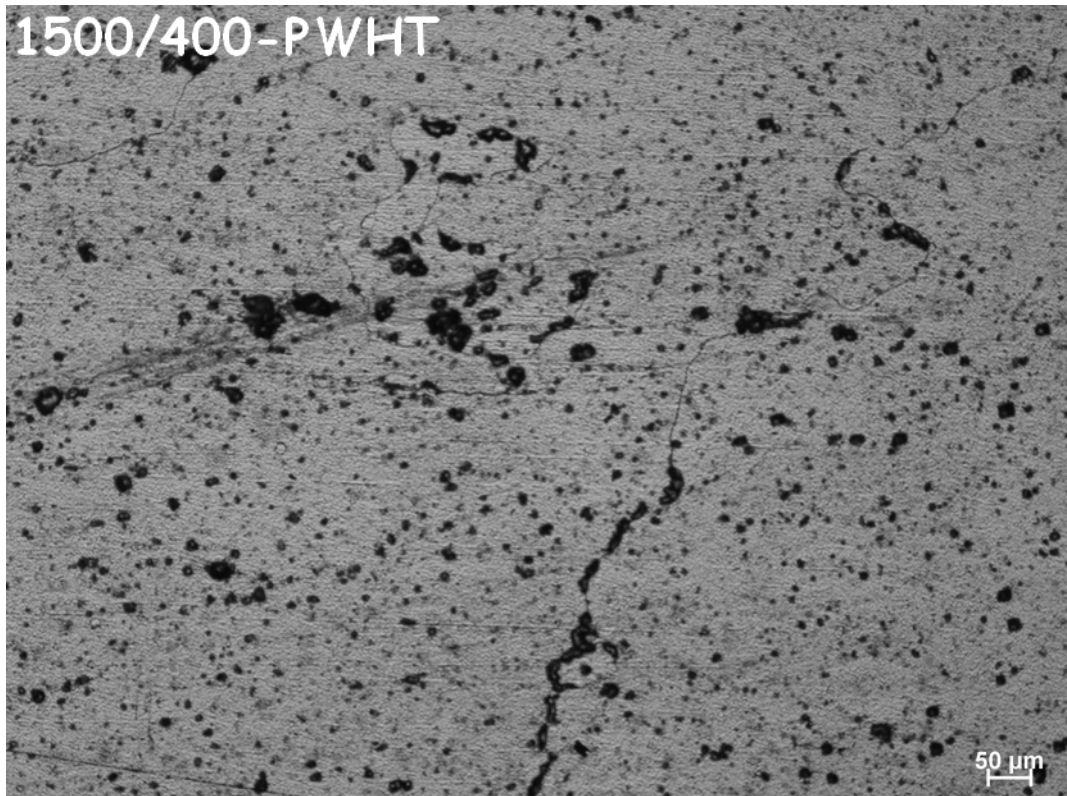
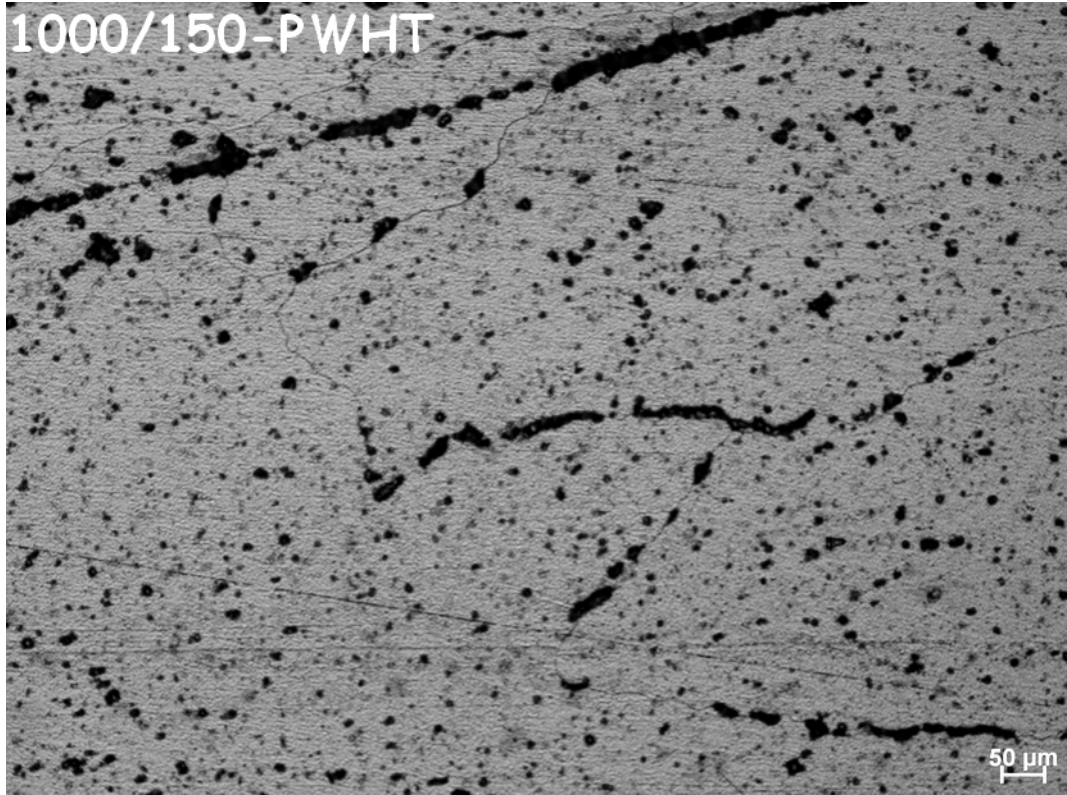
Kaynak sonrası ısıl işlem görmemiş numunelerin kaynak kesitleri incelendiğinde her iki numunede de herhangi bir kaynak hatası olmadığı görülmektedir (Şekil 5.21a, Şekil 5.22). Ayrıca bu numunelerde (1000/150 ve 1500/400) kaynak sırasındaki ısı girdisinin ve kaynak işlemi sonrasındaki doğal yaşlanma sürecinin etkisi ile DKB'de homojen bir şekilde dağılmış çökelti partiküllerinin teşekkülü söz konusu olmuştur (Şekil 5.22, Şekil 5.23). Şekil 5.23 üzerinden görülebileceği üzere SKK prosesi sırasında DKB'de oluşan şiddetli plastik deformasyon ve yeniden kristalleşme neticesinde bu bölgede ince taneli bir yapı ( $10\ \mu\text{m}$ 'nin altında) meydana gelmiştir. Ayrıca yine aynı şekil üzerinden takip edilebileceği üzere 6061-O baz malzemedeki büyük ve yuvarlak partiküller ( $\text{Mg}_2\text{Si}$ ) az bir miktarda da olsa mevcudiyetlerini bu bölgede de sürdürmüşler ancak bu partiküllere ek olarak ince taneli yapının taneleri içinde homojen bir şekilde dağılmış ince partiküller de meydana gelmiştir.



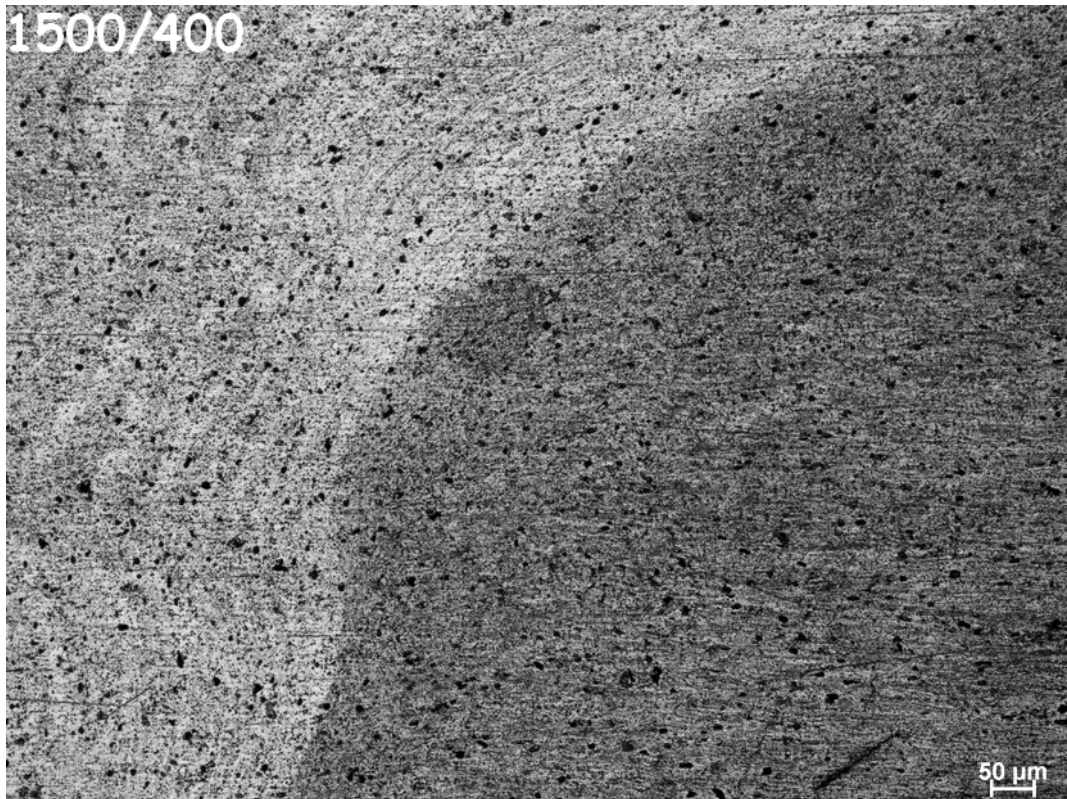
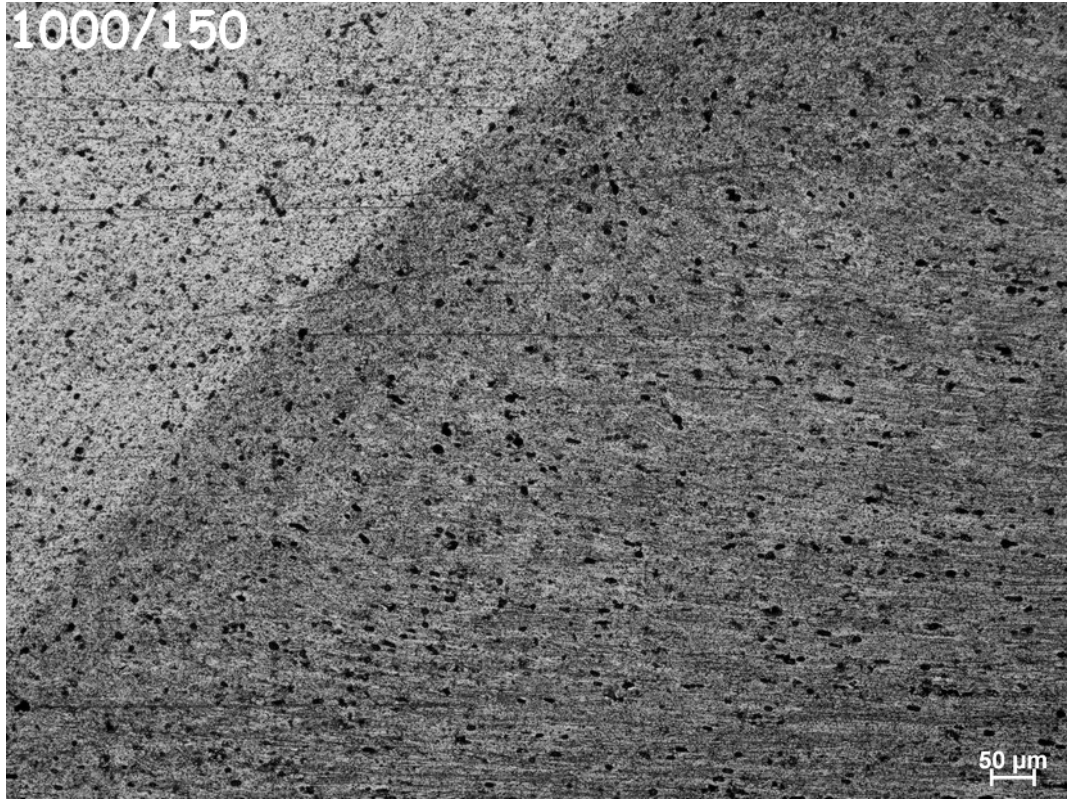
Şekil 5.22 6061-O Al-alaşımı levhalardan elde edilen kaynaklı numunelerin DKB'leri.



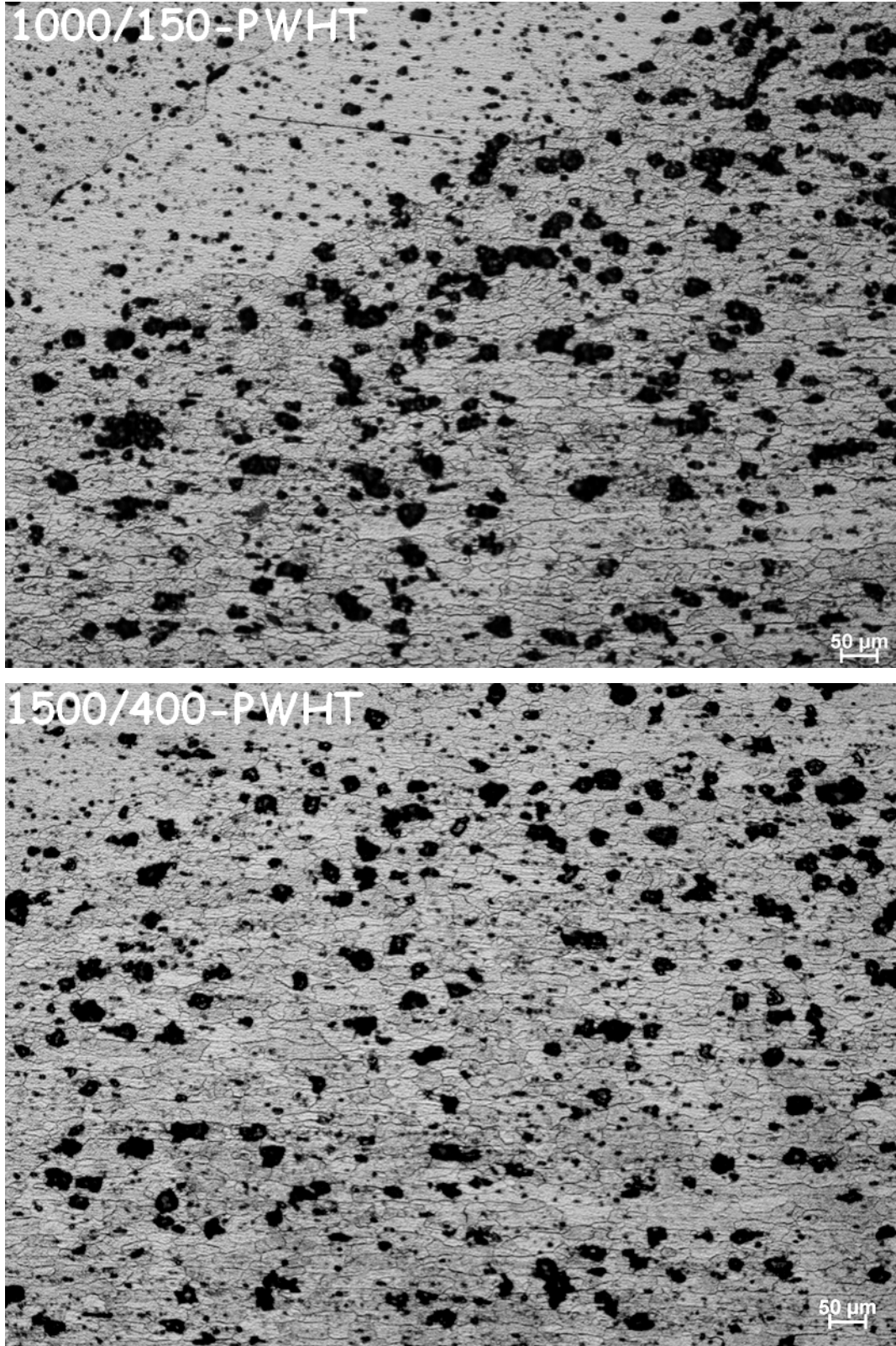
Şekil 5.23 6061-O Al-alışımı levhalardan elde edilen kaynaklı numunelerin DKB'lerine ait detaylı görüntüler.



Şekil 5.24 6061-O Al-alışımı levhalardan elde edilerek kaynak sonrası ısıtılma tabi tutulmuş numunelerin DKB'lerine ait detaylı görüntüleri.



Şekil 5.25 6061-O Al-alışımı levhalardan elde edilen kaynaklı numunelerin süpürme tarafına ait mikroyapı görüntüsü.



Şekil 5.26 6061-O Al-alaşımı levhalardan elde edilerek kaynak sonrasında ısıtılma tabii tutulan kaynaklı numunelerin süpürme tarafına ait mikroyapı görüntüsü.



Aynı numunelerin kaynak sonrası ısıtma işlemi görmüş hallerini (1000/150-PWHT ve 1500/400-PWHT) göstermekte olan Şekil 5.21b'den görüleceği üzere ise bu numunelerin karıştırma bölgelerinde (DKB ve TMEB) ısıtma işlemi sürecinde yeniden kristalleşme ve bunun neticesinde aşırı tane büyümesi (ATB) söz konusu olmuştur. Her iki numunede de bu bölgeler ısıtma işlemi sürecinde yeniden kristalleşmiş ve bölgenin tümünde ATB meydana gelmiştir. Bu durum Şekil 5.22 ve 5.24 üzerinden de takip edilebilir. Ayrıca bu numunelere uygulanan yapay yaşlandırma işlemi neticesinde bu bölgelerde homojen bir şekilde dağılmış ince sertleştirici çökeltiler meydana gelmiştir. Bu numunelerdeki bir diğer durum ise kaba çökeltilerin ATB'nin söz konusu olmuş olduğu tane sınırlarına çökmesi ve tane sınırları boyunca sıralanmasıdır (Şekil 5.22 ve 5.24).

SKK prosesi sırasında özellikle DKB'de yüksek derecede plastik deformasyon durumu söz konusudur ve kaynak işlemi malzemelerin plastik olarak deforme edilmesi esasına dayanmaktadır (Çam, 2011; Mishra ve Mahoney, 2007; Reynolds, 2003). Metallerin deformasyonu sırasında yapılan işin çoğu ısı olarak açığa çıkmakla beraber bu işin çok küçük de olsa (yaklaşık olarak %1'lik) bir kısmı malzemede depolanmış enerji olarak tutulmaktadır. Depolanan bu enerji miktarı artan gerinim (plastik deformasyon) ile artmaktadır. Çok kristalli metallerin taneleri, plastik deformasyon sırasında şekillerini değiştirirler ve bunun bir sonucu olarak toplam tane sınırı alanları artar. Bu artış ile beraber depolanan enerji de artar ve depolanan bu enerji şekil değiştiren malzeme ince taneli yapıya sahip ise (deformasyon öncesi) ve yüksek gerinim durumlarında daha fazladır. Depolanan bu enerjinin heterojen bir şekilde yayılmış olması yeniden kristalleşme esnasındaki çekirdeklenmeyi etkiler ve bu heterojenliğin yüksek düzeylerde olması yeni tanelerin büyümesine neden olur. Yeniden kristalleşme sonrasında alttane (subgrain) kabalaşması ve tane büyümesinin nedeni, malzemelerin toplam tane sınırı alanını, dolayısıyla depolanan enerji miktarını, azaltma eğiliminde olmalarıdır (Humphreys ve Hatherly, 2004).

Yeniden kristalleşme sonucu dislokasyonlar ortadan kalksa da malzeme termodinamik olarak stabil olmayan (kararsız) tane sınırları içerir. Bundan sonra yapılacak yumuşatma tavlama küçük tanelerin elimine edilmesi ve büyük tanelerin büyümesi sonucunda tane sınırlarının düşük enerji düzeyine erişmesi ile sonuçlanır.

Bazı durumlarda bu normal tane irileşmesi, az miktarda tanenin aşırı derecede irileşmesi ile sonuçlanabilir ve bu durum aşırı tane büyümesi (ATB) olarak bilinir. Bu irileşme sürecinde tetikleyici kuvvet, tane sınırlarının tane içlerindeki uyumlu partikülleri aşarak ilerlemesi veya onları çözündürmesi için yetersiz kalırsa bu partiküller uyumsuz partiküller olarak tane sınırlarına çökelirler. Bu partiküllerin tane sınırlarındaki eğrilik yarıçaplarının artması kabalaşmalarına neden olur ve bu durum da tane sınırlarının kilitlenmesini artırır (Humphreys ve Hatherly, 2004).

Bu doğrultuda, SKK yapılmış olan levhaların karıştırma bölgesi ve özellikle yüksek deformasyonun söz konusu olduğu DKB'si, bu levhaların kaynak işlemi sonrasında ısıl işleme tabi tutulmaları durumunda meydana gelecek olan yeniden kristalleşme sürecinde ATB durumunun söz konusu olması potansiyeline sahip olduğu ortaya çıkmaktadır.

Attallah ve Salem (2005) SKK ile birleştirilmiş 2095 Al-alışı levhalar üzerine yapmış oldukları çalışmada da, levhaların kaynak sonrasında ısıl işleme tutulmaları durumunda ATB durumunun söz konusu olduğunu ve bu durumun kullanılan kaynak parametreleri ile ilintili olduğunu tespit etmişlerdir. Kaynak işlemi sırasında düşük devir ve yüksek ilerleme hızı kullanmaları durumunda, kaynak sonrasında ısıl işlem sürecinde ATB oluşumunun ortaya çıkma ihtimalinin arttığını ve yapının çekme dayanımı üzerinde olumsuz bir etki yaptığını belirtmişlerdir. ATB'nin mekanik özellikler üzerindeki etkisi ileriki başlıklarda tartışılacaktır.

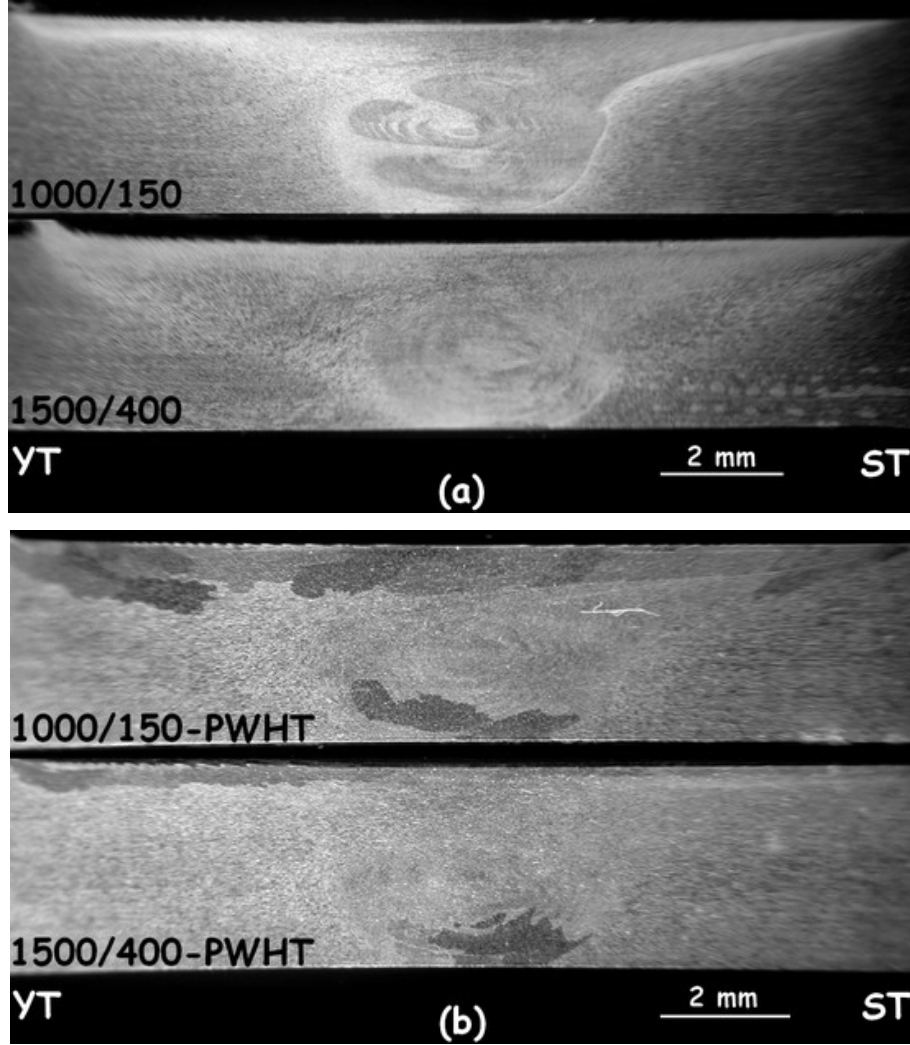
Şekil 5.25 kaynak sonrası ısıl işlem görmemiş, Şekil 5.26 ise kaynak sonrası ısıl işlem görmüş numunelerin süpürme taraflarına (ST) ait mikroyapılarını içermektedir. Kaynak sonrası ısıl işlem görmemiş numunelerde, DKB ile TMEB arasındaki belirgin geçiş ve kaynak bölgesinde çökelmiş olan ince partiküller gözlemlenebilmektedir. Kaynak sonrası ısıl işlem görmüş numunelerde ise IEB'deki partiküllerin, ısıl işlem görmüş 6061-O baz malzemedeki olduğu gibi irileştiği, 1000/150-PWHT numunesinde IEB'deki bulunma yoğunluklarının daha fazla olduğu ve bir kümelenme durumunun söz konusu olduğu gözlemlenebilmektedir. Bu kümelenme durumunu, Lim ve ark. (2004, 2005) SKK sırasında batıcı ucun dönme

hareketinden dolayı sertleştirici partiküllerin DKB dışında belli mesafelere itilerek kümelenmesine bağlamışlardır.

#### 5.2.1.2.2 AA6061-T6 Al-Alaşımı Levhalardan Elde Edilen Kaynaklı Bağlantılar.

6061-T6 levhalardan elde edilmiş olan kaynaklı bağlantılardan çıkarılan numunelerin kaynak kesitleri incelendiğinde bu numunelerin de herhangi bir kaynak hatası içermedikleri anlaşılmaktadır. Aynı kaynaklı numunelerin kaynak sonrası ısıl işlem görmüş hallerinin kaynak kesitleri incelendiğinde ise, 6061-O Al-alaşımı levhalarda olduğu gibi ATB oluşumu dikkat çekmektedir. Ancak bu levhalardaki ATB oluşumu 6061-O Al-alaşımı levhalardan farklı olarak karıştırma bölgesinin tümünde değil sadece DKB'nin alt ve üst kısımlarında söz konusu olmuştur. Ayrıca 1000/150-PWHT numunesindeki ATB oluşumu, 1500/400-PWHT numunesine göre daha geniş bir bölgede meydana gelmiştir. 1500/400-PWHT numunesindeki ATB oluşumu DKB'nin üst kısmında ince bir hatta ve alt yüzeyde dar bir bölgede sınırlı kalmıştır (Şekil 5.27 ve 5.28). Bu durumda 6061-T6 levhalarda, Attallah ve Salem (2005)'in 2095 Al-alaşımı levhalarda tespit ettikleri gibi, ATB oluşumu ile kullanılan kaynak parametreleri arasında bir ilişki olduğu anlaşılmaktadır.

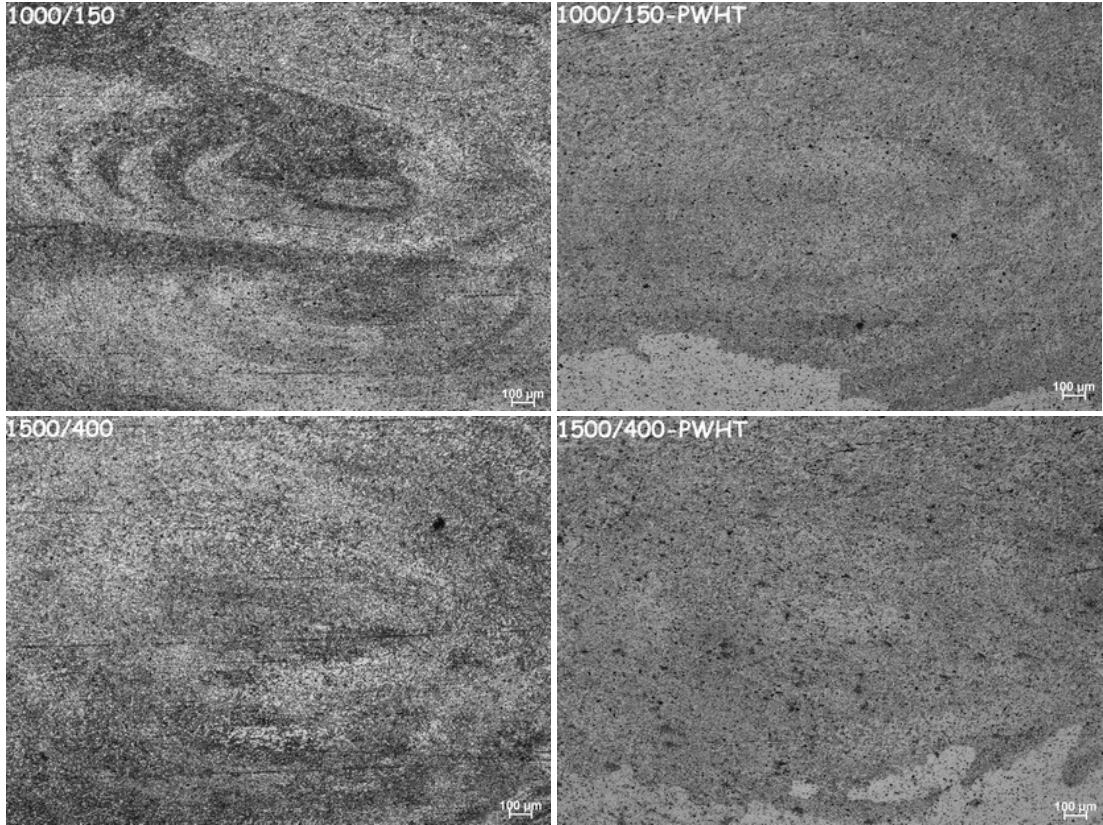
Şekil 5.29'da kaynak sonrası ısıl işlem görmemiş numunelerin DKB'sinde oluşan mikroyapı görülmekte olup her iki numunede de ince taneli bir yapının ( $10\ \mu\text{m}$ 'nin altında) olduğu ancak 1500/400 numunesindeki tanelerin 1000/150 numunesindeki tanelere göre daha iri bir yapıda oldukları görülmektedir. Ayrıca her iki numunenin içyapısında da 6061-T6 baz malzemenin mikroyapısı (Şekil 5.20b) ile kıyaslandığında sertleştirici çökeltilerin SKK prosesinin etkisi altında çözündüğü görülmektedir. Bu numunelerin kaynak sonrası ısıl işlem görmüş hallerinin mikroyapısı incelendiğinde, ısıl işlem görmemiş hallerdeki ince tane yapısının muhafaza edildiği bölgede tane boyutunun değişmediği, bunun yanında yapılan yaşlandırma sertleştirmesinin bir sonucu olarak çözünen sertleştirici partiküllerin taneler içinde tekrar teşekkülünün söz konusu olduğu görülmektedir. 1000/150 numunesinde tane içindeki çok ince partiküllerin yoğunluğunun 1500/400 numunesine göre daha fazla olduğu dikkat çekmektedir (Şekil 5.30).



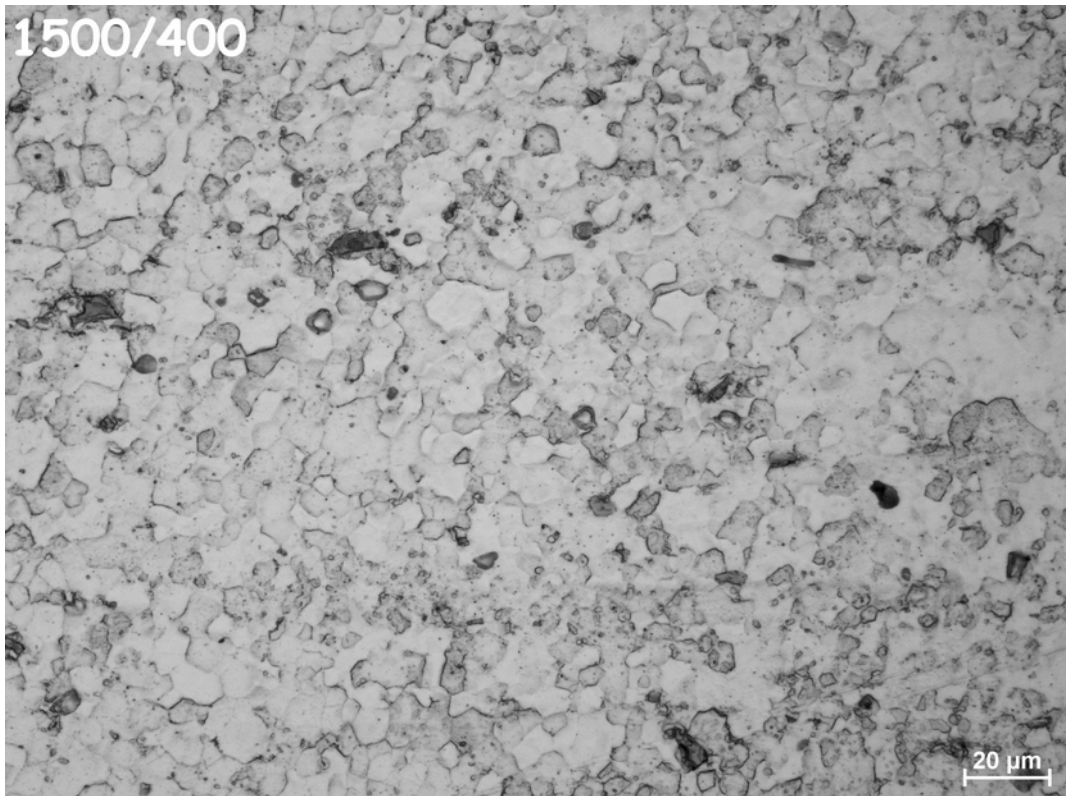
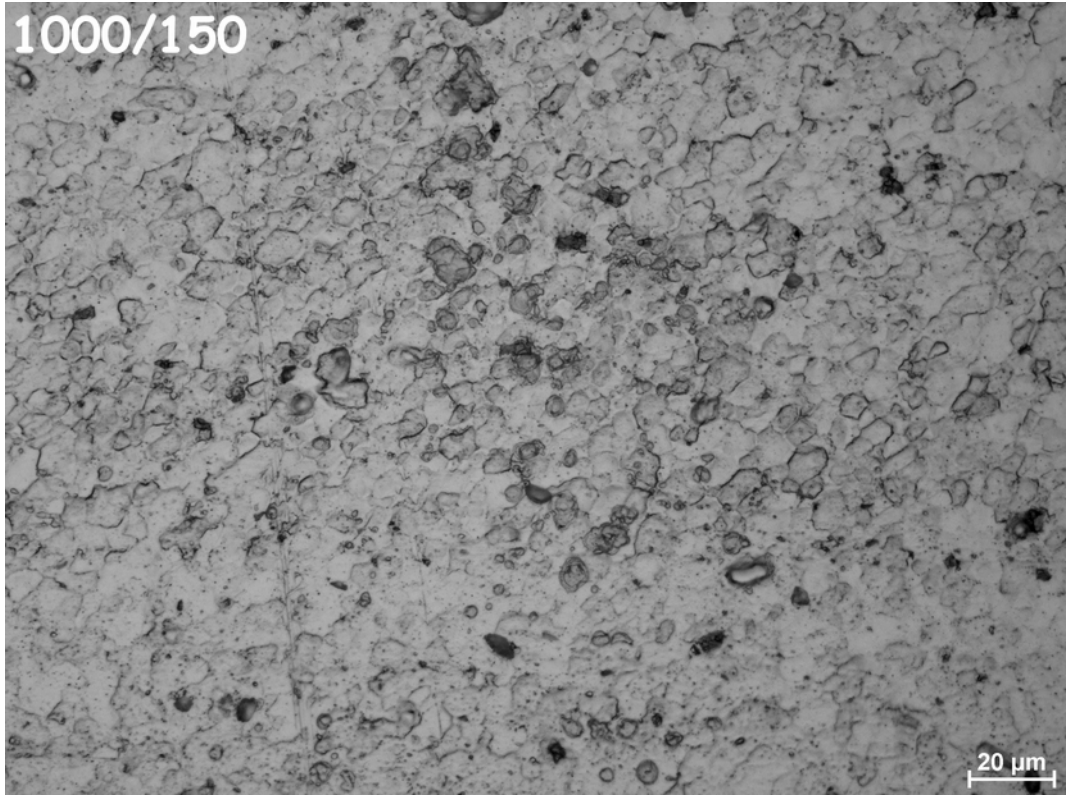
Şekil 5.27 6061-T6 Al-alaşımı levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelerin kaynak kesiti görüntüleri : (a) kaynak sonrası ısıtıl işlem görmemiş numuneler, (b) kaynak sonrası ısıtıl işlem görmüş numuneler.

Şekil 5.31 ve 5.32’de ise kaynaklı numunelerin ST tarafına ait optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Kaynak sonrası ısıtıl işlem görmemiş numunelerde 1500/400 numunesinde TMEB ve IEB’deki tane boyutlarının 1000/150 numunesinin aynı bölgelerindekilere göre daha iri oldukları, kaynak sonrası ısıtıl işlem görmüş numunelerde ise tersi bir durumun söz konusu olduğu görülmektedir. Ayrıca 1500/400-PWHT numunesinde çökelti partiküllerinin bulunma yoğunluğunun 1000/150-PWHT numunesindeki nazaran daha fazla olduğu görülmektedir. 1500/400-PWHT numunesinin DKB’inde 1000/150-PWHT numunesindeki göre tane içlerinde daha az sertleştirici partikül bulunup, DKB’nin dış sınırları ile TMEB bölgesinde daha yoğun bir şekilde çökelti partiküllerinin bulunmasının nedeninin

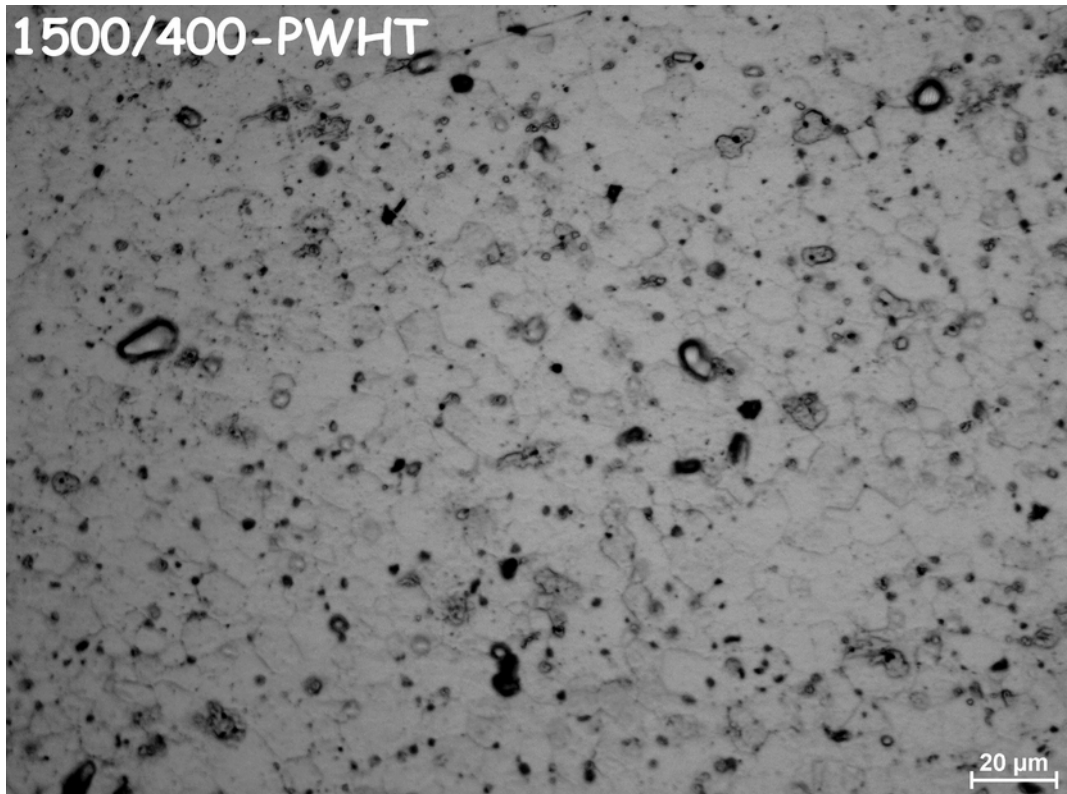
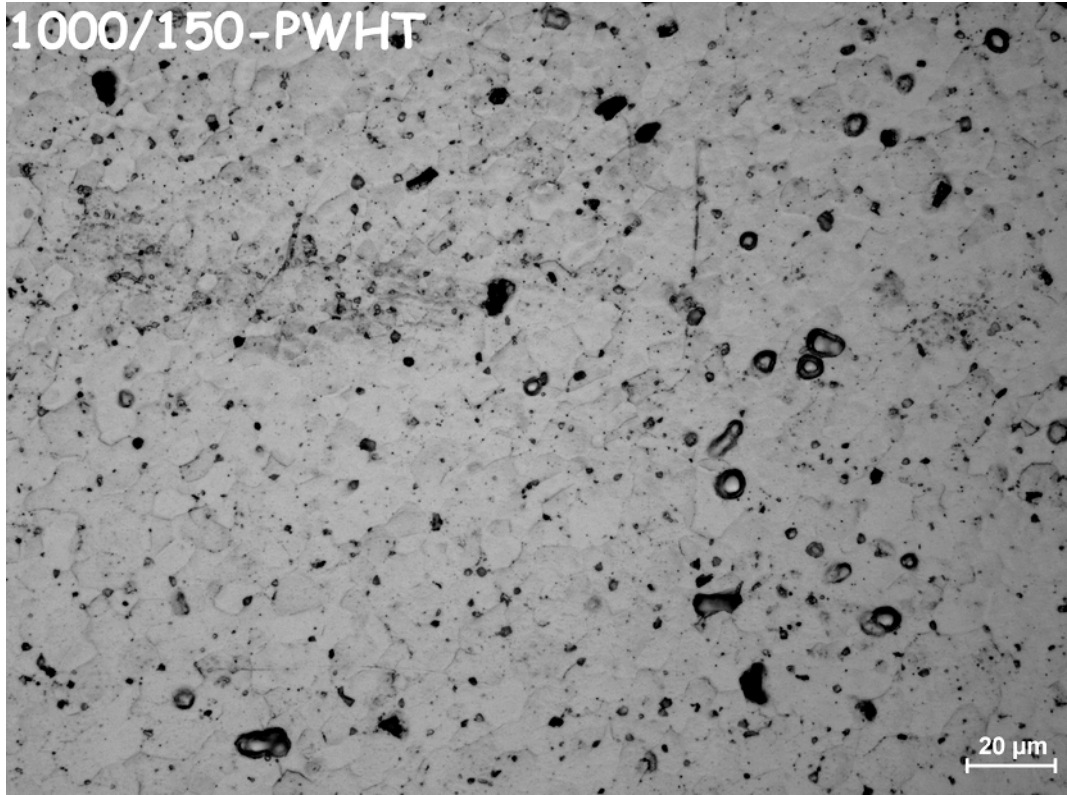
SKK prosesi sırasında batıcı ucun dönme hareketinden dolayı çökelti partiküllerinin DKB'nin dışına doğru itilmesi ve belli bölgelerde biriktirilmesinden dolayı olduğu düşünülmektedir. Aynı şekilde, Lim ve ark. (2004, 2005) yaptıkları çalışmada SKK sırasında iri çökelti partiküllerinin DKB dışında belli mesafelere itilerek kümelenmiş olduğunu tespit etmişlerdir.



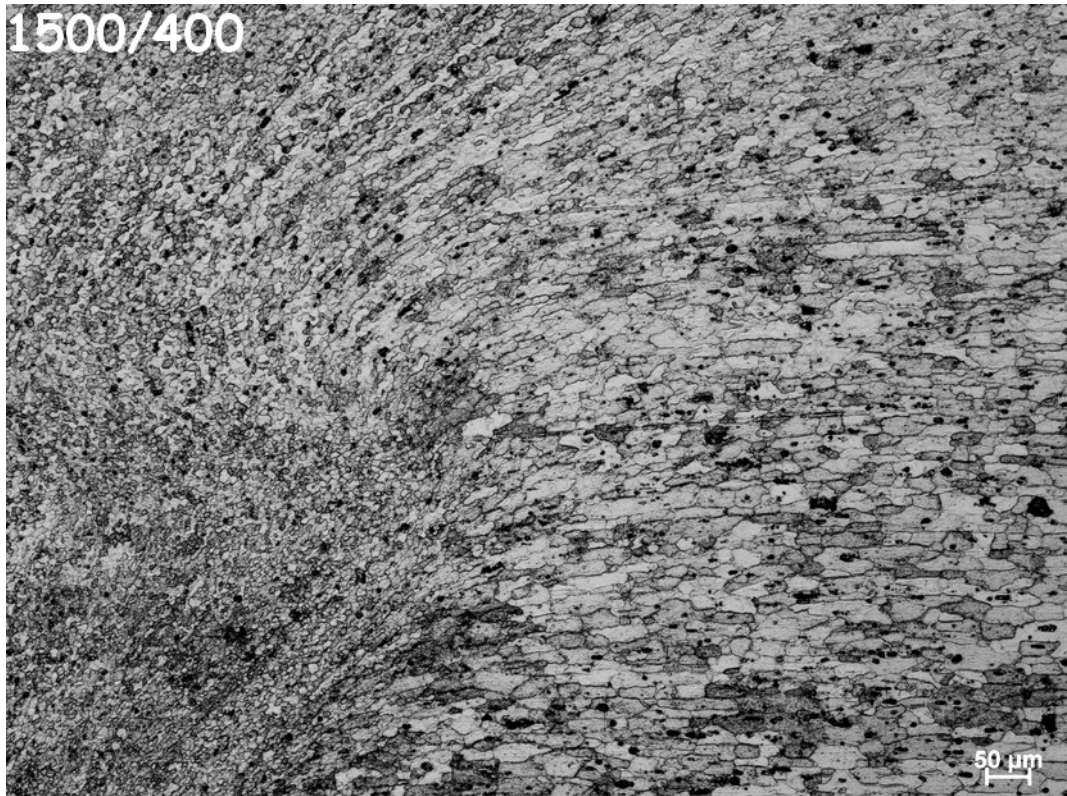
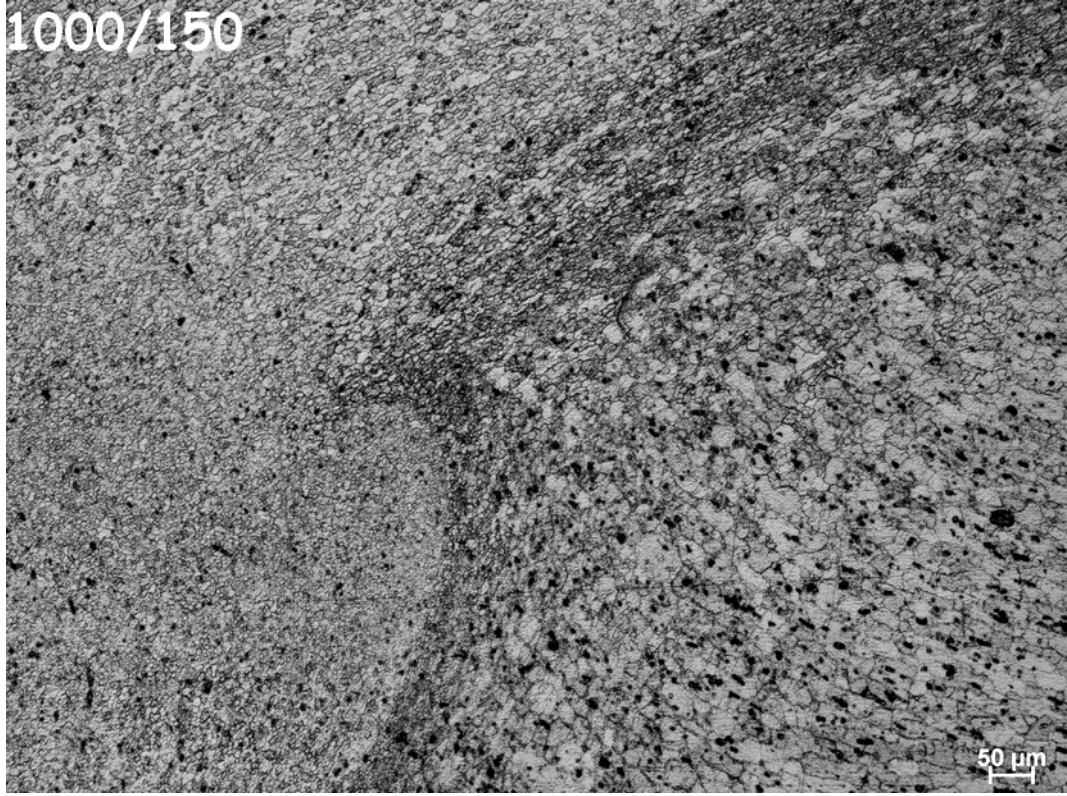
Şekil 5.28 6061-T6 Al-alışımı levhalardan elde edilen kaynaklı numunelerin DKB'leri.



Şekil 5.29 6061-T6 Al-alışımı levhalardan elde edilen kaynaklı numunelerin DKB'lerine ait detaylı görüntüler.

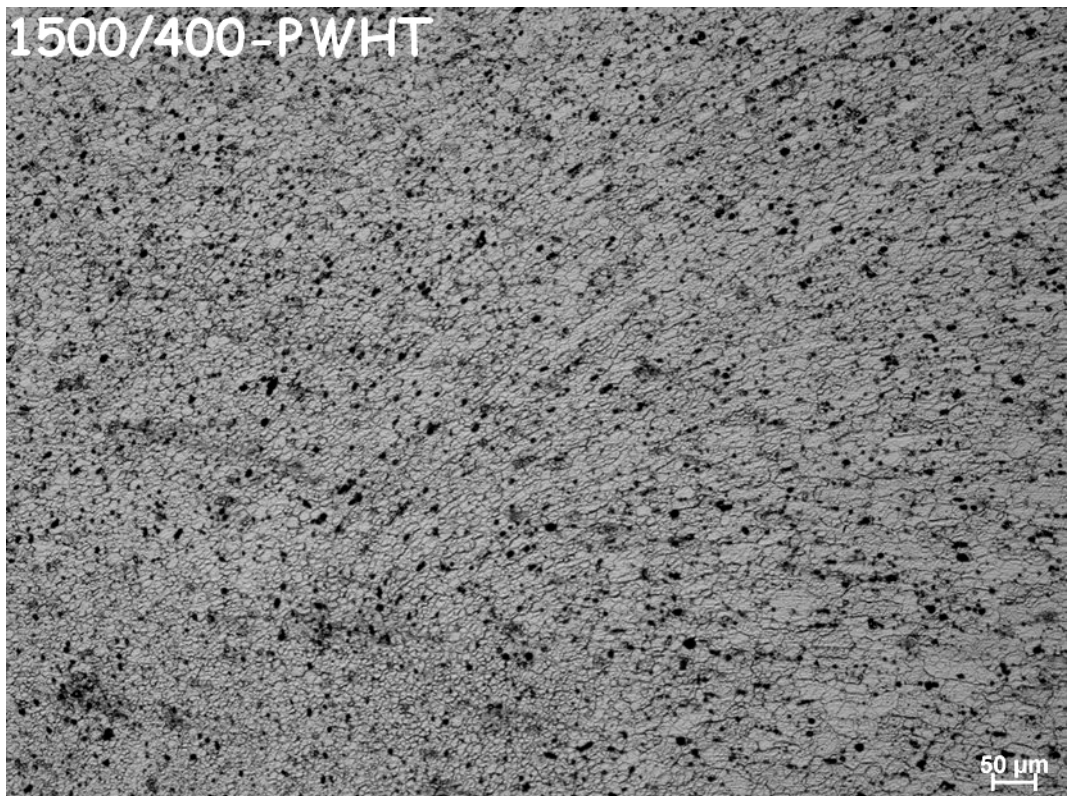
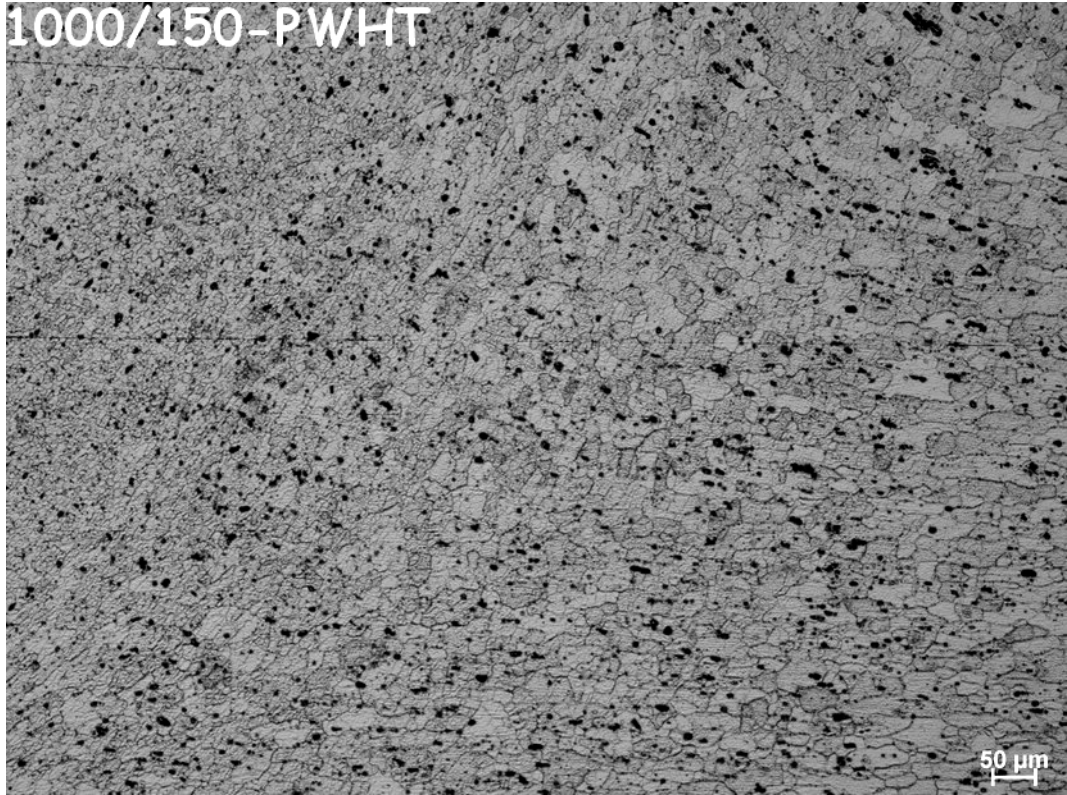


Şekil 5.30 6061-T6 Al-alaşımı levhalardan elde edilerek kaynak sonrası ısıtılma tabii tutulmuş numunelerin DKB'lerine ait detaylı görüntüleri.



Şekil 5.31 6061-T6 Al-alaşımı levhalardan elde edilen kaynaklı numunelerin süpürme tarafına ait mikroyapı görüntüsü.

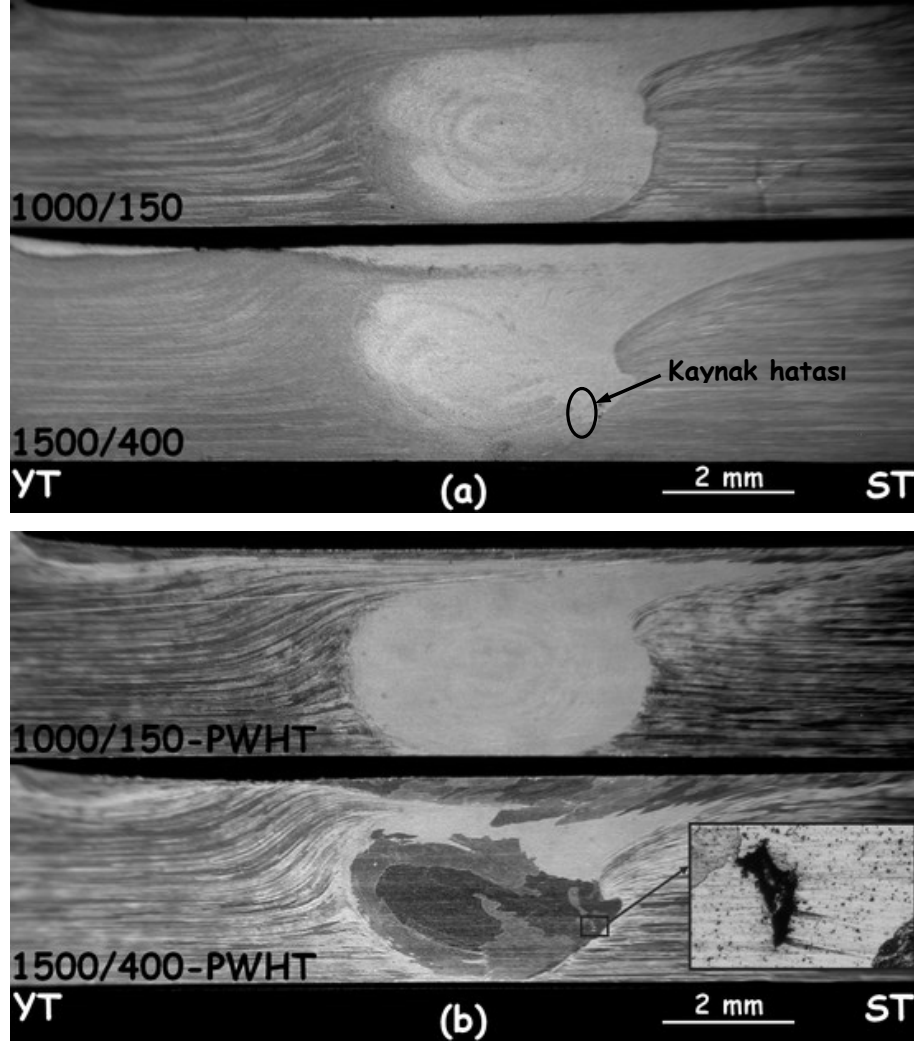




Şekil 5.32 6061-T6 Al-alaşımı levhalardan elde edilerek kaynak sonrasında ısııl işleme tabi tutulan kaynaklı numunelerin süpürme tarafına ait mikroyapı görüntüsü.

### 5.2.1.3 AA7075 Al-Alaşımı Kaynaklı Levhalar

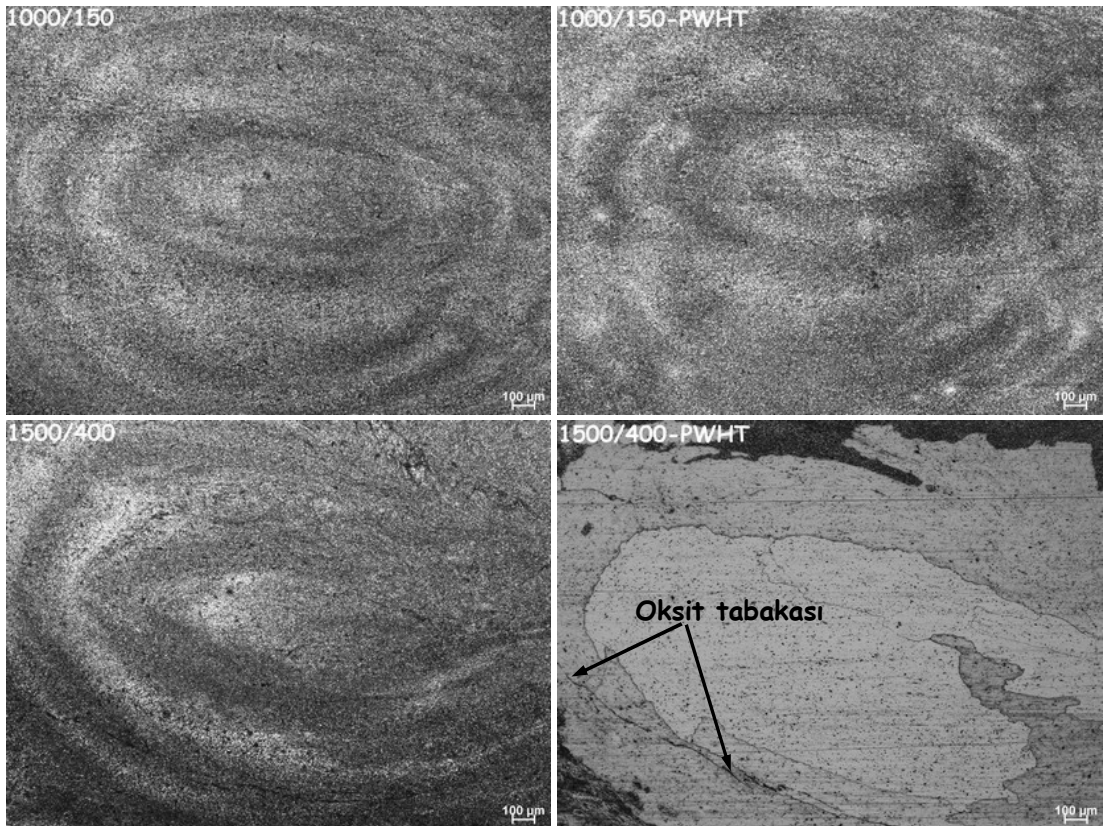
#### 5.2.1.3.1 AA7075-O Al-Alaşımı Levhalardan Elde Edilen Kaynaklı Bağlantılar.



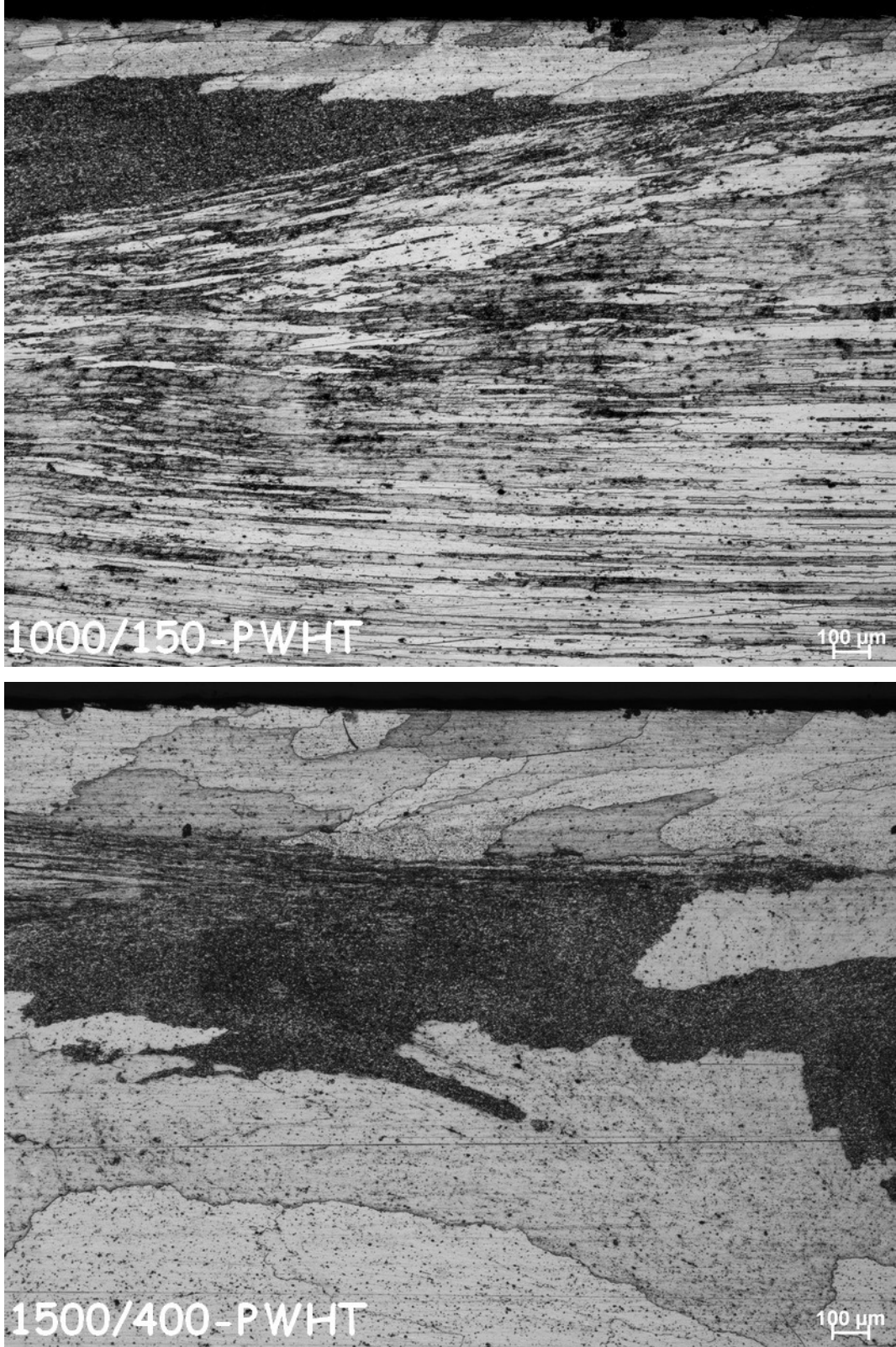
Şekil 5.33 7075-O Al-alaşımı levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelerin kaynak kesiti görüntüleri : (a) kaynak sonrası ısıl işlem görmemiş numuneler, (b) kaynak sonrası ısıl işlem görmüş numuneler.

Şekil 5.33a'da verilmiş olan 7075-O Al-alaşımı levhalardan elde edilmiş kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelerden 1000/150 numunesinde herhangi bir kaynak hatası gözlenmezken 1500/400 numunesinde çok küçük miktarda bir kaynak hatası dikkat çekmektedir. Parametrik alıŐma kısmında denenmiŐ olan 1500/300 parametre seti ile elde edilen numunede kaynak hatası olmazken bu numunede (1500/400) tespit edilen küçük boyutta da olsa bu kaynak hatası, 1500 min<sup>-1</sup> dönme hızı için 400 mm/min ilerleme hızının bu levhaların kaynağında kullanılabilmesi açısından yüksek

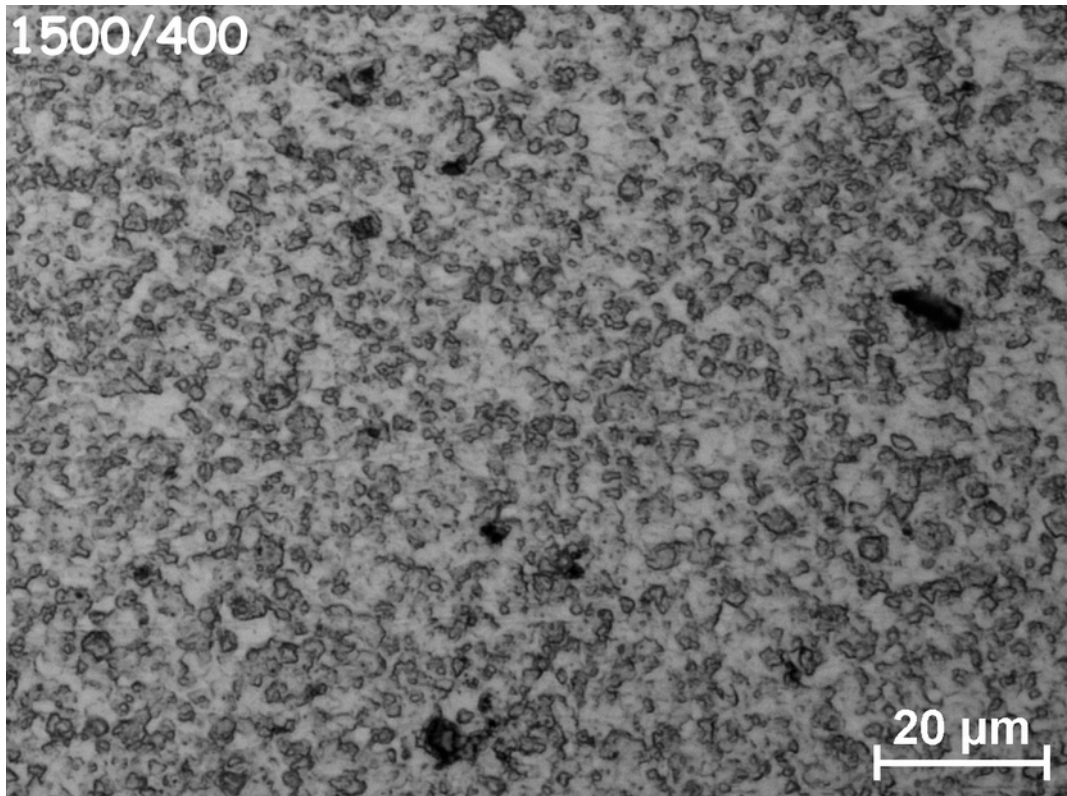
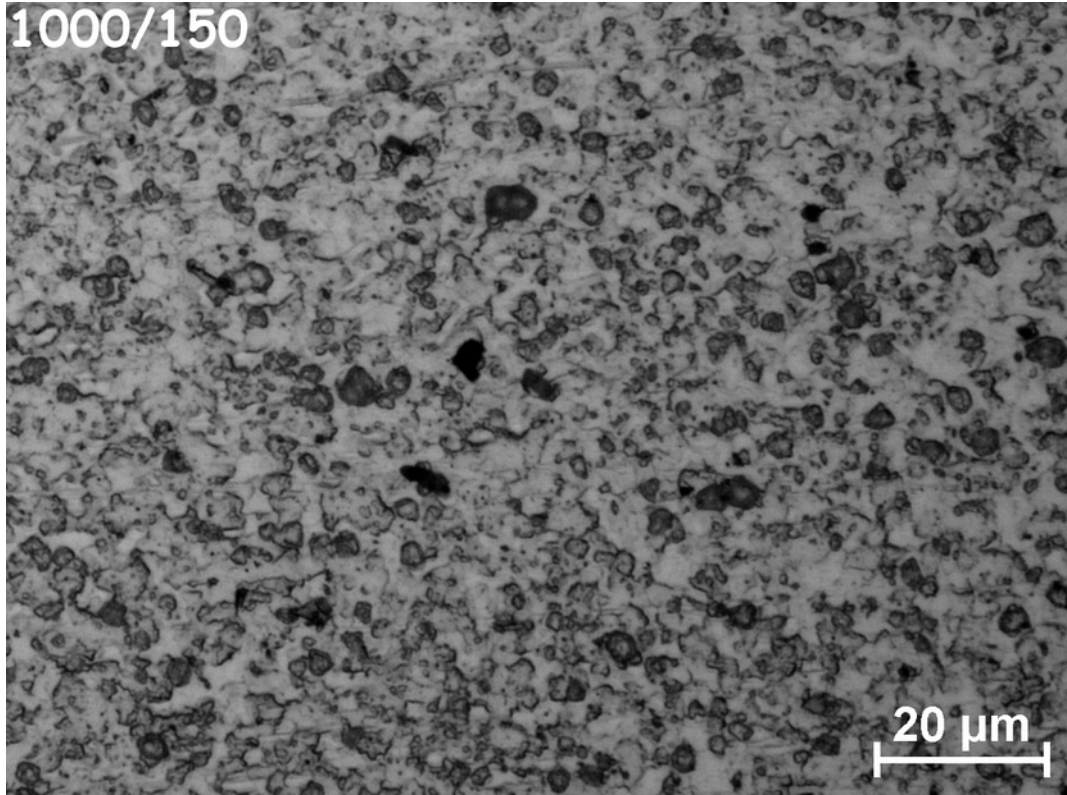
geldiği sonucunu ortaya çıkarmaktadır. Ayrıca 1500/400 numunesindeki kaynak hatasının varlığı, 1500/400-PWHT numunesine ait kaynak kesiti üzerinde dikkat çekmemesine rağmen, bu numunenin kaynak hatası içeren kısmının yine aynı şekil üzerinde yer alan detay görüntüsünde açık bir şekilde görülmektedir (Şekil 5.33b). Aynı levhalardan elde edilerek kaynak sonrasında ısıl işleme tabi tutulmuş kaynaklı parçalardan çıkarılmış olan 1000/150-PWHT ve 1500/400-PWHT numunelerinin kaynak bölgeleri birbirinden farklı karakteristik göstermektedir. 1500/400-PWHT numunesinde DKB'nin büyük bir bölümünde ATB'nin söz konusu olduğu ve sadece çok dar bir bölgede ısıl işlem öncesindeki ince taneli yapının muhafaza edildiği görülmektedir. 1000/150 numunesinde ise kaynak sonrasındaki ince taneli yapı muhafaza edilmiştir. Bu numunedeki ATB oluşumu üst kısımda çok ince bir hat halinde meydana gelmiştir ve yok denecek kadar azdır (Şekil 5.33b, 5.34 ve 5.35). Ayrıca, Şekil 5.34 üzerinden 1500/400-PWHT numunesinin DKB'sindeki oksit tabakası da görülebilmektedir. Benzer oksit tabakalarının varlığı, SKK yapılmış AISI 304 paslanmaz çeliklerde de rapor edilmiştir (Meran ve Canyurt 2010).



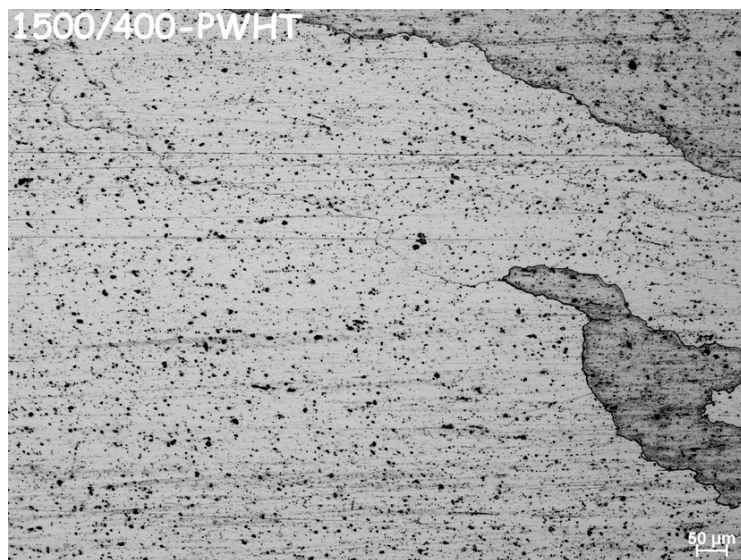
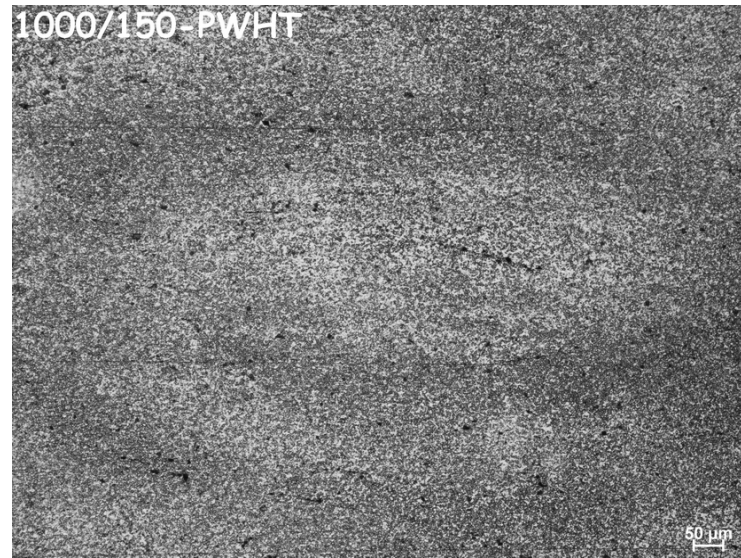
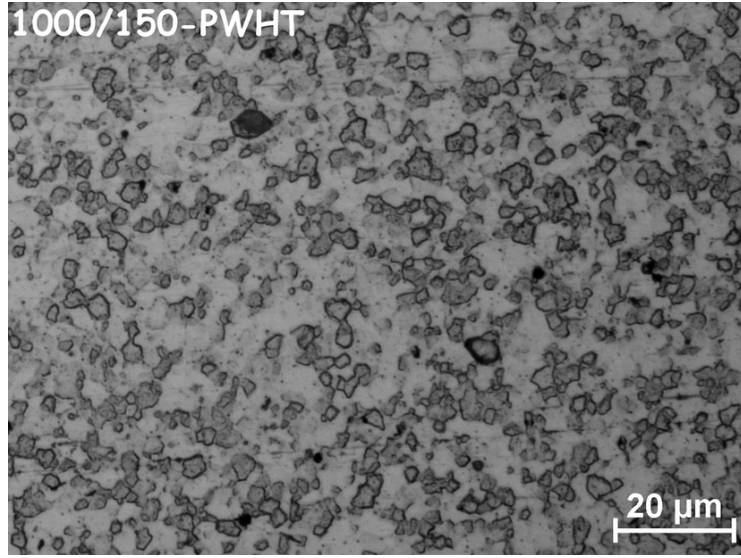
Şekil 5.34 7075-O Al-alaşımı levhalardan elde edilen kaynaklı numunelerin DKB'leri.



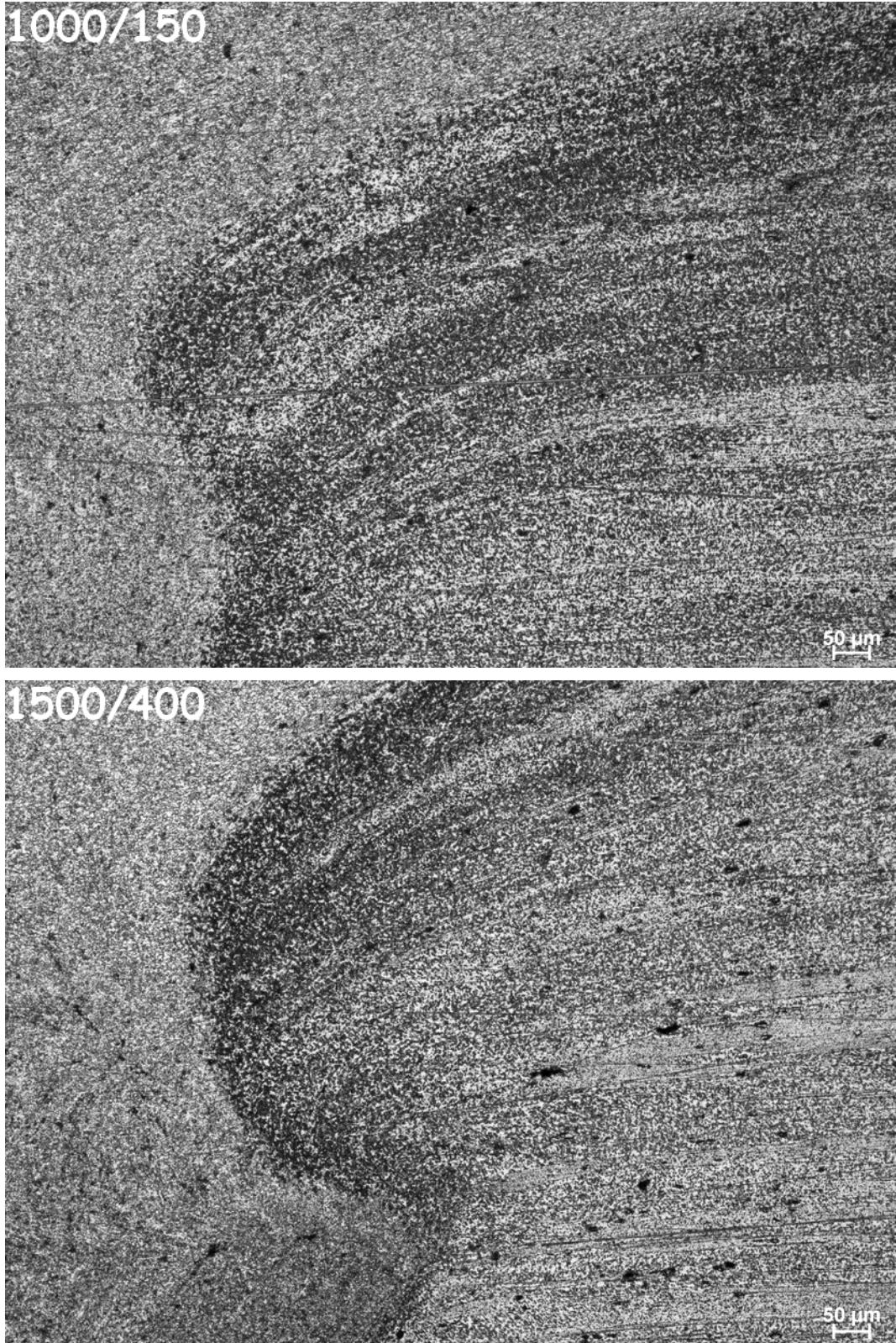
Şekil 5.35 7075-O levhalardan elde edilerek kaynak sonrasında ısıtılma tabii tutulan numunelerde ATB oluşumu.



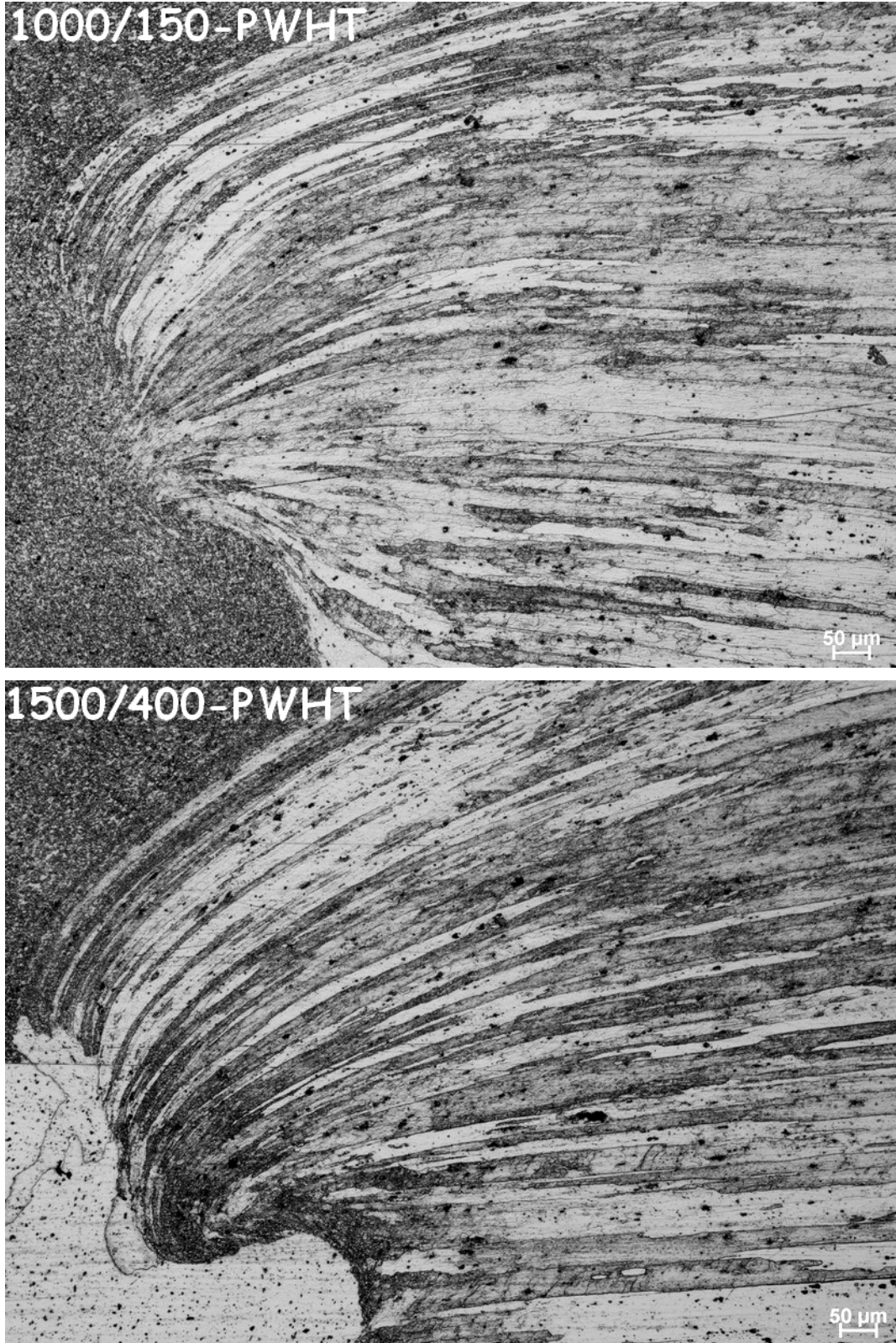
Şekil 5.36 7075-O Al-alışımı levhalardan elde edilen kaynaklı numunelerin DKB'lerine ait detaylı görüntüler.



Şekil 5.37 7075-O levhalardan elde edilerek kaynak sonrası ısıtılma işlemine tabi tutulmuş numunelerin DKB'lerine ait detaylı görüntüleri.

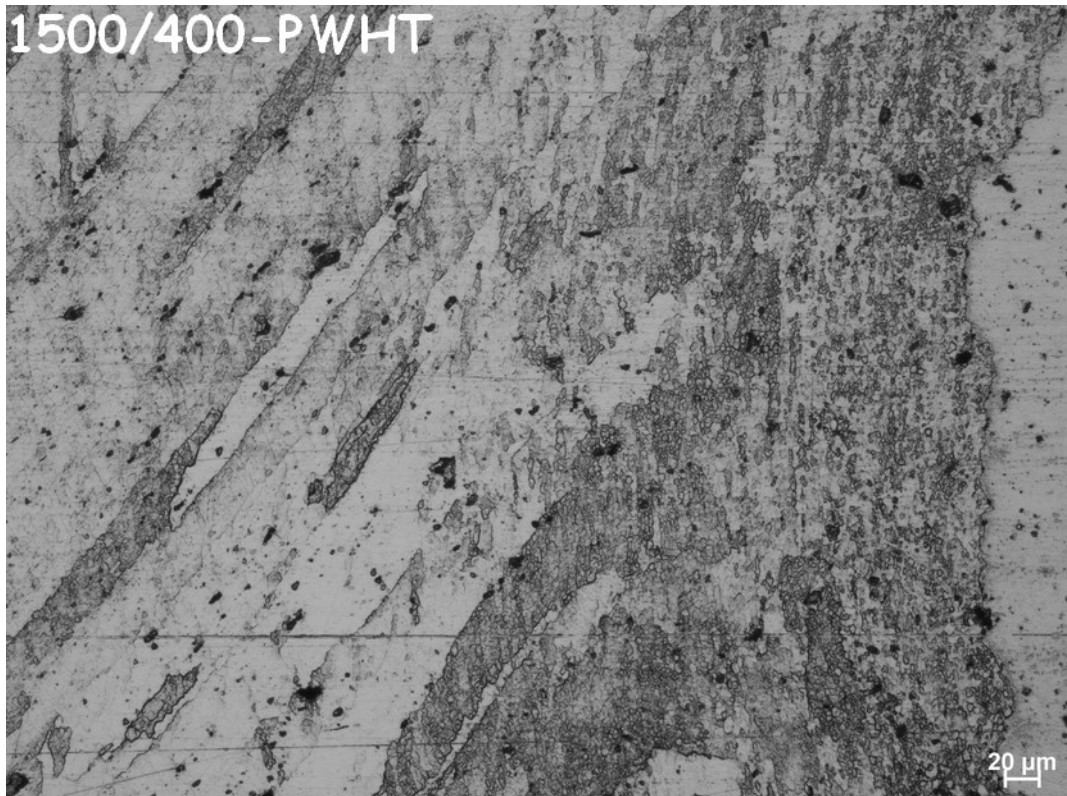
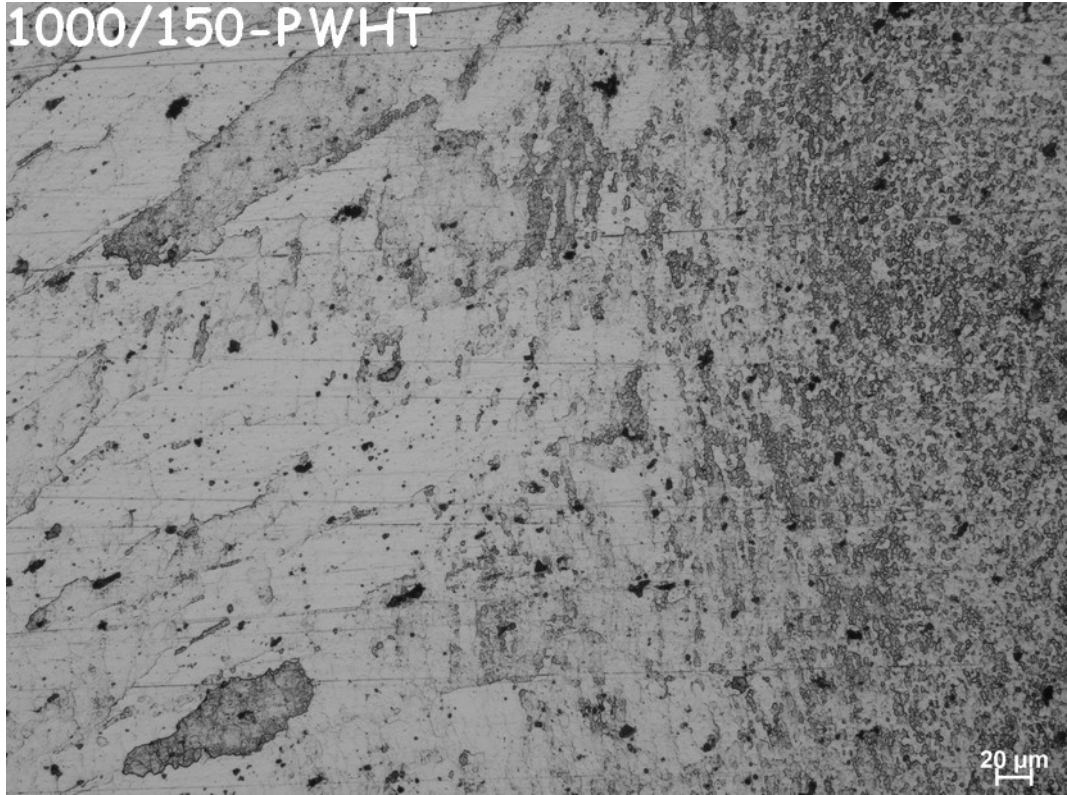


Şekil 5.38 7075-O Al-alaşımı levhalardan elde edilen kaynaklı numunelerin süpürme tarafına ait mikroyapı görüntüsü.



Şekil 5.39 7075-O Al-alaşımı levhalardan elde edilerek kaynak sonrasında ısıl işleme tabi tutulan kaynaklı numunelerin süpürme tarafına ait mikroyapı görüntüsü.





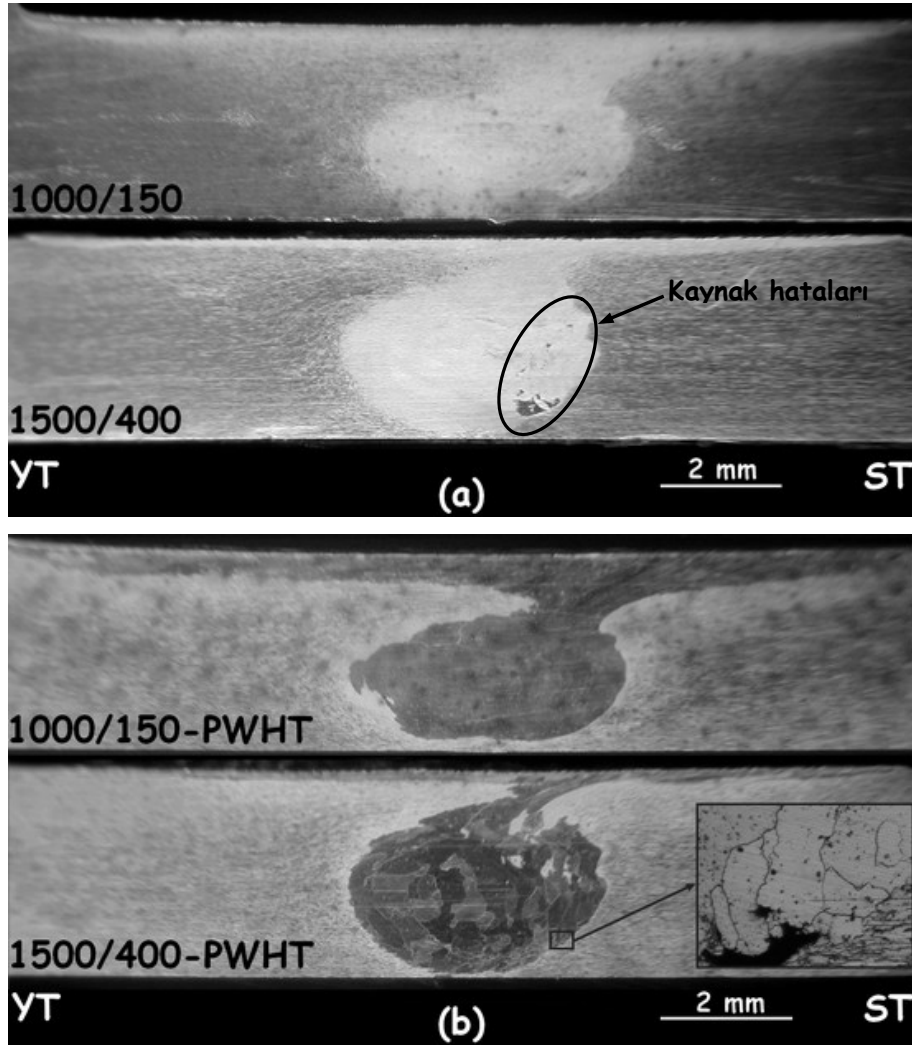
Şekil 5. 40 7075-O Al-alaşımı levhalardan elde edilerek kaynak sonrasında ısıtılma tabii tutulan kaynaklı numunelerin yığıma tarafına ait mikroyapı görüntüsü.

Kaynak sonrası ısıtıl işlem görmemiş numunelerde DKB'deki tane yapısı incelendiğinde, 1000/150 numunesindeki tanelerin 1500/400 numunesindekilere nazaran daha iri oldukları gözlenmiştir (Şekil 5.36). Her iki numunede de bu bölgedeki tane boyutu 5  $\mu\text{m}$ 'nin altında olmakla beraber, daha iri taneli bir DKB'nin söz konusu olduğu 1000/150 numunesinde ısıtıl işlem sonrasında ATB olmazken (çok dar bir bölge ile sınırlı kalmıştır) daha ince taneli bir DKB'nin söz konusu olduğu 1500/400 numunesinde kaynak sonrası ısıtıl işlem uygulaması sonrasında ATB'nin söz konusu olması, belli bir tane inceliği altındaki yapının ısıtıl işlem sonrasında ATB oluşumunu tetiklediği sonucunu ortaya çıkarmaktadır. Bu durum daha önceden bahsedildiği gibi, SKK prosesi sırasındaki plastik deformasyon sonrasında depolanan enerji miktarı ile açıklanabilir. 1500/400 numunesindeki ince tane yapısında depolanan enerji miktarı daha fazla olduğundan bu enerji ısıtıl işlem sonrasında 1500/400-PWHT numunesindeki ATB oluşumunu tetiklemiştir (Şekil 5.37).

Şekil 5.38 kaynak sonrası ısıtıl işlem görmemiş numunelerin süpürme taraflarına ait mikroyapılarını ve TMEB'deki tanelerin batıcı ucun dönme hareketinin etkisi altında yönelme durumlarını göstermektedir. Aynı numunelerin kaynak sonrası ısıtıl işlem görmüş hallerini göstermekte olan Şekil 5.39 incelendiğinde ise aynı yönelmelerin ısıtıl işlem sürecinden etkilenmediği ve yönelmelerin bu numunelerde de söz konusu olduğu görülmektedir. Bunun yanında kaynak sonrası ısıtıl işlem görmüş 1500/400-PWHT numunesinin yığılma tarafına ait mikroyapı görüntüsü üzerinden bu numunenin DKB'sinde ATB oluşumunun söz konusu olmasına karşın, DKB'nin tümüyle ATB'ye uğramadığı ve numunenin yığılma tarafında, DKB'deki ATB'ye maruz kalmış bölge ile TMEB'deki taneler arasındaki çok dar bir hattın kaynak öncesindeki ince taneli yapısını muhafaza ettiği anlaşılmaktadır (Şekil 5.40).

*5.2.1.3.2 AA7075-T6 Al-Alaşımlı Levhalardan Elde Edilen Kaynaklı Bağlantılar.*  
7075-T6 Al-alaşımlı levhalardan elde edilen kaynak sonrası ısıtıl işlem görmemiş ve kaynak sonrası ısıtıl işleme tabi tutulmuş kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelerin kaynak kesiti görüntüleri Şekil 5.41'de verilmiştir. Şekilden anlaşılacağı üzere, 1000/150 numunesinde herhangi bir kaynak hatası yokken 1500/400 numunesi

muhtelif kaynak hataları içermektedir. 1500/400 numunesindeki bu kaynak hataları 1500/400-PWHT numunesinde dikkat çekmemekle beraber verilmiş olan detay görüntüsü üzerinde bu hatanın varlığı görülmektedir. Ayrıca kaynak sonrası ısıl işlem görmüş numunelerin kaynak kesiti görüntülerinden, her iki numune de ATB oluşumunun söz konusu olduğu ancak 1000/150-PWHT numunesinin omuz kısmındaki ATB oluşumunun 15000/400-PWHT numunesinin omuz kısmındaki göre daha geniş bir bölgede gerçekleştiği anlaşılmaktadır.

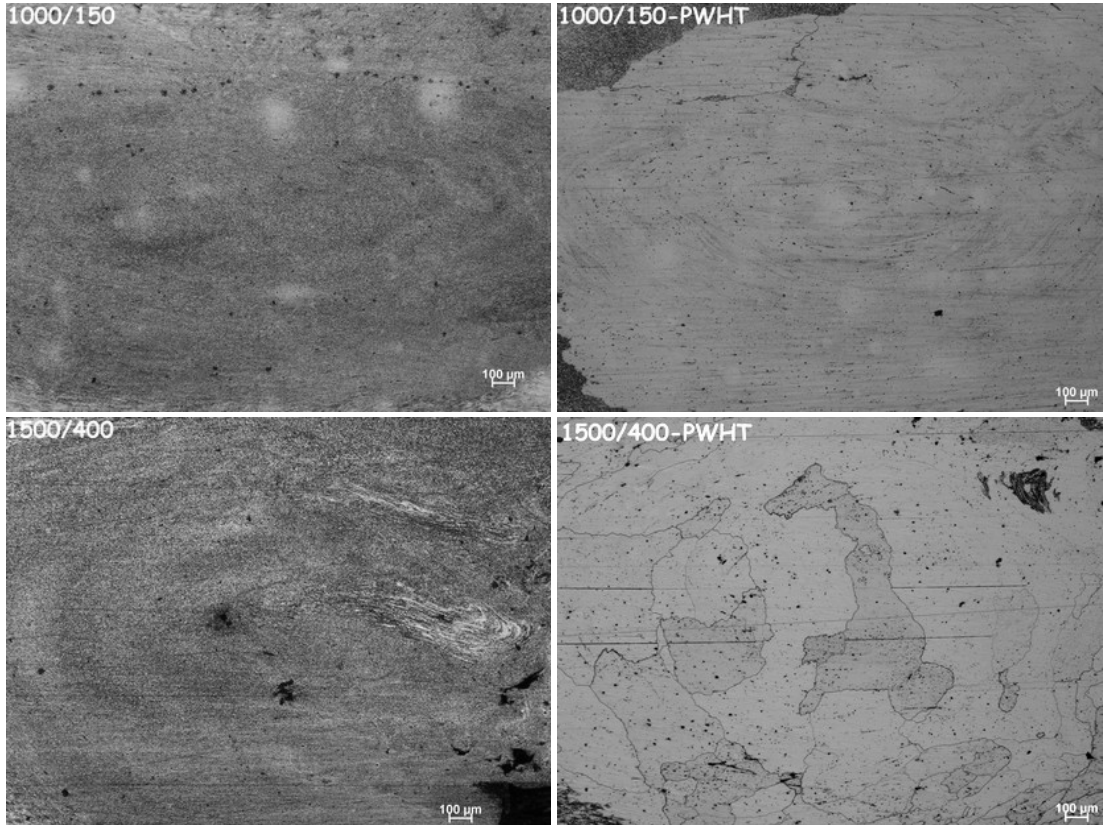


Şekil 5.41 7075-T6 Al-alışımı levhalardan elde edilen kaynaklı parçalardan çıkarılan numunelerin kaynak kesiti görüntüleri : (a) kaynak sonrası ısıl işlem görmemiş numuneler, (b) kaynak sonrası ısıl işlem görmüş numuneler.

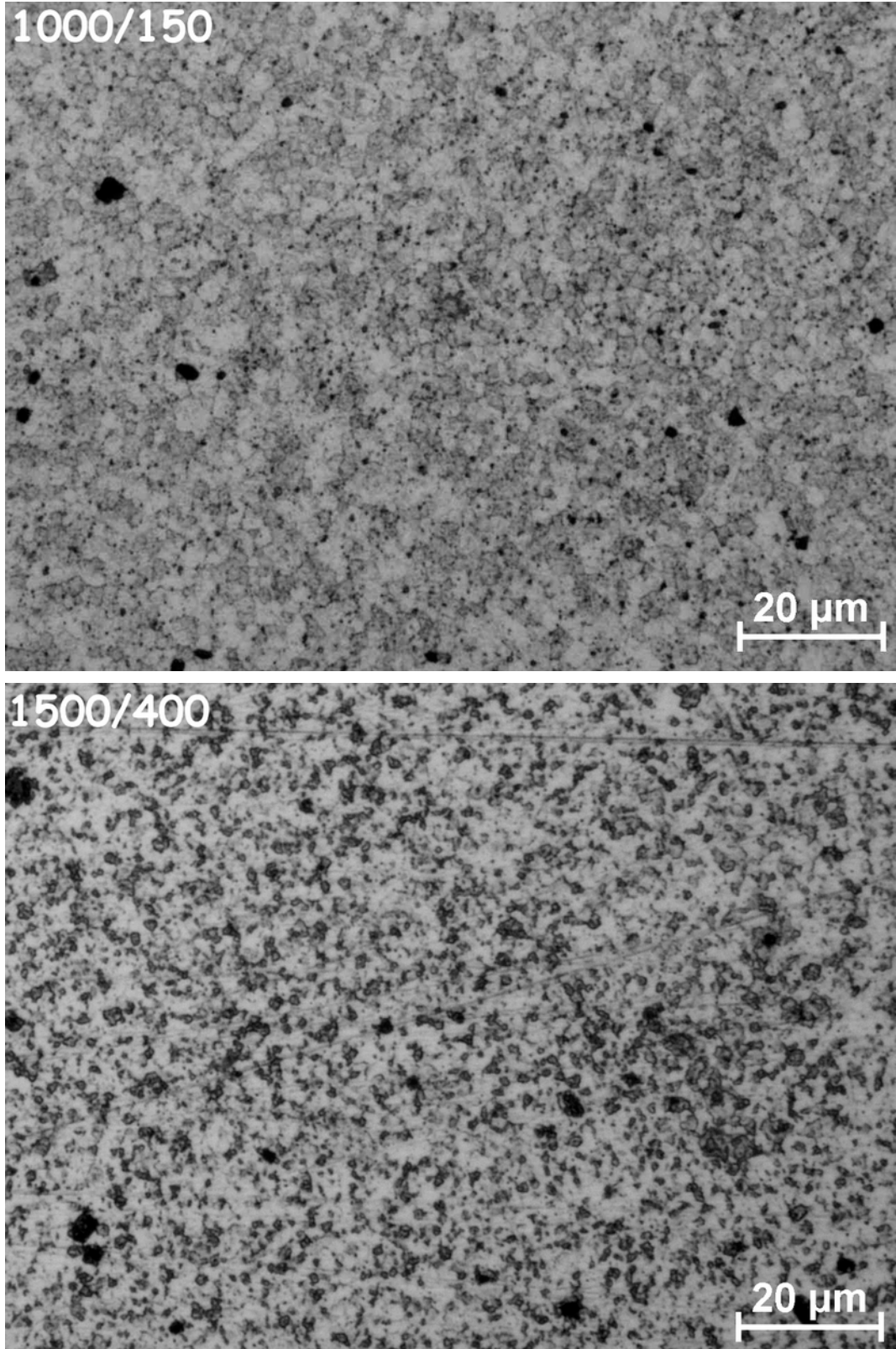
Bunun yanında Şekil 5.42 üzerinden görüleceği üzere, 1000/150-PWHT numunesinin omuz kısmında geniş bir bölgede ATB oluşumunun yanı sıra, bu

numunede ATB oluşumu oldukça ileri düzeyde gerçekleşmiş ve neredeyse bu bölge tümüyle tek tane halinde gelişmiştir. 1500/400-PWHT numunesinde ise ATB oluşumu daha düşük mertebelerde kalmıştır.

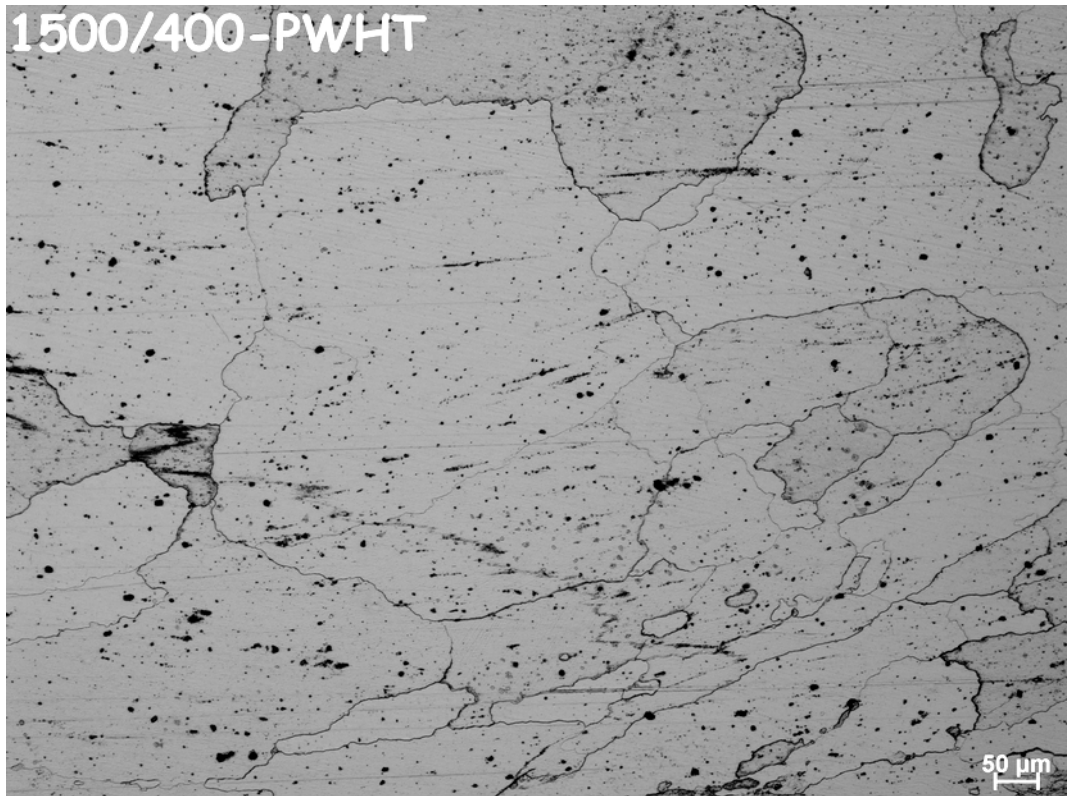
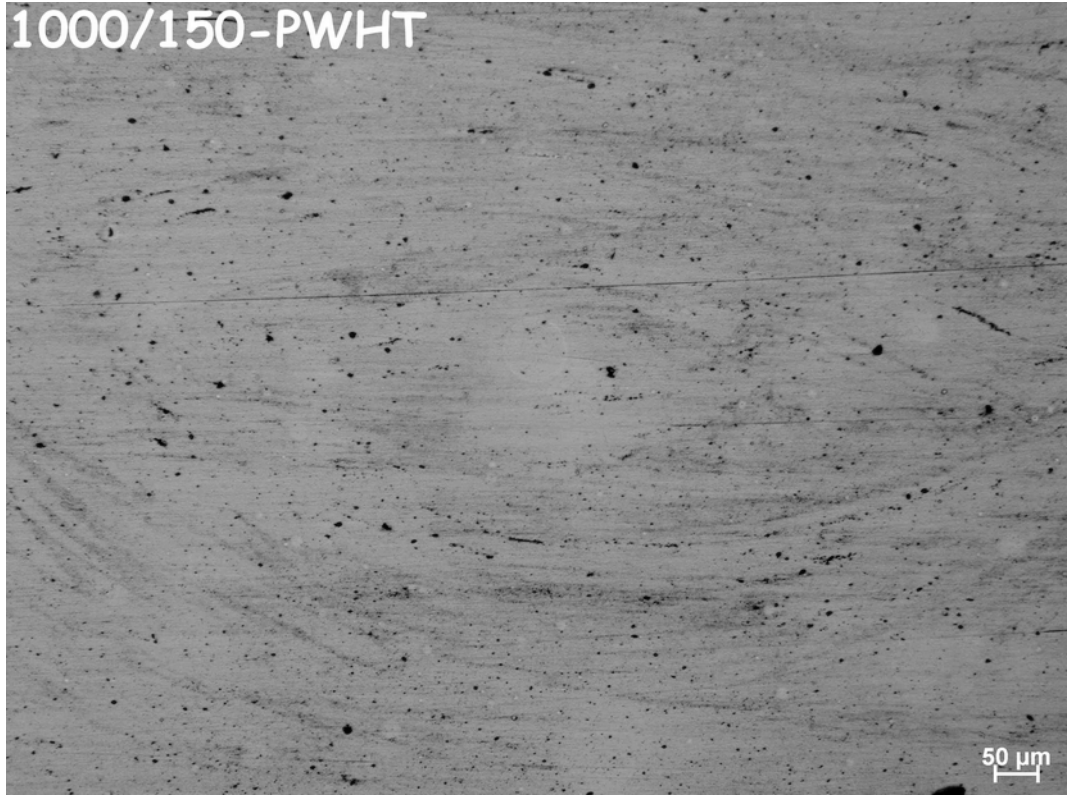
Kaynak sonrası ısıtım işlem görmemiş numunelerde DKB'de oluşan tane yapısı karşılaştırıldığında 1000/150 numunesinde 1500/400 numunesine göre daha iri taneli bir yapının oluştuğu ve her iki numunede de tane boyutunun  $5 \mu\text{m}$ 'nin altında kaldığı görülmektedir (Şekil 5.43). Şekil 5.44'de ise kaynak sonrası ısıtım işlem uygulamasından sonra bu bölgedeki ATB oluşumu ve 1500/400-PWHT numunesinde bu tane büyümesinin 1000/150-PWHT numunesine göre daha düşük mertebelerde kaldığı görülmektedir.



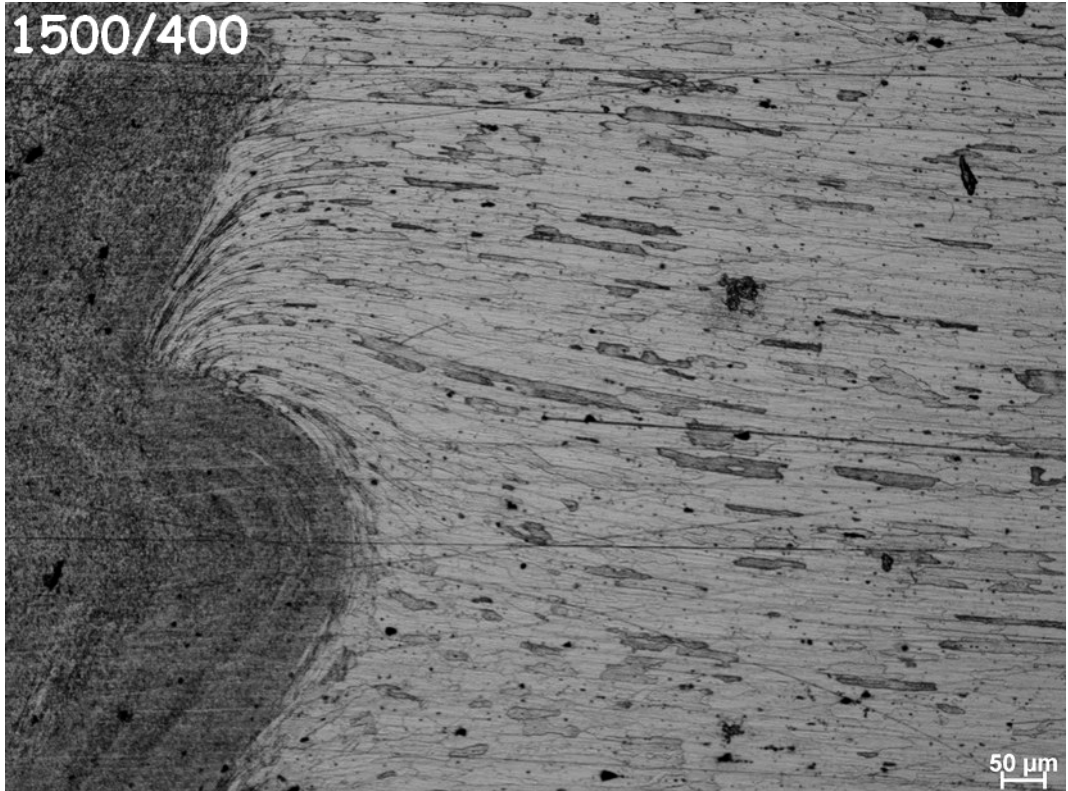
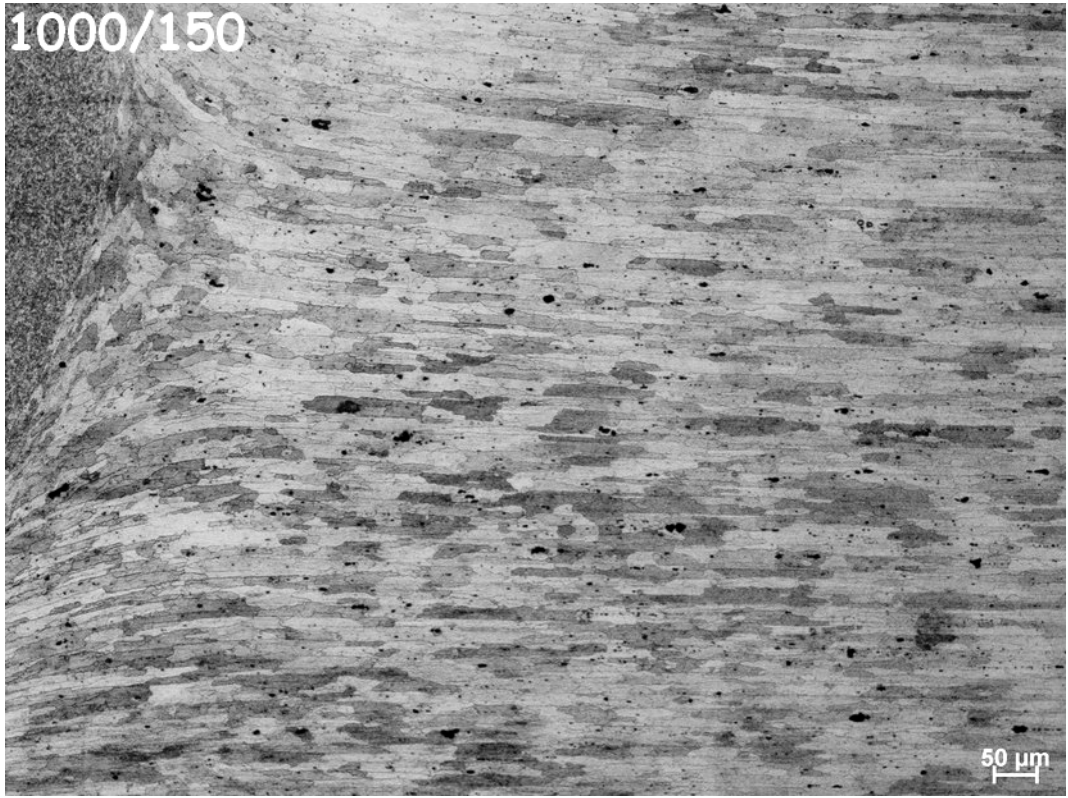
Şekil 5.42 7075-T6 Al-alışımı levhalardan elde edilen kaynaklı numunelerin DKB'leri.



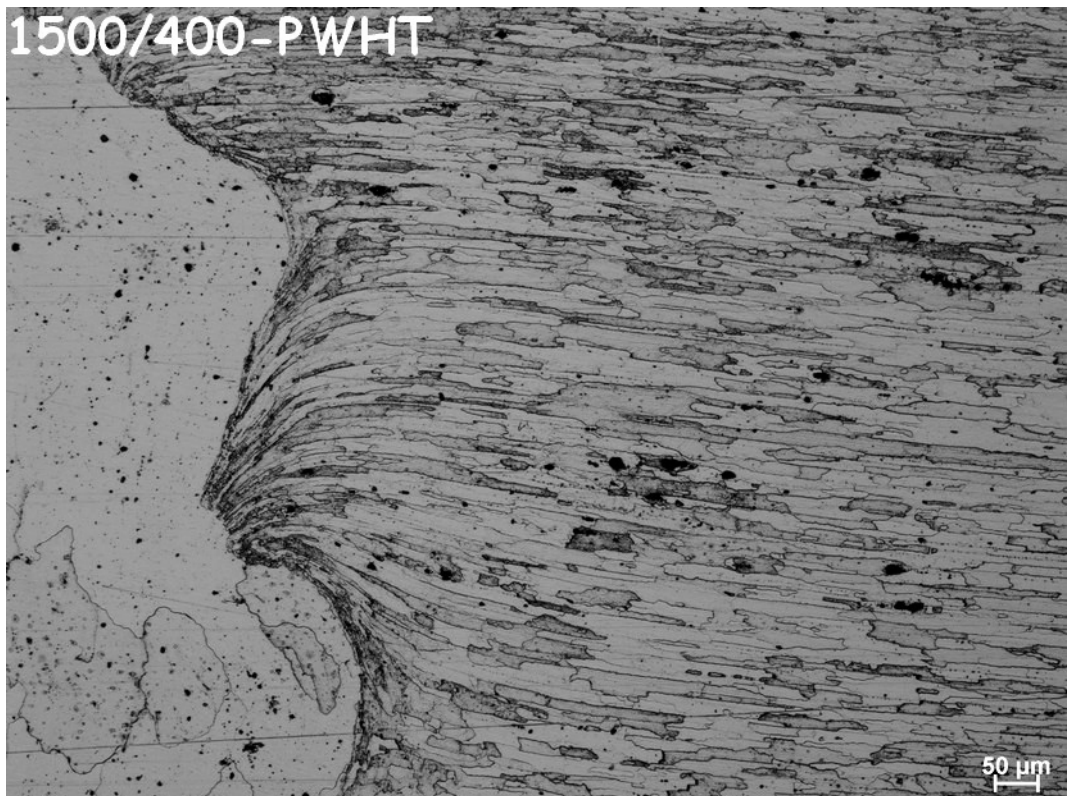
Şekil 5.43 7075-T6 Al-alışımı levhalardan elde edilen kaynaklı numunelerin DKB'lerine ait detaylı görüntüleri.



Şekil 5.44 7075-T6 Al-alaşımı levhalardan elde edilerek kaynak sonrası ısıtılma tabii tutulmuş numunelerin DKB'lerine ait detaylı görüntüleri.



Şekil 5.45 7075-T6 Al-alaşımı levhalardan elde edilen kaynaklı numunelerin süpürme tarafına ait mikroyapı görüntüsü.



Şekil 5.46 7075-T6 Al-alışımı levhalardan elde edilerek kaynak sonrasında ısııl işleme tabii tutulan kaynaklı numunelerin süpürme tarafına ait mikroyapı görüntüsü.



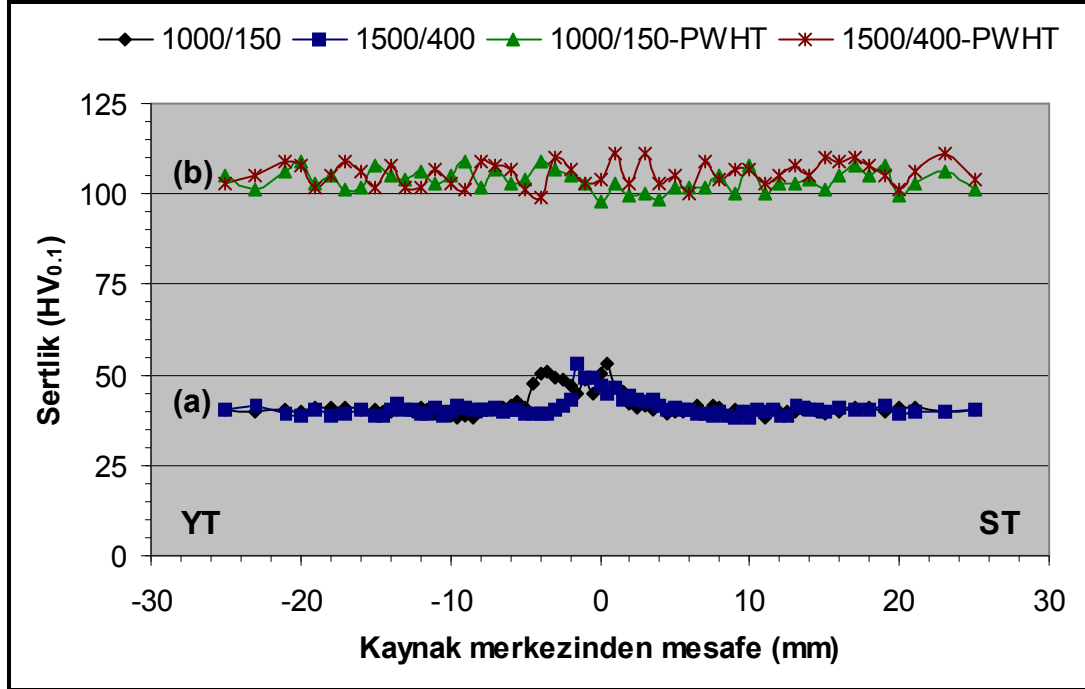
Şekil 5.45 ve 5.46 numunelerin süpürme tarafına ait mikroyapılarını göstermektedir. Kaynak sonrası ısıl işleme tabi tutulan numunelerinden 1000/150-PWHT numunesinde DKB bölgesinde aşırı bir tane irileşmesinin yanı sıra DKB'yi çevreleyen ince taneli yapının olduğu bir bölgenin varlığı dikkat çekmektedir. Bu bölge ısıl işlem uygulaması öncesindeki ince taneli yapısını muhafaza etmiştir. 1500/400-PWHT numunesinde ise daha düşük düzeylerde ATB oluşumu söz konusu olmakla birlikte, 1000/150-PWHT numunesindeki ince taneli bu bölgenin söz konusu olmadığı ve DKB'de tümüyle bir tane irileşmesi olduğu görülmektedir. Ayrıca 1500/400 numunesinde TMEB'deki tanelerin batıcı ucun dönüş hareketinin etkisi altında uzama miktarlarının 1000/150 numunesine göre daha fazla olduğu görülmektedir. Bu duruma 1500/400 numunesinde kullanılan dönme hızının ( $1500 \text{ min}^{-1}$ ), 1000/150 numunesinde kullanılan dönme hızına ( $1000 \text{ min}^{-1}$ ) göre daha yüksek olmasının yol açtığı düşünülmektedir. Kaynak sonrası uygulanan ısıl işlemin bu taneler üzerinde herhangi bir değişikliğe sebebiyet vermediği, yönelme ve uzama durumlarının aynen devam ettiği görülmektedir.

### **5.2.2 Sertlik Ölçümleri**

#### *5.2.2.1 AA6061 Al-Alaşımı Kaynaklı Levhalar*

Şekil 5.47'de O-temper şartında kaynak edilen 6061 Al-alaşımı levhalardan elde edilen numunelerin sertlik profillerini göstermektedir. Şekilden görüleceği üzere 6061-O baz malzemenin sertlik değeri yaklaşık olarak 40 HV olarak ölçülmüştür. Bu sertlik değeri gerek 1000/150 gerekse 1500/400 numunesinde kaynak bölgesinde artmış ve her iki numunede de kaynak bölgesinde ölçülen maksimum sertlik değeri yaklaşık olarak 53 HV olmuştur. Bu sertlik artışının sebebi içyapı karakterizasyonu bölümünde bu numunelerin DKB'sinde tespit edilen ince taneli yapı ve bu yapı içinde homojen şekilde dağılmış olan çökelti partiküllerinin varlığıdır. Aynı numunelerin kaynak sonrası ısıl işlem görmüş halleri olan 1000/150-PWHT ve 1500/400-PWHT numunelerinde ise uygulanan ısıl işlem sonrasında gerek baz malzeme kısmı gerekse kaynak bölgesinin sertlik değeri yaklaşık olarak 100-110 HV sertlik değerleri arasında değişen bir sertlik profili halini almıştır. Ancak bu değer 6061-T6 baz malzeme sertlik değerinin altında kalmıştır. Şekil 5.48 incelendiğinde

6061-T6 baz malzemenin sertlik değerinin yaklaşık olarak 110-115 HV arasında değiştiği görölmektedir.

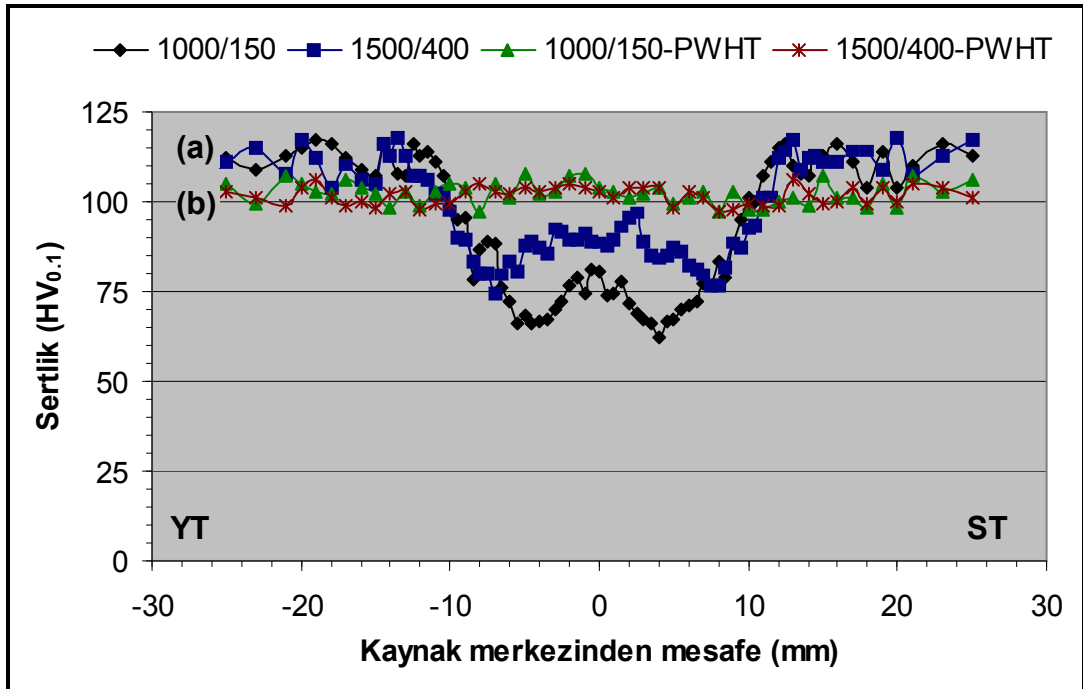


Şekil 5.47 6061-O Al-alayımlı levhalardan elde edilen kaynaklı numunelerin sertlik profilleri: (a) kaynak sonrası ısıtılmamış numuneler, (b) kaynak sonrası ısıtılmış numuneler.

Şekil 5.48’de 6061-T6 Al-alayımlı levhalardan elde edilen numunelerin sertlik profilleri verilmiştir. Kaynak sonrası ısıtılmamış numunelerde kaynak bölgesinde sertlik kaybı dikkat çekmektedir. 1000/150 numunesinde kaynak bölgesindeki minimum sertlik değeri yaklaşık olarak 65 HV olarak ölçölmüşken 1500/400 numunesinde bu sertlik değeri yaklaşık olarak 75 HV olarak ölçölmüştür. 1000/150 numunesindeki sertlik kaybının daha fazla olması içyapı karakterizasyonu bölümünde tespit edilmiş olan, bu numunelerin DKB’indeki tane yapısının 1500/400 numunesindeki tane yapısına nazaran daha iri taneli olmasından ötürüdür. Ayrıca, 1000 devirde yapılan kaynak hızı 1500 devirde yapılan kaynaktan daha yavaştır. Bu da zaten daha fazla ısı girdisi sonucu daha kaba taneli yapıya neden olmaktadır. Yaşlandırma sertleştirilmesi yapılmış Al-alayımlarının kaynak bölgesindeki sertlik kaybı ise beklenen bir durumdur. Kaynak işlemi sırasındaki ısı girdisinden ötürü DKB’de ve TMEB’de ince sertleştirici partiküller çözünmekte, İEB’de ise hem bu partiküller çözünmekte hem de iri çökelti partikülleri

irileşmektedir (Woo ve ark., 2007). İcyapı karakterizasyonu sırasında bu numunelerin DKB incelemesinde partiküllerin çözündüğünün tespit edilmiş olması da bu sonucu desteklemektedir. Aynı numunelerin kaynak sonrası ısıtıl işlem görmüş hallerinde ise her iki numunede de ortalama 105 HV'lık bir sertlik değerine ulaşılmıştır. Bu değer de, O-temper şartında kaynak edilerek ısıtıl işleme tabi tutulan numunelerde olduğu gibi, baz malzeme sertlik değerinin (110-115 HV) altında kalmıştır.

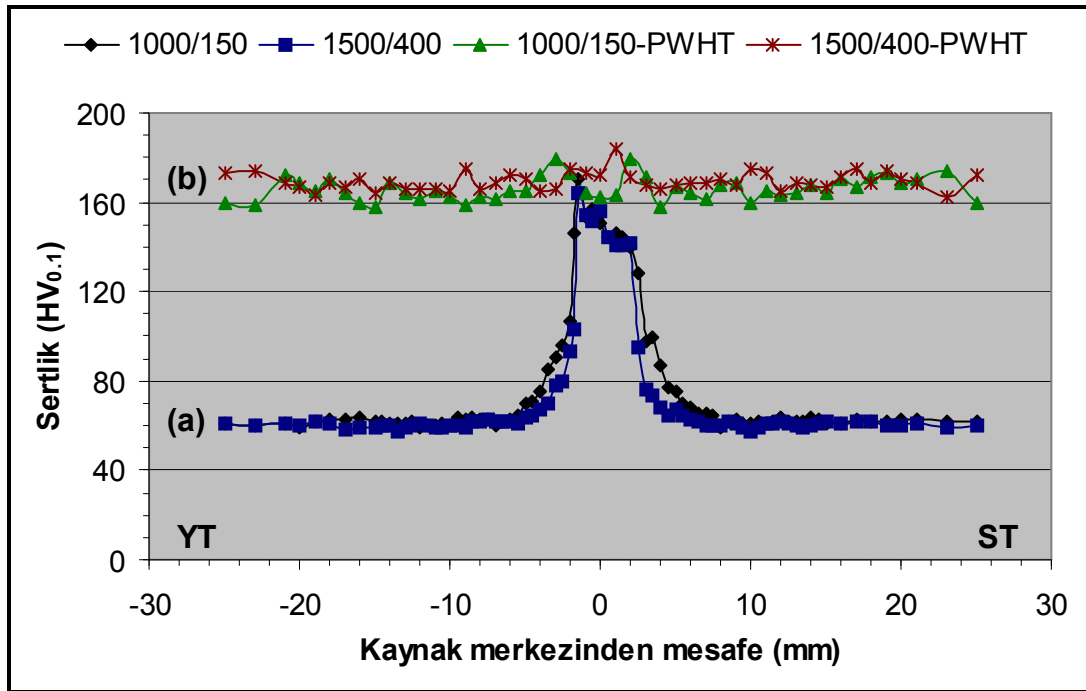
Isıl işlem sonrasında, hem kaynak bölgesinde tümüyle ATB oluşumu söz konusu olan O-temper şartında kaynak edilen numunelerde, hem de bu oluşumun DKB'nin alt ve üst kısımları ile sınırlı kaldığı T6-temper şartında kaynak edilen numunelerde ölçülen sertlik değerinin birbirine yakın olması, ATB oluşumunun ölçülen sertlik değerini değiştirmedığı sonucunu doğurmaktadır. Çünkü sertlik ölçümleri numunenin orta kısmından gerçekleştirilmiş olup, T6 temper şartında kaynak edilerek ısıtıl işleme tabi tutulan numunelerde bu sertlik ölçümü hattı ATB oluşumunun söz konusu olmadığı kısma tekabül etmektedir.



Şekil 5.48 6061-T6 Al-alışımı levhalardan elde edilen kaynaklı numunelerin sertlik profilleri: (a) kaynak sonrası ısıtıl işlem görmemiş numuneler, (b) kaynak sonrası ısıtıl işlem görmüş numuneler.

### 5.2.2.2 AA7075 Al-Alaşımı Kaynaklı Levhalar

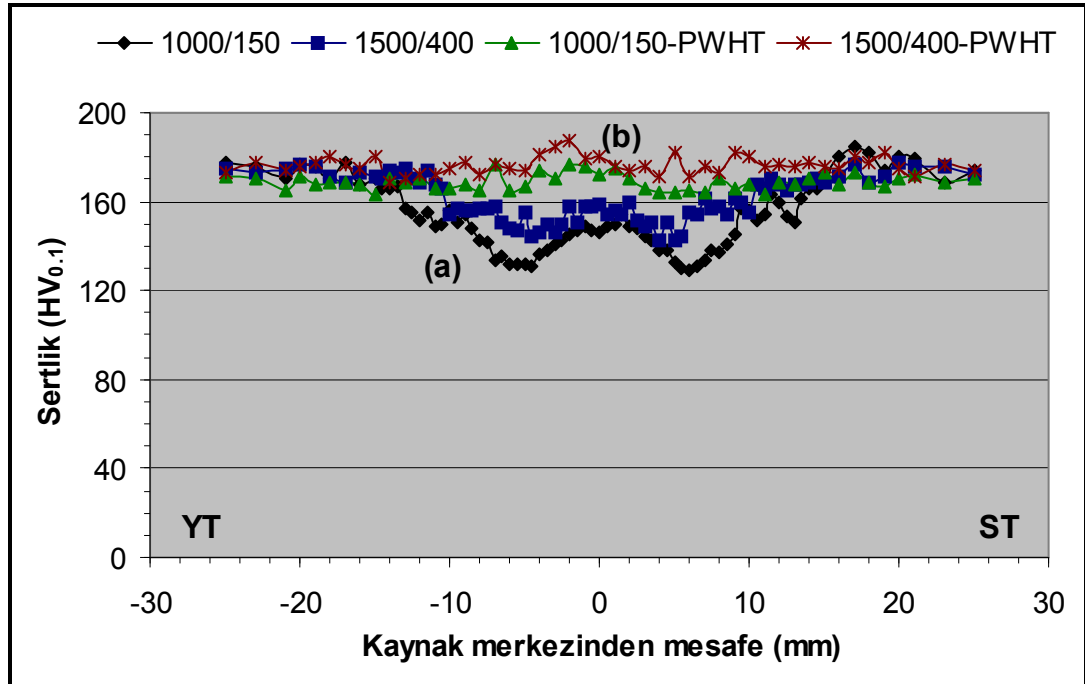
Şekil 5.49 incelendiğinde O-temper şartında kaynak edilerek kaynak sonrasında ısıl işlem gormemiş numunelerin kaynak bۆlgesinde, kaynak sonrasında ısıl işleme tabi tutulmayan 6061-O kaynaklı levhalarda olduğu gibi bir sertlik artışının sۆz konusu olduğu gۆrۆlmektedir. Ancak 7075-O levhalarda bu sertlik artışını 6061-O levhalardan farklı olarak çok yۆksek dۆzeylere eriştiği ve bu numunelerdeki sertlik değerini baz malzeme sertlik değerı olan 60 HV'den yaklaşık 170 HV mertebelerine kadar çıktığı belirlenmiştir. Ayrıca 1000/150 numunesinde sertlik artışının olduğu bۆlgenin 1500/400 numunesine nazaran daha geniş olduğu Şekil ۆzerinden okunabilmektedir. Bu numunelerin kaynak sonrasında ısıl işleme tabi tutulmuş hallerinde ise gerek kaynak bۆlgesinde gerekse baz malzeme kısmındaki sertlik değerı yaklaşık olarak 165-170 HV olarak ۆlۆlmüřtür.



Şekil 5.49 7075-O Al-alaşımı levhalardan elde edilen kaynaklı numunelerin sertlik profilleri: (a) kaynak sonrası ısıl işlem gormemiş numuneler, (b) kaynak sonrası ısıl işlem gormüş numuneler.

Şekil 5.50 T6-temper şartında kaynak edilen 7075 Al-alaşımı levhaların sertlik profillerini gۆstermektedir. Şekilden gۆrۆleceđi ۆzere, 1000/150 ve 1500/400 numunelerinde kaynak bۆlgesinde bir sertlik kaybı sۆz konusu olmuştur. Bu sertlik

kaybının sebebi, 6061-T6 levhalarda olduğu gibi numunelerde DKB ve TMEB’de ince sertleştirici partiküllerin çözünmesi ve IEB’de ise hem bu partiküllerin çözünmesi hem de iri çökelti partiküllerinin irileşmesidir (Woo ve ark., 2007). Bunun yanında 1000/150 numunesindeki sertlik kaybı (minimum sertlik değeri 130 HV) 1500/400 numunesindeki sertlik kaybına nazaran (minimum sertlik değeri 143 HV) daha fazladır. İçyapı incelemesi bölümünde tespit edildiği üzere, 1000/150 numunesinin DKB’si kaynak hızının daha yavaş olması sonucu levhalara daha fazla ısı girdisi söz konusu olduğundan 1500/400 numunesine nazaran daha iri taneli bir yapıdan oluşmaktadır. Bundan ötürü 1000/150 numunesindeki sertlik kaybı 1500/400 numunesine nazaran daha fazla olmuştur. Aynı numunelerin kaynak sonrası ısıl işlem görmüş hallerinde ise bu sertlik kaybı uygulanan ısıl işlem sonrasında bertaraf edilmiştir. Ancak 1000/150 numunesinde elde edilen sertlik değeri (165 HV civarı), 1500/400 numunesinde elde edilen sertlik değerinin (170 HV civarı) altında kalmıştır.



Şekil 5.50 7075-T6 Al-alışımı levhalardan elde edilen kaynaklı numunelerin sertlik profilleri: (a) kaynak sonrası ısıl işlem görmemiş numuneler, (b) kaynak sonrası ısıl işlem görmüş numuneler

### 5.2.3 Çekme Deneyi Sonuçları

#### 5.2.3.1 AA6061 Al-Alaşımlı Kaynaklı Levhalar

Tablo 5.3 6061 Al-alaşımı levhaların ve bu levhalardan elde edilen kaynaklı bağlantıların çekme deneyi sonuçlarını toplu bir şekilde göstermektedir. Tablodan, çekme deneyine tabi tutulan tüm numunelere ait çekme dayanımı, akma sınırı ve % uzama değerlerinin yanı sıra, her bir tür baz malzeme ile kaynaklı levhalara ait ortalama değerler ve kaynaklı levhalara ait kaynak performansları da okunabilir. Kaynak performanslarının hesabı, ortalama değerler üzerinden yapılmış olup, ısıl işlem görmemiş numunelerde kendi baz malzeme çekme deneyi sonuçlarına göre bir hesaplama yapılmışken, ısıl işlem uygulaması yapılmış numunelerde bu hesaplama 6061-T6 baz malzemeye göre yapılmıştır. Ayrıca çekme deneyi sonucunda elde edilen ortalama değerler Şekil 5.51’de sütun grafik halinde de verilmiştir.

6061-O Al-alaşımı levhalardan elde edilerek kaynak işlemi sonrasında ısıl işlem uygulaması yapılmamış numunelerde (1000/150 ve 1500/400) çekme deneyindeki kopmalar kaynak bölgesinin uzağında baz malzemedan gerçekleşmiştir. Dolayısıyla bu numunelerde ölçülen akma sınırı ve çekme dayanımı değerleri (yaklaşık olarak 115 MPa) 6061-O baz malzeme ile yaklaşık olarak aynıdır ve bu kaynaklı numunelerin akma sınırı ve çekme dayanımı performansları %100 civarındadır. Ancak bu numuneler baz malzemedan kopmuş olmalarına rağmen ölçülen %uzama değerleri (yaklaşık olarak %22) baz malzeme % uzama değerinin (%28.5) altında kalmıştır (Tablo 5.3, Şekil 5.51 ve Şekil 5.52). Bunun sebebi, mikrosertlik ölçümleri ile tespit edilmiş olan kaynak bölgelerindeki sertlik artışıdır (Şekil 5.47). Bu sertlik artışı kaynak bölgesinin mukavemetini arttırmış ve baz malzeme mukavemetinin üstüne çıkarmıştır. Numunelerin çekme deneyi sırasındaki uzama değerleri ekstansometre aracılığı ile tespit edilmiş olup ilk ölçü uzunluğu olarak 100mm’lik uzunluk alınmıştır. Dolayısıyla ölçülen %uzama değerleri 100mm’lik bu ilk boy üzerinden hesaplanmıştır. Oysaki bu numunelerde sertlik artışının olduğu ve Şekil 5.47’den görüleceği üzere yaklaşık olarak 15 mm olan kaynak bölgesi çekme deneyi sırasında uzamamakta (elastik bölgede kalmakta) ya da toplam numune uzamasına

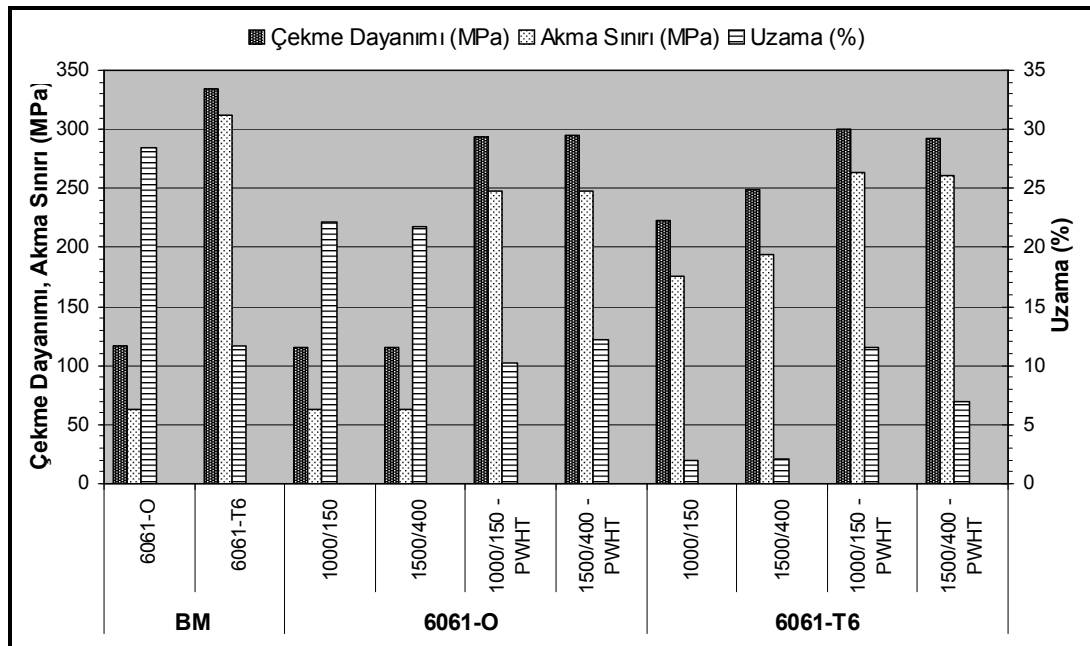
katkısı çok az olmaktadır. Bundan ötürü, bu numunelerin % uzama değeri baz malzeme % uzama değerinin altında kalmıştır. Çekme deneyi öncesinde 50 mm aralıklı ölçü çizgileri de çizilmiş ve deney sonrasında bu iki çizgi arası manüel olarak tekrar ölçülmek suretiyle 50 mm'lik ölçü uzunluğuna göre de % uzama değerleri tespit edilmiştir. O-temper şartında kaynak edilip kaynak sonrasında ısıl işleme tabi tutulmamış numunelerde ölçü uzunluğunun 50 mm olması durumunda ölçülen % uzama değerlerinin, kaynak bölgesinin toplam uzunluk içindeki oranının artması nedeniyle daha da düşmesi de bu durumu doğrulamaktadır (Tablo 5.4). Tablodan görüleceği üzere, bu numuneler için tespit edilen %22,1 ve %21,7'lik uzama değerleri ölçü uzunluğunun 50 mm olması durumunda %16,25 ve % 15,75 olarak ölçülmüştür. Benzer sonuçlar kaynak bölgesinde mukavemet değeri baz levhadan daha yüksek olan lazer kaynaklı çeliklerde de rapor edilmiştir (Çam, Erim ve ark., 1999; Çam, Yeni ve ark., 1998).

Tablo 5.3 6061 Al-alaşımı baz malzemeler ve kaynaklı levhalardan çıkarılan numunelerin çekme deneyi toplu sonuçları.

Numune	Çekme Dayanımı, $R_m$ (MPa) Akma Sınırı, $R_{p0,2}$ (MPa) Uzama (%)											
	6061-O						6061-T6					
	1	2	3	4	Ort. <sup>a</sup>	KP(%) <sup>b</sup>	1	2	3	4	Ort. <sup>a</sup>	KP(%) <sup>b</sup>
Baz Malzeme	116,8	115,7	116,4	117,1	116,5	---	335,05	334	334,2	335,1	334,6	---
	63,6	63,5	63,1	63	63,3	---	312,2	310,8	311,2	312,6	311,7	---
	28,3	28,3	28,6	28,8	28,5	---	11,95	11,89	11,54	11,4	11,7	---
1000/150	112,7	115,4	115,4	115,6	114,8	98,5	216,8	224,1	224,4	227,7	223,3	66,7
	62,1	63,7	63,3	63,1	63,1	99,7	172	175,3	176,7	179,6	175,9	56,4
	21,4	21,8	23	22,2	22,1	77,5	2,23	2,06	1,82	1,74	1,96	16,8
15400/400	114,5	115	115,5	115,8	115,2	98,9	246	249,9	249,9	249,1	248,7	74,3
	62,5	63,7	63,5	63,3	63,3	100	190,9	196,7	194,2	194	193,95	62,2
	21	21,7	22,7	21,5	21,7	76,1	2,26	1,98	2,08	2,01	2,08	17,8
1000/150-PWHT	291,1	295,3	294,4	291,5	293,1	87,6*	301,4	300,7	299,9	299,3	300,3	89,7
	246,9	249	250,7	246,1	248,2	79,6*	265,2	264,1	262	262,1	263,4	84,5
	8,17	12,41	10,14	10,08	10,2	87,2*	11,62	11,7	11,35	11,42	11,5	98,3
1500/400-PWHT	295,1	294,8	295,8	293,2	294,7	88,1*	289,43	294,25	298,8	289	292,9	87,5
	249,6	248,5	248,1	247,5	248,4	79,7*	259,9	261,3	262,8	259,2	260,8	83,7
	11,1	12,31	12,46	13,02	12,2	104,3*	5,36	6,66	11,62	3,87	6,9	59

<sup>a</sup> Ortalama değerler, <sup>b</sup> Kaynak performansı, \* Kaynak performansları 6061-T6 baz malzemeye göre hesaplanmıştır.

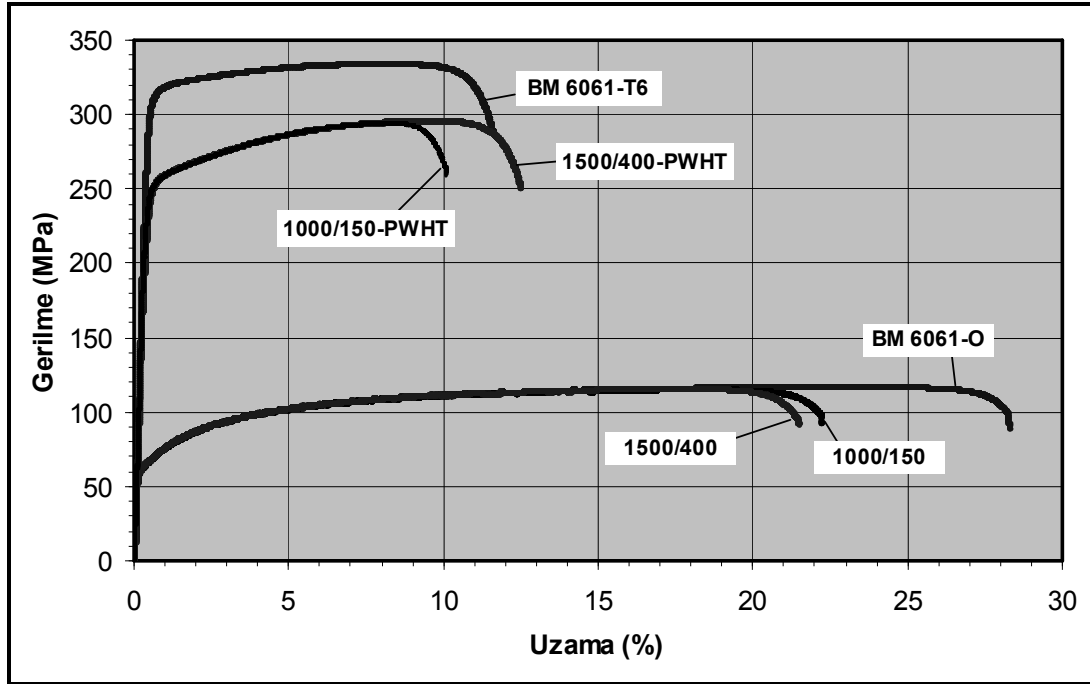
6061-O levhalardan elde edilerek kaynak sonrasında ısıl işleme tabi tutulmuş numunelerin (1000/150-PWHT, 1500/400-PWHT) çekme dayanımı değerleri incelendiğinde (Tablo 5.3, Şekil 5.51 ve Şekil 5.52), yapılan ısıl işlem uygulaması ile kaynaklı numunelerin mukavemet değerlerinde ciddi bir artış olduğu ve her iki numunede de yaklaşık olarak benzer sonuçların elde edildiği anlaşılmaktadır. Bu numunelerin çekme dayanımı değerleri yaklaşık olarak 115 MPa'dan yaklaşık olarak 294 MPa'a çıkarılmıştır. Aynı artış durumu akma sınırı değerlerinde de söz konusu olmuş ve yaklaşık olarak 63 MPa'lık 6061-O baz malzeme akma sınırı değerleri yaklaşık olarak 248 MPa'a çıkmıştır. % uzama değerlerine bakıldığında ise olması gerektiği gibi ısıl işlem görmemiş duruma göre bu değerlerin düştüğü ve 6061-T6 baz malzemeye yakın değerler elde edildiği görülmektedir. Çünkü yapılan ısıl işlem (T6) ile kaynaklı numunelerin hem kaynak bölgesinde hem de baz malzeme kısımlarında sertleştirici partiküllerin çökeltmesi yoluyla sertlik ve dolayısıyla mukavemet artışı sağlanmıştır. Buna paralel olarak da uzama değerleri (yaklaşık olarak %22) yaklaşık olarak 6061-T6 baz malzeme uzama değerine (%11,7) düşmüştür. Bu durum (mukavemet artışı-sünekliğin azalması) yapılmış olan yaşlandırma sertleştirme işleminin doğal bir sonucu olup hedeflenen değerlere (6061-T6 baz malzeme özellikleri) uygundur.



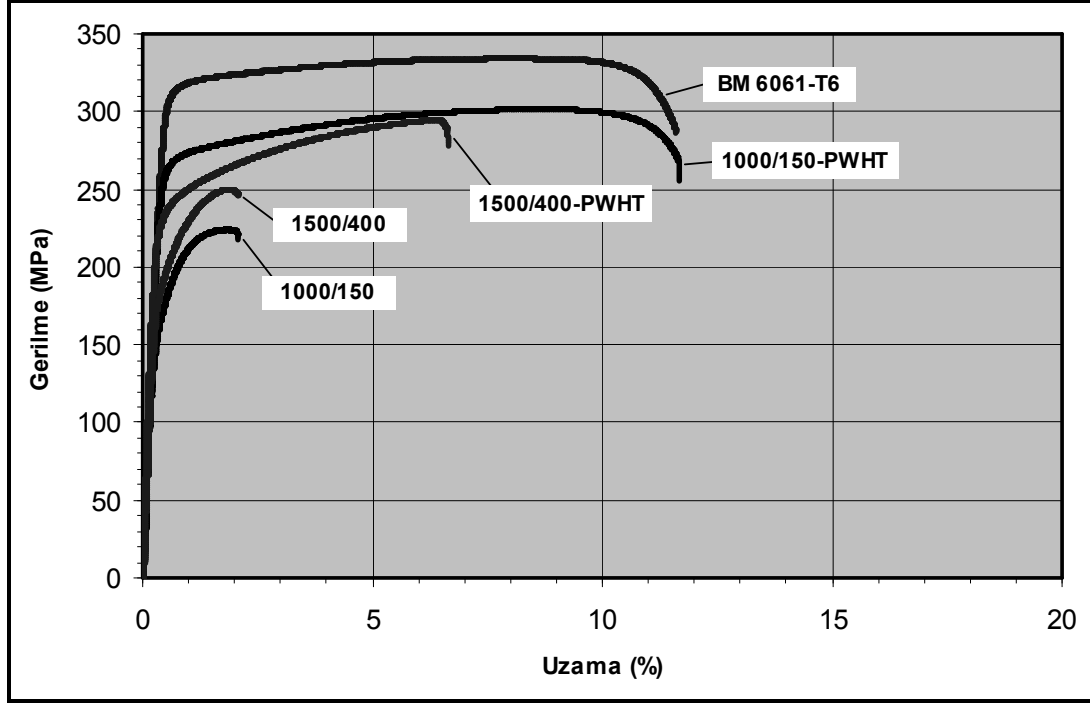
Şekil 5.51 6061 Al-alaşımı baz malzemeler ve kaynaklı levhalardan çıkarılan numunelerin çekme deneyi sonucunda elde edilen ortalama değerleri.



Isıl işlem uygulanmış olan numunelerin mukavemet değerleri kıyaslaması esas olarak 6061-T6 baz malzeme özellikleri ile yapılmalıdır. Bu kıyaslama yapıldığında % uzama değerlerinde baz malzeme özellikleri kabaca yakalanmış olmakla beraber çekme dayanımı ve akma sınırı değerlerinde yaklaşık olarak %12'lik bir kayıp dikkat çekmektedir (Tablo 5.3, Şekil 5.51 ve şekil 5.52). Akma sınırı ve çekme dayanımı değerleri 6061-T6 baz malzeme için yaklaşık olarak sırasıyla 335 MPa ve 312 MPa iken, 1000/150-PWHT numunesinde bu değerler yaklaşık olarak 293 ve 248 MPa, 1500/400-PWHT numunesi içinse yaklaşık olarak 295 ve 248 MPa'dır (yaklaşık olarak %88 çekme dayanımı ve %80 akma sınırı performansı). Bunun yanında uzama performansları, 1000/150-PWHT numunesinde %87 ve 1500/400-PWHT numunesinde %104 olarak ölçülmüştür. Ayrıca, her iki kaynaklı parçadan çıkarılan numunelerde de kopmalar baz malzemeden gerçekleşmiştir. Bu sonuçlar ışığında, yapılan ısıl işlemin O-temper şartında kaynak edilen numunelerde oldukça olumlu sonuç verdiği ve bu numunelerin kaynak bölgesinde söz konusu olup içyapı incelemeleri bölümünde tespit edilmiş olan ATB oluşumunun (Şekil 5.21, 5.22 ve 5.24) çekme deneyi özellikleri üzerinde olumsuz bir etkisinin olmadığı anlaşılmaktadır.



Şekil 5.52 6061-O levhalardan elde edilen kaynaklı levhalardan çıkarılan numunelerin çekme deneyi sonucunda elde edilen gerilme-uzama grafiklerine ait örnekler.



Şekil 5.53 6061-T6 levhalardan elde edilen kaynaklı levhalardan çıkarılan numunelerin çekme deneyi sonucunda elde edilen gerilme-uzama grafiklerine ait örnekler.

Tablo 5.4 Kaynak sonrası ısıl işlem görmemiş 6061 Al-alışımı kaynaklı levhalarda ölçü uzunluğu değişimine göre % uzama değerleri.

Numune	Uzama (%)			
	6061-O		6061-T6	
	L* = 100mm	L* = 50mm	L* = 100mm	L* = 50mm
1000/150	22,1	16,25	1,96	4,65
15400/400	21,7	15,75	2,08	4,85

\*L ilk ölçü uzunluğudur.

6061-T6 Al-alışımı levhalardan elde edilen ve kaynak işlemi sonrası ısıl işleme tabi tutulmayan numuneler, O-temper şartında kaynak edilen numunelerin aksine kaynak bölgesinden (IEB) kopmuştur. Bu numunelerden, parametrik çalışma bölümünde 6061 Al-alışımı levhalar için uygun olarak belirlenen parametre setinde kaynak edilen 1500/400 numunesi 1000/150 numunesine göre daha iyi sonuç vermiştir (Tablo 5.3, Şekil 5.51 ve Şekil 5.53). Bu iki numunenin Şekil 5.48'de

verilen mikrosertlik profilleri de elde edilen bu sonucu doğrulamaktadır. Zira, 1000/150 numunesinin kaynak bölgesindeki sertlik kaybı 1500/400 numunesine göre daha fazladır. 1500/400 numunesinden elde edilen numunelerin çekme deneyleri sonucunda 249 MPa'lık çekme dayanımı (%74,3 performans), 194 Mpa'lık akma sınırı (%62,2 performans) ve %2,02'lik uzama değeri (%17,8 performans) ölçülmüştür. Elde edilen bu değerlerin 6061-T6 baz malzeme değerlerinden (334,6 MPa, 311,7 MPa ve %11,7) düşük kalmasının nedeni kaynak bölgesindeki sertlik kaybıdır. Bu durum sertlik ölçümleri başlığında (Bkz. §5.2.2.1) açıklandığı üzere Al-alışımlarının kaynağında karşılan normal bir durumdur. Özellikle % uzama değerinin oldukça düşük olmasının sebebi yine kaynak bölgesindeki sertlik dolayısıyla mukavemet kaybıdır. Bu durumda daha önce bahsedildiği üzere, kaynak bölgesinin sertlik değerinin baz malzeme sertlik değerinin altında kalmasından ötürü çekme deneyi sırasında baz malzeme kısmı elastik bölgede kalmakta ve toplam numune uzamasına katkısı olmamakta veya çok az olmaktadır. Baz malzemenin akma sınırı değeri 311,7 MPa iken kaynaklı numune 249 MPa değerinde kopmakta ve dolayısıyla numunenin baz malzeme kısmı plastik şekil değişimine uğramadan elastik bölgede kalarak kopma gerçekleşmektedir. Çekme deneyi öncesinde 50 mm aralıklı ölçü çizgileri de çizilmiş ve deney sonrasında bu iki çizgi arası tekrar ölçülmek yoluyla 50 mm'lik ölçü uzunluğuna göre de % uzama değerleri tespit edilmiştir. T6-temper şartında kaynak edilip kaynak sonrasında ısıl işleme tabi tutulmamış numunelerde ölçü uzunluğunun 50 mm olması durumunda ölçülen % uzama değerlerinin kaynak bölgesinin toplam uzunluk içindeki oranının artması nedeniyle artması da bu durumu doğrulamaktadır (Tablo 5.4). Tablodan görüleceği üzere bu numunelerde ölçü uzunluğunun 100 mm olması durumunda ekstansometre aracılığı ile ölçülmüş olan % uzama değerleri yaklaşık olarak %2 iken, manüel olarak ölçülen ve ölçü uzunluğunun 50 mm olarak alındığı durumda % uzama değerleri yaklaşık olarak %4.75 olarak ölçülmüştür. Aynı şekilde, Peel ve ark. (2003) SKK yapılmış 5083 Al-alışımlarında kaynak bölgesindeki sertlik kaybı sonrasında kaynak bölgesinin baz malzemeye göre daha düşük bir akma sınırı değeri sergilediğini ve çekme deneyi sırasındaki plastik şekil değişiminin neredeyse tümünün kaynak bölgesinde gerçekleştiğini tespit etmişlerdir. Bunun yanında, yaşlandırma sertleştirilmesi yapılmış Al-alışımlarının lazer ve elektron hüzmesi kaynak yöntemleri

ile birleştirilmesi üzerine yapılmış olan bazı çalışmalarda da benzer sonuçlar rapor edilmiştir (Çam ve Koçak, 2007; Çam, Ventzke, Dos Santos ve Koçak, 2000; Çam, Ventzke, Dos Santos, Koçak, Jennequin ve Gonthier-Maurin, 1999; Pakdil ve ark., 2011).

6061-T6 Al-alaşımı levhalardan elde edilerek kaynak sonrasında ısıl işleme tabi tutulmuş numunelerde de, O-temper şartında kaynak edilerek kaynak işlemi sonrasında ısıl işleme tabi tutulmuş numunelerde olduğu gibi, kaynak sonrası ısıl işlem görmemiş hallerine göre mukavemet artışı sağlanmıştır. Her iki numunede de (1000/150-PWHT ve 1500/400-PWHT) ısıl işlem yoluyla mukavemet artışı sağlanmış olmakla beraber, 1000/150-PWHT numunesi 1500/400-PWHT numunesine göre gerek akma sınırı ve çekme dayanımı gerekse %uzama değeri açısından daha iyi sonuç vermiştir (Tablo 5.3, Şekil 5.51 ve Şekil 5.53). 1000/150-PWHT kaynaklı parçalardan çıkarılan dört numunede de kopmalar baz malzemenin gerçekleşmişken, 1500/400-PWHT kaynaklı parçasından çıkarılan numuneler biri hariç DKB'den gerçekleşmiştir. Bu durumun içyapı incelemesi bölümünde tespit edilmiş olan, 1000/150-PWHT numunesinin DKB'indeki tanelerin içinde çökelmiş olan ince partiküllerin bulunma yoğunluğunun 1500/400-PWHT numunesine göre daha fazla olmasından ötürü olduğu düşünülmektedir (Bkz. §5.2.1.2.2, Şekil 5.30). 1000/150-PWHT numunesinden elde edilmiş olan 300,3 MPa çekme dayanımı, 284,5 MPa akma sınırı ve %11,5'lik uzama değerleri ile sırasıyla %89,7, %84,5 ve %98,3'lük çekme dayanımı, akma sınırı ve uzama performans değerlerine ulaşılmıştır. Kaynak performansı değerlerinden anlaşılacağı üzere bu numunede bile, uzama açısından 6061-T6 baz malzemenin uzama değeri yakalanmış olmasına karşın çekme dayanımı ve akma sınırı açısından baz malzeme değerlerine tam anlamıyla ulaşamamıştır. Bunun sebebini sertlik profilleri ile açıklamak mümkündür. Şekil 5.48'den görüleceği üzere uygulanan ısıl işlem sonrasında numunelerin gerek kaynak bölgesinde, gerekse baz malzeme kısmında aynı sertlik değerlerine ulaşılmıştır ve ısıl işlem görmemiş numunelerin kaynak bölgesindeki sertlik kaybı bertaraf edilmiştir. Ancak ulaşılan bu sertlik değeri (105 HV civarı) 6061-T6 baz malzeme sertlik değerinin (110-115 HV civarı) altında kalmıştır. Bu nedenden ötürü ölçülen mukavemet değerleri baz malzeme mukavemet değerlerinin altında kalmıştır.

Sonuç olarak, O-temper şartında kaynak edilerek ısıtılma tabi tutulan kaynaklı parçaların her ikisinde de benzer sonuçlar elde edilmekle beraber 1500/400-PWHT numunesinde daha iyi uzama değerlerinin söz konusu olması sebebiyle 1500/400-PWHT numunesi daha iyi sonuç vermiş olan numune olarak ön plana çıkmaktadır. Bu numuneden elde edilen kaynak performansı değerleri (6061-T6 baz malzemeye göre) çekme dayanımı, akma sınırı ve % uzama performansı sırasıyla olmak üzere %88,1, %79,6 ve %104,3'tür. Bunun yanında T6-temper şartında kaynak edilerek kaynak sonrasında ısıtılma tabi tutulan kaynaklı parçalardan 1000/150-PWHT numunesi, 1500/400-PWHT numunesine göre daha iyi sonuç vermiştir. Bu numuneden elde edilen kaynak performansı değerleri ise yine çekme dayanımı, akma sınırı ve % uzama sırasıyla olmak üzere, %89,7, %84,5 ve %98,3 olarak tespit edilmiştir. O-temper şartında kaynak edilerek ısıtılma tabi tutulan 1500/400-PWHT numunesi ile T6-temper şartında kaynak edilerek ısıtılma tabi tutulan 1000/150-PWHT numunesinden çekme deneyleriyle elde edilen sonuçlar arasındaki farkın, her iki durumda da kopmaların baz malzemedeki gerçekleşmiş olması da göz önüne alınarak, iki farklı etmeden dolayı ortaya çıkmış olabileceği düşünülmektedir. Birinci olarak, O-temper ve T6-temper şartında temin edilen 6061 Al-alışımı levhaların kimyasal kompozisyonları arasında farklılıklar vardır (Bkz. §4.1, Tablo 4.1). Bu kompozisyon farkı mukavemet değerleri arasında farklılığı sebep olmuş olabilir. İkinci etmen ise, O-temper ile T6-temper şartında elde edilen kaynaklı parçalara kaynak işlemi sonrasında uygulanan ısıtılma şartlarının aynı olmasıdır. Bu iki temper şartındaki levhalara farklı şartlarda ısıtılma işlemi gereksinimi olabileceği düşünülmektedir.

### 5.2.3.2 AA7075 Al-Alaşımı Kaynaklı Levhalar

Tablo 5.5 7075 Al-alaşımı levhaların ve bu levhalardan elde edilen kaynaklı bağlantıların çekme deneyi sonuçlarını toplu bir şekilde göstermektedir. Tablodan, çekme deneyine tabi tutulan tüm numunelere ait çekme dayanımı, akma sınırı ve % uzama değerlerinin yanı sıra her bir tür baz malzeme ve kaynaklı levhaya ait ortalama değerler ile kaynaklı levhalara ait kaynak performansları da okunabilir. Kaynak performanslarının hesabı ortalama değerler üzerinden yapılmış olup, ısıl işlem görmemiş numunelerde kendi baz malzeme çekme deneyi sonuçlarına göre bir hesaplama yapılmışken, ısıl işlem uygulaması yapılmış numunelerde bu hesaplama 6061-T6 baz malzemeye göre yapılmıştır. Ayrıca çekme deneyi sonucunda elde edilen ortalama değerler Şekil 5.54'de sütun grafik halinde de gösterilmiştir.

7075-O Al-alaşımı levhalardan elde edilerek kaynak işlemi sonrasında ısıl işlem uygulaması yapılmamış numuneler (1000/150 ve 1500/400) çekme deneyi sırasında kaynak bölgesinin uzağında baz malzemededen kopmuştur. Dolayısıyla bu numunelerde ölçülen akma sınırı ve çekme dayanımı değerleri 7075-O baz malzeme değerleri ile yaklaşık olarak aynıdır ve bu kaynaklı numunelerin akma sınırı ve çekme dayanımı performansları yaklaşık olarak %100 civarındadır. Ancak bu numuneler baz malzemededen kopmuş olmalarına rağmen ölçülen %uzama değerleri (1000/150 numunesi için %14,1 ve 1500/400 numunesi için %15,1) baz malzeme % uzama değerinin (%18,9) altında kalmıştır (Tablo 5.5, Şekil 5.54 ve Şekil 5.55). Bunun sebebi, mikrosertlik ölçümleri ile tespit edilmiş olan kaynak bölgelerindeki ciddi sertlik artışıdır. 62 HV civarındaki baz malzeme sertlik değeri kaynak bölgesinde 170 HV seviyelerine kadar çıkmıştır (Şekil 5.49). Bu sertlik artışı kaynak bölgesinin mukavemetini arttırmış ve baz malzeme mukavemetinin üstüne çıkarmıştır. Numunelerin çekme deneyi sırasındaki uzama değerleri ekstansometre aracılığı ile tespit edilmiş olup ilk ölçü uzunluğu olarak 100mm'lik uzunluk alınmıştır. Dolayısıyla ölçülen %uzama değerleri 100mm'lik bu ilk boy üzerinden hesaplanmıştır. Oysaki bu numunelerin sertlik artışının olduğu ve Şekil 5.49'dan görüleceği üzere yaklaşık olarak 15 mm olan kaynak bölgesi çekme deneyi sırasında uzamamakta (elastik bölgede kalmakta) ya da toplam numune uzamasına katkısı çok

az olmaktadır. Bundan ötürü, bu numunelerin % uzama değeri baz malzeme % uzama değerinin altında kalmıştır. Çekme deneyi öncesinde 50 mm aralıklı ölçü çizgileri de çizilmiş ve deney sonrasında bu iki çizgi arası tekrar ölçülmek yoluyla 50 mm'lik ölçü uzunluğuna göre de % uzama değerleri tespit edilmiştir. O-temper şartında kaynak edilip kaynak sonrasında ısıtılma tabi tutulmamış numunelerde ölçü uzunluğunun 50 mm olması durumunda ölçülen % uzama değerlerinin kaynak bölgesinin toplam uzunluk içindeki oranının artması nedeniyle daha da düşmesi de bu durumu doğrulamaktadır (Tablo 5.6). Benzer sonuçlar kaynak bölgesinde mukavemet değeri baz levhadan daha yüksek olan lazer kaynaklı çeliklerde de rapor edilmiştir (Çam, Erim ve ark., 1999; Çam, Yeni ve ark., 1998).

Ayrıca bu numunelerde dikkat çeken bir diğer durum 1500/400 numunesindeki küçük de olsa söz konusu kaynak hatasına rağmen çekme deneyi sırasında kopmanın bu kaynak hatasının söz konusu olduğu DKB'den değil yine baz malzemedan gerçekleşmesidir ki, bu durum da yine kaynak bölgesindeki sertlik artışı sebebiyledir. Kaynak bölgesindeki sertlik artışı bu bölgenin mukavemetini arttırmış ve bu mukavemet artışı kaynak hatasını tolere edebilecek düzeyde olmuştur. Dolayısıyla çekme deneyindeki kopma bu hatanın olduğu kaynak bölgesinden değil baz malzemedan gerçekleşmiştir.

7075-O levhalardan elde edilerek kaynak sonrasında ısıtılma tabi tutulan numunelerin (1000/150-PWHT, 1500/400-PWHT) mukavemet değerlerinde ısıtılma uygulanmamış numunelere göre önemli bir artış elde edilmiştir. Bu numunelerin her ikisi de benzer akma sınırı değerleri (yaklaşık olarak 490 MPa) sergilemiş olmalarına rağmen, 1000/150-PWHT numunesinin çekme dayanımı ve uzama değerleri (525,2 MPa ve %6,66), 493 MPa çekme dayanımı ve %1,13 uzama değeri veren 1500/400-PWHT numunesine göre daha yüksek olarak tespit edilmiştir (Tablo 5.5, Şekil 5.54 ve Şekil 5.55).

1500/400-PWHT numunesinin daha düşük çekme dayanımı ve özellikle daha düşük %uzama değerleri sergilemesinin sebebi, içyapı incelemesi bölümünde tespit edilmiş olan ATB'ye uğramış DKB'deki oksit tabakasının varlığıdır (Bkz. §5.2.1.3.1,

Şekil 5.34). Çekme deneyi sırasında kırılma bu oksit tabakasının olduğu hattı takip etmiştir (Şekil 5.56). Oksit tabakasının olmaması durumunda kırılmanın ATB'ye uğramış DKB'deki taneler ile yığılma tarafındaki TMEB arasında bulunan ve ısıtılma işlem öncesindeki ince taneli durumunu muhafaza etmiş bölgenin olduğu hattı takip etmesi beklenirdi. Fakat oksit tabakasının varlığından ötürü, kırılma daha zayıf mukavemet özelliklerinin söz konusu olduğu oksit tabakasının olduğu hattı takip etmiştir. İlerde bahsedileceği üzere, benzer bir şekilde ince taneli bir bölgenin söz konusu olduğu ve herhangi oksit tabakası içermeyen 7075-T6 Al-alışımı levhalardan elde edilerek ısıtılma işlemi tabii tutulan 1000/150-PWHT numunesinde kırılma ince taneli yapının olduğu hattı takip etmiştir (Şekil 5. 58).

Kaynak sonrasında yapılan ısıtılma işlem neticesinde daha iyi mukavemet değerleri veren 1000/150-PWHT numunesinin çekme dayanımı ısıtılma işlem öncesindeki 203,9 MPa'dan 525,2 MPa'a ve akma sınırı değeri 88,4 MPa'dan 489,9 MPa'a çıkarılmıştır. Bunun yanında % uzama değeri %14,1'den %6,66'ya düşmüştür. Yapılan ısıtılma işlem (T6) neticesinde O-temper durumuna göre %uzama değerinin düşmesi beklenen ve olması gereken bir durumdur. Ancak ısıtılma işlem neticesinde elde edilecek olan % uzama değerinin 7075-T6 baz malzemedeki % uzama değerine (%16,1) erişmesi istenir. Bu aşırı düşüşün sebebi bu kaynaklı parçadan elde edilen dört adet çekme deneyi numunesinden ikisinin %12,1 ve %10,61 uzama değerleri ile baz malzemedan kopmuş olmasına karşın diğer ikisinin %1,45 ve %2,46 gibi düşük uzama değerleri ile DKB'den kopmuş olması ve ortalama % uzama değerini düşürmeleridir. İki numune baz malzemedan koparken diğer ikisinin kaynak bölgesinden kopmasının sebebi olarak, kaynak işlemi yapılırken pozisyon kontrollü kaynak yapılmış olması ve kaynak hattı boyunca olası levha kalınlığı farklılıklarından ötürü sabit bir batma derinliğinin ve dolayısıyla sabit bir ısı girdisinin sağlanamamış olması düşünülmektedir. Bunun önüne geçilebilmesi için yük kontrollü kaynak yapılması gerekirdi ancak kullanılan CNC tezgahının düşey yük kontrolüne imkan vermemesinden ötürü yük kontrollü kaynak yapılamamıştır. Diğer taraftan baz malzemedan kopan iki numunenin %uzama değerleri de (ortalama % 11,355) 7075-T6 baz malzemenin %16,1'lik uzama değerinden düşüktür. Bu düşüklüğün sebebi ise 7075-O baz malzeme ile 7075-T6 baz malzemedeki

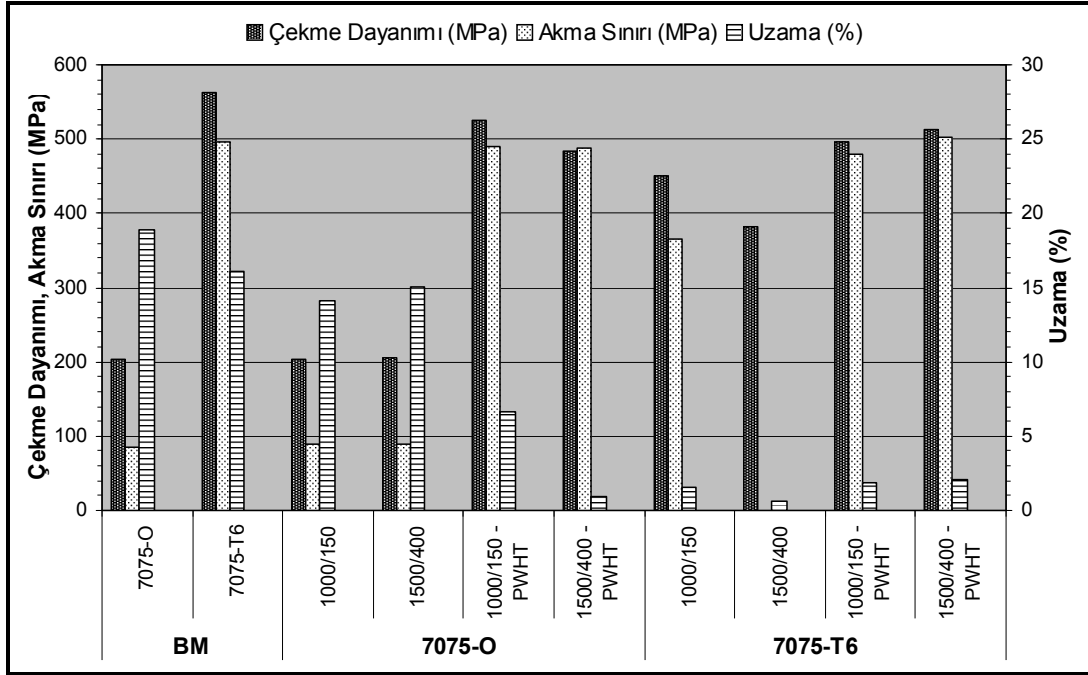


haddeleme oranı farklılığı, 7075-O baz malzemenin daha şiddetli bir haddeleme işlemine maruz kalmış olmasıdır (Bkz. §5.2.1.1, Şekil 5.20). Ayrıca bu iki baz malzemenin kimyasal kompozisyonunun da birebir birbirinin aynı olmaması bu farklılıktaki bir diğer faktör olarak önümüze çıkmaktadır (Tablo 4.2). Bir diğer etmen ise kaynaklı parçaya uygulanmış olan ısıl işlem ile T6-temper şartında temin edilmiş olan 7075-T6 baz malzemenin T6 temper şartına getirilmesi amacıyla fabrika şartlarında yapılmış olan ısıl işlem şartları arasındaki olası farklılıklardır. 1000/150-PWHT numunesinden, 7075-T6 baz malzemeye göre, %93,2 çekme dayanımı, %98,8 akma sınırı ve %41,4 uzama performansı elde edilmiştir.

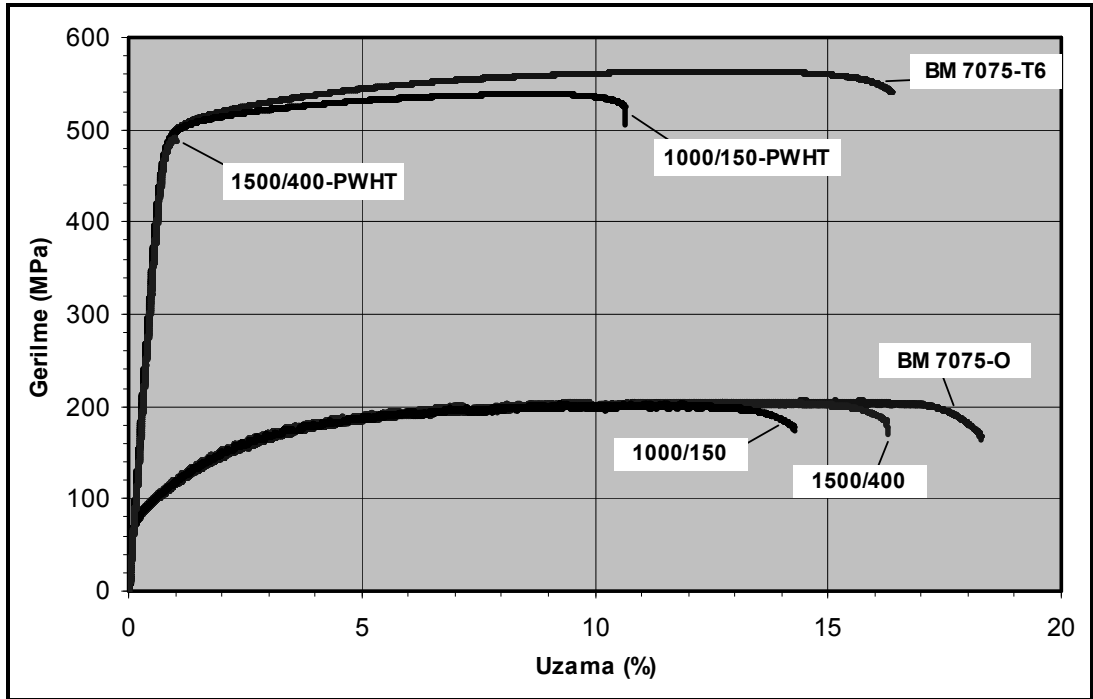
Tablo 5.5 7075 Al-alışımı baz malzemeler ve kaynaklı levhalardan çıkarılan numunelerin çekme deneyi toplu sonuçları.

Numune	Çekme Dayanımı, $R_m$ (MPa) Akma Sınırı, $R_{p0,2}$ (MPa) Uzama (%)											
	7075-O						7075-T6					
	1	2	3	4	Ort. <sup>a</sup>	KP (%) <sup>b</sup>	1	2	3	4	Ort. <sup>a</sup>	KP (%) <sup>b</sup>
<b>Baz Malzeme</b>	203,2 85,1 19,1	206,8 84,6 20,4	197,2 87 17,8	206,6 84,3 18,3	<b>203,5</b> <b>85,2</b> <b>18,9</b>	---	563,1 493,9 16,4	559,2 492,2 14,4	567 502 16,3	564,7 496,2 17,1	<b>563,5</b> <b>496,1</b> <b>16,1</b>	---
<b>1000/150</b>	203,9 88 14,21	203,7 89,4 14,07	203,7 88,5 13,76	204,1 87,8 14,27	<b>203,9</b> <b>88,4</b> <b>14,1</b>	<b>100,2</b> <b>103,8</b> <b>74,6</b>	449,7 365,1 1,92	449,2 364,9 1,92	443 369,3 1,69	457,5 365,2 1,02	<b>449,9</b> <b>366,1</b> <b>1,54</b>	<b>79,8</b> <b>73,8</b> <b>9,6</b>
<b>15400/400</b>	205,7 89,3 14,76	205,8 89,4 14,32	206,1 89,6 14,93	206,2 89,4 16,25	<b>206</b> <b>89,4</b> <b>15,1</b>	<b>101,2</b> <b>104,9</b> <b>79,9</b>	380 ---	395,8 ---	380 ---	372,4 ---	<b>382,1</b> ---	<b>67,8</b> ---
<b>1000/150-PWHT</b>	506,6 482,9 1,45	539,6 493,5 12,1	538,9 490,5 10,61	515,4 492,6 2,46	<b>525,2</b> <b>489,9</b> <b>6,66</b>	<b>93,2*</b> <b>98,8*</b> <b>41,4*</b>	508,2 479 2,09	521,4 481,3 3,45	485,6 480,4 1,24	492,8 478,5 1,31	<b>502</b> <b>479,8</b> <b>2,02</b>	<b>89,1</b> <b>96,7</b> <b>12,5</b>
<b>1500/400-PWHT</b>	---	490,6 488,5 1,02	497,9 489,3 1,25	491,3 489,1 1,12	<b>493,3</b> <b>489</b> <b>1,13</b>	<b>87,5*</b> <b>98,6*</b> <b>7*</b>	458,4 ---	524,2 504,2 1,85	535,5 502,8 3,11	529,3 500,1 2,47	<b>511,9</b> <b>502,4</b> <b>2,09</b>	<b>90,8</b> <b>101,3</b> <b>13</b>

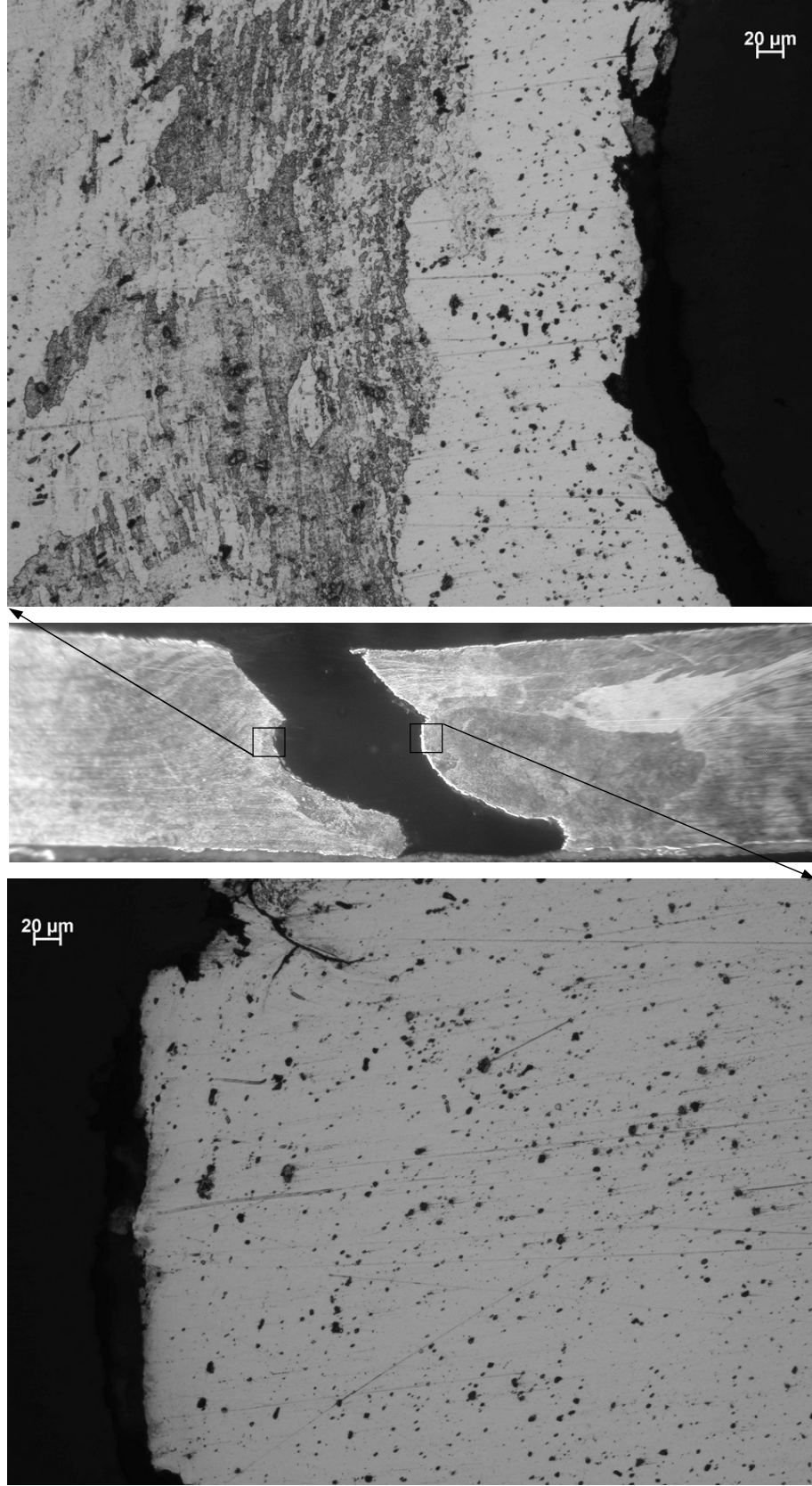
<sup>a</sup> Ortalama değerler, <sup>b</sup> Kaynak performansı, \* Kaynak performansları 7075-T6 baz malzemeye göre hesaplanmıştır.



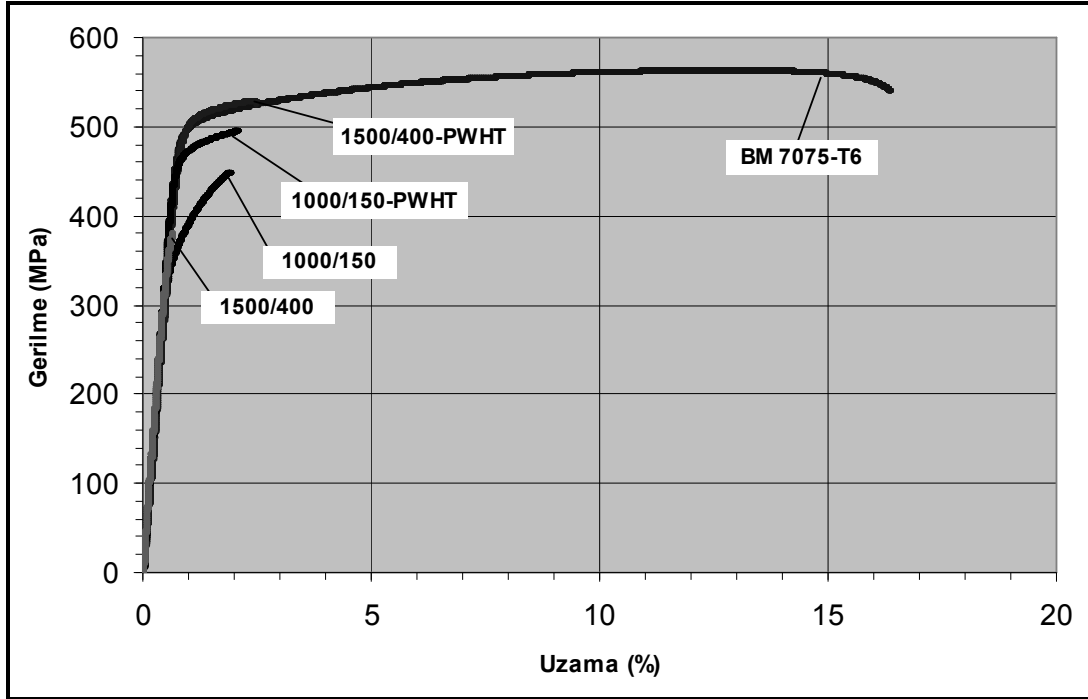
Şekil 5.54 7075 Al-alaşımı baz malzemeler ve kaynaklı levhalardan çıkarılan numunelerin çekme deneyi sonucunda elde edilen ortalama değerleri.



Şekil 5.55 7075-O levhalardan elde edilen kaynaklı levhalardan çıkarılan numunelerin çekme deneyi sonucunda elde edilen gerilme-uzama grafiklerine ait örnekler.



Şekil 5.56 7075-O Al-alaşımı levhalardan elde edilen 1500/400-PWHT numunesinden çıkarılan çekme deneyi numunesinde kopma yeri.



Şekil 5.57 7075-T6 levhalardan elde edilen kaynaklı levhalardan çıkarılan numunelerin çekme deneyi sonucunda elde edilen gerilme-uzama grafiklerine ait örnekler.

Tablo 5.6 Kaynak sonrası ısıl işlem görmemiş 7075 Al-alışımı kaynaklı levhalarda ölçü uzunluğu değişimine göre % uzama değerleri.

Numune	Uzama (%)			
	7075-O		7075-T6	
	L* = 100 mm	L* = 50 mm	L* = 100 mm	L* = 50 mm
<b>1000/150</b>	14,1	8,65	1,54	3,75
<b>15400/400</b>	15,1	9,7	0,64	0,75

\*L ilk ölçü uzunluğudur.

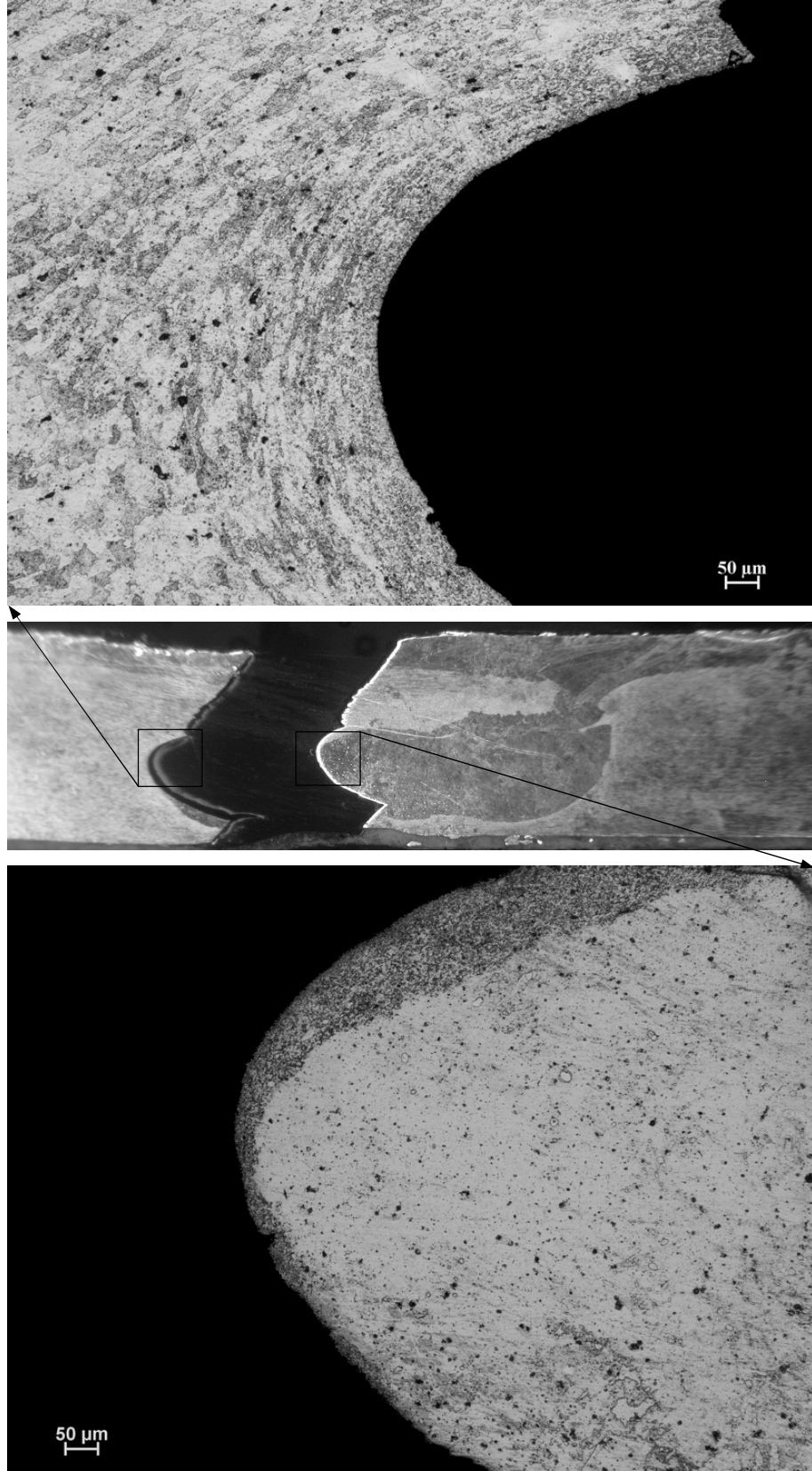
7075-T6 Al-alışımı levhalardan elde edilen ve kaynak işlemi sonrası ısıl işleme tabi tutulmayan numuneler, O-temper şartında kaynak edilen numunelerin aksine kaynak bölgesinden kopmuştur. Bu numunelerden, parametrik çalışma bölümünde 7075 Al-alışımı levhalar için uygun olarak belirlenen parametre setinde kaynak edilen 1000/150 numunesi yaklaşık olarak 450 MPa'lık çekme dayanımı değeri ile yaklaşık olarak 382 MPa çekme dayanımı değeri veren 1500/400 numunesine göre daha iyi sonuç vermiştir (Tablo 5.5, Şekil 5.54 ve Şekil 5.57). Bu iki numunenin

Şekil 5.50’de verilen mikrosertlik profilleri incelendiğinde 1000/150 numunesinin kaynak bölgesindeki sertlik kaybı daha fazla olmasına karşın 1500/400 numunesindeki kaynak hatasının (Şekil 5.41) bu durumun oluşmasında etkin bir rol oynadığı ve 1500 min<sup>-1</sup> ile 400 mm/min parametre ikilisinin 7075-T6 levhaları birleştirmek için uygun parametreler olmadığı ortaya çıkmaktadır. Bunun yanında gerek 1500/400 (%0,64 uzama) gerekse 1000/150 (%1,54 uzama) numunesi çok düşük uzama değerleri ile kopmuşlardır. Kaynak hatası içermeyen 1000/150 numunesinde bunun tek sebebi kaynak bölgesindeki sertlik kaybıdır. Kaynak bölgesindeki sertlik kaybı nedeniyle bu bölgenin mukavemeti düşmekte (çekme dayanımı 450 MPa) ve çekme deneyi sırasında sadece bu bölge uzamaktadır. Numunenin baz malzeme kısmı, baz malzeme akma sınırı değerinin 496 MPa olmasından ötürü çekme deneyi sırasında elastik bölgede kalmakta ve toplam numune uzamasına katkısı olmamakta veya çok az olmaktadır. Ölçü uzunluğunun 100mm olmasına karşın uzayan kısmın sadece kaynak bölgesi olmasından ötürü de numunenin % uzama değeri düşük seviyelerde kalmaktadır. Çekme deneyi öncesinde 50 mm aralıklı ölçü çizgileri de çizilmiş ve deney sonrasında bu iki çizgi arası tekrar ölçülmek yoluyla 50 mm’lik ölçü uzunluğuna göre de % uzama değerleri hesaplanmıştır. T6-temper şartında kaynak edilip kaynak sonrasında ısıl işleme tabi tutulmamış 1000/150 numunesinde, %1,54 olarak ölçülmüş olan uzama değerinin, ölçü uzunluğunun 50 mm olması durumunda kaynak bölgesinin toplam uzunluk içindeki oranının artması nedeniyle, %3,75’e çıkmış olması da bu durumu doğrulamaktadır (Tablo 5.6). 6061-T6 levhalardan elde edilen kaynaklı numunelerde de söz konusu olan bu durum, SKK yapılmış 5083 Al-alaşımında da tespit edilmiş olup kaynak bölgesindeki sertlik kaybı sonrasında kaynak bölgesinin baz malzemeye göre daha düşük bir akma sınırı değeri sergilediği ve çekme deneyi sırasındaki plastik şekil değişiminin neredeyse tümünün kaynak bölgesinde gerçekleştiği saptanmıştır (Peel ve ark., 2003). Ayrıca, yaşlandırma sertleştirmesi yapılmış Al-alaşımının lazer ve elektron hüzmeleri kaynak yöntemleri ile birleştirilmesi üzerine yapılmış olan çalışmalarda da benzer durumlar rapor edilmiştir (Çam ve Koçak, 2007; Çam, Ventzke, Dos Santos ve Koçak, 2000; Çam, Ventzke, Dos Santos, Koçak, Jennequin ve Gonthier-Maurin, 1999; Pakdil ve ark., 2011). 1500/400 numunesinde ise bu etmenin yanı sıra kaynak bölgesindeki kaynak hatası, durumu daha ileri

seviyelere taşımış ve % uzama değerinin %0,64 gibi oldukça düşük seviyelerde kalmasına sebebiyet vermiştir. Bu numunedeki % uzama değerinin bu derece düşük olması %0,2'lik akma sınırı değerinin de tespit edilememesine sebep olmuştur. Kaynak hatası içermeyen ve daha iyi sonuç veren 1000/150 numunesinden ölçülen çekme dayanımı ve akma sınırı değerlerinin (sırasıyla yaklaşık olarak 449,9 MPa ve 366,1 MPa ) baz malzeme çekme dayanımı ve akma sınırına (563,5 MPa ve 496,1 MPa) göre düşük kalmasının sebebi ise yine yukarıda izah edildiği gibi kaynak bölgesindeki sertlik kaybıdır. Bu sertlik kaybından ötürü kaynak bölgesinin mukavemeti sertlik kaybına paralel olarak düşmekte ve numuneler bu bölgeden baz malzemeye göre daha düşük mukavemet değeri sonuçları ile kopmaktadır. Bu numune %79,8 çekme dayanımı ve %73,8 akma sınırı ve %9,6 uzama performansı sergilemiştir.

7075-T6 levhalardan elde edilerek kaynak sonrasında ısıl işleme tabi tutulan numunelerin (1000/150-PWHT, 1500/400-PWHT) mukavemet değerlerinde O-temper şartında kaynak edilerek ısıl işleme tabi tutulan numunelerde gözlemlendiği gibi ısıl işlem uygulanmamış numunelere göre artış sağlanmıştır (Tablo 5.5, Şekil 5.54 ve Şekil 5.57). Bu numunelerden herhangi bir kaynak hatası içermeyen 1000/150-PWHT numunesi 502 MPa çekme dayanımı, 479,8 MPa akma sınırı ve %2,02 uzama değeri verirken, kaynak hatası içeren 1500/400-PWHT numunesi 511,9 MPa çekme dayanımı, 502,4 MPa akma sınırı ve %2,09 uzama değeri sergilemiştir. Dikkat çekici bir şekilde, kaynak hatası içeren ve ısıl işlem uygulanmamış halde oldukça düşük mukavemet değerleri sergileyen 1500/400-PWHT numunesinin kaynak hatası içermeyen 1000/150-PWHT numunesinden daha iyi mukavemet değerleri sergilediği görülmektedir. Ancak 1500/400-PWHT kaynaklı parçasından çıkarılan dört çekme numunesinin sonuçları incelendiğinde bu parçadan çıkarılan ilk numunenin tespit edilen ortalama değere göre (511,9 MPa) oldukça düşük bir çekme dayanımı değerine (458,4 MPa) sahip olduğu ve bu numunede bir akma sınırı değerinin tespit edilemediği dikkat çekmektedir. Bu doğrultuda bu kaynaklı numunenin belli yerlerinde kaynak hatalarının söz konusu olduğu ve bu bölgelerden çıkarılan numunelerin düşük mukavemet değeri sergiledikleri ancak kaynaklı parçanın bazı yerlerinde ise kaynak hatasının söz konusu olmadığı ve bu nedenle bu bölgelerden

çıkarılan numunelerin yüksek mukavemet değeri sergiledikleri anlaşılmaktadır. Bu durum da yine her ne kadar sonuçları 1000/150-PWHT numunesinden daha iyi olsa da 1500 min<sup>-1</sup> dönme hızı ile 400 mm/min ilerleme hızı parametre ikilisinin 7075-T6 levhalar için uygun parametreler olmadıklarını ortaya koymaktadır. 479,8 MPa akma sınırı değeri sergileyen 1000/150-PWHT numunesi bu değer ile 7075-T6 baz malzeme akma sınırı değerine (496,1) yakın bir sonuç sergilemiştir (akma sınırı performansı %96,7). Ancak bu numunenin 502 MPa olan çekme dayanımı değeri, baz malzeme çekme dayanımı değeri olan 563,5 MPa'a göre düşük kalmıştır (%89,1 çekme dayanımı performansı). Ayrıca bu numunenin %2,02'lik ortalama uzama değeri de baz malzeme uzama değeri olan %16,1'e göre oldukça düşük kalmıştır. Daha düşük çekme dayanımı ve özellikle daha düşük %uzama değerlerinin sebebi, bu numunede DKB'yi sarmalayan ince taneli yapının varlığıdır. Bu ince taneli yapı ısıtılma işlem öncesindeki ince taneli durumunu muhafaza etmiş ve ATB'ye uğramamıştır (Bkz. §5.2.1.3.2, Şekil 5.46). Çekme deneyi sırasında bu kaynaklı parçadan çıkarılan numunelerin dördünde de kırılma, aşırı bir şekilde büyümüş taneleri (ATB) sarmalayan ve TMEB'den ayıran ince taneli yapının olduğu hattı takip etmiştir (Şekil 5.58). Bu durumun, ATB'ye maruz kalmış olan taneler ile TMEB'deki taneler arasına sıkışmış bir şekilde var olan ince taneli yapının sebebiyet verdiği mikroyapısal uyumsuzluktan ileri geldiği düşünülmektedir. Ayrıca yapılan ısıtılma işlem ile 7075-T6 baz malzeme sertlik değerlerine tam anlamıyla erişilememiş olması da, 1000/150-PWHT numunesinden ölçülen mukavemet değerleri ile 7075-T6 baz malzeme mukavemet değerlerinin tam anlamıyla yakalanamamış olmasında rol oynamıştır.



Şekil 5.58 7075-T6 Al-alışımı levhalardan elde edilen 1000/150-PWHT numunesinden çıkarılan çekme deneyi numunesinde kopma yeri.



## BÖLÜM ALTI

### SONUÇLAR

Yapılan çalışmada, 6061 ve 7075 Al-alışımı levhalar hem O-temper hem de T6-temper durumunda, farklı kaynak parametreleri kullanılarak birleştirilmiştir. Kaynak işlemi sonrasında herhangi bir ısıl işlem uygulaması yapılmayan kaynaklı levhalardan elde edilen sonuçlar aşağıda sıralanmıştır:

- SKK yapılmış Al-alışımalarında kaynak bölgesi, karıştırma bölgesi (KB), ısı etkisindeki bölge (IEB) ve baz malzeme (BM) olmak üzere üç ayrı bölgeden oluşmaktadır. Bunun yanında karıştırma bölgesi (KB) de dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge (DKB) ve termomekanik olarak etkilenen bölge (TMEB) olarak iki farklı tipte bölgeden oluşmaktadır.
- DKB, yeniden kristalleşmiş, görece eşeksiz ve ince taneli (6061 Al-alışımalarında 10  $\mu\text{m}$ 'nin altında, 7075 Al-alışımaları için 5  $\mu\text{m}$ 'nin altında) bir yapıdan oluşmaktadır. Bunun yanında TMEB ise batıcı ucun dönme hareketinin etkisi altında yönelmiş ve uzamış tanelerden oluşmaktadır. IEB'deki taneler ile baz malzeme taneleri arasında sertlik değerlerindeki farklılık dışında herhangi bir fark tespit edilememiştir.
- Levhaların O-temper şartında kaynak edilmesi durumunda kaynak bölgesinde bir sertlik artışı meydana gelmekte iken T6-temper şartında kaynak edilmeleri durumunda kaynak bölgesindeki sertlik değerlerinde bir düşüş söz konusu olmaktadır.
- O-temper şartında kaynak edilen levhalarda kaynak bölgesi (karıştırma bölgesi ve IEB) T6-temper şartında kaynak edilen levhalardaki kaynak bölgesinden daha dar olmaktadır. Bunun sebebi, karıştırma bölgeleri yaklaşık olarak aynı genişlikte olmasına rağmen, T6-temper şartında kaynak edilen levhalarda karıştırma bölgesinin her iki tarafında belirgin bir sertlik düşüşünün söz konusu olduğu IEB'lerin varlığıdır.

- O-temper şartında kaynak edilen levhalar çekme deneyine tabi tutulmaları durumunda kaynak bölgesindeki sertlik dolayısıyla mukavemet artışına bağlı olarak, kaynak bölgesinden uzakta baz malzemedan kopmaktadırlar. Bunun yanında T6-temper şartında kaynak edilen numuneler kaynak hatası içermeseler bile, tam tersi bir şekilde kaynak bölgesindeki sertlik dolayısıyla mukavemet kaybına bağlı olarak kaynak bölgesinden kopmaktadırlar.
- Çekme deneyine tabi tutulan numuneler herhangi bir kaynak hatası içermemeleri durumunda sertlik değerinin en düşük olduğu bölgeden kopmaktadır.
- O-temper şartında kaynak edilen tüm numuneler O-temper şartındaki baz malzeme ile benzer mukavemet değerleri sergilemişlerdir. O-temper şartında kaynak edilen tüm numunelerde O-temper şartındaki baz malzemeye göre mukavemet performansı, baz malzemedan kopmalarından ötürü yaklaşık olarak %100'dür. T6-temper şartında kaynak edilen tüm numuneler T6-temper şartındaki baz malzemeye göre daha düşük mukavemet değerleri sergilemişlerdir.
- O-temper şartındaki levhalar SKK ile geniş bir parametre seti aralığında başarılı bir şekilde birleştirilebilirken, T6-temper şartındaki levhaların birleştirilmesi durumunda uygun kaynak parametrelerinin seçimi hatasız ve yüksek mukavemetli birleştirme elde edilebilmesi açısından önemli bir rol oynamaktadır.
- Kullanılmış parametreler içinde 6061-T6 levhalarda en iyi sonuçlar  $1500 \text{ min}^{-1}$  dönme hızı ve  $400 \text{ mm/min}$  ilerleme hızında elde edilmiştir. Bu parametreler ile ulaşılan çekme dayanımı performansı yaklaşık olarak %75, akma sınırı performansı yaklaşık olarak %62 ve uzama performansı da yaklaşık olarak %18'dir.
- Kullanılmış parametreler içinde 7075-T6 levhalarda en iyi sonuçlar  $1000 \text{ min}^{-1}$  dönme hızı ve  $150 \text{ mm/min}$  ilerleme hızında elde edilmiştir. Bu parametreler ile ulaşılan çekme dayanımı performansı yaklaşık olarak %80, akma sınırı performansı yaklaşık olarak %74 ve uzama performansı da yaklaşık olarak %10'dur.

- Gerek O-temper şartında gerekse T6-temper şartında birleştirilen numuneler kendi baz malzemelerine göre daha düşük uzama değerleri sergilemişlerdir. Bunun sebebi, O-temper şartında kaynak yapılması durumunda kaynak bölgesindeki mukavemet artışı, T6-temper şartında kaynak yapılması durumunda ise kaynak bölgesindeki mukavemet kaybıdır.

- 7075 Al-alışımı levhaların SKK ile birleştirilmesi için optimum parametreler olarak belirlenen  $1000 \text{ min}^{-1}$  dönme hızı ile  $150 \text{ mm/min}$  ilerleme hızı kullanılarak 6061 Al-alışımı levhaların kaynağında da hatasız kaynak elde edilebilmekte iken, 6061 Al-alışımı levhaların birleştirilmesi için optimum parametreler olarak belirlenen  $1500 \text{ min}^{-1}$  dönme hızı ile  $400 \text{ mm/min}$  ilerleme hızı 7075 Al-alışımının kaynağında hatasız kaynak elde edilmesine imkan sağlamamaktadır.

Kaynak işlemi sonrasında kaynaklı levhaların T6 ısıl işlemine (çözeltiye alma işlemini müteakip su verme ve sonrasında yapılan yapay yaşlandırma ısıl işlemi) tabi tutulmaları durumunda elde edilen sonuçlar ise aşağıda sıralandığı gibidir:

- Hem 6061 hem de 7075 Al-alışımı levhalarda, gerek O-temper şartında gerekse T6-temper şartında kaynak işlemi sonrasında yapılan ısıl işlem (T6) ile kaynaklı numunelerin çekme dayanımı ve akma sınırında artış sağlanabilmektedir.

- Kaynak sonrasında yapılan ısıl işlem neticesinde kaynak edilen baz malzemenin O-temper şartında ya da T6-temper şartında olmasına bağlı olmaksızın kaynaklı parçanın kaynak bölgesi ile baz malzeme kısmında benzer sertlik değerleri ortaya çıkmakta ve kaynaklı parça boyunca homojen bir sertlik dağılımı elde edilmektedir.

- SKK prosesi sırasında DKB'de söz konusu olan yüksek plastik deformasyon sonucunda ortaya çıkan ince taneler, başta batıcı ucun omuz kısmı tarafından deforme edilen kaynağın üst kısmı olmak üzere, kaynak işlemi sonrasında yapılan ısıl işlem sürecinde aşırı bir şekilde büyüme (ATB) potansiyeline sahiptir. ATB'nin söz konusu olma durumu ve bu durumun DKB'deki yaygınlık derecesi kullanılan kaynak parametrelerine göre değişiklik göstermektedir. Elde edilen kaynaklı

bağlantıların tümünde ATB oluşumu söz konusu olmuş ancak ATB'nin söz konusu olduğu bölgeler birbirine göre değişiklik göstermiş olup çok ince bir hat şeklinde ATB oluşumundan DKB'nin tümüyle ATB'ye uğraması gibi sonuçlar ortaya çıkmıştır.

- 6061-O Al-alaşımlarının birleştirilmesi ve elde edilen kaynaklı bağlantıların kaynak işlemi sonrasında ısıtılma tabii tutulması neticesinde kullanılan her iki parametre setinde de (1000/150 ve 1500/400) karıştırma bölgesi (DKB ve TMEB) tümüyle yeniden kristalleşmiş ve bölgede ATB söz konusu olmuştur.
- 6061-T6 Al-alaşımlarının birleştirilmesi ve elde edilen kaynaklı bağlantıların kaynak işlemi sonrasında ısıtılma tabii tutulması neticesinde kullanılan her iki parametre setinde de (1000/150 ve 1500/400) ATB oluşumu söz konusu olmakla beraber bu durum omuz tarafından deforme edilen kaynağın üst yüzeyinde dar bir hat ile kaynağın kök tarafındaki dar bir bölgede sınırlı kalmıştır.
- 7075-O Al-alaşımlarının birleştirilmesi ve elde edilen kaynaklı bağlantıların kaynak işlemi sonrasında ısıtılma tabii tutulması neticesinde 1000 min<sup>-1</sup> ve 150 mm/min ile elde edilen kaynaklı numunede ATB oluşumu kaynağın üst yüzeyinde çok ince bir hat ile sınırlı kalmışken 1500 min<sup>-1</sup> ve 400 mm/min ile elde edilen ve ısıtılma işlemi öncesinde 1000 min<sup>-1</sup> dönme hızı ve 150 mm/min ilerleme hızı ile elde edilen numuneye göre DKB'de daha ince bir yapının söz konusu olduğu kaynaklı numunede ATB oluşumu DKB'de geniş bir bölgede söz konusu olmuştur. Ayrıca bu numunede DKB ile TMEB arasındaki dar bir bölgede kaynak öncesindeki ince taneli durumunu muhafaza eden bir yapının varlığı söz konusudur.
- 7075-T6 Al-alaşımlarının birleştirilmesi ve elde edilen kaynaklı bağlantıların kaynak işlemi sonrasında ısıtılma tabii tutulması neticesinde her iki numunede de ATB oluşumu DKB'de çok geniş bir bölgede gerçekleşmiştir. 1000/150 numunesinde DKB neredeyse tümüyle tek taneli bir yapı halini almış olmakla beraber bu bölgeyi çevreleyen ve kaynak öncesindeki ince taneli durumunu muhafaza eden dar bir bölgenin varlığı da söz konusu olmuştur. 1500/400 numunesinde ise ATB oluşumu

tüm DKB’de söz konusu olmuş ama oluşan taneler 1000/150 numunesindeki kadar büyük bir şekilde oluşmamış ve DKB’de kaynak öncesindeki ince taneli durumunu muhafaza eden herhangi bir bölge tespit edilmemiştir.

- 6061 Al-alışımı levhalarda gerek O-temper şartında gerekse T6-temper şartında kaynak işleminin gerçekleştirilmesi ve sonrasında yapılan ısıl işlem durumunda benzer mukavemet değerlerine ulaşılmıştır. O-temper şartında kaynak işlemi durumunda elde edilen en iyi sonucu, 1500 min<sup>-1</sup> dönme hızı ve 400 mm/min ilerleme hızı ile birleştirilen kaynaklı numune %88,1 çekme dayanımı performansı, %79,7 akma sınırı performansı ve %104,3 uzama performansı ile verirken; T6-temper şartında kaynak işleminin gerçekleştirilmesi durumunda en iyi sonucu 1000 min<sup>-1</sup> dönme hızı ve 150 mm/min ilerleme hızı ile birleştirilen kaynaklı numune %89,7 çekme dayanımı performansı, %84,5 akma sınırı performansı ve %98,3 uzama performansı ile sergilemiştir.

- 7075 Al-alışımı kaynaklı levhaların ısıl işleme tabi tutulması durumunda O-temper şartında kaynak edilen numunelerde T6-temper şartında kaynak edilen numunelerden daha iyi sonuçlar elde edilmiştir. Bu alışımelerde en iyi sonuç O-temper şartında 1000 min<sup>-1</sup> dönme hızı ve 150 mm/min ilerleme hızı ile birleştirilen numuneden elde edilmiştir. Bu kaynaklı numune %93,2 çekme dayanımı performansı, %98,8 akma sınırı performansı ve %41,4 uzama performansı sergilemiştir.

- 7075-T6 Al-alışımı levhalardan bu levhalar için uygun kaynak parametre seti olarak belirlenen 1000 min<sup>-1</sup> dönme hızı ve 150 mm/min ilerleme hızı ile elde edilen numunede, kaynak sonrası ısıl işlem neticesinde ATB oluşumunun söz konusu olduğu bölge ile TMEB arasında dar bir bölgede sıkışan ve kaynak öncesindeki ince taneli durumunu muhafaza eden bölgenin varlığı sünekliği oldukça olumsuz etkilemektedir. Aynı şekilde 1500 min<sup>-1</sup> dönme hızı ve 400 mm/min ilerleme hızı ile elde edilen numunedeki kaynak hatası kaynak sonrası ısıl işlem neticesinde yine süneklik üzerinde oldukça olumsuz bir etki göstermektedir.

### **Öneriler;**

- SKK işleminin pozisyon kontrollü yapılmasından ziyade kaynak hattı boyunca söz konusu olabilecek olası levha kalınlığı değişimlerinin önüne geçilebilmesi açısından düşey yük kontrollü yapılmasının daha iyi sonuç vereceği düşünülmektedir.
- Yapılan çalışmada değişik kaynak parametrelerinde elde edilen numuneler üzerinde ısı işlem etkisi incelenmiştir. Bunun neticesinde kaynak parametrelerinin DKB'de söz konusu olan ATB oluşumu üzerinde etkili olduğu tespit edilmiştir. Bunun yanında değişen ısı işlem şartlarının (sıcaklık ve zaman) ATB oluşumu üzerindeki etkisi incelenebilir.
- Bu çalışmada kaynak işlemi sonrasında yapılan ısı işlemin çekme deneyi sonuçlarını olumlu bir şekilde etkilediği tespit edilmiştir. Bunun yanında aynı olumlu sonuçların yorulma davranışı üzerinde de söz konusu olup olmadığı da bir araştırma konusu olabilme potansiyeli ve önemine sahiptir.

**KAYNAKLAR**

- Aalco Metals. (2011). *Aalco Product Guide*. Retrieved March 22, 2011, from <http://www.aalco.co.uk/literature/default.aspx#Aluminium>.
- Afrin, N., Chen, D. L., Cao, X., & Jahazi, M., Microstructure and tensile properties of friction stir welded AZ31B magnesium alloy. (2008). *Materials Science and Engineering A*, 472, 179-186.
- Akhter, R., Ivanchev, L., & Burger, H. P. (2007). Effect of pre/post T6 heat treatment on the mechanical properties of laser welded SSM cast A356 aluminium alloy. *Materials Science and Engineering A*, 447, 192-196.
- American National Standards Institute, [ANSI]. (2006). ANSI H35.1 (M)-2006 (Aluminum Association, Secretariat): American national standard alloy and temper designation systems for aluminum, 1-11.
- Attallah, M. M., & Salem, H. G. (2005). Friction stir welding parameters: A tool for controlling abnormal grain growth during subsequent heat treatment. *Materials Science and Engineering A*, 391, 51-59.
- Aydın, H., Bayram, A., Uğuz, A., & Akay, K. S. (2009). Tensile properties of friction stir welded joints of 2024 aluminum alloys in different heat-treated-state. *Materials and Design*, 30, 2211-2221.
- Badarinarayan, H., Hunt, F., & Okamoto, K. (2007). Friction stir spot welding. R. S. Mishra, & M. W. Mahoney, (Ed.), In *Friction stir welding and processing* (235-272). Ohio: ASM International.
- Bakavos, D., Chen, Y., Babout, L., & Prangnell, P. (2011). Material interactions in a novel pinless tool approach to friction stir spot welding thin aluminum sheet. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42A, 1266-1282.

- Balasubramanian, V. (2008). Relationship between base metal properties and friction stir welding process parameters. *Materials Science and Engineering A*, 480, 397-403.
- Benavides, S., Li, Y., Murr, L. E., Brown, D., & McClure, J. C. (1999). Low-temperature friction-stir welding of 2024 aluminum. *Scripta Materialia*, 41 (8), 809-815.
- Cabibbo, M., McQueen, H. J., Evangelista, E., Spigarelli, S., Di Paola, M., & Falchero, A. (2007). Microstructure and mechanical property studies of AA6056 friction stir welded plate. *Materials Science and Engineering A*, 460-461, 86-94.
- Cavaliere, P., Campanile, G., Panella, F., & Squillace, A. (2006). Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6056 joints produced by friction stir welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 180, 263-270.
- Cavaliere, P., Cerri, E., & Squillace, A. (2005). Mechanical response of 2024-7075 aluminium alloys joined by friction stir welding. *Journal of Materials Science*, 40, 3669-3676.
- Cavaliere, P., De Santis, A., Panella, F., & Squillace, A. (2009). Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of dissimilar AA6082–AA2024 joints produced by friction stir welding. *Materials and Design*, 30, 609-616.
- Cavaliere, P., Squillace, A., & Panella, F. (2008). Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6082 joints produced by friction stir welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 200, 364-372.
- Cayless, R. B. C. (1992). Alloy and temper designation systems for aluminum and aluminum alloys. In *ASM handbook (volume 2): Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose material* (23-101). USA: ASM International.



- Chen, H.-B., Yan, K., Lin, T., Chen, S.-B., Jiang, C.-Y., & Zhao, Y. (2006). The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds. *Materials Science and Engineering A*, 433, 64-69.
- Chen, Y. C., Liu, H. J., & Feng, J. C. (2006b). Effect of post-weld heat treatment on the mechanical properties of 2219-O friction stir welded joints. *Journal of Materials Science*, 41, 297-299.
- Chen, Y., Liu, H., & Feng, J. (2006a). Friction stir welding characteristics of different heat-treated-state 2219 aluminum alloy plates. *Materials Science and Engineering A*, 420, 21-25.
- Chowdhury, S. M., Chen, D. L., Bhole, S. D., & Cao, X. (2010). Tensile properties of a friction stir welded magnesium alloy: Effect of pin tool thread orientation and weld pitch. *Materials Science and Engineering A*, 527, 6064-6075.
- Cross, C. E., Olson, D. L., & Liu, S. (2003). Aluminum Welding. G. E. Totten, & D. S. Mackenzie, (Ed.), In *Handbook of aluminum (volume 1): Physical metallurgy and processes* (481-532). New York: Marcel Dekker, Inc.
- Çam, G. (2002). Sürtünme karıştırma kaynağı ve uygulamaları. 9. *Denizli Malzeme Sempozyumu*, 450-458.
- Çam, G. (2003). Sürtünme karıştırma kaynağındaki gelişmeler. *TMMOB Makina Mühendisleri Odası Kaynak Teknolojisi IV. Ulusal Kongre ve Sergisi*, 47-64.
- Çam, G. (2005). Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK): Al-Alaşımları için geliştirilmiş yeni bir kaynak teknolojisi. *Mühendis ve Makina*, 46 (541) 30-39.
- Çam, G. (2011). Friction stir welded structural materials: Beyond Al-alloys. *International Materials Reviews*, 56 (1), 1-48.
- Çam, G., & Koçak, M. (2007). Microstructural and mechanical characterization of electron beam welded Al-alloy 7020. *Journal of Materials Science*, 42, 7154-7161.

- Çam, G., Erim, S., Yeni, Ç., & Koçak, M. (1999). Determination of mechanical and fracture properties of laser beam welded steel joints. *Welding Journal*, 78 (6), 193s-201s.
- Çam, G., Güçlüer, S., Çakan, A., & Serindağ, H. T. (2009). Mechanical properties of friction stir butt-welded Al-5086 H32 plate. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 40 (8), 638-642.
- Çam, G., Mistikoğlu, S., & Pakdil, M.. (2009) Microstructural and mechanical characterization of friction stir butt joint welded 63% Cu-37% Zn brass plate. *Welding Journal*, 88, 225s-232s.
- Çam, G., Serindağ, H. T., Çakan, A., Mistikoğlu, S., & Yavuz, H. (2008). The effect of weld parameters on friction stir welding of brass plates. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 39 (6), 394-399.
- Çam, G., Ventzke, V., Dos Santos, J. F., & Koçak, M. (2000). Characterization of laser and electron beam welded al alloys. *Practical Metallography*, 37 (2) 59-89.
- Çam, G., Ventzke, V., Dos Santos, J. F., Koçak, M., Jennequin, G., & Gonthier-Maurin, P. (1999). Characterisation of electron beam welded aluminium alloys. *Science and Technology of Welding and Joining*, 4 (5), 317-323.
- Çam, G., Yeni, Ç., Erim, S., Ventzke, V., & Koçak, M. (1998). Investigation into properties of laser welded similar and dissimilar steel joints. *Science and Technology of Welding and Joining*, 3 (4), 177-189.
- De, P. S., Mishra, R. S., & Smith, C. B. (2009). Effect of microstructure on fatigue life and fracture morphology in an aluminum alloy. *Scripta Materialia*, 60, 500-503.
- Elangovan, K., & Balasubramanian, V. (2008). Influences of post-weld heat treatment on tensile properties of friction stir-welded AA6061 aluminum alloy joints. *Materials Characterization*, 59 (9), 1168-1177.

- Ericsson, M., & Sandström, R. (2003). Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG. *International Journal of Fatigue*, 25, 1379-1387.
- Feng, A. H., Chen, D. L., & Ma, Z. Y. (2010a). Microstructure and cyclic deformation behavior of a friction-stir-welded 7075 Al alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41A, 957-971.
- Feng, A. H., Chen, D. L., & Ma, Z. Y. (2010b). Microstructure and low-cycle fatigue of a friction-stir-welded 6061 aluminum alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41A, 2626-2641.
- Fuller, C. B. (2007). Friction stir welding: Tool materials and design. R. S. Mishra, & M. W. Mahoney, (Ed.), In *Friction stir welding and processing* (7-35). Ohio: ASM International.
- Gerlich, A., Avramovic-Cingara, G., & North, T.H. (2006). Stir zone microstructure and strain rate during Al 7075-T6 friction stir spot welding. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37A, 2773-2786.
- Hamed, M., & Pashazadeh, H. (2008). Numerical study of nugget formation in resistance spot welding. *International Journal of Mechanics*, 2 (1), 11-15.
- Humphreys, F. J., & Hatherly, M. (2004). *Recrystallization and Related Annealing Phenomena* (2. Baskı). Oxford: Elsevier Ltd.
- John, R., Jata, K. V., & Sadananda, K. (2003). Residual stress effects on near-threshold fatigue crack growth in friction stir welds in aerospace alloys. *International Journal of Fatigue*, 25, 939-948.
- Kaluç, E. ve Taban, E. (2007). *Sürtünen eleman ile kaynak (FSW) yöntemi (sürtünme karıştırma kaynağı)*. Ankara: TMMOB Makine Mühendisleri Odası Yayınları.

- Kaufman, J. G. (2006). Aluminum alloys. M. Kutz, (Ed.), In *Mechanical engineers' handbook (volume 1): Materials and mechanical design* (3rd ed.) (59-116). New Jersey: John Wiley & Sons, Inc.
- Kawasaki, T., Makino, T., Masai, K., Ohba, H., Ina, Y., & Ezumi, M. (2004). Application of friction stir welding to construction of railway vehicles. *JSME International Journal Series A*, 47 (3), 502-511.
- Krishnan, K. N. (2002). On the formation of onion rings in friction stir welds. *Materials Science and Engineering A*, A327, 246-251.
- Kumar, K., & Kailas, S. V. (2008). The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation. *Materials Science and Engineering A*, 485, 367-374.
- Lakshminarayanan, A. K., Balasubramanian, V., & Elangovan, K. (2009). Effect of welding processes on tensile properties of aa6061 aluminium alloy joints. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 40, 286–296.
- Lee, W. B., Yeon, Y. M., & Jung, S. B. (2003). The improvement of mechanical properties of friction-stir-welded A356 Al alloy. *Materials Science and Engineering A*, A355, 154-159.
- Lim, S., Kim, S., Lee, C.-G., & Kim, S. (2004). Tensile behavior of friction-stir-welded Al 6061-T651. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35A, 2829-2835.
- Lim, S., Kim, S., Lee, C.-G., & Kim, S. J. (2005). Mechanical properties of friction stir welded Al alloys with different hardening mechanisms. *Metals and Materials International*, 11 (2), 113-120.
- Liu, C., Northwood, D. O., & Bhole, S. D. (2004). Tensile fracture behavior in CO<sub>2</sub> laser beam welds of 7075-T6 aluminum alloy. *Materials and Design*, 25, 573-577.

- Liu, G., Murr, L. E., Niou, C-S., McClure, J. C., & Vega, F. R. (1997). Microstructural aspects of the friction-stir welding of 6061-T6 aluminum. *Scripta Materialia*, 37 (3), 355-361.
- Liu, H., Fujii, H., Maeda, M., & Nogi, K. (2003). Tensile properties and fracture locations of friction-stir welded joints of 6061-T6 aluminum alloy. *Journal of Materials Science Letters*, 22, 1061-1063.
- Ma, Z. Y. (2008). Friction stir processing technology: A review. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39A, 642-658.
- Mahoney, M. W. (2007). Mechanical properties of friction stir welded aluminum alloys. R. S. Mishra, & M. W. Mahoney, (Ed.), In *Friction stir welding and processing* (71-110). Ohio: ASM International.
- Mahoney, M. W., Rhodes, C. G., Flintoff, J. G., Spurling, R. A., & Bingel, W. H. (1998). Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29A, 1955-1964.
- Malarvizhi, S., Raghukandan, K., & Viswanathan, N. (2008). Fatigue behaviour of post weld heat treated electron beam welded AA2219 aluminium alloy joints. *Materials and Design*, 29, 1562-1567.
- Mathers, G. (2002). *The welding of aluminium and its alloys*. Cambridge: Woodhead Publishing Ltd.
- Meran, C., & Canyurt, O.E. (2010). Friction stir welding of austenitic stainless steels. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 43 (1), 432-439.
- Miles, M. P., Decker, B. J., & Nelson, T. W. (2004). Formability and strength of friction-stir-welded aluminum sheets. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35A, 3461-3468.

- Milles, M. P., Melton, D. W., & Nelson, T. W. (2005). Formability of friction-stir-welded dissimilar-aluminum-alloy sheets. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36A, 3335-3342.
- Mishra, R. S., & Ma, Z. Y. (2005). Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering R*, 50 (1-2), 1-78.
- Mishra, R.S., & Mahoney, M.W. (2007). Introduction. R. S. Mishra, & M. W. Mahoney, (Ed.), In *Friction stir welding and processing* (1-5). Ohio: ASM International.
- Mishra, R.S., Mahoney, M.W., McFadden, S.X., Mara, N.A., & Mukherjee, A.K. (2000). High strain rate superplasticity in a friction stir processed 7075 Al alloy. *Scripta Materialia*, 42,163-168.
- Motohashi, Y., Sakuma, T., Goloborodko, A., Ito, T., & Itoh, G. (2008). Grain refinement process in commercial 7075-T6 aluminum alloy under friction stir welding and superplasticity. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 39 (4-5), 275-278.
- Muñoz, A. C., Rückert, G., Huneau, B., Sauvage, X., & Marya, S. (2008). Comparison of TIG welded and friction stir welded Al-4.5Mg-0.26Sc alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 197, 337-343.
- Murr, L. E. (2010). A review of FSW research on dissimilar metal and alloy systems. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 19 (8), 1071-1089.
- Murr, L. E., Flores, R. D., Flores, O. V., McClure, J. C., Liu, G., & Brown, D. (1998). Friction-stir welding: Microstructural characterization. *Materials Research Innovations*, 1, 211-223.
- Nandan, R., DebRoy, T., & Bhadeshia, H. K. D. H. (2008). Recent advances in friction-stir welding - Process, weldment structure and properties. *Progress in Materials Science*, 53, 980-1023.

- Pakdil, M. (2005). *Determination of the mechanical properties and fatigue crack propagation of the laser welded new generation aluminum alloys*. DEÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Doktora tezi, 1-136.
- Pakdil, M., Çam, G., Koçak, M., & Erim, S. (2011). Microstructural and mechanical characterization of laser beam welded AA6056 Al-alloy. *Materials Science and Engineering A*, 528, 7350-7356.
- Pao, P. S., Gill, S. J., Feng, C. R., & Sankaran, K. K. (2001). Corrosion-fatigue crack growth in friction stir welded Al 7050. *Scripta Materialia*, 45, 605-612.
- Park, H. S., Kimura, T., Murakami, T., Nagano, Y., Nakata, K., & Ushio, M. (2004). Microstructures and mechanical properties of friction stir welds of 60% Cu-40% Zn copper alloy. *Materials Science and Engineering A*, 371, 160-169.
- Peel, M., Steuwer, A., Preuss, M., & Withers, P. J. (2003). Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds. *Acta Materialia*, 51, 4791-4801.
- Priya, R., Sarma, V. S., & Rao, K. P. (2009). Effect of post weld heat treatment on the microstructure and tensile properties of dissimilar friction stir welded AA 2219 and AA 6061 alloys. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 62 (1), 11-19.
- Rajakumar, S., Muralidharan, C., & Balasubramanian, V. (2011). Influence of friction stir welding process and tool parameters on strength properties of AA7075-T6 aluminium alloy joints. *Materials and Design*, 32, 535-549.
- Rashid, M. (2011). Some tribological influences on the electrode-worksheet interface during resistance spot welding of aluminum alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 20 (3), 456-462.
- Ren, S. R., Ma, Z. Y., & Chen, L. Q. (2007). Effect of welding parameters on tensile properties and fracture behavior of friction stir welded Al-Mg-Si alloy. *Scripta Materialia*, 56, 69-72.

- Reynolds, A. P. (2003). Friction stir welding of aluminum alloys. G. E. Totten, & D. S. Mackenzie, (Ed.), In *Handbook of aluminum (volume 2): Alloy production and materials manufacturing* (579-601). New York: Marcel Dekker, Inc.
- Rhodes, C. G., Mahoney, M. W., Bingel, W. H., Spurling, R. A., & Bampton, C. C. (1997). Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum. *Scripta Materialia*, 36 (1), 69-75.
- Safarkhanian, M. A., Goodarzi, M., & Boutorabi, S. M. A. (2009). Effect of abnormal grain growth on tensile strength of Al–Cu–Mg alloy friction stir welded joints. *Journal of Materials Science*, 44, 5452-5458.
- Sato, Y. S., & Kokawa, H. (2001). Distribution of tensile property and microstructure in friction stir weld of 6063 aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32A, 3023-3031.
- Sato, Y. S., Takauchi, H., Park, S. H. C., & Kokawa, H. (2005). Characteristics of the kissing-bond in friction stir welded Al alloy 1050. *Materials Science and Engineering A*, 405, 333-338.
- Sato, Y. S., Urata, M., Kokawa, H., Ikeda, K., & Enomoto, M. (2001). Retention of fine grained microstructure of equal channel angular pressed aluminum alloy 1050 by friction stir welding. *Scripta Materialia*, Volume 45, 109-114.
- Scialpi, A., De Filippis, L. A. C., & Cavaliere, P. (2007). Influence of shoulder geometry on microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 aluminium alloy. *Materials and Design*, 28, 1124-1129.
- Simar, A., Bréchet, Y., De Meester, B., Denquin, A., & Pardoën, T. (2008). Microstructure, local and global mechanical properties of friction stir welds in aluminium alloy 6005A-T6. *Materials Science and Engineering A*, 486, 85-95.
- Singh, R. K. R., Sharma, C., Dwivedi, D. K., Mehta, N. K., & Kumar, P. (2011). The microstructure and mechanical properties of friction stir welded Al–Zn–Mg alloy in as welded and heat treated conditions. *Materials and Design*, 32, 682–687.



- Song, M., & Kovacevic, R. (2003). Thermal modeling of friction stir welding in a moving coordinate system and its validation. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43, 605-615.
- Sundaram, N. S., & Murugan, N. (2010) Tensile behavior of dissimilar friction stir welded joints of aluminium alloys. *Materials and Design*, 31, 4184-4193.
- Sverdlin, A. (2003a). Introduction to aluminum. G. E. Totten, & D. S. Mackenzie, (Ed.), In *Handbook of aluminum (volume 1): Physical metallurgy and processes* (1-31). New York: Marcel Dekker, Inc.
- Sverdlin, A. (2003b). Properties of pure aluminum. G. E. Totten, & D. S. Mackenzie, (Ed.), In *Handbook of aluminum (volume 1): Physical metallurgy and processes* (33-79). New York: Marcel Dekker, Inc.
- Taban, E. ve Kaluç, E. (2005). EN AW-5083 H321 alüminyum alaşımının MIG, TIG ve sürtünen eleman ile birleştirme (FSW) kaynaklı bağlantılarının mekanik ve mikroyapısal Özellikleri. *Mühendis ve Makina*, 46 (541), 40-51.
- Temmar, M., Hadji, M., & Sahraoui, T. (2011). Effect of post-weld aging treatment on mechanical properties of tungsten inert gas welded low thickness 7075 aluminium alloy joints. *Materials and Design*, 32, 3532-3536.
- The Welding Institute, [TWI]. (b.t.). *Friction stir welding - applications*. Retrieved March 13, 2011, from <http://www.twi.co.uk/content/fswapp.html>.
- Thomas, W. M., & Nicholas, E. D. (1997). Friction stir welding for the transportation industries. *Materials & Design*, 18 (4/6), 269-273.
- Thomas, W. M., Nicholas, E. D., Needham, J. C., Murch, M. G., Templesmith, P., & Dawes, C. J. (1991). Friction stir butt welding. *GB Patent Application No. 9125978.8, International Patent Application No. PCT/GB92/02203*. [1]
- Thomas, W. M., Nicholas, E. D., Needham, J. C., Murch, M. G., Templesmith, P., & Dawes, C. J. (1995). Friction stir butt welding. *US Patent No. 5460317* [106].

- Threadgill, P. L., Leonard, A. J., Shercliff, H. R., & Withers, P. J. (2009). Friction stir welding of aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 54 (2), 49-93.
- Tiryakioğlu, M., & Staley, J.T. (2003). Physical metallurgy and the effect of alloying additions in aluminum alloys. G. E. Totten, & D. S. Mackenzie, (Ed.), In *Handbook of aluminum (volume 1): Physical metallurgy and processes* (81-209). New York: Marcel Dekker, Inc.
- Vander Voort, G. F. (2006). Atlas of aluminum microstructures. D. S. MacKenzie, & G. E. Totten, (Ed.), In *Analytical characterization of aluminum, steel and superalloys* (55-156). New York: CRC Press.
- Von Strombeck, A., Çam, G., Dos Santos, J.F., Ventzke, V., & Koçak, M. (2001). A comparison between microstructure, properties, and toughness behavior of power beam and friction stir welds in Al-Alloys. *Proceedings of the TMS 2001 Annual Meeting Aluminum, Automotive and Joining*, 249-264.
- Woo, W., Choo, H., Brown, D. W., & Feng, Z. (2007). Influence of the tool Pin and shoulder on microstructure and natural aging kinetics in a friction-stir-processed 6061-T6 aluminum alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38A, 69-76.
- Xie, G. M., Ma, Z. Y., & Geng, L. (2008). Effect of microstructural evolution on mechanical properties of friction stir welded ZK60 alloy. *Materials Science and Engineering A*, 486, 49-55.
- Xie, G. M., Ma, Z. Y., & Geng, L. (2009). Partial recrystallization in the nugget zone of friction stir welded dual-phase Cu-Zn alloy. *Philosophical Magazine*, 89 (18), 1505-1516.
- Yu, L., Nakata, K., & Liao, J. (2009). Microstructural modification and mechanical property improvement in friction stir zone of thixo-molded AE42 Mg alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 480, 340-346.