

T.C.
ULUDAĞ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA NOKTA KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEN
AA6082-T6 ALÜMİNYUM ALAŞIMININ MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN
İNCELENMESİ**

Oğuz TUNÇEL

Yrd. Doç. Dr. Hakan AYDIN
(Danışman)

YÜKSEK LİSANS TEZİ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

BURSA-2015
Her Hakkı Saklıdır



**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA NOKTA KAYNAĞI İLE
BİRLEŞTİRİLEN AA6082-T6 ALÜMİNYUM ALAŞIMININ
MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

Oğuz TUNÇEL

TEZ ONAYI

Oğuz TUNÇEL tarafından hazırlanan “Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı ile Birleştirilen AA6082-T6 Alüminyum Alaşımının Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi.” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından oy birliği ile Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı’nda yüksek lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Yrd. Doç. Dr. Hakan AYDIN

Başkan : Yrd. Doç. Dr. Hakan AYDIN
Uludağ Üniversitesi
Mühendislik Fakültesi,
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

İmza

Üye : Prof. Dr. Ali BAYRAM
Uludağ Üniversitesi
Mühendislik Fakültesi,
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

İmza

Üye : Doç. Dr. Hakan GÖKDAĞ
Bursa Teknik Üniversitesi
Doğa Bilimleri, Mimarlık ve Mühendislik Fakültesi,
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

İmza

Yukarıdaki sonucu onaylarım.

Prof. Dr. Ali Osman DEMİR

Enstitü Müdürü

.../.../2015

U.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, tez yazım kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- tez içindeki bütün bilgi ve belgeleri akademik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- görsel, işitsel ve yazılı tüm bilgi ve sonuçları bilimsel ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- başkalarının eserlerinden yararlanması durumunda ilgili eserlere bilimsel normlara uygun olarak atıfta bulunduğumu,
- atıfta bulunduğum eserlerin tümünü kaynak olarak gösterdiğimi,
- kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapmadığımı,
- ve bu tezin herhangi bir bölümünü bu üniversite veya başka bir üniversitede başka bir tez çalışması olarak sunmadığımı

beyan ederim.

.../.../2015

İmza

Oğuz TUNÇEL

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

SÜRTÜNME KARIŞTIRMA NOKTA KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLEN AA6082-T6 ALÜMİNYUM ALAŞIMININ MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Oğuz TUNÇEL

Uludağ Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Yrd. Doç. Dr. Hakan Aydın

Sürtünme karıştırma nokta kaynağı (SKNK) otomotiv endüstrisinde alüminyumdan üretilmiş gövde parçalarını birleştirmek amacıyla kullanılması beklenen bir kaynak yöntemidir. Bu kaynak yöntemini başarılı bir şekilde uygulamak için kaynak mikro yapısı ve mekanik özelliklerini anlamak önemlidir.

Bu çalışmada amaç farklı kaynak parametreleriyle SKNK yöntemi uygulanmış AA6082-T6 alüminyum alaşımında kaynak parametrelerinin etkilerini araştırmak olmuştur. Bu amaçla mekanik özellikler ve mikro yapı özellikleri arasında bağlantı kurulmuştur. Kaynaklı numunelere çekme testi, mikro sertlik testi uygulanmış, makro ve mikro yapısal kaynak bölgeleri incelenmiştir.

Yapılan deneyler sonucunda en etkili parametre karıştırma süresi olmuştur. En yüksek çekme kuvveti 7,89 kN olarak bulunmuştur. Temel malzeme sertliği yaklaşık 105 HV_{0,3} iken kaynaklı bölgede daha düşük sertlik değerleri ölçülmüştür. SKNK yönteminde görülen karıştırma bölgesi (KB), termo mekanik olarak etkilenen bölge (TEB), ısı tesiri altındaki bölge (ITAB), temel malzeme (TM) ve hook bölgeleri incelenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı, AA6082-T6, Mikro Yapı, Mekanik Özellikler.

2015, ix + 88 sayfa.

ABSTRACT

MSc Thesis

THE INVESTIGATION OF MECHANICAL PROPERTIES OF FRICTION STIR SPOT WELDED AA6082-T6 ALUMINIUM ALLOY

Oğuz TUNÇEL

Uludağ University
Graduate School of Natural Sciences and Applied
Department of Mechanical Engineering

Supervisor: Asst. Prof. Hakan AYDIN

Friction stir spot welding (FSSW) is a newly-developed joining technology which is expected to use in the automotive industry for joining body parts made of aluminium alloys. To apply the solid-state welding successfully its important to understand weld microstructure and mechanical properties.

In this study the aim was to determine the parameters effect in FSSW of AA6082-T6 aluminium alloys by using different parameters. For this purpose it was correlated with mechanical properties and micro structural characteristics. The joined samples were investigated by the methods of tensile test, micro hardness, micro and macro observations.

As a result of experiment carried out, the most influential parameter was found dwell time. The highest tensile strength was found 7.89 kN. Welded zone micro hardness was lower than base material (105 HV_{0.3}). Five different zones (stir zone (SZ), thermo mechanically affected zone (TMAZ), heat affected zone (HAZ), base material (BM) and hook) were observed.

Key Words: Friction Stir Spot Welding, AA6082-T6, Micro Structure, Mechanical Properties.

2015, ix+88 pages.

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışması ve lisansüstü eğitimim boyunca beni yönlendiren, tez çalışmasının her safhasında yardımlarını esirgemeyen değerli danışman hocam Yrd. Doç. Dr. Hakan AYDIN'a teşekkür ederim.

Yüksek lisans eğitimimin her aşamasında görüş ve önerilerinden faydalandığım değerli hocalarım Prof. Dr. Ali BAYRAM ve Öğr. Gör. Dr. Kurtuluş YİĞİT'e teşekkür ederim.

Bu çalışma sırasında her zaman yanımda olan, karşılaştığımız problemlerin çözümünde katkı sağlayan, yüksek lisans eğitimim boyunca tecrübelerinden faydalandığım Arş. Gör. Yük. Müh. Mümin TUTAR'a teşekkür ederim.

Deneysel çalışmalar sırasında katkılarından ötürü Öğr. Gör. Yeliz UMUR'a teşekkür ederim.

Bu çalışma OUAP MH-2014/24 numaralı “ Otomotiv Sanayinde Kullanılan AA6082 Alüminyum Alaşımının Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağındaki Parametrelerin Mekanik Özelliklere ve Mikro Yapılara Olan Etkilerinin Araştırılması” isimli BAP projesi kapsamında gerçekleştirilmiştir. Bu nedenle T.C. Uludağ Üniversitesi'ne teşekkür ederim.

Kaynakların yapılması sırasında yardımlarından ve gösterdiği özveriden ötürü Edda Makinenin sahibi Makine Mühendisi Recep TUNÇ'a teşekkür ederim.

Bu çalışmaya katkısından ötürü değerli oda arkadaşım Arş. Gör. Çağlar KAHYA'ya teşekkür ederim.

Beni büyüten, bugünlere getiren aileme sonsuz teşekkür ederim.

Oğuz TUNÇEL

...../...../2015

İÇİNDEKİLER

Sayfa

| | |
|--|-----|
| ÖZET..... | i |
| ABSTRACT..... | ii |
| TEŞEKKÜR..... | iii |
| İÇİNDEKİLER | iv |
| KISALTMALAR DİZİNİ..... | vi |
| ŞEKİLLER DİZİNİ..... | vii |
| ÇİZELGELER DİZİNİ | ix |
| 1. GİRİŞ | 1 |
| 2. KAYNAK ARAŞTIRMASI | 6 |
| 2.1 Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları..... | 6 |
| 2.1.1 Alüminyumun Elde Edilmesi ve Genel Özellikleri..... | 6 |
| 2.1.2 Alüminyum ve Alaşımlarının Sınıflandırılması ve Standart Gösterimleri | 9 |
| 2.1.2.1 Alüminyum Serilerinin Özellikleri | 13 |
| 2.1.3 Alüminyum Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler ve Özellikleri..... | 17 |
| 2.1.3.1 Çökelme Sertleşmesi (Yaşlandırma)..... | 18 |
| 2.1.4 Alüminyum ve Alaşımlarının Kaynak Kabiliyeti..... | 22 |
| 2.2 Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı | 24 |
| 2.2.1 Sürtünme Karıştırma Kaynağı | 24 |
| 2.2.2 Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı | 26 |
| 2.2.2.1 Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynak Yönteminin Uygulanması | 27 |
| 2.2.2.2 Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağında Malzeme Akışı | 28 |
| 2.2.3 Sürtünme Karıştırma Kaynak Yöntemleri | 29 |
| 2.2.3.1 Dalma Tipi Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı | 29 |
| 2.2.3.2 Yeniden Doldurmalı Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı..... | 29 |
| 2.2.3.3 Dikiş Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı | 31 |
| 2.2.3.4 Salınlı Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı | 31 |
| 2.2.4 Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı Kesitinin Tipik Görünümü ve Oluşan Bölgeler..... | 32 |
| 2.2.4.1 Karıştırma Bölgesi (KB) | 33 |
| 2.2.4.2 Termo Mekanik Olarak Etkilenen Bölge (TEB)..... | 33 |
| 2.2.4.3 Isı Tesiri Altındaki Bölge (ITAB)..... | 33 |
| 2.2.4.4 Temel Malzeme (TM)..... | 34 |

| | |
|--|----|
| 2.2.4.5 Hook..... | 34 |
| 2.2.5 Kaynak Parametreleri | 34 |
| 2.2.5.1 Takım Devri | 35 |
| 2.2.5.2 Takım Dalma Derinliği | 35 |
| 2.2.5.3 Takım Geometrisi | 35 |
| 2.2.5.4 Takım Dalma Hızı..... | 36 |
| 2.2.5.5 Karıştırma Süresi..... | 36 |
| 3. MATERYAL ve YÖNTEM..... | 37 |
| 3.1 Materyal..... | 37 |
| 3.2 Yöntem | 38 |
| 3.2.1 Kaynak İşlemi..... | 38 |
| 3.2.2 Deney Numunelerinin Mekanik Özelliklerinin Belirlenmesi..... | 40 |
| 3.2.2.1 Çekme Deneyi..... | 40 |
| 3.2.2 Mikro Sertlik Ölçümleri..... | 41 |
| 3.2.3 Metalografik Muayeneler | 42 |
| 4. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA | 43 |
| 4.1 Kaynak Bölgesi Makro Yapı Görüntüleri | 43 |
| 4.2 Mikro Yapı İncelemeleri | 49 |
| 4.3 Mikro Sertlik Ölçümleri | 59 |
| 4.4 Çekme Deneyi Sonuçları..... | 66 |
| 4.5. Kırılma Yüzeyleri İncelemeleri..... | 71 |
| 5.SONUÇ | 80 |
| KAYNAKLAR | 82 |
| ÖZGEÇMİŞ | 87 |

KISALTMALAR DİZİNİ

EDK – Elektrik Direnç Kaynağı

GP– Guinier ve Preston

ITAB – Isı Tesiri Altındaki Bölge

KB – Karıştırma Bölgesi

SEM – Taramalı Elektron Mikroskobu

SKK – Sürtünme Karıştırma Kaynağı

SKNK – Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı

TM – Temel Malzeme

TEB – Termo Mekanik Olarak Etkilenen Bölge

YDSKNK – Yeniden Doldurulmalı Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

| | |
|--|----|
| Şekil 1.1. Audi A3 modelinde kullanılan alüminyumdan yapılmış ön bölüm..... | 1 |
| Şekil 1.2. Üretim aşamasında bir araç üzerine atılan punta kaynakları | 2 |
| Şekil 1.3. Mazda tarafından SKNK yöntemi ile kaynak edilerek üretilmiş alüminyum motor kaputu ve arka kapılar | 3 |
| Şekil 1.4. SKNK yönteminin şematik gösterimi a) Dalma, b) Karıştırma, c) Geri Çekilme | 4 |
| Şekil 1.5. Sürtünme karıştırma nokta kaynağı yöntemi ile elde edilen kaynak görüntüsü a-Üst görünüş b-Alt görünüş | 4 |
| Şekil 2.1. 1886-1920 yılları arası kullanılan Pitsburg Reduction Company binası | 6 |
| Şekil 2.2. Yıllara göre dünya birincil alüminyum üretimi | 7 |
| Şekil 2.3. Yaşlandırılabilir bir alaşımın yaşlandırma safhalarının şematik gösterimi | 19 |
| Şekil 2.4. SKK yönteminin şematik olarak gösterimi | 25 |
| Şekil 2.5. Mazda RX-8'in gövde sacında ve kapı sacında kullanılan SKNK yöntemiyle yapılan birleştirmeler (a) SKNK yöntemiyle birleştirilen gövde paneli (b) RX-8' in yan kapı panelindeki SKNK'lı bağlantılar..... | 26 |
| Şekil 2.6. SKNK yönteminde malzeme akışının şematik gösterimi | 28 |
| Şekil 2.7. YDSKNK yönteminin şematik olarak gösterimi | 30 |
| Şekil 2.8. Dikiş SKNK yönteminin şematik gösterimi | 31 |
| Şekil 2.9. Salınlı SKNK yönteminin şematik olarak gösterimi | 32 |
| Şekil 2.10. Tipik bir sürtünme karıştırma nokta kaynağının kesit görünümü..... | 33 |
| Şekil 3.1. Çalışmada kullanılan AISI H13 sıcak iş takım çeliğinden imal edilen kaynak takımı..... | 38 |
| Şekil 3.2. Parçaları sabitlemek için kullanılan fikstür..... | 39 |
| Şekil 3.3. İlave parçalar eklenmiş kaynaklı çekme numunesi | 41 |
| Şekil 3.4. Zeiss EVO 40 XVP marka taramalı elektron mikroskobu..... | 41 |
| Şekil 4.1. Üretilen kaynakların makro yapı görüntüleri (a) D1, (b) D2, (c) D5, (d) D7, (e) D8, (f) D2, (g) D11, (h) D14..... | 45 |
| Şekil 4.2. Temel malzemeye ait mikro yapı fotoğrafı..... | 50 |
| Şekil 4.3. D1 numunesine ait mikro yapı fotoğrafları: (a) KB, (b) TEB, (c) ITAB..... | 51 |
| Şekil 4.4. D4 numunesine ait mikro yapı fotoğrafları: (a) KB, (b) TEB, (c) ITAB..... | 52 |
| Şekil 4.5. D5 numunesine ait mikro yapı fotoğrafları: (a) KB, (b) TEB, (c) ITAB..... | 53 |
| Şekil 4.6. D7 numunesine ait mikro yapı fotoğrafları: (a) KB, (b) TEB, (c) ITAB..... | 54 |
| Şekil 4.7. D8 numunesine ait mikro yapı fotoğrafları: (a) KB, (b) TEB, (c) ITAB..... | 55 |
| Şekil 4.8. D2 numunesine ait mikro yapı fotoğrafları: (a) KB, (b) TEB, (c) ITAB..... | 56 |
| Şekil 4.9. D11 numunesine ait mikro yapı fotoğrafları: (a) KB, (b) TEB, (c) ITAB..... | 57 |
| Şekil 4.10. D14 numunesine ait mikro yapı fotoğrafları: (a) KB, (b) TEB, (c) ITAB.... | 58 |
| Şekil 4.11. D1 numunesinde pim boşluğundan uzaklıkla sertlik değeri değişimi | 61 |
| Şekil 4.12. D4 numunesinde pim boşluğundan uzaklıkla sertlik değeri değişimi | 62 |
| Şekil 4.13. D5 numunesinde pim boşluğundan uzaklıkla sertlik değeri değişimi | 62 |
| Şekil 4.14. D7 numunesinde pim boşluğundan uzaklıkla sertlik değeri değişimi | 63 |
| Şekil 4.15. D8 numunesinde pim boşluğundan uzaklıkla sertlik değeri değişimi | 63 |
| Şekil 4.16. D2 numunesinde pim boşluğundan uzaklıkla sertlik değeri değişimi | 64 |
| Şekil 4.17. D11 numunesinde pim boşluğundan uzaklıkla sertlik değeri değişimi | 64 |
| Şekil 4.18. D14 numunesinde pim boşluğundan uzaklıkla sertlik değeri değişimi | 65 |

| | |
|---|----|
| Şekil 4.19. Takım devir hızı çekme kuvveti değişimi (D1, D2, D3 ve D4 numuneleri). | 68 |
| Şekil 4.20. Takım dalma derinliği çekme kuvveti değişimi (D5, D6, D2 ve D7 numuneleri) | 69 |
| Şekil 4.21. Karıştırma süresi çekme kuvveti değişimi (D8, D9, D2 ve D10 numuneleri) | 69 |
| Şekil 4.22. Takım ilerleme hızı çekme kuvveti değişimi (D11, D12, D13 ve D14 numuneleri) | 70 |
| Şekil 4.23. Kırılma yüzeylerinin makro SEM görüntüleri: (a) D1, (b) D4, (c) D5, (d) D7, (e) D8, (f) D2, (g) D11, (h) D14 | 73 |
| Şekil 4.24. Şekil 4.23'te gösterilen işaretli bölgeler sırasıyla: (a) D1, (b) D4, (c) D5, (d) D7, (e) D8, (f) D2, (g) D11, (h) D14 | 74 |
| Şekil 4.25. Kırılma yüzeylerinin makro SEM görüntüleri: (a) D1, (b) D4, (c) D5, (d) D7, (e) D8, (f) D2, (g) D11, (h) D14. İşaretli bölgelerde kaynak merkezinden uzaklaşarak incelemeler gerçekleştirilecek | 75 |
| Şekil 4.26. Şekil 4.25(a)'da D1 numunesine ait gösterilen bölge. Görüntüler (a)'dan (d)'ye doğru kaynak merkezinden uzaklaşarak elde edilmiştir | 76 |
| Şekil 4.27. Şekil 4.25(b)'de D4 numunesine ait gösterilen bölge. Görüntüler (a)'dan (d)'ye doğru kaynak merkezinden uzaklaşarak elde edilmiştir | 76 |
| Şekil 4.28. Şekil 4.25(c)'de D5 numunesine ait gösterilen bölge. Görüntüler (a)'dan (d)'ye doğru kaynak merkezinden uzaklaşarak elde edilmiştir | 77 |
| Şekil 4.29. Şekil 4.25(d)'de D7 numunesine ait gösterilen bölge. Görüntüler (a)'dan (d)'ye doğru kaynak merkezinden uzaklaşarak elde edilmiştir | 77 |
| Şekil 4.30. Şekil 4.25(e)'de D8 numunesine ait gösterilen bölge. Görüntüler (a)'dan (d)'ye doğru kaynak merkezinden uzaklaşarak elde edilmiştir | 78 |
| Şekil 4.31. Şekil 4.25(f)'de D2 numunesine ait gösterilen bölge. Görüntüler (a)'dan (d)'ye doğru kaynak merkezinden uzaklaşarak elde edilmiştir | 78 |
| Şekil 4.32. Şekil 4.25(g)'de D11 numunesine ait gösterilen bölge. Görüntüler (a)'dan (d)'ye doğru kaynak merkezinden uzaklaşarak elde edilmiştir | 79 |
| Şekil 4.33. Şekil 4.25(h)'de D14 numunesine ait gösterilen bölge. Görüntüler (a)'dan (d)'ye doğru kaynak merkezinden uzaklaşarak elde edilmiştir | 79 |

ÇİZELGELER DİZİNİ

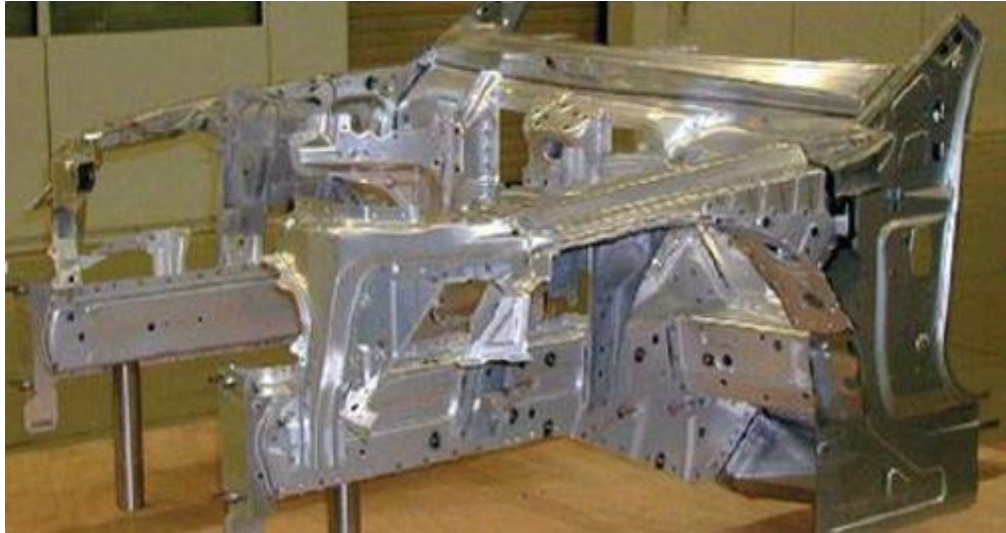
Sayfa

| | |
|--|----|
| Çizelge 2.1. Alüminyum döküm alaşımlarının ticari sınıflandırılması..... | 12 |
| Çizelge 2.2. Alüminyum dövme alaşımlarının ticari sınıflandırılması..... | 12 |
| Çizelge 3.1. 6082 T6 alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi (ağırlıkça %)..... | 37 |
| Çizelge 3.2. 6082 T6 alüminyum alaşımının mekanik özellikleri..... | 37 |
| Çizelge 3.3. AISI H13 Sıcak iş takım çeliğinin kimyasal bileşimi (ağırlıkça %)..... | 37 |
| Çizelge 3.4. Çalışmada kullanılan kaynak parametreleri..... | 40 |
| Çizelge 4.1. Farklı parametrelerle üretilen kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonuçları..... | 66 |



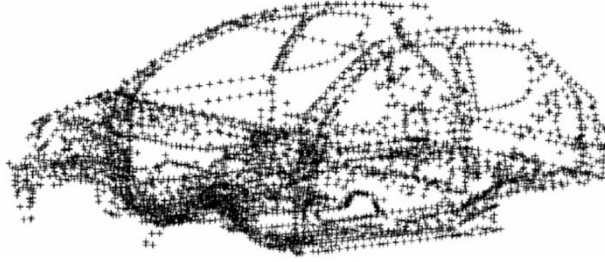
1. GİRİŞ

Son yıllarda, enerji tasarrufuna yönelik çalışmalar, daha az yakıt harcayan hafif ve ekonomik taşıtların üretimini gündeme getirmiş, alüminyum alaşımları bu sebepten tercih edilen malzemeler haline gelmiştir (Başer 2012). Alüminyum alaşımlarının otomotiv endüstrisinde tercih edilme nedenlerinin başında yüksek mukavemet, yüksek korozyon direnci, düşük yoğunluk ve kolay işlenebilme özellikleri gelmektedir (Aydın ve ark. 2010). Araç ağırlığındaki %10'luk bir azalma yakıt tüketimine %3-7 arasında pozitif yönde katkı sağlamaktadır. Tüketimdeki bu azalma ise küresel boyutta düşünüldüğünde, küresel ısınmaya ve ekonomiye olan etkilerinden ötürü alüminyum alaşımlarının kullanımı büyük önem arz etmektedir (Miller ve ark. 2000). Geleneksel olarak otomotiv sektöründe çelik malzemelerin kullanımı ön plana çıkmaktadır. Fakat günümüz otomotiv sektöründe alışılmış çelik saclar yerine alüminyum alaşımları otomobillerin birçok parçasında tercih edilmektedir. Otomobil kapı yapımında, bagaj kapağı, motor kapağı, tekerlek jantları, ön ve arka süspansiyon elemanları gibi araçların birçok bölgesinde alüminyum alaşımlarının kullanılmasıyla gövde ağırlığı azaltılmaktadır. Bunun sonucunda daha performanslı ve çevreci araçlar üretilebilmektedir. Şekil 1.1'de Audi markasına ait bir aracın alüminyumdan yapılmış ön bölümü görülmektedir (Dündar ve Güngör 2002).



Şekil 1.1. Audi A3 modelinde kullanılan alüminyumdan yapılmış ön bölüm (Dündar ve Güngör 2002)

Alüminyum alaşımlarının otomotiv endüstrisinde kullanımının yaygınlaşmasıyla beraber bu alaşımların kaynaklı birleştirilmesi de araştırma konusu olmuştur. Bir araçta ortalama 3000-5000 arasında punta kaynağı bulunmaktadır (Şekil 1.2). Özellikle otomotiv sektörü için alüminyum alaşımları birçok avantaj sağlamasına rağmen kaynağı söz konusu olduğunda problemlerle karşılaşmaktadır (Béal 2009).



Şekil 1.2. Üretim aşamasında bir araç üzerine atılan punta kaynakları (Béal 2009)

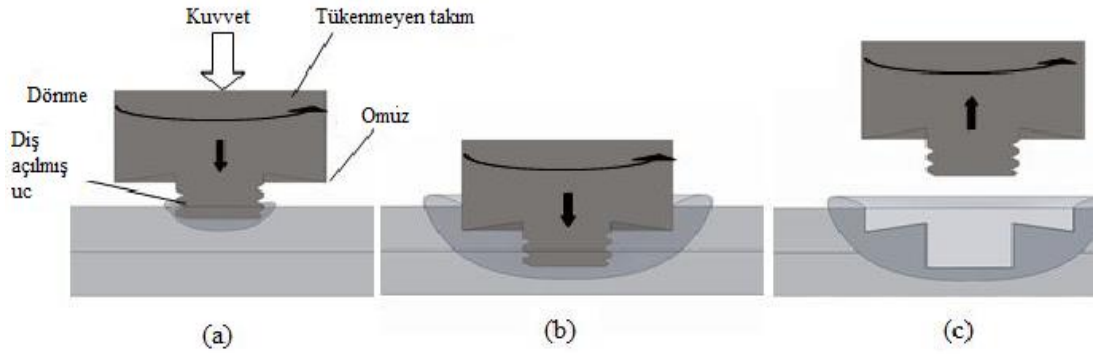
Alüminyum alaşımlarının geleneksel olarak kullanılan ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesinden doğan problemler, araştırmacıları yeni birleştirme yöntemleri geliştirmeye yönlendirmiştir. Alüminyum alaşımlarının (özellikle yaşlandırma sertleşmesi yapılmış olan) ergitme kaynak yöntemleri ile kaynağında, yüksek ısı girdisi bu malzemelerin ısıl genleşmelerinin yüksek olması ve katılma sıcaklık aralıklarının geniş olması sonucu kaynak dikişinde çatlak oluşumuna neden olabilmektedir. Ayrıca ark kaynağındaki yüksek ısı girdisi, alüminyum alaşımlarında ısı tesiri altındaki bölgede (ITAB) tane sınırlarında düşük ergime dereceli fazların oluşumuna ve dolayısıyla bu bölgede katılma esnasında tane sınırlarında çatlamalara yol açtığı da bilinmektedir. Yaşlandırma sertleşmesine tabi tutulmuş alüminyum alaşımlarının ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesinde karşılaşılan bir başka problem, kaynak dikişinde sertleştirici çökelti partiküllerinin çözünmesi ile ITAB'da aşırı yaşlanma sonucu sertlik ve mukavemetin düşmesidir. Bu durum kaynak bölgesinde mekanik uyumsuzluğa sebep olmaktadır. Belirtilen bu olumsuz sebeplerden dolayı, bu malzemelerin birleştirilmesinde katı hal kaynak yöntemi olan Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı (SKNK) büyük avantajlar sağlamaktadır (Ozdemir ve ark. 2007, Aydın ve ark. 2009, Aydın ve ark. 2010, Aydın ve Nelson 2013).

Katı hal kaynak yöntemlerinden olan SKNK yöntemi, 1993'te Mazda tarafından geliştirilmiş ve ilk olarak yine Mazda tarafından 2003'te RX-8'in üretiminde kullanılmıştır. Yekpare alüminyum motor kaputu ve arka kapılar SKNK ile üretilmiştir (Şekil 1.3). Yöntem ayrıca, alüminyum, magnezyum ve diğer hafif metallerin bindirme bağlantıları için, Kawasaki ağır endüstrisi tarafından kullanılmıştır. SKNK sırasında malzemede ergimenin olmaması, kaynak bölgesinde çarpılma olmaksızın daha iyi mekanik özelliklere sahip bağlantılar sağlar (Babu ve ark. 2013). SKNK yöntemi geleneksel olarak en çok kullanılan kaynak yöntemi olan elektrik direnç nokta kaynağı ile kıyaslandığında %90 enerji tasarrufu ve %40 daha az yatırım maliyeti gibi üstün özelliklere sahiptir (Choi ve ark. 2011, Mitlina ve ark. 2006).



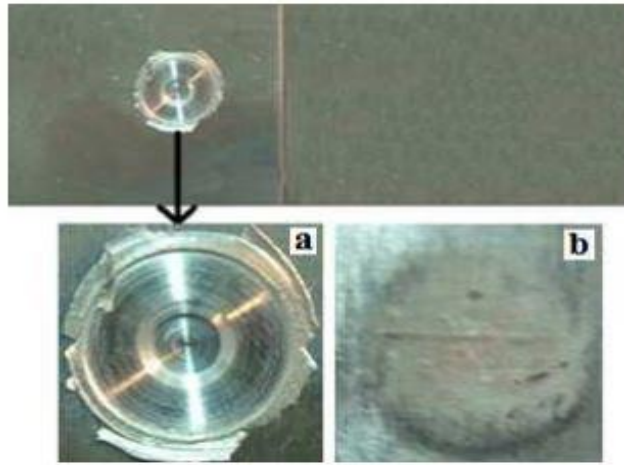
Şekil 1.3. Mazda tarafından SKNK yöntemi ile kaynak edilerek üretilmiş alüminyum motor kaputu ve arka kapılar (Kaluç ve Taban 2007)

SKNK yönteminin, dalma, karıştırma ve geri çekilme olarak belirtilen üç kademeli bir uygulaması vardır (Babu ve ark. 2013). Şekil 1.4'te bu 3 kademe gösterilmiştir. SKNK yöntemi ile birleştirilen bir alüminyum alaşımı kaynak bağlantısının görüntüsü Şekil 1.5'te verilmiştir (Kaluç ve Taban 2007).



Şekil 1.4. SKNK yönteminin şematik gösterimi a) Dalma, b) Karıştırma, c) Geri çekilme (Tutar ve ark. 2014)

SKNK yönteminde kullanılan parametrelere bağlı olarak çok farklı mekanik özelliklere sahip kaynak bağlantıları oluşmaktadır. Bu parametreler; takım omuz çapı, kaynak süresi, dalma derinliği, takım geometrisi ve takım devir hızıdır (Kahraman 2009).



Şekil 1.5. Sürtünme karıştırma nokta kaynağı yöntemi ile elde edilen kaynak görüntüsü a-Üst görünüş b- Alt görünüş (Kaluç ve Taban 2007)

Günümüzde otomotiv endüstrisinde geniş bir kullanım alanı bulunan alüminyum alaşımlarının SKNK yöntemi ile birleştirilmesi üzerine çeşitli çalışmalar yapılmıştır. Bu çalışmada, otomotiv endüstrisinde kullanılan yüksek mukavemete sahip ve şekillendirilebilir AA6082-T6 alüminyum alaşımı SKNK yöntemi ile kaynak edilmiştir. Çalışmada SKNK parametrelerinin (takım dalma derinliği, takım devir hızı, karıştırma süresi, takım dalma hızı) mekanik özelliklere ve mikro yapıya olan etkileri araştırılmıştır. Mekanik deneyler (çekme deneyi, sertlik deneyi), makro yapı, mikro yapı

incelemeleri (optik mikroskop ile) ve çekilen kaynaklı numunelerin kırılma yüzeyi incelemeleri (taramalı elektron mikroskobu ile) gerçekleştirilmiştir. Deney parametreleri ile çekme kuvvetleri arasında ilişki kurulmuştur. Çalışmada ayrıca yeni bir kaynak takımı ve kaynakların yapımı sırasında kullanılmak üzere bir fikstür imal edilmiştir.

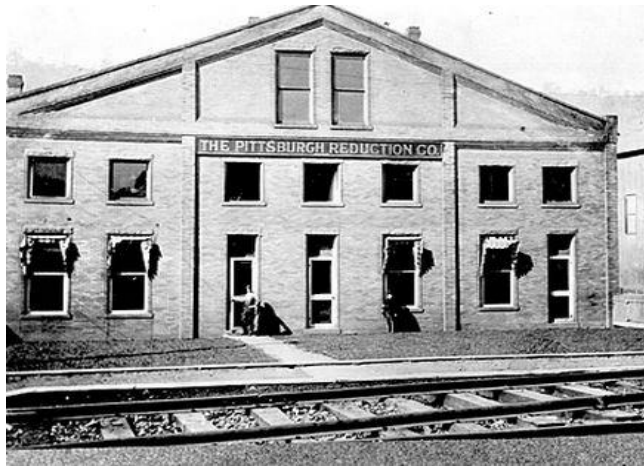


2. KAYNAK ARAŞTIRMASI

2.1 Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları

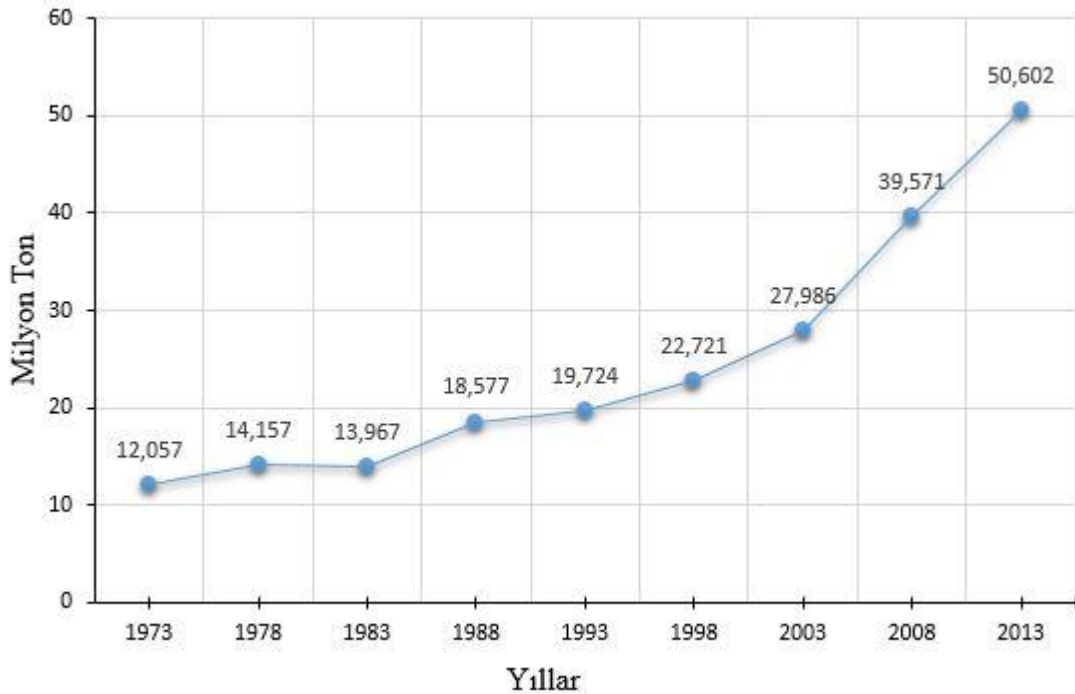
2.1.1 Alüminyumun Elde Edilmesi ve Genel Özellikleri

Alüminyum yer kabuğundaki %8'lik içeriğiyle oksijen ve silisyumdan sonra en çok bulunan üçüncü elementtir. Bu kadar çok bulunmasına rağmen; demir, bakır, kalay, kurşun, altın ve gümüş gibi madenlerden sonra keşfedilmiştir. Alüminyum doğada bileşikler halinde bulunur. Bu kadar çok bulunan bu elementin varlığı ancak 1808 yılında İngiliz Sir Humphry Davy tarafından tespit edilmiştir. Ticari anlamda üretim teknolojisi 1886 yılında birbirinden habersiz olarak çalışan Charles Martin Hall (ABD) ve Paul Louis Toussaint Héroult (Fransa) tarafından geliştirilmiştir. Bu bilim adamları günümüzde Hall-Héroult yöntemi olarak halen kullanılan bu yöntemle, alüminyum oksitin ergimiş kriyolit içinde çözündürülerek üzerinden güçlü bir elektrik akımı geçirildiğinde, alüminyumun elektrolitin altında sıvı halde biriktiğini fark etmişlerdir. Bu yöntemin keşfinden sadece iki yıl sonra, 1888'de İsviçre'nin Neuhausen kentinde Schweizerische Metallurgische Gesellschaft tarafından Héroult patentiyle, aynı yıl A.B.D.'deki Pittsburgh kentinde Şekil 2.1'de gösterilen Pittsburgh Reduction Company tarafından Hall patentiyle ilk alüminyum elektrolizhaneleri kurulmuştur (<http://www.metalurji.org.tr> 2015).



Şekil 2.1. 1886-1920 yılları arası kullanılan Pittsburgh Reduction Company binası (www.alcoa.com 2015)

Alüminyum üretimi Hall-Héroult yöntemine göre yapılmaktadır. Günümüzde doğada çeşitli türlerde bulunan alüminyumun elde edilmesinde %55-65 Al_2O_3 içiren ve boksit adı verilen cevher kullanılmaktadır. Bu cevher öncelikle içerdiği yabancı maddelerden (Fe_2O_3 ve SiO_2) arındırılır. Bunun için, cevher kızgın NaOH buharıyla tepkimeye sokulur ve alüminyum oksit suda çözünebilen $NaAlO_2$ 'a ve bir filtrasyon ve flotasyon işlemi ile demir ve silisyum bileşikleri cevherden temizlenir. Elde edilen çözelti içinde alüminyum ve alüminyum hidroksit durumuna kristalize edilir ve sonra suyu uçurularak saf alümina (Al_2O_3) elde edilir (Barbaros 2009). Elde edilen alüminanın elektrolizi ile sıvı alüminyum (birincil alüminyum) elde edilmektedir. Dünya birincil alüminyum üretimi Şekil 2.2'de gösterilmektedir. Yaklaşık 4 ton boksitten 2 ton alümina elde edilmekte, bundan da 1 ton metal alüminyum üretilebilmektedir (<http://www.maden.org.tr/> 2015). İkincil alüminyum hurdadan elde edilmektedir. Alüminyumun yeniden değerlendirilmesi sonucu elde edilen ikincil alüminyuma olan talep, yüksek enerji maliyetleri ve çevreci yaklaşımlar çerçevesinde artmaktadır. İkincil alüminyumu elde etmek için harcanan enerji birincil alüminyumda harcanan enerjinin yalnızca %5'i kadardır. Bu nedenle maliyetleri düşüktür (Türkiye demir ve demir dışı metaller meclisi sektör raporu 2012).



Şekil 2.2. Yıllara göre dünya birincil alüminyum üretimi (<http://www.world-aluminium.org> 2015)

Bugün alüminyum hammaddesi üretiminde, bütün dünya tarafından kullanılan 5 ana üretim aşaması vardır. Bunlar sırasıyla (Türkiye Demir ve Demir Dışı Metaller Meclisi Sektör Raporu 2012):

- Boksit madeni işletmeciliği
- Boksit cevherinden alümina üretimi
- Alüminadan elektroliz ile sıvı alüminyum üretimi
- Sıvı alüminyumun alaşımlandırılarak dökülmesi
- Ekstrüzyon, haddeleme işlemleriyle yarı ürün veya uç ürün üretimi.

Alüminyum kendine has özellikleriyle çok eski çağlardan beri bilinen, ağaç, bakır, demir ve çelik gibi birçok malzemedenden daha fazla önem kazanmıştır. Alüminyum ve alüminyum alaşımları günümüzde çelikten sonra en çok tercih edilen endüstriyel malzemedir. 19. yüzyılın ikinci yarısından beri endüstriyel çapta üretilen çok genç bir metal olmasına rağmen günümüzde tüm demir dışı metallerin toplam kullanımından daha fazla kullanılmaktadır (Aydın 2008). Kullanım alanının bu kadar geniş olmasının nedeni önemli teknik özelliklere sahip olmasından kaynaklanır (Demirci 2004, Anonim 1990):

- Hafiftir (yoğunluğu $2,7 \text{ g/cm}^3$, yaklaşık olarak çelik ($7,83 \text{ g/cm}^3$), bakır ($8,93 \text{ g/cm}^3$) ve pirinç'in ($8,53 \text{ g/cm}^3$) üçte biri kadardır).
- Çoğu ortamda (atmosfer ortamı, su, petrokimyasallar ve birçok kimyasal sistem) yüksek korozyon direncine sahiptir.
- Elektrik iletkenliği tipik olarak yüksektir ("İletkenlik/yoğunluk oranı" (özgül iletkenlik) bakırınkinden yüksektir), fakat bazı alüminyum alaşımlarının öz direnci yüksektir. Bu alaşımlar örneğin yüksek torklu elektrik motorları için son derece uygundur.
- Özellikle plastik deformasyon yeteneği, genel olarak işlenebilme kabiliyeti yüksektir, kolay işlenebilirler.
- Alüminyum alaşımları yaşlandırma sertleştirmesine uygunluğu ile teknik kullanımda özel çözümler arz ederler (perçin üretimi ve perçinleme işlemi gibi).
- Alüminyum alaşımlarının "mukavemet/yoğunluk" (özgül mukavemet) değeri yüksektir.

- Dekoratif amaçlı yüzey işlenebilirliği (anodik oksidasyon vb.) bu alaşımların kullanım alanını genişleten diğer bir özelliğidir.
- Alüminyum yüzeyler yüksek oranda yansıtıcı olabilir. Radyasyon enerjisini, görünür ışığı, radyasyon ısını ve elektromanyetik dalgaları etkin bir biçimde yansıtabilir.
- Alüminyumun mıknatıslanmama özelliği elektrik ve elektronik endüstrileri için önemlidir.
- Ayrıca zehirsiz olmasından ötürü günlük hayatta rutin olarak kullandığımız yiyecek ve içecek kaplarının üretiminde kullanılmaktadır.

Bazı alüminyum alaşımlarının mukavemeti yapı çeliğinden fazladır. Fakat saf alüminyum ve alüminyum alaşımlarının çoğu genellikle düşük mukavemet ve sertliktedir. Alüminyum sıfır derecenin altında şekil değiştirme kabiliyetine sahiptir. Alüminyum bükülebilir, haddelenebilir, preslenebilir, çekilebilir, bükülüp uzatılabilir ve rulo haline getirilebilir. Ayrıca çekiçle dövülüp, kızdırılıp işlenebilir veya kalıptan çekilerek çok büyük şekiller verilebilir. Alüminyum ve alaşımlarının kaynağında iyi sonuçlar almak için alüminyum ve alaşımlarının özelliklerini iyi bilmek gerekir. Alüminyum ve alaşımlarının gösterdiği mukavemet özellikleri malzemenin saflığına ve imal edildiği yöntemlere göre farklılıklar göstermektedir (Ağca 2010).

2.1.2 Alüminyum ve Alaşımlarının Sınıflandırılması ve Standart Gösterimleri

Alüminyum alaşımlarının mekanik, fiziksel ve kimyasal özellikleri alaşım elementlerine ve mikro yapısına bağlı olarak değişir. Alüminyuma katılan en önemli alaşım elementleri bakır, mangan, silisyum, magnezyum ve çinkodur. Alüminyum alaşımları üretim metotları esas alınarak dövme ve döküm olmak üzere iki ana gruba ayrılabilir. Bu da, imal usullerinin farklı ihtiyaçları olduğunu gösterir. Plastik deformasyonla şekillendirilebilen dövme alaşımlar, döküm alaşımlardan oldukça farklı mikro yapı ve bileşimlere sahiptirler. Her ana grup içindeki alaşımlar, ısıl işlem yapılabilir ve yapılamaz alaşımlar olmak üzere iki alt gruba ayrılabilirler. Isıl işlem yapılabilir alaşımlar, yaşlandırma işlemi ile sertleştirilebilirken; ısıl işlem yapılamayan alaşımlar ise katı eriyik

sertleşmesi, pekleşme ve dağılım (dispersiyon) sertleştirilmesi ile sertleşebilirler (<http://www.yildiz.edu.tr/> 2015).

Alüminyuma katılan alaşım elementlerinin başlıca özellikleri (Mayer 2010, Demirci 2004, Anonim 1990):

Magnezyum. 5xxx serisi alaşımlarda ana alaşım elemanıdır. Dövme alüminyum alaşımları %5'e kadar Mg içerebilir. Mg, ergime sıcaklığını düşürür (Yaklaşık 451°C), korozyon direnci ve kaynak edilebilirliği iyidir. Katı çözümleri sertleşmesi yaratır.

Çinko. Zn, dayanımı artırır ve çökme sertleşmesine izin verir. Döküm kabiliyetini düşürür. Yüksek çinkolu alaşımlar sıcak çatlama ve soğuma çukması gösterirler. Alüminyum çinko alaşımları diğer elementlerle karıştırılarak yüksek mekanik özellikler göstermektedir.

Bakır. Alüminyum bakır alaşımları genellikle %2-10 arası bakır içerebilir. Dövme ve döküm alüminyum alaşımlarının ikisine de çözündürme ısıl işlemi ve sonrasında yaşlandırma işlemi uygulanabilir. Cu, dayanımı artırır ve çökme sertleşmesine izin verir. Fakat korozyon dayanımını, sünekliği ve kaynak edilebilirlik özelliğini düşürür. Genellikle yüksek sıcaklık özellikleri ile işlenebilirliği artırır.

Mangan. Mn, dökülebilirliği arttırmak için demir ile birlikte kullanılır; metaller arası bileşiklerin özelliğini değiştirir; çukmayı azaltır; alaşımların süneklik ve tokluk özelliklerini artırır. Mangan %1,25 oranına kadar 3xxx serisi alaşımların ana alaşım elemanıdır. Tek başına veya magnezyumla birlikte kullanılabilir.

Silisyum. Si, akışkanlığı artırır; sıcak çatlama eğilimini azaltır; %13'ten fazla silis içeren alaşımların işlenmesi çok zordur. Dövme alüminyum alaşımlarında silisyum magnezyumla birlikte kullanılır ve ısıl işlem uygulanabilir 6xxx serisini oluşturur.

Nikel. Ni, yüksek çalışma sıcaklıklarında dayanımı arttırır. Nikel, bakır-alüminyum ve alüminyum-silisyum alaşımlarına katılarak yüksek sıcaklıkta dayanımı arttırır ve genleşme katsayısını düşürür.

Titanyum. Ti ortalama tane büyüklüğünü azaltır.

Zirkonyum. Zr, ısıtıl işlemlerde dengeleme elementi olarak kullanılır. Alaşım elementlerinin sayısı arttığında yeniden kristalleşme sıcaklığını yükseltmek ve dövme alaşımlarda tane yapısını kontrol etmek için kullanılır.

Krom. Cr, alüminyum-magnezyum alaşımlarında tane yapısı kontrol etmek ve tane büyümesini engellemek için kullanılır. Sıcak haddeleme ve ısıtıl işlemler sırasında yeniden kristalleşmeyi engellemek içinde kullanılır.

Demir. Fe, alüminyumda en çok bulunan katkıdır. Alaşıma ayrıca eklenmez. Fakat saf alüminyumun dayanımını arttırır.

Alüminyum alaşımları geleneksel olarak dövme ve döküm alaşımlar olarak ikiye ayrılmaktadırlar. Bu alaşımlar ayrıca kendi içlerinde ısıtıl işlem uygulanabilir ya da uygulanamaz olarak ikiye ayrılmaktadır. Dört basamaklı bir sayısal sistem dövme ve döküm alüminyum ve alüminyum alaşımlarını tanımlamak için kullanılır. Son iki basamak alüminyum alaşımını veya alüminyumun saflığını gösterir. İkinci basamak orijinal alaşımın modifikasyonunu veya empürite sınırlarını gösterir. Döküm ve dövme alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması sırasıyla Çizelge 2.1 ve Çizelge 2.2'de gösterilmiştir (Demir 2008, Anonim 1990).

Çizelge 2.1. Alüminyum döküm alaşımlarının ticari sınıflandırılması(Demir 2008, Anonim 1990)

| Sınıflandırma | Temel Alaşım Elementi | Yaşlandırılma Kabiliyeti |
|---------------|-----------------------------------|--------------------------|
| 1xx.x | Saf alüminyum (>%99Al) | Yaşlandırılmaz |
| 2xx.x | Bakır | Yaşlandırılabilir |
| 3xx.x | Silisyum ile Magnezyum veya Bakır | Yaşlandırılabilir |
| 4xx.x | Silisyum | Yaşlandırılabilir |
| 5xx.x | Magnezyum | Yaşlandırılmaz |
| 6xx.x | Kullanılmayan Seri | - |
| 7xx.x | Çinko | Yaşlandırılabilir |
| 8xx.x | Kalay | - |
| 9xx.x | Kullanılmayan Seri | - |

Döküm alaşımlarından 2xx.x, 3xx.x,4xxx ve 7xx.x serilerine ısıl işlem uygulanabiliyor. 1xx.x grubundaki iki rakam alaşımdaki en az alüminyum içeriğini belirtmektedir. Örneğin 195.0 dizilimi %99,95 saflığındaki alüminyumu ifade eder. 2xx.x' den 9xx.x grubuna kadar olan aralıkta noktanın solundaki iki rakam sadece grup içerisindeki alaşımları ayırt etmek için kullanılıp özel bir anlam taşımaz. Noktadan sonraki hane ürün şeklini nitelemektedir. Bu dizilimde 0 dökümler için 1 ve 2 külçeler içindir.

Çizelge 2.2. Alüminyum dövme alaşımlarının ticari sınıflandırılması (Demir 2008, Anonim 1990)

| Sınıflandırma | Temel Alaşım Elementi | Yaşlandırılma Kabiliyeti |
|---------------|------------------------|--------------------------|
| 1xxx | Saf alüminyum (>%99Al) | Yaşlandırılmaz |
| 2xxx | Bakır | Yaşlandırılabilir |
| 3xxx | Mangan | Yaşlandırılmaz |
| 4xxx | Silisyum | Yaşlandırılmaz |
| 5xxx | Magnezyum | Yaşlandırılmaz |
| 6xxx | Magnezyum ve silisyum | Yaşlandırılabilir |
| 7xxx | Çinko | Yaşlandırılabilir |
| 8xxx | Lityum | - |
| 9xxx | Gelecekte kullanılacak | - |

Dövme alüminyum alaşımlarından 2xxx, 6xxx ve 7xxx serilerine ısıtılma işlemi uygulanabiliyor. 4xxx serisi ise ısıtılmalı ve ısıtılmamış olabilir. Diğer serilere ısıtılma işlemi uygulanmıyor.

2.1.2.1 Alüminyum Serilerinin Özellikleri

Alüminyum serilerinin özellikleri ve kullanım alanları detaylı olarak aşağıda açıklanmıştır (Yalçın 2010, Mathers 2002).

1XXX Serisi

En az % 99 saflıktaki alüminyum ile özellikle elektrik ve kimyasal alanda geniş bir kullanıma sahiptir. Örneğin 1098 (A199.98) için baktığımızda maksimum %0,02 katkı içerir. Katkı elementlerinin oranları da %0,01 Si, %0,006 Fe, %0,0035 Cu ve %0,0015 Zn maksimum olarak bulunmaktadır. Bu çeşit alüminyum mükemmel korozyon direnci, yüksek termal ve elektriksel özellikler, düşük mekanik özellikler ile mükemmel bir işlenebilirliğe sahiptir. Deformasyon sertleşmesi ile orta derecede mukavemet artışı sağlanabilir. Bu alaşım çoğunlukla, demir ve silisyum safsızlığı içerir. Bu gruptaki alüminyum alaşımları, genelde kimyasal ekipman, reflektörler, ısı değiştirgeçleri, elektriksel iletken ve kapasitör, paketleme folyolarının imalatında ve dekoratif amaçlı mimari uygulamalarda kullanılmaktadır.

2XXX Serisi

Bu grup alüminyum alaşımlarında bakır temel alaşım elemanı olup ikinci önemli alaşım elemanı magnezyumdur. Optimum özellikler için bu alaşımlara çökelme ısıtılma işlemi uygulanır. Çözeltiye alınmış durumda mekanik özellikleri düşük karbonlu çeliklerinki ile aynıdır ve bazen daha yüksek olabilir. Mekanik özellikleri daha fazla arttırmak için çökelme (yaşlanma) ısıtılma işlemi uygulanır. Al₂Cu fazı çökeltiyerek mukavemet artışı sağlanır. Bu işlem, alaşımın sünekliğini azaltırken akma dayanımını artırır, çekme dayanımına büyük bir etkisi olmaz. Bakır alüminyum alaşımı ötektik oranı %5,8 bakırda yakalamakta ve ergime sıcaklığı 548°C olmaktadır.

Yaşlandırma uygulanmış özellikle T6 koşullarında yaşlandırılmış alüminyum alaşımlarının kaynağında çökeltiiler çözünmekte ve çekme mukavemetinde %50'ye varan azalmalar görülmektedir. Kaynak yapılabılır 2219 (AlCu₆) alaşımı bu mukavemet kaybının birazını yapay yaşlandırma ile telafi edebilir fakat bu süneklkte azalmaya neden olmaktadır. Bu alaşımlarda en iyi sonuç kaynaktan sonra çözeltiye alarak ve yaşlandırılarak elde edilmektedir ama bunu gerçekleştirmek üretim koşullarında her zaman mümkün olmamaktadır.

2xxx grubundaki alüminyum alaşımlarının korozyon dirençleri diğer birçok alaşımınki kadar iyi değildir ve belirli şartlar altında taneler arası korozyona maruz olabilirler. Bu nedenle, levha şeklindeki bu alaşımlar çoğunlukla yüksek saflıktaki alüminyum veya 6xxx grubu magnezyum-silisyum alaşımı ile kaplanarak, çekirdek malzemenin galvanik koruması sağlanır ve böylece bu alaşımların korozyon dirençleri büyük oranda artırılır.

2xxx grubu alaşımlar özellikle yüksek mukavemet/ağırlık oranlarının gerekli olduğu parçalar ve yapılar için uygundur. Çoğunlukla araç ve uçak tekerlerinde, araçların süspansiyon parçalarında, uçak gövdelerinde ve 150 °C'ye kadar olan sıcaklıklarda dayanım gerektiren parçalarda kullanılmaktadır. Bu alaşımların kaynak yapılabılırliğı kısıtlıdır, ancak bu gruptaki bazı alaşımlar üstün işlenebilme özelliğine sahiptirler.

3XXX Serisi

Bu grupta ana alaşım elementi mangandır. Bu alaşımlara genellikle ısı işlem uygulanamaz fakat 1xxx grubundaki alaşımlardan yaklaşık %20 daha fazla dayanıma sahiptirler. Çünkü alüminyuma sadece sınırlı bir yüzde oranında (yaklaşık % 1,5'a kadar) mangan efektif olarak ilave edilir. Bununla birlikte, bu gruptaki üç cins alaşım (3003, 3X04 ve 3105) iyi işlenebilme gerektiren orta mukavemet uygulamalarında genel amaçlar için kullanılırlar. Fakat bunlar sıcak çatlamaya karşı hassastırlar. Kaynak çatlakları bazen görülebilir ama bu çatlaklar uygun dolgu metali eklenerek giderilebilir. Bu gruptaki alaşımlar içki kutuları, mutfak gereçleri, ısı değıştirgeçleri, depolama tankları, mobilya, anayol işaretleri, çatı ve kenar kaplamalar ve diğer mimari uygulamalarda kullanılırlar.

4XXX Serisi

4xxx serisi Al alaşımlarında ana alaşım elemanı olarak silisyum katılmaktadır. Si, alüminyuma yeterli miktarlarda (% 12'ye kadar) katılarak alaşımı gevrekleştirmeden ergime derecesinin azalmasına neden olur. %11,7 silikon ilave edildiğinde ötektik dönüşüm gerçekteşerek alüminyumun 577°C'de ergimesi sağlanır. Bu nedenle, alüminyum-silisyum alaşımları alüminyum birleştirmede esas metalin ergime sıcaklığından daha düşük ergime aralıklarında sert lehim alaşımı olarak ve kullanılırlar. Bu gruptaki alaşımların çoğuna ısıl işlem uygulanamaz. Fark edilir miktarlarda Si içeren alaşımlar anodik oksitlenmeden sonra koyu gri renge dönüşür. 4032 alaşımı düşük ısıl genleşme katsayısı ve yüksek aşınma direncine sahiptir, bu nedenle bu alaşım dövme motor pistonlarının üretimine uygundur. Bu gruptaki alaşımlar yüksek akışkanlıkları nedeniyle döküm amaçlı olarak yaygın olarak kullanılmaktadırlar. Ayrıca daha iyi mukavemet elde edebilmek için bakır ve magnezyumla alaşımlandırılır.

5XXX Serisi

5xxx grubunda ana alaşım elemanı magnezyumdur. Katı eriyik sertleştirmesi oluşturmak için alüminyum %5'e kadar magnezyum çözebilir. Magnezyum ana alaşım elemanı olarak veya mangan ile birlikte kullanıldığında ortaya çıkan alaşım orta-yüksek dayanımlı ısıl işlem uygulanamayan alaşımdır. Magnezyum mangandan daha etkili bir sertleştiricidir. %0,8 civarında magnezyum ilavesi ile elde edilen sertlik değeri yaklaşık %1,25 mangan ilavesi ile sağlanabilir. Bu gruptaki Al alaşımları iyi kaynak özelliklerinin yanında deniz ortamında iyi bir korozyon direncine sahiptirler. Bununla birlikte, gerilmeli korozyon çatlamasını engellemek için yüksek magnezyumlu alaşımlarda müsaade edilen güvenli işlem sıcaklıklarında (yaklaşık %3,5 üzerinde magnezyum içeren alaşımlarda 65°C'nin üzerindeki işlem sıcaklıklarında) ve soğuk deformasyon miktarında belirli kısıtlamalar yapılmalıdır. Bu seri alaşımlar, mimari uygulamalarda, dekoratif ve süsleme amaçlı uygulamalarda, gemilerde, otomobil yapı parçalarında ve ev aletlerinde kullanılmaktadırlar.

6XXX Serisi

6xxx serisi alaşımlar, içyapılarında magnezyum silikat (Mg_2Si) oluşturacak oranlarda Mg ve Si içeren ısıl işlem uygulanabilen alaşımlardır. 2XXX ve 7XXX serisi alaşımlar kadar dayanıklı olmamalarına rağmen 6XXX serisi alaşımlar iyi şekillendirilebilen, kaynaklanabilir, işlenebilir ve korozyon dirençli orta dayanımlı alaşımlardır. Isıl işlem uygulanabilen bu gruptaki alaşımlara çözeltiyeye alma işleminden sonra yapay yaşlandırma işlemi uygulandığında (T6 işlemi) uygulandığında alaşımların dayanımları önemli ölçüde arttırılabilir. Mimari uygulamalar, ulaşım endüstrisi, köprüler ve kaynaklı yapılar bu alaşımların uygulama alanlarıdır.

6xxx serisi Al alaşımları genellikle ekstrüzyon edilmiş şekilde kullanılırlar. Bileşimlerinde bulunan Si ve Mg alaşım elementleri, kısmen α -Al matrikste çözünmüş olarak ve kısmen intermetalik faz olarak bulunurlar. Alaşımın bileşimine ve katılaşma koşullarına bağlı olarak katılaşma esnasında değişik intermetalik fazlar oluşabilir. Bütün ticari alaşımlarda Fe, empurite olarak bulunur ve katılaşma esnasında Al-Fe ve Al-Fe-Si gibi intermetalik fazları oluşturur. α -Al matrikste veya Al-Fe-Si intermetalik fazında Si, Mg ile birleşerek katılaşma işleminin ilerideki safhasında Mg_2Si partiküllerini oluşturur. Alaşımın mekanik özelliklerinin belirlenmesinde intermetalik partiküllerin belirlenmesinde intermetalik partiküllerin çeşidi, boyutu, morfolojisi ve dağılımı önemli bir yer tutar.

7XXX Serisi

%1-8 oranındaki çinko 7xxx grubundaki Al alaşımlarında önemli bir alaşım elemanıdır. Magnezyum ile birlikte kullanıldığında yüksek dayanımlı ısıl işlem uygulanabilen alaşımlar elde edilir. Genellikle bakır ve krom gibi diğer elementler de küçük miktarlarda ilave edilir. 7xxx alaşımı uçak gövde parçalarında, gezici cihazlarda yüksek gerilme altında çalışan parçalarda kullanılmaktadırlar. Bu serideki alaşımlar hafif aşırı yaşlanma ile beraber daha iyi mukavemet, korozyon direnci ve kırılma tokluğu kombinasyonu yakalamaktadırlar.

2.1.3 Alüminyum Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler ve Özellikleri

Isıl işlemler mekanik ve fiziksel özellikleri değiştirmek amacıyla malzemelere uygulanan ısıtma ve soğutma işlemlerini kapsamaktadır. Bu ısıtma ve soğutma işlemleri temel olarak tavlama, çözeltiye alma, yaşlandırma işlemleridir. Alaşımların kimyasal yapılarına ve kazandırılmak istenen özelliklerine göre uygulanacak olan ısıl işlem belirlenmesi gerekmektedir. Alüminyum alaşımlarında uygulanan ısıl işlemler genelde yaşlandırma işlemine göre değerlendirilmekte ve sadece mekanik özellikler için değil elektriksel iletkenlik ve korozyon özelliklerini de belirleyici rol oynamaktadır (İpek 2010).

Dövme alüminyum alaşımlarında çökeltme sertleştirme (yaşlandırma) uygulanabilmektedir. Çökeltme reaksiyonunun gerçekleşmesi için gerekli olan ilk koşul, aşırı doymuş bir katı eriyik oluşturmaktır. Bu amaçla alaşıma çözeltiye alma ısıl işlemi olarak adlandırılan bir ısıl işlem uygulanır. Bu işlemin amacı, alaşımdaki sertleştirme elementlerinin katı eriyik içinde maksimum miktarda yer almasını sağlamaktır. Katı eriyikte çökelti oluşturmak için asıl gereken şey, azalan sıcaklıkla beraber katının eriyebilirliğinin azalmasıdır. Bu şekilde katı eriyik, aşırı doymuş katı eriyik olarak yarı kararlı duruma geçmektedir. Teknik kullanımda bu işlemin anlam kazanabilmesi için, söz konusu alaşımın metastabil yapısından (aşırı doymuş katı eriyik) çökeltilecek ikincil fazların (intermetalik fazlar) yüksek sertlik ve mukavemette olması gerekir (Yılmaz 2011). Yaşlandırılan ve yaşlandırılmayan alüminyum alaşımlarına uygulanan ısıl işlemler aşağıda verilmiştir (Mathers 2002).

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

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

H: Pekleştirilmiş.

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

H2x: Soğuk şekillendirilmiş ve kısmen tavllanmış.

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

H4x: Soğuk işlem uygulanmış ve malzeme yaşlanmaması için düşük sıcaklıkta ısıl işlem ile stabilize edilmiş.

W: Çözündürme uygulanmış.

T: Yaşlandırılmış.

T1: Fabrikasyon sıcaklığından soğutulmuş ve doğal olarak yaşlandırılmış.

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

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

T4: Çözündürme uygulanmış ve doğal olarak yaşlandırılmış.

T5: Fabrikasyon sıcaklığından soğutulmuş ve yapay olarak yaşlandırılmış.

T6: Çözündürme uygulanmış ve yapay olarak yaşlandırılmış.

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

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

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

Isıl işlem veya soğuk şekillendirmeleri tanımlamak için daha fazla hane eklenebilir. Örneğin TX51, 510, 511, 52 veya 54 gibi rakamlar eklenebilir. Bu rakamlar uygulanan ısıl işlemler ve ardından uygulanan soğuk şekillendirmelerle alakalıdır.

2.1.3.1 Çökme Sertleşmesi (Yaşlandırma)

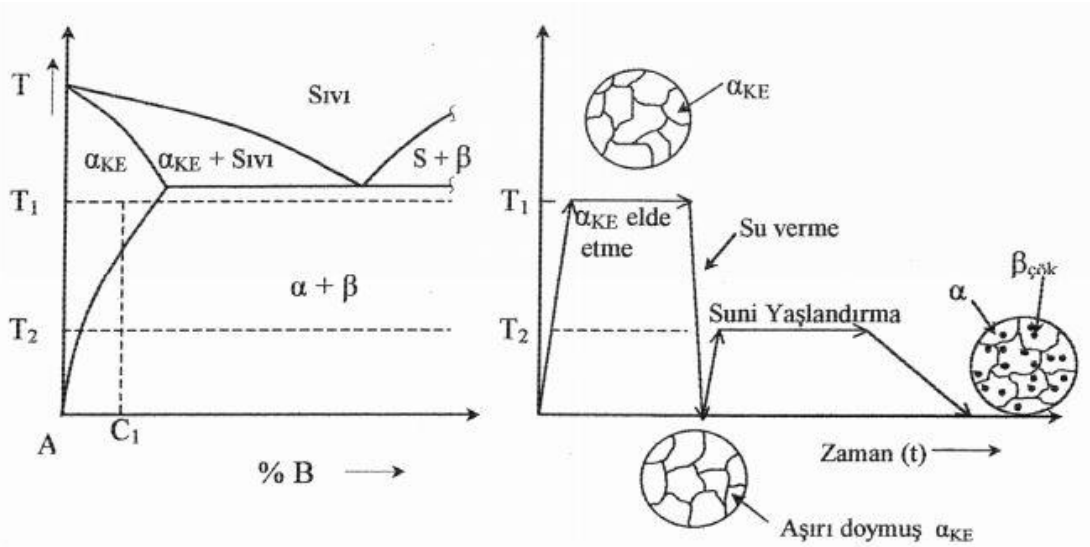
Hemen hemen bütün endüstriyel alüminyum alaşımları birden fazla çökelti cinsleri oluşturabilecek alaşım elementlerine sahiptirler. Yaşlandırma işlemi, ana faz (matris) içerisinde ve ana fazdan ayrışarak, denge halinde, uygun intermetalik faz veya fazlar oluşturma işlemleridir. Gerekli şart alaşım elementi eritebilirliğinin sıcaklık düşükçe azalmasıdır. Bu durumda aşırı doymuş katı eriyik elde edilebilir (Demirci 2004).

Çökeltme sertleşmesi ısıt işleminin safhaları şöyledir:

- 1) Katı çözeltili alma
- 2) Su verme
- 3) Yaşlandırma
 - a) Doğal Yaşlandırma
 - b) Yapay Yaşlandırma

Çözeltili alma işleminin amacı, tek fazlı katı çözeltili elde etmektir. Şekil 2.3'te görüldüğü gibi ilk sıcaklıkta β ve α denge halinde değildir. Alaşım solvüs eğrisinin üzerindeki sıcaklığa çıkarılır ve bu sıcaklıkta β fazı, α fazı içerisinde tamamen çözününceye kadar belirli bir süre ısıt işlem uygulanır. Yapının tümü tamamen α fazına dönüştükten sonra ani olarak soğutulur. Çözeltili alma sıcaklığı alaşımın ergimesine sebep olmayacak şekilde seçilmelidir. Alüminyumun ergime sıcaklığı 660°C civarında olmasından ötürü ısıt işlem sıcaklığı 525-545 °C arasında olmalıdır.

Isıtma genellikle hava ortamında yapılır. Fakat ergimiş tuz banyolarında ve akışkan yataкта yapılan ısıtmalar yüksek ısıtma hızları sağlar. Bu sebeple avantajlıdır. Katı çözeltili alma zamanı ürünün tipine, alaşımına, üretim şekline, parça kalınlığına ve fırın kapasitesine bağlıdır (Demir 2008, Şendeniz 2006).



Şekil 2.3. Yaşlandırılabilir bir alaşımın yaşlandırma safhalarının şematik gösterimi (Aydın 2008)

Alüminyum alaşımlarında su verme işlemi çökelme sertleşmesi ısıl işleminin ikinci basamağıdır. Amaç alaşımın çözeltiliye alma sıcaklığından hızlı bir şekilde soğutulmasıdır. Eğer alaşım kendiliğinden soğumaya bırakılırsa, β fazı çekirdeklenerek denge halinde bir $\alpha + \beta$ fazı oluşturmak için heterojen olarak çökeler. Ani soğuma α içerisindeki β fazının çökmesine imkan vermez ve bu nedenle α fazı artık denge halinden daha fazla katı (aşırı doymuş) içermektedir.

Su verme işleminde parçalar genellikle soğuk suya daldırılır. Bu durumda dövme ve döküm parçaların su verilmesi hariç su verme işleminden sonra suyun sıcaklığının 38°C 'nin üzerine çıkmaması için önlem alınır. Suda su verme halinde soğuma hızı, 25 mm kalınlığındaki alüminyum alaşımı plaka için yaklaşık olarak $200^{\circ}\text{C}/\text{sn}$ 'dir.

Su verme sırasında istenmeyen çökeltilerden kaçınmak için iki şartın sağlanması gerekir:

- Çok hızlı çökelmenin meydana geldiği 400°C 'den 290°C sıcaklık aralığında yavaş ön soğutmaya engel olmak için fırından su verme ortamına nakil zamanı yeterli derecede kısa olmalıdır.
- 400°C 'den 290°C sıcaklık aralığındaki soğutma esnasında hiçbir çökeltinin meydana gelmemesi için su verme ortamının hacmi, ısı soğurma kapasitesi ve akış hızı parça için gerekenden büyük olmalıdır (Şendeniz 2006).

Yaşlandırma, ısıl işlemin üçüncü ve son aşamasıdır. İnce dağıtılmış çökeltilerin oluşabilmesi için çözeltiliye alma ısıl işlemi uygulanmış ve su verilmiş alaşım numunesini yaşlandırmak gerekir. Oluşan ince ve dağıtılmış çökelti, biçim değiştirme sırasında dislokasyonların ya çökeltileri kesmek ya da etrafından dolanmak zorunda bırakarak hareketini engeller. Dislokasyon hareketlerinin biçim değiştirme sırasında engellenmiş olması da dayanımı artırır.

Aşırı doymuş katı çözeltili içerisinde çözünmüş halde bulunan β fazı, denklemde gösterildiği gibi sıcaklık ve zamanın etkisi ile kararlı bir faz olarak çökeler.

α aşırı doymuş \longrightarrow $\alpha + \beta$ çökeltisi

Bu dönüşüm için, önce β fazının çekirdeklenmesi ve sonra difüzyon ile büyümesi gereklidir. Alaşım eğer ani soğutmadan sonra oda sıcaklığında tutulursa, difüzyon hızı çok yavaş olduğundan β fazı oluşmaz veya çok uzun sürede oluşur. Çökeltme eğer oda sıcaklığında meydana geliyorsa yaşlanma işlemi “doğal”, eğer alaşım yayınma hızını arttırmak için oda sıcaklığından daha yüksek bir sıcaklığa tabi tutuluyorsa “yapay” yaşlandırma olarak adlandırılır.

Çökelti fazının oluşumunun anlaşılabilmesi için, 1938’de Guinier ve Preston isimli iki araştırmacı tarafından keşfedilen ve isimlerinin baş harfleri ile adlandırılan GP bölgeleri incelenmelidir. Kompleks reaksiyonlar olan alüminyum alaşımlarında yer alan çökeltme reaksiyonları ve GP bölgeleri dönüşümleri teorik olarak denklemdeki gibi ifade edilebilir.



Bu teorik dönüşüm formülüne göre, yaşlanma sırasında aşırı doymuş katı çözültiden çökelti fazının oluşum aşamaları özetlenecek olursa sırasıyla;



Şeklinde. Çökelti oluşumunun ara kademeleri temel olarak alaşımın bileşimine, su verme ve yaşlandırma koşullarına bağlıdır.

Birçok kristal katıda birçok kafes noktası atomlarla dolu değildir, bu boş kafes noktaları boşluklar olarak adlandırılır. Atom boşlukları, GP bölgesinin oluşumunda önemli role sahiptirler. GP bölgesinin oluşumu homojen çekirdeklenme işlemi ile kristal kafesinde meydana gelir. Yapılan araştırmalar, bu işlem için kritik bir boşluk konsantrasyonu gerektiğini ve çökeltmenin çekirdeklenme modelinin boşlukta, çözünen atom demetlerinin, çözünme sıcaklığı ve soğutma oranının etkileri ile uyumlu olduğunu göstermektedir. Boşluk konsantrasyonu çözünme sıcaklığı ile artar ve hızlı soğuma ile oda sıcaklığına kadar korunur. Soğuma yavaşsa oda sıcaklığına ininceye kadar difüzyonla boşluk yoğunluğunda azalma olur.

Yeni fazın çekirdeklenmesi; tane sınırları, dislokasyonlar ve ara faz sınırları gibi boşluktaki devamsızlıktan etkilenir. Çünkü bu bölgeler katı çözeltili matrisinden daha fazla düzensiz ve daha yüksek enerjiye sahiptir, hem geçiş hem de denge çökeltileri olarak çekirdeklenirler. Soğutma süresince bu kontrolsüz durumda çökelen çözünenler, oda sıcaklığında ya da yüksek sıcaklıkta, sonuç elde edilmek istenen çökeltme için uygun değildir. Bu nedenle soğutma süresince meydana gelen çökeltme, özelliklerin gelişimini etkiler. İşlemin ilk aşamalarında yüksek sıcaklık çökeltmesiyle meydana gelen çökeltmenin ince dağıtılmış taneler üzerine etkisi, soğutma oranına göre değişir. Şayet yeterince hızlı bir soğutma yapılmazsa büyüme olabilir.

Aşırı doymuş katı çözeltili durumundaki alaşım, yüksek enerjili konumdadır. Bu enerji durumu nispeten kararsızdır ve istemli bozulmayla daha düşük enerji konumundaki yarı kararlı duruma veya denge fazlarına geçmek isteyecektir. GP bölgelerinin oluşma nedeni de budur. Yarı kararlı fazların veya denge fazlarının çökeltmesi için itici güç, bu fazların oluşması sonucu, sistemin enerjisinin azalmasıdır. Şekildeki A-B alaşımında bölgeler A atomlarının çoğunlukla olduğu ana faz içindeki B atomlarıyla zengin bölgeler olacaktır (Demir 2008, Şendeniz 2006).

2.1.4 Alüminyum ve Alaşımlarının Kaynak Kabiliyeti

Alüminyum ve alaşımlarının kaynağı çeliğin kaynağına göre birçok farklılıklar gösterir. Çeliğin kaynağına göre daha zor ve sorunludur. Bunun için malzemeyi ve özelliklerini (fiziksel ve metalurjik) çok iyi tanımak ve ona göre önlemler almak gerekir. Alüminyum ve alaşımlarının kaynak kabiliyetlerini şu durumlar kısıtlar (Cebeci 2010, Anonim 1990, Kurtuluş 2001) :

- Alüminyumun oksijene karşı ilgisi fazla olduğundan, havaya maruz kaldığında yüzeyinde hemen 0,1 mikron kalınlığında Al_2O_3 (alümina) oluşur. Demirin oksitleri metalin ergime noktasına yakın veya bu sıcaklıktan daha düşük bir sıcaklıkta ergir. Al_2O_3 ise $2060^\circ C$ 'de, alüminyum alaşımlarının ergime noktasının yaklaşık $1400^\circ C$ üzerinde ergir. Kaynak yapılmadan önce bu oksit tabakasının temizlenmesi gerekir. Eğer temizlenmezse kaynak yapılırken yüzeyde bulunan

Al_2O_3 tabakasının ergitilmesine çalışılırken, alüminyum dökülür, sünekliği azaltır ve kaynak bölgesinde kırılmalara neden olabilir.

- Alüminyumun ısıl genleşme katsayısı çeliğin iki katı kadardır. Bu kadar yüksek ısıl genleşme, kaynak sırasında meydana gelen distorsiyonların (çarpılmalar ve kendini çekmeler) büyük olmasına sebep olur. Distorsiyonların oluşması yüksek kaynak hızlarına çıkmayı engellemektedir. Dolayısıyla gerekli önlemler alınmadığı zaman, gerilme çatlakları oluşur.
- Alüminyum ve alaşımlarının ısı iletim katsayısı bakırın yarısı kadar ve düşük karbonlu çeliğin dört katı kadardır. Buna göre kaynak yerinde ısı yoğunluğunu sağlamak için daha fazla ısı girdisine ihtiyaç vardır. Bu durumlarda ön tav gerekmektedir. Diğer taraftan, alüminyum ve alaşımlarında, çeliğe nazaran daha geniş bir bölge ısının tesiri altındadır. Ayrıca saf alüminyumda, yüksek ısı iletimi dolayısıyla ergimiş kaynak banyosu soğuyup çabuk katılaştığından dolayı kaynak dikisinde gözenekler oluşur.
- Yüksek elektrik iletkenliği (çeliğinkinin altı katı) nedeniyle elektrik direnç kaynağında sorunlar ortaya çıkmaktadır. Çeliğe göre elektrik iletkenliği çok fazla olduğundan yüksek akım kapasiteli cihazlar gerekmektedir.
- Alüminyumun düşük sıcaklıkta erimesi eriyen metalin çelikte olduğu gibi tav rengi göstermemesi kaynak işlemini zorlaştırmaktadır. Bu durum, ergimenin ne zaman gerçekleşeceğini kestirmede kaynakçıya sorun yaratır.
- Al-Mn, Al-Si, Al-Cu ve Al-Mg gibi katılaşma aralığı geniş olan alaşımlarda sıcak çatlamanın oluşma eğilimi vardır. Sıcak çatlaklar genellikle solidüs eğrisinin üzerinde ve katılaşma aralığında meydana gelir. Bu nedenle mümkün olduğunca katılaşma aralığı dar alaşımlar seçilmelidir. Ayrıca çatlamaya karşı hassas olmayan ilave kaynak malzemesinin (tel veya elektrot) kullanılması gerekir.

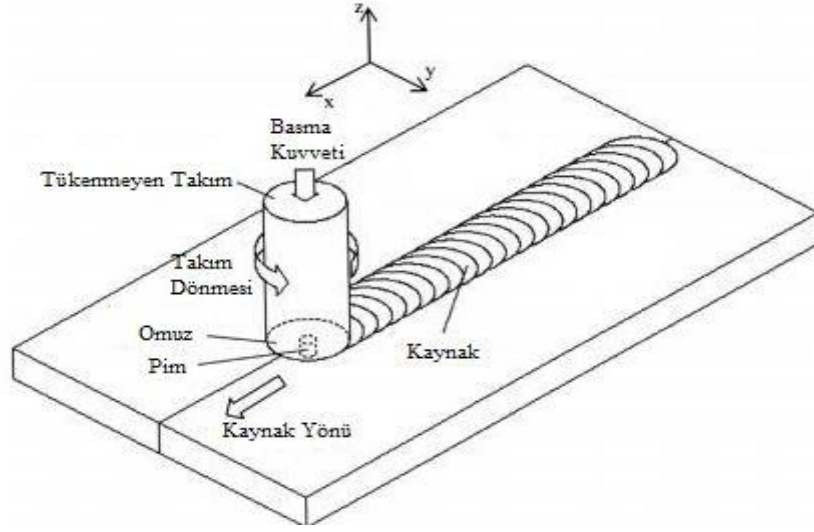
- Gerilme çatlakları kuvvetli kendini çekmeler sonucu solidüs eğrisinin altında meydana gelir. Bu çatlaklar, uygun bir konstrüktif şekillendirme, kaynak yöntemi ve tekniği ve kaynak sonrası uygun ısı işlemler uygulanarak önlenir ve giderilebilir.
- Kaynaklı alüminyum parçalarda sıklıkla gözenek problemi yaşanmaktadır. Bu durumun ana sebebi, sıvı alüminyumun katıya göre daha yüksek miktarda hidrojeni çözebilmesidir. Sıvı alüminyum içerisinde çözünen hidrojen katılaşma sırasında çökelerek malzemede gözenek oluşumuna yol açmaktadır. Hidrojen çözünürlüğünün sıcaklığa bağlı olması nedeniyle kaynak havuzunun çok ısınması sıvının daha çok hidrojen çözebilmesine ve sıvı içerisinde çıkmadığı takdirde katılaşma sonrasında oluşacak gözeneklerin artmasına yol açmaktadır.

2.2 Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı

2.2.1 Sürtünme Karıştırma Kaynağı

Sürtünme karıştırma kaynak (SKK) yöntemi ilk defa 1970’li yıllarda İngiliz Kaynak Enstitüsünde denenmiş ve 1991 yılında geliştirilip patentlenmiştir. Bu kaynak yöntemi öncelikle geleneksel kaynak yöntemiyle zor kaynak edilen alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynağında kullanılmak üzere geliştirilmiştir (Thomas ve ark. 1991). Son yıllarda çeşitli malzemelerin kaynağında kullanılan bir yöntem haline gelmiştir.

Sürtünme karıştırma kaynağı bir katı hal kaynak yöntemidir. SKK yönteminde tükenmeyen bir takım kullanılmakta ve kaynak esnasında dönen bu takımın kaynak malzemesi arasında sürtünmeden kaynaklanan bir ısı oluşmaktadır. Kaynak bölgesinde plastikleşen malzeme dönen takım sayesinde karışmakta ve kaynak işlemi gerçekleşmektedir. Sürtünme karıştırma kaynağında kaynak edilen malzemeler sıkıca bağlanmalı ve kaynak esnasında hareket etmesi engellenmelidir. Bu yöntemde dönen takım geleneksel olarak silindirik yapılmakta olup iki plaka arasına yavaşça omuz temas edinceye kadar dalar ve birleşme çizgisi boyunca ilerler (Kimapong ve Watanabe 2004). SKK yöntemi şematik olarak Şekil 2.4’ te görülmektedir.



Şekil 2.4. SKK yönteminin şematik olarak gösterimi (Aydın ve Nelson 2013)

Geleneksel ergitmeli kaynak yöntemleriyle kıyaslandığında SKK yönteminin en büyük avantajı kaynak sıcaklığıdır. SKK yönteminde kaynak sırasında oluşan sıcaklık ergime noktasının altında kalmaktadır. Sonuç olarak ergitmeli kaynaklarda kaynak bölgesinde oluşan problemler bu kaynak yönteminde oluşmadığı için daha iyi bir kaynak kalitesi elde edilmektedir. Geleneksel ergitmeli kaynak yöntemleriyle kıyaslandığında SKK yönteminin bazı üstün özellikleri şöyledir (Mishra ve Ma 2005, Mishra ve Mahoney 2007):

- Kaynak bölgesinde iyi metalürjik özellikler.
- İyi mekanik özellikler.
- Gerilmelerin miktarında azalma.
- Kaynaktan sonra iş parçasında düşük çarpılma.
- Alaşım elementlerinde kayıp yoktur.
- Kaynaktan önce yüzeyi temizlemeye gerek yoktur.
- Hava kirliliği ve ultraviyole ışık yayılımı yoktur.
- Hidrojen çatlağı azaltılır.
- Koruyucu bir gaza gerek yoktur.
- Daha az enerji tüketimi.

2.2.2 Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı

Sürtünme karıştırma nokta kaynağı (SKNK) elektrik direnç kaynağının (EDK) alüminyum alaşımlarının nokta kaynağında yetersiz kalmasından ötürü EDK'ya alternatif olarak düşünülmüştür. Sürtünme karıştırma kaynak (SKK) yönteminden yola çıkılarak geliştirilmiştir. SKNK ve SKK yöntemleri katı hal kaynak yöntemleri olup geleneksel ergitmeli kaynak yöntemleriyle kaynağı zor olan malzemelerde kullanılmaktadırlar. SKK yöntemiyle birbirine benzemekte tek farkı takımın kaynak dikişi boyunca ilerlememesidir (Jeon ve ark. 2012).

Bir katı hal kaynak yöntemi olan SKNK yöntemi ilk olarak 2003 yılında Mazda Motor Şirketi ve Kawasaki Ağır Endüstrisi tarafından alüminyum sacların kaynağı için geliştirilmiştir (Mazda 2003). Otomobil endüstrisinde yaygın olarak kullanılan bir kaynak yöntemi olan EDK ile karşılaştırıldığında %90 enerji ve %40 yatırım maliyetlerinde tasarruf sağlamıştır. SKNK yöntemi yine ilk defa 2003 yılında Mazda RX-8 spor arabasının yan kapı panel nokta kaynağında kullanılmıştır (Mitlina ve ark. 2006). Şekil 2.5'te Mazda RX-8'in gövde sacında ve kapı sacında kullanılan SKNK yöntemiyle yapılan birleştirmeler görülmektedir (Hancock 2004).



Şekil 2.5. Mazda RX-8'in gövde sacında ve kapı sacında kullanılan SKNK yöntemiyle yapılan birleştirmeler (a) SKNK yöntemiyle birleştirilen gövde paneli (b) RX8'in yan kapı panelindeki SKNK'lı bağlantılar (Hancock 2004)

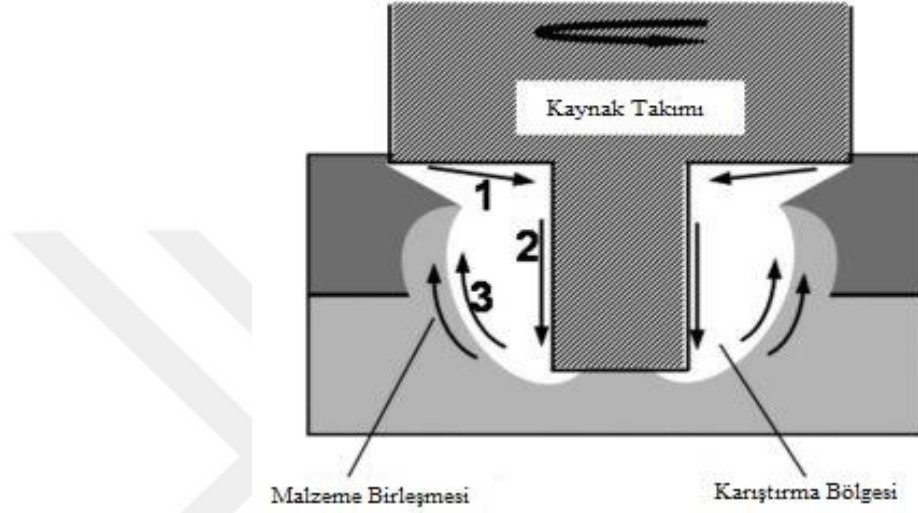
2.2.2.1 Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynak Yönteminin Uygulanması

Sürtünme karıştırma kaynağında kullanılan takım, pim ve omuz olmak üzere iki kısımdan oluşmaktadır. Pim iş parçalarına dalmaya, dönme sırasında ısıttığı ve deformasyona uğrattığı malzemeleri karıştırmaya yarar. Omuzda yüzeyde ve yüzey altında oluşan ısının büyük bir kısmını oluşturmaya yarar. Ayrıca takım omuzu plastikleşmiş malzemenin akışını engellemekte ve aşağıya doğru kuvvet uygulamaktadır (Fuller ve ark. 2007). SKNK şematik gösterimi (bkz. Şekil 1.4) verilmiştir.

SKK yönteminde olduğu gibi dönen takım kaynak olacak parçalara dalar. Aralarındaki tek fark SKNK yönteminde yatay bir hareketin olmamasıdır. Sürtünme karıştırma nokta kaynağının dalma, karıştırma ve geri çekilme olmak üzere üç aşaması vardır. Dönen takım dalma işleminden sonra geri çekilmeden önce bir süre tutulur, buna karıştırma süresi denilmektedir. Takım geri çekildikten sonra kaynak bölgesinde bir boşluk bırakmaktadır. SKNK yönteminde sadece üst üste binen parçaların kaynağı yapılmaktadır (Babu ve ark. 2014).

2.2.2.2 Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağında Malzeme Akışı

SKK yönteminde malzeme akışıyla ilgili literatürde geniş bilgi olmasına rağmen SKNK yönteminde malzeme akışıyla ilgili bilgi azdır (Guerra ve ark. 2002). Basit bir gösterimle Şekilde 2.6'da gösterildiği gibi malzeme akışıyla alakalı birkaç çalışma mevcuttur.



Şekil 2.6. SKNK yönteminde malzeme akışının şematik gösterimi (Yang ve ark. 2010)

Şekilde 2.6'da görüldüğü gibi pimin yakınından aşağı yönlü malzeme akışı pimin biraz uzağından ise yukarı yönlü malzeme akışı söz konusudur. Omuzun biraz altından pime doğru malzeme akışı söz konusudur. Şekilde görülen 1, 2 ve 3 hareketi kaynak süresince devam eder ve pimden giderek uzaklaşarak karıştırma bölgesini oluşturur. Model basittir ve takım geometrisine doğrudan bağlıdır. Farklı geometrik şekillerde takımlar uygulandığında malzeme akışı farklı olur ve tahmin etmesi güçleşmektedir. Bu yüzden farklı geometrilerdeki takımlarda yukarıdaki şeklin geçerliliği sınırlıdır (Yang ve ark. 2010).

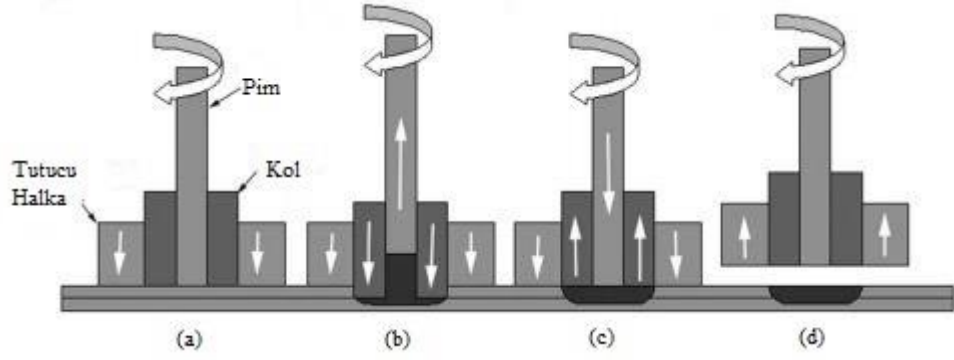
2.2.3 Sürtünme Karıştırma Kaynak Yöntemleri

2.2.3.1 Dalma Tipi Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı

Dalma tipi SKNK yöntemi endüstride en yaygın kullanılan yöntemdir. İlk olarak dönen kaynak edilecek plakalar tutucu bloğa yerleştirilir. Dönen takım plakalara doğru yaklaşır. Önceden ayarladığımız kaynak parametreleriyle işlem gerçekleştirilir. Bu yöntem esnasında dönen takım önceden belirlenen derinliğe dalar, belli bir süre dönmeye devam eder ve geri çekilir. Geri çekildikten sonra bir kaynak boşluğu bırakır. Parça ve takım arasında sürtünmeden kaynaklanan bir ısı oluşmaktadır. Bu ısı malzemeyi plastikleştirmekte ve dönen pim malzemenin karışmasını sağlamaktadır. Dönen omuz aşağı yönlü kuvvet uygulamakta ve malzemenin yukarı akışını önleyerek katı hal kaynağı gerçekleştirmektedir (Mitlina ve ark. 2006). Dalma tipi SKNK yönteminin şematik gösterimi (bkz. Şekil 1.4) gösterilmiştir.

2.2.3.2 Yeniden Doldurmalı Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı

SKNK yöntemi bahsettiğimiz avantajlarına rağmen bazı dezavantajlara da sahiptir. Örneğin boşluk bulundurmasından ötürü bu boşluğa yağmur suyu dolabilmekte ve korozyon riski oluşturmaktadır. Gövde boyası bu boşluğa zar zor ulaşabilmektedir. Gövdesinde boşluk bulunması bu kaynak yönteminin geniş kapsamlı kullanılmasında engel teşkil etmektedir. Ayrıca bu boşluk başlı başına gerilme yığılmasına neden olmakta ve kaynak alanını azalttığından ötürü daha iyi bağlantının oluşmasının önüne geçmekte ve kaynaklı bölgenin mekanik özelliklerini düşürmektedir. Bu problemlerin önüne geçebilmek için 2002 yılında GKSS-GmbH tarafından yeniden doldurmalı sürtünme karıştırma nokta kaynak (YDSKNK) yöntemi geliştirilmiştir. YDSKNK yönteminin şematik gösterimi Şekil 2.7’de gösterilmektedir.



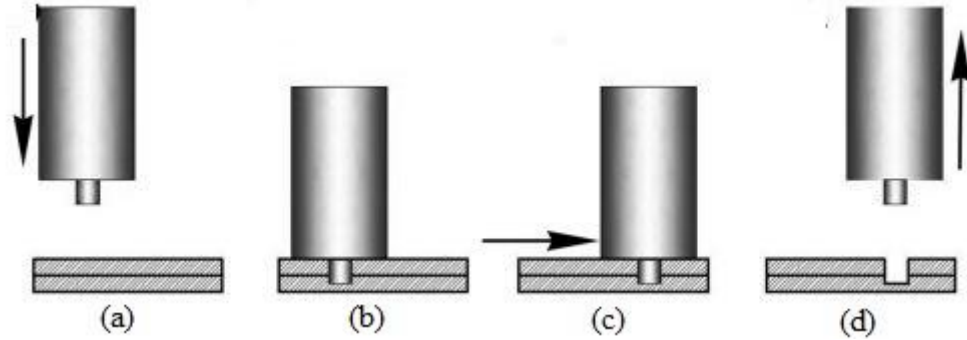
Şekil 2.7. YDSKNK yönteminin şematik olarak gösterimi (Shen ve ark. 2013)

Şekil 2.7’de görüldüğü gibi YDSKNK yöntemini uygulamak için üç parçalı bir sistem bulunmaktadır. Bu üç parçada bir birinden bağımsız tahrik mekanizmalarıyla hareket ettirilmektedirler. Eş merkezli olarak monte edilen bu parçalar bir birinden bağımsız dönebilir yukarı ve aşağı yönlü hareket edebilir. Kaynaktan önce tutucu halka iş parçalarına doğru hareket etmekte güvenli bir şekilde çalışabilmek için iş parçalarını sıkıca tutmakta ve plastikleşmiş malzemenin dışarı taşmasını engellemektedir. Şekil 2.7 (a)’ da tutucu halka iş parçalarının yüzeyine sıkıca bir baskı kuvveti uygulamakta, iki kol ve pim dönerek parçanın yüzeyine hareket etmekte düzgün bir yüzey ve nüfuziyet elde edebilmek için iş parçasının yüzeyinde dönmektedir. Şekil 2.7(b)’de kollar aşağıya hareket etmekte ve pim yukarı yönlü hareket etmekte ve böylece plastikleşen malzeme pim bıraktığı boşluğa dolmaktadır. Şekil 2.7(c)’de kollar yukarı yönlü hareket etmekte, pim aşağı yönlü hareket etmektedir. Bu şekilde pim plastikleşen malzemeyi kolların bıraktığı boşluğa itirmektedir. Şekil 2.7(d)’de tüm parçalar yukarı yönlü hareket etmekte ve kaynak işlemi başarılı bir şekilde bitmektedir (Tier ve ark. 2013, Shen ve ark. 2013).

2.2.3.3 Dikiş Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı

SKNK yönteminin diğer bir versiyonu GKSS tarafında geliştirilen dikiş SKNK yöntemidir. Geleneksel SKNK yöntemi ile arasındaki fark tam olarak daldıktan sonra yatayda belirli bir mesafe ilerlemesidir. Bu yöntemde amaç daha geniş bir kaynak bölgesi elde ederek daha yüksek mukavemet elde edebilmektir. Şekil 2.8’de dikiş sürtünme karıştırma nokta kaynağı şematik olarak gösterilmektedir. Bu yöntem 4 aşamadan oluşmaktadır (Venukumar ve ark. 2014, Zhang ve ark. 2011):

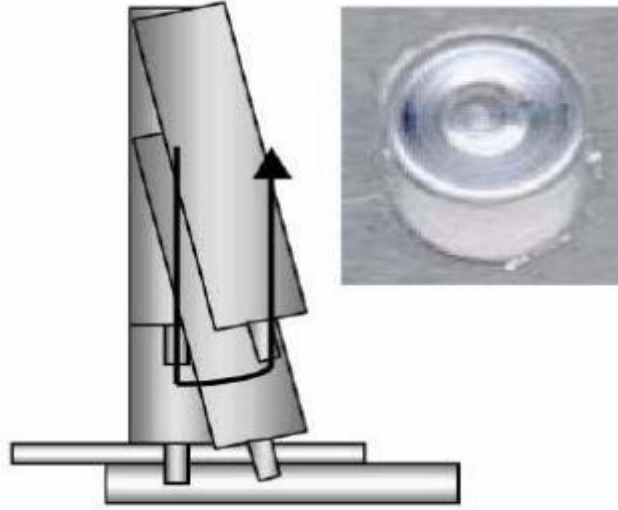
- Takım iş parçasına dalmaktadır.
- Kaynağı oluşturmak için karıştırma yapmaktadır.
- Yatay yönde takım ilerlemekte, daha fazla birleşme alanı oluşmaktadır.
- Takım kaynak boşluğu bırakarak çekilmektedir.



Şekil 2.8. Dikiş SKNK yönteminin şematik gösterimi (Venukumar ve ark. 2014)

2.2.3.4 Salımlı Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı

Bu yöntemin dikiş SKNK yönteminde farklı şekilde gösterildiği gibi açılı vererek kısa bir mesafe ilerlemesidir. Bu hareket kaynak sonunda sıkıştırılmış malzeme ile sonuçlanmaktadır. Bu yöntem dikiş kaynağından farklı olarak Hitachi tarafından geliştirilmiş bir yöntemdir. Salımlı SKNK yöntemi Şekil 2.9’da gösterilmiştir (Yuan 2008).

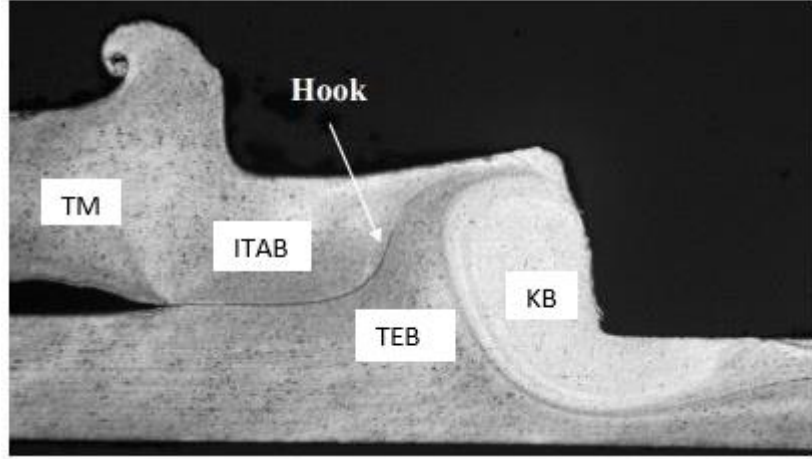


Şekil 2.9. Salınlı SKNK yönteminin şematik olarak gösterimi (Yuan 2008)

2.2.4 Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı Kesitinin Tipik Görünümü ve Oluşan Bölgeler

SKNK yönteminde takımın dönmesiyle oluşan sıcaklık ve malzeme akışı kaynak bölgesinde malzeme mekanik özelliklerinde bölgesel değişikliklere neden olurken, önemli mikro yapısal değişikliklere neden olmaktadır. SKNK yöntemiyle yapılan kaynak kesiti tipi olarak Şekil 2.10'daki gibi görülmektedir. Oluşan 5 karakteristik bölge sırasıyla (D'Urso 2015, Badarinarayan 2009):

- Karıştırma bölgesi (KB)
- Termo mekanik olarak etkilenen bölge (TEB)
- Isı tesiri altındaki bölge (ITAB)
- Hook
- Temel malzeme (TM)



Şekil 2.10. Tipik bir sürtünme karıştırma nokta kaynağının kesit görünümü (Badarinarayan 2009)

2.2.4.1 Karıştırma Bölgesi (KB)

Bu bölge tamamen yeniden kristalleşmiş bir bölgedir. Pimin daldığı yerin kenarında oluşmaktadır. Bu bölgedeki taneler yeniden kristalleşerek temel malzemedeki tanelerden daha küçük boyutlu, yaklaşık olarak aynı boyutlu tanelere dönüşmektedir.

2.2.4.2 Termo Mekanik Olarak Etkilenen Bölge (TEB)

Bu bölgede takım malzemeyi plastik olarak deforme etmektedir. Bu bölgede yeniden kristalleşmemiş plastik olarak uzamış küçük bir kısım elde edilebilir. TEB, KB ile ITAB arasında belirgin bir bölgedir.

2.2.4.3 Isı Tesiri Altındaki Bölge (ITAB)

Bu bölge kaynak merkezine yakın bir konumda bulunmakta ve kaynak sırasında oluşan ısı çevrim bu bölgenin mikro yapısal ve mekanik özelliklerini değiştirmektedir. Isının etkisi ile tane irileşmesi görülmektedir. Bu bölgede plastik deformasyon söz konusu değildir.

2.2.4.4 Temel Malzeme (TM)

Bu bölge kaynak bölgesinden deforme olmayacak kadar uzaktadır. Fakat ısı etki çok azda olsa gözlenebilir. Bu ısı etki mikro yapı ve mekanik özellikleri değiştirebilecek kadar büyük değildir.

2.2.4.5 Hook

Tipik olarak üstü üste gelen iki sacın SKNK yöntemi ile birleştirilmesinde ara yüzeyde dönüşüme uğramış bölge hook olarak adlandırılmaktadır. Metalik malzemeler sıklıkla yüzeyde ince bir oksit filmi oluşturmaktadırlar. Kaynak sırasında takımın alttaki saca dalmasından dolayı sac ara yüzeyinde yukarı yönlü eğilme gerçekleşir ve hook oluşur. Oksit filmi takımın karıştırmasından ötürü parçacıklar şeklinde kırılmaktadır. Bu parçacıklar kaynak bölgesine yayılmaktadırlar. Kaynak edilen sacların birleşme bölgelerinde kısmen veya tamamen bir bağlanma oluşmaktadır. Kaynak bölgesi dış bir kuvvete maruz bırakıldığında çatlak yayılması hook boyunca gerçekleşmektedir. Hook nokta kaynağında bütünlüğü yani mukavemeti azaltıcı bir rol oynamaktadır. S. Babu ve ark. yaptıkları çalışmada hook boyunu kısaltarak ve birleşme çizgisi genişliğini arttırarak kaynak mukavemetinin arttığını göstermişlerdir (Babu ve ark. 2013).

2.2.5 Kaynak Parametreleri

SKNK yönteminde kaynağın mekanik ve mikro yapısal özellikleri kaynak parametrelerine bağlıdır. En önemli kaynak parametreleri şunlardır:

- Takım devri (devir/dakika)
- Dalma derinliği (milimetre)
- Karıştırma süresi (saniye)
- Takım dalma hızı (milimetre/dakika)
- Takım geometrisi

2.2.5.1 Takım Devri

Takım devrinin kaynak bölgesinin mikro yapı ve mekanik özelliklerine etkisi üzerine çeşitli çalışmalar yapılmıştır. Zhang ve ark. (2011) yaptıkları çalışmada 1mm kalınlığında 5052-H112 alüminyum alaşımı kullanmışlar ve takım devrini 1541 dev/dk'dan 2256 dev/dk'ya çıkardıklarında mikro yapısal incelemeler sonucunda tane irileşmesi tespit etmişler ve mukavemette düşüş olmuştur. D'Urso (2015) çalışmasında deneysel verileri ve sonlu elemanlar yöntemini kullanmıştır. Deneylerde 2 mm kalınlığında AA6060 kullanmıştır. Yaptığı çalışmada takım devri 500-1000-3000-6000 dev/dk, değerlerini almıştır. En iyi mukavemetli kaynağa 1000 dev/dk takım devri ile yaptığı deneylerde ulaşmıştır.

2.2.5.2 Takım Dalma Derinliği

Tutar ve ark. (2014) çalışmalarında 3 mm kalınlığında AA3003-H12 kullanmıştır. Kaynak parametrelerini optimize etmek için Taguchi yöntemini uygulamışlar ve kaynak mukavemeti üzerinde en etkin parametre olarak %70'lik katkı oranıyla dalma derinliğini bulmuşlardır. H.M. Rao ve ark. (2015) magnezyum ve alüminyum alaşımlarının kaynağını yapmışlardır. Çalışmalarında 3,1 mm kalınlığında AM60B magnezyum ve 1,5 mm kalınlığında AA6022-T4 plakalar kullanmışlardır. Kaynak sırasında kullandıkları takım 3 mm pim uzunluğuna sahiptir. Farklı omuz dalma derinliklerinde (0,2 mm, 0,4mmve 0,6 mm) deneyleri gerçekleştirmişlerdir. Kaynak mukavemeti artan omuz dalma derinliğiyle artmaktadır.

2.2.5.3 Takım Geometrisi

Buffa ve ark. (2014) değişen takım geometrileri ve takım devirlerinde deneylerini yapmışlardır. Deneylerde 1,5 mm kalınlığında AA6082-T6 alaşımlar kullanmışlardır. Değişen takım devirlerini 900, 1500, 2000 dev/dk olarak seçmişler ve iki çeşit takım (silindirik ve konik) takım kullanmışlardır. Deneylerinin sonucunda 900 dev/dk silindirik takımla yapılan kaynaklar daha mukavemetli iken 1500 ve 2000 dev/dk yapılan kaynaklarda konik takım daha iyi sonuçlar vermiştir. Badarinarayan ve ark. (2009) alüminyum alaşımlarının kaynağında değişen takım geometrisinin kaynak mukavemeti

üzerine etkilerini incelemişlerdir. Silindirik ve üçgensel pimleri olan iki farklı takım kullanmışlardır. Üçgensel pimle yapılan kaynaklar silindirik pimle yapılan kaynaklardan çok daha mukavemetli olmuştur. Bu pimlerle yapılan kaynakların mikro yapı incelemelerinde hook şekillerinin farklı olduğu gözlemlenmiştir. Üçgensel pimle yapılan kaynakların mikro yapısal görüntülerinde hook yukarı yönlü devam etmekte ve karıştırma bölgesi sınırında sonlanmaktadır. Silindirik pimle yapılan kaynakların mikro yapısal görüntülerinde ise hook daha uzun bir yol izlemekte ve yukarı yönlü hareketinden sonra aşağı yönlü karıştırma bölgesi sınırınca devam eden bir yol izlemektedir. Üçgensel pimle yapılan kaynaklarda daha çok malzeme deformasyonu gerçekleşmiş ve daha ince taneli bir yapı oluşmuştur.

2.2.5.4 Takım Dalma Hızı

Merzoug ve ark. (2010) 6060-T5 alüminyum alaşımlarının SKNK yönteminde parametrik bir çalışma yapmışlardır. Çalışmalarında 2 mm kalınlığında saclar kullanmışlardır. Aşağı ve yukarı yönlü takım hızı 16 ve 31,5 mm/dk arasında değişmektedir. Takım devir hızı 1000 ile 2000 dev/dk arasında değişmektedir. En iyi kaynak kalitesine takım devrinin 1000 dev/dk ve takım hızının 16 mm/dk olduğu noktada ulaşılmıştır. Jonckheere ve ark. (2012) yaptıkları çalışmada takım dalma hızının etkilerine bakmışlardır. Kaynak mukavemetine önemli etkisi olduğunu bulmuşlardır. Çalışmalarında takım dalma hızı 0 ile 50 mm/dk arasında değişmektedir.

2.2.5.5 Karıştırma Süresi

Yin ve ark. (2010) çalışmalarında 1,5 mm kalınlığında AZ31 saclar kullanmışlardır. Deneyleerde değişik karıştırma sürelerini denemişlerdir. Karıştırma süresini arttırdıklarında ilk başta kaynak mukavemetinde artış daha sonra ise azalış görmüşlerdir. Karıştırma süresi ile diğer parametrelerin optimizasyonunun çok önemli olduğunu göstermişlerdir. Tozaki ve ark. (2007) farklı alüminyum alaşımlarının SKNK yöntemiyle birleştirilmesinde kaynak parametrelerinin etkisini araştırmışlardır. Çalışmalarında 1'er mm kalınlıklarında 2017-T6 ve 5052 alüminyum alaşımları kullanmışlardır. Yaptıkları çalışmada karıştırma süresindeki artışla kaynak mukavemetinde artış görülmektedir. İşlem parametrelerinin optimizasyonu üzerine de durmuşlardır

3. MATERYAL ve YÖNTEM

3.1 Materyal

Deneyleerde SKNK yönteminde kullanılmak üzere 3 mm kalınlığında AA6082-T6 levha temin edilmiştir. Temel malzemenin kimyasal ve mekanik özellikleri sırasıyla Çizelge 3.1 ve Çizelge 3.2’de gösterilmiştir.

Çizelge 3.1. AA6082-T6 alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi (% ağırlıkça)

| Al | Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Cr | Zn | Ti | Diğer Katışkılar |
|-------|------|------|------|------|------|------|------|------|------------------|
| 97,20 | 0,90 | 0,44 | 0,08 | 0,54 | 0,70 | 0,03 | 0,04 | 0,04 | 0,03 |

Çizelge 3.2. AA6082-T6 alüminyum alaşımının mekanik özellikleri

| Akma Mukavemeti [MPa] | Çekme Mukavemeti [MPa] | Uzama [%] |
|-----------------------|------------------------|-----------|
| 298 | 342 | 16 |

Kaynak takımı için 20 mm çapında AISI H13 sıcak iş takım çeliği kullanılmıştır. AISI H13 sıcak iş takım çeliğinin kimyasal bileşimi Çizelge 3.3’te verilmiştir.

Çizelge 3.3. AISI H13 sıcak iş takım çeliğinin kimyasal bileşimi (% ağırlıkça)

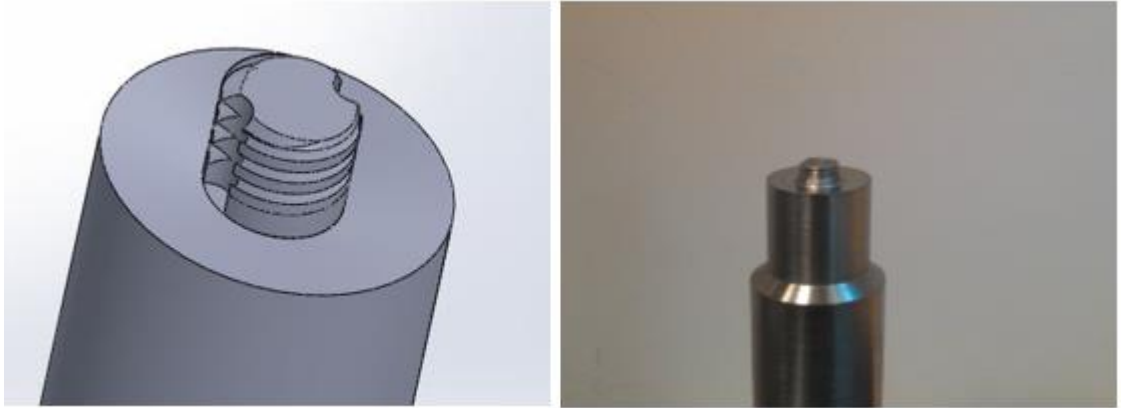
| Fe | C | Si | Mn | Cr | Mo | V |
|-------|------|------|------|------|------|------|
| 90,81 | 0,39 | 1,00 | 0,40 | 5,10 | 1,30 | 1,00 |

3.2 Yöntem

3.2.1 Kaynak İşlemi

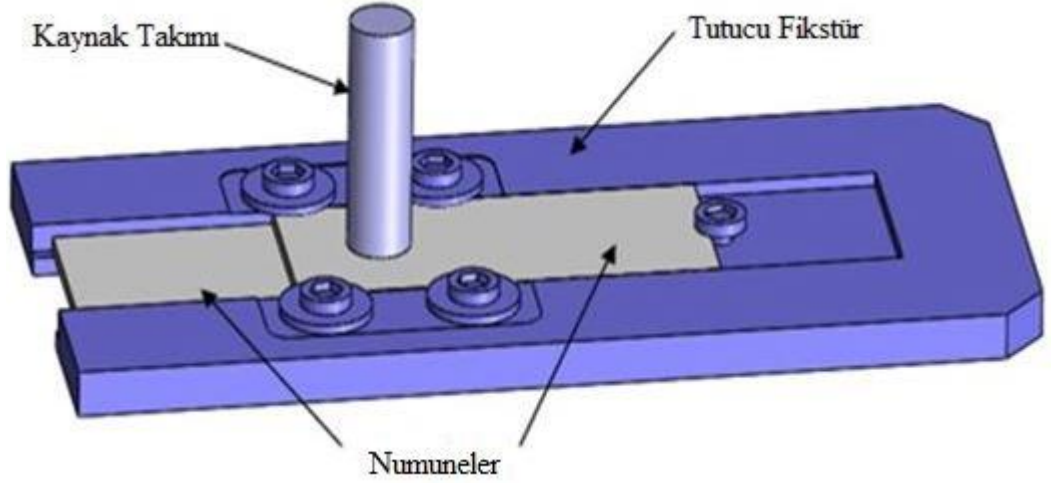
3 mm kalınlığındaki AA6082-T6 malzemesi ANSI/AWS/SAE/D8.9-97 standartlarına göre giyotin kullanarak 100 mm x 40 mm boyutlarında parçalara ayrılmıştır.

20 mm çapında ve 120 mm boyundaki AISI H13 sıcak iş takım çeliği torna ve freze tezgahlarında işlenerek kaynak sırasında kullanılacak takım imal edilmiştir. Takım omuzu 15 mm çapında ve 10°'lik konkavlığa sahip olacak şekilde imal edilmiştir. Takım pimi 3,5 mm uzunluğunda, 6 mm çapında ve üzerine sağ el vida çekilmiştir. Ayrıca, pim üzerine karşılıklı 2 adet 2 mm çapında eğrisel kanal açılmıştır (Şekil 3.1).



Şekil 3.1. Çalışmada kullanılan AISI H13 sıcak iş takım çeliğinden imal edilen kaynak takımı

Kaynak sırasında kaynak edilecek parçaları doğru aksenal pozisyonda yerleştirmek ve tam istenilen dalma derinliğine dalabilmek için kaynak parçalarını sabitlemek büyük önem taşımaktadır. Buna istinaden, SKNK yöntemi sırasında kaynak parçalarını sabitlemek için bir fikstür imal edilmiştir (Şekil 3.2).



Şekil 3.2. Parçaları sabitlemek için kullanılan fikstür

SKNK işlemleri dikey CNC freze kullanarak gerçekleştirilmiştir. İlk olarak Şekil 3.2’de gösterilen fikstür CNC tezgahı üzerine sabitlenmiş, sonra fikstüre parçalar yerleştirilmiş ve sıkıca bağlanmıştır. Son olarak frezeye işlediğimiz takım bağlanmıştır. Kaynak işlemleri kaynak parametreleri (takım dönme hızı (dev/dk), dalma derinliği (mm), karıştırma süresi (sn) ve takım dalma hızı (mm/dk)) değiştirilerek gerçekleştirilmiştir. Deneyleerde kullanılan parametreler Çizelge 3.4’te verilmiştir.

Çizelge 3.4. Çalışmada kullanılan kaynak parametreleri

| Numune Kodu | Devir hızı (dev/dk) | Dalma hızı (mm/dk) | Dalma derinliği (mm) | Karıştırma süresi (sn) |
|-------------|---------------------|--------------------|----------------------|------------------------|
| D1 | 1000 | 50 | 5 | 7 |
| D2 | 1500 | 50 | 5 | 7 |
| D3 | 2000 | 50 | 5 | 7 |
| D4 | 2500 | 50 | 5 | 7 |
| D5 | 1500 | 50 | 4 | 7 |
| D6 | 1500 | 50 | 4,5 | 7 |
| D7 | 1500 | 50 | 5,5 | 7 |
| D8 | 1500 | 50 | 5 | 2 |
| D9 | 1500 | 50 | 5 | 4 |
| D10 | 1500 | 50 | 5 | 9 |
| D11 | 1500 | 50 | 5 | 0 |
| D12 | 1500 | 43 | 5 | 0 |
| D13 | 1500 | 38 | 5 | 0 |
| D14 | 1500 | 32 | 5 | 0 |

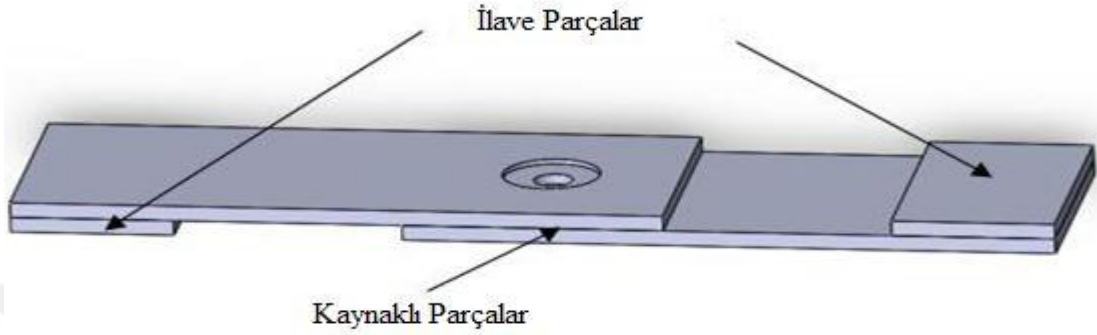
3.2.2 Deney Numunelerinin Mekanik Özelliklerinin Belirlenmesi

3.2.2.1 Çekme Deneyi

Çekme deneyi, malzemelerin mekanik özelliklerin belirlenmesinde kullanılan vazgeçilmez bir muayene yöntemidir. Çekme deneyinde, malzeme statik bir yükü yüklenir ve o malzemeye ait göz önüne alınması gereken mekanik özellik değerleri elde edilir.

Kaynaklı numunelere UTEST-7014 çekme cihazında oda sıcaklığında 5 mm/dk çene hareket hızı ile çekme işlemleri uygulanmıştır. Her bir parametre için 5 adet çekme örneği test edilmiş ve deney sonuçları olarak ortalamaları alınmıştır.

Çekme işlemleri sırasında ortaya çıkabilecek eğilme momentlerinden kaçınmak için çekme deneylerinden önce çekilecek kaynaklı parçaların uç kısımlarına 2 adet 3mm kalınlığında ve 30 mm x 40 mm boyutlarında ilave parçalar yapıştırılmıştır (Şekil 3.3). Çekilen numunelere ait kırılma yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelenmiştir (Şekil 3.4).



Şekil 3.3. İlave parçalar eklenmiş kaynaklı çekme numunesi



Şekil 3.4. Zeiss EVO 40 XVP marka taramalı elektron mikroskobu

2.2.2 Mikro Sertlik Ölçümleri

Kaynaklı numuneler hassas kesme cihazında kaynak merkezinden kesildikten sonra bakalite alınmıştır. Mikro sertlik ölçümleri öncesi kaynaklı yüzeylere zımparalama ve parlatma işlemleri uygulanmıştır. Kaynaklı numunelerin sertlik ölçümleri kaynak kesitinden, levhaların birleşme çizgisinin 1 mm üzerinden, pim boşluğunun kenarından başlanarak 0,5 mm aralıklarla temel malzemeye kadar yapılmıştır. Vickers sertlik

ölçümleri DUROLIE-M sertlik ölçme cihazında 20 s süre ve 300 g'lık yükleme ile gerçekleştirilmiştir.

3.2.3 Metalografik Muayeneler

Öncelikle incelenecek numuneler hassas kesme cihazında kaynak merkezinden kesilmişlerdir. Sonrasında, numunelerin kaynak kesitleri görülecek şekilde bakalite alınmışlardır. Kaynak kesitleri 200, 400, 600, 800, 1200 ve 2000 nolu SiC su zımparaları ile zımparalanmıştır. Sonrasında sırasıyla 1 ve 0,3 μm 'lik alümina (Al_2O_3) parlatma solüsyonları ile parlatılmıştır. Kaynak bölgesi ve temel malzeme tane yapısını ortaya çıkarmak için 5 ml hidroflorik asit (HF) ve 95 ml saf su bileşimindeki HF çözeltisi ile 4 dakika süreyle pamukla yüzeye sürerek dağlanmıştır. Dağlanan numuneler, Nikon DIC marka ışık mikroskobu kullanılarak incelenmiştir. İçyapı incelemeleri karıştırma bölgeleri (KB), termo-mekanik olarak etkilenen bölge (TEB), ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) ve temel malzeme (TM) bölgeleri incelenerek yapılmıştır.

4. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA

4.1 Kaynak Bölgesi Makro Yapı Görüntüleri

Şekil 4.1’de 8 farklı numuneden alından kaynak kesitlerinin makro yapıları verilmiştir. SKNK yönteminde kaynak merkezinde pim boşluğu oluşmakta ve takım omuzu üstteki levhaya dalmaktadır. Kaynak kesiti incelendiğinde 5 farklı bölge görülmektedir:

- Karıştırma bölgesi (KB), kaynak sırasında sürtünme ısı ve plastik deformasyonla dinamik olarak yeniden kristalleşmiş ince taneli bölgedir.
- Termo mekanik olarak etkilenen bölge (TEB), toparlanmış tane yapısına sahip bölgedir. Bu bölgede tanelerde yönelmeler söz konusudur.
- Isı tesiri altındaki bölge (ITAB), bu bölgede ısının etkisiyle tane irileşmesi görülmektedir.
- Temel malzeme (TM) kaynaktan etkilenmeyen bölgedir.
- Hook, kaynak edilen levhaların ara yüzeyinde oluşan ve dönüşeme uğramış bölgedir. Kaynak sırasında takımın alttaki levhaya dalmasından ötürü yukarı yönlü bir eğilme oluşur.

Makro görüntüler üzerinde KB, TEB, ITAB, TM ve Hook bölgeleri Şekil 4.1’de gösterilmiştir. Şekil 4.1’de sırasıyla a, b, c, d, e, f, g, h ile gösterilen şekillerde D1, D4, D5, D7, D8, D2, D11 ve D14 numuneleri ile yapılan kaynakların makro görüntüleri verilmiştir.

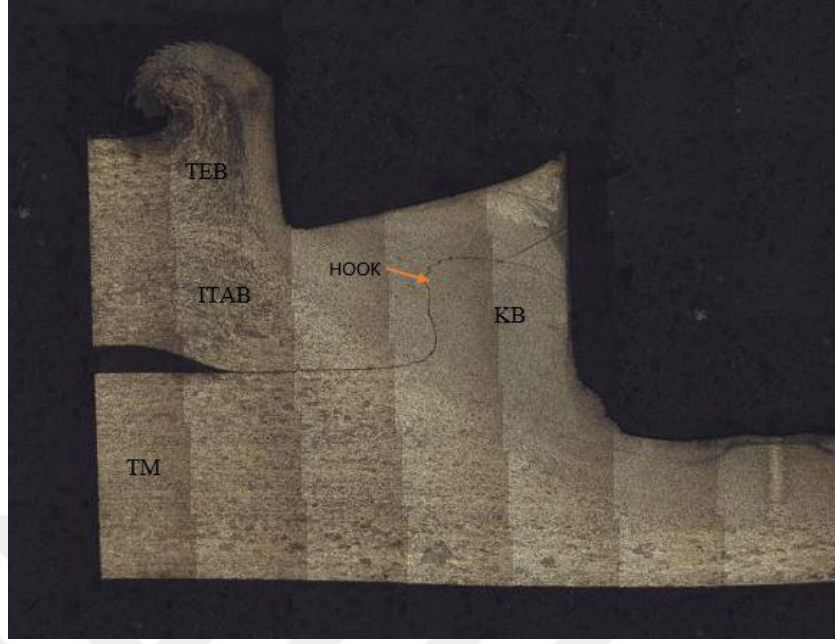
Şekil 4.1(a) ve Şekil 4.1(b)’de sırası ile D1 ve D4 numunelerine ait kaynak kesitlerinin makro resimleri görülmektedir. D1 numunesinde devir hızı 1000 dev/dk iken D4 numunesinde devir hızı 2500 dev/dk’ya çıkarılmıştır. Devirdeki bu artış çekme kuvvetinde 7,89 kN’dan 6,39 kN’a düşüşe sebep olmuştur. Bunun sebebi ısı girdisine bağlı olarak tane irileşmesi ve yaşlanmanın etkisinin ortadan kalkmasıdır. Şekil 4.1(b)’de yüksek ısı girdisine bağlı olarak KB’nin alttaki levhanın neredeyse altına kadar yayıldığı ve Şekil 4.1(a)’ya göre daha geniş olduğu görülmektedir. Yüksek ısı girdisi yeniden kristalleşen bu KB’de yaşlanma etkisinin ortadan kalkmasına, tane irileşmesine sebep olmakta ve böylece çekme kuvvetini düşürmektedir. D4 numunesinde hook D1

numunesine göre pim boşluğuna daha yakındır. Bu çekme kuvvetindeki düşüşle doğrudan bağlantılıdır.

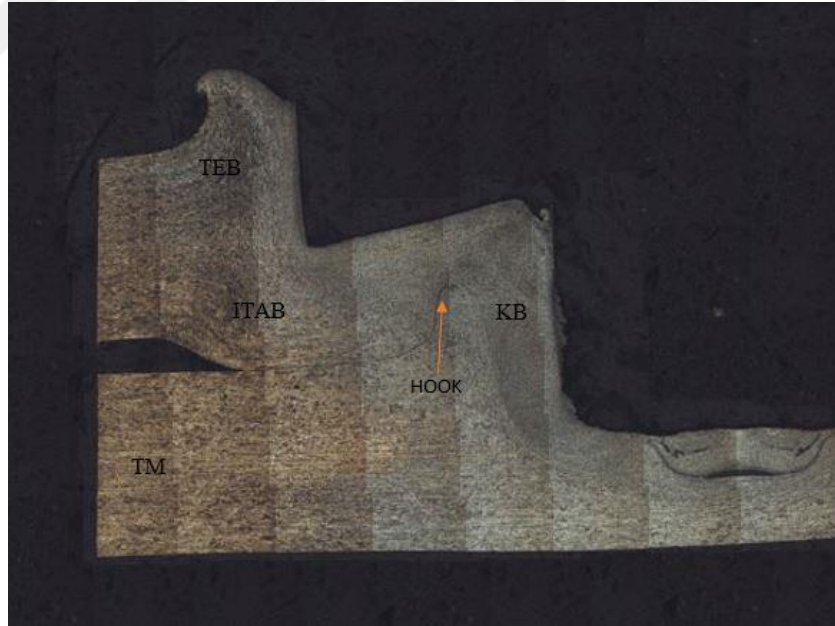
Şekil 4.1(c) ve Şekil 4.1(d)'de sırası ile D5 ve D7 numunelerine ait kaynak kesitlerinin makro görüntüleri görülmektedir. D5 numunesinde takım dalma derinliği 4mm iken D7 numunesinde takım dalma derinliği 5,5'ye çıkarılmıştır. Takım dalma derinliğindeki bu artış çekme kuvvetini 6,46'kN'dan 7,27 kN'a çıkarmıştır. Şekil 4.1(d)'de D7 numunesine Şekil 4.1(c)'deki D5 numunesine göre daha fazla bölgenin kaynak edildiği açık bir şekilde görülmektedir. D5 numunesinde hook D7 numunesindeki hook'a göre pim boşluğuna daha yakındır ve yüksekliği de daha fazladır. Bu da D5 numunesindeki çekme kuvvetindeki düşüşü doğrudan açıklamaktadır. S. Babu ve ark. (2013) yaptıkları çalışmada hook yüksekliğini kısaltarak ve birleşme çizgisi genişliğini arttırarak kaynak çekme kuvvetinin optimuma geleceğini göstermişlerdir. D5 ve D7 numuneleri bu çerçevede kendi aralarında değerlendirildiğinde literatür ile uyumluluk göstermektedir.

Şekil 4.1(e) ve Şekil 4.1(f)'de sırası ile D8 ve D2 numunelerine ait kaynak kesitlerinin makro resimleri görülmektedir. D8 numunesinde karıştırma süresi 2 sn iken D2 numunesinde karıştırma süresi 7 sn'ye çıkarılmıştır. Karıştırma süresindeki bu artış çekme kuvvetini 4,87'kN'dan 7,01 kN'a çıkarmıştır. D8 numunesine ait şekilde D2 numunesine göre levhalar arasında bulunan birleşmemiş çizgi çok daha içerilere kadar ilerlemektedir. Bunun sebebi, düşük karıştırma süresi ve sonuç olarak daha az bölgenin kaynak edilebilmesidir.

Şekil 4.1(g) ve Şekil 4.1(h)'de sırası ile D11 ve D14 numunelerine ait kaynak kesitlerinin makro resimleri görülmektedir. D11 numunesinde takım dalma hızı 50 mm/dk iken D14 numunesinde takım dalma hızı 32 mm/dk'ya düşürülmüştür. Takım dalma hızındaki bu düşüş çekme kuvvetini 3,21'kN'dan 4,55 kN'a çıkarmıştır. D11 ve D14 numunelerinin makro fotoğrafları diğer numunelerin makro fotoğrafları ile karşılaştırıldığında karıştırma bölgesinin çok dar olduğu görülmektedir. Hook yüksekliği diğer numunelerle kıyaslandığında daha küçüktür. Bunun sebebi karıştırma süresinin 0 sn olmasıdır. Ayrıca karıştırma süresinin 0 sn olmasıyla beraber ITAB bölgesi de daralmıştır. Çok dar bir alan kaynak edilebilmiştir.

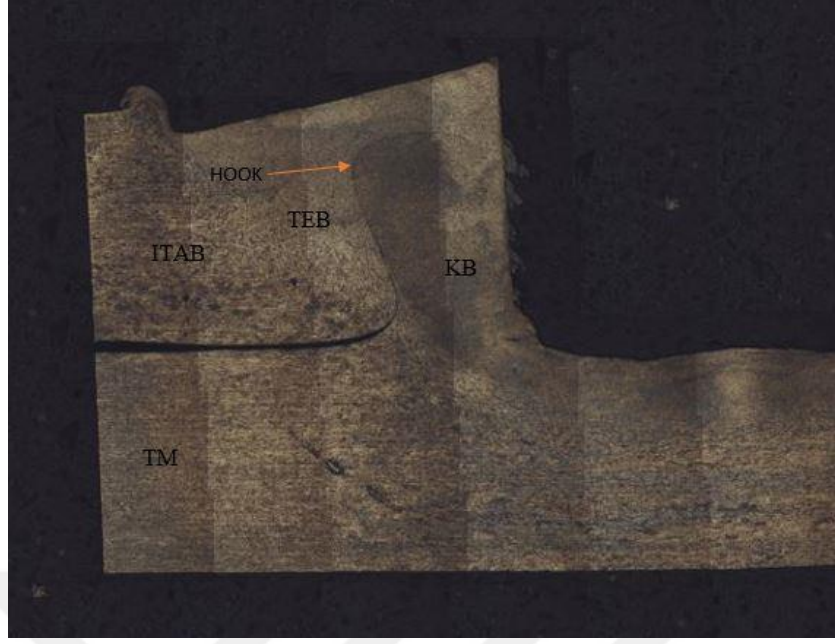


(a)

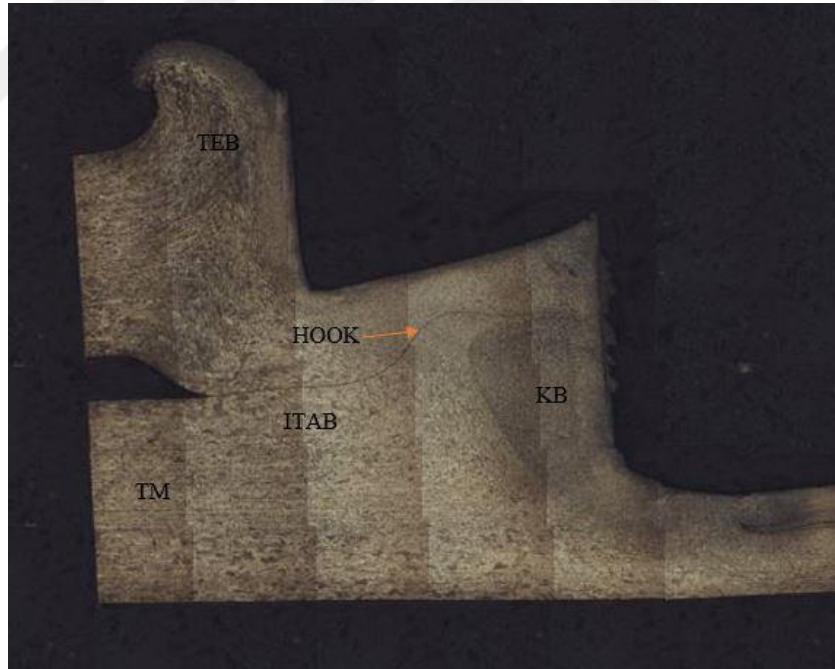


(b)

Şekil 4.1. Üretilen kaynakların makro yapı görüntüleri: (a) D1, (b) D4, (c) D5, (d) D7, (e) D8, (f) D2, (g) D11, (h) D14

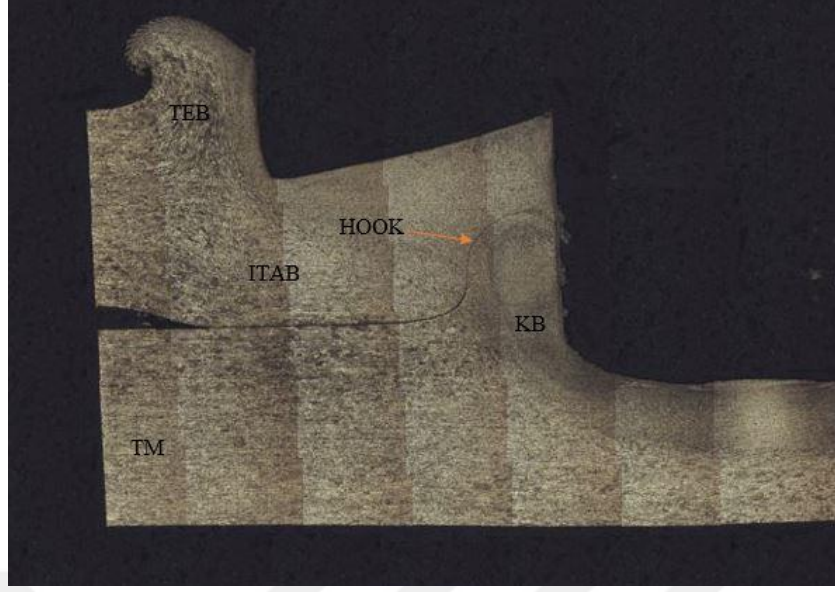


(c)

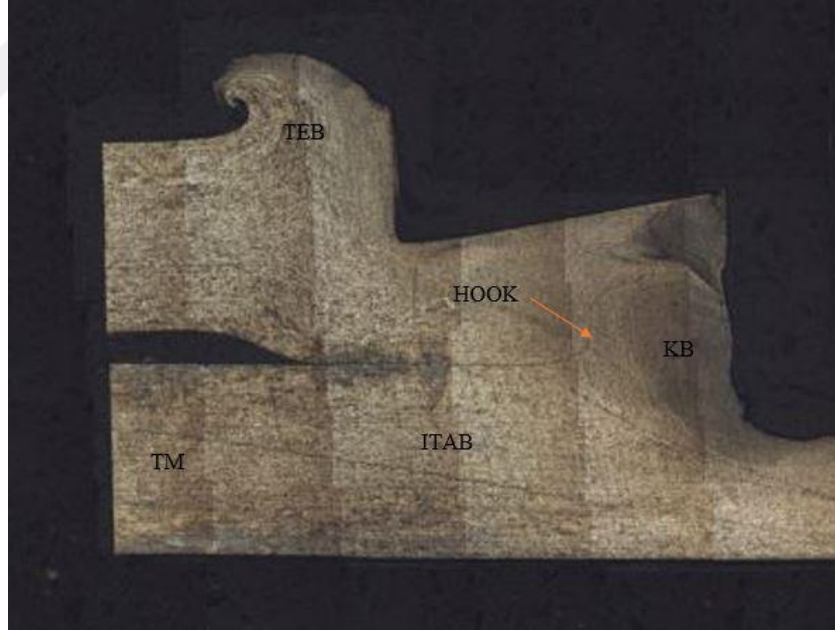


(d)

Şekil 4.1. Üretilen kaynakların makro yapı görüntüleri: (a) D1, (b) D4, (c) D5, (d) D7, (e) D8, (f) D2, (g) D11, (h) D14 (devam)

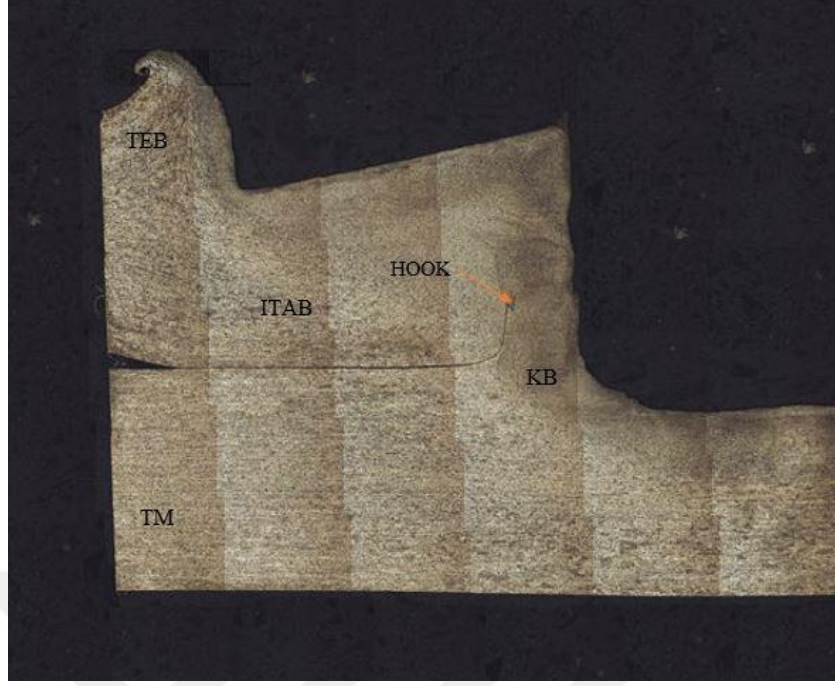


(e)



(f)

Şekil 4.1. Üretilen kaynakların makro yapı görüntüleri: (a) D1, (b) D4, (c) D5, (d) D7, (e) D8, (f) D2, (g) D11, (h) D14 (devam)



(g)



(h)

Şekil 4.1. Üretilen kaynakların makro yapı görüntüleri: (a) D1, (b) D4, (c) D5, (d) D7, (e) D8, (f) D2, (g) D11, (h) D14 (devam)

4.2 Mikro Yapı İncelemeleri

Uzamış tanelerden oluşan TM mikro yapı görüntüsü Şekil 4.2’de verilmiştir. Kaynak merkezi ise kaynak sırasında oluşan mekanik karıştırma ve sıcaklık ile oluşmuştur. Şekil 4.3- 4.10 arasında sırasıyla D1, D4, D5, D7, D8, D2, D11 ve D14 numunelerine ait kaynak bölgesi mikro yapı fotoğrafları gösterilmiştir. Tüm bölgelerden (KB, TEB ve ITAB) ışık mikroskobunda 200X büyütmede görüntüler alınmıştır.

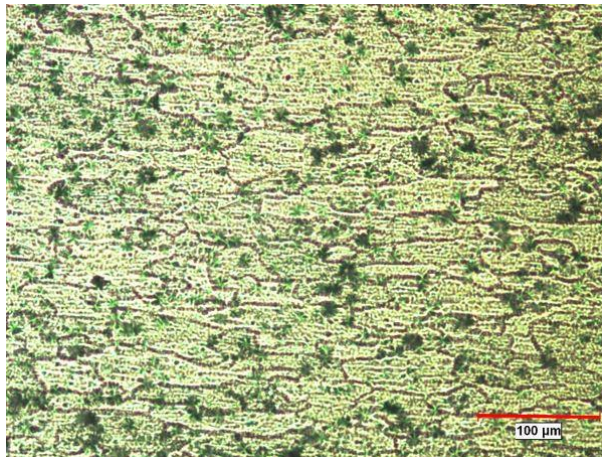
Mikro yapı fotoğrafları ayrı ayrı incelendiğinde tüm numunelerde KB içinde çok ince taneli bir yapı göze çarpmaktadır. Bu bölgede tane büyüklüğü temel malzemeden çok küçüktür. Küçük taneli bu bölge, pimin karıştırmasından ötürü pime yakın kısımlarda oluşan dinamik olarak yeniden kristalleşmiş bölgedir. En yüksek çekme mukavemetine sahip D1 numunesinin ve en düşük çekme mukavemetine sahip D11 numunesinin KB görüntüleri karşılaştırıldığında D1 numunesinde çok daha ince tane yapısı göze çarpmaktadır. Ayrıca Şekil 4.1’de makro görüntülere bakıldığında D11 numunesinde hook’un D1 numunesine göre pim boşluğuna çok daha yakın olduğu görülmektedir. Bu fotoğraflarda D1 numunesinde D11 numunesine göre daha fazla bölgenin kaynak edildiği açıkça görülmektedir. Takım dalma derinliğinin 4 mm’den 5,5 mm’ye çıktığı D5 ve D7 numuneleri karıştırma bölgeleri mikro yapı fotoğrafları incelendiğinde D7 numunesinde tane boyutunun daha büyük olduğu görülmektedir. Bu durum daha fazla ısı girdisi sonucu tane irileşmesinden kaynaklanmaktadır. D7 numunesinin sertlik ölçümlerine bakıldığında ise pim boşluğundan uzaklaşırken öncelikle sertlikte bir artış, sonrasında ITAB bölgesine geçerken ani bir düşüş görülmektedir. Bunun sebebi pim boşluğuna yakın kısımlarda yeniden kristalleşmiş bölgeler sıcaklık ve karıştırmanın etkisi ile aşırı yaşlanmış, biraz uzaklaşıldığında yeniden kristalleşmiş bölge devam etmekte fakat sıcaklığın etkisi nispeten yaşlanma etkisi azalmış, devamında yeniden kristalleşme son bulmuş sadece sıcaklığın etkisiyle tane irileşmesi ve aşırı yaşlanma gerçekleşmiştir.

TEB fotoğrafları incelendiğinde ise plastik olarak deforme edilmiş bölgeler görülmektedir. TEB bölgesi KB ve ITAB arasında kalmaktadır. Ancak, bu bölge yeniden kristalleşmemiş, plastik olarak deforme olmuş bölgedir. Bu bölgede ulaşılan sıcaklık bu bölgenin aşırı yaşlanması için yeterli olmuştur. TEB tane boyutu önemli ölçüde kaynak

merkezi tane boyutundan büyüktür. Fotoğraflar incelendiğinde TEB bölgesinde oluşan deformasyonlar (uzamış ve döndürülmüş taneler) göze çarpmaktadır. Karıştırma hızının 2500 dev/dk ile en yüksek olduğu D4 ve dalma derinliğinin 5,5 mm ile en yüksek olduğu D7 kodlu numunelere ait görüntüler incelendiğinde TEB’deki plastik deformasyonlar çok belirgindir.

ITAB sadece ısının etkisi ile mikro yapı ve mekanik özellikleri değişmiş bölgedir. Bu bölgede ısının etkisi ile tane irileşmesi ve aşırı yaşlanma söz konusudur. D8 numunesi ve D4 numunesi ITAB sertlik değerleri karşılaştırıldığında D8 numunesinde en düşük 68,2 HV_{0,3} D4 numunesinde en düşük 61,3 HV_{0,3} değerleri ölçülmüştür. Bunun nedeni D4 numunesinde D8 numunesine göre takım devri ve karıştırma süresinin fazla olması sonucu ısı girdisinin artması, tanelerin D8’e göre daha fazla irileşmesi ve daha ileri seviyede aşırı yaşlanmasıdır.

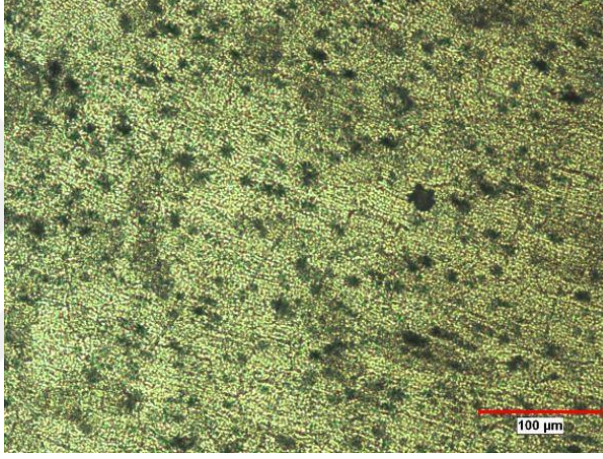
Numuneler aynı süre dağlanmalarına rağmen bazı fotoğraflar daha koyu görülmektedir. Örneğin takım devrinin 1000 dev/dk olduğu D1 numunesi ile takım devrinin 2500 dev/dk olduğu D4 numunesinin KB mikro yapı fotoğraflarına bakıldığında D4 numunesi daha koyu görünmektedir. Bunun sebebi olarak ısı girdisinin fazla olduğu kaynaklarda çökelti partiküllerinin etkin ayrışması olarak düşünülmektedir. Dağlayıcının çökelti partikülleri ile etkileşimi artmıştır.



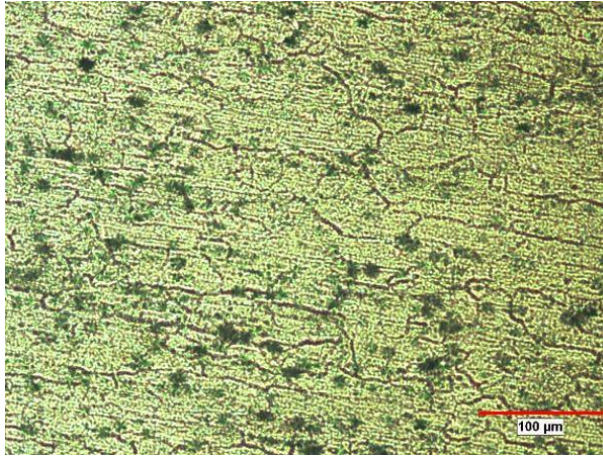
Şekil 4.2. Temel malzemeye ait mikro yapı fotoğrafı



(a)

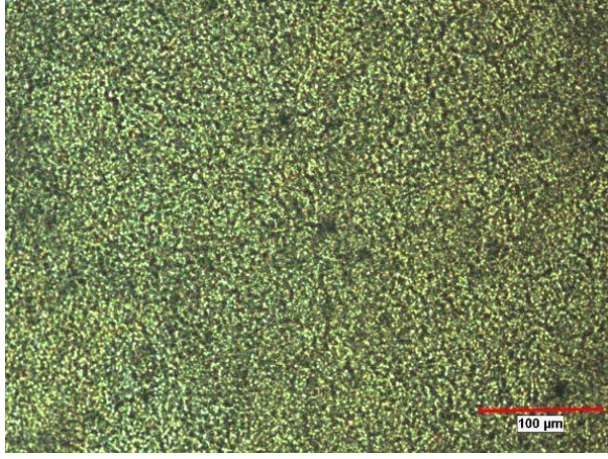


(b)

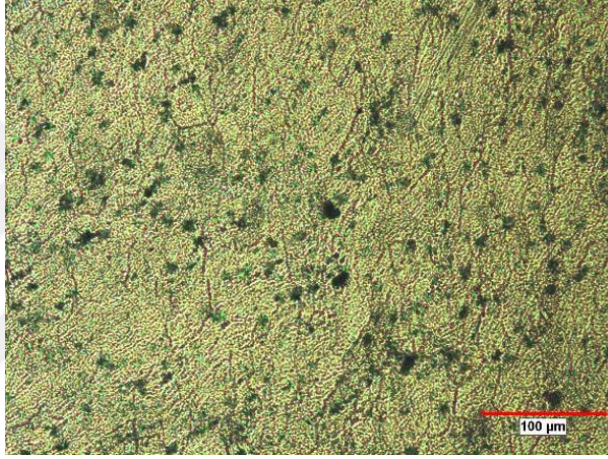


(c)

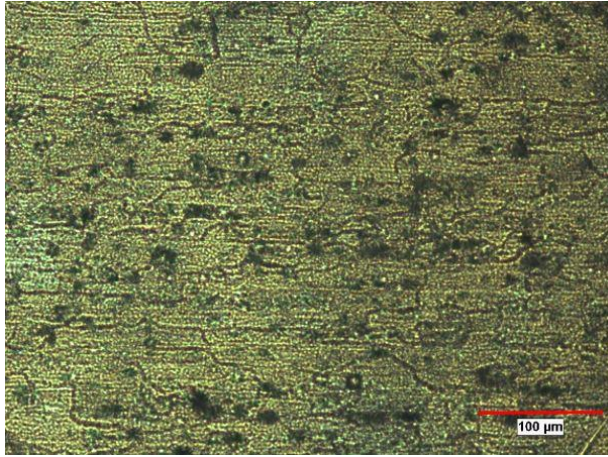
Şekil 4.3. D1 numunesine ait mikro yapı fotoğrafları: (a) KB, (b) TEB, (c) ITAB



(a)

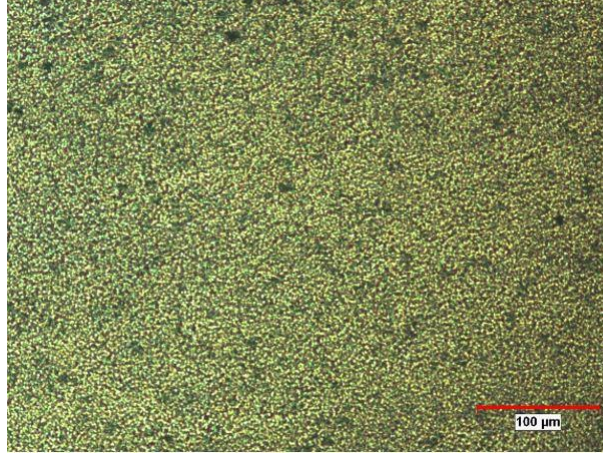


(b)

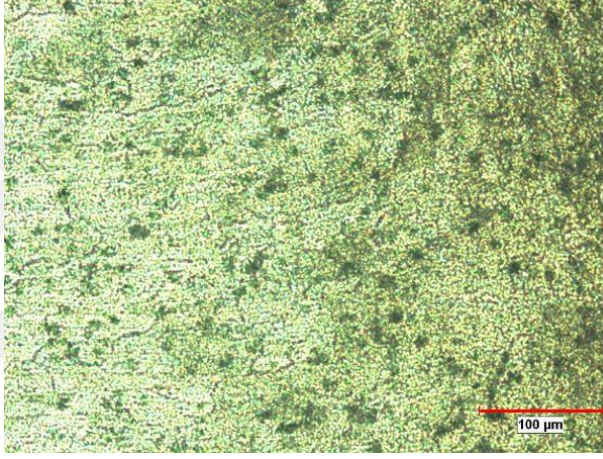


(c)

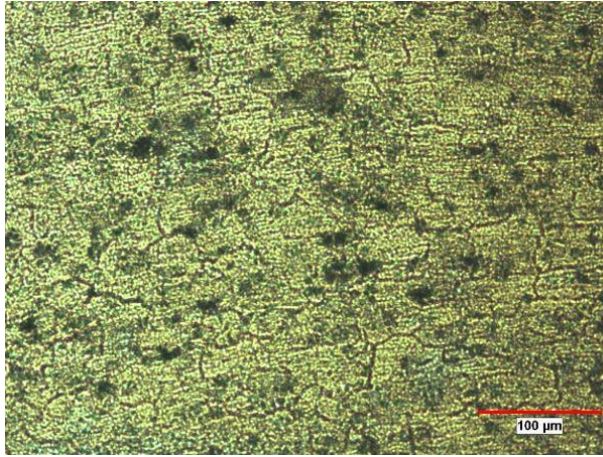
Şekil 4.4. D4 numunesine ait mikro yapı fotoğrafları: (a) KB, (b) TEB, (c) ITAB



(a)

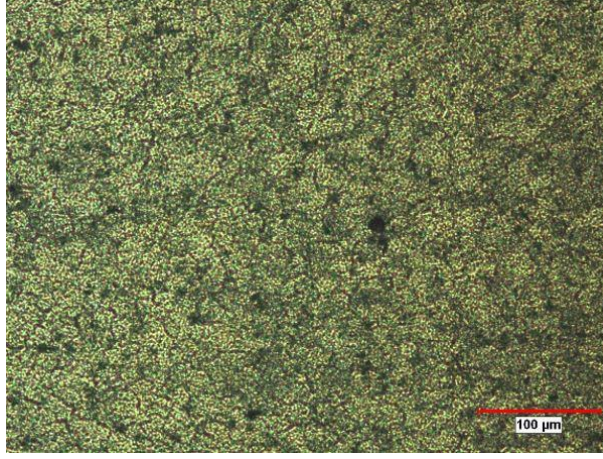


(b)

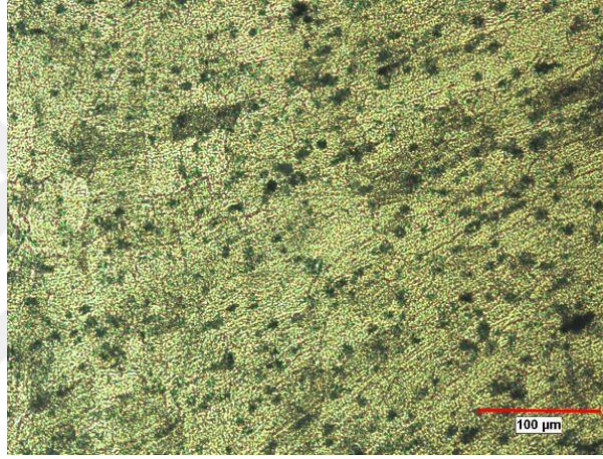


(c)

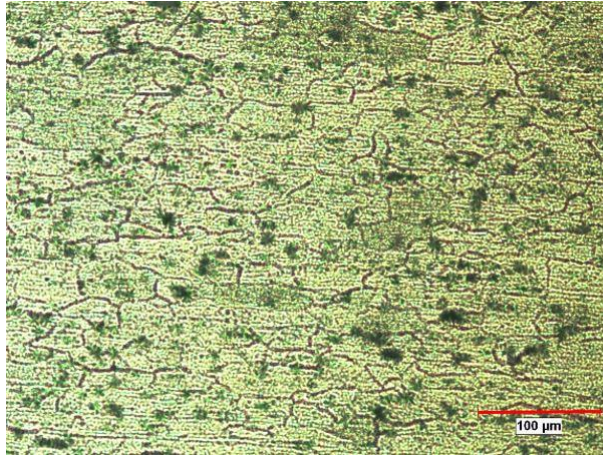
Şekil 4.5. D5 numunesine ait mikro yapı fotoğrafları: (a) KB, (b) TEB, (c) ITAB



(a)

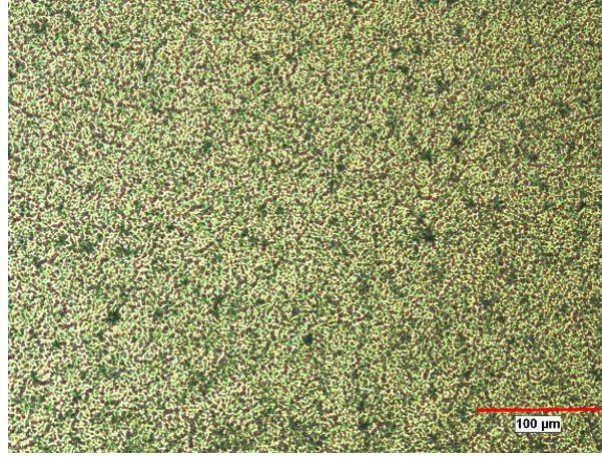


(b)

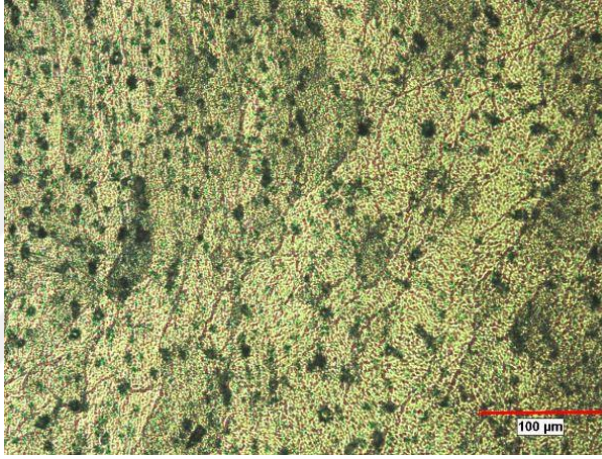


(c)

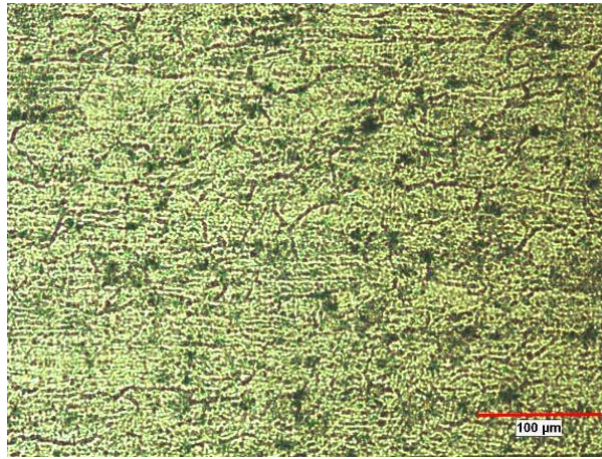
Şekil 4.6. D7 numunesine ait mikro yapı fotoğrafları: (a) KB, (b) TEB, (c) ITAB



(a)

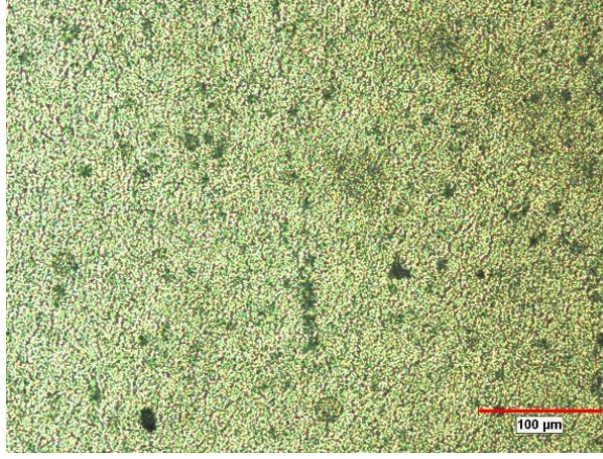


(b)

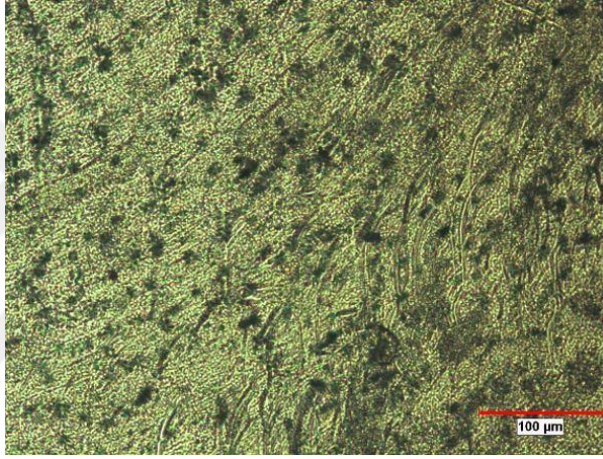


(c)

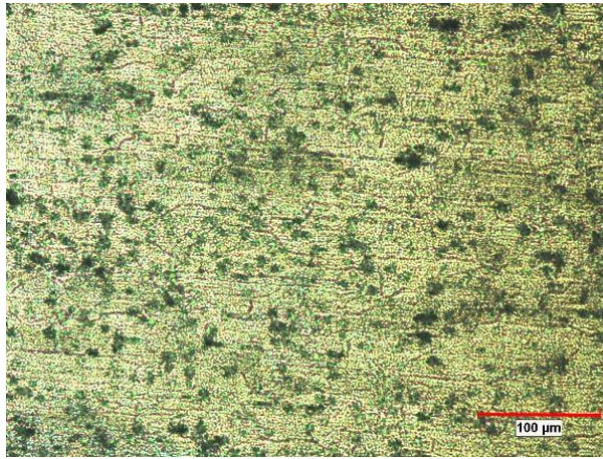
Şekil 4.7. D8 numunesine ait mikro yapı fotoğrafları: (a) KB, (b) TEB, (c) ITAB



(a)

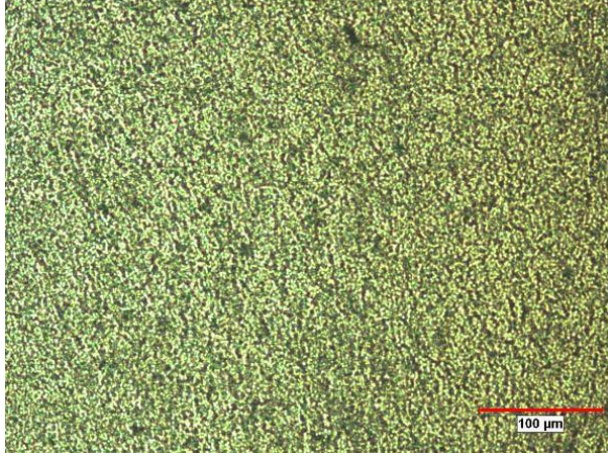


(b)

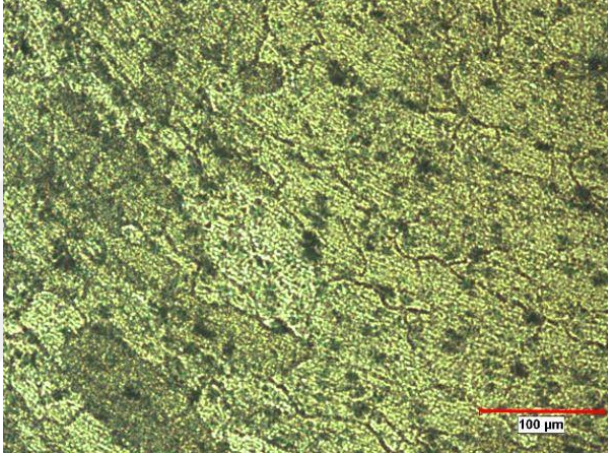


(c)

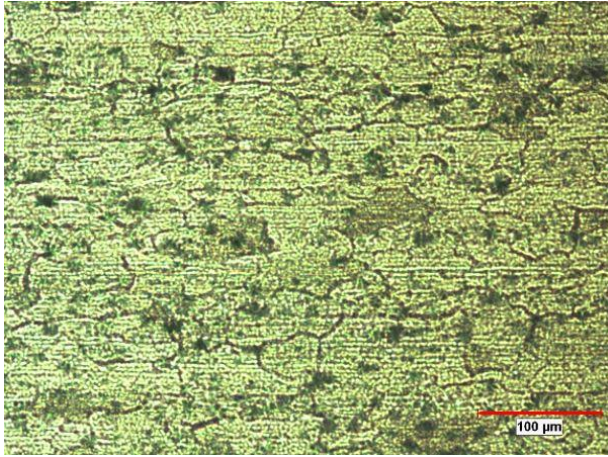
Şekil 4.8. D2 numunesine ait mikro yapı fotoğrafları: (a) KB, (b) TEB, (c) ITAB



(a)

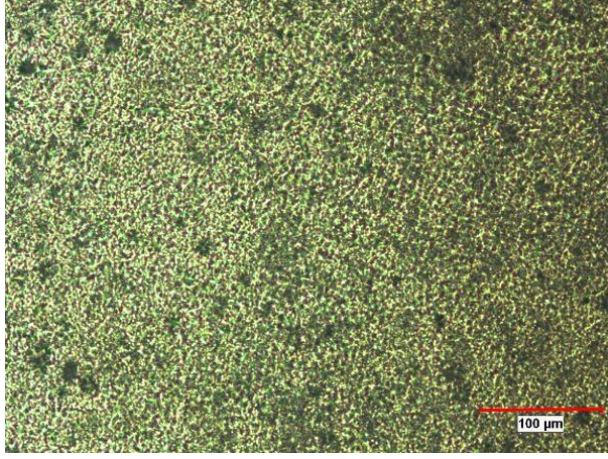


(b)

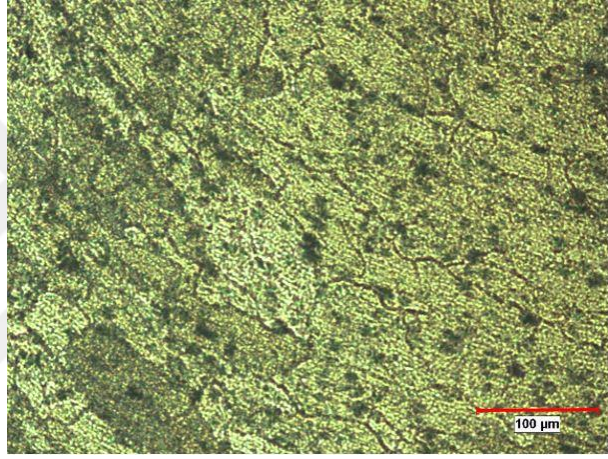


(c)

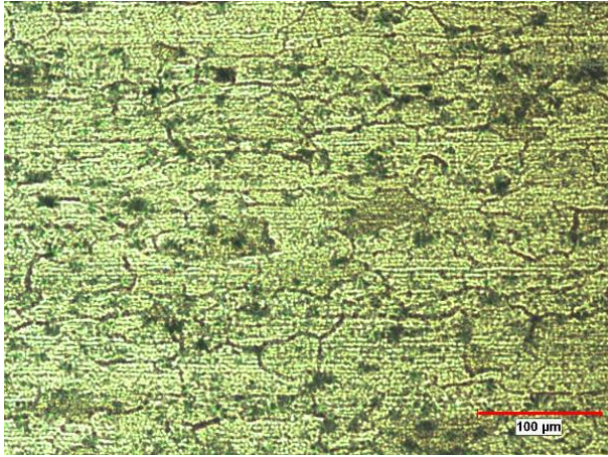
Şekil 4.9. D11 numunesine ait mikro yapı fotoğrafları: (a) KB, (b) TEB, (c) ITAB



(a)



(b)



(c)

Şekil 4.10. D14 numunesine ait mikro yapı fotoğrafları: (a) KB, (b) TEB, (c) ITAB

4.3 Mikro Sertlik Ölçümleri

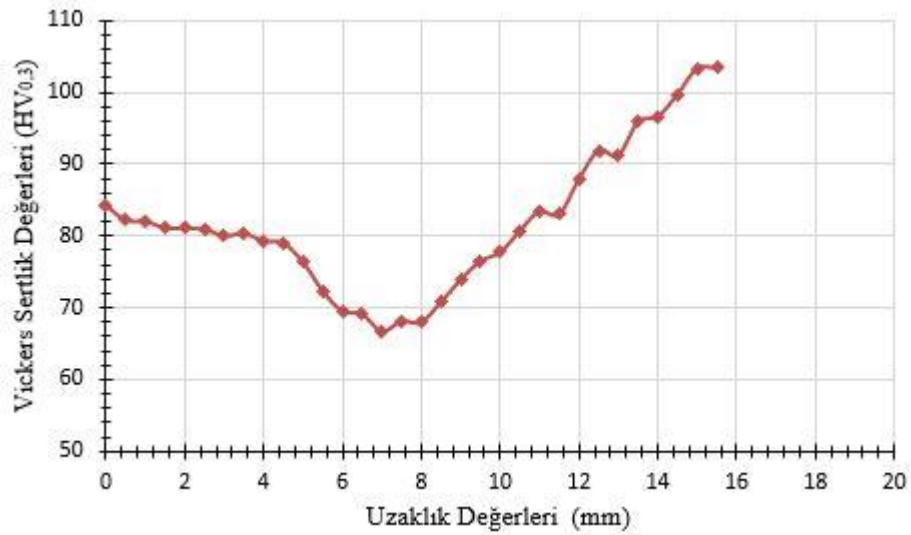
Kaynaklı numuneler üzerinde yapılan tüm sertlik ölçümlerinde en düşük sertlik değerleri ITAB'da görülmüştür. Bunun sebebi tane irileşmesi ve esasen aşırı yaşlanmadır. Isı girdisinin daha fazla olduğu kaynaklarda (D4, D7) ITAB'ın daha geniş ve ITAB'daki sertlik değerlerinin nispeten daha düşük olduğu görülmektedir. Temel malzemenin sertlik değeri yaklaşık 105 HV_{0,3} civarındadır. ITAB'da sertlik değeri kaynak parametreleri ile değişmekle beraber yaklaşık olarak 60-80 HV_{0,3} civarında değişmektedir. ITAB'da TM'ye göre sertlik değerinde yaklaşık olarak %24 ile %43 arasında düşüş gerçekleşmiştir. KB'de yeniden kristalleşmiş ve ince taneli iç yapı optik mikroskop görüntülerinde görülmektedir (Şekil 4.3(a)). Bu bölge yüksek sıcaklıklardan dolayı çözültüye alınmış ve yaşlanma etkisi ortadan kalkmıştır. KB sertlik değerinin ITAB bölgesinden daha yüksek olmasının nedeni yeniden kristalleşen çok ince tane yapısı ve çökelti partiküllerindeki nispi çökeltidir. KB sertlik değerleri yaklaşık 80 HV_{0,3} civarlarındadır.

Sertlik ölçümleri değişen kaynak parametreleri takım devir hızı, takım dalma derinliği, takım karıştırma süresi ve takım ilerleme hızının çekme kuvveti sonuçlarında en yüksek ve en düşük değerler olan D1, D4, D5, D7, D8, D2, D11 ve D14 numuneleri için yapılmıştır. Şekil 4.11 ve Şekil 4.12'de D1 ve D4 numuneleri için takım devir hızı 1000 dev/dk değerinden 2500 dev/dk değerine yükselmektedir. Takım devrindeki bu artış ile birlikte ısı girdisi de artmaktadır. Isı girdisindeki bu artış ITAB'ı genişletmiştir. D4 nolu numunenin ITAB ve KB sertlik ölçümlerinde D1 numunesine göre daha düşük sertlik değerleri ölçülmüştür. D1 numunesinin ITAB'ında en düşük 66,7 HV_{0,3} ölçülürken D4 numunesinin ITAB'ında ise en düşük 61,3 HV_{0,3} değeri ölçülmüştür. D1 numunesinin KB'sinde en yüksek 84,2 HV_{0,3} ölçülürken D4 numunesinin KB'sinde en yüksek 78,5 HV_{0,3} değeri ölçülmüştür. Bunun sebebi yüksek ısı girdisi sebebiyle yeniden kristalleşen bölgede tane irileşmesi ve çökelti partiküllerinin daha fazla çözünmesi ile nispeten yaşlanma etkisinin ortadan kalkmasıdır. D1 ve D4 numunelerinin çekme kuvvetlerine bakıldığında D1 numunesinin çekme kuvveti 7,89 kN iken D4 numunesinin çekme kuvveti 6,39 kN'dur. Bu düşüşün sebebi olarak ITAB'ın genişlemesi, bu bölgedeki tane irileşmesi ve KB'de aşırı yaşlanma ve tane irileşmesidir. Şekil 4.13 ve Şekil 4.14'de D5 ve D7 numunelerinde takım dalma derinliği 4 mm'den 5,5 mm değerine yükselmektedir.

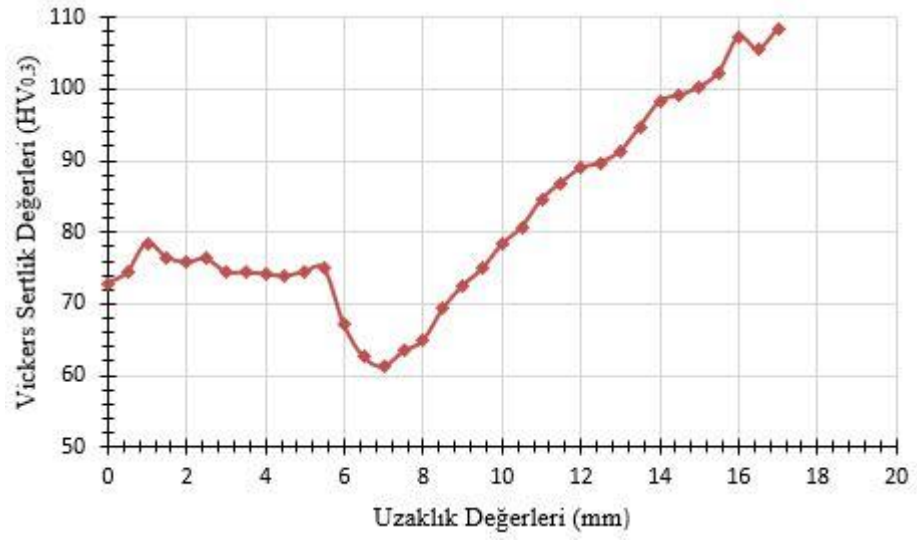
D5 numunesinde takım omuzu üstteki levhaya çok az dalabilmiştir. Bu sebeple D7 numunesine göre daha küçük bir bölge kaynak edilebilmiştir. Şekil 4.1(c) ve Şekil 4.1(d) 'deki makro görüntülere bakıldığında omuz dalma mesafeleri arasında ve kaynaklı bölgeler arasındaki farklar net bir şekilde görülmektedir. D7 numunesinde ITAB bölgesi daha geniş olmasına ve ITAB bölgesinde daha düşük sertlikler elde edilmesine rağmen daha fazla bölge kaynak edildiğinden (kaynak bölgesi daha geniş) ötürü daha yüksek çekme kuvvetleri ölçülmüştür. D5 numunesine ait çekme yükü 6,46 kN iken D7 numunesine ait çekme kuvveti 7,27 kN'dur. Şekil 4.15 ve Şekil 4.16'te D8 ve D2 numuneleri için karıştırma süresi 2 sn'den 7 sn'ye değerine yükselmektedir. Karıştırma süresindeki bu artış ısı girdisine bağlı olarak KB ve ITAB genişliklerini arttırmıştır. Bu artışla birlikte daha fazla bölgenin birleştirildiği Şekil 4.1(e) ve Şekil 4.1(f)'deki makro görüntülerdeki birleşme çizgilerine bakıldığında açıkça görülmektedir. D8 numunesine ait çekme yükü 4,87 kN iken D2 numunesine ait çekme kuvveti 7,01 kN'dur. D2 numunesinin ITAB'ında D8 numunesinin ITAB'ına göre daha fazla ısı girdisi sebebi ile tane irileşmesinden ve aşırı yaşlanmadan kaynaklanan daha düşük sertlik değerleri ölçülmüştür. D8 numunesinin ITAB'ında en düşük 68,9 HV_{0,3} ölçülürken D2 numunesinin ITAB'ında en düşük 66,0 HV_{0,3} değeri ölçülmüştür. D8 ve D2 numunelerinin sertlik grafiklerine bakıldığında D8 numunesinde D2 numunesine göre ITAB ve TM geçişinin çok daha keskin olduğu görülmektedir. Bu ani geçiş düşük karıştırma süresi sebebiyle çok daha az bir bölgenin kaynak edilebildiğini göstermektedir. Bu da daha düşük çekme kuvveti elde edilmesine sebep olmuştur. Şekil 4.17 ve Şekil 4.18'de D11 ve D14 numuneleri için takım dalma hızı 50 mm/dk'dan 32mm/dk değerine düşürülmektedir. Bu değişen değerlerle artan ısı girdisiyle birlikte ITAB genişlemiş, ITAB ve KB sertlik değerinde düşüş gerçekleşmiştir. D11 numunesinin ITAB'ında en düşük 69,5 HV_{0,3} ölçülürken D14 numunesinin ITAB'ında en düşük 66,8 HV_{0,3} değeri ölçülmüştür. D11 numunesinin KB'sinde en yüksek 81,3 HV_{0,3} ölçülürken D14 numunesinin KB'sinde en yüksek 78,9 HV_{0,3} değeri ölçülmüştür. Bu düşüşlerin nedeninin aşırı yaşlanma ve tane irileşmesi olduğu açıktır. D11 numunesinin çekme kuvveti 3,21 kN iken D14 numunesinin çekme kuvveti takım dalma hızının azalması ve bunun sonucunda artan kaynak süresi ve ısı girdisiyle birlikte 4,55 kN'a yükselmiştir. Bu ısı girdisi daha fazla bölgenin kaynak edilmesini sağlamıştır.

Takım devir hızı değişiminde, çekme değerleri ısı girdisine bağlı olarak sertlik değerleri ile paralellik içerisinde iken takım dalma derinliği, karıştırma süresi ve takım dalma hızı değişimlerinde çekme değerleri ısı girdisine bağlı olarak sertlik değerleri aksine kaynak edilmiş bölge genişliği ile paralellik göstermiştir.

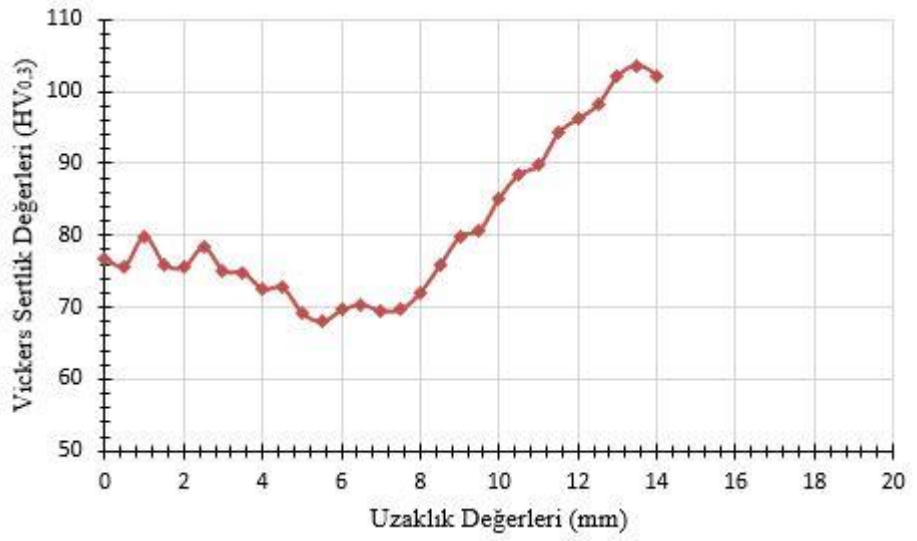
Buffa ve ark. (2014) yaptıkları çalışmada AA6082-T6 malzemesini kullanarak SKNK yöntemini uygulamışlar ve yaptıkları sertlik ölçümleri bu çalışmada yapılan sertlik ölçümleri ile benzerlik içerisinde. İki çalışmada da TM en yüksek sertlikte daha sonra KB gelmekte ve en düşük sertlikte ITAB' da görülmüştür. Ayrıca SKNK yönteminde sertlik ölçümünde klasik olarak görülen W tipi grafik de elde edilmiştir.



Şekil 4.11. D1 numunesinde pim boşluğundan uzaklıkla sertlik değeri değişimi



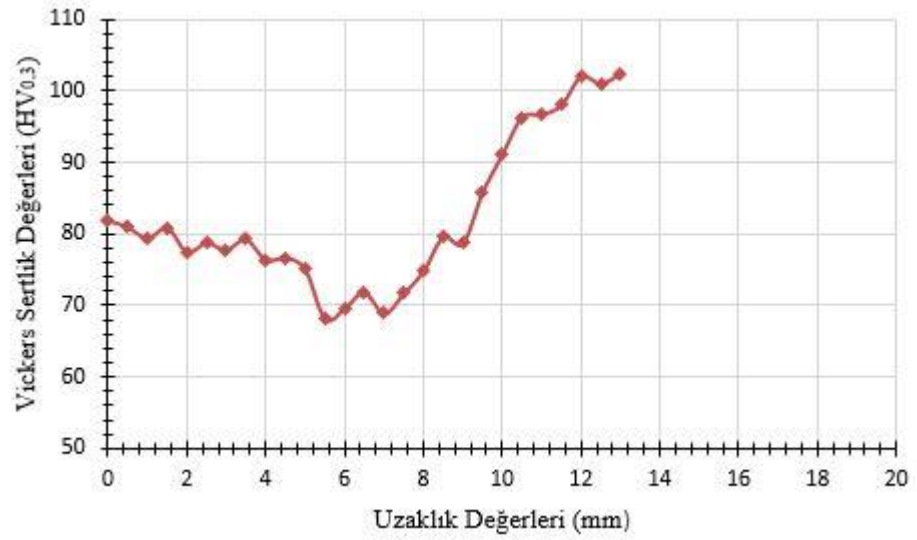
Şekil 4.12. D4 numunesinde pim boşluğundan uzaklıkla sertlik değeri değişimi



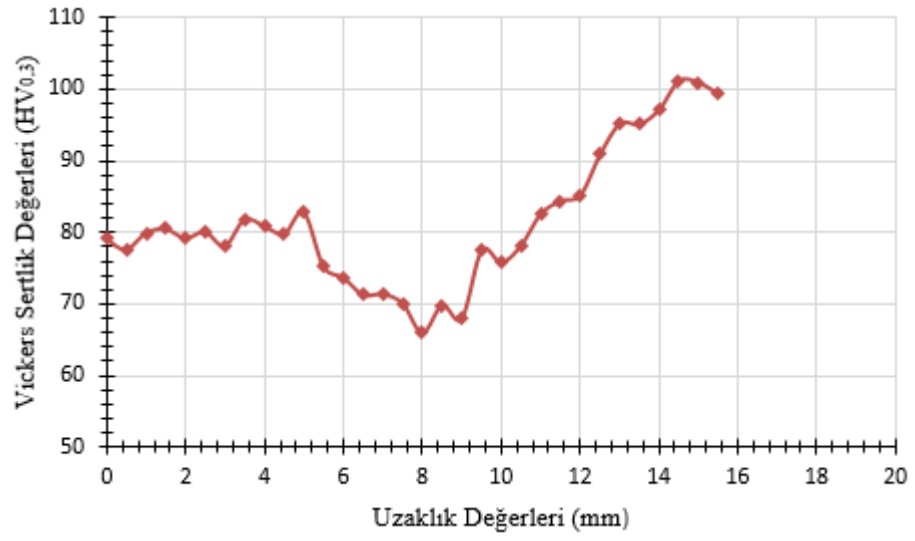
Şekil 4.13. D5 numunesinde pim boşluğundan uzaklıkla sertlik değeri değişimi



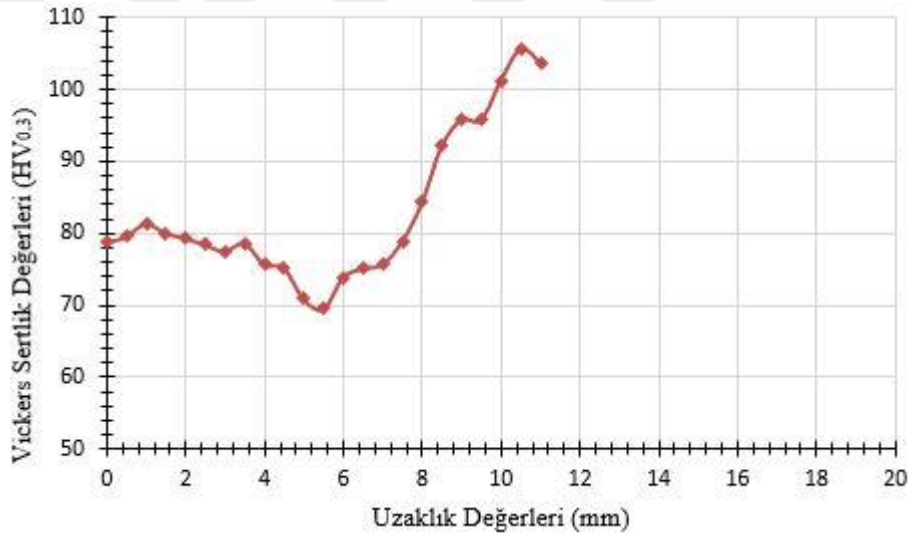
Şekil 4.14. D7 numunesinde pim boşluğundan uzaklıkla sertlik değeri değişimi



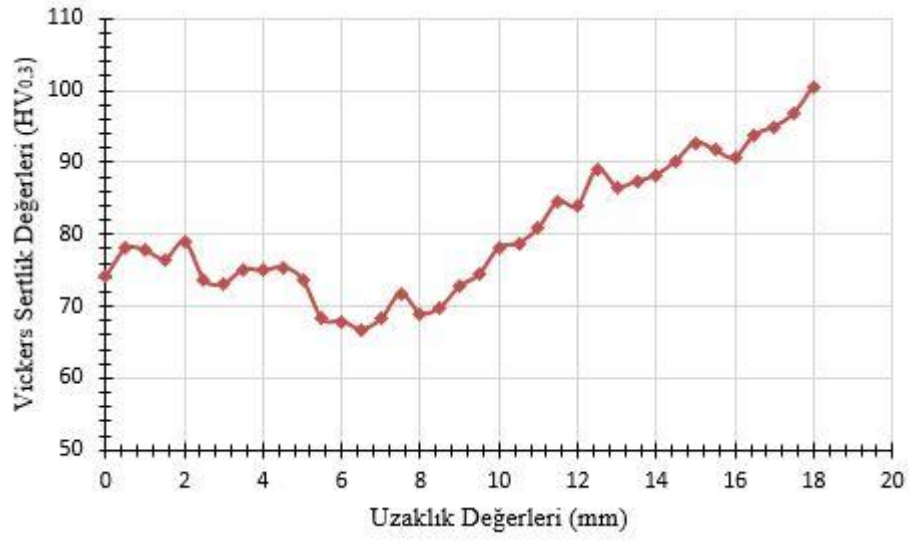
Şekil 4.15. D8 numunesinde pim boşluğundan uzaklıkla sertlik değeri değişimi



Şekil 4.16. D2 numunesinde pim boşluğundan uzaklıkla sertlik değeri değişimi



Şekil 4.17. D11 numunesinde pim boşluğundan uzaklıkla sertlik değeri değişimi



Şekil 4.18. D14 numunesinde pim boşluğundan uzaklıkla sertlik değeri değişimi

4.4 Çekme Deneyi Sonuçları

AA6082-T6 alüminyum alaşımları çeşitli kaynak parametreleri altında SKNK yöntemiyle kaynak edilmişlerdir. Elde edilen kaynaklı numuneler çekme deneylerine tabi tutulmuşlar ve elde edilen sonuçlar Çizelge 4.1’de verilmiştir.

Çizelge 4.1. Farklı parametrelerle üretilen kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonuçları

| Numune Kodu | Takım Devri (dev/dk) | Takım İlerleme Hızı (mm/dk) | Takım Dalma Derinliği (mm) | Karıştırma Süresi (sn) | Çekme Kuvveti (kN) | Standart Sapma |
|-------------|----------------------|-----------------------------|----------------------------|------------------------|--------------------|----------------|
| D1 | 1000 | 50 | 5 | 7 | 7,89 | 0,35 |
| D2 | 1500 | 50 | 5 | 7 | 7,01 | 0,60 |
| D3 | 2000 | 50 | 5 | 7 | 6,92 | 0,69 |
| D4 | 2500 | 50 | 5 | 7 | 6,39 | 0,73 |
| D5 | 1500 | 50 | 4 | 7 | 6,46 | 0,33 |
| D6 | 1500 | 50 | 4,5 | 7 | 7,08 | 0,13 |
| D7 | 1500 | 50 | 5,5 | 7 | 7,27 | 0,48 |
| D8 | 1500 | 50 | 5 | 2 | 4,87 | 0,05 |
| D9 | 1500 | 50 | 5 | 4 | 5,00 | 0,28 |
| D10 | 1500 | 50 | 5 | 9 | 6,75 | 0,27 |
| D11 | 1500 | 50 | 5 | 0 | 3,21 | 0,12 |
| D12 | 1500 | 43 | 5 | 0 | 3,37 | 0,30 |
| D13 | 1500 | 38 | 5 | 0 | 3,76 | 0,14 |
| D14 | 1500 | 32 | 5 | 0 | 4,55 | 0,08 |

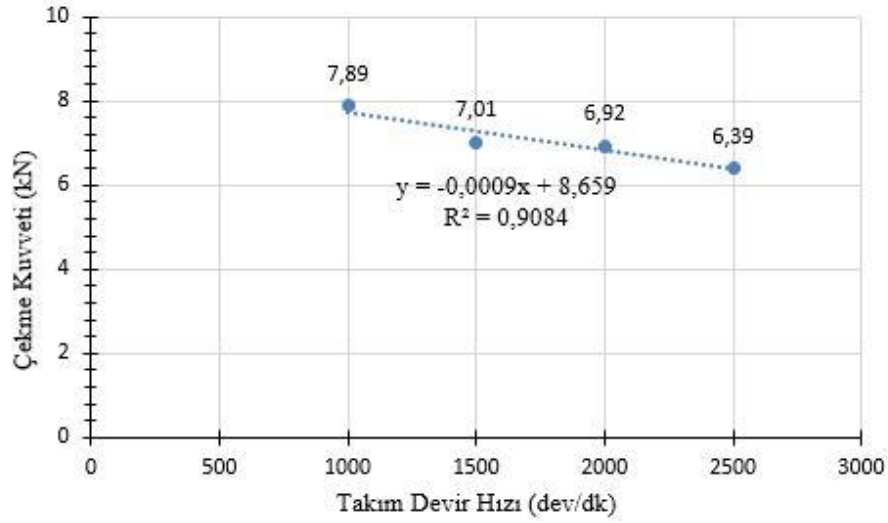
Çekme deneylerinden sonra parametrelerin etkileri ayrı ayrı değerlendirilmiştir. Şekil 4.19’da takım devir hızındaki değişimin çekme kuvvetine olan etkisi görülmektedir. Takım devir hızındaki artışla birlikte çekme kuvvetinde lineere yakın bir düşüş görülmektedir. Takım devir hızı 1000 dev/dk ’dan 2500 dev/dk’ya çıkarıldığında çekme kuvvetinde yaklaşık %19’luk düşüş gerçekleşmiştir. Buffa ve ark. (2014) yaptıkları

çalışmada AA6082-T6 alüminyum alaşımını SKNK yöntemi ile birleştirmişlerdir. Çalışmalarında silindirik pimi olan bir takım kullanmışlar ve artan devir hızıyla kaynak çekme kuvvetinde düşüş gözlenmişlerdir. Çekme kuvvetindeki bu düşüşü artan devir hızına bağlı olarak ısı girdisiyle TEB ve ITAB arasındaki sertlik düşüşüne ve düşük sertlikli alanın genişlemesine bağlamışlardır. Deney numunelerinde yapılan mikro sertlik ölçümleri de bu hususu teyit eder niteliktedir (Şekil 4.11 ve Şekil 4.12).

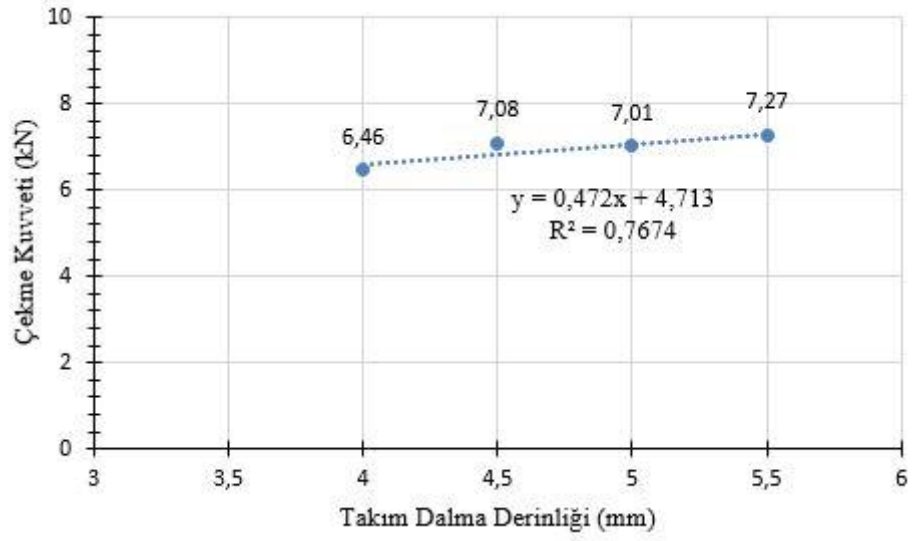
Şekil 4.20’de ise takım dalma derinliğinin çekme kuvvetine olan etkisi verilmiştir. Takım dalma derinliğindeki artışla birlikte çekme kuvvetinde lineer sayılabilecek bir artış görülmektedir. Takım dalma derinliği 4 mm’den 5,5 mm’ye çıkarıldığında çekme kuvvetinde yaklaşık %13’lük bir artış meydana gelmiştir. Yoon ve ark. (2012) yaptıkları çalışmada farklı kalınlıklarda AA5454-O levhaları SKNK yöntemi ile birleştirmişler ve dalma derinliğinin etkilerini incelemişlerdir. Artan dalma derinliği ile birlikte çekme kuvvetinde artış gözlemlenmiştir. Bu artışı, dalma derinliğinin artması ile daha fazla bölgenin kaynak edilmesi şeklinde değerlendirmişlerdir. Deney numunelerinin makro incelemelerinde de bu husus teyit edilmiştir (Şekil 4.1(c) Şekil 4.1(d)).

Şekil 4.21’de karıştırma süresindeki değişimin çekme kuvvetine olan etkisi değerlendirilmiştir. Karıştırma süresindeki artışla çekme kuvvetinde lineere yakın artış saptanmıştır. Ancak, şu hususu da vurgulamak gerekir ki, karıştırma süresinin 7 sn üzerine çıkmasından sonra çekme kuvvetinde bir düşüş meydana gelmiştir. Bu düşüşte literatür ile paralellik içerisindedir. Karıştırma süresi 2 sn’den 7 sn’ye arttırıldığında çekme kuvvetinde yaklaşık % 44’lük bir artış gerçekleşmiştir. Karıştırma süresi çekme kuvvetine en fazla etki eden parametre olmuştur. Karthikeyan ve Balasubramanian (2010) çalışmalarında 2,7 mm kalınlığında AA2024-T3 levhaların SKNK yönteminde parametre optimizasyonu için yüzey yanıt cevabı yöntemini kullanmışlar ve yaptıkları deneylerde artan karıştırma süresiyle çekme kuvveti arasında karıştırma süresindeki artış ile önce artan daha sonra azalan bir ilişki olduğunu saptamışlardır. Bunun sebebi olarak, artan karıştırma süresi ile daha da artan ısı girdisiyle beraber ITAB’daki genişleme, kaynak bölgesindeki çökelti partiküllerinin irileşmesi (aşırı yaşlanmaya geçiş) ve tane irileşmesi gösterilebilir. Bu hususun, yaşlanma sertlik eğrisi ile paralellik içerisinde olduğu düşünülebilir.

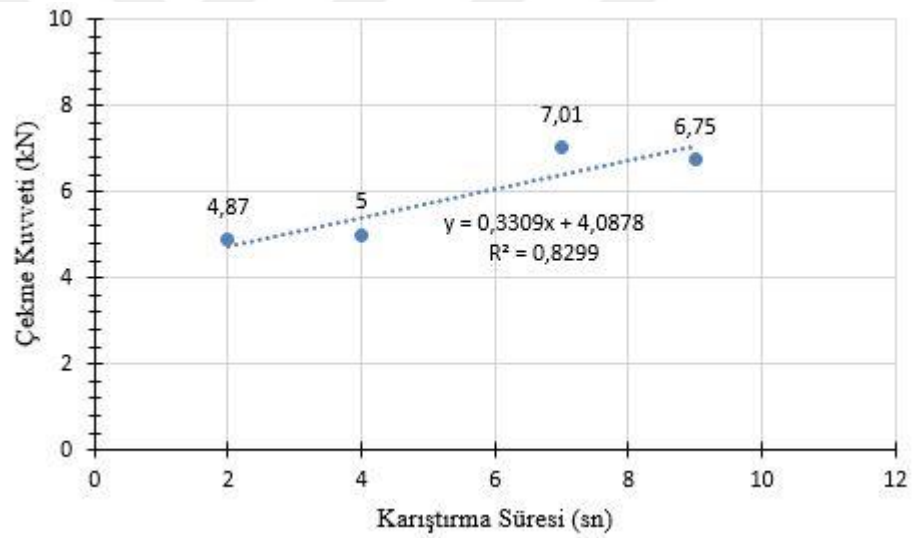
Şekil 4.22’de ise karıştırma süresinin “0” olduğu durumda takım ilerleme hızının çekme kuvveti üzerine olan etkisi görülmektedir. Takım ilerleme hızındaki artış ile birlikte çekme kuvvetinde lineere yakın bir azalma meydana gelmektedir. Takım ilerleme hızı 32 mm/dk’dan 50 mm/dk’ya çıkarıldığında çekme kuvvetinde yaklaşık %30’luk bir düşüş gerçekleşmiştir. D’Urso (2015) AA6060 levhaların SKNK yöntemiyle birleştirilmesini deneysel olarak ve sonlu elemanlar metodunu kullanarak incelemiştir. Artan takım ilerleme hızıyla kaynak mukavemetinde lineer bir düşüş olduğunu göstermiştir. Düşük takım ilerleme hızlarında daha yüksek ısı girdileri ölçülmüştür. Isı girdisi artışıyla kaynak mukavemetinde aşırı yaşlanmaya bağlı olarak düşüş meydana gelmiştir Çalışmada takım devri (dev/dk) ve takım dalma hızının (mm/dk) oransal değişimi ile (mm/dev) çekme kuvveti (kN) arasında ilişki kurmuş, başta artış ile birlikte çekme kuvvetinde artış daha sonra azalma görülmüştür. Yapılan çekme deney sonuçlarının literatür sonuçları ile paralellik içerisinde olduğu görülmüştür.



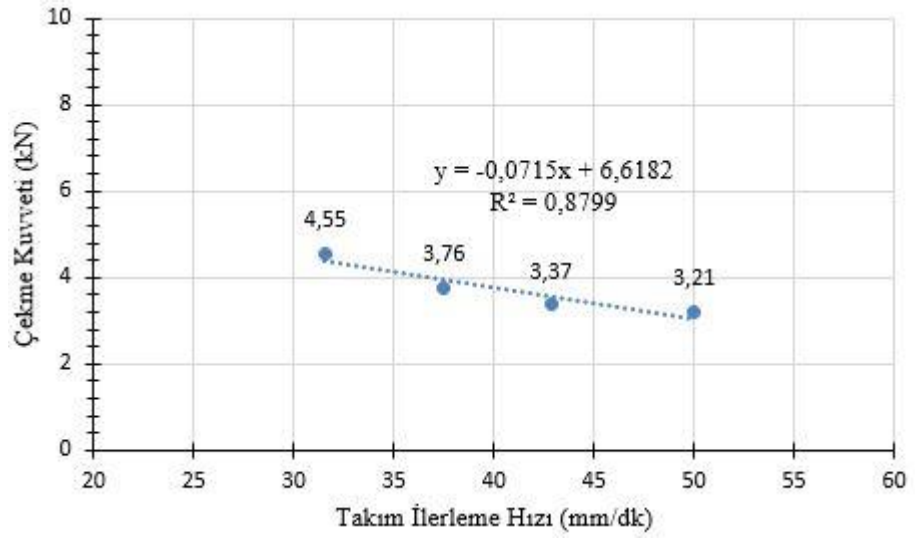
Şekil 4.19. Takım devir hızı çekme kuvveti değişimi (D1, D2, D3 ve D4 numuneleri)



Şekil 4.20. Takım dalma derinliği çekme kuvveti değişimi (D5, D6, D2 ve D7 numuneleri)



Şekil 4.21. Karıştırma süresi çekme kuvveti değişimi (D8, D9, D2 ve D10 numuneleri)



Şekil 4.22. Takım ilerleme hızı çekme kuvveti değişimi (D11, D12, D13 ve D14 numuneleri)

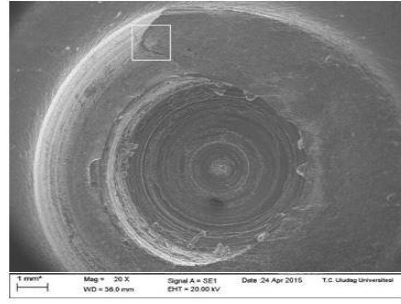
4.5 Kırılma Yüzeyleri İncelemeleri

D1, D4, D5, D7, D8, D2, D11, D14 kodlu deneylerde yapılan kaynakların çekme kırılma yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile görüntülenmiştir. Şekil 4.23'te sırasıyla tüm kırılma yüzeylerinin makro görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.23'e bakıldığında D1, D4, D7 ve D2 numunelerinin D5, D8, D11 ve D14 numunelerine göre daha geniş kırılma bölgelerine sahip olduğu görülmektedir. Çekme deneylerinde de bu numunelerin daha yüksek çekme kuvvetine sahip oldukları görülmüştür. D1 numunesi (Şekil 4.23 (a)) ve D4 numunesi (Şekil 4.23(b)) kendi aralarında kıyaslandığında, karıştırma hızının 1000 dev/dk'dan 2500 dev/dk'ya çıktığı D4 numunesi daha geniş kırılma yüzeyine sahiptir. Aynı şekilde D5 numunesine ait (Şekil 4.23(c)) ve D7 numunesine ait (Şekil 4.23(d))'ye bakıldığında, takım dalma derinliğinin 4 mm'den 5,5 mm'ye çıktığı D7 numunesinde daha geniş kırılma yüzeyine sahip olduğu görülmektedir. Isı girdisindeki artışlar kaynaklı birleştirme bölgesini arttırmıştır.

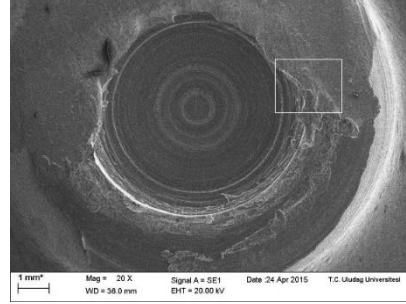
Şekil 4.23'te yüksek büyütmelemede incelenecek kırılma bölgeleri işaretlenmiştir. Bu bölgelerin seçiminde kırılma bölgeleri sınırlarından seçimler yapılmaya çalışılmıştır. Şekil 4.24'te her bölgeden 1000x ile 4000x arasındaki büyütmelemede SEM fotoğrafları alınmıştır. Bazı bölgelerde çukurcukların olduğu bazı bölgelerin ise çok daha pürüzsüz kırılma yüzeylerinin olduğu görülmektedir. Çukurcuk oluşan bölgeler sünek kırılmayı ifade ederken pürüzsüz yüzeyler gevrek kırılmayı ifade etmektedirler. Fotoğraflar incelendiğinde kırılmanın kaynak merkezine yakın bölgelerde sünek tipte olduğu ve ısı girdisinin fazla olduğu kaynaklarda daha pürüzsüz (gevrek) görüntüler elde edilmiştir. Bazı görüntülerde (Şekil 4.24(e)) sünek-gevrek geçiş bölgeleri de görülmektedir.

Şekil 4.25'te ise yüksek büyütmede incelenecek bölgeler işaretlenmiştir. Bu bölgeler kırılmanın doğrudan gerçekleştiği bölgelerdir. Şekil 4.26-33 arasında Şekil 4.25'te işaretlenen her bölgeden farklı büyütmelemede kaynak merkezinden uzaklaşarak 4 adet görüntü çekilmiştir. Şekil 4.26-33 arasında kaynak merkezine yakın bölgelerde taneler arası kırılmalar sünek tarzda görülmekte iken kaynak merkezinden uzaklaştıkça hook'un etkisinden kaynaklanan çatlaklarla gevrek kırılmaların varlığı gözlenmektedir. Ayrıca, kırılma görüntüleri kaynak merkezine yakın bölgelerde KB'nin karakteristik çok küçük

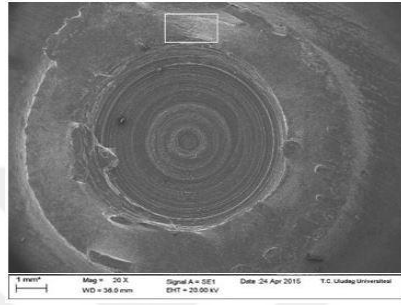
tane yapısını da yansıtmaktadır. Şekil 4.26(a)'da çukurcukların olduğu sünek, Şekil 4.26(b)'de nispeten daha pürüzsüz gevrek ve Şekil 4.26(c,d)'de ise belirgin çatlaklar görülmektedir. Kaynak merkezinden uzaklaştıkça kırılma gevrekleşmiş ve hook bölgesinden kaynaklanan derin çatlaklar gözlenmiştir. Şekil 4.28(a)'da çukurcukların olduğu, Şekil 4.27(b-d) arasında daha pürüzsüz görüntüler vardır. Bu görüntüler gevrek kırılmanın olduğunu göstermektedir ve Şekil 4.27(c,d)'de çatlaklar da görülmektedir. Şekil 4.27(a)'da Şekil 4.26'(a)'ya göre daha büyük taneler görülmektedir. Artan devir hızı ve ısı girdisiyle birlikte taneler irileşmiştir. Şekil 4.28'de Şekil 4.26 ve 4.27'ye benzer görüntüler mevcuttur. Şekil 4.28'de D5 numunesinde takım dalma derinliğinin az olması sebebi ile hook'un etkisi diğer resimlere göre daha net görülebilmüş, Şekil 4.28(d)'deki çatlaklar çok net görülmektedir. Şekil 4.29(d)'de D7 numunesine ait kırılma çatlakları yan yana dizilmiş şekilde görülmektedir. Şekil 4.30(a) ve Şekil 4.31(a)'da D8 ve D2 numunelerine ait çukurcuklu görüntüler görülmektedir. Şekil 4.30(d) ve Şekil 31(d) farklı kırılma yüzeyleri sınırlarından fotoğraflar görülmektedir. Karıştırma süresinin 0 sn olduğu D11 ve D14 numunesine ait Şekil 4.32 ve Şekil 4.33'te ısı girdisinin azlığı sebebi ile dar bir kaynak alanı ve gevrek kırılmalar görülmüştür. Şekil 4.32 (d) Şekil 33(d)'de kırılma çatlakları görülmektedir. D4 ve D8 numunelerine ait SEM görüntülerine kendi içinde değerlendirilirse, Şekil 4.27 ve Şekil 4.30'a bakıldığında kaynak merkezine yakın bölgelerde ikisinde de ince tane yapısı görülmekte fakat ısı girdisinin fazla olduğu D4 numunesinin daha iri tanelere sahip olduğu görülmektedir.



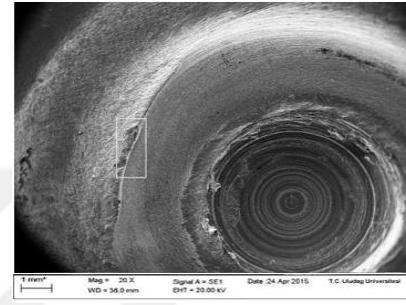
(a)



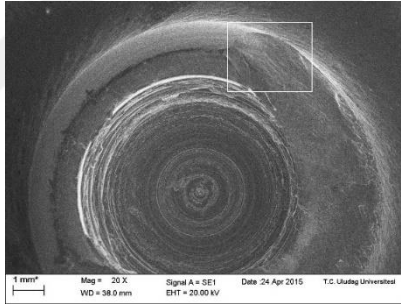
(b)



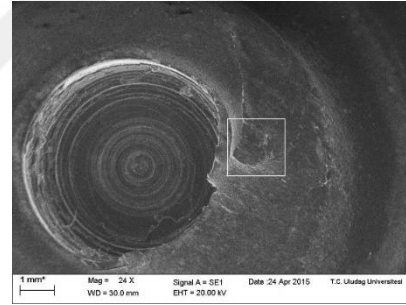
(c)



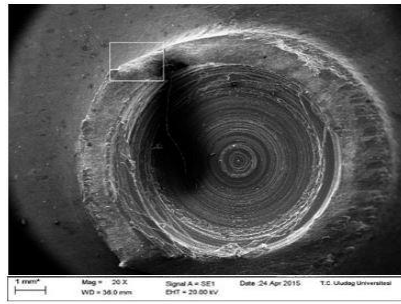
(d)



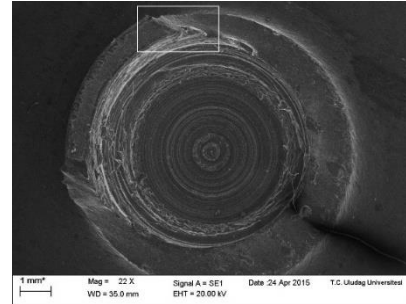
(e)



(f)

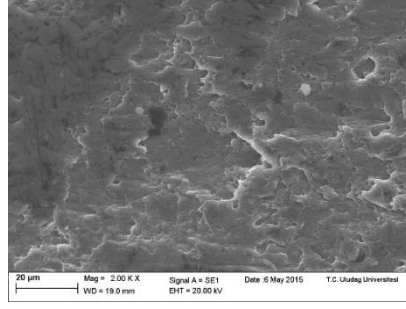


(g)

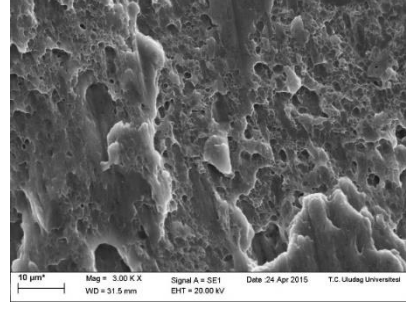


(h)

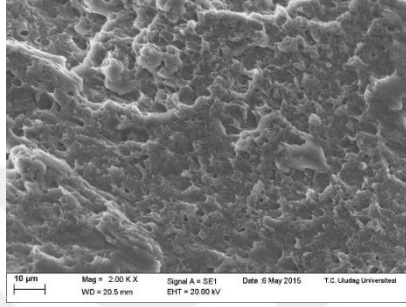
Şekil 4.23. Kırılma yüzeylerinin makro SEM görüntüleri: (a) D1, (b) D4, (c) D5, (d) D7, (e) D8, (f) D2, (g) D11, (h) D14



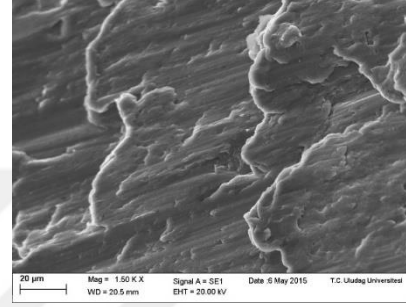
(a)



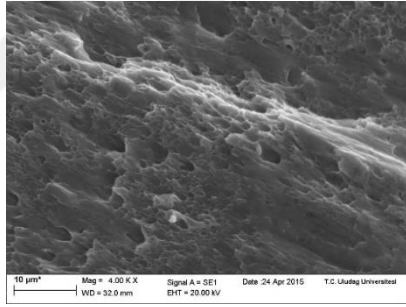
(b)



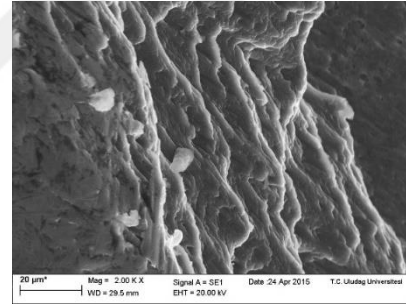
(c)



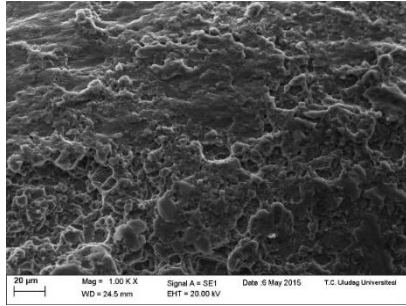
(d)



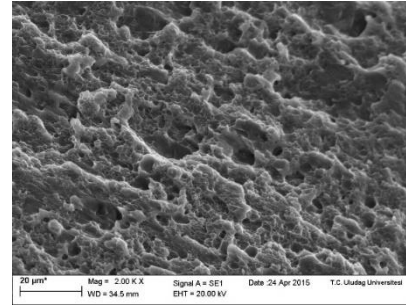
(e)



(f)

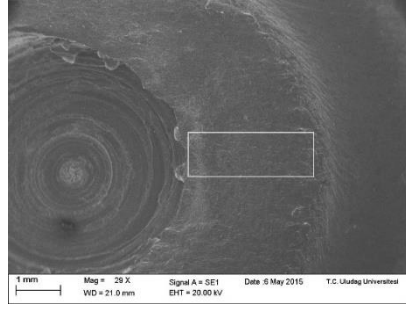


(g)

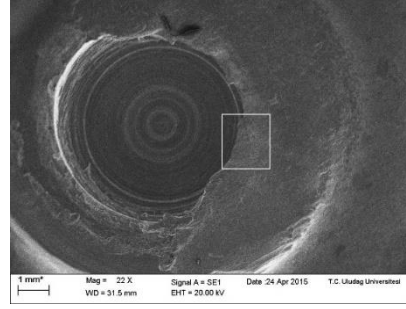


(h)

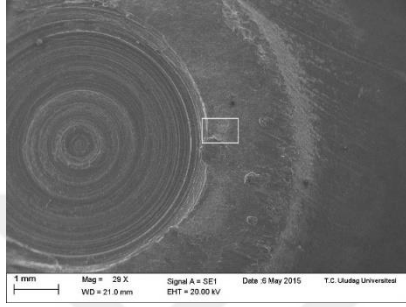
Şekil 4.24. Şekil 4.23’de gösterilen işaretli bölgeler sırasıyla: (a) D1, (b) D4, (c) D5, (d) D7, (e) D8, (f) D2, (g) D11, (h) D14



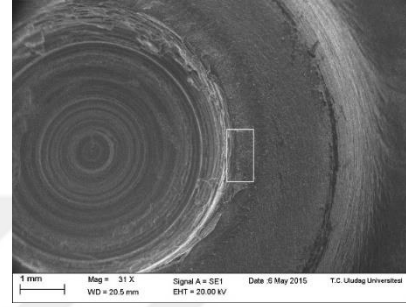
(a)



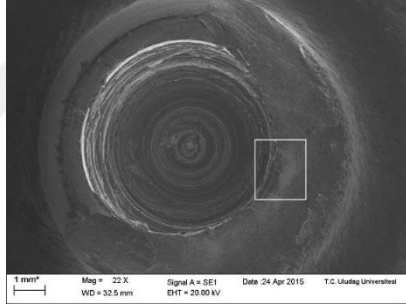
(b)



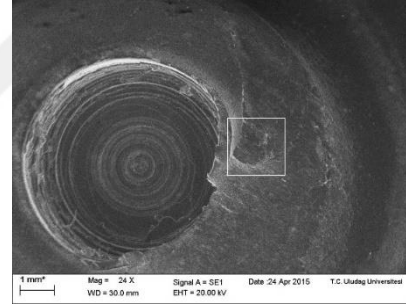
(c)



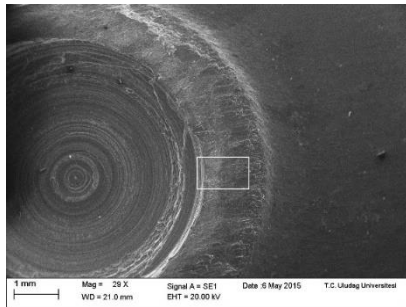
(d)



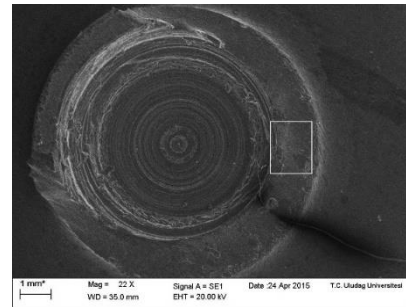
(e)



(f)

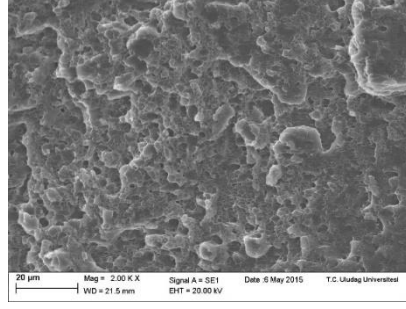


(g)

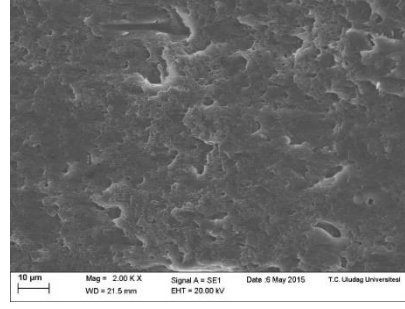


(h)

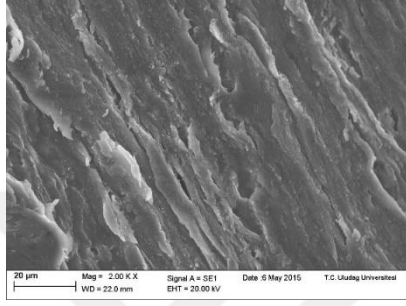
Şekil 4.25. Kırılma yüzeylerinin makro SEM görüntüleri: (a) D1, (b) D4, (c) D5, (d) D7, (e) D8, (f) D2, (g) D11, (h) D14. İşaretli bölgelerde kaynak merkezinden uzaklaşarak incelemeler gerçekleştirilecek



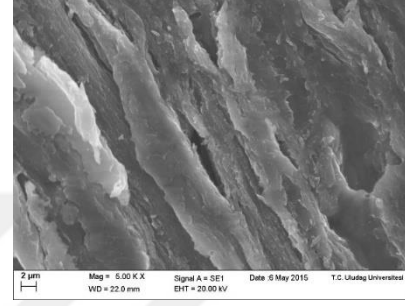
(a)



(b)

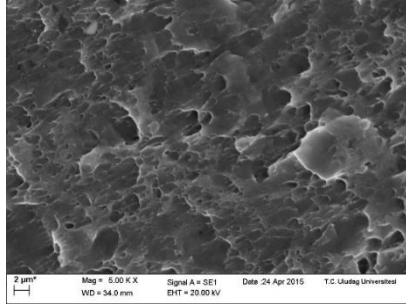


(c)

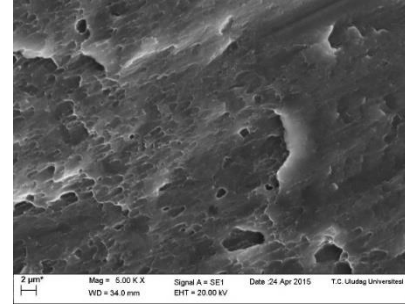


(d)

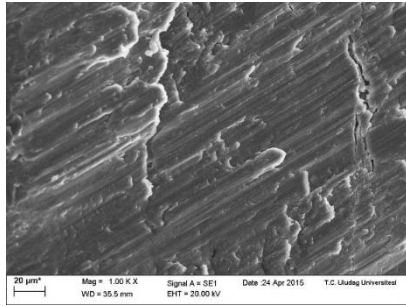
Şekil 4.26. Şekil 4.25(a)'da D1 numunesine ait gösterilen bölge. Görüntüler (a)'dan (d)'ye doğru kaynak merkezinden uzaklaşarak elde edilmiştir



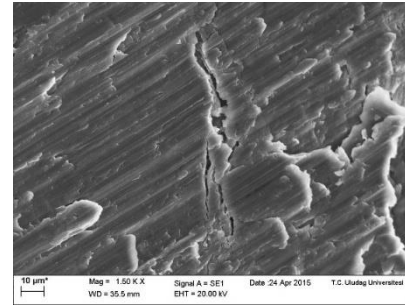
(a)



(b)

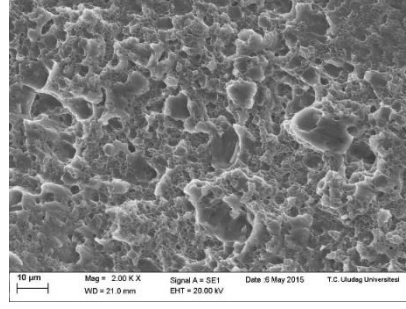


(c)

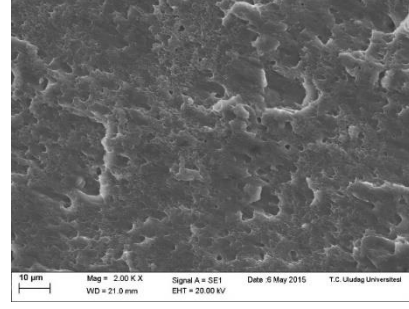


(d)

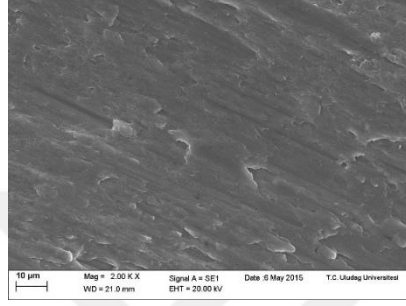
Şekil 4.27. Şekil 4.25(b)'de D4 numunesine ait gösterilen bölge. Görüntüler (a)'dan (d)'ye doğru kaynak merkezinden uzaklaşarak elde edilmiştir



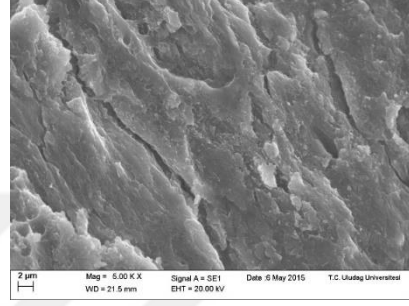
(a)



(b)

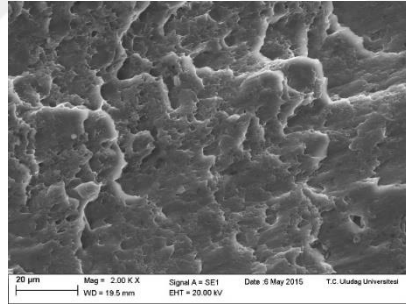


(c)

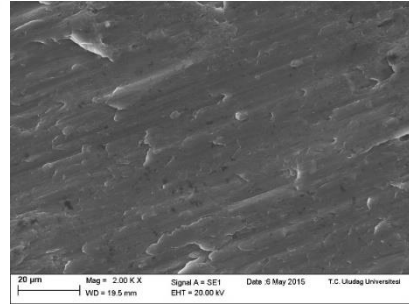


(d)

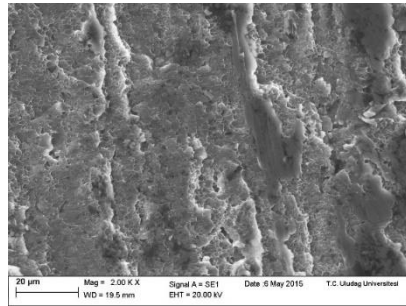
Şekil 4.28. Şekil 4.25(c)'de D5 numunesine ait gösterilen bölge. Görüntüler (a)'dan (d)'ye doğru kaynak merkezinden uzaklaşarak elde edilmiştir



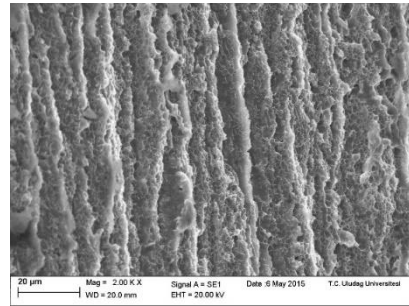
(a)



(b)

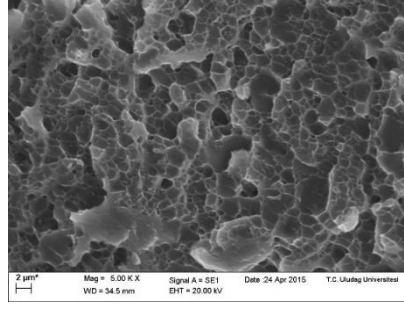


(c)

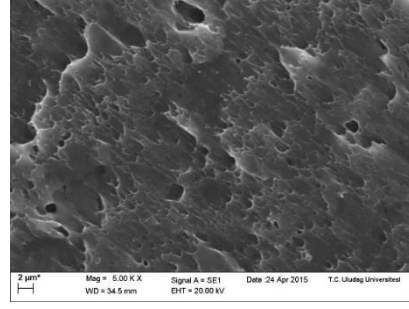


(d)

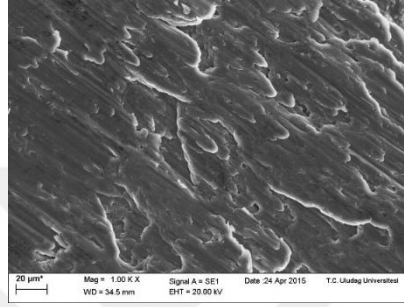
Şekil 4.29. Şekil 4.25(d)'de D7 numunesine ait gösterilen bölge. Görüntüler (a)'dan (d)'ye doğru kaynak merkezinden uzaklaşarak elde edilmiştir



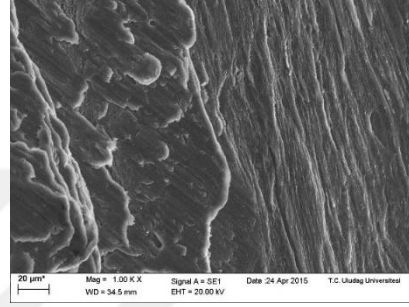
(a)



(b)

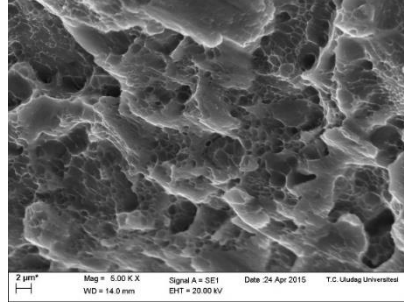


(c)

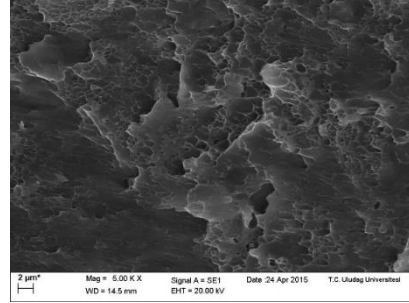


(d)

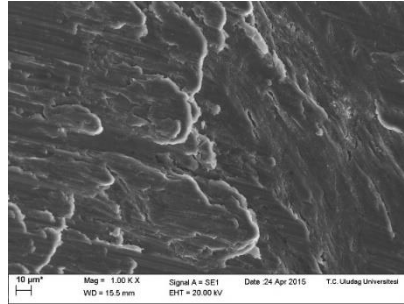
Şekil 4.30. Şekil 4.25(e)'de D8 numunesine ait gösterilen bölge. Görüntüler (a)'dan (d)'ye doğru kaynak merkezinden uzaklaşarak elde edilmiştir



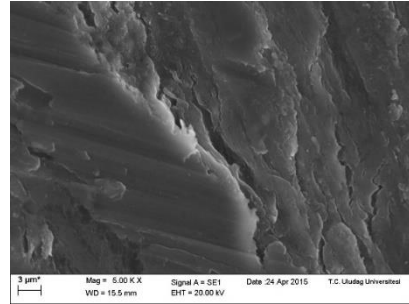
(a)



(b)

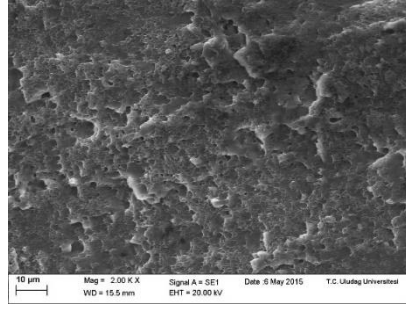


(c)

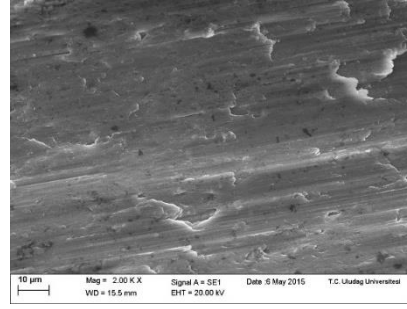


(d)

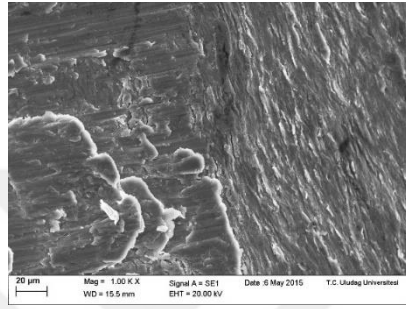
Şekil 4.31. Şekil 4.25(f)'de D2 numunesine ait gösterilen bölge. Görüntüler (a)'dan (d)'ye doğru kaynak merkezinden uzaklaşarak elde edilmiştir



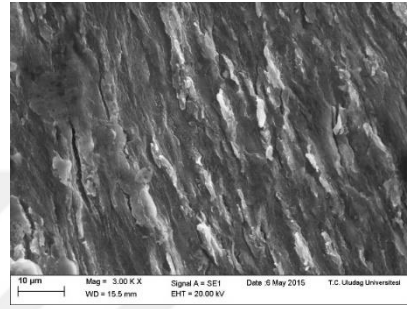
(a)



(b)

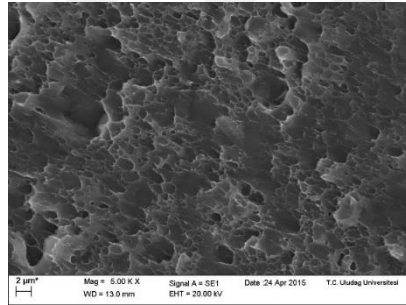


(c)

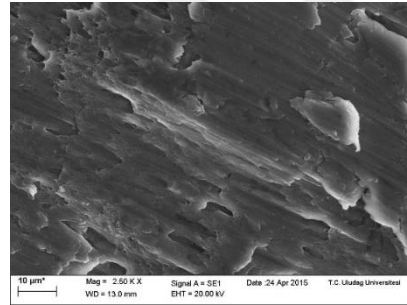


(d)

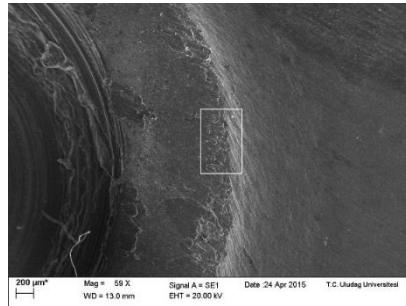
Şekil 4.32. Şekil 4.25 (g)'de D11 numunesine ait gösterilen bölge. Görüntüler (a)'dan (d)'ye doğru kaynak merkezinden uzaklaşarak elde edilmiştir



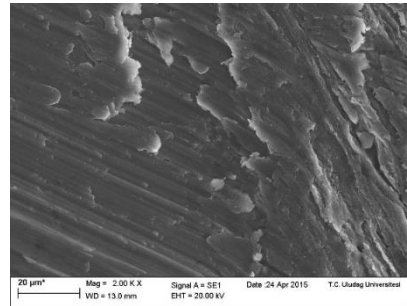
(a)



(b)



(c)



(d)

Şekil 4.33. Şekil 4.25(h)'de D14 numunesine ait gösterilen bölge. Görüntüler (a)'dan (d)'ye doğru kaynak merkezinden uzaklaşarak elde edilmiştir

5. SONUÇ

Bu çalışmada elde edilen sonuçlar aşağıda listelenmiştir:

- Makro yapı incelemelerinde 5 farklı bölge görülmüştür; Karıştırma bölgesi (KB), termo mekanik olarak etkilenen bölge (TEB), ısı tesiri altındaki bölge (ITAB), temel malzeme (TM) ve hook bölgesi. Mikro yapı incelemelerinde KB ince taneli, dinamik olarak yeniden kristalleşmiş bir bölge olarak görülmüştür. TEB’de taneler plastik olarak deforme olmuş ve deformasyon yönünde yönlenmişlerdir. ITAB’da ise ısının etkisi ile taneler irileşmiştir.
- Pim boşluğu ile hook arasındaki mesafe arttığında ve hook yüksekliği küçük olduğunda daha yüksek çekme kuvvetlerine ulaşılmıştır.
- Yapılan çekme deneyleri sonucunda en yüksek çekme kuvvetine 7,89 kN olarak ulaşılmıştır. Bu numune, 1000 dev/dk takım devri, 5 mm takım dalma derinliği, 7 sn karıştırma süresi ve 50 mm/dk takım ilerleme hızı kaynak parametreleri ile kaynak edilmiştir.
- Kaynak parametrelerinin etkileri incelendiğinde artan takım devir hızıyla çekme kuvvetinin azaldığı, artan dalma derinliği ile çekme kuvvetinin arttığı, artan karıştırma süresi ile belli bir seviyeye kadar arttığı daha sonra bir miktar azaldığı, artan takım ilerleme hızı ile de çekme kuvvetinin azaldığı görülmüştür. Genel itibariyle parametrelerdeki bu değişimlerle çekme kuvvetleri arasında lineere yakın bir ilişki mevcuttur. En etkili kaynak parametresi değişimiyle çekme kuvvetine yaklaşık %44 etki eden karıştırma süresidir.
- Kaynaklı numunelerde, en düşük sertlik değerleri ITAB’da görülmüştür. Bunun nedeni ısının etkisi ile birlikte tane irileşmesi ve aşırı yaşanmadır. Isı girdisinin yüksek olduğu kaynaklarda ITAB’ın geniş olduğu görülmüştür. ITAB sertlik değeri 60-80 HV_{0,3} arasında değişmektedir. KB sertlik değeri de temel malzeme sertlik değerinden düşük çıkmıştır. Isı girdisinin fazla olduğu deneylerde KB

sertlik değerleri diğerlerine göre daha düşük ölçülmüştür. Bunun nedeni yaşlanma etkisinin nispeten ortadan kalkmasıdır.

- Takım devir hızı değişiminde, çekme değerleri ısı girdisine bağlı olarak sertlik değerleri ile paralellik içerisinde. Takım dalma derinliği, karıştırma süresi ve takım dalma hızı değişimlerinde çekme değerleri ısı girdisine bağlı olarak sertlik değerleri aksine kaynak edilmiş bölge genişliği ile paralellik göstermiştir.
- Kırılma yüzeylerinde, genel itibariyle, yüksek ısı girdisinin olduğu kaynaklarda gevrek kırılmalar gerçekleşmiştir. Kaynak merkezine yakın bölgelerde sünek tarzda kırılmalar görülürken kaynak merkezinden uzaklaştığa hook'un etkisi ile gevrek kırılmalar baskındır. Ayrıca, kaynak merkezine yakın bölgelerde KB'nin karakteristik çok kk tane yapısı da tespit edilmiştir.

KAYNAKLAR

Alüminyum Raporu, <http://www.maden.org.tr/> , (Erişim Tarihi:14.02.2015).

Aluminyum_ve_Aluminyum_Alasimlari.pdf, Prof. Dr. Ayşegül Akdoğan Eker Ders Notu,<http://www.yildiz.edu.tr/~akdogan/lessons/malzeme2/> (Erişim Tarihi: 11.04.2015).

Anonim. 1990. ASM Handbook Volume 2 Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special- Purpose Materials.

ANSI/AWS/SAE/D8.9-97.Recommended Practices for Test Methods for Evaluating the Resistance Spot Welding Behavior of Automotive Sheet Steel Materials.1997.Miami,

Aydin, H.. 2008. Sürtünme Karıştırma Kaynağı İle Birleştirilmiş Yaşlandırılabilir Alüminyum Alaşımlarının Mekanik Özelliklerinin ve Korozyon Davranışlarının İncelenmesi, Doktora Tezi, Uludağ Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa.

Aydin, 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.

Aydin, H., Bayram. H., Durgun, I. 2010. The Effect of Post-Weld Heat Treatment on the Mechanical Properties of 2024-T4 Friction Stir-Welded Joints, Materials and Design, 31, 2568-2577.

Aydin, H., Bayram, A., Yıldırım M.T., Yığıt, K. 2010. Influence of Welding Parameters on the Fatigue Behaviours of Friction Stir Welds of 3003-O Aluminum Alloys. SSN 1392–1320 Materials Science (Medžiagotyra). Vol. 16, No. 4.

Aydin H. , Nelson T.W. 2013. Microstructure and Mechanical Properties of Hard Zone in Friction Stir Welded X80 Pipeline Steel Relative to Different Heat Input, Materials Science & Engineering A, 586 (2013) 313-322

Ağca, E., 2010. Doğrusal Olmayan Takım Yoluyla Alaşımlı Sac Malzemelerin Sürtünme Karıştırma Kaynağı ile Birleştirilmesi ve Kaynak Bölgesinin Mekanik Özelliklerinin İrdelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.

Babu, S., Sankar, V.S., Janaki R.G.D., Venkitakrishnan, P.V., Madhusudhan, R. G., Prasad R. K. 2013. Microstructures and Mechanical Properties of Friction Stir Spot Welded Aluminum Alloy AA2014, JMEPEG 27:71-84 ASM International DOI: 10.1007/s11665-012-0218-z

Badarinarayan, H. 2009. Doctor of Philosophy Thessis. Missouri University of Science and Technology.

Badarinarayan, B., Yang, Q., Zhu, S. 2009. Effect of Tool Geometry on Static Strength of Friction Stir Spot-Welded Aluminum Alloy. International Journal of Machine Tools & Manufacture 49: p.p.142-148.

Barbaros, K. 2009. Otomotiv Endüstrisinde Kullanılan Alüminyum Alaşımı Sacların Direnç Nokta Kaynağı (RSW) ve Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı (FSSW) Yöntemleri ile Birleştirilmesi, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli.

Başer, T.A. 2012. Alüminyum Alaşımaları ve Otomotiv Endüstrisinde Kullanımı. Mühendis ve Makina, cilt 53, sayı 635, s. 51-58.

BÉAL, C. 2009. Mechanical Behaviour of a New Automotive High Manganese TWIP Steel in the Presence of Liquid Zinc. Cette thèse est accessible à l'adresse : <http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0029/these.pdf>.

Bozkurt, Y., Bilici, M.K.2013. Application of Taguchi Approach to Optimize of FSSW Paramaters on Joint Properties of Dissimilar AA2024-T3 and AA5754-H22 Aluminum Alloys, Materials and Design 51, 513-521.

Buffa, B., Fanelli, P., Fratini, L., Vivio, F. 2014. Influence of Joint Geometry on Micro and Macro Mechanical Properties of Friction Stir Spot Welded Joints, Procedia Engineering 81 ,2086-2091).

Cebeci, T. 2010. Sürtünme Karıştırma Kaynağı ile Birleştirilen AA1050 ve AA5754-H111 Alüminyum Levhaların Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Celal Bayar Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü , Manisa.

Choi, D.H., Ahn, B.W., Lee ,C.Y., Yeon, Y.M., Song, K., Jung, S.B. 2011. Formation of Intermetallic Compounds in Al and Mg Alloy Interface During Friction Stir Spot Welding. Intermetallics 19 ,125-130.

D'Urso, G. 2015. Thermo-Mechanical Characterization of Friction Stir Spot Welded AA6060 Sheets: Experimental and FEM Analysis. Journal of Manufacturing Processes 17,108-119.

Demir, E. 2008. Alüminyum Alaşımalarında Isıl İşlem Etkilerinin İncelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Dokuz Eylül Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmir.

Demirci, A. H. 2004. Mühendislik Malzemeleri, Aktüel Yayınevi, İstanbul.

Dündar, M., Güngör, G. 2002. Otomotiv Sektöründe Alüminyum Uygulamaları ve Sürekli Döküm Tekniği ile Üretilmiş Alüminyum Levha Alaşımaları. <http://www.assanaluminyum.com/dc/image/p3.pdf>, (Erişim Tarihi:17.05.2015).

Dünya Birincil Alüminyum Üretimi İstatistikler, <http://www.world-aluminium.org/>, (Erişim Tarihi: 14.02.2015).

Fuller, C.B., Mishra, R.S., Mahoney, M.W. 2007. Friction Stir Welding and Processing, ASM International, Ohio, 2, 235-272.

Guerra, M., Schmidt, C., McClure, J.C., Murr, L.E., Nunes, A.C. 2002. Flow Patterns During Friction Stir Welding, Materials characterization, vol.49, no.2, pp. 95-101.

Hancock, R. 2004. Friction Welding of Aluminum Cuts Energy Costs by %99, Welding Journal ,Miami, Fla., 83(2):p.40.)
http://www.mek.www7.sitecore.dtu.dk/Forskning/PhD/PhDProjects/phd_trinecoldinglo mholt. (Erişim Tarihi:12.04.2015).

İpek, E.T. 2010. Alüminyum Döküm Yüzey Mikroyapısının Sürtünme Karıştırma İşlemi ile İyileştirilmesi, Yüksek Lisans Tezi, Akdeniz Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Antalya.

Jeon, C.S., Hong, S.T., Kwon, Y.J., Cho, H.H., Han. H.N. 2012. Material Properties of friction stir spot welded joints of dissimilar aluminum alloys, Transactions of Nonferrous Metals Society of Chine, 22 s605-s613.

Jonckheere, C., de Meester, B., Cassiers, C., Delhaye, M., Simar, A. 2012. Fracture and mechanical properties of friction stir spot welds in 6063-T6 aluminum alloy. Int J Adv Manuf Technol 62: p.p.569-575.

Kahraman, B. 2009. Otomotiv Endüstrisinde Kullanılan 5754 Alüminyum Alaşımı Sacların Direnç Nokta kaynağı (Rsw) ve Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı (fssw) Yöntemleri ile Birleştirilmesi, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli.

Kaluç, E., Taban, E. 2007. Sürtünen Eleman ile Kaynak (FSW) Yöntemi, TMMOB Makine Mühendisleri Odası,460, 60-77.

Karthikeyan, R. Balasubramanian, V. 2010. Predictions of the Optimized Friction Stir Spot Welding Process Parameters for Joining AA2024 Aluminum Alloy Using RSM, Int J Adv Manuf Technol 51: 173-183.

Kimapong, K. , Watanabe, T. 2004. Friction Stir Welding of Aluminium Alloy to Steel. Welding Journal Research Supplement, p.277-282.

Kurtuluş, O. 2001.Alüminyum Alaşımlarının Kaynaklanabilirliğı ve Değışik Parametrelerin Mekanik Özellikler İle Mikroyapı Üzerine Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.

Mathers, G. 2002. The Welding of Aluminium and its alloys, Woodhead Publishing Ltd, 38-46s.

Mayer, E. 2010. Sürtünme Karıştırma Kaynağı ile Birleştirilen 5000 Serisi Alüminyum Alaşımlarında Kaynak Parametrelerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Uludağ Üniversitesi. Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa.

Mazda Develops World's First Aluminium Joining Technology Using Friction Heat. 2003. Mazda News Release.

Merzoug, M., Mazari, M., Berrahal, L., Imad, A. 2010. Parametric studies of the Process of Friction Spot Stir Welding of Aluminium 6060-T5 alloys. *Materials and Design* 31: p.p.3023-3028.

Miller, W.S., Zhuang, L., Bottema, J., Wittebrood, A.J., De Smet, P., Haszler, A., Vieregge, A. 2000. Recent Development in Aluminium Alloys for the Automotive Industry, *Materials Science and Engineering A*280,37 – 49.

Mishra, R.S., Ma, Z.Y. 2005. Friction Stir Welding and Processing. *Materials Science & Engineering R*, vol. 50, no.1-2.pp.1-78.

Mishra, R.S., Mahoney M.W. 2007. Friction Stir Welding and Processing, ASM International.

Mitlina, D., Radmilavic, V., Pan, T., Chen, J., Feng, Z., Santella, M.L. 2006. Structure-Properties Relations in Spot Friction Welded 6111 Aluminum. *Materials Science and Engineering A*, 441 , pp79-96.

Ozdemir, M., Büyükarıslan, S., Sarsılmaz, F. 2007. Sürtünme Karıştırma Kaynak Yöntemi ile Birleştirilmiş AA1030 Alaşımında Karıştırıcı Uç, Devir Sayısı ve İlerleme Hızının Mekanik Davranışlar Üzerine Etkisi, *Fırat Üniv. Fen ve Müh. Bil. Dergisi*, 19 (4), 575-582.

Pittsburg Reduction Company binası 1886-1920 yılları arası (www.alcoa.com,2015)

Rao, H.M., Yuan, W., Badarinarayan, H. 2015. Effect of Process Parameters on Mechanical Properties of Friction Stir Spot Welded Magnesium to Aluminum Alloys. *Materials and Design* 66: p.p.235-245.

Shen, Z., Yang, X., Zhang, Z., Cui, L., Li, T. 2013. Microstructure and Failure Mechanism of Refill Friction Stir Spot Welded 7075-T6 Aluminum Alloy Joints, *Materials and Design* 44,476-486.

Şendeniz, M. 2006. Seçilen Bir Al-Mg-Si Alaşımının Isıl İşlemlerle Özellik Değişimlerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Uludağ Üniversitesi. Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa.

TMMOB Alüminyum Komisyonu Alüminyum Raporu 24. Dönem Çalışma Raporu Ek-16, <http://www.metalurji.org.tr/>, (Erişim Tarihi: 14.02.2015) .

Thomas, W.M., Nicholas, E.D., Dawes, J.C. 1991. International Patent Application PCT/GB92/02203 and GB Patent Application 9125978.8. UK Patent Office, London.

Tier, M.D., Rosendo, T.S., dos Santos, J.F. , Huber, N., Mazzaferro J.A., Mazzaferro, C.P., Strohaecker, T.R. 2013. The Influence of Refill FSSW Parameters on the Microstructure and Shear of 5042 Aluminum Weld. *Journal of Materials Processing Technology*, 213 ,997-1005.

Tozaki , Y., Uematsu, Y., Tokaji, K. 2007. Effect of Processing Parameters on Static Strength of Dissimilar Friction Stir Spot Welds Between Different Aluminium Alloys. *Fatigue Fract Eng Mater* 30:143-8.

Tutar, M., Aydin, H., Yuce, C., Yavuz, N., Bayram, A. 2014. The Optimisation of Process Parameters for Friction Stir Spot-Welded AA3003-H12 Aluminium Alloy Using a Taguchi Orthogonal Array, *Materials And Design* 63 ,789-797.

Türkiye Demir ve Demir Dışı Metaller Meclisi Sektör Raporu .2012. Türkiye Odalar ve Borsalar Birliği 68.Genel Kurul.

Venukumar, S., Baby, B., Muthukumaran, S., Kailas, S.V. 2014. Microstructural and Mechanical Properties of Walking Friction Stir Spot Welded AA 6061-T6 Sheet, *Procedia Materials Science* 6 ,656-665.

Yalçın, E.D. 2010. AA7075 ve AA5754 Alüminyum Alaşımların Sürtünme Karıştırma Kaynak Yöntemi ile Kaynak Edilebilirliğinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon.

Yang, Q., Mironov, S., Sato, Y.S., Okamoto, K. 2010. Material Flow During Friction Stir Spot Welding. *Material Science & Engineering: A* vol. 527, no. 16-17, pp. 4389-4398.

Yılmaz, H. 2011. AA5754 ve AA6061 Alaşımlarının Sürtünme Karıştırma Kaynak Yöntemiyle Birleştirilebilirliğinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü , Trabzon.

Yin, Y.H., Sun, N., North, T.H., Hu, S.S. 2010. Hook Formation and Mechanical Properties in AZ31 Friction Stir Spot Welds. *Journal of Material Processing Technology* 210 ,2062-2070.

Yuan W. 2008. Friction Stir Spot Welding of Aluminum Alloys. Master Theses. Missouri University of Science and Technology.

Zhang, Z., Yang, X., Zhang, J., Zhou, G., Xu, X., Zou, B. 2011. Effect of Welding Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Spot Welded 5052 Aluminum Alloy. *Materials and Design* 32,4461-4470.

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Oğuz Tunçel
Doğum Yeri ve Tarihi : Kırklareli-1989
Yabancı Dili : İngilizce (Yds:78.75)

Eğitim Durumu (Kurum Yıl)

Lise : Kırklareli Atatürk Lisesi, 2006
Lisans : Gazi Üniversitesi, 2011
Yüksek Lisans : Uludağ Üniversitesi, 2015
Çalıştığı Kurum/Kurumlar ve Yıl : Siirt Üniversitesi 2012-2013
Uludağ Üniversitesi 2013- Devam
İletişim (e-posta) : otuncel@uludag.edu.tr

Yayınlar:

Uluslararası Hakemli Dergilerde

Aydın, H., **Tuncel, O.**, Yuce, C., Tutar, M., Yavuz, N., Bayram, A. 2014. Effect of Rotational Speed and Dwell Time on Mechanical Properties of Dissimilar AA1050-AA3105 Friction Stir Spot Welded Joints. DOI 10.3139/120.110636. Materials Testing 56 (2014) 10.

Uluslararası Konferans ve Sempozyumlar

Aydın, H., **Tuncel, O.**, Yuce, C., Tutar, M., Yavuz, N., Bayram, A. 2014. Effect of Rotational Speed and Dwell Time on Mechanical Properties of Dissimilar AA1050-AA3105 Joints Produced by Friction Stir Spot Welding .3rd International Conference on Welding Technologies and Exhibition (ICWET'14), 21-23 May 2014, Manisa-Turkey.

Tutar, M., Aydın, H., Yuce,C., **Tuncel,O.**, Yavuz,N., Bayram, A. 2014. Influence of Welding Parameters on Mechanical Properties and Microstrucrure of Friction Stir Spot Welded AA5754 Aluminium Alloys. 15th International Materials Symposium (IMSP'2014) 15-17 October 2014- Pamukkale University-Denizli-Turkey.

