KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

AW 5083-H111 VE AW 6082-T651 ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ SÜRTÜNME KARIŞTIRMA (FSW) VE ROBOTİK CMT-MIG KAYNAK YÖNTEMLERİ İLE KAYNAĞINDA MEKANİK VE METALÜRJİK ÖZELLİKLERİN İNCELENMESİ

BEYTULLAH GÜNGÖR

KOCAELİ 2013

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

AW 5083-H111 VE AW 6082-T651 ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ SÜRTÜNME KARIŞTIRMA (FSW) VE ROBOTİK CMT-MİG KAYNAK YÖNTEMLERİ İLE KAYNAĞINDA MEKANİK VE METALÜRJİK ÖZELLİKLERİN İNCELENMESİ

BEYTULLAH GÜNGÖR

Prof.Dr. Erdinç KALUÇ
Danışman, Kocaeli Üniv. .....

Prof.Dr. Adnan DİKİCİOĞLU
Jüri Üyesi, İTÜ .....

Prof.Dr. Muharrem YILMAZ
Jüri Üyesi, Kocaeli Üniv. .....

Tezin Savunulduğu Tarih: 19.07.2013

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

AW 5083-H111 ve AW 6082-T651 alüminyum alaşımların sürtünme karıştırma (FSW) ve Robotik CMT-MİG kaynak yöntemleri ile kaynağına metalürjik ve mekanik özelliklerinin incelenmesi konulu bu çalışmayı bana öneren ve her aşamasında yol ve yer gösteren, her türlü desteği benden esirgemeyen hocam Sayın Prof. Dr. Erdinç Kaluç'a ve Doç.Dr. Emel Taban'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

FSW kaynaklarının gerçekleştirilmesinde ve mekanik deney numunelerinin hazırlanması maksadıyla İCM Makine ve Mühendislik Ltd.Şti/ Kocaeli imkanlarını sonuna kadar sunan Sayın Haluk ve Çınar Ulusoy'a ve çalışanlarına, Robotik CMT-MİG kaynağı uygulamasında gerekli ortamı sağlayan Fronius İstanbul ve çalışanlarına, FSW takımının imalinde, metalografik numunelerin bakalite alınmasında ve çekme deneylerinin yapılmasına izin veren Gölcük Tersanesi Komutanlığına, kaynak bölgesinin metalografik incelemesi için ışık mikroskobu ve kırılma yüzeylerinin analizi için elektron mikroskobu kullanımı ve görüntülenmesinde yardımcı olan Assan Alüminyum/Tuzla firması ve çalışanlarına, yorulma deneylerinin yapılmasında gerekli laboratuvar imkanını sağlayan Gazi Üniversitesi Endüstriyel Sanatlar Fakültesi Öğretim Üyesi Sayın Doç.Dr. Aydın Şık'a teşekkürlerimi sunarım. Yüksek lisansım süresince benden desteklerini esirgemeyen saygı değer büyüklerim Efe GÜNDÜZ, Ali ÇOBAN, Sezgin SEZERER'e ve Süleyman EROL'a teşekkür ederim.

Beni bugünlere getiren canım aileme, bana hayatımın her alanında olduğu gibi Yüksek Lisans eğitimim boyunca da sürekli destek olan eşim Ayşegül GEYİK GÜNGÖR'e sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Sevgili kızım Serra İpek GÜNGÖR'e ithaf olunan bu tezin, sonuçlarının tüm bilim dünyasına ve ülke endüstrisine faydalı olmasını dilerim.

Temmuz-2013 Beytullah GÜNGÖR

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR i
İÇİNDEKİLER ii
ŞEKİLLER DİZİNİ vi
TABLOLAR DİZİNİ xiv
SİMGELER DİZİNİ ve KISALTMALAR xvi
ÖZET xviii
ABSTRACT xix
GİRİŞ 1
1. ALÜMİNYUM VE ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI 5
1.1. Alüminyumun Eldesi ve Özelikleri 5
1.1.1. Genel 5
1.1.2. Alüminyumun eldesi 6
1.1.2.1. Genel 6
1.1.2.2. Boksitten alüminyum eldesinde bayer prosesinin kullanımı 7
1.1.2.3. Diğer saf alüminyum elde yöntemleri 8
1.1.2.4 Saf alüminyumdan(alumina) metalsel alüminyum eldesi 10
1.1.3. Alüminyumun özellikleri 12
1.1.3.1. Genel 12
1.1.3.2. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının faz diyagramları 17
1.2. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması 22
1.2.1. Genel 22
1.2.2. Mukavemet arttırma yöntemine göre sınıflandırma 22
1.2.2.1. Isıl işleme tabi tutulabilen alaşımlar 22
1.2.2.2. Isıl işlem uygulanamayan alaşımlar 23
1.2.3. Dövme alüminyum alaşımları 24
1.2.3.1. Genel 24
1.2.3.2. Dövme alüminyum alaşımlarının sınıflandırması 24
1.2.3.3. Dövme alüminyum alaşımlarının türlerinin incelenmesi 29
1.2.4. Döküm alüminyum alaşımları 39
1.2.4.1. Genel 39
1.2.4.2. Döküm alaşımlarının sınıflandırması 41
1.2.4.3. Döküm alüminyum alaşımlarının türlerinin incelenmesi 44
2. ALÜMİNYUM VE ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ KAYNAK KABİLİYETİ 48
2.1. Giriş 48
2.2. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Kaynak Metalürjisi 49
2.2.1. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarında mukavemeti artırma mekanizmaları 50
2.2.1.1. Tane boyutunun kontrol altına alınması 51
2.2.1.2. Katı ergiyik alaşımlandırması 52
2.2.1.3. Soğuk şekil değiştirme işlemi 52
2.2.1.4. Yaşlandırma işlemi 54
2.2.2. Kaynak sırasında oluşan bölgeler 55
2.2.2.1. Ergime bölgesi 55
2.2.2.2. Isıdan etkilenmiş bölge 57

2.2.3. Kaynak bölgesinde oluşan sorunlar ve çözüm yolları 61
2.2.3.1. Gözenek oluşumu 61
2.2.3.2. Oksit tabakası 63
2.2.3.3. Sıcak çatlama 64
2.2.3.4. Kaynak sırasında alaşım elementlerinin azalması 65
2.3. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Kaynak Edilebilirliği 66
2.3.1. Kaynak kabiliyeti 66
2.3.2. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynak edilebilirliği 68
3. ALÜMİNYUM VE ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINA UYGULANAN KAYNAK YÖNTEMLERİ 71
3.1. Genel 71
3.2. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının MIG Kaynağı 76
3.2.1. MIG Yöntemin tanıtımı 76
3.2.2. MIG Kaynağı uygulamasında soğuk metal transferi (cold metal transfer- CMT) tekniği 79
3.2.2.1. Genel 79
3.2.2.2. Yöntemin sağladığı genel üstünlükleri 82
3.2.2.3. Yöntemin alüminyum kaynağında sağladığı üstünlükler 82
3.2.2.4. Yöntemin türevleri 84
3.2.3. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynağında MIG kaynağının uygulanması 85
3.3. Alüminyum ve Alaşımlarının Sürtünme Karıştırma Kaynağı (FSW) 87
3.3.1. Yöntemin tarihsel gelişimi 87
3.3.2. FSW yöntemi ve parametreleri 89
3.3.3. Kaynak bölgesinin mikroyapısı ve kaynağın özellikleri 92
3.3.3.1. Kaynak bölgesinin mikroyapısı 92
3.3.3.2. Kaynaklı yapının özellikleri 95
3.3.4. FSW yönteminin üstünlükleri ve sınırlamaları 97
3.3.4.1. Yöntemin metalurjik açıdan üstünlükleri 97
3.3.4.2. Enerji ve ekonomik açıdan üstünlükleri 98
3.3.4.3. Çevresel açıdan üstünlükleri 99
3.3.4.4. Yöntemin sınırlamaları 99
3.3.5. FSW yönteminde kullanılan donanımlar 100
3.3.5.1. Genel 100
3.3.5.2. Sürtünme karıştırma kaynak (FSW) makinesi seçme kriterleri ve FSW makinesi örnekleri 101
3.3.5.3. FSW yönteminde kullanılan takımlar 106
3.3.6. FSW yönteminin uygulama alanları 112
3.3.6.1. Genel 112
3.3.6.2. Uzay ve havacılık 112
3.3.6.3. Gemi yapım endüstrisi 113
3.3.6.4. Raylı taşıma sistemleri 114
3.3.6.5. Otomotiv endüstrisi 116
3.3.6.6. Nükleer enerji sektörü 118
3.3.6.7. Zırhlı araç sektörü 119
4. KONUYLA İLGİLİ YAPILMIŞ ÇALIŞMALAR VE BU ÇALIŞMANIN AMACI VE PLANLANMASI 120
4.1. Konuyla İlgili Yapılmış Çalışmalar 120
4.1.1. FSW Yönteminin yöntem parametreleri, mikroyapı, mekanik özellikler açısından yapılan çalışmalar 120
4.1.2. FSW Yönteminin alüminyum ve alaşımlarında yorulma özelliklerinin incelenmesi üzerine yapılan çalışmalar 139
4.1.3. MIG Kaynağının yöntem parametreleri, mikroyapı, mekanik özellikler açısından yapılan çalışmalar 151

4.1.4. MIG Kaynağının alüminyum ve alaşımlarında yorulma özelliklerinin incelenmesi üzerine yapılan çalışmalar 164
4.2. Çalışmanın Amacı ve Planlanması 174
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR 178
5.1. Genel 178
5.2. Deney Malzemesi 178
5.3. Deney Parçalarının Boyutları 178
5.4. Kaynak Öncesi Yapılan İşlemler 181
5.5. Kaynak İşleminin Yapılışı 181
5.5.1. CMT Puls tekniği ile MIG kaynağının uygulanması 181
5.5.1.1. Robotik CMT-MİG kaynağında kullanılan tel elektrod 183
5.5.1.2. Robotik CMT-MIG kaynağı için kullanılan gaz 183
5.5.1.3. Robotik CMT-MIG kaynağı parametreleri 183
5.5.2. Sürtünme karıştırma (FSW) kaynağı yönteminin uygulanması 183
5.5.2.1. FSW yönteminde kullanılan takım 184
5.5.2.2. FSW Yönteminde kullanılan parametreler 185
5.6. Kaynaklı Levhaların Görsel İncelenmesi 188
5.7. Deney Numunelerinin Hazırlanma Esasları 189
5.7.1. Deney numunelerinin kodlanması 189
5.7.1.1. Kaynak yöntemi kodu 189
5.7.1.2. Alüminyum alaşım türü 189
5.7.1.3. Deney türü 190
5.7.1.4. Numune sayısı 190
5.7.2. Kaynaklı levhalardan deney numunelerinin çıkarılması 190
5.7.2.1. Çekme deney numunelerinin çıkarılması 191
5.7.2.2. Yorulma deney numunelerinin çıkarılması 192
5.7.2.3. Eğme deney numuneleri çıkarılması 192
5.7.2.4. Metalografi incelemeleri ve sertlik taraması için numune hazırlanması 193
5.8. Deneylerin Yapılışı 193
5.8.1. Çekme deneyleri 193
5.8.2. Yorulma deneyleri 193
5.8.3. Eğme deneyleri 194
5.8.4. Metalografik inceleme deneyleri 195
5.8.5. Vickers Sertlik Taraması 195
6. DENEY SONUÇLARI VE İRDELENMESİ 197
6.1. Görsel İnceleme Sonuçları 197
6.2. Çekme Deneyi Sonuçları 200
6.3. Eğme Deneyi Sonuçları 206
6.4. Yorulma Deneyi Sonuçları 207
6.5. Metalografik İnceleme Sonuçları 212
6.5.1. Kaynaklı yapılara ait mikro yapı görüntüleri 212
6.5.2. Yorulma numunelerine ait kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri 219
6.6. Mikrosertlik İnceleme Sonuçları 223
6.7. Deney Sonuçlarının İrdelenmesi 226
6.7.1. Görsel inceleme sonuçlarının irdelenmesi 226
6.7.2. Çekme deneyi sonuçlarının irdelenmesi 227
6.7.3. Eğme deneyi sonuçlarının irdelenmesi 228
6.7.4. Metalografik inceleme sonuçlarının irdelenmesi 228
6.7.5. Kaynak kesitlerinde mikrosertlik sonuçlarının irdelenmesi 229
6.7.6. Yorulma sonuçlarının irdelenmesi 230
7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER 232

KAYNAKLAR 234
KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER 244
ÖZGEÇMİŞ 245

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. Elementlerin doğada bulunma miktarları 5
Şekil 1.2. Boksitten saf alüminyum eldesi 9
Şekil 1.3. Saf alüminyumdan metalsel alüminyumun eldesi 9
Şekil 1.4. Toth prosesi aşamaları 11
Şekil 1.5. (a) % 99.99 alüminyumda doğal oksit oluşumu (b) % 99.5 alüminyumun agresif bir ortamda oksit filmine rağmen korozyon 14
Şekil 1.6. Farklı saflıktaki alüminyum ve alaşımlarının sıcaklığa bağlı olarak % uzama ve mukavemetlerindeki değişim 15
Şekil 1.7. Li- Al alaşım sisteminin alüminyumca zengin kısmını gösterir faz diyagramı.....18
Şekil 1.8. Cu-Al alaşım sisteminin alüminyumca zengin kısmını gösterir faz diyagramı.....19
Şekil 1.9. Al-Mn alaşım sisteminin alüminyumca zengin kısmını gösteren faz diyagramı.....19
Şekil 1.10. Al- Si alaşım sisteminin alüminyumca zengin kısmını gösteren faz diyagramı.....20
Şekil 1.11. Al-Mg alaşım sisteminin alüminyumca zengin kısmını gösteren faz diyagramı.....20
Şekil 1.12. Al-Mg_2Si alaşım sisteminin alüminyumca zengin kısmını gösteren faz diyagramı.....21
Şekil 1.13. Al-Zn alaşım sisteminin alüminyumca zengin kısmını gösteren faz diyagramı.....21
Şekil 1.14. Mg miktarına göre (1) uzama (2) çekme (3) akma mukavemetlerinin değişimi 24
Şekil 1.15. Yüksek saflıktaki alüminyumun teleskop aynası olarak kullanımı.....30
Şekil 1.16. 1060 veya 1100 alüminyumun içecek saklama amaçlı kullanımı 30
Şekil 1.17. Uçak yapılarında alüminyum alaşımlarının kullanımı 31
Şekil 1.18. 2XXX alaşımlarının metro ve tramvayda yapı elemanı olarak kullanımı.....32
Şekil 1.19. 3003 alaşımının endüstriyel alanda ısı değiştiricilerde kullanımı.....33
Şekil 1.20. Otomotiv radyatörlerinde 3002 alaşımının kullanımı 33
Şekil 1.21. Buzdolabı soğutma çevriminde kullanılan 4xxx serisi alaşım.....34
Şekil 1.22. Teknesi, alt yapı, üst yapısı, mukavemet elemanları 5083 H113/H321 alüminyum alaşımlarından üretilen yüksek hızlı Destreiro teknesi 35
Şekil 1.23. 200 mm kalınlında 5083 alüminyum alaşımdan üretilen ve gemiyle LNG taşımada kullanılan 32 m çapında küresel tanklar.....36
Şekil 1.24. 6063 veya 6061 alüminyum alaşımların kapalı spor salonların çatılarında yapı elemanı olarak kullanımı 37
Şekil 1.25. 6xxx serisi alaşımların makine elemanı, motorsiklet gövdesi ve otomobil gövdesi olarak kullanımı.....37
Şekil 1.26. 7xxx alüminyum levhaların uçak kanat yapı elemanı olarak kullanımı.....28

Şekil 1.27. Alüminyum-lityum alaşımlı 8090-T852'nin helikopter parçası olarak kullanımı 39
Şekil 1.28. Yaşlandırma sıcaklığının 319 alaşımının mukavemetine etkisi 40
Şekil 1.29. Soğuma hızı mukavemet ilişkisi....41
Şekil 1.30. Uçak yapı elemanlarında kullanılan yüksek mukavemetli 201.0 döküm alaşımı 44
Şekil 1.31. Tikso kalıplama ile A356.0-T6 alaşımdan Airbus uçakları için üretilmiş turbo iç iskeleti 45
Şekil 1.32. Basınçlı kalıplama ile 380.0 alaşımdan üretilen otomobil şanzımanı 45
Şekil 1.33. Kum kalıplama ile 380.0 alaşımdan üretilen otomobil arka aks muhafazası 46
Şekil 2.1. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının yıllara göre sanayide kullanımı....48
Şekil 2,2. Tane boyutu ile mekanik özelliklerin ilişkisi....52
Şekil 2,3. Soğuk şekil değiştirme işlemin mekanik özelliklere etkisi....53
Şekil 2.4. Soğuk biçimlendirilmiş alaşımda mukavemet üzerine kaynağın etkisi....54
Şekil 2.5. Yaşlandırma işleminin prensibi ve türleri 54
Şekil 2.6. Yaşlandırma ile sertleştirilmiş 6061- T6 alüminyum alaşımında kaynaklı durumda kaynak ısı girdisinin sertlik ve mukavemet üzerine etkisi 55
Şekil 2.7. Kaynak metalinin katılaşma evreleri 57
Şekil 2.8. Çeşitli tür metal ve alaşımlarının kaynağında IEB'nde ortaya çıkabilecek iç yapılar 60
Şekil 2.9. 6 mm kalınlığında TIG kaynaklı bir parçada, çok ince dağılmış gözenekler 62
Şekil 2.10. Alüminyumda hidrojenin çözünebilirliği....63
Şekil 2.11. Köşe kaynağında alüminyum oksit filminin yarattığı olumsuz etki 63
Şekil 2.12. Katılaşma çatlağı....65
Şekil 2.13. Kaynak kabiliyetinin malzeme, üretim yöntemi ve konstrüksiyona bağlılığının gösterilmesi....67
Şekil 2.14. Kaynak kabiliyetini etkileyen faktörler 67
Şekil 2.15. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının tane yapısı 69
Şekil 2.16. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynak edilebilirlikleri 70
Şekil 3.1. Hibrid kaynak yöntemleri 74
Şekil 3.2. MIG Kaynağı ark bölgesi 76
Şekil 3.3. MIG Kaynağı donanım şeması 77
Şekil 3.4. CMT Yönteminin aşamaları 80
Şekil 3.5. CMT Yönteminin milisaniye zaman diliminde akışı 80
Şekil 3.6. CMT yönteminde akım ve voltajın zamanla ilişkisi 81
Şekil 3.7. Robotik uygulamada CMT sistem konfigürasyonu 81
Şekil 3.8. 0,3 mm Alüminyum levhanın kaynağı 82
Şekil 3.9. Isı girdisi ve kaynak hızlarının mukayesesi 83
Şekil 3.10. 2 mm Kalınlığındaki levhanın bindirme kaynağında boşluk doldurma kabiliyeti....83
Şekil 3.11. CMT ve darbe döngülerinden oluşan kombinasyon 84
Şekil 3.12. Negatif CMT ve pozitif CMT'nin kombinasyonu 84
Şekil 3.13. Negatif CMT ve darbe döngülerinden oluşan kombinasyon....85
Şekil 3.14. a) Sürtünme Ekstrüzyonu b) Sürtünme Hydropillar c) Üçüncü eleman sürtünme birleştirmesi....88
Şekil 3.15. Sürtünme karıştırma kaynağı yöntemi prensibi....88
Şekil 3.16. FSW takımı ve FSW yönteminde parametreler....91
Şekil 3.17. FSW Yönteminde bağlama tertibatı şeması....92

Şekil 3.18. FSW uygulaması sonucunda oluşan kaynak bölgeleri 93
Şekil 3.19. FSW uygulanmış A356 için farklı parametrelerin kaynak metali şekline etkisi 93
Şekil 3.20. TMEB'in mikroyapısının görüntüsü 94
Şekil 3.21. Tanecik içlerinde ve sınırlarında yaşlandırma mikro yapıları 95
Şekil 3.22. 6063-T5 alaşımın FSW'inde tipik sertlik dağılımı 96
Şekil 3.23. FSW uygulanmış (F11) 5083-5083, (F12) 5083-5086 ve (F22) 5086-5086 çiftlerinin sertlik dağılımı 97
Şekil 3.24. 1997 yılında ticari kullanıma sunulan ilk FSW makinesi 100
Şekil 3.25. FSW uygulamasında birleştirme türleri 102
Şekil 3.26. Eclipse Aviation tarafından uçak gövdesi kaynağında kullanılan MTS I-STIR 5 eksenli FSW makinesi 103
Şekil 3.27. Deniz uygulamalarında uzun panel ve ekstrüzyon ürünlerinin kaynağı maksatlı kullanılan makineler 104
Şekil 3.28. Bobin takımı ve kaynak çıkış boşluğunu özel bir uç ile doldurma özelliğine sahip dairesel FSW makinesi 105
Şekil 3.29. a) ESAB robotik kaynak makinesi b) Friction Stir Link, Inc. Firmasına ait FSSW makinesi 105
Şekil 3.30. İsveç Nükleer yakıt ve atık yönetim biriminde kullanılan ESAB Superstir™ FSW makinesi 106
Şekil 3.31. Klasik FSW takımı 107
Şekil 3.32. FSW yönteminde kullanılan takımlara ait farklı omuz geometrileri 108
Şekil 3.33. Farklı profillere sahip Whorl™ serisi takımlar 108
Şekil 3.34. a) Trivex b) MX Triveks Takımları 109
Şekil 3.35. Özellikle bindirme kaynaklarında kullanılan Flared-Triflute™ 109
Şekil 3.36. İlk geliştirilen asimetrik Skew-Stir ™ takımı görünüşü ve çalışma prensibi 110
Şekil 3.37. Arka tarafına ulaşmanın zor olduğu yada altlık kullanılmak istenmeyen durumlarda karşı omuzlu olarak tasarlanmış makara biçimli yada bobin olarak adlandırılan takım ve kaynak görüntüsü 110
Şekil 3.38. Kaynak uygulaması sonucu takımın geri çekilmesi neticesinde oluşan delin ortadan kaldırılması için tasarlanan geri çekilebilir takım ve çalışma prensibi 111
Şekil 3.39. Kendinden tepkili (Self reacting) takım ve çalışma prensibi 111
Şekil 3.40. Boeing firmasında roket yakıt tankı imalatı 113
Şekil 3.41. Eclipse 500 özel jetlerin FSW uygulaması 113
Şekil 3.42. Fjellstrand AS tarafından 1996 yılında Marine Aluminium üretimi paneller ile FSW uygulaması kullanılarak yapılan ilk gemi 114
Şekil 3.43. FSW yönteminin raylı sistem uygulamaları 115
Şekil 3.44. Avrupa araçlarındaki alüminyumun yıllara göre kullanım miktarları 116
Şekil 3.45. SAPA firmasınca 2002 yılında alüminyum fuarında sergilenmiş otomobil gövdesi 117
Şekil 3.46. ABD'de FSW uygulaması ile üretilmiş ilk parça: Lincoln Town Car Limuzinlerinin süspansiyon bağlantıları 117
Şekil 3.47. Robotik FSSW uygulanan Mazda R8X arka kapısı ve dış panel görüntüsü 118
Şekil 3.48. Alüminyum ana gövdesinde FSW uygulanmış Fontaine Treylerleri 118
Şekil 3.49. Bakır korozyon bariyeri ve çelik iç yüzeye sahip yakıt muhafazası ve 5 cm kalınlığındaki bakır kapağın kesiti 119

Şekil 3.50. FSW Yöntemi uygulanmış AAAV 119
Şekil 4.1. Numunelere ait makro görüntüler 120
Şekil 4.2. Kaynak bölgesi mikroyapı görüntüleri 121
Şekil 4.3. MIG,TIG ve FSW kaynaklı bağlantılarının sırasıyla kırılma yüzeyler 122
Şekil 4.4. Çekme testi sonuçları 123
Şekil 4.5. Sertlik ölçüm sonuçları 124
Şekil 4.6. Kaynak mikroyapı örnekleri 124
Şekil 4.7. FSW uygulanmış AA6082-T6 alaşımının kaynak ilerleme hızına bağlı değerleri 126
Şekil 4.8. AA6082-T6 alaşımının 40, 56, 80 ve 115 mm/dakika hızlarındaki yorulma değerleri 126
Şekil 4.9. AA6082-T6 alaşımının 115 mm/dak ilerleme hızında kırılma yüzeylerinin (a) 85 MPa (b) 80MPa (c) (d) 70 MPa yorulma gerilme değerine bağlı görünümü 127
Şekil 4.10. Üretilmiş FSW takımlarının görünümü 128
Şekil 4.11. 950 rpm takım dönme hızında üretilmiş kaynakların takım geometrisine bağlı görünümü 128
Şekil 4.12. AA5083-H111 ve AA6351-T6 farklı alüminyum alaşımlarının kaynağında farklı takım geometrisi ve dönme hızlarının kaynak kesiti üzerine etkisi 129
Şekil 4.13. Takım geometrisi ve takım devrinin AA6351-T6 ve AA5083-H111 alaşımlarının kaynağının mukavemeti üzerine etkisi 129
Şekil 4.14. 950 rpm takım devriyle FSW uygulanmış numunelerin kırılma yüzeyi görüntüleri 130
Şekil 4.15. Esas metal ve kaynak metallerinin çekme deneyi sonuçları 131
Şekil 4.16. AA6061-T6 ve AA6082-T6 faklı alüminyum alaşımları FSW uygulamasının sertlik ölçüm sonuçları 132
Şekil 4.17. Esas metallerin ayrı ayrı ve kendi aralarında yapılan sürtünme karıştırma kaynaklarına ait makro görüntüler 132
Şekil 4.18. Sürtünme katıştırma kaynağı ile birleştirilmiş AA6082-T6'ya ait mikro yapı görüntüleri 133
Şekil 4.19. Sürtünme katıştırma kaynağı ile birleştirilmiş AA6061-T6'ya ait mikro yapı görüntüleri 133
Şekil 4.20. AA6061-T6 &AA6082-T6 farklı alüminyum alaşımların sürtünme katıştırma kaynağı ile birleştirilmiş mikroyapı görüntüleri 134
Şekil 4.21. Takım devir sayısının AA7075-T6 alüminyum alaşımın mukavemet değerlerine etkisi 136
Şekil 4.22. Kaynak hızının AA7075-T6 alüminyum alaşımın mukavemet değerlerine etkisi 136
Şekil 4.23. Eksenel kuvvetin AA7075-T6 alüminyum alaşımın mukavemet değerlerine etkisi 137
Şekil 4.24. Takım omuz çapının AA7075-T6 alüminyum alaşımın mukavemet değerlerine etkisi 137
Şekil 4.25. Takım pim çapının AA7075-T6 alüminyum alaşımın mukavemet değerlerine etkisi 138
Şekil 4.26. Takım sertliğinin AA7075-T6 alüminyum alaşımın mukavemet değerlerine etkisi 138
Şekil 4.27. a) Yorulma numunesi üstten ve yandan görünümü b)Kırılmış yorulma numunesi c) Yorulma numunesinde kırılmanın yeri 139
Şekil 4.28. 3 mm pim çapı ve farklı takım devirlerinin FSW bindirme kaynağında yorulma performansına etkisi 140

Şekil 4.29. 4 mm pim çapı ve farklı takım devirlerinin FSW bindirme kaynağında yorulma performansına etkisi 140
Şekil 4.30. 5 mm pim çapı ve farklı takım devirlerinin FSW bindirme kaynağında yorulma performansına etkisi 141
Şekil 4.31. S1,S2 ve S3 numuneleri için S/N diyagramları 142
Şekil 4.32. S4,S5 ve S6 numuneleri için S/N diyagramları 143
Şekil 4.33. S7,S8 ve S9 numuneleri için S/N diyagramları 143
Şekil 4.34. S9,S10 ve S11 numuneleri için S/N diyagramları 144
Şekil 4.35. AA6082 alaşımının MIG, TIG ve FSW kaynağına ait sertlik değerleri 145
Şekil 4.36. AA6082-T6 alaşımının MIG, TIG ve FSW kaynağına yorulma deney sonuçları 146
Şekil 4.37. AA6082-T6 alaşımının düşük hızda FSW kaynağında temper derecesinin yorulma üzerine etkisi 146
Şekil 4.38. AA6082-T6 alaşımının yüksek hızda FSW kaynağında temper derecesinin yorulma üzerine etkisi 147
Şekil 4.39. 5083-H321 Alüminyum alaşımının FSW uygulamasında sürtünme enerjisinin çekme mukavemetine etkisi 149
Şekil 4.40. 5083-H321 Alüminyum alaşımının FSW uygulamasında sürtünme enerjisinin yorulma dayanımına etkisi 149
Şekil 4.41. AA2024-O alüminyum alaşıma ait çekme deneyi sonuçları 150
Şekil 4.42. AA2024-O alüminyum alaşıma ait yorulma deneyi sonuçları 151
Şekil 4.43. Kaynaklı yapıların makroskobik ve mikroskobik görüntüleri 152
Şekil 4.44. GMAW kaynak bölgesindeki tane yapısının sütundan (esas metale yakın kısım) denge haline ulaşması(ortada) ve kaynak bölgesindeki gözenekler (siyah noktalar) 153
Şekil 4.45. Taramalı elektron mikroskobundan (a) GMAW kaynak bölgesi (b) Ok ile gösterilen noktadaki gözeneğin yakından görünüşü 154
Şekil 4.46. Kaynaklı numunelerin kırılma bölgelerinin makroskobik ve mikroskobik görüntüsü 155
Şekil 4.47. Kaynaklı numunelerin yüzeyinin TEM görüntüsü 156
Şekil 4.48. Kaynaklı numunelerin orta hattında TEM görüntüsü 157
Şekil 4.49. Kaynaklı numunelerin köklerinin TEM görüntüsü 157
Şekil 4.50. #1 numaralı numunenin (a)üstten görünümü (b)alttan görünümü 158
Şekil 4.51. #9 numaralı numunenin (a)üstten görünümü (b)alttan görünümü 159
Şekil 4.52. #1 numaralı parçanın mikroyapı görüntüsü 159
Şekil 4.53. #1 numaralı kaynak numunesinin mikroyapıları 159
Şekil 4.54. (a) #9 numaralı kaynak numunesinin kaynak kesiti makro görüntüsü (b) a'da gösterilen bölgenin büyütülmüş görüntüsü 160
Şekil 4.55. Şekil 4.49'da belirtilen bölgelerin mikroyapıları 161
Şekil 4.56. #1 numaralı kaynaklı numunenin kırılma yüzeyinin (a) Makro görüntüsü (b) lokal gevrek kırılma yüzeyi 161
Şekil 4.57. #9 numaralı kaynaklı numunenin kırılma yüzeyinin (a) Makro görüntüsü (b) lokal gevrek kırılma yüzeyi 162
Şekil 4.58. Mg-Al alaşımının CMT kaynağında (a) üstten (b) alttan (c) Üstten büyütülmüş görüntü (d) büyütülmüş kesit görüntüsü 163
Şekil 4.59. Mg-Al kaynak metalinin mikroyapı görüntüleri 163
Şekil 4.60. 6061-T651 alaşımın esas metal ve kaynaklı olarak oda şartlarında ve NaCl çözeltisinde oluşan S-N eğrisi 165
Şekil 4.61. Oda şartlarında kaynaksız 6061-T651 alaşımının yorulmasında (a) çatlaklar (b) çatlak başlangıç bölgesi 165

Şekil 4.62. % 3.5 NaCl çözeltisinde kaynaksız 6061-T651 alaşımının yorulmasında (a) çatlak bölgesi (b) kırılma yüzeyinde oluşan kırılma çökelmeleri ve pitting korozyonu (c) çatlak başlangıç bölgesi (d) çatlak başlangıç bölgesinde pitting korozyonu 166
Şekil 4.63. Kaynaklı 6061-T651 alaşımının oda şartlarında yorulmasında (a) IEB'de oluşan çatlak (b) çatlak başlangıcı (c) kırılma hatları (d) kırılma yüzeyindeki çizilme hatları.....166
Şekil 4.64. % 3.5 NaCl çözeltisinde kaynaklı 6061-T651 alaşımının yorulmasında (a) IEB ve Kaynak metali arasında oluşan çatlak (b) çatlak başlangıcı (c) kırılma yüzeyinde kaymalar (d) Kırılma yüzeyinde pitingler ve çökelmeler).....167
Şekil 4.65. (a) MIG kaynaklı 6082 ve 6061 ve (b) FSW 6082 için mikro sertlik değerleri.....168
Şekil 4.66. (a) MIG kaynaklı (b) FSW'li 6082 ve 6061 alüminyum alaşımların S-N eğrileri.....169
Şekil 4.67. (1) Esas Metal ve (2)% 100 Ar (3)% 50 Ar+% 50 He (4) % 33 Ar + % 67 He (5) % 67 Ar + % 33 He koruyucu gaz altında kaynak yapılmış kaynak metali numunelerinin farklı sıcaklıklarda yorulma testi.....169
Şekil 4.68. (1) Esas Metal ve (2)% 100 Ar (3)% 50 Ar+% 50 He (4) % 33 Ar + % 67 He (5) % 67 Ar + % 33 He koruyucu gaz altında kaynak yapılmış nüfuziyet hattı numunelerinin farklı sıcaklıklardaki yorulma testleri.....170
Şekil 4.69. (1) Esas Metal ve (2)% 100 Ar (3)% 50 Ar+% 50 He (4) % 33 Ar + % 67 He (5) % 67 Ar + % 33 He koruyucu gaz altında kaynak yapılmış, IEB numunelerinin farklı sıcaklıklarda yorulma testi.....170
Şekil 4.70. 6082-T5 alüminyum alaşımın **(**Solda) Standart kalite ve (sağda) düşük kalitedeki T-Şekilli kaynaklı parçaları.....171
Şekil 4.71. (a) Yorulma testi sonucu oluşan S-N eğrisi (Uzak pimler arası mesafe 83.6, yakın pimler arası mesafe 39.6) (b) yorulma testi sonucu oluşan kırılma yüzeyi.....172
Şekil 4.72. (a) Çentikli (b) Çentiksiz numunelerin yorulma testleri sonucunda elde edilen S-N eğrileri.....173
Şekil 4.73. (a) CCGMAW (b) PCGMAW (c) CCGTAW (d) PCGTAW mikro yapılarına ait görüntüler.....174
Şekil 4.74. Richardson and Associates firmasınca 5 mm kalınlığında A5083 alüminyum alaşımından imal edilmiş "Ocean Viewer" 175
Şekil 5.1. Kaynak edilecek parçaların boyutları.....179
Şekil 5.2. Y-Alın kaynak ağzı boyutları (CMT-MIG kaynağı için) 180
Şekil 5.3. Yatay oluk pozisyonunda Y-alın kaynak deney parçası boyutları 180
Şekil 5.4. Boyutları Şekil 5.3'de verilen parçaların Robotik MIG kaynaklı hali 181
Şekil 5.5. Robotik MİG (CMT) kaynağının uygulanması.....182
Şekil 5.6. Robotik CMT-MİG kaynağı sonrası kaynak dikişinin görünüşü 182
Şekil 5.7. FSW Takımının geometrisi.....184
Şekil 5.8. Deneysel çalışmalarda kullanılan FSW takımının son hali.....185
Şekil 5.9. Levhaların sabitlenmesi ve rijit hale getirilmesi.....186
Şekil 5.10. Üniversal freze tezgahındaki FSW uygulaması 186
Şekil 5.11. FSW Yöntemi uygulanmış deney parçasının görünümü.....187
Şekil 5.12. AW 5083& AW 5083 Çiftinde 64 mm/dak ilerleme hızında çatlak oluşumu 187
Şekil 5.13. MIG Kaynağı yapılmış deney parçasının dikiş görüntüsü 188

Şekil 5.14. FSW Uygulanmış deney parçasının dikiş görüntüsü.....189
Şekil 5.15. TS EN 288-4'e göre kaynaklı levhalardaki numune dağılım planı.....191
Şekil 5.16. TS EN 895'e uygun olarak hazırlanmış çekme deney numunesi ölçüleri.....192
Şekil 5.17. Yorulma deneyi numune ölçüleri.....192
Şekil 5.18. TS EN 910'a uygun olarak hazırlanmış eğme deneyi numune ölçüleri.....193
Şekil 5.19. Çekme Deneyi Uygulanmış bir deney numunesi görüntüsü.....193
Şekil 5.20. Yorulma Deneyi Uygulanmış deney numunelerinin görüntüsü.....194
Şekil 5.21. Kaynak dikişlerinin eğme deneyi uygulama prensibi.....194
Şekil 5.22. Eğme deneyi uygulanmış bir deney numunesi görüntüsü.....195
Şekil 5.23. Vickers sertlik deneyi uygulanmış bir deney numunesi görüntüsü.....196
Şekil 6.1. MIG Kaynaklı 5083-5083 levhanın genel görünümü.....197
Şekil 6.2. MIG Kaynaklı 5083-6082 levhanın genel görünümü.....198
Şekil 6.3. MIG Kaynaklı 6082-6082 levhanın genel görünümü.....198
Şekil 6.4. F56 Kodlu parçanın genel görünümü.....199
Şekil 6.5. F66 Kodlu parçanın genel görünümü.....199
Şekil 6.6. 36 mm/dk ilerleme hızında elde edilen F551 kaynak çifti.....200
Şekil 6.7. 64 mm/dk ilerleme hızında elde edilen F552 kaynak çifti.....200
Şekil 6.8. Esas Metallerden Çıkarılan, çekme deneyi uygulanmış numunelerin toplu görünüşü.....201
Şekil 6.9. MIG kaynaklı bağlantıların mekanik özelliklerinin esas metallerle karşılaştırılması.....202
Şekil 6.10. Kaynaklı bağlantılardan çıkarılarak çekme deneyi uygulanmış numuneler.....203
Şekil 6.11. FSW uygulanmış bağlantıların mekanik özelliklerinin esas metallerle karşılaştırılması.....205
Şekil 6.12. MIG ve FSW kaynaklı bağlantıların mekanik özelliklerinin esas metallerle karşılaştırılması.....205
Şekil 6.13. MIG kaynaklı bağlantıların kök eğme ve yüz eğme deney sonuçları.....206
Şekil 6.14. FSW kaynaklı bağlantıların kök eğme ve yüz eğme deney sonuçları.....207
Şekil 6.15. Robotik CMT-MİG kaynaklı numunelerin yorulma deney sonuçlarının grafiği.....208
Şekil 6.16. FSW kaynaklı numunelerin yorulma deney sonuçlarının grafiği.....209
Şekil 6.17. Kaynaklı numunelerin yorulma deney sonuçlarının grafiği (Toplu olarak).....209
Şekil 6.18. AW5083 Esas metal yorulma deneyi sonuçları.....210
Şekil 6.19. AW6082 Esas metal yorulma deneyi sonuçları.....210
Şekil 6.20. M66 Yorulma deneyi sonuçları.....211
Şekil 6.21. M56 Yorulma deneyi sonuçları.....211
Şekil 6.22. M55 Yorulma deneyi sonuçları.....211
Şekil 6.23. F662 Yorulma deneyi sonuçları.....212
Şekil 6.24. F562 Yorulma deneyi sonuçları.....212
Şekil 6.25. F551 Yorulma deneyi sonuçları.....212
Şekil 6.26. F55 kodlu numuneye ait makro ve ışık mikroskobu görüntüleri.....213
Şekil 6.27. F56 kodlu numuneye ait makro ve ışık mikroskobu görüntüleri.....214

Şekil 6.28. F66 kodlu numuneye ait makro ve ışık mikroskobu görüntüleri 215
Şekil 6.29. M55 kodlu numuneye ait makro ve ışık mikroskobu görüntüleri 216
Şekil 6.30. M56 kodlu numuneye ait makro ve ışık mikroskobu görüntüleri 217
Şekil 6.31. M66 kodlu numuneye ait makro ve ışık mikroskobu görüntüleri 218
Şekil 6.32. F55 kodlu numuneye ait yorulma kırılma yüzeyi SEM görüntüleri 219
Şekil 6.33. F56 kodlu numuneye ait yorulma kırılma yüzeyi SEM görüntüleri 220
Şekil 6.34. F66 kodlu numuneye ait yorulma kırılma yüzeyi SEM görüntüleri 221
Şekil 6.35. M55 kodlu numuneye ait yorulma kırılma yüzeyi SEM görüntüleri 222
Şekil 6.36. M56 kodlu numuneye ait yorulma kırılma yüzeyi SEM görüntüleri 222
Şekil 6.37. M66 kodlu numuneye ait yorulma kırılma yüzeyi SEM görüntüleri 223
Şekil 6.38. MIG Kaynaklı bağlantıların Vickers sertlik taraması sonuçları 223
Şekil 6.39. FSW Kaynaklı bağlantıların Vickers sertlik taraması sonuçları 225
Şekil 6.40. MIG ve FSW Kaynaklı bağlantıların Vickers sertlik taraması sonuçları 225

TABLOLAR DİZİNİ

Tablo 1.1. Alüminyumun fiziksel, kimyasal ve mekanik özelikleri ve diğer metallerle karşılaştırılması- 20°C 12
Tablo 1.2. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının ürün biçimleri ve uygulama alanları 16
Tablo 1.3. Alüminyum ve alaşımlarında soğuk işlemin mukavemete etkisi 25
Tablo 1.4. Alüminyum Birliği tarafından geliştirilen standardizasyona göre dövme alüminyum alaşımlarının simgelendirilmesi 26
Tablo 1.5. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının temel ısıl (temperleme) işlemlerinin gösterimi 27
Tablo 1.6. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının H (sertleştirme) işlemlerinin alt bölümlerinin gösterimi 27
Tablo 1.7. TS 1321'e göre alüminyum ve alüminyum alaşımlarına uygulanan temel sertleştirme işlemlerinin gösterimi 28
Tablo 1.8. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının T (ısıl işlem) işlemlerinin alt bölümlerinin gösterimi 29
Tablo 1.9. Alüminyum Birliği standartlarına göre döküm alüminyum alaşımlarının simgelendirilmesi 42
Tablo 1.10. Döküm alaşımların karakteristik özelliklerinin derecelendirmesi 42
Tablo 1.11. Döküm alüminyum alaşımları ve kullanım alanları 43
Tablo 3.1. Alüminyum ve alüminyum alaşımların birleştirilmesinde kullanılan kaynak yöntemleri 72
Tablo 4.1. AW 6082-T6 alüminyum alaşımının FSW yönteminde uygulanan parametreleri 124
Tablo 4.2. Çekme deneyi sonucu elde edilen mukavemet değerleri 131
Tablo 4.3. AA7075-T6 Sürtünme karıştırma kaynağında uygulanan parametreler 135
Tablo 4.4. FSW bindirme kaynağında kullanılan kaynak parametreleri 139
Tablo 4.5. Numunelerin FSW deneylerinde uygulanan yöntem parametreleri 142
Tablo 4.6. Numunelerin çekme deneyi sonucunda elde edilen mekanik özellikleri 142
Tablo 4.7. MIG, TIG ve FSW uygulanmış AA6082 alaşımına ait çekme deneyi sonuçları 145
Tablo 4.8. 5083-H321 Alüminyum alaşımın FSW yönteminde uygulanan parametreler 149
Tablo 4.9. 5083-H321 Alüminyum alaşımın kaynaklı numunelerinin çekme deneyi sonuçları 149
Tablo 4.10. GMAW ve GTAW kaynak parametreleri 152
Tablo 4.11. Kaynaklı numunelerin çekme sertlik testleri 154
Tablo 4.12. Kaynaklı numunelerin sertlik ve mukavemet değerleri 156
Tablo 4.13. CMT uygulaması kaynak parametreleri 158
Tablo 4.14. Esas metaller ve kaynaklı metallerin çekme deneyi sonuçları 168
Tablo 4.15. Çekme deneyi sonuçları 171
Tablo 4.16. Esas metal ve kaynak metallerinin mekanik özellikleri 173
Tablo 4.17. Kaynak metallerinin, enine mekanik özellikleri 173

Tablo 5.1. Deney malzemelerinin kimyasal bileşimleri 179
Tablo 5.2. Deney malzemelerinin mekanik özellikleri 179
Tablo 5.3. Robotik CMT-MIG Kaynak yönteminde kullanılan tel elektrodun kimyasal özellikleri 183
Tablo 5.4. Robotik CMT-MIG Kaynak yönteminde kullanılan tel elektrodun mekanik özellikleri.....183
Tablo 5.5. FSW Takımının kimyasal bileşimi ve özellikleri 184
Tablo 6.1. MIG Kaynaklı bağlantılarda kaynak dikiş boyutları 198
Tablo 6.2. Esas metal çekme deneyi sonuçları 201
Tablo 6.3. MIG kaynaklı bağlantıların çekme deneyi sonuçları.....202
Tablo 6.4. FSW uygulanmış bağlantıların çekme deneyi sonuçları 204
Tablo 6.5. FSW bağlantılarına ait eğme deneyi sonuçları 206
Tablo 6.6. MIG Kaynaklı numunelerin yorulma deney sonuçları.....207
Tablo 6.7. FSW Kaynaklı numunelerin yorulma deney sonuçları 208
Tablo 6.8. MIG ve FSW kaynaklı bağlantıların Vickers sertlik tarama sonuçları 224

SİMGELER DİZİNİ VE KISALTMALAR

$: Amerikan Doları
A : Amper
Ar : Argon
BTU : British Thermal Unit
GPa : Giga Pascal
He : Helyum
I : Akım
J/sn : Joule/saniye
kg : Kilogram
kg/mm^2 : Kilogram/milimetre^2
km : Kilometre
kN : Kilonewton
KWh : Kilowatt/hour
Lt : Litre
MPa : Mega Pascal
N/mm^2 : Newton/milimetre^2
R_m : Maksimum çekme mukavemeti
$R_{p0,2}$: Akma mukavemeti
rpm : revolution per minute
U : Potansiyel farkı
V : Voltage
Vs : Welding Speed
µm : mikro metre

Kısaltmalar

AAAV : Advanced Amphibious Assault Vehicle (Gelişmiş Amfibik Saldırı Aracı)
ABD : Amerika Birleşik Devletleri
AC : Alternative Current (Alternatif akım)
ANSI : American National Standart Institute (Amerikan Ulusal Standartları Enstitüsü)
AW : Aluminum Wrought (Dövme alüminyum)
AWS : American Welding Society (Amerikan Kaynak Cemiyeti)
CMT : Cold Metal Transfer (Soğuk Metal transferi)
DIN : Deutsches Institut für Normung (Alman Standartları Enstitüsü)
EM : Esas Metal
EN : European Norm (Avrupa Standardı)
ER : Elektrod
FSSW : Friction Stir Spot Welding (Sürtünme Karıştırma Nokta Kaynağı)
GMAW : Gas Metal Arc Welding (Koruyucu Gaz Altında Ergiyen Elektrod Kaynağı)
GTAW : Gas Tungsten Arc Welding (Koruyucu Gaz Altında Ergimeyen Elektrod Kaynağı)
HM : Micro Vickers Hardness

HRC : Hardened High Speed Carbon (Sertleştirilmiş Yüksek hız çeliği)
HV : Vickers Hardness (Vickers Sertliği)
IEB : Isıdan Etkilenmiş Bölge
ISO : International Standart Organisation (Uluslararası Standartlar Örgütü)
KM : Kaynak Metali
LBW : Laser Beam Welding (Lazer ışın kaynağı)
MIG : Metal Inert Gas (Koruyucu Gaz Altında Ergiyen Elektrod Kaynağı)
PAW : Plasma Arc Welding (Plazma ark kaynağı)
SEM : Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
TEM : Taramalı Elektron Mikroskobu
TIG : Tungsten Inert Gas (Koruyucu Gaz Altında Ergimeyen Elektrod Kaynağı)
TMEB : Termomekanik Etkilenmiş Bölge
TS : Türk Standardı
TWI : The Welding Institute (Kaynak Enstitüsü)
UaFSW : Ultrasonic Assisted Friction Stir Welding (Ultrasonik Destekli Sürtünme Karıştırma Kaynağı)

AW 5083-H111 VE AW 6082-T651 ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ SÜRTÜNME KARIŞTIRMA (FSW) VE ROBOTİK CMT-MIG KAYNAK YÖNTEMLERİ İLE KAYNAĞINDA MEKANİK VE METALÜRJİK ÖZELLİKLERİN İNCELENMESİ

ÖZET

Gemi yapım endüstrisinde yoğun olarak kullanılan EN AW 5083-H111 ve EN AW 6082-T651 alüminyum alaşımlarının kaynaklı bağlantı performansları incelemek maksadıyla bu iki alaşım eş ve farklı alaşım çiftleri olarak birleştirilmiştir. Kaynaklarda kullanılan levhaların kalınlıkları 6 mm olarak seçilmiştir. Kaynak yöntemleri olarak 1991 yılında İngiliz Kaynak Enstitüsü tarafından geliştirilen ve bir katı faz kaynak yöntemi olan sürtünme karıştırma kaynağı (FSW) ile 2004 yılında Fronius/Avusturya tarafından geliştirilen soğuk metal transferi (CMT) tekniğine sahip ergitme esaslı MIG kaynağı kullanılmıştır. FSW uygulaması, H13 takım çeliğinden 8 mm çapında 5,7 mm boyunda pim ve 20 mm omuz çapında üretilen takım 1250 devir/dakika dönme hızı sabit olmak üzere 36 mm/dakika ve 64 mm/dakika ilerleme hızı parametreleri uygulanarak yapılmıştır. Robotik CMT-MIG uygulamasının kaynak parametreleri ise kaynak akımı 194 ± 5 A, kaynak voltajı 19.5 ± 1 V, kaynak ilerleme hızı 0,4 m/dak ve tel besleme hızı 11 ± 0.2 m/dk olarak belirlenmiş, 1,2 mm çapında ER5183 tel elektrod kullanılmıştır. Elde edilen kaynaklı bağlantıların mekanik ve mikro yapı özellikleri incelenmesi maksadıyla; kaynaklı bağlantılardan çıkarılan numunelere çekme, eğme ve yorulma deneyleri uygulanmış, kırılma yüzeyleri ışık ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile analiz edilmiştir. Bağlantıların kaynak bölgelerinden alınan numuneler mikroskobik ve makroskobik olarak incelenmiş, mikro sertlik taraması yapılmıştır.

Bu çalışma sonucunda alüminyum ve alüminyum alaşımların kaynağında üstün özellikler sunan FSW kaynağına eş hatta daha iyi mekanik özellikler sunan CMT-MIG yönteminin FSW yöntemine önemli bir alternatif olabileceği sonucuna varılmıştır

Anahtar Kelimeler: AW5083 ve AW6082 Alüminyum Alaşımları, Mekanik ve Metalürjik Özellikler, Soğuk Metal Transferi Tekniğine Sahip MIG (CMT-MIG) Kaynağı, Sürtünme Karıştırma Kaynağı (FSW), Yorulma.

INVESTIGATION ON MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL PROPERTIES OF FSW AND ROBOTIC CMT-MIG WELDED AW 5083-H111 AND AW 6082-T651 ALUMINIUM ALLOYS

ABSTRACT

EN AW 5083-H111 and EN AW 6082-T651 aluminum alloys that are mostly used in shipbuilding industry were welded as the same and different alloy pair for the purpose of investigating performance of weldment. 6 mm thick plates were selected in weldments. Friction stir welding (FSW), solid state process and invented by TWI in 1991, and MIG that uses cold metal transfer (CMT) technology, a fusion welding and invented by Fronius/Austria in 2004 were used in this study. H13 tool steel were used for tool and tool dimensions are 8 mm diameter pin that has 5.7 mm height, 20 mm for shoulder diameter. Parameters used in FSW are 1250 rpm tool rotation speed, and 36 mm/min and 64 mm/min welding speeds. Parameters for Robotic CMT-MIG are 194 ± 5 A welding current, 19.5 ± 1 V welding voltage,0.4 m/min welding speed, 11 ± 0.2 m/min wire feed rate and 1.2 mm diameter ER5183 wire used as an electrode. Specimen were extracted from all weldments for the investigation of welded plate's microstructure and mechanical properties. Tensile, bend, and fatigue testing were applied to specimens. Fracture surface of fatigue tes specimens were examined using scanning electron microscope. For investigating microstructural properties of weld zones, specimens were extracted from welded joints. These metallographic specimens were investigated by optic microscope and were measured for micro hardness properties.

In this study, it has been observed that CMT-MIG welding provides same and better properties as FSW that provided good welding properties in aluminum and aluminum alloys in last 20 years and CMT-MIG welding can be serious alternative to FSW.

Key Words: AW5083 and AW6082 Aluminum Alloys, Mechanical and Microstructural Properties, MIG Welding with Cold Metal Transfer (CMT-MIG) Technology, Friction Stir Welding (FSW), Fatigue.

GİRİŞ

Alüminyum ve alaşımları, 1761'den 1886 yılına kadar süren keşif sürecinin ardından o yıllarda üretimi zor bir metal olması nedeniyle altın kadar değer görmüştür. Alüminyum ve alaşımlarının keşfinden sonra, bilim adamları alüminyum ve alaşımlarının özellikle insanoğlunun havacılık ve uzay sektöründe yaşadıkları sorunları çözeceğine inanmıştır. Hatta henüz icat edilmesine karşın Jules Verne'in 1865'te yazdığı "Dünyadan Aya" isimli kitabında alüminyum için; "gümüşün beyazlığına, altının yıkılmazlığına, demirin azmine, bakırın eriyebilirliğine, camın hafifliğine sahip bir metaldir. Kolaylıkla dövülerek işlenebilir, nerdeyse bütün kayaların temelini teşkil eder, çeliğin üçte biri ağırlığına sahiptir. Bu özellikleri sayesinde bizi aya götürecek aracın temel maddesi olacak gibi" ifadesini kullanmıştır (Url-4).

Alüminyum ve alüminyum alaşımları, ticari hayatta öncelikle bakır, pirinç ve bronzun yerine geçmiştir. İlk yıllarındaki üretim güçlüğü nedeniyle 1885'te yıllık 200 ton üretilirken, bu rakam 2012'de 50 milyon tona kadar çıkmıştır. Alüminyum ve alüminyum alaşımları, öncelikle mutfak eşyalarında kullanılmış, mukavemeti, estetik ve hafifliği sayesinde gün geçtikçe günlük yaşantımızın her alanına girmeye davam eden önemli bir endüstriyel malzeme konumuna gelmiştir. Bu özellikleri sayesinde sadece yaşantımızı geliştirmekle kalmamış ve dünyamızı daha iyi bir geleceğe hazırlamamız için sürdürülebilir gelişmelerin önemli bir aktörü haline de gelmiştir. Otomobillerde, güvenlikten taviz vermeden yakıt ekonomisinin sağladığı daha düşük emisyon, enerji verimliliği arttırılmış alüminyum yapılar sayesinde daha düşük enerji kullanımı ve geri dönüşümde sınır olmayan saklama kaplarının eldesi bunların başlıca örnekleridir (Url-4).

Alüminyum ve alaşımları, üstün özelliklerinin yanında gelişen kaynak yöntemlerin de katkısıyla gıda endüstrisi, kimya endüstrisi, otomotiv ve gemi inşa endüstrisi, raylı taşıma sistemleri, havacılık ve uzay endüstrisi, cihaz yapımı ve makina imali alanlarında yoğun olarak kullanılan malzemeler konumuna gelmiştir. Özellikle uçaklarda kullanımı ve uzay araçlarında kullanımıyla Jules Verne'in hayali gerçekleşmiştir (Url-4).

Alüminyum ve alaşımları, uçak gövdelerinde de kullanılmış olan cıvata ve perçinleme yöntemlerinin yanında, kaynak, lehimleme ve yapıştırma gibi birleştirme yöntemleri ile de birleştirilerek kullanılırlar.

Alüminyum ve alaşımlarının kaynağı, normal çeliğin kaynağına göre çok farklılık gösterir. Alüminyum ve alaşımlarının kaynağı daha zor ve sorunludur. Bu nedenle, malzemenin fiziksel ve metalürjik özelliklerini çok iyi tanımak ve bu özelliklere göre önlemler almak gerekir. Dolayısıyla alüminyum ve alaşımlarının kaynağının yapılabilmesi ve özellikle savaş uçaklarında kullanımını kolaylaştırmak için sırasıyla ergimeyen elektrod ile gazaltı kaynağı (TIG), ergiyen elektrod ile gazaltı kaynağı (MIG) ve plazma ark kaynağı (PAW) geliştirilmiştir (Taban, 2004).

Alüminyum ve alaşımları MIG, TIG ve PAW yöntemleri ile halen de yoğun olarak kaynak uygulamasına tabii tutulsa da, ergitme esaslı olan bu yöntemler, alüminyum ve alaşımlarının kaynak bölgesinde ve ısıdan etkilenmiş bölgelerinde alaşımların ve kullanılan ilave metallerin içyapısına bağlı olarak kaynaklı bağlantılarda sorunlar oluşturabilmektedir. Bunun yanında bazı alüminyum alaşımların bu yöntemlerle kaynağının nerede ise olanaksız olması nedeniyle bilim adamları yeni arayışlar içersindedirler. Bu kaynak yöntemlerinde ortaya çıkan sorunlar; kaynak öncesi yüzeyde bulunan yüksek dirence sahip oksit filmi, kaynak sırasında ve sonrasında sıcak çatlama, kaynak metalinde oluşan gözeneklilik ve kaynak metali ile ısıdan etkilenmiş bölgede oluşan mukavemet kaybı olarak sıralanabilir. Bu arayışlar içinde bir katı faz kaynağı olan sürtünme karıştırma kaynağı (FSW) İngiltere Kaynak Enstitüsünde (The Welding Institute- TWI) 1991 yılında alın-alına ve köşe birleştirmelerinde başarıyla uygulanmıştır (Lohwasser ve Chen, 2010).

FSW yöntemi ile, özellikle kaynağın nerdeyse olanaksız olduğu bazı alüminyum alaşımların da kaynağı olanaklı hale gelmiş, farklı metal kaynağına olanak sağlanmış, ark kaynaklarına göre ulaşılan daha düşük tepe sıcaklıkları nedeniyle daha az süreksizlik, gerilmeli korozyon çatlağına direnç ve yorulma mukavemetlerinde gelişme, daha iyi bir görünüm, ilave metal ihtiyacının ortadan kaldırılması gibi birçok iyileşme sağlanmıştır (Rajiv ve diğ., 2007; Lohwasser ve Chen, 2010; Kaluç 2004).

FSW yönteminin özellikle alüminyum ve alaşımlarında kaynağı her geçen gün artarak devam etmesine karşın lisans hakkı, ilk yatırım maliyeti gibi nedenlerin yanında sürekli gelişen kaynak teknolojilerinin farklı olanaklar sunması nedeniyle

FSW yöntemi ülkemizde henüz kullanılamamaktadır. Alüminyum ve alaşımlarının kaynağı için geliştirilen yöntemlerden en önemlisi bir MIG uygulaması olan Soğuk Metal Transferi (CMT), 2004 yılında Avusturya Fronious tarafından geliştirilmiştir. Ülkemizde de kullanımı yaygınlaşmaya başlayan bu yöntem özellikle düşük ısı girdisi ve yüksek kaynak hızı, 0,3 mm'ye kadar incelikte levhaların kaynak edilebilmesi ve sıçrantısız oluşu nedeniyle alüminyum kaynağında çok başarılı sonuçlara ulaşmıştır (Ahmad ve Bakar, 2011; Url-3).

Endüstride kullanılan alüminyum ve alaşımları; dövme ve döküm alaşımları olarak üretilmektedirler ve özellikle dövme alüminyum ve alüminyum alaşımlarının ısıl işlem uygulanamayan (soğuk şekil değiştirme sertleşmeli) ve ısıl işlem uygulanabilen (çökelme sertleşmeli) bir çok türü bulunmaktadır. Bunlardan; 2XXX, 5XXX, 6XXX ve 7XXX türleri en çok kullanılanlardır. Bunlardan 5XXX alaşımları yüksek korozyon dayanımı ve mukavemeti ile 6XXX serisi ise yüksek korozyon dayanımı sağlamakla birlikte 5XXX serilerine oranla orta seviyede mukavemet sağlar. Bu serilerden olan ekstrüzyon ürünü EN AW 5083 ve EN AW 6082 (6XXX serisinin en mukavemetli olanı) alaşımları yüksek korozyon dirençleri ve mukavemetleri nedeniyle gemi yapım endüstrisinde yoğun olarak kullanılmaktadır (Mathers, 2002).

Bu konuda yapılan literatür araştırmasında AW5083 ve AW6082 alüminyum alaşımlarının ayrı ayrı FSW kaynağında mekanik ve mikro yapısal özelliklerin incelendiği görülmüş fakat farklı metal çifti olarak FSW yöntemi uygulamasına rastlanmamıştır. CMT teknolojisi nispeten yeni bir teknoloji olduğundan bu malzemelerin kaynağına ilişkin herhangi bir çalışmanın varlığı saptanamamıştır.

Dolayısıyla literatürdeki boşluğu doldurmak amacıyla yapılan bu çalışmada, dünyada ve ülkemizde, özellikle gemi yapımında yoğun olarak kullanılan EN AW 5083-H111 ve EN AW 6082-T651 alüminyum alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynağı (FSW) ve soğuk metal transferi (CMT) tekniğine sahip robotik MIG uygulaması ile oluşturulan bağlantıların;

- Mekanik özelliklerinin (çekme, eğme, yorulma),
- Mikroyapısal özelliklerinin (metalografi, SEM ve sertlik vb.),

incelenmesi ve bulunan sonuçların ülke ve dünya endüstrisine aktarılması esas alınmıştır. Öncelikle AW5083 ve AW6082 alüminyum alaşımlardan eş ve farklı metal çiftleri olarak CMT-Puls tekniğinin robotik MIG uygulaması ile kaynaklı bağlantıları oluşturulmuştur. Daha sonra, literatür taraması sonucu tespit edilen ve ön deneyler

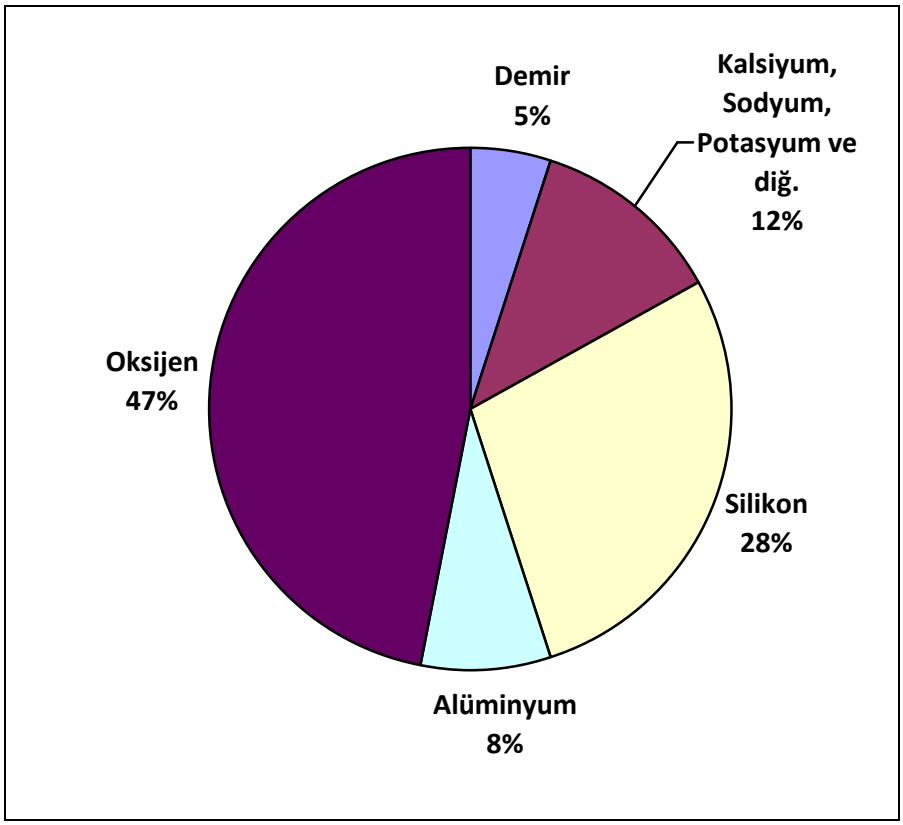
sonucunda elde edilen parametreler uygulanarak FSW uygulanmış bağlantılar elde edilmiştir. Kaynaklı bağlantılardan çıkarılan numunelere çekme, eğme ve yorulma deneyleri uygulanmış, kırılma yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile analiz edilmiştir. Bağlantıların kaynak bölgelerinden alınan numuneler mikroskobik ve makroskobik olarak incelenmiştir. Ayrıca kaynak bölgesinin Vickers sertlik taraması yapılmıştır.

1. ALÜMİNYUM ve ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI

1.1. Alüminyumun Eldesi ve Özelikleri

1.1.1. Genel

Alüminyum, yerkürede en çok bulunan üçüncü element olması ve insanlığın bu maddeyi eski yunan uygarlığı ve Roma döneminden bu yana (kanı durdurma maksadıyla tıbbi amaçlı ve boyama işlemlerinde) kullanılmasına rağmen insanlığın hizmetine bu kadar geç sunulmuş olmasının ana nedeni alüminyumun doğada metal formunda bulunmayışıdır. Alüminyum, doğada açıkça bulunan bazı materyallerde alüminyum ve alaşımlarının eldesi kısmında değinilecek yöntemlerle ayrıştırılarak insanlığın kullanıma sunulur. Bu materyallerin en başında da boksit maddesi gelmektedir (Totten ve Mckenzie, 2003; Url-4).



Şekil 1.1. Elementlerin doğada bulunma miktarları (Url-4)

1761’de Morveau, 1807’de Davy henüz keşfedilmemiş olsalar da Alüminyum elementinin varlığını açıklamışlardır. 1825 yılında ilk olarak Hans Christian Oersted laboratuvar ortamında alüminyumu ayrıştırarak alüminyumun varlığını ortaya koymuştur. 1886 yılına kadar alüminyum laboratuvar ortamında kalmış ve eser miktarda üretimler yapılabilmiştir. 1886’da Charles Martin Hall ve Paul Heralt aynı zamanlarda farklı kıtalarda ticari üretime geçilebilecek ilk üretimlerini gerçekleştirmişlerdir. Bu üretim zahmetli ve pahalı olması nedeniyle o günlerde elde edilen alüminyum, altından daha değerli bir metal halini almıştır (Totten ve Mckenzie, 2003; Mathers, 2002; Taban, 2004).

1910 yılına gelindiğinde ilk alüminyum alaşımı Al-Cu üretimi yapılmıştır. Bu dönemde karbon çeliğine alternatif olabilmesi amaçlanan birçok başka metal alaşımlarının üretimi yapılmış fakat bu alaşımlar aynı mukavemete ulaşsa da iyi kalite karbon çeliğinin 3 katı ağırlığına sahip olduklarından tercih edilmemişlerdir. Bu noktada alüminyum ve alaşımlarının en önemli özelliği olan mukavemetten kaybetmeksizin sağladığı hafiflik ortaya çıkmaktadır (Mathers, 2002).

Alüminyum ve alaşımlarının gelişimindeki en büyük sıçramalar I. ve II. Dünya savaşlarında yaşanmıştır. Özellikle II. Dünya savaşı alüminyum alaşımların uçak gövdesi ve yapı elemanı olarak kullanılması alüminyum ve alaşımlarının gelişimine büyük bir ivme kazandırmıştır. Alüminyum ve alaşımlarının kaynağının çeliğe göre daha zor ve sorunlu olması nedeniyle önceleri perçin, cıvata ve yapıştırma gibi uygulamalar mevcut iken savaş uçaklarındaki kullanım alanının artışıyla yeni birleştirme yöntemleri ihtiyacı ortaya çıkmıştır. Yine dünya savaşları döneminde iki önemli kaynak yönteminin keşfi ve uygulama alanı bulması alüminyum ve alaşımlarının üretimde kullanımını kolaylaştırmıştır. 1930’lu yılların ortasında Tungsten Inert Gas (TIG) kaynağı, 1948 yılında Metal Inert Gas (MIG), 1960’larda Plazma Arc Kaynağı (PAW) ABD’de başarıyla uygulanmış ve geliştirilen bu yöntemler ile yüksek kaliteli kaynaklar, ark kaynak yöntemi ile agresif maddeler kullanımına gerek duyulmadan elde edilebilmiştir (Totten ve Mckenzie, 2003; Mathers, 2002; Kaluç, 2004; Taban, 2004).

1.1.2. Alüminyumun eldesi

1.1.2.1. Genel

Doğada kendi formunda bulunmayan alüminyum, oksit ya da hidrojene formlarda yerküreye yayılmıştır. Doğada birçok tür alüminyum cevheri bulunmasına karşın, saf

alüminyum oksidin eldesi için doğada ulaşılması ve ayrıştırılması kolay olması gerekmiştir. Bununla birlikte oksitlerin fiziksel olarak ayrıştırılması konusunda başarı sağlanamadığından saf alüminyum oksidin ayrıştırılması için kimyasal bir prosesin kullanımı zorunlu hale gelmiştir. Bu durum yerkürede % 8 oranında bulunan alüminyum cevherinin pratikteki hammadde yelpazesini daraltmaktadır. Kimyasal ayrıştırmada hammaddeden alüminyum oksidin ya da diğerlerinin ayrıştırılması yöntemleri bulunmakla birlikte diğer oksitlerin ayrımını yapmak zor olduğundan alüminyum oksidin ayrıştırılmasına yönelik kimyasal prosesler geliştirilmiştir. Bu kimyasal proseslerde kostik tercih edilmiştir.

Alüminyum eldesinde kimyasal ayrıştırma için uygunluğu nedeniyle günümüzde % 55 -65 Al_20_3 içeren ve adını ilk kez çıkarıldığı güney Fransa'da bulunan Les Baux köyünden alan boksit adı verilen bir cevher kullanılmaktadır. Saf alüminyum (Alumina) nispeten daha ucuz ve kolay bir şekilde boksitten elde edilir. Elektroliz yöntemi kullanılmasıyla da metalik alüminyum elde edilir. Bu yöntem ilk defa Karl Bayer tarafından uygulanmış ve Bayer prosesi adını almıştır. Bununla birlikte boksit madenlerinin kısıtlı olması nedeniyle alüminyum eldesi için boksitten farklı kaynaklar ve farklı işleme yöntemleri geliştirilmesini de zorunlu kılmıştır.

Eski Sovyetler Birliği döneminde saf alüminyumun eldesinde Nefelin [$(Na,K)AlSiO_4$] Flotasyon Konsantrelerinden ve diğer % 30 ve üzeri alumina içeren boksit harici kaynaklardan "Aglomerasyon" yöntemiyle saf alüminyum üretimi yapılmıştır (Totten ve Mckenzie, 2003).

Avrupa'daki en önemli gelişim ise Fransa'da Pechiney tarafından geliştirilen yöntem olup "Pechiney H-Plus" adını almıştır (Totten ve Mckenzie, 2003).

Kömür artıklarından alüminyum eldesi için ABD'de üç yöntem geliştirilmiş olup bunlar alkali-sinterleme, asitle yıkama prosesi ve klorinasyon prosesidir. Bu yöntemle sırasıyla incelenecektir.

Son olarak yine ABD'de alternatif üretim yöntemleri geliştirme çalışmaları kapsamında alüminyum üretimi için anortosit te kullanılmaktadır.

1.1.2.2. Boksitten alüminyum eldesinde bayer prosesinin kullanımı

Boksitten metalsel alüminyumun eldesinde ağırlıklı olarak, 1888'de Karl Bayer tarafından patentlenen Bayer prosesi kullanılır. Bu prosesin iki aşaması, birinci aşaması olan boksitin saf alüminyuma dönüşümü Şekil 1.2.'de, ikinci aşaması olan

saf alüminyumdan metalsel alüminyuma dönüşümü Şekil 1.3.'te görülmektedir. Kısaca özetlenecek olursa; boksit önce yabancı madde olarak içerdiği Fe_20_3 ve SiO_2'den arındırılır; bunun için, cevher kızgın NaOH buharıyla tepkimeye sokulur ve alüminyum oksit suda çözünebilen $NaAlO_2$'a dönüşür ve bir filtrasyon veya flotasyon işlemi ile demir ve silisyum bileşikleri cevherden temizlenir. Elde edilen çözelti içinde alüminyum, alüminyum hidroksit durumunda kristalize edilir ve sonra suyu uçurularak saf alümina (Al_2O_3) elde edilir (Taban, 2003; Totten ve Mckenzie, 2003).

1.1.2.3. Diğer saf alüminyum elde yöntemleri

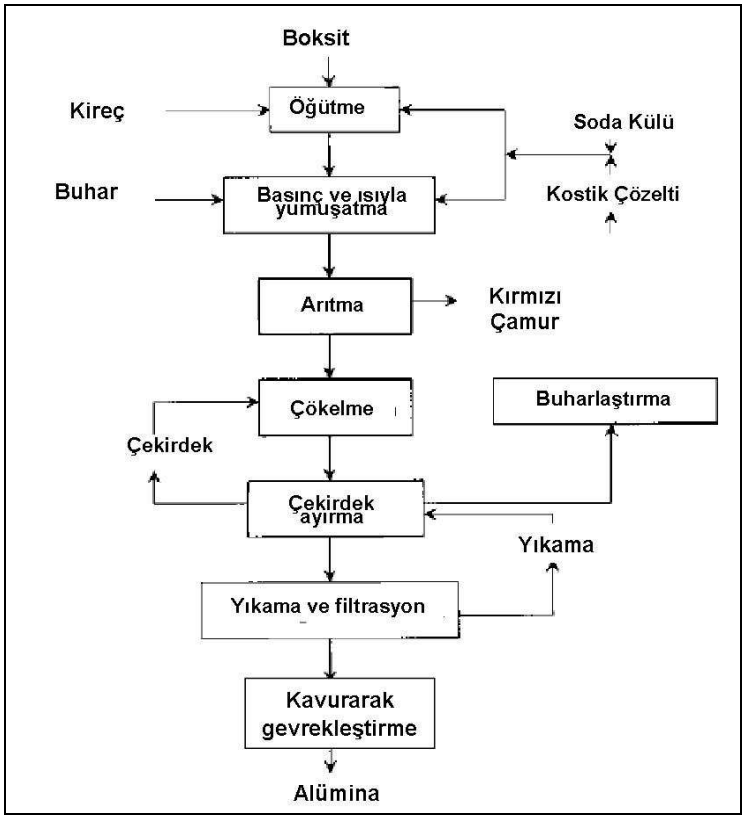
Nefelinden alüminyum eldesi için kullanılan aglomerasyonda, kireç taşı ve nefelin konsantresi 1280-1310 °C dönen fırına yüklenir. Kireçtaşında bulunan kalsiyum oksit nefeline reaksiyona girer. Bunlardan, bikalsiyum silikat ve sodyum aluminat içeren bir malzeme oluşur. Sodyum alkali alüminat ile yıkandıktan sonra alüminyum hidroksit oluşur. Filtre edilmiş ve yakılarak toz haline getirilen alüminyum hidroksitin % 80'inden saf alüminyum elde edilir (Totten ve Mckenzie, 2003).

Bir diğer yöntem olan Pechiney H-Plus'tır. Bu yöntemde hammadde sülfürik asitle yıkanır, hidroklorik asit eklenir, gaz haldeki HCl ve sıvı likör ile $AlCl_3.6H_2O$ kristalize hale getirilir. Alüminyum triklorid çözeltiden prüfiye edilirek ayrıştırılır. Son ürün yakılarak toz hale getirilen saf alüminyum ve HCl'dır. Prosesin toplam maliyeti boksite oranla 1.15-1.4 daha fazladır (Totten ve Mckenzie, 2003).

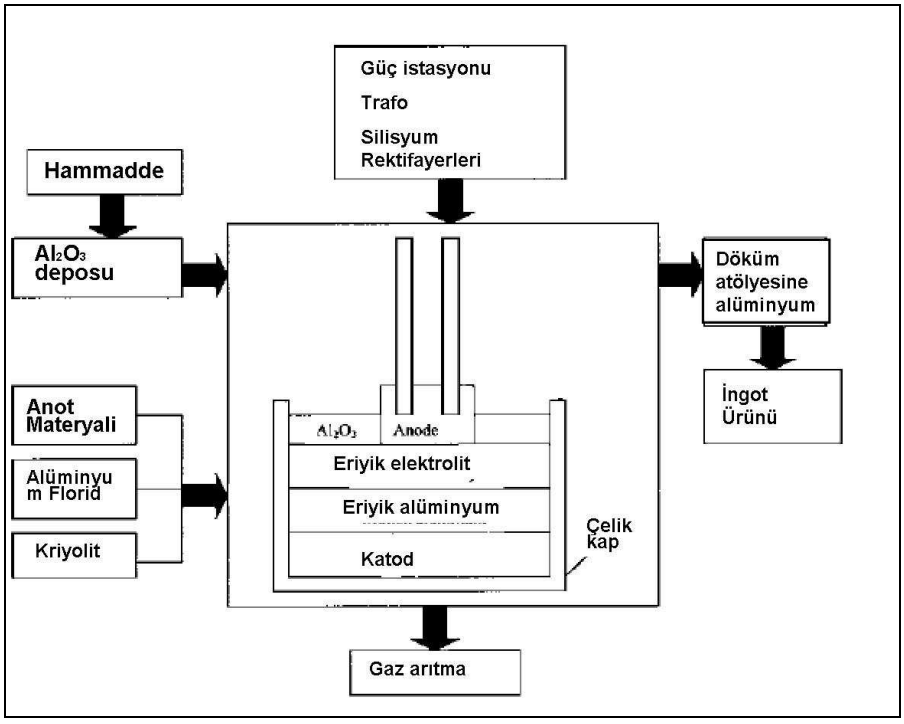
Alkali sinterleme Al_2O_3 kömür artıklarından eldesi için uygulanabilirliği en fazla olan yöntemdir. Bu yöntemle düşük kalite Al_2O_3 üretiminin yanında kullanılan aktif maddeler ve yüksek sıcaklıklarda sinterleme işleminin pahalı olması nedeniyle çimento sanayi ile birlikte düşünülmelidir.

Asitle yıkama çok uygulanabilen bir yöntem olmamakla birlikte yanma esnasında kireçtaşı ile tepkimeye sokularak daha sonra elde edilecek alüminyumun kalitesi arttırılabilir.

Kuru klorinasyon prosesi ise AlCl3 üretimi için etkili bir yöntem olmakla birlikte pahalıdır ve yüksek enerji ihtiyacı vardır (Totten ve Mckenzie, 2003).



Şekil 1.2. Boksitten saf alüminyum eldesi (Totten ve Mckenzie, 2003)



Şekil 1.3. Saf alüminyumdan metalsel alüminyumun eldesi (Totten ve Mckenzie, 2003)

1.1.2.4. Saf alüminyumdan(Alumina) metalsel alüminyum eldesi

- Elektroliz ile alüminyum eldesi

Elektroliz, ticari saflıktaki alüminyumun eldesinde kullanılan en yaygın prosestir. Bu proses ilk olarak 1889 yılında Hall Herault tarafından uygulanmış ve günümüze kadar gelmiştir. Tek gelişme günümüzde daha büyük hücrelerin kullanılmasıdır.

Alüminyumun, oksijene olan ilgisi, karbonunkinden daha büyük olduğundan burada demir cevherleri durumunda olduğu gibi karbonla redükleme yapılamaz, bunun için elektroliz uygulanır. Elektrolizi gerçekleştirebilmek için oksitin ergitilmesi veya çözelti konumuna getirilmesi gereklidir. Alümina 2050°C'de ergir, bu nedenle ergitme yöntemi kullanılamaz; alümina bir başka alüminyum cevheri olan “kriyolit” içinde çözünebilmektedir. Kriyolit te 950°C civarında sıvı duruma geçmekte ve alüminayı çözebilmektedir. Karbon astarlı özel elektroliz fırını içinde kriyolit ergitilir ve sonra alümina eklenerek çözelti elde edilir ve karbon anodlar kullanılarak elektroliz gerçekleştirilir. 5 V'luk bir gerilim uygulandığında Al_2O_3 parçalanırken, kriyolit değişime uğramaz ve alüminyum katod olarak kullanılan banyonun dibinde birikir ve buradan dışarı alınır ve banyoya sürekli alümina eklenir. Bu yöntemde enerji sarfiyatı 1 kg alüminyum için 17 kWh gibi oldukça yüksektir, bu da alüminyumun fiyatını etkilemektedir (Taban, 2004;Totten ve Mckenzie, 2003).

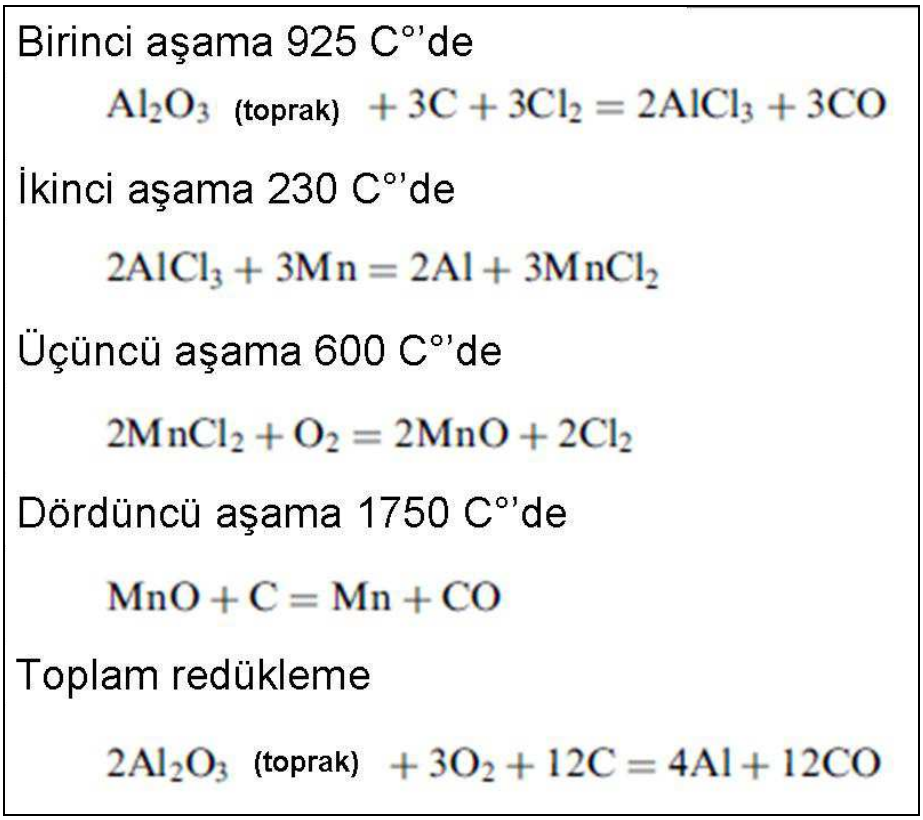
- ALCOA elektroliz yöntemi

Ocak 1973’te geliştirilen ALCOA elektroliz yönteminde, alkali ve yerkabuğundaki alkali klorid eriyiklerinde çözünen alüminyum klorid elektrolize uğratılır. İlk adımı Bayer prosesi ile saf alüminyum üretilmesidir. Devamında alüminyum klorine edilir ve çözünmüş eriyik alüminyum klorid elektroliz edilir. Özel bir filtrasyon ile süzülen alüminyum klorid asal bir gaz ile resümblime edilir. Buradan kristal halde muhafaza edileceği tanka transfer edilir. Burada elektroliz edilir.

Bu yöntemin Hall Herault Hücresine göre avantajları, % 30 ekonomik oluşu, yüksek silisyum içerikli hammaddelere uygulanabilirliği, kriyolit yerine daha ucuz tuz kullanımı ve florid liberasyonunu azaltması yada sıfırlaması olarak sıralanabilir.

- Toth prosesi

Bu proses, 1968’de geliştirilen ve adını kaşifi olan Charles Toth’tan alan $AlCl_3$’ün Mn ile redüklenmesi prensibine dayanır ve 4 temel aşaması vardır.



Şekil 1.4. Toth prosesi aşamaları (Totten ve Mckenzie, 2003)

Bu yöntemde düşük alüminyum içerikli hammaddeler işlenebildiği gibi Hall-Herault prosesinin % 5'i kadar bir enerji tüketimi ile ciddi bir tasarrufta sağlamaktadır.

- Hidroklorik asit ve florid ile yıkama

ABD alüminyum üretiminde kullandığı boksitin % 90'ını ithal etmesi nedeniyle alternatif hammadde arayışları içersinde boksit hariç kalonit, anortosit ve alunit gibi kaynakların fazlasıyla mevcudiyetini değerlendirmek istemiştir. ABD % 27 ortalama alüminyum oksit içeren 599 milyar ton anortosit olduğu tahmin edilmektedir. Anortositten alüminyum üretiminde iki yöntem kullanılmaktadır. Birincisi, anortositin soda külü ve kireçtaşında sinterlemesi, yıkama, silisyumdan arındırma, çökeltme safhalarından oluşan kireç taşı-soda-sinter prosesidir. İkincisi ise anortositin 1650 °C'de eritilmesi ve hızlıca soğutulması sonrası asit yardımı ile alüminyumun elde edildiği amorfos'un oluştuğu erit ve soğut (melt-quench) tekniğidir (Totten ve Mckenzie, 2003).

1.1.3. Alüminyumun özellikleri

1.1.3.1. Genel

Alüminyum ve alaşımlarını hayatımızın önemli bir parçası haline getiren en önemli neden, bir metalde aranan önemli özelliklerin birçoğunu kimine göre de tamamını tek çatı altında toplamasıdır. Bu özellikler hafiflik, mukavemet, sonsuz geri dönüşüm kabiliyeti, elektrik ve korozyon direnci yüksekliği, dayanıklılığı, sünekliği, şekillendirilebilir ve yalıtkan oluşudur. Bu özellikleri bir bünyede toplaması neticesinde, uçaklar, hızlı trenler, yüksek performanslı otomobil ve yüksek hızlı deniz taşıtları, evlerin ısıtılması, elektriğin taşınması, yemeklerin saklanması gibi birçok alanda insanlığın hizmetine sunulmuştur(Url-4).

Alüminyum, fiziksel, kimyasal ve mekanik olarak çelik, bakır, pirinç, nikel, kurşun veya titanyum gibi metaldir ve eritilebilir, dökülebilir, şekil verilebilir, işlenebilir. Bu özelliklerin mukayesesi Tablo 1.1'de görülmektedir.

Tablo 1.1. Alüminyumun fiziksel, kimyasal ve mekanik özelikleri ve diğer metallerle karşılaştırılması- 20°C (Mathers, 2002).

Özelik	Alüminyum	Demir	Nikel	Bakır	Titanyum
Kristal kafes yapısı	YMK	HMK	YMK	YMK	SPH
Yoğunluğu (g/cm^3)	2.7	7.85	8.9	8.93	4.5
Ergime sıcaklığı (°C)	660	1536	1455	1083	1670
Özgül ısısı (J/ kg K)	930	448	440	385	470
Isıl iletkenliği (W/m K)	235	79.6	92.1	389.4	15.5
Isıl genleşme katsayısı (Δl/l °C)	$33.9x10^{-6}$	$12x10^{-6}$	$1x10^{-6}$	$16.5x10^{-6}$	$8.2x10^{-6}$
Elektrik direnci (μΩcm)	2.65	9.7	6.8	1.67	55
Elastisite modülü E (N/mm^2)	$6.7x10^4$	$21x10^4$	$21x10^4$	$12.4x10^4$	$10.8x10^4$
Maksimum çekme mukavemeti (N/mm^2)	65	235	300	210	245

Alüminyum ve alaşımları hafifliklerini, 2.7 gr/cm³ olan, çeliğin üçte biri oranında daha düşük özgül ağırlığına borçludurlar. Mukavemet ağırlık oranında diğer metallere olan üstünlüğü, diğer özellikleriyle birlikte sanayide birçok metalin yerine kullanımının ana nedenidir. Hafifliği sayesinde özellikle araçlarda kullanımı ile yakıt ekonomisi, sürüş konforu, hızlanma, durma ve yükleme kapasitesi gibi konularda gelişim sağlanmıştır.

Alüminyum ve alaşımları, kullanılacağı alana göre alaşımlandırılarak istenilen mukavemete ulaştırılabilir. Bu alaşımlar sayesinde çeliğe göre üçte bir ağırlıkta ve

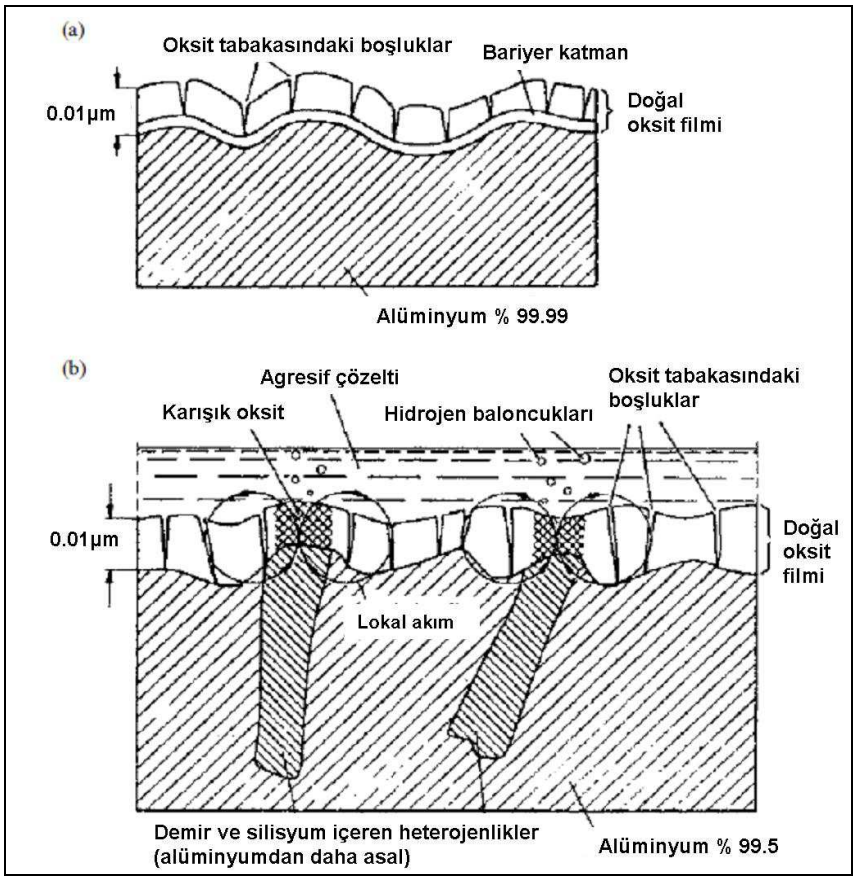
daha mukavim ürünler elde edilebilir. Alüminyum ve alaşımlarında artan mukavemetle birlikte süneklikte de düşme gözlenmez.

Alüminyum ve alaşımları dışındaki bütün metaller, erozyon, korozyon ve çürüme gibi doğal etkiler nedeniyle deforme olurlarken alüminyum ve alaşımları, dayanıklılığı nedeniyle birçok metale karşı tercih edilmektedir. Dayanıklı alüminyum yapıların binalarda kullanılmaya başlanması, bunun en önemli göstergesidir.

Alüminyum ve alaşımları oldukça sünektir ve ergiyik halde iken birçok yöntemle işlenebildiği gibi üretim bandının son basamağında da istenen şekil verilebilir.

Alüminyum, ısı ve elektrik iletiminde hafifliği de dikkate alındığında bakıra göre iki kat daha iyidir. Bu nedenle alüminyum, ana güç transfer hatlarında en çok tercih edilen materyali haline getirmiştir.

Alüminyum ve alaşımlarının yüzeyinde kendiliğinden 10^{-4} saniyede oluşan, kalınlığı 5-20 nm arasında değişen ve molekül yoğunluğu alüminyumun nerdeyse 1.3 katı olan oksit filmi sayesinde yüksek korozyon dayanımına sahiptir. Ortamda su buharının bulunması, filmin kalınlığını daha da arttırır. Oksidin kalınlığı anodize işlemi ile arttırılabilirken, boyama gibi yüzey işlemleri ile koruma seviyesi daha da arttırılabilir. Saf alüminyum, korozyona karşı alaşımlarına göre daha dayanıklıdır. Kaplama amaçlı kullanımı bu nedenledir. Alüminyum ve alaşımlarının yüzeylerinde oluşan bu oksit tabakası kendi özelliklerini sergilerken alüminyumun farklı ortamlardaki etkileşimlerini açıklamaz (Şekil 1.5). Alüminyum aseton, asetilen asetik asit, amonyak, sodyum klorid, potasyum klorid, sülfür, deniz suyu, klorin, meyve suları, sebze yağları, hidrosiyanid asit ve gliserin gibi bir çok maddeyi koruma ve saklama amaçlı kullanılmakla birlikte çamaşır suyu, kostik soda, hidroklorik asit, hidrobromik asit hidrojen peroksit, nikel ve bakır tuzları, sülfürik asit, fosforik asit, çinko klorid gibi kimyasallara karşı koruma sağlayamaz (Totten ve Mckenzie, 2003).



Şekil 1.5. (a) % 99.99 alüminyumda doğal oksit oluşumu (b) % 99.5 alüminyumun agresif bir ortamda oksit filmine rağmen korozyonu (Totten ve Mckenzie, 2003)

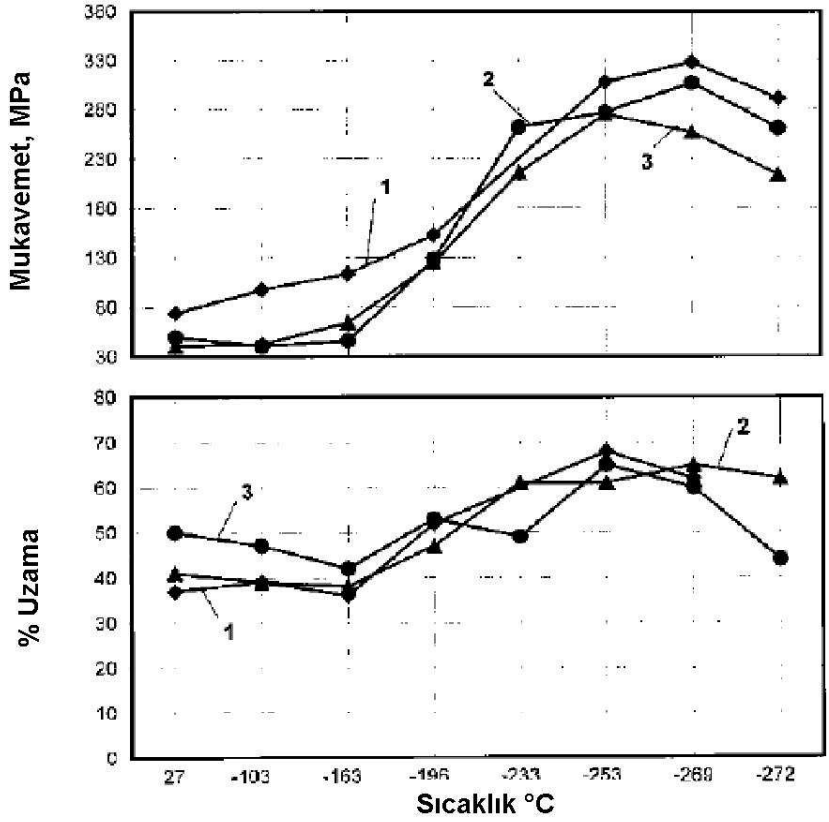
Alüminyum ve alaşımları 7 µm'ye kadar inceltilmesine rağmen tamamen sızdırmazdır ve kokuyu dahi içerde hapseder. Bunun yanında alüminyum zehirsizdir ve herhangi bir tat ya da aroma bırakmaz. Bu özellikleri sayesinde yiyecek ve ilaç gibi hassas ürünlerin paketlenmesinde de tercih edilmektedir.

Alüminyum ısı ve ışığı çok iyi yansıttığından aydınlatma ve ısıtma ürünlerinin içlerinde reflektör olarak kullanılmaktadır. İtfaiye elemanları kurtarma harekâtlarında kullanılan alüminize elbise olarak ta karşımıza çıkmaktadır.

Alüminyum ev alaşımları, sürdürülebilir enerji kaynaklarının ve ürünlerin teşvik edildiği yüzyılımızda sonsuz sayıda ve tamamen geri dönüştürülebildiğinden daha iyi bir gelecek için vazgeçilmez bir materyaldir. Geri dönüşüm sürecinde, üretimde gerekli enerjinin % 5'i kadarı yeterli olduğundan oldukça enerji dostudur(Url-4).

Alüminyum ve alaşımlarının çoğunun kırılma tokluğu ve enerji yüklenme kapasitesi son derece yüksektir. Bu nedenle gevrek kırılma ve düzensiz çatlak büyüme dayanımının arandığı uygulamalarda önemli bir tercih sebebidir. 5XXX alüminyum

alaşımlarının LNG tanklarında kullanımı bunun en önemli örneklerindendir (Kauffman, 2000).



Şekil 1.6. Farklı saflıktaki alüminyum ve alaşımlarının sıcaklığa bağlı olarak % uzama ve mukavemetlerindeki değişim (1) % 99.5 (2)% 99.99 (3)%99.997 (Totten ve McKenzie, 2003)

Alüminyum ve alaşımları, özellikle 3XXX, 5XXX ve 6XXX serileri, çok iyi düşük sıcaklık tokluğu gösterir. Sıfır altı sıcaklık hatta mutlak sıfıra kadar süneklik, tokluk ve mukavemetleri oda sıcaklığına göre daha yüksektir(Şekil 1.6) (Kaufmann, 2000).

Alüminyum saflık derecesine göre sınıflandırılır. Mekanik özelikleri içeriğindeki Si, Fe, Ti, Cu ve Zn gibi elementlerin etkisi ile yükselmesine karşın kimyasal maddelere karşı olan direnci azalır; mekanik özelikler alüminyuma uygulanan şekil verme işlemine bağlı olarak ta büyük ölçüde değişir (Taban, 2004).

Gıda ve elektrik endüstrisinde kullanılan alüminyum % 99.99 safiyet derecesindedir; alüminyum borular ve saclar % 99.5 ile 99.8 ve bazı durumlarda da % 99.98 derecesinde saftır; bu tür alüminyumda geri kalan kısım genellikle katışık olarak bulunan silisyum ve demirden oluşmaktadır. Alüminyumun bileşiminde katışık olarak

bulunan demir, özeliklerini belirgin bir şekilde etkilemez, buna karşın alüminyum 250- 350°C' de tavlanır ise, katı çözelti durumunda bulunan silisyum ayrışır ve bu sıcaklığın üstünde tekrar katı çözelti durumuna geçer; silisyumun ayrışması ile alüminyumun mukavemeti oldukça azalır, bu bakımdan bu sıcaklık derecelerinin üzerinde bir sıcaklığa kadar tavlanmış olan silisyum içeren alüminyum alaşımları, soğuma sırasında bu aralığı hızlı geçmelidir, örneğin kaynak işleminden sonra parça suya sokularak hızla soğutulmalıdır (Taban, 2004).

Tablo 1.2. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının ürün biçimleri ve uygulama alanları (Mathers, 2002).

Alüminyum Alaşımı	Ürün Biçimi	Uygulama Alanı
Saf alüminyum	Folyo, haddelenmiş levha, ekstrüzyon ürünleri.	Ambalaj malzemesi ve folyo, çatı kaplama, zırhlama, düşük mukavemetli korozyona dirençli kazan ve depolama tankları yapımı.
2000 serisi (Al- Cu alaşımları)	Haddelenmiş levha ve sac, ekstrüzyon ürünleri, dövme parçalar.	Çok yüksek zorlanmaya maruz parçalar, havacılık ve uzay araçlarında kullanılan yapısal elemanlar, ağır dövme parçalar, taşıt tekerlek jantları, silindir kafaları, pistonlar.
3000 serisi (Al-Mn alaşımları)	Haddelenmiş levha ve sac, ekstrüzyon ürünleri, dövme parçalar.	Ambalaj malzemesi, çatı kaplama ve zırhlama, kimyasal madde varilleri ve tankları, kimyasal madde ve gıda taşıma ekipmanları.
4000 serisi (Al- Si alaşımları)	Tel, döküm parçalar.	Kaynak telleri, silindir kafaları, motor blokları, subap gövdeleri, mimari amaçlı kullanılan elemanlar.
5000 serisi (Al- Mg alaşımları)	Haddelenmiş levha ve sac, ekstrüzyon ürünleri, dövme parçalar, içi boş elemanlar ve borular.	Zırhlama, kazan ana yapı levhaları, güçlü yapı elemanları, yapısal elemanlar, kazanlar ve depolama tankları, otomobil, tren vagonu, mimari amaçlı kullanılan elemanlar.
6000 serisi (Al- Si- Mg alaşımları)	Haddelenmiş levha ve sac, ekstrüzyon ürünleri, dövme parçalar, içi boş elemanlar ve borular.	Yüksek mukavemetli yapı elemanları, otomobil, tren vagonu, deniz taşıtları ve denizüstü yapı elemanları, mimari amaçlı kullanılan elemanlar.
7000 serisi (Al- Mg- Zn alaşımları)	Haddelenmiş levha ve sac, ekstrüzyon ürünleri, dövme parçalar.	Yüksek mukavemetli yapı elemanları, uçaklarda kullanılan kalın kesitli dövme parçalar, askeri köprüler, zırh levhaları, ağır taşıt ve vagonlarda kullanılan ekstrüzyon ürünleri.

Alüminyum % 99.0- 99.5- 99.8- 99.99 safiyet derecelerinde üretilir; % 99.99 saflıktaki alüminyum yüksek nitelikte saf alüminyum olarak tanımlanır ve burada fiziksel ve mekanik özelikler belirli bir şekilde kendini gösterir. Bu alüminyum yumuşaktır ve kolay işlenebilir, ısı ve elektriği iyi iletir, ışığı iyi yansıtır ve korozyona karşı çok dirençlidir (Taban, 2004).

Günümüzde, alüminyum mutfak eşyaları, bina kaplamaları, elektrik iletkenleri üretiminde, kimya ve gıda endüstrisinde saf alüminyum olarak, makina imalat, havacılık ve taşıt endüstrisinde de alüminyum alaşımları olarak yaygın bir kullanma alanına sahiptir. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının başlıca endüstriyel kullanım alanları Tablo 1.2'de özetlenmiştir. Bir yapıda alüminyum çelik ile beraberce kullanıldığında, elastiklik modülünün daha küçük, ısıl genleşme katsayısının ise çok daha büyük olduğu dikkatle değerlendirilmeli ve göz önünde bulundurulmalıdır.

Soğuk şekil değiştirme ve safiyet derecesinin azalması alüminyumun korozyon direncini olumsuz yönde etkiler. Sıcak ve soğuk şekil değiştirme derecesini yeniden kristalleşme sıcaklığı belirler, şekil değiştirme işlemi yeniden kristalleşme sıcaklığının altında yapılırsa soğuk şekil değiştirme, üstünde yapılırsa sıcak şekil değiştirme diye adlandırılır. Soğuk şekil değiştirmeden sonra taneler bozulmuş ve deforme olmuş olarak kalır, sıcak şekil değiştirmeden sonra ise taneler tekrar düzgün duruma geçerler. Alüminyum oda sıcaklığında soğuk şekil değiştirdiğinde, çekme ve akma mukavemeti yükselir ve elektrik iletkenliği bir miktar azalır; bu azalma ve artma şekil değiştirme derecesine bağlıdır (Taban, 2004).

Soğuk şekil değiştirmiş alüminyum bir malzeme tekrar sıcak şekil değiştirebilir, fakat bu halde, kaynak işleminde olduğu gibi mukavemet azalır; alüminyumun sıcak şekil değiştirme sıcaklığı 300 ile 450 °C arasındadır (Taban, 2004).

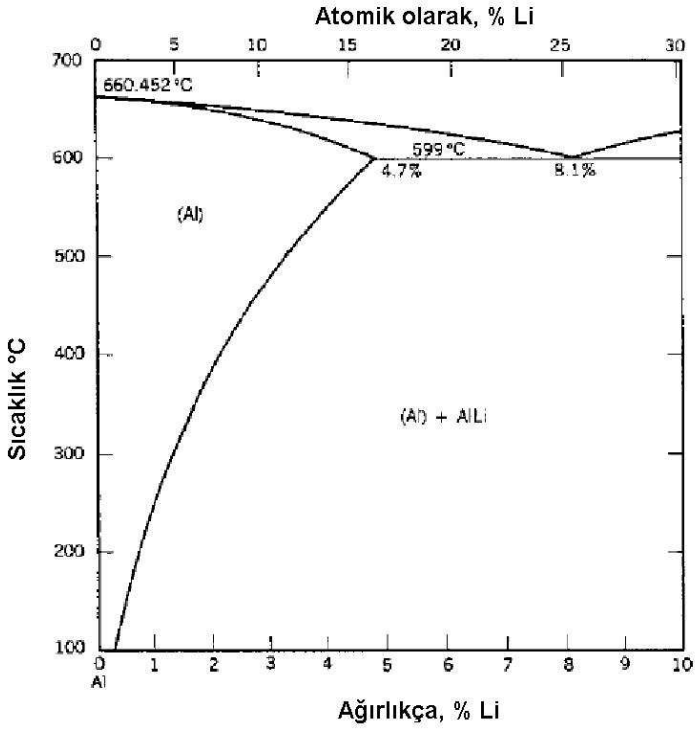
1.1.3.2. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının faz diyagramları

Alüminyuma katılan alaşım elementleri mekanik özelikleri geliştirir; özellikle mukavemet artar. Alüminyuma katılan başlıca alaşım elementleri magnezyum, manganez, silisyum, bakır, çinko ve bazı durumlarda da nikel ve titanyumdur. Alaşım elementleri, alüminyum içinde üç farklı durumda bulunabilirler:

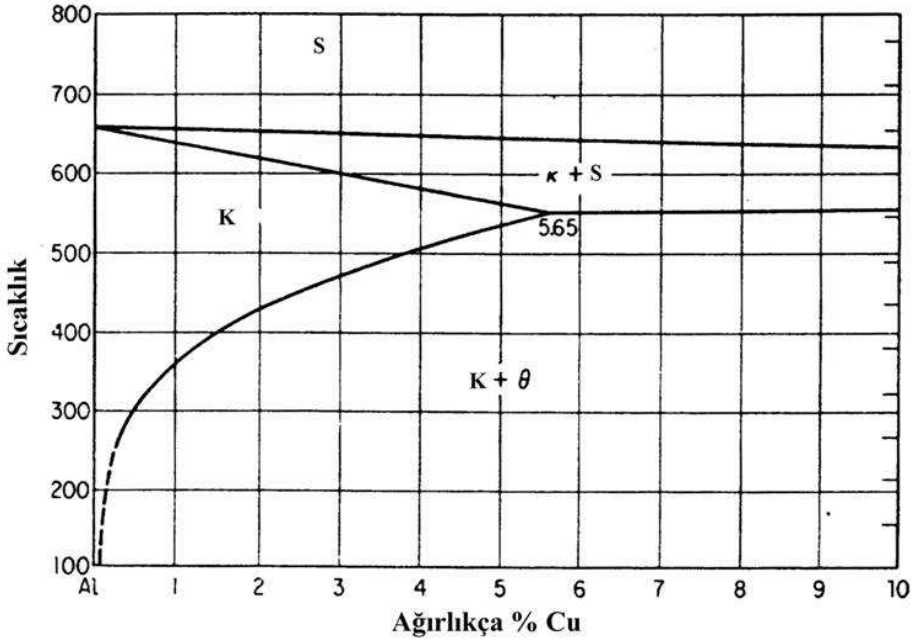
- Alüminyum içinde katı durumda çözünebilirler.
- Katı durumda alüminyum içinde çözünmeyip veya sınırlı miktarda çözünüp, mekanik bir karışım oluşturabilirler.

- Alüminyum ile veya kendi aralarında metaller arası bileşik veya kimyasal bileşik oluşturabilirler (Taban, 2004).

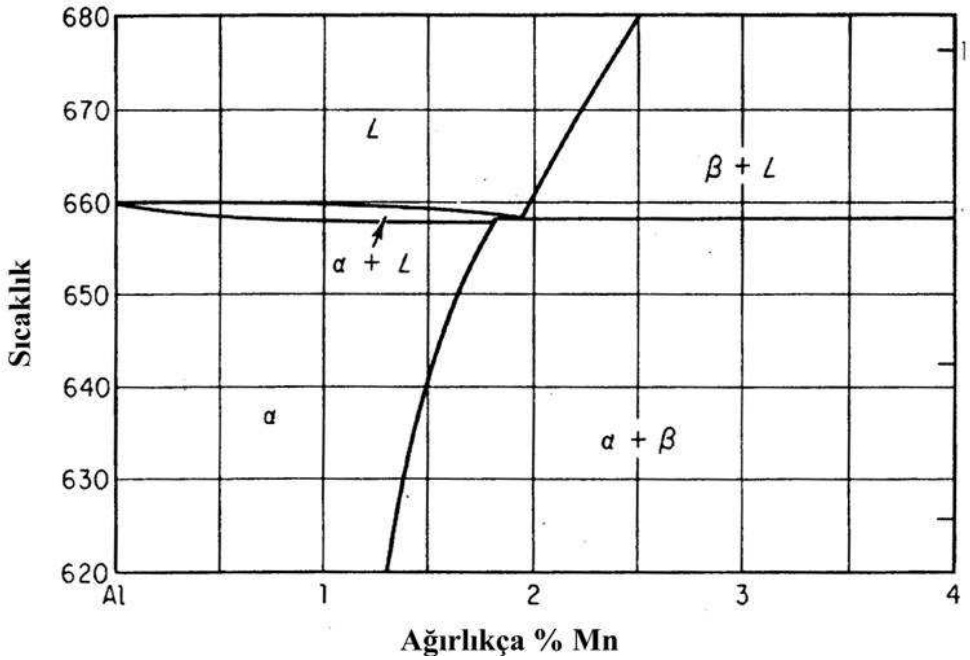
Alüminyuma katılan alaşım elementlerinden genellikle malzemenin şekil değiştirme kabiliyetini ve korozyon direncini etkilemeden mukavemet özeliklerini geliştirmesi beklenir. Alüminyuma çok az miktarda katılan Mn, Mg, Si, Cu ve Zn, alüminyumun yüzey merkezli kübik kristal kafes yapısında yer alarak katı ergiyik oluştururlar ve kristal kafesin kaymaya karşı direncini yükseltirler; bu şekilde şekil değiştirme kabiliyeti fazla etkilenmeden akma mukavemeti yükseltilmiş olur. Alaşım elementlerinin miktarlarının artması ile bunların, alüminyum içinde çözünemeyen kısmı sert kırılgan metaller arası bileşikler ve ara fazlar oluşturur ve böylece mukavemet daha da yükselir ama şekil değiştirme kabiliyeti azalır. Alüminyumun, alaşım elementleri ile oluşturduğu katı ergiyik, yüksek sıcaklıklarda, oda sıcaklığına nazaran daha fazla alaşım elementini çözebilir ve bu nedenle yüksek sıcaklıktan itibaren soğuma sırasında ikincil ayrışmalar ortaya çıkar. Bu olaydan yararlanılarak bazı alüminyum alaşımlarına ayrışma veya çökelme sertleştirmesi denilen bir ısıl işlem uygulanarak mukavemetleri, alaşımsız çelikler kadar yükseltilebilir (Taban 2004).



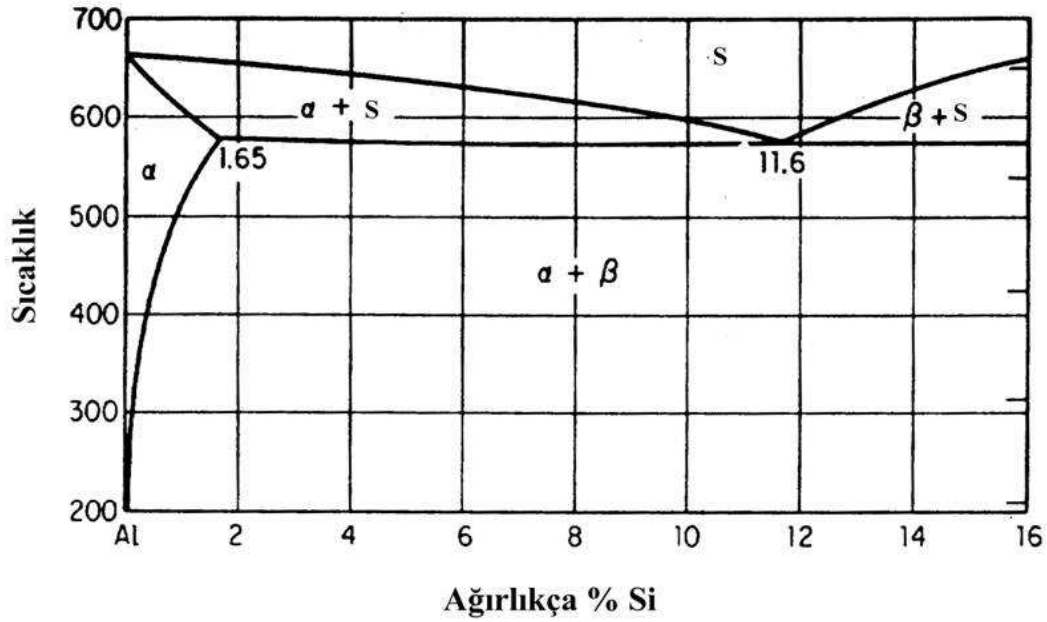
Şekil 1.7. Li-Al alaşım sisteminin alüminyumca zengin kısmını gösterir faz diyagramı (Totten ve Mckenzie, 2003)



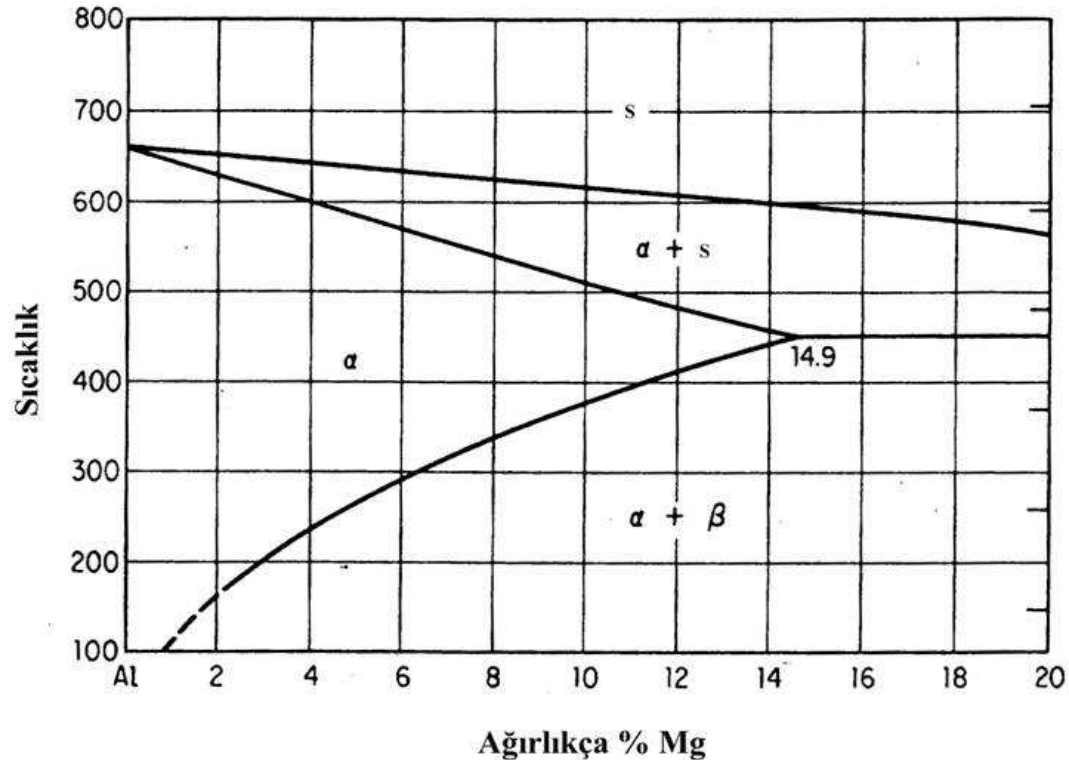
Şekil 1.8. Cu- Al alaşım sisteminin alüminyumca zengin kısmını gösterir faz diyagramı (Mathers, 2002)



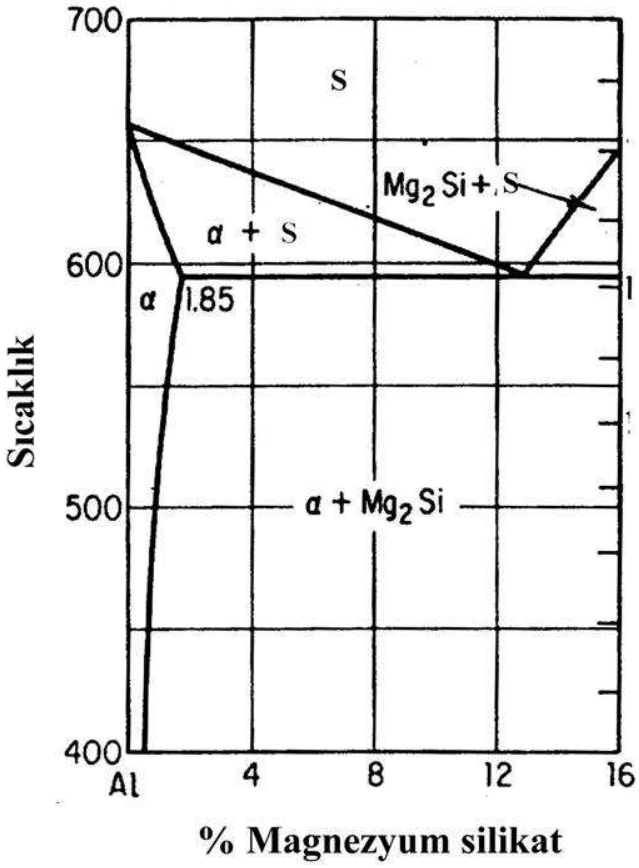
Şekil 1.9. Al- Mn alaşım sisteminin alüminyumca zengin kısmını gösteren faz diyagramı (Mathers, 2002).



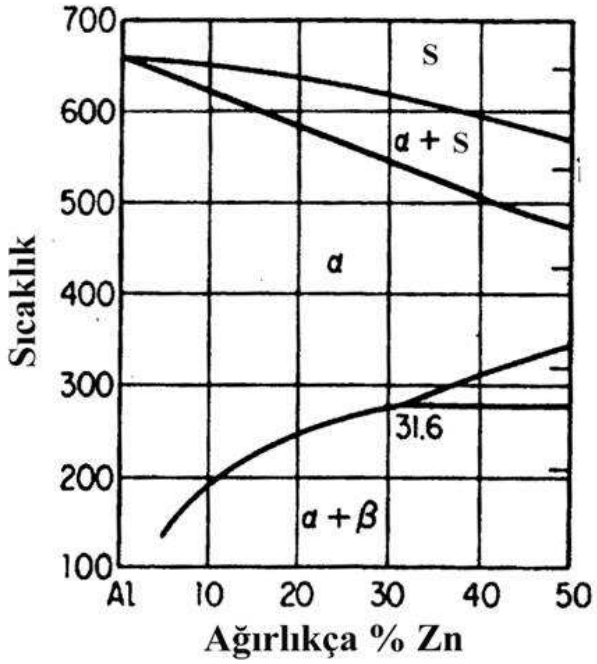
Şekil 1.10. Al- Si alaşım sisteminin alüminyumca zengin kısmını gösteren faz diyagramı (Mathers, 2002).



Şekil 1.11. Al- Mg alaşım sisteminin alüminyumca zengin kısmını gösteren faz diyagramı (Mathers, 2002).



Şekil 1.12. Al- Mg_2Si alaşım sisteminin alüminyumca zengin kısmını gösteren diyagramı (Mathers, 2002).



Şekil 1.13. Al- Zn alaşım sisteminin alüminyumca zengin kısmını gösteren faz diyagramı (Mathers, 2002).

1.2. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

1.2.1. Genel

Alüminyum alaşımları, alaşım elementlerinin çok farklı etkileri dolayısı ile, birbirinden çok farklı özeliklere sahiptirler. Alüminyum ve alaşımları uygulanan üretim şekline göre ve mukavemetlendirme işlemlerine göre gruplandırılırken bu gruplar ana alaşım elemanlarına göre alt sınıflara ayrılırlar.

Üretim yöntemine göre dövme ve döküm olmak üzere ikiye ayrılırlar. Ekstrüzyon, dövme, haddeleme, çekme gibi metal işleme prosesleri sonucunda son kullanıcıya ulaştırılan yarı mamul üretim yöntemleriyle üretilmiş alüminyum ve alaşımlarına dövme alüminyum alaşımları denir.

Döküm yöntemiyle üretilen alüminyum alaşımları dövme üretim yöntemine ingot üretiminden öte döküm sonucu son hali ya da sona yakın halin verildiği ürünler için kullanılır.

Alüminyum ve alaşımları mukavemetlendirme mekanizmalarına göre, ısıl işlem uygulanamayan (Soğuk biçimlendirme sertleştirmeli) ve ısıl işlem uygulanabilen olarak ikiye ayrılır. Isıl işlem uygulanamayan alaşımlar ana ya da yardımcı alaşım elemanlarının herhangi bir ısıl çevrim esnasında katı çözelti ve çökelme ile mukavemetinde değişiklik olmaz. Bu alaşımlar soğuk çekme ya da dövme yoluyla sertleştirilebilir.

Isıl işlem uygulanabilen alaşımlar ise içlerindeki ana ya da yardımcı alaşımlar sayesinde ısıl çevrim ya da yaşlandırma sırasında katı çözelti ve çökelme etkisiyle mukavemetlerinde değişim gösterirler.

1.2.2 Mukavemet arttırma yöntemine göre sınıflandırma

1.2.2.1. Isıl işleme tabi tutulabilen alaşımlar

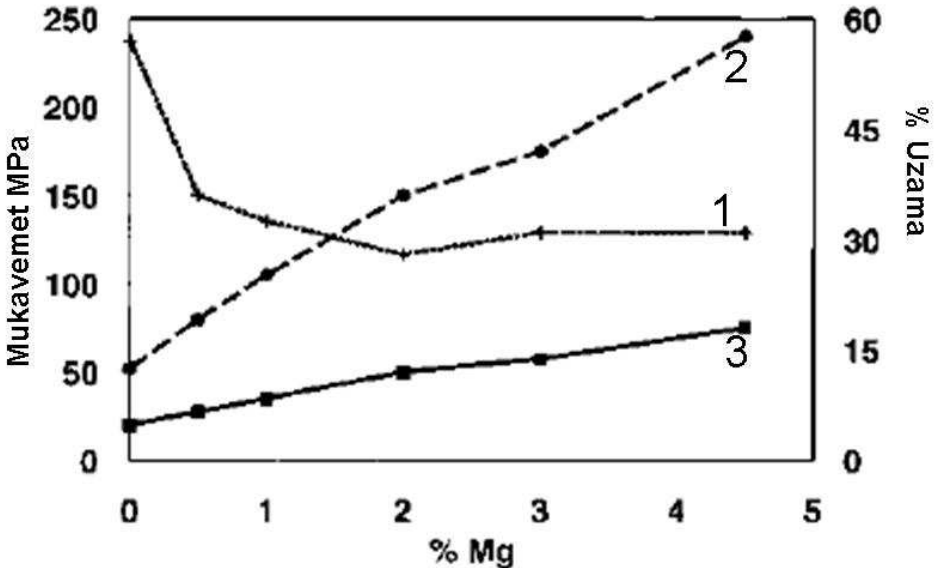
Isıl işleme tabi tutulabilir alaşımlar, en yüksek mekanik özeliklerini en genel olarak çözeltiye alma ısıl işlemi veya yapay yaşlandırma ısıl işlemleri ile kazanırlar. Çözeltiye alma ısıl işleminde alaşım, çözelti içine alaşım elementleri veya bileşik katmak için yaklaşık 532°C'ye kadar ısıtılır, arkasından hızlı soğutma gelir, bu işlem; oda sıcaklığında aşırı doymuş çözelti sağlamak için genelde su içinde yapılır. Genellikle bunu, yaşlandırma ısıl işlemi takip eder. Yaşlandırma; istenen akma

özelikleri için, aşırı doymuş çözeltiden bir miktar element veya bileşiğin çökeltilmesidir. İki yaşlandırma yöntemi vardır; ilki; oda sıcaklığında yapılan doğal yaşlandırma olarak adlandırılan yöntem, diğeri ise; yüksek sıcaklıklarda yapılan yapay yaşlandırmadır. Yapay yaşlandırma sıcaklıkları genel olarak yaklaşık 160°C' dir. Burada, çökelme sonucunda tanelerin içinde, ışık mikroskobu ile seçilemeyen çok ufak zerreler oluşur. Bu submikroskobik zerreler kaymayı önler ve alaşım sertleşir ve mukavemeti artar. Tavlamaya devam edilirse bu taneler büyür ve görünür duruma gelir ve bu durumda da kaymayı engelleyemediklerinden dolayı alaşım kazanmış olduğu mukavemet özeliklerini yitirir (Taban, 2004).

Çökelme sertleştirmesinde uygulanan ısıl çevrimler, her alaşım için farklıdır ve deneyler ile saptanmıştır, istenen sonucu elde etmek için verilmiş olan tav sıcaklık dereceleri ve sürelerine hassas olarak uyulmalıdır.

1.2.2.2. Isıl işlem uygulanamayan alaşımlar

Isıl işleme tabi tutulamayan alaşımlar en yüksek mekanik özeliklerini, soğuk şekillendirme yoluyla sertlik ve mukavemeti artırma yöntemi olan şekil değiştirme sertleştirmesi ile kazanırlar. Isıl işlem uygulanamayan alaşımların sertleştirilmesinde katı çözelti sertleştirilmesi, soğuk işlem ve tanecik boyutunun kontrolü yöntemleri ile sertleştirme sağlanır. Katı çözelti halinde iken bazı elementler alüminyumun kafes yapısındaki dislokasyonların hareketini durdurur. Alüminyum birçok elementle alaşımlandırılabilmesine karşın sadece bakın ve magnezyum alüminyum içinde katı çözelti sertleştirmesi uygulayabilir. Magnezyum ilavesi ile akma ve çekme mukavemetleri artarken % uzama sert bir şekilde düşer (Şekil 1.14).



Şekil 1.14. Mg miktarına göre (1) uzama (2) çekme (3) akma mukavemetlerinin değişimi (Totten ve Mckenzie, 2003)

Tanecik boyutlarının mukavemet üzerine etkisi Hall-Petch eşitliği ile Denklem (1.1)'de açıklanmıştır (Totten ve Mckenzie, 2003).

$$\sigma_y = \sigma_f + k_1 d^{-m} \qquad (1.1)$$

σy akma mukavemeti olmak üzere, σf sürtünme kaynaklı gerilmedir. k değeri alaşım türüne bağlı olarak sabit bir katsayıdır ve bu değer alüminyumlar için çeliğin 5'te biridir. d ortalama tanecik çapı ve m değeri ise tanecik boyutunun mukavemete etkisi değerlendirilmesinde ½ dir. Özellikle k değerinin çeliğe kıyasla çok küçük değerde olması alüminyum ve alaşımlarında çekirdek boyutunun mukavemete etkisini oldukça sınırlamaktadır. Bununla birlikte, Hall-Petch eşitliğinde görüldüğü üzere kabul edilebilir seviyelerde mukavemet artırımı da sağlanabilmektedir (Totten ve Mckenzie, 2003).

Isıl işlem uygulanamayan alaşımlarda soğuk şekil verme işlemiyle, süneklik ve şekil verilebilirlikten yapılacak fedakarlıkla mukavemet ve sertlikleri arttırılabilir. Isıl işlem uygulanamayan alaşımlarda oldukça tercih edilen bir yöntemdir ve katı çözelti sertleştirmesine ilaveten uygulandığında mukavemet oldukça arttırılır. Soğuk işlemin mukavemet üzerine etkisi Tablo 1.3'te görülmektedir.

Tablo 1.3. Alüminyum ve alaşımlarında soğuk işlemin mukavemete etkisi (Totten ve Mckenzie, 2003)

Alaşım ve Temperi	Çekme Mukavemeti (MPa)	Akma Mukavemeti (MPa)	% Uzama
1100-O	75	25	30
1100-H14	110	95	5
1100-H18	150	-	4
5052-O	170	65	19
5052-H34	235	180	6
5052-H38	270	220	4

1.2.3. Dövme alüminyum alaşımları

1.2.3.1. Genel

Bu türe giren alaşımlar, çoğu kez önce sürekli döküm yöntemi ile blok biçiminde elde edildikten sonra, homojenleştirme tavı uygulanır, haddeleme veya ekstrüzyon ile biçimlendirilirler. Döküm yapısındayken tane sınırlarında oluşan sürekli gevrek fazlar, şekillendirme sırasında parçalanır ve ana kütleye dağılır ve böylece alaşım soğuk şekillendirmeye uygun duruma geçer (Taban, 2004).

1.2.3.2. Dövme alüminyum alaşımlarının sınıflandırması

Dövme alüminyum alaşımlarının simgelendirilmesi ve standardizasyonu ilk olarak sistematik biçimde 1954 yılında Alüminyum Birliği tarafından gerçekleştirilmiştir. Burada dört numaralı bir tanımlama sistemi kullanılır (Tablo 1.4).

Dövme alüminyum ve alaşımlar önlerinde ya da sonlarında farklı özelliklerini ve gördükleri işlemleri belirten bazı rakam ya da harfler bulundurulabilirler ama normalde 4 rakamdan oluşan bir tanımlama kullanılarak kodlandırılırlar.

Tablo 1.4. Alüminyum Birliği tarafından geliştirilen standardizasyona göre dövme alüminyum alaşımlarının simgelendirilmesi (Anderson, 2000)

Alüminyum Birliği No.	Başlıca Alaşım Elementi
1xxx	Min. %99.0 veya daha fazla alüminyum
2xxx	Bakır
3xxx	Mangan
4xxx	Silisyum
5xxx	Magnezyum
6xxx	Magnezyum ve Silisyum
7xxx	Çinko
8xxx	Diğer elementler
9xxx	Kullanılmayan seriler

- Buradaki ilk rakam ana alaşım elemanını (1XXX serileri için minimum alüminyum miktarını) belirtir. Tablo 1.4'te birinci karakterlerin anlamları görülmektedir.
- İkinci rakam orijinal alaşım elemanının çeşitli türevlerini ifade eder ve orijinal bileşimde her zaman "0"dır. Orijinal bileşimde değişiklik oldukça "0" değeri "1", "2" diye artarak devam eder. Buradaki değişiklikler genel olarak bir yada daha fazla alaşım elamanında % 0.15-0.50 arasındaki artış olduğu anlamına gelir.
- Üçüncü ve dördüncü rakam seri içersindeki özel alaşımı ifade eder.

Ana alaşım elemanlarını gösteren bu 4 rakamın yanında alaşımın gördüğü soğuk işlemi, kararlılık işlemini, kısmi tavlama, kabartmalı levhalar gibi özel ürünleri, temperlerin uygulama ve çeşitlerini, gerilim giderme işlemlerini, su verme işlemini ve üretici dışında uygulanan ısıl işlemleri belirten sayısal ve alfabetik karakterler vardır. Bu karakterler ve anlamları Tablo 1.5, 1.6, 1.7 ve 1.8'de görülmektedir.

Tablo 1.5. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının temel ısıl (temperleme) işlemlerinin gösterimi (Taban, 2004)

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

Tablo 1.6. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının H (sertleştirme) işlemlerinin alt bölümlerinin gösterimi (Kaufman, 2000)

H' dan sonraki ilk rakam temel işlemi tanımlar.

H1— Sadece Şekil Değiştirme Sertleştirmesi
H2— Şekil Değiştirme Sertleştirmesi ve Yapay Yeniden Kristalleştirme
H3— Şekil Değiştirme Sertleştirmesi ve Yapı Dengelemesi
H4— Şekil Değiştirme Sertleştirmesi ve Parlatma veya Boyama

H' dan sonraki ikinci harf şekil değiştirme sertliğinin derecesini tanımlar.

HX2— Dörtte bir
HX4— Yarım Sert
HX6— Üç-çeyrek Sert
HX8— Tam Sert
HX9— Çok Sert

Tablo 1.7. TS 1321'e göre alüminyum ve alüminyum alaşımlarına uygulanan temel sertleştirme işlemlerinin gösterimi

M	Üretildiği biçimde
F	İşlendiği biçimde
O	Yumuşak tavlanmış
H	Soğuk biçimlendirme ile sertleşmiş (H harfinden sonra temel işlem tipini belirten bir rakam ve soğuk biçimlendirmenin son durumunu gösteren ikinci bir harf kullanılır).
Temel işlem tipleri	
H1 H2 H3	Soğuk biçimlendirme ile sertleştirilmiş Soğuk biçimlendirme ile sertleştirilmiş ve kısmi tavlanmış Soğuk biçimlendirme ile sertleştirilmiş ve stabilize edilmiş
Soğuk biçimlendirme sertleşmesinin son durumu (x harfi, 1, 2 ve 3'ten uygun olanını ifade eder; ancak bazı uygulamalarda bu rakamlar kullanılmadan belirtme yapıldığı da görülür.	
HxH HxD HxB HxF HxJ	Tam sertleştirme işlemi Çekme dayanımı yaklaşık O hali ile HxH değerleri arasında Çekme dayanımı yaklaşık O hali ile HxD değerleri arasında Çekme dayanımı yaklaşık HxD hali ile Hx Hdeğerleri arasında Çekme dayanımı HxH değerinden çok.
T	M, F, O ve H'dan başka ısıl işlem görmüş (T harfinden sonra, işlemlerin belirli sırasını gösteren ikinci bir harf kullanılır).
TA	Yüksek sıcaklıkta biçimlendirmeden sonra, soğutulmuş ve doğal yaşlandırılmış
TB	Katı çözelti ısıl işlemi uygulanmış ve doğal yaşlandırılmış
TC	Yüksek sıcaklıkta biçimlendirmeden sonra, soğutulmuş, soğuk biçimlendirilmiş, Doğal yaşlandırılmış.
TD	Katı çözelti ısıl işlemi uygulanmış, soğuk biçimlendirilmiş ve doğal yaşlandırılmış.
TE	Yüksek sıcaklıkta biçimlendirmeden sonra, soğutulmuş ve katı çözelti ısıl işlemi uygulanmış.
TF	Katı çözelti ısıl işlemi uygulanmış ve katı çözelti işlemi uygulanmış.
TG	Yüksek sıcaklıkta biçimlendirmeden sonra, soğutulmuş, soğuk biçimlendirilmiş ve katı çözelti işlemi görmüş.
TH	Katı çözelti işlemi uygulanmış, soğuk işlenmiş ve katı çözelti işlemi uygulanmış.
TL	Katı çözelti ve katı çözelti işlemi uygulanmış, soğuk işlenmiş.
TM	Çözelti işlemi uygulanmış ve stabilize edilmiş (dengeleştirilmiş).

TS 1321'deki gösterim	Alternatif gösterim	TS 1321'deki gösterim	Alternatif gösterim
M	H 112	TB	T4
F	F	TC	T2
O	O	TD	T3
H1B, H2B, H3B	H12, H22, H32	TE	T5
H1D, H2D, H3D	H14, H24, H43	TF	T6
H1F, H2F, H3F	H16, H26, H36	TG	T10
H1H, H2H, H3H	H18, H38, H38	TH	T8
H1J, H2J, H3J	H19, H29, H39	TL	T9
TA	T1	TM	T7

Tablo 1.8. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının T (ısıl işlem) işlemlerinin alt bölümlerinin gösterimi (Kaufman, 2000)

T1— Ekstrüzyon gibi yüksek sıcaklıkta şekil verilmiş parçalar soğutulduktan sonraki doğal yaşlandırma T2— Yüksek sıcaklıkta şekil verme soğutmasından sonra soğuk şekillendirme ve ardından doğal yaşlandırma T3— Çözeltiye alma ısıl işlemi, soğuk şekillendirme ve doğal yaşlandırma T4— Çözeltiye alma ısıl işlemi ve doğal yaşlandırma T5— Yüksek sıcaklıkta şekil verme soğutmasından sonra yapay yaşlandırma T6— Çözeltiye alma ısıl işlemi ve yapay yaşlandırma T7— Çözeltiye alma ısıl işlemi ve stabilizasyon (aşırı yaşlandırma) T8— Çözeltiye alma ısıl işlemi, soğuk şekillendirme ve yapay yaşlandırma T9— Çözeltiye alma ısıl işlemi, yapay yaşlandırma ve soğuk şekillendirme T10— Yüksek sıcaklıkta şekil verme soğutmasından sonra soğuk şekillendirme ve sonra yapay yaşlandırma Eklenen numaralar gerilme gidermeleri tanımlar. Örnek: TX51 veya TXX51— Çekmeyle gerilim giderme TX52 veya TXX52—.Basmayla gerilim giderme

Dövme alüminyum alaşımlarından 1xxx, 3xxx ve 5xxx serileri ısıl işlem uygulanamayan türlerdir ve bunlar yalnızca şekil değişimiyle sertleştirilebilirler. 2xxx, 6xxx ve 7xxx serisi dövme alüminyum alaşımları ise ısıl işleme tabi tutulabilirler. 4xxx ve 8xxx serileri hem ısıl işleme tabi tutulabilir hem de ısıl işleme tabi tutulamaz alaşımlar içerir (Taban, 2004; Kauffman, 2000).

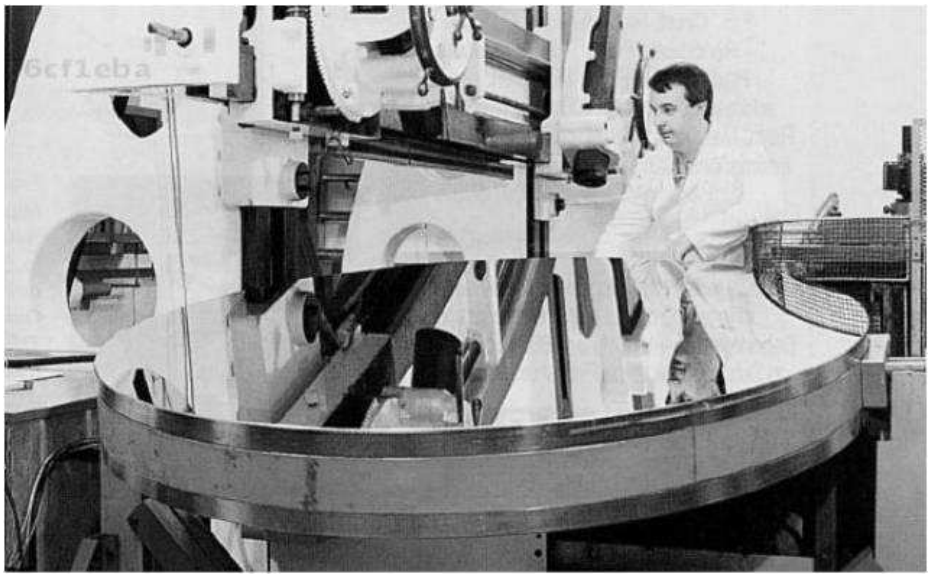
1.2.3.3. Dövme alüminyum alaşımlarının türlerinin incelenmesi

- 1xxx serisi alaşımlar

Bu seri en yüksek 70- 190 N/mm^{2}' lik çekme mukavemetli, ısıl işleme tabi tutulmaz seridir. Bu seri genelde saf alüminyum serisidir, zira bu seriden en az %99.0 alüminyum içeriğine sahip olması istenir. Bu alaşımlar kaynak edilebilir, ancak dar ergime bölgesi nedeniyle uygun kaynak prosedürleri uygulanması önemle istenir.

Bu alaşımlar her tülü korozif ortama dayanıklılıkları nedeniyle özellikle kimyasal madde tankları ve boru hatları gibi yüksek korozyon direnci gerektiren uygulamalarda kullanılır. Diğer alaşımlardan farklı olarak yüksek elektrik iletkenliği nedeniyle elektrik iletim hatları gibi yüksek elektrik iletkenliği gereken uygulamalarda

seçilir. Bu alaşımlar, yüksek süneklik ve şekil verilebilirliğinin yanında düşük mekanik özeliklere sahiptir ve nadiren yapısal uygulamalarda kullanılır. Bu esas metaller genelde uygulama ve mekanik özelik gereksinimlerine bağlı olarak benzer ek kaynak metali veya 4xxx serisi ek kaynak metalleri ile kaynak edilirler (Taban, 2004; Kaufman, 2000).



Şekil 1.15. Yüksek saflıktaki alüminyumun teleskop aynası olarak kullanımı (Kauffman, 2000)



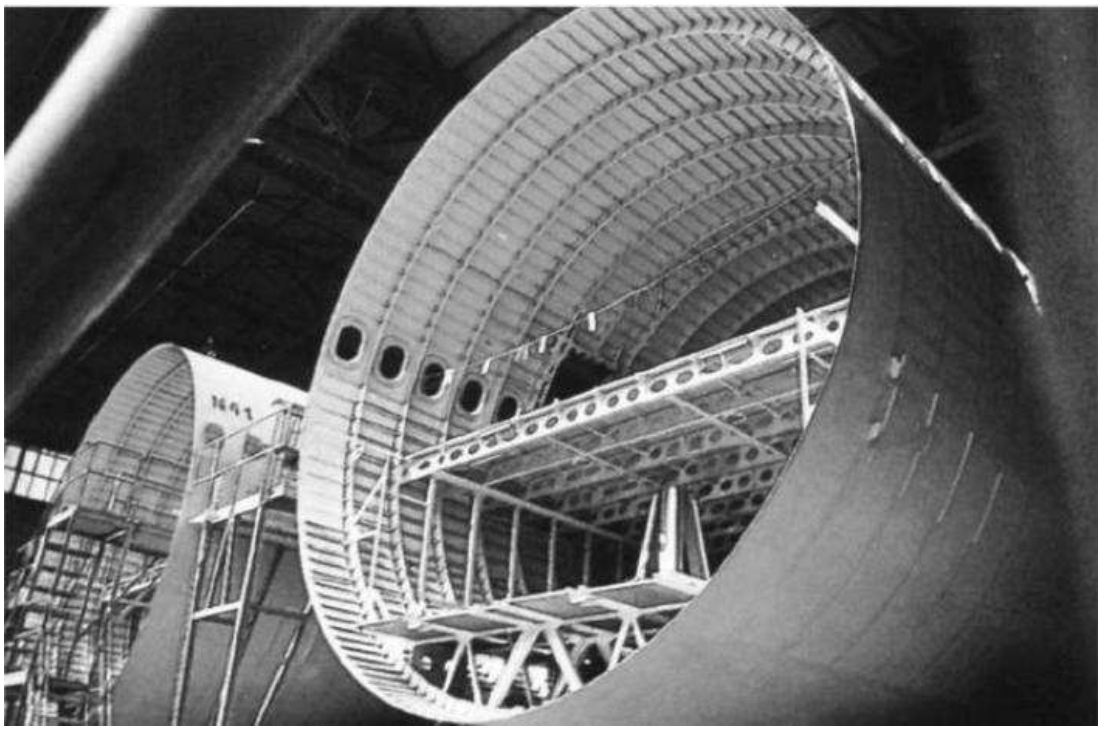
Şekil 1.16. 1060 veya 1100 alüminyumun içecek saklama amaçlı kullanımı (Kauffman, 2000)

- 2xxx serisi alaşımlar

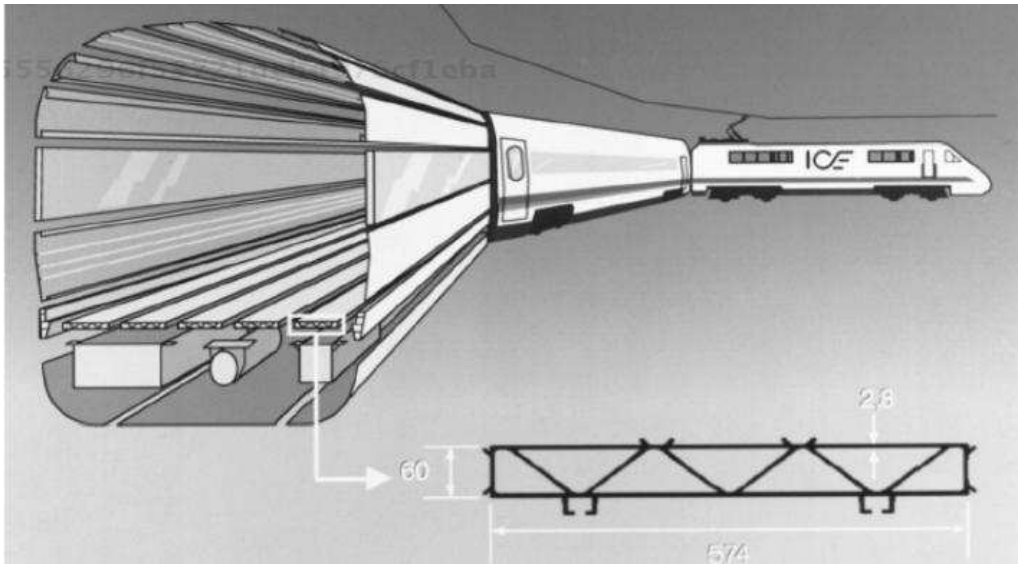
Bu serinin üyeleri ısıl işleme tabi tutulabilir ve 186 ile 428 N/mm^{2}' lik çekme mukavemetine sahiptir. Bu alaşımlar alüminyum/bakır alaşımlarıdır (toplam bakır

oranı %0.7'den %6.8'e kadardır) ve yüksek mukavemet, yüksek performans alaşımları genellikle uzay ve havacılık uygulamalarında kullanılır. Bu alaşımlar geniş sıcaklık alanları üzerinde yüksek mukavemete sahiptir (Taban, 2004; Kauffman, 2000).

Korozyon dayanımı yüksek olmadığı için boyama ya da kaplama yoluyla korozyona karşı koruma sağlanır. Bu alaşımlardan bazıları sıcak çatlama ve gerilmeli korozyon çatlağı hassasiyeti nedeniyle ark kaynak yöntemleri ile kaynak edilemezler, ancak diğerleri uygun kaynak yöntemi kullanarak başarıyla kaynak edilirler. Bu esas metaller genelde yüksek mukavemetli performanslarına uygun düşünülmüş 2xxx serisi ek kaynak metalleriyle kaynak yapılır, ancak bazı uygulama ve istenen çalışma isteklerine uygun 4xxx serisi silisyum ve silisyum-bakır içeren ek kaynak metalleri ile de kaynak edilebilirler (Taban, 2004; Kauffman, 2000).



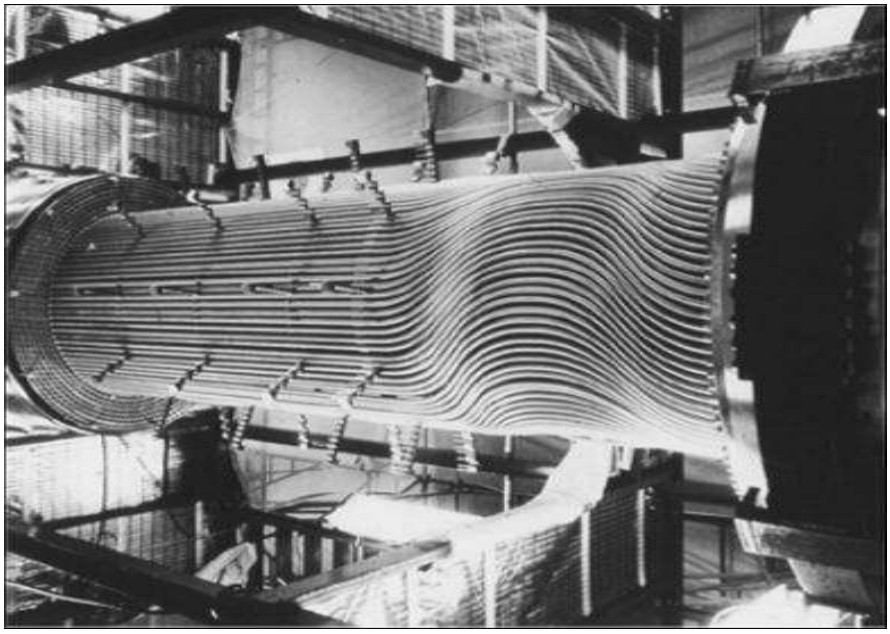
Şekil 1.17. Uçak yapılarında alüminyum alaşımlarının kullanımı (iç yapı elemanlarında 2024, 2124 ve 2618 alaşımları kullanılabilirken, dış yapısında 2024 ve 2618 kullanılır. Korozyona karşı koruma için yüzey yüksek saflıkta alüminyum ile kaplanmalıdır (Kauffman, 2000).



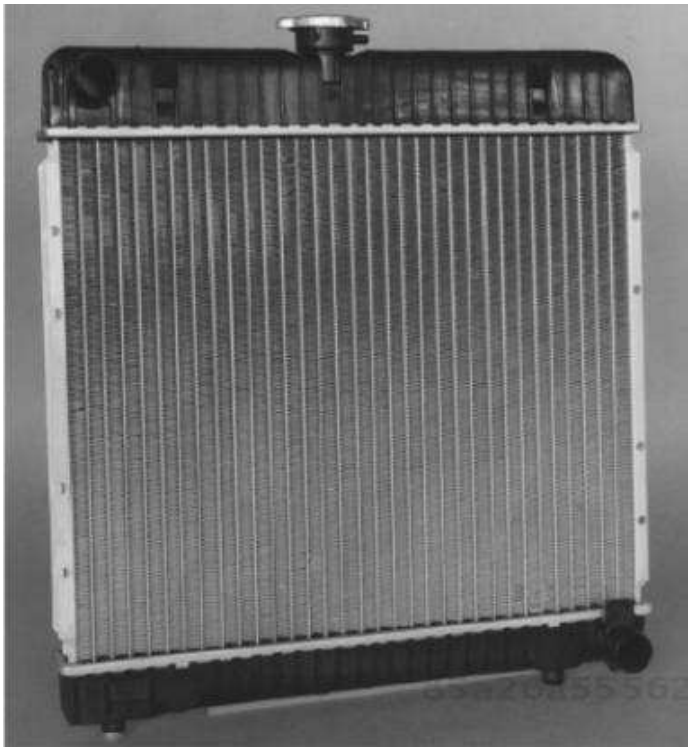
Şekil 1.18. 2XXX alaşımlarının metro ve tramvayda yapı elemanı olarak kullanımı (Kauffman, 2000)

- 3xxx serisi alaşımlar

Bu ısıl işleme tabi tutulamayan seri, 110- 283 N/mm^{2,} lik çekme mukavemetine sahiptir. Bunlar alüminyum/mangan alaşımlarıdır (toplam mangan oranı %0.05'ten %1.8'e kadardır). Bu alaşımlar iyi korozyon dirençli ve yüksek sıcaklıkta kullanım için uygunluklarıyla birlikte orta mukavemetlidir. Bu alaşımların bazı kullanım alanları tencere ve tava yapımıdır, bugün arabalardaki ısı eşanjörleri ve güç üniteleri için temel bileşen bu alaşımlardır. Orta mukavemetleri genellikle mukavemetli uygulamalar için kullanımlarına engel olmaktadır. Bu esas metaller, kimyasal bileşimleri, çalışma isteklerine bağlı olarak 1xxx, 4xxx ve 5xxx serisi ek kaynak metalleri ile kaynak edilebilir (Kauffman, 2000; Taban, 2004).



Şekil 1.19. 3003 alaşımının endüstriyel alanda ısı değiştiricilerde kullanımı (Kauffman 2000)

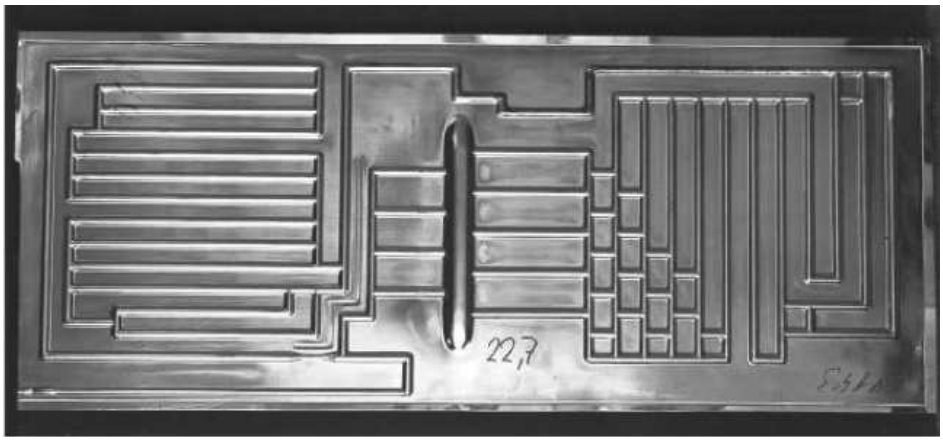


Şekil 1.20. Otomotiv radyatörlerinde 3002 alaşımının kullanımı (Kauffman, 2000)

- 4xxx serisi alaşımlar

Yalnızca bu seri hem ısıl işleme tabi tutulabilir hem ısıl işleme tabi tutulamayan alaşımlar içermektedir. Bu alaşımlar 172- 379 N/mm^2' lik çekme mukavemetine sahiptir. Bunlar alüminyum/ silisyum alaşımlarıdır. (toplam silisyum oranı %0.6'dan

%21.5'e kadardır) Silisyum alüminyuma eklendiğinde ergime sıcaklığını yükseltir ve ergimiş durumdaki akışkanlığını iyileştirmiş olur. Özellikle, yaklaşık %12 Si içeren alaşımın akışkanlığı yüksektir ve bu açıdan döküm kabiliyeti iyidir ve ıslatma özeliği de iyi olduğundan kaynak teli olarak kullanımı oldukça yaygındır. Bu karakteristikler, tüm ergitme kaynakları ve lehimlemenin her ikisi için de kullanılan ek kaynak metalleri için istenir. Bundan dolayı bu seriler, çoğunlukla ek kaynak metali olarak kullanılırlar. Alüminyum içindeki serbest silisyumdan dolayı ısıl işleme tabi tutulamaz, bunun yanında silisyum alaşımlarının bazıları ısıl işleme tabi tutulabilme yeteneği sağlayan magnezyumla veya bakırla birlikte bulundurulur. Örneğin, bu ısıl işlem uygulanabilir ek kaynak metalleri yalnızca kaynak sonrasındaki tav uygulamalarına bağlı olarak seçilerek kullanılırlar (Taban, 2004).



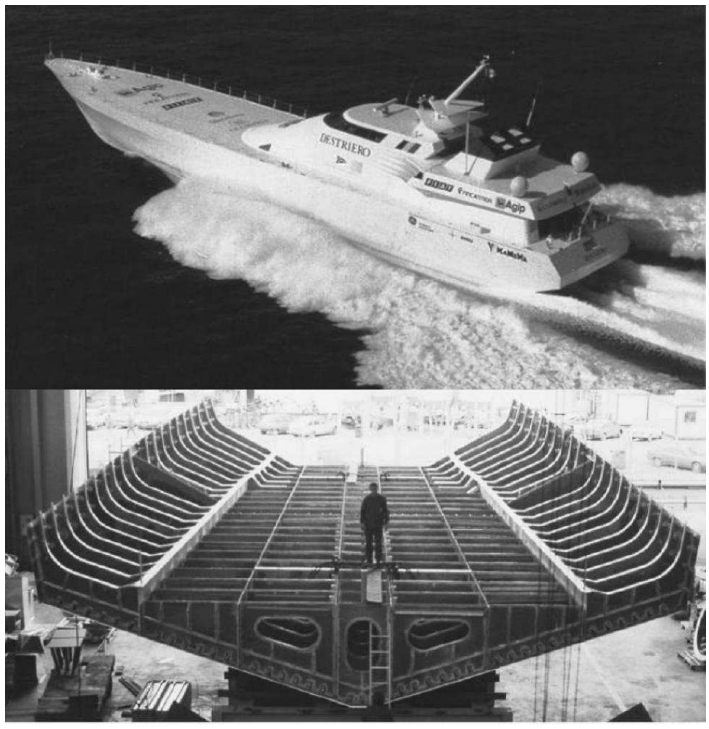
Şekil 1.21. Buzdolabı soğutma çevriminde kullanılan 4xxx serisi alaşım (Kauffman, 2000)

- 5xxx serisi alaşımlar

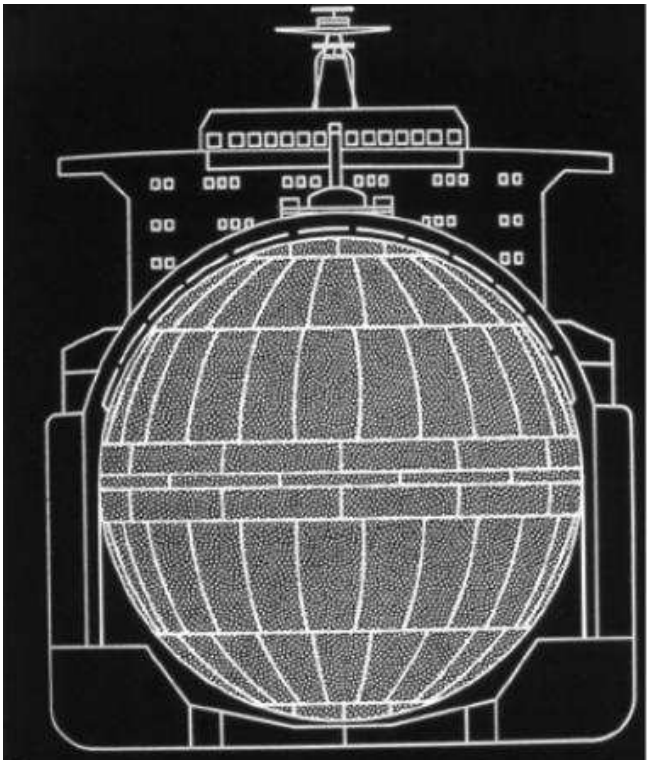
Bu ısıl işleme tabi tutulamayan seri 124- 352 N/mm^{2}' lik çekme mukavemetine sahiptir. Bunlar alüminyum/magnezyum alaşımlarıdır (toplam magnezyum oranı %0.2'den %6.2'ye kadardır) ve ısıl işleme tabi tutulamayan alaşımlar içinde en yüksek mukavemete sahiptir. Bu alaşımlar; kolay kaynak edilebilirliği nedeniyle gemi yapımı, taşımacılık, basınçlı kaplar, köprüler ve binalar gibi uygulamalarda yaygın olarak kullanılırlar (Taban, 2004; Kauffman, 2000).

Deniz suyu korozyonuna da dirençli olan Al-Mg alaşımları, yüksek korozyon dirençleri ve kolay şekillendirilme istenen, mekanik özeliklerin fazla önemli olmadığı atmosfer etkilerine açık olan yapı elemanları gibi yerlerde de tercih edilirler. Bu alaşımlar, levha, band, boru, çubuk, tel ve profil olarak biçimlendirilerek kullanılırlar.

Magnezyum alaşımları genellikle esas metal içindeki magnezyuma, kaynak dikiş bileşimine ve çalışma koşullarına bağlı olarak belirlendikten sonra seçilen ek kaynak metali ile kaynak edilir. Bu serideki %3.0'dan fazla magnezyumlu alaşımlar, 66°C'nin üzerindeki yüksek sıcaklıklar için zorlamaya hassasiyeti ve daha sonra gelen gerilmeli korozyon çatlamasına hassasiyeti nedeniyle önerilmez. % 2.5'ten az magnezyum içeren esas metaller genellikle 5xxx veya 4xxx serisi ek kaynak metalleri ile başarıyla kaynak edilirler. 5052 alaşımı genellikle 4xxx serisi bir ek kaynak metali ile kaynak edilebilen en çok kaynak edilebilir esas metal olarak kabul edilir. Ötektik ergime ve zayıf mekanik özelliklerdeki kaynak problemleri nedeniyle bu serideki yüksek oranda magnezyum içeren alaşımlar için 4xxx serisi ek kaynak metalleri ile kaynak yapılması önerilmez. Daha yüksek magnezyum içeren esas metaller, yalnız esas alaşım bileşimine göre seçilen 5xxx serisi ek kaynak metalleri ile kaynak edilir (Taban, 2004).



Şekil 1.22. Teknesi, alt yapı, üst yapısı, mukavemet elemanları 5083 H113/H321 alüminyum alaşımlarından üretilen yüksek hızlı Destreiro teknesi (Kauffman, 2000)



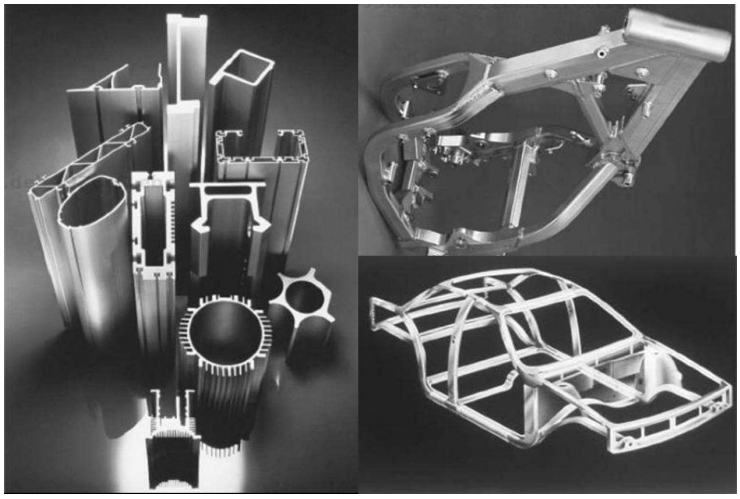
Şekil 1.23. 200 mm kalınlında 5083 alüminyum alaşımdan üretilen ve gemiyle LNG taşımada kullanılan 32 m çapında küresel tanklar(Kauffman, 2000)

- 6xxx serisi alaşımlar

Bu seri ısıl işleme tabi tutulabilir ve 124- 221 N/mm$^{2'}$ lik çekme mukavemetine sahiptir. Bunlar; Al/ Mg-Si alaşımları (toplam magnezyum ve silisyum oranı yaklaşık %1'dir). Kaynaklı üretimde geniş çapta kullanılırlar, çoğunlukla ekstrüzyon ürünü ve farklı yapı bileşenlerini birleştirmek için kullanılırlar. Alüminyuma magnezyum ve silisyum eklemekle ki silisyum tavlamada çözünerek magnezyum silikat bileşimi oluşur. Bu alaşımlar doğal olarak çatlama duyarlılığı nedeniyle (ek kaynak metali kullanılmadan) kaynak edilmemelidir. Ark kaynağı yöntemi süresince uygun miktarda ek kaynak metali kullanmak esas metalin ıslanmasını sağlar, bu sayede sıcak çatlama problemi önlenmiş olur. Bu alaşımlar, uygulama ve çalışma isteklerine bağlı olarak 4xxx ve 5xxx ek kaynak metallerinin her ikisi ile de kaynak edilirler (Anderson, 2000).



Şekil 1.24. 6063 veya 6061 alüminyum alaşımların kapalı spor salonların çatılarında yapı elemanı olarak kullanımı (Kaufman, 2000)



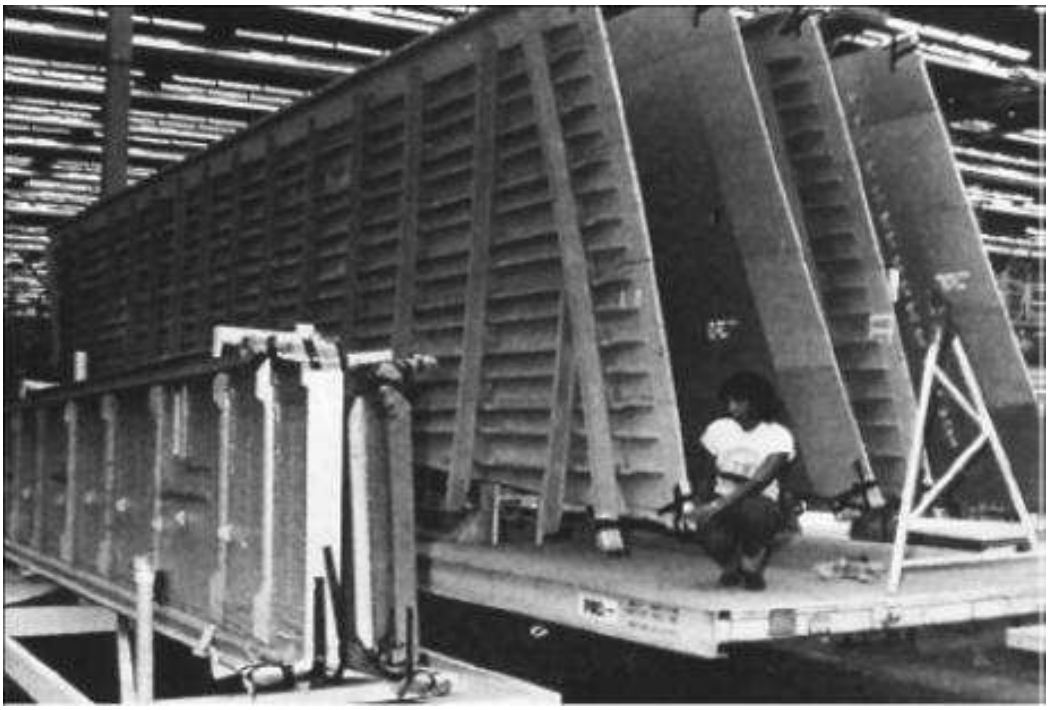
Şekil 1.25. 6xxx serisi alaşımların makine elemanı, motorsiklet gövdesi ve otomobil gövdesi olarak kullanımı (Kauffman, 2000)

- 7xxx serisi alaşımlar

Isıl işleme tabi tutulabilir, 221- 607 N/mm^2 çekme mukavemetli bu alüminyum / çinko alaşımları (toplam çinko oranı %0.8'den %12'ye kadardır) alüminyum alaşımları içinde en yüksek mukavemet değerine sahip olanlardır.

Bu alaşımlar genellikle havacılık, uzay ve spor malzemeleri gibi yüksek performans istenen uygulamalarda kullanılır. 2xxx serisi gibi bu seri de, diğerleri gibi genelde başarıyla kaynak edilirken ark kaynağı için uygun olmayan bazı alaşımlar içermektedir. Genellikle bu serideki 7005 alaşımı gibi kaynak edilebilir alaşımlar

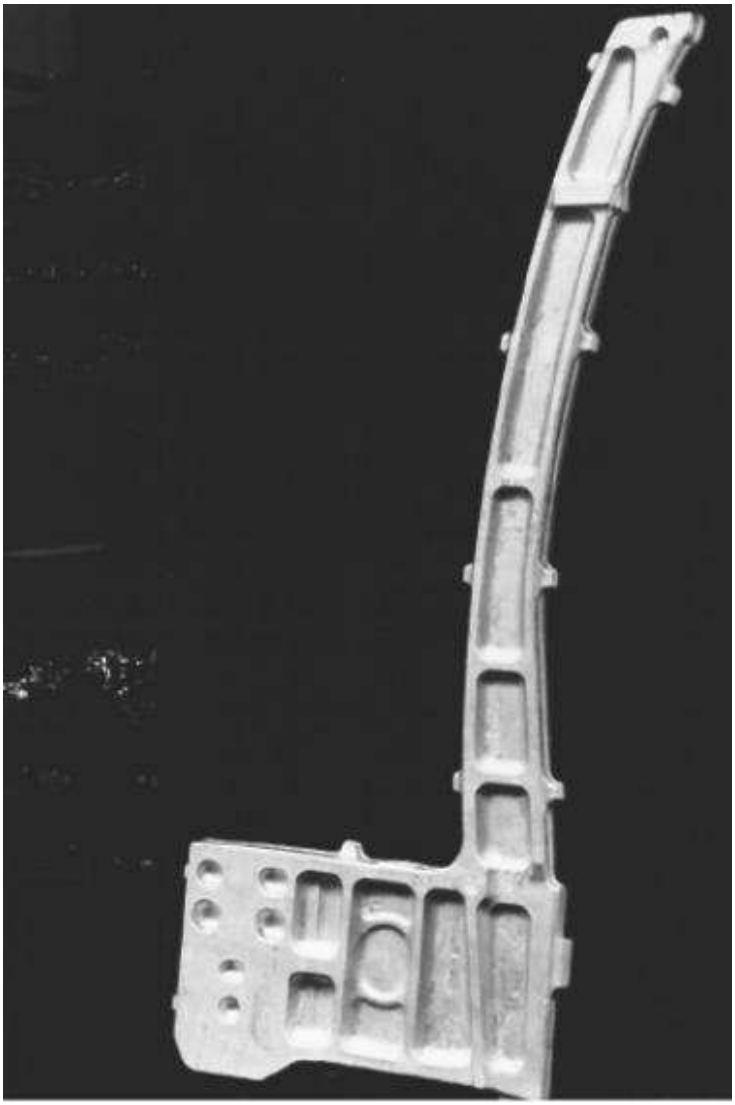
çoğunlukla 5xxx serisi ek kaynak metali kullanımıyla kaynak edilirler (Anderson, 2000).



Şekil 1.26. 7xxx alüminyum levhaların uçak kanat yapı elemanı olarak kullanımı; 7075-T73 veya yüksek tokluğa sahip 7050 veya 7475 alaşımların ilk tercihlerdir (Kauffman, 2000)

- 8XXX serisi alaşımlar

Bazı alaşımları ısıl işleme tabii tutulabilirken bazılarına ise ısıl işlem uygulanamaz. Yüksek iletkenlik, mukavemet ve sertliğe sahiptir. Tipik çekme mukavemetleri 120-240 MPa arasında değişmektedir. Diğer serilerde kullanılmayan demir, nikel ve lityum alaşımların temel alaşım elemanıdır. Demir ve nikel mukavemet kazandırırken elektrik iletkenliğinde çok az düşme meydana getirir ve bu nedenle 8017 türleri iletken olarak kullanılır.



Şekil 1.27. Alüminyum-lityum alaşımlı 8090-T852'nin helikopter parçası olarak kullanımı (Kauffman, 2000)

1.2.4. Döküm alüminyum alaşımları

1.2.4.1. Genel

Döküm alaşımları, dövme alaşımlarda olduğu gibi alaşımlarına göre ısıl işlem uygulanabilen ve ısıl işlem uygulanamayanlar olarak sınıflandırılabildiği gibi döküm yöntemine göre tek kullanımlık kum kalıplama(sand casting), tekrar kullanılabilen kalıplarda basınçsız (Permanent mold casting) ve basınçlı döküm olarak imal edilebilirler.

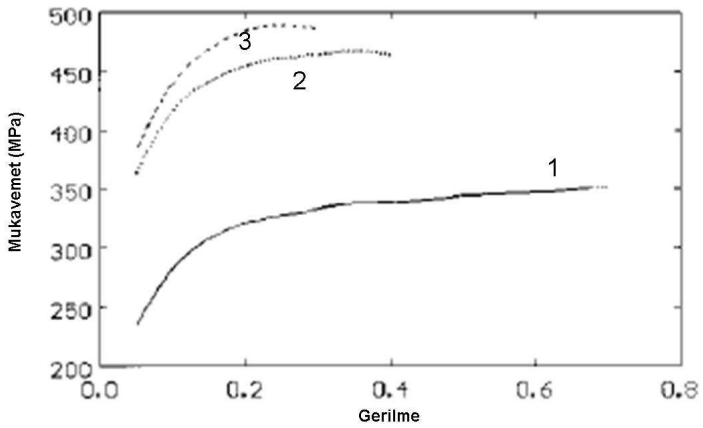
Kum kalıplamada, sınırsız dizayn, ölçü, şekil özgürlüğü ve ürün kalitesi elde edilebilir. Kalıp malzemesi olarak silika, zirkonya, olivin veya kromite kumları kullanılmakla birlikte ağırlıklı olarak silika ve zirkonya kumları kullanılmaktadır.

Basınçsız kalıplama ise iki ya da daha çok parçadan oluşur ve döküm esnasında bu parçalar açılıp kapanır. Bu üretim yöntem yüksek üretim hacimleri için uygundur. Kum kalıplamaya göre daha üniform parçaların üretimi, ölçü hassasiyeti, geliştirilmiş mekanik ve yüzey özellikleri amacıyla tercih edilir. Bununla birlikte kalıp üretiminin pahalı oluşu nedeniyle seri üretim için uygundur.

Kum ya da basınçsız kalıplamada metal akışı yerçekimi ile olurken basınçlı döküm yönteminde metal kalıp içersine bir pompa ya da benzeri bir cihaz yardımı ile basınçlandırılarak gönderilir. Düşük basınçlı kalıplamalarında basınçsız kalıplara benzer bir proses oluşur. Yüksek basınçlı kalıp uygulamalarda kalıp malzemesi daha pahalı olan metal kalıplar kullanılır ve bu yöntem daha pahalıdır (Totten ve Mckenzie, 2003).

Kum, basınçsız ve basınçlı kalıplama genelde kullanılan üç yöntem olmakla birlikte yeni geliştirilen tikso kalıplama ve sıkıştır/döv kalıplama çeşitleri de mevcuttur (Kaufman, 2000).

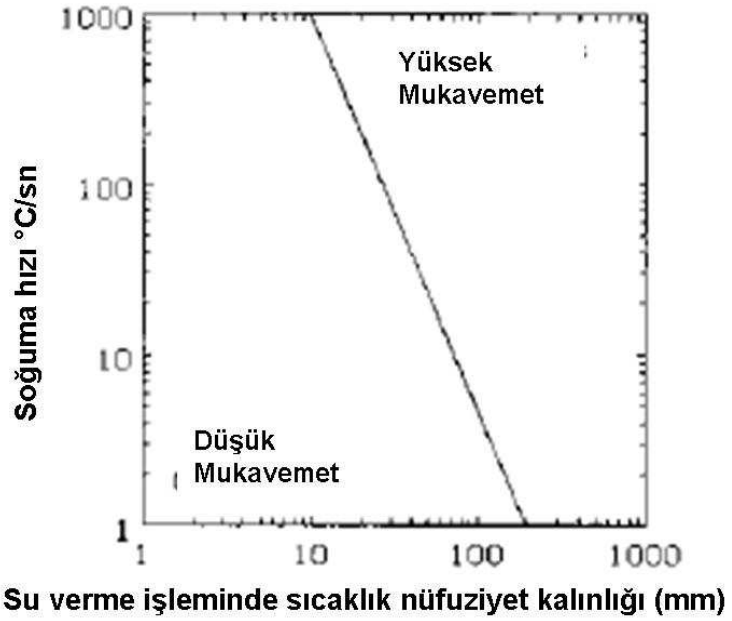
Döküm alaşımlarda ısıl işlem uygulaması dövme alaşımlara göre ötektik fazlarının karmaşıklığı nedeniyle ayrılırlar. Ağırlık olarak % 3.6 Cu içeren döküm alaşımda yaşlandırma işlemi için materyal 490 °C üzerine ısıtılmalıdır. Buradaki ufak sıcaklık farkları malzeme yüzey kalitesi ve mukavemetini etkiler (Şekil 1.28).



Şekil 1.28. Yaşlandırma sıcaklığının 319 alaşımının mukavemetine etkisi (1:400 °C, 2:440 °C, 3:480 °C) (Totten ve McKenzie, 2003)

Soğuma hızı da döküm alaşımların kontrol altında tutulması gereken önemli özelliğidir. Bazı dökümlerde hızlı soğumalar mukavemet arttırmasına rağmen kontrolü zor bir prosestir. Çabuk soğuma bozunmalara yol açabileceği gibi düşük

soğuma hızı katı çözelti içinde bulunacak alaşımı azaltabilir (Kauffman, 2000) (Şekil 1.29).



Şekil 1.29. Soğuma hızı mukavemet ilişkisi (Totten ve McKenzie, 2003)

1.2.4.2. Döküm alaşımlarının sınıflandırması

Alüminyum Birliği'nin standardizasyonuna göre alaşımları ülkemizde de TS 410/Nisan 1975'de yayımlanmış "Alüminyum Alaşımlarından Yapılan Dökümlerin Bileşimi" adlı standartta tanımlanmışlardır. Günümüzde bu tür alaşımlar için hazırlanmış olan EN 1706 ve EN 1780 serisi standartlar geçerlidir. Ancak, bu çalışmada bu tür alaşımlar kullanılmadığından burada bu gösterimlere yer verilmemiştir (Taban, 2004).

Döküm alaşımları dört rakam, üçüncü ve dördüncü rakam arasında bir nokta ile ifade edilen bir sistemdir. İlk üç rakam alaşım türüne işaret ederken dördüncü rakam ürün formuna işaret etmektedir. Birinci rakam Tablo 1.9'da görülen temel alaşım elemanını gösterir.

İkinci ve üçüncü rakam özel alaşım ailesini gösterir. 1xx.x serisinde bu rakam alüminyumun saflık derecesini gösterir ve % 99.xx miktarına karşılık gelir.

Noktadan sonra gelen rakam ise döküm ya da ingot olduğunu gösterir. Son ürün olarak döküm uygulandıysa bu rakam "0"dır. Eğer döküm işlemi bir ingot formundan yapılacaksa bu değer "1" yada "2" olur. "1" rakamı daha çok kullanılır ve daha geniş

bileşim alanına sahipken “2” rakamı daha seyrek kullanılır ve daha dar bir bileşim aralığı olduğunu belirtir.

Bu rakamların başlarına gelen “A”, “B” ve “C” gibi harflerse döküm alaşımının benzeri olarak üretilen fakat alaşım elemanları üzerinde daha sıkı bir kontrol olduğunu gösteren harflerdir.

Tablo 1.9. Alüminyum Birliği standartlarına göre döküm alüminyum alaşımlarının simgelendirilmesi (Kauffman, 2000).

Alüminyum Birliği No.	Başlıca Alaşım Elementi
1xx.x	Saf alüminyum (%99’dan daha fazla)
2xx.x	Bakır
3xx.x	Silisyum+bakır ve/veya Magnezyum
4xx.x	Silisyum
5xx.x	Magnezyum
6xx.x	Kullanılmayan seriler
7xx.x	Çinko
8xx.x	Kalay
9xx.x	Diğer elementler

Tablo 1.10’da döküm alaşımların karakteristikleri, Tablo 1.11’de döküm alaşımların kullanım alanları özetlenmiştir.

Tablo 1.10. Döküm alaşımların karakteristik özelliklerinin derecelendirmesi (1 en iyi 5 en kötü olmak üzere) (Kauffman, 2000)

Sınıfı	Akışkanlık	Çatlama	Sıkılık	Korozyon	Son işlem	Kaynak
1xx.0				1	1	1
2xx.0	3	4	3	4	1-3	2-4
3xx.0	1-2	1-2	1-2	2-3	3-4	1-3
4xx.0	1	1	1	2-3	3-4	1-3
5xx.0	5	4	4-5	3	1-2	3
7xx.0	3	4	4	4	1-2	4
8xx.0	4	5	5	5	3	5

Tablo 1.11. Döküm alüminyum alaşımları ve kullanım alanları(Welding Handbook 1996)

Isıl İşlem *Uygulanamayan* Döküm Alüminyum Alaşımları ve Kullanım Alanları								
Kodu	**Nominal Bileşim**				**Döküm Türleri**			**Kullanım Yeri**
	Cu	**Si**	**Mn**	**Mg**	**Kum**	**Basınçsız**	**Basınçlı**	
208.0	4.0	3.0	-	-	X	X	-	Genel amaçlı alaşım, manifoldlar, valf yatakları basınç sızdırmazlığı gerektiren uygulamalar
213.0	**7.0**	**2.0**	**-**	**-**	**X**	**X**	**-**	**-**
360.0	-	9.5	0.5	-	-	-	X	Malzeme kapları, kapaklarında kullanılır. döküm karakteristiği yüksektir.
413.0	**-**	**12.0**	**-**	**-**	**-**	**-**	**X**	**Genel amaçlı kullanıma sahip, ince kesitli geniş yüzeyli malzemelerde kullanılır**
B443.0	0.15 max	5.25	-	-	X	X	-	Genel amaçlı kullanıma sahip, mutfak aletleri, boru devre elemanları, deniz uygulamaları, döküm kabiliyeti yüksektir
A444.0	**-**	**7.0**	**-**	**-**	**-**	**X**	**-**	**Yapısal uygulamalar**
512.0	-	1.8	4.0	-	X	-	-	Mutfak malzemeleri ve boru devre elemanları
518.0	**-**	**-**	**8.0**	**-**	**-**	**-**	**X**	**Deniz uygulamalarında kullanılır. Mukavemeti yüksektir. Korozyon dayanımı yüksektir.**
710.0	0.5	-	0.7	6.5	X	-	-	Genel amaçlı kullanıma sahiptir. İyi işlenebilir.
Isıl İşlem *Uygulanabilen* Döküm Alüminyum Alaşımları ve Kullanım Alanları								
222.0	**10.0**	**-**	**0.25**	**-**	**X**	**-**	**-**	**Hava soğutmalı silidir kafaları, yüksek sıcaklıklarda mukavimdir**
242.0	4.0	-	1.5	2.0	X	X	-	Pistonlarda, hava soğutmalı silidir kafaları, yüksek sıcaklıklarda mukavimdir
A242.0	**4.1**	**-**	**1.5**	**2.0**	**X**	**-**	**-**	**Pistonlarda, hava soğutmalı silidir kafaları, yüksek sıcaklıklarda mukavimdir**
295.0	4.5	1.1	-	-	X	-	-	Makine karterleri, diskler ve diğer makine parçalarında kullanılır.
332.0	**3.0**	**9.5**	**1.0**	**-**	**-**	**X**	**-**	**Otomotiv pistonları**
333.0	3.5	9.0	0.30	-	-	X	-	Makine parçaları, regulatör parçaları ve genel amaçlı kullanım
336.0	**1.0**	**12.0**	**1.0**	**2.5**	**-**	**X**	**-**	**Ağır iş dizellerin pistonlarında**
354.0	1.8	9.0	0.50	-	-	X	-	Uçak füzeleri ve diğer yüksek mukavemet gerektiren yerler
A356.0	**-**	**7.0**	**0.35**	**-**	**X**	**X**	**-**	Uçaklar, füzeler ve diğer yüksek mukavemet gerektiren yerler
359.0	-	9.0	0.6	-	X	X	-	Uçaklar, füzeler ve diğer yüksek mukavemet gerektiren yerler
520.0	-	-	10.0	-	X	-	-	Mukavemet ve şok dayanımı isteyen uçak elemanlarında kullanılır. Korozyon dayanımı yüksektir.121 °C üzerinde kullanılmaz.

1.2.4.3. Döküm alüminyum alaşımlarının türlerinin incelenmesi

- 2xx.x Döküm alaşımlar

Bu döküm alüminyum alaşımların ana alaşım elemanı bakırdır. Isıl işlem uygulanabilirler kum ve kalıcı çamur kalıplama ile imal edilebilirler. Oda sıcaklığı ve artan sıcaklıklarda yüksek mukavemet gösterirler, yüksek tokluğa sahiptirler. Çekme mukavemet değerleri 130-450 MPa arasında değişir. Bu türün en güçlü alaşımı 201.0'dır ve özellikle havacılık ve uzay endüstrisi için önemlidir. Yüksek tokluğu nedeniyle yüksek gerilmelerin oluştuğu makine parçası imalatı ve uçak sanayinde kullanım için uygundur. Düşük sürtünme katsayısı, iyi aşınma direncinin gerektiği piston kafaları, makine blokları ve yataklarında en yüksek mukavemet değerine 200 °C'de ulaşan 203.0 alaşımı kullanılır. 2xx.x alaşımının sanayi uygulaması örneği Şekil 1.30'da görülmektedir.

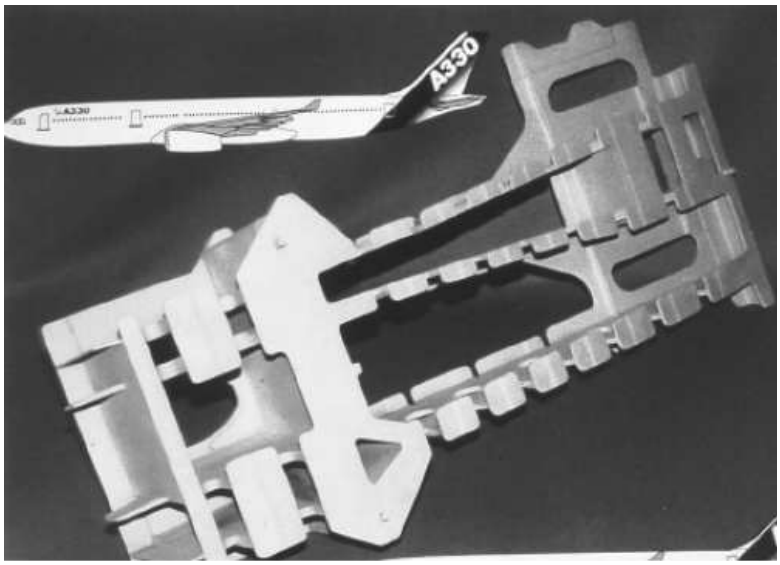


Şekil 1.30. Uçak yapı elemanlarında kullanılan yüksek mukavemetli 201.0 döküm alaşımı (Kauffman, 2000)

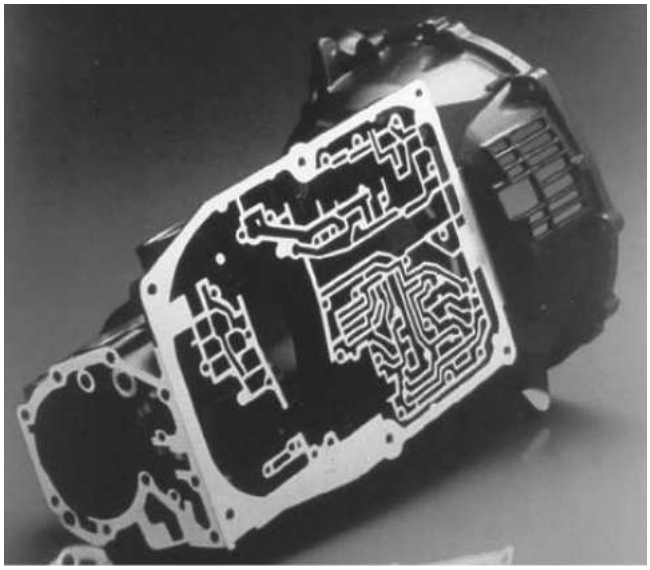
- 3xx.x Döküm alaşımlar

Bu alaşımlarda silisyum ana alaşım elemanıdır ve silisyumun yanında bakır veya magnezyum kullanılır. Isıl işlem uygulanabilir ve bütün döküm yöntemleri ile üretilebilirler. Çekme mukavemetleri 130-275 MPa arasında değişir ve kaynak edilmeye uygundurlar.

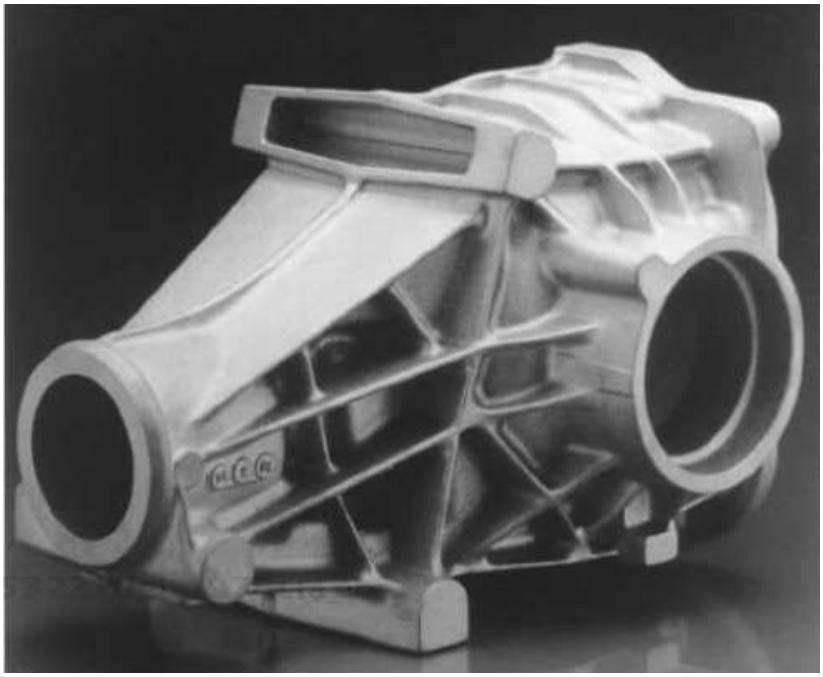
3xx.x alaşımları silisyum içeriği sayesindeki akışkanlığı, esnek kullanım alanı, ısıl işlem uygulanabilirliği nedeniyle geniş mukavemet aralığı sağlamaları nedeniyle en çok kullanılan döküm alaşımlardandır. Üç temel kalıplamanın yanında yeni geliştirilen kalıplama teknikleriyle de kalıplanabilirler.



Şekil 1.31. Tikso kalıplama ile A356.0-T6 alaşımdan Airbus uçakları için üretilmiş turbo iç iskeleti(Kauffman, 2000)



Şekil 1.32. Basınçlı kalıplama ile 380.0 alaşımdan üretilen otomobil şanzımanı (Kaufman, 2000)



Şekil 1.33. Kum kalıplama ile 380.0 alaşımdan üretilen otomobil arka aks muhafazası(Kaufman, 2000)

- 4xx.x Döküm alaşımlar

Ana alaşım elemanı silisyumdur. Isıl işlem uygulanamaz. Kum, kalıcı çamur ya da basınçlı kalıplama ile üretilebilir. Akışkanlığı yüksektir ve girift dökümler için uygundur. Çekme mukavemet değerleri 120-175 MPa arasında değişir. B413.0 alaşımı ötektik bileşimi ve 700 °C olan erime sıcaklığı nedeniyle döküme ve kaynağa uygun alaşımlardır. Bu alaşım orta derecede mukavemeti, yüksek uzama ile birleştirirken iyi derecede korozyon dayanımı da gösterir. Bu alaşımlar daktilo ve bilgisayar kasaları, dişçi aletleri ve kısmen deniz uygulamalarında kullanılır (Kaaufman, 2000).

- 5xx.x Döküm alaşımlar

Temel alaşım elemanları magnezyumdur. Isıl işlem uygulanamazlar. Kum, kalıcı çamur ve basınçlı kalıplama için uygundurlar. Dökümü zordur ama iyi son işlem karakteristiği gösterirler. Çekme mukavemetleri 120 -175 MPa arasında değişir. Bu alaşımların karakteristik özelliği korozyona karşı iyi direnç göstermeleridir. 512.0 ve 514.0 alaşımları orta derece mukavemet, iyi uzama değerleri nedeniyle deniz suyu ve benzer ortamlarda kullanılırlar. Dekoratif olarak anodize işlemiyle farklı renkler verilebildiğinden kapı ve pencere kasalarında kullanılırlar (Kauffman, 2000).

- 7xx.x Döküm alaşımlar

Çinkonun ana alaşım elemanı olduğu bu gruptaki alaşımlara ısıl işlem uygulanabilir, kalıplaması zordur ve kum ve kalıcı çamur kalıp tekniği ile kalıplanabilirler. Görünümü iyi ve işlenebilirliği yüksektir. Çekme mukavemetleri 210-380 MPa arasında değişir. Bu alaşımlar kalıplama güçlüğü nedeniyle işlenebilirliğin ve son işlem karakteristiğinin arandığı materyallerde tercih edilir. Mobilya, bahçe ve tarım araçları, ofis eşyaları ve madencilik aletleri bazı kullanım alanlarıdır (Kauffman, 2000).

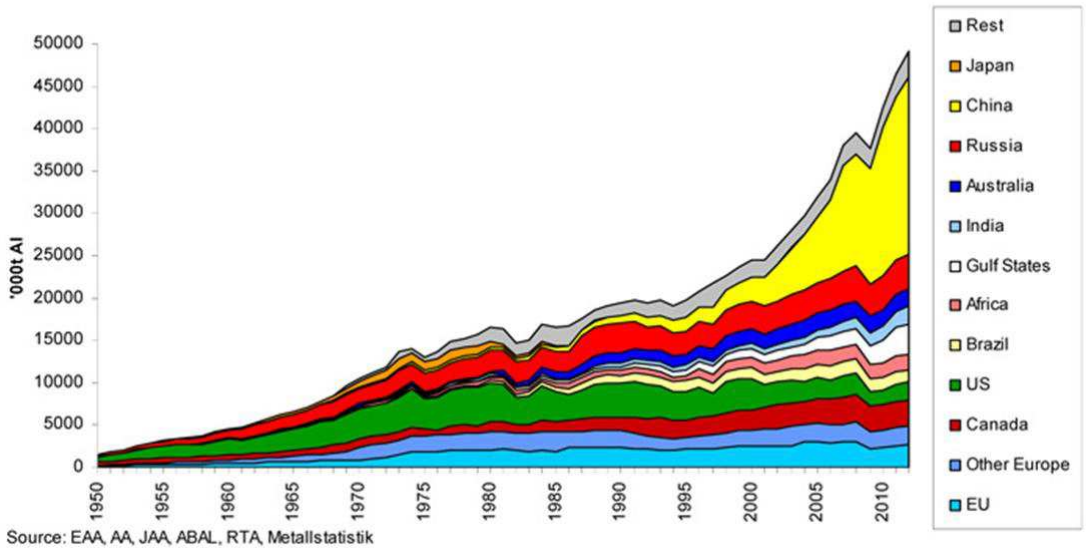
- 8xx.x Döküm alaşımlar

Ana alaşım elemanı kalaydır. Isıl işlem uygulanabilir kalıplaması güçtür, kum ve kalıcı çamur kalıplama ile üretilebilir. Çekme mukavemet değerleri 105-210 MPa arasında değişir. Ana kulanım alanı burçlar ve yataklardır (Kauffman, 2000).

2. ALÜMİNYUM VE ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ KAYNAK KABİLİYETİ

2.1. Giriş

Yüksek mukavemet ağırlık oranı, korozyon direnci ve yüksek geri dönüşüm oranı sayesinde alüminyum ve alüminyum alaşımları birçok üretimde tercih edilen ürün haline gelmiştir. Önceleri, kaynağında zorluk yaşanan alüminyum ve alüminyum alaşımları bindirme birleştirme yöntemlerini kullanarak değerlendirilmekteydi. Kaynak teknolojisindeki gelişmeler sonucunda alüminyum ve alüminyum alaşımları özellikle son 20 yılda, gemi inşa endüstrisinden, raylı sistemlere, havacılık ve uzay endüstrisinden, zırhlı sistemlere, otomobillere kadar geniş yelpazede kullanım alanı bulmuştur. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının 1950-2012 yılları arasında kullanım miktarları ülkelere bağlı olarak Şekil 2.1'de gösterilmiştir.



Şekil 2.1. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının yıllara göre sanayide kullanımı (Url-4)

Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kullanımının son 20 yıla kadar düşük seviyelerde kalmasının nedenlerinden birincisi; o yıllara kadar alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynaklı yapılarında ortaya çıkan ani kırılma olayları

dolayısı ile kazaların ortaya çıkmasıdır. Özellikle, bu yıllarda demiryolları kazaları sonucundaki can ve mal kayıpları oldukça yüksek rakamlara erişmiştir. Bu kazaların birçoğu tasarım hataları sonucunda ortaya çıkmış ise de, deneyimler ve gözlemler bu kazalardan bir bölümüne, malzemede var olan mikro ölçüdeki çatlakların zamanla büyüyerek kırılmaya yol açmasının neden olduğunu ortaya çıkarmıştır (Taban, 2004).

Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kullanımının artmasındaki ikinci neden ise, alüminyum ve alüminyum alaşımlarının üretimlerinin geliştirilmesi neticesinde, malzeme kalitesinin iyileştirilmesi, özeliklerinin daha uygun ve hassas bir şekilde saptanması, tasarım yöntemlerinin geliştirilmesi ve çatlak varlığı olasılığının azaltılmasıdır.

Üçüncü ve en önemli neden ise 20 yıl içersinde geliştirilen kaynak yöntemleri sayesinde kaynağı olanaksız alüminyum alaşımlarının kaynağına olanak sağlanmış olması ve alüminyum ve alüminyum alaşımlarında daha güvenli kaynaklı bağlantıların elde edilmesidir (Messler, 2004).

2.2. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Kaynak Metalürjisi

Üretim yöntemi olarak kaynak uygulanarak inşa edilmiş bir yapının, üretilmiş bir makina parçasının veya tamir edilmiş hasarlı bir parçanın kullanma emniyeti ve kalitesi sadece kullanılan ek kaynak metalinin cinsine ve diğer bir deyimle seçimine bağlı değildir. Bir kaynak bağlantısının özeliğine etkiyen faktörlerin en önemlisi kaynak işlemi sırasında oluşan yüksek sıcaklığın yerel dağılımı ve değişimi karşısında esas metalin davranışıdır (Kaluç, 1999).

Tüm ergitme kaynak yöntemleri temel olarak bir döküm işlemini andırır. Kaynak metali, elektrik arkı veya gaz alevinin yüksek sıcaklığı karşısında ergir ve daha önceden hazırlanmış olan kaynak ağzı içine dökülür, bu arada kaynak ağzının kenar yüzeyleri de bir miktar ergir ve dolayısı ile ergimiş ek kaynak metali ve esas metal karışarak kaynak ağzı içinde katılaşır. Bu oluşum sırasında, kaynak edilen malzemelerin kaynak dikişine komşu bölgelerinde, metalin ergime sıcaklığından ortam sıcaklığına kadar, değişik sıcaklık derecelerinde ısınmış bölgeler ortaya çıkar. Böylece malzemeye; sıcaklık derecesi kaynak işlemince belirlenmiş, bir ısıl çevrim uygulanmış olur. Olay, özellikle çelik malzemeler için çok önemlidir. Bu ısıl çevrimlerin tepe sıcaklıklarına ve soğuma hızlarına göz atarsak, bunlar içinde çeliğin normalizasyon, temperleme, su verme ve yeniden kristalleşme tavlamalarına karşılık

gelenlerin bulunduğunu görürüz. Bu tür ısıl işlemler sonucunda çeliğin iç yapısının ve buna bağlı olarak mekanik özeliklerinin de ne ölçüde değiştiği her mühendis tarafından çok iyi bilinen bir konudur. Bu olaydan ötürü, kaynak bölgesinde, çeşitli ısıl işlemler görmüş ve dolayısı ile mekanik özelikleri ve iç yapısı gerek esas metal ve gerekse kaynak metalinden farklı değişik bölgeler ortaya çıkar. Farklı özeliklerdeki bu bölgelerde, tüm yapının zorlanması halinde, gerilme ve şekil değişiminde olduğu gibi korozyona dirençte de esas metalden farklı davranışlar görülür (Kaluç, 1999).

Sıcaklığın reaksiyonlar üzerine olan etkisi bilinen bir gerçektir; genel olarak tüm reaksiyonların oluşum ve gelişim hızı ile metallerin birbiri içinde çözülme kabiliyeti yükselen sıcaklıkla artar; örneğin, çökelme sonucu elde edilmiş olan bir takım özelikler yüksek sıcaklıklarda kaybolur. Bu durum özellikle çökelme sertleştirilmesi ile sertleştirilmiş alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynağında karşılaşılan metalürjik bir olaydır. Genel olarak kaynak işlemi, gerektirdiği yüksek sıcaklık derecesinden dolayı metalin iç yapısına ve bazı hallerde de kimyasal bileşimine etki etmekte ve sonuçta malzemenin özelikleri değişmektedir (Taban, 2004).

Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynağında bir çok demir esaslı alaşıma nazaran kaynak metalinde herhangi bir katı hal faz değişimi gözlenmez. Bu nedenle mikro yapısı sadece katılaşma olarak incelenebilir. Bunun yanında alüminyum ve alüminyum alaşımları gözenek oluşumu ve sıcak çatlamaya karşı hassastırlar. Kaynağın katılaşma süreci iyi anlaşıldığında kaynak parametrelerinin de kontrolü daha iyi sağlanabilir. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynak metali mükemmele yakın olduğundan dolayı en zayıf yerleri IEB'leridir. Yaşlandırma etkilerinin modellenebilmesi nedeniyle kaynak sonrası mukavemet değerleri için tahmin ve optimizasyon yapılabilmektedir (Totten ve Mckenzie, 2003).

Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynak kabiliyetini daha iyi anlayabilmek için kaynak sırasında ve sonrasında yaşanan, mukavemet değerlerine ve kaynak kalitesine etki eden mukavemet artırıcı mekanizmalar, kaynak sırasında oluşan bölgeler ve kaynak sonrası oluşan hatalar ilerdeki bölümlerde incelenecektir.

2.2.1. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarında mukavemeti artırma mekanizmaları

Kaynağa bağlı mukavemet azalması, alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynak metallerinde ve IEB'lerinde ortaya çıkan bir durumdur. Bilindiği üzere

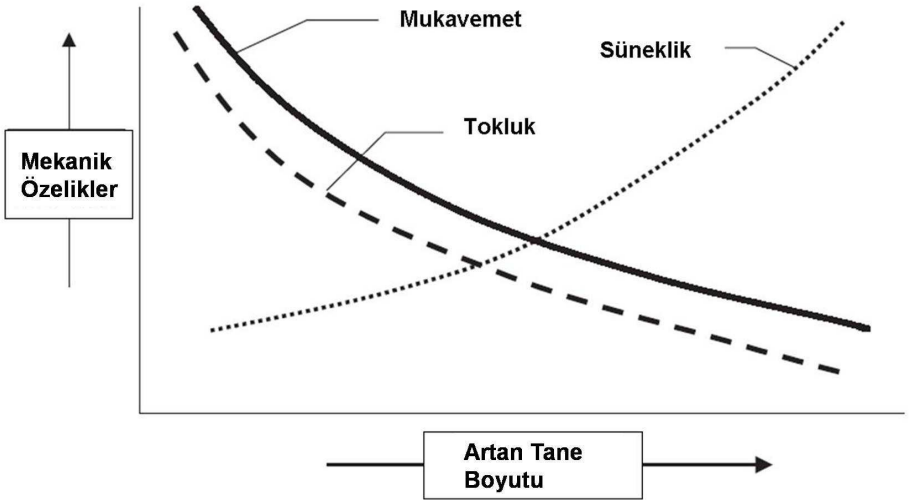
ergitme kaynak yöntemlerinde, kaynak metali, esas metal ve ek kaynak metalinin karışımından oluşmuş bir döküm yapısındadır. Kaynak metalinin özelikleri, ek kaynak metalinin tane boyutu, kalitesi ve bileşimine bağlı olarak değişir. Hızlı soğuma, çok ince tane yapıları verirken yavaş soğuma, daha iyi mekanik özelikler kazandırır. Küçük boyutlu kaynak dikişleri, büyük boyutlu kaynak dikişlerinden daha iyi özeliklere ve daha yüksek sıcak çatlama direncine sahiptir.

Kaynak metali mukavemet özeliklerini düzeltebilmek için uygun kaynak metalinin seçimi ve katı çözelti mukavemetlendirmesi; yüksek kaynak metali mukavemeti sağlamada başlıca etkenlerdir. Alüminyum ve alüminyum alaşımları; daha önceden de belirtildiği gibi ya mekanik olarak (soğuk şekillendirme) yada çökelme sertleştirmesi (yaşlandırma) uygulanarak mukavemet özelikleri artırılan alaşımlardır. Bu özelikler, döküm durumunda veya tavlanma durumunda ortadan kalkarak mukavemetin azalmasına neden olur (Mathers, 2002).

Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının mukavemet özelliklerini arttırmak için kullanılan yöntemler ve kaynak sırasında dikkat edilecek hususlar bu bölümde ele alınacaktır.

2.2.1.1 Tane boyutunun kontrol altına alınması

Tanecik boyutunun kontrolü çelikler için sıcak çatlama riskinin azaltılması, mukavemet ve kırılma tokluğunun kontrolü gibi üstünlükler sağladığından düşük alaşımlı çelikler için önemli olmakla birlikte genelde alüminyum için sorun oluşturmaz. Isıdan etkilenmiş bölgedeki tane büyümesi mukavemeti olumsuz yönde etkilemektedir. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarda tanecik büyümesi nedeniyle oluşacak mukavemet kaybı marjinal bir etkidir ve genelde görülmez. Genel anlamda tane boyutu mukavemet ilişkisi Şekil 2.2'de görülmektedir.



Şekil 2.2. Tane boyutu ile mekanik özelliklerin ilişkisi (Mathers, 2002)

2.2.1.2 Katı ergiyik alaşımlandırması

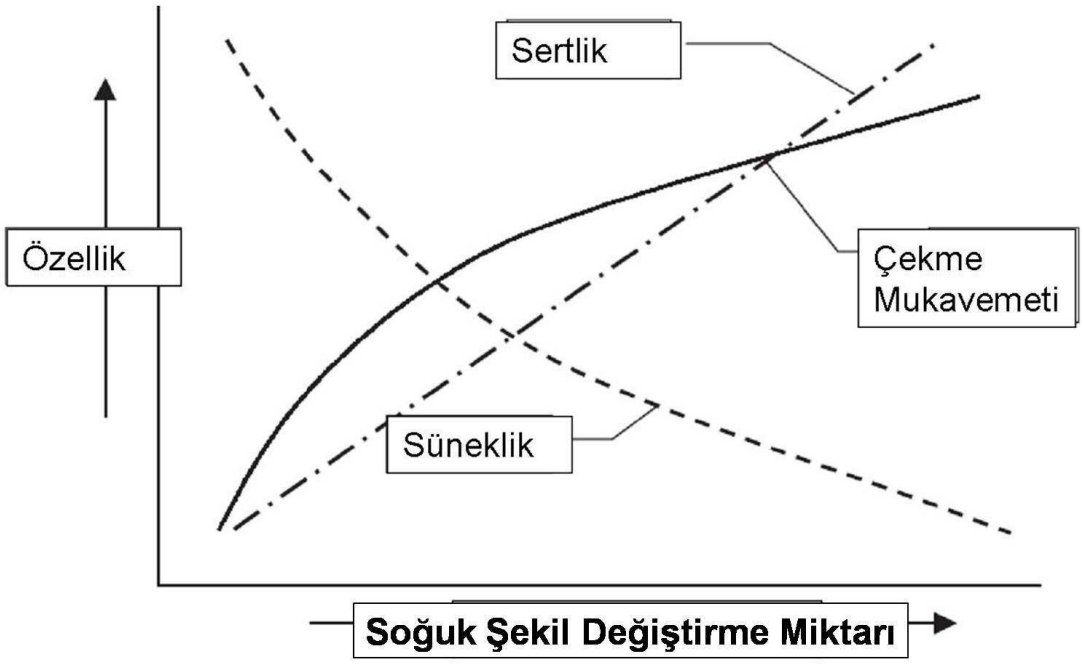
Mühendislik malzemelerinin çok azı saf haliyle yeterli mukavemeti sağladığından genelde alaşımlar kullanılır. Bu alaşımlar sayesinde alüminyum ve alüminyum alaşımlarının mukavemetleri 45 MPa'dan (AW1199-0) 700MPa'ya (AW7055-T77) kadar değişmektedir.

Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının mukavemetinin en önemli etkeni alaşım olması nedeniyle, esas metalin mukavemetlendirme özelikleri ve uygun ek kaynak metali seçiminde titiz davranmak gerekmektedir. Örneğin; 6061 alüminyum alaşımında alternatif akım TIG kaynağı gerçekleştirilmesinde, 4043 alaşım tel kullanıldığında ve kaynaktan sonra kaynaklı parçalara yaşlandırma işlemi uygulandığında, maksimum çekme mukavemetlerinin 300 N/mm^2 olduğu; aynı alaşımın 4043 teli ile çok pasolu MIG kaynağında ise maksimum çekme mukavemetinin 230 N/mm^2 olduğu görülmüştür. 4043 teli yerine sadece % 0.2 Mg içeren 4643 teli kullanıldığında yaşlandırma ısıl işlemi sonrasında MIG kaynaklı bağlantının da çekme mukavemetinin alternatif akım TIG kaynağı ile yapılmış olan ile aynı seviyeye çıktığı görülmüştür. Bu da alüminyum alaşımlarının kaynağı sırasında doğru ek kaynak metali seçiminin çok önemli olduğunun en önemli örneğidir (Mathers, 2002).

2.2.1.3 Soğuk şekil değiştirme işlemi

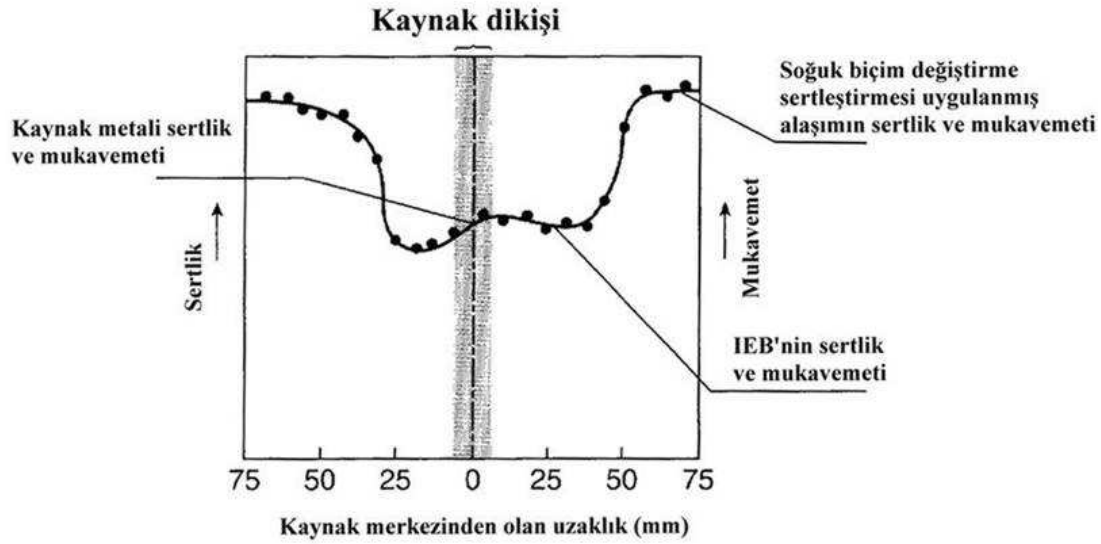
Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının mukavemeti alaşımlandırma kadar olmasa da soğuk şekil değiştirme işlemi ile de arttırılabilir. Soğuk şekil değiştirme işlemi tek

başına uygulanabildiği gibi devamında ek bir ısıl işlem de uygulanabilir (Totten ve Mckenzie, 2003). Bu husus 2. bölümde alüminyum ve alüminyum alaşımlarının temper dereceleri konusunda detaylı olarak incelenmiş olup soğuk şekil değiştirme işleminin mukavemet üzerine etkisi Şekil 2.3'te gösterilmiştir.



Şekil 2.3. Soğuk şekil değiştirme işlemin mekanik özelliklere etkisi (Totten ve Mckenzie, 2003)

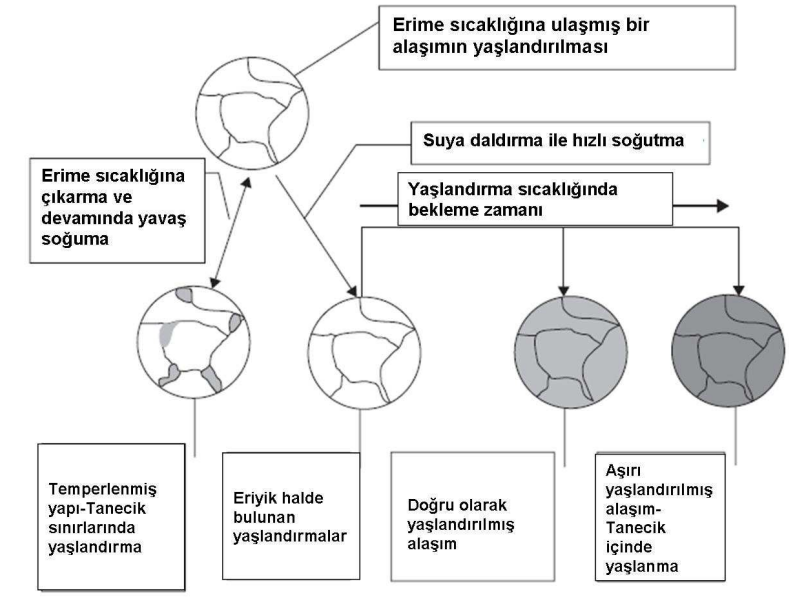
Soğuk şekillendirilmiş alaşımlarda IEB'deki yeniden kristalleşmeye bağlı olarak mukavemet azalması ile karşılaşılır. Yeniden kristalleşme sıcaklığı, IEB'de 200ºC ile 300ºC arasındadır, bu nedenden dolayı tavlanan IEB yapısında da mukavemet azalır. Bu durum TIG kaynaklı 5xxx serisindeki bir alaşım için Şekil 2.4'te gösterilmiştir (Mathers, 2002).



Şekil 2.4. Soğuk biçimlendirilmiş alaşımda mukavemet üzerine kaynağın etkisi (Mathers, 2002).

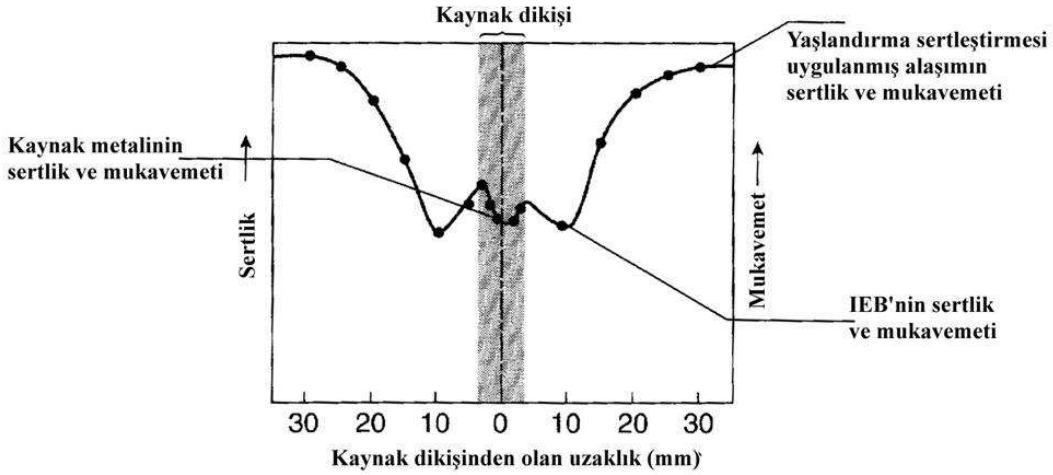
2.2.1.4 Yaşlandırma İşlemi

Yaşlandırma işlemi zaman ve sıcaklıkla kontrol edilen bir yöntemdir. Yüksek sıcaklıklarda çözünen alaşımlar, soğuma sırasında tane sınırlarında katılaşırken istenilen yaşlandırma miktarı soğuma hızıyla ayarlanır. Yaşlandırma, mukavemet üzerinde etkisi nedeniyle özellikle ergitme esaslı kaynaklarda, kaynak sırasında mutlaka göze alınmalıdır (Şekil 2.5).



Şekil 2.5. Yaşlandırma İşleminin prensibi ve türleri (Mathers, 2002)

Örneğin; 2xxx serisi alaşımlarda, çökeltilerin yeniden çözünmesi, mukavemet azalmasına; 6xxx ve 7xxx serisi alaşımlarda çökeltilerin aşırı yaşlanması veya irileşmesi, mukavemet azalmasına neden olmaktadır (Şekil 2.6).



Şekil 2.6. Yaşlandırma ile sertleştirilmiş 6061- T6 alüminyum alaşımında kaynaklı durumda kaynak ısı girdisinin sertlik ve mukavemet üzerine etkisi (Mathers, 2002)

2.2.2. Kaynak sırasında oluşan bölgeler

Kaynak bölgesi, kaynak metali (KM), ısıdan etkilenmiş bölge (IEB) ve ısıdan etkilenmemiş esas metalden (EM) oluşur ve ideal de bu bölgelerin esas metal ile aynı özelliklere sahip olması beklenir (Matters, 2002). Pratikte bunu sağlamak olanaksız olsada bu bölgedeki oluşumları kontrol altında tutma olasılığı vardır. Bu amaçla bu bölgelerin iyi anlaşılması gereklidir. Kaynak edilen bir malzemede oluşan kaynak bölgesini; ergime bölgesi ve ısıdan etkilenmiş bölge (IEB) olmak üzere iki bölümde incelenebilir.

2.2.2.1. Ergime bölgesi

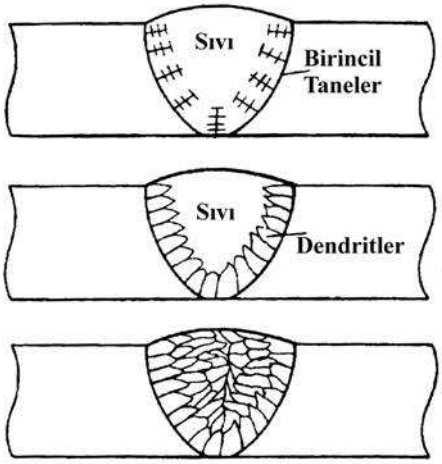
Bir kaynak dikişinin kesiti, metalografik olarak incelendiğinde ergimiş olan bölgeyi sınırlayan ergime çizgisi oldukça belirgin bir şekilde görülür. Metalin solidüsünden daha yüksek bir sıcaklık derecesine kadar ısınmış olan ergime bölgesi kimyasal bileşim olarak esas metal ve ek kaynak metali karışımından oluşur. Karışım oranı her pasoda farklı olduğundan, her pasonun kimyasal bileşimi de birbirinden farklıdır. Tek pasolu kaynak dikişlerinde, bu bölgede esas metal ve kaynak metali, kaynak banyosundaki şiddetli türbülanstan ötürü iyice karışmıştır ve oldukça homojen bir bileşim gösterir. Buna karşın, çok pasolu kaynaklarda, her pasonun esas metalle karışma oranı farklıdır. Örneğin, kalın parçaların çok pasolu kaynak dikişlerinde, orta

kısımlarda, esas metale rastlanmayabilir. Ergime bölgesinde esas metalin kaynak metaline oranı, uygulanan kaynak yöntemi ve paso sayısına bağlı olarak geniş bir aralıkta değişir (Kaluç, 1999).

Ergime bölgesinde, esas metal ve kaynak metali oranı tam olarak bilinse de hesap yolu ile ergime bölgesinin kimyasal bileşiminin belirlenmesine olanak yoktur; çünkü, bir çok alaşım elementi kaynak sırasında ark içinde yanarak kayba uğrar. Bu kayıpları azaltmak için kaynak bölgesi, kaynak süresince atmosferin etkisinden korunur (Anık ve diğ., 1991).

İyi bir kaynak bağlantısı, kaynak bölgesinin atmosferin etkisinden korunması ile elde edilebilir; çünkü oluşan kimyasal ve metalürjik reaksiyonlar ancak bu şekilde kontrol altına alınabilir. Oksijen ile olan reaksiyonları kontrol etmek için ergime bölgesine çeşitli yöntemler ile dezoksidasyon maddeleri (örtüye, toza, tele katılarak) ile alaşım elementleri katılır. Ayrıca bu bölge, bir cüruf örtüsü veya oluşturulan kontrollü bir atmosferle de korunabilir (Anık ve diğ., 1991).

Sıvı durumdaki metal içinde atomlar birbirleri arasında hareket serbestliğine sahiptirler. Soğuma sırasında; sıcaklık, metal veya alaşımın katılaşma noktasına kadar düşünce, atomların kristal kafesleri oluşturmak üzere birleşmeleri ile çekirdek oluşur. Bu sırada, metalden ısı çekilir ve soğumaya devam edilirse, çekirdekler taneleri oluşturmak üzere yeni atomların ve kristal kafeslerin eklenmesi ile büyümeye devam eder. Katılaşma sırasında ortaya çıkan ergime ısısı, doğal soğuma hızını etkileyerek tanelerin daha fazla büyümesini önler (Taban, 2004).



Şekil 2.7. Kaynak metalinin katılaşma evreleri (Tülbentçi, 1998)

Tanelerin büyüyebilmesi için ısının sürekli olarak metalden çekilmesi gereklidir. Kaynak halinde ısının büyük bir kısmı ergime bölgesinden kondüksiyonla esas metale iletilir, dolayısı ile soğuma yönüne paralel, oldukça iri silindirik taneler oluşur.

Özellikle kalın parçaların, tek paso ile yapılmış kaynak dikişlerinde, bu iri silindirik tanelerin birleştiği orta kısımlarda katışıklar (gayri safiyetler) ve kalıntıların segregasyonuna rastlanır; bu olay, bu tür dikişlerin zayıflamasına ve kaynaktan hemen sonra dikiş ekseni boyunca oluşan sıcak çatlaklara neden olur (Tülbentçi, 1998).

2.2.2.2. Isıdan etkilenmiş bölge

Metalsel malzemeler bir kaynak işlemi gördükleri zaman, kaynak dikişine bitişik olan bölge, kaynağa uygulanmış olan sıcaklık derecesinin, daha doğrusu ısıl çevrimin etkisi altında kalır. Özellikle, yüksek mukavemetli yapı çeliklerinde bu ısıl çevrim, çeliğin eldesi sırasında görmüş olduğu ısıl çevrimlerden farklı olduğundan, ortaya çıkan içyapısı, buna bağlı olarak ta mekanik özelikleri farklı bir bölge ortaya çıkar.

Ergime çizgisinin esas metal tarafında, kaynak sırasında uygulanmış olan ısının oluşturduğu çeşitli çevrimlerden etkilenmiş ve dolayısı ile iç yapı değişimine uğramış bir bölge vardır; bu bölgeye ısıdan etkilenmiş bölge (IEB) adı verilir. Isıdan etkilenmiş bölge, kaynak metali ile esas metalin birleştiği sınırdan başlayarak, kaynak işlemi sırasında sıcaklığın iç yapıyı, dolayısı ile esas metalin özeliklerini etkilediği bölgedir. Bu bölgedeki metalurjik değişimlerin anlaşılabilmesi özellikle çelikler halinde oldukça kolaydır. Çeliklerin kaynağında bu bölgede sıcaklık 1450°C-

700°C arasında değişmektedir; burada erişilen maksimum sıcaklığa bağlı olarak çeşitli içyapılar ve farklı özelikler gösteren bölgeler görülür. Bu bölgede erişilen maksimum sıcaklık derecesi, kaynak dikişi eksenine olan uzaklığın ve sıcaklığın değişimi de zamanın fonksiyonu olarak bilinirse; kaynak işlemi sonunda oluşabilecek içyapı, esas metalin özelikleri ve bileşimi göz önünde tutularak bir dereceye kadar önceden tahmin edilebilir.

Kaynak sırasında ısıdan etkilenmiş bölge hızlı bir şekilde ısınmakta ve sonra parça kalınlığı, kaynağa uygulanan enerji (ısı) girdisi ve ön tav sıcaklığının fonksiyonu olarak yine hızlı bir biçimde soğumaktadır. Çeliğin bileşimine göre bu soğuma hızı, kritik soğuma hızını aştığında, genellikle 900°C'nin üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısınmış bölgelerde sert, dolayısı ile kırılgan bir yapı oluşur. Bu bölge bağlantının en kritik bölgesidir ve birçok çatlama ve kırılma bu bölgede ortaya çıkarak yapının tahrip olması ile sonuçlanır. Çeliklerin kaynağında ısıdan etkilenmiş bölge, içyapıdaki tane büyüklüğü bakımından şu değişik bölgeleri gösterir:

- İri taneli bölge,
- İnce taneli bölge,
- Kısmen dönüşüme uğramış bölge,
- İçyapı değişikliğine uğramamış bölge.

- İri taneli bölge: Ergime bölgesine bitişik olan ve kaynak sırasında 1450°C ile 1150°C arasındaki sıcaklıklarda kalmış bölgedir. Bilindiği gibi, metaller yeniden kristalleşme sıcaklığının üstündeki bir sıcaklığa kadar ısıtıldıklarında tane büyümesi adı verilen bir olay oluşur. Bazı taneler büyüyerek kısmen veya tamamen küçük tanelerin yerine geçer ve dolayısı ile ortalama tane boyutu büyür. Tane büyümesi hızı sıcaklık arttıkça artar ve metalin solidüsüne yaklaştığında büyüme çok hızlanır. İri taneli yapılar, ince taneli yapılara oranla daha gevrek ve kırılgan olduklarından oluşmaları istenmez.

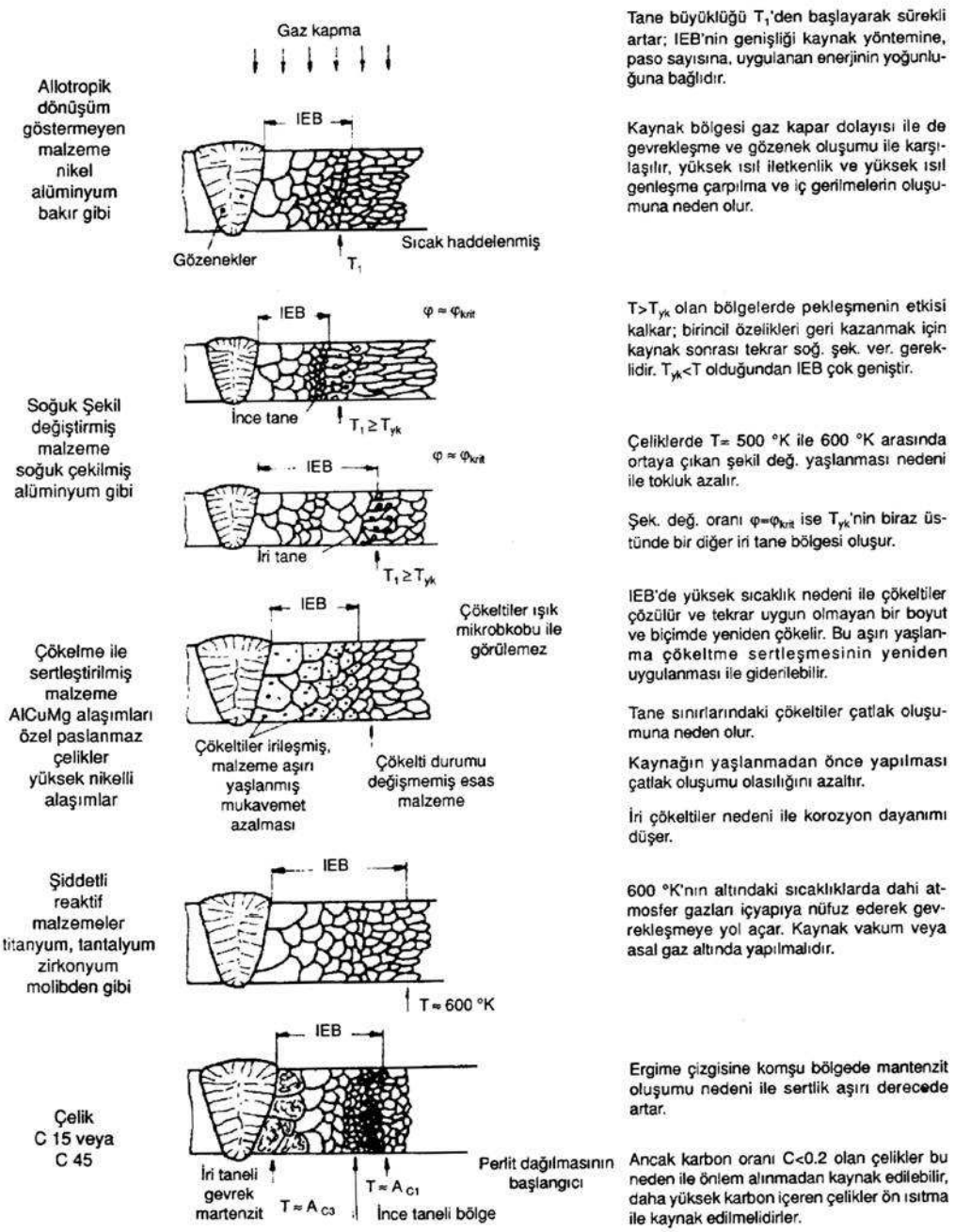
Çeliklerde kaynak sırasında ergime çizgisine bitişik olan esas metal, solidüse yakın bir sıcaklığa eriştiğinden ostenit içinde fazla miktarda tane büyümesine rastlanır. Bir çeliğin kaynak edilebilirliği açısından tane büyümesi çok önemlidir, çünkü soğuma olayı sürecinde oluşan dönüşümlere, ostenit tane büyüklüğünün etkisi oldukça şiddetlidir.

- İnce taneli bölge: Kaynak sırasında 900-1150°C arasında bir sıcaklığın etkisinde kalmış bu bölgede tane büyümesine rastlanmaz. Yeniden kristalleşmiş bölge olarak adlandırılan bu bölgede de ostenit oluştuğundan, soğuma sırasında soğuma hızına ve çeliğin bileşimine bağlı olarak aynen iri taneli bölgedeki yapıya benzer ince taneli bir içyapı görülür.

- Kısmen dönüşüme uğramış bölge: İnce taneli bölgenin devamı olan bu bölge, kaynak işlemi sırasında 911ºC ve 723ºC arası bir sıcaklığa kadar ısınmış olup, bölgesel bir ostenitizasyona uğramıştır. Ostenit, dönüşüme uğradığından yapısındaki ostenit miktarına bağlı olarak, ilk iki bölgeyi andıran bir içyapı ortaya çıkar.

- İçyapı değişikliğine uğramayan bölge: Bu bölge 723ºC' nin altındaki bir sıcaklık derecesine kadar ısınmış olup, ısınma sürecinde çelikte bir dönüşüm oluşmamıştır. Bu bölgede bazen içyapılarda hafif bir temperleme etkisi görülebilir.

Kaynak işleminde genellikle metal önce liküdüsünün üstünde bir sıcaklığa kadar hızla ısıtılmakta ve sonra soğutulmaktadır. Dolayısı ile, çeliklerin kaynağında kaynak bölgesinde, yukarıda belirtilmiş olan tüm bu dönüşümler sırasıyla oluşacaktır. Isıtmayı takibeden soğuma yavaş bir şekilde gerçekleştiğinde veya çeliğin karbon ve alaşım elementi içeriği sertleşme oluşturacak miktarlarda değilse, elde edilen içyapı tane büyüklüğü hariç, ilkel yapının aynı olacaktır. Buna karşın, sertleşme eğilimi olan çeliklerde ise, soğumanın hızlı olduğu durumlarda daha önce anlatılmış olan ve genellikle arzu edilmeyen özelikleri taşıyan içyapılar oluşur ki; işte çeliklerin kaynağını etkileyen en önemli etken budur. Isıdan etkilenmiş bölge ergitme kaynağında devamlı olarak ortaya çıkar ve bundan kaçınılması olanaksızdır. Büyüklüğü ise; kaynak işlemine uygulanan enerji, soğuma hızı, parçanın şekli, boyutları ve sıcaklığı ile malzemenin ısı iletim katsayısının etkisi altındadır. Bu faktörlerden değiştirilmesi olanaklı olanlar yardımı ile ısıdan etkilenmiş bölge bir dereceye kadar kontrol altında tutulabilir (Taban, 2004).



Şekil 2.8. Çeşitli tür metal ve alaşımlarının kaynağında IEB'nde ortaya çıkabilecek iç yapılar (Tülbentçi, 1998)

Isıdan etkilenmiş bölgede sert ve kırılgan bir yapının ortaya çıkması, soğuk çatlakların oluşmasına neden olmaktadır. Kaynaktan sonra ortaya çıkan iç gerilmelerin, çalışma koşullarındaki zorlanmaların ve kaynak banyosundan yayılan hidrojenin etkilerinin birbiri üzerine çakışması ve sertleşen bölgenin plastik şekil değiştirme özeliğinin olmaması nedeni ile kılcal çatlaklar oluşmaktadır. Genellikle,

yüzeyden görülmeyen bu çatlaklar zamanla kritik büyüklüğe erişince hiç beklenmedik bir anda ve büyük bir hızla (çelik içerisindeki ses hızının yaklaşık 1/3' ü kadar) parçanın kaynak dikişine paralel olarak boydan boya kırılmasına neden olur. İkinci Dünya Savaşı sürerken ABD'de inşa edilmiş Liberty türü şileplerin ve T2 türü tankerlerin büyük bir bölümü bu gevrek kırılma olayının kurbanı olmuş ve gemiler aniden iki parçaya bölünerek batmıştır. Bu çatlaklar, genellikle ergime çizgisine çok yakın olduklarından (esas metal tarafında) bazen bir birleşme hatası gibi değerlendirilir ve kusur kaynakçıya veya kaynak metaline yüklenir. Ancak, bu olayda gerçek neden çeliğin sertleşmeye olan eğilimidir. Sertleşen çelikler ancak özel önlemler alınarak kaynak edilmelidirler (Taban, 2004).

2.2.3. Kaynak bölgesinde oluşan sorunlar ve çözüm yolları

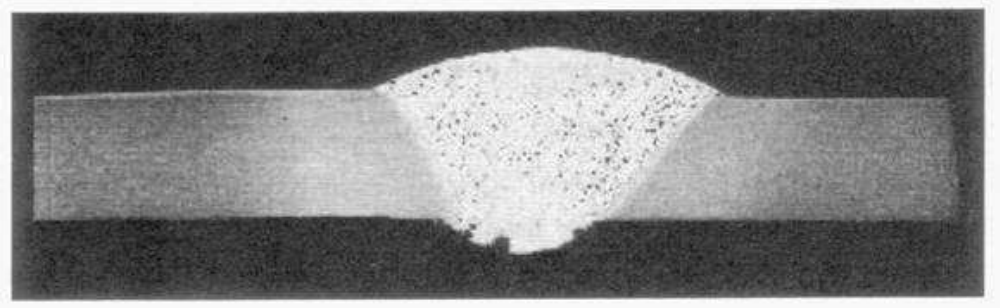
Alüminyum ve alüminyum alaşımların kaynağında birçok problemle karşılaşılmaktadır. Bu problemler;

- Gaz gözenekleri,
- Oksit kalıntıları ve oksit tabakası,
- Sıcak çatlak veya sıcak yırtılma,
- Kaynak metali ve IEB'de mukavemet düşmesi,
- Ergime eksikliği,
- Korozyon direncinde azalma,
- Elektrik direncinde azalma, olarak sıralanabilir (Mathers, 2002).

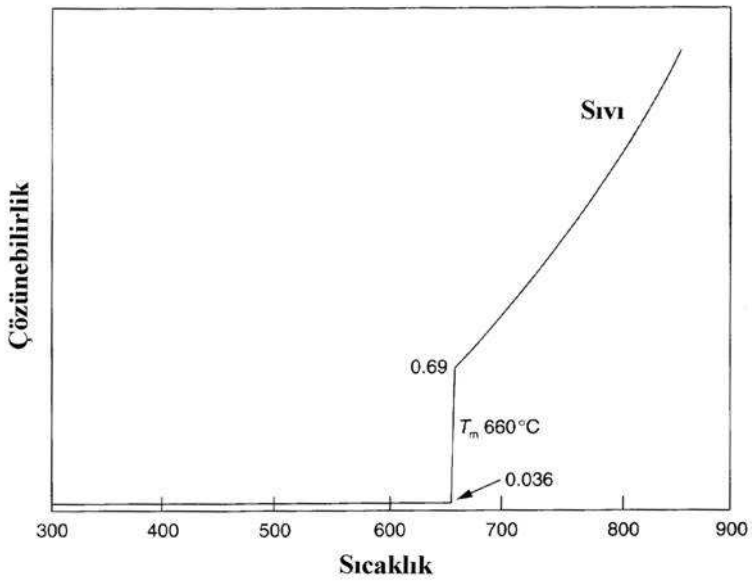
2.2.3.1. Gözenek oluşumu

Gözenek, kaynak metalinde çözünen gaz nedeniyle oluşur ve katılaşma sırasında kaynak metalinde hapsolarak kalan gaz boşlukları olarak oldukça önemli bir problemdir; çünkü kesitin azalmasına, mekanik değerlerinin düşmesine ve zorlanmalar sırasında çentik etkisi yaratarak kırılmasına neden olur. Gözenekler, mikro gözenek biçiminde oluşabildiği gibi 3- 4 mm çaplarında balıkgözü olarak tabir edilen boyutlara da ulaşabilmektedir. Burada, ergimiş alüminyumda yüksek miktarda çözünebilirliğe ancak katı durumda çok düşük çözünebilirliğe sahip olan hidrojen etkilidir (Şekil 2.9, 2.10). Çünkü katılaşma o kadar hızlı olmaktadır ki hidrojen, katı çözelti içinde; gaz halinde hapsolarak kalmaktadır. Bu açıdan alüminyumun kaynağında, gözeneksiz kaynak dikişleri oluşturmak çok zordur. Kaynak teli kullanılmayan kaynak yöntemlerinde gözenek oluşma eğilimi oldukça düşüktür; ancak, ek kaynak metali kullanıldığında telden gelen kirlilikler dolayısı ile gözenek

oluşma eğilimi artar. TIG kaynak yönteminde, MIG kaynak yöntemine göre, telin hidrojen oluşturan kirliliğine bağlı olarak daha düşük gözeneklilik oluşur (Mathers, 2002). Kaynak akımının artırılması veya ilerleme hızının azaltılması, ark geriliminin yükseltilmesi gibi kaynak parametreleri ile oynanarak hidrojen nedenli gözeneklilik değiştirilebilir. Alaşım elementi içeriği de gözenek oluşmamasında yararlı bir etki sağlayabilir. Özellikle magnezyumun bu problemi azaltıcı etkisi olduğu varsayılmaktadır. Örtülü elektrod ve toz altı kaynak yöntemlerinde örtü ve tozdan gelebilecek nem, gözenek oluşumu üzerinde başlıca etkiye sahiptir. Bu açıdan, kullanılmadan önce alüminyum ve alüminyum alaşımları için geliştirilmiş örtülü elektrod ve tozların kurutulmaları gerekir. Gazaltı kaynak yöntemlerinde kullanılan koruyucu gazın da oldukça saf olması ve gaz hortumlarının su emmez türde olması gözenekliliği önlemede etkilidir; çünkü son araştırmalar göstermiştir ki özellikle su soğutmalı torçlar kullanılması durumunda su hortumlarından koruyucu gaz hortumlarına su geçişi olabileceğini; bu açıdan torç bağlantı paketi içinde kullanılan gaz hortumlarının malzemelerinin su emme özelikleri düşük olan plastiklerden yapılması gerekliliğini ortaya çıkarmıştır (Mathers, 2002).



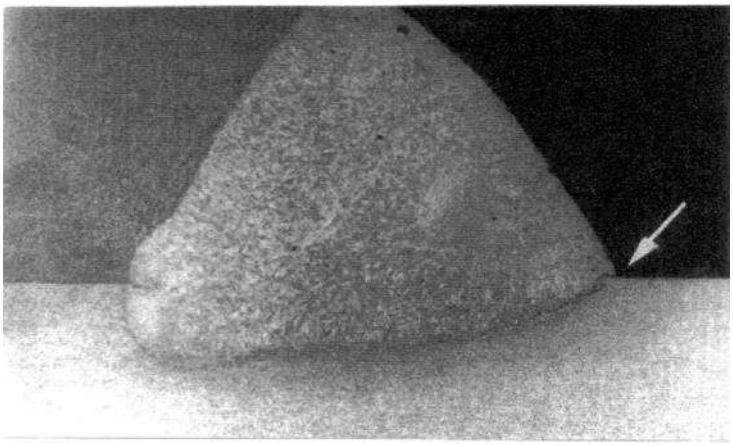
Şekil 2.9. 6 mm kalınlığında TIG kaynaklı bir parçada, çok ince dağılmış gözenekler (Mathers, 2002).



Şekil 2.10**.** Alüminyumda hidrojenin çözünebilirliği (Mathers, 2002)

2.2.3.2. Oksit tabakası

Kaynaktan önce oksit filminin temizlenmesi gereksinimi, gözenek oluşum tehlikesini azaltmak içindir. Bu filmin, kaynak sırasında kırılarak dağıtılmasının bir gereksinimi de eksik ergime ve oksit film tutulmasından sakınmaktır. Şekil 3.11'de köşe kaynağında oksit tutulmasının bağlantının mukavemeti üzerindeki güçlü etkisi görülmektedir.

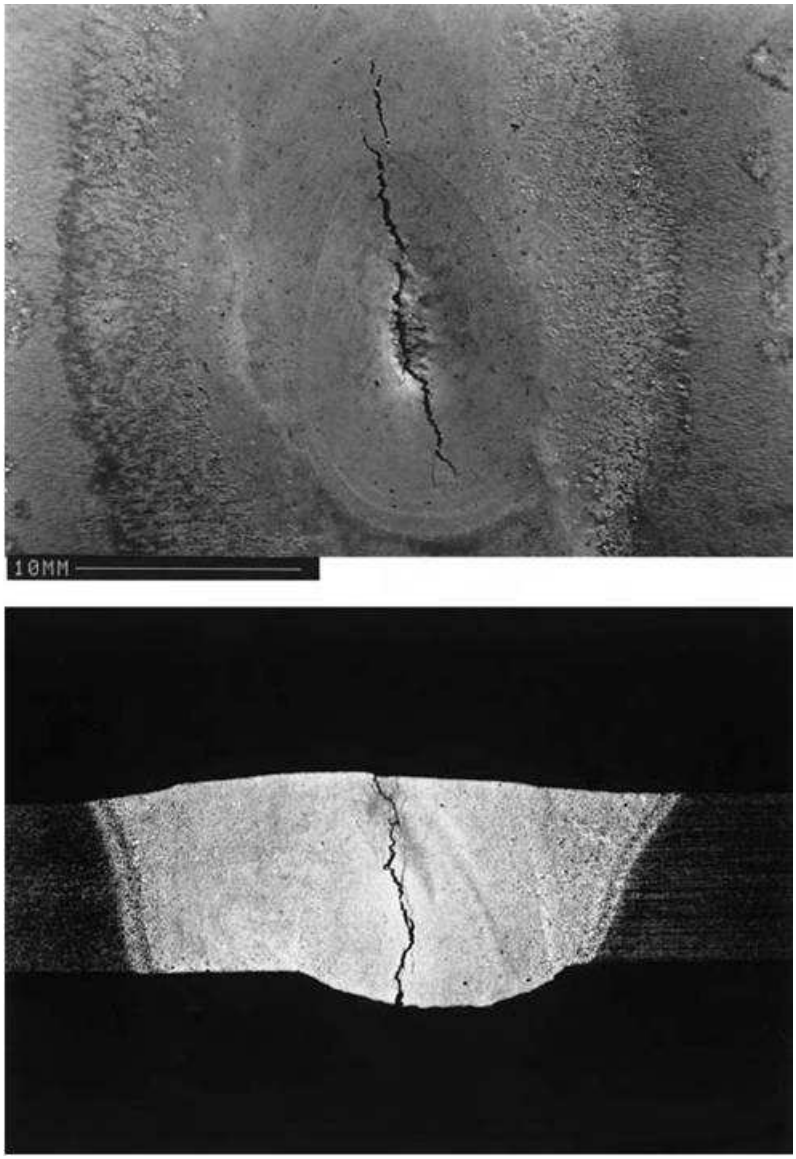


Şekil 2.11. Köşe kaynağında alüminyum oksit filminin yarattığı olumsuz etki.(Mathers, 2002)

Aslında alüminyum oksit, alüminyum malzemenin yüzeyini kaplayan dirençli ve hızlı oluşan bir oksittir ve alüminyuma çok iyi korozyon direnci kazandırır. Alüminyum ve alüminyum alaşımları, içerdikleri alaşım elementleri miktarlarına bağlı olarak farklı ergime sıcaklıkları gösterseler de genellikle saf metalin ergime sıcaklığı 660ºC' dir. Buna karşın malzemenin yüzeyinde oluşan alüminyum oksidin ergime sıcaklığı 2050ºC' dir ve bu oksit tabakası kaynak sırasında ergimiş banyonun üzerinde yüzer. Alüminyum, kaynak edildiği zaman tav rengi vermediğinden, esas metalin ergime sıcaklığına gelip gelmediği, bu oksit filminin varlığından dolayı anlaşılamaz ve kaynakçı ısıtmaya devam ederken, esas metalin kendisi ergiyerek akmaya başlar ve kaynak dikişinin oluşması güçleşir. Aynı zamanda ergimiş metal damlaların kaynak ağzına nüfuz etmeden yapışarak kalması problemi ile karşılaşılır. Bu açıdan, kaynak öncesinde, oksit filminin çok iyi temizlenmesi ve temizleme ürünlerinin kaynak ağız bölgesinden uzaklaştırılması gereklidir. Bu problem kaynak makinesi üreticileri tarafından bilindiğinden günümüzde, alüminyumun kaynağı için geliştirilmiş oksit kırma özelikli değişken kutuplamalı, alternatif akım ya da doğru akım kaynak makineleri da üretilmektedir (Mathers, 2002; Kaluç, 2004).

2.2.3.3. Sıcak Çatlama

Sıcak çatlama problemi, saf metallerde görülmeyen ancak alaşımlarda görülen bir kaynak problemidir ve yalnızca alüminyum alaşımlarında değil aynı zamanda çelikler, nikel ve bakır alaşımlarında da ortaya çıkar. Kaynak metalinde katılaşma sırasında soğuk ağız cidarlarından başlayan ve metal orta eksenine doğru uzayan iğnemsi tanelerin, alaşım içindeki katılaşma sıcaklığı daha yüksek olan katışkıları ortaya doğru sürmesi ve bu bölgede katışıkca zengin segregasyon bölgeleri ortaya çıkararak; bu bölgelerin soğuma sırasındaki çatlamayı kaynak ısı girdisi nedeniyle oluşan gerilmelerden dolayı çatlamaya hassas hale getirmesi sonucunda sıcak çatlaklar oluşur. Alüminyum ve alüminyum alaşımları halinde özellikle ek kaynak metali bileşimi ile oynanarak ve de kaynak ağzı aralıkları değiştirilerek bu sorunun önüne geçilmeye çalışılır (Mathers, 2002).



Şekil 2.12. Katılaşma çatlağı (a) TIG kaynağı uygulanmış A5083 (b) 4043 dolgu metali ile TIG kaynağı uygulanmış 3 mm kalınlığında A6082 (Mathers, 2002)

2.2.3.4. Kaynak sırasında alaşım elementlerinin azalması

Alaşım elementlerinin kaynak arkı içinde yanarak yani oksijen ile reaksiyona girerek azalması sonucunda kaynak metallerinde mukavemet azalması bilinen bir gerçektir. Bu durum, alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynağında da geçerlidir.

Örneğin; lityumun oksijen ile reaksiyona girerek yanması ya da magnezyumun düşük kaynama sıcaklığı, magnezyum kaybına veya bazı alaşımlarda lityum kaybına neden olmakta ve böylece kaynak metallerinde mukavemetin azalması durumuyla karşılaşılmaktadır ve uygulamada koruyucu gazın dikkatlice seçilerek bu problemlerin minimuma indirilmesi olanağı vardır (Mathers, 2002).

2.3. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Kaynak Edilebilirliği

2.3.1. Kaynak kabiliyeti

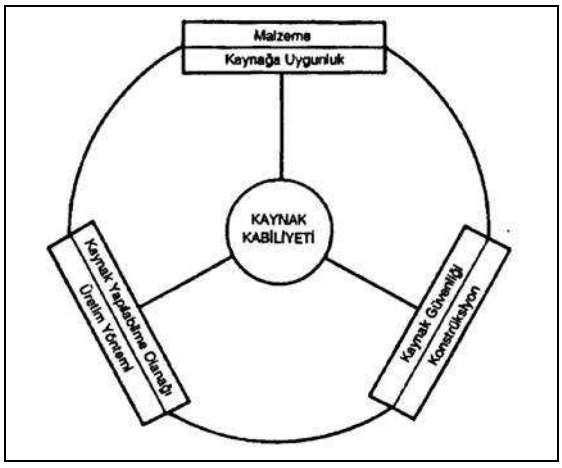
Bir metalsel malzeme, eğer ısıdan etkilenmiş bölgedeki özelikleri fazla miktarda tahribe uğramamış ise kaynağa uygun olarak kabul edilebilir. Bazı durumlarda, bu bölgenin özeliklerinin korunması bakımından, özel önlem ve yöntemlere gerek duyulabilir; işte bu gibi durumlarda malzemenin kaynak kabiliyeti özeliğinin incelenmesi gerekir.

Kaynak kabiliyeti, kesin ve kantitatif olarak tanımlanamayan ve de karmaşık bir anlamı olan özeliktir. Uluslararası Kaynak Enstitüsü'nün IX no'lu Komisyonu kaynak kabiliyetini şu şekilde açıklamaktadır:

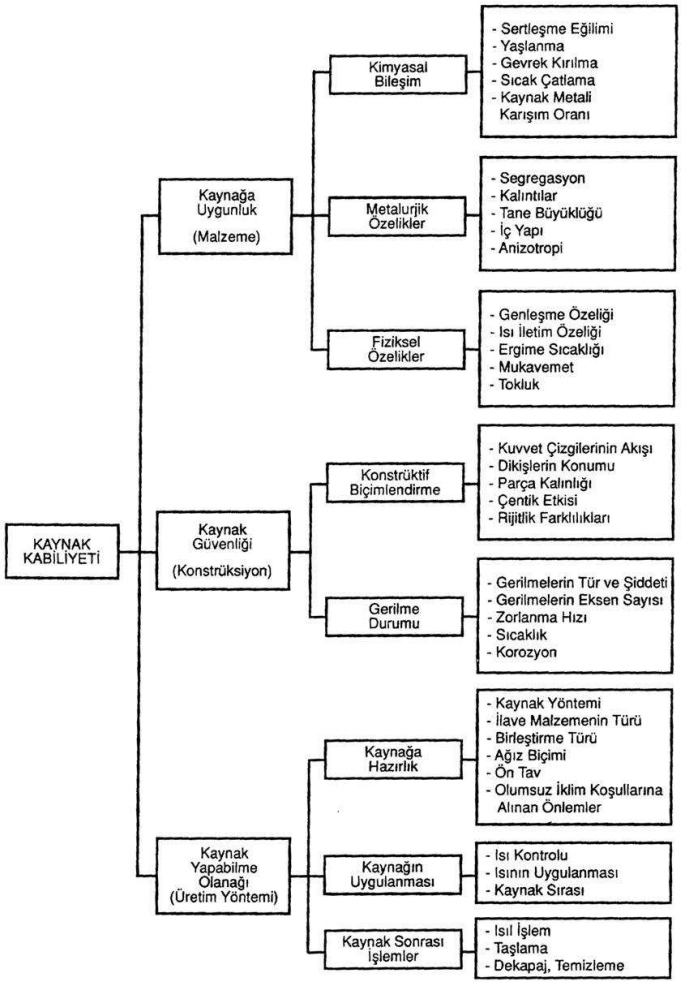
"Bir metalsel malzeme, verilen bir yöntem ile bir dereceye kadar kaynak edilebilir; uygun bir yöntem uygulanarak metalik bağlantı elde edildiği zaman, bağlantı yerel özelikleri ve bunların konstrüksiyona etkisi bakımından, belirlenmiş bulunan özelikleri sağlamalıdır."

Açıklamadan da görüldüğü gibi, kaynak kabiliyeti yalnız malzemeye bağlı bir özelik değildir, aynı zamanda kaynak yöntemine ve konstrüksiyona da bağlıdır. Bir malzeme bir yöntem ile oldukça iyi bir kaynak kabiliyeti göstermesine karşın diğer bir yöntem ile zayıf bir kaynak kabiliyetine sahip olabilir. Örneğin, alüminyum ve paslanmaz çelikler oksi-asetilen yönteminde zayıf bir kaynak kabiliyeti göstermelerine karşın, ergitme esaslı kaynak yöntemleri olan gazaltı kaynağı (örneğin; MIG veya TIG) yöntemlerinde iyi bir kaynak kabiliyetine sahiptirler. Özellikle alüminyum ve alüminyum alaşımları katı faz kaynak yöntemleri ile de daha kolay kaynak edilebilmektedirler.

Bir metalsel malzeme yüksek derecede kaynak kabiliyetine sahiptir denildiği zaman, özel önlemlere başvurulmadan, doyurucu bir kaynak kalitesinin elde edilebileceği anlamı ortaya çıkmaktadır.



Şekil 2.13. Kaynak kabiliyetinin malzeme, üretim yöntemi ve konstrüksiyona bağlılığının gösterilmesi (Anık ve diğ., 1991)



Şekil 2.14. Kaynak kabiliyetini etkileyen faktörler (Anık ve diğ., 1991)

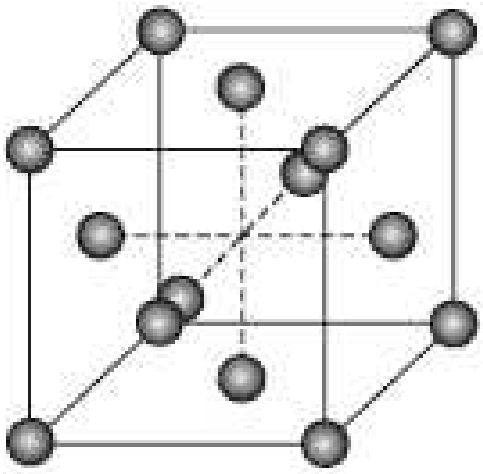
Kaynak kabiliyeti derecesini belirten özelikler, yukarıda belirtilmiş olduğu gibi malzemeye, konstrüksiyona ve kaynak yöntemine bağlı olarak değişir, iyi bir kaynak kabiliyeti derecesinde, kaynak bölgesinin mekanik ve kimyasal özelikleri olabildiği kadar esas metale yaklaşmış olmalıdır.

2.3.2. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynak edilebilirliği

Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynağı, az karbonlu çelikler ile karşılaştırıldığında bazı zorluklar göstermesine karşın, gerekli önlemler alınarak uygun bir kaynak bağlantısı elde etmek olanağı vardır. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynağını çelikten farklı kılan bir dizi özellikler vardır;

- Oksitlerinin kaynama noktaları farklıdır. Çeliklerde, demir oksit'in kaynama noktası metalin kaynama sıcaklığına yakın yada daha düşüktür. Alüminyum oksit için bu değer, bazı alaşımlarda yaklaşık 1400 °C yukarıdadır, 2060 °C 'dir. Bu durum kaynağın uygulamasında önemli bir yere sahiptir. Kaliteli kaynak elde edebilmek için bu tabakanın kaynak öncesinde ve esnasında uzaklaştırılması gerekmektedir.
- Alüminyum üzerindeki bu oksit filmi dayanıklı, inatçı ve kendini yenileyen bir yapıya sahiptir. Bu durum alüminyum ve alüminyum alaşımlarına yüksek korozyon direnci sağlarken oksit tabakasının kalınlığının kontrol altında tutulması işlemi (anodize) ile bu direnç daha da arttırılabilir.
- Alüminyumun termal genleşme katsayısı çeliğin yaklaşık iki katıdır ve bu durum kaynak esnasında kabul sınırlarının dışında eğilme ve bozulmaya neden olmaktadır.
- Alüminyumun ısıl iletim katsayısı çeliğin yaklaşık 6 katıdır. Bundan dolayı alüminyumun kaynağı için kullanılacak ısı kaynağı daha yoğun ve konsantre olmalıdır. Özellikle kalın parçaların kaynağında kaynak nüfuziyetinin yetersiz kalmasına sebep olabilmektedir.
- Alüminyumun ısı katsayısı (bir maddenin sıcaklığını arttırmak için gerekli ısı miktarı) çeliğin iki katıdır.
- Alüminyumun elektrik direnci çeliğin 6 katıdır. Bundan dolayı özellikle direnç nokta kaynağında sorun oluşturmaktadır.
- Alüminyum artan sıcaklıkla çelik gibi renk değiştirmediğinden erime bölgesinin takibi daha zordur. Bunun için çelik kaynakçılarının alüminyum kaynağına geçişinde yeniden eğitimini zorunlu kılmaktadır.
- Alüminyum manyetik olmaması nedeniyle ark üflemesi sorunu ortadan kalkmaktadır.

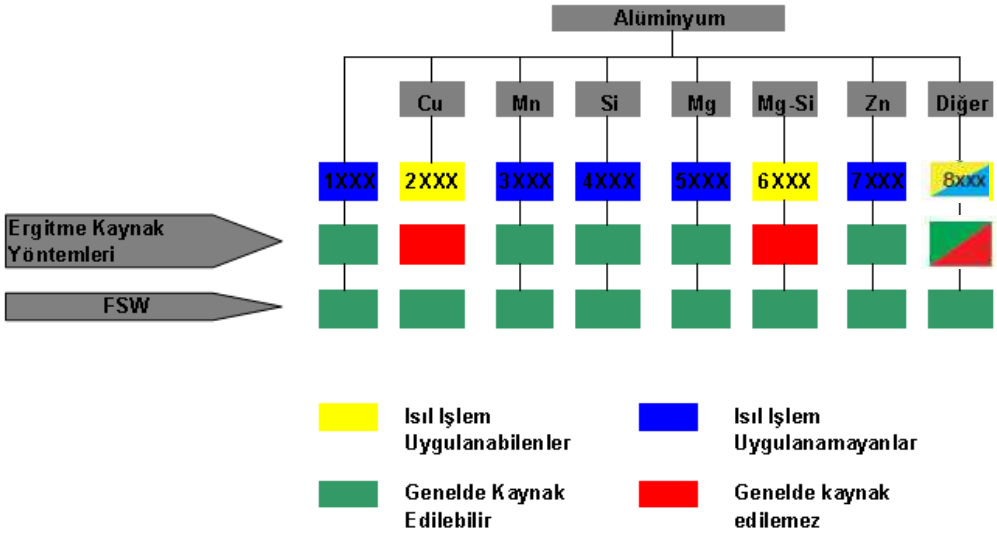
- Alüminyum elastisite modülü çeliğin üçte biridir. Dolayısıyla yük altında çeliğin üç katını aktarırken, ani yük altında çelikten üç kat daha fazla enerji absorbe eder.
- Alüminyum yüzey merkezli kübik kristal yapısı sebebiyle sıcaklığın düşmesiyle çentik darbe mukavemetinde düşme gözlenmez. Bazı alüminyum alaşımlarda sıcaklığın düşmesi ile çekme dayanımı ve süneklik artmaktadır, örneğin EN-AW 5083(AlMg4,5Mn) - 200 °C'de bir süre çalışması ile uzama değerlerinde % 60 artış görülmektedir. Bu kristal yapısı aynı zamanda biçimlendirmenin çok iyi olması anlamına gelmektedir.



Şekil 2.15. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının tane yapısı (Yüzey Merkezli Kübik) (Mathers, 2002)

- Alüminyumun kristal yapısı çelikte olduğu gibi ısınma ve soğuma esnasında değişim göstermemektedir. Soğuma hızının çelikte gösterdiği muhtemel sertleşme etkisi alüminyumda gözlenmez ya da çok az seviyede gözlenir.

Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının türlerine göre kaynak kabiliyetlerinin özeti Şekil 2.16'da görülmektedir.



Şekil 2.16. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynak edilebilirlikleri (©TWI)

3. ALÜMİNYUM VE ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINA UYGULANAN KAYNAK YÖNTEMLERİ

3.1. Genel

Alüminyum ve alüminyum alaşımları; hafiflik (çeliğe oranla yaklaşık 1/3 yoğunluk), yüksek mukavemet, iyi korozyon direnci, kolay şekillendirilme ve birçok kaynak yöntemiyle kaynak edilebilirlikleri nedeniyle yapı malzemesi olarak yaygın kullanım alanına sahiptir. Alüminyum ve alüminyum alaşımların kaynağını çelikten farklı olmasını sağlayan bir dizi özellik vardır. Bunlar; yüzeyde bulunan alüminyum oksit tabakası, yüksek ısıl iletkenlik ve genleşme katsayısı, ergime sıcaklığına yaklaşırken renk değişimi göstermemesi olarak sıralanabilir. Bu özellikler; alüminyum kaynağı açısından dikkat edilmesi gereken ve kaynak kalitesini etkileyen önemli faktörlerdir. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının geliştirilmeye başladığı yıllarda, bu alaşımların uçak endüstrisinde kullanılması ve kaynakla birleştirilmesi gereksinimi, günümüzde gazaltı kaynak yöntemleri olarak adlandırılan TIG ve MIG kaynak yöntemlerinin keşfedilmesi ve gelişimini sağlamış; alüminyum alaşımların kesimi için plazma arkı kullanılması ile başlayan süreçte plazma ark kaynağının alüminyum ve alüminyum alaşımlarında kullanımı gündeme gelmiş ve bu amaçla kullanım için plazma ark kaynağı geliştirilmesine yol açmıştır. Daha önceleri gaz ergitme kaynağı (oksi - asetilen) ve örtülü elektrod ile ark kaynağı yöntemleri uygulaması ile alüminyum ve alüminyum alaşımları sınırlı olarak kaynak edilebilmekteydi. Gazaltı kaynak yöntemlerinin geliştirilmesi, daha kaliteli bağlantıların oluşturulmasına olanak sağlamıştır. Ergitme esaslı kaynak yöntemleri daha da geliştirilerek yüksek akımlı MIG, ince tel MIG, darbeli MIG, CMT MIG, doğru akım helyum TIG, çift gaz koruyuculu TIG, değişken kutuplu plazma ark kaynağı, lazer ışın kaynağı, vida kaynağı, direnç kaynağı gibi türleri ortaya çıkmıştır. Bunun yanında ilave ısı girdisinin olmadığı basınç altında kaynak edilen parçalarda plastik deformasyon sonucu malzemelerin birleştirildiği katı faz kaynak yöntemleri de geliştirilmiştir. Katı faz kaynak yöntemleri; ultrasonik kaynak, patlamalı kaynak, difüzyon kaynağı, sürtünme kaynağı, sürtünme karıştırma kaynağı olarak sıralanabilir.

Ergitme esaslı yöntemler ve katı faz kaynak uygulamalarında karşılaşılan sorunların iyileştirilmesi amacıyla bu kaynak yöntemlerden iki tanesinin aynı yöntemte kullanılması sonucu ortaya yeni bir yöntem çıkmıştır. “Hibrid” olarak adlandırılan bu yöntemler sayesinde daha yüksek kaynak hızı, daha düşük termal bozunma, daha kararlı yöntemler, daha iyi boşluk doldurma kabiliyeti ve sonuç olarak daha iyi kaynak özellikleri elde edilmiştir. Bu yöntemleri Plazma Ark Kaynağı/ MIG(PAW/GMAW), Laser Işın Kaynağı/TIG (LBW/GTAW), Laser Işın Kaynağı/MIG (LBW/GMAW), Laser Işın Kaynağı/ Plazma Ark Kaynağı(LBW/PAW), Laser Işın Kaynağı/ Sürtünme Karıştırma Kaynağı (LBW/FSW), Plazma Ark Kaynağı Sürtünme Karıştırma Kaynağı (PAW/FSW) ve Ultrasonik Destekli Sürtünme Karıştırma Kaynağı(UaFSW) olarak sıralayabiliriz (Kaluç, 2004; Taban, 2004; Mathers, 2002; Ahmed, 2005; Norrish, 2006; Oates 1997; Grote ve Antonsson, 2008; Daftardar, 2009; Park, 2009; Liu ve diğ., 2006; Messler, 2004; Totten ve Mckenzie, 2003).

Alüminyum ve alüminyum alaşımların birleştirilmesinde kullanılan kaynak yöntemleri Tablo 3.1’de görülmektedir.

Tablo 3.1. Alüminyum ve alüminyum alaşımların birleştirilmesinde kullanılan kaynak yöntemleri (Mathers, 2002; Taban, 2004; Norrish, 2006; Grote ve Antonsson, 2008; Liu ve diğ., 2006; Park, 2009; Messler, 2004)

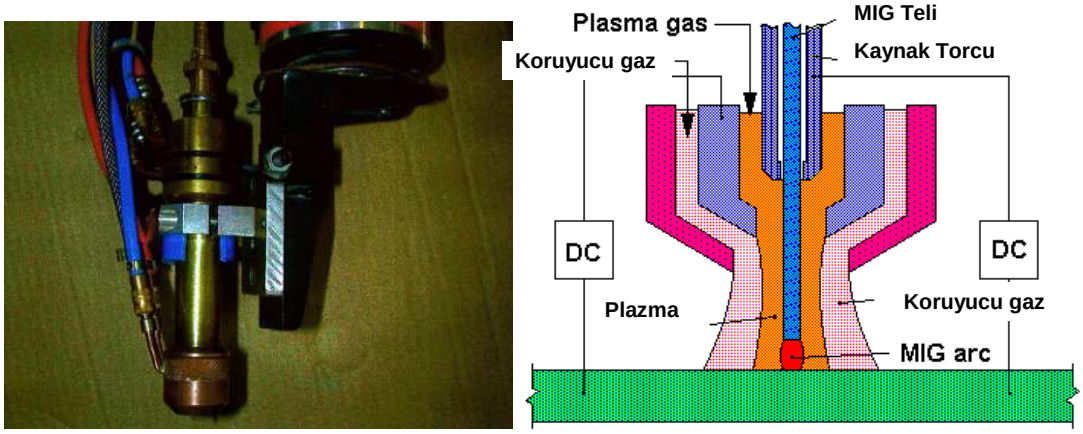
Yöntem	Uygulama
Ergitme Kaynağı	
TIG Kaynağı	Yüksek kaliteli; tüm pozisyonlarda kullanılan ergimeyen elektrod ile yapılan kaynak yöntemidir. Kaynak metalini oluşturmak amacıyla tel kullanımı isteğe bağlıdır. El ile, mekanize ya da otomatik olarak uygulanabilir. Düşük dolgu oranı vermesine karşın kızgın tel kullanımı ile TIG kaynağında dolgu oranı arttırılabilir. Yöntem doğru ya da ters kutuplama ile gerçekleştirilebilir.
MIG Kaynağı	Yüksek kaliteli; tüm pozisyonlarda kullanılan ergiyen elektrod ile yapılan kaynak yöntemidir. El ile, mekanize ya da otomatik olarak uygulanabilir. Yüksek dolgu oranı verir. İki tel uygulanarak dolgu oranı yükseltilebilir. Yöntem doğru ya da ters kutuplama ile gerçekleştirilebilir.
Örtülü Elektrod ile Ark Kaynağı	Sınırlı oranda uygulanır. Gerilmesiz ya da düşük gerilmeli bağlantılar oluşur. Alüminyum ve alüminyum alaşımları için ekonomikliğini kaybetmiş bir kaynak yöntemidir.
Gaz Ergitme (Oksi-Asetilen) Kaynağı	Düşük kalitede kaynak metali verir. Gerilmesiz bağlatı oluşur. Alüminyum ve alüminyum alaşımları için ekonomikliğini kaybetmiş bir kaynak yöntemi olmasına rağmen tamir amaçlı kullanılabilen bir yöntem haline gelmiştir.
Elektron Işın Kaynağı	Yüksek kaliteli, hızlı ve hassas bir kaynak yöntemidir. Uzay havacılık ve elektronik ekipmanlarının üretiminde kullanılır. Kaynağın vakumlu ortamda yapılması ile birlikte yüksek yatırım maliyeti gerektirir.
Lazer Işın Kaynağı	Yüksek kaliteli, hızlı ve hassas bir kaynak yöntemidir. Uzay havacılık ve elektronik ekipmanlarının üretiminde kullanılır. Vakum ortamına ihtiyaç duyulmasına rağmen yüksek yatırım maliyeti gerektirir.

Tablo 3.1. (Devamı) Alüminyum ve alüminyum alaşımların birleştirilmesinde kullanılan kaynak yöntemleri

Plazma Ark Kaynağı	Yüksek kaliteli ve hızlı bir kaynak sağlar. Soğutulan gaz nozulu arkı sınırlar bu da yöntemin lazer ışınına alternatif olmasını sağlar. TIG kaynağına göre avantajları; ağız hazırlığına ihtiyaç duyulmaz, % 30 varan dolgu malzemesi tasarrufu sağlar, tungsten elektrod daha uzun ömürlüdür. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynağında AC veya doğru akım elektrod pozitif kutuplama kullanılır.
Elektrogaz, Elektrocuruf, Tozaltı Kaynağı	Sınırlı uygulaması vardır. Otobüslerin kaportayı destekleyen kaburga kesitlerinin kaynağında kullanılır. Gözenek problemi vardır. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarına uygulanması açısından ekonomik değillerdir.
Ergitme Basınç Kaynağı	
Manyetik Alanla Ark Alın Kaynağı	Boruların alın birleştirilmesinde kullanılır. Yakma alın kaynağından daha az yatırım maliyeti gerektirir. Tam otomatik uygulama yapılabilir.
Elektrik Direnç Kaynağı	
Nokta, Kabartı ve Dikiş Kaynağı	İnce sac işlerinde bindirme bağlantılarında, otomotiv, uzay ve havacılık, mutfak eşyaları yapım endüstrilerinde kullanılır. Yüksek yatırım maliyeti gerektirir. Yüksek verim sağlar.
Kombine Bağlantı (Nokta Kaynağı+Yapıştırma)	Bindirme bağlantılarında nokta kaynağı ve yapıştırmanın birlikte kullanımı; Otomotiv endüstrisinde kullanılır; çok iyi yorulma mukavemeti verir.
Yüksek Frekans Endüksiyon Kaynağı	Alın birleştirmeleri; sactan dikişli boru kaynağı; yüksek yatırım maliyeti ve yüksek üretim hızına sahiptir.
Yakma Alın Kaynağı	Sac, çubuk ve içi boş kesitli parçaların alın birleştirmelerinde ve Al-Cu gibi farklı metallerin kaynağında kullanılır. Yüksek yatırım maliyeti ve yüksek üretim hızı vardır.
Saplama Kaynağı	
Kondenser, Kapasitör Deşarjı ile Saplama Kaynağı Ark ile Saplama Kaynağı	Saplama yarıçapının en fazla 6 mm olduğu uygulamalarda, izolasyon pimleri, tava tutucuları, otomobil kaporta pimleri, elektrik temas elemanları, kullanılır. Saplama çapları 5-12 mm arasında değişir.
Katı Faz Kaynağı	
Sürtünme Karıştırma Kaynağı	Dairesel, kare ya da dikdörtgen kesitli çubukların ve içi boş elemanların alın birleştirmeleri/Levha ve haddelenmiş kesitlerin alın alına birleştirme kaynağı/ Farklı metallerin kaynağında kullanılır. Yüksek fiyatlı ekipman gereklidir.
Patlamalı kaynak	Ulusal ve uluslararası boru hatlarında kullanılan boruların sahada kaynağında; farklı metallerin kaynağında ve yüzey kaplamada kullanılır
Ultrasonik Kaynak	Folyo, ince ve kalın sacların bindirme birleştirmeleri; elektrik iletim hatlarındaki Al-Cu birleştirmeler
Soğuk Basınç Kaynağı	Bindirme ve alın birleştirmeleri; Al-Cu, Al-Çelik, Al sac ve teller
Sıcak Basınç Kaynağı	Bindirme bağlantıları, eğik kenar hazırlıklı alın birleştirmeleri.

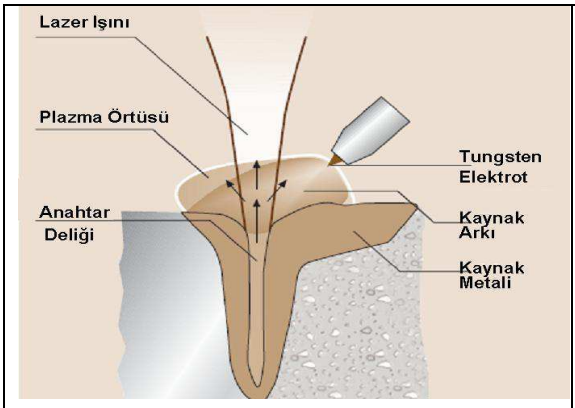
Tablo 3.1. (Devamı) Alüminyum ve alüminyum alaşımların birleştirilmesinde kullanılan kaynak yöntemleri

Hibrid Kaynaklar (Şekil 3-1)	
PAW/MIG	Düşük GMAW akımlarında arkın plazma ile korunması daha kararlı bir yöntem oluştururken nüfuziyeti ve kaynak hızını arttırır. Yüksek GMAW akımlarında plazma dönel bir ark oluştururken dolgu metalinin daha iyi dağılmasını sağlarken daha düşük ısı girdisi ile daha ince levhalar kaynak edilebilmektedir.
LBW/TIG	Lazer sayesinde GTAW'ın ark kararlılığı artarken, GTAW ile sağlanan ön ısıtma sayesinde lazerin yüzey emilimi artar
LBW/MIG	GMAW besleme teli lazer sayesinde lazerde herhangi bir enerji kaybı olmaksızın daha ekonomik ergitilirken, ergitilen dolgu metalleri lazerle kaynak metali derinliklerine iletilir.
LBW/PAW	İki enerji kaynağının birleştirilmesi ile kaynak kapasitesi arttırılırken, total yöntemin verimi de arttırılır. Lazer etrafındaki plazma sayesinde uygulanan ısıl işlem sayesinde gevrekleşme ve kalıntı streslerinin oluşumu engellenir. Pürüzsüz bir kaynak yüzeyi elde edilir.
LBW/FSW	FSW probunun uygulayacağı dikey kuvvet ve ilerleme yönündeki kuvvet azaltılırken probun kullanım ömrü de arttırılır.
PAW/FSW	Kaynak verimi ve kaynak mekanik özellikleri arttırılır. Plazma sayesinde kaynak hızı uygulama aralığı oldukça genişler.
UaFSW (Laboratuar Çalışması)	FSW probunun uygulayacağı dikey kuvvet ve ilerleme yönündeki kuvvet azaltılırken probun kullanım ömrü de arttırılır.

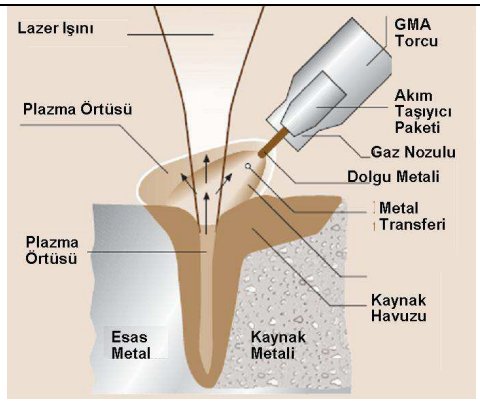


a) PAW/GMAW Hibrid Kaynak Yöntemi (Assai ve diğ., 2012)

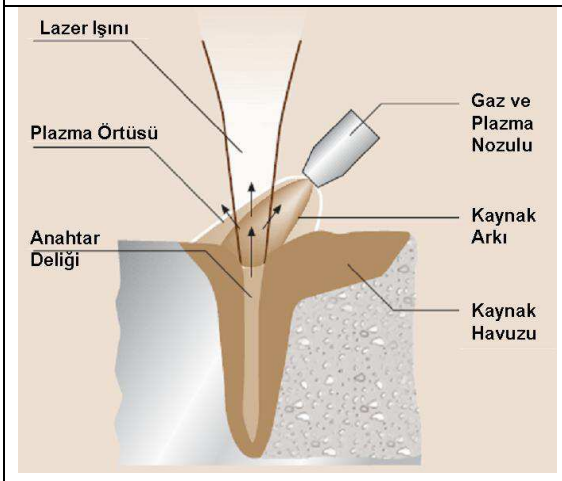
Şekil 3.1. Hibrid kaynak yöntemleri



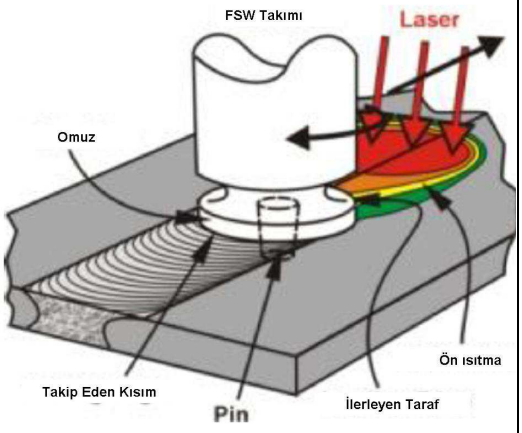
b) LBW/GTAW Hibrid Kaynak Yöntemi (Grote ve Antonsson, 2008)



c) b) LBW/MIG Hibrid Kaynak Yöntemi (Grote ve Antonsson, 2008)



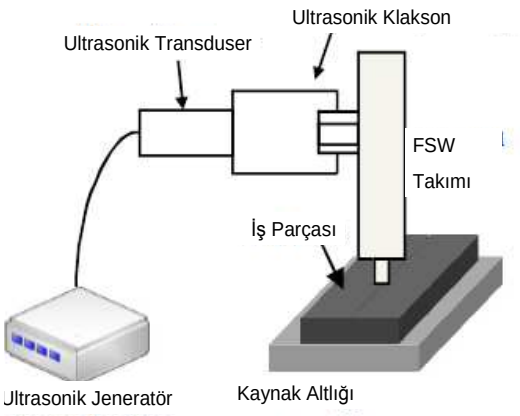
d) LBW/PAW Hibrid Kaynak Yöntemi (Grote ve Antonsson, 2008)



e) LBW/FSW Hibrid Kaynak Yöntemi (Daftardar, 2009)



f) PAW/FSW Hibrid Kaynak Yöntemi (Liu ve diğ., 2006)



g)UaFSW Hibrid Kaynak Yöntemi (Park, 2009)

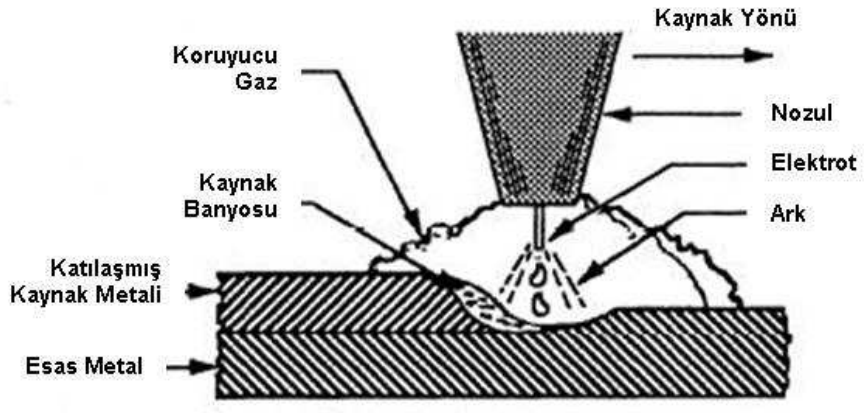
Şekil 3.1. (Devamı) Hibrid kaynak yöntemleri

Bu çalışmada, Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynağında yoğun olarak kullanılan ve tezin konusunu oluşturan olan MIG ve FSW yöntemi üzerinde detaylı olarak durulacak, genel özellikleri Tablo 3.1 ve Şekil 3.1'de kısaca özetlenen diğer kaynak yöntemleri üzerinde durulmayacaktır.

3.2. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının MIG Kaynağı

3.2.1 MIG Yöntemin tanıtımı

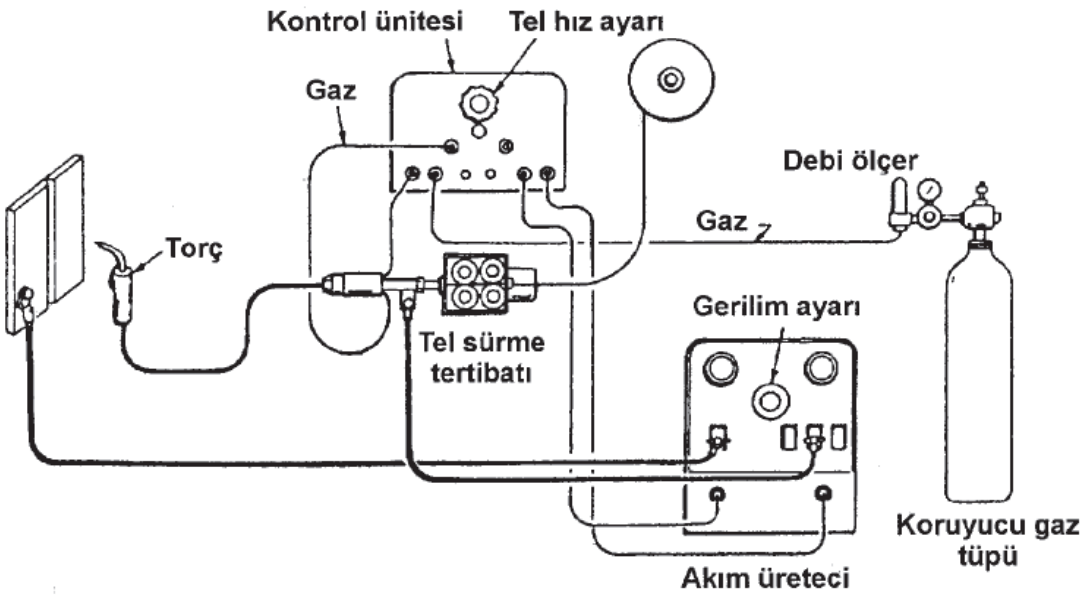
Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının hayatımızda daha çok yer almasını sağlayan bir keşif olarak 1948 yılında ABD'de uygulanmaya başlanmış ve sanayide, otomotivden şehirlerarası boru hatlarına kullanımına kadar geniş çapta yaygınlaşmıştır. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kullanımının ardından sırası ile yüksek alaşımlı çeliklerin, bakır ve alaşımlarının, karbonlu çeliklerin kaynağında kullanılmıştır. MIG (Metal Inert Gas) kaynak yönteminde ark, helyum ve argon gibi asal bir gazın koruması altında yanar. MIG kaynağı için GMAW (Gas Metal Arc Welding) ifadesi de kullanılmakta ve ergiyen elektrod ile gazaltı kaynağı tanımını da içersinde barındırmaktadır. MIG kaynak yönteminin prensibi Şekil 3.2'de görülmektedir.



Şekil 3.2. MIG Kaynağı ark bölgesi

MIG kaynağı çok geniş bir uygulama alanına sahiptir. Bu tezde de kullanılan CMT tekniği kullananlar kaynak makineleri haricinde çok ince levhaların kaynağı bu yöntemin tek kısıtlamasıdır. Bununla birlikte her kalınlıktaki demir esaslı ve demir dışı metal ve alaşımların kaynağında uygulanabilmektedir. Yatay karakteristikli, diğer bir deyişle sabit gerilimli kaynak makinelerinin gelişmesi sonucu ince çaplı kaynak teli ile yüksek akım şiddeti uygulama olanağı, ısıdan etkilenmiş bölgesi (IEB)

daha dar ve daha derin nüfuziyetli kaynak bağlantılarının eldesine olanak sağlamaktadır (Kaluç, 2004; Taban, 2004; Url-3).



Şekil 3.3. MIG Kaynağı Donanım Şeması (Kaluç, 2004)

MIG kaynak yönteminde doğru parametreler (gaz debisi, tel besleme hızı, tel türü vb.) seçildikten sonra uygulaması çok basittir, operatör hiçbir zorlukla karşılaşmaz; toprak kablosunu iş parçasına bağlayıp torcun ucundaki tel elektrodu kaynak ağzına temas ettirmek yeterlidir. Torç önceden belirlenmiş bir debide koruyucu gazı ve ergiyen elektrod miktarını karşılamak üzere, sabit hızda tel elektrodu bölgeye göndermekte, sistem uygun ark boyunu, kendisi otomatik olarak ayarlamakta ve sabit tutmaktadır (Taban, 2004).

Uygulama kolaylığı nedeniyle tüm demir dışı metal ve alaşımlarının kaynağında çok popüler ve aranılan yöntem haline gelen MIG yönteminin başlangıçta yalın karbonlu ve az alaşımlı çeliklerde uygulama alanı bulamamasının nedeni soy gazın pahalılığı olmuştur (Kaluç, 2004).

Ergiyen elektrod ile gazaltı kaynak uygulamalarından bir diğeri ise CO_2 aktif gazının koruyucu gaz olarak kullanıldığı ve ismini “Metal Active Gas” kelimelerinin baş harflerinden alan MAG kaynak yöntemidir.

MIG/MAG kaynak yöntemlerinin en önemli üstünlükleri; kaynak bölgesine sürekli olarak koruyucu bir gazın ve tel elektrodun beslenmesi ile kaynağın dolgu oranının yüksek olmasıdır. Ayrıca, tel haline getirilebilen metal ve alaşımları herhangi bir örtü

içermediğinden (özlü teller hariç) kaynakta bir cüruf temizliğine gerek duyulmamaktadır. Dolayısıyla, örtülü elektrod kullanımında olduğu gibi kaynakta durma, cüruf temizleme ve koçan kaybı yoktur. Yöntem, kolaylıkla mekanize edilebildiği gibi bu çalışmada olduğu gibi robot uygulamaları da mevcuttur (Taban, 2004).

Her kaynak yönteminde olduğu gibi bu kaynak yöntemini de uygulayabilmek için özel bir kaynak donanımına ihtiyaç duyulmaktadır. MIG kaynak donanımı, örtülü elektrod ile yapılan ark kaynak donanımı ile karşılaştırıldığında bir parça daha karmaşık görünmesine karşın aslında sistem olarak bir tozaltı kaynak donanımından daha basittir. Bir MIG kaynak donanımı aşağıda sıralanan kısımlardan oluşur (Mathers, 2002).

- Kaynak akım üreteci,
- Kaynak tabancası olarak ta adlandırılan bir kaynak torcu,
- Tel biçiminde elektrod ve kılavuzunu, kaynak akım ve şalter kablolarını, gaz hortumunu, gerektiğinde soğutma suyu giriş ve çıkış hortumlarını bir arada tutan metal spirali takviyeli hortum; torç bağlantı paketi,
- Tel biçimindeki dolgu metalinin ilerlemesini sağlayan tel sürme tertibatı,
- Kumanda ve kontrol donanımı,
- Koruyucu gaz donanımı,
- Sulu soğutma sistemi,
- Mekanize ve otomatik kaynak için yardımcı donanımlar.

Bir elektrik ark kaynak yöntemi olan MIG kaynak yönteminde, tel sürme tertibatı, torç ve güç kaynağı olmak üzere üç ana elemandan vardır ve MIG kaynağında üç tür sarf malzemesi kullanılmaktadır; elektrik akımı, koruyucu gaz ve kaynak telidir (Tülbentçi, 1990).

Bunlardan elektrik akımı; akım üretecinden sağlanmakta, koruyucu gaz belli bir debi ile sisteme beslenmekte ve çeşitli metal ve alaşımlardan üretilmiş kaynak teli ise kesintisiz kaynak için sürekli kaynak bölgesine sürülmektedir.

3.2.2 MIG Kaynağı uygulamasında soğuk metal transferi (Cold Metal Transfer-CMT) tekniği

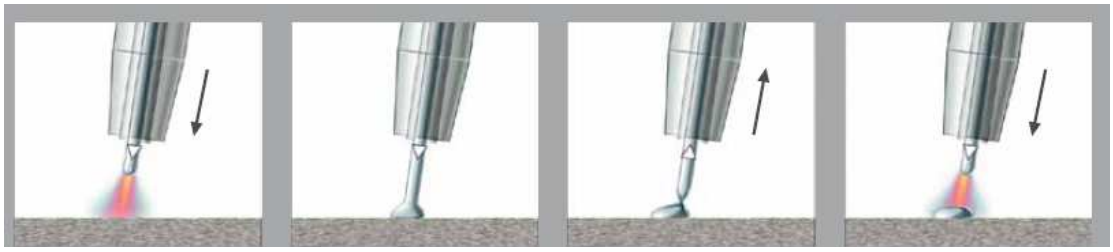
3.2.2.1. Genel

CMT yöntemi Fronious tarafından 2004 yılından geliştirilen ve kaynak uygulaması ve ekipmanı anlamında kaynak teknolojisinde çok önemli bir adım niteliğindedir. CMT tamamen yeni bir yöntem olmasının yanında MIG/MAG uygulamalarının da uygulama sınırlarını genişletmiş ve alüminyum-çelik çiftinin de kaynak edilebilirliğini sağlamıştır.

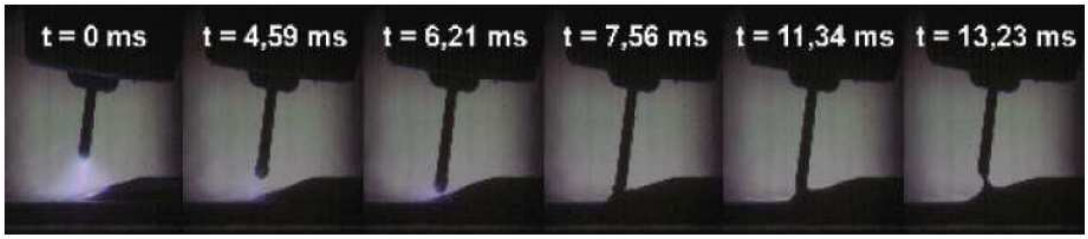
Bazı metaller ve uygulamalar sürekli bir ısı girdisine karşı kaynak banyosunun çukurlaşması, sıçrantı oluşturması ve yetersiz kaynak bağlantısı oluşturma gibi tepkiler verebilir. Bu durumlardan kaçınmak için daha düşük ısı girdilerine ihtiyaç vardır ve bu CMT yöntemi ile mümkündür. “Soğuk” kelimesi kaynak yöntemi anlamında düşünülmekle birlikte geleneksel MIG/MAG yöntemi ile karşılaştırıldığında halen soğuk bir yöntemdir (Rosado ve diğ., 2008).

CMT ısı girdisinin çok düşük olduğu bir gazaltı kaynak yöntemi olarak tanımlanabilir. CMT yönteminde, ergiyen elektrod damlasının elektroddan ayrılma prensibi tamamen yeni bir teknolojidir. Geleneksel yöntemlerde tel, kısa devre oluşturuluncaya kadar ilerletilir. Bu esnada kaynak akımı artarak, ark oluşması için kısa devrenin tekrar açık devre olmasını sağlar. Bu yüzden geleneksel yöntemde; daha yüksek akımlar çekildiğinden ısı girdisi fazla olur ve kısa devre oluşum sürecinin tam olarak kontrol edilememesi nedeniyle sıçrantı oluşumu görülür. CMT yönteminde 70 Hz’lik bir osilasyon ile yapılan tel beslemesi yapılır, ve bu şekilde tel iş parçasına doğru itilir ve geri çekilir (Rosado ve diğ., 2008).

Soğuk metal transferi, geleneksel MIG/MAG kaynağına göre daha kararlı bir ark ve tam bir yöntem kontrolünün sağlandığı sıcak ve soğuğun sürekli değişmesi prensibiyle uygulanan bir tekniktir. Ark yanma fazında, dolgu malzemesi kaynak banyosuna hareket ettirilir (Şekil 3.4a, sıcak yöntem). Dolgu malzemesinin kaynak banyosuna daldırılmasıyla ark söner ve kaynak akımı azalır (Şekil 3.4b, soğuk yöntem). Telin geriye doğru hareketi (saniyenin 90’da biri süresinde), kısa devre esnasında (kısa devre akımı düşük seviyede tutulur) damlacık transferine yardımcı olur (Şekil.3.4c, soğuk yöntem). Telin hareket yönü tersine çevrilir ve yönteme yeniden başlanır (Şekil 3.4d, sıcak yöntem). Şekil 3.5’te yöntemin akışı milisaniye zaman diliminde görülmektedir.



Şekil 3.4. CMT Yönteminin aşamaları (a-d) (Url-3)

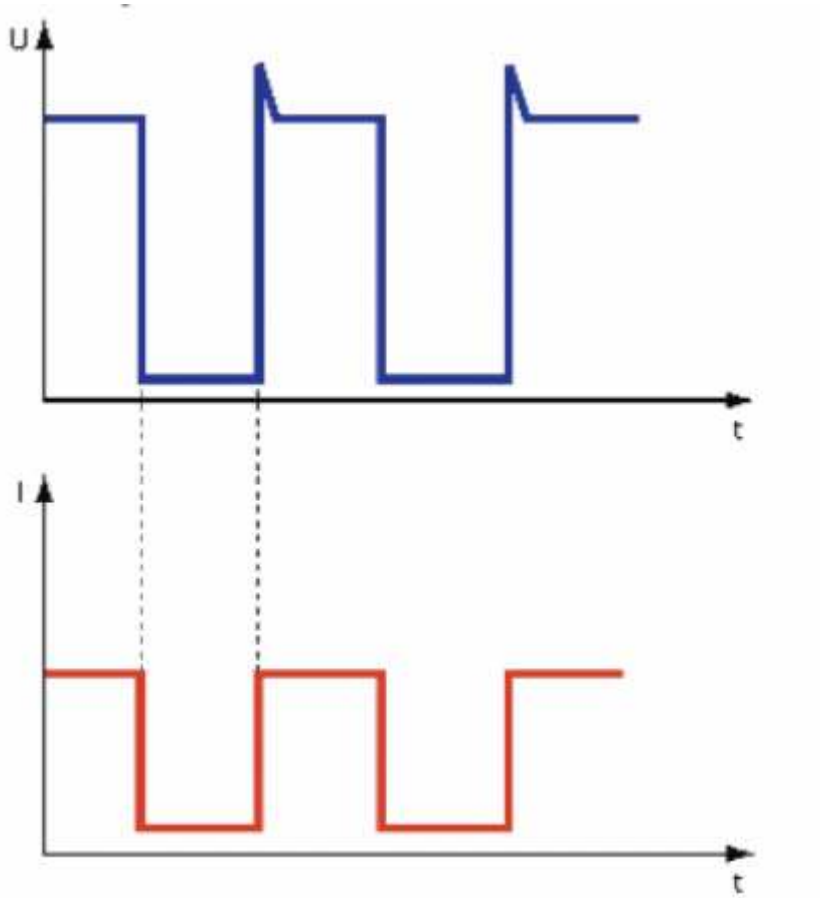


Şekil 3.5.CMT Yönteminin milisaniye zaman diliminde akışı (Rosado ve diğ., 2008)

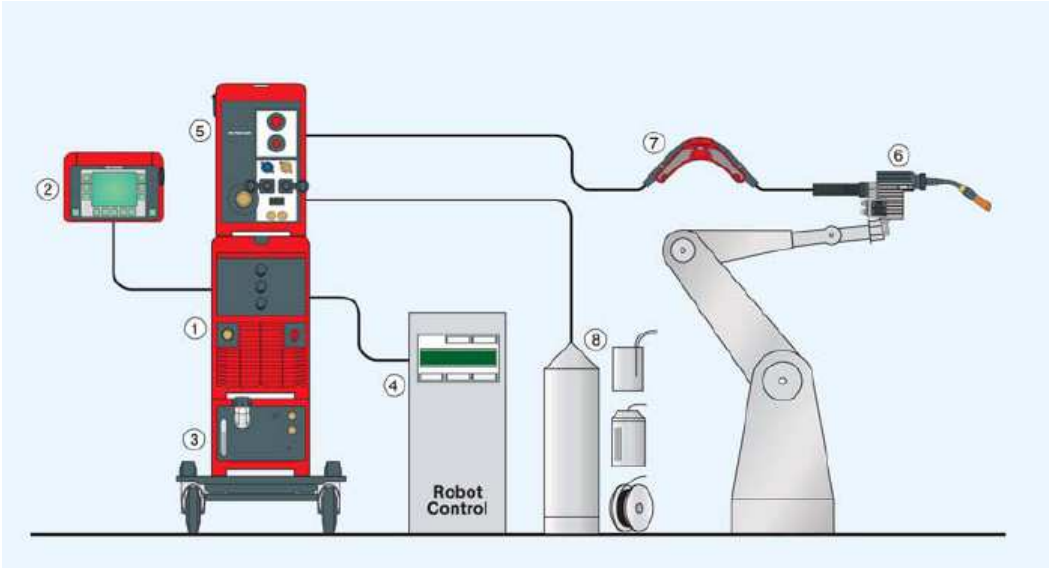
CMT'yi geleneksel MIG/MAG'dan ayıran üç temel özellik vardır. Birincisi, tel beslemesi doğrudan kaynak yönteminin içinde olmasıdır. Geleneksel yöntemde tel besleme hızı sabittir ya da önceden belirlenen zaman cetveline göre değişmektedir. CMT yönteminde ise tel besleme hızı ve yönü kısa devrenin oluşumu ve açık hale gelmesi ile yönetilir. Bu durumda kaynak banyosu ile telin hareketi arasında doğrudan bir ilişki olduğu görülmektedir. Bunun için ortalama bir hızın yanında osilasyon frekansı ifadesi de terminolojiye dahil olmuştur ve bu değer de kısa devreye bağlı olduğundan "ortalama" ifadesi kullanılır ve yaklaşık 70 Hz civarındadır.

CMT yönteminin ikinci karakteristik özelliği ise, metal transferi geleneksel yöntemde doğrudan akıma bağlı iken bu yöntemde nerdeyse akımdan bağımsız olmasıdır. CMT'de akımın, kısa devreyi açık hale getirmekle herhangi bir ilgisi yoktur. Telin geri çekilmesi ve kaynak banyosunun yüzey gerilimi metal transferinin oluşmasını sağlarlar. Bu yüzden kısa devre akımı çok düşük tutulur ve bu durum beraberinde daha düşük ısı girdisini getirir.

Son olarak, tel hareketi metal transferini yukarda anlatıldığı şekilde destekleyen CMT yönteminin karakteristik özelliğidir (Url-3, Rosado ve diğ., 2008).



Şekil 3.6. CMT yönteminde akım ve voltajın zamanla ilişkisi



Şekil 3.7. Robotik uygulamada CMT sistem konfigürasyonu 1) TPS 3200/4000/5000 CMT güç kaynağı, 2) RCU 5000i uzaktan kumanda üniti, 3) Soğutma üniti 4) Robot arayüzü, 5) CMT tel besleyici 6) Robot 7) Tel tanponu 8) Tel desteği (Rosado ve diğ., 2008)

3.2.2.2 Yöntemin Sağladığı Genel Üstünlükleri

- Düşük Isı Girdisi

Kaynak sırasında tel öne doğru hareket eder ve kısa devre oluşur oluşmaz tekrar geriye çekilir. Yanma fazında ark çok kısa bir süre için ısı verir.

- Çapaksız Bir Kaynak

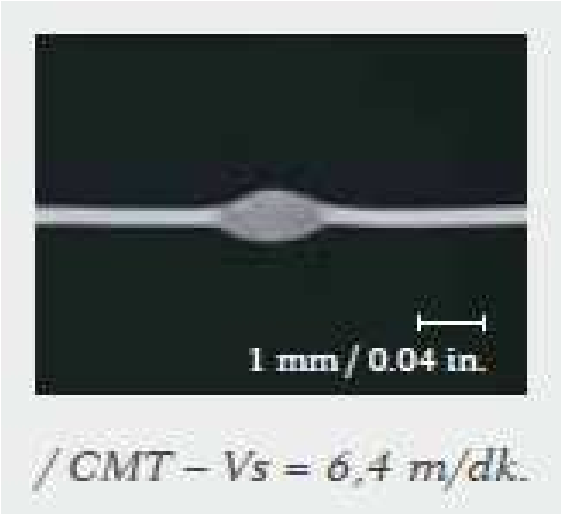
Telin geriye doğru hareketi, kısa devre esnasında damlacık transferine yardımcı olur. Kısa devre kontrol edilir ve akım düşük seviyede tutulur. Bu şekilde çapaksız bir metal geçişi sağlanır.

- Kararlı Ark

Ark boylarının algılanması ve ayarlanması mekanik olarak gerçekleşir. Ark, iş parçasının yüzey kalitesinden ya da hangi hızda kaynak yapmak istediğinizden bağımsız olarak daima kararlı kalır. Bu sayede CMT her yerde ve her konumda uygulanabilir.

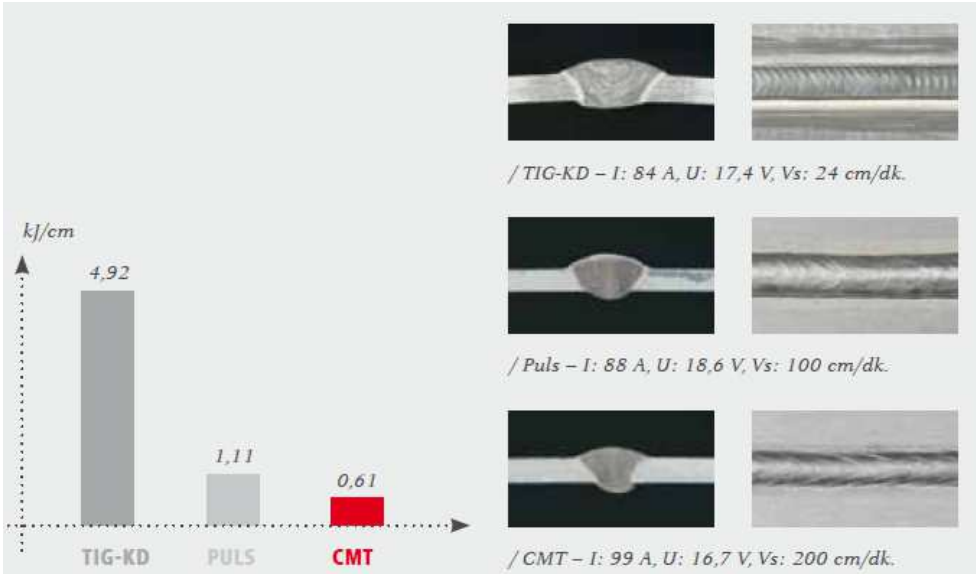
3.2.2.3 Yöntemin alüminyum kaynağında sağladığı üstünlükler

Diğer yöntemlerin birçoğu ile kaynak edilemeyen çok ince alüminyum ve alüminyum alaşımların kaynağına imkân vermektedir. Şekil.3.8'de 0,3 mm kalınlığında alüminyum levhanın kaynak kesiti görülmektedir.

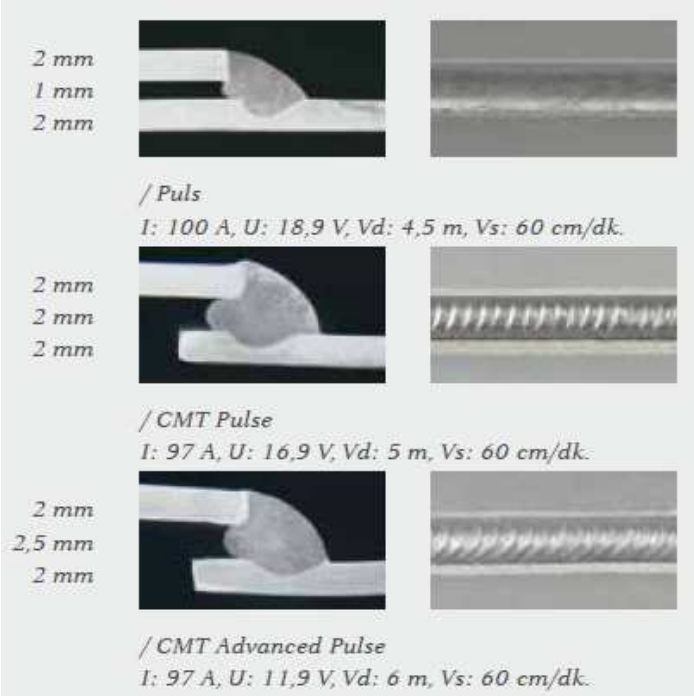


Şekil 3.8. 0,3 mm Alüminyum levhanın kaynağı (Url-3)

Diğer kaynak yöntemlerine kıyasla % 90’ kadar daha düşük ısı girdisi ve 10 kata kadar yüksek kaynak hızı elde edilebilir (Şekil 3.9), ve çok iyi boşluk doldurma kabiliyeti sağlar (Şekil 3.10).



Şekil 3.9. Isı girdisi ve kaynak hızlarının mukayesesi (Url-3)



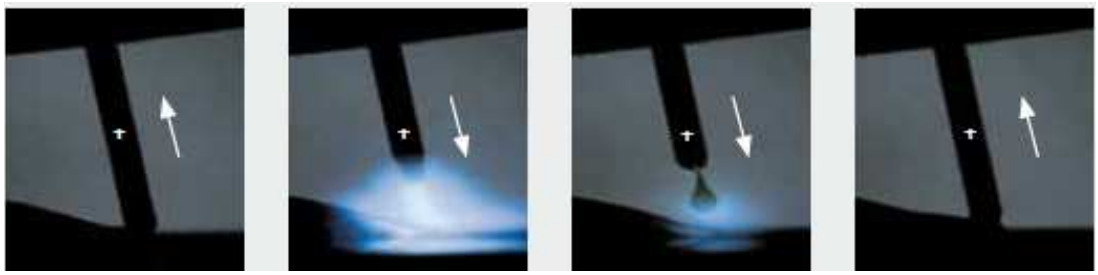
Şekil 3.10. 2 mm Kalınlığındaki levhanın bindirme kaynağında boşluk doldurma kabiliyeti (Url-3)

3.2.2.4. Yöntemin Türevleri

Bu yöntem uygulamada sadece CMT olarak uygulanabildiği gibi CMT Pulse, CMT Advanced ve CMT Advanced Pulse olarak ta uygulanabilmektedir.

- CMT Pulse

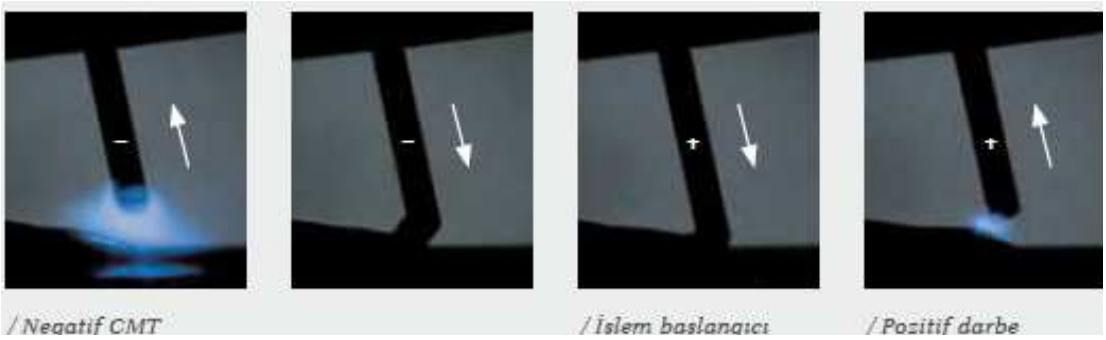
Bu yöntem bir darbe döngüsünü, bir CMT döngüsü ile birleştirir ve bu nedenle daha yüksek ısı verir. Ayarlanabilir değişken darbe ilavesi ile çok büyük bir güç aralığı ve esneklik sağlanır (Şekil 3.11).



Şekil 3.11. CMT ve darbe döngülerinden oluşan kombinasyon (Url-3)

- **CMT Advanced**

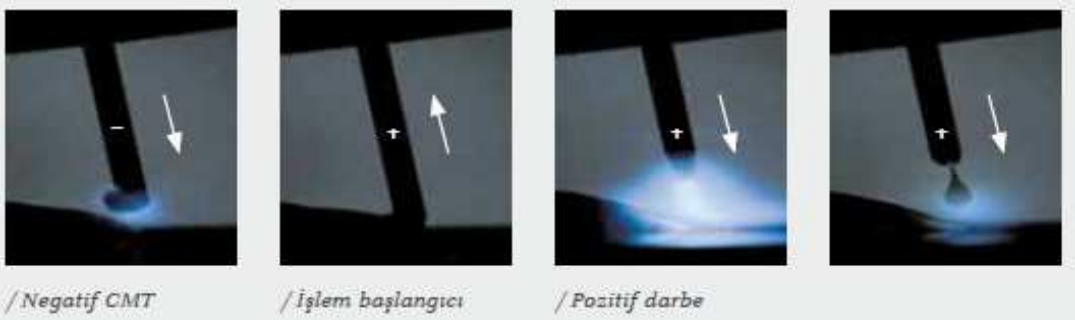
Bu yöntemde CMT'den daha da soğuk bir uygulamaya ulaşılmıştır. Kaynak akımının polaritesi yöntem regülasyonuna entegredir. Polarite değişimi kısa devre fazında gerçekleşir; böylelikle kanıtlanmış CMT yöntem kararlılığı kısa devre fazında emniyete alınmıştır. Bunun sonucunda hedeflenen ısı girdisi, çok yüksek boşluk doldurma kapasitesi ve % 60'a kadar daha yüksek erime gücüne ulaşılır (Şekil 3.12).



Şekil 3.12. Negatif CMT ve pozitif CMT'nin kombinasyonu (Url-3)

- **CMT Advanced Puls**

Negatif kutuplu CMT döngüleri ve pozitif kutuplu darbe döngüleri kombinasyonu ile arkın kesin doğruluğu ve yüksek düzeyde ark hakimiyeti hedeflenmiştir (Şekil 3.13).



Şekil 3.13. Negatif CMT ve darbe döngülerinden oluşan kombinasyon (Url-3)

3.2.3. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynağında MIG kaynağının uygulanması

MIG kaynak yöntemi her kalınlıktaki alüminyum ve alüminyum alaşımları için uygulanabilir olmasına karşın ergime gücü ve kaynak hızı yüksek olduğundan geleneksel MIG kaynağı, genellikle 3 mm'den daha ince parçaların kaynağında tercih edilmez. Çok ince levhalar 0.8 mm'ye kadar darbeli akım yöntemi ile kaynak edilebilirken, CMT yöntemi sayesinde bu kalınlık 0,3 mm'ye kadar inebilmektedir.

Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynağını çelikten faklı kılan ve kaynak uygulamasında dikkat edilmesi gereken hususlar aşağıdadır.

- Alüminyum alaşımları 550-660 ºC arasındaki sıcaklık aralığında ergimelerine rağmen ısıl iletkenliklerinin çok yüksek olması nedeniyle kaynak için gerekli ısı girdisi eş kalınlıktaki çelin kaynağından daha fazla olmak zorundadır.
- Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının ısıl genleşme katsayılarının büyük olması, kaynak bölgesinde ısınma ve soğuma sonucu oluşan sıcaklık farkları şiddetli iç gerilmeler ve büyük çaplı çarpılmaların oluşmasına neden olur. Bu durum CMT uygulamasında ortadan kaldırılmıştır.
- Alüminyum üzerinde hava ile teması sonucunda oluşan refrakter alüminyum oksit tabakası, alüminyum alaşımlarının kaynağını büyük çapta güçleştirir. Doğru akım ters kutuplama (doru akım elektrod pozitif) ile yapılan kaynakta, banyo üzerinde yüzen oksit tabakası parçalanır ve ancak bu kutuplama ile kaynak gerçekleştirilebilir.

Kaynaktan önce, kaynak ağızları daha önce belirtilen metotlardan biriyle iyice temizlenerek oksit tabakası olabildiği kadar uzaklaştırılmalıdır.

Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynağında, malzemenin kalınlığına bakılmaksızın genellikle sprey ark ile kaynak yapılması tercih edilir. Sprey arkın yüksek ısı girdisine karşın alüminyumun yüksek ısıl iletkenliği dolayısıyla kaynak banyosu oldukça çabuk katılaştığından, her pozisyonda kaynak yapmak olanağı vardır.

Burada oksit tabakasının temizlenmesi için sürekli olarak sola kaynak yöntemi uygulanmalı ve dik kaynak durumunda ise aşağıdan yukarıya doğru çalışılmalıdır. Bu şekilde hem kaynak ağızlarının oksit tabakası temizlenmiş olur hem de ağızların iyi bir şekilde ergiyerek kaynağın sağlıklı bir biçimde yapılması sağlanmış olur. Sağa kaynak yöntemi uygulandığında ve dik pozisyonlarda yukardan aşağıya doğru çalışıldığı durumlarda gözenekli, kötü görünüşlü ve ağızların gerektiği gibi ergimemiş olması nedeni ile de soğuk bölgeler içeren kaynak dikişleri elde edilir. Kaynak dikişi düz olarak ya da dar zigzaglar ile oluşturulmalıdır. Geniş zigzaglar kaynak dikişinin aşırı oksitlenmesine neden olduğu için kullanılmamalıdır.

El ile yapılan yarı otomatik MIG yöntemi ile mekanize durumda da ince parçaların kaynağında genellikle saf argon gazı kullanılır, kalın parçaların otomatik kaynağında is daha sıcak bir kaynak banyosu ve daha iyi bir nüfuziyet elde etmek için Helyum veya Helyum-Argon karışımları tercih edilir.

Alüminyum ve alüminyum alaşımların ısıl iletkenliğinin yüksek olması özellikle kalın parçalarda, kaynak bölgesinin şiddetli soğumasına neden olur, bu bakımdan kalın ve özellikle döküm alüminyum parçalara kaynak öncesi tav vermek gereklidir, genellikle 15 mm'den daha kalın parçalara uygulanan bu tavın sıcaklığı 200 ºC'yi aşmamalıdır. Dövme alüminyum alaşımlarda genel olarak ön tav yerine daha yüksek akım şiddeti ve ark gerilimi ile daha yüksek ısı girdisi sağlayarak çalışma tercih edilir.

Soğuk şekil verme veya ısıl işlem ile sertleştirilmiş alüminyum parçaların kaynak bölgesinde, sonradan kazanılmış olan bu sertlikte bir azalma görülür. Bu nedenle ısıl işlem ile sertleştirilmiş alüminyum alaşımlarına kaynak öncesi bir çözeltiye alma tavı uygulanır ve kaynak sonrası tekrar ısıl işlem uygulanarak sertleşme sağlanır (Taban, 2004).

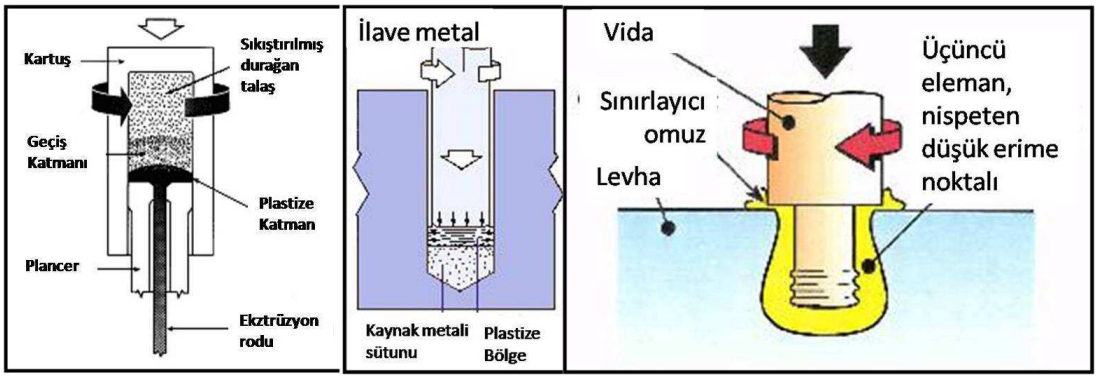
3.3. Alüminyum ve Alaşımlarının Sürtünme Karıştırma Kaynağı (FSW)

3.3.1 Yöntemin tarihsel gelişimi

Sürtünme karıştırma kaynağı ya da sürtünen eleman ile kaynak yöntemi bir katı hal birleştirme yöntemi olup literatürde Friction Stir Welding (FSW) Process olarak tanımlanmaktadır.

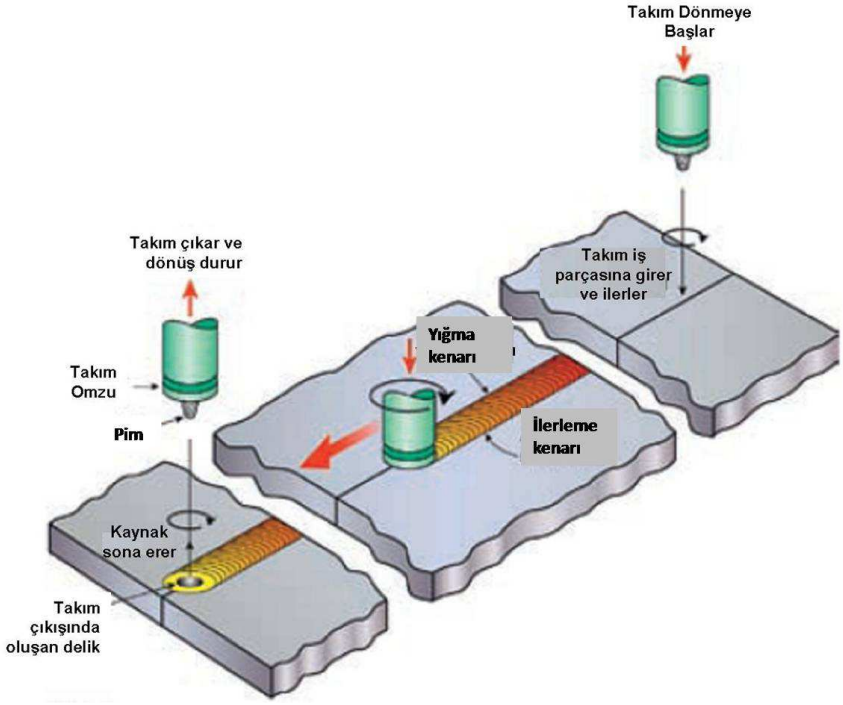
Sürtünme karıştırma kaynağının geliştirilmesine dek, bazı katı hal birleştirme teknolojileri önemli gelişmeler olmuştur. Bu gelişmelerden en önemlisi sürtünme kaynağıdır. Bu yöntem metallerin alın alına getirilerek birbirine sürtünmesi ile oluşan ısı enerjisinden yararlanılarak gerçekleştirilmekteydi. Birbiriyle alın alına getirilen iki metal döndürülerek temas noktasında metal yumuşaması oluşturulmakta, daha sonra artan basınç uygulaması ile birleşme sağlanmaktadır. İlk olarak 1891 yılında Bevington tarafından metal boruların birbirine kaynağında kullanılan bu yöntem 1924'te Richter ve 1929'da Klopstock tarafından da çeşitli uygulamaları patentlenmiştir. Yöntem uygulama olarak basit olmasına karşın ısı oluşturmak ve metali yumuşatacak ısıyı elde etmek için sadece dairesel veya lineer hareketle sürtünme olanağı mevcuttur. Bu açıdan yöntem kaynak geometrisi açısından oldukça sınırlıdır. Sürtünme kaynağının termomekanik prensibi sürtünme karıştırma kaynağının geliştirilmesine önemli bir temel oluşturmuştur (Lohwasser ve Chen, 2010; Kaluç ve Taban, 2007).

FSW yöntemi 1990'lı yıllarda İngiltere kaynak enstitüsü (The Welding Institute-TWI) araştırma geliştirme bölümünde Wayne Thomas ve ekibi tarafından yapılan çalışmalarda öncelikle sürtünme kaynağının birkaç türü geliştirilmiştir. Bunlar sürtünme ekstrüzyonu (friction extrusion), sürtünme hidropilar yöntemi (friction hydropillar) ve üçüncü eleman sürtünme birleştirmesi (third body friction joining) yöntemi olarak sıralanabilir (Şekil 3.14). Aralık 1991 yılına gelindiğinde Wayne Thomas ve ekibi tarafından iş parçasından daha sert bir malzemeden üretilen ve ergimeyen döner bir prob tarafından iş parçasının plastik deformasyona uğratıldığı ve döner eleman tarafından plastik deformasyona uğrayan iş parçalarının birbiri arasında transferi sayesinde birleşmenin sağlandığı keşfedilmiştir (Şekil 3.15) (Lohwasser ve Chen, 2010; Kaluç ve Taban, 2007).



(a) (b) (c)

Şekil 3.14. a) Sürtünme Ekstrüzyonu b) Sürtünme Hydropillar c) Üçüncü elman sürtünme birleştirmesi (© TWI)



Şekil 3.15. Sürtünme karıştırma kaynağı yöntemi prensibi (© TWI)

Yöntemin geliştirilmesine yönelik olarak, lazer destekli FSW, plazma destekli FSW ve Ultrasonik destekli FSW gibi hibrid uygulama çalışmaları bulunmaktadır (Dafthardar 2009, Liu ve diğ. Paper 84, Park 2009). Aynı şekilde kaynak parametreleri optimize edilmesi, takım malzemesi ve geometrisinin geliştirilmesine yönelikte çalışmalar yapılmaktadır.

FSW öncelikle alüminyum ve alaşımlarının dövme ve döküm ürünlerinde karşılaşılan metalurjik ve mekanik sorunların giderilmesine yönelik olarak geliştirilmiş ve uygulanmıştır. Günümüzde ise alüminyum ve alüminyum alaşımlarının yanı sıra

bakır ve bakır alaşımları, magnezyum ve magnezyum alaşımları, titanyum ve titanyum alaşımları, karbonlu az alaşımlı çelikler, nikel ve nikel alaşımları, çinko alaşımları, kurşun alaşımları, metal matrisli kompozitler ve bazı tür paslanmaz çeliklerin kaynağı ve bu türlerin birbiri arasında farklı metal kaynağı uygulamalarında kullanılmaktadır (Kaluç ve Taban, 2007).

3.3.2. FSW Yöntemi ve parametreleri

FSW yönteminde dönen takım, yavaş yavaş iki parçanın birbirine ağızlanmış kısmına daldırılır ve kaynak edilmek istenen uzunluk boyunca belirli bir hızda ilerletilir. Burada ilerleme geliştirilen kaynak makinesine bağlı olarak tabla tarafından da gerçekleştirilebilir. Takım ucundaki pimin uzunluğu istenen kaynak nüfuziyetine bağlı olup döne pim kaynak edilecek yüzeye temas ettiğinde, sürtünmeden dolayı temas noktasında ısı hızla yükselir ve böylece ısınan malzemelerin plastik şekil değiştirme kabiliyeti artar. Dönen pim çevresinde ve takımın parça yüzeylerine sürtünen omuz tabanında oluşan ısı, bölgenin plastik şekil değişimini sağlar, şekil değiştiren kütle pimin dönme hareketinden etkilenerek pimin ön kısmından arka kısmına itilir, dolayısıyla iki parça malzemesi birbirine karışarak birleşme çizgisi boyunca kaynak edilmiş olur. Bu olayların tümü kaynak edilen alaşımların ergime noktasından düşük sıcaklıklarda gelişir. Bu sıcaklıklar alüminyum ve alaşımları için 450 °C çeliklerde 1100-1200 °C civarlarında olup yaklaşık olarak ergime sıcaklığının % 80-90'ı civarındadır (Kaluç ve Taban, 2004, Lohwasser ve Chen, 2010, Url-1).

Ark kaynak yöntemlerindeki üretim sürecinde ısı girdisinin hesaplanması kritik öneme sahipken (akım ve voltaj ayarı gibi) FSW'de ısı girdisi, kuvvet, sürtünme ve dönme hareketinden oluşan tamamen mekanik bir yöntemtir. Bununla birlikte kaynak bölgesine olan ısı girdisinin hesaplanmasına yönelik olarak çalışmalar da yapılmıştır. Sürtünme karıştırma kaynağında ısı girdisinin hesabı için Denklem (3.1) (Url-1)

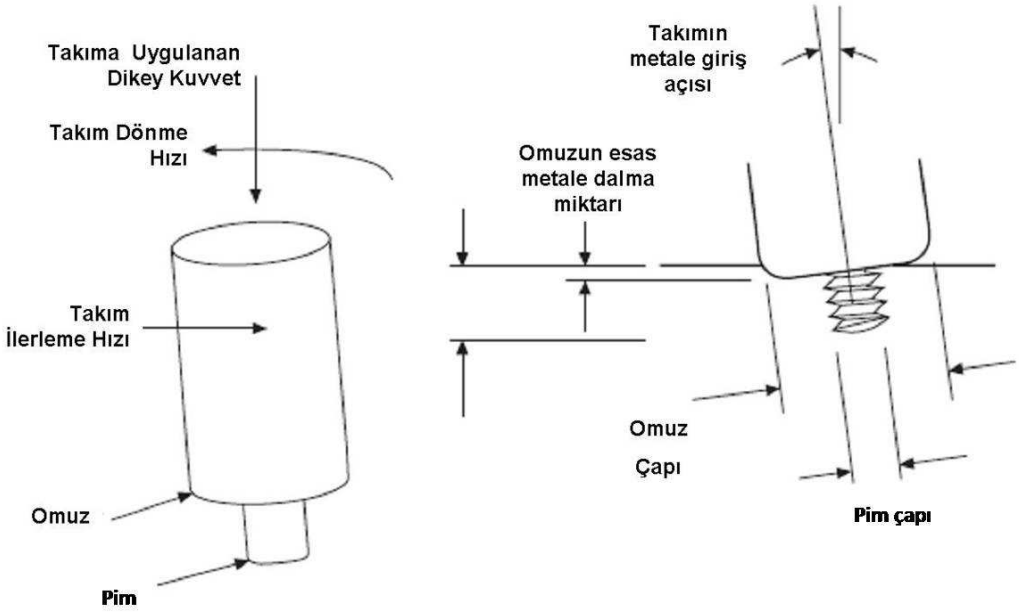
$$Q=\mu\omega FK \qquad (3.1)$$

kullanılmaktadır. Isı girdisi(Q), sürtünme (μ), takım dönme hızı (ω), uygulanan dikey kuvvet (F) ve takım geometri sabitinin (K) matematiksel olarak çarpılması ile hesaplanır.

FSW yönteminin merkezinde, sürtünen eleman olarak görev yapan takımın tasarımının seçimi gelmektedir. FSW uygulamasında uygun bağlantının sağlanması

ve yüksek kaliteli bağlantılar elde edebilmek için dikey kuvvet, kaynak hızı, takım devri ve takımın iş parçasına giriş açısının ise kaynak öncesi ve esnasında kontrol edilmesi gereklidir. FSW yönteminde kullanılan takım ve uygulanan parametreler Şekil 3.16'da görülmekte olup takımlara ait türler ve özellikler ayrıca FSW takımları başlığı altında detaylı olarak incelenecektir. FSW takımı iş parçası üzerinde kayan bir omuz kısmı, iş parçasını neredeyse delen bir pim kısmından oluşur. Omuz kısmı bir kapak görevi görür ve takım döndükçe yumuşayan metalin dışarı çıkmasını önleyerek kaynaklı bağlantının oluşmasını sağlar. Pim kısmı genelde vida dişi açılmış şekildedir ve temas ettiği metali aşağıya doğru iter. Takıma uygulanan dikey kuvvet, iş parçası yüzeyi ve takım omzu arasında, kuvvet altında bir temas oluşmasını sağlarken pim derinliğini de sabit tutar. Yüzeydeki bu temas takımın iç yüzeyinde önemli bir ısı üretimi sağlar.

FSW takımında pimin iş parçasına giriş derinliği de kaliteli bir kaynak için önem arz etmektedir. Bu derinlik pimin boyuna bağlıdır. Pim eğer yeterinden az daldırılırsa takım omzu yüzeye temas etmeyebilir. Bu nedenle karıştırılan metal omuz tarafından arkaya taşınamaz ve kaynak bölgesinin içinde kanal veya yüzeyde oluk oluşturabilir. Pim yeterinden çok daldırılırsa kaynak yüzeyinde sıçrantıya ve kaynak bölgesinde incelmeye neden olabilir. Klasik pimlerin diş açılmış yüzeyleri sayesinde aşağıya doğru itilen metaller sayesinde boşluklar ve kabarcıklar engellenir. Pim, sürtünme ve plastik şekil değiştirme sayesinde ısı üretimi sağlamaktadır. Pim ve omuz dizaynı geniş bir çalışma alanı bulmuş ve geliştirilen yani takımlar sayesinde bağlantının mukavemeti, kaynak kalitesi, uygulanabilen metal portföyü, bağlantı geometrisi, kaynak edilebilecek malzeme kalınlıklarında gelişim gösterilmiştir (Lohwasser ve Chen, 2010; Mishra ve Ma, 2005).



Şekil 3.16. FSW takımı ve FSW yönteminde parametreler (Lohwasser ve Chen 2010)

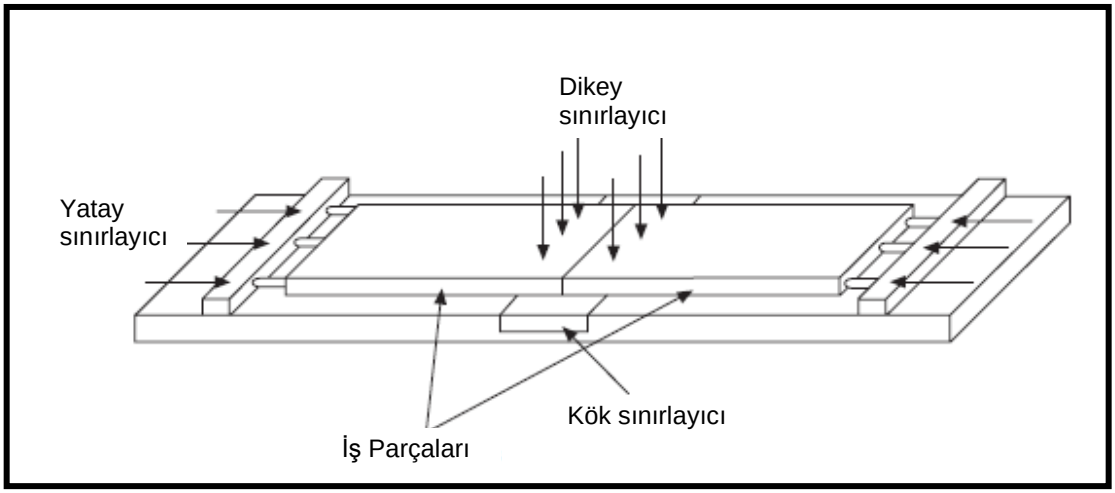
FSW yönteminde diğer iki önemli parametre ise takım dönme hızı ve takımın kaynak hattı boyunca ilerleme hızıdır. FSW takımının dönmesiyle birlikte pimin etrafındaki her iki esas metal karıştırılarak kaynak banyosu oluşturulur ve ilerlemesi ile öndeki materyal pimin arkasına geçer ve yöntem tamamlanır. Yüksek dönme hızı daha fazla sürtünme sonucunda daha yüksek sıcaklıklara çıkılmasına neden olurken daha yoğun bir karışımın oluşmasını sağlar. Bununla birlikte kaynak yüzeyiyle takım omzu arasındaki sürtünme ısı girdisini yönetmelidir. Yani devir sayısının artışıyla oluşan monoton bir ısı artışı, artan takım devrinin yüzeydeki sürtünme katsayısında değişikliğe yol açması nedeniyle istenmeyen bir durum oluşturabilir (Mishra ve Ma, 2005).

Takım dönme ve ilerleme hızının yanında bir diğer önemli parametre de takımın iş parçasına dalma açısıdır. Klasik takımlarda uygun takım dalma açısıyla omuz karıştırılan materyali tutarken materyalin pimin ön tarafından arka tarafına doğru yığılmasını sağlar. Bununla birlikte son yıllarda geliştirilen takım omuz geometrileri sayesinde herhangi bir açı uygulamaksızın kaynak yapılabilmektedir. Bu tür takımlar özellikle eğimli bağlantılarda tercih edilir (Mishra ve Ma, 2005).

Bu parametrelere ilaveten bazı FSW yöntemlerinde ön tav ve soğutma da gerekebilir. Özellikle yüksek ergime noktasına sahip çelik ve titanyum veya yüksek iletkenliğe sahip bakır alaşımlarında takımın dönmesiyle metal istenilen yumuşaklığa

ve plastik şekil değişimine ulaşmayabilir. Bu şekilde kaliteli bir kaynağa ulaşmak çok zordur. Bu durumlarda ön tav veya ek ısıtma materyal akışına yardım edebilir. Diğer taraftan düşük ergime sıcaklığına sahip magnezyum ve alüminyum alaşımlarda soğutma sayesinde kaynak bölgesi etrafında taneciklerin aşırı büyümesi ve mukavemet arttıran yaşlandırmanın çözülmesi engellenebilir (Mishra ve Ma, 2005).

FSW yönteminde kaynak edilecek metallerin bağlama tertibatları en basit şekilde Şekil 3.17'de görülmektedir. Kaynak edilecek metaller, FSW yönteminde uygulanan eksenel ve radyal kuvvetler karşısında sabit kalabilmeli ve konumunu koruyabilmelidir. Bağlama tertibatları, takımın kaynak yolunu açacak ve kaynak yönünde yatay hareketi, tork kuvvetiyle açılmayı ve levha yüzeyinden bükülmeyi engelleyecek şekilde olmalıdır. Bağlama tertibatında oluşabilecek bir eksiklik nedeniyle kaynak kalitesinin bozulması kaçınılmazdır (Lohwasser ve Chen, 2010; Mishra ve Ma, 2005).

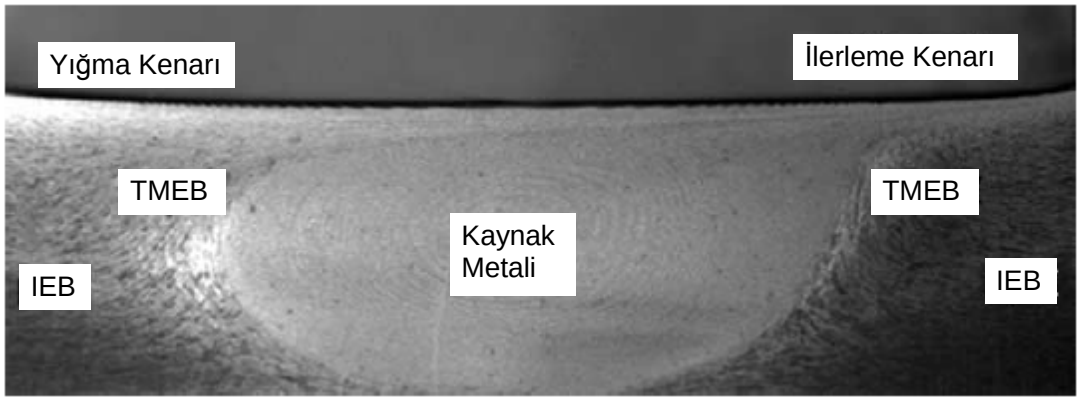


Şekil 3.17. FSW Yönteminde bağlama tertibatı şeması (Lohwasser ve Chen, 2010)

3.3.3 Kaynak bölgesinin mikroyapısı ve kaynağın özellikleri

3.3.3.1 Kaynak bölgesinin mikroyapısı

FSW yöntemi esnasında kaynak bölgesindeki yoğun plastik deformasyon ve yüksek sıcaklık, karışım bölgesinde yeniden kristalleşme ve farklı yapıların gelişmesine, karışım bölgesinin etrafında kalan bölgelerde ise yaşlandırma çözülmesi ve kabalaşma neden olur. Tanecik yapısı ve yaşlandırma özelliklerine göre üç farklı bölge oluşur. Bunlar, kaynak metali (kaynak çekirdeği-nugget), termomekanik olarak etkilenmiş bölge (TMEB, Thermo-mechanically affected zone (TMAZ)) ve ısıdan etkilenmiş bölgedir (IEB, Heat affected zone(HAZ))(Şekil 3.18).

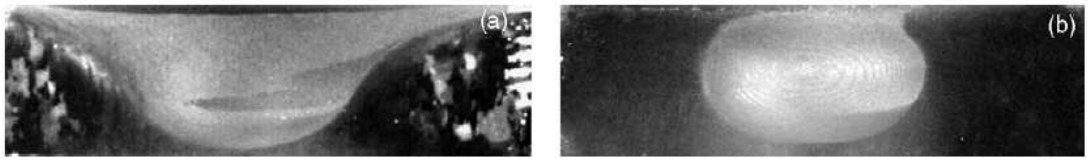


Şekil 3.18. FSW uygulaması sonucunda oluşan kaynak bölgeleri (Mishra ve Ma, 2005)

- Kaynak metali

Yoğun plastik deformasyon ve sürtünme ısısı girişinin olduğu bu bölgede yeniden kristalleşmiş ince taneli bir yapı oluşur. Bu bölge kaynak çekirdeği veya dinamik olarak yeniden kristalleşmiş bölge de denilmektedir. Bu bölge Şekil 4-27'de de görüldüğü üzere soğan halkası şeklinde bir yapı oluşturur ve dislokasyon oranı genelde düşüktür.

Kaynak metalinin şekli yöntem parametreleri, takım geometrisi, iş parçasının sıcaklığı ve materyalin ısıl iletkenliğine bağlı olarak farklı şekiller oluşmakla birlikte genel olarak ikiye ayrılabilir; üst yüzeye doğru genişleyen kase şekli veya eliptik bir kaynak bölgesi (Şekil 3.19).



Şekil 3.19. FSW uygulanmış A356 için farklı parametrelerin kaynak metali şekline etkisi (a) 300 rpm, 51 mm/dak, (b) 900 rpm, 203 mm/dak (Standart dişli pim) (Mishra ve Ma, 2005)

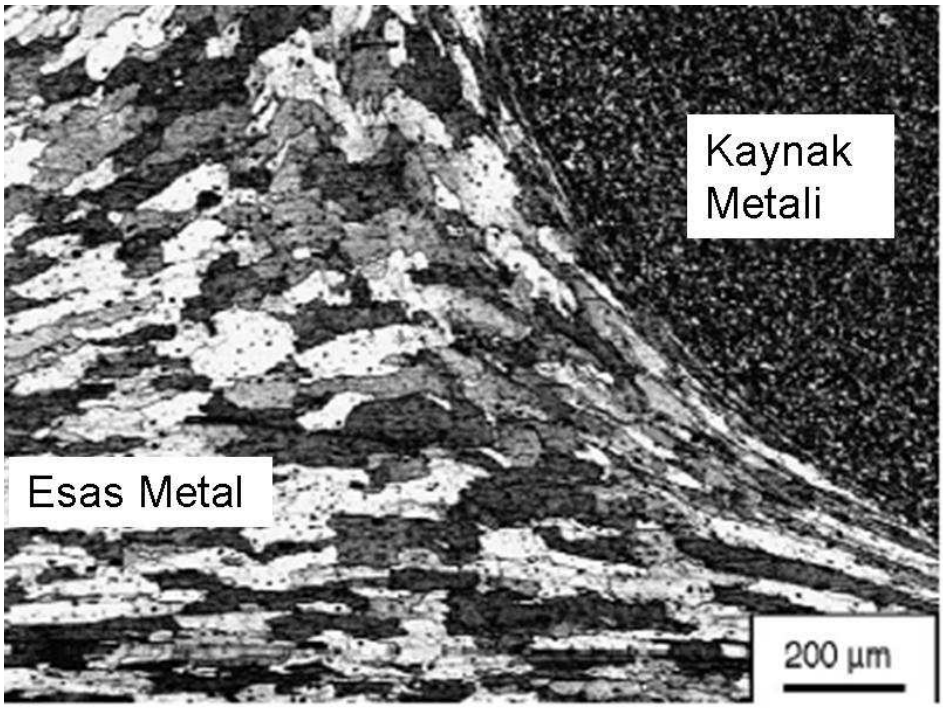
FSW yöntemi esnasında kaynak metalindeki dinamik yeniden kristalleşme sebebiyle ince taneli tanecik yapısı oluşur. Tanecik boyutu, FSW parametreleri, takım geometrisi, iş parçasının bileşimi, iş parçası sıcaklığı, dikey kuvvet ve soğuma hızına bağlı olarak değişkenlik göstermektedir (Mishra ve Ma, 2005).

- Termomekanik olarak etkilenmiş bölge (TMEB)

FSW yöntemine özgü, esas metal ile kaynak metali arasında bir geçiş bölgesi oluşur. Bu bölge TMEB adını alır ve yöntemin uygulanması esnasında hem ısının hem de deformasyonun etkisi söz konusudur (Şekil 3.20). TMEB yüksek bozunuma uğramış yapısı ile karakterize edilir. TMEB plastik deformasyona uğramsına rağmen yetersiz deformasyon gerilmesi nedeniyle genelde yeniden kristalleşme olmaz ve bu bölgede genelde yüksek yoğunlukta kristal yapısında bozunmalar görülür. TMEB'de nadiren yeniden kristalleşme ve uzun tanelerin kıvrıldığı görülür (Mishra ve Ma, 2005; Kaluç ve Taban, 2007).

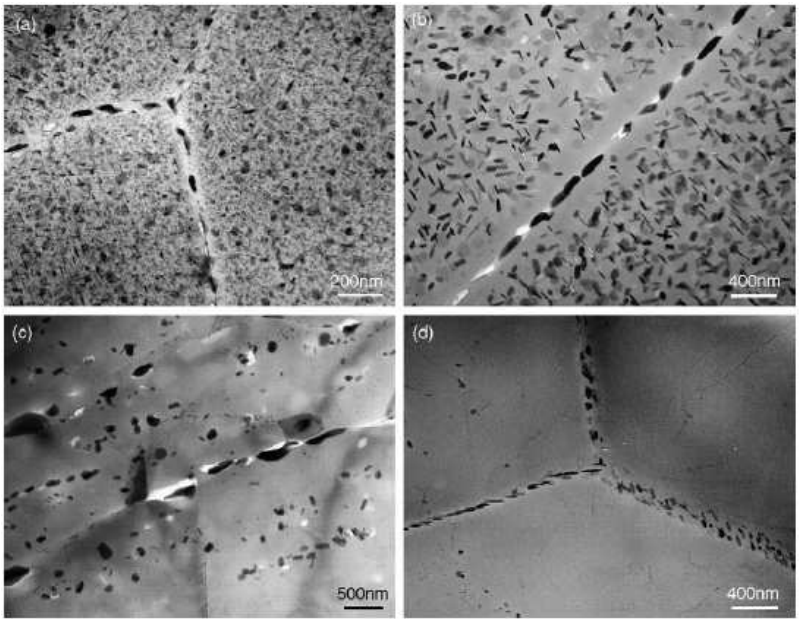
- Isıdan etkilenmiş bölge (IEB)

TMEB'in esas metal tarafında bulunan, plastik deformasyonun görülmediği ve sadece ısıl çevrime maruz kalan bölgedir. Bazı çalışmalarda ısıl işlem uygulanabilen alaşımlar için bu bölge 250 °C üzeri sıcaklığa maruz kalan bölge olarak tanımlanmıştır. IEB tanecik yapısı esas metale benzemekle birlikte 250 °C üzeri sıcaklıklarda önemli yaşlandırma etkisi gözlenir (Mishra ve Ma, 2005; Kaluç ve Taban, 2007).



Şekil 3.20. TMEB'in mikroyapısının görüntüsü (Mishra ve Ma, 2005)

Kaynak metali, TMEB, IEB ve esas metalde yaşlandırma etkileri Şekil 3.21'de görülmektedir.



Şekil 3.21. Tanecik içlerinde ve sınırlarında yaşlandırma mikro yapıları (a) Esas metal (b) IEB (c) TMEB (d) Kaynak metali yakınındaki TMEB (7050AL-T651, 350 rpm, 15 mm/dak) (Mishra ve Ma, 2005)

3.3.3.2. Kaynaklı yapının özellikleri

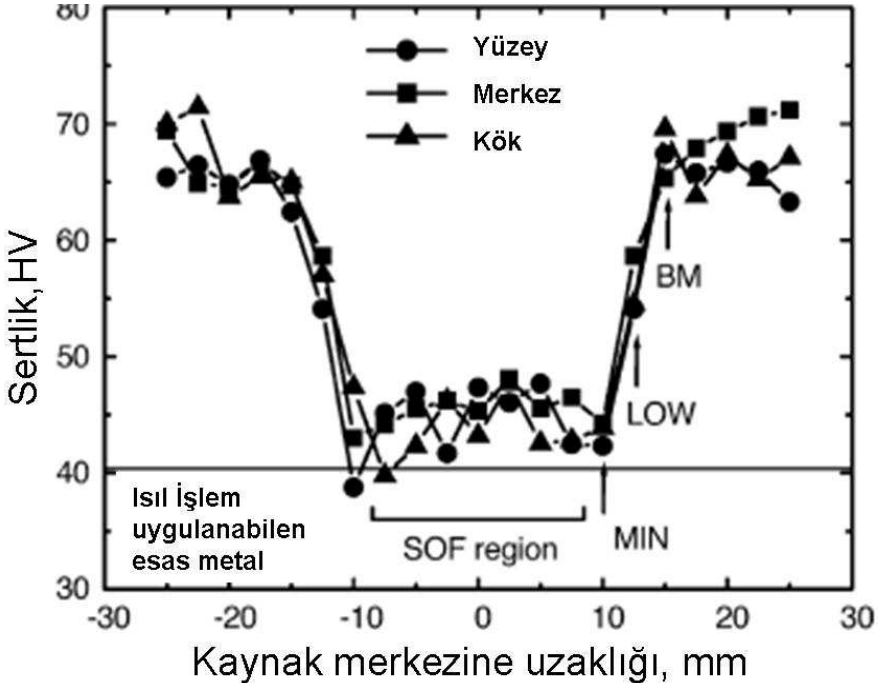
FSW yönteminde ergitme kaynaklarına göre daha az artık gerilme oluştuğu düşünülmekle birlikte özellikle kaynak metallerinin sabitlenmesinde kullanılan elemanların kaynak metali üzerinde daha fazla artık gerilme bıraktığı belirtilmektedir. Bu gerilmeler kaynak sonrası soğuma esnasında kaynak metali ve IEB'de enine ve boyuna gerilmelerin oluşmasına neden olur. Yüksek değerde olabilecek bu değerle kaynak sonrası mekanik özelliklere ciddi oranda etki eder ve bu konu üzerinde özellikle durulması gerekir.

FSW yöntemi uygulaması sonunda alüminyum ve alaşımlarında en fazla artık gerilme 100 MPa'ın altında olmuştur ve bu değer ergitme kaynak yöntemlerinden daha düşüktür. Bunun yanında FSW yönteminin çelik uygulamalarındaki artık gerilme ergitme kaynaklı yapılara çok yakındır.

FSW yöntemi ısıl işlem uygulanabilen alaşımlarda kaynak metalinde yumuşak bölgeler oluşturur. Bu yumuşama kaynak esansındaki ısı girdisi nedeniyle ortaya çıkan kabalaşma ve yaşlandırma gerilmelerinin çözülmesi sonucu görülür. Isıl işlem

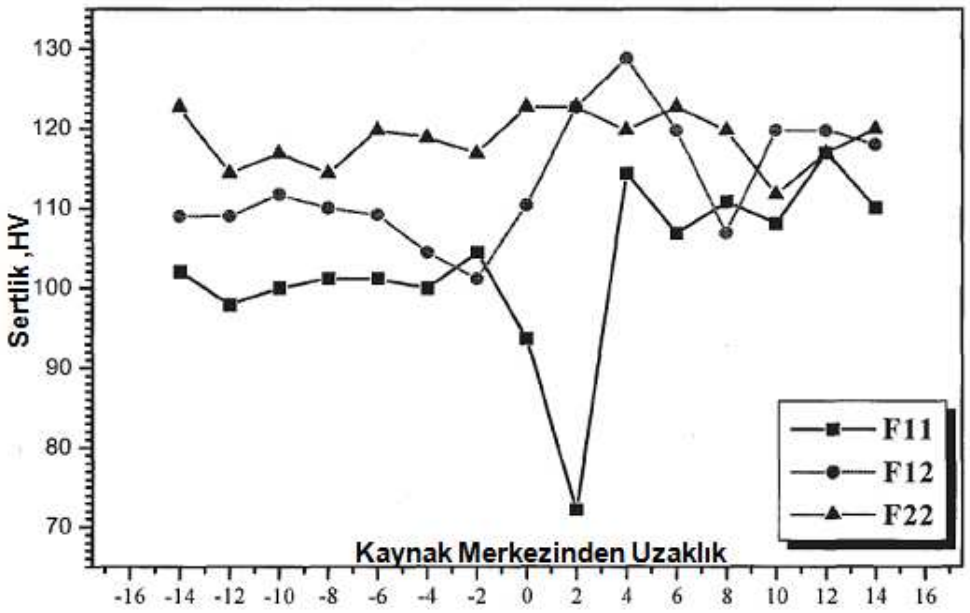
uygulanabilen 6063 Al-T5 alaşımına ait tipik bir sertlik dağılımı Şekil 3.22'de görülmektedir.

Isıl işlem uygulanamayan alüminyum alaşımlarda yumuşama etkisi görülmez. Kaynak metali sertliği esas metalinin çok az üzerindendir ve en sert bölge TMEB'de görülür. Bu alaşımların FSW'de sertliğe etki eden faktörler değişik çalışmalarda tespit edilmeye çalışılmış olup bunlar; düşük yoğunluklu büyük partiküller (1-10μm) ve yüksek yoğunluklu küçük partiküllerin(0.1-1μm) varlığı, dislokasyonların yoğunluğu, tanecik sınırları, partiküller olarak sıralanabilir. 5083 ve 5086 alüminyum alaşımların kendi aralarında ve birbirleriyle FSW uygulamasındaki sertlik dağılımı Şekil 3.23'de görülmektedir.



Şekil 3.22. 6063-T5 alaşımın FSW'inde tipik sertlik dağılımı (Mishra ve Ma 2005)

FSW uygulanmış alüminyum alaşımların mukavemetleri de ısıl işlem uygulan ve uygulanamayanlar olarak değişiklik göstermektedir. Isıl işlem uygulanamayan alaşımlarda bağlantı verimi % 95-119 arasında değişirken bu değer ısıl işlem uygulanan alaşımlarda % 65 ile % 96 arasında olmaktadır.



Şekil 3.23. FSW uygulanmış (F11) 5083-5083, (F12) 5083-5086 ve (F22) 5086-5086 çiftlerinin sertlik dağılımı (Taban 2004)

3.3.4 FSW yönteminin üstünlükleri ve sınırlamaları

Sürtünme karıştırma kaynağının üstünlükleri, sırasıyla metalurjik, kaynak ekonomisi, çevresel faktörler açısından değerlendirilmiş ve yöntemin sınırlamaları ve bu sınırlamaları azaltabilecek önlemler ilerleyen maddelerde sunulmuştur.

3.3.4.1 Yöntemin metalurjik açıdan üstünlükleri

- Katı faz kaynağı olması nedeniyle kaynak bölgesinde mukavemeti büyük ölçüde değiştirecek metalurjik dönüşümler olmaz.
- Ergitme esaslı kaynak yöntemlerinde karşılaşılan çarpılma sorunu yoktur.
- Alaşımın ergime noktasına ulaşılmadığından yanma yoluyla element kaybı oluşmaz.
- Kaynak ağızlarındaki oksit, kaynak sırasında kaynak kalitesini etkilemeyecek şekilde ortadan kaldırılır.
- Ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirmede, kaynak metali ve IEB'de çatlama hassasiyeti bulunan alüminyum ve diğer alaşımlara rahatlıkla uygulanabilir.
- Ön tav uygulamadan yüksek bağlantı mukavemetleri elde edilebildiği gibi kaynak sonrası ısıl işlem uygulanarak malzeme mukavemeti arttırılabilir.
- Ark olmadan kaynak işlemi yapıldığından manyetik üfleme tehlikesi yoktur.
- Alüminyum ergime sıcaklığına hiçbir zaman ulaşamadığı için gözenek ve çatlak oluşma tehlikesi azdır.

- Farklı metallerin kaynağına yatkındır.
- Ekstrüzyon ürünü veya döküm ile üretilen parçaların çoğu bu yöntemle kaynak edilebilir.
- Yöntemdeki gelişmeler sayesinde 0.5 mm'den 75 mm'ye kadar kalınlıktaki alüminyum malzemeler tek pasolu kaynak edilebilir.
- 15-50 mm kalınlıkları arasındaki parçalar istenirse tek taraftan kaynak edilebilir.
- Artan kaynak hızı ile birlikte, ince levhaların kaynağında lazer kaynağına alternatif olmaya başlamıştır.
- Otomotiv endüstrisinde direnç nokta ve dikiş kaynağına göre daha hızlı üretime yatkındır.
- Özel metaller ile ince taneli yüksek mukavemetli çeliklere ekonomik olarak uygulanabilir. (Kaluç ve Taban 2007)

3.3.4.2 Enerji ve Ekonomik açıdan Üstünlükleri

- Koruyucu gaz ve ilave metale ihtiyaç yoktur.
- Hassas kaynak ağzı hazırlığına gerek yoktur.
- Yöntem tamamen mekaniktir ve nispeten az bakım gerektiren tezgahlar ile gerçekleştirilebilir.
- Kaynak parametreleri takım tezgahının ayarları ile kontrol edilebilir ve otomasyona yatkındır.
- Yüksek dikiş kaynak kalitesine sahiptir. Ve sıçrama olmaksızın düz yüzey elde edilebilir. Kaynak sonrasında dikiş taşkınlıklarını temizleme gibi işçilik giderleri yüksek işlemlere ihtiyaç duyulmaz.
- Yöntem için geliştirilen özellikler sayesinde bağlantı her iki taraftan eş zamanlı olarak kaynak yapılabilmektedir. Bu şekilde altlık gereksinimi ortadan kalkarken içi boş kalın profillerin kaynağı da yapılabilmektedir.
- Operatör gereksinimi daha azdır.
- Lazer kaynağı için uygulanan enerjinin % 2.5 kadarı FSW için yeterlidir.
- Kaynak işlemi tüm pozisyonlarda tek veya çift taraftan yapılabilir. Verim yüksektir.
- Yöntemin çevresel açıdan üstünlükleri nedeniyle koruyucu teçhizat kullanımı gereksinimi daha az seviyededir.
- Gaz kalıntısı olmadığı için gazaltı yöntemlerde ihtiyaç duyulan egzoz sistemine ihtiyaç duyulmaz (Kaluç ve Taban 2007).

- Yapılan araştırmalarda ABD sanayinin % 10'nun FSW ile değiştirilmesi halinde yılık 1.28x10^(13) BTU enerji tasarrufu yapılacağı hesaplanmıştır (Mishra ve diğ., 2007).
- Gazaltı kaynaklarında 1 metre kaynak maliyeti 6.33 $ iken, FSW uygulamasında bu değer 3.81 $'a düşürülmektedir (Url-1).

3.3.4.3 Çevresel açıdan Üstünlükleri

- Koruyucu gaz ve ek metale ihtiyaç duyulmaz.
- Ultraviyole ve kızılötesi radyasyon oluşturmaz
- Işıksız, dumansız ve ozona zararlı gaz oluşturmaz.
- MIG ve TIG yöntemlerine göre daha sessizdir.
- Daha az enerji kullanılarak yöntem tamamlanır. (Kaluç ve Taban 2007)
- Yapılan araştırmalarda ABD sanayinin % 10'nun FSW ile değiştirilmesi halinde yılık 226 milyon kg zararlı gaz emisyonunun azalacağı hesaplanmıştır (Mishra ve diğ., 2007).

3.3.4.4 Yöntemin sınırlamaları

Sürtünme karıştırma kaynağının belli üstünlüklerinin yanı sıra bir takım sınırlamaları da bulunmaktadır.

- Bazı alaşımların tek pasolu kaynağında kaynak hızı diğer mekanize ark kaynaklarından daha düşüktür.
- Parçaların rijit olarak çok iyi bağlanmaları gerekmektedir. Bu durum malzemelerde artık gerilmeler oluşturmaktadır.
- Başlama ve bitiş plakaları kullanılmayan kaynak işlemlerinde başlangıçta oluşan kalitesiz dikiş görünümü ile kaynak işleminin bitiminde pim yukarı çıkması sonucu anahtar deliği oluşumu görülür. Bu deliğin tamiri söz konusudur. Bu durumun ortadan kaldırılması için geliştirilen hidrolik olarak geri çekilebilen takımlar mevcut olmakla birlikte halen pahalı bir uygulamadır.
- İş parçaları tablaya bağlandığından kaynak donanımının taşınması söz konusu değildir.
- Yöntemin kullanımı, genellikle doğrusal ve uzun dikişler halinde ekonomik olup, dairesel hareketler yapmak zordur. Robotik sistemlerle bu sorun giderilebilmekte fakat hâlihazırda pahalı bir çözümdür.

- % 100 nüfuziyet isteniyorsa parçaların ters çevrilip arka tarafından da kaynak edilmesi gereklidir.

3.3.5 FSW yönteminde kullanılan donanımlar

3.3.5.1 Genel

Tüm katı faz kaynak yöntemlerinde olduğu gibi bu kaynak yöntemini de uygulayabilmek için özel bir kaynak donanımına ihtiyaç vardır. Sürtünme karıştırma kaynak donanımı diğer katı faz kaynak donanımları ile karşılaştırıldığında prensip olarak bir freze tezgahına benzemesine karşın üretim için daha yüksek basma kuvvetleri, daha yüksek takım dönme hızları ve özel bağlama tertibatlı tabla gerektiren daha karmaşık bir yapıya sahiptir (Şekil 3.24).



Şekil 3.24. 1997 yılında ticari kullanıma sunulan ilk FSW makinesi (Url-1)

Bir sürtünme karıştırma makinesi donanımı şu kısımlardan oluşur;

- Gerekli kaynak makinesi değişkenlerini sağlayan düzeneklere sahip kaynak makinesi,
- Uç kısımlarında çeşitli şekillerde pim bulunduran omuzlu takım,
- Parça bağlama tertibatı,
- Kumanda ve kontrol donanımı,
- Mekanize ve otomatik kaynak için yardımcı donanımlar (Kaluç, 2004).

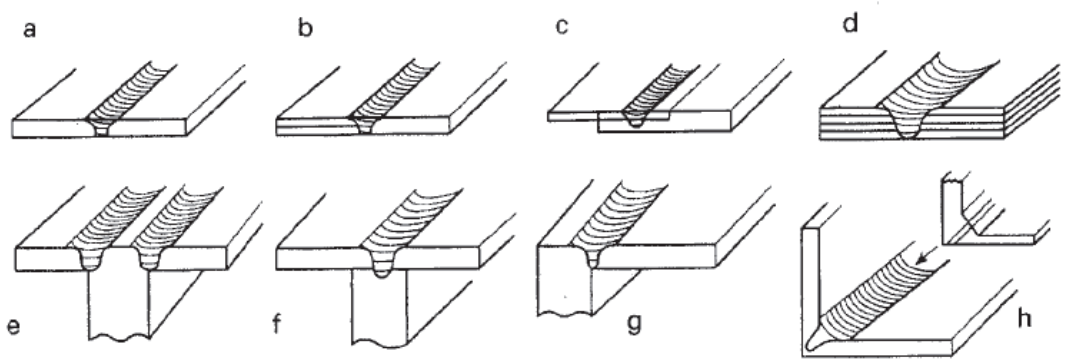
3.3.5.2 Sürtünme Karıştırma Kaynak (FSW) makinesi seçme kriterleri ve FSW makinesi örnekleri

Sürtünme karıştırma yönteminin kullanıldığı bütün uygulamalardaki makineler temel karakteristik olarak güç ihtiyacı, hassasiyet, elastikiyet, bilgi yönetimi gibi ihtiyaçları karşılamalıdır. Bu karakteristikler uygulamalara bağlıdır ve makine seçimini doğrudan etki eder. Parça geometrisi, birleştirme türü, materyal ve alaşımı, takım tasarımı, kaynak parametreleri, kontrol türü ve kalite ihtiyacı ile çıkış deliğinin ortadan kaldırılması gibi özellikler bu dört karakteristiğe doğrudan etki eder.

Parça geometrisi parça kalınlığı, kaynak yolu, kaynak uzunluğu, her iki yöne yeterli nüfuziyet ihtiyacı olarak sıralanabilir. Parça kalınlığı arttıkça kuvvet ihtiyacı artacağı gibi kalınlık azaldıkça bilgi yönetimi ve hassasiyeti sağlayacak sensörlere ihtiyaç duyulabilir. Kaynak yolu makinenin elastikiyet (esnek kullanım) özelliğini belirler. Kaynak yolu tek eksen, iki eksen ya da üç eksende olabileceği gibi çoklu eksende de olabilir. Kaynak boyu kaynak makinesinin tezgah büyüklüğüne etki eder. Parçanın arka tarafına erişimin olmadığı uygulamalarda bobin takımı uygulaması tercih edilebilir.

FSW uygulamasında birkaç temel birleştirme türü konfigürasyonu mevcuttur (Şekil 3.25) ve birleştirme türü makine seçimine farklı karakterlerde etki etmektedir.

Tam nüfuziyetli alın kaynağı daha yüksek basma kuvveti ihtiyacı getirir. Kısmi nüfuziyet istendiğinde ise daha düşük kuvvet ihtiyacı duyulmakla birlikte hassasiyet gerektirdiğinden sensör ihtiyacı duyulabilir. Bindirme kaynağı küt alın kaynağına göre daha düşük bir dikey kuvvetle uygulanabilir ve bir yol boyunca kaynak uygulamasına göre takım konumu daha az hassasiyet gösterir. Buda hassasiyet ve sensör ihtiyacını azaltır. Farklı kalınlıklarda alın kaynağı uygulamasında ise makinenin daha esnek olması gerekirken, iş parçası ve çalışma açısı üzerinde hassas kontrol gerektirir.



Şekil 3.25. FSW uygulamasında birleştirme türleri a) Küt alın kaynağı b) birleştirilmiş ek ve bindirme birleştirme c)Bindirme d)Çoklu bindirme e)İki pasolu T-köşe bileştirme g)dış köşe birleştirmesi h) iç köşe birleştirmesi (Taban, 2004)

Malzeme ve alaşım türü FSW makinesinin kuvvet ihtiyacını belirlemektedir. Örneğin 6 mm kalınlığındaki AW1100 alüminyum alaşımının alın kaynağında 2.5 kN kuvvete ihtiyaç duyulurken 7XXX alüminyum alaşımlar için bu kuvvet 5 katından daha fazla değerlere ulaşmaktadır. Magnezyum alaşımlar aynı kalınlıktaki alüminyum alaşımına göre çok az miktarda yüksek değer gösterir. Bakır alaşımlar biraz daha fazla kuvvet ve torka ihtiyaç duyarlar. Bronze alaşımlar 6XXX alaşımlar ile yaklaşık değerde kuvvete ihtiyaç duyarken ilave tork ihtiyacı vardır. Çeliklerde daha yüksek kuvvete ihtiyaç vardır ve mevcut FSW takımlarının titreşim ve geri çekilmeye karşı hassas olması nedeniyle daha stabil ve hassas bir uygulama gereklidir. Genel bir ifade ile kaynak makinesinin güç ve hassasiyet ihtiyacı malzemenin ergime noktası ve ekstrüzyon kabiliyetine bağlıdır.

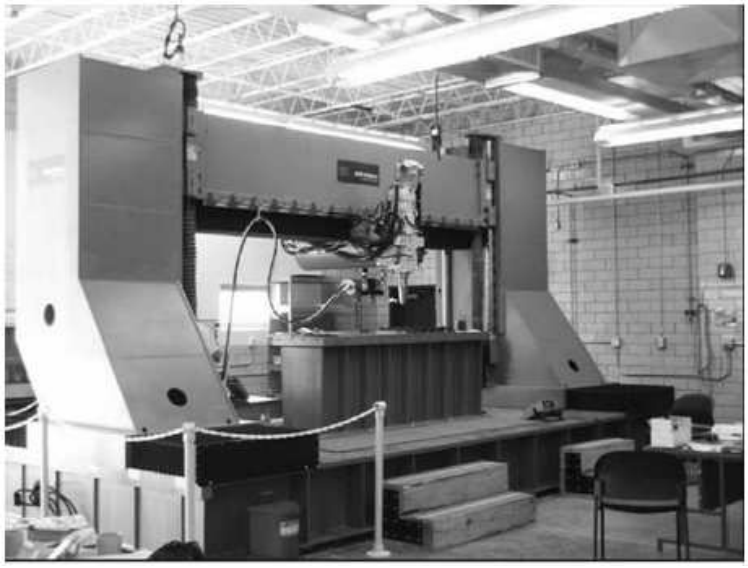
FSW makinesinde kullanılacak takım tasarımı uygulanacak kuvvet, tork ve uygulama hassasiyetine etki eder. Omuz, pim çapı ve pim boyu arttıkça kuvvet ve tork ihtiyacı da artar. Omuz/pim çapı oranı azaldıkça yöntem daha hassas bir hale gelir ve yöntemin stabil ve iyi kontrol edilmesi gereklidir. Konik pimler güç ve tok ihtiyacını azaltır. Diş açılmış pimler pompalama hareketi nedeniyle daha fazla güce ihtiyaç duyarken yöntem kuvvetli olur. Bu nedenle yöntem için değişkenlik ve hassasiyet ihtiyacı azalır. Özel tasarlanan takımlar sayesinde takıma eğim verme zorunluluğu ortadan kalkarken makine için ihtiyaç duyulan eksen sayısı azalır.

FSW için uygulanması planlanan parametreler de kaynak makinesi ihtiyacını belirleme de önemli rol oynar. Takım dönme hızı artıkça genelde ihtiyaç duyulan kuvvet azalır. Artan kaynak ilerleme hızı ve takım açısı ile kaynak kuvveti de artar. Eş kalınlıktaki materyallerin kaynağında güçlü kaynak elde etmek için takım eğimi 1.5-3 ° arasında değişen aralıkta uygulanmaktadır.

FSW için kullanılacak makinenin kontrol sistemleri, kuvvet ve konum kontrol stratejilerinin ayrı ayrı ve birlikte kullanımına göre ayrılırlar. Konum kontrol stratejisine sahip makineler farklı kuvvet ihtiyaçlarını karşılayabilirler. Bu stratejiye sahip makinelerde kaynak metalleri kalınlıkları değişkenlik göstermemelidir. Kısmi penetrasyon isteyen alın kaynaklarında, bindirme kaynaklarında ve sürtünme karıştırma ile yüzey işlemede kullanılır. Kuvvet kontrol stratejisine sahip cihazlarda tam nüfuziyet istenir ve kaynak edilecek metaldeki düzensiz kalınlıklar bulunması durumunda tercih edilir. Her iki stratejinin kullanıldığı makinelerde öncelikli olarak kuvvet kontrol stratejisine uygulanırken konum kontrol stratejisi yedek olarak kullanılır.

Kaynak için istenen mukavemet değerine bağlı olarak ihtiyaç duyulacak kuvvet miktarını azaltmak için kaynak takımı dönüşü hızı arttırılabilir. Kaynak sonrası çıkış esnasında oluşan delik bazı uygulamalarda istenmemektedir. Bu deliği ortadan kaldırmak için kaynak sonrası oluşan deliği tıkayacak sürtünme tıkacını yerine monte edebilecek kabiliyete ve kontrol sistemine sahip makineler tercih edilebilir. Özellikle dairesel kaynak yoluna sahip malzemelerin kaynağında geri çekilebilme özelliğine sahip takım kullanımı imkanı sağlayan makinelere de ihtiyaç duyulabilir (Mishra ve diğ., 2007).

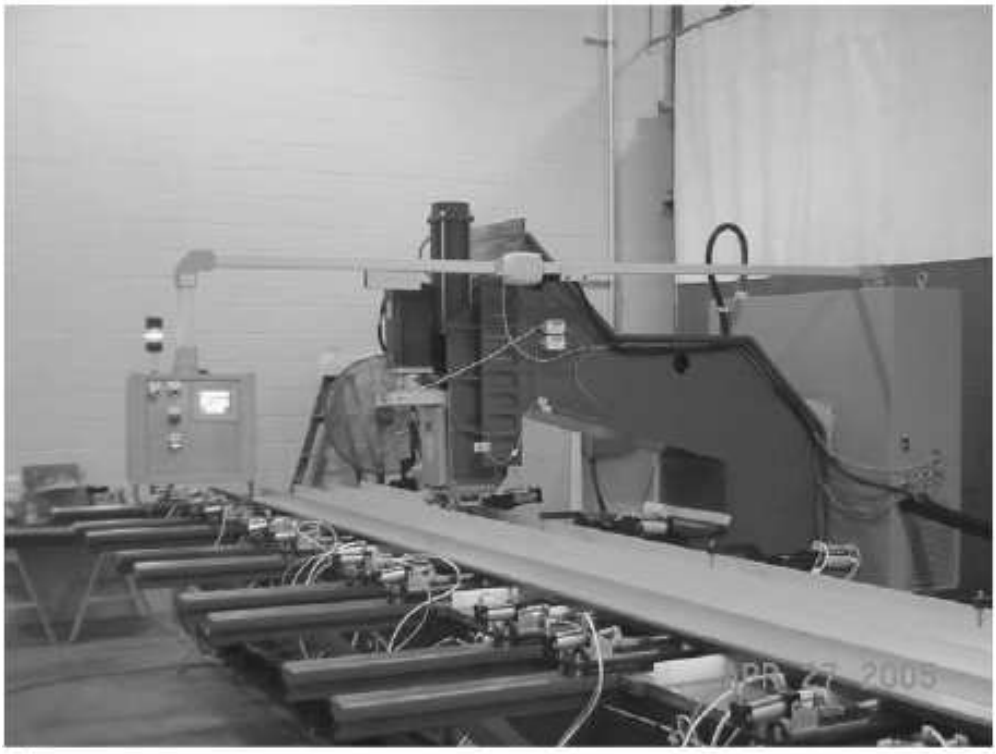
Sanayide kullanım alanı bulan ve ihtiyaca göre tasarlanmış FSW makinelerine ait görseller Şekil 3.26, 3.27,3.28 ve 3.29'da görülmektedir.



Şekil 3.26. Eclipse Aviation tarafından uçak gövdesi kaynağında kullanılan MTS I-STIR 5 eksenli FSW makinesi (Mishra ve diğ., 2007)

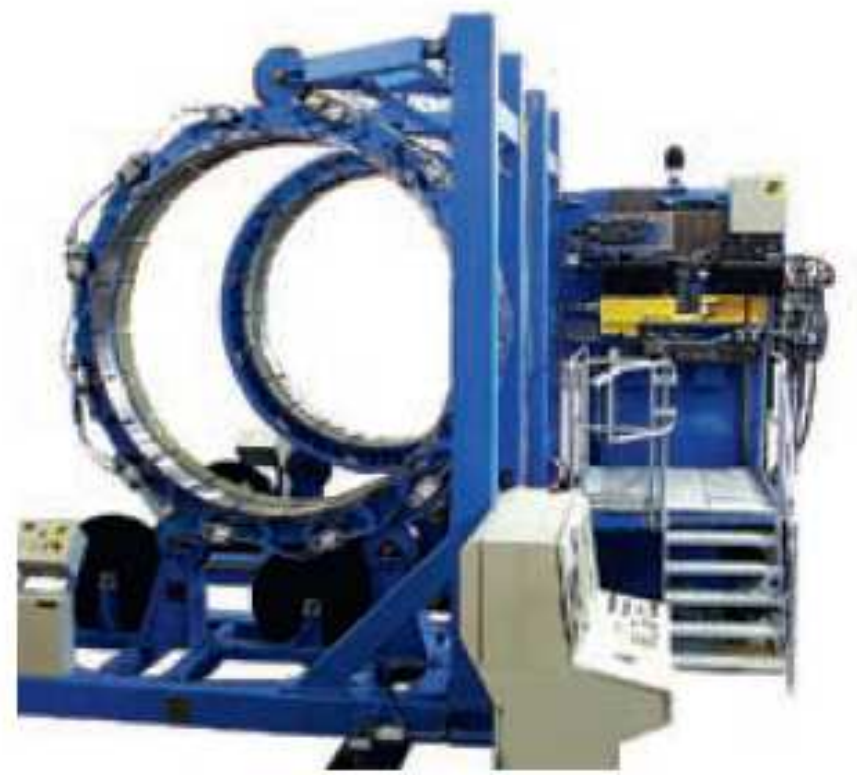


(a)

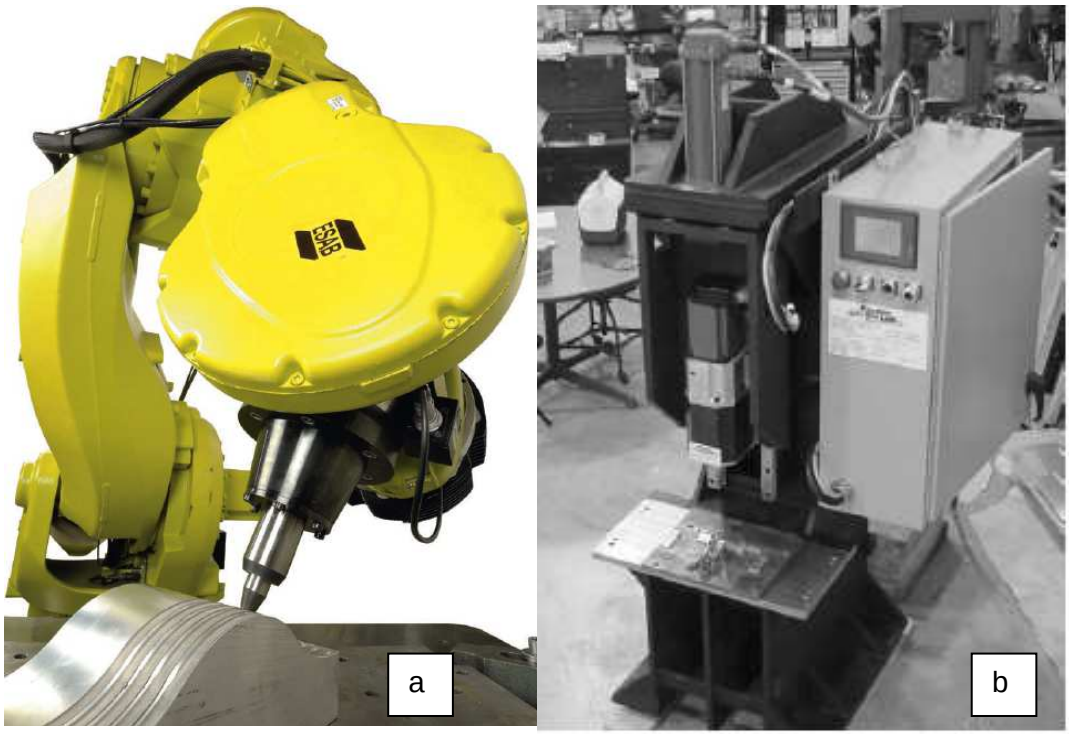


(b)

Şekil 3.27. Deniz uygulamalarında uzun panel ve ekstrüzyon ürünlerinin kaynağı maksatlı kullanılan makineler a) ESAB firması b) Friction Stir Link, Inc. (Mishra ve diğ., 2007)



Şekil 3.28. Bobin takımı ve kaynak çıkış boşluğunu özel bir uç ile doldurma özelliğine sahip dairesel FSW makinesi (Url-1)



Şekil 3.29. a) ESAB robotik kaynak makinesi b) Friction Stir Link, Inc. Firmasına ait FSSW makinesi (Url-1)

İsveç nükleer yakıt ve atık yönetim kurumu nükleer yakıt ve atıkların 100.000 yıl saklanabileceği bakır saklama kaplarının üretimi konusunda 1982 yılından itibaren araştırma ve geliştirme çalışmalarına başlamıştır. Saklama kabının, korozyona dayanıklı bakır dış yüzey ve mukavemet için çelik iç yüzeyden oluşması, 5 m uzunluğunda, dış çapı 105 cm ve bakır kalınlığı 5 cm olması planlanmıştır. Araştırma geliştirme çalışmaları 1997 yılına kadar devam etmiş herhangi bir sonuç alınamamıştır. Bu yıldan itibaren henüz yeni bir teknoloji olan FSW yönteminin bu kapların sızdırmazlığını sağlayacak kaynak yöntemi olması konusunda çalışmalara başlanmıştır.

ESAB firmasıyla yapılan çalışmalarda yüksek sıcaklık değerlerinde çalışacak, yüksek kuvvet ihtiyacını sürekli(1 saate kadar) sağlayacak bir FSW makinesi üretimi gerçekleştirilmiştir. Firma Nisan 2003'te dünyadaki en güçlü makinelerden biri olarak 110 kW gücünde bir makine üretmiştir (Şekil 3.30).



Şekil 3.30. İsveç Nükleer yakıt ve atık yönetim biriminde kullanılan ESAB Superstir™ FSW makinesi (Url-1)

3.3.5.3 FSW Yönteminde Kullanılan takımlar

- Takım Malzemesi

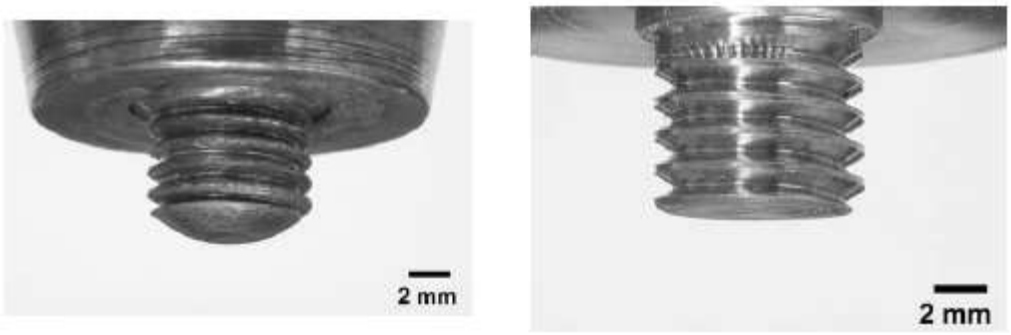
Takım olarak kullanılacak malzemenin seçiminde kaynak yapılacak iş parçası, kullanılacak takımdan beklenen ömür ve kullanıcı tecrübesi ön plana çıkmaktadır. Takım malzemesi yüksek sıcaklıklara maruziyete bağlı mukavemeti, uygulanacak maksimum kuvvetten daha yüksek bir değere sahip olmalıdır. Bu yüksek sıcaklıkta mukavemet ve boyut özelliklerini korumalıdır. Kaynak metali kalitesini ve bileşimini bozacağından takımda aşırı deformasyon olmamalıdır. Takım iş parçası veya çevre

ile reaksiyona girmemelidir. Kırılma tokluk değeri yüksek olmalıdır. İstenilen şeklin verilebilmesi için işlenebilir olmalıdır. Mikroyapısı üniform olmalı ve yoğunluk değişimi görülmemelidir. Malzemenin temin edilebilirliği ise ekonomisi açısından önemlidir (Mishra ve diğ., 2007).

Takım malzemesi olarak H13 ve H17 takım çelikleri, yüksek sıcaklık ve yüksek mukavemet özellikli nikel ve kobalt alaşımlar, yüksek yoğunluk ve sıcaklık dayanımı gösteren refrakter (tungsten, molibden, niobyum ve tantalyum) metaller kullanılmaktadır (Mishra ve diğ., 2007).

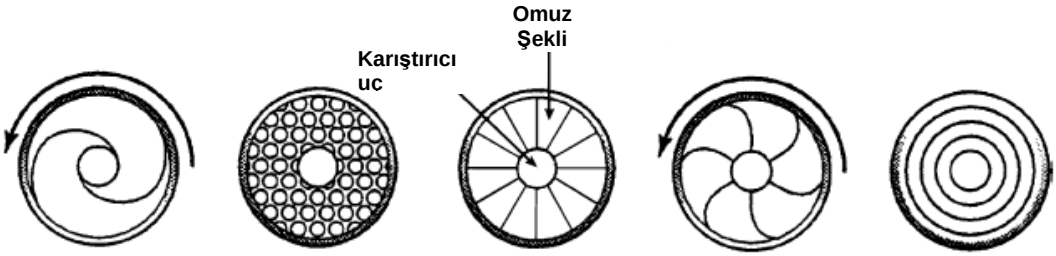
- Takım Türleri ve Geometrileri

FSW yönteminde kaynak kalitesine etki eden en önemli etkenlerden biri kullanılan takım ve bu takımın geometrisidir. Takımın görevi yerel ısıyı oluşturmak, ergiyen metali kaynak bölgesinde tutmak ve yığma tarafına taşımaktır. Sürtünme karıştırma kaynağında kullanılan klasik takım Şekil 3.31 görülen ve ucunda vida açılmış pim bulunan takımlardır (Kaluç veTaban, 2007).



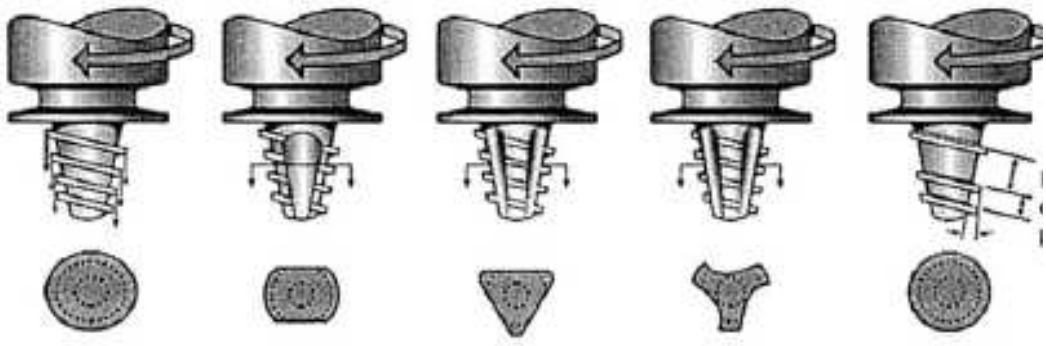
Şekil 3.31. Klasik FSW takımı (Silindirik, vida dişi açılmış, düz omuzlu) (Mishra ve diğ., 2007)

Vida şeklinde açılmış diş, sürtünme yoluyla oluşan ısı ile yumuşayan metalin aşağıya ve yığma kenarına doğru itilmesini ve kaynak metalinin karışmasını sağlar. Bunun yanında ısınan ve yumuşayan metalin üst taraftan sınırlanmasını sağlayacak pim çapimdan daha büyük çaplı omuz tasarlanır. Omuz, parçalara üst kısımdan değerek sürtünme ile ısınmasını, kaynağın dış görünümü ve uygulanan basma kuvveti ile mikroyapimın düzgün olmasını sağlar. Bu işlevlerini takıma eğim açısı verilen düz yüzeyli bir omuz yapısı ile sağlayabildiği gibi Şekil 3.32'de görülen geometrilere sahip farklı omuzlarda kullanılmaktadır.

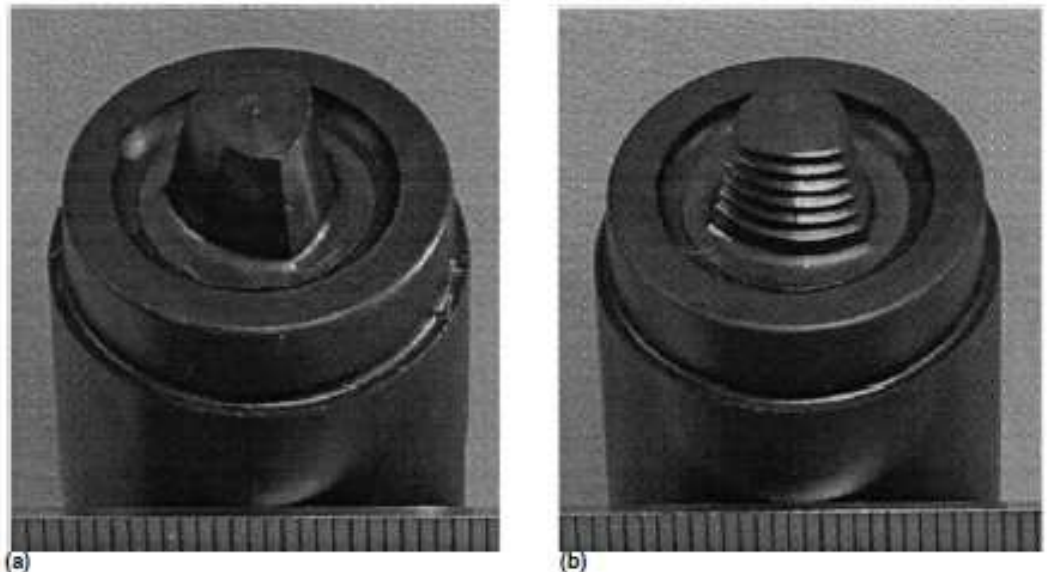


Şekil 3.32. FSW yönteminde kullanılan takımlara ait farklı omuz geometrileri (Rai, 2011)

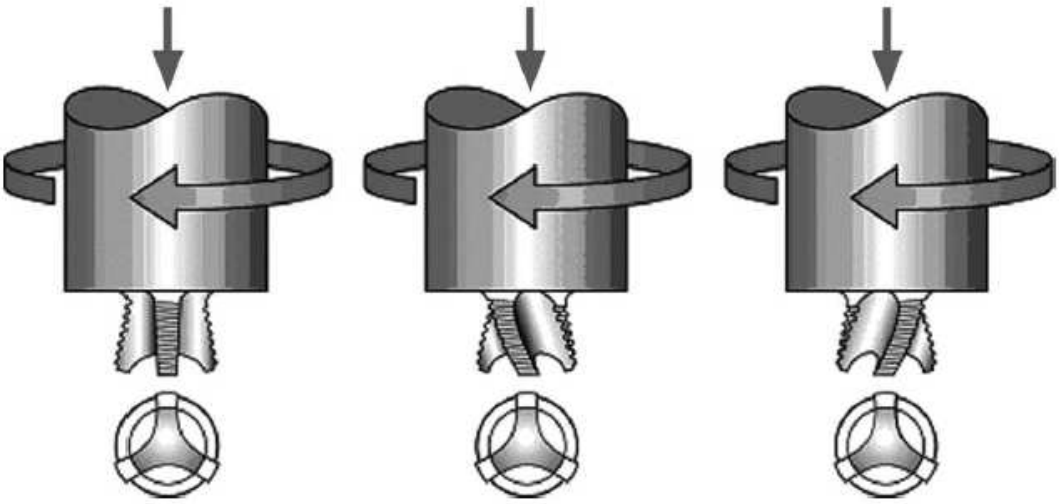
FSW yönteminde kullanılan takımlar üzerindeki deneyimlerin artması ve malzeme akışının anlaşılması sayesinde, takım geometrisi konusunda gelişmeler sağlanabilmiştir. Malzeme hareketini, plastik deformasyonu ve malzemelerin kaynak sırasında daha iyi karışımını sağlamak, uygulanan yükleri azaltmak, tek taraflı kaynakta her iki taraftan da nüfuziyeti sağlamak ve takımın iş parçasından ayrılması esnasında oluşan deliği ortadan kaldırmak için farklı takım teknikleri ve geometrileri geliştirilmiştir (Kaluç ve Taban, 2007).



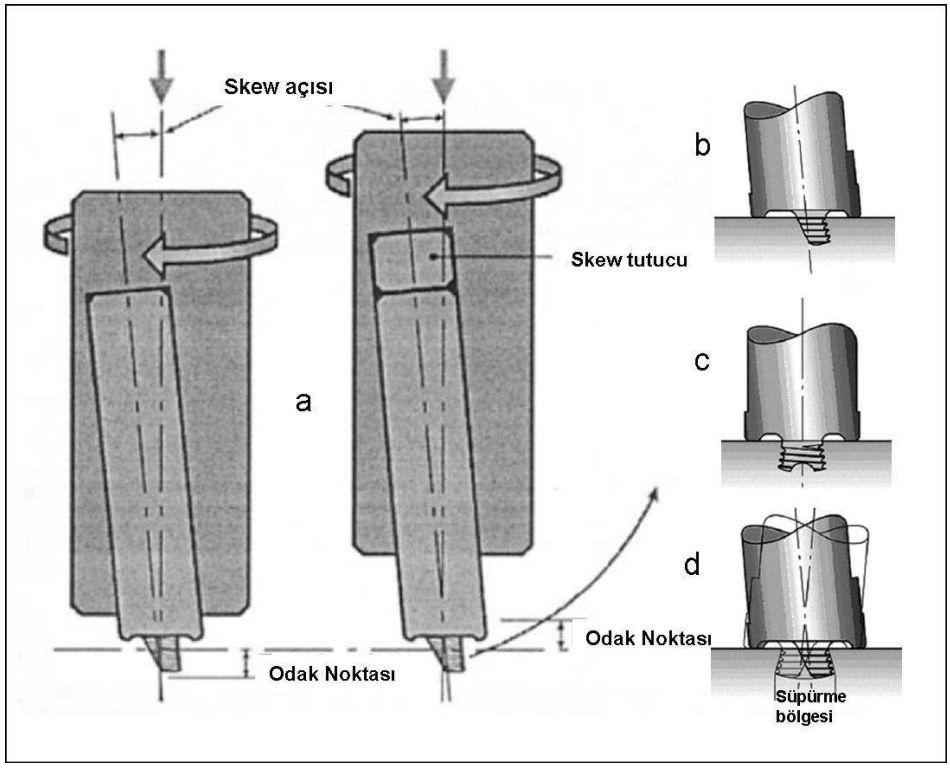
Şekil 3.33. Farklı profillere sahip Whorl™ serisi takımlar(Mishra ve diğ., 2007)



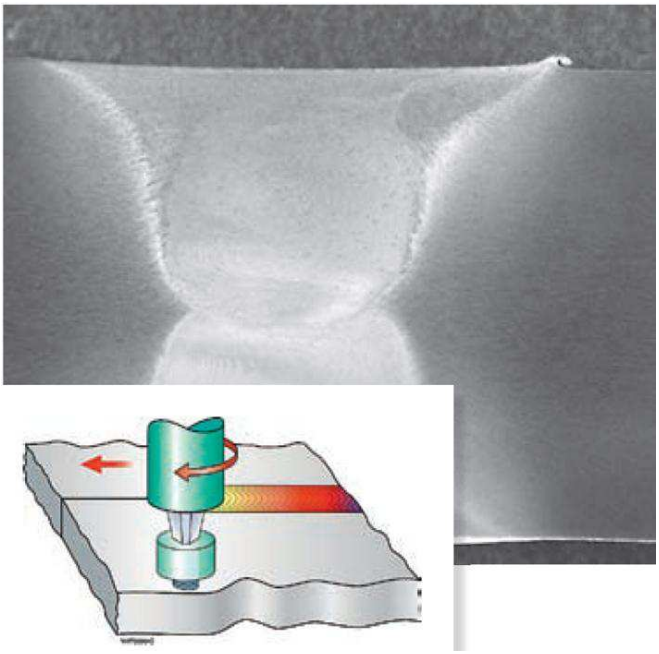
Şekil 3.34. a) Trivex b) MX Triveks Takımları (Mishra ve diğ., 2007)



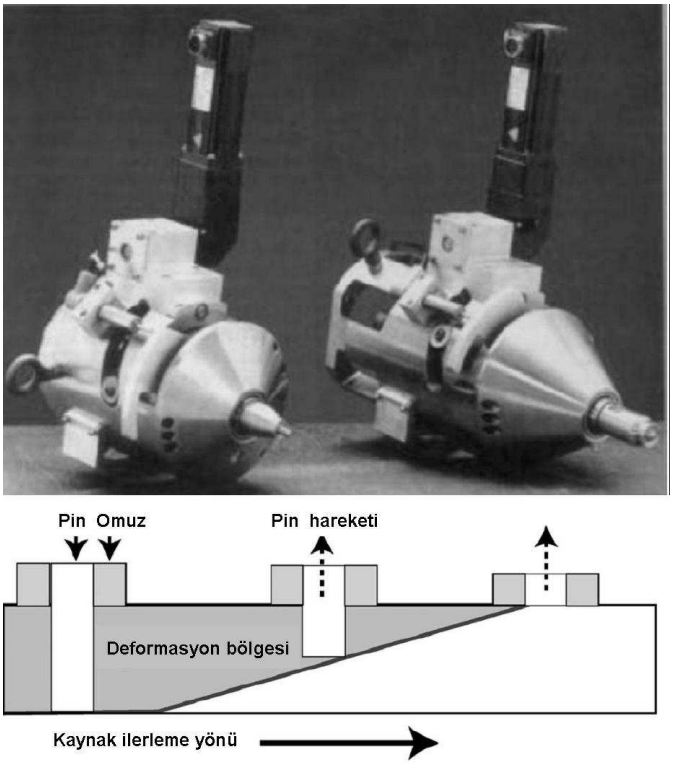
Şekil 3.35. Özellikle bindirme kaynaklarında kullanılan Flared-Triflute™ a)nötr b) sola kanallı c)sağa kanallı (Mishra ve Ma, 2005, Kaluç ve Taban, 2007)



Şekil 3.36. İlk geliştirilen asimetrik Skew-Stir ™ takımı görünüşü ve çalışma prensibi a) genel görünüm b)yandan görünüm c)önden görünüm d) kaynak sırasında süpürme bölgesi (Mishra ve diğ., 2007, Mishra ve Ma, 2005)



Şekil 3.37. Arka tarafına ulaşmanın zor olduğu yada altlık kullanılmak istenmeyen durumlarda karşı omuzlu olarak tasarlanmış makara biçimli yada bobin olarak adlandırılan takım ve kaynak görüntüsü (Url-1)



Şekil 3.38. Kaynak uygulaması sonucu takımın geri çekilmesi neticesinde oluşan delin ortadan kaldırılması için tasarlanan geri çekilebilir takım ve çalışma prensibi (Mishra ve diğ., 2007)



Şekil 3.39. Kendinden tepkili (Self reacting) takım ve çalışma prensibi (Mishra ve diğ., 2007)

Bu takımlara ilaveten pim ve omzun farklı yönlerde döndüğü çift dönüşlü takımlar, omuz normal dönerken pimin orbital hareket yaptığı Com-Stir™ takımlar, ya da iki yada daha fazla takımdan oluşan çoklu takımlar da bulunmaktadır (Kaluç ve Taban, 2007).

3.3.6. FSW yönteminin uygulama alanları

3.3.6.1 Genel

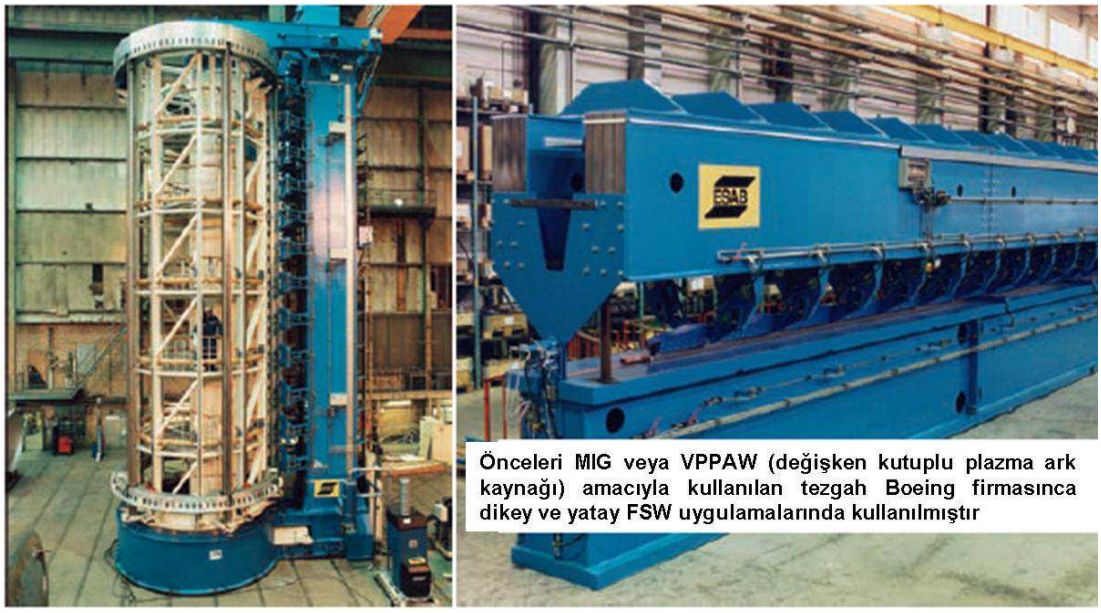
FSW tekniği 1991'de keşfinden 1995'te endüstriye uygulaması çok kısa zaman alan FSW tekniği, daha önce belirtilen enerji ve ekonomik üstünlükleri, çevresel üstünlükler ve metalürjik üstünlükleri ile diğer yöntemlerin önüne geçmesine rağmen, yöntemin dünya da ve ülkemizde yaygınlaşmasının önünde bazı engeller bulunmaktadır. Bunlar

- Endüstriyel standartların ve şartnamelerin yetersiz oluşu,
- Kabul edilmiş tasarım yeterlilik ve rehberlerinin azlığı,
- İşgücündeki eğitim eksikliği,
- İlk yatırım maliyetinin yüksek oluşu,
- Lisans alma gereksinimi olması ve bu bedelin yüksekliği,
- Endüstriyel çevrelerde dahi tam olarak anlaşılmamış bu yöntemin müşteriler tarafından benimsenmesinde yaşanabilecek güçlükler olarak sıralanabilir (Lohwasser ve Chen, 2010; Mishra ve diğ., 2007).

Sürtünme karıştırma kaynağı, belirtilen zorluklarının yanında ilk bulunduğu yıllardan itibaren özellikle alüminyum ve alaşımlarının levha, ekstrüzyon ürünleri ve döküm alüminyum parçaların yaygın olarak kullanıldığı endüstri alanlarında kullanıma girmiştir. Bu endüstriyel alanlar havacılık ve uzay, gemi yapımı, otomotiv sektörü, raylı taşıt yapımı, zırh uygulamaları, petrokimya, kimya ve nükleer enerji sektörleridir (Kaluç ve Taban, 2007).

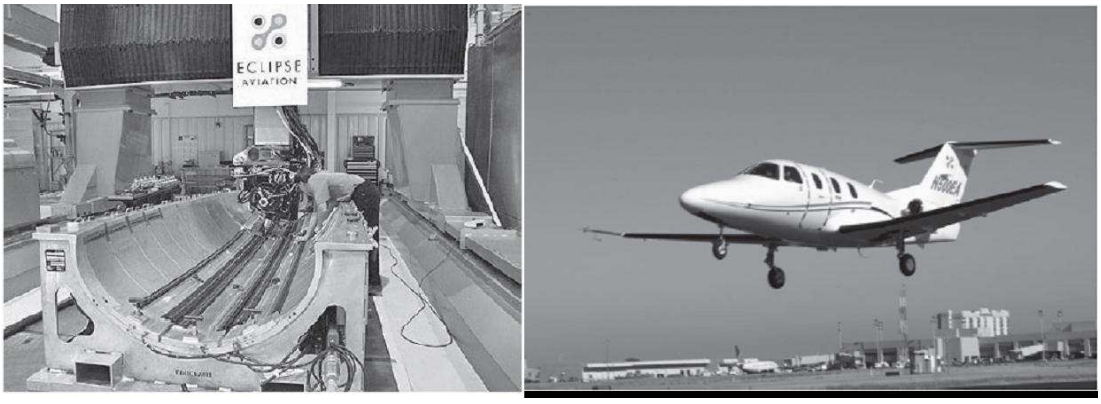
3.3.6.2 Uzay ve Havacılık

Boeing firması Delta IIve IV programı kapsamında roket yakıt tanklarının imali için bu yöntemi uygulamış ve FSW yönteminin sanayide kullanımın önünü açan önemli yapı taşı olmuştur (Şekil 3.40).



Şekil 3.40. Boeing firmasında roket yakıt tankı imalatı (Url-1)

Sivil havacılık sektöründe perçinleri ortadan kaldırmanın yanında bindirme bağlantı uygulamasını da kaldırmıştır. Yüksek mukavemet ve düşük ağırlıktaki daha önce kaynatılamayan Al-Li (AA2195) alaşımların kaynak edilmesi sağlanmıştır. Düşük ağırlık, daha düşük yakıt tüketimi anlamına geldiğinde hem üretim hem kullanımda önemli kazançlar sağlanmıştır. Eclipse 500 türü özel jet uçakları sivil havacılık uygulamasının önemli bir örneğidir (Şekil 3.41).



Şekil 3.41. Eclipse 500 özel jetlerin FSW uygulaması (Lohwasser ve Chen, 2010)

3.3.6.3 Gemi Yapım Endüstrisi

Sürtünme karıştırma kaynağının en büyük üstünlüklerinden olan çarpılma oluşmayan güvenilir uzun ve doğrusal kaynakların yapılabilmesi ilk endüstriyel uygulamaların, 1995'te Norveç ve İsveç'te gemi yapım endüstrisinde olmasını sağlamıştır. Yüksek korozyon dayanımı ve mukavemet değerleri nedeniyle bu

sektörde yoğun olarak kullanılan 5XXX ve 6XXX alüminyum alaşımlarının yanında ergitme kaynak yöntemleriyle kaynağı zor olan 2XXX, 7XXX ve 8XXX alaşımlarının da kaynağı çelikten daha mukavemetli alüminyumların alaşımların kullanımını kolaylaştırmıştır (Şekil 3.42).



Şekil 3.42. Fjellstrand AS tarafından 1996 yılında Marine Aluminium üretimi paneller ile FSW uygulaması kullanılarak yapılan ilk gemi (Url-1)

3.3.6.4 Raylı Taşıma Sistemleri

Almanya'da 1998, İngiltere'de 1999 yılında meydana gelen hızlı tren kazalarının bilirkişi raporunda; yüksek mukavemetli alüminyum alaşımların ergitme kaynağı kullanılarak üretilen enine kaynaklı panellerin kaynak bölgelerinde, özellikle IEB'lerde, mukavemet kaybı oluşturduğu, bunun da çarpışma esnasında katlanma problemi oluşturduğu ve bunun emniyet sorunu oluşturduğu tespit edilmiştir. Bu olaylar neticesinde ergitme oluşturmaksızın birleştirme sağlayan yeni bir yöntem uygulanması gerekliliğini ortaya çıkarmıştır (Şekil 3.43).

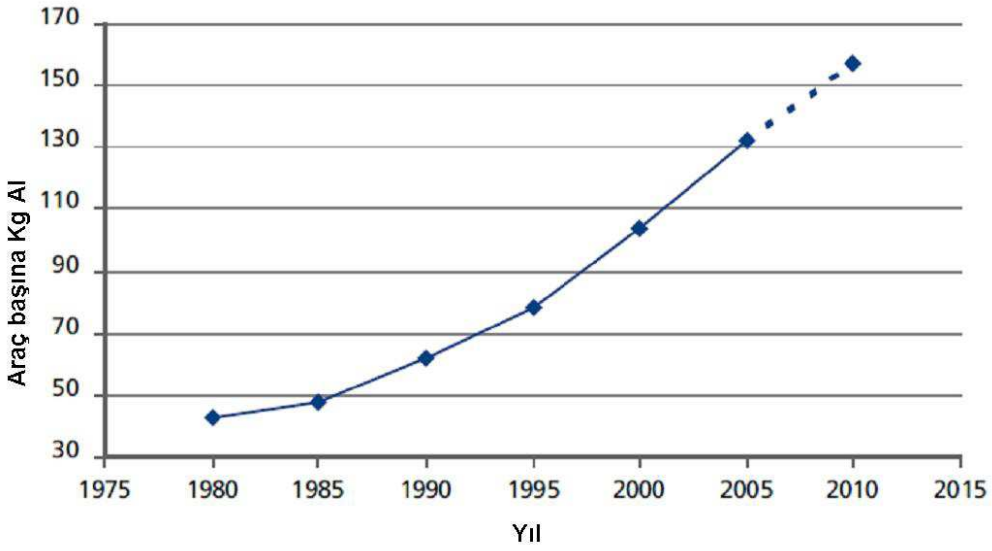


Şekil 3.43. FSW yönteminin raylı sistem uygulamaları a) DSB Danimarka demir yolu işletmelerinin Alstom LHB trenlerinin çatısında b) Alstom LHB trenlerinin çatı panelleri c) Bombadier tarafından metrolarda kullanılan etek kısmı panelleri d) Sapa tarafından trenlerin eğimli etek paneli olarak kullanılan levhalar e) Londra'nın Victoria hattında kullanılan tren gövdesi f) Japon Hitachi firması tarafından taban panelleri FSW ile üretilmiş Shinkansen hızlı trenleri (Lohwasser ve Chen, 2010; Url-1)

3.3.6.5 Otomotiv endüstrisi

Yakıt ekonomisi ve CO_2 salınımının önem kazandığı çağımızda alüminyum ve alaşımlarının otomotiv endüstrisinde kullanımı bu sorun için önemli bir çözüm oluşturmuştur. Otomobildeki 100 kg'lık ağırlık kazancı sayesinde 100 km'de 0.35 lt yakıt tasarrufu sağlanırken, km'de 9 gram CO_2 salınımında azalma sağlanmıştır. Ağırlıktaki azalma aynı zamanda hızlanma, fren yapma, sürüş konforu ve araç kontrolünde iyileşmeler sağlamaktadır (Url-2).

Alüminyumun yoğunluğu çeliğin üçte biri kadar olmasına karşın araçlardaki güvenlik seviyesinde azalma olmaması için çeliğin yerine kullanılacak alüminyumun kalınlığı çeliğin kalınlığının 1.5 katı olmalıdır. Bu da toplamda % 50 oranında ağırlık azalması sağlamaktadır. Sağladığı bu yenilikler sayesinde alüminyumun otomobillerde kullanımı artarak devam etmektedir (Şekil 3.44) (Url-2).



Şekil 3.44. Avrupa araçlarındaki alüminyumun yıllara göre kullanım miktarları (Url-2)

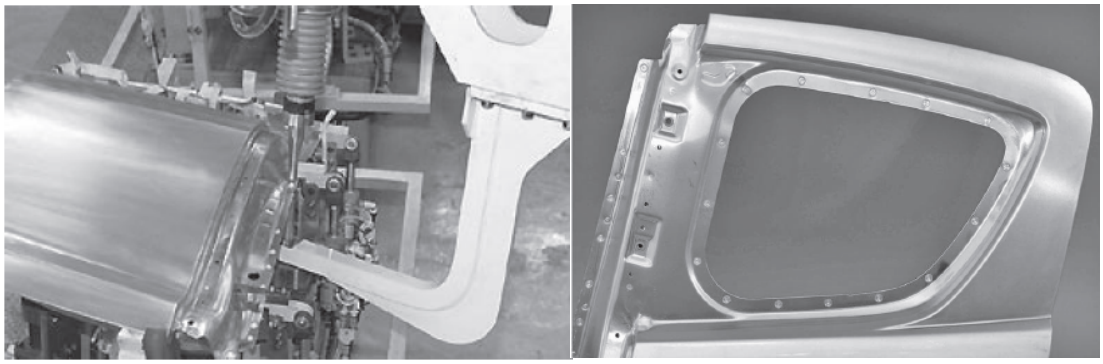
Sürtünme karıştırma(FSW) ve sürtünme karıştırma nokta kaynağının(FSSW) özelikle alüminyum ve alaşımlarındaki uygulamasının geliştirilmesi, FSW ve FSSW'in üstün özelliklerinin bu endüstride kullanımını arttırmıştır. SAPA firmasınca 2002 yılında alüminyum fuarında sergilenen ve birçok yerinde FSW uygulanmış otomobil gövdesi Şekil 3.45'te, ABD otomotiv sektöründe kullanılan ilk FSW uygulanmış parça Şekil 3.46'da görülmektedir.



Şekil 3.45. SAPA firmasınca 2002 yılında alüminyum fuarında sergilenmiş otomobil gövdesi (Url-1)



Şekil 3.46. ABD'de FSW uygulaması ile üretilmiş ilk parça: Lincoln Town Car Limuzinlerinin süspansiyon bağlantıları (Url-1)



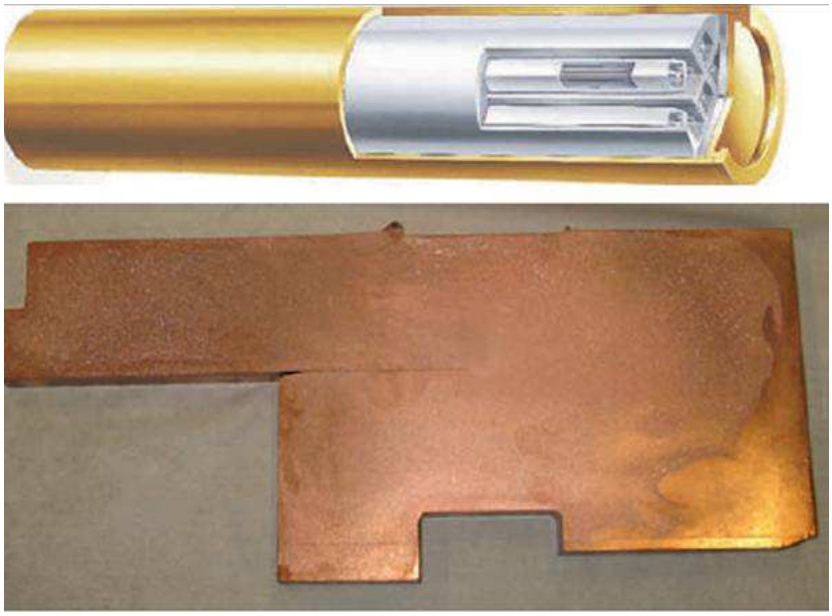
Şekil 3.47. Robotik FSSW uygulanan Mazda R8X arka kapısı ve dış panel görüntüsü (Lohwasser ve Chen, 2010)



Şekil 3.48. Alüminyum ana gövdesinde FSW uygulanmış Fontaine Treylerleri (Lohwasser ve Chen, 2010)

3.3.6.6. Nükleer Enerji Sektörü

İsveç nükleer yakıt ve atık yönetim kurumu tarafından korozyona dayanıklı bakır dış yüzey ve yüksek mukavemetli çelikten iç yüzeyden oluşan saklama kaplarının imali için FSW kullanılmıştır. Bu şekilde 5 cm kalınlığında bakır dış yüzey, 105 cm dış çapa ve 5m uzunluğa sahip saklama kapları üretilmiştir (Şekil 3.49).



Şekil 3.49. Bakır korozyon bariyeri ve çelik iç yüzeye sahip yakıt muhafazası ve 5 cm kalınlığındaki bakır kapağın kesiti (Url-1)

3.3.6.7. Zırhlı araç sektörü

Yüksek balistik koruma ve statik mukavemeti nedeniyle Gelişmiş Amfibik Saldırı Aracının(Advanced Amphibious Assault Vehicle-AAAV) ana yapı elemanı olarak 2519-T87 alüminyum alaşımı kullanılmaktadır. Bu alaşım ergitme kaynak yöntemleri ile kaynak edilebilmesine karşın yeterli balistik korumayı sağlayamadığından basit alın kaynaklarının bile alın kaynakları mümkün olmamaktaydı. Bunun için farklı bindirme üretim yöntemleri değerlendirilmiştir. FSW yönteminin geliştirilmesiyle birlikte bu alaşımlar başarıyla zırhlı araçlarda kullanıma sunulmuştur (Şekil 3.50).



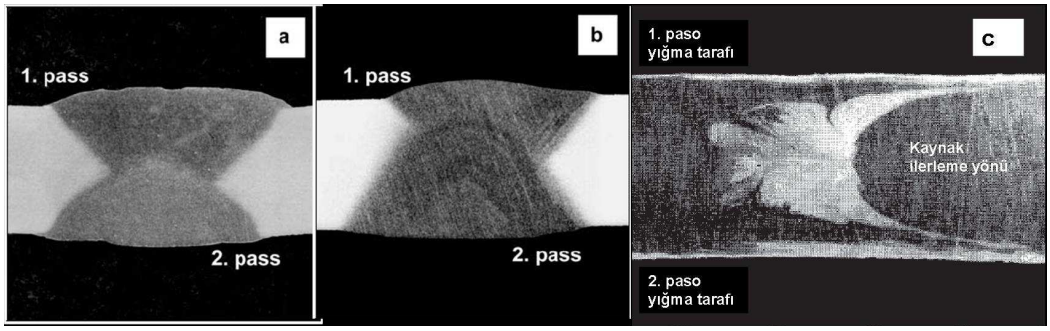
Şekil 3.50. FSW yöntemi uygulanmış AAAV

4. KONUYLA İLGİLİ YAPILMIŞ ÇALIŞMALAR VE BU ÇALIŞMANIN AMACI VE PLANLANMASI

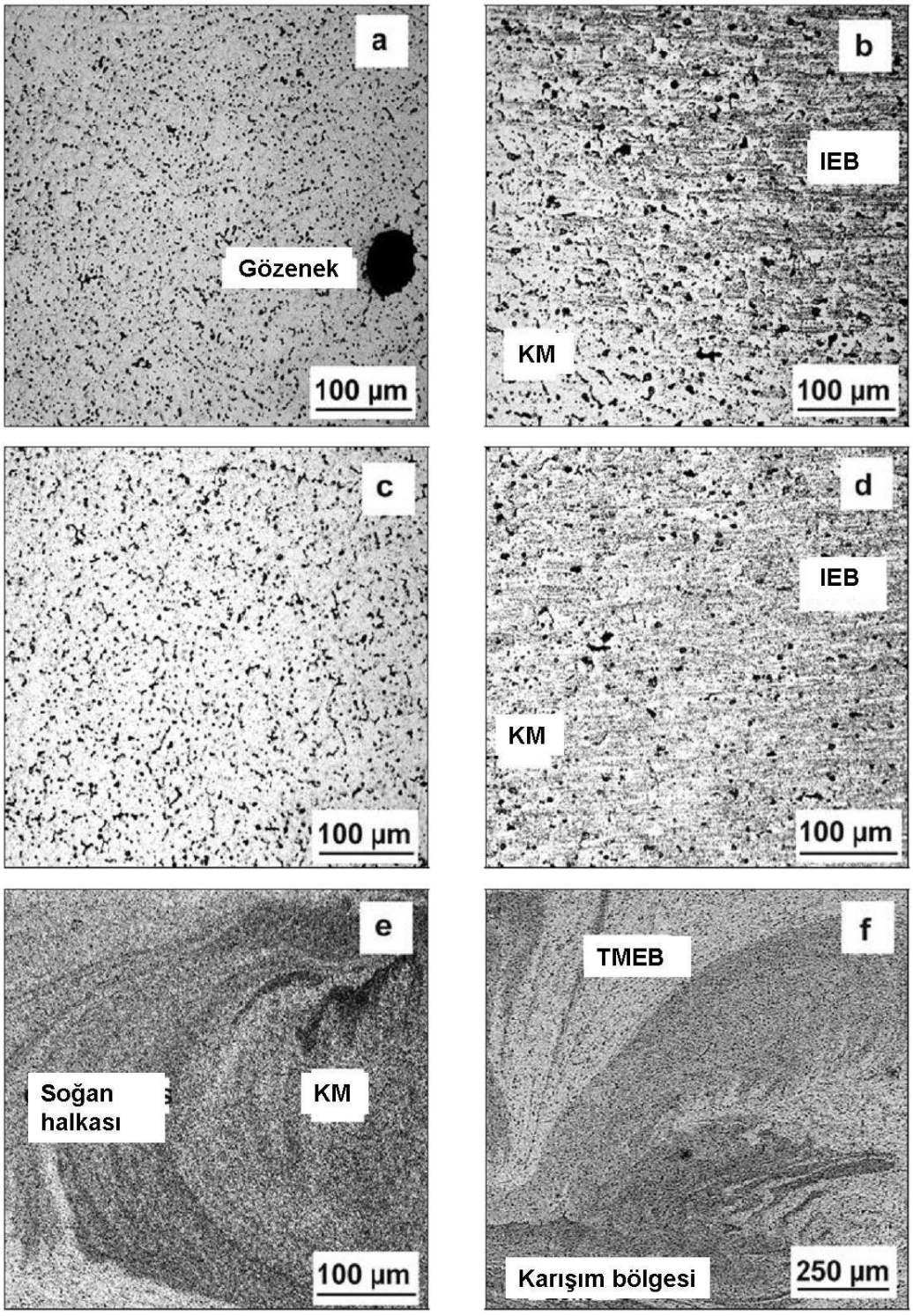
4.1. Konuyla İlgili Yapılmış Çalışmalar

4.1.1. FSW Yönteminin yöntem parametreleri, mikroyapı, mekanik özellikler açısından yapılan çalışmalar

Taban ve Kaluç (2007) 5086-H32 alüminyum alaşımının MIG, TIG ve FSW uygulamasıyla birleştirmesinde mikroyapı ve bağlantı performanslarını incelemişlerdir. 6.45mm kalınlığındaki levhaların kullanıldığı bu çalışmada, MIG ve TIG kaynağı için 1.6 mm çapında ER5356 elektrod % 99.999 Argon koruyucu gazı altında, 24-26 V ve 180-200 A parametreleri kullanılmıştır. FSW yöntemi için 20 mm omuz çapında 3.6 mm uzunluğunda pim kullanılırken, 1600 rpm takım devri, 125 mm/dak ilerleme hızı ve 2° takım eğim açısı kullanılmıştır. Çift pasoda yapılan kaynaklar neticesinde oluşan kaynaklara ait kesit makro görüntüleri Şekil 4.1'de, mikro görüntüleri Şekil 4.2'de görülmektedir.



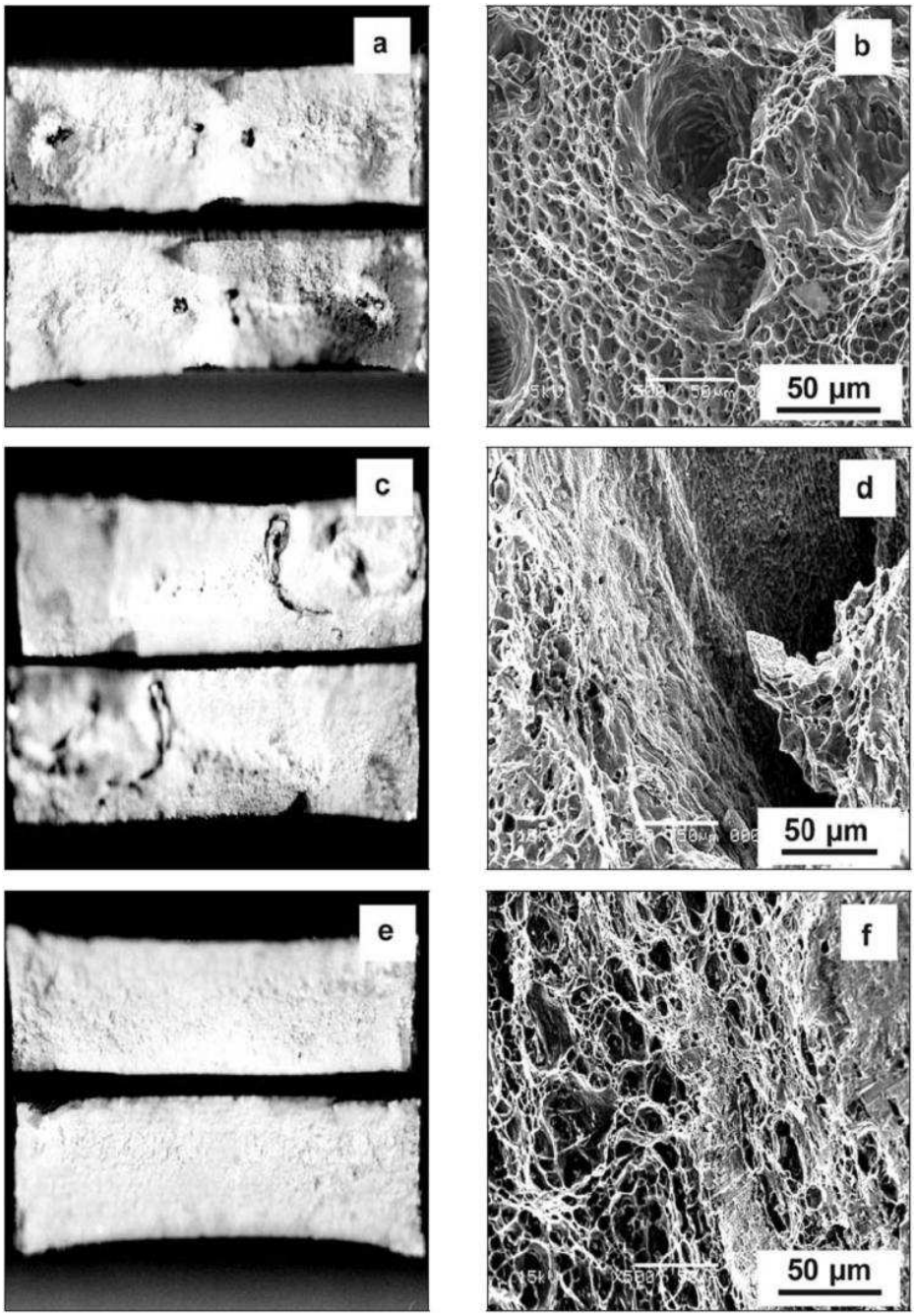
Şekil 4.1. Numunelere ait makro görüntüler (a) MIG (b) TIG (c) FSW (Taban ve Kaluç, 2007)



Şekil 4.2. Kaynak bölgesi mikroyapı görüntüleri (a) MIG kaynak metali (b) MIG kaynak metali ve IEB (c) TIG kaynak metali (d) TIG kaynak metali ve IEB (e) FSW kaynak metali (f) FSW kaynak metali ve IEB (Taban ve Kaluç, 2007)

Kaynaklı numuneler çekme testine tabi tutulmuş ve kaynaklı bağlantıların verimi MIG, TIG ve FSW için sırasıyla % 82, % 76 ve % 85 olarak tespit edilmiştir. Çekme

testi sonucu oluşan kırılma yüzeylerine ait Taramalı elektron mikroskobu görüntüleri Şekil 4.3'te görülmektedir.

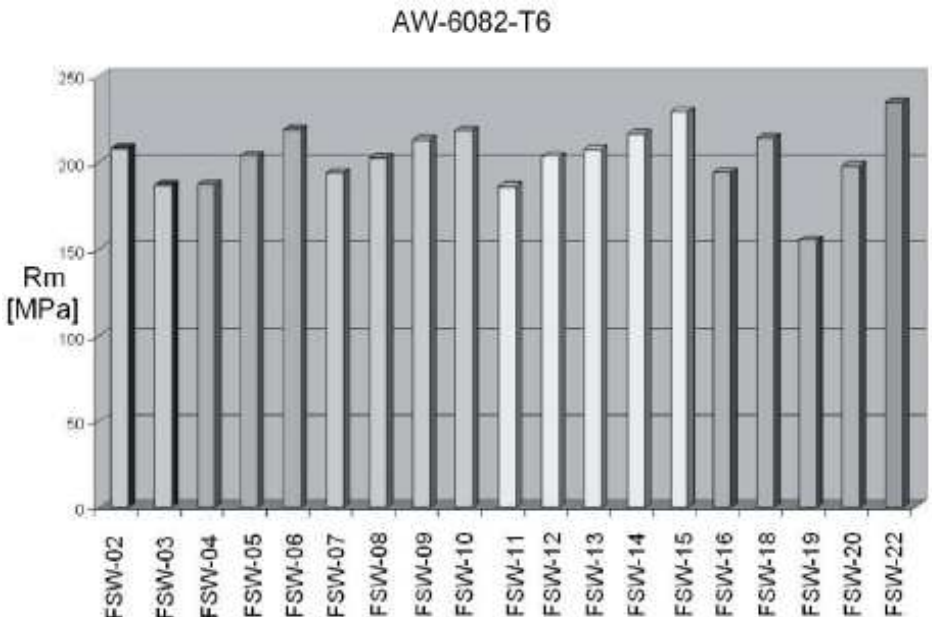


Şekil 4.3. MIG, TIG ve FSW kaynaklı bağlantılarının sırasıyla kırılma yüzeyler (a), (c) ve (e)'de, bu yüzeylere ait TEM görüntüleri (b), (d) ve (f)'de görülmektedir (Taban ve Kaluç, 2007)

Taban ve Kaluç (2007) bu çalışma sonucunda;

- Çift taraflı karıştırma bölgelerinin, kaynak merkezinde ince ve dengeli bir tanecik yapısında soğan halkası şeklinde olduğu, kaynak bölgesinde iki TMEB oluştuğu ve bunun mekanik özellikleri geliştirdiği,
- Sertlik ölçümleri sonucunda sertlik profilinin daha önce yapılan çalışmalarla uyuştuğu,
- FSW yönteminin ergitme kaynak yöntemlerine göre daha iyi mukavemet değerlerine sahip ve gözeneksiz olduğu, MIG ve TIG kaynaklı numunelerin içerdikleri gözenekler nedeniyle mukavemet değerlerinde düşme gözlendiği tespit etmişlerdir.

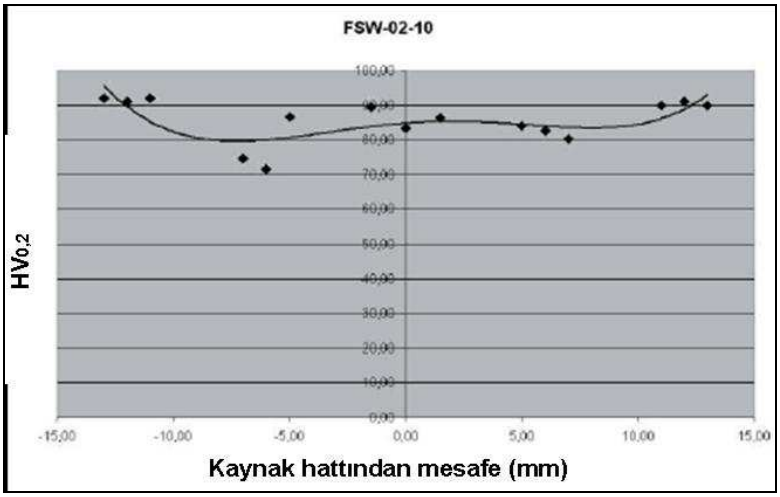
Adamowski ve Szkodo (2007) FSW yöntem parametrelerinin AW6082-T6 alüminyum alaşımının kaynak performansı üzerine etkisini araştırdıkları bu çalışmada 22 farklı parametre grubuyla kaynaklı bağlantı elde etmiş bu bağlantıların mekanik özelliklerini incelemişlerdir. 5 mm kalınlığında AW6082-T6 alüminyum alaşım levhaların kullanıldığı çalışmada 19 mm omuz çapimda 4.8 mm pim boyunda takım kullanılmış olup yöntem parametreleri Tablo 4.1'de, çekme deneyi sonuçları Şekil 4.4'te, sertlik ölçüm sonuçları Şekil 4.5'te ve mikroyapı görüntüsü Şekil 4.6'da görülmektedir.



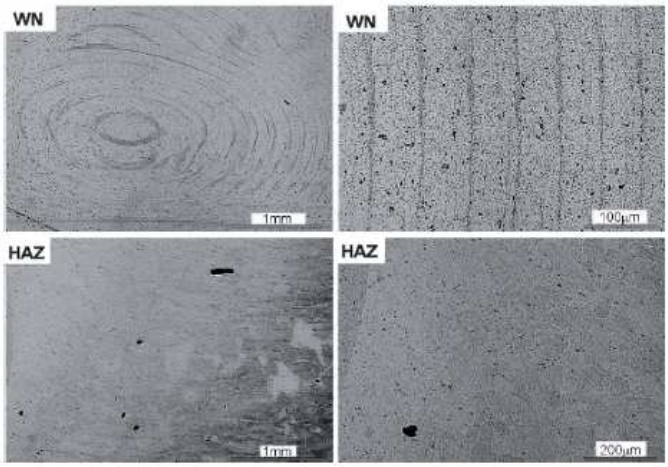
Şekil 4.4. Çekme testi sonuçları (AW6082 esas metal, akma mukavemeti en az 260 Mpa, çekme mukavemeti en az 310 MPa) (Adamowski ve Szkodo, 2007)

Tablo 4.1. AW 6082-T6 alüminyum alaşımının FSW yönteminde uygulanan parametreleri (Adamowski ve Szkodo, 2007)

Kaynak no	Devir (rpm)	Vs (mm/dk)	Kaynak no	Devir (rpm)	Vs (mm/dk)
FSW-01	230	115	FSW-7	880	170
FSW-22	330	115	FSW-13	880	260
FSW-21	330	170	FSW-14	880	390
FSW-04	460	115	FSW-15	880	585
FSW-09	460	170	FSW-03	1230	115
FSW-19	460	260	FSW-06	1230	170
FSW-05	630	115	FSW-10	1230	260
FSW-08	630	170	FSW-11	1230	390
FSW-17	630	260	FSW-12	1230	585
FSW-20	630	390	FSW-16	1700	290
FSW-02	880	170	FSW-18	1700	585



Şekil 4.5. Sertlik ölçüm sonuçları (Adamowski ve Szkodo, 2007)



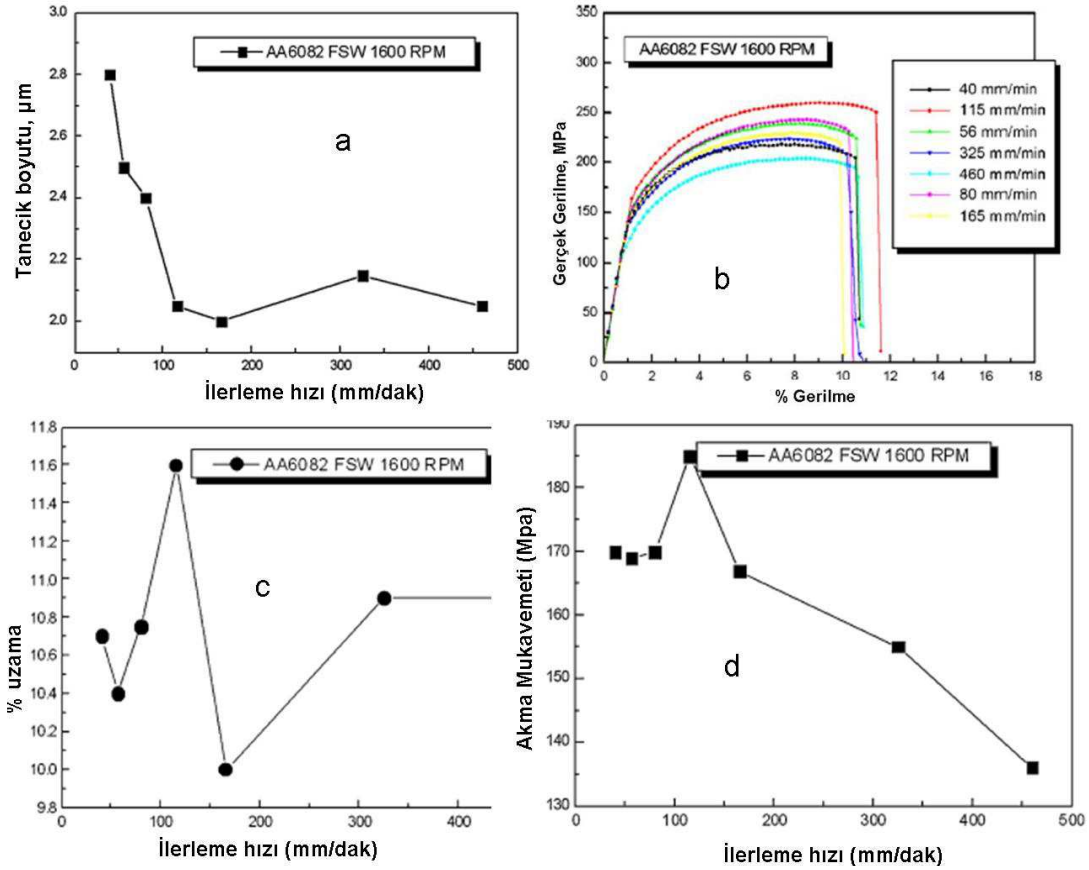
Şekil 4.6. Kaynak mikroyapı örnekleri (Adamowski ve Szkodo, 2007)

Adamowski ve Szkodo (2007) AW6082-T6 alaşımının kaynak ilerleme hızı ve takım dönüş hızı parametrelerine bağlı olarak mukavemet değerlerinin değiştiğini, sertlik değerlerinin kaynak metalinde düştüğü, çekme deneylerinde kırılmanın olduğu kaynak ilerleme tarafındaki IEB'de yumuşama etkisi görüldüğü sonuçlarına ulaşmışlardır.

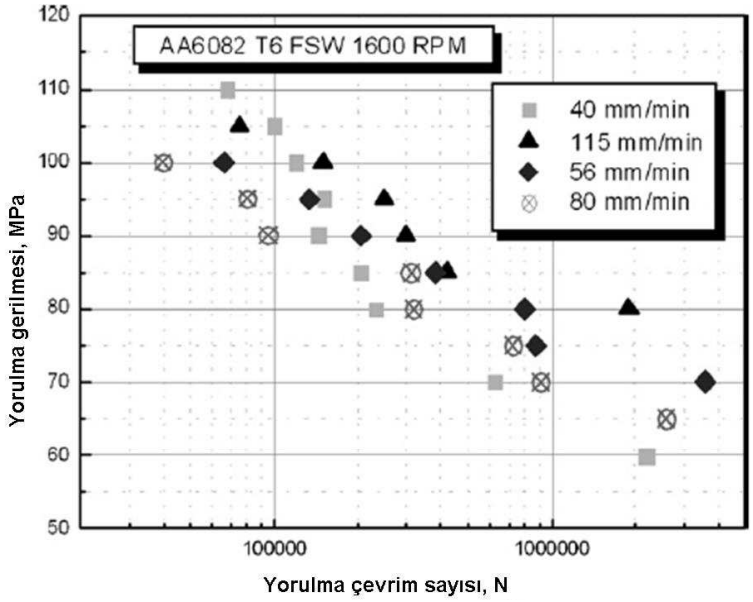
Cavaliere ve diğ. (2008) FSW yöntem parametrelerinden ilerleme hızının AA6082-T6 alaşımının mekanik mikroyapı özellikleri üzerine etkisini incelemek amacıyla 1600 rpm sabit takım devrinde 40 mm/dak ile 460 mm/dak arasında değişen ilerleme hızlarıyla kaynaklı bağlantılar oluşturmuştur. 4 mm kalınlığında AA6082-T6 levhalar kullanılan çalışmada kaynak sonrası çekme deneyi uygulanmış, tanecik boyutları ölçülmüş, yorulma testine tabi tutularak S-N eğrisi oluşturulmuş ve kırılma yüzeyleri incelenmiş ve deney sonuçlarına ait grafik ve görseller Şekil 4.7, Şekil 4.8 ve 4.9'da sunulmuştur.

Cavaliere ve diğ. (2008) yaptıkları bu çalışmada;

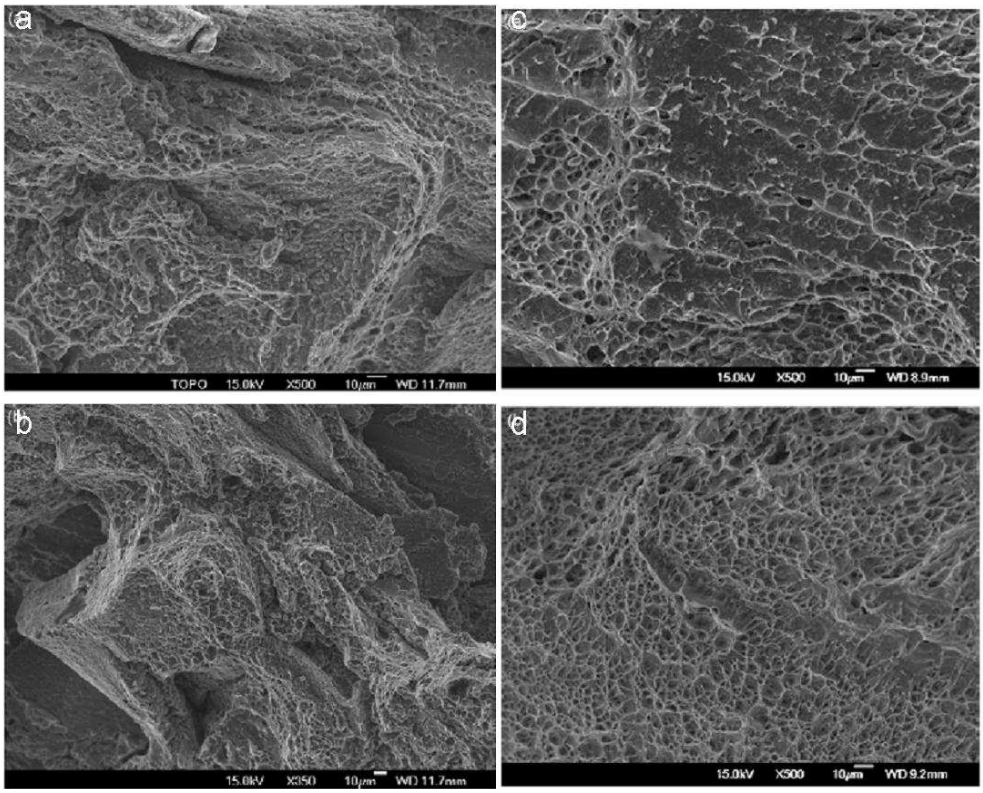
- Kaynak ilerleme hızının, kaynak metalindeki tanecik yapısına etkisinde 165 mm/dak hızın kritik nokta olduğu ve bu noktaya kadar düşen tanecik boyutunun, bu noktadan daha ileriye gidildiğinde değişim gözlenmediği,
- Akma mukavemeti 115 mm/dak hıza kadar artarken bu noktadan itibaren düşmeye başladığı ve süneklik değeri de aynı davranışı gösterirken süneklik için eşik değerinin 165 mm/dak olduğu,
- AA6082-T6 alaşımının en iyi yorulma özelliğinin 115 mm/dak ilerleme hızında sağlandığı,
- İncelenen kırılma yüzeylerinde, artan yorulma gerilme değeriyle kırılmanın yüzeyden, düşen yorulma gerilmelerinde mikroyapı kaynaklı olduğu sonuçlarına ulaşmışlardır.



Şekil 4.7. FSW uygulanmış AA6082-T6 alaşımının kaynak ilerleme hızına bağlı değerleri (a) Tane boyutu (b) Çekme mukavemeti (c) % uzama (d) Akma mukavemeti değişimleri görülmektedir (Cavaliere ve diğ., 2008)



Şekil 4.8. AA6082-T6 alaşımının 40, 56, 80 ve 115 mm/dakika hızlarındaki yorulma değerleri(Cavaliere ve diğ., 2008)

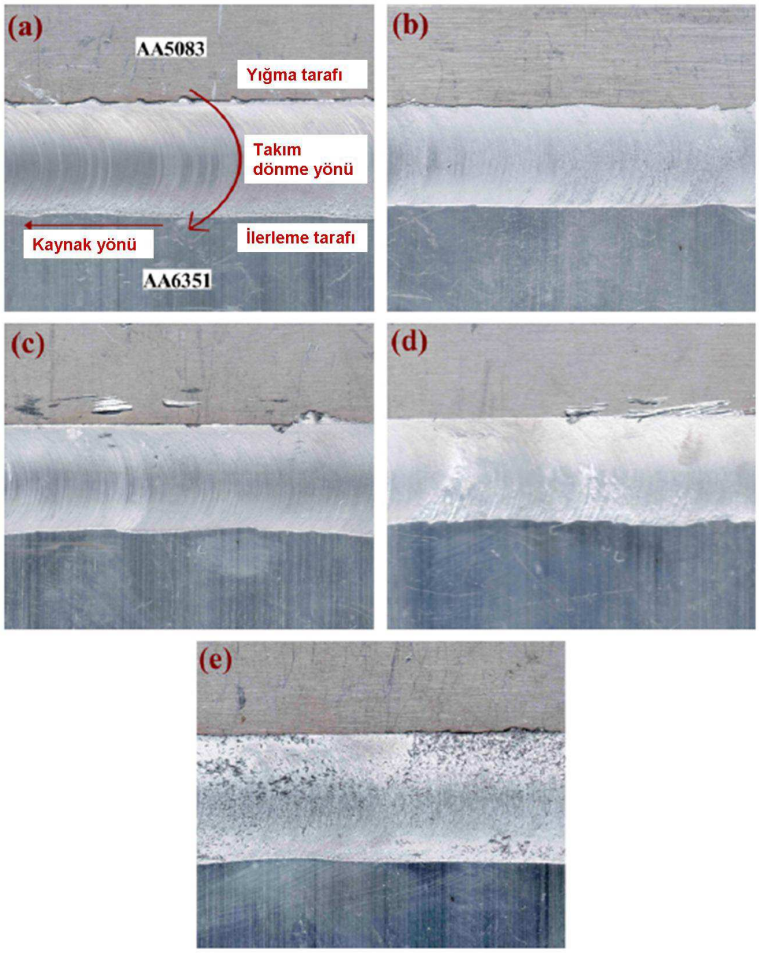


Şekil 4.9. AA6082-T6 alaşımının 115 mm/dak ilerleme hızında kırılma yüzeylerinin (a) 85 MPa (b) 80MPa (c) (d) 70 MPa yorulma gerilme değerine bağlı görünümü (Cavaliere ve diğ., 2008)

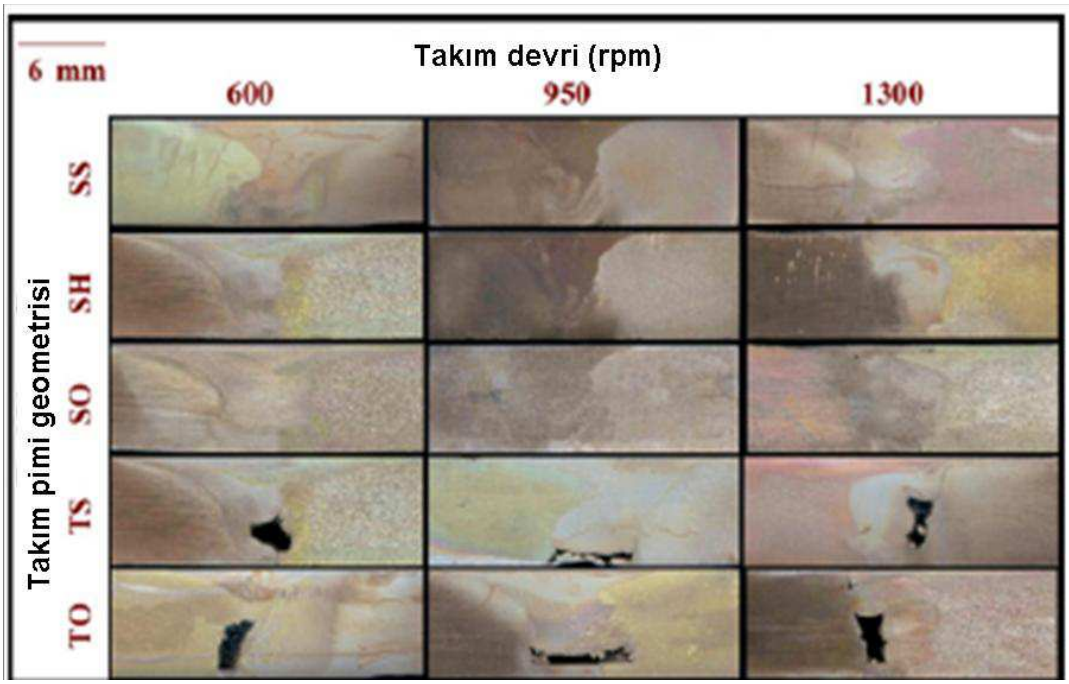
FSW uygulamasında parametrelerin mikro yapı ve mukavemet değerlerinin üzerine etkisinin araştırıldığı diğer bir çalışmada, Palanivel ve diğ. (2012) takım dönme hızı ve geometrisinin 5083-H111 ve 6351-T6 alaşımların kaynağı üzerine etkisi üzerine deneyler yapmışlardır. 6 mm kalınlığındaki alüminyum alaşım levhaların kullanıldığı bu çalışmada kaynak parametreleri olarak 600, 950 ve 1300 rpm takım dönme hızları, 60 mm/dak ilerleme hızı uygulanırken Şekil 4.10'da gösterilen pim geometrilerinde, 18 mm omuz, 6 mm pim çapı ve 5.7 mm pim boyuna sahip takımlar kullanılmıştır. Şekil 4.11'de kaynak sonrası genel görünüm, Şekil 4.12'de kesit görüntüleri görülmektedir.



Şekil 4.10. Üretilmiş FSW takımlarının görünümü; Soldan sağa SS: kare profili SH: Altıgen profili SO:Sekizgen profili TS. Konik kare profili TO:Konik sekizgen profil (Palanivel ve diğ., 2012)

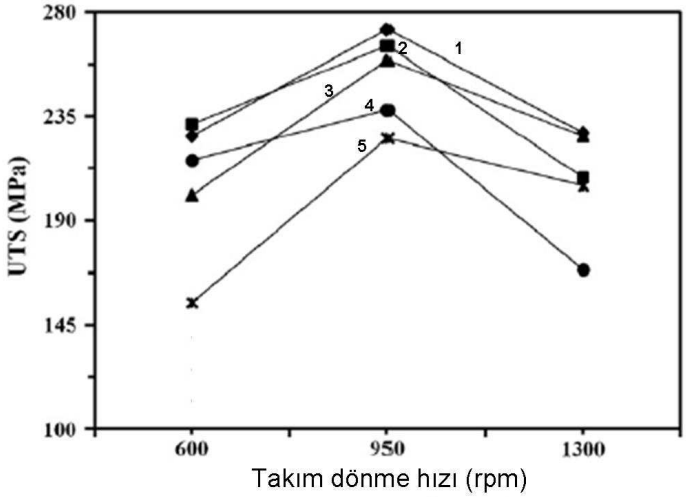


Şekil 4.11. 950 rpm takım dönme hızında üretilmiş kaynakların takım geometrisine bağlı görünümü (a) SS (b) SH (c) SO (d) TS (e) TO (Palanivel ve diğ., 2012)

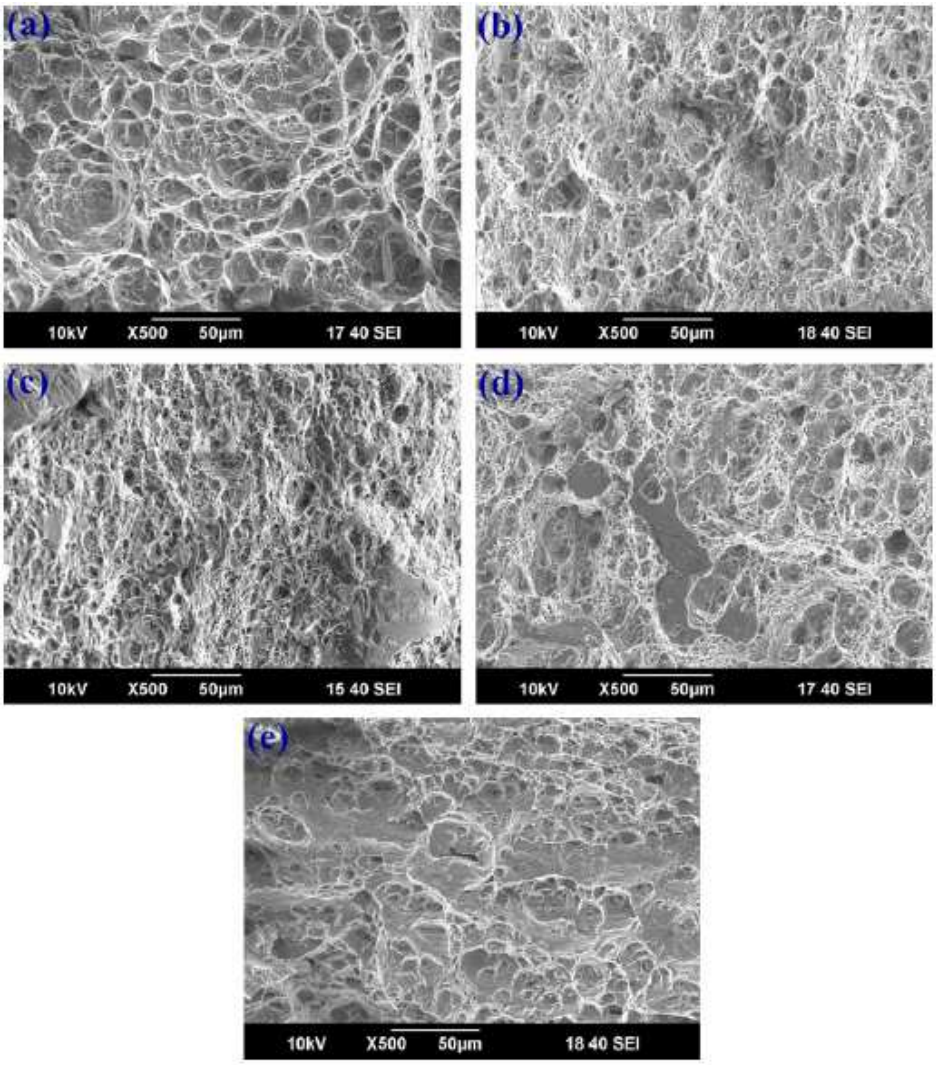


Şekil 4.12. AA5083-H111 ve AA6351-T6 farklı alüminyum alaşımlarının kaynağında farklı takım geometrisi ve dönme hızlarının kaynak kesiti üzerine etkisi (Palanivel ve diğ., 2012)

Farklı takım pim geometrisi ve farklı takım devirlerinde kaynak yapılan AA5083-H111 ve AA6351-T6 alaşımlarının farklı alüminyum alaşım kaynaklarına ait çekme deneyi sonuçları Şekil 4.13'de görülmektedir.



Şekil 4.13. Takım geometrisi ve takım devrinin AA6351-T6 ve AA5083-H111 alaşımlarının kaynağının mukavemeti üzerine etkisi (1) SS, (2) SH (3) SO (4) TS (5) TO (Palanivel ve diğ., 2012)



Şekil 4.14. 950 rpm takım devriyle FSW uygulanmış numunelerin kırılma yüzeyi görüntüleri (a) SS, (b) SH (c) SO (d) TS (e) TO (Palanivel ve diğ., 2012)

Palanivel ve diğ. (2008), takım geometrisi ve devrinin AA5083-H111 ve AA6351-T6 farklı alüminyum alaşımlarının mikroyapı ve mukavemeti üzerinde etkilerini incelediği bu çalışma ile;

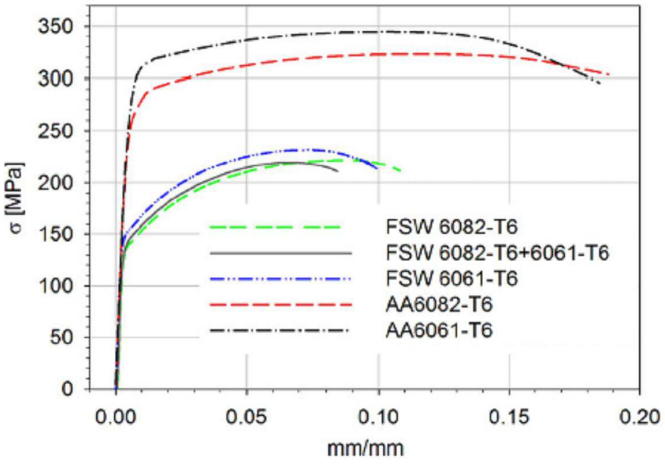
- Konik uçlu pimler kullanılarak elde edilen kaynaklı yapılarda tünel hatası görülürken, diğer pim profillerinde herhangi bir hata gözlenmediği,
- Kaynak bölgesinde, mekanik olarak karıştırılmış bölge, karışmamış bölge, karışım akış bölgesi olmak üzere üç bölge oluştuğu,
- Konik geometriye sahip pimlerde 600 rpm devirde karışmış bölgenin oluşmadığı,
- En yüksek mukavemet değerinin 273 MPa olarak, düz kare profilli pim ile 950 rpm takım devrinde elde edildiği,

• Çekme mukavemet değerindeki değişmelerin sebebinin, kaynak metali akış davranışı, AA5083 alaşımın IEB'sinin soğuk işlem yapısında oluşan kayıp, AA6351 alaşımının aşırı yaşlandırma çökelme bölgelerinin oluşması ve kaynak metalinde oluşan makroskobik hatalar olduğu sonuçlarına ulaşmışlardır.

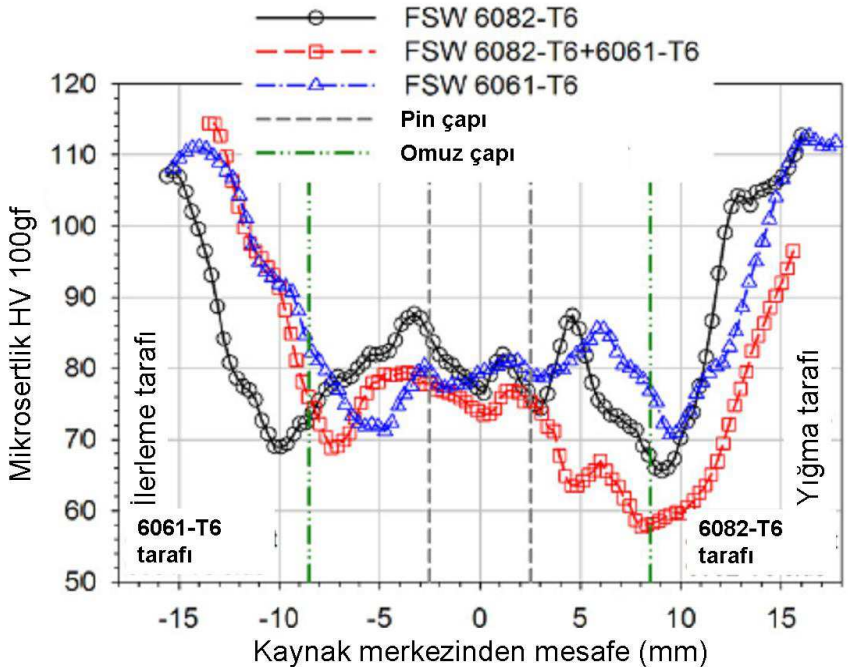
Moreira ve diğ. (2009) AA6082-T6 ve AA6061-T6 alaşımların FSW uygulamasında mekanik ve metalurjik değişimleri incelemek üzere 3 mm kalınlığındaki levhaları 17 mm omuz çapima sahip M5 diş açılmış pim ile 1120 rpm takım devri, 2.5 ° takım eğimi ile 224 mm/dak ilerleme hızında gerçekleştirmişlerdir. Kaynaklı numunelere mikroyapı incelemesi, mikro sertlik incelemesi, çekme ve eğme deneyleri uygulamışlardır. Çekme deneyi sonucu elde edilen değerler Tablo 4.2, çekme deneyine ait grafik Şekil 4.15'te görülmektedir. Farklı alüminyum alaşım kaynaklı numuneye ait sertlik ölçüm sonuçları Şekil 4.16'da, kaynaklı yapılara ait mikro yapı görüntüleri Şekil 4.17, 4.18, 4.19 ve 4.20'da görülmektedir.

Tablo 4.2. Çekme deneyi sonucu elde edilen mukavemet değerleri (Moreira ve diğ., 2008)

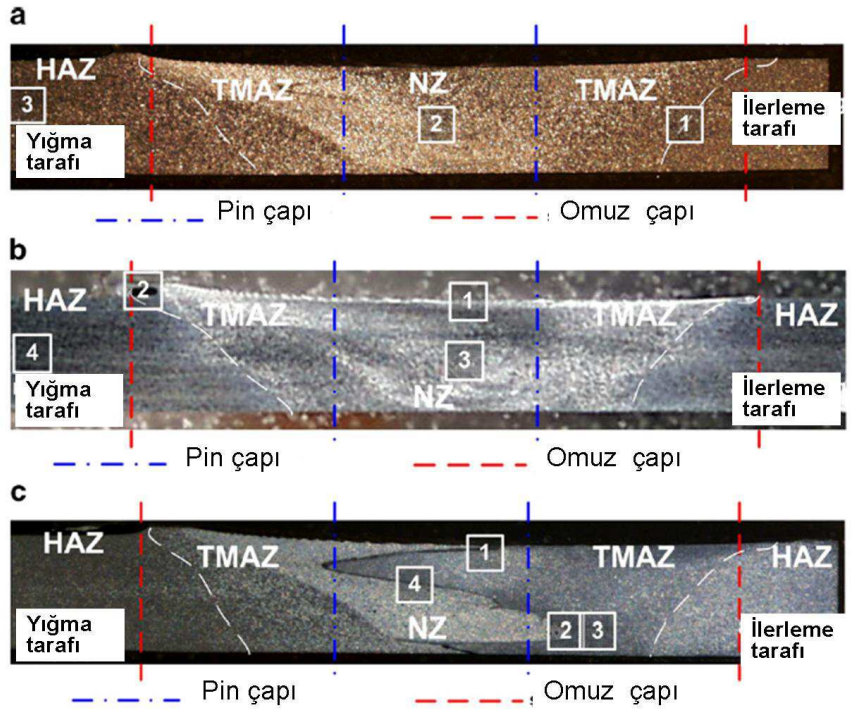
	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	% uzama
6082-T6 Esas Metal	276.2	322.9	17.5
6061-T6 Esas Metal	306.3	342.0	17.1
6082-T6 FSW	134.3	221.3	6.5
6082-T6 6061-T6 FSW	140.5	218.6	5.5
6061-T6 FSW	148.3	231.6	5.9



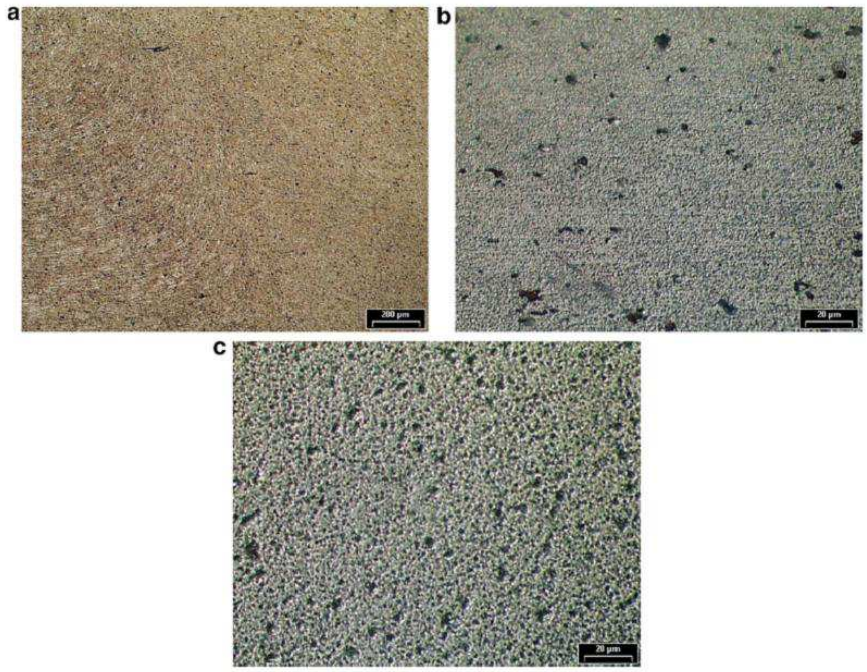
Şekil 4.15. Esas metal ve kaynak metallerinin çekme deneyi sonuçları (Moreira ve diğ., 2008)



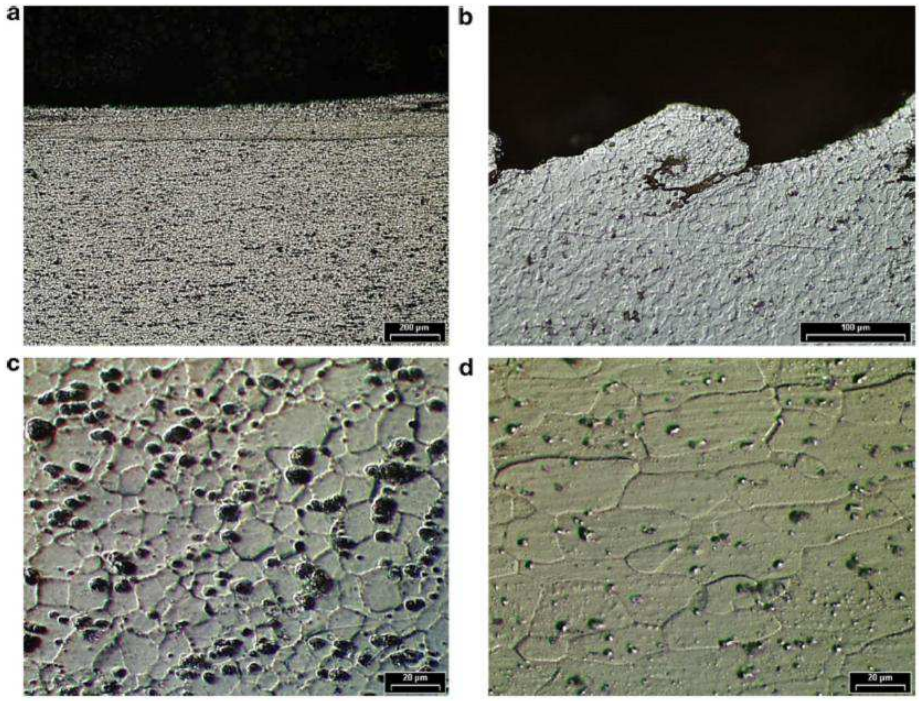
Şekil 4.16. AA6061-T6 ve AA6082-T6 faklı alüminyum alaşımları FSW uygulamasının sertlik ölçüm sonuçları (Moreira ve diğ., 2008)



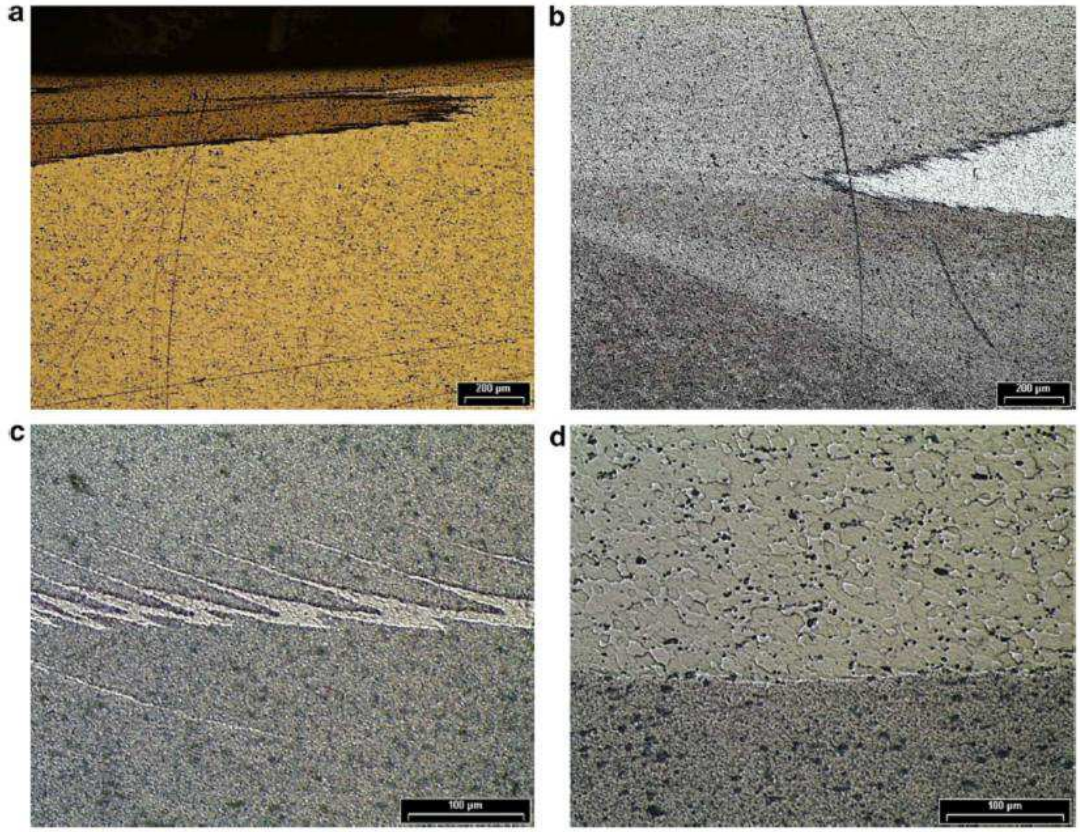
Şekil 4.17. Esas metallerin ayrı ayrı ve kendi aralarında yapılan sürtünme karıştırma kaynaklarına ait makro görüntüler (a) AA 6082-T6 (b) AA6061-T6 (c) AA 6082-T6 & AA6061-T6 (Moreira ve diğ., 2008)



Şekil 4.18. Sürtünme katıştırma kaynağı ile birleştirilmiş AA6082-T6'ya ait mikro yapı görüntüleri (a) Şekil 4.17 a'daki 1 numaralı bölge (b) Şekil 4.17 a'daki 2 numaralı bölge (c) Şekil 4.17 a'daki 3 numaralı bölge(Moreira ve diğ., 2008)



Şekil 4.19. Sürtünme katıştırma kaynağı ile birleştirilmiş AA6061-T6'ya ait mikro yapı görüntüleri (a) Şekil 4.17 b'deki 1 numaralı bölge (b) Şekil 4.17 b'deki 2 numaralı bölge (c) Şekil 4.17 b'deki 3 numaralı bölge (d) Şekil 4.17 b'deki 4 numaralı /bölge (Moreira ve diğ., 2008)



Şekil 4.20. AA6061-T6 &AA6082-T6 farklı alüminyum alaşımların sürtünme katıştırma kaynağı ile birleştirilmiş mikroyapı görüntüleri (a) Şekil 4.17 c'deki 1 numaralı bölge (b) Şekil 4.17 c'deki 2 numaralı bölge (c) Şekil 4.17 c'deki 3 numaralı bölge (d) Şekil 4.17 c'deki 4 numaralı bölge (Moreira ve diğ., 2008)

Moreira ve diğ. (2008), AA6082-T6 ve AA6061-T6 alaşımlarının ayrı ayrı eş metal kaynağı ve farklı metal kaynaklarının sürtünme karıştırma kaynağı uygulamasında mekanik ve metalurjik yapıları inceledikleri bu çalışmalar ile;

- AA6082-T6 alaşımının en düşük çekme ve akma mukavemet değeri verdiği,
- Çekme deneyi sonucunda oluşan kırılmaların en düşük sertlik değerlerinin ölçüldüğü bölgelerden olduğu,
- Farklı aşımların kaynağında yapılan sertlik ölçümü sonucu elde edilen profilin en düşük seviyesi çekme deneylerinde kopmanın da olduğu AA6082-T6 tarafında olduğu, kaynak merkezlerinde sertliklerin benzer değer gösterdiği,
- Kaynak sonucu oluşan mikro yapı değişimlerinin detaylı olarak incelendiği bu çalışmada alaşımların karışım içindeki ayrımı alaşımların farklı tepkiler vermesi nedeniyle kolaylıkla ayırt edilebildiği sonuçlarına varmışlardır.

Rajakumar ve diğ. (2011), sürtünme karıştırma kaynak yönteminde kaynak parametrelerinin AA7075-T6 alüminyum alaşımının mukavemet değerleri üzerindeki

incelemişlerdir. 5 mm kalınlığındaki levhaların kullanıldığı bu çalışmada, sürtünme karıştırma kaynağında uygulanan parametrelerin nerdeyse tamamı 5 farklı değer uygulanarak kaynak mukavemeti üzerine etkisi araştırılmıştır (Tablo 4.3).

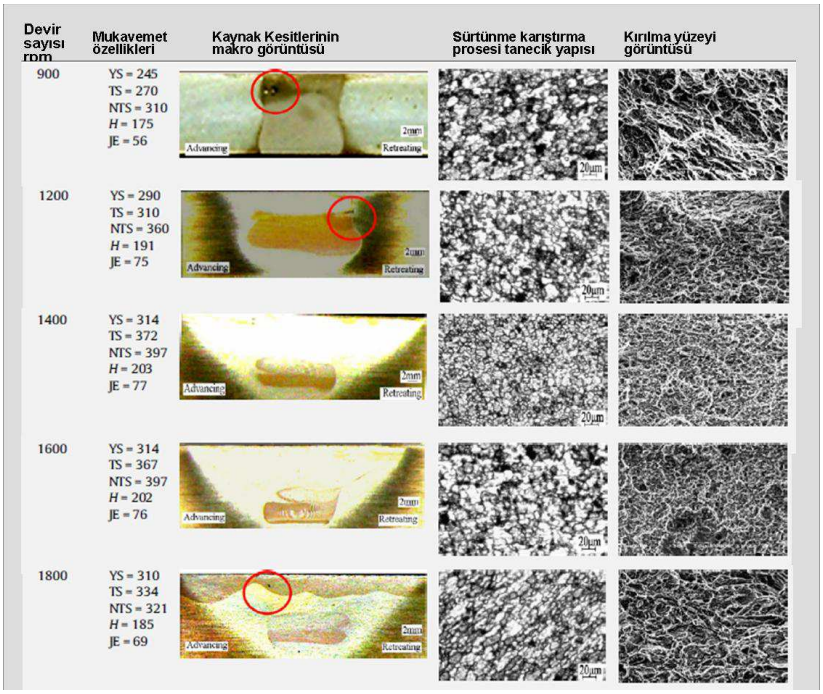
Tablo 4.3. AA7075-T6 Sürtünme karıştırma kaynağında uygulanan parametreler (Rajakumar ve diğ., 2011)

Yöntem ve takım parametresi	Parametre değerleri				
Takım devri, rpm	900	1200	1400	1600	1800
Kaynak hızı, mm/dak	20	40	60	80	100
Eksenel kuvvet kN	6	7	8	9	10
Omuz çapı, mm	9	12	15	18	21
Pim çapı, mm	3	4	5	6	7
Takım sertliği	33	40	45	50	56

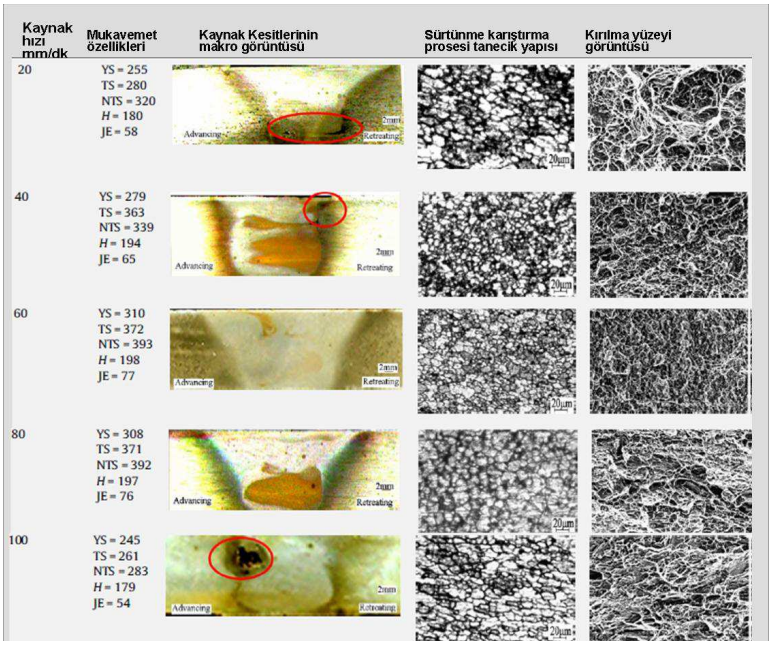
Kaynak parametrelerinin mukavemet özellikleri ve mikroyapı üzerine etkileri Şekil 4.21, 4.22, 4.23, 4.24, 4.25 ve 4.26'da sunulmuştur.

Rajakumar ve diğ. (2011) kaynak parametrelerinin mukavemet ve mikroyapı üzerine etkileri üzerine yaptıkları bu çalışmada;

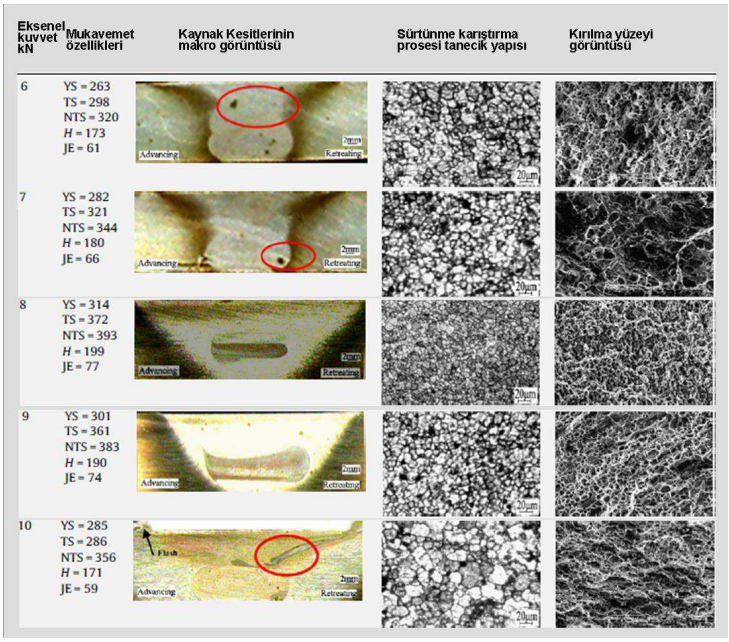
- En iyi mukavemet değerinin 1400 rpm takım devri, 60 mm/dakika kaynak hızı, 8 kN eksenel kuvvet altında, 15 mm omuz ve 5 mm pim çapındaki 45 HRC sertliğe sahip takımla sağlandığı,
- Yukarda belirtilen parametrelerle 315 MPa akma mukavemeti, 373 MPa çekme mukavemeti, 397 MPa çentikli çekme mukavemeti, 203 HV sertlik ve % 77 kaynak verimi elde edildiği,
- Yukarıdaki bağlantının mukavemetini sağlayan hususun kaynak metali içersindeki üniform bir dağılıma sahip $MgZn_2$ ve hasarsız ince taneli mikro yapıdan kaynaklandığı sonuçlarına ulaşmışlardır



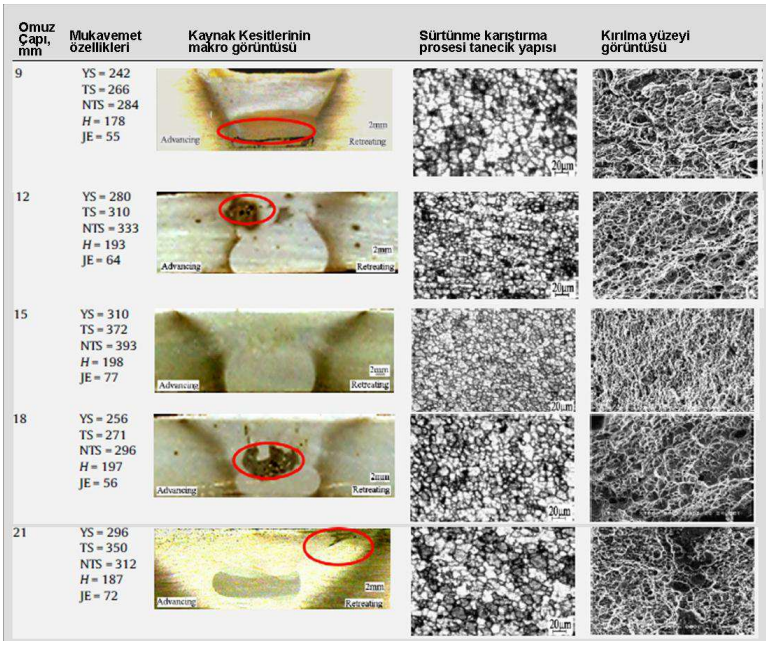
Şekil 4.21. Takım devir sayısının AA7075-T6 alüminyum alaşımın mukavemet değerlerine etkisi(kaynak hızı=60 mm/dak, eksenel kuvvet=8kN, Omuz çapı=15 mm pim çapı= 5 mm takım sertliği=45 HRc,)(YS=akma mukavemeti, TS=çekme mukavemeti, NTS=çentikli çekme değeri, H=sertlik, JE=kaynak verimliliği) (Rajakumar ve diğ., 2011)



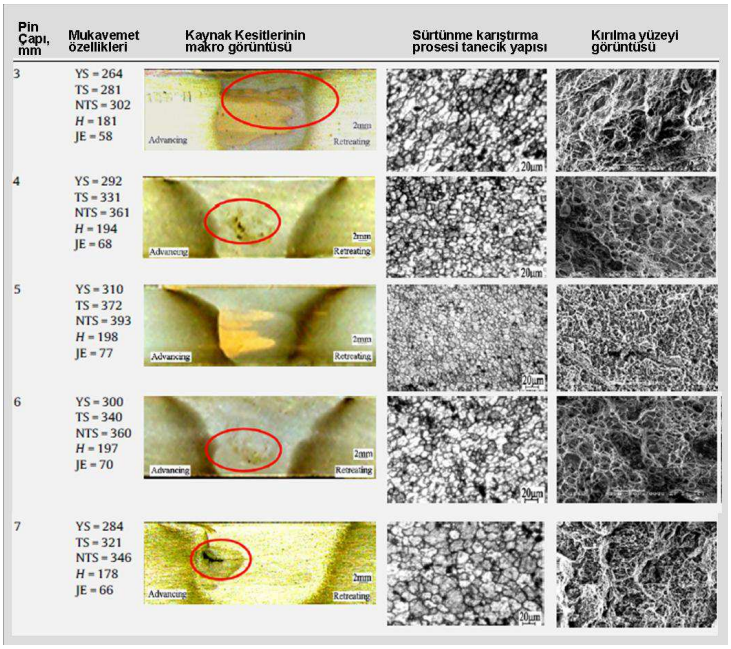
Şekil 4.22. Kaynak hızının AA7075-T6 alüminyum alaşımın mukavemet değerlerine etkisi(takım dönme hızı=1400 rpm, eksenel kuvvet=8kN, Omuz çapı=15 mm pim çapı= 5 mm takım sertliği=45 HRc,);(YS=akma mukavemeti, TS=çekme mukavemeti, NTS=çentikli çekme değeri, H=sertlik, JE=kaynak verimliliği) (Rajakumar ve diğ., 2011)



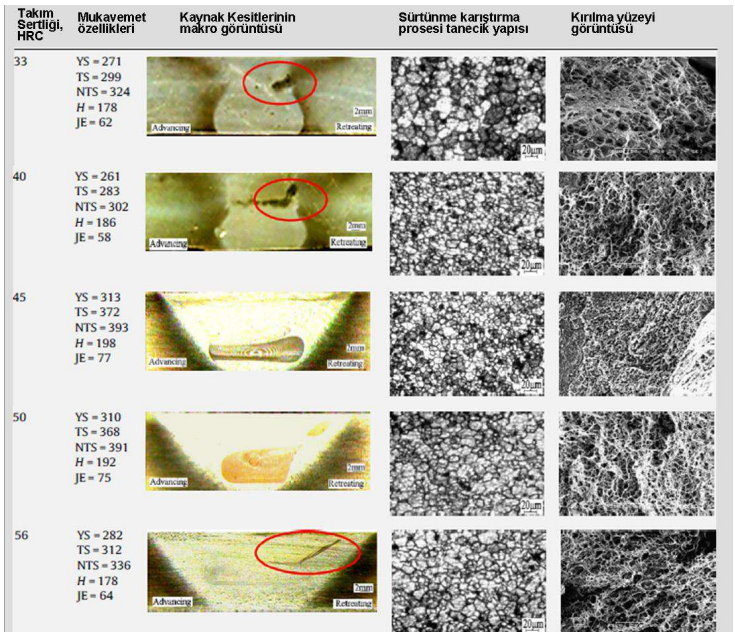
Şekil 4.23. Eksenel kuvvetin AA7075-T6 alüminyum alaşımın mukavemet değerlerine etkisi(takım dönme hızı=1400 rpm, kaynak hızı=60 mm/dak, Omuz çapı=15 mm pim çapı= 5 mm takım sertliği=45 HRc,);(YS=akma mukavemeti, TS=çekme mukavemeti, NTS=çentikli çekme değeri, H=sertlik, JE=kaynak verimliliği) (Rajakumar ve diğ., 2011)



Şekil 4.24. Takım omuz çapimın AA7075-T6 alüminyum alaşımın mukavemet değerlerine etkisi(takım dönme hızı=1400 rpm, kaynak hızı=60 mm/dak, eksenel kuvvet=8kN, pim çapı= 5 mm takım sertliği=45 HRc,);(YS=akma mukavemeti, TS=çekme mukavemeti, NTS=çentikli çekme değeri, H=sertlik, JE=kaynak verimliliği) (Rajakumar ve diğ., 2011)



Şekil 4.25. Takım pim çapının AA7075-T6 alüminyum alaşımın mukavemet değerlerine etkisi(takım dönme hızı=1400 rpm, kaynak hızı=60 mm/dak, eksenel kuvvet=8kN, omuz çapı= 15 mm takım sertliği=45 HRc,);(YS=akma mukavemeti, TS=çekme mukavemeti, NTS=çentikli çekme değeri, H=sertlik, JE=kaynak verimliliği) (Rajakumar ve diğ., 2011)



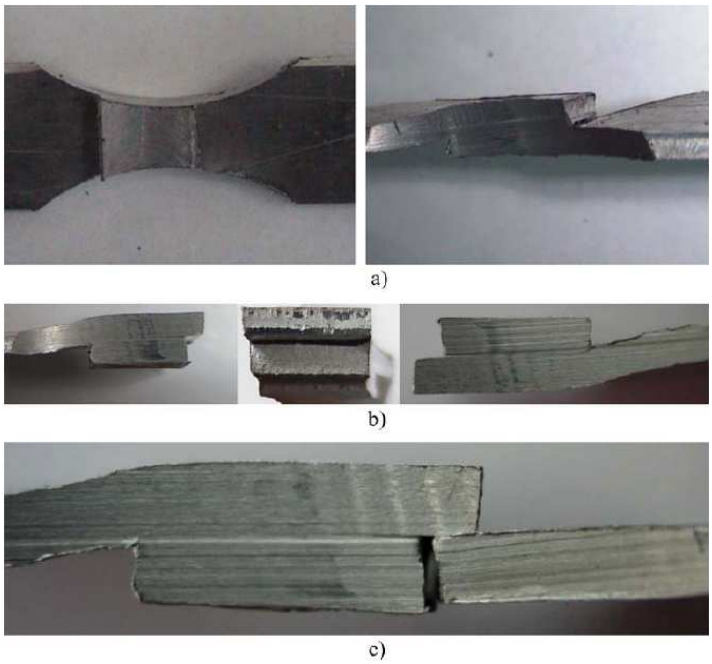
Şekil 4.26. Takım sertliğinin AA7075-T6 alüminyum alaşımın mukavemet değerlerine etkisi(takım dönme hızı=1400 rpm, kaynak hızı=60 mm/dak, eksenel kuvvet=8kN, omuz çapı= 15 mm takım sertliği=45 HRc,);(YS=akma mukavemeti, TS=çekme mukavemeti, NTS=çentikli çekme değeri, H=sertlik, JE=kaynak verimliliği) (Rajakumar ve diğ., 2011)

4.1.2. FSW Yönteminin alüminyum ve alaşımlarında yorulma özelliklerinin incelenmesi üzerine yapılan çalışmalar

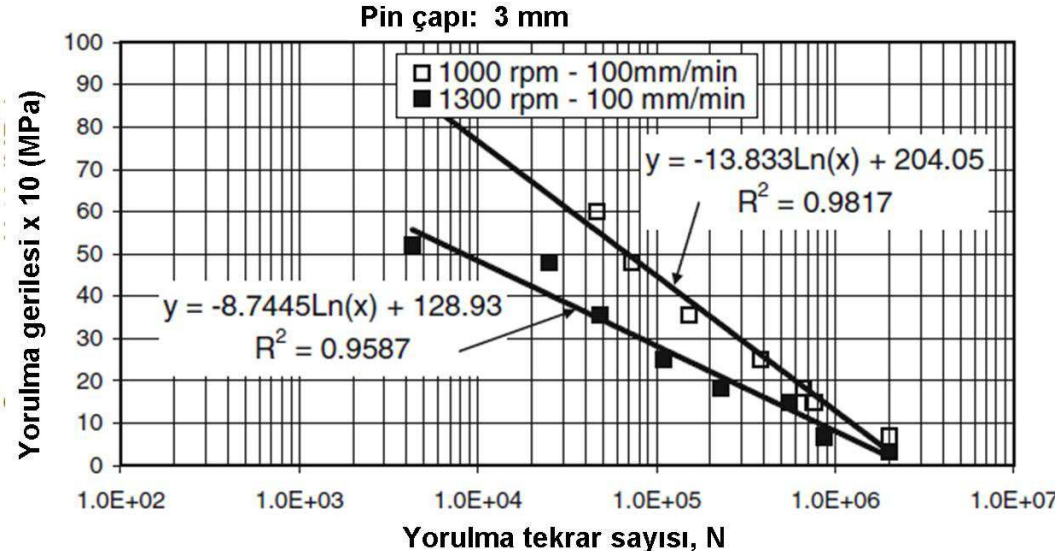
Külekçi ve diğ.(2006) takım dönüş hızı ve takım pim çapının, 3 mm kalınlığındaki AA5754 alüminyum alaşımının sürtünme karıştırma kaynağıyla bindirme kaynağı uygulamasında yorulma özellikleri etkisini incelemişlerdir. Bu amaçla Tablo 4.4'te verilen kaynak ve takım parametreleri kullanılarak FSW uygulanarak elde edilen kaynaklı bağlantıdan çıkarılan yorulma numunesi, yorulma sonucu oluşan kırılma bölgesi ve kırılma yeri görüntüsü Şekil 4.27'de, yorulma grafikleri Şekil 4.28, 4.29 ve 4.30'da görülmektedir.

Tablo 4.4. FSW bindirme kaynağında kullanılan kaynak parametreleri(Külekçi ve diğ., 2006)

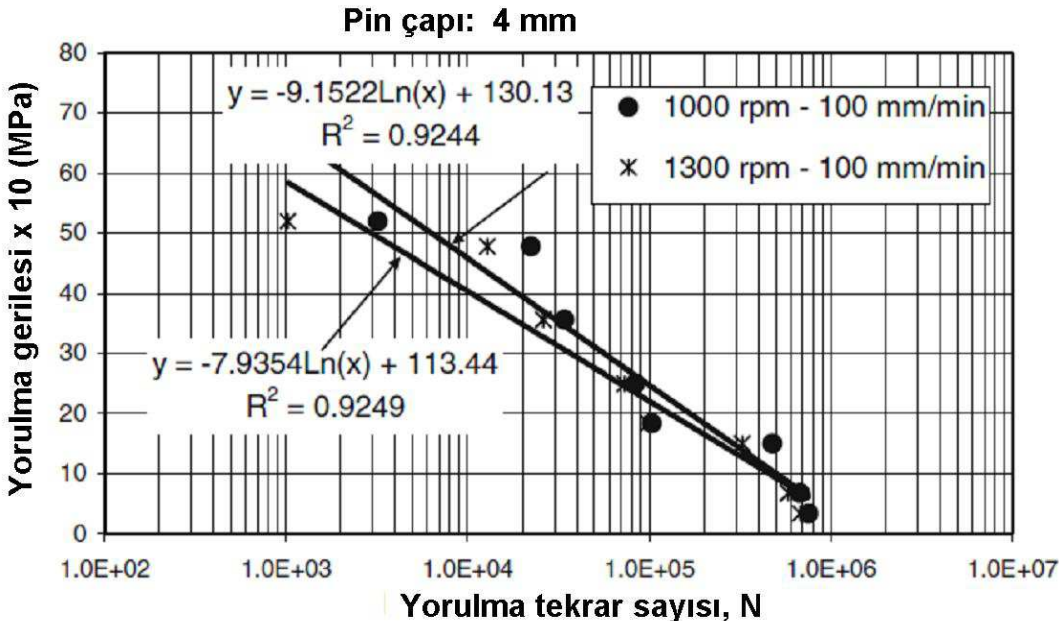
Pim Çapı (mm)	Pim boyu (mm)	Takım devri (rpm)	Kaynak hızı (mm/dak)
3	5	1000	100
3	5	1300	100
4	5	1000	100
4	5	1300	100
5	5	1000	100
5	5	1300	100



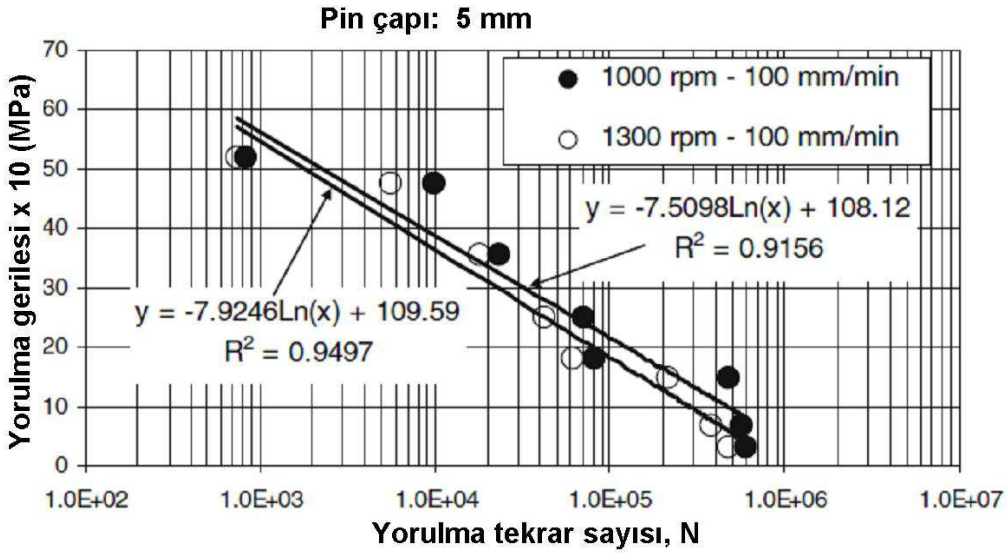
Şekil 4.27. a) Yorulma numunesi üstten ve yandan görünümü b)Kırılmış yorulma numunesi c) Yorulma numunesinde kırılmanın yeri(Külekçi ve diğ. 2006)



Şekil 4.28. 3 mm pim çapı ve farklı takım devirlerinin FSW bindirme kaynağında yorulma performansına etkisi (Külekçi ve diğ., 2006)



Şekil 4.29. 4 mm pim çapı ve farklı takım devirlerinin FSW bindirme kaynağında yorulma performansına etkisi (Külekçi ve diğ., 2006)



Şekil 4.30. 5 mm pim çapı ve farklı takım devirlerinin FSW bindirme kaynağında yorulma performansına etkisi (Külekçi ve diğ., 2006)

Külekçi ve diğ. (2008) takım dönüş hızı ve pim çapının AA5754 alüminyum alaşımlarında FSW'nin bindirme kaynağı uygulamasında yorulma özelliklerine etkisini inceledikleri bu çalışma ile;

- Pim çapı sabit tutularak takım devri arttırıldığında bağlantının yorulma mukavemetinin düştüğü,
- Takım devri sabit tutularak pim çapı arttırıldığında bağlantının yorulma mukavemetinin düştüğü,
- FSW bindirme kaynaklarında daha iyi yorulma değerleri için takım devri, takım geometrisi ve kaynak hızının optimizasyonun gerekli olduğu sonuçlarına ulaşmışlardır.

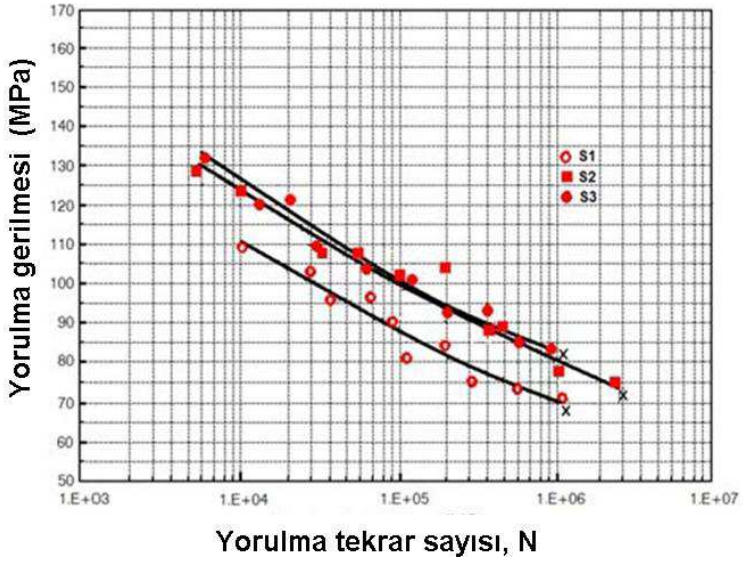
Sarsılmaz ve diğ. (2011) AA7075/AA6061 farklı alüminyum alaşımların sürtünme karıştırma kaynağı uygulamasında mikroyapı ve yorulma özelliklerini incelemişlerdir. Bu maksatla 8 mm kalınlığındaki levhalar, 20 mm omuz, 5 mm pim çapı ve 6 mm pim boyuna sahip takımla Tablo 4.5'teki parametreleri kullanılarak kaynak edilmiştir. Kaynaklı numunelere uygulanan çekme testi sonuçları Tablo 4.6'da, yorulma deneyine ait grafikler Şekil 4.31, 4.32, 4.33 ve 4.34'de görülmektedir.

Tablo 4.5. Numunelerin FSW deneylerinde uygulanan yöntem parametreleri (Sarsılmaz ve diğ., 2011)

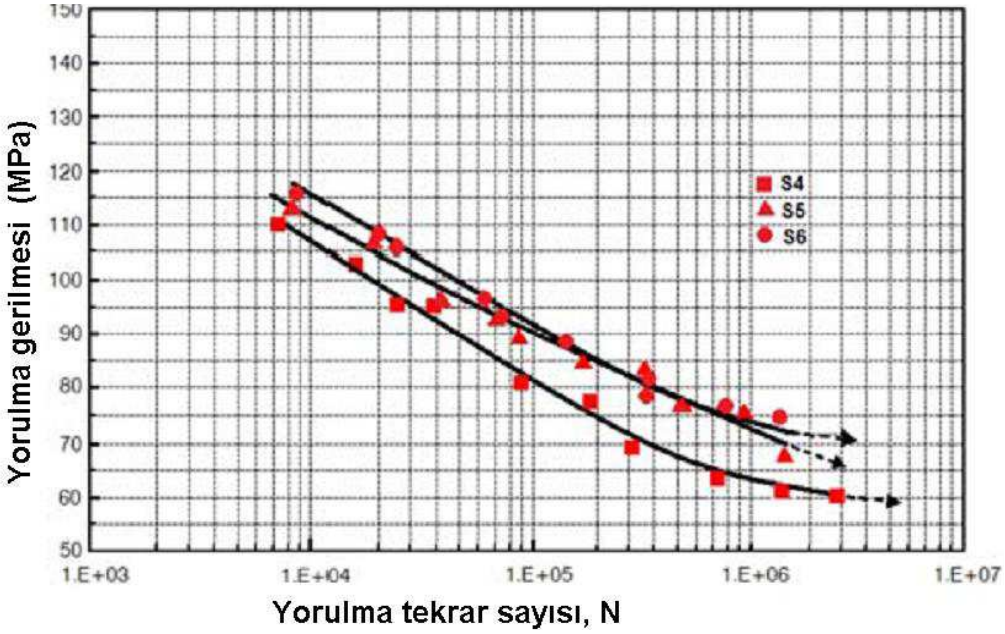
Numune kodu	Pim profili	Takım dönme hızı (rpm)	Kaynak hızı mm/dak
S1	Üçgen	1120	160
S2			200
S3			250
S4		1400	160
S5			200
S6			250
S7	Silindirik dişli	1120	160
S8			200
S9			250
S10		1400	160
S11			200
S12			250

Tablo 4.6. Numunelerin çekme deneyi sonucunda elde edilen mekanik özellikleri (Sarsılmaz ve diğ., 2011)

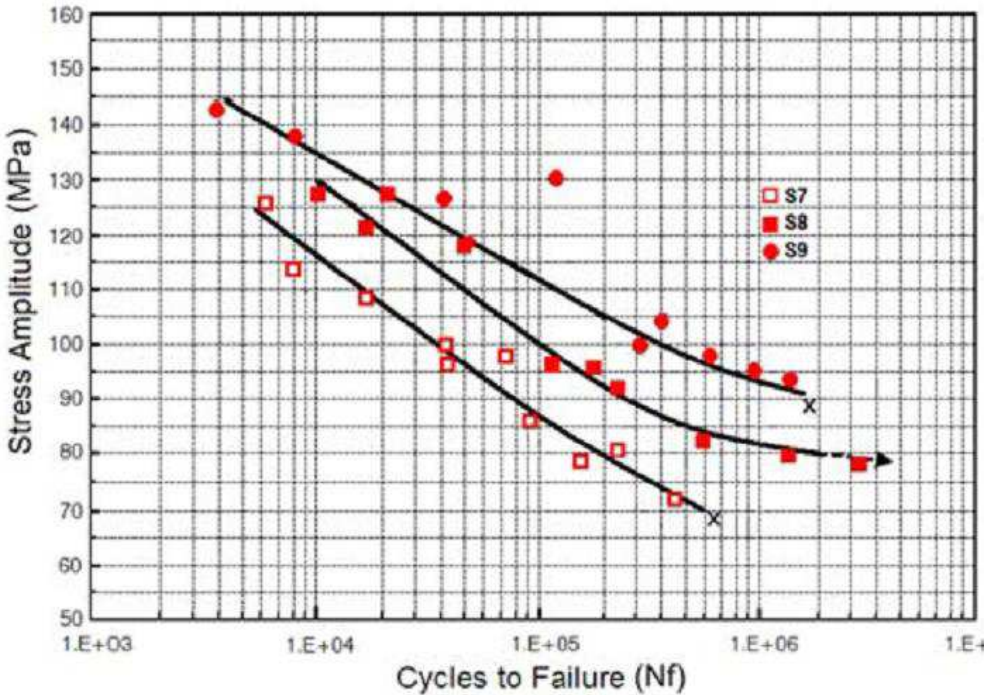
Numune kodu	Çekme Mukavemeti (N/mm²)	% Uzama
S1	137.3	9.48
S2	163.4	11.76
S3	196.2	12.79
S4	129.9	9.91
S5	144.6	8.41
S6	154.2	7.09
S7	159.8	12.40
S8	170.1	10.22
S9	204.2	14.92
S10	133.3	11.334
S11	149.5	9.81
S12	165.0	12.42



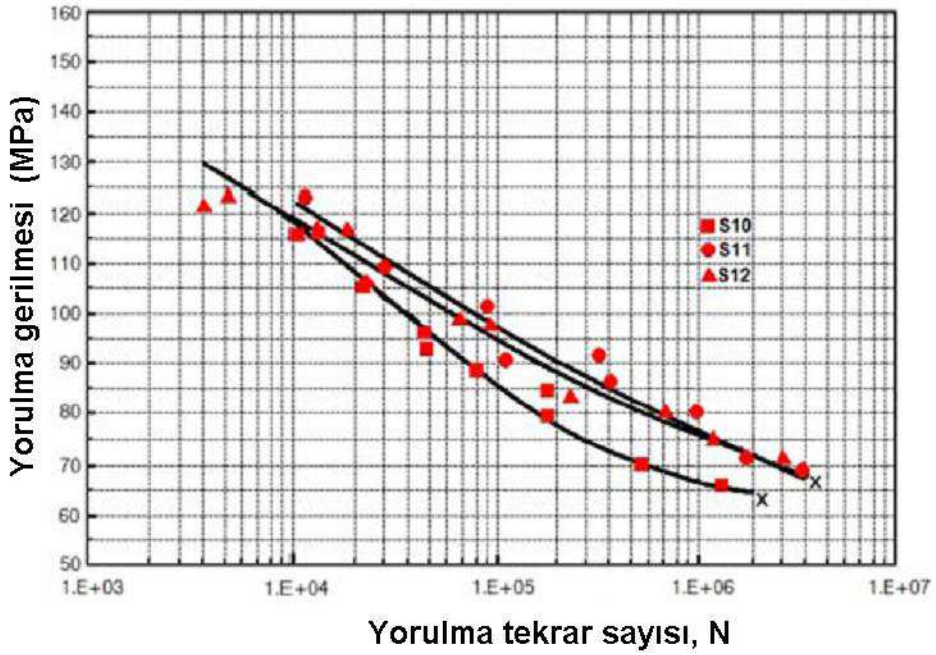
Şekil 4.31. S1,S2 ve S3 numuneleri için S/N diyagramları (Sarsılmaz ve diğ.,2011)



Şekil 4.32. S4,S5 ve S6 numuneleri için S/N diyagramları (Sarsılmaz ve diğ., 2011)



Şekil 4.33. S7,S8 ve S9 numuneleri için S/N diyagramları (Sarsılmaz ve diğ., 2011)



Şekil 4.34. S9,S10 ve S11 numuneleri için S/N diyagramları (Sarsılmaz ve diğ., 2011)

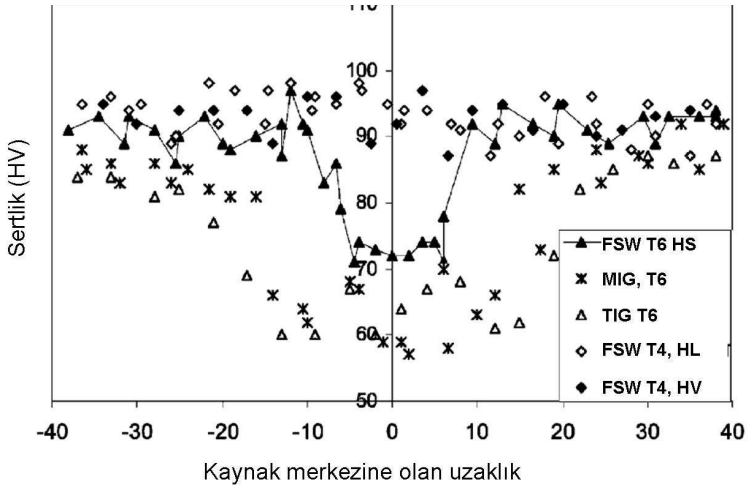
Sarsılmaz ve diğ. (2011) AA6061/AA7075 alüminyum alaşımların FSW kaynağında yorulma özelliklerini inceledikleri bu çalışma ile,

- Hem üçgen hem silindirik dişli profile sahip takım ile başarı ile FSW uygulanmış bağlantıların oluşturulduğu, kaynak görüntülerinin diğer kaynak yöntemlerine göre daha düzgün olduğu ve kaynaksız bölge oluşmadı,
- Mikroyapı ve çekme deneyi sonuçları incelendiğinde mikroyapı ve yorulma özelliğinin takım devri ve kaynak ilerleme hızından oldukça etkilendiği, optimize edilecek parametrelerle kaynak kalitesinin arttırılabileceği,
- En iyi yorulma dayanımının S9 numaralı numunede ve 91 MPa olarak ölçüldüğü, Silindirik dişli pimin yorulma özelliğinin üçgen profile göre daha iyi olduğu, takım devirleri göze alındığında 1120 rpm değerinin 1400 rpm değerine göre çok az daha iyi sonuçlar verdiği, ilerleme hızı arttıkça daha iyi sonuçlar elde edildiği, sonuçlarına ulaşmışlardır.

Ericsson ve Sandström (2002) AW6082 alüminyum alaşımının yorulma davranışın sürtünme karıştırma kaynağı (FSW) kaynak hızına bağlı davranışı ve bunun MIG ve TIG kaynak yöntemleriyle mukayesesini yapmışlardır. Deneylerde 4 mm kalınlığında AW6082 alüminyum alaşım levhalar kullanılmıştır.

FSW ile birleştirmede, 14 mm omuz ve 6 mm pim çapima sahip takım, 700 ve 1400 mm/dakika ilerleme hızları ve sırasıyla 2200 rpm ve 2500 rpm takım devirleri kullanılmıştır. TIG kaynağında 120-140 mm/dak, Darbeli MIG kaynağı uygulamasında 525 mm/dakika ilerleme hızı kullanılırken, her iki yöntemde de AlSi5 elektrod kullanılmış, Argon koruyucu gazı altında kaynak yapılmıştır. T4 ve T6 temperine sahip iki farklı AA6082 alaşımın kullanıldığı deneyde T4 temperine sahip levhalar kaynak sonrası ısıl işleme tabi tutularak T6 temper seviyesine yaklaştırılmıştır.

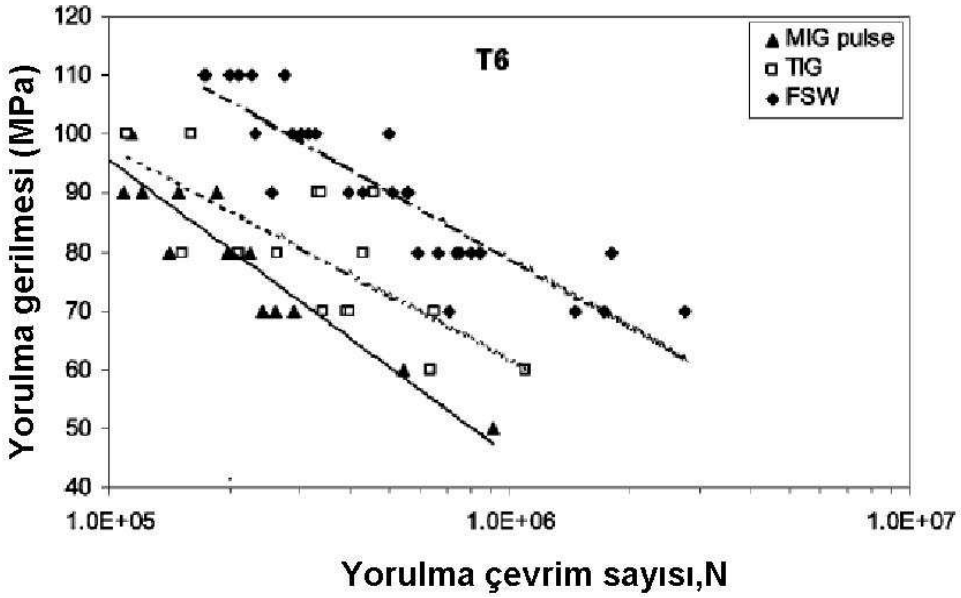
Kaynaklı numunelere yapılan deneyler sonucunda, elde edilen sertlik değerleri Şekil 4.35'de, çekme deneyi sonuçları Tablo 4.7'de, yorulma deneyi sonucu elde edilen S-N eğrileri Şekil 4.36, Şekil 4.37 ve Şekil 4.38'de görülmektedir.



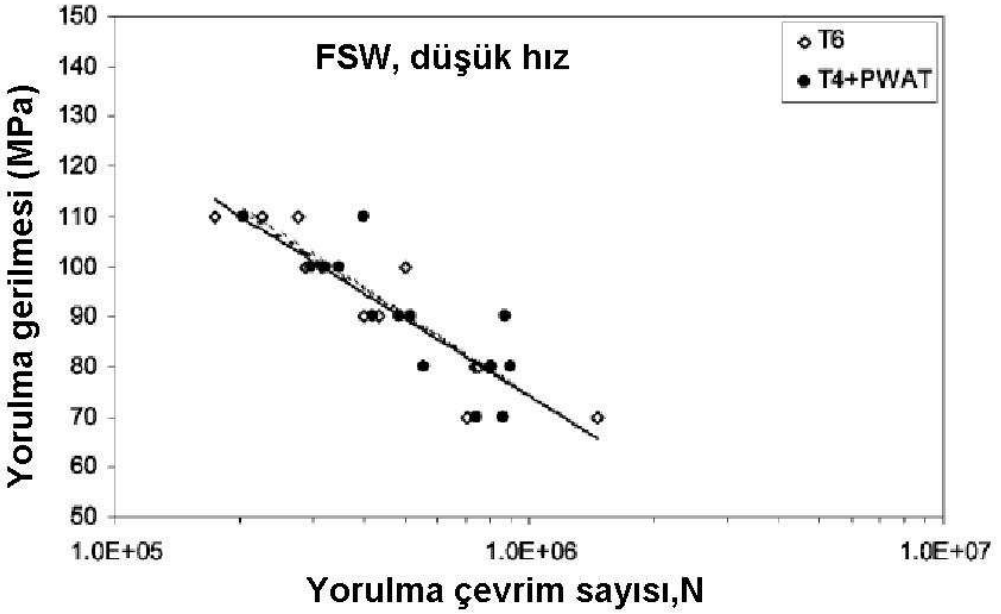
Şekil 4.35. AA6082 alaşımının MIG, TIG ve FSW kaynağına ait sertlik değerleri (HS: yüksek hızlı, HL: Isıl işlem uygulanmış, yüksek hızlı, HV: Isıl işlem uygulanmış, düşük hızlı) (Ericsson ve Sandström, 2002)

Tablo 4.7. MIG, TIG ve FSW uygulanmış AA6082 alaşımına ait çekme deneyi sonuçları (Ericsson ve Sandström, 2002)

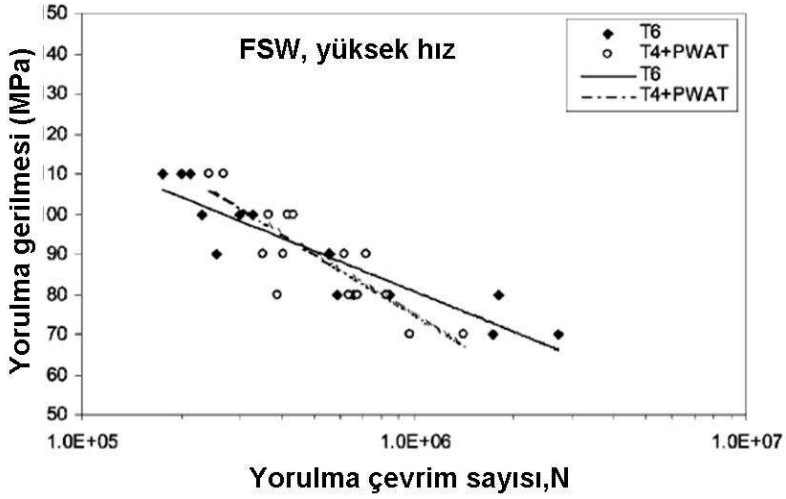
Materyal	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti(MPa)	% uzama
T6 Esas Metal	291	315	11.3
T4 Esas Metal	110	205	14
MIG Kaynaklı T6	147	221	5.2
TIG Kaynaklı T6	145	219	5.4
FSW T6, düşük hız	150	245	5.7
FSW T6, yüksek hız	150	245	5.1
FSW T4, düşük hız, Isıl işlem görmüş	285	310	3.6
FSW T4, yüksek hız, Isıl işlem görmüş	290	308	2.0



Şekil 4.36. AA6082-T6 alaşımının MIG, TIG ve FSW kaynağına yorulma deney sonuçları (Ericsson ve Sandström, 2002)



Şekil 4.37. AA6082-T6 alaşımının düşük hızda FSW kaynağında temper derecesinin yorulma üzerine etkisi(Ericsson ve Sandström, 2002)



Şekil 4.38. AA6082-T6 alaşımının yüksek hızda FSW kaynağında temper derecesinin yorulma üzerine etkisi(Ericsson ve Sandström, 2002)

Ericsson ve Sandström AA6082 alüminyum alaşımının FSW kaynak hızının yorulma özelliklerini, darbeli MIG ve TIG kaynağı ile kıyaslayarak incelediği bu çalışma ile,

- Yorulma özellikleri, iyiden kötüye doğru FSW, TIG ve MIG olarak sıralandığı, TIG kaynağının daha iyi özellik göstermesinin nedeninin daha dar kaynak geometrisinden kaynaklandığı,
- FSW'de yorulma ve mekanik özelliklerin kaynak hızından nispeten bağımsız olduğu hatta düşük hızların daha iyi özellikler gösterdiği,
- Kaynak uygulanmış numunelerden, T6 temperi beklenmedik bir şekilde statik olarak daha kuvvetli olan ısıl işlem uygulanmış T4 temperine eşit yorulma özellikleri gösterdiği, bu durumun T6 temperinin yüksek süneklik özelliği dolayısıyla gerilim yığılmalarını azaltırken ve kırılma başlangıcının IEB'de olmasını sağlarken, T4 temperli numunelerde kaynak metalinde olduğu, sonuçlarına ulaşmışlardır.

Lombard ve diğ. (2007) 5083-H321 alüminyum alaşımının yorulma ömrünün arttırılması ve kaynak hatalarının azaltılmasına yönelik olarak FSW yönteminin parametrelerinin optimizasyonuna yönelik araştırmalar yapmışlardır. Kaynak işlemin de takım olarak 25 mm omuz, 10 mm pim çapı ve 5.7 mm pim boyun sahip dişli bir pim ve takım eğimi olarak 2.5° kullanılmıştır. FSW yöntem parametreleri Tablo 4.8'de, FSW deney sonucu uygulanan çekme testi sonucu Tablo 4.9'da görülmektedir.

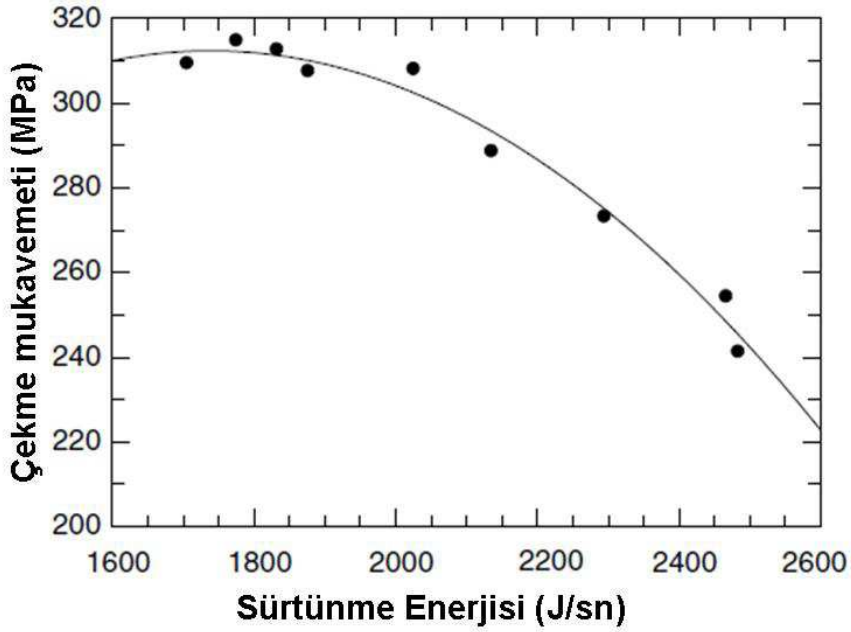
Tablo 4.8. 5083-H321 Alüminyum alaşımın FSW yönteminde uygulanan parametreler(Lombard ve diğ., 2007)

Kaynak Kodu	Kaynak İlerleme hızı(mm/dak)	Takım devri, (rpm)
1	185	436
2	135	423
3	70	201
4	185	870
5	135	254
6	70	266
7	185	348
8	70	400
9	135	318
10	185	617
11	135	635

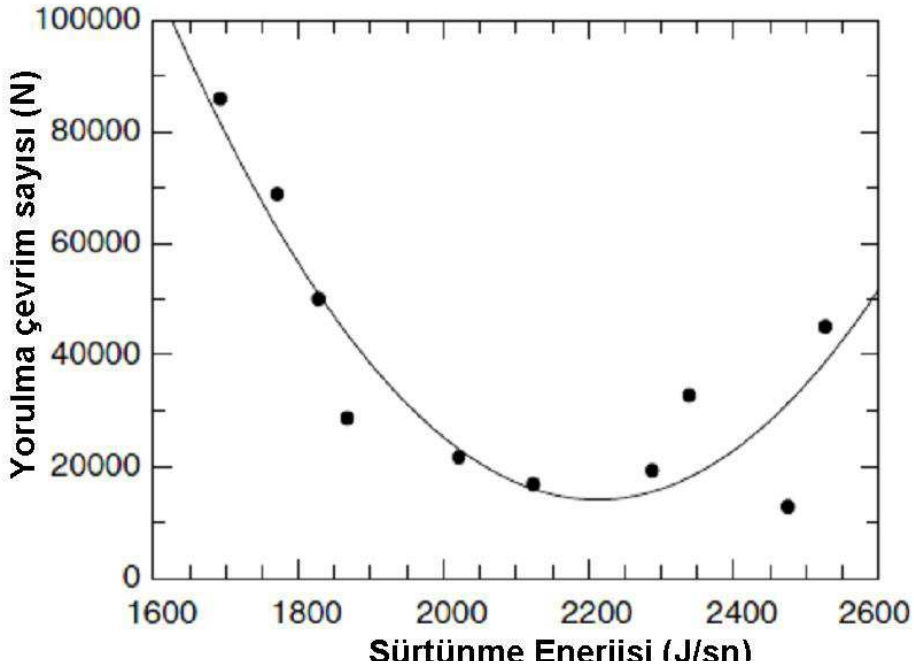
Tablo 4.9**.** 5083-H321 Alüminyum alaşımın kaynaklı numunelerinin çekme deneyi sonuçları (Lombard ve diğ., 2007)

Kaynak	Çekme Mukavemeti (MPa)	Akma Mukavemeti (MPa)
1	289	171
2	241	153
3	313	161
4	254	144
5	308	165
6	315	164
7	294	150
8	308	165
9	273	145
10	310	148
11	306	141
Esas Metal	371	254

Yöntem sırasında pim sıcaklığı, eksenel kuvvet, takımdaki tork değişimi izlenmiş ve hesaplanan enerjinin mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Enerji-çekme mukavemeti grafiği Şekil 4.39'da, enerji yorulma diyagramı Şekil 4.40'da görülmektedir.



Şekil 4.39. 5083-H321 Alüminyum alaşımının FSW uygulamasında sürtünme enerjisinin çekme mukavemetine etkisi (Lombard ve diğ., 2007)

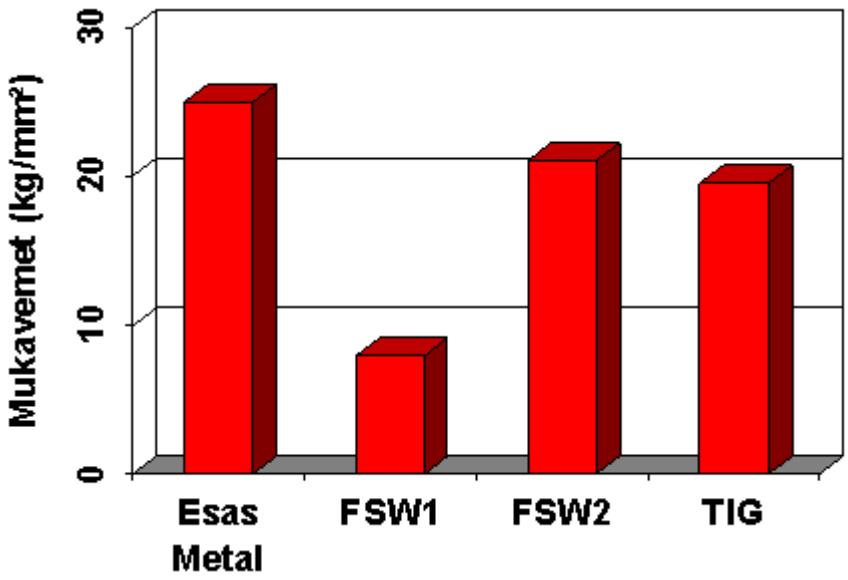


Şekil 4.40. 5083-H321 Alüminyum alaşımının FSW uygulamasında sürtünme enerjisinin yorulma dayanımına etkisi (Lombard ve diğ., 2007)

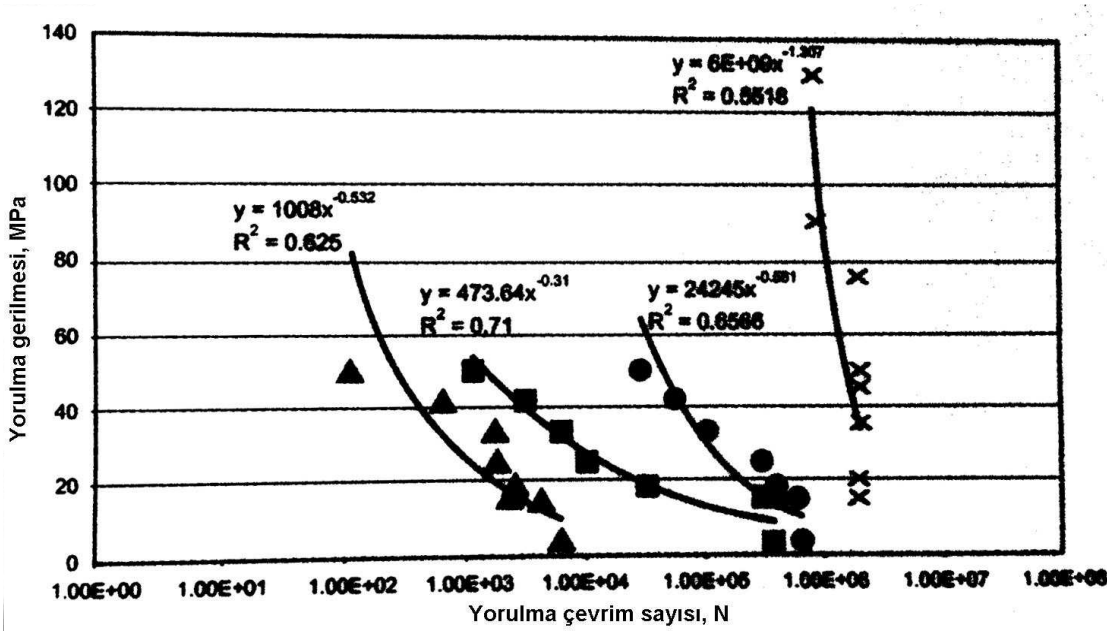
Lombard ve diğ. (2007) yaptıkları bu çalışma ile FSW esnasındaki ısı ve enerji girdisinin iyi anlaşılması sayesinde takım devri ve kaynak hızı değerlendirilerek çekme ve yorulma performansının tahmin edilebileceği, takım dönme hızının 5083-

H321 alaşımında kaynak hatalarının oluşumuna sebep olduğu ve bunun düşük çevrimli yorulma ömrüne etki ettiği, ve gelecekte FSW takımlarının iyi donatılması ile daha iyi ampirik yaklaşımlar elde edilip yöntem parametrelerinin daha iyi optimize edilebileceği sonuçlarına ulaşmışlardır.

Şık ve Önder (2011) AA2024-O alaşımının FSW ve TIG kaynak uygulamalarıyla birleştirilmesinde mekanik özellikler ve bağlantı performanslarını kıyaslamışlardır. FSW yönteminde, 2344 sıcak iş takım çeliğinden, 20 mm omuz çapimda ve 3.8 mm pim boyunda M4 diş açılarak üretilmiş takım, 1500 rpm takım devirde 120 mm/dak ve 200 mm/dak ilerleme hızlarında, 2° takım eğim açısı verilerek kullanılmıştır. TIG kaynağında 1.2 mm çapında ER4043 (SG-AlSi5) dolgu metali kullanılmıştır. 4 mm kalınlığındaki AA2024-O alüminyum alaşım levhalardan iki ayrı parametrede FSW ve TIG kaynağı uygulanmış kaynaklı levhalara çekme ve yorulma deneyleri uygulanmıştır. Çekme deneyi sonuçları Şekil 4.41'de, yorulma deneyi sonuçları Şekil 4.42'de verilmiştir.



Şekil 4.41. AA2024-O alüminyum alaşıma ait çekme deneyi sonuçları (FSW1:1500 rpm, 120 mm/dak, FSW2: 1500 rpm, 200mm/dak) (Şık ve Önder, 2011)



Şekil 4.42. AA2024-O alüminyum alaşıma ait yorulma deneyi sonuçları (● 1500 rpm, 200 mm/dak, ■ 1500 rpm, 120 mm/dak▲ TIG kaynağı x Esas metal) (Şık ve Önder 2011)

Şık ve Önder (2011) AA2024-O alaşımını FSW ve TIG kaynağı kullanarak başarı ile birleştirdiği bu çalışma ile;

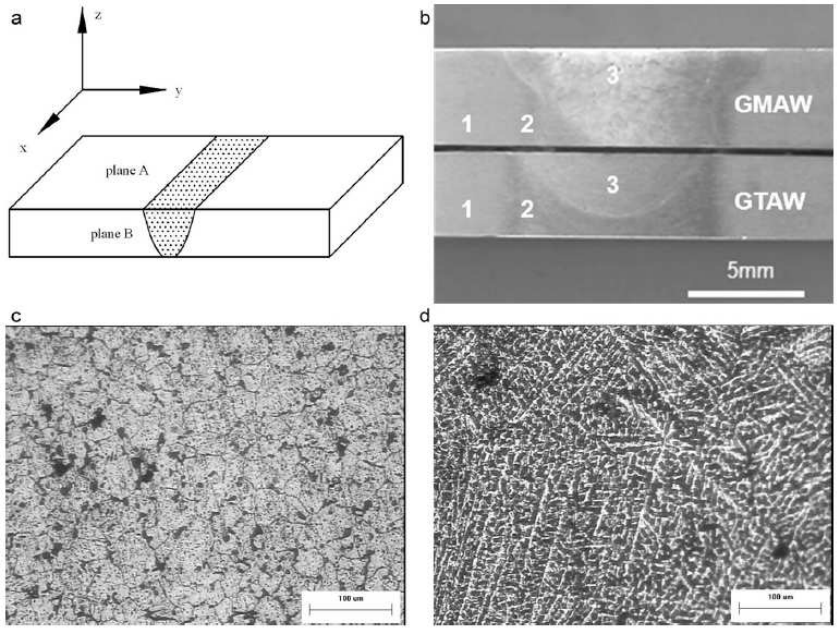
- Kaynak bölgesi incelendiğinde FSW ile birleştirmede TIG kaynağına göre daha pürüzsüz olduğu ve düşük ısı girdisi nedeniyle FSW'de çarpılma olmadığı,
- Kırılmaların IEB'den başladığı ve kaynak metaline yakın taraftan gerçekleştirdiği,
- Esas metal yorulma değerleri kaynaklı numunelere göre daha iyi sonuçlar verdiği,
- Sabit takım devrinde (1500 rpm), artan kaynak hızıyla sertliğin, çekme mukavemetinin ve yorulma değerinin arttığı, bunun da düşük ısı girdisi ve dar IEB'den kaynaklandığı,
- Sabit ilerleme hızında artan takım devriyle yorulma özelliğinin azaldığı sonuçlarına ulaşmışlardır.

4.1.3. MIG Kaynağının yöntem parametreleri, mikroyapı, mekanik özellikler açısından yapılan çalışmalar

Liu ve diğ. (2012) yüksek hızlı trenlerde çeliğin yerine tercih edilmeye başlayan Al5083 alüminyum alaşımının GTAW ve GMAW uygulamalarının mekanik ve mikroyapı özelliklerini incelemişlerdir. 5 mm kalınlığındaki levhaların kullanıldığı deneylerdeki kaynak parametreleri Tablo 4.10'da görülmektedir.

Tablo 4.10. GMAW ve GTAW kaynak parametreleri (Liu ve diğ., 2012)

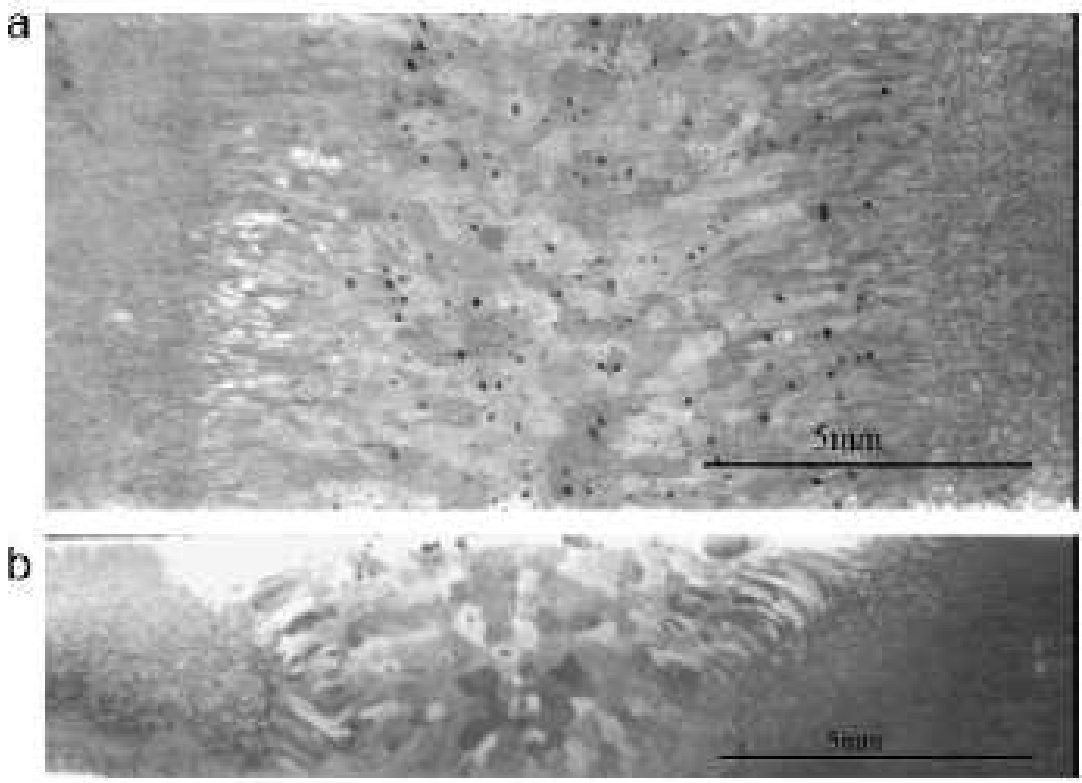
Özellik	GMAW	GTAW
Ön ısıtma	Yok	Yok
Kaynak akımı	DC ters kutuplama	AC
Kaynak voltajı	20-23	
Koruyucu gaz	% 70 Ar+ % 30 He	% 100 Ar
Kaynak hızı	8-6-9 mm/sn	1.5-1.8 mm/sn
Ark sıcaklığı	5000 K	6000 K
Soğuma hızı	200 K/sn	300 K/sn
Gerilme giderme tavlaması	Yok/573 K	Yok



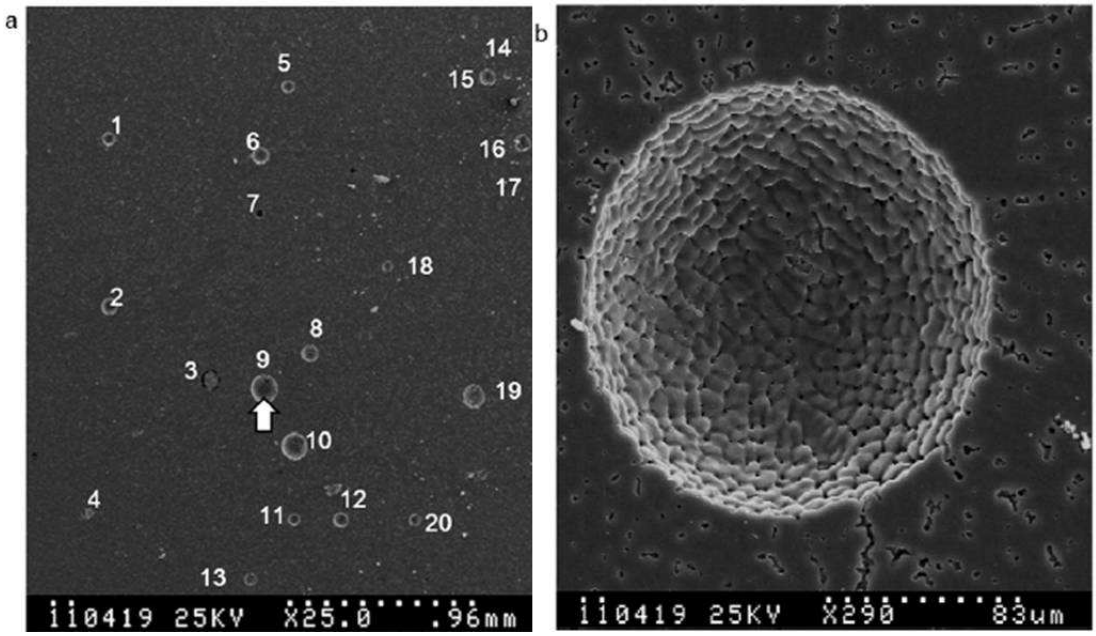
Şekil 4.43. Kaynaklı yapıların makroskobik ve mikroskobik görüntüleri (a) Lokal koordinatlar (b) GMAW ve GTAW kaynak bölgelerinin x-ekseninden kaynak kesitleri, (1 esas metale, 2 IEB, 3 nüfuziyet bölgesini ifade etmektedir.) (c) GTAW kaynak bölgesi (d) GMAW kaynak bölgesi (Liu ve diğ., 2012)

Her iki kaynak yöntemiyle elde edilen mikro yapılar Şekil 4.43'de görülmektedir. GTAW kaynak bölgesindeki(esas metal, IEB ve nüfuziyet bölgesi) düzgün tanecik yapısı Şekil 4.43 (b) ve (c)'de örülmektedir. Ortalama tanecik boyutu 38μm olarak ölçülmüştür. Şekil 4.43 (d)'de GMAW kaynağının tipik bir yönlü katılaşma örneği görülmektedir. GMAW ve GTAW kaynak bölgelerinde görülen katılaşmış tanecik yapı farklılıklarının katılaşma hızındaki farklılık olduğu değerlendirilmiştir. GTAW'daki düzgün tanecik yapısının daha yavaş soğumadan, GMAW'daki dentritik yapınınsa hızlı soğumadan kaynaklandığı değerlendirilmiştir.

Şekil 4.44’de GMAW kaynak bölgesinin üstten ve kesitten görüntüsü, Şekil 4.40’da taramalı elektron mikroskop görüntüsü verilmiştir. GMAW kaynak bölgesinde tanecik boyutları 11 μm olduğu gözeneklerin boyutlarının 28.8 -148.8 μm arasında değiştiği ve ortalama çaplarının 77.3 μm olduğu ölçülmüştür.



Şekil 4.44. GMAW kaynak bölgesindeki tane yapısının sütundan (esas metale yakın kısım) denge haline ulaşması(ortada) ve kaynak bölgesindeki gözenekler (siyah noktalar) (a) z-ekseninden mikro yapı görüntüsü (b) x-ekseninden mikroyapı görüntüsü (Liu ve diğ., 2012)

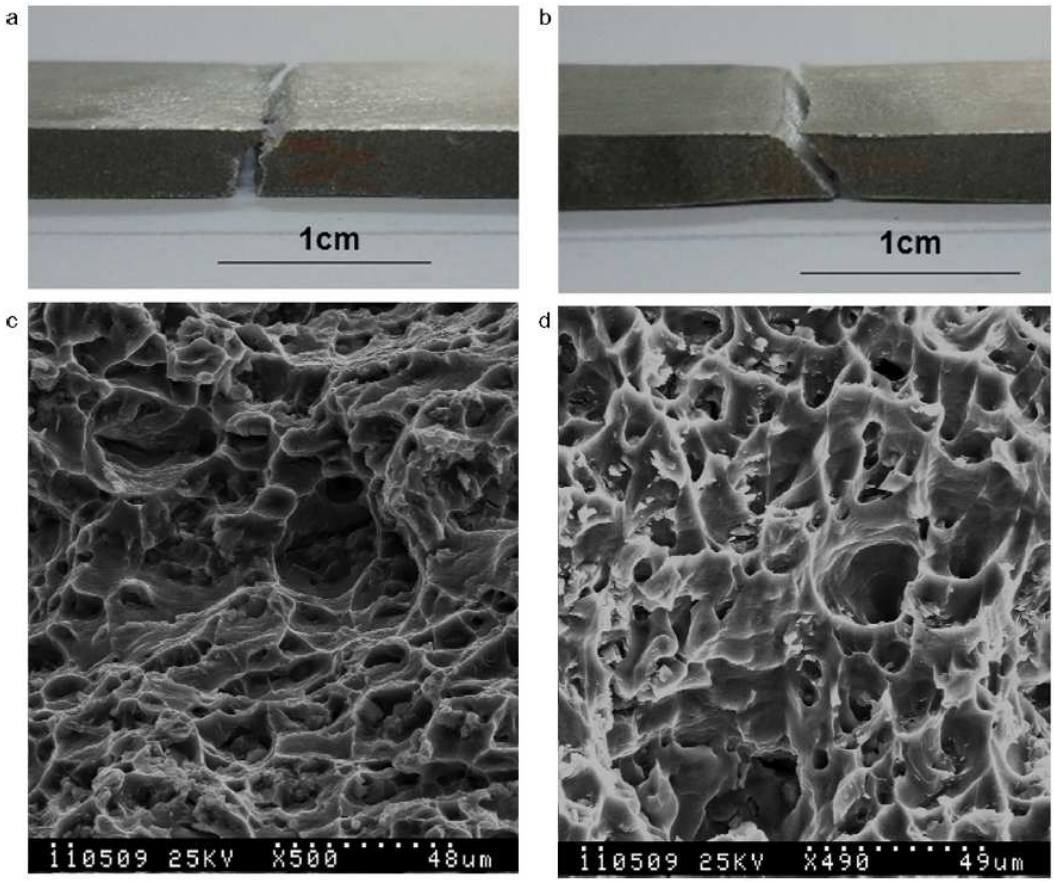


Şekil 4.45. Taramalı elektron mikroskobundan (a) GMAW kaynak bölgesi (b) Ok ile gösterilen noktadaki gözeneğin yakından görünüşü (Liu ve diğ.2012)

Kaynaklı metallerin çekme testi ve sertlik test sonuçları Tablo 4.11'de görülmektedir. Çekme testi sonucu kırılma yerleri ve kırılma yerlerinin taramalı elektron mikroskobuyla görünümü Şekil 5.46'da görülmektedir.

Tablo 4.11. Kaynaklı numunelerin çekme sertlik testleri (Liu ve diğ., 2012)

Özellik	GMAW	GTAW
Young Modülü (GPa)	51.84	77.85
Akma Mukavemeti(MPa)	132	133
Çekme mukavemeti(MPa)	269	196
Sertlik (HV1)	72.15±5.18	79.38±1.89



Şekil 4.46. Kaynaklı numunelerin kırılma bölgelerinin makroskobik ve mikroskobik görüntüsü. (a) "I" tipi kırıma örneği gösteren GMAW numunesi (b) makaslama kırılma örneği gösteren GTAW (c) GMAW Kırılma yüzeyi TEM görüntüsü (d) GTAW kırılma yüzeyi TEM görüntüsü (Liu ve diğ., 2012)

Liu ve diğ. (2012) alüminyum ve alaşımlarında geniş kullanım alanı bulan bu iki yöntemi araştırdıkları bu çalışma da;

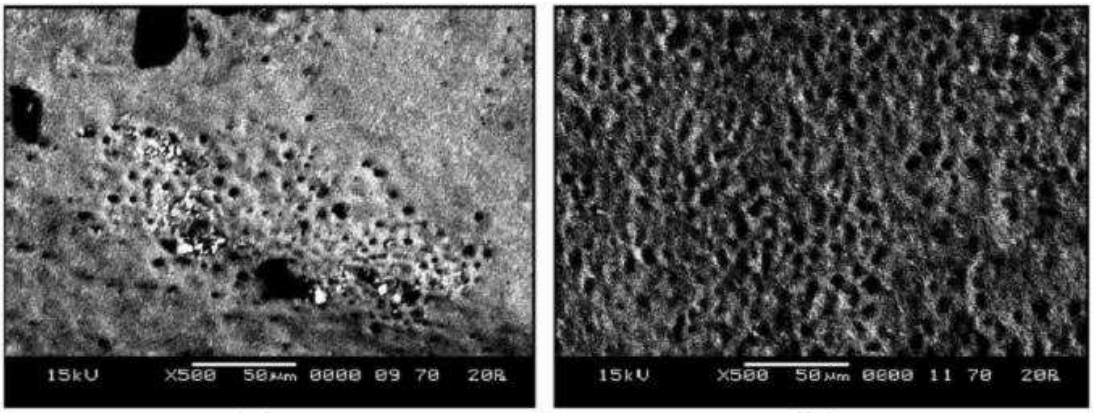
- Her iki yöntemin Al5083 alüminyum alaşımı için farklı mekanik özellikleri sergilediğini ve GTAW uygulamasının mukavemet, süneklik, mikroyapı açısından üstün özelliklerinin yanında GMAW uygulamasında mekanik özellikleri bozan yoğun gözenek oluşumuna rastlandığı,
- GMAW uygulamasında karşılaşılan gözenek sorununun AL5083 mekanik özelliklerini bozan en önemli neden olduğu, dolayısıyla bu yöntem kullanılırken azami dikkat edilmesi gerektiği,
- Yüksek hızlı tren uygulamalarında GTAW uygulamasının tercih edilmesinde fayda olduğu sonuçlarına ulaşmışlardır.

Ahmad ve Bakar (2011), AA 6061 alüminyum alaşımının GMAW soğuk metal transferi (Cold Metal Transfer- CMT) metoduyla kaynağı sonrası kaynak sonrası ısıl işlem uygulanmasının, mikro yapı ve mekanik özellikler üzerine etkisini incelemişlerdir. Deney için 10 mm kalınlığındaki 6061 alüminyum alaşımı levhalara V-kaynak ağzı açılmış ve 1.2 mm çapimda ER4043 elektrod kullanılmıştır. Kaynak akımını 210 A, voltajı 24 V, kaynak hızı 3.6 mm/sn olarak uygulamışlardır.

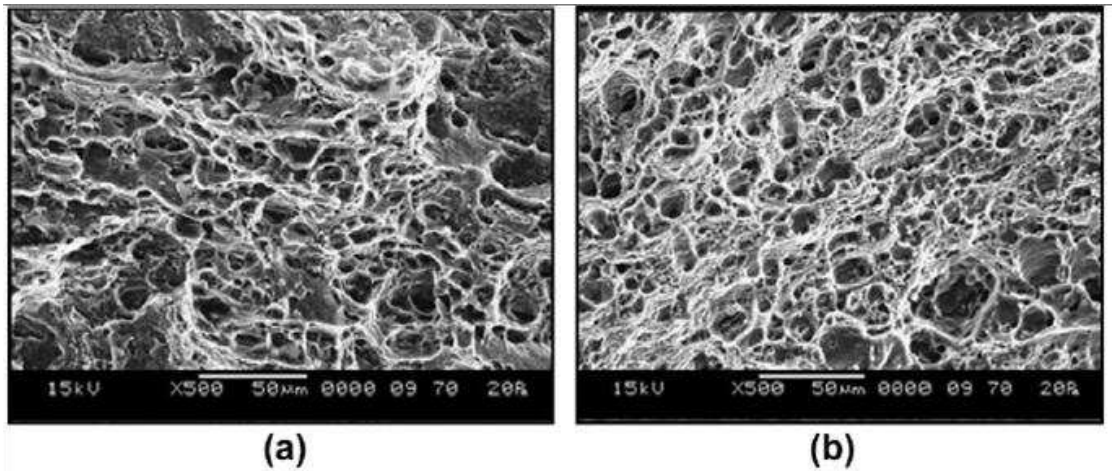
Kaynak sonrası ısıl işlem uygulanan ve uygulanmayan parçalar olmak üzere çekme ve sertlik deneyleri uygulanmıştır(Tablo 4.12). Kırılma yüzeylerinin incelenmesi maksadıyla yüz, orta ve kök noktalarından taramalı elektron mikroskobu görüntüleri alınmıştır (Şekil 4.47, 4.48, 4.49).

Tablo 4.12. Kaynaklı numunelerin sertlik ve mukavemet değerleri (Ahmad ve Bakar, 2011)

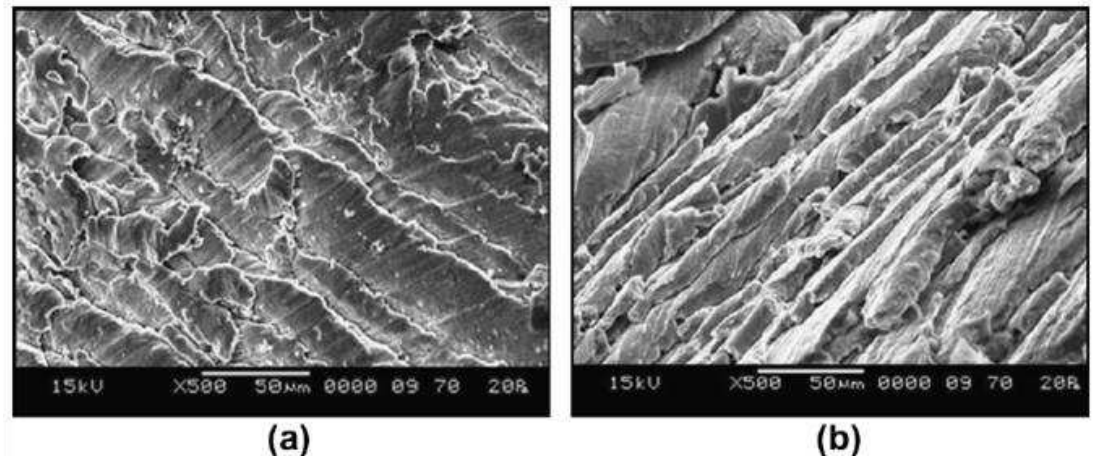
	HV(yüz)	HV(orta)	HV(kök)	HV (Ortalama)	Çekme Mukavemeti (MPa)	% uzama
Isıl işlem uygulamadan	67.2	62.3	76.9	68.8	53.314	6.69
Isıl işlem uygulanarak	87.5	87.5	84.2	86.41	55.326	8.13



Şekil 4.47. Kaynaklı numunelerin yüzeyinin TEM görüntüsü (a) ısıl işlem uygulanmadan (b) Isıl işlem sonrası (Ahmad ve Bakar 2011)



Şekil 4.48. Kaynaklı numunelerin orta hattında TEM görüntüsü (a) ısıl işlem uygulanmadan (b) Isıl işlem sonrası (Ahmad ve Bakar 2011)



Şekil 4.49. Kaynaklı numunelerin köklerinin TEM görüntüsü (a) ısıl işlem uygulanmadan (b) Isıl işlem sonrası (Ahmad ve Bakar, 2011)

Ahmad ve Bakar (2011) bu çalışma neticesinde;

- Kaynak sonrası ısıl işlemin, CMT uygulanmış AA6061 alüminyum alaşımının sertlik, uzama ve çekme mukavemet değerlerini geliştirdiğini,
- Mekanik özelliklerdeki bu gelişmenin ısıl işlem sayesinde oluşan düzenli dağılmış yaşlandırma etkisinden ve CMT yönteminin düşük ısı girdisinden kaynaklandığı,
- TEM görüntüsünden de anlaşıldığı üzere, daha düşük tanecik çapı ve tanecikler arası mesafe ve nispeten daha küçük gözeneklerden kaynaklandığını,
- Kaynaklı metalin ısıl işleme tabi tutulması sonucunda, defromasyon ve uzamanın olduğu kaynak bölgesinin en zayıf bölgesi olan IEB'nin özelliklerini geliştirildiği sonuçlarına ulaşmışlardır.

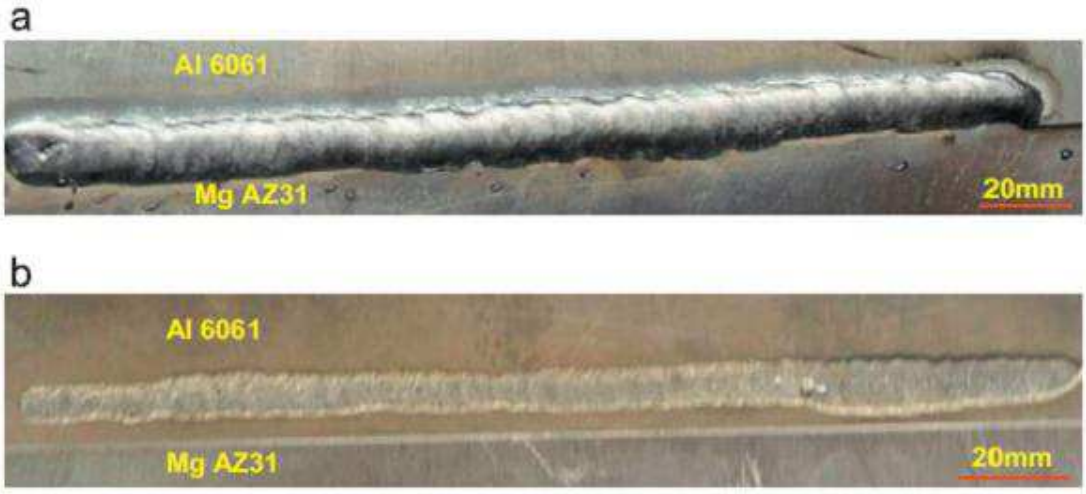
Cao ve diğ. (2012) mukavemet ağırlık oranları nedeniyle otomotiv sektöründe yoğun olarak kullanılan AZ31B magnezyum alaşımı ile A6061-T6 alüminyum alaşımının

CMT kaynak yöntemiyle kaynak uygulaması yapmışlardır. 1 mm kalınlığındaki levhalar, 1.6 mm çapındaki Al 4047 elektrod, % 100 Argon koruyucu gazı altında Tablo 4.13'deki kaynak parametreleri kullanılarak birleştirilmiştir.

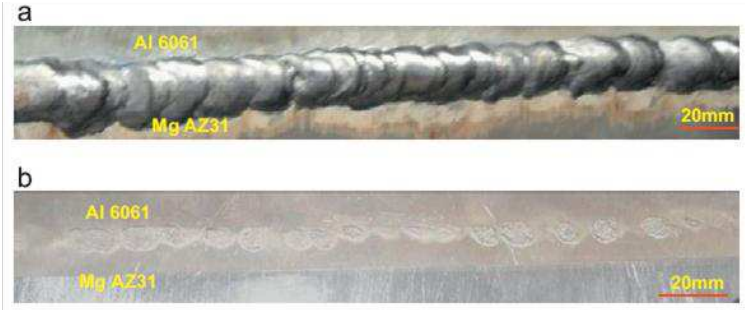
Tablo 4.13. CMT uygulaması kaynak parametreleri (Cao ve diğ., 2012)

Numune numarası	Voltaj (V)	Kaynak Hızı (mm/s)	Tel besleme hızı(m/dak)
1	10	8.8	3.0
2	10	7.4	2.8
4	10	6.1	2.5
5	10	6.1	2.2
6	10	5.0	2.0
7	10	5.0	1.9
9	10	5.0	1.8

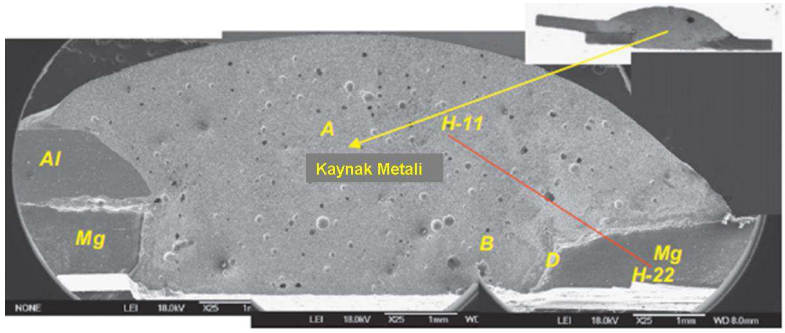
Kaynak sonrası kaynaklı yapının genel görünümü Şekil 4.50 ve Şekil 4.51'de, kaynak kesiti görüntüsü Şekil 4.52'de, Şekil 4.52'de belirtilen noktaların mikroyapısı Şekil 4.53'te, kaynak kesitinde metalik bileşimleri gösteren kesit görüntüsü Şekil 4.54'te, Şekil 4.54'teki bölgelerin mikroyapı görüntüsü Şekil 4.55'te görülmektedir.



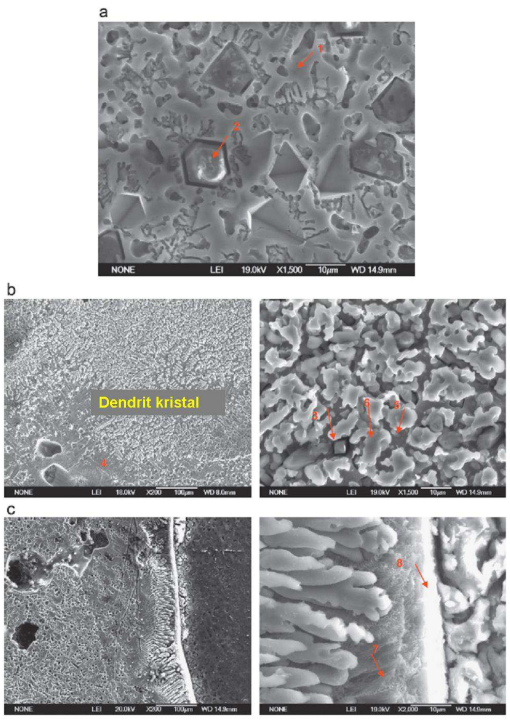
Şekil 4.50 #1 numaralı numunenin (a) üstten görünümü (b) alttan görünümü (Cao ve diğ., 2012)



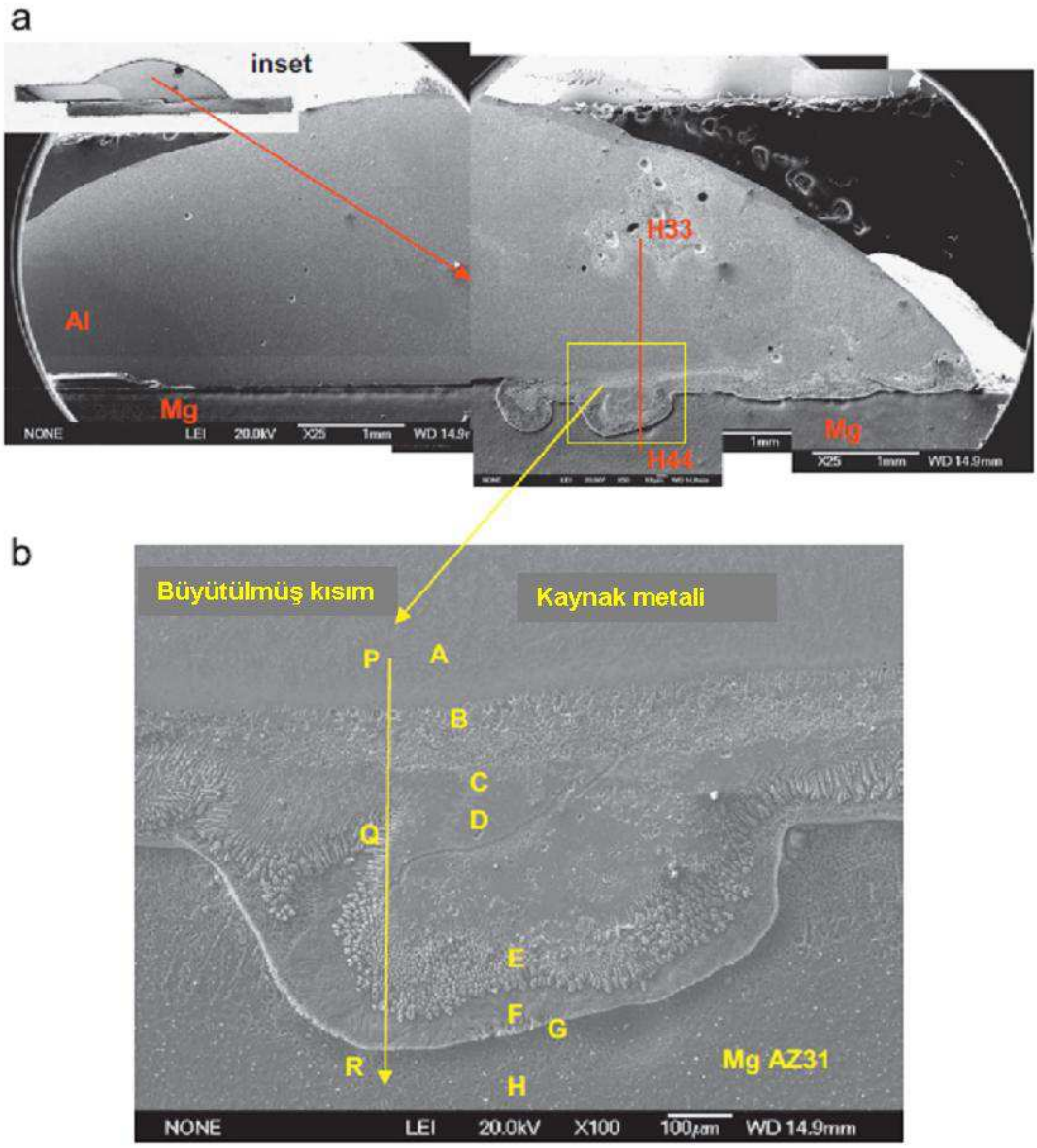
Şekil 4.51. #9 numaralı numunenin (a) üstten görünümü (b) alttan görünümü (Cao ve diğ., 2012)



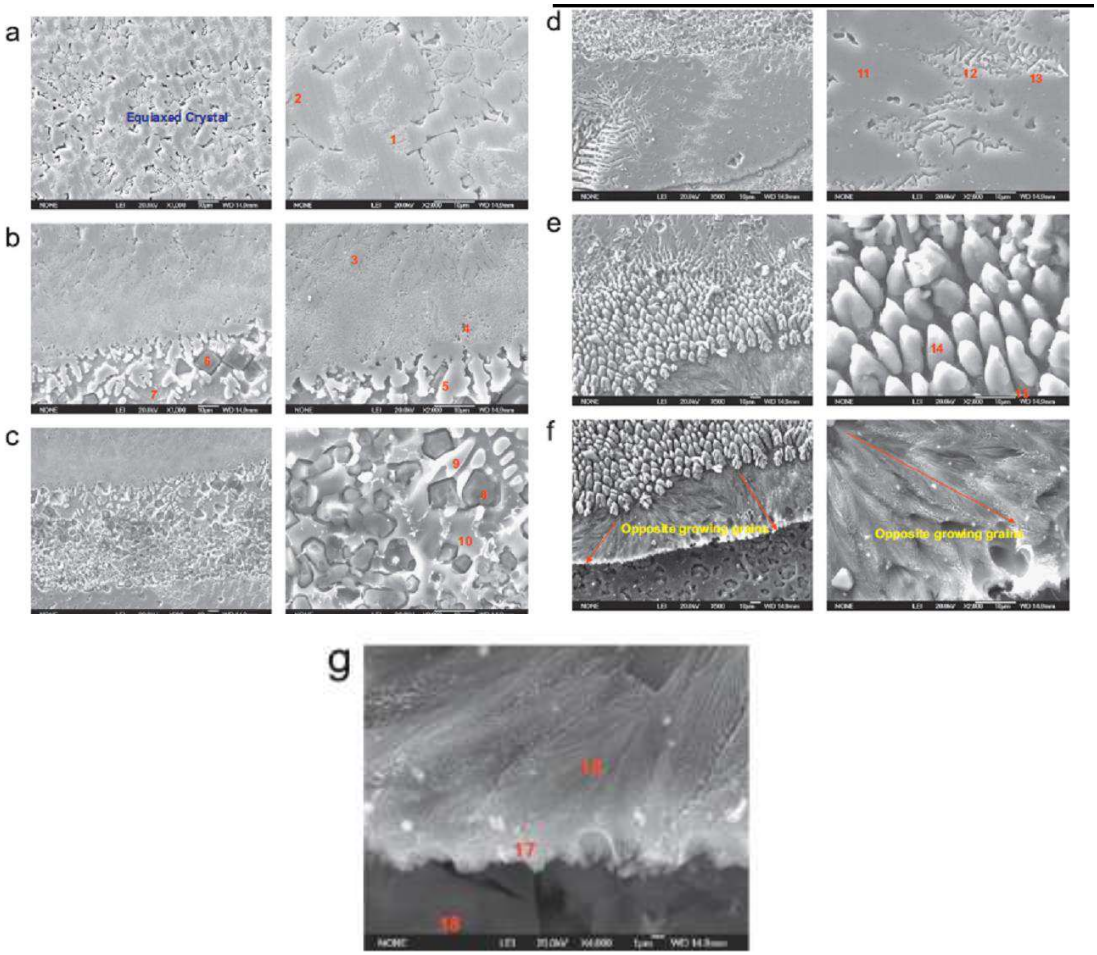
Şekil 4.52. #1 numaralı parçanın mikroyapı görüntüsü(Cao ve diğ. 2012)



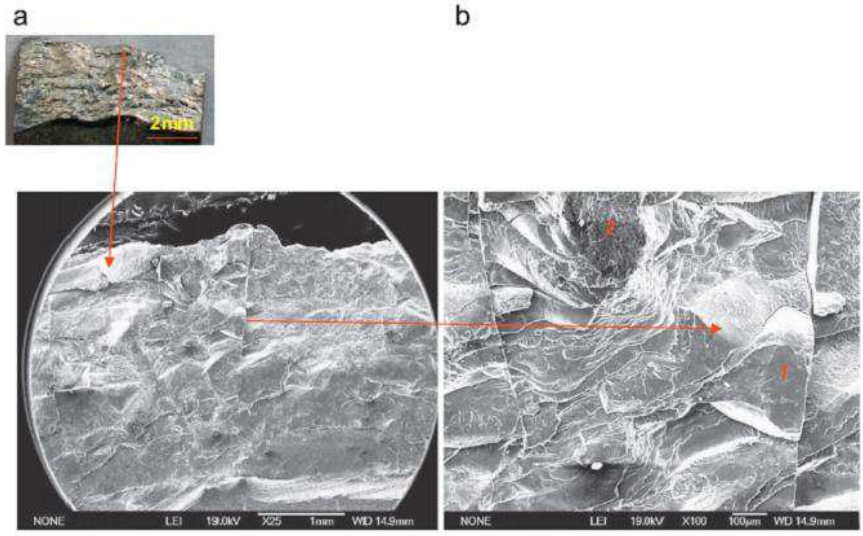
Şekil 4.53. #1 numaralı kaynak numunesinin mikroyapıları (a) Şekil 4.52 A noktası (b) Şekil 4.52 B noktası (c) Şekil 4.52 D noktası(Cao ve diğ. 2012)



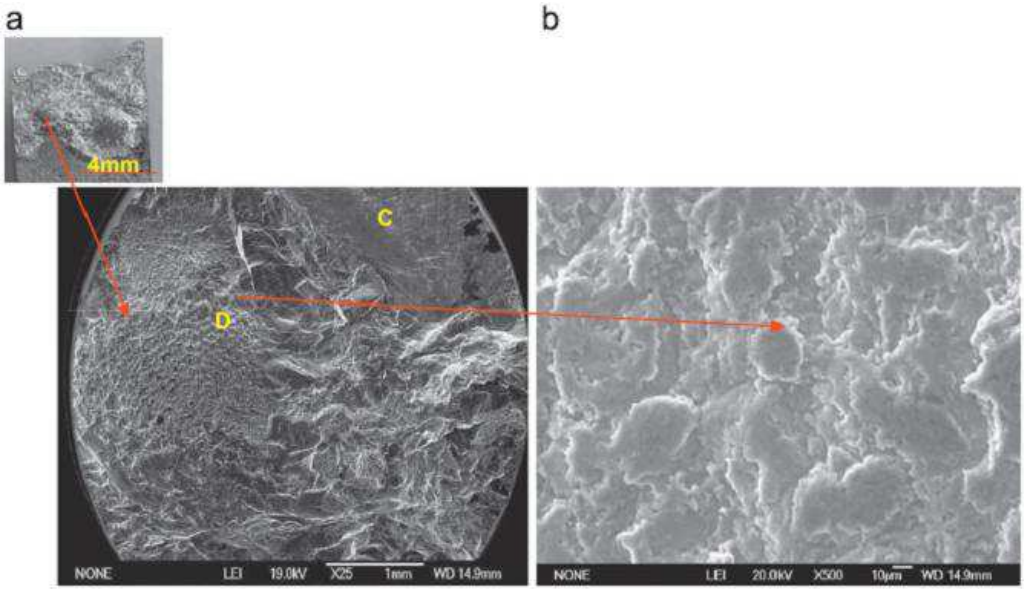
Şekil 4.54. (a) #9 numaralı kaynak numunesinin kaynak kesiti makro görüntüsü (b) a'da gösterilen bölgenin büyütülmüş görüntüsü.A: α-Al katı çözeltisi, B: α-Al katı çözeltisi ve Al açısından zengin alaşım metal (β-Al_3Mg_2) C: α-Al katı çözeltisi ve Al açısından zengin alaşım metal (β-Al_3Mg_2) oksitler ve silisyum D: Al açısından zengin alaşım metal (β-Al_3Mg_2) E: Mg açısından zengin alaşım(γ-$Al_{12}Mg_{17}$) ve α-Mg katı çözeltisi F,G: Mg açısından zengin alaşım(γ-$Al_{12}Mg_{17}$), H: α-Mg katı çözeltisi (Cao ve diğ., 2012)



Şekil 4.55. Şekil 4.49'da belirtilen bölgelerin mikroyapıları (a) A (b) B (c) C (d) D (e) E (f) F (g) G (Cao ve diğ., 2012)



Şekil 4.56. #1 numaralı kaynaklı numunenin kırılma yüzeyinin (a) Makro görüntüsü (b) lokal gevrek kırılma yüzeyi (Cao ve diğ., 2012)



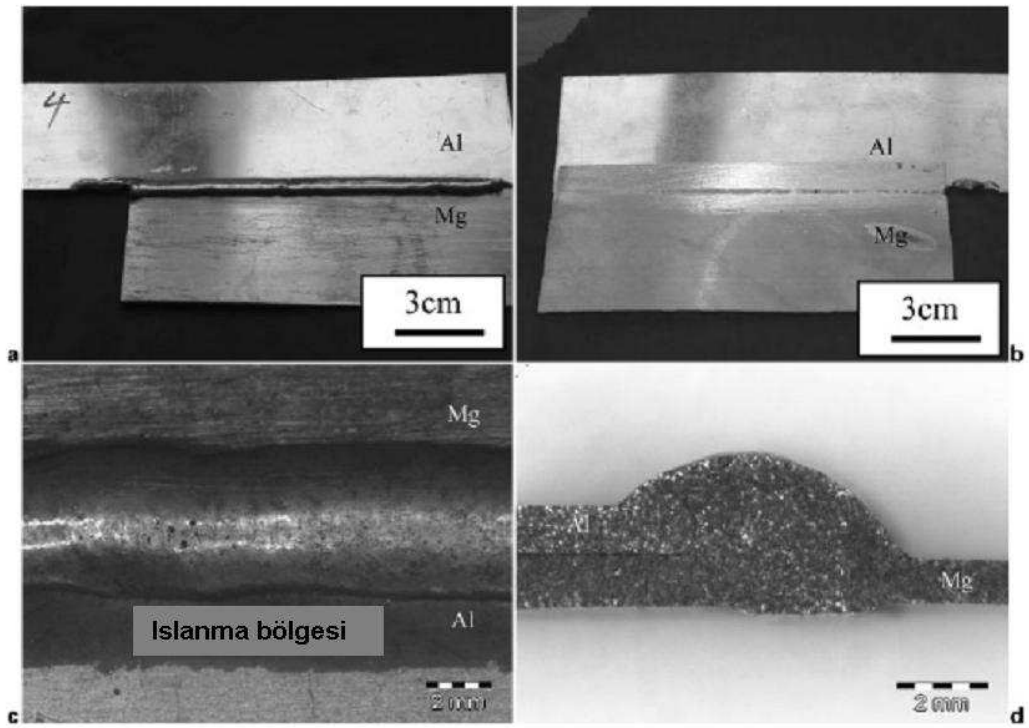
Şekil 4.57. #9 numaralı kaynaklı numunenin kırılma yüzeyinin (a) Makro görüntüsü (b) lokal gevrek kırılma yüzeyi (Cao ve diğ., 2012)

Cao ve diğ. (2012) Mg AZ31B ile alüminyum A6061-T6 alaşım kaynağının metalurjik davranışlarını incelediği bu çalışmada;

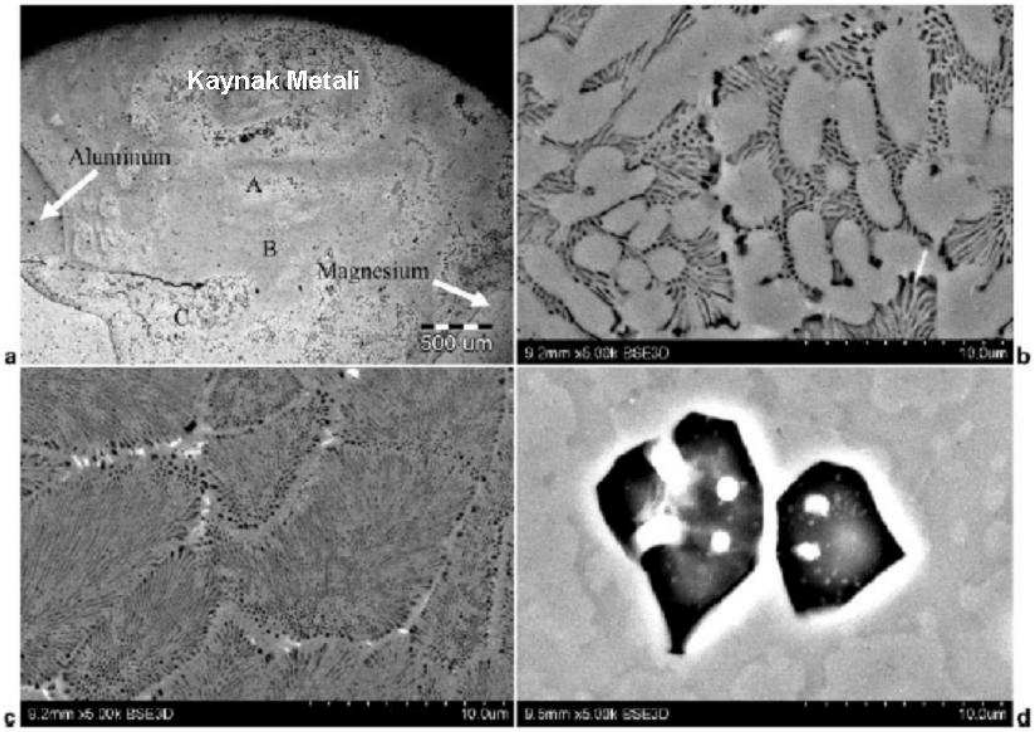
- Elde edilen kaynak metalinde Mg açısından zengin β-Al_3Mg_2 ve γ-$Al_{12}Mg_{17}$ oluştuğu,

- Kaynak metali ile Mg esas metal sınırında kaynağı zayıflatan, Mg açısından zengin ve gevrek alaşım (γ-$Al_{12}Mg_{17}$) oluşmuştur. Bu oluşumun kaynak mukavemetini düşürdüğü, ve kaynak mukavemetini arttırmak için bu oluşumun azaltılması gerektiği sonucuna varılmıştır.

Wang ve diğ. (2008) CMT teknoloji kullanarak Al ve Mg farklı metal kaynağı uygulamış mikro yapılarını incelemiştir. Bu amaçla 1 mm kalınlığında Mg AZ31 ve Al 1060 levhalar AlSi5 dolgu metali kullanılarak kaynak edilmiştir. Kaynak parametreleri olarak 50 A, 11.4 V, 8 mm/sn tel besleme hızı, 045 m/dak kaynak hızı uygulanmıştır. Elde edilen kaynak metalinin makro ve mikroyapı görüntüleri Şekil 4.58 ve Şekil 4.59'da görülmektedir.



Şekil 4.58. Mg-Al alaşımının CMT kaynağında (a) üstten (b) alttan (c) Üstten büyütülmüş görüntü (d) büyütülmüş kesit görüntüsü (Wang ve diğ., 2008)



Şekil 4.59. Mg-Al kaynak metalinin mikroyapı görüntüleri (a) Kaynak kesiti görüntüsü (b) A bölgesinin mikroyapısı (c) B bölgesinin mikroyapısı (d) C bölgesinin mikroyapısı (Wang ve diğ., 2008)

Wang ve diğ. (2008) AZ31 Mg alaşımı ve Al1060 alüminyum alaşımı AlSi5 elektrod kullanarak görülür bir hata olmaksızın kaynak etmişler ve;

- Kaynak bölgesinde kimyasal alaşıma bağlı olarak hipotektik, ötektik ve hiperötektik olmak üzere üç farklı mikro yapı oluştuğu,
- X ışını difraksiyonu analizi sonucu fazının Al katı çözeltisi ve Mg_2Si olmak üzere bileşenlerinden oluştuğu,
- CMT yöntemi sayesinde sağlanan çok düşük ısı girdisi ve Si ilavesi ile alaşımda gevrek yapı oluşumunun engellendiği,
- Magnezyum esas metalinden itibaren katı çözelti katmanı, ötektik yapı katmanı, γ-$Al_{12}Mg_{17}$ ve β-Al_3Mg_2 katmanlarının oluştuğu,
- Sertliklerin nüfuziyet bölgesinin Mg kenarında 230-240 HM, kaynak metalinde HM120, Mg tarafında 60HM ölçülmüş ve kırılma yüzeyi de incelendiğinde ayrılma kırılması ve taneler arası kırılma olmak üzere karışık kırılmalar olduğu, sonuçlarına varmışlardır.

Shang ve diğ. (2011) 3 mm kalınlıklarındaki AZ31B ve 6061 alüminyum alaşımının CMT tekniği uygulanarak 129 A, 12 V, tel besleme hızı 5.7 mm/sn ve 065 m/dakika parametreler uygulanarak başarıyla kaynak etmişlerdir.

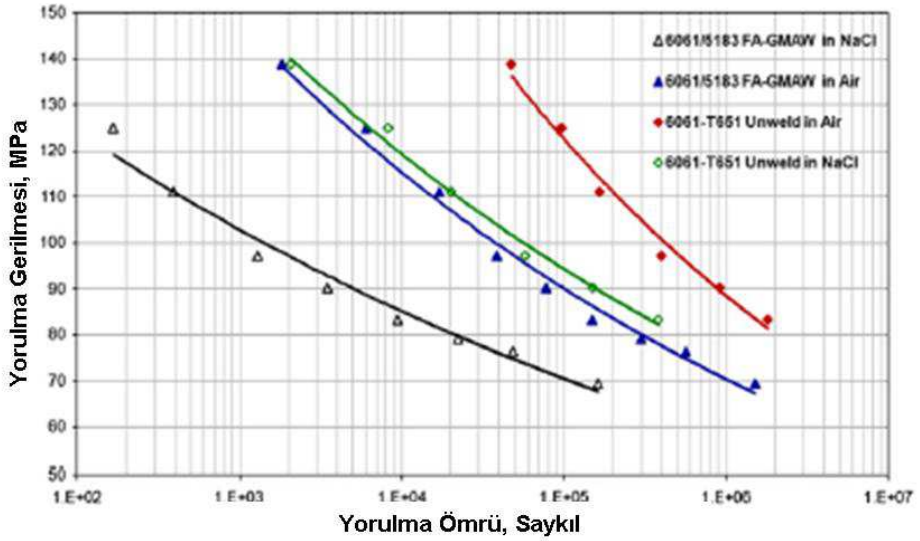
Shang ve diğ. (2011) yaptıkları bu çalışmada;

- Kaynak bölgesinin Alüminyum tarafında AlCu,$CuAl_2$, Cu_9Al_4 , kaynak bölgesinde Cu bazlı katı çözeltisi, Mg tarafında Cu_2Mg ve Al-Cu-Mg üçlü ötektik yapı oluştuğu,
- Kaynak mukavemetinin 34.7 MPa olduğu ve kırılmanın Mg tarafı nüfuziyet bölgesinde sertliğin en yüksek olduğu yerden gevrek olarak gerçekleştiği sonucuna varılmıştır.

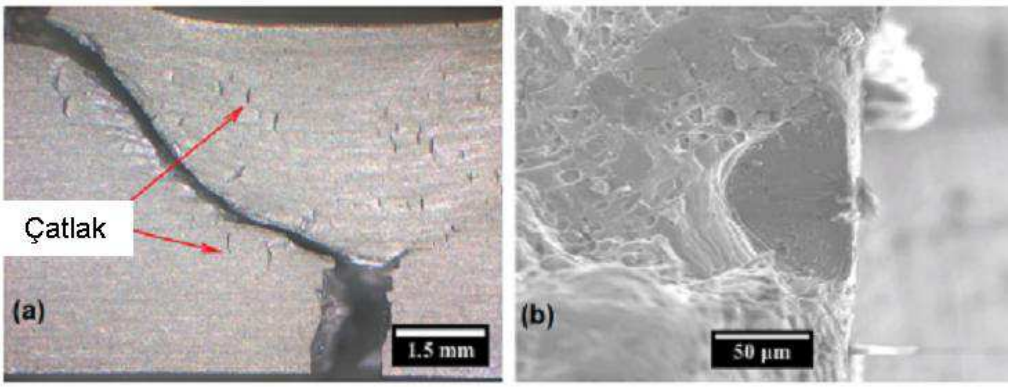
4.1.4. MIG Kaynağının alüminyum ve alaşımlarında yorulma özelliklerinin incelenmesi üzerine yapılan çalışmalar

Toit ve Mutombo (2011) tam otomatik kaynak yöntemiyle ER5183 elektrod ile sivil ve askeri gemilerde kullanılan yüksek mukavemetli, korozyon dayanımlı 6061-T651 alüminyum alaşımının korozyonlu yorulma davranışını incelemiştir. 6.35 mm kalınlığında parçalar tam otomatik mig uygulamasıyla kaynatılmış ve ağırlık olarak % 3.5 NaCl bulunan distile suda eksenel yorulma davranışını test etmişlerdir. Testler sonucunda elde edilen S-N eğrisi Şekil 4.60, esas metalin ve kaynaklı parçaların

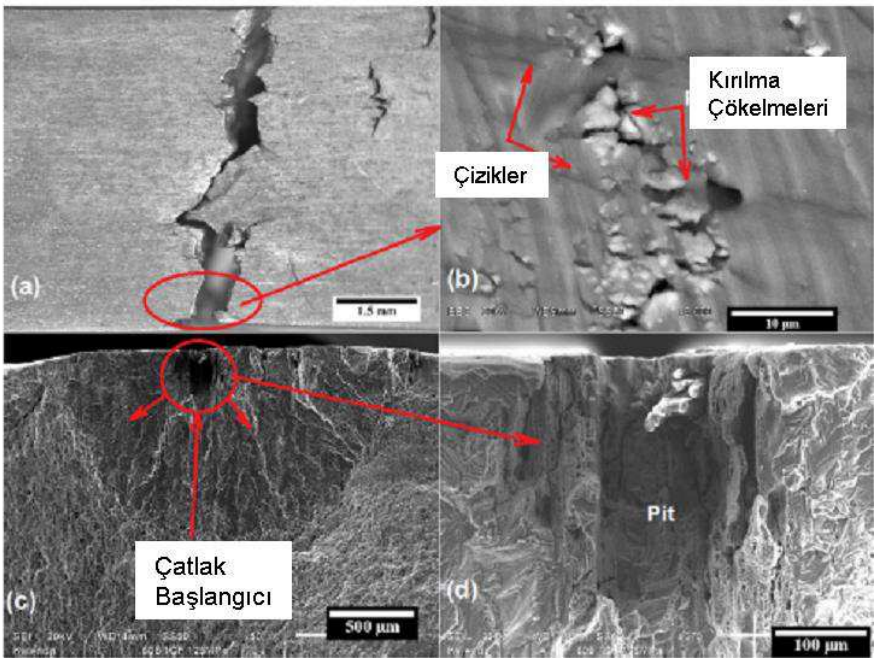
oda şartlarında ve NaCl çözeltisinde yorulması sonucu oluşan kırılma bölgesi görselleri Şeki 4.61, 4.62, 4.63, 4.64'te görülmektedir.



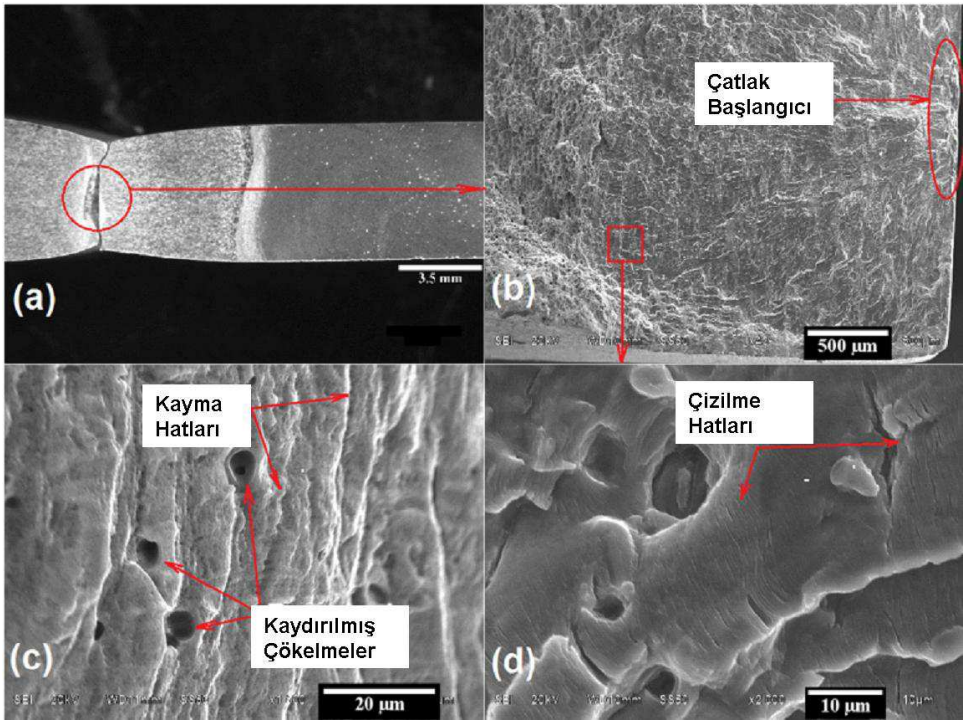
Şekil 4.60. 6061-T651 alaşımın esas metal ve kaynaklı olarak oda şartlarında ve NaCl çözeltisinde oluşan S-N eğrisi (Toit ve Mutombo, 2011)



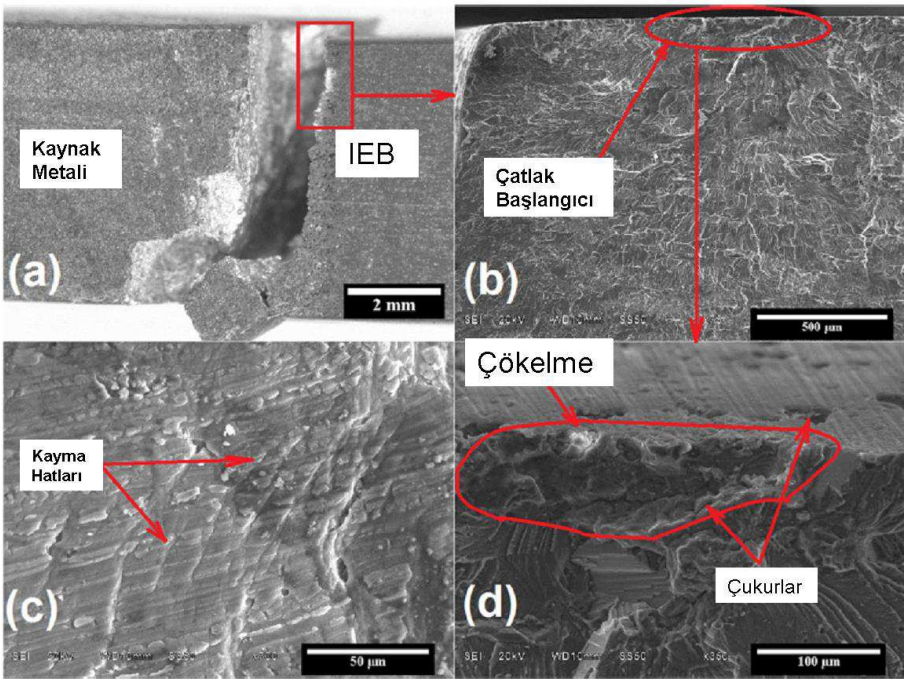
Şekil 4.61. Oda şartlarında kaynaksız 6061-T651 alaşımının yorulmasında (a) çatlaklar (b) çatlak başlangıç bölgesi (Toit ve Mutombo, 2011)



Şekil 4.62. % 3.5 NaCl çözeltisinde kaynaksız 6061-T651 alaşımının yorulmasında (a) çatlak bölgesi (b) kırılma yüzeyinde oluşan kırılma çökelmeleri ve pitting korozyonu (c) çatlak başlangıç bölgesi (d) çatlak başlangıç bölgesinde pitting korozyonu (Toit ve Mutombo, 2011)



Şekil 4.63. Kaynaklı 6061-T651 alaşımının oda şartlarında yorulmasında (a) IEB'de oluşan çatlak (b) çatlak başlangıcı (c) kırılma hatları (d) kırılma yüzeyindeki çizilme hatları (Toit ve Mutombo, 2011)



Şekil 4.64. % 3.5 NaCl çözeltisinde kaynaklı 6061-T651 alaşımının yorulmasında (a) IEB ve Kaynak metali arasında oluşan çatlak (b) çatlak başlangıcı (c) kırılma yüzeyinde kaymalar (d) Kırılma yüzeyinde pitingler ve çökelmeler (Toit ve Mutombo, 2011)

Toit ve Mutombo (2011) bu çalışmada, 6061-T651 alüminyum alaşımının yorulma değerlerinin oda şartlarında ve % 3.5 NaCl çözeltisinde kaynaklı yapıyla birlikte hatırı sayılır derecede düştüğü görülmüştür. Yorulma testinde numunelerin yüzeylerinde olabilecek süreksizlikler giderildiğinden oda şartlarındaki yorulmada, kırılmaların heterojen içyapı ve IEB'de aşırı yumuşamadan kaynaklandığı değerlendirilmiştir. NaCl çözeltisindeki yorulmada yorulma ömrü daha da düşmüştür. Bunun nedeninin IEB ve kaynak metali arasındaki ikinci faz partiküllerin bulunduğu bölgede oluşan pitingler, iri taneli yapılar olduğu değerlendirilmiştir.

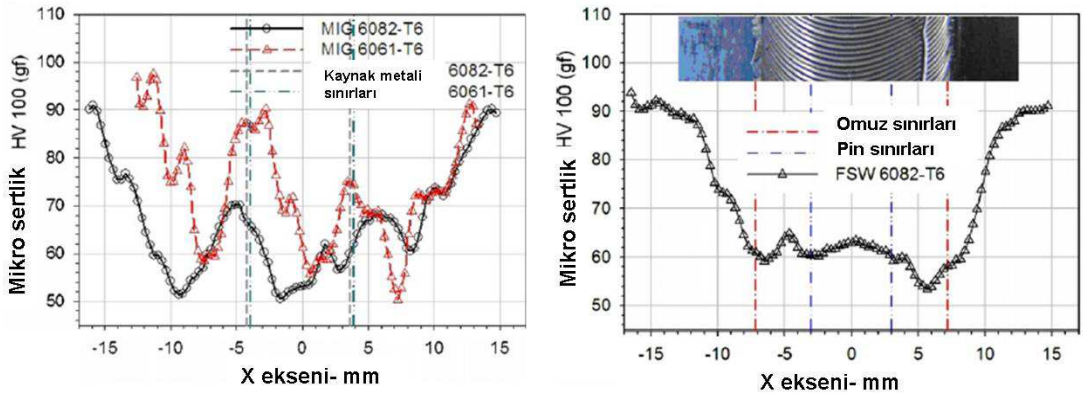
6082 T6 ve 6061 T6 alüminyum alaşımların yoruma davranışların incelendiği bu çalışmada Moreira ve diğ. (2007) 3mm kalınlığındaki parçaları alın alına MIG ve FSW yöntemleriyle birleştirmişlerdir. MIG kaynağında kaynak parametreleri olarak; 128 A,17.1 V, 700 mm/dakika ilerleme hızı ve 20 l/dakika debiye sahip Argon gazı kullanılmış, elektrod olarak ER5356 kullanılmıştır. FSW yönteminde her iki alaşım için takım dönme hızı 1500 rpm, ilerleme hızı 800 mm/dakika ve 2° takım açısı kullanılmıştır. Takım olarak; 6082 için omuz çapı 15 mm, pim çapı 6 mm olan diş açılmış takım, 6061 için omuz çapı 10 mm, 4 mm pim çaplı dişli takımlar kullanılmıştır. Bütün kaynaklı parçalar ve esas metaller mikroyapı, mikro sertlik,

çekme ve yorulma deneylerine tabii tutulmuşlardır. Çekme deneyi sonuçları Tablo 4.14'te, mikro sertlik profilleri Şekil 4.65'te, S-N eğrileri Şekil 4.66'da görülmektedir.

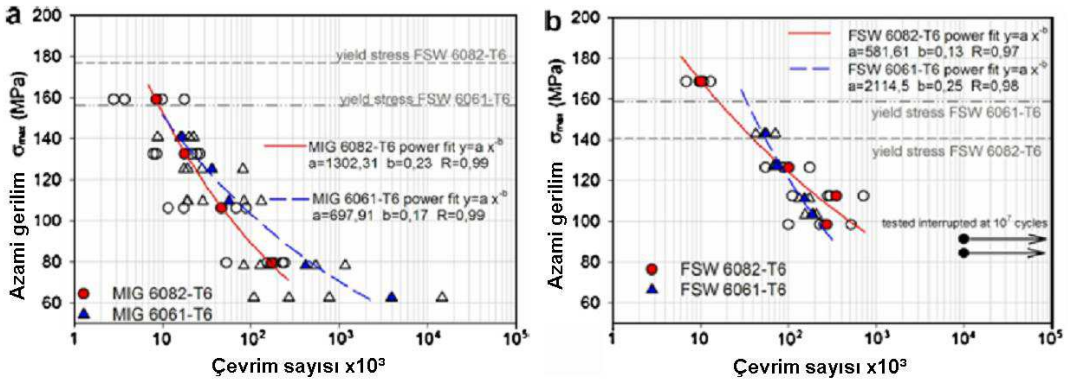
Tablo 4.14. Esas metaller ve kaynaklı metallerin çekme deneyi sonuçları (Moreira ve diğ., 2007)

	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)
6082-T6 Esas Metal	276.2	322.9
6061-T6 Esas Metal	306.3	342
MIG 6082-T6	176.8	210.0
MIG 6061-T6	156.3	221.2
FSW 6082-T6	140.5	226.1
FSW 6061-T6	158.7	241.5

Moreira ve diğ. (2007) deneyler sonucunda; iyi kalitede kaynaklar elde edildiği, çekme testi sonuçlarının yeterli olduğu, özellikle MIG yöntemi olmak üzere bütün kaynaklı yapılarda mukavemet düşümü olduğu, FSW uygulamasında yorulmaya karşı en az dayanımı 6061 alaşımının gösterdiği, MIG kaynağında yorulma çatlağının daha çabuk oluştuğu, MIG kaynaklı parçaların yorulmaya karşı daha az dayanım gösterdiği, MIG kaynaklı uygulamada FSW'in tersine 6061 alaşımının yorulmaya daha dayanıklı olduğu ve mikroyapının daha önceki çalışmalar ile paralel olduğu sonuçlarına ulaşmıştır.

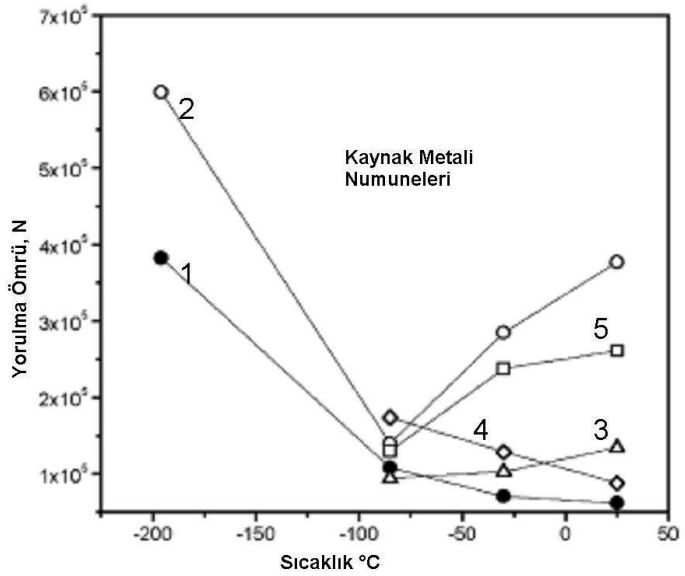


Şekil 4.65. (a) MIG kaynaklı 6082 ve 6061 ve (b) FSW 6082 için mikro sertlik değerleri (Moreira ve diğ., 2007)

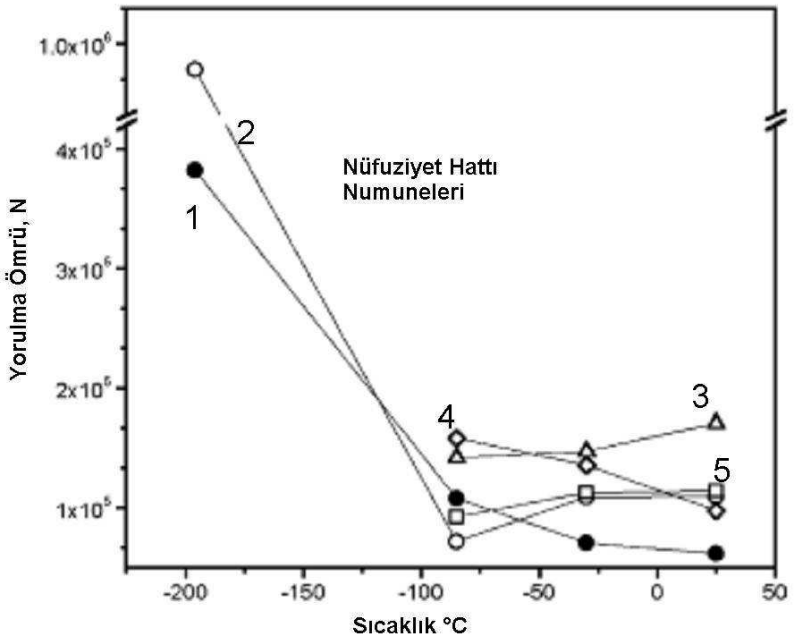


Şekil 4.66. (a) MIG kaynaklı (b) FSW'li 6082 ve 6061 alüminyum alaşımların S-N eğrileri (Moreira ve diğ., 2007)

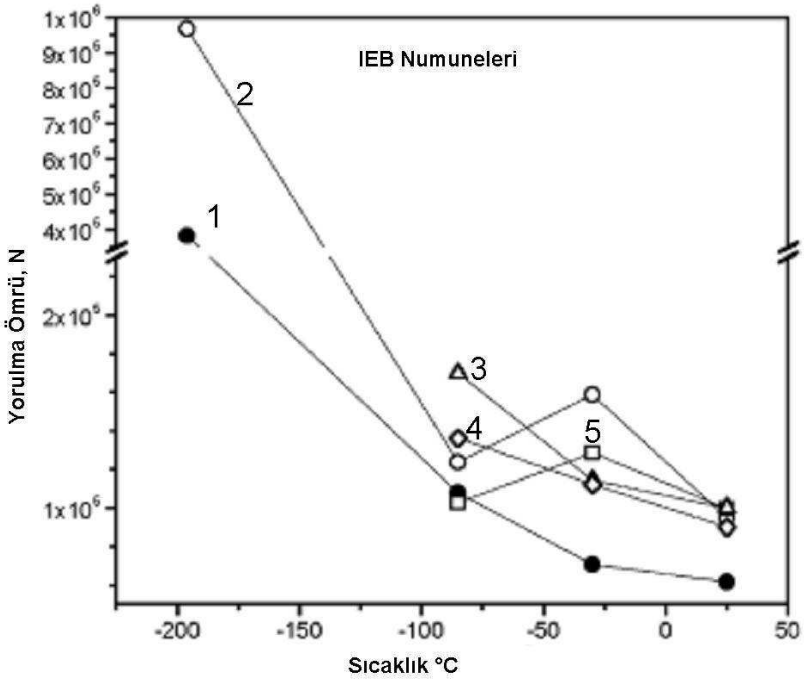
Kuk ve diğ. (2004) 12 mm kalınlığındaki Al5083-O alaşımın karışım gaz oranı ve test sıcaklığına bağlı yorulma ömründeki değişimi incelemişlerdir. Al5183-WY elektrodun kullanıldığı Darbeli-MIG kaynağı uygulanmış ve koruyucu gaz olarak sırasıyla Ar%100+He0%, Ar%67+He37%, Ar%50+He50%, Ar%33+He67% karışım gazları kullanılmıştır. Isı girdisinin etkisinin incelenmesi maksadıyla 50 cm/dakika, 40 cm/dakika ve 30 cm/dakika kaynak hızlarında MIG kaynağı uygulanmıştır. Kaynak metali, nüfuziyet hattı ve IEB'de çentik oluşturulan numuneler farklı sıcaklıklarda yorulma testine tabi tutulmuşlardır. Test sonuçları Şekil 4.67, 4.68 ve 4.69'da gösterilmiştir.



Şekil 4.67. (1) Esas Metal ve (2)% 100 Ar (3)% 50 Ar+% 50 He (4) % 33 Ar + % 67 He (5) % 67 Ar + % 33 He koruyucu gaz altında kaynak yapılmış kaynak metali numunelerinin farklı sıcaklıklarda yorulma testi (Kuk ve diğ., 2004)



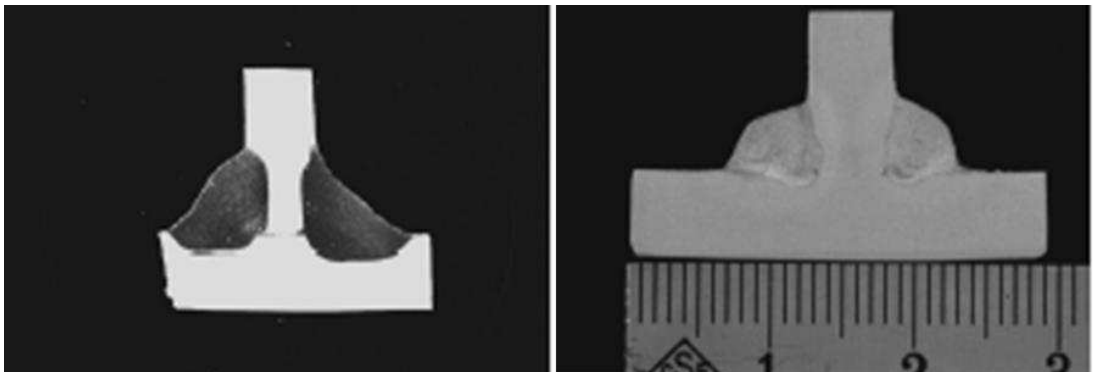
Şekil 4.68. (1) Esas Metal ve (2)% 100 Ar (3)% 50 Ar+% 50 He (4) % 33 Ar + % 67 He (5) % 67 Ar + % 33 He koruyucu gaz altında kaynak yapılmış nüfuziyet hattı numunelerinin farklı sıcaklıklardaki yorulma testleri (Kuk ve diğ., 2004)



Şekil 4.69. (1) Esas Metal ve (2)% 100 Ar (3)% 50 Ar+% 50 He (4) % 33 Ar + % 67 He (5) % 67 Ar + % 33 He koruyucu gaz altında kaynak yapılmış, IEB numunelerinin farklı sıcaklıklarda yorulma testi (Kuk ve diğ., 2004)

Çalışma sonucunda çentik konumundan bağımsız olarak kaynaklı metaller esas metalden daha iyi yorulma dayanımı göstermiştir. Koruyucu gaz karışım oranı, IEB ve nüfuziyet hattı numunelerinde önemli bir değişiklik göstermemiş fakat kaynak metalinde argon oranı arttıkça yorulma ömrü azalmıştır. Sıcaklık düştükçe yorulma ömürlerinde artış görülmüştür.

Geoffroy ve diğ. (2007), MIG kaynağı kullanarak, 6 mm kalınlığındaki 6082-T5 alüminyum alaşımların (Çekme Mukavemeti=340 MPa, akma mukavemeti=310 MPa, uzama=% 11) T-şekilli birleştirilmesindeki mekanik ve yorulma özelliklerini incelemişlerdir. Elektrod olarak AlMg5 kullanılmış, % 100 Argon koruyucu gaz altında 60 cm/dakika kaynak hızında yapılan kaynak sonucu Şekil 4.70'te kesiti görülen kaynaklı bağlantılar elde edilmiştir.

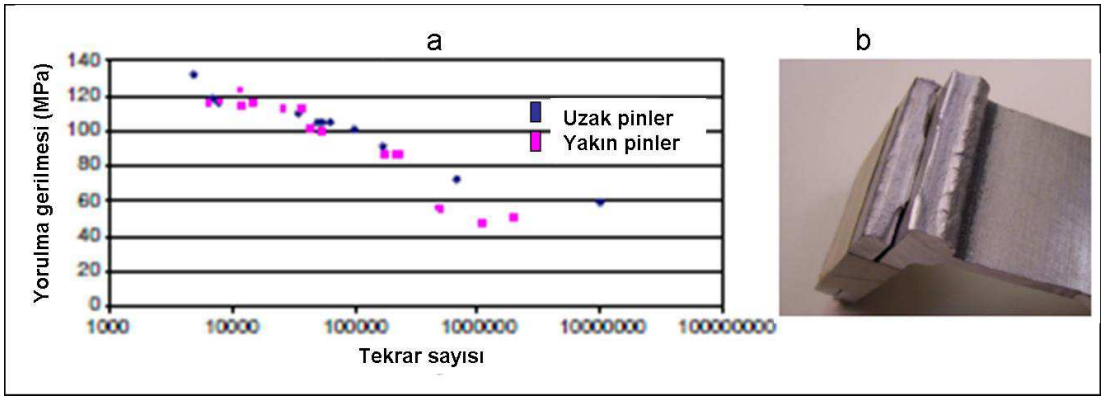


Şekil 4.70. 6082-T5 alüminyum alaşımın **(**Solda) Standart kalite ve (sağda) düşük kalitedeki T-Şekilli kaynaklı parçaları (Geoffroy ve diğ., 2007)

Uygulanan çekme testi sonuçları Tablo 4.15'te, yorulma testi sonuçları, yorulma numunelerinin kırılma yüzeyi görüntüsü Şekil 4.71'de görülmektedir.

Tablo 4.15. Çekme deneyi sonuçları (Yatay numunelerde kuponlar IEB'ye yakın, dikey numunelerde uzaktır) (Geoffroy ve diğ., 2007)

	1 Nolu Dikey Numune	2 Nolu Dikey Numune	1 Nolu Yatay Numune	2 Nolu Yatay Numune
Çekme Mukavemeti(MPa)	313	345	245	202
Akma Mukavemeti(MPa)	252	315	162	169
% uzama	14.5	20	9	8



Şekil 4.71. (a) Yorulma testi sonucu oluşan S-N eğrisi (Uzak pimler arası mesafe 83.6, yakın pimler arası mesafe 39.6) (b) yorulma testi sonucu oluşan kırılma yüzeyi (Geoffroy ve diğ., 2007)

Geoffroy ve diğ. (2007) bu çalışma sonucunda; çekme mukavemet ve sertlikleri incelendiğinde, aşırı yaşlandırma etkisinin görüldüğü IEB'de % 40 gibi önemli bir oranda düşme olduğunu fakat IEB'nin dar (<10 mm) olduğunu tespit etmişlerdir. Yapılan yorulma testleri ve çekme testleri birlikte değerlendirildiğinde düşük kaynak kalitesine sahip numunelerinin çekme mukavemetlerinde önemli bir düşüş olmasında rağmen yorulma değerlerinin oldukça kötü olduğunu tespit etmişlerdir.

Yüksek mukavemet ağırlık oranına sahip düşük ağırlıklı yapıların imalinde tercih edilen yüksek mukavemetli Al-Zn-Mg-Cu alüminyum alaşımının (Al7075) yorulma özelliklerinin incelendiği bir diğer çalışmada, Balasubramanian ve diğ. (2006) palslı kaynak uygulamasının TIG ve MIG kaynağı ile birlikte etkisini incelemişlerdir.

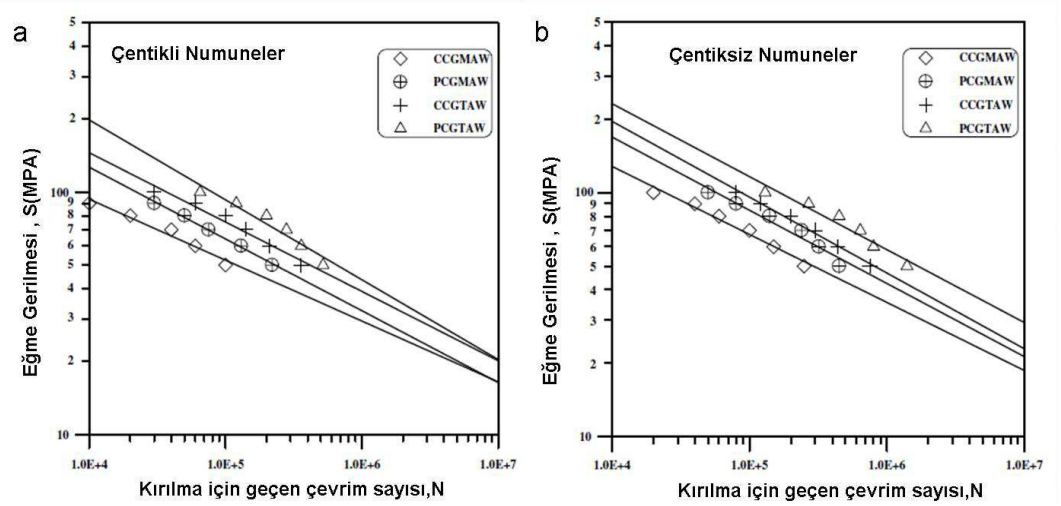
Balasubramanian ve diğ. (2006) bu çalışmada 6 mm kalınlığında levhaları, AA 5356(Al%5 Mg) elektrod ile, Argon koruyucu gaz altında V-kaynak ağzı hazırlanarak MIG, TIG, Darbeli MIG ve Darbeli TIG kaynak yöntemleri ile birleştirmişlerdir. Kaynak ilerleme hızı 130 mm/dakika TIG ve MIG'in normal uygulamaları için akım 160 A, darbeli uygulamaları için tepe akım değerleri 160 A olarak belirlenmiştir.MIG için elektrod çapı 1.6 mm iken TIG için tungsten elektrod ve ilave metal çapları 3 mm olarak uygulanmıştır. Esas metal ve kaynaklı metallerin mukavemet değerleri Tablo 4.16'da, kaynaklı metallerin enine mukavemet değerleri Tablo 4.17'de, yorulma testleri sonucu elde edilen S-N eğrileri Şekil 4.72'de görülmektedir.

Tablo 4.16. Esas metal ve kaynak metallerinin mekanik özellikleri (Balasubramanian ve diğ., 2006)

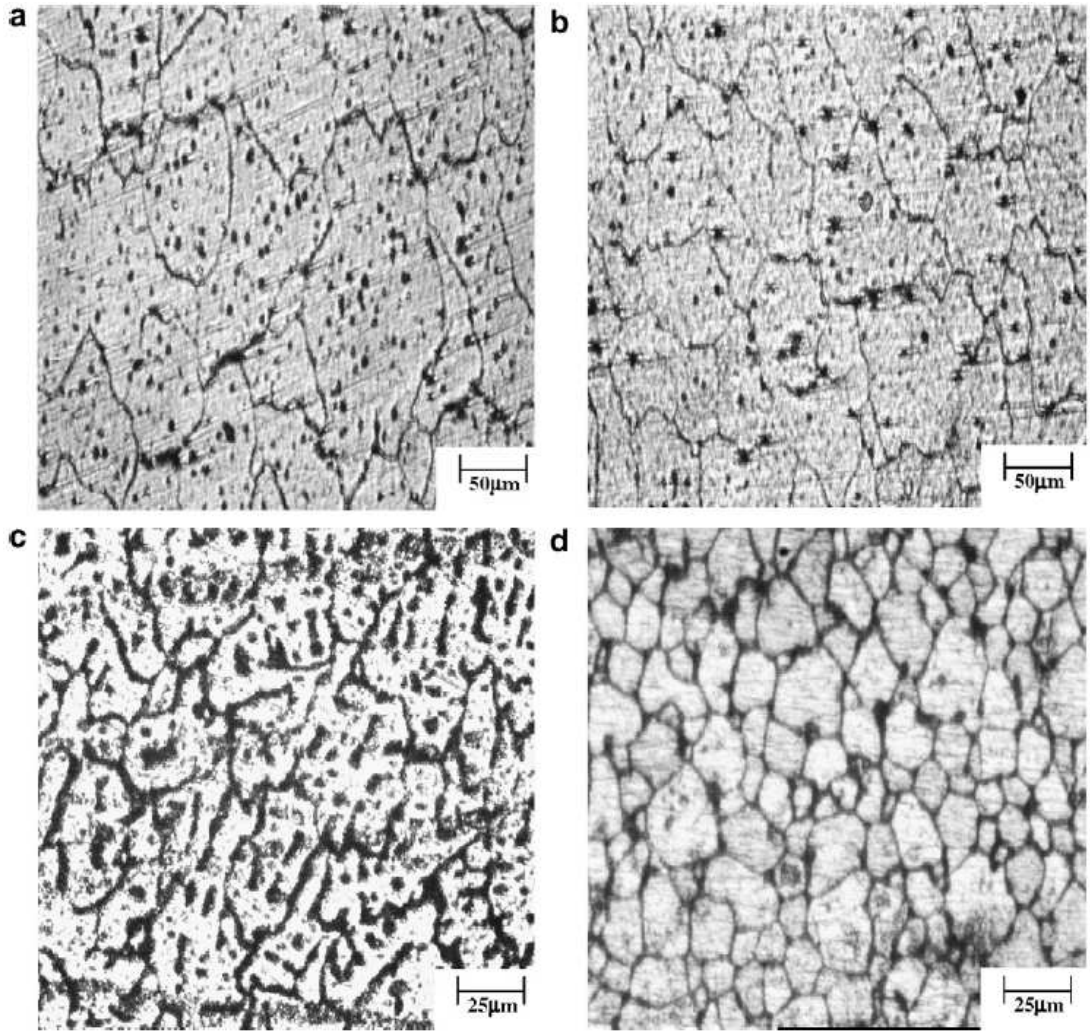
Birleştirme Türü	Akma Mukavemeti (MPA)	Çekme Mukavemeti (MPA)	% Uzama	Sertlik (VHN)
Esas Metal (AA7075)	417	520	14.2	140
GTAW Kaynak Metali	308	376	4.7	121
GMAW Kaynak Metali	303	380	6.8	114

Tablo 4.17. Kaynak metallerinin, enine mekanik özellikleri (Balasubramanian ve diğ., 2006)

Birleştirme Türü	Akma Mukavemeti (MPA)	Çekme Mukavemeti (MPA)	% Uzama
CCGMAW	180	235	6.5
PCGMAW	195	254	8.5
CCGTAW	205	272	10.4
PCGTAW	220	295	12.3



Şekil 4.72. (a) Çentikli (b) Çentiksiz numunelerin yorulma testleri sonucunda elde edilen S-N eğrileri (Balasubramanian ve diğ., 2006)



Şekil 4.73. (a) CCGMAW (b) PCGMAW (c) CCGTAW (d) PCGTAW mikro yapılarına ait görüntüler (Balasubramanian ve diğ., 2006)

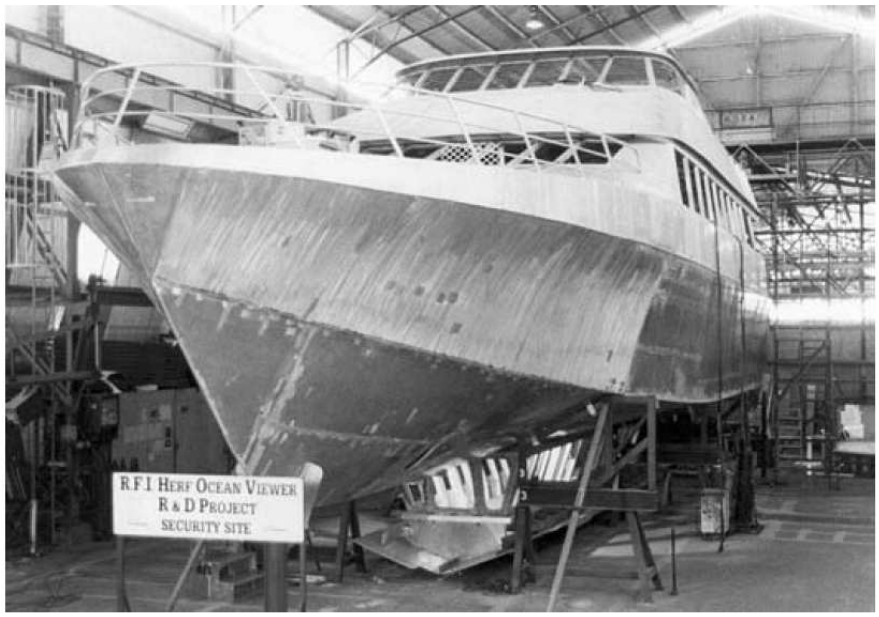
Balasubramanian ve diğ. (2006) bu çalışma neticesinde;

- Darbeli akım kaynak yönteminin, sürekli akım kaynağına göre hem GMAW hem de GTAW uygulaması için kaynağın yorulma direncini arttırdığı,
- Palslı akım kaynak yöntemindeki yorulma dirençlerindeki bu artışın, kaynak metalindeki düzgün tanecik yapısı ve akma ve çekme mukavemetinden kaynaklandığı
- Uygulan dört tip kaynak yönteminden en iyi yorulma dayanımını darbeli TIG uygulamasının verdiği sonuçlarına ulaşmışlardır.

4.2. Çalışmanın Amacı ve Planlanması

Alüminyum ve alüminyum alaşımları, içerdikleri alaşım elementleri miktarlarına ve gördükleri mekanik işlem veya ısıl işleme göre mekanik özellikleri ve korozyon dirençleri bazı tür çeliklere yaklaşan endüstriyel bir malzeme grubu olarak son

yıllarda artan kullanım alanına sahip ve ekonomik metalsel malzemeler konumuna gelmiştir. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kullanım alanları; ev eşyalarından uzay teknolojisine kadar geniş bir alana yayılmıştır. Özellikle taşıt endüstrinde; otomobillerde ve demiryolu taşıtlarında kaporta malzemesi olarak, yüksek hızlı trenlerde dış kaplama ve çatı panellerinde; savunma endüstrisinde; zırhlı taşıt yapımında, gemi yapım endüstrisinde; yüksek hızlı katamaran türü feribotların yapımında, uzay aracı parçaların yakıt depolarında kullanılmakta ve çeşitli kaynak yöntemleriyle birleştirilmektedirler. Yukarıda sıralanan ve yaygın kullanım alanına sahip olan alüminyum ve alüminyum alaşımlarının, yapı oluşturulmasında birleştirme yöntemi olarak kullanılan kaynak teknikleri kullanımı ve geliştirilmesi sürekli teşvik edilmiştir.



Şekil 4.74. Richardson and Associates firmasınca 5 mm kalınlığında A5083 alüminyum alaşımından imal edilmiş “Ocean Viewer” (Mathers, 2002)

Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynağında ergitme esaslı ve basınç esaslı (katı faz) kaynak yöntemleri oldukça yaygın kullanılmaktadır. Özellikle yapımın oluşturulmasında MIG, TIG ve plazma arkı gibi ergitme esaslı kaynak yöntemleri en çok tercih edilen yöntemleridir. Ancak, alaşımın metalürjik özellikleri, oluşturulan kaynak bağlantısının kaynak bölgesinde ve ısıdan etkilenmiş bölgesinde (IEB) bazı metalürjik çökeltilerin oluşmasına yol açtığından bağlantıdan istenilen mekanik özelliklerde düşmeler ortaya çıkmaktadır. Bu amaçla, alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynağı için ergitme olmaksızın gerçekleştirilebilecek bir kaynak yöntemi arayışı, 1990’lı yılların başında araştırmacıların bir katı faz kaynak yöntemi

olan sürtünme karıştırma kaynağını alın birleştirmelerinde başarı ile uygulaması ile ortaya çıkmıştır. Günümüzde, ergitme esaslı kaynak yöntemleriyle elde edilen bağlantı özelliklerine yakın özellikler sağlayan bu yöntem, birçok alanda kullanıma girmiş ve çeşitli alüminyum ve alaşımları yoğun olarak kullanılır duruma gelmiştir. Zira FSW yöntemi yapıların oluşturulmasında üreticiye sayısız yararlar sağlamaktadır. Özellikle son yıllarda, uzun ömürlü taşıt yapımına yönelik projeler, farklı alüminyum alaşımlarının FSW ile birleştirilmesinin önemini bir kez daha gündeme getirmiştir. Yöntemin kullanımı ile kaliteli kaynak bağlantılarının oluşturulabilmesi için uygun kaynak parametrelerinin saptanması ve titizlikle uygulanabilmesi kritik öneme haizdir (Taban, 2004).

Alüminyum ve alüminyum alaşımları içinde yüksek mukavemetleri ve korozyona dirençleri nedeniyle AW 5083-H111 ve AW 6082-T651 zırhlı taşıt ve gemi yapımı endüstrisinde yoğun olarak kullanılmaktadır. Yapılan literatür taramalarında bu tür alaşımların MIG ve FSW kaynağı üzerinde sınırlı sayıda çalışma olduğu görülmüştür. Ayrıca alüminyum ve alaşımlarının soğuk metal transferi (Cold Metal Transfer (CMT)) teknolojisiyle MIG kaynağı ve AW 5083-H111 ve AW 6082-T651 çiftlerinin farklı alaşım kaynağına ilişkin bir çalışma da saptanamamıştır. Kimyasal bileşimleri ve ısıl özellikleri farklı olan bu alaşımların, CMT MIG kaynağı ve FSW yöntemi uygulaması sonucu elde edilecek çekme ve yorulma değerleri, eğme deneyi sonuçları ve diğer kaynak bölgesi incelemelerinin ilginç olacağı düşünülmüştür. Literatürdeki bu boşluğu doldurmak amacıyla AW 5083-H111&AW 5083-H111, AW 5083-H111&AW 6082-T651, AW 6082-T651&AW 6082-T651 çiftleri tek taraflı kaynak uygulanarak ön denemeler sonucu elde edilmiş en iyi kaynak parametreleri ile robotik uygulamalı MIG (CMT teknolojisine sahip) ve FSW kaynakları ile birleştirilmiştir. Her iki kaynak yönteminde optimum düzeyde mukayesesini sağlayabilmek için otomatik olarak uygulanan FSW yöntemi, MIG kaynağında oluşabilecek kaynakçı hatasını ortadan kaldırmak için robotik MIG kaynak yöntemi uygulanması tercih edilmiştir.

Laboratuvar koşullarında uygulanan MIG ve endüstriyel ortamda uygulanan FSW yöntemi ile elde edilen bağlantıların, mekanik özelliklerinin ve bağlantı performanslarının incelenmesi için;

- Çekme deneyine tabi tutulması,
- Çalışma koşullarında maruz kalabilecekleri tekrarlı yüklerin etkisini incelemek için yorulma deneyine tabi tutulması,

- Eğme deneyine tabi tutulması,
- Kırılma yüzeylerinin makroskobik olarak incelenmesi,
- Kaynak bölgelerinin metalürjik dönüşümlerinin incelenmesi için metalografik olarak incelenmesi;
- Yorulma deney parçalarının kırılma yüzeylerinin SEM ile incelenmesi,
- MIG ile kaynatılmış numuneler üzerinde sırasıyla EM-IEB-KM-IEB-EM'in; FSW yöntemi uygulanmış numuneler üzerinde sırsıyla EM-TMEB-KM-TMEB-EM'in ışık mikroskobu ile ve Clemex görüntü analiz sistemi kullanılarak incelenmesi; kaynak bölge kesitinde Vickers sertlik taraması yapılması planlanmıştır.

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Genel

Bu çalışmada deney malzemesi olarak EN AW 5083-H111 (AlMg4,5Mn0,7) ve EN AW 6082-T651 (AlSi1MgMn) dövme alüminyum alaşımlar kullanılmıştır. AW-5083 & AW 5083; AW 5083 & AW 6082; AW 6082 & AW 6082 birbirlerine eş ve farklı alüminyum çiftleri olarak soğuk metal transferi (Cold Metal Transfer-CMT) prensibiyle çalışan robotik MIG ve Sürtünme Karıştırma (FSW) kaynak yöntemleri ile kaynak edilmişlerdir. Kaynaktan sonra tüm bağlantılar görsel incelemeye tabi tutulmuş ve bağlantıların mukavemet değerlerini saptamak amacıyla standarda uygun çıkarılan numuneler çekme, eğme ve yorulma deneyleri uygulanmış ve yorulma deney parçalarının kırılma yüzeyleri SEM ile incelenmiştir. Ayrıca, kaynak bağlantılarının kaynak bölgesinin mikro yapısal ve sertlik özellikleri de detaylı olarak incelenmiştir.

5.2. Deney Malzemesi

Bu çalışmada 6 mm kalınlığında, kimyasal bileşimi Tablo 5.1'de, mekanik özellikleri Tablo 5.2'de verilen alüminyum alaşımları kullanılmıştır.

5.3. Deney Parçalarının Boyutları

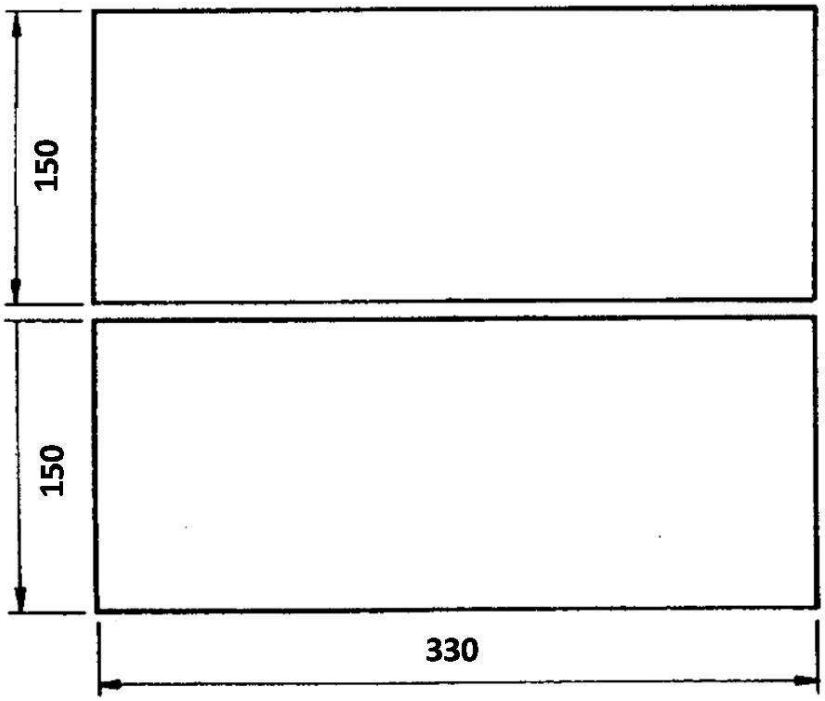
Kaynak edilecek parçaların boyutları EN 288-4 standardına göre saptanmıştır (Şekil 5.1). 6 mm kalınlığında 150x330 mm'lik levhalar, hidrolik makas ile kesilerek; CMT-PULS için Y-Alın (Şekil 5.2) kaynak ağzı hazırlanmış, FSW için kaynak ağzı hazırlığı gerektirmediğinden kaynak ağzı I-Alın (Küt alın) olacak şekilde bırakılmıştır.

Tablo 5.1. Deney Malzemelerinin kimyasal bileşimleri

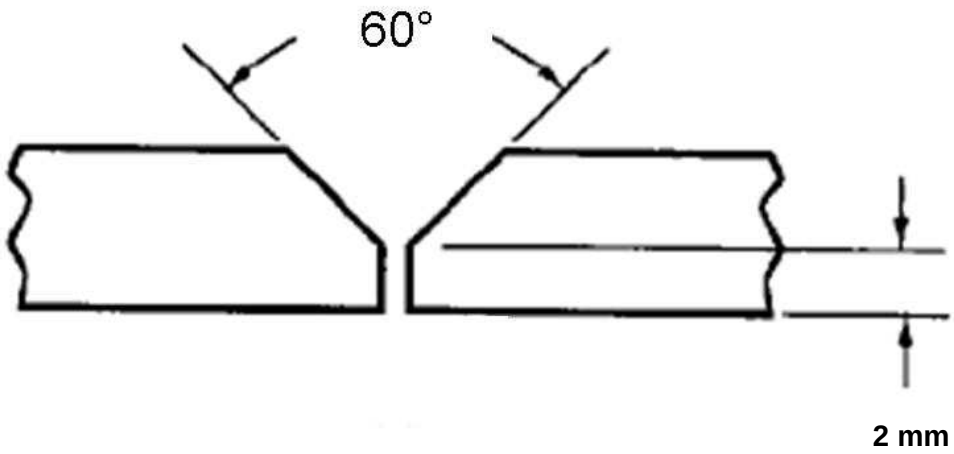
Alaşım		Analiz Sonucu Elde Edilen Kimyasal Bileşimler*									
Numerik	Kimyasal Sembol	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Al
EN AW 5083	AlMg4,5Mn0,7	0.076	0.13	0.032	0.63	4.34	0.064	0.003	0.035	0.055	94.6
EN AW-6082	AlSi1MgMn	1.02	0.23	0.052	0.63	0.69	0.066	0.002	0.033	0.048	97.2
EN 573-3'e göre Kimyasal Bileşim											
EN AW 5083	AlMg4,5Mn0,7	0.40	0.40	0.10	0.40-1.0	4.0-4.9	0.05-0.25	-	-	0.15	Kalan
EN AW-6082	AlSi1MgMn	0.7-1.3	0.5	0.1	0.4-1.0	0.6-1.2	0.25	-	0.20	0.10	Kalan
*Kimyasal analizler Spectro Lab Optik Emisyon Cihazı ile yapılmıştır (Federal Mogul- İzmit Fabrikası)											

Tablo 5.2. Deney malzemelerinin mekanik özellikleri

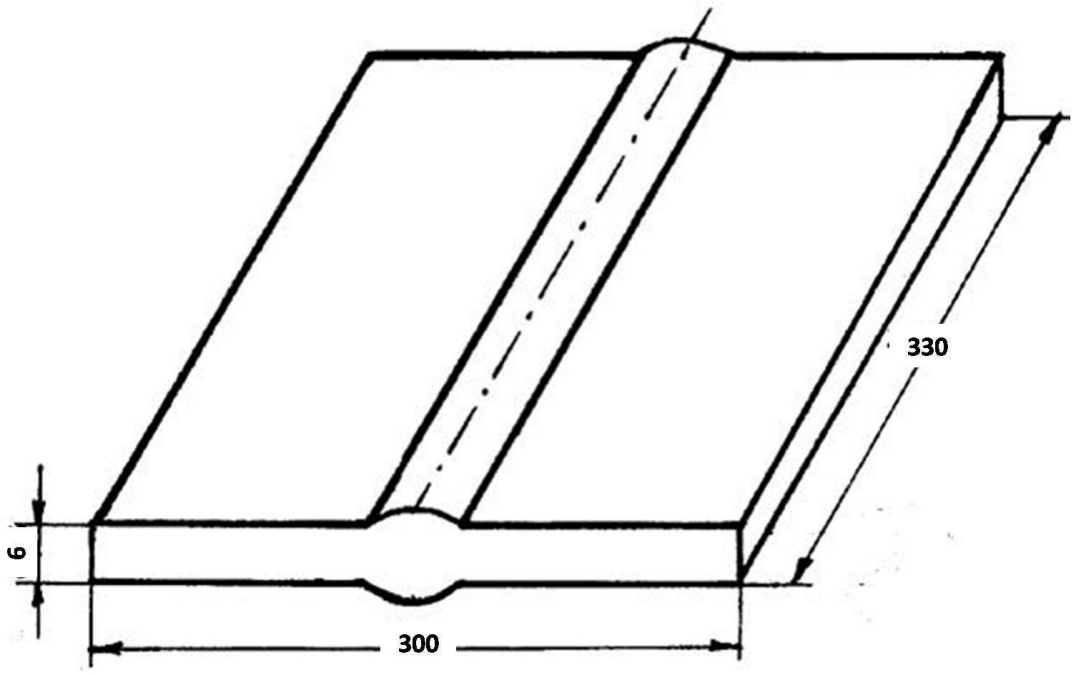
Alaşım		Akma Mukavemeti ($Rp_{0.2}$) MPa	Çekme Mukavemeti (Rm) Mpa	Uzama (minimum) %
Numerik	Kimyasal Sembol			
EN AW 5083	AlMg4,5Mn0,7	239	331	16,4
EN AW-6082	AlSi1MgMn	321	329	11.1
TS EN 485-2 (Haziran 2010)				
EN AW 5083	AlMg4,5Mn0,7	Minimum 125	275-350	Minimum 15
EN AW-6082	AlSi1MgMn	Minimum 260	Minimum 310	Minimum 10



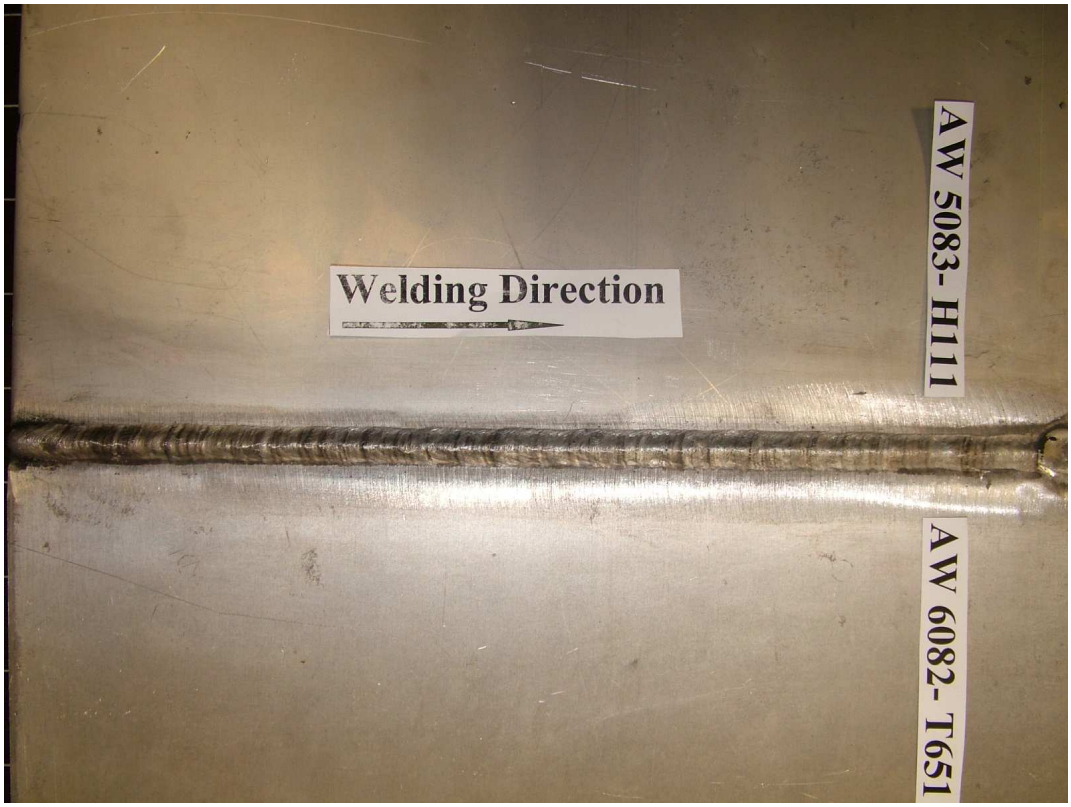
Şekil 5.1. Kaynak edilecek parçaların boyutları



Şekil 5.2. Y-Alın Kaynak Ağzı Boyutları (CMT-MIG Kaynağı için)



Şekil 5.3.Yatay oluk pozisyonunda Y-Alın kaynak deney parçası boyutları



Şekil 5.4. Boyutları Şekil 5.3'de verilen parçaların Robotik MIG kaynaklı hali

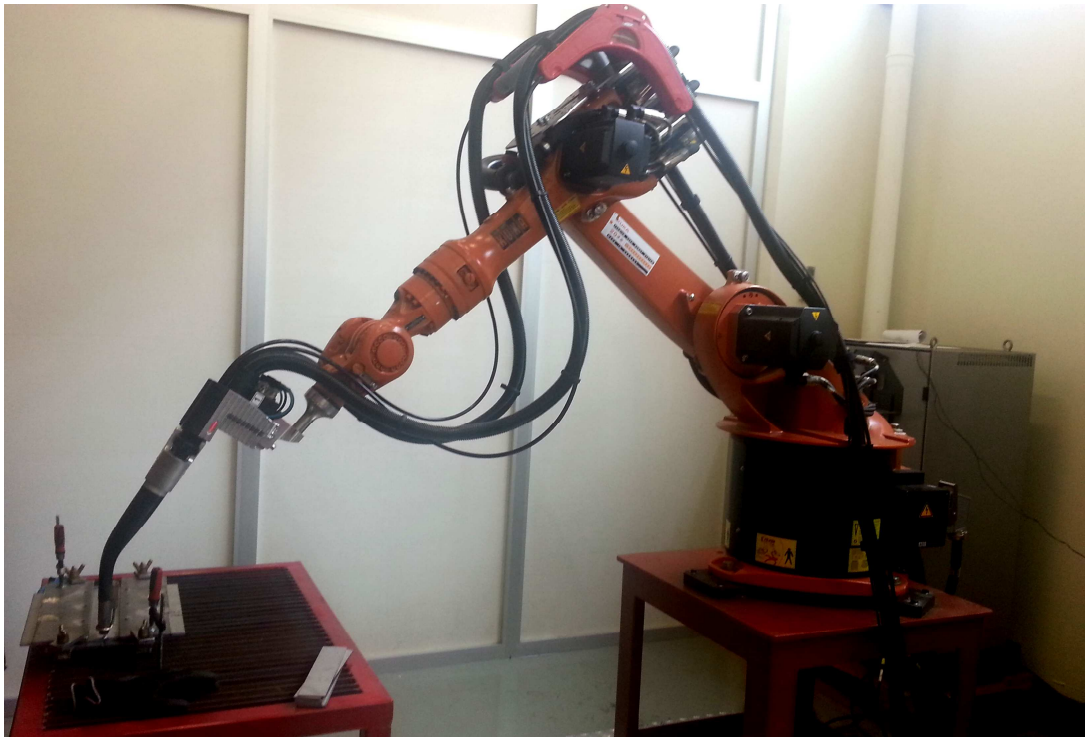
5.4. Kaynak Öncesi Yapılan İşlemler

Kaynak öncesinde, alüminyum alaşımlarının yüzeyinde bulunan ve kaynakta birleşme zorluğuna yol açan oksit tabakası ve kirlilikler; yağ alma, oksit alma gibi kimyasal işlemlerin yanı sıra, kaynak işlemine başlamadan önce paslanmaz çelik tel fırça ile temizlenmiştir.

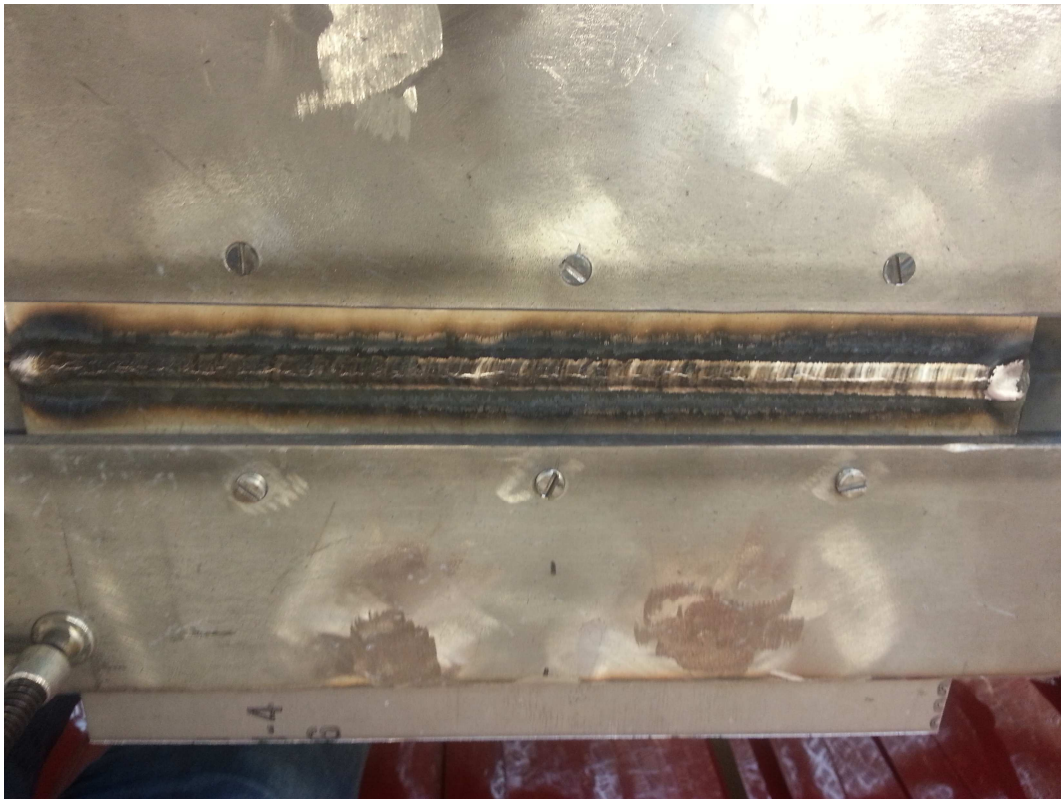
5.5. Kaynak İşleminin Yapılışı

5.5.1 CMT Puls tekniği ile MIG kaynağının uygulanması

Standartta belirtilen yönteme göre hazırlanmış levhalara Fronius İstanbul Elektronik Ticaret ve Servis Ltd. Şti.'de AW-5083 & AW-5083; AW-5083 & AW-6082; AW-6082 & AW-6082 şeklinde ikişer adet birbirlerine eş ve farklı alüminyum çiftleri olarak soğuk metal transferi (Cold Metal Transfer-CMT) prensibiyle çalışan robotik MIG kaynak makinesi (Şekil 5.5) ile tek taraflı olarak kaynak uygulanmıştır. Kaynak sonrası görünümleri Şekil 5.6'da görülmektedir.



Şekil 5.5. Robotik MIG (CMT) Kaynağının Uygulanması



Şekil 5.6. Robotik CMT-MIG kaynağı sonrası kaynak dikişinin görünüşü

5.5.1.1. Robotik CMT-MIG kaynağında kullanılan tel elektrod

Deney parçalarının MIG kaynak yöntemi ile birleştirilmesinde Tablo 5.3'de kimyasal bileşimi, Tablo 5.4'te mekanik özellikleri verilen 1.2 mm çapında ER 5183 (EN AW-AlMg4,5Mn0,7) alüminyum alaşımı dolu tel elektrod kullanılmıştır.

Tablo 5.3. Robotik CMT-MIG Kaynak yönteminde kullanılan tel elektrodun kimyasal özellikleri

TEL	Kimyasal Bileşim								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
ER5183	0.4	0.4	0.1	0.5-1	4.3-5.2	0.05-0.25	0.25	0.15	Kalan
EN AW-5183 AlMg4.5Mn	0.4	0.4	0.1	0.5-1.0	4.3-5.2	0.05-0.25	0.25	0.15	Kalan
AWS ER5183	0.03	0.13	0.001	0.65	4.99	0.1	0.02	0.07	Kalan

Tablo 5.4. Robotik CMT-MIG Kaynak yönteminde kullanılan tel elektrodun mekanik özellikleri

Tel alaşımı	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	% Uzama	Koruyucu Gaz
EN AW-5183 AlMg4.5Mn	En az 125	En az 275	En az 17	Ar He Ar (Kalan)+ He (% 0-15)

5.5.1.2. Robotik CMT-MIG kaynağı için kullanılan gaz

Deneysel çalışmalarda robotik MİG kaynak uygulamasında koruyucu gaz olarak % 99.99 ticari saflıkta Ar gazı kullanılmıştır. Gaz debisi 15.7 lt/dak olarak ayarlanmıştır.

5.5.1.3. Robotik CMT-MIG kaynağı parametreleri

Deneysel çalışmalarda MIG kaynağı bilgisayar destekli robotik uygulama ile tam otomatik olarak uygulanmıştır. Kaynak akımı 194 ± 5 A, kaynak voltajı 19.5 ± 1 V, kaynak ilerleme hızı 0,4 m/dak ve tel besleme hızı 11 ± 0.2 m/dk olarak ölçülmüştür. Başlangıç akımı kaynak akımı ile aynı değerde uygulanmıştır.

5.5.2 Sürtünme karıştırma kaynağı (FSW) yönteminin uygulanması

Standart boyutlarda hazırlanan alüminyum alaşımı levhalara, önceden yapılan deneyler sonucunda ve literatürden saptanan kaynak parametreleri kullanılarak,

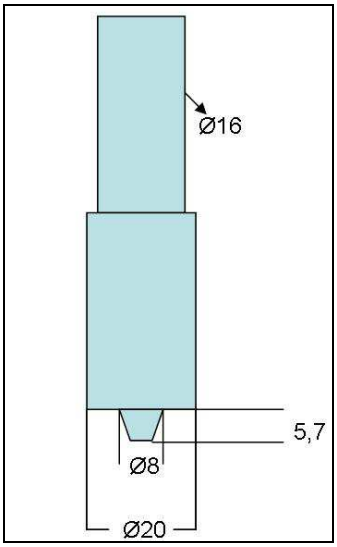
üniversal freze tezgahında Sürtünme Karıştırma Kaynağı (FSW) uygulanmıştır. Bu deneylerde uygulanan kaynak parametreleri ile en uygun AW-5083 & AW-5083; AW-5083 & AW-6082; AW-6082 & AW-6082 çiftinden ikişer adet birbirlerine eş ve farklı alüminyum çiftleri olarak tek taraftan kaynaklı bağlantılar oluşturulmuştur.

5.5.2.1 FSW Yönteminde kullanılan takım

FSW yöntemi ile parçaların birleştirilmesinde kullanılan takım, literatürdeki çalışmalara ve daha önce yapılan çalışmalara göre H13 takım çeliği (X40CrMoV5-1, W 1.2344) olarak seçilmiştir. Takımın kimyasal bileşimi Tablo 5.5'te verilmiştir. Takıma Şekil 5.7'deki biçim verildikten sonra TS EN ISO 4957/Mart 2003'e göre sertleştirilme işlemi uygulanmış ve takım piminde ve omzunda HRC 48 sertlik değerine ulaşılmıştır. Deneysel çalışmalarda kullanılan takımın görüntüsü Şekil 5.8'de verilmiştir.

Tablo 5.5. FSW takımının kimyasal bileşimi ve özellikleri

Alaşım		Kimyasal Bileşim (%)						HV
Nümerik	Kimyasal Sembol	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	
W 1.2344	X40CrMoV5-1	0,406	1,096	0,443	4,952	1,251	0,813	48
TS EN ISO 4957/Mart 2003'e göre kimyasal bileşim ve sertlik								
W 1.2344	X40CrMoV5-1	0,35-0,42	0,80-1,20	0,25-0,50	4,80-5,50	1,20-1,50	0,85-1,15	50



Şekil 5.7. FSW Takımının geometrisi (saat yönünde diş açılmış)



Şekil 5.8. Deneysel çalışmalarda kullanılan FSW takımının son hali

5.5.2.2 FSW Yönteminde kullanılan parametreler

Deneysel çalışmalarda, FSW yöntemi uygulamaları için, literatür taramaları ve ön denemeler sonucunda saptanan takım devri 1250 d/dak olarak belirlenmiştir. Kaynak ilerleme hızı ise öncelikle 36 mm/dak olarak uygulanmıştır. Takım, ilerleme yönünde düşeyle 2° açı yapacak şekilde ayarlanmıştır. Deney sonuçları bölümünde de inceleneceği üzere AW-5083&AW-6082 ve AW-6082&AW-6082 olarak kaynak edilen çiftlerinin bağlantı mukavemet değerleri literatür taramalarında ulaşılan değerlerinin çok altında olduğu görülmüştür. Daha sonra kaynak ilerleme hızı 64 mm/dak hıza çıkartılarak kaynak işlemi uygulanmıştır. AW-5083&AW-6082 ve AW-6082&AW-6082 çiftlerinin mukavemet değerlerinde literatürde ulaşılan değerlere

çıkıldığı görülmüş olmasına karşı bu seferde AW-5083&AW-5083 çiftinde çatlak oluşumu gözlenmiştir (Şekil 5.12).

Kaynak işlemi sırasında parçalar alın alına getirilerek arada boşluk kalmayacak şekilde birbirine temas ettirilmiş ve çelik lama pabuçlar ile rijit bir şekilde sabitlenmiştir.



Şekil 5.9. Levhaların sabitlenmesi ve rijit hale getirilmesi



Şekil 5.10. Üniversal freze tezgahındaki FSW uygulaması



Şekil 5.11. FSW Yöntemi uygulanmış deney parçasının görünümü



Şekil 5.12. AW 5083& AW 5083 çiftinde 64 mm/dak ilerleme hızında çatlak oluşumu

5.6. Kaynaklı Levhaların Görsel İncelenmesi

Deney numunelerinin çıkarılacağı alın birleştirme bağlantılarında uygulanan kaynak işlemi sonrası görülebilecek yüzeysel hataları saplamak amacı ile görsel inceleme yapılmıştır. Bu incelemede, ANSI/AWS B 1.11-88 (Guide for the Visual Inspection of Welds) esas alınmış ve incelemeler tüm kaynaklı parçalara uygulanmıştır.

Kaynak sonrası oluşan dikiş yüksekliği, dikiş genişliği, dikişlerin tırtıl durumu, yanma olukları ve sıçramalar görsel olarak incelenmiş olup özellikle sıçramaların ve diğer süreksizliklerin kabul sınırları içinde olduğu görülmüştür. Bunun yanı sıra, hataların kriterleri aştığı kısımlar olan kaynak başlangıç ve bitiş kısımları ıskartaya ayrılacak biçimde, deney numuneleri EN 288-4'te belirtilen plana göre çıkarılmıştır. Standart MIG kaynağı uygulamalarında görülen çarpılmaların robotik CMT-MIG darbe teknolojisi sayesinde ortadan kalktığı gözlenmiştir.



Şekil 5.13. MIG Kaynağı yapılmış deney parçasının dikiş görüntüsü



Şekil 5.14: FSW Uygulanmış deney parçasının dikiş görüntüsü

5.7. Deney Numunelerinin Hazırlanma Esasları

5.7.1. Deney numunelerinin kodlanması

MIG ve FSW yöntemleri kullanılarak kaynak edilmiş levhalardan çıkarılacak olan çekme, eğme, yorulma ve metalografik inceleme, sertlik numuneleri belirli bir sistematik dahilinde kodlanmıştır. Bu kodlama sistemi aşağıda belirtildiği gibidir.

5.7.1.1 Kaynak yöntemi kodu

- M : CMT MİG Darbe Teknolojisi Kullanılarak Uygulanan MIG Kaynağı
- F : FSW (Sürtünme Karıştırma Kaynağı)

5.7.1.2 Alüminyum alaşım türü

- 5 : AW 5083
- 6 : AW 6082

Daha önceden belirtildiği üzere;
AW 5083& AW 5083 eş alaşım birleştirmesi,
AW 5083& AW 6082 farklı alaşım birleştirmesi,
AW 6082& AW 6082 eş alaşım birleştirmesi,

yapılması esas alındığından, kaynak yöntemi kodunu takibeden alaşım türlerinin eşleşme durumuna göre belirtilmiştir. Bu durumda;

- F55 : Sürtünen Eleman İle Birleştirme kaynaklı (FSW) 5 kodlu eş alaşımları,
- F56 : Sürtünen Eleman İle Birleştirme kaynaklı (FSW) 5 ve 6 kodlu farklı alaşımları,
- F66 : Sürtünen Eleman İle Birleştirme kaynaklı (FSW) 6 kodlu eş alaşımları,
- M55 : MIG Kaynaklı 5 kodlu eş alaşımları,
- M56 :MIG Kaynaklı 5 ve 6 kodlu farklı alaşımları,
- M66 : MIG kaynaklı 6 kodlu eş alaşımları,

göstermektedir.

5.7.1.3. Deney türü

- C : Çekme Deneyi
- Y : Yorulma
- EK : Kök Eğme
- EY : Yüz Eğme
- Met : Metalografik İnceleme

5.7.1.4. Numune sayısı

- 3 adet çekme numunesi
- 2 adet kök eğme numunesi
- 2 adet yüz eğme numunesi
- 8 adet yorulma numunesi
- 2 adet metalografi inceleme numunesi çıkartılmıştır.

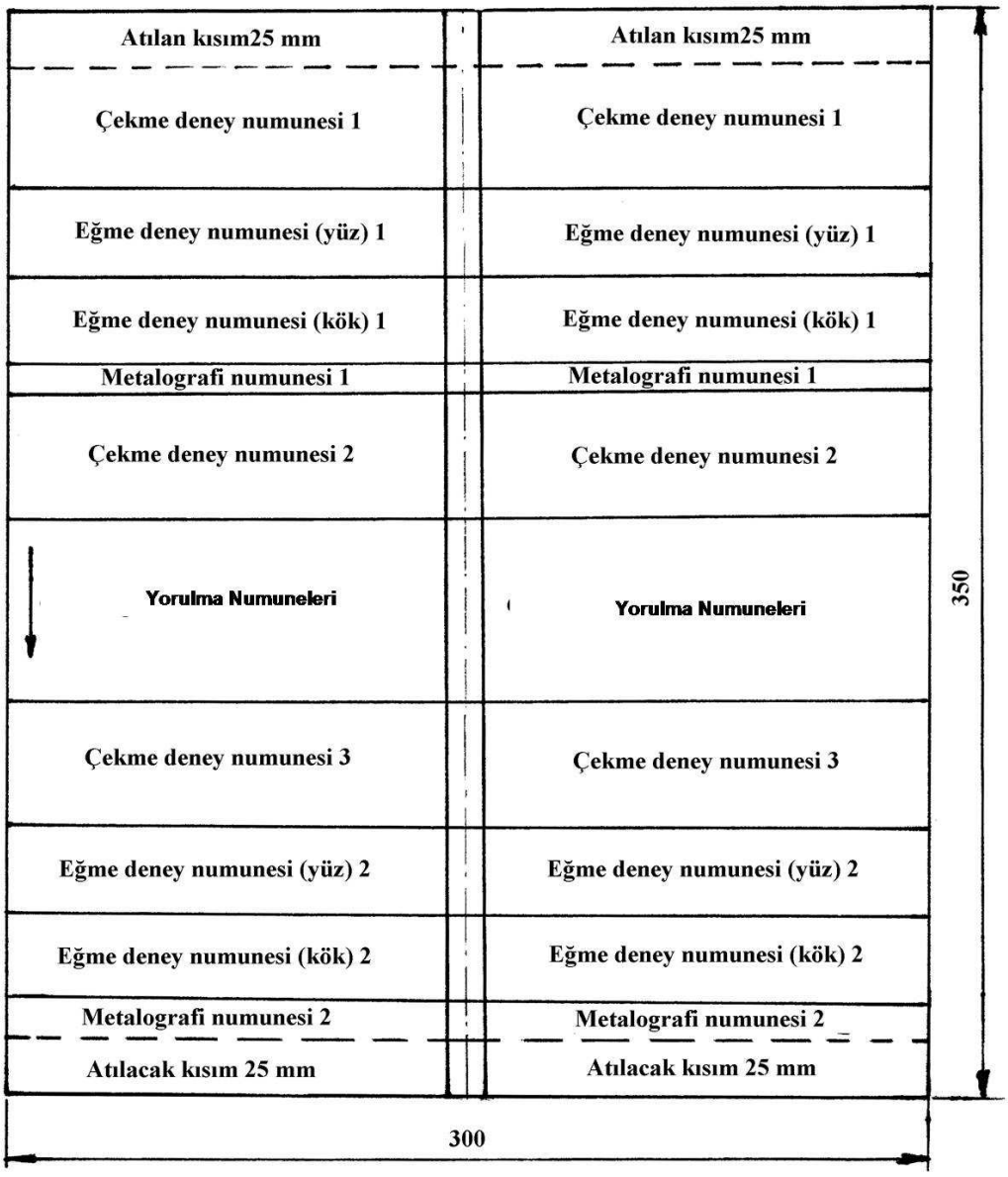
FSW ve MIG kaynaklı toplam 12 adet kaynaklı levhadan toplam 102 adet deney numunesi çıkarılarak, planlanan deneyler yapılmıştır.

5.7.2 Kaynaklı levhalardan deney numunelerinin çıkarılması

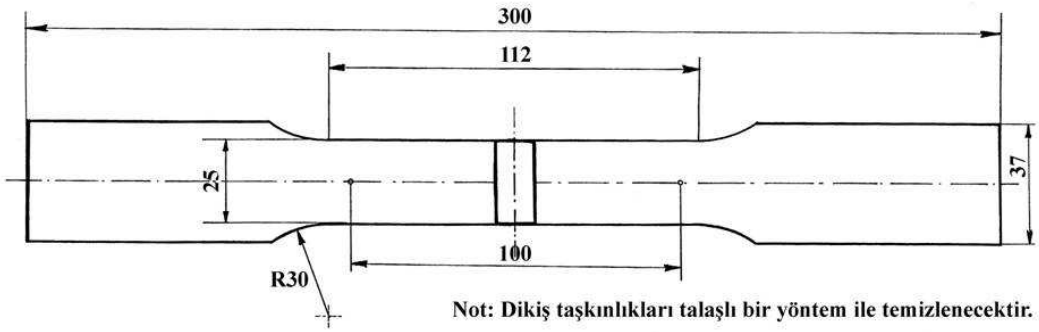
Deney numuneleri, kaynaklı levhalardan EN 288-4 standardı esas alınarak çıkarılmıştır. Numunelerin çıkarılmasında görsel incelemeler ile saptanan dikiş özellikleri de göz önüne alınmıştır. Kaynaklı levhaların başlangıç ve bitişinden 25 mm'lik kısımları kesilerek atılmış, böylece başlangıç ve bitişteki kaynak hataları ortadan kaldırılmaya çalışılmıştır (Şekil 5.15).

5.7.2.1 Çekme deney numunelerinin çıkarılması

Kaynaklı levhalardan, belirlenen plana göre TS EN 895 standardına uygun olarak çekme deney numuneleri hidrolik makaslarla kesilerek çıkarılmış ve Şekil 5.16'da görülen ölçülere göre freze tezgâhı ile hazırlanmıştır. Kaynak dikiş taşkınlıkları taşlanarak parça yüzeyleri düzeltilmiştir.



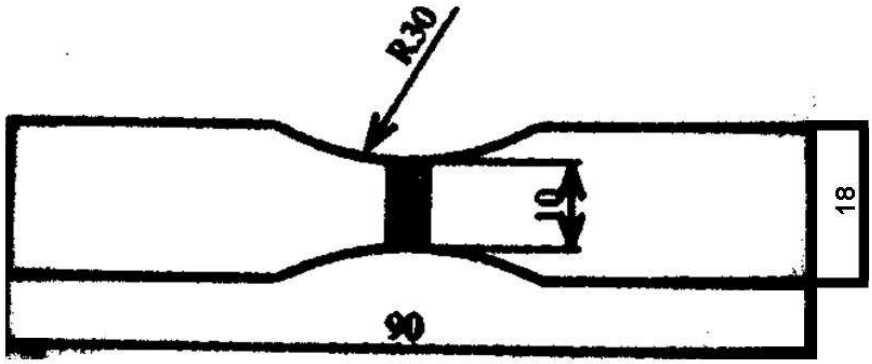
Şekil 5.15. TS EN 288-4'e göre kaynaklı levhalardaki numune dağılım planı



Şekil 5.16. TS EN 895'e uygun olarak hazırlanmış çekme deney numunesi ölçüleri

5.7.2.2 Yorulma deney numunelerinin çıkarılması

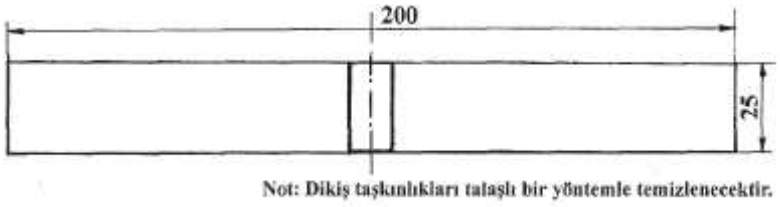
Kaynaklı levhalardan, belirlenen plana göre kaynak yöntemi ve test makinesi karakterine uyacak şekilde, esas metaller DIN 50 142'ye uygun olarak hidrolik makasla kesilerek çıkartılmıştır. Daha sonra freze ile Şekil 5.17'deki ölçülerde işlenerek numuneler hazırlanmıştır. Kaynak dikiş taşkınlıkları taşlanarak parça yüzeyleri düzeltilmiştir.



Şekil 5.17. Yorulma deneyi numune ölçüleri

5.7.2.3 Eğme deney numuneleri çıkarılması

Kaynaklı levhalardan, belirlenen plana göre TS EN-910 standardına uygun olarak, eğme deney numuneleri hidrolik makasla kesilerek çıkarılmış, Şekil 5.18'de görülen ölçülerde freze tezgahında kenarları işlenerek hazırlanmıştır. Kaynak dikiş taşkınlıkları taşlanarak parça yüzeyleri düzeltilmiştir.



Şekil 5.18. TS EN 910'a uygun olarak hazırlanmış eğme deneyi numune ölçüleri

5.7.2.4 Metalografi incelemeleri ve sertlik taraması için numune hazırlanması

Kaynaklı levhalardan, belirlenen plana göre 10 x 60 mm boyutlarında mekanik olarak kesilerek çıkarılan metalografik inceleme numuneleri, daha sonra metalografik numune kesme cihazında, yumuşak malzemeler için özel olarak üretilmiş kesme taşı ile hassas bir biçimde 10x40 mm boyutlarına indirilmiştir.

5.8. Deneylerin Yapılışı

5.8.1. Çekme deneyleri

Çekme deneyleri için Gölcük Tersanesi Metalürji Test Laboratuarında Wolpert/Probat marka çekme deneyi cihazı kullanılmıştır ve tüm deneyler oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Tüm sonuçlar, bilgisayar ortamında kaydedilmiştir (Şekil 5.19).



Şekil 5.19. Çekme deneyi uygulanmış bir deney numunesi görüntüsü (F551)

5.8.2. Yorulma deneyleri

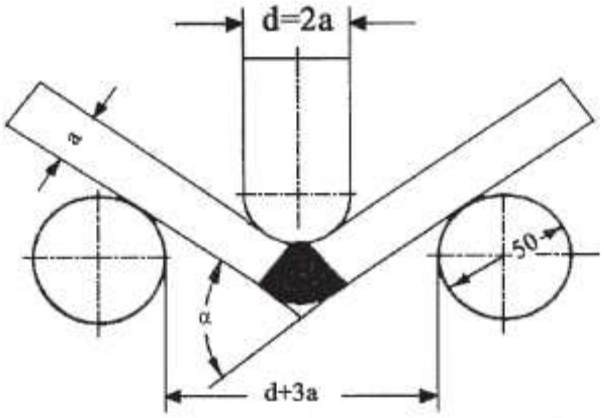
Yorulma deneyleri, Gazi Üniversitesi Endüstriyel Sanatlar Eğitim Fakültesi laboratuarlarında eğmeli yorulma cihazında malzemelerin akma mukavemetine göre saptanan yorulma değerleri uygulanarak yapılmıştır.



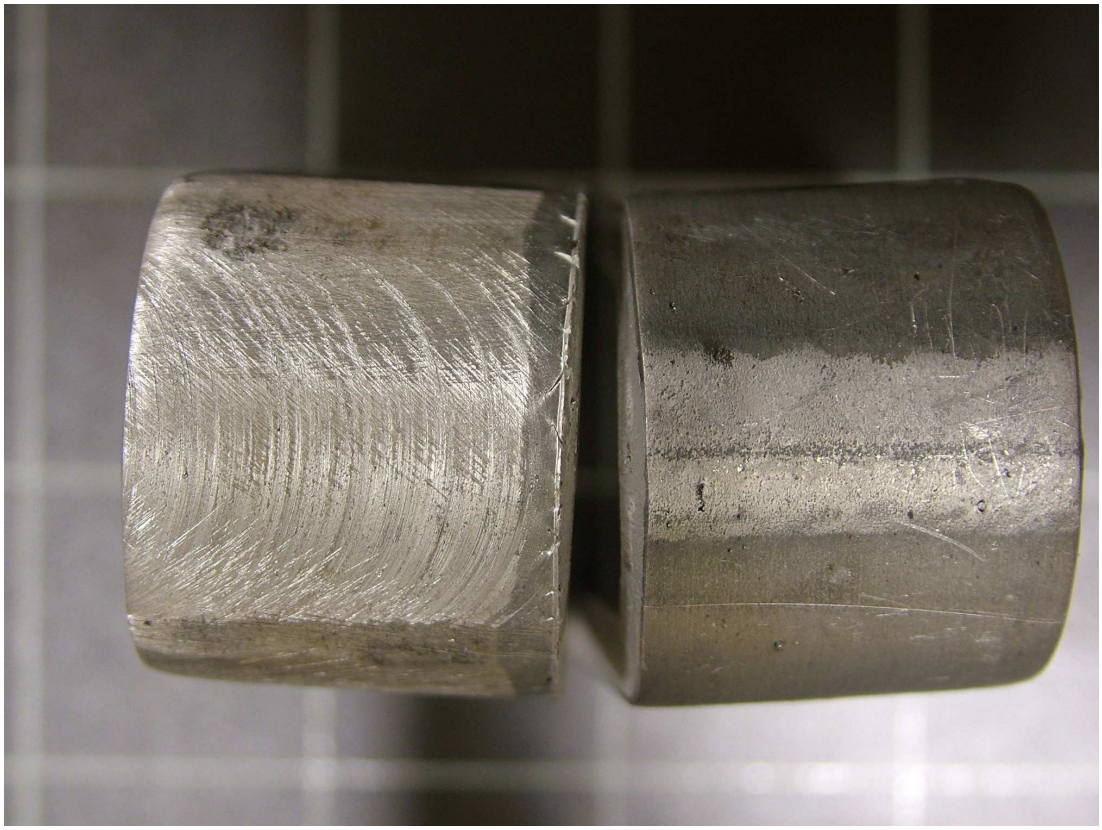
Şekil 5.20. Eğmeli yorulma deneyi uygulanmış deney numunelerinin görüntüsü

5.8.3. Eğme deneyleri

Eğme deneyleri, Kocaeli körfez ilçesinde bulunan END Denetim Ltd.Şti. laboratuarında oda sıcaklığında yapılmıştır.



Şekil 5.21. Kaynak dikişlerinin eğme deneyi uygulama prensibi



Şekil 5.22. Eğme deneyi uygulanmış bir deney numunesi görüntüsü

5.8.4 Metalografik inceleme deneyleri

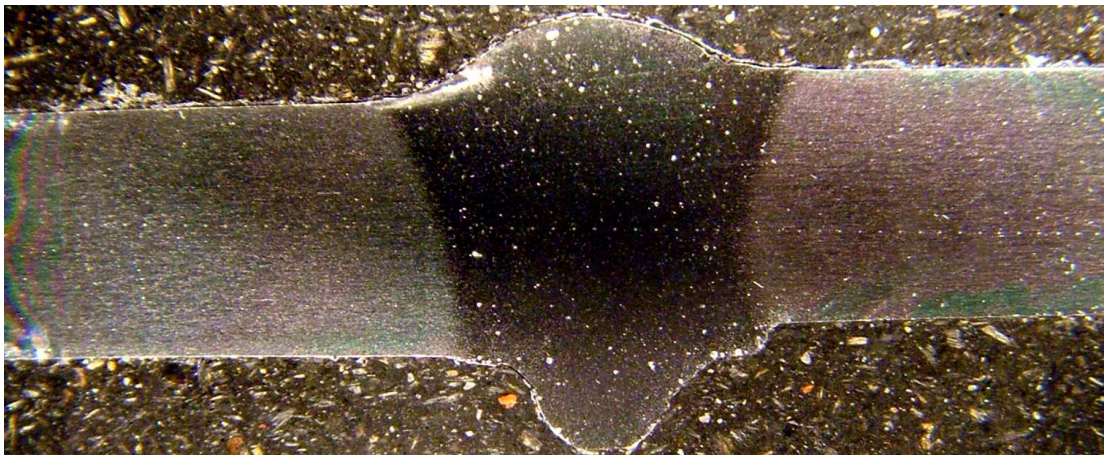
Tüm kaynaklı bağlantılardan en gerçekçi sonuçları almak amacı ile metalografik deney numuneleri genel yapıyı temsil edebilecek şekilde seçilmiştir. Kesilerek hazırlanan numuneler sıcak bakalite alma cihazında bakalite alınmıştır.

Daha sonra, numunelere zımparalama ve parlatma işlemini takiben tüm numuneler, modifiye edilmiş Keller ayıracı kullanılarak ortalama 40 saniye süre ile dağlanmıştır. Kalıntıları temizlenen numuneler önce makro fotoğraf çekimine, sonra da mikro yapı incelemelerine tabi tutulmuşlardır. Tüm metalografik numunelerde esas metal, geçiş bölgesi ve kaynak metali büyütme oranı 50x ile detaylı bir şekilde incelenmiştir.

5.8.5 Vickers sertlik taraması

Tüm kaynaklı bağlantılardan alınan metalografik inceleme numuneleri üzerinde Vickers sertlik ölçme cihazı FM700, kullanılarak sertlik taraması yapılmıştır. Vickers sertlik taramaları, numunelerin tam ortasından 200 gr (HV 0.02) deney yükü uygulanarak, FSW için EM-TMEB-KM-TMEB, MIG için EM-IEB-KM-IEB-EM esas

alınarak hat biçiminde 1 mm aralıklarla, kaynak dikişi merkezinden sağa ve sola doğru gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.23. Vickers sertlik deneyi uygulanmış bir deney numunesi görüntüsü

6. DENEY SONUÇLARI VE İRDELENMESİ

6.1. Görsel İnceleme Sonuçları

Deneylerde kullanılacak olan numunelerin, kaliteli kaynak bölgelerinden seçilmesini amaçlayan ve tüm kaynaklı levhalar üzerinde kaynak sonrası gerçekleştirilen görsel incelemelerde ANSI/AWS B1.11-88 (Guide for the Visual Inspection of Welds) ve TS EN 970 esas alınarak bu standartların öngördüğü sınırlarda kabuller yapılmıştır.

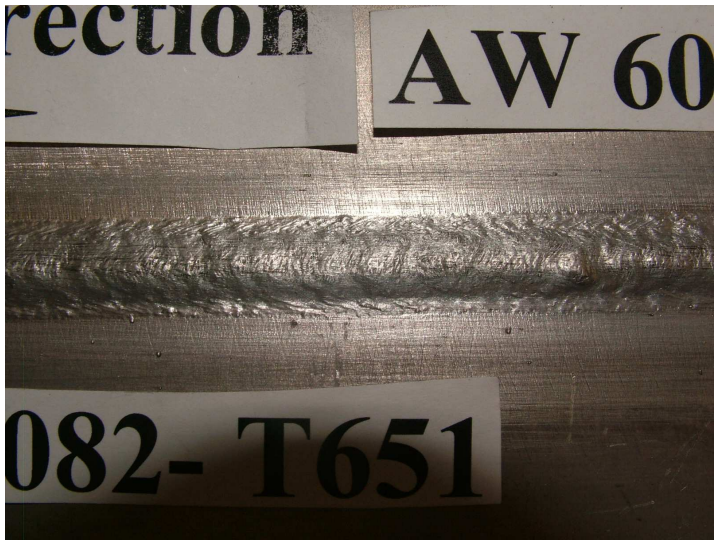
MIG kaynaklı bağlantıların hemen hemen hiçbirinin kaynak dikişinde yanma oluğu hatası gözlenmemesine karşın yalnızca M55 kodlu levhalar üzerinde çok az bir bölgede, mukavemet değerlerini etkilemeyecek ölçüde kesintili türde yanma oluğu saptanmıştır. Sıçramalar, yönergelerin öngördüğü sınırlar dâhilinde olup kaynaktan sonra taşlanarak mekanik olarak temizlenmiştir. Kaynak dikişlerinde herhangi süreksizlik izlenmemiştir, kaynak dikiş tırtılı oldukça düzgün ve kaliteli bir kaynak dikişi görünüşü göstermiştir. Kaynak bölgesinde nüfuziyetsizlik, ergime noksanlığı, eksik dolgu ya da radyal kaçıklık ta gözlenmemiştir.



Şekil 6.1. MIG Kaynaklı 5083-5083 levhanın genel görünümü



Şekil 6.2. MIG Kaynaklı 5083-6082 levhanın genel görünümü



Şekil 6.3. MIG Kaynaklı 6082-6082 levhanın genel görünümü

Tüm MIG kaynaklı bağlantılarda, kaynak dikiş boyutları 50 mm aralıklarla ölçülmüş olup sonuçlar normaldir ve tüm ölçüm sonuçları Tablo 6.1'de verilmiştir. Geleneksel MIG yöntemi uygulanmış alüminyum alaşımlarda görülen çarpılma CMT Puls yöntemiyle uygulanan düşük ısı girdisi sayesinde gözlenmemiştir.

Tablo 6.1. MIG Kaynaklı bağlantılarda kaynak dikiş boyutları

Numune Kodu	B	H	b	h	Nüfuziyet=H+h+t
M55	**11**	**2.2**	**6.65**	**2**	**10.2**
M56	**11**	**2.1**	**6.6**	**2.6**	**10.7**
M66	**10.3**	**2.1**	**6.7**	**2**	**10.1**

FSW bağlantılarının görsel incelemesinde her iki ilerleme hızında da elde edilen kaynaklı parçalardan F56 ve F66 çiftlerinde (Şekil 6.4, 6.5), dikiş görünümü takımın

açılı ilerlemesine bağlı olarak yarı dairesel halkalar biçiminde olmakla birlikte, bazı yerlerde oldukça sık ve parlaktır. Takım omuz çapına bağlı olarak dikiş genişlikleri 20 mm ve homojendir. Yalnızca başlangıçta yaklaşık 10-15 mm'lik kısım başlangıç plakası kullanılmadığından dolayı düşük boyutludur ve omuz çapı ölçüsüne doğru normal bir genişleme göstermiştir. Kaynak dikişinde çökme miktarı en çok 0,5 mm olmakla birlikte bu değer normaldir. FSW uygulamasında beklendiği gibi herhangi bir çarpılma gözlenmemiştir.



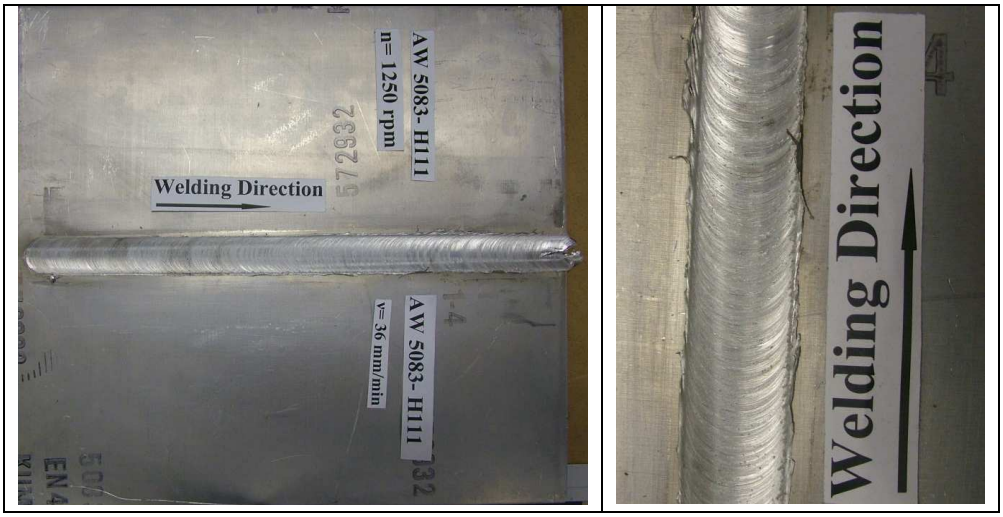
Şekil 6.4. F56 Kodlu parçanın genel görünümü



Şekil 6.5. F66 Kodlu parçanın genel görünümü

36 mm/dk ilerleme hızında da elde edilen kaynaklı parçalardan F55 çiftinin görsel incelemesinde (Şekil 6.6), dikiş görünümü takımın açılı ilerlemesine bağlı olarak yarı dairesel halkalar biçiminde olmakla birlikte, bazı yerlerde oldukça sık ve parlaktır. Takım omuz çapına bağlı olarak dikiş genişlikleri 20 mm ve homojendir. Yalnızca başlangıçta yaklaşık 10-15 mm'lik kısım başlangıç plakası kullanılmadığından dolayı düşük boyutludur ve omuz çapı ölçüsüne doğru normal bir genişleme göstermiştir. Kaynak dikişinde çökme miktarı en çok 0,5 mm'dir. Bu değer normal olmakla birlikte

kaynak bölgesinde çapak oluşumu gözlenmiştir. Bu çapaklar deneylerden önce mekanik olarak traşlanarak temizlenmiştir. FSW uygulamasında beklendiği gibi herhangi bir çarpılma gözlenmemiştir.



Şekil 6.6. 36 mm/dk ilerleme hızında elde edilen F551 kaynak çifti

64 mm/dk ilerleme hızında da elde edilmeye çalışılan F552 çiftinde (Şekil 6.7), kaynaklı bağlantı elde edilememiş ve bağlantıda çatlak oluşumu gözlenmiştir. Çatlak oluşumu nedeniyle görsel incelemeden başka bir deneye tabii tutulmamıştır.

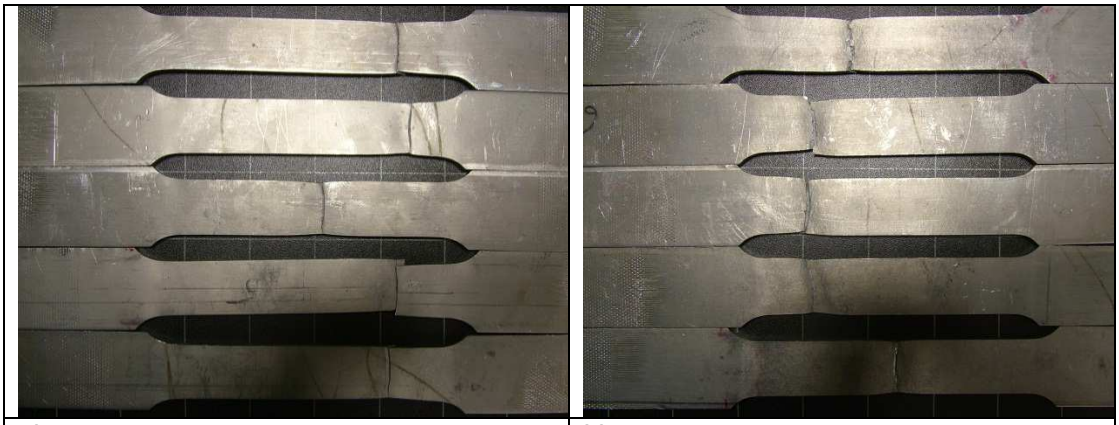


Şekil 6.7. 64 mm/dk ilerleme hızında elde edilen F552 kaynak çifti

6.2. Çekme Deneyi Sonuçları

Esas metallerin çekme deneyi kopma biçimleri Şekil 6.8 ve deney sonuçları Tablo 6.2'de, iki ayrı kaynak yöntemi ile gerçekleştirilen kaynaklı bağlantılardan çıkarılan

çekme deney numuneleri üzerinde çekme deneyi sonrası oluşan kopma biçimleri,6.10, 6.11, 6.12'de görülmektedir.



a) EN AW 5083 H111 b) EN AW 6082 T651

Şekil 6.8. Esas metallerden çıkarılan, çekme deneyi uygulanmış numunelerin toplu görünüşü (a: AW5083, b: AW6082)

Tablo 6.2. Esas metal çekme deneyi sonuçları

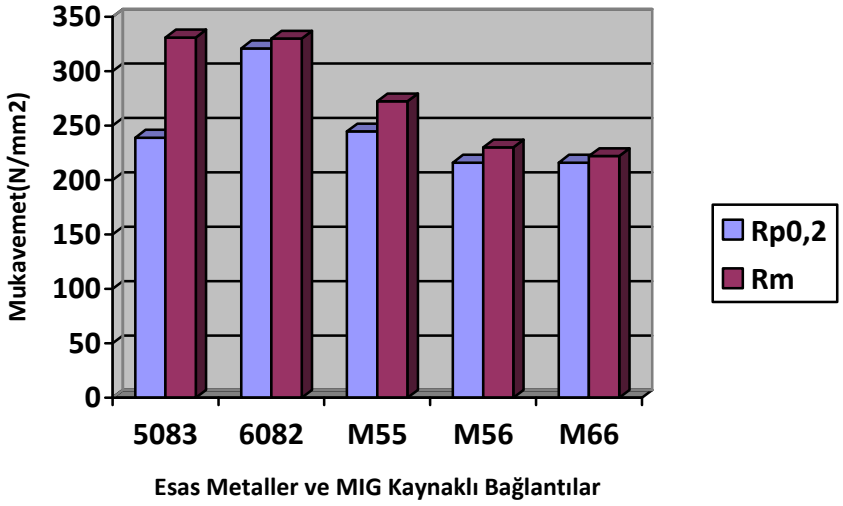
Parça No.	**Rp 0,2 (N/mm²)**	**Rm (N/mm²)**	**Uzama (%)**
5083-1	239,6	331,9	16,8
5083-2	240,5	330	15
5083-3	236,1	332,4	18
5083-4	235,1	330,7	18
5083-5	242,5	332	15
5083 ORT	238,8	331,4	16,6
6082-1	319,1	328,1	12,5
6082-2	322,6	330,9	12,5
6082-3	322,4	329,9	10,6
6082-4	321,3	329,4	10
6082-5	322,8	330,6	10
6082 ORT	321,6	330	11,1

MIG kaynaklı bağlantılardan çıkarılan çekme numunelerine uygulanan çekme deneyi sonucu elde edilen akma mukavemeti, çekme mukavemeti, % uzama miktarı ve kopmanın olduğu yeri belirten sonuçlar Tablo 6.3'te özetlenmiştir.

Tablo 6.3. MIG kaynaklı bağlantıların çekme deneyi sonuçları

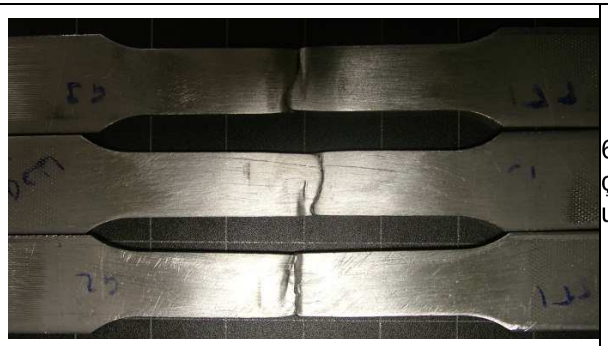
Parça No.	Rp 0,2 (N/mm²)	Rm (N/mm²)	Kopma Yeri
M55 C1	246	279	Kaynak Metali
M55 C2	242	269	Kaynak Metali
M55 C3	246	269	Kaynak Metali
M55 ORT	244,6	272,3	
M56 C1	212	226	IEB (AW 6082 tarafı)
M56 C2	221	234	IEB (AW 6082 tarafı)
M56 C3	215	230	IEB (AW 6082 tarafı)
M56 ORT.	216	230	
M66 C1	217	223	IEB
M66 C2	217	221	Kaynak Metali
M66 C3	215	223	IEB
M66 ORT.	216,3	222,3	

MIG kaynaklı bağlantılardan çıkarılan numunelere uygulanan çekme deneyi sonucunda elde edilen akma mukavemeti ve çekme mukavemet değerlerinin, esas metallerin akma ve çekme mukavemet değerleri karşılaştırılmalı olarak Şekil 6.9'da grafik olarak verilmiştir.



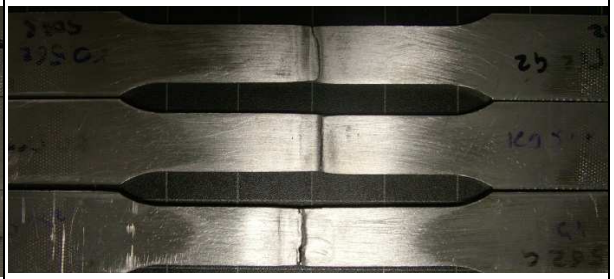
Şekil 6.9. MIG kaynaklı bağlantıların mekanik özelliklerinin esas metallerle karşılaştırılması





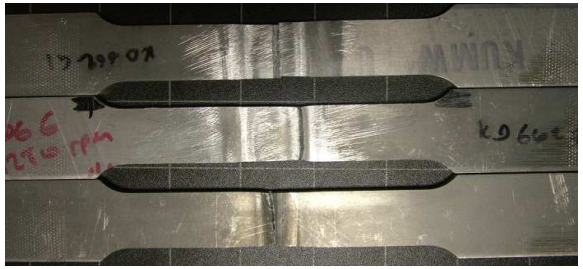
64 mm/dk ilerleme hızında Şekil 6.7'de görülen çatlak oluşumu gözlendiğinden müteakip deneyler uygulanmamıştır.













(a) MIG kaynaklı numuneler

(b) FSW kaynaklı numuneler (36 mm/dk)

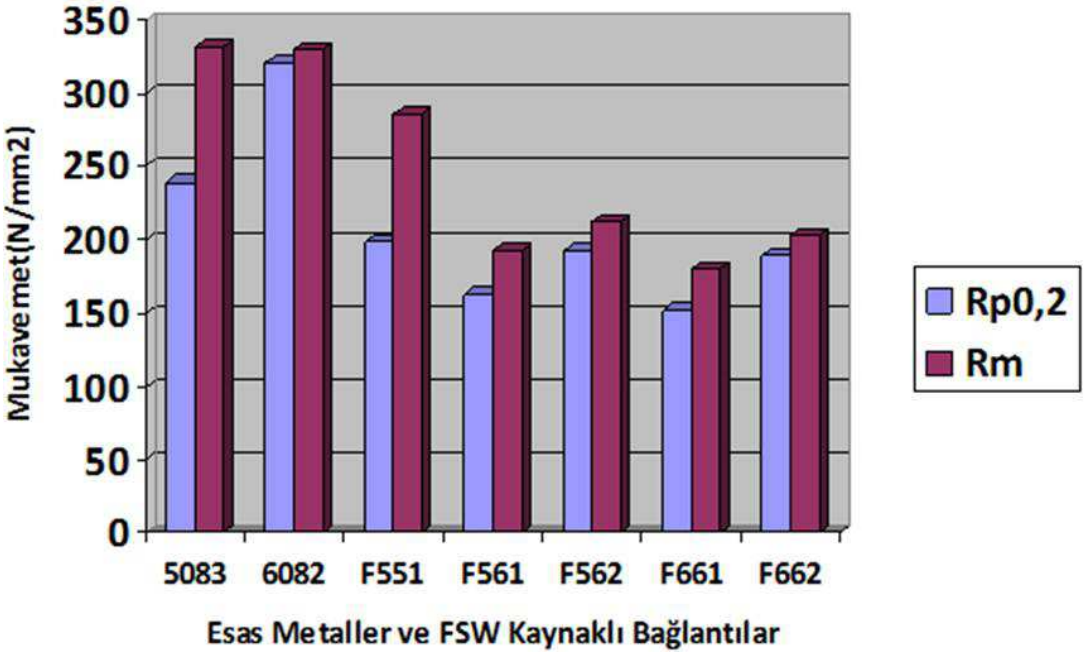
(c) FSW kaynaklı numuneler (36 mm/dk)

Şekil 6.10. Kaynaklı bağlantılardan çıkarılarak çekme deneyi uygulanmış numuneler

Tablo 6.4. FSW uygulanmış bağlantıların çekme deneyi sonuçları

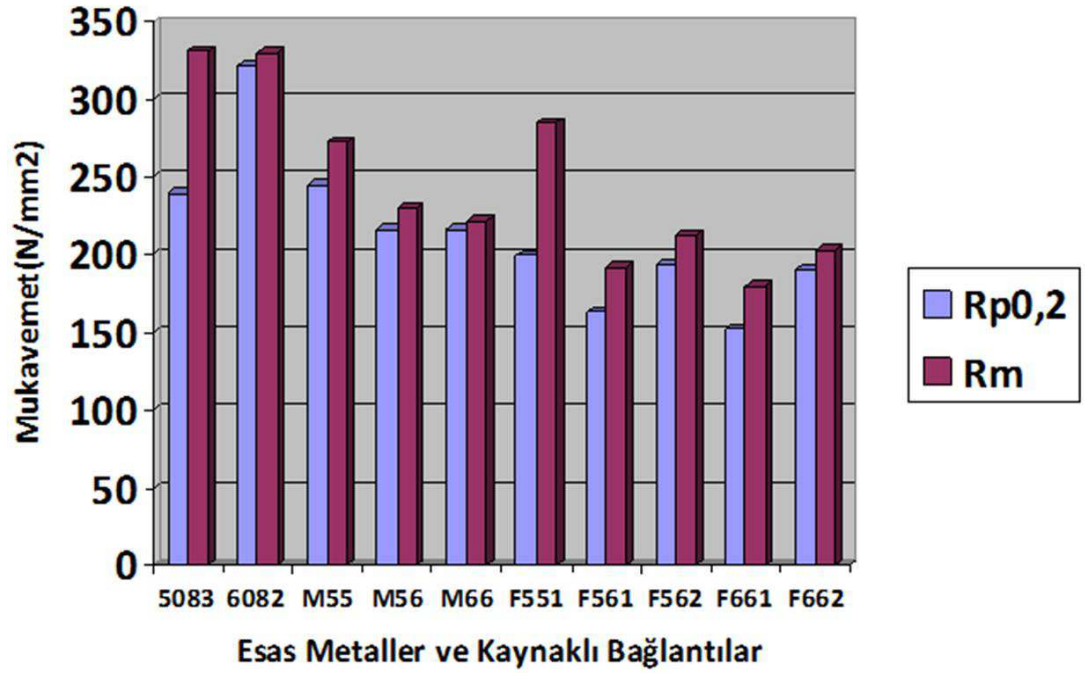
Parça No.	Rp 0,2 (N/mm²)	Rm (N/mm²)	Uzama (%)	Kopma Yeri
F551 C1	191	281	14	Kaynak Metali
F551 C2	-	284	14	Kaynak Metali
F551 C3	206	290	14	Kaynak Metali
F551 ORT	198,5	285	14	
F561 C1	-	186,8	5,6	Kaynak Metali
F561 C2	162,9	188,6	5,6	Kaynak Metali
F561 C3	-	200,8	5,6	Kaynak Metali
F561 ORT.	162,9	192,1	5,6	
F562 C1	-	211		TMEB 6082
F562 C2	193	214		TMEB 6082
F562 C3	-	211		Kaynak Metali
F562 ORT.	193	212		
F661 C1	151,5	156,3	8	Kaynak Metali
F661 C2	-	196,6	8,4	TMEB
F661 C3	-	188,5	7,6	TMEB
F661 ORT.	151,5	180,5	8	
F662 C1	-	204		Kaynak Metali
F662 C2	-	211		TMEB
F662 C3	189,9	194		TMEB
F662 ORT.	189,9	203		

FSW yöntemi uygulanmış bağlantılardan çıkarılan numunelere uygulanan çekme deneyi sonucu elde edilen akma mukavemeti, çekme mukavemeti, % uzama miktarı ve kopmanın olduğu yeri belirtilen sonuçlar Tablo 7.4'te listelenmiştir. Aynı şekilde FSW bağlantılarından çıkarılan çekme deneyi sonucunda elde edilen akma mukavemeti ve çekme mukavemeti değerleri ile karşılaştırılmalı olarak Şekil 6.13'te grafik olarak gösterilmiştir.



Şekil 6.11. FSW uygulanmış bağlantıların mekanik özelliklerinin esas metallerle karşılaştırılması

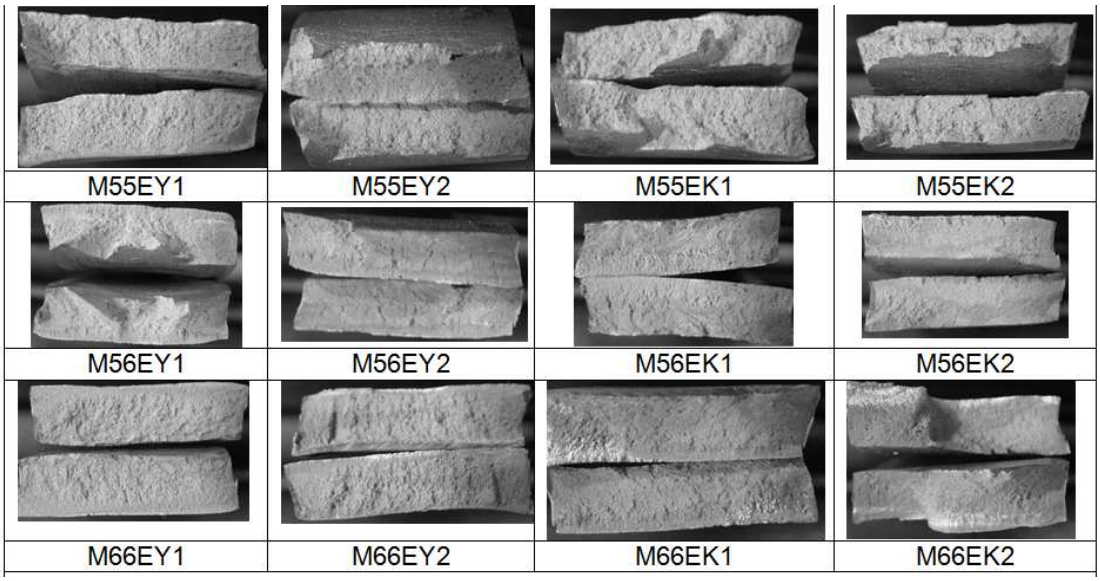
Tüm kaynaklı bağlantılara ait mekanik özelliklerin kıyaslanması amacıyla bütün çekme deneyi sonuçları Şekil 6.12'de gösterilmiştir.



Şekil 6.12. MIG ve FSW kaynaklı bağlantıların mekanik özelliklerinin esas metallerle karşılaştırılması

6.3. Eğme Deneyi Sonuçları

MIG ile kaynak edilmiş levhalardan çıkarılan eğme numunelerine uygulanan kök eğme ve yüz eğme deneyleri sonucunda bütün numuneler kırılmış olup deney numunelerinin kırılma yüzeylerini gösteren resimler Şekil 6.13'te görülmektedir.

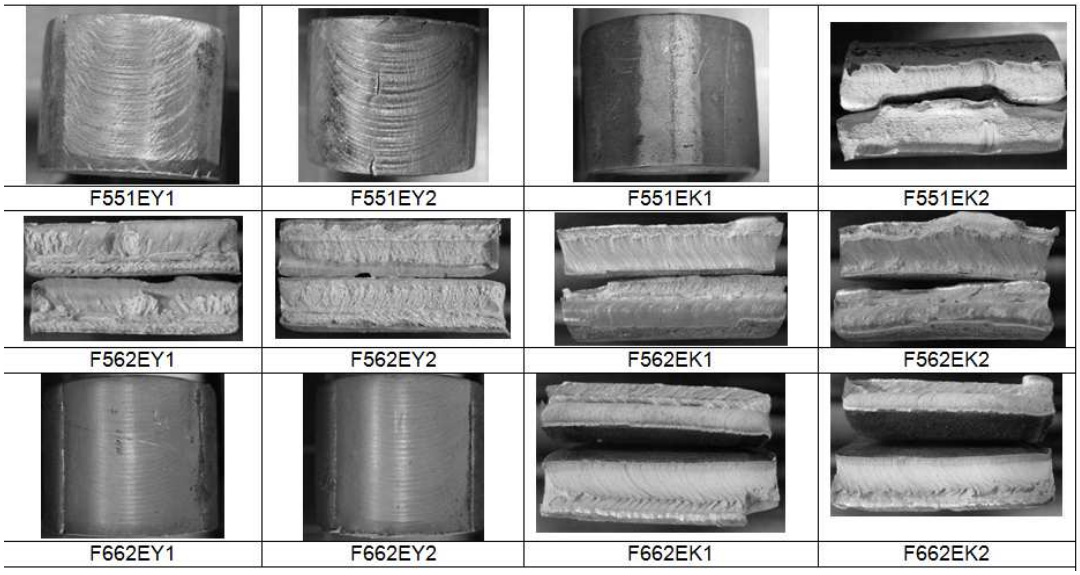


Şekil 6.13. MIG Kaynaklı bağlantıların kök eğme ve yüz eğme deney sonuçları

FSW ile kaynak edilmiş levhalardan çekme deneylerine göre daha iyi sonuçlar veren F551, F562 ve F662 kodlu parçalardan çıkarılan eğme numunelerine uygulanan kök eğme ve yüz eğme deneylerinden elde edilen sonuçlar Tablo 6.5'te Şekil 6.14'de görülmektedir.

Tablo 6.5. FSW bağlantılarına ait eğme deneyi sonuçları

Numune Kodu	Sonuç
F551EY1	Çatlama görülmedi
F551EY2	Çatlama gözlendi
F551EK1	Çatlama görülmedi
F551EK2	Numune Kırıldı
F562EY1	Numune Kırıldı
F562EY2	Numune Kırıldı
F562EK1	Numune Kırıldı
F562EK2	Numune Kırıldı
F662EY1	Çatlama görülmedi
F662EY2	Çatlama görülmedi
F662EK1	Numune Kırıldı
F662EK2	Numune Kırıldı



Şekil 6.14. FSW kaynaklı bağlantıların kök eğme ve yüz eğme deney sonuçları

6.4. Yorulma Deneyi Sonuçları

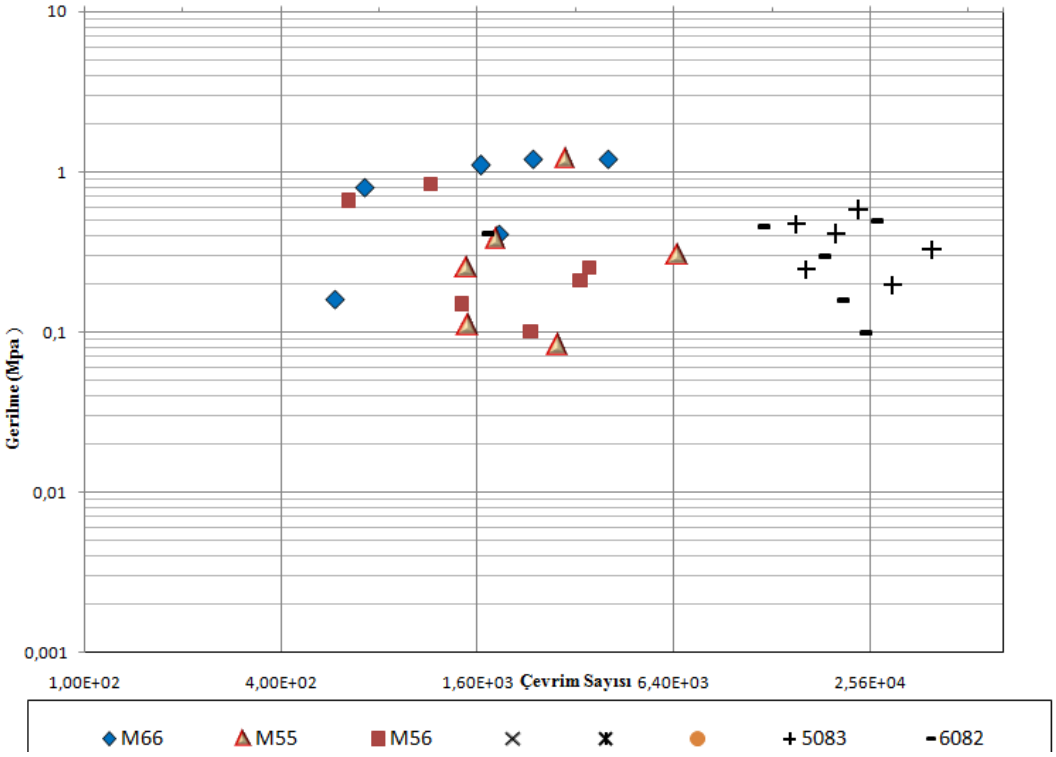
Esas metaller, MIG ile kaynak edilmiş levhaların tamamı ve FSW ile kaynak edilmiş levhalardan çekme deneylerine göre daha iyi sonuçlar veren F551, F562 ve F662 kodlu parçalardan yorulma davranışını analiz etmek için yapılan eğmeli yorulma deneylerinde elde edilen sonuçlar Tablo 6.6 ve 6.7'de, yorulma grafiği (S-N) Şekil 6.15, 6.16 ve 6.17'de, yorulma uygulanmış numunelere ait resimler Şekil 6.18-25'te görülmektedir.

Tablo 6.6. MIG Kaynaklı numunelerin yorulma deney sonuçları, gerilme (MPa), ömür (çevrim sayısı)

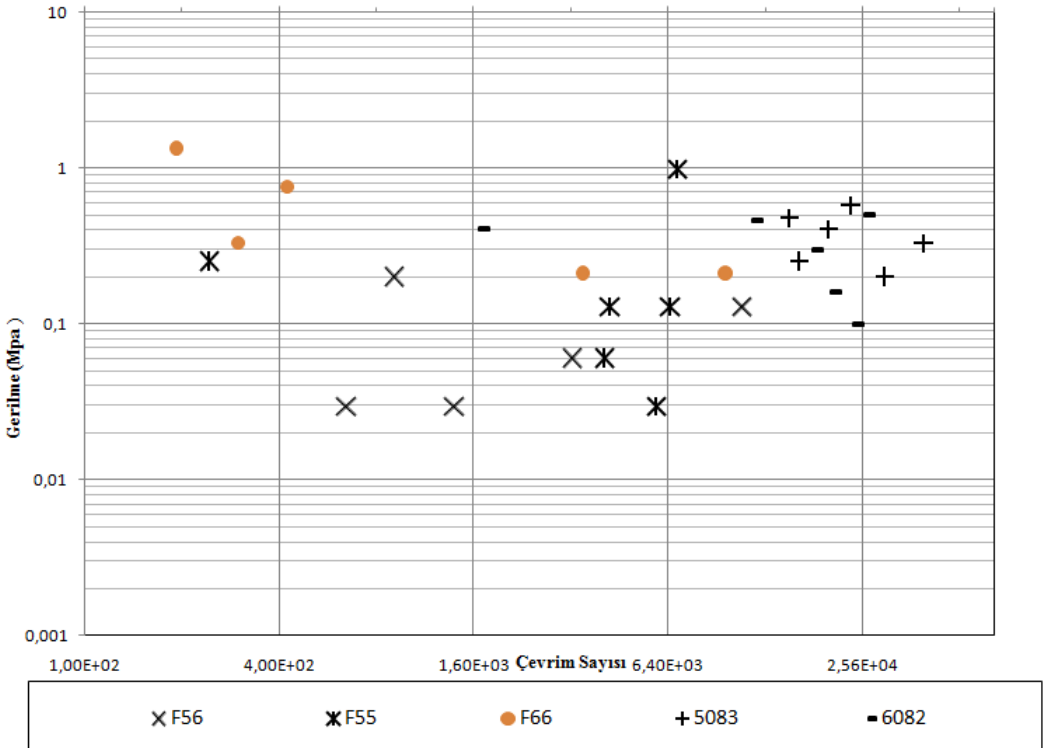
EN AW 5083		EN AW 6082		M55		M56		M66	
Gerilme	**Ömür**	**Gerilme**	**Ömür**	**Gerilme**	**Ömür**	**Gerilme**	**Ömür**	**Gerilme**	**Ömür**
0,25	16198	0,1	24079	0,38	1827	0,21	3304	1,1	1639
0,2	29710	0,3	17973	0,11	1500	0,1	2332	1,21	2372
0,33	39631	0,16	20391	0,25	1483	0,15	1434	1,2	4013
0,41	19968	0,5	25928	0,083	2821	0,66	646	0,8	721
0,58	23594	0,41	1657	0,3	6572	0,83	1152	0,41	1863
0,48	15156	0,46	11689	1,2	2982	0,25	3524	1,6	584

Tablo 6.7. FSW Kaynaklı numunelerin yorulma deney sonuçları, gerilme (MPa), ömür (çevrim sayısı)

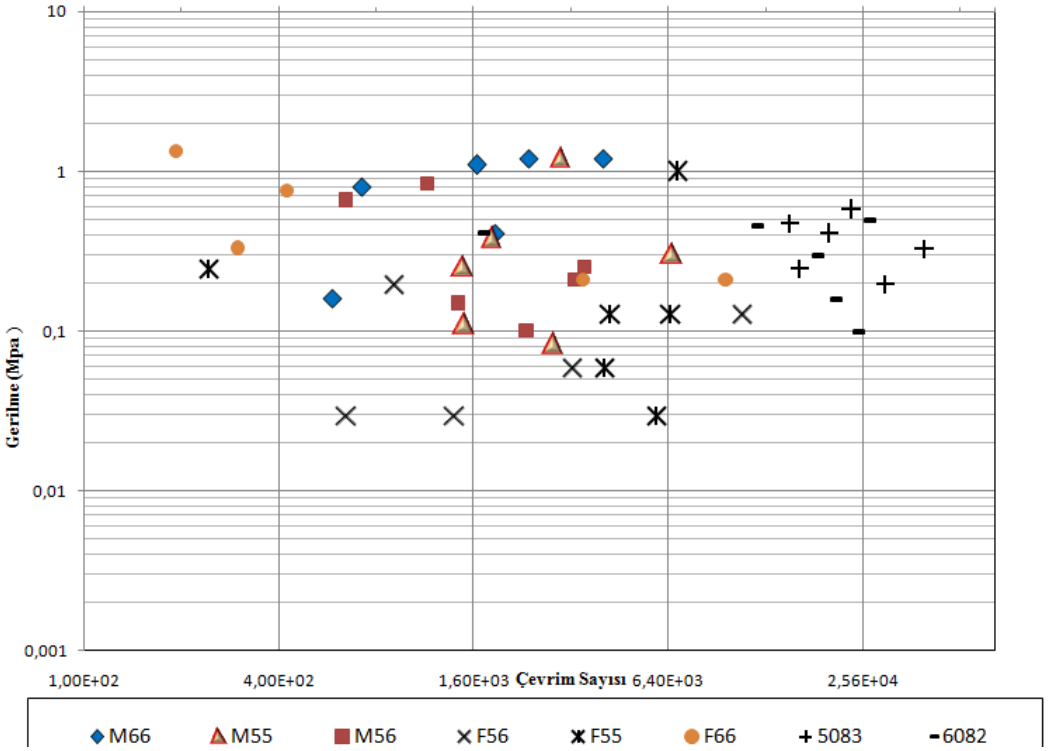
EN AW 5083		EN AW 6082		F551		F562		F662	
Gerilme	Ömür	Gerilme	Ömür	Gerilme	Ömür	Gerilme	Ömür	Gerilme	Ömür
0,25	16198	0,1	24079	0,03	5864	0,03	1392	1,33	193
0,2	29710	0,3	17973	0,06	4041	0,06	3219	0,25	76
0,33	39631	0,16	20391	0,13	6498	0,13	10722	0,33	300
0,41	19968	0,5	25928	1	6812	0,2	902	0,75	425
0,58	23594	0,41	1657	0,25	241	0,33	90	0,21	9639
0,48	15156	0,46	11689	0,13	4227	0,03	646	0,21	3498



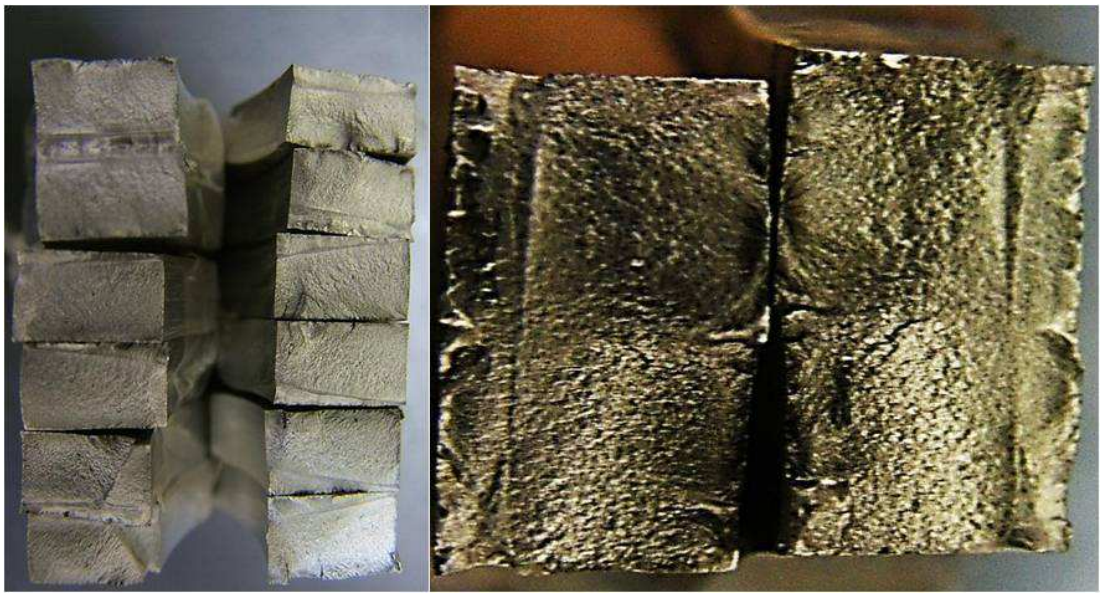
Şekil 6.15. Robotik CMT-MIG kaynaklı numunelerin yorulma deney sonuçlarının grafiği, gerilme (MPa), ömür (çevrim sayısı)



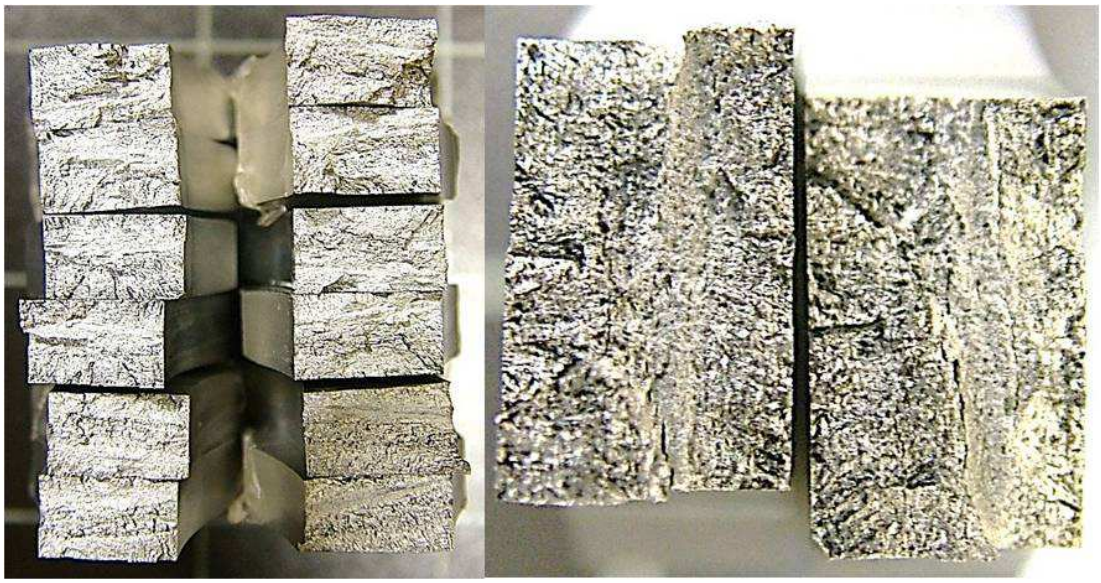
Şekil 6.16. FSW kaynaklı numunelerin yorulma deney sonuçlarının grafiği, gerilme (MPa), ömür (çevrim sayısı)



Şekil 6.17. Kaynaklı numunelerin yorulma deney sonuçlarının grafiği, gerilme (MPa), ömür (çevrim sayısı)



Şekil 6.18. AW5083 Esas metal yorulma deneyi sonuçları



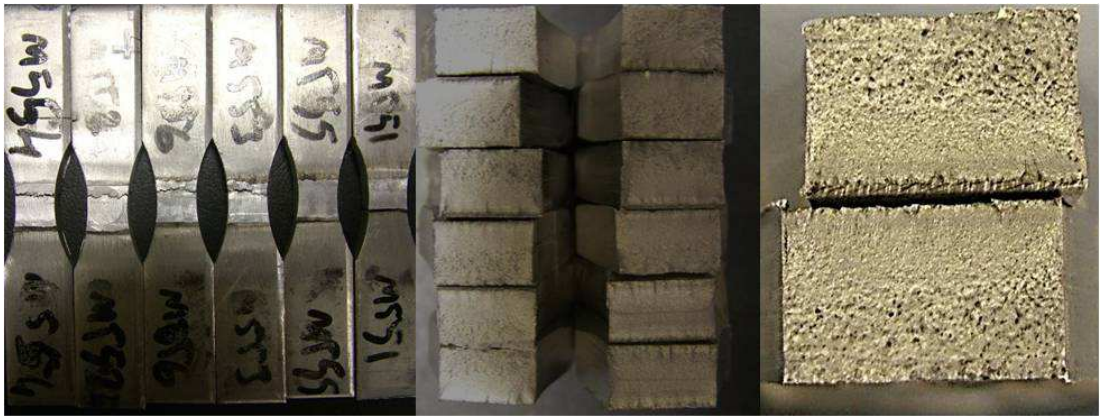
Şekil 6.19. AW6082 Esas Metal Yorulma Deneyi Sonuçları



Şekil 6.20. M66 Yorulma Deneyi Sonuçları



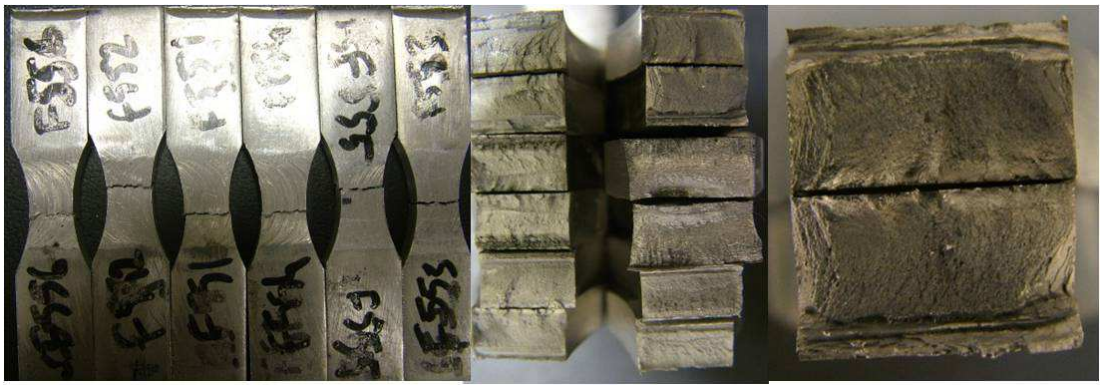
Şekil 6.21. M56 Yorulma Deneyi Sonuçları



Şekil 6.22. M55 Yorulma Deneyi Sonuçları



Şekil 6.23. F662 Yorulma Deneyi Sonuçları



Şekil 6.24. F551 Yorulma Deneyi Sonuçları

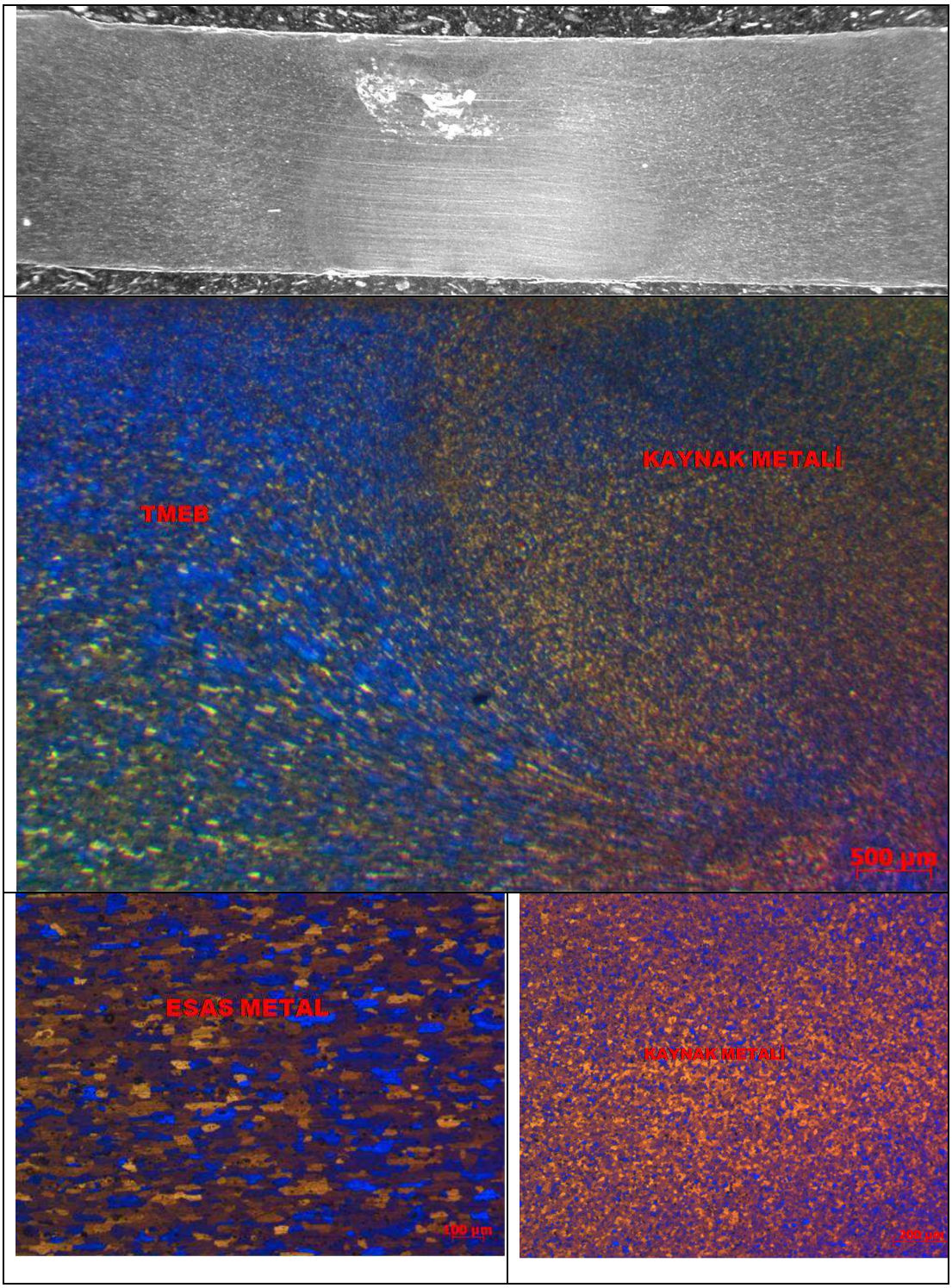


Şekil 6.25. F562 Yorulma Deneyi Sonuçları

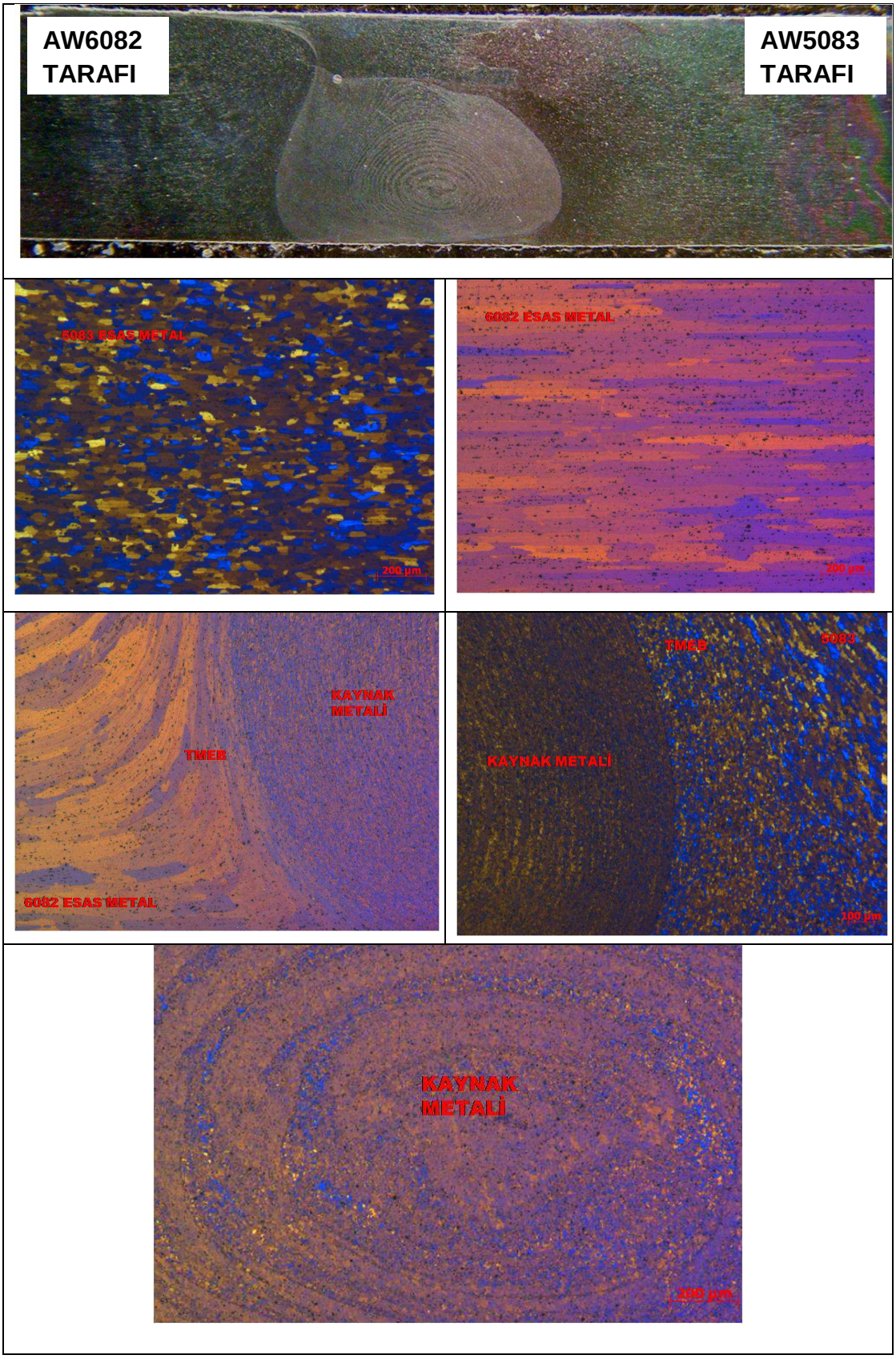
6.5 Metalografik İnceleme Sonuçları

6.5.1. Kaynaklı yapılara ait mikro yapı görüntüleri

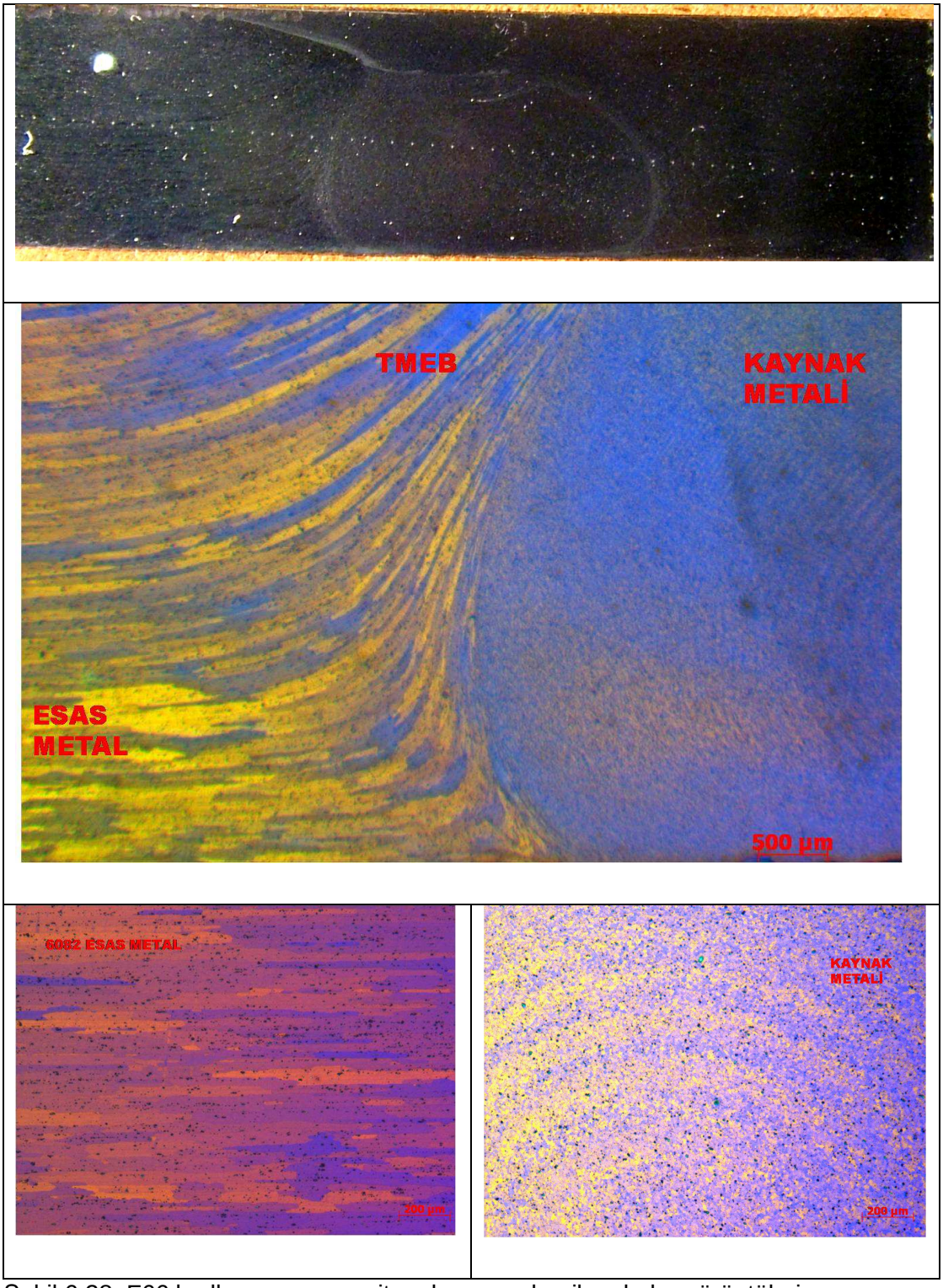
Her iki kaynak yöntemiyle elde edilen kaynaklı bağlantılarının kaynak kesiti makro fotoğraf çekimi ve ışık mikroskobu ile 50x büyütme ile görüntüler elde edilmiştir. Elde edilen görüntüler Şekil 6.26, 6.27, 6.28, 6.29, 6.30 ve 6.31'de görülmektedir.



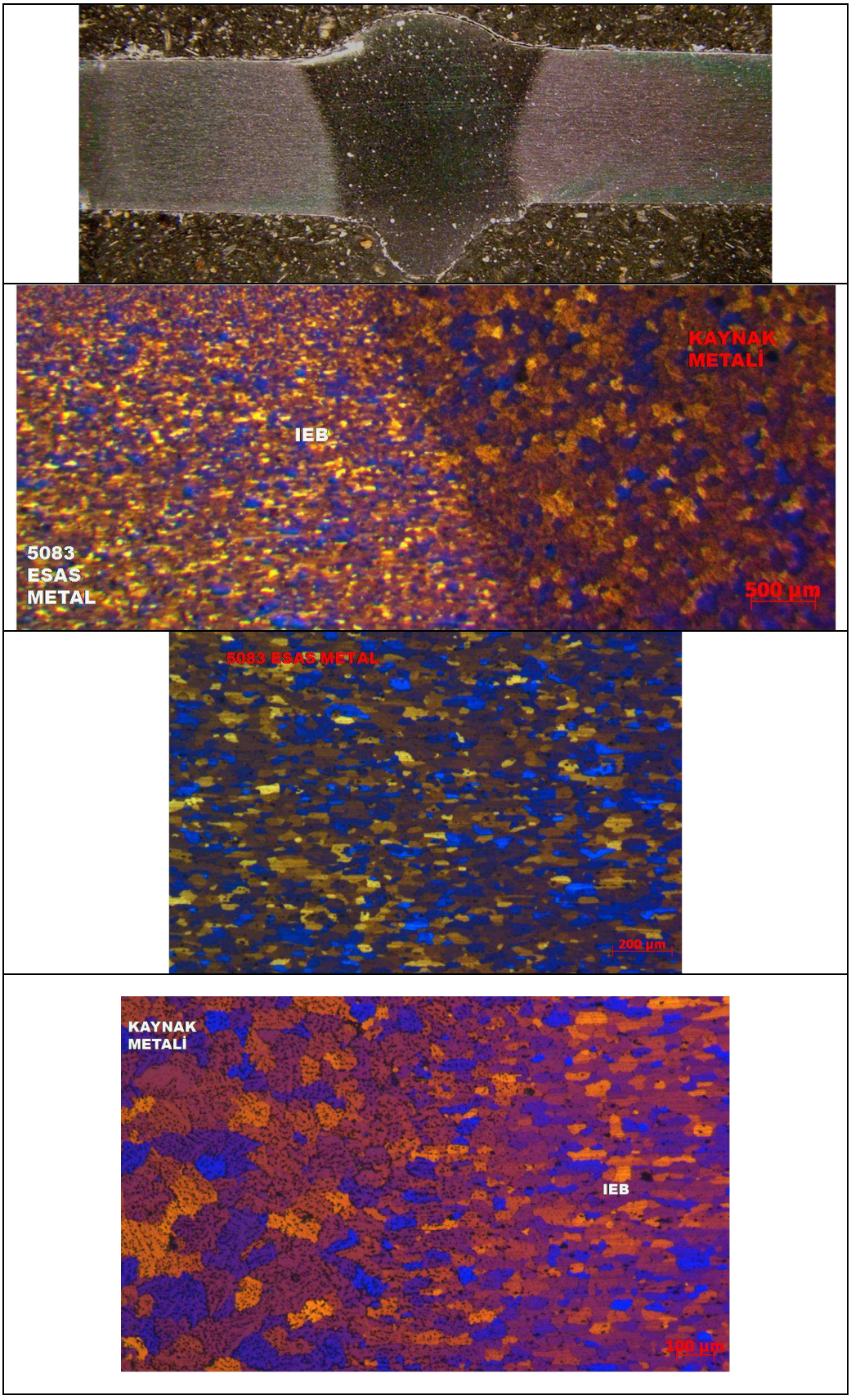
Şekil 6.26. F55 kodlu numuneye ait makro ve ışık mikroskobu görüntüleri



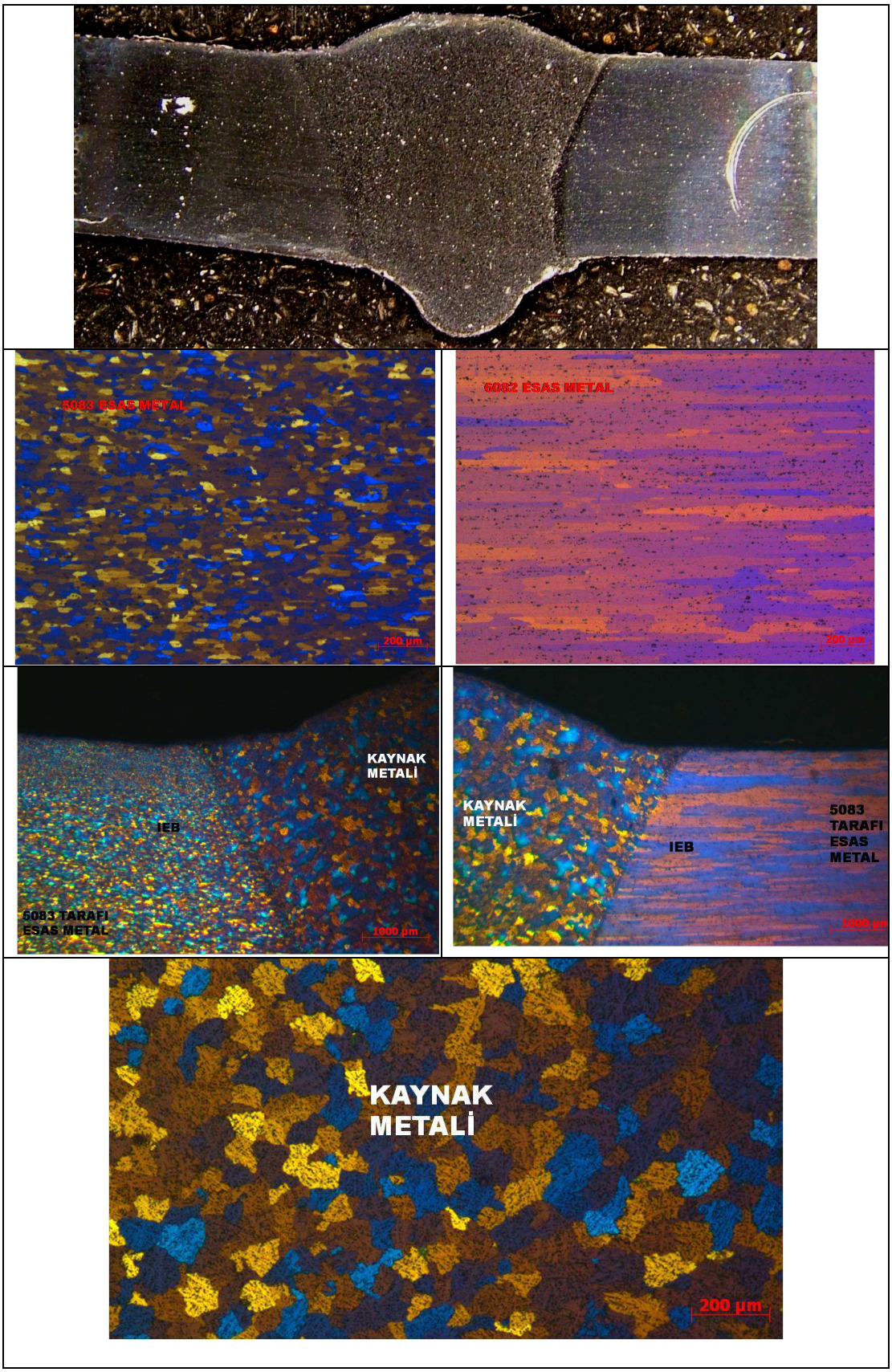
Şekil 6.27. F56 kodlu numuneye ait makro ve ışık mikroskobu görüntüleri



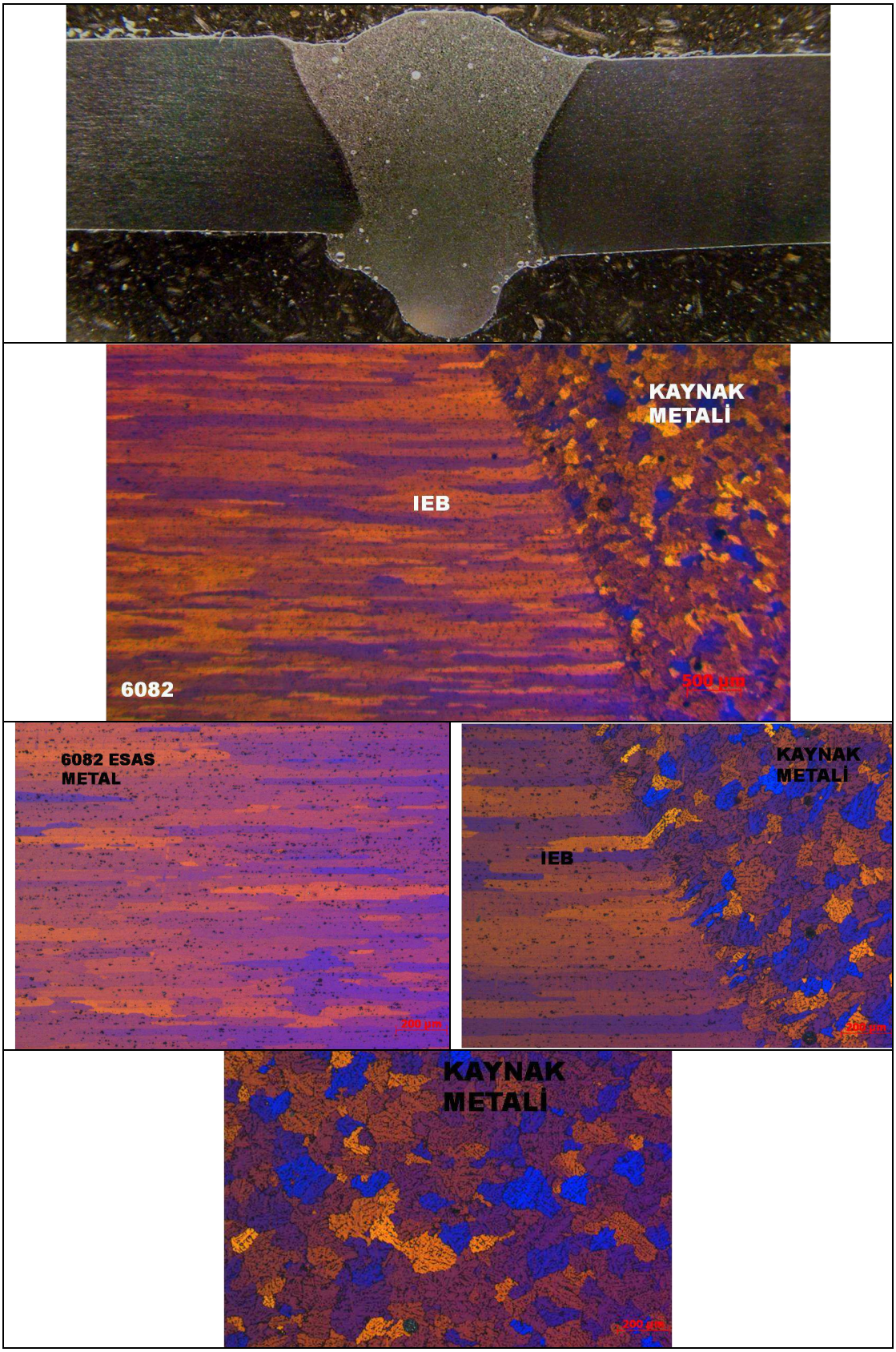
Şekil 6.28. F66 kodlu numuneye ait makro ve ışık mikroskobu görüntüleri



Şekil 6.29. M55 kodlu numuneye ait makro ve ışık mikroskobu görüntüleri



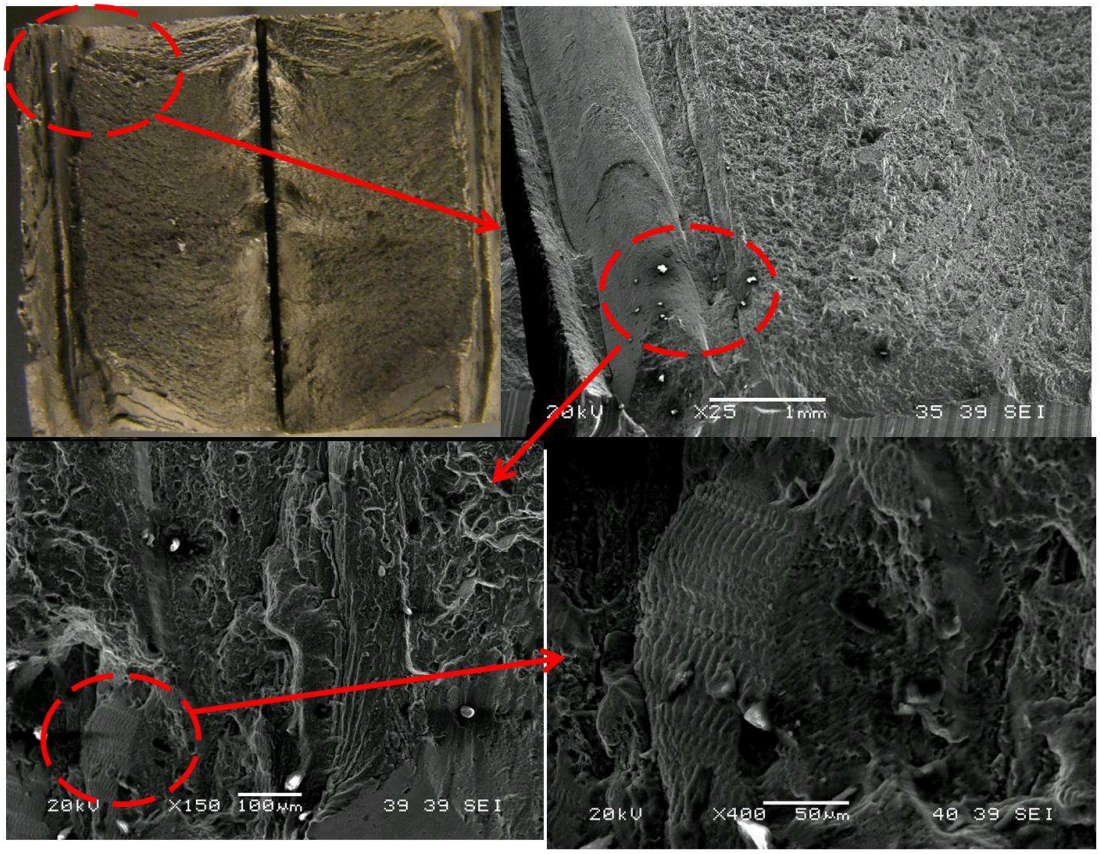
Şekil 6.30. M56 kodlu numuneye ait makro ve ışık mikroskobu görüntüleri



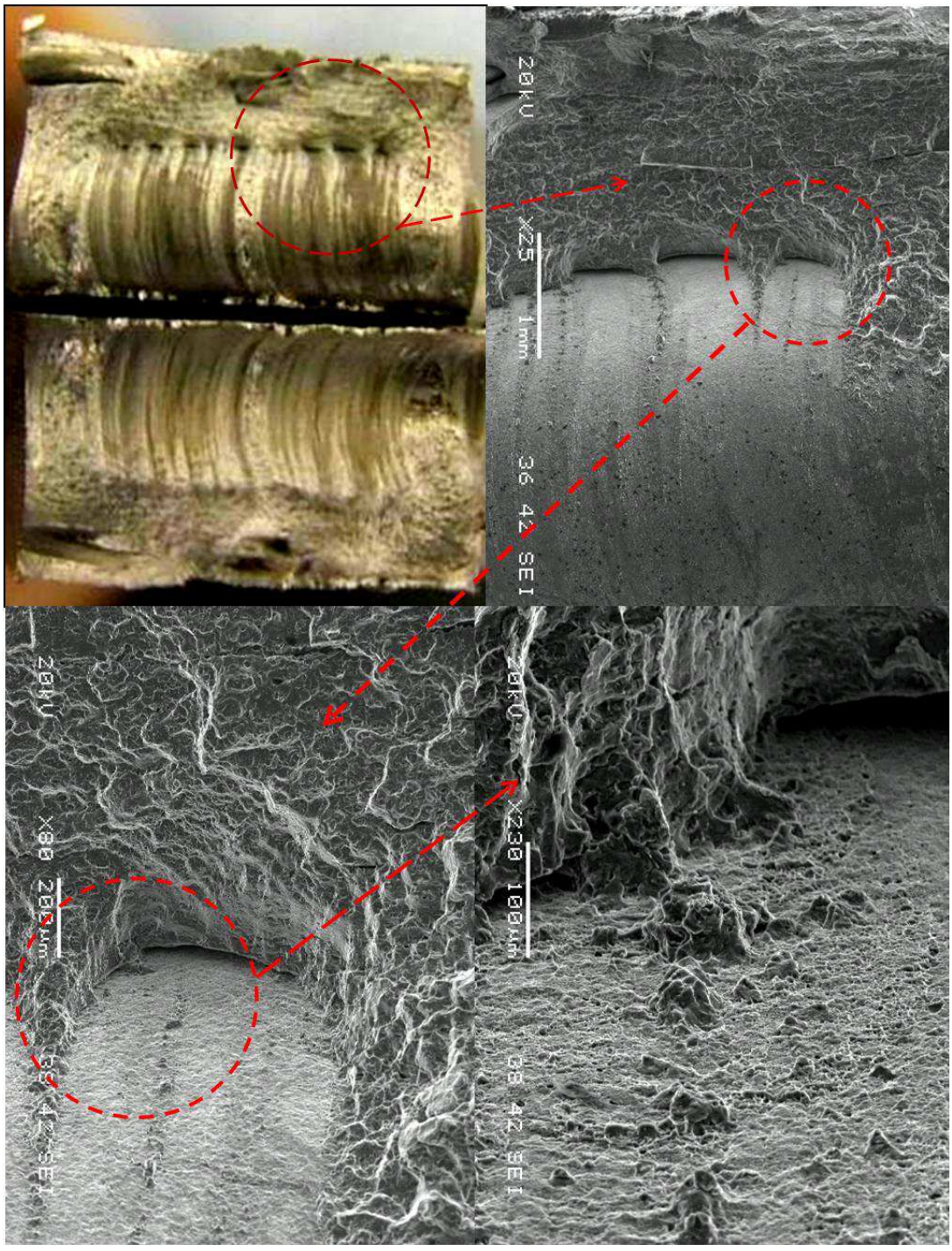
Şekil 6.31. M66 kodlu numuneye ait makro ve ışık mikroskobu görüntüleri

6.5.2. Yorulma numunelerine ait kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri

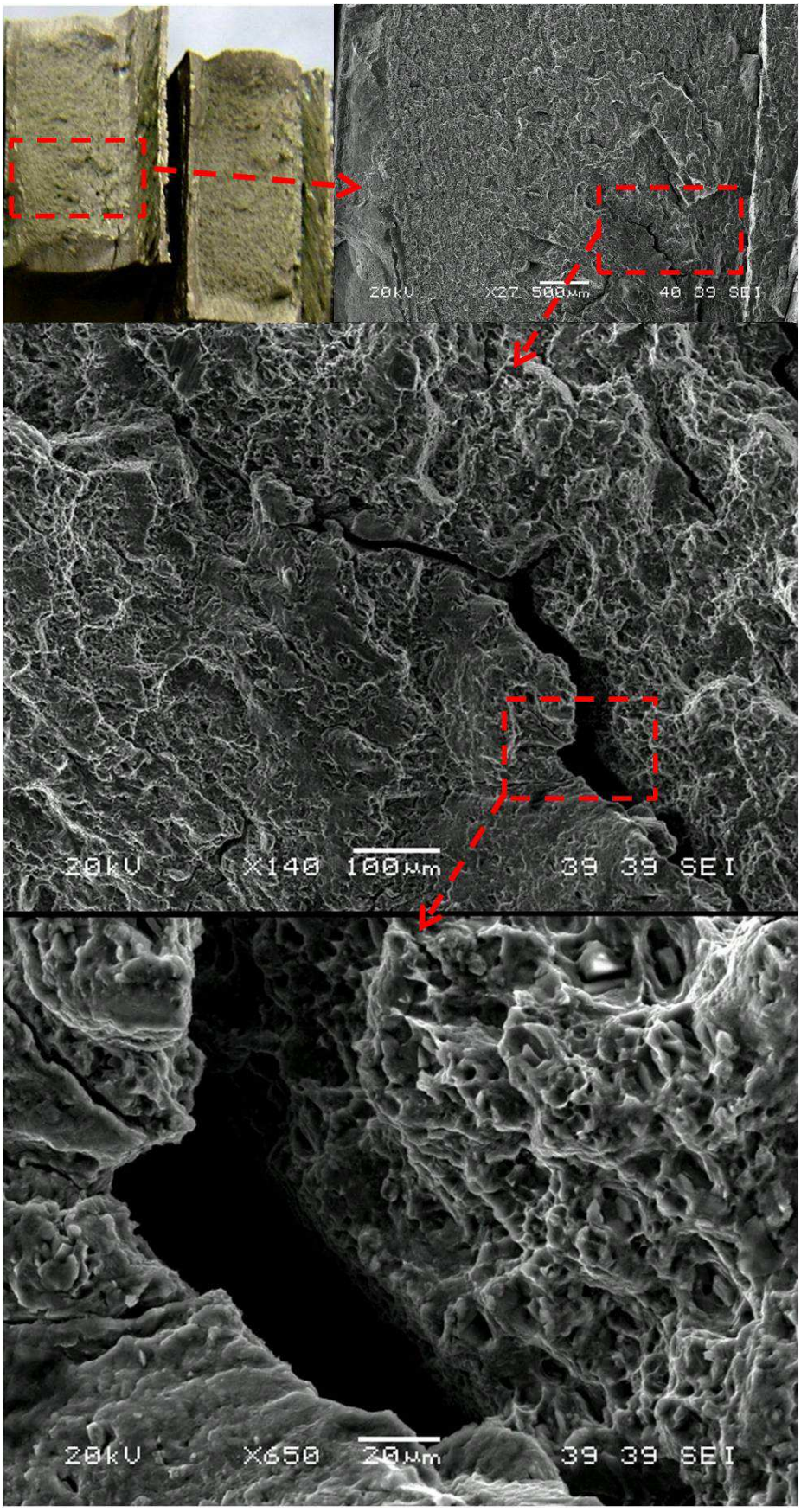
Her iki kaynak yöntemiyle elde edilen kaynaklı bağlantılarının yorulma testlerinde oluşan kırılma yüzeylerinin görüntüleri taramalı elektron mikroskobu(SEM) ile görüntülenmiştir. Elde edilen görüntüler Şekil 6.32-37'de gösterilmektedir.



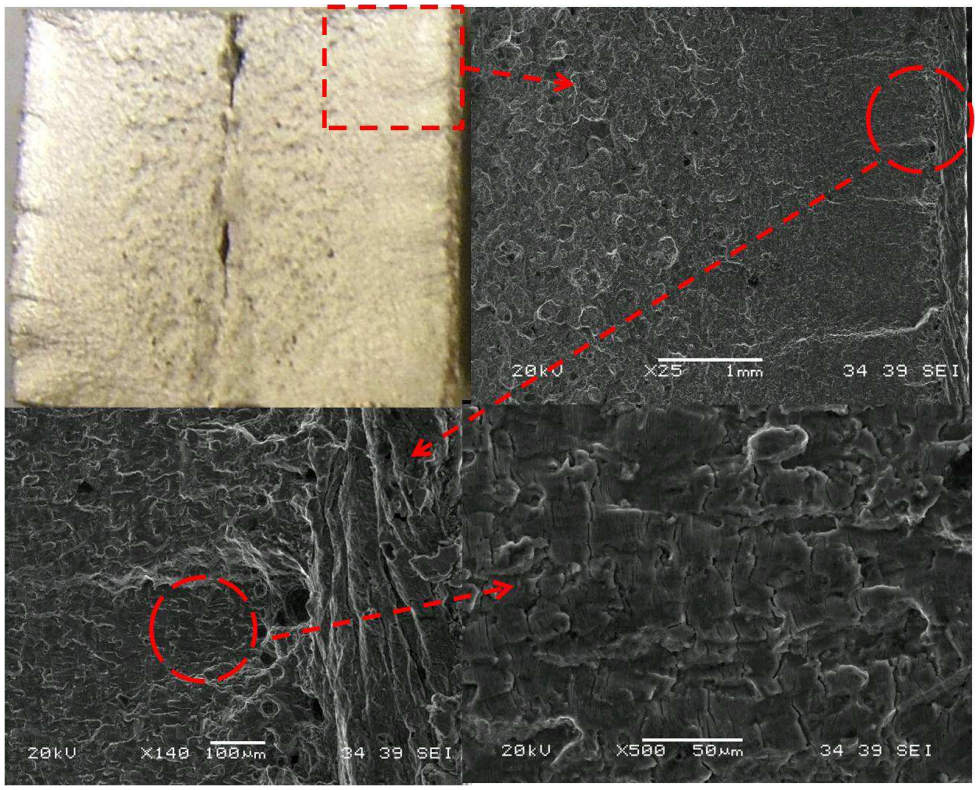
Şekil 6.32. F55 kodlu numuneye ait yorulma kırılma yüzeyi SEM görüntüleri



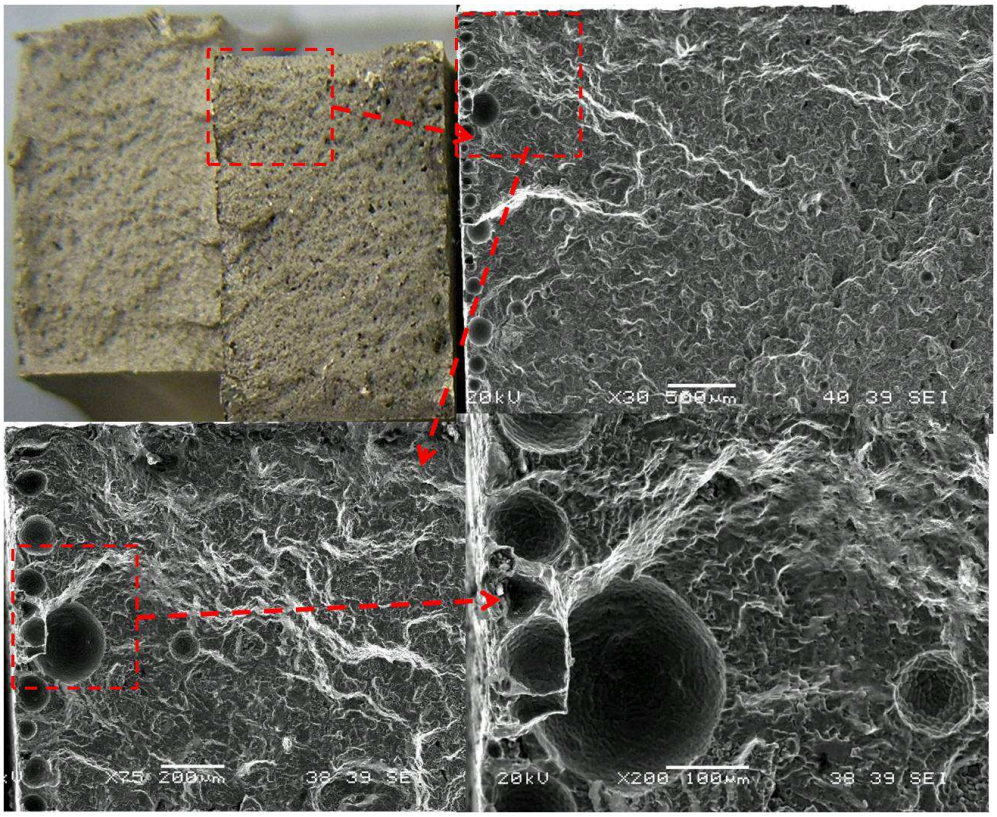
Şekil 6. 33. F56 kodlu numuneye ait yorulma kırılma yüzeyi SEM görüntüleri



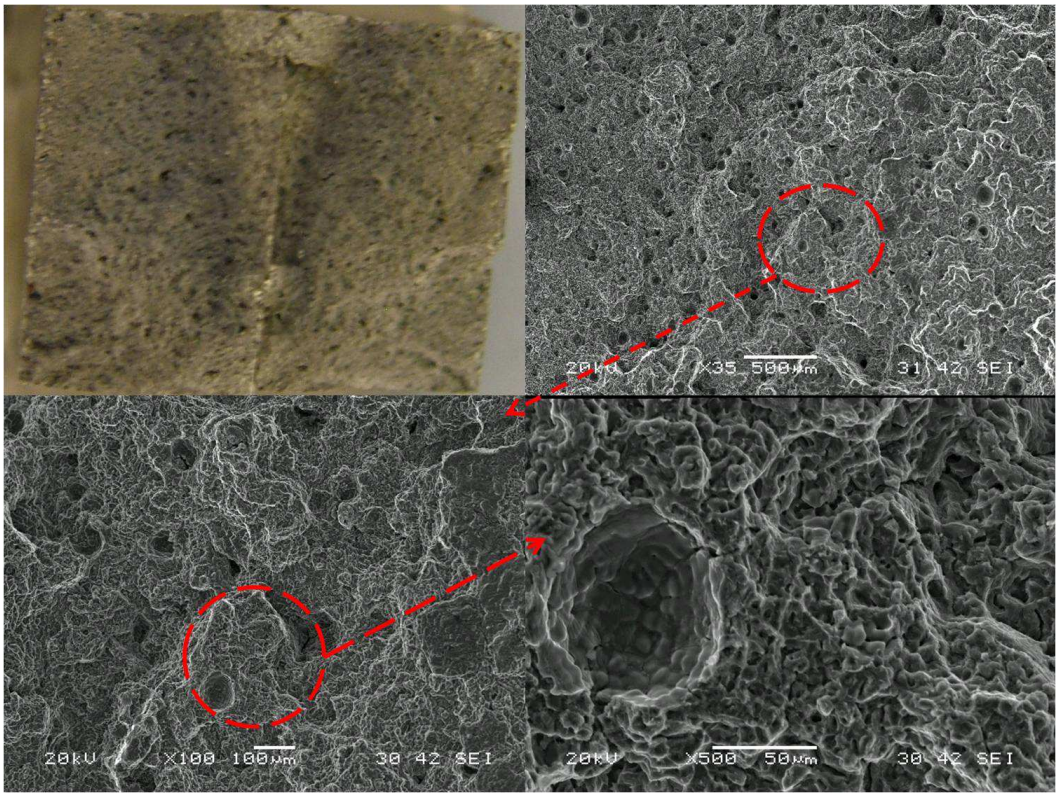
Şekil 6.34. F66 kodlu numuneye ait yorulma kırılma yüzeyi SEM görüntüleri



Şekil 6.35. M55 kodlu numuneye ait yorulma kırılma yüzeyi SEM görüntüleri



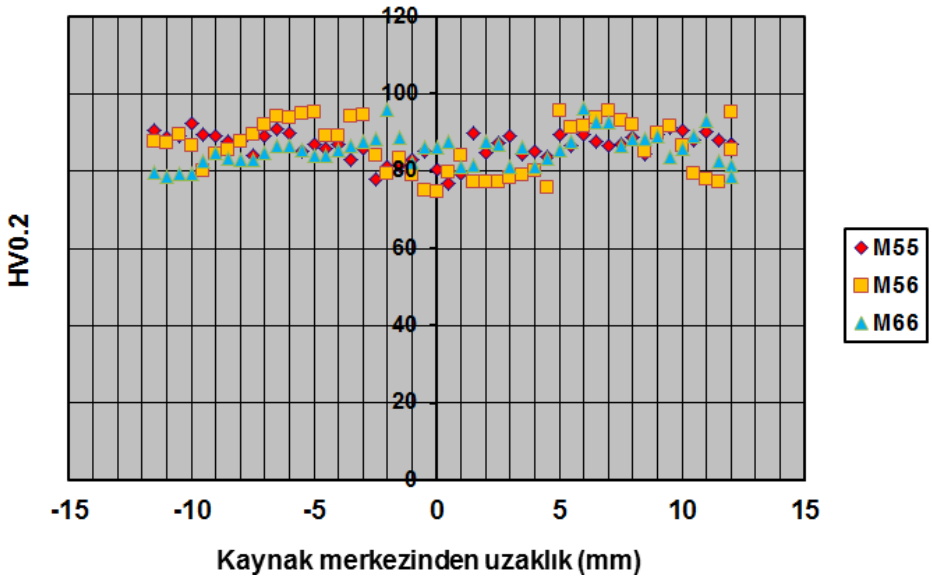
Şekil 6.36. M56 kodlu numuneye ait yorulma kırılma yüzeyi SEM görüntüleri



Şekil 6.37. M66 kodlu numuneye ait yorulma kırılma yüzeyi SEM görüntüleri

6.6 Mikrosertlik İnceleme Sonuçları

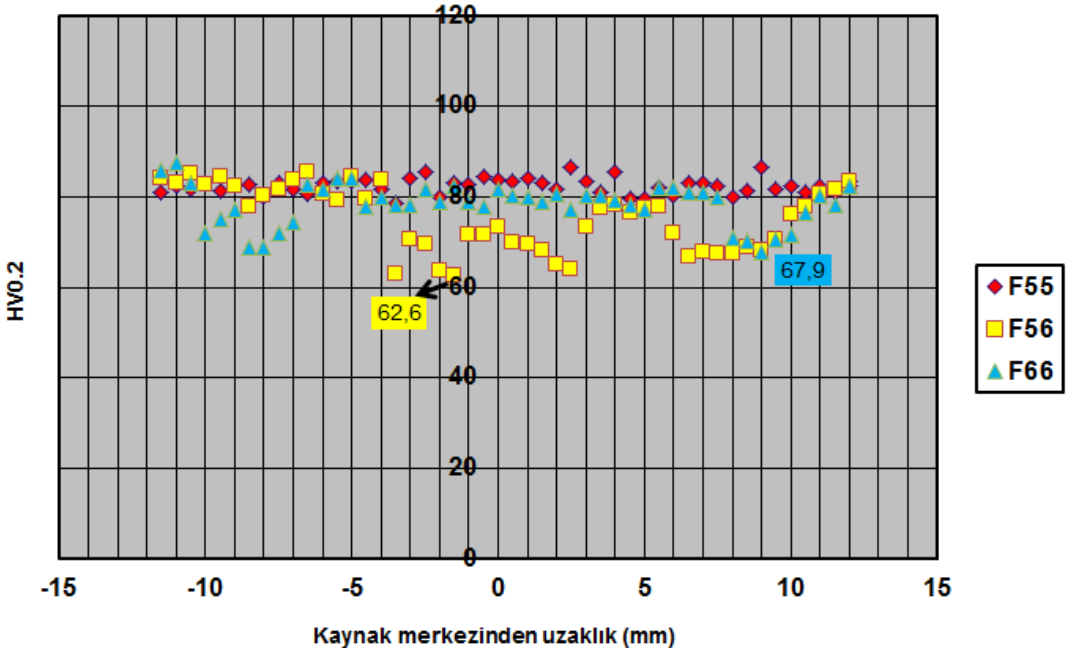
MİG ve FSW kaynaklı levhalardan alınan metalografik inceleme numuneleri üzerinde 200 gr yük altında ($HV_{0,2}$) yapılan mikro sertlik tarama sonuçları toplu olarak Tablo 6.8'de, grafikleri Şekil 6.38, 6.39 ve 6.40'da verilmiştir



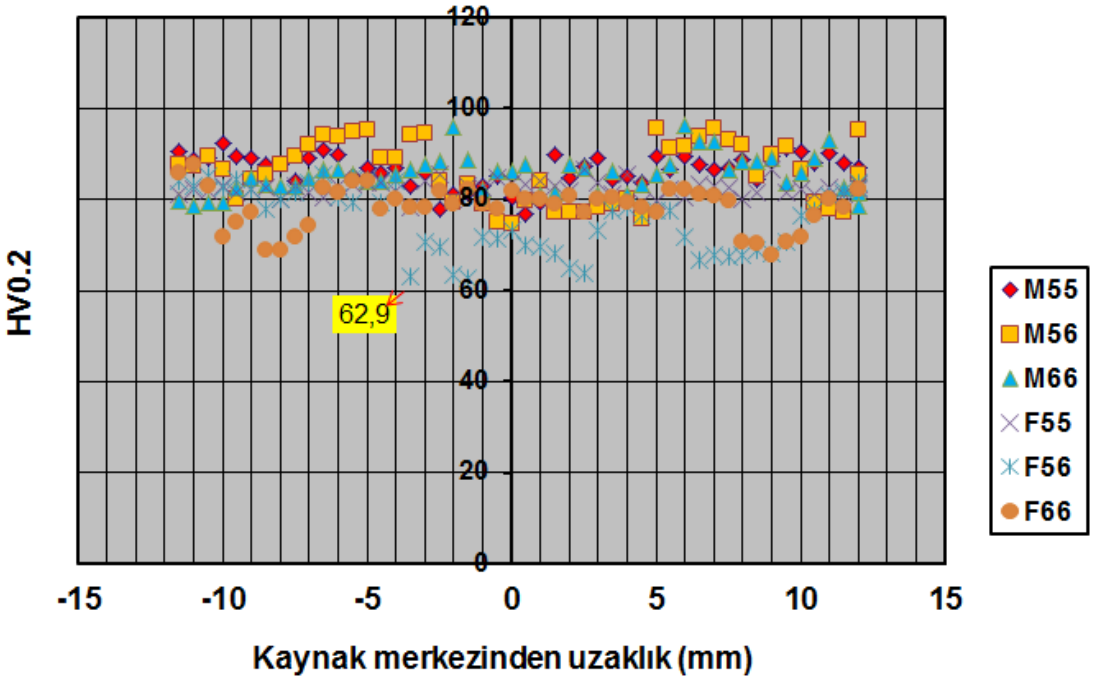
Şekil 6.38. MIG Kaynaklı bağlantıların mikro sertlik taraması sonuçları

Tablo 6.8. MIG ve FSW kaynaklı bağlantıların Vickers sertlik tarama sonuçları ($HV_{0,2}$) (X: Kaynak merkezine olan uzaklık),

x	Numune Kodu					
	M55	**M56**	M66	**F55**	F56	**F66**
12	86,9	**95,1**	81,6	**82,3**	82,6	**82,4**
-11,5	90,4	**87,8**	79,7	**81**	84	**85,7**
-11	88,8	**87,4**	78,7	**82,4**	83,1	**87,6**
-10,5	89,2	**89,6**	79,3	**81,8**	85	**83**
-10	92,4	**86,5**	79,2	**83**	82,7	**71,9**
-9,5	89,4	**79,9**	82,6	**81,4**	84,5	**75,1**
-9	89,2	**84,3**	84,7	**82,4**	82,2	**77,3**
-8,5	87,6	**85,6**	83,2	**82,6**	78	**68,9**
-8	87,6	**87,8**	83	**80**	80,2	**68,8**
-7,5	84	**89,3**	83	**83,1**	81,6	**71,8**
-7	89	**92,1**	84,7	**81,6**	83,7	**74,3**
-6,5	90,8	**94**	86,6	**80,5**	85,6	**82,6**
-6	89,9	**93,8**	86,6	**82,9**	80,5	**81,6**
-5,5	85,1	**94,9**	85,4	**83,4**	79,4	**84,1**
-5	87	**95,1**	84,1	**83,5**	84,4	**84**
-4,5	85,9	**89**	84	**83,7**	79,5	**78**
-4	86,8	**89,2**	85,5	**81,8**	83,9	**79,9**
-3,5	82,8	**94,3**	86,4	**78,4**	62,9	**78,3**
-3	86	**94,5**	87,8	**84**	70,6	**78,3**
-2,5	77,9	**84,1**	88,2	**85,4**	69,5	**81,8**
-2	81,3	**79,5**	96,1	**79,9**	63,6	**79**
-1,5	81,6	**83,4**	88,7	**82,9**	62,6	**82,3**
-1	83	**79**	82,2	**82,7**	71,7	**78,8**
-0,5	85,2	**75**	86,3	**84,6**	71,5	**78**
0	80,3	**74,5**	86,1	**83,7**	73,3	**81,8**
0,5	76,9	**79,7**	87,6	**83,4**	69,8	**80,2**
1	79,4	**84,1**	81	**84**	69,6	**80,1**
1,5	89,9	**77**	81,4	**83,1**	68	**78,9**
2	84,8	**77,2**	87,6	**81,8**	65	**80,8**
2,5	87,4	**77,2**	87	**86,4**	63,9	**77,2**
3	89,1	**78,3**	81,1	**83,5**	73,3	**80,2**
3,5	84,4	**78,9**	86,2	**81,1**	77,6	**80,4**
4	85,1	**80,2**	81,2	**85,6**	78,2	**79,2**
4,5	83,7	**75,8**	83,3	**79,5**	76,4	**78,1**
5	89,4	**95,7**	85,6	**79,7**	77,5	**77,2**
5,5	86,6	**91,3**	87,6	**82,1**	77,7	**82,1**
6	89,5	**91,5**	96,4	**80,3**	71,9	**82,1**
6,5	87,6	**93,9**	92,8	**83,2**	66,7	**81,1**
7	86,6	**95,6**	92,8	**83,1**	67,7	**80,9**
7,5	86,8	**93**	86,7	**82,5**	67,4	**79,8**
8	88,7	**92,1**	88,3	**80**	67,6	**70,8**
8,5	84,3	**85,1**	88,4	**81,4**	68,8	**70,4**
9	89,5	**89,8**	89	**86,4**	68,3	**67,9**
9,5	91,2	**91,7**	83,6	**81,6**	70,6	**70,7**
10	90,7	**86,6**	85,8	**82,4**	76,3	**71,6**
10,5	88,1	**79,4**	89,1	**81,1**	77,7	**76,4**
11	90,2	**78**	93	**82,5**	80,8	**80,2**
11,5	88,1	**77**	82,5	**81**	81,8	**78,1**
12	87,1	**85,6**	78,7	**83,3**	83,5	**82,4**



Şekil 6.39. FSW Kaynaklı bağlantıların mikro sertlik taraması sonuçları



Şekil 6.40. MIG ve FSW kaynaklı bağlantıların mikro sertlik taraması sonuçları

6.7. Deney Sonuçlarının İrdelenmesi

6.7.1. Görsel inceleme sonuçlarının irdelenmesi

Robotik CMT- MIG kaynaklı levhalar görsel olarak incelendiğinde; kaynak dikişlerinin dış görünümlerinde nüfuziyet azlığı, yetersiz ergime, kaynak metalinde

çatlama, gözenek ve sıçrama görülmemiştir (Tülbentçi, 1998). Yanma olukları, dikiş taşması ve aşırı nüfuziyet miktarları ölçülmüş ve ISO 10042:2005(E) standardına göre bu değerlerin normal olduğu görülmüştür. Numuneler mikroskop altında incelendiğinde de yüzeysel olarak herhangi bir mikro çatlak gözlenmemiştir. Geleneksel MIG kaynak yönteminde kaynaklı levhalarda görülen çarpılma etkisi (Taban, 2004), CMT tekniğinin uygulaması ile ihmal edilebilir seviyeye indirilmiştir.

FSW kaynaklı levhalar görsel olarak incelendiğinde öncelikle kaynak sırasında F552 (64 mm/dk ilerleme hızında oluşturulan bağlantı) kaynak hattı boyunca çatlak oluşumu görülmüş ve bu numuneye tahribatsız ve tahribatlı muayene yöntemleri uygulanamamıştır ve bu levhalar deneylerde kullanılmamıştır. Diğer bütün FSW kaynaklı levhalarda omuz basınç etkisiyle oluşan çökme derinliği en çok 0,5 mm derinliğinde ve literatüre uygundur (Külekçi, 2003). Kaynak hattı boyunca görülen çapak oluşumları incelendiğinde sürekli bir çapak görülmemiş görülen az miktarda çapağın mekanik özellikleri etkilemeyecek seviyede olduğu değerlendirilmiştir. FSW kaynağının dezavantajlarından olan takım çıkma bölgelerinde oluşan eksenel boşluk bu uygulama da görülmüş ve deneylerde bu kısımlar ıskartaya ayrılmıştır. Kaynak kesitlerinde ve köklerinde, boşluk, tünel etkisi, oksit kalıntısı veya yetersiz nüfuziyet görülmemiştir (Yükler A.ve diğ, 2012).

6.7.2 Çekme Deneyi Sonuçlarının İrdelenmesi

Robotik CMT- MIG kaynaklı bağlantıların çekme deneyi sonuçları incelendiğinde, kaynaklı bağlantıların ortalama mukavemet değerlerinin esas metale oranla daha düşük, EN 1999-1-1:2007(E)'ye uygun olarak, AW5083 için en az 240 N/mm^2, AW6082 için en az 210 N/mm^2 ve yukarısında olduğu görülmüştür. Kopmaların, daha düşük sertlik değerlerinin ölçüldüğü bölgelerden olduğu ve bu bölgelerin sırasıyla M55 için kaynak bölgesi, M56 için AW 6082 tarafı IEB'den olduğu, M66 için yine IEB'den olduğu görülmüştür. Literatür incelendiğinde, AW 6082 için T651 tempere ait değerler bulunamamış olmakla birlikte AW 6082-T6 alüminyum alaşımlarının MIG kaynağında ulaşılan değerlere uygun değerlere sahip olunduğu sonucuna varılmıştır (Ericsson ve Sandström, 2002). AW 5083-H111 alüminyum alaşımının mukavemet değerleri de literatüre uyumludur (Taban ve Kaluç, 2006).

FSW kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonuçları incelendiğinde kopmaların ağırlıklı olarak kaynak metalinden olduğu F562 kodlu numunelerde kopmaların 2 adedinin AW 6082 tarafı TMEB'den olduğu, F662 kodlu numunelerden 2 adedinin

TMEB'den olduğu görülmüştür. Bu durumun yapılan sertlik taramalarına uygun bir davranış olduğu sonucuna ulaşılmıştır. Mukavemet değerlerinin ise literatüre uygun değerler olduğu sonucuna ulaşılmıştır (Moreira ve diğ., 2007; Adamovski ve Szkodo, 2007; Taban ve Kaluç, 2006).

Kaynak çiftlerinde çekme deneyi sonucunda AW 6082 tarafı IEB'de oluşan kopmalar, AW6082 alüminyum alaşımının kaynağında oluşan IEB'lerin diğer alüminyum alaşımlardan farklı olarak en zayıf bölgeler olmasından kaynaklanmaktadır (Totten ve Mckenzie, 2003).

Her iki kaynak yöntemi birlikte değerlendirildiğinde, yapılan literatür taramasında FSW yöntemi kullanımı ile alüminyum ve alüminyum alaşımlarında daha başarılı sonuçlar elde edilebildiği aşikardır. Bu durum, soğuk şekillendirme sertleşmeli alüminyum alaşımlarda olduğu haliyle AW 5083 eş metal kaynağında da görülmüştür. Fakat ısıl işlem uygulanabilen AW 6082 alaşımın eş metal kaynağında ve AW-6082&AW-5083 farklı alaşım kaynağında, durum şaşırtıcı bir şekilde CMT tekniğinin uygulandığı MIG kaynağı lehine dramatik olarak değişmektedir. M56 ve M66 kaynaklı levhaların mukavemet değerleri, F56 ve F66 levhaların mukavemet değerlerine göre % 10 oranında daha iyi sonuçlar vermiştir. Akma değerleri incelendiğinde literatürden farklı ve daha iyi olarak MIG kaynaklı bağlantıların değerlerinin FSW kaynaklı bağlantılara göre daha iyi sonuçlar verdiği görülmüştür (Ericsson, 2005; Yazdipour ve diğ., 2011; Kaluç ve Taban ,2006). Bu durumun MIG kaynaklı bağlantılarda görülen dengeli sertlik dağılımından ve ilave metalin etkisinden kaynaklandığı değerlendirilmektedir.

6.7.3. Eğme deneyi sonuçlarının irdelenmesi

FSW ve robotik CMT-MIG kaynaklı bağlantıların kök ve yüz eğme deneyleri sonucunda F55 ve F66 kodlu numuneler dışında bütün numunelerin kırıldığı gözlenmiştir. FSW yönteminin diğer kaynak yöntemlerine nazaran gösterdiği bu performans literatüre uygun olmakla birlikte diğer bütün numunelerin kırılmış olmasının (çatlak oluşumu beklenmekle birlikte (Taban, 2004) deney hızının olmasından daha fazla uygulanmasından kaynaklandığı değerlendirilmektedir.

6.7.4. Metalografik inceleme sonuçlarının irdelenmesi

FSW kaynaklı bağlantıların ışık mikroskobu ile yapılan incelemelerinde, kaynak bölgelerinin normal EM, TMEB ve KM makro ve mikroyapıları görüntüsü verdiği

görülmüştür. Bu kaynak yönteminde kaynak metalinde görülen soğan halkası oluşumu F56 ve F66 kodlu numunelerde çok net olarak görülmüş F55 kodlu numunede ise gözlenememiştir. Her iki durumda daha önce yapılan bir çok çalışma da sıklıkla gözlenmiş olup normal bir durumdur (Taban ve Kaluç, 2006; Moreira ve diğ., 2009; Cavaliere ve diğ., 2008; Adamowski ve Szkodo, 2006; Kumar ve diğ., 2008; Koilraj ve diğ., 2012). F55 kodlu numunenin KM tam olarak tavlanmanın etkisi ve eş eksenli tane yapısı görülmüştür. (Larsson ve diğ., 2000). F66 kodlu numunede TMAZ'da bulunan yassı taneler karıştırma etkisi altında maruz kaldıkları gerilme nedeniyle deforme olmuş, uzamış ve eğilmiştir (Adamowski ve Szkodo, 2006).

Robotik CMT-MIG kaynaklı bağlantıların ışık mikroskobu ile yapılan makro incelemelerinde kaynak bölgelerinin normal EM, IEB ve KM makro ve mikro yapıları görüntüsü verdiği görülmüştür. Esas metal mikro yapılarının haddeleme hatlarını içeren ve AW5083 için ince taneli, AW6082 için iri taneli homojen çökelti dağılımlı olduğu görülmüştür. Soğuk şekillendirme ile mukavemeti arttırılmış AW 5083 alaşımına, kaynak sırasında ulaşılan yüksek sıcaklıklar sayesinde adeta bir gerilme giderme tavlaması uygulanmış IEB'nin mukavemet özelliklerinde bir kayıp gözlenmediği gibi statik yeniden kristalleşme ile tane yapısının esas metal ile aynı hatta daha düzgün olduğu görülmüştür (Totten ve Mckenzie, 2003). IEB'den kaynak metaline geçişlerin, hem makro hem mikro görüntülerde AW5083 tarafından kusursuza yakın bir şekilde olduğu, ince taneli AW5083 esas metalden nispeten iri taneli (ER5183 tel elektrod) kaynak metali sayesinde geçiş hattının oluştuğu görülmüştür. IEB'den kaynak metaline geçişlerin, AW6082 tarafında ise daha net olarak görüldüğü bu farkın iri taneli AW6082 esas metal ve ince taneli kaynak metalinden kaynaklandığı görülmüştür. Makro yapılarda, kaynak dikişinde izlenen gözeneklilik, kullanılan telin ve koruyucu gazın alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynağında neden olabileceği normal bir durumdur. Gözenekler boyut ve miktarları açısından standartlarda belirtilen limitler dahilindedir. Gözenekli yapının oluşmasının ana nedeni alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynak sırasında çok hızlı katılaşması sonucu ergiyen metalde bulunan gaz kabarcıklarının kaynak metalinde hapsolmasıdır (Totten ve Mckenzie, 2003; Mathers, 2002).

MIG kaynaklı bağlantıların yorulma deneyleri sonucu oluşan kırılma yüzeyleri SEM ile incelendiğinde kaynak bölgesinde büyük gözenekler görülmüştür. Bu gözenekli yapının literatürdekilere göre (Liu ve diğ., 2012; Moreira ve diğ., 2007) daha az oluştuğu ve çekme testi sonuçları da dikkate alındığında kaynaklı bağlantının mukavemetine olumsuz etki yapmadığı görülmüştür. Mikro gözenekler

incelendiğinde; ISO 10042:2005(E) standardına göre M55 kodlu numunenin gözenekli yapısı % 2'nin altında ve B kalitede, M56 ve M66 kodlu numuneler ise % 3 altında C kalitede olduğu görülmüştür. Bu gözenekli yapının literatüre uyumlu ve daha iyi ölçüde olduğu görülmüştür (Liu ve diğ., 2012).

6.7.5. Kaynak kesitlerinde mikrosertlik sonuçlarının irdelenmesi

FSW ve MIG yöntemleri uygulanmış levhaların kaynak kesitlerinden çıkarılan metalografi numuneleri üzerinde 200 g deney yükü kullanılarak yapılan Vickers sertlik sonuçları incelendiğinde;

FSW kaynaklı bağlantılarda genelinde sertlik değişimlerindeki azalma literatürde %40 seviyelerine kadar gözlenirken bu çalışmada en fazla %27 seviyesinde düşüşle F56 kodlu numune de görülmüştür. F551 kodlu numunede EM-TMEB-KM geçişlerinde herhangi bir sertlik düşüşü görülmemiş aksine % 4 oranında artmıştır. Bu durum AW5083 alüminyum alaşımlarda kaynak sonrası oluşması beklenen sertlik dağılımının aksine bir durum olmakla birlikte (Totten ve McKenzie 2003), bu durumla literatürde karşılaşmak mümkündür ve kaynak metalinde dinamik yeniden kristalleşme nedeniyle oluşan daha ince taneli yapıdan kaynaklanmaktadır (Mishra ve Mahoney 2007, Koilraj ve diğ. 2012). F662 kodlu numunede TMEB'de olması beklenen sertlik düşüşleri gözlenmiş olmasına rağmen bu KM ile EM sertlikleri aynı seviyededir ve bu durum da nadir olmakla birlikte literatürde benzer durumlar söz konusudur (Larsson ve diğ. 2000). TMEB'de oluşan bu sertlik düşümü çekme deneyleri sonucu kopmaların bu bölgelerden olmasıyla birlikte düşünüldüğünde beklenen bir durumdur. F56 kodlu numune için sertlik dağılımı literatüre uygun olduğu görülmüştür (Totten ve McKenzie, 2003; Moreira ve diğ., 2007; Moreira ve diğ., 2009).

MIG kaynaklı bağlantılarda ise sertlik eğrilerinin oluşumu, literatürdeki çalışmalara (Taban ve Kaluç, 2006; Yazdıpour ve diğ., 2011; Liu ve diğ., 2012) benzemekle birlikte sertlik düşüşleri %10 seviyelerindedir. Bu durum çekme deneyi sonuçları ile birlikte düşünüldüğünde mukavemet değerlerinin M55 için F55 seviyesinde, M56 ve M66 için F56 ve F66'dan daha iyi sonuç vermesiyle paralellik oluşturmuştur. Çekme deneyi sonucunda oluşan kopma yerleri de sertlik sonuçlarına uygun olarak M55'te kaynak metalinden, M56'da AW6082 tarafı IEB'den, M66'da IEB'den olmuştur.

6.7.6. Yorulma sonuçlarının irdelenmesi

Robotik CMT-MIG kaynaklı bağlantıların yorulma sonuçları incelendiğinde yorulma dayanımları M55, M66 ve M56 şeklinde sıralanmıştır. Bu durum akma mukavemet değerleri ile paralellik göstermekte ve yorulma dayanımları akma mukavemet değerlerine göre sıralanmaktadır. Mikro yapıların incelenmesinde gözenek yoğunluğunun küçükten büyüğe doğru M55, M66 ve M56 olarak sıralandığı tespit edilmiştir. Gözenekler kırılma başlangıçlarında önemli rol oynayan çatlakların oluşumuna sebep olduğundan yorulma değerlerinde gözenek yoğunluğuyla ters orantılı olarak sıralanmasının da normal olduğu görülmüştür. Benzer şekilde M56 kodlu numunelerin SEM analizinde gözeneklerin daha büyük ölçülerde olduğu da tespit edilmiştir.

FSW kaynaklı bağlantıların yorulma sonuçları incelendiğinde yorulma dayanımlarının F55, F66 ve F56 olarak sıralandığı görülmüştür. F55 kodlu numunenin esas metallere yaklaşan yorulma dayanımı, ince taneli yapıya sahip kaynak metalinin gösterdiği olağan dışı iyilikteki sertlik dağılımından kaynaklanmaktadır. F55 kodlu numunede görülen bu yorulma performansı çekme mukavemeti ve eğme deneyi performanslarıyla da paralellik göstermektedir.

FSW ve Robotik CMT-MIG kaynaklı numuneler birlikte incelendiğinde yorulma dayanımlarının en iyiden itibaren F55, M55, M66, M56, F66 ve F56 olarak sıralandığı görülmüştür. FSW ve Robotik CMT-MIG kaynaklı bağlantılar yorulma dayanımına ilişkin literatür incelendiğinde yorulma dayanımın FSW lehine olduğu görülmektedir (Ericsson ve Sandstrom, 2003). Yine literatürde FSW ve Robotik CMT-MIG kaynaklı bağlantıların çekme ve akma değerleri incelendiğinde bu değerlerin FSW uygulanmış bağlantılarda daha yüksek olduğu görülmüştür (Taban ve Kaluç, 2006; Moreira ve diğ., 2007; Moreira ve diğ., 2009, Yazdıpour ve diğ., 2011). Bu durum FSW ve CMT tekniğine sahip MIG kaynağının uygulandığı bu tezde karşılaşılan yeni bir durum olarak ortaya çıkmaktadır. Bunun sebebinin CMT yöntemi sayesinde sağlanan düşük ısı girdisi ve yüksek kaynak hızının, M55 kodlu numunede tavlama etkisini azaltması, M66 kodlu numunede yaşlandırma etkisini en aza indirmesi olduğu değerlendirilmektedir. Böylelikle elde edilen yüksek çekme ve akma değerleri sayesinde, gözenekli yapılarına rağmen Robotik CMT-MIG kaynaklı numunelerde daha iyi yorulma dayanımına ulaşılmıştır. F55 kodlu numunenin en iyi yorulma dayanımının ise kaynak metalinde oluşan ince taneli yapı sayesinde görülen olağan dışı iyi sertlik dağılımı sayesinde, çekme ve eğme deney

performansları paralelinde olduğu değerlendirilmektedir. F55 kodlu numunenin yorulma kırılma yüzeyleri incelendiğinde diğer numunelere göre daha uzun ve daha sık yorulma çizgilerine sahip olduğu ve bu çizgilerin kopma yüzeyinin büyük bir bölümüne yayıldığı görülmüştür.

7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Gemi yapım endüstrisinde yoğun olarak kullanılan EN AW 5083-H111 ve EN AW 6082-T651 alüminyum alaşımlarının 6 mm kalınlığındaki levhaların FSW ve Robotik CMT-MIG kaynak yöntemlerinin kaynaklı bağlantı performanslarının metalürjik ve mekanik özellikleri açısından incelediği bu çalışmada aşağıda sıralanan genel sonuçlar ve önerilere ulaşılmıştır.

- Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının geleneksel ergitme esaslı kaynaklı bağlantılarda görülen ve FSW ile ortadan kalkan açısal çarpılma, Robotik CMT-MIG kaynaklı levhalarda da gözlenmemiştir.

- Robotik CMT-MIG kaynağı ile, alüminyum ve alüminyum alaşımlarının FSW kaynağında üstün özellik olarak göze çarpan ve atıfta bulunulan çalışmalarda tespit edilen optimum kaynak hızlarının oldukça üstünde bir hıza ulaşılmıştır.

- Robotik CMT-MIG kaynaklı bağlantıların mikro sertlik değerleri oldukça iyi sonuçlar vermiştir.

- En iyi yorulma değerini FSW uygulanmış AW5083-H111 alüminyum alaşımı eş alaşım çifti göstermiş, ardından yorulma performansları M55, M66, M56, F66 ve F56 olarak sıralanmıştır

- Geleneksel MIG kaynağıyla ulaşılan mukavemet değerleri FSW ile ulaşılan değerlerden düşük olmasına karşın, robotik CMT-MIG kaynağı mukavemet değerlerinin (çekme, akma ve yorulma değerleri) FSW kaynaklı bağlantıların mukavemet değerlerine (çekme, akma yorulma değerleri) yakın hatta daha iyi olduğu saptanmıştır.

Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynağında, 1991 yılından bu yana dünyada birçok alanda başarıyla uygulanan FSW yöntemi geleneksel ergitme kaynak yöntemlerine göre ciddi üstünlükler sağlamasına karşın lisans, ilk yatırım ve işletim maliyeti gibi nedenlerden dolayı henüz ülkemizde kullanım alanı bulamamıştır. Bunun yanında CMT-MIG kaynağı, henüz 2004 yılında geliştirilmesine karşın MIG

kaynağının bir türevi olması nedeniyle gelenekçi bakışı kırmış ve ülkemizde kullanım alanı bulmaya başlamıştır.

Bu çalışmada da elde edilen veriler ışığında her iki yöntemde birçok endüstri kolunda güvenle ve rahatlıkla uygulanabileceği sonucuna ulaşılmıştır.

Alüminyum ve alüminyum alaşımlarda başarıyla uygulanan robotik CMT-MIG kaynağının diğer metalsel malzemelerde metalürjik ve mekanik özellikleri açısından incelenmesinde fayda olduğu değerlendirilmelidir.

KAYNAKLAR

Adamowski J., Szkodo M., Friction stir welds (FSW) of aluminium alloy AW6082-T6, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2007, **20** (1-2), 403-406.

Ahmad R., Bakar M. A., Effect of a post-weld heat treatment on the mechanical and microstructure properties of AA6061 joints welded by the gas metal arc welding cold metal transfer method, *Materials and Design*, 2011, **32**, 5120–5126.

Ahmed N., *New developments in advanced welding*, Woodhead Publishing Limited, Cambridge, UK, 2005.

Anderson T., Why lithium added to aluminium, *Welding Journal*, 2011, **90** (10), 18-20.

Anderson T., How aluminium alloys obtain their strenght, *Welding Journal*, 2011, **90** (8), 18-21.

Anık S., Tülbentçi K., Kaluç E., *Örtülü elektrod ile elektrik ark kaynağı*, Gedik Holding Yayınevi, İstanbul, 1991.

Anık S., Dikicioğlu A., Vural M., *Koruyucu gaz altinda kaynak ve alüminyum MIG kaynağı*,Teknisyenler Matbaası, İstanbul, 1994.

Asai S., Ogawa T., Ishizaki Y., Minemura T., Minami T., Miyazaki S., Application of plasma-MIG hybrid welding to dissimilar joint between copper and steel, *Welding in the World,* 2012, **56** (1-2), 37-42.

Ascari A., Fortunato A., Orazi L., Campana G., The Influence of process parameters on porosity formation in hybrid laser-gma welding of AA6082 aluminum alloy, *Optics & Laser Technology*, 2012, **44** ,1485–1490.

Babu S., Sankar V. S., Janaki Ram G. D., Venkitakrishnan P. V., Madhusudhan Reddy G., Prasad Rao K., Microstructures and mechanical properties of friction stir spot welded aluminum alloy AA2014, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2012, **22**(1), 71-84.

Badarinarayan H., Yang Q., Zhu S., Effect of tool geometry on static strength of friction stir spot-welded aluminium alloy, *International Journal of Mechine Tools&Manufacture*, 2009, **49**,142-148.

Bakavos D., Chen Y., Babout, Pragnell P., Material interactions in a novel pinless tool approach to friction stir spot welding thin aluminium sheet, *Metalurgical and Materials Transactions A*, 2010, **42A**, 1266-1282.

Balasubramanian V., Ravisankar V., Madhusudhan Reddy G., Effect of pulsed current welding on fatigue behaviour of high strength aluminium alloy joints, *Materials and Design*, 2008, **29**, 492–500.

Balasubramanian V., Malarvizhi S., Effects of welding processes and post-weld aging treatment on fatigue behavior of AA2219 aluminium alloy joints, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2011, **20** (3), 360-367.

Biro A.L., Chenelle B. F., Lados D.A., Processing, microstructure, and residual stress effects on strength and fatigue crack growth properties in friction stir welding: A Review, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2012, **43B**, 1622-1637.

Biswas, P., Mandal N. R., Effect of tool geometries on thermal history of FSW of AA1100, *Welding Journal*, 2011, **90** (7), 129-135.

Bloem C.A., Salvador M. D., Amigó V., Vicente A., Fatigue behaviour of GMAW welded aluminium alloy AA7020, *Welding International*, 2009, **23** (10), 773-777.

Bufa G., Hua J., Shivpuri R., Fratini L., Design of the friction stir welding tool using the continuum based FEM model, *Materials Science and Engineering A*, 2006, **419**, 381–388.

Cao R., Wen B. F., Chen J. H., Wang P., Cold metal transfer joining of magnesium AZ31B-to-aluminum A6061-T6, *Materials Science & Engineering A*, 2012, **560**, 256-266.

Cavaliere P., Squillace A., Panella F., Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6082 joints produced by friction stir welding, *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, **200**, 364–372.

Cavaliere P., De Santis A., Panella F., Squillace A., Thermoelasticity and CCD analysis of crack propagation in AA6082 friction stir welded joints, *International Journal of Fatigue*, 2008, **31**, 385–392.

Cerri E., Leo P., Wang X., Embury J. D., Mechanical properties and microstructural evolution of friction-stir-welded thin sheet aluminum alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2010, **42A**, 1283-1295.

Costa J. D., Ferreira J. A. M., Borrego L. P., Abreu L. P., Fatigue behavior of AA6082 friction stir welds under variable loadings, *International Journal of Fatigue,* 2012, **37**, 8–16.

Costa J. D., Ferreira J. A. M., Borrego L. P., Influence of spectrum loading on fatigue resistance of AA6082 friction stir welds, *International Journal of Structural Integrity*, 2011, **2** (2), 122-134.

Czechowski M., Low-cycle fatigue of friction stir welded Al–Mg alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, **164–165**, 1001–1006.

Daftardar S., Laser assisted friction stir welding: finite volume method and metaheuristic optimization, Yüksek Lisans Tezi, Maharashtra Institute of Technology, India, 2009.

De Giorgi M., Scialpi A., Panella F. W., De Filippis L. A. C., Effect of shoulder geometry on residual stress and fatigue properties of AA6082 FSW joints, *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2009, **23**, 26-35.

Deplus K., Simar V., Van Haver W., De Meester B., Residual stresses in aluminium alloy friction stir welds, *Int. J. Adv. Manuf. Technology*, 2011, **56**, 493–504.

Ema M., Iwai I., Shimano Y., Takaoka Y., Namba K., Weldability of 6082 alloy extrusions, *Welding International*, 2006, **20** (11), 865-874.

Ericsson M., Fatigue strength of friction stir welded joints in aluminium, Doctoral Thesis, Department of Materials Science and Engineering, Royal Institute of Technology (KTH), Sweden, 2005.

Ericsson M., Sandstrom R., Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG, *International Journal of Fatigue*, 2003, **25**, 1379–1387.

Feng J., Zhang H., He P., The CMT short-circuiting metal transfer process and its use in thin aluminium sheets welding, *Materials and Design*, 2009, **30**, 1850–1852.

Forcellese A., Gabrielli F., Simoncini M., Mechanical properties and microstructure of joints in AZ31 thin sheets obtained by friction stir welding using “pin” and “pinless” tool configurations, *Materials and Design*, 2012, **34**, 212-229.

Fratini L., Zuccarello B., An Analysis of through thickness residual stresses in aluminium FSW butt joints, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2006, **46**, 611–619.

Fuji H., Cui L., Maeda M., Nogi K., Effect of tool shape on mechanical properties and microstructure of friction stir welded aluminum alloys, *Materials Science and Engineering A*, 2006, **419**, 25-31.

Geoffroy N., Vittecoq E., Birr A., De Mestral F., Martin J. M., Fatigue behavior of an arc welded Al–Si–Mg alloy, *Scripta Materialia*, 2007, **57**, 349–352.

Ghosh A., Kumar K., Kailas S.V., Ray A.K., Optimization of friction stir welding parameters for dissimilar aluminum alloys, *Materials and Design*, 2010, **31**, 3033–3037.

Ghosh P. K., Ghosh A. K., Control of residual stresses affecting fatigue life of pulsed current gas-metal-arc weld of high-strength aluminum alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, **35A**, 2439-2444.

Gotoh K., Murakami K., Noda Y., Fatigue crack growth behaviour of A5083 series aluminium alloys and their welded joints, *J Mar Sci Technology*, 2011, **16**, 343–353.

Grote K., Antonsson E.K., *Springer Handbook Of Mechanical Engineering*, Springer Science Business Media, USA, 2008.

Han M. S., Lee S. J., Park J. C., Ko S. C., Woo Y. B., Kim S. J., Optimum condition by mechanical characteristic evaluation in friction stir welding for 5083-O Al alloy, *Transactions Nonferrous Metals Society of China*, 2009, **19**, 17-22.

Heidarzadeh A., Khodaverdizadeh H., Mahmoudi A., Nazari E., Tensile behavior of friction stir welded AA 6061-T4 aluminum alloy joints, *Materials and Design*, 2012, **37**, 166–173.

He Z. B., Peng Y. Y., Yin Z., Lei X. F., Comparison of FSW and TIG welded joints in Al-Mg-Mn-Sc-Zr alloy plates, *Transactions Nonferrous Metals Society of China*, 2011, **21**, 1685-1691.

Hirata T., Oguri T., Hagino H., Tanaka T., Chung S. W., Takigawa Y., Higashi K., Influence of friction stir welding parameters on grain size and formability in 5083 aluminum alloy, *Materials Science and Engineering A*, 2007, **456**, 344–349.

James M. N., Hattingh D. G., Bradley G. R., Weld tool travel speed effects on fatigue life of friction stir welds in 5083 aluminium, *International Journal of Fatigue*, 2003, **25**, 1389–1398.

Kalita S. J., Microstructure and corrosion properties of diode laser melted friction stir weld of aluminium alloy 2024 T351, *Applied Surface Science*, 2011, **257**, 3985-3997.

Kaluç, E., *Kaynak Teknolojisi El Kitabi Cilt-1 Ergitme Esasli Kaynak Yöntemleri*, Makine Mühendisleri Odası, Kocaeli, 2004.

Kaluç, E., Taban E., *Sürtünen Eleman İle Kaynak (FSW) Yöntemi*, Makine Mühendisleri Odasi, Kocaeli, 2007.

Kaluç E., Taban E., Investigation on mechanical and microstructural properties of TIG, MIG and FS welded 5083-5086 aluminium alloys, *DVS Annual Welding Conference*, Essen, Germany, 12-14 September 2005.

Kaluç E., *Metallerin Kaynak Kabiliyeti*, Yüksek Lisans Ders Notları, Kocaeli Üniversitesi, Kocaeli, 1999.

Kamp N., Sullivan A., Robson J. D., Modelling of friction stir welding of 7xxx aluminium alloys, *Materials Science and Engineering A*, 2007, **466**, 246–255.

Karthikeyan L., Senthil Kumar V. S., 23 Relationship between process parameters and mechanical properties of friction stir processed AA6063-T6 aluminum alloy, *Materials and Design*, 2011, **32**, 3085-3091.

Kaufman J. G., *Fracture resistance of aluminum alloys: Notch toughness, tear resistance, and fracture toughness*, ASM International, USA, 2001.

Kaufman J. G., *Introduction to aluminum alloys and tempers*, ASM International, USA, 2000.

Kim S., Gil Lee C., Kim S., Fatigue crack propagation behavior of friction stir welded 5083-H32 and 6061-T651 aluminum alloys, *Materials Science and Engineering A*, 2008, **478**, 56–64.

Kim Y. G., Fujii H., Tsumura T., Komazaki T., Nakata K., Effect of welding parameters on microstructure in the stir zone of FSW joints of aluminum die casting alloy, *Materials Letters*, 2006, **60**, 3830–3837.

Kim S. J., Jang S. K., Han M. S., Kim S. K., Kim J. S., Effects of precipitation strengthening heat treatment for Al-Mg alloy, *Transactions Nonferrous Metals Society of China*, 2011, **21**, 1218-1224.

Kobayashi Y., Sakuma M., Tanaka Y., Matsuoka K., Fatigue strength of friction stir welding joints of aluminium alloy 6082 extruded shape, *Welding International*, 2007, **21**(1), 18-24.

Koilraj M., Sundareswaran V., Vijayan S., Koteswara Rao S. R., Friction stir welding of dissimilar aluminum alloys AA2219 to AA5083, *Materials and Design*, 2012, **42**, 1-7.

Koutiri I., Bellett D., Morel F., Augustins L., Adrien J., High cycle fatigue damage mechanisms in cast aluminium subject to complex loads, *International Journal of Fatigue*, 2013, **47**, 44–57.

Kulekci M. K., Şik A., Kaluç E., Effects of Tool Rotation and Pin Diameter on Fatigue Properties of Friction Stir Welded Lap Joints, International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2008, 36, 877-882.

Kuk J. M., Jang K. C., Lee D. G., Kim I. S., Effects of temperature and shielding gas mixture on fatigue life of 5083 aluminum alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, **155–156**, 1408–1414.

Kumar R., Dilthey U., Dwivedi D. K., Ghosh P. K., Thin sheet welding of Al 6082 alloy by AC Pulse-GMA and AC wave Pulse-GMA welding, *Material and Design*, 2009, **30**, 306-313.

Kumar R., Singh K., Pandey S., Process forces and heat input as function of process parameters in AA5083 friction stir welds, *Transactions Nonferrous Metals Society of China*, 2012, **22**, 288-298.

Kumar K., Kailas S. V., The Role of friction stir welding tool on material flow and weld formation, *Materials Science and Engineering A*, 2008, **485**, 367–374.

Kumbhar N. T., Sahoo S. K., Samajdar I., Dey G. K., Bhanumurthy K., Microstructure and microtextural studies of friction stir welded aluminium alloy 5052, *Materials and Design*, 2011, **32**, 1657-1666.

Kwon Y. J., Shim S. B., Park D. H., Friction stir welding of 5052 aluminum alloy plates, *Transactions Nonferrous Metals Society of China*, 2009, **19**, 23−27.

Larsson H., Karlsson L., Svensson L., Friction stir welding of AA5083 and AA 6082 aluminium, *Svetsaren*, 2003, **2**, 6-10.

Lee W. B., Yeon Y. M., Jung S. B., The joint properties of dissimilar formed al alloys by friction stir welding according to the fixed location of materials, *Scripta Materialia*, 2003, **49**, 423–428.

Liljedahl C. D. M., Zanellato O., Fitzpatrick M. E., Lin J., Edwards L., The effect of weld residual stresses and their re-distribution with crack growth during fatigue under constant amplitude loading, *International Journal of Fatigue*, 2010, **32**, 735–743.

Liu Y., Wang W., Xie J., Sun S., Wang L., Qian Y., Meng Y., Wei Y., Microstructure and mechanical properties of aluminum 5083 weldments by gas tungsten arc and gas metal arc welding, *Materials Science and Engineering A*, 2011, **549**, 7–13.

Liu H., Guo N., Feng J., Friction Stir Welding Assisted by Micro-Plasma Arc, *6th Friction stir Welding International Symposium*, St Sauvier, Quebec, October 2006.

Lohwasser D., Chen Z., *Friction stir welding from basics to applications*, Woodhead Publishing Limited, UK, 2010.

Lombard H., Hattingh D. G., Steuwer A., James M. N., Optimising FSW process parameters to minimise defects and maximise fatigue life in 5083-H321 aluminium alloy, *Engineering Fracture Mechanics*, 2008, **75**, 341–354.

Luijendijk T., Welding of dissimilar aluminium alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 2000, **103**, 29-35.

Maggiolino S., Schmid C., Corrosion resistance in FSW and in MIG welding techniques of AA6XXX, *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, **197**, 237–240.

Matters G., *The Welding of aluminium and its alloys*, Woodhead Publishing Limited, Cambridge, UK, 2002.

Messler R.W., What's next for hybrid welding?, *Welding Journal*, 2004, **35A**, 30-34.

Miara D., Pietras A., Friction stir welding of aluminium casting alloys, *Welding International*, DOI:10.1080/09507116.2012.708473

Mishin O. V., Godfrey A., Östensson L., Comparative microstructural characterization of a friction-stir-welded aluminum alloy using TEM and SEM-based techniques, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2006, **37A**, 489-496.

Mishra R. S., Mahoney M. W., *Friction stir welding and processing*, ASM International, USA, 2007

Mishra R. S., Ma Z. Y., Friction stir welding and processing, *Materials Science and Engeneering*, 2005, **50**, 1-78.

Moreira P. M. G. P., De Oliveira F. M. F., De Castro P. M. S. T., Fatigue behaviour of notched specimens of friction stir welded aluminium alloy 6063-T6, *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, **207**, 283–292.

Moreira P. M. G. P., De Jesus A. M. P., Ribeiro A.S., De Castro P. M. S. T., Fatigue crack growth in friction stir welds of 6082-T6 and 6061-T6 aluminium alloys: A comparison, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2008, **50**, 81–91.

Moreira P. M. G. P., De Figueiredo M. A. V., De Castro P. M. S. T., Fatigue behavior of FSW and MIG weldments for two aluminium alloys, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2007, **48**, 169–177.

Moreira P. M. G. P., Santos T., Tavares S. M. O., Richter-Trummer V., Vilaca P., De Castro P. M. S. T., Mechanical and metallurgical characterization of friction stir welding joints of AA6061-T6 with AA6082-T6, *Materials and Design*, 2009, **30**, 180–187.

Mutombo K., Du Toit M., Corrosion Fatigue behaviour of aluminium alloy 6061-T651 welded using fully automatic gas metal arc welding and ER5183 filler alloy, *International Journal of Fatigue*, 2011, **33**, 1539–1547.

Norrish J., *Advanced welding processes*, Woodhead Publishing Limited, USA, 2006.

Oates W.R., *Welding Handbook Volume 3: Materials and Applications-Part1*, 8th Edition, AWS, USA,1996.

Öcalir S., Sürtünme karistirma kaynaği ile yapilan alüminyum alaşimi birleştirmelerde optimum parametrelerin belirlenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Mersin Üniversitesi, 2009, 258977.

Padmanaban G., Balasubramanian V., Fatigue performance of pulsed current gas tungsten arc, friction stir and laser beam welded AZ31B Magnesium alloy joints, *Materials and Design*, 2010, **31**, 3724–3732.

Pal K., Pal S. K., Effect of pulse parameters on weld quality in pulsed gas metal arc welding: A review, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2009, **20** (6), 918-931.

Palanivel R., Koshy Mathews P., Murugan N., Dinaharan I., 2012, Effect of tool rotational speed and pin profile on microstructure and tensile strength of dissimilar friction stir welded AA5083-H111 and AA6351-T6 aluminum alloys, *Materials and Design,* 2012, **40**, 7-16.

Park S. H., Kim J. S., Han M. S., Kim S. J., Corrosion and Optimum Corrosion Protection Potential of Friction Stir Welded 5083-O Al Alloy for Leisure Ship, *Transactions Nonferrous Metals Society of China*, 2009, **19**, 898-903.

Park H. J., Kim D. C., Kang M. J., Rhee S., Optimization of the wire feed rate during pulse MİG welding of al sheets, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2008, **27** (1), 83-86.

Park K., Development and analysis of ultrasonic assistedfriction stir welding process, Doctoral Thesis, The University of Michigan, USA, 2009.

Pedemonte M., Gambaro C., Lertora E., Mandolfino C., Fatigue assessment of AA 8090 friction stir butt welds after surface finishing treatment, *Aerospace Science and Technology*, http://dx.doi.org/10.1016/j.ast.2012.08.006.

Pickin C. G., Williams S. W., Lunt M., Characterisation of the cold metal transfer (CMT) process and its application for low dilution cladding, *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, **211**, 496–502.

Pickin C. G., Young K., Evaluation of cold metal transfer (CMT) process for welding aluminium alloy, *Science and Technology of Welding and Joining*, 2006, **11** (5), 583-585.

Prasad Rao K., Janaki Ram G. D., Stucker B. E., Effect of friction stir processing on corrosion resistance of aluminumcopper alloy gas tungsten arc welds, *Materials and Design*, 2010, **31**, 1576–1580.

Rai R., De A., Bhadeshia H. K. D. H., Debroy T., Review: friction stir welding tools, *Science and Technology of Welding and Joining*, 2011, **16** (4), 325-342.

Rajakumar S., Muralidharan C., Balasubramanian V., Influence of friction stir welding process and tool parameters on strength properties of AA7075-T6 aluminium alloy joints, *Materials and Design*, 2011, **32**, 535–549.

Rajakumar S., Muralidharan C., Balasubramanian V., Predicting tensile strength, hardness and corrosion rate of friction stir welded AA6061-T6 aluminium alloy joints, *Materials and Design*, 2011, **32**, 2878-2892.

Rajakumar S., Balasubramanian V., Establishing relationships between mechanical properties of aluminium alloys and optimised friction stir welding process parameters, *Materials and Design*, 2012, **40**, 17-35.

Rajiv S.M., Murray W. M., Yutaka S., Yuri H. Ravi V., *Friction stir welding and processing*, TMS&WILEY, USA, 2011.

Ravindra B., Senthil Kumar T., Balasubramanian V., Fatigue life prediction of gas metal arc welded crucifrom joints of AA7075 aluminium alloy failing from root region, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2011, **21**, 1210-1217.

Richter-Trummer V., Suzano E., Beltrão M., Roos A., Dos Santos J., De Castro P. M. S. T., Influence of the FSW clamping force on the final distortion and residual stress field, *Materials Science and Engineering A*, 2012, **538**, 81–88.

Rodrigues D. M., Loureiro A., Leitao C., Leal R. M., Chaparro B. M., Vilaca P., Influence of friction stir welding parameters on the microstructural and mechanical properties of AA 6016-T4 thin welds*, Materials and Design*, 2009, **30**, 1913–1921.

Rosado T., Almeida P., Pires I., Miranda R., Quintino L., Innovation in Arc Welding, *2º Congresso de Engenharia de Moçambique*, Maputo, 2-4 Setembro 2008.

Sanchez-Amaya J. M., Delgado T., Gonzalez-Rovira L., Botana F.J., Laser welding of aluminium alloys 5083 and 6082 under conduction regime, *Applied Surface Science*, 2009, **255**, 9512–9521.

Sánchez-Amaya J. M., Boukha Z., Amaya-Vázquez M. R., Botana F. J. , Weldability of aluminum alloys with high-power diode laser, *Welding Journal*, 2012, **92**, 155-161.

Sarsilmaz F., Ozdemir N., Kirik İ., Evaluation of microstructure and fatigue properties of dissimilar AA7075/AA6061 joints produced by friction stir welding, *Kovove Material*, 2012, **50**, 259–268.

Shahri M. M., Fatigue assessment of friction stir welded joints in aluminium profiles, Doctoral Thesis, Department of Materials Science and Engineering, Royal Institute of Technology (KTH), Sweden, 2012.

Shang J., Wang K., Zhou Q., Zhang D., Huang J., Li G., Microstructure characteristics and mechanical properties of cold metal transfer welding Mg/Al dissimilar metals, *Materials and Design*, 2012, **34**, 559–565.

Shchitsyn Y. D., Shchitsyn V. Y., Herold H., Weinhart W., Plasma welding of aluminium alloys, *Welding International*, 2003, **17** (10), 825-832.

Simoncini M., Forcellese A., Effect of the welding parameters and tool configuration on micro and macro-mechanical properties of similar and dissimilar FSWed joints in AA5754 and AZ31 thin sheets, *Materials and Design*, 2012, **41**, 50-60.

Şik A., Önder M., Comparison between mechanical properties and joint performance of AA 2024-O aluminium alloy welded by friction stir welding and TIG processes, *Kovove Mater*., 2010, **50**, 131-137.

Taban E., 5XXX serisi alüminyum alaşimlarinin TIG, MIG ve sürtünen eleman ile birleştirme kaynakli bağlantilarinin mekanik ve mikroyapisal özelliklerinin incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi, 2004, 154963.

Taban E., Kaluç E., Microstructural and mechanical properties of double-sided MIG, TIG and friction stir welded 5083-H321 aluminium alloy, *Kovove Mater*., 2005, **44**, 25-33.

Taban E., Kaluç E., Comparison between microstructure characteristics and joint performance of 5086-H32 aluminium alloy welded by MIG, TIG and friction stir welding processes, *Kovove Mater.*, 2007, **45**, 241-248.

Taban E., Kaluç E., Weldability of aluminium and aluminium alloys, *Metal Dünyasi*, 2005, **143**, 143-154.

Taban E., Kaluç E., MIG Welding of aluminium and aluminium alloys, *Metal Dünyasi,* 2005, **144**, 130-144.

Tagawa T., Tahara K., Abe E., Katsuragi Y., Shinoda T., Minami F., Fatigue properties of cast aluminium joints by FSW and MIG welding, *Journal of the Japan Welding Society*, 2010, **28** (1), 149–157.

Talalaev R., Veinthaf R., Laansoo A., Sarkans M., Cold metal transfer (CMT) welding of thin sheet metal products, *Estonian Joumal of Engineering*, 2012,**18** (3), 243-250.

Toktaş A., Toktaş G., Effect of welding parameters and aging process on the mechanical properties of friction stir-welded 6063-T4 Al alloy, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2012, **21** (6), 936-945.

Totten G. E., Mackenzie S., *Handbook of aluminum Vol 1: Physical metallurgy and processes*, Marcel Dekker Inc., USA, 2003.

Tozaki Y., Uematsu Y., Tokaji K., Effect of tool geometry on microstructure and static strength in friction stir spot welded aluminium alloys, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2007, **47**, 2230–2236.

Tozaki Y., Uematsu Y., Tokaji K., A Newly developed tool without probe for friction stir spot welding and its performance, *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, **210**, 844–851.

Tra T. H., Okazaki M., Suzuki K., Fatigue crack propagation behavior in friction stir welding of AA6063-T5: roles of residual stress and microstructure, *International Journal of Fatigue,* 2012, **43**, 23–29.

Tran V. X., Pan J., Pan T., Fatigue behavior of aluminum 5754-O and 6111-T4 spot friction welds in lap-shear specimens, *International Journal of Fatigue*, 2008, **30**, 2175–2190.

Tülbentçi K., *MIG-MAG eriyen elektrod ile gazalti kaynağ*i, Gedik Eğitim Vakfi Kaynak Teknolojisi Eğitim Araştirma ve Muayene Enstitüsü, İstanbul, 1990.

Tülbentçi K., *MIG/MAG Gazalti Kaynak Yöntemi*, Arctech Yayin No:2, İstanbul, 1998.

URL –1: www.esab.de/support/upload/FSW-Technical-Handbook.pdf, (Ziyaret Tarihi: 25 Mayis 2013).

URL -2: www.alueurope.eu/Wp-Content/Uploads/2013/04/Eaa-Aluminium-in-Cars-Unlocking-the-light-weighting-potential_2013.pdf, (Ziyaret Tarihi : 25 Mayis 2013).

URL –3: http://www.fronius.com.tr/CMT_2013.pdf, (Ziyaret Tarihi : Mayis 2013).

URL –4: http://www.alueurope.eu/about-aluminium, (Ziyaret Tarihi: Mayis 2013).

Wang J., Feng J. C., WANG Y. X., Microstructure of Al–Mg dissimilar weld made by cold metal transfer MIG welding, *Materials Science and Technology*, 2008, **24** (7), 827-831.

Wang J., Nishimura H., Katayama S., Mizutani M., Welding of aluminium alloy by using filler-added laser-arc hybrid welding process, *Welding International*, 2011, **27** (2), 98-108.

Xu X., Yang X., Zhou G., Tong J, Microstructures and fatigue properties of friction stir lap welds in aluminum alloy AA6061-T6, *Materials and Design*, 2012, **35**, 175-183.

Yazdipour A. R., Shafiei M., Jamshidi Aval K., An Investigation of the microstructures and properties of metal inert gas and friction stir welds in aluminum alloy 5083, *Sadhana,* 2011, **36** (4), 505-514.

Yükler A. İ., Bilici M. K., Fidaner O., Alüminyum alaşimlarinin sürtünme kariştirma kaynak hatalari, *3. Ulusal Tasarim İmalat ve Analiz Kongresi,* Balikesir, Türkiye, 29-30 Kasim 2012.

Zhang H. T., Feng J. C., He P., Zhang B. B., Chen J. M., Wang L., The arc characteristics and metal transfer behaviour of cold metal transfer and its use in joining aluminium to zinc-coated steel, *Materials Science and Engineering A*, 2009, **499**, 111–113.

Zhao J., Jiang F., Jian H., Wen K., Jiang L., Chen X., Comparative investigation of tungsten inert gas and friction stir welding characteristics of Al–Mg–Sc alloy plates , *Materials and Design,* 2010, **31**, 306–311.

KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER

[1] **Güngör B.**, Kaluç E., Taban E., Şık A., Mechanical and microstructural properties of robotic cold metal transfer (CMT) welded 5083-H111 and 6082-T651 aluminum alloys, *Materials & Design*, DOI:10.1016/j.matdes.2013.08.018.

[2] **Güngör B.**, Kaluç E., Taban E., Şık A., Gemi inşa endüstrisinde kullanılan alüminyum alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynaklı (FSW) bağlantılarının mekanik özellikleri, *6. Alüminyum Sempozyumu (ALUS'06)*, İstanbul, 03-04 Ekim 2013.

ÖZGEÇMİŞ

Beytullah GÜNGÖR, 1980 Adana doğumlu olup ilköğrenimini Adana'da ve orta öğretimini Deniz Lisesinde tamamlamıştır. 1999 yılında girdiği Deniz Harp Okulundan 2003 yılında Deniz Subayı ve Makine Mühendisi olarak mezun olmuştur. 2003'ten bu yana Donanma bağlısı muhtelif gemilerde çalışmış ve 2009-2010 bahar döneminde Yüksek Lisans eğitimine başlamıştır. Halen Donanma Komutanlığı bağlısı bir gemide Başçarkçı (Baş mühendis) olarak görev yapmaktadır.