



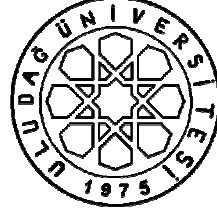
T.C.  
ULUDAĞ ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI İLE  
BİRLEŞTİRİLMİŞ YAŞLANDIRILABİLİR  
ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ MEKANİK  
ÖZELLİKLERİNİN VE KOROZYON  
DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

Hakan AYDIN

DOKTORA TEZİ  
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

BURSA-2008



T.C.  
ULUDAĞ ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI İLE  
BİRLEŞTİRİLMİŞ YAŞLANDIRILABİLİR  
ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ MEKANİK  
ÖZELLİKLERİNİN VE KOROZYON  
DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

DOKTORA TEZİ  
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

Hakan AYDIN

Prof. Dr. Ali BAYRAM  
(Danışman)

BURSA-2008

T.C.  
ULUDAĞ ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

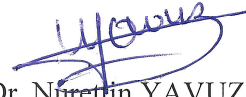
SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMİŞ  
YAŞLANDIRILABİLİR ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ  
MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN VE KOROZYON  
DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

Hakan AYDIN

DOKTORA TEZİ  
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI


Bu Tez <sup>02.04/2008</sup> tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oybirliği/  
~~çokluğu~~ ile kabul edilmiştir.

  
Prof. Dr. Ali BAYRAM  
Danışman

  
Prof. Dr. Nurettin YAVUZ  
Jüri Üyesi

  
Prof. Dr. Recep EREN  
Jüri Üyesi

  
Prof. Dr. Agah UĞUZ  
Jüri Üyesi

  
Doç. Dr. Enver ATİK  
Jüri Üyesi

## ÖZET

Bu çalışmada, yaşlandırılabilir 2024 alüminyum alaşımları ve yaşlandırılmayan 1050 alüminyum alaşımları sürtünme karıştırma kaynağı ile çeşitli kaynak parametreleri ile kaynak edilmişlerdir. Esas olarak, sürtünme karıştırma kaynağı ile kaynak edilmiş 2024 alüminyum alaşımlarında kaynak parametrelerinin ve kaynak öncesi ve sonrasında uygulanacak yaşlandırma işlemlerinin etkisi incelenmiştir. İncelemeler kaynak bölgesi içyapısı, kaynak bölgesi sertlik dağılımları, korozyon öncesi ve korozyon sonrası çekme özellikleri ve kırılma bölgeleri üzerinde yoğunlaşmıştır. 2024 alaşımlarında kaynak öncesindeki temel malzeme özelliklerine bağlı olarak, farklı çekme özellikleri ve kırılma bölgeleri ortaya çıkmıştır. Temel malzeme özellikleri açısından yaşlandırılan numunelerde genel itibarıyla kopmalar ilerleme tarafında kaynak merkezi ve termomekanik olarak etkilenmiş bölge ara kesitinde meydana gelirken, temel malzeme özellikleri açısından yaşlandırma işlemi uygulanmayan alaşımlarda ise kopmalar temel malzeme üzerinde meydana gelmiştir. Kaynak sonrası, kaynak esnasında ortaya çıkan sıcaklıktan dolayı kaynak öncesi ısıtma işlemi koşuluna bağlı olarak belirgin mukavemet kayıpları ile karşılaşmıştır. Kaynak sonrası yeniden uygulanan ısıtma işlemler sonucunda da kısmi bir iyileşme sağlanmış olsa bile kaynaklı aynı koşuldaki numunelerin çekme özellikleri elde edilememiştir. 1050 alaşımlarında ise mekanik özelliklerde meydana gelen kayıp ve kaynak bölgesi etkilenme derecesi çok daha düşük düzeyde kalmıştır. Bu alaşımlarda, uygun kaynak parametreleri kullanıldığı takdirde kırılmalar temel malzeme bölgesinde meydana gelmiştir; kaynak bölgesinde herhangi bir mekanik kayıp söz konusu olmamıştır. Kaynak sonrasındaki korozyon deneyleri ise atmosfere açık koşullarda ve oda sıcaklığında %3,5'lük NaCl çözeltisi içerisinde statik daldırma şeklinde yapılmıştır. 2024 alaşımları ile karşılaştırma yapılabilmesi için aynı incelemeler, çeşitli kaynak parametreleri ile üretilen yaşlandırılmayan 1050 alüminyum alaşımları içinde tekrarlanmıştır. Uzun korozyon sürelerinde dahi kaynaklı 1050 alaşımlarının mekanik özelliklerinde herhangi bir kayıp meydana gelmezken, kaynaklı 2024 alaşımlarında ise daha kısa korozyon sürelerinde bile önemli sayılabilecek ölçüde mekanik özelliklerinde kayıplar gözlenmiştir.

**Anahtar Kelimeler:** Sürtünme karıştırma kaynağı, 2024 alüminyum alaşımları, yaşlandırma, temel malzeme koşulları, kaynak sonrası ısıtma işlemler, mekanik özellikler, korozyon, 1050 alüminyum alaşımları.

## ABSTRACT

In this study, age hardenable 2024 aluminium alloys and non-heat-treatable 1050 aluminium alloys were friction stir welded under various welding parameters. The effects of the welding parameters and base material conditions and post weld heat treatments on the friction stir welded 2024 aluminium alloys were essentially investigated. Investigations for samples were on microstructure and micro-hardness distribution of the weld region, tensile properties before and post corrosion tests and fracture locations. The tensile properties and fracture locations of the joints for heat treatable 2024 alloys depend on the base material conditions. In 2024 joints having aged base material conditions, the fracture locations is generally at or near the interface between the nugget and the thermo-mechanically affected zone on the advancing side, whereas in the 2024 joint having stable base material condition, the fracture occurred at the base material. After welding, the mechanical properties of the 2024 joints deteriorate depending on the base material condition owing to the heat during welding. Post weld heat treatments in the 2024 joints provide partly improvements in mechanical properties but the improvements are insufficient with respect to the base materials. After welding, the losses in the mechanical properties for the 1050 joints are too low and negligible in contrast to the 2024 joints. When the 1050 alloys were friction stir welded with suitable welding parameters, the fracture occurred at the base material and any mechanical loss was not observed in the weld region. Static immersion corrosion tests for the samples were carried out in a 3.5 wt. % NaCl solution, open to air, at room temperature. Also, for comparison with the 2024 joints, the same investigations have been performed for the 1050 joints. While any mechanical loss post corrosion tests even for long corrosion times in the 1050 joints has not occurred, the significant mechanical losses post corrosion tests even for short corrosion times in the 2024 joints have been observed.

**Keywords:** Friction stir welding, 2024 aluminum alloys, aging, base material conditions, post-weld heat treatments, mechanical properties, corrosion, 1050 aluminum alloys.

## İÇİNDEKİLER

	Sayfa
TEZ ONAY SAYFASI.....	ii
ÖZET .....	iii
ABSTRACT .....	iv
İÇİNDEKİLER.....	v
KISALTMALAR DİZİNİ.....	viii
ÇİZELGELER DİZİNİ .....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ .....	xii
GİRİŞ.....	1
1. KAYNAK ÖZETLERİ .....	5
1.1. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları .....	5
1.1.1. Alüminyum alaşım sistemleri .....	6
1.1.1.1. Korozyon dayanımı yüksek Al- alaşımları .....	7
1.1.1.2. Yaşlandırılabilir (yüksek mukavemetli) Al-alaşımları .....	8
1.1.1.3. Alüminyum döküm alaşımları .....	9
1.1.1.4. Alüminyum dövme alaşımları .....	9
1.1.2. Alüminyum ve Al-alaşımlarında ısıl işlemler .....	10
1.1.2.1. Tavlama .....	10
1.1.2.2. Çökelme sertleşmesi (yaşlandırma) .....	12
1.1.3. Alüminyum alaşımlarının yaşlandırılması .....	17
1.1.4. Alüminyum alaşımlarının malzeme numarasına göre gösterimi .....	22
1.1.5. Alüminyum alaşımları için temper (ısıl işlem/kondisyon) göstergeleri.....	23
1.2. Alüminyum Alaşımlarının Kaynağı .....	27
1.2.1. Al-malzemelerin kaynağında bazı temel esaslar .....	27
1.2.2. Alüminyum ve Al-alaşımlarının kaynak kabiliyeti .....	30
1.2.3. Alüminyum ve alaşımlarına uygulanan kaynak metotları .....	35
1.2.3.1. Gaz ergitme kaynağı .....	35
1.2.3.2. Elektrik ark kaynağı (Örtülü elektrod kaynağı) .....	36
1.2.3.3. Koruyucu gazla ark kaynağı (Gazaltı kaynakları MIG/TIG) .	37
1.2.3.4. Basınç kaynağı .....	39
1.2.4. Alüminyum alaşımlarında kaynak sonrası özellik değişimleri .....	39
1.2.4.1. Soğuk şekil verme işlemi uygulanmış alüminyum alaşımlarında kaynak sonrası meydana gelen özellik değişimleri .....	39

1.2.4.2. Katı eriyiğe alınmış alüminyum alaşımlarında kaynak sonrası meydana gelen özellik değişimleri .....	40
1.2.4.3. Yaşlandırılmış alüminyum alaşımlarında kaynak sonrası meydana gelen özellik değişimleri .....	41
1.3. Sürtünme Karıştırma Kaynak Yöntemi .....	41
1.3.1. Yöntemin esası .....	45
1.3.2. Yöntemin başlıca üstünlükleri .....	52
1.3.3. Yöntemin sınırlamaları .....	53
1.3.4. Yöntemin uygulama alanları .....	54
1.4. Alüminyum Malzemelerde Korozyon .....	56
2. MATERYAL VE YÖNTEM .....	60
2.1. Kaynakla Birleştirilen Malzemeler .....	60
2.2. Kaynak İşlemi .....	64
2.3. Deney Numuneleri .....	70
2.4. Deney Numunelerinin Mekanik Özelliklerinin Tespiti .....	73
2.4.1. Çekme deneyi .....	73
2.4.2. Mikro-sertlik ölçümleri .....	74
2.4.3. Korozyon deneyleri .....	74
2.4.4. Metalografik muayeneler .....	74
3. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA .....	76
3.1. 1050 Al-Alaşımlı Numuneleri .....	78
3.1.1. Kaynak bölgesi içyapıları .....	78
3.1.2. Kaynak bölgesi mikro-sertlik dağılımları .....	80
3.1.3. Çekme deneyi sonuçları .....	82
3.1.4. Korozyon sonrası çekme özellikleri .....	87
3.2. 2024 Al-Alaşımlı Numuneleri .....	88
3.2.1. Farklı ısıl işlem koşullarındaki 2024 Al-alaşımları .....	88
3.2.1.1. Kaynak bölgesi içyapıları .....	88
3.2.1.2. Temel malzeme sertlikleri .....	91
3.2.1.3. Çekme deneyi sonuçları .....	92
3.2.1.4. Korozyona tabi tutulan numunelerin çekme deneyi sonuçları .....	96
3.2.2. Farklı kaynak parametreleri ile kaynak edilmiş 2024-T4 Al-alaşımları .....	99
3.2.2.1. Kaynak bölgesi içyapıları .....	99
3.2.2.2. Kaynak bölgesi mikro-sertlik dağılımları .....	104
3.2.2.3. Çekme deneyi sonuçları .....	107
3.2.2.4. Korozyona tabi tutulan numunelerin çekme deneyi sonuçları .....	113
3.2.3. Farklı temel malzeme özelliklerine sahip 2024 Al-alaşımlarının kaynak edilmesi .....	115
3.2.3.1. Kaynak bölgesi içyapıları .....	115
3.2.3.2. Kaynak bölgesi mikro-sertlik dağılımları .....	124
3.2.3.3. Çekme deneyi sonuçları .....	127
3.2.3.4. Korozyon sonrası çekme özellikleri .....	133

3.2.4. W-koşulunda kaynak edilen 2024 Al-alaşımında kaynak sonrası uygulanan yaşlandırma ısıl işlemlerinin mekanik özelliklere etkisi .....	136
3.2.4.1. Kaynak bölgesi içyapıları .....	136
3.2.4.2. Kaynak bölgesi mikro-sertlik dağılımları .....	142
3.2.4.3. Çekme deneyi sonuçları .....	145
3.2.4.4. Korozyon sonrası çekme özellikleri .....	150
3.2.5. T4-koşulunda kaynak edilen 2024 Al-alaşımında kaynak sonrası uygulanan yaşlandırma ısıl işlemlerinin mekanik özelliklere etkisi .....	152
3.2.5.1. Kaynak bölgesi içyapıları .....	152
3.2.5.2. Kaynak bölgesi mikro-sertlik dağılımları .....	158
3.2.5.3. Çekme deneyi sonuçları .....	159
3.2.5.4. Korozyona tabi tutulan numunelerin çekme deneyi sonuçları .....	166
3.3. SKK Tekniğinde Dikkat Edilmesi Gereken Bazı Hususlar .....	168
SONUÇ .....	173
KAYNAKLAR .....	176
TEŞEKKÜR .....	186
ÖZGEÇMİŞ.....	187



## **KISALTMALAR DİZİNİ**

DYKB – Dinamik olarak Yeniden Kristalleşen Bölge

GÇT – Geri Çekilme Tarafı

ITAB – Isı Tesiri Altındaki Bölge

İT – İlerleme Tarafı

KM – Kaynak Merkezi

MIG – Metal Inert Gas

SEM – Taramalı Elektron Mikroskobu

SKK – Sürtünme Karıştırma Kaynağı

TEB – Termo-mekanik olarak Etkilenmiş Bölge

TIG – Tungsten Inert Gas

TM – Temel Malzeme

## ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 1.1.	Bazı alüminyum alaşımları için yeniden kristalleşme sıcaklıkları .....	11
Çizelge 1.2.	Bazı Al-alaşımları ve ayrışabilecek (yararlanılan) ikincil fazlar .....	17
Çizelge 1.3.	Haddeleme, dövülme gibi soğuk deformasyona uğramış alüminyum alaşımlarında çözme tavlama süresi için çıkış değerleri .....	20
Çizelge 1.4.	Bazı Al-alaşımlarında yaşlandırma için malzeme kalınlığına göre tavsiye edilen soğutma süresi ve soğutma ortamları .....	21
Çizelge 1.5.	Alüminyum alaşımlarının malzeme numarasına göre gösterimi .....	23
Çizelge 1.6.	Çatlak oluşumuna eğilimli Al-alaşımları .....	27
Çizelge 1.7.	Sıcaklığın Al-alaşımları üzerindeki etkisi .....	28
Çizelge 1.8.	Sertleştirilemeyen şekillendirilmiş Al-Malzemelerde gözeneklilik ve çatlak oluşum tehlikesi .....	29
Çizelge 1.9.	Sertleştirilebilir şekillendirilmiş Al-Malzemelerde gözeneklilik ve çatlak oluşum tehlikesi .....	30
Çizelge 1.10.	Alüminyum ve alaşımlarının genel kaynak kabiliyeti .....	32
Çizelge 1.11.	Alüminyum alaşımlarının korozyon değerlendirilmesi .....	57
Çizelge 1.12.	Küçük miktarlardaki alaşım elementlerinin etkileri .....	58
Çizelge 2.1.	2024 Al-alaşımının farklı standartlardaki karşılıkları .....	60
Çizelge 2.2.	Deneylerde kullanılan 2024 Al-alaşımının kimyasal kompozisyonu (%Ağ.) .....	61
Çizelge 2.3.	2024 Al-alaşımının çeşitli ısıl işlem koşullarındaki mekanik özellikleri .....	61

Çizelge 2.4.	Deneylerde kullanılan 1050 Al-alışımının kimyasal kompozisyonu (%Ağ.) .....	64
Çizelge 2.5.	Çeşitli koşullardaki 1050 Al-alışımının mekanik özellikleri .....	64
Çizelge 2.6.	Kaynak işleminde kullanılan sıcak iş takım çeliğinin alaşım elemanları (%Ağ.) .....	67
Çizelge 2.7.	1050 Al-alışımı numuneleri .....	71
Çizelge 2.8.	2024 Al-alışımı numuneleri .....	72
Çizelge 3.1.	SKK yöntemi ile kaynak edilen 1050 Al-alışımının kaynak parametrelerine bağlı olarak çekme deneyi sonuçları .....	83
Çizelge 3.2.	Farklı ısı işlem koşullarına sahip 2024 Al-alışımı temel malzemelerinin sertlik değerleri .....	91
Çizelge 3.3.	Farklı ısı işlem koşullarına sahip 2024 Al-alışımı temel malzemelerin çekme deneyi sonuçları .....	92
Çizelge 3.4.	Farklı ısı işlem koşullarına sahip 2024 Al-alışımı temel malzemelerin çekme deneyi sonuçları (hadde doğrultusunda alınan numuneler) .....	94
Çizelge 3.5.	Farklı ısı işlem koşullarına sahip 2024 Al-alışımı temel malzemelerin korozyon sonucu çekme deneyi sonuçları ve meydana gelen kayıplar .....	96
Çizelge 3.6.	Farklı kaynak parametreleri ile kaynak edilen T4 koşulundaki 2024 Al-alışımı numunelerinin çekme deneyi sonuçları .....	107
Çizelge 3.7.	Farklı kaynak parametreleri ile kaynak edilen T4 koşulundaki 2024 Al-alışımı numunelerinin korozyon sonrası çekme deneyi sonuçları ve meydana gelen kayıplar .....	113
Çizelge 3.8.	Farklı temel malzeme özelliklerine sahip 2024 Al-alışımı numunelerinin kaynak sonrası çekme deneyi sonuçları .....	127
Çizelge 3.9.	Kaynaklı numunelerin mukavemet ve uzama oranı verimleri .....	130
Çizelge 3.10.	Farklı temel malzeme özelliklerine sahip kaynaklı 2024 Al-alışımı numunelerinin korozyon sonucu çekme deneyi Sonuçları .....	134
Çizelge 3.11.	Aşırı doymuş katı eriyik halinde kaynak edilen 2024 Al-alışımı numunelerinin çekme deneyi sonuçları .....	145

Çizelge 3.12. Aşırı doymuş katı eriyik halde kaynak edilen 2024 Al-alışımı numunelerin korozyon sonrasındaki çekme deneyi sonuçları .....	150
Çizelge 3.13. T4 ısıl işlem koşuluna sahip 2024 Al-alışımı numunelerinde, kaynak sonrası uygulanan yaşlandırma işlemlerinin çekme özelliklerine etkisi .....	160
Çizelge 3.14. 2024-T4 Al-alışımının kaynak sonrası uygulanan korozyon deneyleri sonucundaki çekme özellikleri .....	166

## ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 1.1.	Alüminyum (%99,6) için yeniden kristalleşme diyagramı .....	11
Şekil 1.2.	Yaşlandırılabilir bir alaşımın yaşlanma safhalarının şematik gösterilişi..	14
Şekil 1.3.	Al-Cu-Mg üçlü sisteminin alüminyum bölgesinde ve ötektik sıcaklığın altında izoterm kesitler .....	18
Şekil 1.4.	Çeşitli ayrışma şekillerinin veya aşamalarının yaşlandırma sıcaklığına ( $T_y$ ) ve/veya süresine ( $t_y$ ) bağlı gelişiminin şematik gösterimi .....	19
Şekil 1.5.	Al-Cu ikili sisteminin denge diyagramı .....	20
Şekil 1.6.	Yaşlandırılmış bir Al-Cu alaşımında (%4,5Cu) içyapı görünümü .....	22
Şekil 1.7.	Çift taraftan sürtünme karıştırma kaynağı yapılarak birleştirilmiş 75 mm kalınlığındaki 6082 Al- alaşımı levhaları .....	44
Şekil 1.8.	Çift taraftan sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmiş 75 mm kalınlığındaki 6082 Al-alaşımı levhalardan çıkarılmış numunelerin çekme ve 180° bükme deneyi sonuçları .....	44
Şekil 1.9.	Sürtünme karıştırma kaynak yönteminin şematik gösterimi .....	46
Şekil 1.10.	Sürtünme karıştırma kaynak yönteminde kullanılan takımlar .....	47
Şekil 1.11.	Sürtünme karıştırma kaynağında temel kaynak bölgeleri .....	50
Şekil 1.12.	Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi uygulanarak gerçekleştirilen birleştirmeler .....	51
Şekil 2.1.	Farklı ısı işlem koşullarındaki 2024 Al-alaşımının özelliklerine genel bakış .....	63
Şekil 2.2.	Üniversal freze tezgahında yapılan SKK işlemi .....	65
Şekil 2.3.	Yapılan kaynak işlemlerinden bazı görünüşler .....	65

Şekil 2.4.	SKK yöntemi ile birleştirilmiş 1050 Al-alaşımı levha malzemelerinin kaynak dikişleri .....	66
Şekil 2.5.	Kaynak edilen levha boyutları .....	66
Şekil 2.6.	Kaynak işleminde kullanılan kaynak takımı .....	67
Şekil 2.7.	Kaynaklarda kullanılan takımların ölçüleri .....	69
Şekil 2.8.	Çekme deneyi numunelerinin boyutları .....	73
Şekil 3.1.	SKK yöntemi uygulanmış çeşitli numunelerin kaynak dikişi makro görünüşleri .....	77
Şekil 3.2.	Düşük ısı girdisi ile kaynak edilen 2024 Al-alaşımının kaynak yüzey kalitesi .....	78
Şekil 3.3.	Kaynak edilmiş 1050 Al-alaşımının kaynak bölgesi iç yapı görüntüleri.....	79
Şekil 3.4.	2140 dev/dak dönme hızında farklı ilerleme hızı ve farklı omuz çaplı takım ile kaynak edilen 1050 Al-alaşımının mikro-sertlik ölçüm sonuçlarının karşılaştırılması .....	80
Şekil 3.5.	1520 dev/dak dönme hızında farklı ilerleme hızı ve farklı omuz çaplı takım ile kaynak edilen 1050 Al-alaşımının mikro-sertlik ölçüm sonuçlarının karşılaştırılması .....	81
Şekil 3.6.	Düşük dönme hızında kaynak edilen 1050 Al-alaşımının mikro-sertlik ölçüm sonuçlarının karşılaştırılması .....	81
Şekil 3.7.	1050 Al-alaşımında düşük ısı girdisinden ortaya çıkan kaynak hatası..	82
Şekil 3.8.	Farklı kaynak parametreleriyle kaynak edilen 1050 Al-alaşımının çekme deney sonuçlarının karşılaştırılması .....	85
Şekil 3.9.	Kaynaklı 1050 Al-alaşımı numunelerinin çekme deneyleri sonucundaki kopma bölgeleri .....	86
Şekil 3.10.	Kaynaklı 1050 Al-alaşımının korozyon deneylerinden sonraki yüzeylerinin makro görünüşleri .....	88
Şekil 3.11.	Temel malzeme içyapılarının ışık mikroskobu görüntüleri .....	89
Şekil 3.12.	Temel malzeme içyapılarının SEM görüntüleri .....	91

Şekil 3.13. Farklı ısı işlem koşullarındaki 2024 Al-alışımı temel malzemelerin çekme deneyi sonuçlarının karşılaştırılması .....	93
Şekil 3.14. Temel malzemelerin kırılma yüzeyi SEM görüntüleri .....	95
Şekil 3.15. Farklı ısı işlem koşullarındaki temel malzemelerin korozyon deneyi sonucundaki mukavemet ve uzama oranı kayıplarının karşılaştırılması .....	96
Şekil 3.16. Farklı ısı işlem koşullarına sahip 2024 Al-alışımı temel malzemelerinde korozyon sonrası mukavemet kaybına sebebiyet veren pitting oluşumları .....	98
Şekil 3.17. A8 numunesinin kaynak merkezi içyapılarının ışık mikroskobu ve SEM görüntüleri .....	100
Şekil 3.18. A8 numunesi kaynak merkezi ve TEB geçiş bölgesi ışık mikroskobu görüntüleri .....	100
Şekil 3.19. A8 numunesi a) TEB ve ITAB ara bölgesi (SEM) b) ITAB (SEM) c) ITAB ışık mikroskobu görüntüleri .....	101
Şekil 3.20. Farklı kaynak parametreleri ile kaynak edilmiş diğer bazı numunelerden içyapı örnekleri .....	103
Şekil 3.21. Düşük (yetersiz) ısı girdisi ile kaynak edilen numunelerdeki (A16 – A17 ve A18 numuneleri) kaynak bölgesinde meydana gelen hatalı bölgeler .....	103
Şekil 3.22. 2140 dev/dak dönme hızında farklı ilerleme hızları ile kaynak edilen 2024 Al-alışımalarının mikro-sertlik ölçüm sonuçlarının karşılaştırılması .....	104
Şekil 3.23. Farklı kaynak parametreleri ile kaynak edilen 2024 Al-alışımalarının kaynak bölgesi mikro-sertlik ölçüm sonuçlarının karşılaştırılması .....	106
Şekil 3.24. Farklı kaynak parametreleri ile kaynak edilen T4 koşulundaki 2024 Al-alışımı numunelerinin çekme deneyi sonuçlarının karşılaştırılması ..	108
Şekil 3.25. Farklı kaynak parametreleri ile kaynak edilen T4 koşulundaki 2024 Al-alışımı numunelerinin çekme deneyleri sonucundaki kopma bölgelerinin makro görünüşleri .....	109
Şekil 3.26. Kırılma yüzeyi SEM görüntüleri .....	112
Şekil 3.27. Farklı kaynak parametreleri ile kaynak edilen T4 koşulundaki 2024 Al-alışımı numunelerinin korozyon sonrası mukavemet kaybına sebebiyet veren pitting oluşumları .....	115

Şekil 3.28. Farklı temel malzeme özelliklerine sahip numunelerin kaynak bölgesi makro görünümüleri .....	116
Şekil 3.29. Numunelerin kaynak merkezi SEM görüntüleri .....	117
Şekil 3.30. Numunelerin kaynak merkezindeki soğan halkaları oluşumları .....	118
Şekil 3.31. Kaynak merkezi ve TEB arasındaki geçiş ara yüzeylerinin ışık mikroskobu görüntüleri .....	119
Şekil 3.32. Numunelerin TEB bölgeleri içyapılarının ışık mikroskobu ve SEM görüntüleri .....	122
Şekil 3.33. Numunelerin ITAB bölgeleri içyapılarının ışık mikroskobu ve SEM görüntüleri .....	124
Şekil 3.34. Farklı temel malzeme özelliklerine sahip 2024 Al-alaşımlarının kaynak bölgesi mikro-sertlik dağılımları .....	125
Şekil 3.35. Farklı temel malzeme özelliklerine sahip 2024 Al-alaşımı numunelerinin çekme deneyi sonuçlarının karşılaştırılması .....	128
Şekil 3.36. Kaynaklı numunelerin mukavemet ve uzama oranı verimlerinin karşılaştırılması .....	130
Şekil 3.37. Kaynaklı numunelerin kırılma yüzeyi SEM görüntüleri .....	133
Şekil 3.38. Farklı temel malzeme özelliklerine sahip kaynaklı 2024 Al-alaşımı numunelerinde korozyon sonrası pitting oluşumları ve kırılma bölgeleri .....	135
Şekil 3.39. Temel malzeme içyapılarının ışık mikroskobu ve SEM görüntüleri .....	137
Şekil 3.40. Kaynak merkezi içyapılarının ışık mikroskobu ve SEM görüntüleri .....	138
Şekil 3.41. Kaynak merkezi ve TEB ara bölgelerinin ışık mikroskobu görüntüleri ..	140
Şekil 3.42. TEB ve ITAB bölgelerinin ışık mikroskobu ve SEM görüntüleri .....	141
Şekil 3.43. 2024-W Al-alaşımlarının kaynak sonrası tavlama sonucu kaynak sonrası mikro-sertlik ölçüm sonuçlarının karşılaştırılması .....	143
Şekil 3.44. 2024-W Al-alaşımlarının kaynak sonrası farklı sıcaklık ve sürelerindeki yaşlandırma işlemleri sonucu mikro-sertlik ölçüm sonuçlarının karşılaştırılması .....	144



Şekil 3.45. Aşırı doymuş katı eriyik halinde kaynak edilen 2024 Al-alaşımı numunelerin çekme deneyi sonuçlarının karşılaştırılması .....	146
Şekil 3.46. W koşulunda kaynak edilen 2024 Al-alaşımı numunelerinin çekme deneyleri sonucundaki kopma bölgelerinin makro görünümüleri .	147
Şekil 3.47. Kırılma yüzeyi SEM görüntüleri .....	149
Şekil 3.48. W-koşulunda kaynak edilen 2024 Al-alaşımı numunelerindeki pitting oluşumları .....	151
Şekil 3.49. Temel malzeme içyapılarının ışık mikroskobu görüntüleri .....	153
Şekil 3.50. Kaynak merkezi içyapılarının ışık mikroskobu ve SEM görüntüleri .....	154
Şekil 3.51. Kaynak merkezi ve TEB ara bölgelerinin ışık mikroskobu görüntüleri ..	155
Şekil 3.52. TEB ve ITAB bölgelerinin ışık mikroskobu ve SEM görüntüleri .....	157
Şekil 3.53. 2024-T4 Al-alaşımının kaynak sonrası farklı sıcaklık ve sürelerindeki yaşlandırma işlemleri sonucu kaynak bölgesi mikro-sertlik dağılımları .....	159
Şekil 3.54. T4 koşulunda kaynak edilen 2024 Al-alaşımı numunelerinin kaynak sonrası uygulanan ısıl işlemlere bağlı olarak çekme deney sonuçlarının karşılaştırılması .....	161
Şekil 3.55. T4 koşulunda kaynak edilen 2024 Al-alaşımı numunelerin çekme deneyleri sonucundaki kopma bölgelerinin makro görünümüleri .....	163
Şekil 3.56. Kırılma yüzeyi SEM görüntüleri .....	164
Şekil 3.57. T4-koşulunda kaynak edilen 2024 Al-alaşımı numunelerindeki pitting oluşumları (kaynak sonrası ısıl işlem uygulanmış numuneler) ....	167
Şekil 3.58. Kaynak bölgesinde oluşan kaynak hatası (gözenek ve tünel oluşumu) ...	168
Şekil 3.59. Kaynak dikişinin geri çekilme tarafındaki malzeme yığılması .....	169

## GİRİŞ

Günümüzde kullanılan tüm kaynak yöntemlerindeki birleştirmelerde, kaynak bölgesi ve çevresinde istenmeyen mukavemet düşüşlerine sıklıkla rastlanıldığı bilinen bir gerçektir. Söz konusu olumsuzlukların en aza indirgenebileceği bir kaynak yöntemi için geliştirme çabaları ise halen devam etmektedir. Bu amaç çerçevesinde, SKK (Sürtünme Karıştırma Kaynağı) tekniği, ilk defa 1970'li yıllarda İngiliz Kaynak Enstitüsü'nde denenmiş ve TWI'de (The Welding Institute) Mr. Wayne Thomas tarafından 1991 yılında geliştirilip patentlenmiştir (Thomas ve ark. 1991). Bundan yaklaşık 5 yıl kadar sonra endüstriyel kullanımda da kendine yer bulmaya başlamıştır. Önceleri, özellikle demir dışı metallere olan alüminyum alaşımlarının kaynak edilmesinde kullanımı ön plana çıkarken, son zamanlarda ise demir türü malzemelerin kaynağı için de söz konusu yöntemin kullanılmaya başlandığı görülmektedir. Alüminyum alaşımlarının (Al-alaşımlarının) çoğu, bakır, titanyum, çelik, paslanmaz çelikler ve çelik-alüminyum gibi farklı türden malzemeler bu yöntemle başarılı bir şekilde kaynatılabilmektedir. Günümüzde kullanılan mevcut kaynak yöntemlerine göre daha iyi mekanik özellikler elde edilebilmesi ve herhangi bir dolgu malzemesi kullanılmadan kaynak işleminin yapılabilmesi gibi avantajlarından dolayı, diğer kaynak işlemleri içerisinde kendisine önemli bir yer bulmuştur. Söz konusu yöntemin, uygulamaya ve pratikleştirilmesine dönük yoğun geliştirme çabaları ile sanayideki kullanım alanı her geçen gün hızla genişlemektedir. SKK tekniği, Boeing, Lockheed Martin, Airbus, General Dynamics, Alcoa gibi dünyada adı geçen firmaların yanı sıra bazı enstitüler (TWI, EWI, USC, BYU, CTC, SDSMT, AJT gibi) tarafından kullanımları devam ederken, ülkemizde de FNSS-Nurol Zırhlı Araçlar Fabrikasında - Gölbaşı/Ankara- ZMA araçlarında, 40 mm kalınlığa kadar 5XXX ve 7XXX serisi alüminyum levhaların kaynak işleminde kullanılmaya başlanmıştır (Eren 2005).

Kaynağı zor olan alüminyum alaşımları için bir çözüm sunan SKK tekniği üzerinde bugüne kadar birçok çalışma yapılmış bulunmakla birlikte çalışmalar halen yoğun bir şekilde geniş bir alanda hızla devam etmektedir. Özellikle, bu yöntem ağırlık ve maliyet kazancından dolayı uçak sanayinde çok dikkat çekici bir hal almıştır (Williams 2001). SKK tekniği, ergitme kaynağından daha az kalıntı gerilmeleri içeren ve katılaşma kusurlarını elemine eden, diğer sürtünme kaynak yöntemlerinde olduğu gibi bir katı hal birleştirme işlemidir ve günümüzde de alüminyumun kaynağında kullanımı hızla artmaktadır (Peel ve ark. 2003, Staron ve ark. 2002, Dawes 1995, Dawes ve Thomas 1996). Yapılan birçok çalışma sonucunda, bu yöntemin alüminyum alaşımlarının kaynağı için çok uygun bir yöntem olduğu görülmüştür. Yöntem, özellikle geleneksel kaynak yöntemleri ile kaynak edilmesinde önemli problemler -gözenek, oyuk ve sıcak çatlak vs- yaşanan 2000 ve 7000 serisi alüminyum alaşımlarının birleştirilmelerine çok uygundur (Murr ve ark. 2000, Su ve ark. 2003). Ergitme kaynağındaki yüksek ısı girdisi, alüminyum malzemelerin ısıl genleşmelerinin yüksek ve katılaşma aralıklarının geniş olması sonucu, özellikle çatlamaya daha duyarlı yaşlanma sertleştirilmesi uygulanmış Al-alaşımlarında kaynak dikişinde çatlak oluşumuna sebep olur. Ayrıca, ark kaynağındaki yüksek ısı girdisi, özellikle yüksek mukavemetli Al-alaşımlarında ITAB (Isı Tesiri Altındaki Bölge) bölgesinde tane sınırlarında düşük ergime dereceli fazların oluşumuna ve dolayısıyla bu bölgede tane sınırlarında katılaşma esnasında çatlamaya neden olabilir.

SKK tekniği, kusur oluşmaması, dolgu malzemesi ve koruyucu gaze ihtiyaç duyulmaması ve maliyetli ön hazırlıkların bulunmaması gibi avantajlarıyla üretim maliyetlerini de aşağıya çekmektedir. Bu olumlu faktörler de göz önüne bulundurularak, artık bu yöntem roketlerin dış yakıt depolarında (Johnsen 1999), demiryollarında (Okamura 2000) ve yüksek hıza sahip yolcu trenlerinde ve gemilerde de (Kallee ve ark. 1997) kullanılmaya başlanmıştır.

Katı hal kaynak yöntemi olan bu teknikte, düşey eksen etrafında dönerek esas sürtünme ısını üreten ve birleştirme görevini gerçekleştiren özel geometriye sahip takımlar kullanılmaktadır. Kaynak işlemi esnasında esasen iki şekilde sürtünme ısı

üretilmektedir: ilki, takımın omuz tabir edilen geniş çaplı kısmının yüzeyi ile kaynatılacak parçaların yüzeyi arasında üretilen sürtünme ısı; diğeri ise, omzun alt kısmındaki ve kaynatılacak iki parça arasına dalan ve hareket eden, omza göre çok daha küçük çaplı vida dişi açılmış ucun karıştırma sırasında ürettiği sürtünme ısıdır. Karıştırma işlemi esnasında ise ergime noktasına yakın sıcaklıklara çıkarılan malzeme kompleks bir akış gösterir ki, bu yüzden akış gösteren malzemenin üst yüzeye doğru çıkmasını engelleyecek tedbirlerin alınması ve uygun tasarımların yapılması gerekir (uygun birleştirmeler için pimdeki vida diş yönü ve takım dönüş yönünün doğru seçilmesi gibi). Bu termo-mekanik koşullar, bağlantı bölgesinin çeşitli noktalarında değişir ve kaynak bölgesinde heterojen bir içyapıya sebep olur (Heinz ve Skrotzki 2002, Sutton ve ark. 2002, Cabibbo ve ark. 2003, Litynska ve ark. 2003, Fonda ve Bingert 2004, Sato ve ark. 2002, Sato ve ark. 2001).

SKK yöntemi, geleneksel kaynak yöntemlerinin ergime bölgesinden meydana gelen problemlerini ortadan kaldırmasına rağmen, yaşlandırılabilir (çökeltme sertleşmesi gösteren) alüminyum alaşımları için TEB (Termo-mekanik olarak Etkilenmiş Bölge) ve ITAB bölgelerindeki kaynak ısı çevrimi süresince sertleştirici çökelti partiküllerinin büyümesi ve çözünmesinden dolayı kaynağın mekanik özelliklerinde bir düşüş gözlenir (Su ve ark. 2003, Cabibbo ve ark. 2003, Fonda ve Bingert 2004, Sato ve ark. 2002). Ancak, pim ilerleme hızının artırılması ve pim ve omuz çapının küçük seçilmesi ile mekanik özelliklerin etkilendiği bölgelerin küçültülmesi suretiyle muhtemel mukavemet düşüşlerinin azaltılması da mümkündür. Kaynak ısı çevriminden dolayı aşırı yaşlanmanın sebep olduğu TEB ve ITAB bölgelerindeki mukavemet kaybını azaltmak için diğeri bir yol da kaynak edilmiş numunelere kaynak sonrası yeniden ısı işlem uygulamak olabilir.

Alüminyum alaşımları, düşük yoğunluk ve iyi mekanik özelliklerinden dolayı otomotiv, havacılık ve savunma sanayi gibi birçok önemli üretim alanında kullanımları hızla artmaktadır (Maddox 2003). 2024 alüminyum alaşımının uçak gövdesi veya kanatlar gibi yapısal elamanlar için uçak sanayinde kullanımı çok yaygındır. Bu yüzden, çalışmamızda ısı işlem uygulanabilir (yaşlandırılabilir) alüminyum alaşımlarından en dikkat çekici alaşımı olmasından ve konu ile ilgili söz konusu alaşım üzerindeki

çalışmaların çok kısıtlı olmasından (yurtiçinde bu alaşımın SKK tekniği ile birleştirilmesi ile ilgili bir çalışma göze çarpmamaktadır) dolayı alüminyum alaşımları içerisinde sertliği ve mukavemeti açısından da ayrıcalıklı bir yeri bulunan 2024 alüminyum alaşımının seçimine karar verilmiştir.

Bu çalışmada, farklı ısıtma şartlarındaki (farklı temel malzeme özelliklerine sahip) yaşlandırılabilir 2024 alüminyum alaşımının (katı eriyik halinde, T4, iki farklı T6 ve havada soğutma koşulları altında) SKK tekniği ile birleştirilmesi sonucu oluşabilecek kaynak bölgesindeki metalurjik içyapı ve bu içyapıya bağlı olarak kaynak bölgesinin korozyonlu ve korozyonsuz mekanik özelliklerinin ne yönde değiştiğinin tespitine çalışılmıştır. Kaynak sonrası ve süresince meydana gelen içyapı oluşumlarının anlaşılması, elde edilebilecek mekanik özelliklerin optimize edilmesinde son derece önemlidir. Bunun yanı sıra, katı eriyiğe alınmış ve T4 ısıtma koşullarına sahip alaşımların kaynak edildikten sonra yeniden çeşitli şartlarda ısıtma işlemlere tabi tutulması sonucunda kaynak bölgesinde ne gibi değişikliklerin meydana geldiği de incelenmiştir. Isıtma işlemi uygulanabilen ve uygulanamayan alüminyum alaşımlarında SKK tekniğinin karşılaştırılması ve farklı kaynak parametrelerinin kaynak kalitesi üzerinde ne gibi etkilerinin olduğunun incelenmesi için de ısıtma işlemi uygulanamayan 1050 alüminyum alaşımı da SKK tekniği ile kaynak edilmiştir. 1050 Al-alaşımının SKK tekniği ile kaynağı, kaynak bölgesinde mekanik özellikler üzerinde tane boyutu ve dislokasyon etkisinin anlaşılmasında yarar sağlarken, 2024 Al-alaşımı ise hem tane boyutu hem de dislokasyon etkisinin yanında özellikle çökelme sertleşmesi etkisinin anlaşılmasında önemli fayda sağlayacaktır.

## 1. KAYNAK ÖZETLERİ

### 1.1. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları

Metaller, medeniyetin gelişmesinde önemli görevler üstlenmiştir. Bu gelişme sürecinde, alüminyum kadar önemli rol oynayan çok az sayıda metal bulunur. Alüminyum kendine has özellikleriyle çok eski çağlardan beri bilinen, ağaç, bakır, demir ve çelik gibi birçok malzemeden daha önem kazanmış bulunmaktadır. 19. yüzyılın ikinci yarısından beri endüstriyel çapta üretilen çok genç bir metal olmasına rağmen, bugün bakır ve alaşımları, kurşun, kalay ve çinko gibi tüm demir dışı metallerin toplam kullanımından daha çok miktarda kullanılmaktadır (<http://www.aluminyumsanayi.com/aluminyumprofilgenel.html>, 2006). Alüminyum ve Al-Alaşımları, demir esaslı alaşımlardan sonra, ileri teknoloji gerektiren uygulamalarda olduğu kadar günlük hayatın en basit kademelerinde de kullanımı yaygın endüstriyel malzemelerdir. Kullanım alanının bu derecede geniş olması, tercih edilen birçok önemli teknik özellikleri bünyesinde toplamasıyla ilgilidir (Demirci 2004) :

- Hafiftirler (özellikler:  $2,7 \text{ g/cm}^3$  ),
- Genel olarak korozyon dayanımları yüksektir,
- Elektrik iletkenliği yüksektir (“iletkenlik/yoğunluk” oranı (özellikler) bakırından yüksek ),
- Özellikle plastik deformasyon yeteneği -genel olarak işlenebilme kabiliyeti- yüksektir, kolay işlenebilirler,
- Alüminyum alaşımları yaşlandırma sertleştirmesine uygunluğu ile teknik kullanımda özel çözümler arz ederler (perçin üretimi ve perçinleme işlemi gibi),
- Alüminyum alaşımlarının “mukavemet/yoğunluk” (özellikler mukavemet) değerleri yüksektir,

- Dekoratif amaçlı yüzey işlenebilirliği (anodik oksidasyon vb.) bu alaşımların kullanım alanını genişleten diğer bir özelliğidir.

Titan ve alaşımlarının ( $\rho_{(Ti)} = 4,5 \text{ g/cm}^3$ ) pahalı olmasına karşılık daha hafif ve çok bulunan alüminyum alaşımları bu özellik kombinasyonu ile havacılık ve otomotiv sanayisindeki özgün konstrüksiyonlar için vazgeçilmez malzemelerdir. Özellikle “mukavemet/yoğunluk” değerlerinin ön plana geldiği (bu oranın yüksek olması gereken) kullanım yerlerinde, malzeme seçimi, yaşlandırılabilir alüminyum alaşımları olmadan düşünülemez.

Korozyon ve oksidasyon dayanımlarının yüksek olması, belirtilen alanlardaki hafifliğe dayanan kullanımlarını pekiştirir, imalat kolaylığı ve dekoratif görümler kazandırılabilmesi ile birlikte günlük hayattaki kullanım alanlarını (mutfak ve büro eşyaları gibi) plastik malzemelerle rekabet edecek ölçüde genişletir, yaşama kalitesinin artışına katkı sağlar. Alüminyum ticari metaller içinde en reaktif metal olmasına karşın, oksitleyen çevrede kararlıdır. Bu kararlılığını, oksijen, su ve diğer oksitleyicilere maruz bırakılan alüminyumun yüzeyinde oluşan alüminyum oksit tabakasına borçludur. Oksidin moleküler hacmi oksidasyon reaksiyonunda yakılan alüminyumdan 1,3 kat daha büyüktür. Bu yüzden yüzey tabakası basınç gerilimi altındadır ve zarar gördüğünde hızla eski haline geri döner (Ertan 2005). Soğuk şekil değiştirme korozyon mukavemetini düşürür. Alüminyumun saflık derecesi azaldığı takdirde de korozyon mukavemeti düşer. Yabancı elemanlar korozyon mukavemetini azaltmaktadır (H. Metals 1971).

### 1.1.1. Alüminyum alaşım sistemleri

Alüminyum içerisindeki alaşım elemanları üç farklı halde bulunur:

- i) Alüminyum içinde katı halde eriyebilirler (katı eriyik),
- ii) Katı halde alüminyumda erimeyip veya sınırlı eriyip mekanik bir karışım teşkil ederler,

- iii) Alüminyumla veya birbirleriyle metallerarası veya kimyasal bileşik teşkil ederler.

Al-alaşımalarını, işlenebilirliği de içine alan baskın özelliklerine göre gruplandırarak genel özellikleri, yararlanılan mekanizmalar ve kullanım yerleri itibariyle ele almak doğru olur (Demirci 2004) :

- Korozyona dayanımı esas olan (korozyona dayanıklı) Al- alaşımları,
- Yüksek mukavemetli (yaşlandırılabilir) Al- alaşımları,
- (Döküme uygun) Al- Döküm alaşımları,
- (Plastik deformasyona uygun) Al- Dövme alaşımları.

#### **1.1.1.1. Korozyon dayanımı yüksek Al- alaşımları**

Alüminyumun korozyona dayanıklılığı (paslanmaz çeliklerde olduğu gibi) yüzeyin koruyucu ve sıkı bir oksit tabakasıyla ( $Al_2O_3$ ) kaplanmasından ileri gelir. Havada veya sulu çözeltili ortamlarda, kolaylıkla, yüzey bölgesinde oluşan bu tabaka, parçayı oksitlenmenin devamından korur (Demirci 2004). Koruyucu tabakanın genellikle mekanik yüklemelerle (çizme ve aşınma zorlanmaları gibi) bozulması halinde, kullanım ortamında hemen yenilenir. Çok ince olan bu doğal oksit tabakası ( $\sim 10^{-5}$  mm), korozyon koruyuculuğunun devamı için, mekanik zorlanmalardan uzak tutulur, hattâ kuvvetlendirilir; tabaka sıkılaştırılır ve kalınlaştırılır (alüminyumun elektrolitik oksitlenmesi yoluna gidilir: Anodizasyon, Eloksal).

Saf alüminyumdan başka korozyon dayanımı yüksek malzemeler olarak, Al-Mn, Al-Mg, Al-Mg-Mn alaşımlarının kimya ve gıda sanayisinde kullanımı -maliyetleri de dikkate alındığında- gereklilik arz eder. Korozyon dayanımları yanında, bu alaşımların toksik olmayışları özellikle gıda sanayinde (pişirme kapları ve kazanlarının imali gibi), iyi deformasyon yeteneği ile paketleme sanayi emtiası, içecek kutuları üretiminde, mukavemetleri ve dekoratif görünümleri ile de bina ve gemi inşaatlarında ve diğer konstrüksiyonlarda kullanımları ön plana geçer. Al-Mg, Al-Mg-Mn alaşımlarının gemi



inşaatında veya bu ortamda çalışacak parçaların üretiminde kullanılmaları, özellikle deniz suyuna dayanımları nedeniyle de, tercih edilir (Demirci 2004).

### 1.1.1.2. Yaşlandırılabilir (yüksek mukavemetli) Al-alaşimleri

Bu alaşımların sertlik ve mukavemetlerinin artırılması “yaşlandırma” ısıl işlemiyle gerçekleştirilir. Alüminyumun, sertlik, akma ve çekme mukavemetlerini artırmak amacıyla Cu, Zn ve Mg gibi elementlerle yaptığı yaşlandırılabilir alaşımlar, diğer özelliklerden ziyade mukavemetin ön plana geldiği taşıyıcı profiller ve parçaların üretimiyle, makina ve inşaat konstrüksiyonlarında kullanılırlar. Alaşım elementlerine göre çok farklı özellik grupları oluşabilir (Demirci 2004).

Al-Cu-Mg ve Al-Cu-Si-Mn alaşımları özellikle diğer alüminyum alaşımlarının mukavemet özellik beklentileri bakımından yeterli olmadığı yerlerde tercihen kullanılırlar; bakırdan dolayı korozyona daha az dayanıklı bu alaşımların korozif ortamlarda da kabul edilebilir bir teknik ömre ulaştırılması, katodik koruma veya ince saf alüminyum plakalarla (çoğu zaman birlikte haddelenerek) “gyidirilmesi” ile mümkün olur (Demirci 2004).

Bu alaşımların yaşlanma sertleşmeleri  $CuAl_2$ ,  $CuAl_2Mg$  intermetalik fazların çok ince ve homojen dağılım içinde çökertilmesiyle gerçekleştirilir; bunun sonucu olarak da darbe dayanımları yüksektir ve katı eriyiğe alma sürecinde de çözülmeyen  $Mg_2Si$  partikülleri yüzünden aşırı yaşlanma meyilleri düşüktür (daha yüksek kullanım sıcaklıklarına dayanıklıdırlar).

Eriyikten ayrışan ve en azından ötektik yapı bileşeni niteliğinde olan  $Al_2Cu$  arafazı, malzemenin gevrekleşmesine yol açtığı için, döküm tekniği bakımından ötektik bileşime yakın olması gereken Al-Cu alaşımlarının pratikte kullanılmasını engeller. Öte yandan katılaşma aralığının genişliği nedeniyle yapısal aşırı soğuma dikkate alınarak, teknik Al-Cu alaşımlarının bileşimindeki bakır miktarı, ötektik yatayının başladığı %5,7 değerinin daha da gerisinde kalmak üzere yaklaşık %4,5 ile sınırlandırılmıştır. Ötektik sıcaklığın altında bakırın alüminyum kafesindeki çözünürlüğü azaldığından, çökeltme

sertleşmesi için gerekli ön koşullardan biri yerine gelmiş olur. Malzemeyi gevrekleştirmeden dayanım artışı sağlayan çökeltme sertleşmesi ilk kez bu tür alaşımlarda bulunmuştur (Güleç ve Aran 1987).

### **1.1.1.3. Alüminyum döküm alaşımları**

Bu alaşımların en önemlilerinde, Al-Si faz diyagramındaki ötektik noktanın bileşimi esas alınmıştır. Ötektik Alüminyum-Silisyum alaşımları dayanım özelliklerinin iyi olması yanında, üstün döküm özelliklerine de sahiptirler (Aydın 2002).

Ötektik Alüminyum-Silisyum-Magnezyum alaşımlarına çökeltme sertleşmesi uygulanabilir. Alüminyum- Silisyum-Bakır alaşımları da çökeltme sertleşmesi gösterirler. Böylece 0,2 sınırı 200 N/mm<sup>2</sup>'ye kadar ulaşabilir. İçten yanmalı kuvvet makinaları için geliştirilen alüminyum piston alaşımlarından bazıları ötektik üstü bileşimdedir.

### **1.1.1.4. Alüminyum dövme alaşımları**

Çökeltme yoluyla sertleştirilemeyen Alüminyum-Magnezyum alaşımları soğuk şekillendirilme, mekanik parlatılma ve kaynak edilmeye elverişlidirler. Çekme dayanımları pekleşmeyle 300 N/mm<sup>2</sup> 'ye kadar artabilir (Aydın 2002). Al-Mg sisteminin çok sert ve gevrek olan, ayrıca korozyona dayanıklılığı da azaltan Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> arafazından ötürü, söz konusu alaşımların kullanılabilirliği Mg oranının teorik %15 sınırından bile oldukça düşük tutulmasına bağlıdır. İkili Al-Mg alaşımlarında dayanım artışı yalnız katı çözümlü oluşumuyla ilgilidir (Güleç ve Aran 1987). Al-Mg alaşımları, korozyon dayanımları yanında ve soğuk deformasyon yeteneğine paralel olarak, kaynak edilebilmeye uygunluğu ile, çeşitli tank ve depoların üretiminde tercihen kullanılır (Demirci 2004).

### **1.1.2. Alüminyum ve alüminyum alaşımlarında ısıt işlemler**

Alüminyum ile ısıt işlem neticesinde sertleşen alüminyum alaşımları arasında şu fark vardır. Alüminyum tavlandıktan sonra mukavemetini bir miktar kaybeder ve sadece soğuk şekil değıştirme neticesinde sertleşir. Buna karşılık ısıt işlem neticesinde sertleşen alüminyum alaşımları, belirli sıcaklıklarda belli zaman bekletilerek mukavemeti ve sertliğı yükseltilebilir. Bu bekletmeye yaşlandırma ve bu olaya da çökeltme veya ayrışma sertleşmesi denir.

#### **1.1.2.1. Tavlama**

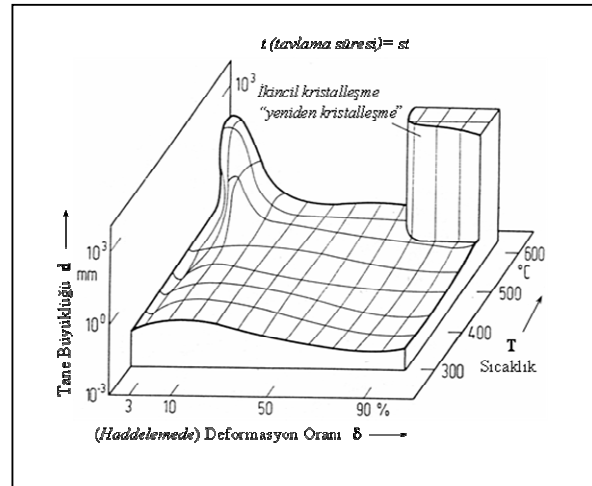
Tavlama, soğuk şekil değıştirme neticesinde sertleşmiş olan malzemedan sertliğı kaldırmak veya ısıt işleme tabi tutularak yaşlandırılan malzemeyi yumuşatmak için kullanılır. Metalin soğuk işleme tabi tutulması sertliğini ve çekme mukavemetini artırır. Fakat sünekliğini o oranda azaltır. ısıt işlemde tav süresi önemlidir. Örneğın, yeniden kristalleşme işleminde alaşım gereken sıcaklık ve sürede tutulmazsa yeniden teşekkül eden kristallerin şekil ve özellikleri tamamıyla değıştirilemez. Bunu sağlamak için belirli sıcaklık ve sürede alaşımı bekletmek gerekir. Soğuk işlenmiş malzeme, yeter derecede yüksek bir sıcaklığa kadar ısıtıldığında, malzemenin tabi tutulduğu şekil değıştirme derecesi yeterli ise, yeniden gerilimsiz tane düzeni ortaya çıkar. Bu olaya yeniden kristalleşme denir. Yeniden kristalleşecek malzemenin ne kadar büyük plastik deformasyona uğrarsa, o kadar çok yüksek enerjili hata bölgelerinin oluşacağı ve birim hacimde aynı anda oluşan yeniden kristalleşme çekirdeğı sayısının o kadar çok olacağı buna bağılı olarak da tane büyüklüğünün o kadar çok küçüleceğı aşıkârdır. Yeniden kristalleşmenin gerçekleştiğı sıcaklık her malzeme için ayrı bir değıerdedir, ancak bir malzeme sabiti değıildir ve o malzemenin geçirdiğı deformasyon derecesine büyük oranda bağılılık gösterir. Malzeme içindeki gayri safiyetler ve alaşım elementleri yeniden kristalleşme sıcaklığını önemli ölçüde arttırabilirler. Saf alüminyumun yeniden kristalleşmesi 100°C civarında başlayabilirken ticari saflıktaki alüminyum 300-360 °C mertebesinde yeniden kristalleşebilir (Çizelge 1.1.). Burada verilen yaşlandırılabilir alaşımlar için soğuk deformasyondan ve yaşlandırmadan sonra yeniden kristalleştirmek

anlamli değildir, unkü yaşlandırma etkisi yeniden kristalleşme sıcaklığında kaybolur (Demirci 2003).

Yeniden kristalleşme işlemi sırasında tane irileşmesinden kaçınmak gerekir, mukavemet ve bilhassa tokluk ozellikleri kütüleşir. Şekil 1.1’de alüminyuma ait üç boyutlu yeniden kristalleşme diyagramından deformasyon derecesi ile tavlama sıcaklığının tane büyüklüğüne etkisini izlemek mümkündür. Bu diyagramdan, yüksek işlem sıcaklıklarında ve düşük deformasyon derecelerinde tane irileşmesi beklenmelidir. Yeniden kristalleşmeden sonraki yeni taneler az enerjili duruma gelmek üzere büyümeye adaydırlar.

Çizelge 1.1. Bazı alüminyum alaşımları için yeniden kristalleşme sıcaklıkları (Demirci 2003).

Malzeme	Yeniden Kristalleşme Sıcaklığı [ °C ]
Alüminyum, teknik saflıkta	300...360
AlMg0,5 ; AlMg1	320...340
AlMn0,6 ; AlMn1 ; AlMnCu	380...420
AlMg1...AlMg5	360...380
AlMg4Mn ; AlMg4,5Mn ; AlMg5Mn	380...420
Alüminyum Alaşımları (yaşlandırılabilir)	320...360



Şekil 1.1. Alüminyum (%99,6) için yeniden kristalleşme diyagramı (Demirci 2003).

Tane büyüklüğünün mukavemete olan etkisine bakacak olursak; kristal yapı malzemelerde tane sınırları, dislokasyon hareketlerini durduran veya zorlaştıran iki boyutlu engel olarak görülebilir. Tane içerisinde dislokasyonları ancak hareket ettirebilecek mertebedeki gerilmeler tane sınırları engelini aşmaya yetmez, durdurulur. Burada bir dislokasyon yığılması oluşur. Engelin aşılması, komşu tanelerin kristal düzlemlerinde kayma hareketlerinin başlatılabilmesi için  $\sigma_{TS} = k \cdot d^{-1/2}$  kadar bir gerilme artışına ihtiyaç vardır (k, malzemeye bağlı bir sabit olup tane sınırının dislokasyon hareketine etkisini karakterize eder; tane sınırı direnci de denir [ $N/mm^{3/2}$ ]; d, ortalama tane büyüklüğü [mm]). Taneler ne kadar küçülürse, malzemenin birim hacmindeki tane sınırları ve buna bağlı tane sınırı direnci de o kadar artacaktır. Söz konusu kristalde serbest dislokasyonu hareket ettirmek için gerekli gerilme  $\sigma_0$  (iç sürtünme gerilmesi) ise, d ortalama tane büyüklüğüne sahip malzemede plastik deformasyonu gerçekleştirmek için gerekli gerilme, o malzemenin alt akma dayanım sınırını verecektir:

$$\sigma_{Alt} = Re_a = \sigma_0 + k \cdot d^{-1/2} \quad (\text{Hall-Petch Bağıntısı}) \quad (\text{Hall 1951, Petch 1953}).$$

Tane büyüklüğünün sertlik artışına ve çekme dayanımına etkisi benzer şekilde doğrusaldır. Ancak, akma dayanımına etkisi daha şiddetli olduğu için, taneler küçüldükçe malzemenin akma mukavemeti sınırının çekme mukavemeti oranı ( $R_e / R_m$ ) yükselir.

### 1.1.2.2. Çökeltme sertleşmesi (yaşlandırma)

Çökeltme sertleşmesi işlemi, kullanım sıcaklığında, katı halde, termodinamik denge halinde en az iki fazlı yapıdayken, hızlı soğutmak suretiyle denge yapısı fazlarının oluşumuna fırsat verilmeyerek, tek fazlı metastabil (yarı karalı) yapıya dönüştürülebilen alaşımlara uygulanabilir. Teknik kullanımda bu işlemin anlam kazanabilmesi için, söz konusu alaşımın metastabil yapısından (aşırı doymuş katı eriyik) çökeltilecek ikincil fazların yüksek sertlik ve mukavemette olması gerekir. Teknik kullanımda uygulama alanı bulan böyle çökeltilecekler, genellikle, belirtilen özelliklere sahip intermetalik faz partikülleridir (Demirci 2003). Yapı içerisinde sert ikinci faz parçacıklarının çok ince ve

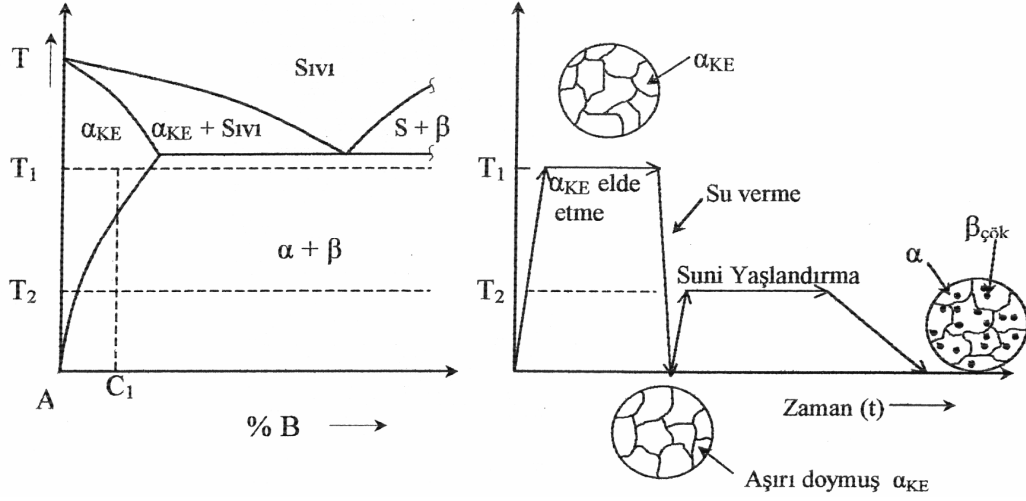
homojen dağılımıyla mukavemet artırılması işleminin teknolojik uygulama bulduğu malzemelerin başında, esasları ve ilk örnekler itibariyle, alüminyum alaşımları gelmektedir. “Mukavemet/yoğunluk oranı”nın yüksek olması gereken taşıt tekniği, uzay ve özellikle uçak sanayindeki özgün konstrüksiyonlar, yaşlandırılabilir alüminyum alaşımları olmadan düşünülemez (Demirci 2004).

Çökelme sertleşmesi, denge diyagramında solvüs eğrisi içeren alaşım sistemlerine uygulanabilir (Şekil 1.2). Gerekli şart, alaşım elementi eritebilirliğinin sıcaklık düştükçe azalmasıdır ki bu durumda aşırı doymuş katı eriyik elde edilebilir (Polmear 1981). Neticede, termodinamik denge sonucu, sıcaklığın düşmesine bağlı olarak mevcut katı eriyik kristallerinden en az bir çeşit intermetalik faz kristal parçacıklarının çökmesi sağlanır.

Çökelme sertleşmesi ısıl işlemi en genel halde aşağıdaki safhaları içerir:

- a) Katı eriyik elde edilmesi (çözme tava),
- b) Su verme
- c) Yaşlandırma
  - i) Doğal yaşlandırma
  - ii) Sunî yaşlandırma

Katı eriyik elde edilme ısıl işlemi, eriyen elementin katı eriyik içerisine girmesini sağlamak için uygun bir sıcaklıkta yeteri kadar uzun bir süre tutulması ile gerçekleşir (homojenleştirme). Bu amaçla, Şekil 1.2.’de görüldüğü gibi  $C_1$  kompozisyonundaki alaşım önce katı eriyik elde etmek için  $T_1$  sıcaklığına ısıtılır ve bu sıcaklıkta  $\beta$  fazı tamamen eriyinceye kadar beklenir. Burada dikkat edilmesi gereken husus, katı eriyikte çözünen bileşenin miktarını artırmak amacıyla olabildiğince yüksek, ancak bulunabilecek artık ötektiğin erimesi tehlikesinden ötürü ötektik sıcaklığın geçilmemesi gerekliliğidir (Güleç ve Aran 1987). Isıl işleme tabi tutulabilen alaşımlar herhangi bir kötü etki görülmezsizin birçok defa solüsyona alma ısıl işlemine tabii tutulabilir. Ancak, levhalarda bu durum sınırlıdır.



Şekil 1.2. Yaşlandırılabilir bir alaşımın yaşlanma safhalarının şematik gösterilişi.

Su verme işleminin amacı, katı eriyiğe alma sıcaklığında elde edilen katı eriyikten hızlı soğutma ile oda sıcaklığında aşırı doymuş katı eriyik elde etmektir. Burada esas olan sadece eriyen atomları katı eriyik içinde tutmak değil, zon oluşumu için gerekli olan ve aynı zamanda düşük sıcaklıklarda difüzyonun gerçekleşmesine yardımcı olan boş atom yerleri sayısının en yüksek sayıda tutulmasıdır (Hatch 1984). Malzemeyi su vermeden önce havada soğumaya terk etme ise katı eriyiklerden çökeltilerin ortaya çıkmasına sebep olur. Bu çökeltme ise tane sınırlarında ve kayma düzlemlerinde oluşması beklendiğinden, şekil değiştirme kabiliyetleri azalır. Ayrıca bazı alaşımlarda da taneler arası korozyon mukavemeti önemli ölçüde etkilenir (2024 ve 2017 serisi alaşımları). Teknik uygulamada,  $T_1$  sıcaklığındaki tutma süresi biter bitmez, parça fırından soğutma banyosuna vakit kaybetmeden götürülebilecek şekilde sistem kurulmalıdır. 2017, 2024, 7178 alaşımları levha halinde iken bu süre 10 sn'yi geçmemelidir. Henüz yüksek sayılabilecek bir sıcaklıktaki kontrolsüz hareketler (soğutmalar) yapıda istenmeyen kaba çökelti fazlarının oluşumuna ve sonuç olarak da bu yolla sertleştirme derecesinin (ve mukavemet artışına etkinin) düşmesine yol açacaktır. Teknik uygulamada, eldeki malzemenin gerektirdiği optimum sonuçlara ulaşmak için soğutma “gerektiği kadar hızlı ve fakat mümkün olduğu kadar yavaş” kuralınca gerçekleştirilir. Her halükârda gerektiğinden daha hızlı soğutulmamalıdır. Aksi halde iç gerilmelerin artırılmasına ve parçada çarpılmalara yol açılacaktır (bazı

alümiyum alaşımları (AlZn4,5Mg1 gibi) ayrıca önemli derecede korozyon dayanımını kaybeder) (Demirci 2003). Su verme sonucundaki alaşımın mukavemeti istenilen dereceye yükselmemiştir. Alaşım 1-2 saat içerisinde soğuk şekil değiştirebilir (H. Metals 1971).

Katı eriyiğe alma ve su verme sonucunda elde edilen aşırı doymuş katı eriyik, difuzyon olayının cereyan edebileceği bir sıcaklık seviyesine getirilirse, termodinamik şartların gerektirdiği denge fazlarının oluşum yönünde zoraki eritilmiş alaşım elementi atomları (Şekil 1.2.'de B atomları) hareket edeceklerdir (Hatch 1984). Alaşımların solvüs eğrisi altındaki herhangi bir sıcaklıkta belli bir süre tutulması, alaşım içerisinde ikincil faz çökeltilerinin oluşmasına neden olur. Alaşım sertliğinin ve mukavemetinin arttığı bu olaya çökeltme sertleşmesi ısıl işlemi denir. Bu alaşımlar oda sıcaklığında birkaç gün bekletilmesi sonucunda (düşük difuzyon sıcaklığından dolayı) kısa mesafelerde çökeltme göstererek, çok sayıda küçük boyutlarda çökelti partikülleri meydana getirirken, yüksek sıcaklıklarda ve uzun sürelerde ise birbirlerinden uzakta ve az sayıda (oda sıcaklığındaki duruma göre daha büyük boyutlarda) çökelti partikülleri içerir. Bu yüzden yaşlandırma işlemlerinde zaman ve sıcaklık çevrimi dikkatli bir şekilde göz önüne alınmalıdır. Amaç optimum çökelti boyutu dağılımını veren zaman sıcaklık çevrimi seçmektir. Ancak, çekme mukavemetini iyileştirmek için belirlenen çevrim, akma mukavemeti veya korozyon direncinin iyileştirilmesi için belirlenen ile aynı değildir (H. Metals 1971). Sözü edilen atom hareketlerini sağlamak (ayırışma ve çökelmeyi oluşturmak) için gerekli difuzyon sıcaklığı, genel olarak  $T_{\text{difuz.}}(T_{\text{yaşl.}}) = 0,30 - 0,80 T_1$  bağıntısıyla daraltılmış olarak verilebilir ( $T_1$ : katı eriyiğin oluşturulduğu sıcaklık). Tayin edilen  $T_y$ -yaşlandırma sıcaklığına getirilen aşırı doymuş matriks malzemesinden, bu sıcaklıkta teşvik edilen difuzyonun ne derece gerçekleştiğine bağlı olarak -ana faz yapısı içerisinde- değişik karakterde ayrışmalar oluşabilecektir (Demirci 2003).

Çekirdek oluşumu için gerekli enerjinin yaşlandırma koşulları altında sağlanma derecesine göre ayrışmanın karakteri belirlenir (Demirci 2003). Koherent ayrışma (bağdaşık ayrışma); ayrışan atomların katı eriyik içerisindeki çok küçük bir bölgede - kristal sistemini değiştirmeksizin- toplanarak konsantrasyonu artırmasıyla oluşturulan



bir farklılıktır. Alaşım elementi atomlarının daha yüksek yoğunlukta bulunduğu bu birkaç atomlar arası mesafe mertebesindeki küçük bölgeciklere “G.P.I-zonları” (Guiner-Preston-Zonen) denir. Yarı koherent çökeltme (yarı bağdaşık ayrışma); Alaşım komponenti atomlarının, ana yapı içerisindeki, sözü edilen toplanma bölgeciklerindeki konsantrasyonları arttıkça yeni bir faz kristali oluşumuna geçiş başlar. Ayrışma bölgelerinin kafes yapıları ana fazınki ile artık tam uyum göstermez. Artık tam koherent olmayan, her kristal düzleminin ana yapının ilgili düzlemleriyle uyum içinde olmadığı, bu küçük bölgeler “GP-II” ile tarif edilir. İnkoherent (bağdaşık olmayan) çökeltme; oluşan yeni fazın hiçbir kafes düzlemi ana faz kristal sisteminin ilgili kafes düzlemiyle uyumlu değildir. Bu bakımdan ayrışma bölgeleri, tane sınırlarına bazen sınır yüzeylerine sahiptir denebilir. Aşırı doymuş katı eriyikten inkoherent bölgeciklerin oluşumu, çökeltme sürecinin en son safhasını teşkil ederek termodinamik dengeye ulaşılmış olur. Söz konusu ayrışma (ikincil faz çökeltmesi) düşük sıcaklıklarda gerçekleşirse, yol açtığı sertlik artışına “doğal yaşlanma” veya “soğuk çökeltme sertleşmesi” denir (Hatch 1984). Ana faz kristali ile bağdaşık olan (koherent) bu ayrışma, genellikle -kristal kafes parametrelerinin muhtemel farklılığı gereği kristal düzlemleri çarpılmış olacağından- gerilmeli koherent bir ayrışma olacaktır. Düşük sıcaklıkta cereyan etmesi nedeniyle doğal yaşlanmada pratikte “aşırı yaşlanma” gündem dışı sayılabilir. Sıcaklığın artırılarak, hızlandırıldığı mukavemet artırıcı işleme “yapay yaşlandırma” veya “sıcak çökeltme sertleşmesi” denir. Yüksek sıcaklıklardaki yaşlanma süreci sonunda, matriks içerisinde çökelen parçacıklar inkoherent ayrışma gösterir ve ana fazdan tane sınırlarına benzer şekilde ayrılmış olurlar. Düşük yaşlandırma sıcaklıklarında daha büyük tavlama sürelerine ihtiyaç vardır. Yaşlandırma sıcaklığının artırılması ile daha kısa sürede, ama ulaşılabilecek en yüksek sertliğin veya mukavemetin altında bir sertlik veya mukavemet değeri elde edilir. Gereğinden daha uzun sürelerde yaşlandırma malzemedeki tekrar sertlik ve mukavemet düşüşlerine götürür (Hatch 1984). Ayrışma, faz parçacıklarının büyümesi, sayılarının azalması ve partiküller arası ortalama mesafenin büyümesi pahasına o derece artmıştır ki artık etkili dislokasyonları engelleme etkileri nispeten azalmış ve mukavemet artışlarına katkıları o nispetle düşmüş olurlar. Teknik kullanımda, ayrışma şekli ve gidişine bağlı, bu sonuç davranışa “aşırı yaşlanma” denir.

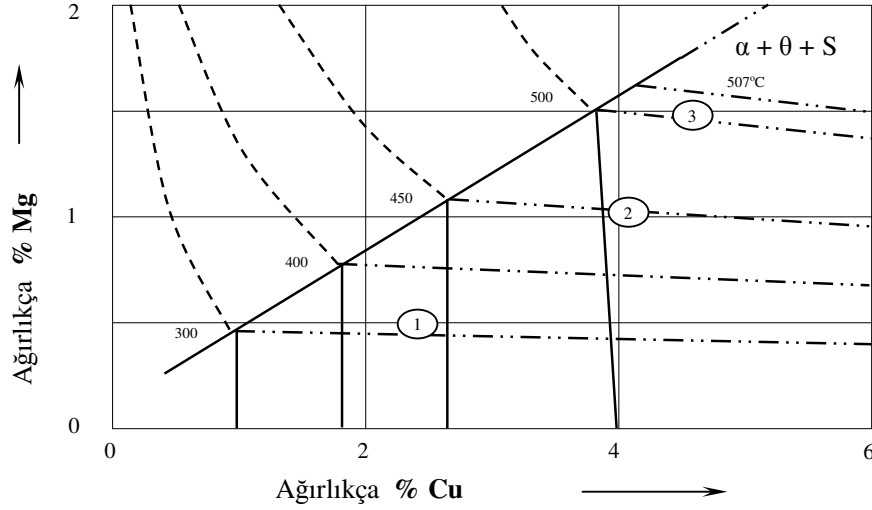
### 1.1.3. Alüminyum alaşımlarının yaşlandırılması

Yaşlandırılabilir alüminyum alaşımlarını diğer malzemelere göre öncelikli kılan özellikler, Al-alaşımlarının genel özellik iyiliklerinin yanında, soğuk deformasyon yeteneklerinin de yüksek oluşu ve yüksek mukavemet değerlerine sahip olmalarıdır; bu özellik kombinasyonu bu alaşımların teknik kullanım alanlarını çok genişletmiştir. Yaşlandırılabilir alüminyum alaşımlarının sonuç özellikleri, alaşımlara ve uygulanacak ısıl işlemlere göre oluşturulabilecek çökelti partiküllerinin cinslerine, oranlarına, şekil ve büyüklüklerine, yapı içerisindeki dağılımlarına (tane içi veya tane sınırlarında -ve/veya homojen- olup olamamalarına) bağlı olarak önemli farklılık gösterirler. Teknik kullanımda uygulama alanı bulan bu çökeltiler, genellikle, yüksek sertlik ve mukavemete sahip intermetalik faz partikülleridir; ve Al-Mg-Si, Al-Cu-Mg-Si, Al-Cu-Mg, Al-Zn-Mg-Cu alaşımları belirtilen nitelikte ayrışma fazlarının eldesine uygunluk gösterirler (Çizelge 1.2).

Çizelge 1.2. Bazı Al-alaşımları ve ayrışabilecek (yararlanılan) ikincil fazlar (Demirci 2004).

Al Mg Si alaşımlarında	Mg <sub>2</sub> Si
Al Cu Mg alaşımlarında	Al <sub>2</sub> Cu, Al <sub>2</sub> CuMg
Al Zn Mg alaşımlarında	Mg <sub>2</sub> Zn

Üçlü veya daha fazla komponentli alaşımlarda, çökelen intermetalik fazların mukavemet artışına etkisi çok daha belirginleşir. Daha çok ve farklı karakterdeki ayrışma fazlarının oluşumu yaşlandırma etkisini kuvvetlendirir, sertlik ve mukavemet değerlerini -ikili sistemlere göre- daha da artırır. Teknik kullanımdaki malzemelerin çoklu alaşımlardan oluşması esasen bu yüzdendir (Demirci 2003). Teknik kullanımda çok yer tutan Al-Cu-Mg alaşımının yaşlandırma işlemi açısından üçlü ötektik sıcaklığının altındaki önemli bölgesini -izoterm kesitler halinde- Şekil 1.3'de görebiliriz.



Şekil 1.3. Al-Cu-Mg üçlü sisteminin alüminyum bölgesinde ve ötektik sıcaklığın altında izoterm kesitler (Demirci 2003).  $\theta$ -fazı:  $\text{Al}_2\text{Cu}$  ;  $\omega$ -fazı:  $\text{Al}_2\text{CuMg}$

Faz Sınırları:

$\alpha / \alpha + \theta$  : ( ——— )

$\alpha + \theta / \alpha + \theta + S$  : ( - - - - - )

$\alpha / \alpha + S$  : ( - - - - - )

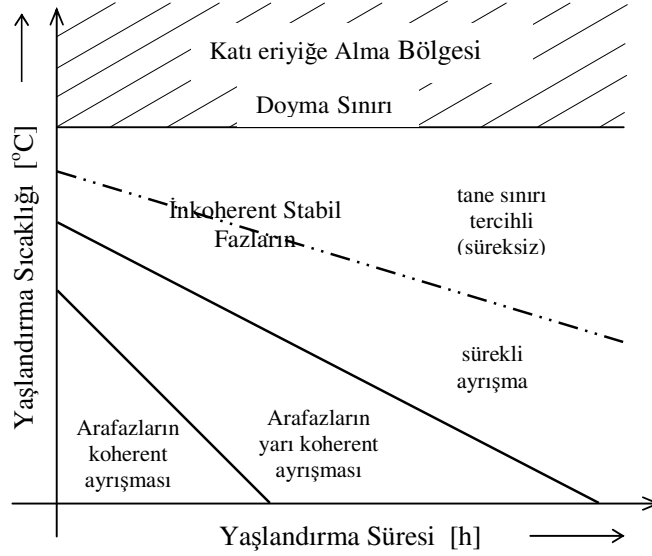
① :  $\text{AlCu}_{2,5}\text{Mg}$

② :  $\text{AlCu}_{0,5}\text{Mg}_1$

③ :  $\text{AlCuMg}_2$

Şekil 1.3'den  $\text{AlCuMg}_1$  alaşımı için,  $m_{\text{Cu}} \approx \% 4$  ve  $m_{\text{Mg}} \approx \% 0,8$  olup çözme tavı sıcaklığı  $500\text{ }^\circ\text{C}$  civarındır. Dengeli soğutma sırasında önce  $\theta$ -fazı ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) ve düşük sıcaklıklarla da  $\omega$ -fazı ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ) ayrışır ( $\text{AlCuMg}_1$ :  $\%4,1\text{Cu}$ ,  $\%0,7\text{Mg}$ ,  $\%0,7\text{Mn}$ ,  $\%0,5\text{Si}$ ). Belirtilen dönüşümler sadece malzeme analizlerine değil, önemli ölçüde kullanılan yarı mamullere uygulanan ön işlemlere -deformasyon oranı ve dislokasyon yoğunluğu, tane büyüklüğü, tekstür ve iç gerilmelere- bağlıdır. Yapı içerisinde oluşabilecek ikincil fazlar, beklenen sertleşme mertebelerine doğrudan ulaştıramazlar. Amaçlanan yaşlandırma sertleşmesi, esas itibariyle bu süreç içerisinde yapıda bir dizi metastabil ara fazların oluşmasıyla sağlanır (Ratchev ve ark. 1998). Söz konusu bu ara fazlar alüminyum matriks kafesiyle bağdaşan (koherent) çökelti bölgeleridir. Alaşım elementlerinin difüzyonla zenginleştiği, ana faz içerisindeki bu bölgecikler, homojen dağılımlı çekirdek oluşumunun ve bunun sonucu olarak da parçacıklar arası mesafenin çok küçük boyutta sağlanması ile ( $D < 100\text{ \AA}$ ) büyük oranda mukavemet ve sertlik artışına götürürler (Demirci 2003). Yukarıda alaşımlara göre belirtilen intermetalik

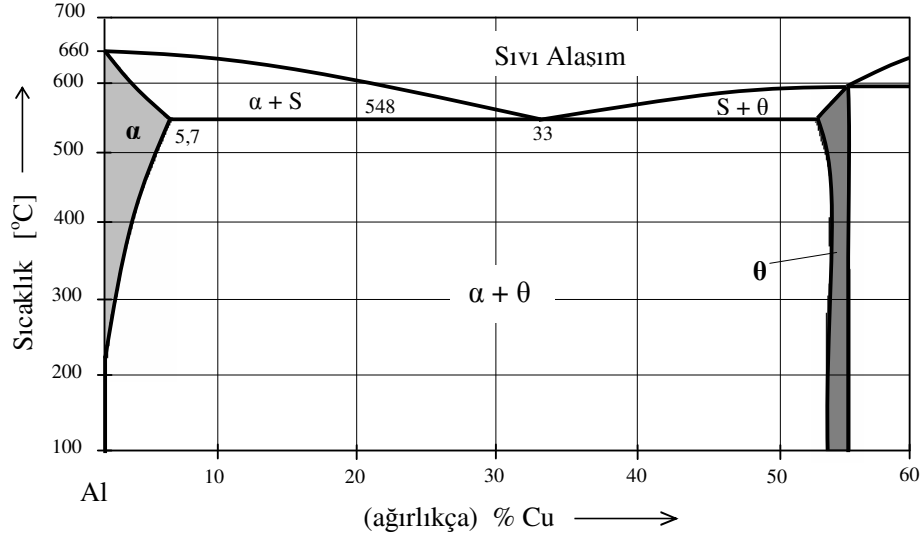
fazlar (Çizelge 1.2), termodinamik dengede, ve genellikle tane sınırlarında teşekkül eden ayrışma fazları olup, esas itibariyle aşırı yaşlanma aşamasına tekabül ederler. Bir alaşımın yaşlandırılması sırasında, sözü edilen ayrışma fazlarından sadece biri veya diğeri oluşmaz. Ayrışma şekil ve sırası, yaşlandırma sıcaklığının veya aynı sıcaklıktaki yaşlandırma süresinin artış yönüne göre gelişim gösterir (Şekil 1.4).



Şekil 1.4. Çeşitli ayrışma şekillerinin veya aşamalarının yaşlandırma sıcaklığına ( $T_y$ ) ve/veya süresine ( $t_y$ ) bağlı gelişiminin şematik gösterimi (Demirci 2004).

Endüstriyel öneme sahip, yaşlandırılabilir alüminyum alaşımları arasında, Al-Cu alaşımları teknik kullanımda özel bir yer tutar. Teknik uygulamada %5,7'den daha az Cu içeren alaşımlar, yapı içerisinde muhtemel ötektik bölge (artık ötektik) sınırlarına yol açabilecek "teknik malzeme" analiz ve uygulama değer sapmalarını göz önüne alarak, ötektik sıcaklığın üzerine çıkmadan, alaşıma bağlı bir tavlama sıcaklığında ( $T_K < 548$  °C) katı eriyik oluşturulur (çözme tavlama, Al-Cu alaşımları için genellikle  $T_K \approx 520-540$  °C alınır) (Şekil 1.5). Tavlama süresi alaşımın tane büyüklüğüne ve yapının ne derece homojen oluşuna bağlı olarak değişir (tane büyüklüğünün ve heterojenlik mertebesinin artması katı eriyiğe alma süresini artırmayı gerektirir). Ayrıca malzemenin daha önceden yaşlandırılmış olması, katı eriyiğe alma

süresini, haddelenmiş, dövülmüş veya ekstrüzyonla imal edilmiş yarı mamullere göre, 2/3 oranında azaltır. Soğuk deformasyona uğratılmış alüminyum alaşımlarında, parça kalınlığına bağlı olarak tav süresi değerleri Çizelge 1.3’de görebiliriz.



Şekil 1.5. Al-Cu ikili sisteminin denge diyagramı (Demirci 2004).

Çizelge 1.3. Haddeleme, dövülme gibi soğuk deformasyona uğramış alüminyum alaşımlarında çözme tavi süresi için çıkış değerleri (Aluminium-Taschenbuch 1984).

Parça kalınlığı [mm]	Tutma süresi [dak.]
≥ 0,5 - 0,9	15
≥ 0,9 - 1,5	20
≥ 1,5 - 2,9	30
≥ 2,9 - 6	50
≥ 6 - 12	60
≥ 12 - 60	150

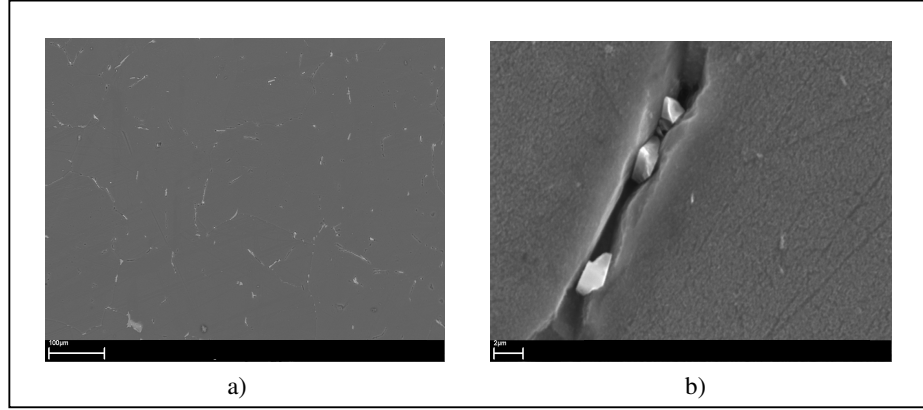
Soğutma hızı genel olarak malzemeye bağlı olup parça kalınlığı ile soğutma ortamı veya soğutma şekli kombinasyonu ile “gereği kadar hızlı fakat mümkün olduğu kadar yavaş” genel kuralı çerçevesinde soğutma yapılır (Çizelge 1.4). Soğutma işleminin

hemen başındaki gecikme süreleri alaşımdan kaba parçalı ayrışma fazlarının oluşmasına yol aarak sertleştirme etkisini zayıflatmasından dolayı, soğutma işlemi için uygun ortamların ve şeklinin seğiminde azami özenin gösterilmesi şarttır (Demirci 2004).

Çizelge 1.4. Bazı Al-alaşımlarında yaşlandırma için malzeme kalınlığına göre tavsiye edilen soğutma süresi ve soğutma ortamları (Aluminium-Taschenbuch 1984).

Malzeme	200 °C altına kadar soğuma süresi [s]	Parça kalınlığı (d) Soğutma ortamı
AlMgSi0,5	40 – 60	d < 5 mm hava d > 5 mm su
AlMgSi1	20 – 30	d < 3 mm hava d > 3 mm su
AlCu2,5Mg0,5	40 – 60	d < 1,5 mm türbülanslı hava d > 1,5 mm türbülanslı su
AlCuMg1	5 – 15	Suda soğutma
AlZn4,5Mg1	5 – 20	Türbülanslı hava
AlZnMgCu1,5	30 – 40	Su/su partikülleri içeren hava: damlacıklı sis.

Hızlı soğutulan parça ilkin birkaç saat mertebesinde oda sıcaklığında bekletilerek yapı içerisinde önce, tercihen kristal hata bölgelerinde, GPI bölgeciklerinin ve sonrada ilerleyen Cu difuzyonuyla plaka görünümünde oluşup kalınlaşan Al<sub>2</sub>Cu kompozisyonunda GPII bölgelerinin teşekkülü sağlanır. Bakır atomlarınca zenginleşmiş, θ'' fazı da (Gao ve ark. 2007) denen GPII bölgeleri gerilmeli koherent bir fazdır. Al-Cu alaşımlarının 200 °C'a kadar ki yaşlandırılmaları halinde teşvik edilen difuzyonla, θ'' faz parçacıkları büyüyecek ve gerilmeli bağdaşık (koherent) ara yüzeyden yarı bağdaşık yapıya geçecektir. Bu yarı bağdaşık fazın oluşumuyla sertliğin düşmeye başlamasına yol aacaktır (yapay yaşlanma). Esas ölçülebilir sertlik düşüşü, ilerleyen Cu-difuzyonuyla, tane büyüklüğü ve taneler arası mesafesi büyümüş bağdaşık olmayan (inkoherent) ara yüzeye sahip, θ (Al<sub>2</sub>Cu)-fazının oluşumuyla görülecektir (aşırı yaşlanma). Al-Cu alaşımı için, teknik parçanın çalışma sıcaklığı ve süresi de göz önüne alınarak, θ'' ayrışması (GP II-bölgelerinin oluşumu) aşamasına denk gelen 5 - 7 saat sonra yaşlandırma işlemine son verilmelidir. şekil 1.6'da, bir Al-Cu alaşımında (%4,5Cu) yaşlandırma sürecinden sonra, özellikle tane sınırlarında ayrışan θ (Al<sub>2</sub>Cu) - beyaz renkli- fazları görebiliriz.



Şekil 1.6. Yaşlandırılmış bir Al-Cu alaşımında (%4,5Cu) içyapı görünümü (SEM) (a) x500, b) x13.000)

Alüminyum alaşımlarının yaşlandırma işlemlerinin, sertlik ve mukavemet artışı sağlarken, uygulanan alaşımlarda, bazı özellik kayıplarına yol açtığına da temas etmek gerekir: Ayrışma ile yapıda ikincil fazların oluşumu, alaşımın korozyon davranışını olumsuz etkiler; özellikle tane sınırlarında oluşacak inkoherent faz bölgeleri, alüminyum matrikse göre artan potansiyel farkı ile, kristaller arası korozyonu teşvik eder. Ayrıca yaşlandırılmış malzemelerin yorulma dayanımlarında, en azından, akma mukavemetlerindeki artış oranında bir iyileşme kaydedilmediğini ve bu bakımdan da yaşlandırma sertleşmesi ile mukavemet artışlarının statik yüklemelerde tercih edilmesi gerektiğini vurgulamak gerekir. Bunun sonucu olarak yaşlandırılmış alaşımlar, yaşlandırma derecesine göre, tekrarlı (titreşimli) yüklemelerde akma dayanımının çok altında yüklenmelidir (Demirci 2004).

#### 1.1.4. Alüminyum alaşımlarının malzeme numarasına göre gösterimi (EN 573)

2 – 8 arasındaki alaşım gruplarında "n" indeksi, alaşım modifikasyonunu gösterir. "xx" sayıları alaşımların numaralandırılmasına yarar (Çizelge 1.5).

Çizelge 1.5. Alüminyum alaşımlarının malzeme numarasına göre gösterimi (EN 573).

EN AW-1nxx	Alaşım elementi yok. Isıl işlem uygulanamaz.
EN AW-2nxx	Ana alaşım elementi bakırdır. Isıl işlem uygulanabilir. Örneğin, 2024 uçak konstrüksiyonunda kullanımı yaygındır.
EN AW-3nxx	Ana alaşım elementi mangandır. Isıl işlem uygulanamaz. Örneğin, 3003 içecek kutusu yapımında kullanılır.
EN AW-4nxx	Ana alaşım elementi silisyumdur.
EN AW-5nxx:	Ana alaşım elementi magnezyumdur. Isıl işlem uygulanamaz.
EN AW-6nxx	Ana alaşım elementleri magnezyum ve silisyumdur. Isıl işlem uygulanabilir. Örneğin, 6061 ekstrüzyonu ile kapı ve pencere çerçevesi yapımında.
EN AW-7nxx	Ana alaşım elementi çinkodur. Isıl işlem uygulanabilir. Örneğin, 7075 yüksek mukavemet gerektiren uzay uygulamalarında.
EN AW-8nxx	Ana alaşım elementi lityumdur. Isıl işlem uygulanabilir.

### 1.1.5. Alüminyum alaşımları için temper (ısıl işlem/kondisyon) göstergeleri

(<http://www.aluminyumsanayi.com/aluminyumprofilgenel.html>, 2006).

Döküm veya biçimlendirilmek suretiyle elde edilen, Alüminyum ve alüminyum alaşımlarının ısıl işlem durumları, ilave edilen bir veya birkaç harf ile tanımlanır. Esasen 4 tür ısıl işlem göstergesi kullanılmaktadır. Bunlardan (O) tavlı; (F) fabrikasyondan sonraki hali; (H) yeniden kristalleşme sıcaklığının altında yapılan plastik şekillendirme sonucu sertlik ve mukavemetin artışı; (T) ısıl işlem halini göstermektedir. (W) solüsyona alma ısıl işleminden sonraki kalıcı olmayan yapıyı göstermekle beraber, şayet zamanı verilmiş ise o takdirde belirli bir ısıl işlem ifade edilmiş olmaktadır. Çeşitli ısıl işlemlerin niteliklerine ait açıklamalar aşağıda verilmiştir:

**F :** Fabrikasyondan sonraki hali (üretildiği gibi); mukavemet veya sertliğini değiştirmek amacıyla hiçbir ilave işlem yapılmaksızın, imal edildikten sonraki fiziksel yapısını belirtmektedir.

**O :** Tavlı, yeniden kristalleşmiş hali; biçimlendirilebilen alüminyum alaşımlarının en yumuşak halidir.



**H :** Genellikle, yassı ürünler (levha/sac) için kullanılan bir notasyondur. Soğuk biçimlendirme (yeniden kristalleşme sıcaklığının altında yapılan plastik şekillendirme) sonucu ve kısmi bir yumuşama elde etmek üzere ilave ısı işlemi yapıp yapılmamasına rağmen biçimlendirilebilen alüminyum alaşımlarında elde edilen mukavemet ve sertlik artışını ifade eder. (H)'dan sonra ekseriya iki veya daha fazla rakam vardır. İlk rakam, esas işlemleri ifade eder. Daha sonraki rakamlar, plastik şekillendirme sınırları içindeki nihai fiziksel özelliklerini belirtir. Bu rakamların ifade ettiği özellikler aşağıda belirtilmiştir:

**H1:** Plastik şekillendirme sınırları içinde sadece şekil verilmiştir. İkinci rakam, yapılan soğuk işlemi ifade etmektedir. Şöyle ki; 8 rakamı erişilebilen en sert hali ifade eder. Böylece (H18), bu sonucu gösterir. En sert ile yumuşak arasındaki orta sertlik (H14) şeklinde ifade edilir. Aynı şekilde dörtte bir sertlik ise (H12) şeklinde belirtilir. Üçüncü rakam, ekseriya ayrı özellikleri belirtmek için kullanılır. Şöyle ki; (H141), (H14) sağladığı aynı minimum özellikleri vermekle beraber maksimum değerler standart değerlere daha çok yakındır. Üçüncü rakam, (H14)'den daha farklı değerleri ifade etmekle beraber (H13) veya (H15) in yerine kaim olacak ölçüde değildir. Çok sert özellikler, üçüncü rakam olsun veya olmasın, ikinci rakam olarak (9) kullanıldığı zamanı belirtilirler. (H112) işareti "kontrollü" olarak, F-ısı işlem halinin garanti edilmiş mekanik özelliklerini gösterir.

**H2:** Plastik şekillendirmeden sonra kısmi tav halini ifade eder. Alaşımın plastik şekil alma sonucu belirli bir mukavemet ve sertlik sağladıktan sonra kısmen tav yapılarak bu değerlerin istenen sınırlar içine indirilmesi demektir. Bu durum, ilk rakamın 2 olarak yazılması ile belirtilir. İstenen kalıcı mukavemet ve sertlik (H1)'de olduğu gibi ikinci rakam ile belirtilir. Örneğin; H28 tam sert, H24 yarı sert ifade eder. Oda sıcaklığında yaşlanma yumuşaması sağlayan alaşımların H2 hali H3 ün fiziksel özelliğine eşit olmaktadır. Diğer alaşımlar bahis konusu

olduğunda, H2 hali yaklaşık olarak H1'in fiziksel özelliklerine eşit olmakla beraber, uzama kat sayısı biraz daha fazladır.

**H3:** Plastik şekillendirme ve bir anlamda stabilizasyon halidir. Magnezyum ihtiva eden alüminyum alaşımları düşük sıcaklıklara ısıtılmak suretiyle stabilize edilerek mukavemetleri biraz azaltılırken onların şekil alma özellikleri artırılmaktadır. Bu işlem yapılmaz ise, bahis konusu değişiklik oda sıcaklığında çok uzun sürede meydana gelir. Bu işlem (H)'dan sonraki üçüncü rakam ile ifade edilmektedir. Plastik şekillendirme işlemi de (H)'dan sonraki iki veya ilk rakam ile ifade edilir.

**W :** Solüsyona alma ısıl işleminden sonraki kalıcı olmayan yapıyı ifade eder. Bu hal doğal yaşlanmadan ötürü, yaşlanma süresinin verilmesi ile belirtilmiş olur. Örneğin 2024 W (1/2 saat), 7075 W (2 ay) vb.

**I :** F, O, H halleri dışında, yapıda stabilizasyon sağlanması amacıyla uygulanan ısıl işlemleri belirtmektedir. Bu harf plastik şekillendirme yapılsın veya yapılsın yapının stabil hale gelmesi için uygulanacak ısıl işlemi ifade eder. T harfinden sonra 2'den 9'a kadar rakam eklenebilir. Bu rakamlar uygulanacak belli başlı işlemleri gösterirler. 6061-T6 rumuzu alındığında, bahis konusu alaşım için esas işleme ilave olarak değişik özellikleri sağlayacak şekilde ayrı işlemlerin uygulanması istendiğinde bu esas rumuza ilaveler yapılmaktadır. Şöyle ki; 6061-T62'de olduğu gibi. Oda sıcaklığında tabii yaşlanma, esas ısıl işlemler yapılırken veya yapıldıktan sonra uygulanabilmektedir. Süre, metalurjik açıdan önem taşıyorsa o zaman kontrol edilir. Fakat aksi halde belirtilmemiş olur.

**T :** T notasyonu, ısıl işlem yapılarak elde edilen temperleri ifade eder. Isıl işlemlerinin değişik türleri, aşağıdaki harf ve rakam göstergeleriyle ifade edilmektedir:

**T1:** Sıcak işlemten sonra soğutulur ve doğal yaşlanma ile kararlı duruma getirilir.

- T2:** Sıcak işlemden sonra soğutulur, soğuk işlemden geçirilir ve doğal yaşlanma ile kararlı duruma getirilir.
- T3:** Solüsyona alma ısıl işlemi uygulanır, soğuk işlemden geçirilir, ve doğal yaşlanma ile kararlı duruma getirilir.
- T4:** Solüsyona alma ısıl işleminden geçirilir, doğal yaşlanma ile kararlı duruma getirilir.
- T5:** Sıcak işlemden sonra soğutulur ve yapay yaşlanma ile sertleştirilir (Termik ısıl işlemi).
- T6:** Solüsyona alma ısıl işleminden geçirilir ve yapay yaşlanma ile sertleştirilir (Termik ısıl işlemi).
- T7:** Solüsyona alma ısıl işleminden geçirilir ve yapay aşırı yaşlanma yapılıır.(Termik ısıl işlemi).
- T8:** Solüsyona alma ısıl işleminden geçirilir, soğuk işlemden geçirilir, ve yapay yaşlanma yapılıır (Termik ısıl işlemi).
- T9:** Solüsyona alma ısıl işleminden geçirilir, yapay yaşlanma yapılıır (termik ısıl işlemi) ve soğuk işlemden geçirilir.
- T10:** Sıcak işlemden soğutulur, soğuk işlemden geçirilir ve yapay olarak yaşlandırılıır (Termik ısıl işlemi).

## 1.2. Alüminyum Alaşımlarının Kaynağı

### 1.2.1. Alüminyum alaşımlarının kaynağında bazı temel esaslar

Alüminyum alaşımları kaynak yapılabilenler ve yapılamayanlar olmak üzere 2 gruba ayrılabilir. Burada kaynak yapılabilmekten kasıt kaynağın güvenilir olmasıdır. Örneğin, 2024 alaşımına kaynak yapıldığı zaman başlangıçta ideal gibi görünen bir kaynak elde edilebilmektedir. Ancak zaman içerisinde kaynak dikişinde çatlamlar görülmektedir. Bir malzemenin ekonomik olarak kaynak edilebilirliği, o malzemenin daha yaygın olarak kullanılmasını sağlayan ve o malzemedeki parça dizaynının ve üretim yönteminin tayin edilmesini belirleyen bir özelliğidir. Kaynaklı birleştirmelerin, deforme edilebilirliği muayene edildiğinde (çekme testi, bükme testi) sonuç genellikle memnuniyet verici değildir. Buradaki problem, ısıdan etkilenmiş bölgede ve kaynak dikişinde deforme edilebilirliğin büyük ölçüde değişmesidir (Anonim, ODTÜ kaynak merkezi).

Al alaşımlarında kaynak esnasında oluşan tüm çatlaklar, sıcak çatlaklardır. Bu çatlaklar, dikiş içerisinde veya ısıdan etkilenmiş bölgede ortaya çıkarlar. Özellikle çatlama eğilimli olan Al alaşımları aşağıdaki tabloda verilmiştir (Çizelge 1.6).

Çizelge 1.6. Çatlak oluşumuna eğilimli Al alaşımları (Anonim, ODTÜ kaynak merkezi).

Malzeme	Çatlama Tehlikesi Oluşturan Element	Çatlama Tehlikesi Sınır Değeri
AlSi	Si	% 1
AlMg	Mg	% 1
AlMgSi	Mg, Si	Mg : Si = 1 : 3 , Si = 0,5

Al alaşımlarında, kaynak sırasında gözenek oluşma tehlikesi, çeliklere göre daha fazladır. Bu eğilim, saf Al ve AlMn'da diğer alaşımlara göre daha belirgindir. Gözenek oluşumunun başlıca nedeni hidrojenidir. Hidrojen, kaynak banyosundan çözünür. Katılaşma sırasında çözünürlüğün büyük miktarda azalmasıyla beraber hidrojen kaynak banyosu içerisinde gaz haline dönüşür. Kaynak yapılan yüzey ve civar bölgenin temiz olmaması veya koruyucu gazdaki nem, hidrojenin kaynak banyosuna girmesine yol

açmaktadır. Oksit tabakası da oldukça büyük miktarda hidrojen içerebilir. Buna ilave olarak, Al alaşımlarının imalatından gelen sebeplerle bünyelerinde hidrojen çözüldürmüş olmaları durumunda da, kaynak sırasında bu hidrojenin gaz hale gelmesi ve gözenek oluşturmaya sebep olmaktadır. Gözenek oluşumunu engellemekte yardımcı olacak önlemlerden birincisi temizliktir. Ayrıca, gözenek oluşumuna çok hassas olan saf Al ve AlMn alaşımlarında, büyük kaynak banyosuyla veya yavaş kaynak hızıyla kaynaklamak da alınabilecek önlemler arasındadır.

Sertleştirilmiş ve mukavemeti soğuk şekillendirme yoluyla artırılmış malzemelerde kaynak ısısı, ısıdan etkilenmiş bölgede mukavemet kaybına sebep olur. Bundan dolayı, kaynaklı Al-konstrüksiyonlarındaki hesaplamalarda ana malzemelerin mukavemet değerleri baz alınmamalıdır. Kaynak dikişleri, konstrüktif açıdan gerilimlerin düşük olduğu bölgelerde tasarlanabilir. Sıcaklık değişimlerinin Al-alaşımları üzerindeki etkilerini aşağıdaki tabloda görebiliriz (Çizelge 1.7).

Çizelge 1.7. Sıcaklığın Al-alaşımları üzerindeki etkisi (Anonim, ODTÜ kaynak merkezi).

Sıcaklık	Sıcaklık Değişiminin Al-Alaşımları Üzerindeki Etkisi	
	Soğuk Sertleştirilmiş Malzeme	Çökeltilelerle Sertleştirilmiş Malzeme
= Sıvı Sıcaklığı	İri dendritik kollu döküm yapısı	İri dendritik kollu yapı
> 500 - 600 °C	İkincil yeniden kristalleşme iri tane, yumuşatma tavi etkisi	Yumuşatma tavi etkisi, aşırı yaşlanma sonucu çökeltileler yoluyla artırılmış dayancın yok olması, ikincil yeniden kristalleşmeden dolayı iri tane oluşumu
> 300 °C	Yeniden kristalleşme (Yumuşatma tavi etkisi) Soğuk sertleşmenin yok olması Kritik yeniden kristalleşme derecesinde: İri tane	Yumuşatma tavi etkisi Aşırı yaşlanma sonucu çökeltileler yoluyla artırılmış dayancın yok olması
> 150 °C	Gerilim yok etme Soğuk sertleşmenin yok olması	Soğuk sertleştirilmiş alaşımlarda toparlanma, dayanç zamanla tekrar artar

Alüminyum yüzeyindeki oksit tabakası, ergime sıcaklığının yaklaşık 2000 °C gibi yüksek bir düzeyde olması sebebiyle kaynak esnasında önemli bir etkiye sahiptir. Oksit tabakası, kaynak esnasında parçalanmazsa (ark) veya çözünmezse (flux) birleştirme hataları ortaya çıkar. Bunun dışında, TIG (Tungsten Inert Gas) ve gaz kaynağı yöntemlerinde oksit parçacıkları kaynak teliyle kaynak banyosu içerisine çekilir. Oksit kalıntıları, çelikteki cüruf kalıntılarıyla aynı etkiyi gösterirler. Köşe kaynaklarında, kök

bölgesinin küçük oksit kalıntıları ve gözeneklerden arındırılmış olması pek mümkün değildir.

Sertleştirilemeyen şekillendirilmiş Al-alaşımalarında ve sertleştirilebilir şekillendirilmiş Al-alaşımalarında gözeneklilik ve çatlak oluşum olasılıkları aşağıdaki tablolarda verilmiştir (Çizelge 1.8 ve Çizelge 1.9).

Çizelge 1.8. Sertleştirilemeyen şekillendirilmiş Al-Malzemelerde gözeneklilik ve çatlak oluşum tehlikesi (Anonim, ODTÜ kaynak merkezi).

Malzeme Grubu	Standart Gösterimi	Gözeneklilik	Çatlak Tehlikesi
Saf Alüminyum	Al 99,5	büyük	küçük
Al - Mn	AlMn	büyük	küçük
Al - Mg - Mn	AlMgMn	orta	küçük
AlMg	AlMg 1	küçük	çok büyük
	AlMg 2	küçük	büyük
	AlMg 3	küçük	orta
	AlMg 5	küçük	orta
	AlMg 4.5 Mn	küçük	orta
Al - Si	AlSi 5	küçük	büyük

#### Özel durumlar:

**AlMg Alaşımı:** Bu alaşımlardaki soğuk sertleşme miktarı çok yüksektir ve bu nedenle ekstrüzyona uygun değildirler. Fakat yaklaşık 50 °C'den itibaren uzun bir zaman içerisinde dayanım kaybına uğrarlar. Isıdan etkilenmiş bölgedeki dayanım kaybı çok yüksektir. Yüksek Mg miktarı (> % 3-4), sert durumdaki alaşımlarda oda sıcaklığında uzun süre bekleme sonucunda veya kaynaktaki ısıdan etkilenmiş bölgede,  $\beta$ -fazı ( $Al_2Mg_3$ ) çökeltilerinin oluşması sebebiyle, taneler arası gerilmeli korozyon çatlama tehlikesine neden olur.

Çizelge 1.9. Sertleştirilebilir şekillendirilmiş Al-alaşımalarında gözeneklilik ve çatlak oluşum tehlikesi (Anonim, ODTÜ kaynak merkezi).

Malzeme Grubu	Standart Gösterimi	Gözeneklilik	Çatlak Tehlikesi
Al - Mg - Si	AlMgSi 0.5 AlMgSi 0.8 AlMgSi 1	düşük düşük düşük	çok büyük çok büyük büyük
Al - Zn - Mg	AlZn 4.5 Mg 1	düşük	orta
Al - Cu			Tüm Cu-içeren alaşımlar çatlak oluşumuna şiddetli bir eğilim gösterirler ve bundan dolayı kaynaklanmazlar

Özel durumlar:

**AlMgSi Alaşımı:** Soğuk yaşlandırma durumunda, sıcak sertleştirmede olduğu kadar yüksek bir mukavemet elde edilmez. Kaynaktan sonra sıcak suni yaşlandırmayla, mukavemet geniş ölçüde tekrar kazanılabilir.

**AlZn 4.5 Mg1 Alaşımı:** Kendiliğinden sertleşen alaşım, yani, tüm difüzyon olayları çok yavaş meydana geldiğinden, malzeme çözündürme tavlamasından sonra kural olarak havada soğutulabilir. Kaynak sırasında malzemenin ısıdan etkilenmiş bölgesi çözünür ve yaklaşık üç aylık bir doğal yaşlanma sonucu eski mukavemetine ulaşır. Bu süreç suni yaşlandırmayla çok kısaltılabilir. Tabaka korozyonu ve gerilmeli korozyon çatlamaına karşı, ısıdan etkilenmiş bölgenin kaynak sonrası suni yaşlandırılması yararlıdır.

### 1.2.2. Alüminyum ve Al-alaşımalarının kaynak kabiliyeti

Alüminyum ve alaşımları günümüzde yaşamımıza girmiş yaşamın ayrılmaz bir malzemesi haline gelmiştir. Hafifliği, iyi ısı ve elektrik iletkenliği ve korozyona karşı dayanıklılığı nedeniyle gıda endüstrisi, kimya endüstrisi, otomotiv ve gemi endüstrisi,

makine ve cihaz yapımı ile mimari ve inşaat yapımında geniş çapta bir kullanma alanına sahiptir. Alüminyum ve alaşımlarını cıvata ve perçinleme yoluyla birleştirme dışında kullanılan birleştirme yöntemleri, kaynak, lehimleme ve yapıştırırmadır.

Alüminyum ve alaşımlarının kaynağı, normal çeliğin kaynağına nazaran birçok farklılıklar gösterir. Çeliğin kaynağına göre daha zor ve sorunludur. Bunun için malzemeyi ve özelliklerini (fiziksel ve metalurjik) çok iyi tanımak ve ona göre önlemler almak gerekir. Alüminyum ve alaşımlarının kaynak kabiliyetine aşağıdaki etkenler tesir eder :

- i) Saf alüminyum 658 °C gibi düşük bir sıcaklıkta ergimesine rağmen, yüzeyindeki oksit tabakası ( $Al_2O_3$ ) 2050 °C gibi çok yüksek bir sıcaklıkta ergir. Alüminyumun oksijene karşı afinitesi yüksek olduğundan, yüzeyinde hemen 0,1 mikron kalınlığında  $Al_2O_3$  oluşur (aynı zamanda bu oksit tabakası yüzeye kimyasal bileşiklere karşı bir dayanıklılık kazandırır). Fakat bu tabakanın mevcudiyeti alüminyum ve alaşımlarının kaynağını zorlaştırır. Bu oksit tabakasının özgül ağırlığı alüminyumdan daha küçük olduğu için daima kaynak esnasında ergimiş banyonun üzerini örter. Bu suretle kaynak çubuğundan ergiyerek düşen damlaların içeriye doğru nüfuz etmesine engel olur. Onun için kaynaktan önce bu tabakanın oluşmaması için çeşitli önlemler almak gerekir. Ayrıca, saf alüminyumun ergime sıcaklığı 658 °C ve alaşımlarınki ise 575-650 °C olduğundan kaynak esnasında oksit tabakasını ortadan kaldırmak için büyük bir sıcaklığa ihtiyaç vardır. Kaynak esnasında oksit tabakasını eritmeye çalışırken, alüminyumunda ergitilerek akmasına sebep olunabilir.
- ii) Alüminyum ve alaşımları yüksek bir ısı iletim katsayısına sahiptir. Bunun için kaynak yerinde ısı yoğunluğunu sağlamak için daha fazla ısı girdisine ihtiyaç vardır (hatta büyük parçalarda ön ısıtma da gerekli olabilir). Böylece, alüminyum ve alaşımlarında, çeliğe nazaran daha geniş bir bölge ısının tesiri altındadır. Ayrıca saf alüminyumda yüksek ısı iletimi



dolayısıyla ergimiş kaynak banyosu soğuyup çabuk katılaştığından, dikişte gözenekler oluşur.

- iii) Yüksek elektrik iletkenliği nedeniyle elektrik direnç kaynağında sorunlar ortaya çıkmaktadır ( $Q=R.I^2.t$ ). Çelikle mukayese edilirse yüksek akımlar gerekecek ve direnç kaynağında kaynak süresi kısa tutulacaktır. Kaynak değişkenlerinin de daha keskin kontrolleri gerekecektir.
- iv) Yüksek ısı genleşmeden ötürü, kaynak sırasında meydana gelen çarpılmalar ve kendini çekmeler büyük olur. Dolayısıyla gerekli önlemler alınmadığı zaman, gerilme çatlakları oluşur.
- v) Alüminyum ve alaşımları, soğuk deformasyona uğratarak sertleştirilmiş veya ayrışma sertleşmesine tabi tutulmuş olarak bulunurlar. Bunların kaynak kabiliyetleri de doğal olarak farklılıklar gösterir. Çizelge 1.10'da başlıca alüminyum alaşımlarının kaynak kabiliyetlerini görebiliriz.

Çizelge 1.10. Alüminyum ve alaşımlarının genel kaynak kabiliyeti.

Alaşım	Kaynağa Uygunluğu Değerlendirme
Saf Alüminyum	Yüksek ısı iletimi nedeniyle gözenek oluşum eğilimi vardır. Ancak, çatlak oluşumu söz konusu değildir.
Al Mg Mn	Çok iyi kaynak kabiliyeti gösterir. Yüksek mukavemet söz konusu değildir.
Al Mg 3 Al Mg 5	Kaynak kabiliyeti iyidir. Konstrüksiyonda kullanılır.
Al Mg S Al Zn 4,5 Mg 1	Kaynak kabiliyeti iyidir.
AlCuMg AlZnMg Cu	Çatlama hassasiyetine sahiptir.

- vi) AlMn, AlSi, AlCu ve AlMg gibi katılma aralığı geniş olan alaşımlarda sıcak çatlama eğilimi vardır. Sıcak çatlaklar genellikle solidüs eğrisinin üzerinde ve katılma aralığında meydana gelir. Bunun için, bu alaşımlarda, katılma aralığı daha dar olan alaşım grupları seçilmelidir. Ayrıca, çatlama karşı hassas olmayan ilave kaynak malzemesinin (tel veya elektrod) kullanılması gerekir.

- vii) Alüminyumun uzama katsayısının da büyük olmasından dolayı kaynak esnasında büyük şekil değiştirmeleri meydana gelir. Bu şekil değiştirmeler önemli derecede iç gerilmelerin ortaya çıkmasına neden olur. Gerilme çatlakları da kuvvetli kendini çekmeler sonucu solidüs eğrisinin altında katılma aralığında oluşacağı aşıkardır. Bu çatlaklar, uygun bir konstrüktif şekillendirme, kaynak sonrası ısıl işlemler, kaynak yöntemi ve tekniği uygulanarak önlenmeye çalışılır.
- viii) Bazı Al-alaşımlarda (çökelme sertleşmesi uygulanan Al-alaşımlar) kaynak esnasındaki ısıl çevrim, ana katı eriyik içinde bulunan bileşenlerin, erimiş bölge veya esas malzemede kontrolsüz çökmesine sebep olmaktadır. Bu çökelme, mekanik özellikleri ve kimyasal etkilere karşı dayanıklılığı önemli derecede azaltmaktadır.
- ix) Çeliklerde malzeme tavlandıktan sonra kırmızı renk alır. Oysa alüminyum ve alaşımları tavlandıktan sonra böyle ayırt edici bir renk almazlar. Kaynak öncesi böyle bir tavlama işlemi uygulanacaksa kaynağa başlama zamanı kesin olarak belirlenemez. Bu sebeple alüminyum ve alaşımlarının kaynağında açık renkli gözlük camları kullanmak gerekir. Ayrıca, ergitme esaslı kaynak yöntemleri ile kaynak işlemlerinde de metalin ergime noktasına gelip gelmediği kolaylıkla gözlenemez.

Alüminyum ve alüminyum alaşımları ergitme kaynak yöntemleri ile kaynak yapılabilir. Çeliklere kıyasla alüminyum malzemeleri kaynak yaparken, malzemeye has bazı özellikler dikkate alınmalıdır. Daha öncede bahsedildiği gibi, alüminyum malzemeler, yapısal çeliklere göre daha yüksek termik iletkenliğe sahip olduğundan kaynak nüfuziyeti daha düşük ve kaynak banyosunun gazlardan arınması daha geç olur. Sonuç olarak, kaynak dikişinde yetersiz ergime ve gözenekler oluşabilir. İş parçasını ön tav yaparak ve kalın kesitli malzemeleri kaynak esnasında da tavlayarak, bu tür kaynak

hataları önlenabilir. Kaynağa başlamadan önce, yüzeydeki alüminyum-oksit tabakası kaynak bölgesinden frezeleme yoluyla veya paslanmaz çelik fırça ile fırçalayarak tamamen temizlenmelidir. Kaynak ağzı yüzeyleri ve kaynağa yakın bölgeler (kaynak ağzının en az 50 mm yakını) temiz, yağsız ve kuru olmalıdır. İyi bir depolama ve mekanik işlemler sonrası kaynak yüzeylerinin özel bir yağ çözücü ile temizlenmesi, bu tür hazırlık işlerini kolaylaştırır. Bunların yanında, alüminyum malzemelerin kaynağında kullanılan el aletleri yalnız bu malzemeler için kullanılmalıdır. Alüminyum malzemeler çok yansıtıcı bir yüzeye sahip olduğu için, kaynak esnasında oluşan ultraviyole radyasyon yanıklarından korunmak için koruyucu giysiler giymek zorunludur (<http://www.oerlikon.com.tr>, 2006).

Az miktarda magnezyum ihtiva eden AlMg alaşımlarının kaynak kabiliyetleri oldukça iyi olur. Yüksek magnezyumlu alaşımların kaynağında, yüzeyde gözle görülmeyen bazı çatlaklar meydana gelir. Bundan ötürü parçanın kaynaktan önce hafif bir ısıtmaya tabii tutularak çabuk kaynak yapılması icap eder. Ayrıca kaynağın dip kısımlara nüfuz etmesi için de bakır altlıklar kullanılmalıdır. Özellikle AlMg7 alaşımının kaynağı oldukça zordur. Bu alaşım sıcağa karşı çok hassas olduğundan ancak kısa dikişli kaynak yapmak mümkündür.

AlCuMg ve AlMgSi alaşımlarında kaynağın, ısıl işleme sertleştirilmeden önceki durumunda yapılması gerekir. Aksi halde geçiş bölgelerindeki mukavemet çok düşer ve kaynaktan sonra ısıl işleme tabii tutulsa bile başlangıçtaki mukavemet elde edilmez.

Döküm alaşımlarının kaynaktan evvel petrol veya trikolaratilerle temizlenmesi ve çatlak yerlerinin mevcutsa iyi bir şekilde meydana çıkarılması gerekir. Parçanın bir ocakta ön ısıtmaya tabii tutulması iç gerilmelere mani olması bakımından iyi sonuçlar verir. Parçanın kaynaktan sonra yine ocak içerisinde yavaş soğumaya bırakılması gerekir.

### 1.2.3. Alüminyum ve alaşımlarına uygulanan kaynak metotları

#### 1.2.3.1. Gaz ergitme kaynağı

Basit ekipmana ve düşük maliyete sahip olması nedeniyle, bazen saf alüminyum ve bazı alüminyum alaşımlarını kaynak yapmak için gaz ergitme kaynağı kullanılmaktadır. Alüminyum ve alaşımlarının gaz ergitme kaynağında genellikle oksii-asetilen alevi kullanılır (yakıcı gaz oksijendir). Oksii-asetilen alevi, 3200 °C'lik bir sıcaklık verdiği için kalın kesitli parçaların kaynağında başarıyla kullanılmaktadır. Oksii-Asetilen alevi 2800 °C'lik bir sıcaklık verir ve nadiren ince saçların kaynağında kullanılır. Havagazı-oksijen (oksii-havagazı) alevi de, takriben 2000 °C'lik bir sıcaklık oluşturur ve bilhassa ince parçaların kaynağında kullanılır. Kaynak esnasında meydana gelen alüminyum oksit dikiş içerisinde kalırsa mukavemeti ve korozyon dayanımını önemli ölçüde düşürür. Bunları önlemek için kaynak yaparken oksiti çözen bir dekapana ihtiyaç vardır. Dekapan kaynak sıcaklığından önce ergiyerek, oksit tabakasını çözer ve dikiş yüzeyini oksidasyon tesirinden korur. Toz halindeki dekapan kullanımdan önce kireçsiz saf su ile karıştırılarak solüsyon haline getirilir. Kireçli su dekapanın tesir kabiliyetini düşürür. Bu suretle hazırlanan lapa, daha önce iyice temizlenmiş olan kaynak ağızlarına ve kaynak çubuğuna bir fırça ile sürülür. Kaynaktan evvel parçalar bağlanırken sadece kaynak çubuğuna sürmek kafidir. Ayrıca, dekapan artıklarının temizliği de zaman harcayan bir iştir (<http://www.oerlikon.com.tr>, 2006).

Alüminyum ve alaşımlarının kaynağında kullanılan kaynak çubukları, esas malzeme ile aynı alaşımda olması gerekir. Farklı bir alaşım seçildiğinde, geçiş bölgelerinde bazı hatalar meydana geldiği gibi, farklı ergime dereceleri dolayısıyla da kaynak işlemi zorlaşır. Aynı zamanda farklı elemanların birbirleriyle temasları neticesinde de korozyonu doğuran sebep ortaya çıkar.

Saf metaller, sabit bir ergime veya katılaşma sıcaklığına sahiptirler. Buna karşılık, alaşımlarda (ötektik alaşım dışında) ise bir katılaşma veya ergime aralığından söz edilir. Bu aralık dâhilindeki alaşımlar, kısmen sıvı kısmen de katı haldedirler. Aslında, alaşımların kaynak kabiliyeti de bu aralığın büyüklüğüne bağlıdır. Alüminyum

alaşımından katılaşma aralığı büyük olanlar zor ve küçük olanlar da kolay kaynak yapılabilir. Yani, alaşım içerisindeki bulunan alaşım elemanlarının yüzde miktarı arttıkça, kaynak kabiliyetleri de zorlaşır. Fakat ötektik alaşımın müstesna teşkil ederler. Zira ötektik alaşımlarda saf metaller gibi sabit sıcaklıkta ergir ve katılaşır.

Oksi-asetilen alevinin göreceli olarak düşük ısı yoğunluğu ve alüminyumun yüksek ısı iletkenliği kaynak hızını düşürür ve büyük çekmelere neden olur ki bu kaynaklı birleştirmede gerilimler ve deformasyonlar oluşur. Isıdan etkilenen bölge çok geniştir, soğuk çekilme veya yaşlandırarak sertleştirilen iş parçalarında ana metal yumuşar ve dikiş yakınlarındaki bölgelerde mekanik özellikler önemli ölçüde düşer. Bu yumuşayan bölgenin genişliği, sacın kalınlığına ve kaynağın icra şekline bağlıdır. Bu genişlik ortalama 40–80 mm'dir.

### **1.2.3.2. Elektrik ark kaynağı (Örtülü elektrod kaynağı)**

Alüminyum ve alaşımlarda elektrik ark kaynağı bilhassa kalın parçaları ve fazla miktarda harekete ihtiyaç duyan konstrüksiyon elemanlarının birleştirilmesinde iyi sonuçlar verir. Ayrıca iç köşe ve bindirme gibi oksi-asetilen kaynağı ile yapılması zor dikişlerde bu şekilde kaynak edilir. Alüminyum ve alaşımlarının elektrik ark kaynağında kullanılan bütün metal elektrodlar örtülüdür. Örtü maddesi de alüminyum ve alaşımlarının oksi-asetilen kaynağında kullanılan dekapanlarla hemen hemen aynı karışımda bulunur ve aynı vazifeyi görür. Kullanılan elektrodların çekirdek malzemelerinin, oksiasetilen kaynağında olduğu gibi, esas malzeme ile aynı karışımda olması istenir. Örtülü elektrodlar ile elle kaynak yaparak daha yüksek kaynak hızları elde edilir. 8 mm'den kalın malzemeleri kaynak yaparken, gözeneksiz ve iyi bir birleştirme sağlayabilmek için en az 200°C'ye ön tav yapılması tavsiye edilir. Kaynak dikişinin korozyon direncini korumak için de, tüm cüruf kalıntılarının temizlenmesi gereklidir (<http://www.oerlikon.com.tr>, 2006).

Yumuşak alüminyum veya alüminyum alaşımlarında, dikişin mukavemeti daima esas malzeme ile aynı değere erişir. Yalnız AlMg alaşımlarında küçük bir mukavemet düşmesi meydana gelir. Hadde alüminyum ile ısıl işlem neticesinde sertleşen

alüminyum alaşımlarında kaynaktan sonra sıcaklığın tesir ettiği geçiş bölgelerinde sertlik ve mukavemette düşme gözlenir. Sıcaklığın tesiri altında kalan ve yumuşayan geçiş bölgesi, elektrik ark kaynağında, oksii-asetilen kaynağına nazaran daha dardır. Eğer parça işlemiden önce bir ön ısıtmaya tabi tutulursa, kırılmanın sıcaklığın tesir ettiği bölgede olduğu görülür. Fakat bunun istisnaları da mevcuttur. Örneğın, AlCuMg, AlCu ve AlMg gibi ısııl işlemle sertleştirilen alaşımlarda kırılmanın dikişte olduğu da görülmüştür.

### 1.2.3.3. Koruyucu gazla ark kaynağı (Gazaltı kaynakları MIG/TIG)

Gazaltı kaynakları, metal elektrodla ile yapılan elektrik ark kaynağına nazaran, 0,5 mm gibi ince saçları birleştirme üstünlüğü vardır. Kaynak sürati, metal elektrodla ile yapılan ark kaynağından az olmasına rağmen oksii-asetilen kaynağından ise iki kat daha yüksektir. Bu kaynaklarda da oksii-asetilen kaynağında kullanılan dekapanlar kullanılır. Tatbik edilen akım şiddeti, parça kalınlığına bağlıdır. Koruyucu gazlar, havayı kaynak banyosundan uzak tutmanın yanında, koruyucu gazın, arkın kararlılığı ve sonuçtaki kaynak kalitesi üzerinde çok büyük etkisi vardır. Şu ana kadar Argon ve Helyum soy gazları ayrı, ayrı veya karışımları alüminyumun kaynağında çok iyi sonuçlar vermiştir. Fakat, saf argonun, Ar+He karışımına göre daha sessiz ve kararlı bir arki vardır. Diğer taraftan Ar+He karışımı kullanımı, aynı kaynak parametrelerinde daha yüksek performanslı kaynak arki sağlarlar (<http://www.oerlikon.com.tr>, 2006).

1 mm kalınlığındaki AlMg7, AlMg9, AlMgSi ve AlCuMg alaşımları üzerinde yapılan deneylerde, gazaltı kaynağı ile birleştirilen dikişlerin statik mukavemetleri, oksii-asetilen kaynağı ile bağlanan parçalardan daha yüksek olduğu görülmüştür. Özellikle, kıvrık olarak birleştirilen alın dikişlerinin mukavemetlerinin daha fazla olduğu görülmüştür. Kaynak dikişlerin uzamaları her iki kaynak usulünde de birbirinden farklıdır. Bazı alaşımlarda ark atom kaynağında daha yüksek bazı alaşımlarda ise gazaltı kaynağından daha fazladır. Kaynak yapılmış ince dikişlerin kaynaktan sonra dövme suretiyle mukavemet özelliklerini ıslah etmek de mümkündür. Ancak, AlMgSi alaşımlarında, dövme suretiyle mukavemet artırılmaya çalışılırken mukavemetin düştüğü görülmüştür. AlCuMg alaşımlarında ise gerilmelerin doğuracağı

çatlamalardan sakınmak için gayet dikkatli bir şekilde dövme işlemleri (şayet yapılacaksa) yapılması gerekir. Gazaltı kaynağı ile birleştirilen dikişlerin korozyon mukavemeti, genellikle iyidir. Yapı da oksii-asetilen kaynağına nazaran daha sıklıdır, gazaltı kaynağı usulü ile birleştirilen saf alüminyum kaynak dikişlerinin korozyona karşı dayanıklılığı hemen hemen kaynak yapılmamış esas malzeme ile aynıdır.

TIG kaynağında kaynak arkı iş parçası ile tükenmeyen tungsten elektrod arasında oluşur. İlave metal elle kaynak banyosuna verilir. Yaşlandırma ile sertleştirilmeyen alaşımlar her hangi bir ilave metal kullanmadan da kaynak yapılabilir. Alüminyum malzemelerin TIG kaynağı alternatif akımda ve argon koruyucu gazı kullanarak yapılır. Mekanize TIG kaynağı ilave metal kullanarak veya kullanmadan da yapılabilir. 1 ila 4 mm arasındaki kalınlıklardaki malzemelerin tek pasolu alın kaynağı veya tek pasolu köşe kaynağı; 12 mm'ye kadar et kalınlığına sahip malzemelerin çift operatör ile aynı anda yukarıdan aşağıya kaynağı uygulamaları arasındadır. Daha fazla kesit kalınlıklarının TIG yöntemi ile kaynak yapılması, MIG (Metal Inert Gas) yöntemine kıyasla düşük ısı yoğunluğu nedeniyle ekonomik değildir. Çünkü düşük kaynak hızına sahiptir ve çok pasolu kaynaklarda çok büyük ısıdan etkilenen bölge yaratır. TIG kaynağının çok iyi boşluk doldurma kabiliyeti ve gözenek oluşma riskinin daha düşük olması nedeniyle özellikle kaynağın arkasından kapatma pasosu yapılamayan kalın kesitli malzemelerde, kök pasoların kaynağında kullanılır (örneğin; boru hattı kaynaklarında), kaynaklı birleştirmedeki diğer pasolar MIG kaynak yöntemi ile yapılır. MIG kaynağında kaynak arkı iş parçası ile aynı zamanda ilave metal olan, tükenen tel elektrod arasında oluşur. Alüminyumun MIG kaynağı doğru akım, elektrod pozitif kutupta yapılır. İnce damlalı metal damla geçişi, sprey damla geçişi olarak adlandırılır ve soy gaz atmosferi (Ar veya He veya Ar/He karışımı) altında korunur. MIG kaynak yöntemi kalın çaplı tel elektrod kullanarak daha kararlı hale getirilebilir. Tel elektrodun düzgün olarak kaynak bölgesine iletilebilmesi için teflon spiral kullanılmalı, kılavuzlar ve tel sürme makaralarının yuvaları U biçimli olmalı, kontakt meme daha uzun olmalı ve iç çap toleransının daha fazla olması gerekir. MIG kaynağını mekanize olarak yapmak mümkündür ve kullanımı artmakta olan bir yöntemdir (<http://www.oerlikon.com.tr>, 2006) .

#### **1.2.3.4. Basınç kaynağı**

- A- Çekiç kaynağı
- B- Elektrik direnç kaynağı
  - a) Nokta kaynağı
  - b) Dikiş kaynağı
  - c) Alın kaynağı
- C- Argon atmosferi altında nokta kaynağı

#### **1.2.4. Alüminyum alaşımlarında kaynak sonrası özellik değişimleri**

##### **1.2.4.1. Soğuk şekil verme işlemi uygulanmış alüminyum alaşımlarında kaynak sonrası meydana gelen özellik değişimleri**

Soğuk şekil değiştirmiş alüminyuma kaynak yapıldığında ısıdan etkilenen bölgenin mukavemeti düşer. Kaynak esnasında parça tavlandığı için mukavemeti azalmaktadır. Kaynaktan sonra parça soğuk olarak çekiçlenirse dayanıklılık kazanır. Parça önceden bir ısıl işleme tabii tutulmadığı, yani yaşlandırma ile sertliği artırılmadığından kaynaktan sonra sertliğinde fazla bir düşüş meydana gelmez. Ancak kaynak esnasında ısı tesiri altında kalmış bölgelerde belirgin bir sertlik düşüşü gözlenir. Daha sonra yapılacak ısıl işlemler sonucu elde edilebilecek sertlik değerlerine ulaşılabilir. Dolgu kısmında yönlenmiş büyük taneler mevcuttur. Eğer katılma sırasında soğuma, belirli bir yönsellik gösteriyorsa su transferinin olduğu yönde taneler uzar (yönlenmiş soğumadan dolayı). Bu bölgede sertlikte önemli bir düşüşün olacağı aşikârdır (dolgu malzemesine bağlı olarak). Kaynak dolgusuna yakın bölgelerde ise soğuma zamanı arttıkça taneler irileşir. Biraz daha uzak bölgelerde taneler daha incedir (yeniden kristalleşme bölgesi). Bu bölgenin de dışında artık ısı etkisi sonucu bir değişim meydana gelmez. Kaynak sonrası 2024 ve 2014 alüminyum alaşımlarında değişime uğrayan bölge 40-50 mm civarında iken 7178 alüminyum alaşımında ise değişime uğrayan bölge daha dar kalır. Bu alüminyum alaşımlarını kaynaktan sonra ısıl işleme



tabii tutarsak homojen bir sertlik değişimi elde edebiliriz (<http://www.makinateknik.org>, 2006).

Hall-Petch bağıntısına göre tane büyüklüğü küçüldükçe alaşımın mukavemeti ve sertliği artar. İri taneli yapı kırılğan, düşük mukavemetlidir. İnce taneli yapı ise mukavim ve toktur.

Kaynak esnasında alüminyumun ısı iletkenliğinin yüksek olmasından dolayı değişime uğrayan bölge de büyük olur. Yapılan bir inceleme göstermiştir ki kaynak yapılmadan önceki sertlik değerlerine kaynak dikişinden yaklaşık 100-150 mm uzaklıkta ulaşılabilmıştır.

Soğuk şekil değiştirmiş alüminyum alaşımlarının uygun dolgu teli ile yapılacak kaynaklarından sonra homojen bir içyapı eldesi için ısı ışıleme tabii tutmak gerekir. Bu yapılmazsa, kaynak bölgesi ve etkilenmiş bölgede önemli mukavemet değişimleri gözlenir. Bu suretle istenmeyen durumlar ortaya çıkabilir (<http://www.makinateknik.org>, 2006).

#### **1.2.4.2. Katı eriyiğe alınmış alüminyum alaşımlarında kaynak sonrası meydana gelen özellik değişimleri**

Katı eriyiğe alındıktan sonra kaynak edilmiş alüminyum alaşımlarında kaynaktan öncesi sertlik değerlerine hiçbir bölgede ulaşılamayabilir. Isı iletiminin yüksek olması nedeniyle kaynak bölgesinde önemli sertlik düşüşü meydana gelir. Bunun en önemli nedeni katı eriyiğe alınmış malzemelerde taneler küçük iken kaynak işleminde sonra ısı iletimi sonucu, taneler kaynak bölgesine yakın yerlerde büyürler. Hall-Petch bağıntısına göre taneler büyüdükçe sertlik ve mukavemet azalır. Kaynak işleminde sonra kaynak bölgesinde ısınma ve havada soğuma sonucunda yumuşama görülür. Katı eriyiğe alma işleminde yapıda çözünmüş olarak bulunan Cu-atomları kaynaktan sonra büyük boyutlu  $\theta$  ( $Al_2Cu$ ) partikülleri şeklinde çökelerek yumuşama meydana gelir.

### **1.2.4.3. Yaşlandırılmış alüminyum alaşımlarında kaynak sonrası meydana gelen özellik değişimleri**

Yapay şartlarda yaşlandırılarak maksimum sertliğe çıkarılan alüminyum alaşımlarında, kaynak işlemi sonucu kaynak bölgesi ve ısı tesiri altında kalmış bölgede sertlikte büyük bir düşüşün gözleneceği aşikârdır. Kaynak bölgesinde yaşlanma etkisi tamamen ortadan kalkarken ısı tesiri altında kalan bölgelerde ise aşırı yaşlanma sonucu bir sertlik düşüşü meydana gelir. Ancak, istenen mukavemete kaynak işleminden sonra malzemeye yeniden ısı işlem uygulanarak ulaşılabilir.

### **1.3. Sürtünme Karıştırma Kaynak Yöntemi**

Yeni geliştirilmiş malzemeler genellikle modern birleştirme tekniklerine ihtiyaç duyarlar. Son yirmi yılda alaşımların geliştirilmesinde malzemelerin kaynağı ile ilgili büyük ilerlemeler olmuştur (Şık ve Kayabaş 2003). Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi, ilk defa 1970’li yıllarda İngiliz Kaynak Enstitüsü’nde denenmiş ve 1990’lı yılların başlarında TWI (The Welding Institute) tarafından geliştirilip patentlenmiş bir teknik olup, birçok malzemenin kaynatılmasında kullanılabilir. Çoğunlukla alüminyum alaşımlarına uygulanmakla birlikte, son zamanlarda çelik, bakır, titanyum ve alaşımlarına, farklı malzeme çiftlerine ve kompozit malzemelere de uygulanmaya başlamıştır (Eren 2005). Günümüz kaynak teknikleri ile birleştirilmesi çok güç olan özellikle uçak sanayinde kullanılan yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile birleştirilmesi yönündeki çalışmalar artarak devam etmektedir (Threadgill 1999).

Al-alaşımlarının özellikle yüksek mukavemetli yaşlandırma sertleştirmesine tabi tutulmuş türlerinin ergitme kaynağı yöntemleri ile birleştirilmelerinde karşılaşılan önemli bir sorun, kaynak dikişinde sertleştirici çökeltilerin çözünmesi ve alaşım elementlerinin tane sınırı segregasyonu sonucu ve ITAB bölgesinde aşırı yaşlanma sonucu sertlik ve mukavemetin düşmesidir. Bu durum, kaynak edilen esas malzeme ile kaynak bölgesi arasında mekanik uyumsuzluğa neden olmakta ve kaynak bölgesinde mukavemet düşüşü olarak bilinmektedir (Çam ve Koçak 1998, Çam ve ark. 1999, Çam

ve ark. 2000). Hatta AA7075 gibi bazı yüksek mukavemetli Al-alaşımına ark kaynağı yapılamamaktadır. Son yıllarda geliştirilen, klasik sürtünme kaynağının yeni ve değişik bir versiyonu olan bu katı hal kaynak yöntemiyle (SKK tekniği) Al-alaşımı levhaların alın kaynağında ergitme esaslı kaynak metotlarına göre çok daha iyi sonuçlar alınmıştır. Bilindiği gibi klasik sürtünme kaynağı genellikle silindirik kesitli malzemelere uygulanan ergitmesiz bir katı hal kaynak yöntemidir. SKK tekniği ise, yüksek devirde dönen omuzlu bir pimin alın altına sabitlenmiş kaynak edilecek levhalara daldırılıp sürtünmeden açığa çıkan ısı enerjisi ile malzemenin çamur kıvamına getirilip karıştırıldığı bir birleştirme yöntemidir. Bu yöntemde maliyet arttırıcı elektrot ve koruyucu gaz söz konusu değildir. İş kazalarına yol açabilecek ark oluşumu, radyasyon, toksik gaz çıkışı veya insan gözüne zarar verecek ışınlar bu yöntemde mevcut olmadığından temiz ve çevreci bir prosestir.

Al-alaşımının ark kaynağındaki yüksek ısı girdisi, bu malzemelerin ısıl genleşmelerinin yüksek olması ve katılma sıcaklık aralıklarının geniş olması sonucu, özellikle çatlamaya daha duyarlı yaşlandırma sertleştirilmesi yapılmış Al-alaşımında kaynak dikişinde çatlak oluşumuna neden olur. SKK yöntemi uygun kaynak koşullarında gerçekleştirildiği takdirde ise toplam ısı girdisinin düşük olduğu bir katı hal kaynak yöntemi olduğundan ergitme kaynaklarında karşılaşılan kaynak bölgesindeki çatlak ve porozite oluşumu söz konusu değildir (özellikle yaşlandırma sertleştirilmesi yapılmış olan Al-alaşımında). Al-alaşımının tüm kaynak yöntemlerinde karşılaşılan mukavemet kaybı bu yöntemin ısı girdisinin düşük olması sebebiyle daha düşük seviyededir. Ayrıca, ark kaynağındaki yüksek ısı girdisi, özellikle yüksek mukavemetli Al-alaşımında ITAB bölgesinde tane sınırlarında düşük ergime dereceli fazların oluşumuna ve dolayısıyla bu bölgede tane sınırlarında katılma esnasında çatlamaya yol açabilir.

Al-alaşımının ark kaynağı ile birleştirilmelerinde karşılaşılan diğer bir güçlük ise, bu alaşımların ısıl iletkenlik katsayılarının yüksek olması nedeniyle ısının kaynak bölgesine çok hızlı bir şekilde uygulanması zorunluluğudur. Ayrıca, alüminyumun sıvı halde hidrojen çözünürlüğünün katı haldekenden çok daha yüksek olmasından dolayı kaynak esnasında atmosferden veya rutubetli elektrot kullanılması sonucu kaynak

dikişine hidrojen girmesi kaynak dikişinde tolere edilemeyecek düzeyde porozite oluşumuna sebep olur. Bu da mukavemet gibi kaynak performansını belirleyen mekanik özellikleri kabul edilemeyecek düzeylere düşürür. Vakum ortamında yapılan elektron hüzmeli kaynağı yöntemi porozite açısından en avantajlı sıvı hal kaynak yöntemidir. Fakat yüksek sıcaklıkların söz konusu olduğu elektron kaynağı vakum ortamında yapıldığı için düşük buharlaşma sıcaklığına sahip alaşım elementleri içeren Al-alaşımalarında kaynak dikişinde alaşım elementi kaybı veya katı eriyik sertleşmesi sağlayan alaşım elementlerinin tane sınırlarına segregasyonu sonucu kaynak bağlantısında mukavemet düşüşü olabilmektedir.

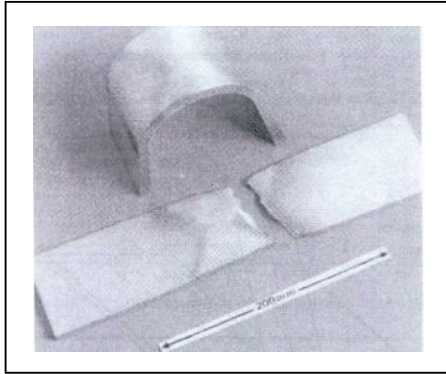
Al-alaşımalarının lazer ışını yansıtması da, ergitme kaynağı yöntemlerinden lazer kaynağında dikkate alınması gereken bir husustur. Ticari olarak titanyum alaşımalarına başarı ile uygulanan basınç (katı hal) kaynaklarından difüzyon kaynağı yüzeylerindeki kararlı oksit tabakasından dolayı Al-alaşımalarına ekonomik olarak uygulanamamaktadır. Katı hal kaynak yöntemlerinden klasik sürtünme kaynağı gibi yöntemler Al-alaşımalarının kaynağında kullanılabilir. Ancak, bu yöntemlerin uygulamasındaki geometrik sınırlamalar nedeniyle yalnızca bindirme kaynağı uygulaması yapılabilmektedir. Bu yöntemler ile Al-alaşımı levhaları alın kaynağı yapmak mümkün değildir.

SKK yöntemi, ergitme kaynağı ile karşılaştırıldığında daha birçok üstünlükleri olduğu ortaya çıkmaktadır. Al-alaşımalarının tüm kaynak yöntemlerinde karşılaşılan mukavemet kaybı bu yöntemin ısı girdisinin düşük olması sebebiyle daha düşük seviyededir. Alaşım elementi yanması olmadığından da kaynak metalinde alaşım elementi kaybı yoktur ve dolayısı ile alaşım bileşimi tamamen korunmuş olur. Takımın ezme, karıştırma ve dövme hareketleri sayesinde, ince taneli bir kaynak metali ve ısıdan etkilenmiş bölge elde etme olanağı vardır. Ayrıca çift taraftan kaynak yaparak kalın parçaların da birleştirilmeleri mümkün olabilmektedir. Bu şekilde, 75 mm kalınlığındaki 6082 Al-alaşımı levhalar başarı ile çift taraftan kaynak edilmişlerdir (Şekil 1.7). Bu yöntem ile elde edilen bu kaynak numunesinin çekme deneyinden ergitme kaynağına nazaran daha iyi bir performans elde edilmiştir, ayrıca söz konusu numunede 180° bükme deneyinde de herhangi bir çatlama tespit edilmemiştir (Şekil 1.8) (Kaluç ve

Bozduman 1998, am 2001). Kaynak edilmiş 2014, 5083 ve 6082 Al-alaşımları da katlama deneylerinde  $180^{\circ}$  eğilmeye hasarsız olarak dayanabilmektedir. Dolayısıyla bu yöntem ile kaynak edilmiş parçalarda yorulma, katlama ve çekme deneylerinde çok iyi sonuçlar elde edilmiş ve diğer yöntemlerin uygulanması sonucu ortaya çıkan özelliklerden daha iyi değerlere ulaşılmıştır (Kaluç ve Bozduman 1998). Buna ilaveten, bu yöntem ile kaynak edilen 5454 alaşımının korozyon performansının da oldukça iyi olduğu tespit edilmiştir. Hatta geleneksel kaynak yöntemleri ile kaynağı çok güç olan 7075 alaşımı bile bu yöntem ile başarılı bir Şekilde birleştirilmiş ve elde edilen birleştirmeler oldukça iyi mekanik özellikler göstermiştir.



Şekil 1.7. Çift taraftan sürtünme karıştırma kaynağı yapılarak birleştirilmiş 75 mm kalınlığındaki 6082 Al- alaşımı levhaları (am 2001).



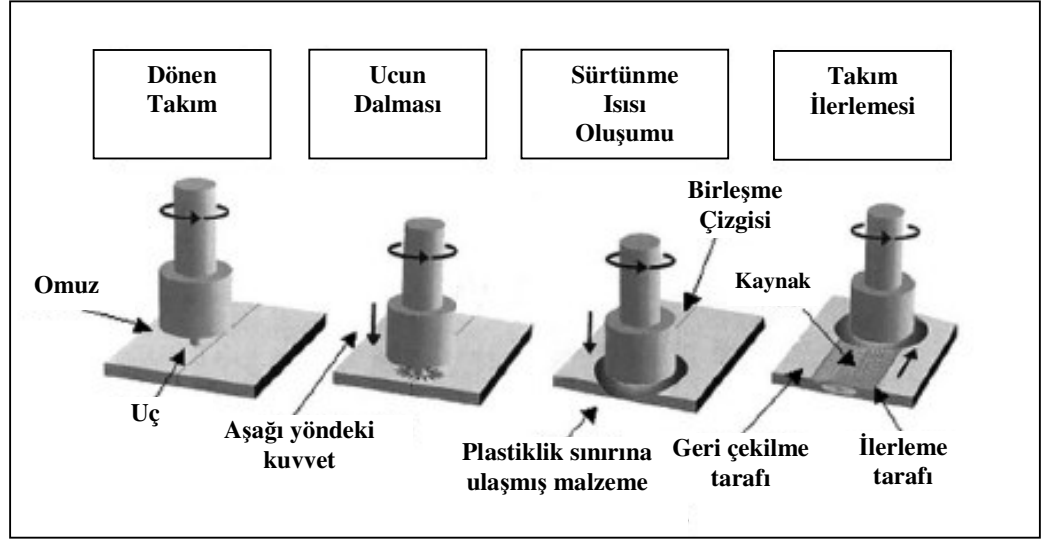
Şekil 1.8. Çift taraftan sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmiş 75 mm kalınlığındaki 6082 Al-alaşımı levhalardan çıkarılmış numunelerin çekme ve  $180^{\circ}$  bükme deneyi sonuçları (am 2001).

Yöntem, dışarıdan ek enerji ve dolgu malzemesi ihtiyacı olmadan ergitmesiz kaynak yapılabilme, kaynak bölgesinin diğer kaynak yöntemlerine nazaran daha iyi mekanik özellikler göstermesi, kusursuz ve düzgün kaynak dikişi görüntüsü ve otomasyona uygunluğu gibi özellikleri ile ön plana çıkmaktadır. Robotik sürtünme karıştırma kaynağı sistemleri konusunda araştırmalar devam etmektedir.

SKK bölgesindeki içyapı değerlendirilmesi (Jin ve ark. 2001, Benavides ve ark. 1999, Liu ve ark. 1997, Sato ve ark. 1999), kaynak süresince ısı dağılımı (Song ve Koracevic 2003, Nishihara ve Nagasaka 2003, Colegrove ve ark. 2000), kalıcı gerilme dağılımları (James ve ark. 1999, Donne ve ark. 2001), kaynak esnasında malzeme akışı (Seidel ve Reynolds 2001, Li ve ark. 1999, Reynolds ve ark. 1999, Colligan 1999, London ve ark. 2001) ve mekanik özellikler (Liu ve ark. 2001, Liu ve ark. 2004, Mahoney ve ark. 1998, Dawes ve ark. 2000, Hashimoto ve ark. 1999, Pao ve ark. 2003) gibi karakteristikler üzerinde kaynak parametrelerinin etkileri için birçok çalışma yapılmış durumdadır. Ancak, SKK yöntemi üzerinde temel malzeme koşullarının, özellikle aynı tip alüminyum alaşımlarının ısı işlem durumlarının etkileri (Juricic ve ark. 2001, Sato ve ark. 2002) ile ilgili sadece uluslararası düzeyde birkaç kısıtlı çalışma göze çarpmaktadır (ulusal düzeyde ise böyle bir çalışma göze çarpmamaktadır).

### **1.3.1. Yöntemin esası**

SKK yöntemi, genellikle demir dışı metaller ve alaşımlarının birleştirilmesi için kullanılan ergitmesiz katı hal kaynak tekniğidir. Uygulama olarak sürtünme kaynağından çok farklıdır. Yöntem, alın altına sabitlenmiş iki levhaya yüksek devirde dönen omuzlu bir pim (batıcı uç) daldırılması ve kaynak yapılmak istenen uzunluk boyunca belirli bir hızda ilerletilmesinden ibarettir (Şekil 1.9) (Esparza ve ark. 2003, Murr ve ark. 2001, Prado ve ark. 2003). Bu katı hal kaynak yönteminde birleştirme, sürtünme ile açığa çıkan ısının çamur kıvamına getirdiği malzemenin plastik akışı sayesinde gerçekleşmektedir.



Şekil 1.9. Sürtünme karıştırma kaynak yönteminin şematik gösterimi (Lomolino ve ark. 2005).

Yöntemde, şekil 1.10'da görüldüğü gibi belirli bir geometriye sahip omuz ve vidalı pimden oluşan kaynak takımları kullanılmaktadır. Kaynak takımının kaynak esnasında metal içerisinde kalan uç kısmının boyu, tek taraflı alın birleştirme uygulamalarında yaklaşık olarak kaynak edilen levhaların kalınlıkları ile hemen hemen aynı sayılabilir (çok az daha küçüktür). İki taraflı yapılan alın birleştirmelerde ise malzeme kalınlığının yarısı kadardır (Külekcı 2003). Genellikle, takım kendi eksenini etrafında sabit bir hızla döndürülürken, kaynak edilecek malzemelere ise ilerleme hareketi verilir veya takıma hem ilerleme hem de dönme hareketi yaptırılabilir (Şekil 1.9). Takımın omuz kısmı kaynatılacak yüzeylere oturtularak sürtünme hareketi yaparken, pim kısmı ise kaynatılacak parçalar arasında dönel hareket yaparak, plastik deformasyona uğratılan malzemeler kaynağın ilerleme ve geri çekilme kısımlarında mekanik olarak (katı halde) karıştırılır. Omzun malzemeye teması kaynak bölgesine ilave bir ısı sağlamak yanında yumuşayan metalin kaynaklama işlemi sırasında etrafa saçılmasını da engeller. Karıştırma işlemi yüzeyine helisel diş açılmış uzunluğu kaynak edilecek levha kalınlığından biraz daha kısa silindirik pimler sağlar. Bu pimlerin yüzeyindeki dişler, plastik olarak deforme olan iş parçasında oyuksuz bir kaynağın oluşmasında önemli rol oynar. Ayrıca, iki malzeme dibinin tam kapanmasını sağlamak üzere takım karıştırıcı ucunun tam altında sınırlı miktarda bir plastik deformasyon meydana geldiğinden

karıştırıcı ucun, parçanın altındaki destek plakasına çok yakın geçmesi gerekmektedir. Sürtünme ve karıştırma hareketleri esnasında sürtünme ısısı ortaya çıkarak malzemelerin akışı kolaylaşır. Karıştırıcı uçtan omuza kadar olan bölgedeki kombine sürtünme ısısı, gömülmüş olan karıştırıcının çevresi ile malzeme üst yüzeyi ile omuzun temas ettiği temas yüzeyinde yumuşamış bir metal oluşturur. Kaynaklanacak parçaların veya takımın ileriye hareket etmesi halinde yumuşamış olan metal takım ucunun ön yüzü tarafından kaldırılır ve takım ucunun mekaniksel dönüşü yönünde ve bastırma hareketi ile takım ucu arkasından dönerek sürüklenir. Temel malzemenin dinamik rekristalizasyonunu da içeren katı haldeki bu yüksek plastik deformasyon malzemenin kaynağını kolaylaştırır (Somahekhara ve Murr 2004). Son yıllarda ise sürtünmeden açığa çıkan ısı ile akıcı kıvama gelen malzemenin kaynak bölgesinde kalmasını geliştirmek için çok değişik pim dizaynları geliştirilmiştir.



Şekil 1.10. Sürtünme karıştırma kaynak yönteminde kullanılan takımlar (Zhao ve ark. 2005).

Sürtünme karıştırma kaynağı yapmak için kaynaklanacak olan parçalar düz bir metal plaka üzerine yerleştirilir ve kuvvet uygulaması karşısında birbirinden ayrılmayacak şekilde birbirine sıkıca birleştirilir. Kaynak takımı, omzun kuvvetli bir şekilde kaynak edilecek malzemelerin yüzeyine temas edip, pim ile parçaların tabanı arasında az bir



mesafe kalana kadar, yavaşça malzemelere doğru hareket ettirilir. Bu durum, kaynak işleminin sonuna kadar devam eder. Omuz malzemeye temas ettikten sonra yumuşayan bölge, karıştırıcı ucun geometrisine uygun olarak kesik koni şeklindeki karıştırıcı ucu içine alır. Isıl olarak yumuşayan metal karıştırıcı uca doğru giderek daralan ancak üst yüzeyde omuz ile temas eden daha geniş bir görünüm arz eder. Böylece, kaynak kök kısmı da tam olarak kaynatılarak, kaynak bağlantısı boyunca kuvvetli bir direnç sağlanır. Kaynak işlemi esnasında, sürtünme ısısı ile ortaya çıkan maksimum sıcaklık, kaynak bölgesinin hiçbir noktasında kaynak edilecek malzemelerin mutlak ergime sıcaklıklarının %80'ini geçmez (Eren 2005). Bu yüzden ki, söz konusu kaynak işlemi katı hal birleşmesi olarak adlandırılır. Ancak, böyle yüksek bir sıcaklıkta da süperplastik kayma akışının meydana geleceğini de belirtmekte fayda vardır. Böylece, kaynak edilecek malzemeler, kaynak işlemi esnasında birbirleri ile kolayca karıştırılabilir ve birbirlerinin içlerine kolaylıkla nüfuz ettirilebilirler. Bu suretle de, oldukça kuvvetli bir kaynak bağlantısı oluşturulabileceği aşikârdır.

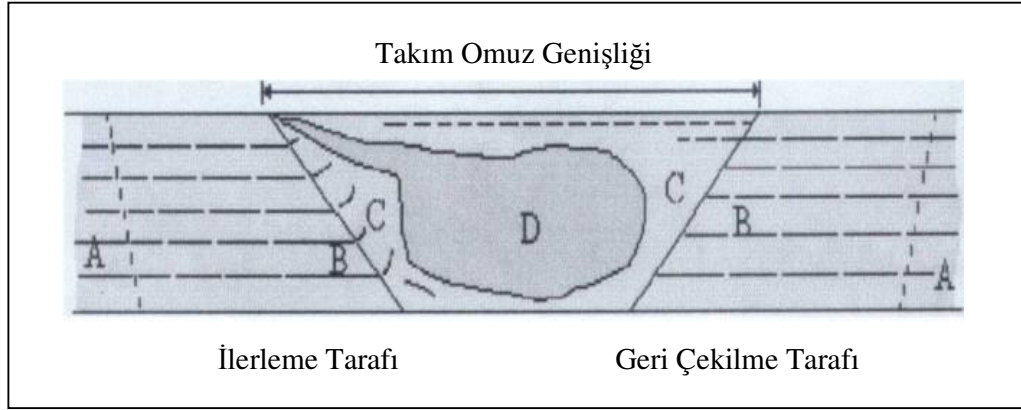
Sürtünme karıştırma kaynağı esnasında oldukça kompleks bir malzeme akışı söz konusudur. Takıma paralel ve dik yönde vorteks hareketlerinin devreye girdiği kat hal akış halleri olarak tanımlanan, DYKB'deki (dinamik olarak yeniden kristalleşmiş bölge) kesit boyunca lineer çizgiler ortaya çıkmaktadır. Colligan'ın (Eren 2005) yapmış olduğu denemelerde, kaynak takım elemanı olarak farklı tipler denemesine rağmen, malzeme akış yönleri açısından aralarında çok az bir fark olmuştur. Takım etrafında akış gösteren malzeme %40'larında aşan aşırı bir deformasyon gösterir ki (Heurtier ve ark. 2002), bu da doğal olarak kaynak merkezini 1-10 µm boyutlarında çok ince bir tane yapısına götürür (Threadgill 1999, Hassan ve ark. 2001). Bu kaynak bölgesi genellikle KM (kaynak merkezi (nugget zone)) olarak adlandırılır ve dinamik olarak yeniden kristalleşmiş bölge şeklinde oluştuğu düşünülür (Threadgill 1999, Jata ve Semiatin 2000).

Belirli bir pim yüzey geometrisi kullanılarak yapılan sürtünme karıştırma kaynağında elde edilen birleştirme karakteristiklerini belirleyen üç faktör vardır. Bunlar sırasıyla pimin devir hızı, pimin ilerleme hızı ve pimin batma derinliğidir. Pimin ilerleme hızı artırılarak ve pim ve omuz çapının küçük seçilmesi ile mekanik

özelliklerin etkilendiği bölgenin eninin küçültülerek muhtemel mukavemet düşüşünün daha da azaltılması mümkündür. Sürtünme karıştırma kaynağında ısı girdisini etkileyen en önemli parametreler pimin ilerleme hızı, devir sayısı ve pimin omuz çapıdır. Omuz çapı arttıkça sürtünme yüzeyi ve buna bağlı olarak meydana gelen ısı miktarı artacaktır. Kaynak ilerleme hızı ise birim alana düşen miktarı etkileyecektir. İlerleme hızı arttıkça birim alana düşen ısı miktarı da azalacaktır.

SKK yöntemi ile elde edilmiş kaynak bağlantılarında oluşan kaynak bölgesinde tipik bir soğan halkaları biçimine rastlanmaktadır ve kaynak bölgesinin biçimi çok değişken olarak oluşmaktadır ve bu biçim kaynak edilen alaşım türüne, kaynak işlem parametrelerine bağlıdır. Karmaşık biçimli kaynak bölgesi uzantısı, kaynağın üst yüzeyine doğru olup çok sık ortaya çıkar ve omuzlu takımın kenarlarına doğru uzar. Kaynak bölgesinin çapı, takım ucunda bulunan pimin çapından çok az büyük olmasına karşın omuz çapından bir hayli dar olarak oluşur. Oluşan kaynak nüfuziyetlidir ancak bu parça kalınlığına ve pim derinliğine bağlı olarak değişir (Kaluç ve Bozduman 1998). Mikro yapının sınıflandırılması ile ilgili ilk çalışma 1997’de yapılmış olup, bu çalışma alüminyum alaşımları için bazı temellere oturtulmuştur. Daha sonra Dünya Malzeme Birleştirme Teknoloji Merkezi TWI, mevcut çalışmayı geliştirmiş, çalışma sanayide ve üniversitelerde birçok kişi tarafından irdelenmiştir. Böylece, mevcut çalışma, Sürtünme Karıştırma Kaynak Lisans Birliği tarafından da kabul edilmiştir. Şekil 1.11’de şematik olarak görüldüğü gibi kaynak bağlantısı net bir şekilde kaynak bölgelerine ayrılmıştır.

Yapılan çalışmalar özellikle 2219, 2014, 6083, 6082, 7075 gibi alüminyum alaşımlarında sürtünen eleman ile kaynak yönteminin başarıyla uygulandığını ortaya koymaktadır (<http://www.mc.mat.shibaura-it.ac.jp/master/abstract/298110.Htm.>, 2006.). Kaynak için kullanılan profillerin kalınlıkları 1,2 mm den 50 mm ‘ye kadar çıkabilmekte ve tek paso ile sürekli kaynak bağlantısı elde etmek mümkün olmaktadır. SKK yöntemi ile yapılan kaynaklarda uygulanabilir birleştirme türleri; küt alın, bindirme, T-köşe, dış ve iç köşe, boyuna ve çevresel birleştirmelerdir (Şekil 1.12). Ayrıca bu yöntem yerçekiminin etkisi olmadığından tüm pozisyonlarda rahatlıkla uygulanabilir (Kaluç ve Bozduman 1998).



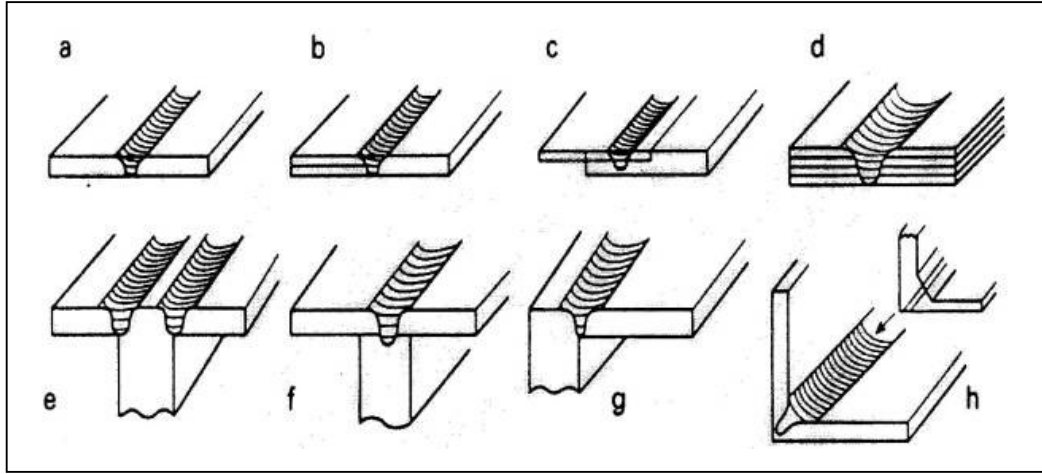
Şekil 1.11. Sürtünme karıştırma kaynağında temel kaynak bölgeleri (Cabibbo ve ark. 2003)

(A: TM (Temel malzeme), B: ITAB (Isı Tesiri Altındaki Bölge), C: TEB (Termo-mekanik olarak Etkilenmiş Bölge), D: KM (DYKB) (Kaynak Merkezi (Dinamik olarak Yeniden Kristalleşen Bölge)).

- A BÖLGESİ :** Kaynak işlemlerinden etkilenmeyen bölgedir (TM). Bu bölge kaynaklı bölgeden uzak, deforme olmamış, mikro-yapısı ve mekanik özellikleri değişmemiş olan malzeme bölgesidir.
- B BÖLGESİ :** ITAB. Artık kaynak gerilmeleri ve ısı değişimleri gibi etkilerle özellikler değişebilir. Yaşlanmış veya mekanik yaşlandırılmış alaşımlarda bu bölgede sertlik kaybı beklenmelidir. Bununla birlikte, bu alanda plastik deformasyon oluşmaz.
- C BÖLGESİ :** Plastik deformasyon gözlenir. Termo-mekanik olarak etkilenme söz konusudur (TEB). Malzemenin alüminyum olması durumunda, bu bölgede yeniden kristalleşme olmaksızın önemli plastik şekil değişimi sağlamak mümkündür ve yeniden kristalleşmiş bölge ve deforme olmuş TEB arasında genellikle net bir sınır vardır. Bununla birlikte, diğer metaller üzerindeki çalışmalar da göstermiştir ki, alüminyum, diğer metallerden farklı bir davranış sergilemektedir. Çünkü alüminyumda, yeniden kristalleşme olmaksızın yüksek sıcaklıkta aşırı deformasyon meydana gelebilmektedir. Diğer metallerde ise, sınırlı

yeniden kristalleşme bölgesi yoktur ve tüm TEB yeniden kristalleşmiş gibi görünmektedir.

**D BÖLGESİ :** KM (DYKB). Alüminyum alaşımlarında TEB içerisindeki yeniden kristalleşmiş bölgeye DYKB denir. Takım omzunun hemen altındaki (TEB'in bir parçası) alan, tane yapısının farklılığından dolayı, ayrı kategoride verilmesi önerilmiştir. Buradaki mikro-yapı, omzun arka yüzeyi sürtünmesine, malzemenin soğuma süresiyle ilişkilidir. Bu bölge, TEB'nin bir alt bölgesi olarak ayrı irdelenmesinde fayda vardır.



Şekil 1.12. Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi uygulanarak gerçekleştirilen birleştirmeler.

a) Küt alın birleştirme, b) Birleştirilmiş ek ve bindirme birleştirme, c) Bindirme, d) Çoklu bindirme, e) İki pasolu T-köşe birleştirme, f) Tek pasolu T-köşe birleştirme, g) Dış köşe birleştirme, h) İç köşe birleştirme (Kaluç ve Bozduman 1998).

Kaynak sonunda, parça üzerinde takımın çıktığı noktada istenmeyen pim çapında bir delik kalmaktadır. Tamburlar, borular ve depolama tankları gibi yerlerde böyle bir kaynak kusuru kabul edilemez. Diğer bir sorun ise, değişik kalınlıklardaki malzemelerin kaynağı yapılacağı zaman, farklı uzunluklardaki takım uçları gereksinimidir. Bu

sorunları çözümlenebilmek için NASA Marshall Uzay Uçuş Merkezi kaynak mühendisleri otomatik olarak geri çekilebilir pim takımı dizaynı yapmışlardır. Bu dizayn, piminin açılma ayarına ve malzeme kalınlıklarına göre pim boyunda ayarlamaya imkan sağlar ve kaynak sonunda uygun bir kapalı delik ortaya çıkarır. Bu yeni takım tasarımı ile sürtünme karıştırma kaynak yöntemi, uzay ve diğer birçok endüstri alanında yeni pazar alanları bulmuş ve ek ilişkileri sağlamıştır.

### 1.3.2. Yöntemin başlıca üstünlükleri

- Uygun maliyet: Kaynak operasyonu, enerji tasarrufu sağlayan basit bir işlemdir.
- Yüksek kaynak enerjisine sahiptir. 3 KW'lık toplam güçle 6XXX alaşımında 12,5 mm derinliğinde kaynak yapılabilir.
- Dolgu telleri ve gazdan korunan kaynak banyosu gerektirmez.
- Özel profilden bağlantı kenarları önemsizdir.
- İdeal olarak teknik otomasyona uygundur.
- Bütün pozisyonlara uygundur (yöntemde yerçekimi etkisi yoktur).
- Al-alaşımında, çatlatmaya duyarlılıklarından dolayı ergitme kaynağı yapılamayan alaşımlar kaynak yapılabilir.
- Gözenek oluşmaz.
- Farklı yapıdaki malzemelerin kaynağını mümkün kılar.
- Normalde pratikte mümkün olmayan, dökümde maliyeti arttıran uzun, geniş, haç şeklinde, kutu şeklinde ve üretimden geldiği şekildeki gibi birçok bileşimin kaynağı mümkündür.
- Hassas kaynak ağız hazırlığına gerek yoktur.
- Ağızlarda ergime oluşmaz dolayısı ile ITAB çok küçüktür.
- Koruyucu gaz ve ek metale gerek yoktur.
- Sıçrama olmaksızın düz yüzey elde edilebilir (görüntü ve yüzey pürüzlülüğü yönünden değerlendirildiğinde geleneksel ergitme kaynaklarına nazaran oldukça üstün), dolayısıyla kaynak sonrası tesviye işlemleri en aza indirgenmiş olur.
- Kaynak, ark olmaksızın yapıldığı için manyetik üfleme yoktur.
- Verimi yüksektir.
- Çok az bakım ister.

- Kaynak işlemi öncesi oksit tabakasının kaldırılmasına gerek yoktur.
- Ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirmede çatlama hassasiyeti yüksek olan alaşımlara rahatlıkla uygulanabilir.
- Yüksek bağlantı mukavemetleri kaynak sonrası ısıtılarak elde edilebilir.
- Katı-faz kaynağı oluşumu alaşımın metalurjik özelliklerini saklamasına olanak tanır.
- Farklı koşullarda metaller birleştirilebilir.
- Ekstrüzyon ürünü veya döküm olan çoğu parçalar bu yöntemle kaynatılabilir (Kaluç ve Bozduman 1998).
- Yöntemin uygulanması esnasında duman ve ışın oluşmaz.
- Geleneksel kaynak yöntemlerinde kaynağın kalifiye elemanlarca yapılması gerekirken, burada kaynağı uygulayacak elemanlara yöntemin esasları kısa sürede öğretilmektedir.
- Düşük ısı girdisinden dolayı minimum distorsiyon (çarpılma) ve kalıntı gerilmeler (ergitme esaslı kaynak yöntemlerine nazaran en önemli üstünlüklerinden biri).
- Kaynak performansı, klasik kaynak yöntemleri ile yapılan kaynaklara nazaran daha yüksektir (kaynak bölgesinde nispeten yüksek mukavemet).
- Ergitme kaynaklarında alaşım içerisinde mevcut bazı alaşım elementleri (Mg gibi) kaynak esnasında yanabilir veya buharlaşabilirken, katı hal birleştirme tekniği olan SKK yönteminde bu durum söz konusu olmaz ve alaşım elementi miktarı korunur. (<http://www.mc.mat.shibaura-it.ac.jp/master/abstract/298110.Htm>.2006, Kaluç ve Bozduman 1998, Çam 2001).

### 1.3.3. Yöntemin sınırlamaları

- Bazı alaşımlı saclarda tek pasolu kaynak hızı, diğer mekanikleşmiş ark kaynağı tekniğinden daha yavaştır.
- Sağlam bir destekleyici ve etkili sabitleyici aparatlar gerektirir.
- Her kaynak sonunda takım piminin girdiği delik kapatılmalıdır veya gerekli tedbirler alınmalıdır.
- Levhanın bir ucundan diğerine kaynak isteniyor ise, ileri geri hareket eden tablalara gereksinim vardır.
- İş parçaları tablaya bağlandığından dolayı ekipmanların taşınması zordur.

- %100 nüfuziyet isteniyorsa parçalar ters çevrilip arka tarafından da kaynak yapılmalıdır.

(<http://www.mc.mat.shibaura-it.ac.jp/master/abstract/298110.Htm>.2006, Kaluç ve Bozduman 1998, Çam 2001).

#### **1.3.4. Yöntemin uygulama alanları**

SKK yönteminin Al-alaşımalarında uygulanabilirliği üzerine çok sayıda araştırma yapılmıştır. Bu araştırma sonuçları göstermektedir ki, bu yöntem gerek yaşlandırma sertleştirilmesi yapılan gerekse yaşlandırma sertleştirilmesi yapılamayan (1xxx ve 5xxx serileri gibi ısı işleme duyarlı olmayan) Al-alaşımalarında başarı ile kullanılabilir. Al-alaşımaları dışında, ergitme kaynak yöntemleri ile kaynağı mümkün olmayan veya güç olan Al-Li gibi bazı alaşımlar ve 0,8 mm kalınlığındaki çinko sacların kaynağında bu yöntem başarı ile uygulanmıştır. Ayrıca, kurşun levhaların, düşük karbonlu yumuşak çeliklerin, Mg-alaşımalarının, titanyum alaşımlarının, saf Cu ve pirinç gibi Cu-alaşımalarının, düşük sertlikteki ostenitik paslanmaz çeliklerin, ergime derecesi birbirine yakın farklı iki malzemenin kaynağında ve metal matrisli alüminyum kompozitlerde de bu yöntem başarı ile uygulanabilir. Özel amaçlı sürtünme karıştırma kaynağı makinelerinde 50 mm kalınlığındaki saf bakır levha 100 mm/dak kaynak hızında mükemmel kalitede kaynak edilebilmiştir.

Ticari uygulamalar için yönteme adapte olan ilk endüstriyel sektörlerden birisi deniz endüstrisidir (Güverte, kenar, bölme ve döşeme panelleri gibi). İlk ticari uygulama, balıkçı gemilerinin derin dondurucularının oluklu alüminyum panelleridir. Bu yöntem ile, Japonya’da alüminyum petek paneller ve deniz suyunun korozyon etkisine dayanıklı panellerin üretimleri yapılmaktadır. Yüksek hız feribotlarında kullanılan standart boydaki alüminyum ekstrüzyon panelleri sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmektedir. Norveç’te bulunan Hydro Marine Aluminium firmasında son 3 yılda 70 km uzunluğunda alüminyum ekstrüzyon paneli sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmiştir (Kallee ve ark 2001). Bu yöntem bazı uygulamalar için çok uygundur (Kallee ve Nicholas 1998) : Alüminyum ekstrüzyonları, tekne elemanları, helikopter

platformu, iç kısım yatacak yerler, deniz üssü yapılar, gemi direkleri, soğuk hava tesisleri.

Uzay ve havacılık endüstrisinde kullanılan titanyum alaşımlarında sürtünme karıştırma kaynağı denemeleri ilk olarak Ti-6Al-4V alaşımında başarı ile gerçekleştirilmiş ve diğer alaşımlar üzerinde de çalışmalar başlatılmıştır. Yüksek korozyon dayanımından dolayı petrol boru hattı şebekeleri ve su üstü platformlarında rakipsiz olan bu alaşımın sürtünme karıştırma kaynağının bu uygulamalarda kullanılabilirliği konusunda araştırmalar sürdürülmektedir. 1993 yılında NASA, Lockheed Martin Laboratuvarlarından, Space Shuttle External Tank projesinde (uzay mekiklerinin yakıt tankları) 2219 alüminyum alaşımı yerine kullanılmak üzere daha yüksek mukavemetli, düşük yoğunluk ve hafiflikte bir malzeme geliştirilmesi için talepte bulunmuştur. Bunun üzerine Al-Li 2195 olarak bilinen çok daha hafif yeni bir alüminyum alaşımı geliştirilmiştir. Yeni düşük ağırlıklı Al-Li 2195 alaşımının ergitme kaynağı çok zor olmakta ve kaynak bölgesinin mukavemeti göz ardı edilemeyecek kadar düşmektedir. Dolayısıyla, bu uygulama için mukavemet düşününün daha düşük seviyede olduğu bir katı hal kaynak yöntemi olan sürtünme karıştırma kaynağı ideal bir birleştirme yöntemi olarak belirlenmiştir (Kallee ve ark. 2001, Nicholas ve Kallee 2000, Fukuda 2001). Bu sektörde bu yöntemin kullanıldığı yerlere bakacak olursak: Kanatlar, uçaklar gövdeleri, kuyruk takımı, uçakların iniş takımlarının kapaklarında, uçuş yakıt tankları, askeri uçaklar için dıştaki atım tankları.

Klasik ergitme kaynağı, özellikle yüksek mukavemetli Al-alaşımlarında ITAB'de aşırı mukavemet kaybına sebep olduğu için son yıllarda Almanya ve İngiltere'de meydana gelen hızlı tren kazalarında daha dayanıklı kaynaklara ihtiyaç duyulduğu gerçeği ortaya çıkmıştır. Sürtünme karıştırma kaynağı, kaynak bölgesinde daha düşük seviyelerde mukavemet kaybına sebep olduğundan cazip bir alternatif oluşturduğu için son yıllarda Avrupa ve Japonya'da hızlı tren vagonlarının üretiminde bu kaynak teknolojisi ile imal edilen Al-alaşımı petek paneller kullanılmaya başlanmıştır (Kallee ve ark. 2002). Bu sektörde dikkat çeken diğer kullanım alanları: Tren yolunun mevcut yokuşlu yerleri, pis altyapı, tramvaylar, demiryolu tankerleri ve vagonlar, konteyner grupları.



Otomotiv sektöründe alüminyum kullanımının hızla artması yakıt ve ağırlık tasarrufunda daha etkili araçların üretilmesine yol açmıştır. Süspansiyon kolları gibi küçük çaptaki parçalar bu yöntem ile Japonya'da üretilmektedir (Johnson ve Kallee 1999). Sürtünme karıştırma kaynağı otomotiv parçalarında, alüminyum birleştirmelerde kayda değer bir potansiyel artış sağlamakla beraber otomotiv sektöründe kullanılabilirliği sınırlıdır. Otomotiv endüstrisindeki yoğun üretim nedeniyle, bu yeni teknolojiyi uygulamaya geçirmek için bir hayli zamana ihtiyaç duyulması beklenmektedir.

#### **1.4. Alüminyum Malzemelerde Korozyon**

Hava aracı parçalarına büyük hasarlar veren korozyonun kontrol altına alınması, havacılık alanında çok önemli bir olgudur. Hava araçlarında görülen malzeme hasarlarının büyük bir kısmı korozyonla ilgilidir. Günümüzde kullanılan hava araçlarının gövde yapılarının büyük bir kısmı alüminyum alaşımları kullanılarak imal edilmektedir (Rooy, E. L., 1995).

Korozyon, malzemenin veya malzemelerin çevre ile etkileşimi sonucunda kimyasal ve elektro-kimyasal reaksiyonlar sonucu bozulmasıdır. Söz edilen etkileşim genellikle elektrokimyasaldır ve malzeme veya malzemeler metaldir. Çoğunlukla parçaların yüzeylerinde meydana gelen korozyonun fiziksel etkileri şu şekilde sınıflandırılabilir:

- Bölgesel çukurcuklar oluşumu (tek boyutlu bozulmalar).
- Yüzey geneline yayılan bozukluklar (iki boyutlu).
- Gerilmeli korozyon çatlağında (GKÇ) görülen taneler arasında veya içerisinde meydana gelen çatlaklar (iki boyutlu).
- Galvanik korozyonda ve pullanma korozyonunda görülen büyük boyutlu bozukluklar (üç boyutlu).

Korozyonun yorulma dayanımını düşürücü ve ayrıca zımparalama korozyonu olarak isimlendirilen, aşındırıcı etkisi de vardır.

Alüminyumun; hava, su, tuzlu su ve petrokimyasallar da dâhil olmak üzere ve pek çok kimyasal madde ortamında yüksek korozyon dayanımı vardır (Craig ve Anderson 1995). Alüminyumun oksijene karşı ilgisi çok fazladır. Hava ile temas neticesinde, kısa zaman içerisinde oksijen ile birleşerek alümina ( $Al_2O_3$ ) oluşturur. Bunun sonucu olarak bütün yüzeyi çok renkli alümina tabakası ile örtülür. Alüminyumun bu özellikleri korozyona karşı mukavemetini yükseltmektedir. Oluşan bu oksit tabakası su ile yıkamak suretiyle çıkartılmaz. Alüminyum bu özelliği ile kullanma sahasını genişletir. Soğuk şekil değiştirme ise korozyon mukavemetini düşürür. Alüminyum saflık derecesi azaldığı takdirde de korozyon mukavemeti düşer. Yabancı elemanlar, korozyon mukavemetini azaltmaktadır (Anonim, ODTÜ kaynak merkezi). Karışık kristal ne kadar safsa korozyon direnci o kadar iyidir. İntermetalik fazlar, korozyon direncini azaltmaktadır. Bu fazlar karışık kristalden daha düşük bir potansiyel farkına sahipse ve fazlar birbirlerine bağlı değillerse çözünürler, yani, korozyon meydana gelir. Eğer bu fazların potansiyel farkı ana yapıdan daha yüksek ise, karışık kristal yani ana yapı çözünür. Bu çözünüm, birbirine bağlı çökeltiler mevcut değilse bile devam eder. Alüminyum alaşımlarının gerilim sıralamasını Çizelge 1.11’de ve küçük miktarlardaki alaşım elementi etkilerini de Çizelge 1.12’de görebiliriz. Alüminyum gerilim sırasında oldukça negatiftir (gerilim sırası: -1,67 V).

Çizelge 1.11. Alüminyum alaşımlarının korozyon değerlendirmesi (Anonim, ODTÜ kaynak merkezi).

Malzeme	Korozyon Direnci	Başlıca Fazlar	Potansiyel Farkı [mV]
Al 99,98	Çok iyi	-	0
AlMn	Çok iyi	$Al_6(MnFe)$	+90
AlMg	Çok iyi	$Al_6(MnFe)$	+30
Al 99,5	İyi	$Al_3Fe$	-200
AlMgSi	Orta	Si	-250
AlSi	Orta	Si	-280
AlZnMg	Kötü	$Al_3Fe$	-380
AlCuMg	Çok kötü	Cu	-470

Gerilmeli korozyon çatlaması; çekme gerilmesi ve korozif ortamın birlikte neden olduğu çatlama olayıdır. Gerçek uygulamalarda kullanılan metalik malzemeler, iç

gerilmeler veya dışarıdan tatbik edilen gerilmelere maruzdur. Bu gerilmelerin çekme bileşeni ile korozif ortamın toplam etkisi, malzemede çatlak başlangıcı ve ilerlemesine yol açar. Gerilmeli korozyon çatlama ile hasarlanma, tek başlarına fazla etkili olmayan hafif korozif ortamlar ve çekme mukavemetinin çok altındaki gerilme değerlerinde bile meydana gelebilmektedir. Alüminyumda gerilmeli korozyon çatlama her zaman taneler arası ilerler. Oluşumu (özellikle birbirine bağlı) çökeltiler sayesinde tane sınırlarında elverişlidir. AlZnMg, AlZnMgCu, AlCuMg ve AlMg5 malzemeler gerilmeli korozyon çatlama eğilimlidir.

Çizelge 1.12. Küçük miktarlardaki alaşım elementlerinin etkileri (Anonim, ODTÜ kaynak merkezi).

Malzeme	Ni	Cu	Fe	Si	Zn	Mn
Al 99,5	-	-	-	-/0	0	+
AlMg	-	-	-	-/0	0	+
AlMnSi	-	-	-		0	+
AlZnMg		-	-/0	0		+
AlCuMg	-		-/0	0	0	+

- negatif etki, + pozitif etki, 0 etkisiz.

Taneler arası korozyon; özellikle ana yapıya (karışık kristal) kıyasla potansiyel farkı daha pozitif olan ve tane sınırlarını birbirlerine bağlı bir şekilde saran çökeltilerin mevcut olduğu malzemelerde görülür. Gerilmeli korozyon çatlama ile arasındaki fark, tam anlamıyla belirli değildir. AlCuMg'deki yavaş soğuma, yüksek Mg alaşımlı AlMg (AlMg5), sadece Si ile fazla doyurulmuş AlMgSi ve sadece yüksek Zn ve Mg alaşımlı AlZnMg'de taneler arası korozyona eğilim vardır. AlZnMg1'de taneler arası korozyona eğilim yoktur.

Tabaka korozyonu; yüzey korozyonu, özellikle AlZn4,5Mg1'de kaynaklı durumda ortaya çıkar. Bu korozyon türünde, dikişin yanındaki ana malzeme yufka yaprakları şeklinde ayrılarak tahrip olur. Buna neden olarak, segregasyon tabakaları ve tane sınırı çökeltileri gösterilebilir (Anonim, ODTÜ kaynak merkezi).

T6 ve T8 ısıt işlemleri görmüş AA2024 Al-alaşımaları yüksek mukavemetleri yanında aynı zamanda gerilmeli korozyon çatlaklarına T3 ve T4 ısıt işlem koşullarındaki 2024 Al-alaşımalarına nazaran daha az hassasiyet gösterirler. Ancak, buradaki T3 ve T4 koşullarındaki 2024 Al-alaşımalarının söz konusu hassasiyeti tokluklarının nispeten iyi olmasından dolayı çok dikkat çekici değildir. Çünkü burada çatlak oluştuktan sonra artık çatlağın ilerlemesindeki etken faktör alaşımın tokluğudur.

2024 Al-alaşımının kaynak esnasında (ergitme esaslı) alaşımdaki Cu elementinin tekrar dağılımından kaynaklanan taneler arası korozyon tehlikesinden dolayı kaynak edilmesi pek tavsiye edilmez.

## 2. MATERYAL VE YÖNTEM

### 2.1. Kaynakla Birleştirilen Malzemeler

Bu çalışmada iki farklı malzeme seçilmiştir, ısıl işleme sertleştirilebilir alüminyum alaşımı olarak sanayide geniş yer tutan 2xxx serisinden 2024 Al-alaşımı ve ısıl işlem uygulanamayan Al-alaşımından 1050 Al-alaşımı. 2024 Al-alaşımı alüminyum alaşımını içerisinde sertliği ve mukavemeti açısından ayrıcalıklı bir yere sahiptir. 2024 Al-alaşımının normal halde dahi mekanik zorlanmalara mukavemetli olması ve çökeltme sertleşmesi ile mekanik özelliklerinin daha da yükseltilebilmesi, bu alaşımın deney malzemesi olarak seçilmesinde önemli rol oynamıştır. Bu alaşımın kullanımında aynı zamanda mukavemet, tokluk, yorulma gibi mekanik özelliklerin yanı sıra gerilmeli korozyon direnci de ön plana çıkmaktadır. Özellikle çökeltme sertleşmesine çok uygun bu alaşımın kaynak sonrası özelliklerinde ne gibi değişikliklerin meydana geleceği ve kaynak sonrası uygulanabilecek ek ısıl işlemlerle özelliklerin yeniden ne kadar iyileştirilebileceği merak konusudur. Ayrıca, bu alaşım üzerindeki SKK yöntemi ile ilgili yapılan çalışmalar çok kısıtlıdır ve özellikle yurtiçinde SKK yöntemi ile bu alaşımın kaynağı üzerine herhangi bir çalışma da göze çarpmamaktadır.

Kullanılan 2024 Al-alaşımının farklı standartlardaki karşılığı ve kimyasal kompozisyonu sırasıyla Çizelge 2.1. ve Çizelge 2.2’de verilmiştir.

Çizelge 2.1. 2024 Al-alaşımının farklı standartlardaki karşılıkları.

Malzeme	Türkiye	Etibank	ABD	Almanya	Fransa	İtalya	ISO	İngiltere
2024	TSE	ETINORM	SAE/AISI	DIN	AFNOR			BS
	AlCuMg2	ETIAL24	AA2024	AlMgCu2	A-U4G1	P-AlCu4.5MgMn	AlCu4Mg1	L97

Çizelge 2.2. Deneyleerde kullanılan 2024 Al-alaşımının kimyasal kompozisyonu (%Ağ.).

Malzeme	Fe	Si	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr
2024	0,40	0,41	4,50	0,50	1,50	0,20	0,12	0,07

Duralümin olarak da bilinen 2024 Al-alaşımı, alüminyum alaşımları arasında en sert, elastisite modülü ve mukavemet değerleri en yüksek olanlarından biridir. Spesifik mukavemet (akma gerilmesi/yoğunluk) ve/veya spesifik elastisite modülünün (elastisite modülü/yoğunluk) önemli olduğu yerlerde, otomotiv sanayinde, vagon yapımında, mühimmat sanayinde, uçak gövde ve kanatlarında, ortopedik taban, perçin ve çekici tekerlekleri yapımında yaygın olarak kullanılmaktadır (Meriç 1989, Sanders ve ark. 1983, <http://www.aluminium.matter.org.uk.>, 2006).

Al-alaşımlarının 2xxx serisi, bakır bileşenli seri olup, bu serinin mekanik özelliklerini, çökeltme sertleşmesi ile daha da artırmak mümkündür. 2024 Al-alaşımının çeşitli ısı işlemler sonucundaki mekanik özellikleri de Çizelge 2.3’de görülebilir. Ancak, uygun yapılamayan ısı işlemler sonucunda alaşımın mekanik özelliklerinde düşmeler de meydana gelebilir. Bu gibi olumsuz sonuçlar ile karşılaşmamak için, çökeltme sertleşmesi tav sıcaklığının, yaşlandırma sıcaklığının ve sürelerinin çok iyi bilinmesi uygulanması gerekmektedir.

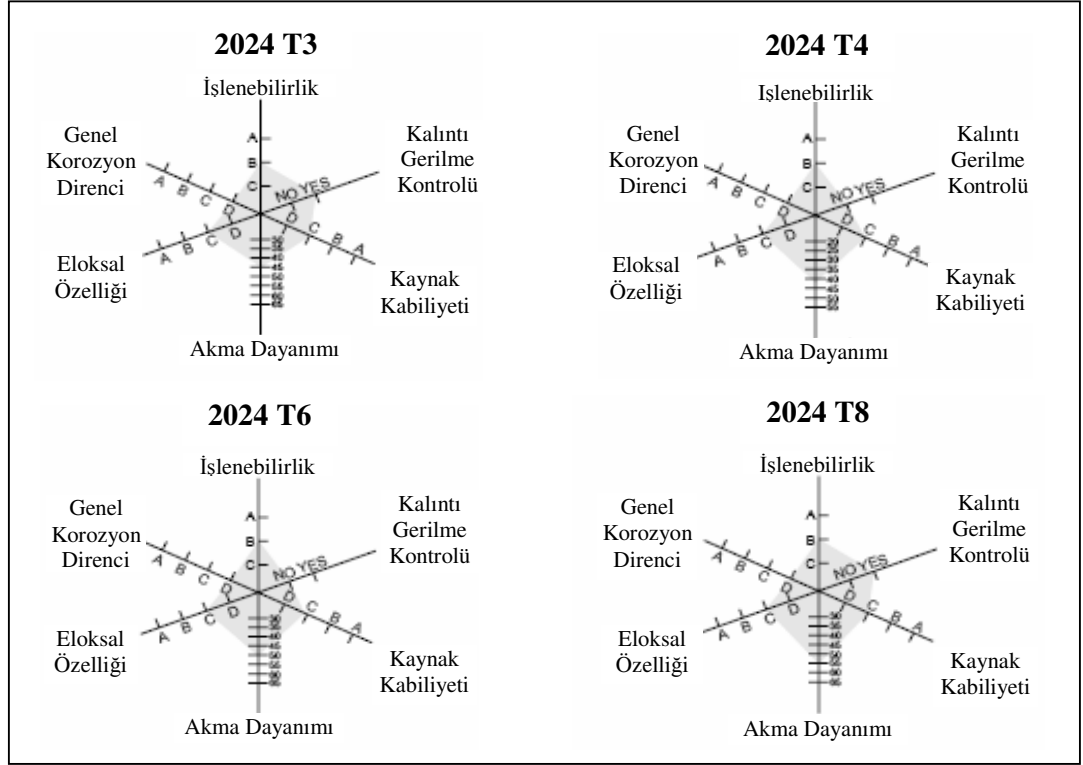
Çizelge 2.3. 2024 Al-alaşımının çeşitli ısı işlem koşullarındaki mekanik özellikleri.

Isıl İşlem Koşulu	$R_{p0.2}$ (Akma Dayanımı) [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ (Çekme Dayanımı) [N/mm <sup>2</sup> ]	A (Kopma Uzaması) [%]	Sertlik HB	Sertlik HV
O	75	185	20	55	60
T3	340	475	18	120	125
T4	330	460	20	120	125
T6	345	427	5	125	130
T8	450	485	6	130	140

KAYNAK: <http://www.aluminium.matter.org.uk.>, 2006.

Alaşımanın genel itibariyle; kaynak edilebilirliği orta düzeyde, gerilmeli korozyon çatlağına karşı direnci iyi ve genel korozyon direnci zayıftır. Isıl işlem koşullarına bağlı olarak özelliklerindeki daha genel bir görünüş ise Şekil 2.1’de görülebilir.

2024 Al-alaşımı, bakır bileşenli olduğundan sıcaklığın yükselmesi ile katı fazda çözünürlük artışı gösteren bir denge diyagramı oluşturmaktadır (Şekil 1.5). İşte, bu özellikten faydalanılarak alaşıma çökelme sertleştirilmesi uygulanabilmektedir. Amaç, çökecek fazı içeren aşırı doymuş bir katı eriyik elde etmektir. Çözeltiye alma ısıl işleminden sonra alaşım, oda sıcaklığında doğal veya yapay olarak yaşlanır. Tane içerisinde yer alan ince çökeltiler (ikincil faz partikülleri), deformasyon esnasında dislokasyon hareketini engelleyerek mukavemet artışı meydana getirirler. 2024 Al-alaşımlarının, içerisinde Mg bulunması nedeni ile üretimi özel yöntemler ile mümkün olmasına rağmen diğer ısıl işlem uygulanabilir Al-alaşımlarına nazaran şekillendirilebilme yetenekleri de yüksektir (Meriç ve Varol 1993). Bu alaşımanın iyi olan fiziksel ve mekanik özelliklerine karşılık korozyona karşı olan dayanımı zayıf kalmaktadır. Talaşlı üretim kabiliyeti iyidir. Direnç kaynağı veya koruyucu gaz altında ark kaynağı uygulanabilir. Ancak, kaynak esnasında ortaya çıkan ısı sonucu korozyon direnç kaybı meydana geldiğinden bu alaşım için kaynak pek tavsiye edilmez. Çökelme sertleşmesi uygulanmış malzemelerde, içyapıya homojen dağılarak özellikleri belirleyen çok ince çökeltiler, kaynak esnasında ITAB bölgesinde çözünür ve soğuma sırasında kısmen tekrar çökülürler (Anık ve Dorn 1989, Jeffries ve Archer 1968). Ancak, yeni çökeltilerin büyüklük biçim ve dağılımları değişir, başta tokluk olmak üzere mekanik özellik değerleri önemli ölçüde azalır. İri çökeltiler nedeniyle korozyon dayanımı da çok düşer. Çökelmelerin tane sınırlarında olması ise çoğunlukla da çatlamaya neden olur (Starke 1970). Dolayısıyla alaşım türüne ve uygulanan yönteme bağlı olarak, kaynaktan sonra sertleştirme işleminin tümüyle tekrarlanması yoluna gidilebilir veya sadece yaşlandırmayla yetinilebilir. Bu malzemelerin kaynağı çözeltiye alma ısıl işleminden hemen sonra yani şekil değiştirme kabiliyetlerinin daha iyi olduğu durumlarda yapılabilir. Kaynağın yumuşak durumda yapılması çatlama tehlikesini azaltır (Şahan 2000).



KAYNAK: [http://www.alcoa.com/gcfc/catalog/pdf/alcoa\\_alloy\\_2024.pdf](http://www.alcoa.com/gcfc/catalog/pdf/alcoa_alloy_2024.pdf), 2007.

Şekil 2.1. Farklı ısıl işlem koşullarındaki 2024 Al-alaşımının özelliklerine genel bakış.

Diğer kaynak çalışmasında da ısıl işlemle sertleştirilemeyen 1050 Al-alaşımı [TSE normu Al 99,5 (Etial-5)] H22 koşulunda levha malzemeler kullanılmıştır. Isıl işlemle sertleştirilemeyen bu alaşımlarda ancak soğuk deformasyon veya Hall-Petch bağıntısına izafeten tane inceltme tavlama ile mukavemet arttırılabilir. Çizelge 2.4’de alaşımın kimyasal kompozisyonu, Çizelge 2.5’de de çeşitli koşullardaki mekanik özellikleri verilmiştir. Ancak, bu alaşımın genel olarak mekanik özellikleri çok düşüktür. Genel itibariyle alaşımın tüm koşullarındaki korozyon direnci çok iyidir. Dikkat çekici kullanım alanları şu şekilde sıralanabilir; ambalaj ve paketlemede, kutu, şişe, vb. kap üretimi, metal yaprak (varak) üretimi, tüpler ve borular, radyatör boruları, geniş kavanoz kapakları, matbaacılıkta ofset baskı plakaları, ısı değiştirgeçleri için kaplama, kazan yapımında, yalıtımda, mutfak takımları, kimyasal ve gıda sanayi teçizatı, otomobil döşemesi, ışık reflektörleri, gemiler, tekneler, boru tesisatları gibi (<http://www.aluminium.matter.org.uk>, 2006.).



Çizelge 2.4. Deneilerde kullanılan 1050 Al-alaşımının kimyasal kompozisyonu (%Ağ.).

Malzeme	Al	Si	Ni	Zn	Fe	Sn	Ti	Mg
1050	99,50	0,182	0,0057	0,033	0,3	0,003	0,0095	0,007

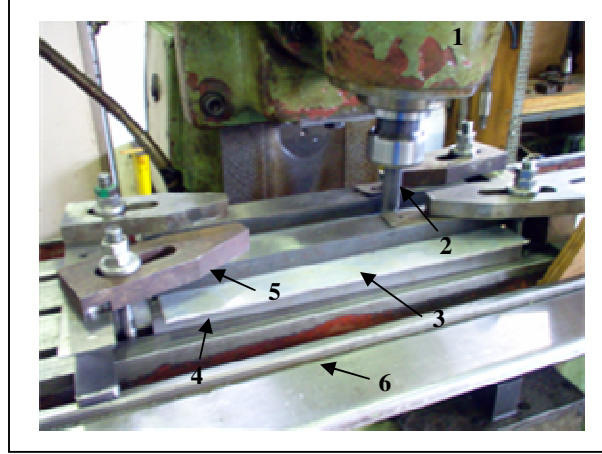
Çizelge 2.5. Çeşitli koşullardaki 1050 Al-alaşımının mekanik özellikleri.

Isıl İşlem Koşulu	R <sub>p0.2</sub> (Akma Dayanımı) [N/mm <sup>2</sup> ]	R <sub>m</sub> (Çekme Dayanımı) [N/mm <sup>2</sup> ]	A (Kopma Uzaması) [%]	Sertlik HB	Sertlik HV
O	35	80	42	21	20
Hx2	85	100	12	30	30
Hx4	105	115	10	35	36
Hx6	120	130	7	39	-
Hx8	140	150	6	43	44
Hx9	170	180	-	48	51

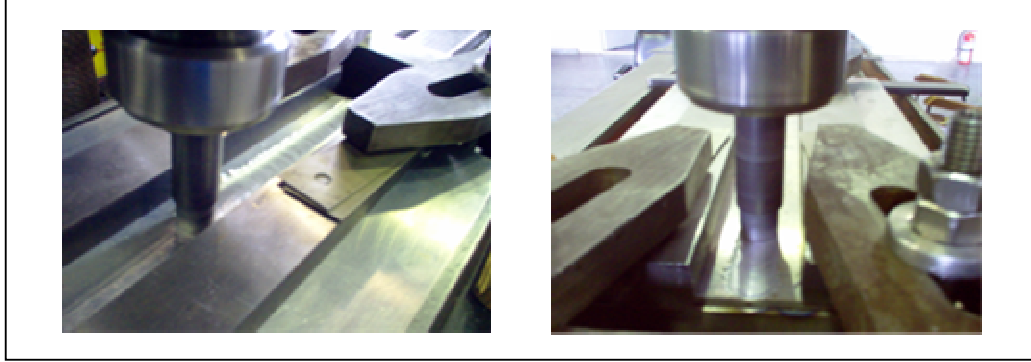
KAYNAK: <http://www.aluminium.matter.org.uk.>, 2006.

## 2.2. Kaynak İşlemi

SKK yöntemine tabi tutulacak 2024 ve 1050 Al-alaşımı levha malzemeleri paslanmaz çelik olan destek plakası üzerine yerleştirilerek, bir kuvvet uygulanması karşısında da birbirinden ayrılmayacak şekilde alın altına birbirine sıkıca bağlama pabuçları ile üniversal freze tezgahı tablasına bağlanmışlardır. SKK işlemlerini gerçekleştirmek üzere Şekil 2.2 ve 2.3’de görüldüğü gibi dikey işleme merkezli yarı otomatik üniversal freze tezgahı kullanılmıştır. Kaynak esnasında motor gücü 11 kW olan freze tezgahının z-ekseni yönünde uyguladığı kuvvet ise yaklaşık olarak 30 kN civarındadır. Al-alaşımı malzemelerine kaynak işlemi öncesinde herhangi bir ön hazırlık işlemi (oksit giderme işlemi ve kaynak ağzı hazırlığı gibi) yapılmamıştır. Şekil 2.4’de de SKK yöntemi ile birleştirilmiş kaynak ve yüzey kalitesi oldukça iyi olan 1050 Al-alaşımı levha malzemeleri görülmektedir.



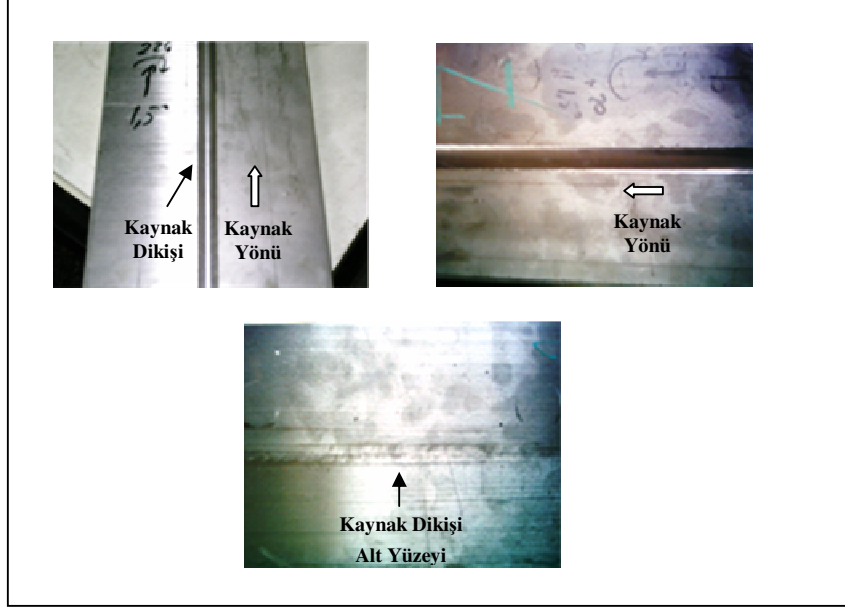
Şekil 2.2. Üniöersal freze tezgahında yapılan SKK işleminin genel görünümü. (1-Freze tezgahı, 2-Kaynak takımı, 3-Birleştirilecek levhalar, 4-Kaynak altı destek plakası, 5-Bağlama pabuçları ve tertibatı, 6-Hareket halindeki tezgah tablası).



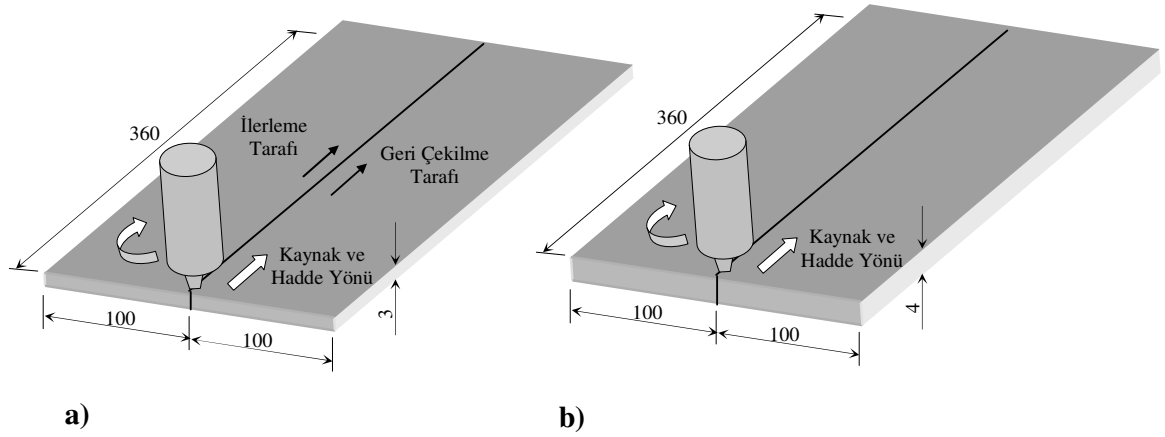
Şekil 2.3. Yapılan kaynak işlemlerinden bazı görünüşler.

Çalışmada, 3 mm kalınlığında 2024 Al-alışımı ve 4 mm kalınlığında 1050 Al-alışımı levha malzemeler kullanılmıştır. Kaynak edilecek levhaların boyutları Şekil 2.5’de verilmiştir. Yapılan kaynaklarda kaynak yönünün hadde yönünde olmasına dikkat edilmiştir. Tüm kaynaklarda, kaynak edilecek levhaların altında kaynak esnasında plastik deformasyona uğrayan kaynak bölgesinin alt kısma akmasını engelleyecek, kökte ve kaynak yüzeyinde şekil bozukluklarını önleyecek 370x170x20 mm boyutlarında her iki yüzeyi de taşlanmış paslanmaz çelik destek plakası

kullanılmıştır (Şekil 2.2). Çeşitli kaynak parametreleriyle ve farklı ısıl işlemlerle hazırlanan numuneler daha sonraki bölümlerde detaylı bir biçimde belirtilecektir.



Şekil 2.4. SKK yöntemi ile birleştirilmiş 1050 Al-alaşımı levha malzemelerinin kaynak dikişleri.

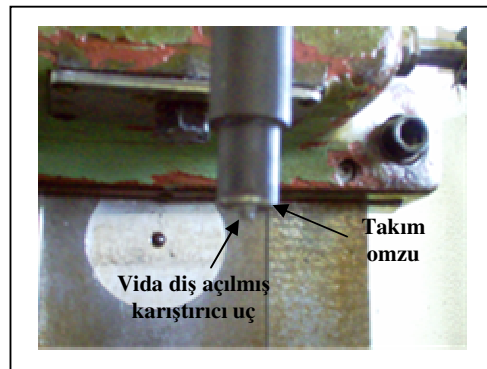


Şekil 2.5. Kaynak edilen levha boyutları a) 2024 Al-alaşımı, b) 1050 Al-alaşımı. (Çalışmamızda freze tablası dolayısıyla parçalar ilerleme hareketi yapmaktadır).

Alüminyumun yumuşak (plastik deformasyon yeteneği yüksek) ve ergime sıcaklığı nispeten düşük bir malzeme olması nedeniyle talaşlı imalatı ve ekstrüzyonu oldukça kolaydır. SKK yönteminde kullanılacak takımın aşınmaya ve sıcaklığa dayanıklı olması gerektiğinden, her iki alaşımda da kaynak takım malzemesi olarak ergime sıcaklığı alüminyumun yaklaşık üç katı olan 1.2367 (X38CrMoV5-3) sıcak iş takım çeliği kullanılmıştır (Çizelge 2.6). Söz konusu takımın kullanım alanları, yüksek sıcaklıkta dayanım, tokluk ve aşınma mukavemeti istenen, demir, çelik, bakır, pirinç, alüminyum ve bronzların sıcak şekillendirilme işlemleri (dövme, ekstrüzyon ve enjeksiyon preslerde) olarak gösterilebilir. Nitekim Al-alaşımlarının SKK yöntemi ile kaynak edilmesi bir nevi bu alaşımların kaynak esnasında yüksek sıcaklıklarda karıştırma ile dövülmesi, ezilmesi ve ekstrüzyon edilmesi olarak kabul edilebilir. Kaynak işleminin yapıldığı takım da Şekil 2.6’da görülebilir. Takım malzemesinin Al-alaşımlarının SKK tekniği ile kaynağında kaynak kalitesi ve özellikleri üzerinde önemli bir etkisinin olmadığı düşünülmektedir, tek şart yüksek sıcaklıkta yeterli sertlik ve aşınma dayanımına sahip olmasıdır.

Çizelge 2.6. Kaynak işleminde kullanılan sıcak iş takım çeliğinin alaşım elemanları (%Ağ.).

Kaynak Takımı	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
1.2367	0,38	0,40	0,40	5,00	2,80	0,65

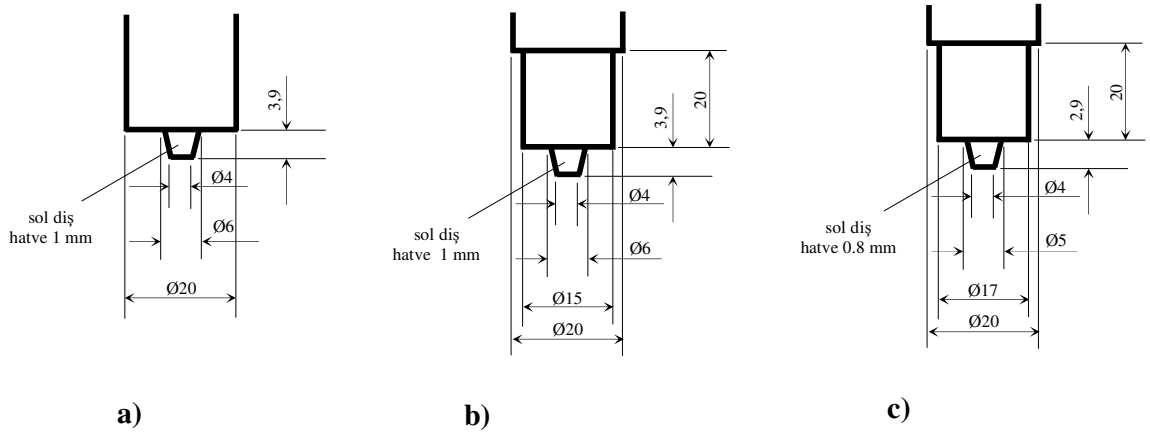


Şekil 2.6. Kaynak işleminde kullanılan kaynak takımı.

Kaynak sonrasında incelenen takımda hiçbir aşınmanın ve deformasyonun meydana gelmediği görülmüştür. Ancak, özellikle düşük dönme ve yüksek ilerleme hızlarında daha sert ve mukavemetli 2024 Al-alaşımının kaynağında kaynak esnasında malzemeye temas eden kaynak takım omzuna ve karıştırıcı uç vida dişleri arasına kaynak sonrası bir miktar alüminyum malzemesinin sıvandığı (sardığı) tespit edilmiştir. Bu durumun daha sonraki kaynak işlemlerine de etkisinin olabileceği düşünülerek bir diğer kaynak işlemine geçmeden önce vida dişlerine ve takım omzuna sıvanan alüminyum malzemenin bir ısıtım işlemi fırınında yüksek sıcaklıklarda ergitilerek takımın temizlenmesi sağlanmıştır. Kaynak edilecek her iki alaşım malzemesine sahip levha kalınlıklarının farklı olmasından dolayı 1.2367 sıcak iş takım çeliğinden imal edilen kaynak takımının boyutları farklı imal edilmiştir (Şekil 2.7). Ayrıca, 1050 Al-alaşımının kaynağı için takım imalinde farklı omuz genişlikleri kullanılarak omuz genişliğinin de kaynak bağlantısına etkisi görülmeye çalışılmıştır. İstenilen ölçülerde kesilen ve daha sonrada tornada Şekil 2.7'de gösterilen ölçülere getirilen ve omuz yüzeyleri taşlanan takımların karıştırıcı uçlarına pafta çekilerek helisel sol diş açılmıştır. Vida diş açılmış karıştırıcı uç, tepesi kesik konik pim şeklindedir. Zhao ve ark.'larına (2005) göre pime diş açılması ve koniklik verilmesi kaynak kalitesini ve özelliklerini önemli ölçüde iyileştirmektedir. Frezenin düşey miline monte edilen kaynak takımının anma çapı 20 mm olup boyu 100 mm'dir (Şekil 2.7). Bu ölçüler kaynak için kritik ölçüler olmayıp, freze takım tutucusuna bağlanacak ölçülerde olması yeterlidir. Son boyuta getirilen takımlar, 1050 °C'ye kadar ısıtıldıktan sonra, yağda su verme işlemine tabi tutulmuşlardır. Sertleştirme sonrasında, 52 - 56 HRC arasında sertlik değerleri elde edilmiştir. Kaynak esnasında ortaya çıkan sıcaklıkta -kaynak özetleri kısmında belirtildiği gibi, kaynak işlemi esnasında sürtünme sonucu ortaya çıkan sıcaklık kaynak dikişinin hiçbir bölgesinde kaynak edilecek malzemelerin mutlak ergime sıcaklığının %80'inin üzerine çıkmaz- takımın sertliğinde herhangi bir değişiklik meydana gelmemiştir.

Kaynak takımına levhaların normalinden kaynak yönünde yaklaşık olarak 2 - 3°'lik bir eğim açısı da verilmiştir. Bu sayede, takım arka kısmı ön kısmından daha fazla dalma işlemi gerçekleştirerek ilerleme esnasında kaynak bölgesini süpürerek ve sürtünerek hareket etmiş olur. Böylece yüzey pürüzlüğü daha düşük bir kaynak

bağlantısı elde edilebilir ve gerekli sürtünme ısısı daha etkin biçimde sağlanır. Aynı zamanda da ön kısımda kalan boşluktan da kaynak bölgesindeki malzemenin daha rahat akışı söz konusudur. Karıştırıcı ucun vida dişlerinin sol diş olmasından dolayı, kaynak takımının dönme yönü olarak saat yönü seçilmiştir. Zira ters yönde dönmesi durumunda karıştırıcı ucun karıştırma bölgesindeki malzemeyi dışarı yönlendirmesinden dolayı kaynak bölgesi mekanik özellikleri düşük değerlerde kalır. Sağ diş olması durumunda saat yönünün tersine, sol diş olması durumunda saat yönünde bir dönmenin uygun olacağı açıktır.



Şekil 2.7. Kaynaklarda kullanılan takımların ölçüleri a) ve b) 1050 Al-alışımının kaynağında, c) 2024 Al-alışımının kaynağında. (tüm ölçüler mm).

Kaynak başlangıcında, takımın dönmesi esnasında, kaynak edilecek sabitlenmiş levhaların bağlı olduğu tabla yavaş bir şekilde yukarıya doğru hareket ettirilerek kaynak takım ucunun omuz kısmının levhalara temas edene kadar (sürtünmenin meydana gelmesine kadar), malzeme içine girmesi sağlanmıştır. Dönme hızına bağlı olarak yaklaşık 5 – 15 sn sonra sıcaklığın belli bir seviyeye ulaşmasından sonra, freze tablası belirlenen bir ilerleme hızında hareket ettirilmiştir. Kaynak sonuna gelindiğinde ise tezgâhın ilerleme hareketi durdurularak kaynak takımı döner bir vaziyette tezgâh tablası aşağıya indirilerek kaynak bölgesinden çıkartılmıştır. Böylece ilerleme hızına bağlı olarak kısa bir sürede kaynak işlemi tamamlanmıştır. Ancak, kaynak sonrasında takım

çıkış noktasında istenmeyen bir karıştırıcı uç çapında bir delik kalmıştır. Bu deliğin bazı özel tedbirler sonucunda ortadan kaldırılması da kaynak özetleri kısmında da belirtildiği gibi mümkündür.

### **2.3. Deney Numuneleri**

2024 Al-alaşımı kaynaklarında makro görünüş (yüzey kalitesi, kaynak bölgesindeki boşluk ve gözenek varlığı) ve mukavemet açısından en uygun kaynak parametreleri olarak dönme hızı 2140 dev/dak ve ilerleme hızı 40 mm/dak olarak belirlenmiştir. 2024 Al-alaşımının alüminyum alaşımları içerisinde en sert ve en mukavemetli alaşımlarından biri olmasından dolayı sürtünme karıştırma kaynağı esnasında plastik deformasyon ile malzeme akışının meydana gelmesini sağlayan gerekli ısının oluşabilmesi için kaynak parametreleri olarak yüksek dönme hızı ve düşük ilerleme hızı uygun görülmüştür. Belirlenen kaynak parametreleri altında 2024 Al-alaşımı levhalara kaynak öncesi ve sonrası çeşitli sertleştirme ısıl işlemleri de uygulanmıştır. 1050 Al-alaşımı levhalarda ise kaynak parametreleri (takım dönme hızı, ilerleme hızı ve takım omuz genişliği) değiştirilerek numuneler hazırlanmıştır.

2024 Al-alaşımları için katı eriyiğe alma sıcaklığı 510 °C ve bekleme süresi 2,5 saat olarak alınmıştır. Katı eriyiğe alınan numuneler fırından hızlı bir şekilde alınıp soğuk suya atılması sonucu soğutularak oda sıcaklığında katı eriyik eldesi sağlanmıştır (W-koşulu). Kaynak edilen 1050 ve 2024 Al-alaşımları ve koşulları sırasıyla Çizelge 2.7 ve 2.8 görülebilir.

Çizelge 2.7. 1050 Al-alaşımı numuneleri (Harf kodu: B).

Numune	Kaynak Parametreleri	Takım Omzu [mm]
B0 (Hadde yönüne dik)	Kaynaksız	-
B1 (Hadde yönünde)	Kaynaksız	-
B2	2140 dev/dak - 450 mm/dak.	20
B3	2140 dev/dak - 450 mm/dak.	15
B4	2140 dev/dak - 224 mm/dak.	15
B5	2140 dev/dak - 40 mm/dak.	20
B6	2140 dev/dak - 80 mm/dak.	15
B7	1520 dev/dak - 450 mm/dak.	20
B8	1520 dev/dak - 450 mm/dak.	15
B9	1520 dev/dak - 224 mm/dak.	20
B10	1520 dev/dak - 224 mm/dak.	15
B11	1520 dev/dak - 80 mm/dak.	20
B12	1520 dev/dak - 80 mm/dak.	15
B13	1070 dev/dak - 224 mm/dak.	20
B14	740 dev/dak - 224 mm/dak.	20
B15	740 dev/dak - 80 mm/dak.	20

Tüm 1050 Al-alaşımaları H22 koşulundadır. B3, B7 ve B9 numuneleri hadde yönüne dik şekilde kaynak edilmişlerdir.

Not: 1050 Al-alaşımaları 740 dev/dak ve 450 mm/dak'lık kaynak parametreleri ile kaynak edildiklerinde sürtünme ısısının yetersiz kalmasından dolayı kaynak bölgesinde belirgin boşluklar ve gözenekler tespit edildiğinden bağlantı çok zayıf kalmıştır.



Çizelge 2.8. 2024 Al-alaşımı numuneleri (Harf kodu: A).

Numune	Kaynak Öncesi Isıl İşlem Koşulu	Kaynak Parametreleri	Kaynak Sonrası Uygulanan Isıl İşlemler
A00	W	Kaynaksız	-
A01	T4	Kaynaksız	-
A02	T6 (100 °C, 10 h)	Kaynaksız	-
A03	T6 (190 °C, 10 h)	Kaynaksız	-
A04	O	Kaynaksız	-
A1	W	2140 dev/dak - 40 mm/dak.	Isıl işlem yok, oda sıcaklığında 6 ay bekletildi.
A2	W	2140 dev/dak - 40 mm/dak.	Katı eriyiğe almadan T6 (100 °C, 10 h).
A3	W	2140 dev/dak - 40 mm/dak.	Katı eriyiğe almadan T6 (190 °C, 10 h).
A4	W	2140 dev/dak - 40 mm/dak.	Katı eriyiğe alınıp, W (6 ay).
A5	W	2140 dev/dak - 40 mm/dak.	Katı eriyiğe alınıp, T6 (100 °C, 10 h).
A6	W	2140 dev/dak - 40 mm/dak.	Katı eriyiğe alınıp, T6 (190 °C, 10 h).
A7	W	2140 dev/dak - 40 mm/dak.	Katı eriyiğe alınıp, O koşuluna tabi tutuldu.
A8	T4	2140 dev/dak - 40 mm/dak.	Isıl işlem yok, oda sıcaklığında 6 ay bekletildi.
A9	T4	2140 dev/dak - 40 mm/dak.	Katı eriyiğe alınıp, W (8 ay).
A10	T4	2140 dev/dak - 40 mm/dak.	Katı eriyiğe alınıp, T6 (100 °C, 10 h).
A11	T4	2140 dev/dak - 40 mm/dak.	Katı eriyiğe alınıp, T6 (190 °C, 10 h).
A12	T4	2140 dev/dak - 40 mm/dak.	Katı eriyiğe alınıp, O koşuluna tabi tutuldu.
A13	T6 (100 °C, 10 h)	2140 dev/dak - 40 mm/dak.	Isıl işlem yok.
A14	T6 (190 °C, 10 h)	2140 dev/dak - 40 mm/dak.	Isıl işlem yok.
A15	O	2140 dev/dak - 40 mm/dak.	Isıl işlem yok.
A16	T4	2140 dev/dak - 224 mm/dak.	Isıl işlem yok.
A17	T4	2140 dev/dak - 160 mm/dak.	Isıl işlem yok.
A18	T4	2140 dev/dak - 112 mm/dak.	Isıl işlem yok.
A19	T4	2140 dev/dak - 56 mm/dak.	Isıl işlem yok.
A20	T4	1520 dev/dak - 56 mm/dak.	Isıl işlem yok.
A21	T4	1520 dev/dak - 40 mm/dak.	Isıl işlem yok.

Temel malzeme T4 koşulunda süre 1 yıldan fazla.

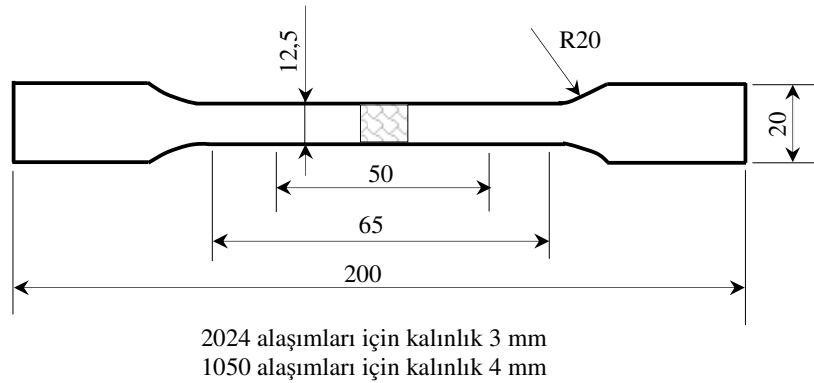
Not: T4 koşulundaki numuneler 1520 dev/dak ve 224 mm/dak'lık kaynak parametreleri ile kaynak edildiklerinde kaynak bağlantılarında yetersiz sürtünme ısısından dolayı uygun karıştırma sağlanamayıp istenen birleşmenin oluşturulamadığı tespit edilmiştir (özellikle kaynak merkezinde belirgin bir boşluk ve derin gözenekler söz konusu olmuştur).

## 2.4. Deneysel Numunelerin Mekanik Özelliklerinin Tespiti

### 2.4.1. Çekme deneyi

Çekme deneyi, bir malzemenin mekanik özelliklerinin tespitinde vazgeçilmez bir muayene yöntemidir. Makine ve sistemlerin statik veya sanki statik (düşük yükleme hızlı) yüklenmelerinde, o malzemeye ait göz önüne alınması gereken mekanik özellik değerlerini verir.

Tüm numunelerden hazırlanan çekme örnekleri, Zwick-Z050 marka universal çekme test cihazında oda sıcaklığında çekme deneyine tabi tutulmuşlardır. Her numune için 4 adet çekme örneği test edilmiş olup deney sonuçları olarak ortalamalar alınmıştır. Deneylerin tamamında çene hızı 10 mm/dak olarak belirlenmiştir. Kaynaklı numunelerden alınan tüm çekme örnekleri, kaynak yönüne dik konumda alınmıştır. Deney sonuçlarının karşılaştırılabilir olması için deneylerde kullanılan numunelerin belli ölçü ve özelliklerde olması gerekir ki bu yüzden çekme deneylerinde kullanılan tüm numuneler TS 138 EN 10002-1'e uygun olarak hazırlanmıştır (Şekil 2.8).



Şekil 2.8. Çekme deneyi numunelerinin boyutları (ölçü boyu 50 mm).

### 2.4.2. Mikro-sertlik ölçümleri

Mikro-sertlik numuneleri, bir sonraki bölümde anlatılacak metalografik numune hazırlama aşamaları ile aynı şekildeki numune hazırlık aşamalarına tabi tutulmuşlardır. Kaynak işlemlerini takiben tüm numunelerdeki sertlik ölçümleri, kaynak yönüne dik kesitte merkez çizgisi boyunca 1mm aralıklarla (kaynak merkezinden 10 mm sonra ölçüm aralığı 2 mm'ye çıkarılmıştır) Reicherter Stiefelmayer marka Vickers mikro-sertlik ölçüm cihazında 10-15 s süreyle 50 g'lık yükleme altında yapılmıştır. Her aralıktaki sertlik değerleri olarak 5 ölçümün ortalaması alınmıştır.

### 2.4.3. Korozyon deneyleri

Çekme deneyi için hazırlanmış ölçülerdeki numuneler, atmosfere açık koşullarda ve oda sıcaklığında %3,5'luk NaCl çözeltisi içerisinde statik daldırma korozyon deneylerine tabi tutulmuşlardır. Çözeltiye periyodik olarak mekanik karıştırma işlemi de uygulanmıştır. 2024 Al-alaşımlarından üretilen numuneler için korozyon süresi olarak genel itibarıyla 2 ay seçilirken, korozyona daha dirençli 1050 Al-alaşımlarında ise 10 ay olarak alınmıştır. Korozyon sonrası numunelerin tümü daha önce belirtilen deney koşullarında çekme deneylerine tabi tutulmuşlardır.

### 2.4.4. Metalografik muayeneler

Öncelikle tüm numunelerin kaynak yönüne dik kesitleri, 180, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 no'lu SiC su zımparası ile zımparalanmıştır. Sonrasında 1 ve 0,3 µm'lik alümina parlatma solüsyonları ile parlatma aşamasına geçilmiştir. Son olarak ise tüm numuneler, 0,25 µm'lik elmas parlatma solüsyonuna tabi tutularak metalografik ve mikro-sertlik muayeneleri için hazır hale getirilmişlerdir. 2024 Al-alaşımlarının kaynak bölgesi ve temel malzeme tane yapısını ortaya çıkarmak için 10 s süreyle Keller reaktifi (190 ml saf su, 5 ml nitrik asit(HNO<sub>3</sub>), 3 ml hidroklorik asit(HCl) ve 2 ml hidroflorik asit(HF)) kullanılmıştır. 1050 Al-alaşımları ise 90 ml saf su, 15 ml hidroklorik asit(HCl) ve 10 ml hidroflorik asitten(HF) oluşan dağlama reaktifinde 180 sn süreyle tutulmuşlardır. Dağlanan numuneler, Nikon Optiphot marka ışık mikroskobu ve SEM

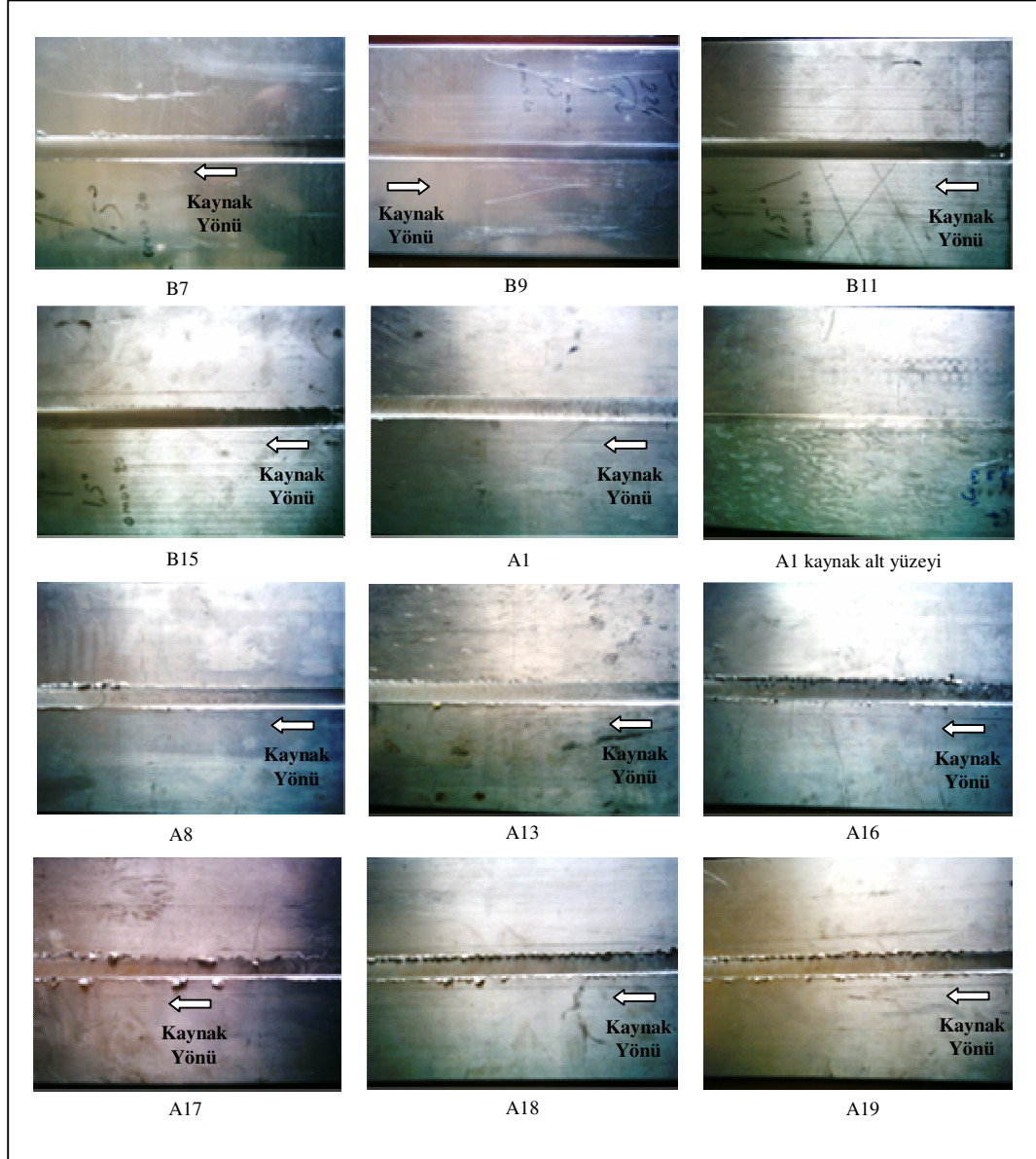
kullanılarak incelenmişlerdir. Buna ilaveten numunelerin fraktografileri ve korozyon sonrasındaki korozyon bölgeleri ve pitting oluşumları da mevcut teçhizatlar dâhilinde görüntülenmiştir.

### 3. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA

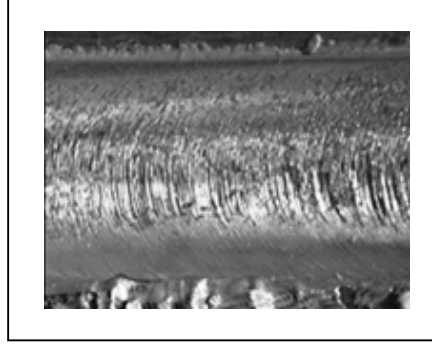
1050 ve 2024 Al-alaiőmalarının SKK yöntemiyle yapılan kaynak denemeleri, kaynak parametrelerinin Al-alaiőmasına bağlı olarak belirleme gerekliliğini ortaya koymuştur. 2024 Al-alaiőımı gibi daha sert ve daha mukavemetli malzemelerde yüksek ısı girdisi sağlayacak kaynak parametrelerine (yüksek dönme hızı ve düşük ilerleme hızı) ihtiyaç duyulacağı tespit edilmiştir (Liu ve ark. 2003). 2024 Al-alaiőmalarında yüksek ilerleme hızlarında, yeterli ısının sağlanamaması nedeniyle kaynak dikişinde hatalar söz konusu olmuş ve bağlantı zayıf kalmıştır. Kaynak edilecek malzemenin sertliği ve mukavemeti arttıka dönme hızına bağlı olarak ilerleme hızı düşük tutulmalıdır. Zira yeterli ısı sağlanarak plastik deformasyonla malzeme akıŐına imkân vermek gerekir.

1050 Al-alaiőmaları ise daha düşük dönme hızı ve daha yüksek ilerleme hızlarında yüksek kalitede kaynak edilebilmişlerdir (Sato ve ark. 2005). SKK metodunu uyguladığımız bazı 2024 ve 1050 Al-alaiőmalarının kaynak dikişi makro görünümleri Şekil 3.1'de verilmiştir. Kaynakların makro gözlemlerde, SKK yöntemi ile üretilen birleştirmelerin görünüm ve yüzey pürüzlülüğü açısından, diğer ergitme esaslı kaynak yöntemlerine nazaran oldukça iyi olduğu görülmektedir. Böylece, kaynak sonrası yapılacak tesviye işlemleri en aza indirgenmiş olur. Sert ve mukavemeti yüksek 2024 Al-alaiőımının kaynak dikişi yüzey kalitesinin -yüzey pürüzlülüğü açısından- düşük mukavemetli ve yumuşak 1050 Al-alaiőımına nazaran daha kötü olduğu gözlemlenmiŐtir (Şekil 3.1). Özellikle düşük ısı girdisi veren kaynak parametreleri (yüksek ilerleme hızlarında) ile kaynak edilen 2024 Al-alaiőmalarının kaynak yüzey kalitesi oldukça bozulmaktadır (Şekil 3.2). Ayrıca, yapılan denemelerden farklı içyapıya ve özelliklere sahip aynı malzemelerin bile aynı kaynak parametreleri altında kaynak edilmiş olsa dahi farklı kaynak özellikleri gösterdikleri tespit edilmiştir. Örneğin, ekstrem bir örnek olan

kaynak edilmiş bir içyapının üzerinden aynı kaynak parametreleri ile ikinci bir kaynak girişimi sonucunda kaynak bölgesine yeterince ısı sağlanamaması durumundaki problemlerle karşılaşmıştır (zayıf kaynak bağlantısı). Isıl işlem uygulanabilir 2024 Al-alajını için yaptığımız kaynak denemelerinde bu içyapı farkının kaynak bağlantısına ve özelliklerine etkisi çalışma boyunca detaylı bir biçimde gözlenmeye çalışılacaktır.



Şekil 3.1. SKK yöntemi uygulanmış çeşitli numunelerin kaynak dikişi makro görünüşleri.



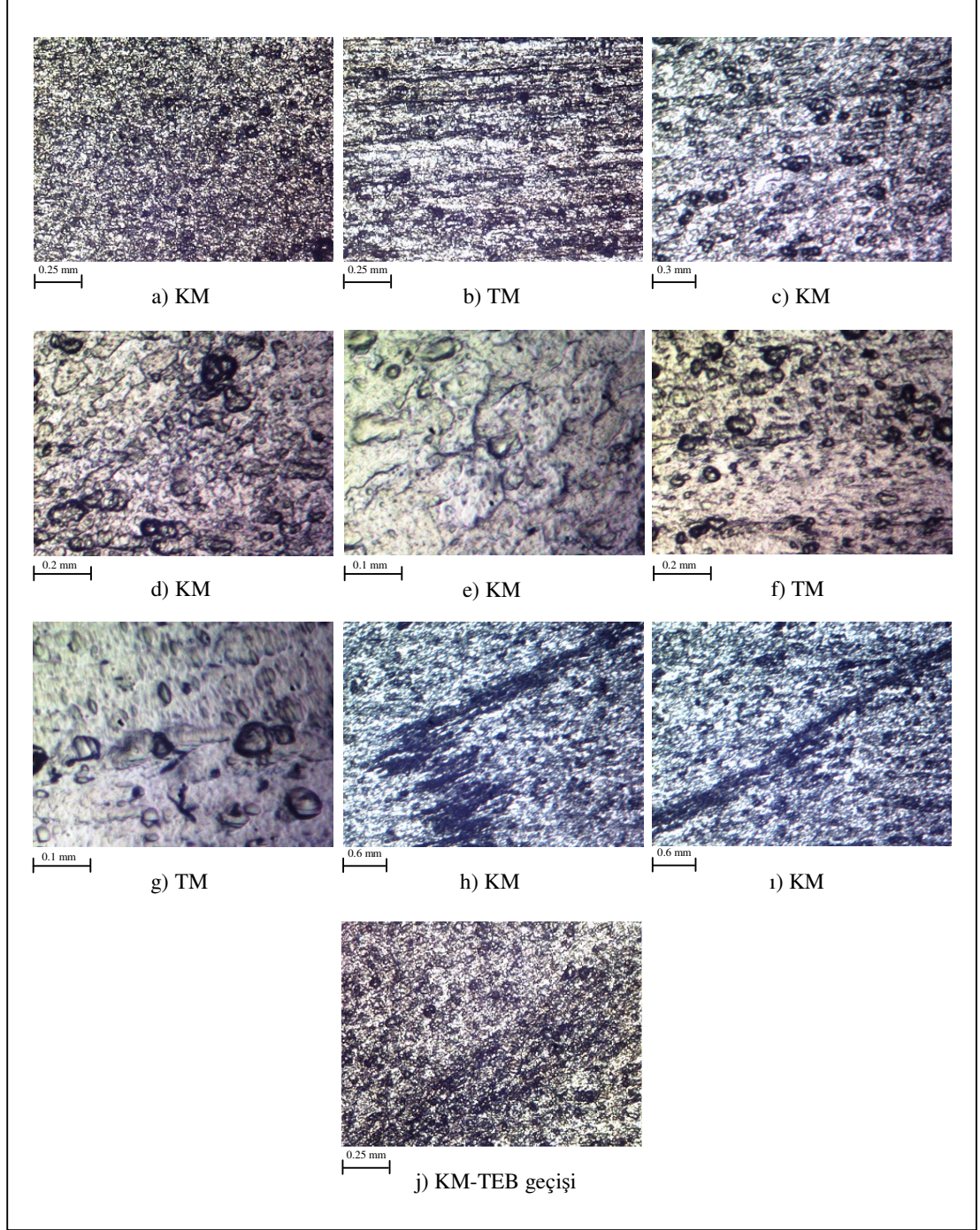
Şekil 3.2. Düşük ısı girdisi ile kaynak edilen 2024 Al-alaşımının kaynak dikişi yüzey kalitesi.

### 3.1. 1050 Al-alaşımı numuneleri

#### 3.1.1. Kaynak bölgesi içyapıları

Kaynak edilmiş 1050 Al-alaşımın kaynak bölgesi iç yapı görüntüleri Şekil 3.3'te verilmiştir. H22 koşuluna sahip 1050 Al-alaşımının temel malzeme içyapısı yönlendirilmiş ve uzamış tanelerden meydana gelirken, kaynak merkezi ise kaynak esnasındaki mekanik karıştırma ve ortaya çıkan sıcaklık sonucunda yeniden kristalleşme ile ince tane yapısına sahip olmuştur. Kaynak merkezi iç yapısında literatürde “kissing bond” olarak adlandırılan oluşumunda varlığı Şekil 3.3.h ve Şekil 3.3.1'de görülmektedir (Sato ve ark. 2004, 2005). Bu oluşum oksit tabakasından ileri gelmektedir ve bir kısım difüzyon kusurlarını da içermektedir (James ve ark. 2003). Chen ve ark.ları (2006), kissing bond çizgilerinin kaynak öncesinde levhaların alın yüzeylerinde bulunan oksit tabakalarının kaynak esnasında yüzeyi terk etmesi ve deformasyona uğraması sonucunda oluştuğunu ve bu oksit partiküllerinin mekanik özellikleri önemli ölçüde etkilemediğini ifade etmişlerdir. Nitekim yapılan çalışmada 1050 Al-alaşımının sürtünme karıştırma ile kaynağında kissing bond çizgisinden kaynaklanan mukavemet kaybı ile karşılaşılmamıştır. Kissing bond çizgisi yaşlandırılabilir 6xxx serisi Al-alaşımında da gözlenirken (Toktaş 2006), kaynak edilen yaşlandırılabilir 2024 Al-alaşımında ise söz konusu oluşuma rastlanmamıştır. Şekil 3.j'de ise kaynak merkezi ile TEB arasındaki geçiş bölgesi görülmektedir. Bu geçiş bölgesinde ilerleme ve geri

çekilme taraflarında herhangi bir farklılık göze çarpmamaktadır. Ancak, 2024 Al-alaşımalarında ise ilerleme ve geri çekilme taraflarında belirgin bir farklılık söz konusu olmuştur.

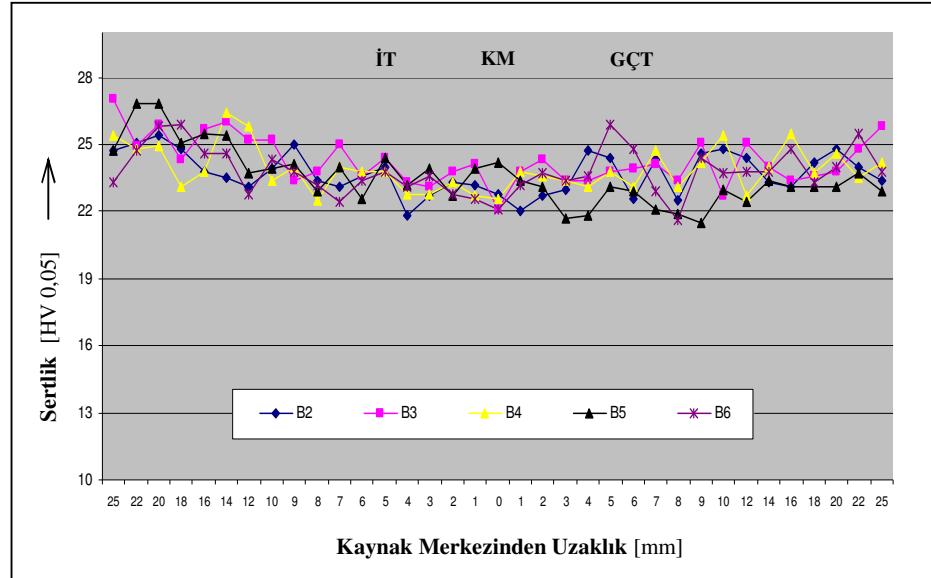


Şekil 3.3. Kaynak edilmiş 1050 Al-alaşımalarının kaynak bölgesi iç yapı görüntüleri.

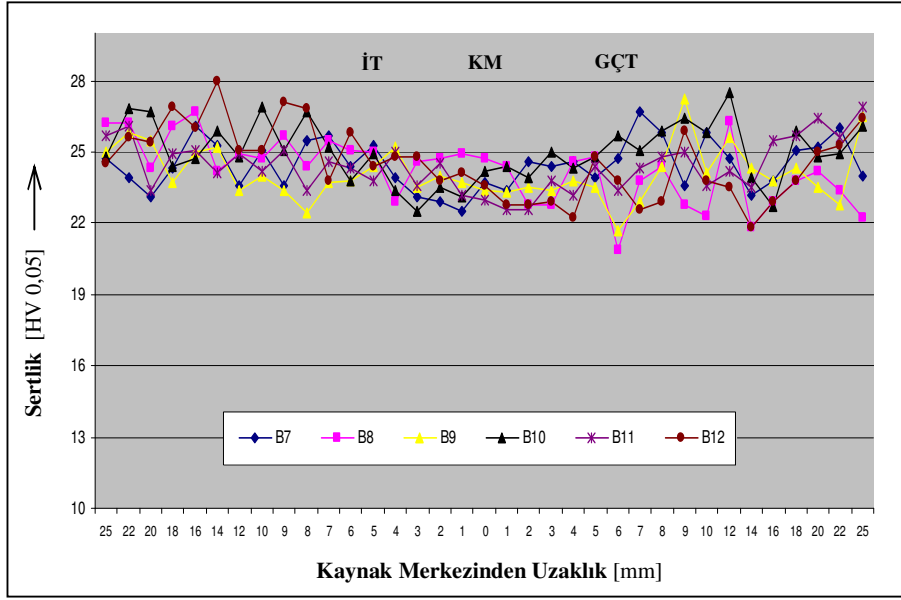


### 3.1.2. Kaynak bölgesi mikro-sertlik dağılımları

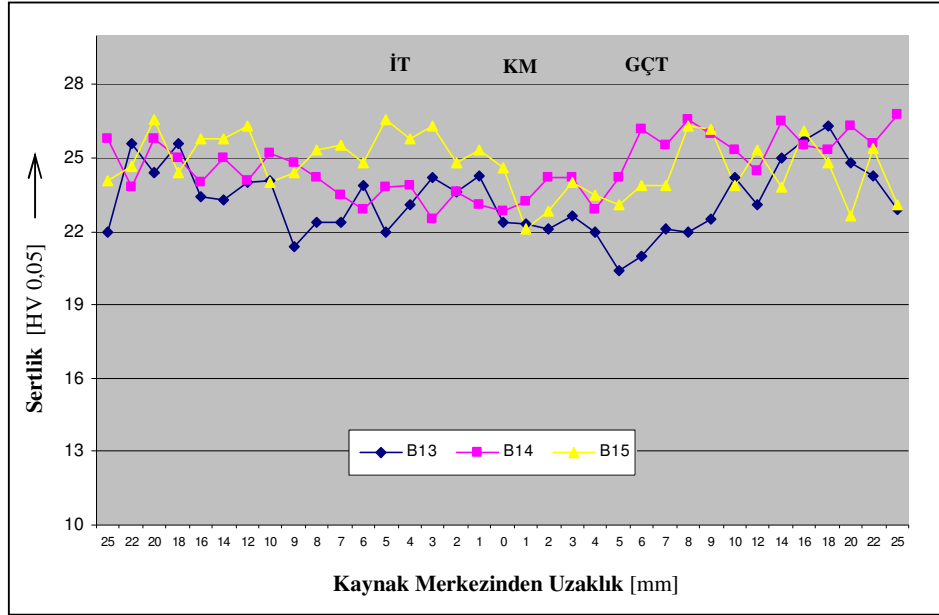
Temel malzeme özellikleri H22 koşulu olan 1050 Al-alaşımı kaynaklı numunelerinin kaynak bölgesinden alınan sertlik değerleri Şekil 3.4, Şekil 3.5 ve Şekil 3.6'da verilmiştir. Temel malzeme sertliği 23–27 HV değerleri arasında değişen H22 koşulundaki 1050 Al-alaşımının SKK yöntemiyle farklı kaynak parametreleri ile kaynak edilmesi sonucunda kaynak bölgesinde dikkate değer bir sertlik değişimi meydana gelmemiştir. Ancak, Sato ve ark.'ları (2003) kaynak merkezi karıştırma bölgesinde bir sertleşmenin meydana geldiği bildirilmişlerdir. Yine Sato ve ark.'larının (2002b) yapmış olduğu başka bir çalışmada da soğuk preslenmiş 1050 Al-alaşımının kaynak bölgesinde önemli sertlik değişimlerinin meydana gelmediği bildirilmiştir. Çekme deneyleri sonucunda düşük mukavemet değerleri elde edilen B8 ve B14 numunelerinde de önemli sertlik değişimleri söz konusu olmamıştır. Bu sonuçta, bu numunelerdeki mukavemet kayıplarının sertlik düşüşlerinden ziyade zayıf kaynak bağlantısından ileri geldiğini göstermektedir. Bu numunelerdeki düşük mukavemet değerleri kaynak esnasında yeterli ısı girdisinin sağlanamamasından ortaya çıkmıştır ve bu numunelerde belirgin gözle görülebilir kaynak hataları meydana gelmiştir (Şekil 3.7).



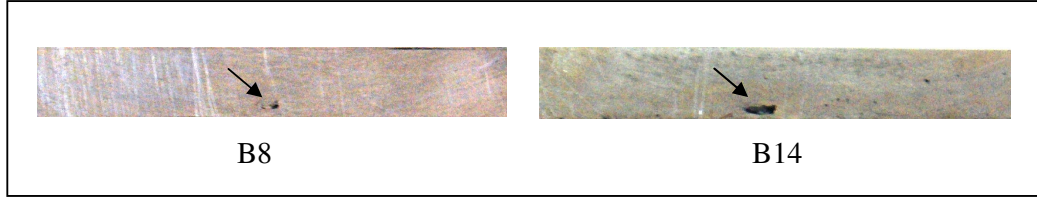
Şekil 3.4. 2140 dev/dak dönme hızında farklı ilerleme hızı ve farklı omuz çaplı takım ile kaynak edilen 1050 Al-alaşımının mikro-sertlik ölçüm sonuçlarının karşılaştırılması.



Şekil 3.5. 1520 dev/dak dönme hızında farklı ilerleme hızı ve farklı omuz çaplı takım ile kaynak edilen 1050 Al-alaşımlarının mikro-sertlik ölçüm sonuçlarının karşılaştırılması.



Şekil 3.6. Düşük dönme hızında kaynak edilen 1050 Al-alaşımlarının mikro-sertlik ölçüm sonuçlarının karşılaştırılması.



Şekil 3.7. 1050 Al-alaşımlarında düşük ısı girdisinden ortaya çıkan kaynak hatası.

Bu alaşımlarda, SKK yöntemiyle parçaların birleşmesi için yeterli ısıyı sağlayacak kaynak parametrelerinin kullanılması, kaynağın başarısı için yeterli olabilmektedir. Bu da, şu anlama gelmektedir ki, kaynak parametrelerinin bu tür alaşımların kaynak bölgesi sertlik değerleri üzerinde belirleyici etkileri yoktur. Nitekim çekme deneyi sonuçlarından da görülmüştür ki, farklı kaynak parametreleri ile kaynak edilen numunelerin mukavemet değerleri arasında çok büyük bir farklılık göze çarpmamıştır. Ancak, bu tür alaşımların yüksek değerlerde soğuk deformasyon sertleşmesine tabi tutulanların da kaynak bölgesindeki sıcaklığı artıracak kaynak parametrelerinin kullanılması durumunda bu farkın büyümesi ve kaynak bölgesindeki mekanik özelliklerin önemli ölçüde etkilenmesi beklenmelidir (örneğin Hx8 ve Hx9 koşulundaki 1050-Al alaşımlarında).

### 3.1.3. Çekme deneyi sonuçları

Temel malzeme koşulu H22 olan 1050 Al-alaşımları hadde yönünde çeşitli kaynak parametreleri altında SKK yöntemiyle kaynak edilmişlerdir. Elde edilen kaynaklı numuneler çekme deneylerine tabi tutulmuşlardır. Çekme deneyi sonuçlarından uygun kaynak parametreleri kullanıldığı takdirde kaynaklı 1050 Al-alaşımlarının çekme özelliklerinin kaynaksız numunelerinkine oldukça yaklaştığı görülmektedir (Çizelge 3.1 ve Şekil 3.8). Ancak yine de bir miktar kaybın olduğunu vurgulamakta fayda vardır.

Çizelge 3.1. SKK yöntemi ile kaynak edilen 1050 Al-alaşımlarının kaynak parametrelerine bağlı olarak çekme deneyi sonuçları.

Numune	$R_{p0.2}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ]	A [%]	Kopma Bölgesi
B0 (Kaynaksız)	79	97	20,5	-
B1 (Kaynaksız)	77	97	16,8	-
B2	74	93	16,9	Temel malzeme
B3	71	89	15,2	Temel malzeme
B4	70	92	14,1	İlerleme tarafı ITAB bölgesi
B5	66	87	12,3	Geri çekilme tarafı ITAB bölgesi
B6	73	94	19,1	Temel malzeme
B7	71	93	15,2	Geri çekilme tarafı ITAB bölgesi
B8	55	76	5,7	Kaynak merkezi
B9	72	93	14,5	İlerleme tarafı ITAB bölgesi
B10	66	83	9,7	İlerleme tarafı TEB ve ITAB ara bölgesi
B11	72	91	13,9	Geri çekilme tarafı ITAB bölgesi
B12	72	92	18,3	Temel malzeme
B13	71	89	13,5	Geri çekilme tarafı ITAB bölgesi
B14	-	65	-	Kaynak merkezi
B15	77	93	13,1	Geri çekilme tarafı TEB ve ITAB ara bölgesi

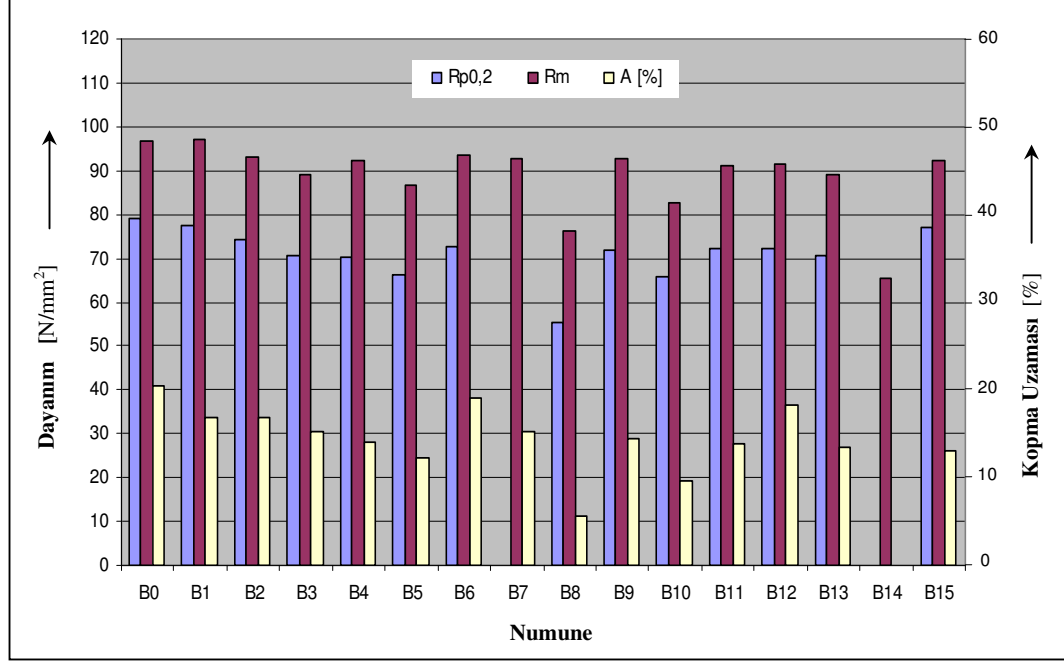
B2 - B3 - B6 ve B12 numunelerinin çekme deneyi sonucundaki kırılmaları kaynak bölgesi dışında temel malzeme üzerinde meydana gelmiştir (Çizelge 3.1 ve Şekil 3.9). Kaynaklı numunelerin uzama değerlerinden uygun kaynak parametreleri kullanıldığı takdirde yüksek uzama oranlarının da elde edilebileceği görülmektedir. Özellikle B6 ve B12 numunelerinde elde edilen uzama oranları B0 referans numunesinin uzama oranına oldukça yakındır (Şekil 3.8).

Kaynak esnasında yüksek sıcaklık meydana getiren kaynak parametreleri (yüksek dönme hızı ve düşük ilerleme hızı) ve daha büyük çaplı omuza sahip takım ile kaynak edilen B5 numunesinde akma dayanımında ~%16, çekme dayanımında ise yaklaşık olarak %10 gibi bir kayıp meydana gelirken, kopma uzamasında da %40'lık bir düşüş

gözlenmiştir (B0 numunesi referansında). Buna bağlı olarak da, B5 numunesinde çekme deneyi sonucundaki kopma, geri çekilme tarafında ITAB bölgesinde meydana gelmiştir. Kaynak esnasında ortaya çıkan yüksek sıcaklık bu bölgede bir miktar mukavemet kaybı meydana getirmiştir. Yüksek sıcaklığa sebebiyet veren kaynak parametreleri, ITAB bölgesinde mekanik özellikleri bir miktar düşürmüştür. Bu yüzden, yüksek sıcaklık meydana getiren kaynak parametreleri bu tip alaşımlar için pek uygun görünmemektedir. Buna istinaden, B5 numunesinin kaynak parametreleri (dönme hızı 2140 dev/dak, ilerleme hızı 40 mm/dak) ile yaşlandırılabilir T4 ısıtma işlemi koşullarındaki 2024 Al-alaşımları yüksek kalitede kaynak edilebilmişlerdir. 1050 Al-alaşımı için aynı dönme hızında (2140 dev/dak), fakat daha yüksek ilerleme hızlarında ve/veya daha küçük çaplı omuza sahip takım ile yapılan kaynaklarda, daha düşük ısı girdisiyle, daha yüksek mukavemet ve uzama değerleri elde edilmiştir (B2, B3, B4 ve B6 numuneleri). Aynı şekilde, daha düşük ısı girdisi sağlayan kaynak parametreleri ile yapılan kaynaklarda yine daha yüksek mukavemet ve uzama değerleri tespit edilmiştir (B7, B9, B11, B12, B13 ve B15 numuneleri). B10 numunesinin ise küçük çaplı bir omuza sahip takım ile kaynak edilmesi sonucunda bu numuneye yeterli ısı girdisi sağlanamamıştır ve çekme özellikleri düşmüştür. Yeterince ısının sağlanmasına fırsat vermeyen kaynak parametrelerinde (düşük dönme hızı ve yüksek ilerleme hızlarında), yani uygun plastik akış ve karıştırmanın sağlanamadığı durumlarda ise mekanik özelliklerde önemli düşmelerin olduğu görülmüştür (B8 ve B14 numuneleri). Bu numunelerin çekme deneyleri sonucunda kopmaların da kaynak merkezlerinde meydana gelmiş olması uygun bağlantının sağlanamamış olduğunu göstermektedir (Çizelge 1 ve Şekil 3.9). Özellikle bu durum, B14 numunesinde çok belirgindir. B14 numunesi, B13 ve B15 numuneleri ile karşılaştırıldığında kaynak parametrelerinin mekanik özellikler üzerindeki etkinliği net olarak görünmektedir.

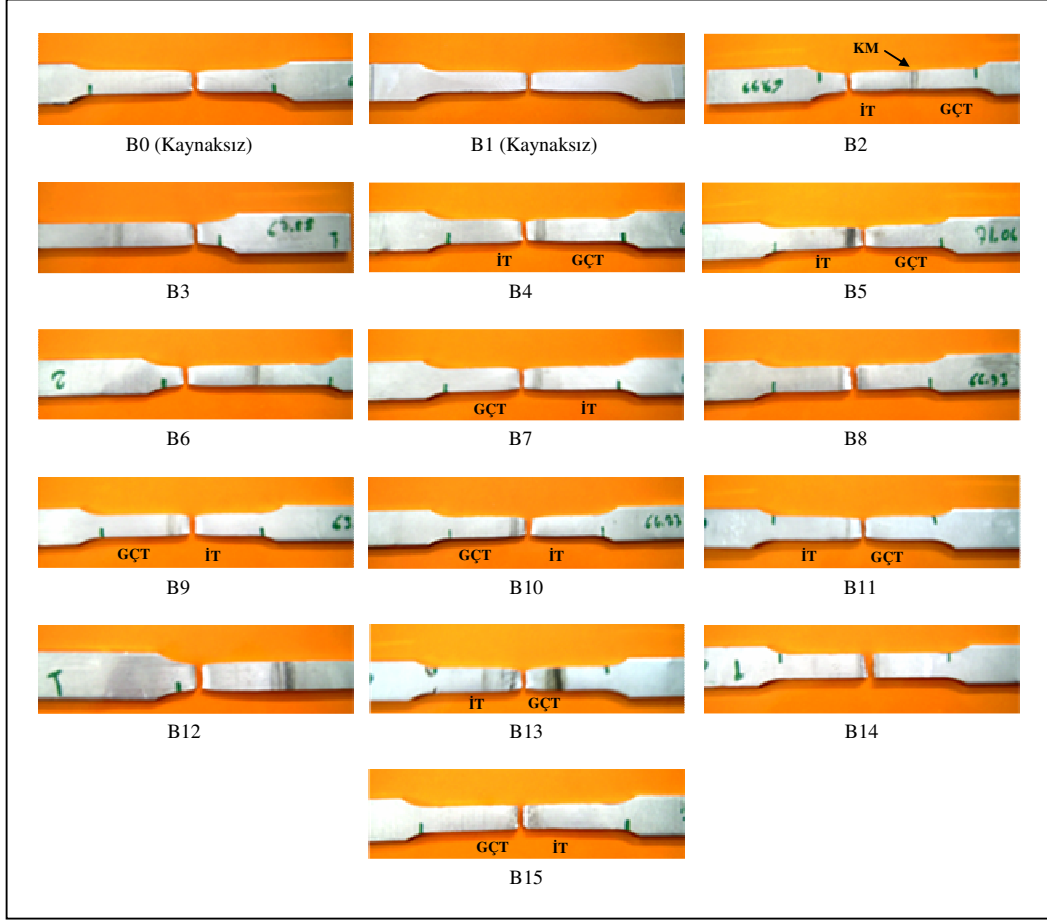
Çekme deneylerinden sonra kırılma bölgelerinin makro incelemelerinde, uygun karıştırma ve plastik akışın oluşumu için yeterli ısının sağlanamadığı B8 ve B14 numuneleri haricinde tüm numunelerde sünek tarzda kırılmaların meydana geldiği görülmüştür. Bu iki numunede kopmalar kaynak merkezinde iken diğer numunelerdeki kopmalar ise ITAB bölgesinde veya kaynak bölgesinin çok dışında temel malzeme

üzerinde gerçekleşmiştir (Şekil 3.9). Ancak, şunu da belirtmek gerekir ki kaynak sonrası numunelerin uzama oranlarında genel itibariyle bir düşüş de göze çarpmaktadır.



Şekil 3.8. Farklı kaynak parametreleriyle kaynak edilen 1050 Al-alaşımlarının çekme deney sonuçlarının karşılaştırılması.

Hadde yönüne dik konumda kaynak edilen numunelerin (B3, B7 ve B9 numuneleri) akma mukavemetlerinde ve çekme dayanımlarında yine azda olsa bir kaybın meydana geldiği görülmektedir (B1 numunesi referansında). Zira kaynak esnasında ortaya çıkan sıcaklıkla birlikte plastik deformasyon sertleşme ve tane yönlenme etkisinin bir miktar kaybolması mertebesinde mukavemet düşüşünün meydana gelmesi normal bir sonuçtur. Uzama oranlarında da meydana gelen kayıp çok azdır.



Şekil 3.9. Kaynaklı 1050 Al-alaşımı numunelerinin çekme deneyleri sonucundaki kopma bölgeleri.

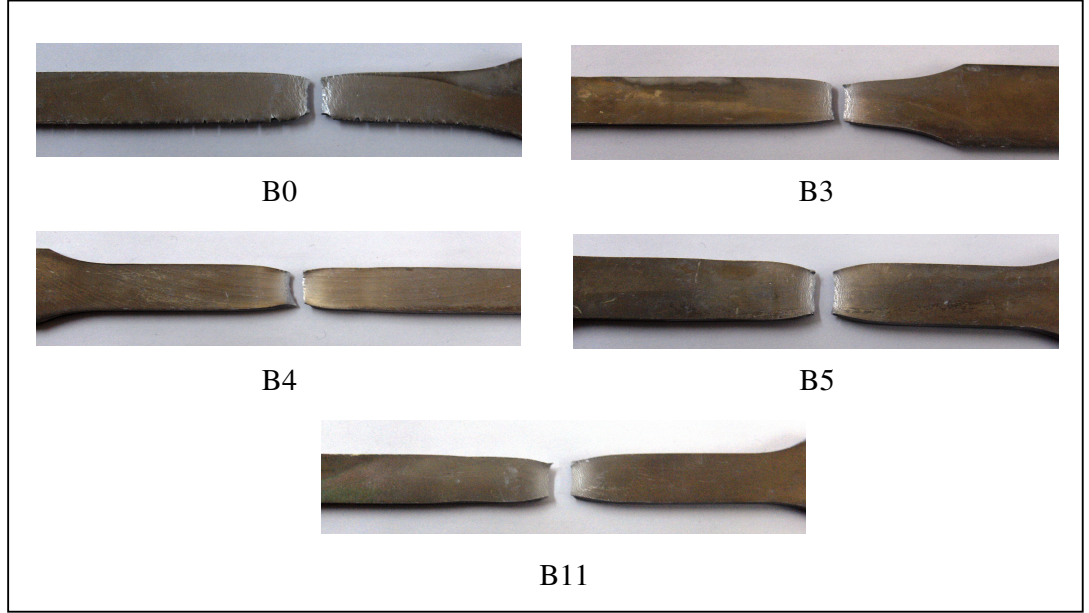
Sonuç olarak, ısıl işlem uygulanamayan yumuşak Al-alaşımaları uygun kaynak parametreleri kullanıldığı takdirde herhangi bir sertlik ve önemli bir mukavemet kaybı yaşanmadan SKK yöntemiyle sorunsuz bir şekilde kaynak edilebilirler. Isıl işlem uygulanabilir Al-alaşımalarında ise SKK yöntemi ile kaynak edilen numunelerde bir miktar mukavemet kaybı ve önemli ölçüde uzama değerlerinde düşüş meydana gelmektedir. Söz konusu bu alaşımlarda (2024 Al-alaşımaları gibi) kaynak sonrası uygulanabilecek çeşitli ısıl işlemler sayesinde mukavemet ve uzama oranında bir miktar iyileşme sağlanmış olsa bile yine de aynı ısıl işlem koşullarına sahip temel malzeme özelliklerine ulaşmak pek de mümkün olmamıştır. Ayrıca, daha öncede belirtilmiş olduğu gibi daha sert ve mukavemetli Al-alaşımalarının SKK yöntemi ile kaynağında

plastik akışın sağlanması açısından daha yüksek sıcaklık gerektiren kaynak parametrelerine ihtiyaç duyulmaktadır. Zira yaşılandırılabilir 2024 Al-alaşımında 1520 dev/dak dönme hızı ve 224 mm/dak ilerleme hızında istenilen kalitede kaynak bağlantısı yapılamamışken, aynı kaynak parametreleri ile 1050 Al-alaşımında istenen özelliklerdeki birleştirmeler sağlanabilmiştir (B9 numunesi). Bu yüzden, farklı özelliklere sahip her seri Al-alaşımını için SKK yöntemi uygulamasında optimum özellikteki kaynak bağlantıları için farklı kaynak parametrelerine gereksinim duyulmaktadır. Hatta aynı seri içerisindeki farklı ısıl işlem koşullarında ve farklı özellikteki alaşımlar içinde bu durum söz konusu olabilir. Örneğin; “O” koşulundaki 1050 Al-alaşımının optimum kaynak parametreleri ile Hx9 koşulundaki bu alaşımın kaynak parametrelerinin aynı olamayacağı gibi. Çünkü her iki koşul içinde mekanik özellikler büyük farklılıklar gösterdiğinden uygun plastik akış ve karıştırmanın sağlanması için farklı sıcaklık değerlerine ihtiyaç olabilir. Çökme sertleşmesi uygulanabilir Al-alaşımını için bu farkın daha da belirgin olacağı aşikârdır. Bunun yanında, özellikle çökme sertleşmesi uygulanan Al-alaşımında ihtiyaç duyulan sıcaklık değerlerinin temel malzemenin mekanik özellikleri üzerindeki etkisinin de hiçbir zaman göz ardı edilmemesi gerekir.

#### **3.1.4. Korozyon sonrası çekme özellikleri**

Kaynak sonrası tüm numuneler 10 ay süreyle %3,5'lük NaCl çözeltisi içerisine daldırma şeklinde korozyon deneylerine tabi tutulmuşlardır. Korozyon sonrasında aynı şartlarda uygulanan çekme deneyleri sonucunda, hiçbir numunede herhangi bir mukavemet kaybı meydana gelmemiş, korozyon öncesi elde edilen sonuçlar tekrarlanmıştır. Zira numuneler üzerinde de makro gözlemde korozif etkiden oluşan herhangi bir pitting oluşumuna rastlanmamıştır (Şekil 3.10). SKK yöntemi ile kaynak edilen ısıl işlem uygulanamayan 1050-Al-alaşımınının kaynak bağlantıları, yapılan deney süresi içerisinde korozif ortamdan hiçbir şekilde etkilenmemiştir.





Şekil 3.10. Kaynaklı 1050 Al-alaşımlarının korozyon deneylerinden sonraki yüzeylerinin makro görünüşleri.

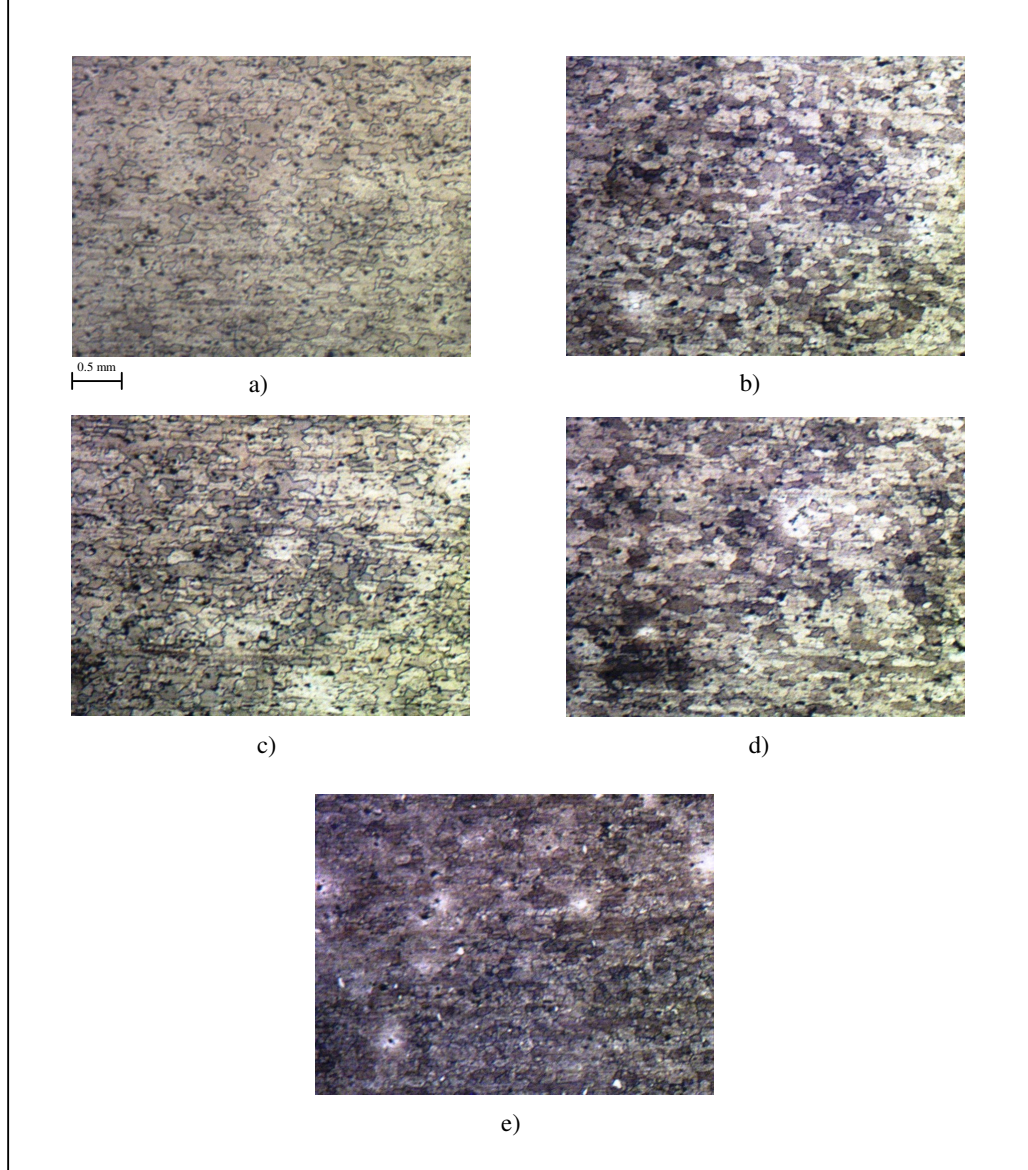
### 3.2. 2024 Al-alaşımı numuneleri

#### 3.2.1. Farklı ısıtım koşullarındaki 2024 Al-alaşımları (Temel malzemeler)

##### 3.2.1.1. Kaynak bölgesi içyapıları

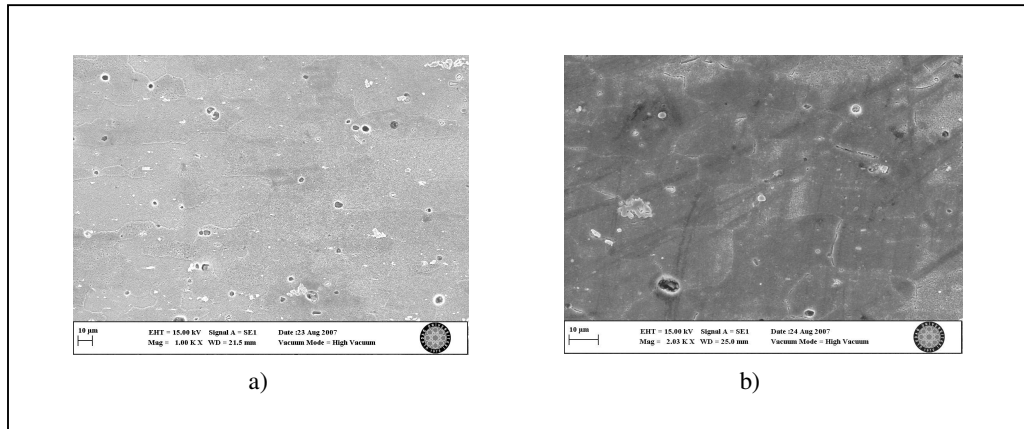
Temel malzeme içyapılarının ışık mikroskobu ve SEM görüntüleri Şekil 3.11 ve 3.12’de verilmiştir. Şekil 3.11’de ışık mikroskobunda küçük büyütmelede görüntülenen içyapılarda temel malzeme tane yapıları görülmektedir. Farklı numunelerdeki tanelerin farklı kontrastlara sahip olduğu Şekil 3.11’den görülebilir. Bu tanelerdeki kontrast farklılıkları, farklı numunelerdeki yaşlandırma durumuna bağlıdır. Aşırı doymuş katı eriyik halindeki A00 numunesinde çökelmenin çok az meydana gelmesinden dolayı tanelerdeki kararma (koyulaşma) daha az gerçekleşmiştir. Yaşlanmanın ilerlemesi aşamasında çökelti partiküllerinin oluşumu ve artması ile tanelerin kararmaları (dağlayıcının çökelti partikülleri ile etkileşimleri) daha da artmıştır ki bu da Şekil

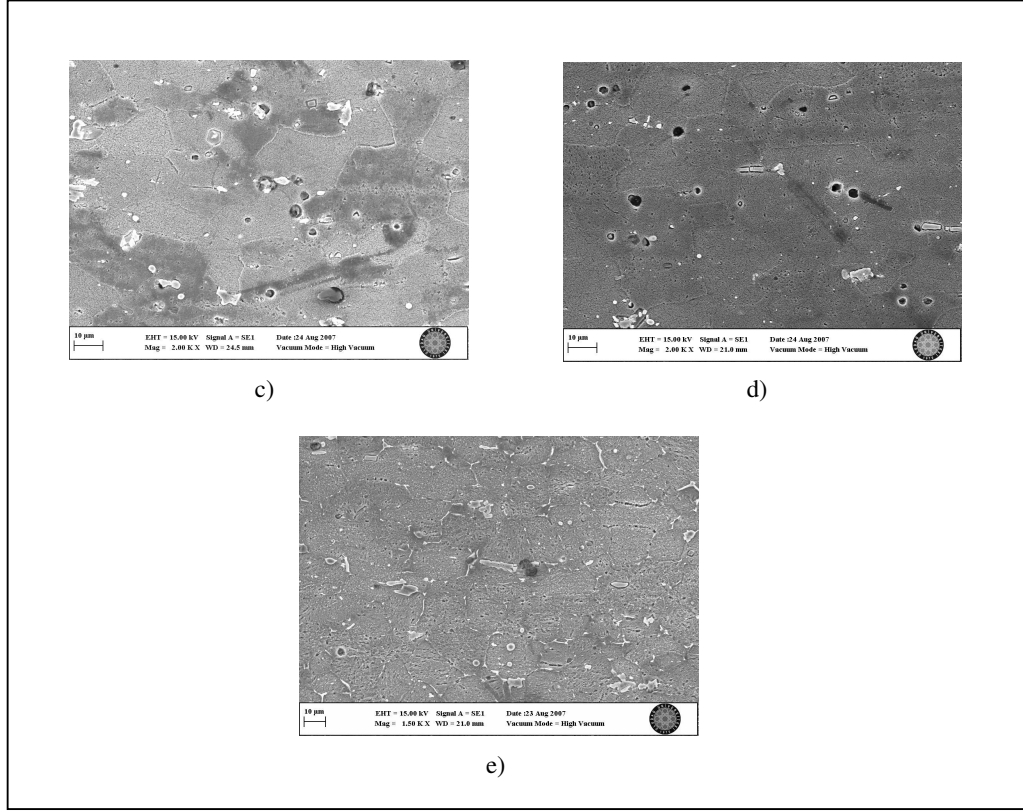
3.11'de açık bir şekilde görülmektedir. Katı eriyiğe alma sıcaklığından havada soğutulan iri çökelti partiküllerine sahip A04 numunesinde ise bu durum çok daha belirgindir (Şekil 3.11.e). Yaşlandırma sonucu tane içerisinde oluşturulan çökelti partikülleri ile  $\alpha$ -Al ana yapısı arasında meydana gelen potansiyel farkından dolayı bu taneler dağlanmaya çok daha hassas hale gelmişlerdir.



Şekil 3.11. Temel malzeme içyapılarının ışık mikroskobu görüntüleri (x50). a) A00; b) A01.c) A02; d) A03; e) A04.

Daha yüksek büyütmelere sahip SEM görüntülerinde ise, numuneler içerisindeki çökelmeler de kısmen görülmektedir (Şekil 3.12). Optik mikroskop ile SEM görüntüleri paralellik oluşturmaktadır. Ancak, daha yüksek büyütme oranlarına sahip SEM görüntülerinde kısmen ikincil fazlar da seçilebilmektedir. Fakat, daha az tane sayısı görülmektedir. A00 - A01 - A02 ve A03 numunelerinde meydana gelen çökelmeler, daha ziyade tane içlerinde çok ince dağılmış yarı-kararlı sert ve gevrek S ( $Al_2CuMg$ ) fazı (tane içerisinde koyu renkli) şeklindedir. Ancak, numuneler içerisinde - özellikle A02 numunesinde - soğutma esnasında kontrol dışı olduğu düşünülen kararlı iri  $\Omega$  ( $Al_2Cu$ ) fazları da (açık renkli) içyapı içerisinde mevcuttur (Demirci 2004, Genevois ve ark 2005, Davis 1993, Liu ve ark. 2000). Buna bağlı olarak A02 numunesinin sertlik ve mukavemet değerleri diğer yaşlandırılan numunelerden daha düşük değerlerde kalmıştır. Daha yüksek sıcaklıkta yaşlandırılmış A03 numunesinin tane içlerinde oluşan S ( $Al_2CuMg$ ) çökelti partikülleri A01 ve A02 numunelerinkinden biraz daha büyük ve daha belirgindirler. Oda sıcaklığında doğal olarak yaşlandırılmış olan yüksek çekme özelliklerine sahip A01 numunesinde ise çökelti düşük sıcaklıktan dolayı daha belirsizdir (Şekil 3.12.b). Katı eriyiğe alma sıcaklığından havada soğutulan A04 numunesinin içyapısı ise yaşlandırılan numunelerden çok farklıdır, çökelmeler daha ziyade tane sınırlarında kararlı  $\Omega$  ( $Al_2Cu$ ) fazı şeklindedir (Şekil 3.12.e). Bu sebepten dolayı, A04 numunesinin çekme özellikleri diğer numunelere nazaran çok düşük değerlerde kalmıştır.





Şekil 3.12. Temel malzeme içyapılarının SEM görüntüleri. a) A00; b) A01; c) A02; d) A03; e) A04.

### 3.2.1.2. Temel malzeme sertlikleri

Farklı ısıl işlem koşullarına sahip 2024 Al-alaşımı temel malzemelerin sertlik değerleri Çizelge 3.2’de verilmiştir. Numunelerin yaşlanma durumları ele alındığında, sertlik değerleri çökeltme sertleşmesinin bu alaşımlardaki etkinliğini açık bir şekilde ortaya koymaktadır.

Çizelge 3.2. Farklı ısıl işlem koşullarına sahip 2024 Al-alaşımı temel malzemelerinin sertlik değerleri.

Numune	A00	A01	A02	A03	A04
Sertlik [HV 0,05]	83,6	115,3	101,4	125,6	64,9

Aşırı doymuş katı eriyik halindeki kararsız A00 numunesinin sertlik değerinin A04 numunesine göre oldukça yüksek olması, hızlı soğumadan kaynaklanan oda sıcaklığında zorunlu olarak eritilmiş Cu ve Mg atomları sonucu katı eriyik sertleşmesi ve su verme esnasındaki kontrolsüz soğuma ve oda sıcaklığında numunelerin bir süre beklemesinden dolayı doğal yaşlanmadan kaynaklanan çökelti partiküllerinden ileri gelmektedir. A04 numunesinde ise havada soğutma neticesinde kontrolsüz bir çökeltme ile ikincil faz partiküllerinin irileşmesine (tane sınırlarında kararlı  $\Omega$  ( $Al_2Cu$ ) fazının oluşması) neden olunarak diğer numunelere nazaran önemli bir sertlik düşüşü meydana gelmiştir. A00 numunesinden kontrollü bir çökeltme ile oluşturulmuş A01 - A02 ve A03 numunelerinde ise sertlik artışları açık bir şekilde görülmektedir (Çizelge 3.2). Bu numunelerdeki sertlik artışları, yaşlandırma sıcaklık ve sürelerine bağlı olarak oluşturulan ince dağılımlı yarı-kararlı S ( $Al_2CuMg$ ) fazından kaynaklanmaktadır. En yüksek sertlik değeri ise yapay olarak yaşlandırılan numuneler içerisinde optimum sertleştirme koşuluna sahip A03 numunesinde elde edilmiştir (125,6 HV).

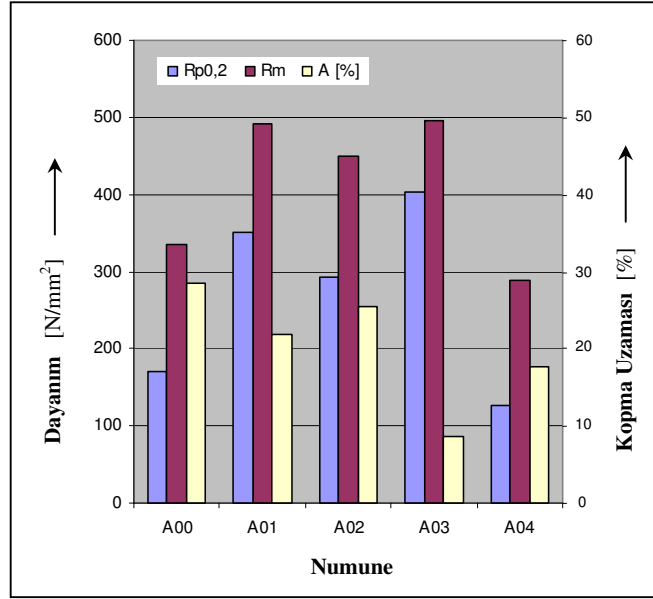
### 3.2.1.3. Çekme deneyi sonuçları

Farklı ısıl işlem koşullarına sahip 2024 Al-alaşımı temel malzemelerin mukavemet değerleri sertlik değerleri ile paralellik içerisinde olup çökeltme sertleşmesinin bu alaşımlardaki etkinliğini yine açık bir şekilde ortaya koymaktadır (Çizelge 3.3 ve Şekil 3.13).

Çizelge 3.3. Farklı ısıl işlem koşullarına sahip 2024 Al-alaşımı temel malzemelerin çekme deneyi sonuçları.

Numune	$R_{p0.2}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ]	A [%]
A00	171	336	28,4
A01	351	492	21,9
A02	293	451	25,5
A03	403	496	8,6
A04	126	289	17,6

Aşırı doymuş katı eriyik halindeki kararsız A00 numunesinde A04 numunesine göre daha yüksek mukavemet eldesi sertlik değeri ile ilişkilidir. A00 numunesinin oda sıcaklığında içyapısının halen  $\alpha$ -Al şeklinde korunmuş olması da uzama oranındaki iyileşmeyi açıklamaktadır (Şekil 3.13).



Şekil 3.13. Farklı ısıtım koşullarındaki 2024 Al-alaşımı temel malzemelerin çekme deneyi sonuçlarının karşılaştırılması.

Katı eriyiğe alma sıcaklığından havada yavaş soğutulmuş A04 numunesinde, kontrolsüz çökeltme ile ikincil faz partiküllerinin irileşmesi (kaba  $\Omega$  ( $Al_2Cu$ ) çökeltileri) ve daha ziyade tane sınırlarında oluşması neticesinde diğer numunelere nazaran önemli bir mukavemet kaybı meydana gelmiştir. Aşırı doymuş katı eriyik halindeki A00 numunesinden kontrollü çökeltme ile üretilmiş A01 - A02 ve A03 numunelerinde elde edilen mukavemet artışları ise Şekil 3.13’de açık bir şekilde görülmektedir.

En yüksek mukavemet değerleri A03 numunesinde elde edilirken uzama oranında da beklendiği üzere önemli bir düşüş gözlenmiştir (Şekil 3.13). Çeşitli literatürlerde de belirtildiği üzere 2024 Al-alaşımı için 180 – 190 °C yaşlandırma sıcaklıklarında 10 – 12 saat süreyle optimum özellikler elde edilebilmektedir (Demirci 2003, 2004, Atik ve ark.

2001). Daha düşük sıcaklıkta yapılan yaşlandırma işleminde ise etkin bir çökelmenin tamamıyla meydana gelmediği A02 numunesinden görülebilmektedir ve numunenin uzama oranı da bu durumu teyit eder niteliktedir. A01 ve A02 numunelerinde düşük sıcaklıklardan dolayı halen optimum çökelme meydana gelmemiştir. Ancak, daha uzun sürelerde bu numunelerin mukavemet değerlerinde bir miktar artışın meydana gelebileceği ve bir miktar da uzama oranında kaybın olabileceği öngörülebilir (Demirci 2004). A01 ve A02 numunelerindeki uzama katsayılarının A03 numunesine göre oldukça yüksek olması, A01 ve A02 numunelerindeki düşük sıcaklıklar sonucu çok daha ince dağılımlı çökeltilerin oluşumundan kaynaklanmaktadır. İlerleyen zamanlarda ise bu ince dağılımlı çökeltiler bu numunelerin mukavemet değerlerini daha yüksek değerlere çekerken, uzama oranlarında da bir miktar düşüşe neden olacaktır.

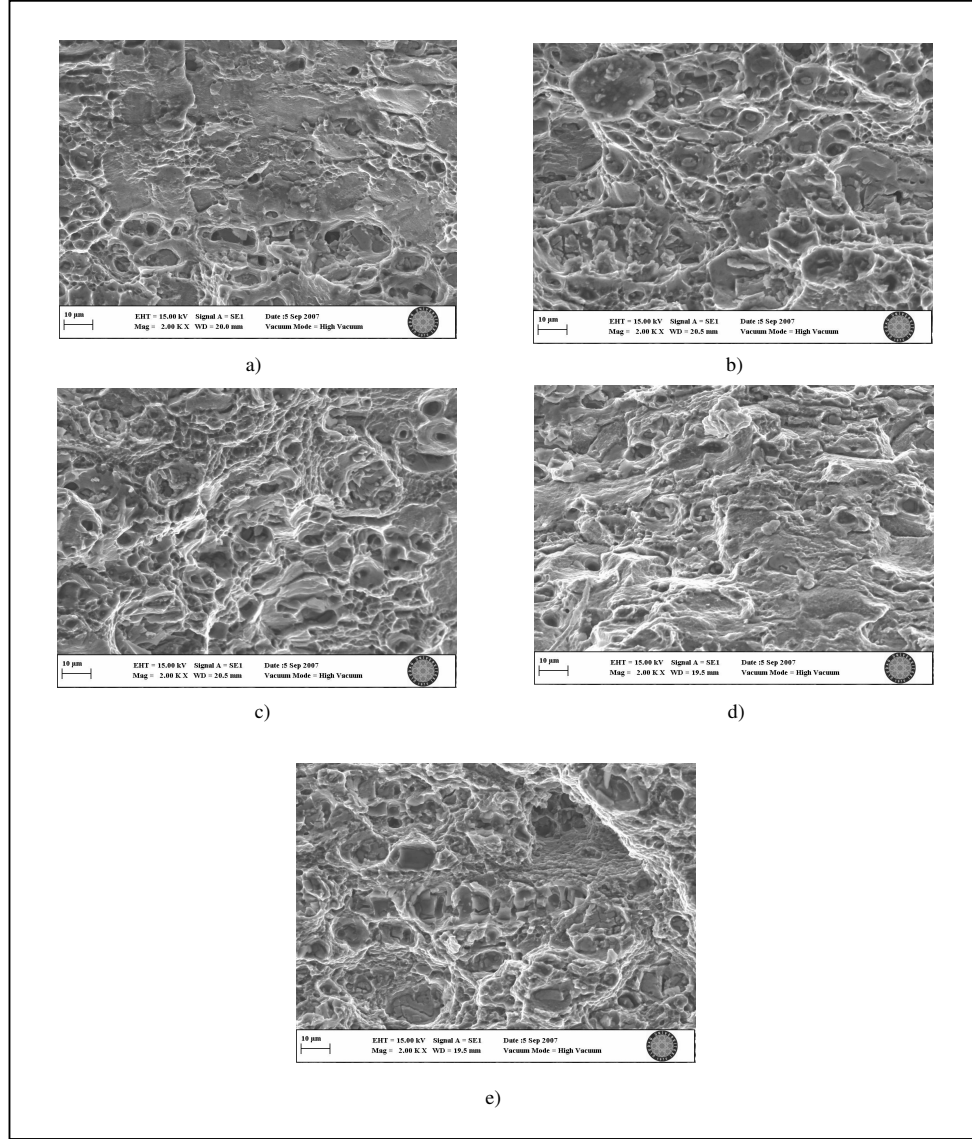
Çekme numunelerinin hadde yönünde alınması durumunda ise az da olsa daha yüksek mukavemet ve daha düşük uzama oranları elde edilmiştir (Çizelge 3.4). Ancak, hadde yönüne bağlı olarak alınan çekme deneyi numunelerinde, uygulanan ısıl işlemlere bağlı olarak mekanik özellik farklılıklarının çok da belirgin olmadığını burada vurgulamak gerekir.

Çizelge 3.4. Farklı ısıl işlem koşullarına sahip 2024 Al-alışımı temel malzemelerin çekme deneyi sonuçları (hadde doğrultusunda alınan numuneler).

Numune	$R_{p0.2}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ]	A [%]
A00	175	339	27,6
A01	366	505	19,4
A02	305	465	23,9
A03	405	501	8,2

Temel malzemelerin kırılma yüzeyi SEM görüntüleri de Şekil 3.14'de görülmektedir. Bu malzemelere ait kırılma yüzeyi görüntülerinden genel olarak mikro boşlukların oluşumu ile sünek tarzda ancak bazı bölgelerde klivaj tarzda kırılmalarında

olduğu gözlenmektedir. Fotoğraflarda mikro boşluklarla birlikte klivaj düzlemleri de görülmektedir. Sonuç olarak sünek-gevrek tarzda bir kırılmanın olduğu söylenebilir.



Şekil 3.14. Temel malzemelerin kırılma yüzeyi SEM görüntüleri. a) A00; b) A01; c) A02; d) A03; e) A04.

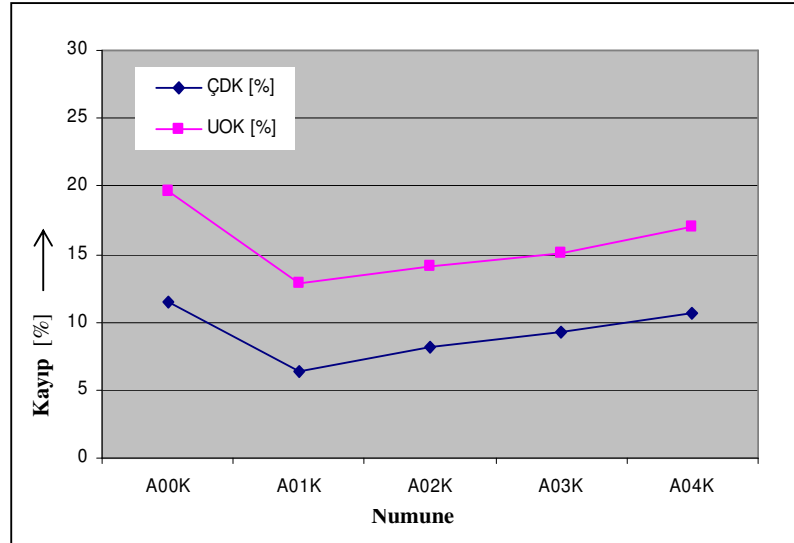


### 3.2.1.4. Korozyona tabi tutulan numunelerin çekme deneyi sonuçları

Korozyona tabi tutulan farklı temel malzeme özelliklerine sahip numunelerin çekme deneyi sonuçları ve korozyon sonucunda oluşan çekme özelliklerindeki kayıpları Çizelge 3.5'te verilmiştir. Numunelerin korozyon sonrasındaki mukavemet ve uzama oranlarındaki kayıpları da karşılaştırmalı olarak Şekil 3.15'de görülmektedir.

Çizelge 3.5. Farklı ısıl işlem koşullarına sahip 2024 Al-alajımı temel malzemelerin korozyon sonucu çekme deneyi sonuçları ve meydana gelen kayıplar.

Numune	$R_{p0,2}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_{p0,2}$ Değerindeki Kayıp [%]	$R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ Değerindeki Kayıp [%]	A [%]	A Değerindeki Kayıp [%]
A00K	152	11,1	297	11,6	22,8	19,7
A01K	328	6,6	461	6,3	19,1	12,8
A02K	268	8,5	414	8,2	21,9	14,1
A03K	367	8,9	450	9,3	7,5	15,1
A04K	113	10,3	258	10,7	14,6	17



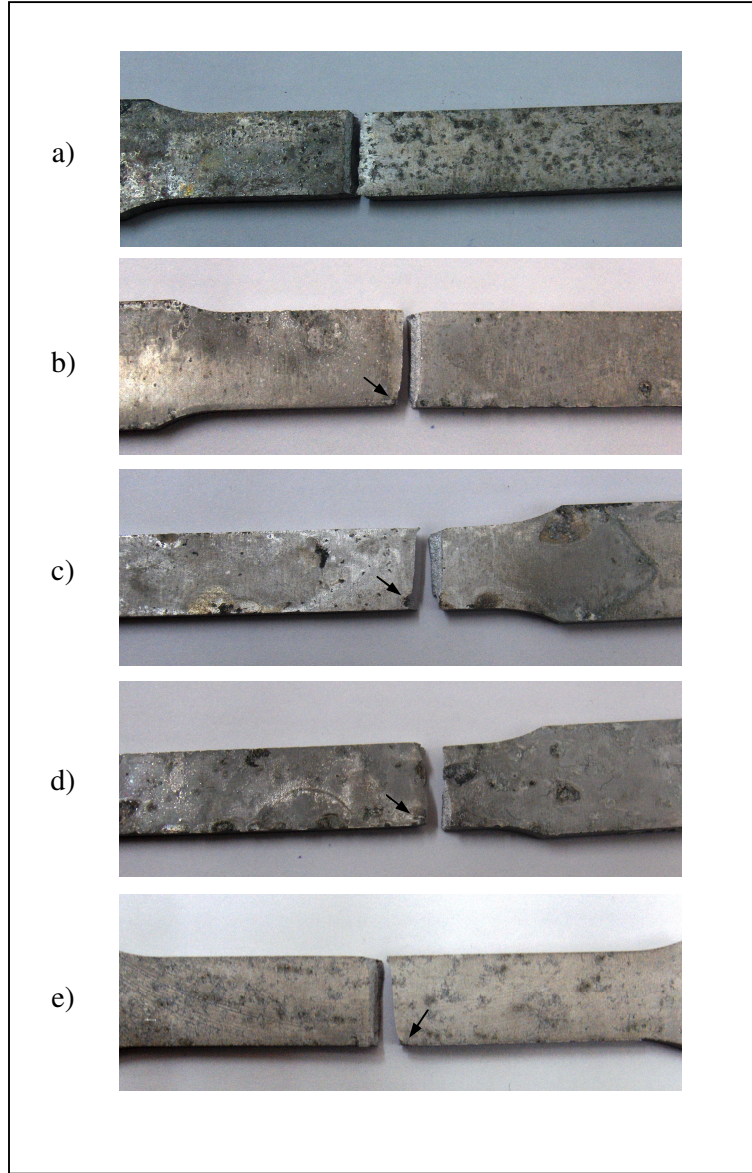
ÇDK: Çekme Dayanımı Kaybı; UOK: Uzama Oranı Kaybı.

Şekil 3.15. Farklı ısıl işlem koşullarındaki temel malzemelerin korozyon deneyi sonucundaki mukavemet ve uzama oranı kayıplarının karşılaştırılması.

Tüm numunelerde korozyon sonrasında aynı numune için meydana gelen akma ve çekme dayanımlarındaki kayıplar birbirlerine yakın değerler olup paralellik içerisindedir (Çizelge 3.5). Bu sebepten Şekil 3.15’de akma dayanımı kaybı gösterilmeyip sadece çekme dayanımı kaybı ile yetinilmiştir.

Aşırı doymuş katı eriyik halindeki A00K numunesinde korozyon sonucunda meydana gelen çekme özelliklerindeki kayıplar diğer numunelere nazaran daha fazladır. Bu numunenin yüzey bölgesi korozyondan daha fazla etkilenmiştir (Şekil 3.16). Doğal olarak yaşlandırılmış A01K numunesinde korozyon sonucundaki çekme özellikleri kaybı diğer numunelere nazaran nispeten biraz daha düşük kalmıştır. Yaşlandırılan numuneler içerisinde daha yüksek sıcaklıkta yaşlandırılan ve bu suretle daha iri çökelti partiküllerine sahip olan A03K numunesinde korozyon sonucu meydana gelen kayıp A01K ve A02K numunelerine göre biraz daha fazladır. Katı eriyiğe alma sıcaklığından havada soğutulan A04K numunesinde ise korozyon sonrası mukavemet ve uzama oranlarındaki önemli sayılabilecek kayıplar, tane sınırlarında oluşan kaba  $\Omega$  ( $Al_2Cu$ ) çökelti partiküllerinden kaynaklanmıştır (tane sınırlarında korozyonun teşviki). Bu numunede daha ziyade tane sınırlarında bulunan kaba çökelti partikülleri tane sınırlarında ana malzeme ile potansiyel farkı yaratarak tane sınırlarındaki korozyonu hızlandırıp bu bölgelerin zayıflamasına yol açtığı düşünülmektedir.

Çökelme sertleşmesi gösteren 2024 Al-alaşımlarının korozyon hassasiyetleri yaşlandırma sonucu içyapıda oluşan çökeltilerle ilişkilendirilebilir. Çökelme miktarının artması ile çökelti partikülleri ve bakırı azaltılmış ana yapı arasındaki potansiyel farkının yükselmesi nispetinde partiküller etrafında pitting bölgelerinin oluşumu neticesinde korozyon sonucu çekme özelliklerindeki kayıplar da artmıştır (Chong ve ark. 2003, Kurz ve ark. 1994, Guillaumin ve ark. 1999).



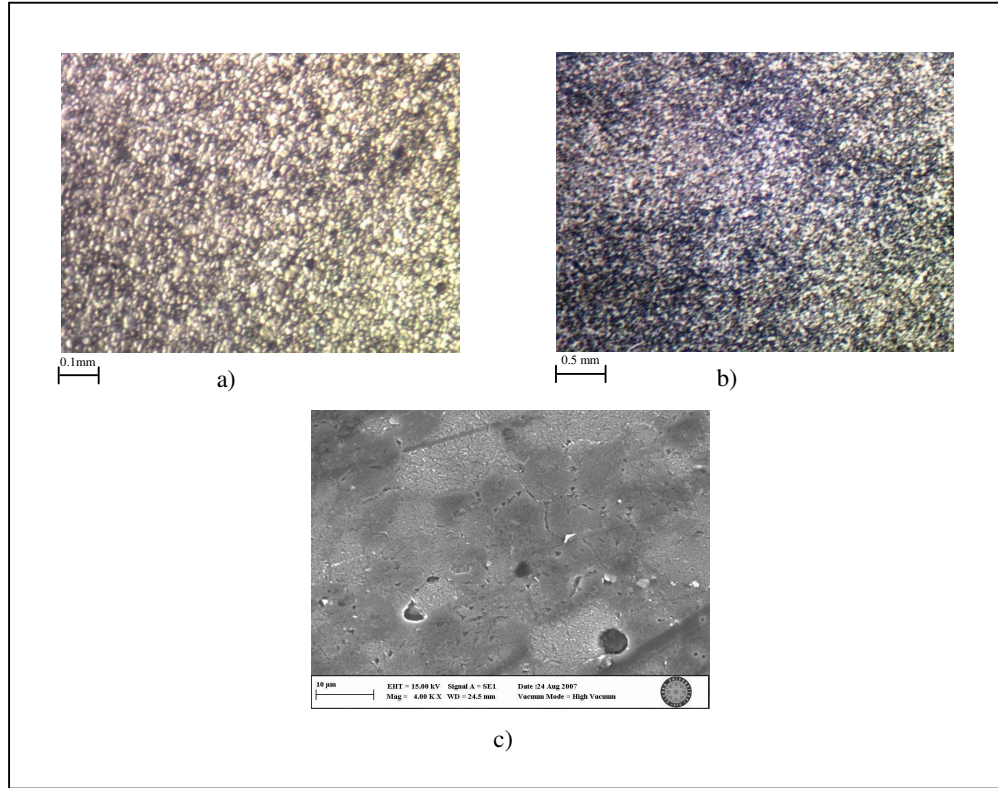
Şekil 3.16. Farklı ısıl işlem koşullarına sahip 2024 Al-alaşımı temel malzemelerinde korozyon sonrası mukavemet kaybına sebebiyet veren pitting oluşumları. a) A00K; b) A01K; c) A02K; d) A03K; e) A04K.

### 3.2.2. Farklı kaynak parametreleri ile kaynak edilmiş 2024-T4 Al-alaşımaları

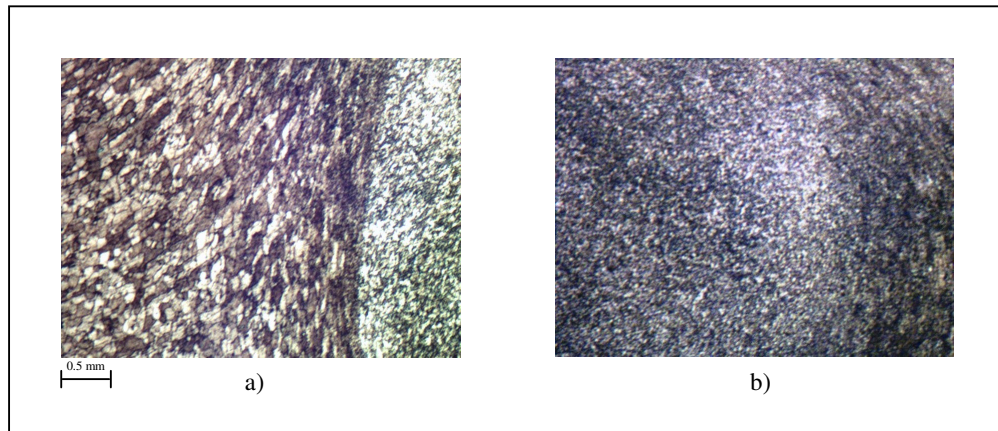
#### 3.2.2.1. Kaynak bölgesi içyapıları

T4 koşuluna sahip 2024 Al-alaşımı temel malzemesinin (A01 numunesi) içyapısı Şekil 3.11.b ve Şekil 3.12.b'de verilmiştir. 2140 dev/dak ve 40 mm/dak'lık kaynak parametreleri ile kaynak edilmiş A8 numunesinin kaynak merkezi içyapı görüntüleri Şekil 3.17'de görülmektedir. Kaynak merkezi, karıştırma esnasında ortaya çıkan sıcaklık ile yeniden kristalleşerek çok küçük taneli bir içyapıya sahip olmuştur (Jones ve ark. 2005, Benavides ve ark. 1999). Kaynak merkezi SEM görüntüsünde ise tane içerisinde ince çökelti partikülleri de görülmektedir (Şekil 3.17.c). Tane sınırlarında az miktarda kaba çökelti partiküllerinin de oluşumu söz konusudur. Kaynak merkezinin hem çok ince tane yapısına sahip olması hem de tane yapısı içerisinde ince çökelti partiküllerinin mevcudiyeti kaynak merkezi sertlik değerlerini nispeten yüksek değerlere çekmiştir. Ancak, temel malzemeye oranla çökelti partiküllerinin irileşmesi sonucu bir miktar sertlik düşüşü ile de karşılaşmıştır.

A8 numunesinde kaynak yönü ilerleme tarafında kaynak merkezinden TEB bölgesine geçişte belirgin bir ara bölge (keskin bir geçiş) oluşmuştur (Şekil 3.18.a). Numunenin çekme deneyleri sonucundaki kırılmaları da bu bölgede meydana gelmiştir (Liu ve ark. 2003, Genevois ve ark. 2005). Ancak, kaynak yönü geri çekilme tarafında ise bu kadar belirgin bir geçiş bölgesi meydana gelmemiştir (Şekil 3.18.b). TEB bölgesinde karıştırma esnasında mekanik etki sonucu başlangıç tane yapısının döndürülmüş ve bükülmüş olduğu görülmektedir (Şekil 3.18.a). Fakat bu bölgedeki tanelerin tamamıyla yeniden kristalleşmesi için yeterli sıcaklığa ulaşamamıştır ancak yine de kaynak merkezi-TEB ara kesitinde kısmi yeniden kristalleşmenin de meydana geldiği görülmektedir. TEB bölgesinde ulaşılan sıcaklık ise bu bölgenin aşırı yaşlanma durumuna geçmesi için yeterlidir ki kaynak bölgesi sertlik ölçümleri de bu durumu teyit etmektedir (Şekil 3.22).

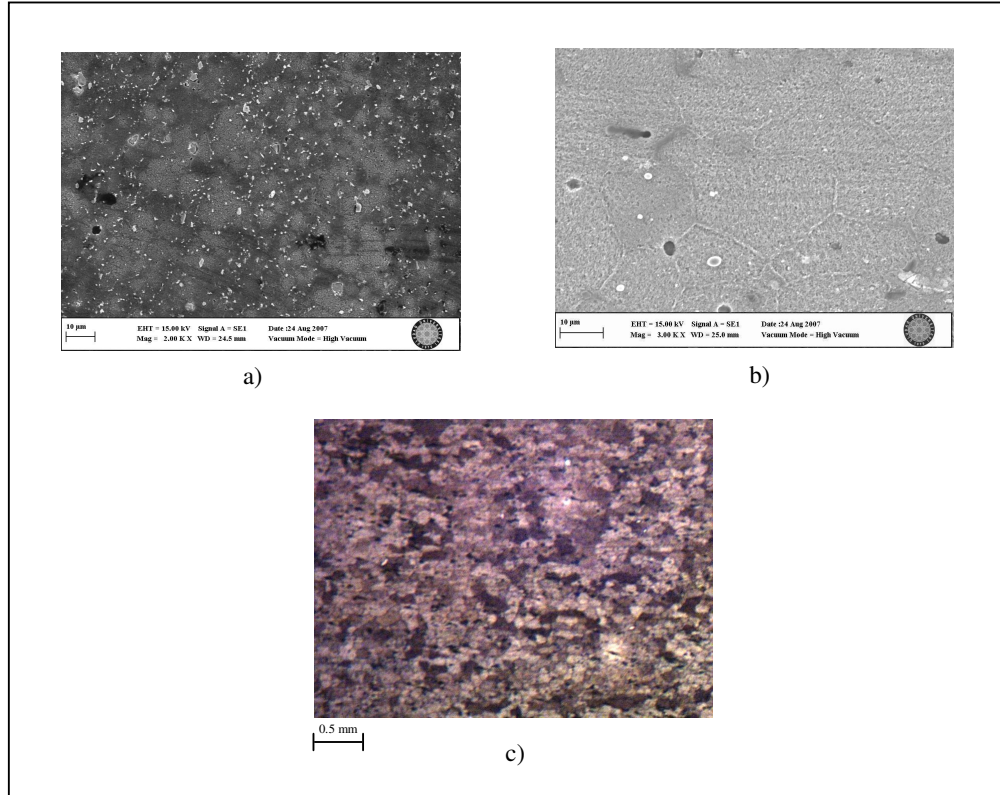


Şekil 3.17. A8 numunesinin kaynak merkezi içyapılarının ışık mikroskobu (a,b) ve SEM (c) görüntüleri.



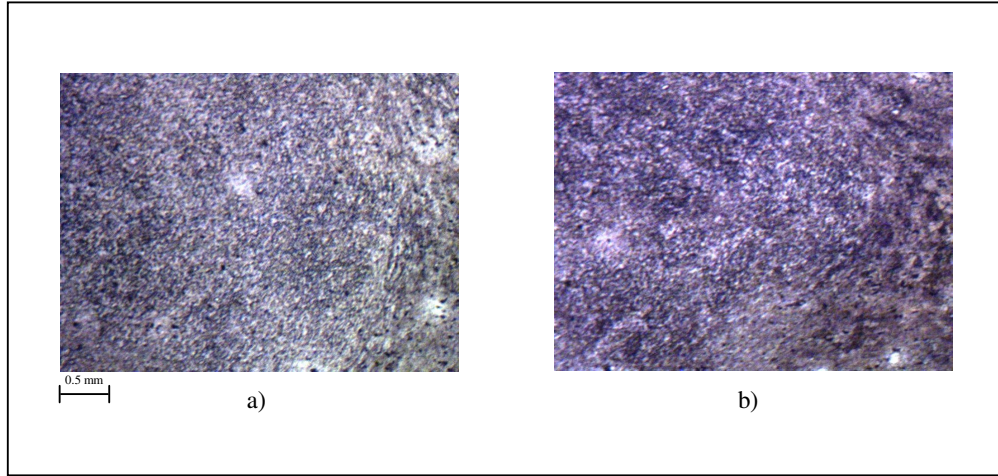
Şekil 3.18. A8 numunesi kaynak merkezi ve TEB geçiş bölgesi ışık mikroskobu görüntüleri. a) İT, b) GÇT.

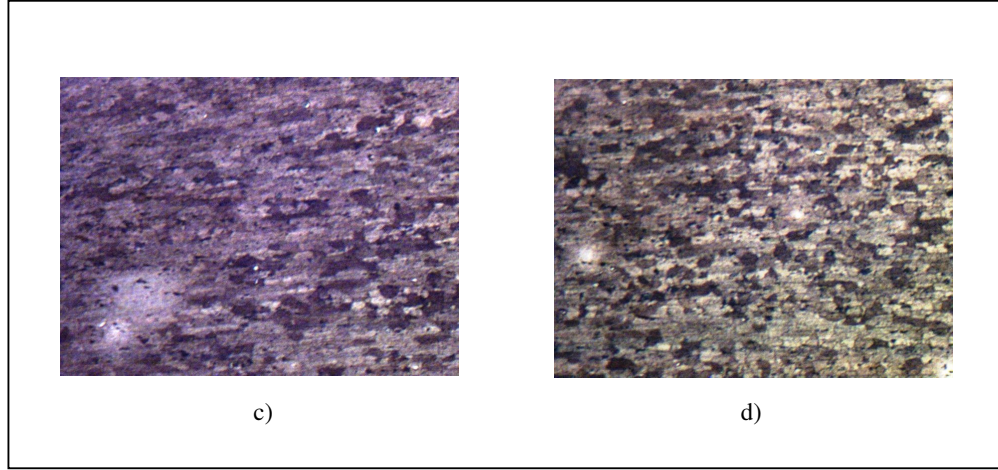
A8 numunesinin TEB ve ITAB ara bölgesinden alınan SEM görüntüsü Şekil 3.19.a'da görülmektedir. Bu bölgede, kaynak esnasında ortaya çıkan sıcaklık artışı ile oluşmuş kararlı daha ziyade tane sınırlarındaki kaba  $\Omega$  ( $Al_2Cu$ ) fazları (açık renkli) mevcuttur (Demirci 2004, Chong ve ark. 2003). Bu bölge, kaynak esnasında aşırı yaşlanma bölgesine girmiştir, sertlik sonuçları da bu durumu teyit etmektedir (Şekil 3.22). Temel malzeme ve bu bölgedeki çökelti durumu Şekil 3.12.b ve Şekil 3.19.a'da karşılaştırılabilir. Bir sonraki bölge olan ITAB bölgesinde ise tane yapısı hemen hemen başlangıç tane yapısında olup (Şekil 3.19.c), tane içerisindeki çökelmelerin sıcaklık etkisi altında daha da belirginleştiği söylenebilir (aşırı yaşlanma durumu) (Şekil 3.19.b). Çökelmeler bu bölgede yine temel malzemede olduğu gibi S ( $Al_2CuMg$ ) fazı şeklindedir fakat temel malzemedeki çökelmelerden daha iri şekildedirler (Genevois ve ark. 2005, 2006).



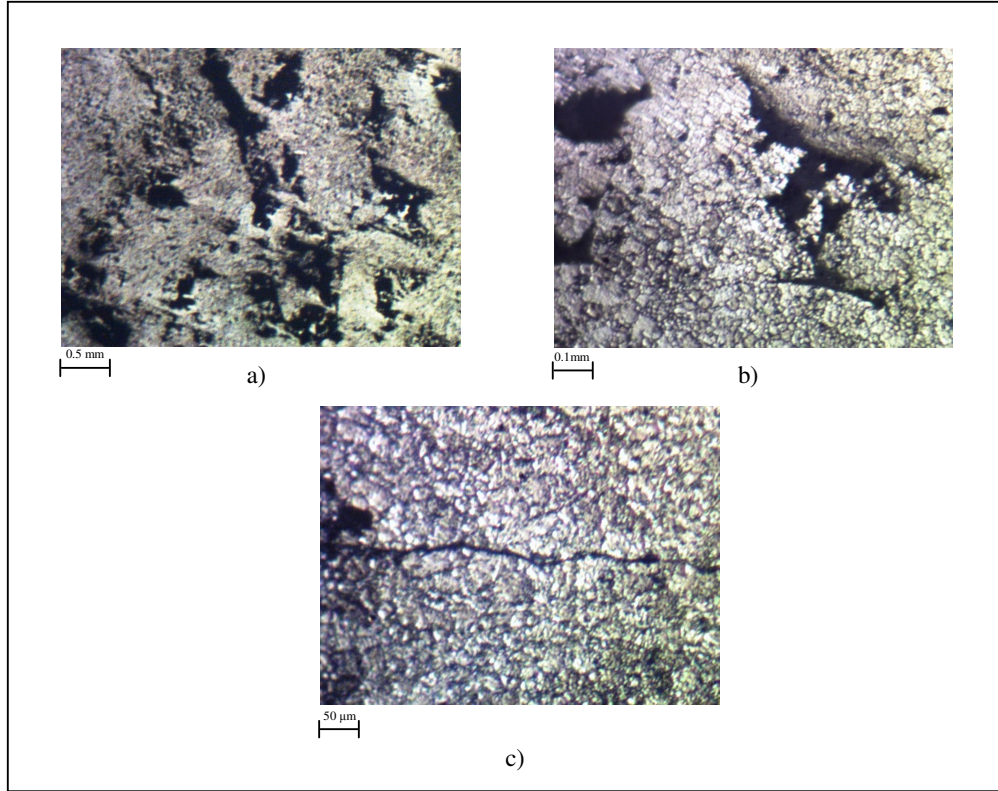
Şekil 3.19. A8 numunesi a) TEB ve ITAB ara bölgesi (SEM) b) ITAB (SEM) c) ITAB ışık mikroskobu (x50) görüntüleri.

Farklı kaynak parametreleriyle kaynak edilen diğer T4 koşulundaki numunelerde de benzer kaynak bölgesi içyapıları elde edilmiştir (Şekil 3.20). Bu numunelerde, kaynak bölgesi temel içyapı karakteristikleri değişmemekle birlikte kaynak bölgesine sağlanan ısı miktarındaki değişiklik ile numuneler arasındaki çökelme durumlarında da bir miktar farklılıklar meydana gelmiştir. Zira A21 numunesinden daha yüksek ısı girdisine sahip A8 numunesindeki ITAB bölgesindeki tanelerde meydana gelen kontrast farklılığı bu numunedeki çökelmenin daha etkin olmasını gösterir niteliktedir (Şekil 3.19.c ve Şekil 3.20.d). Ancak, düşük (yetersiz) ısı girdisi sağlayan kaynak parametreleri ile kaynak edilmiş numunelerde (A16 – A17 ve A18 numuneleri) ise kaynak merkezlerinin kaynak kök kısımlarına yakın bölgelerinde ısının yetersizliğinden dolayı kaynak hataları (gözenek, boşluk, çatlak, tanelerin yeterince kaynamaması gibi) meydana gelmiştir (Şekil 3.21). Bu da, söz konusu numunelerin çekme özelliklerinde bir miktar kaybın meydana gelmesine sebep olmuştur (Şekil 3.24). Yeterli ısı girdisi sağlayan kaynak parametreleri sonucu yapılan kaynaklarda ise ne kaynak merkezi ne de kaynak kök kısmında herhangi bir hata ile karşılaşılmasıdır.





Şekil 3.20. Farklı kaynak parametreleri ile kaynak edilmiş bazı numunelerden alınan içyapı örnekleri a) A19 numunesi KM ve TEB ara bölgesi (GÇT), b) A21 numunesi KM ve TEB ara bölgesi (GÇT), c) A21 TEB, d) A21 ITAB. (x50)

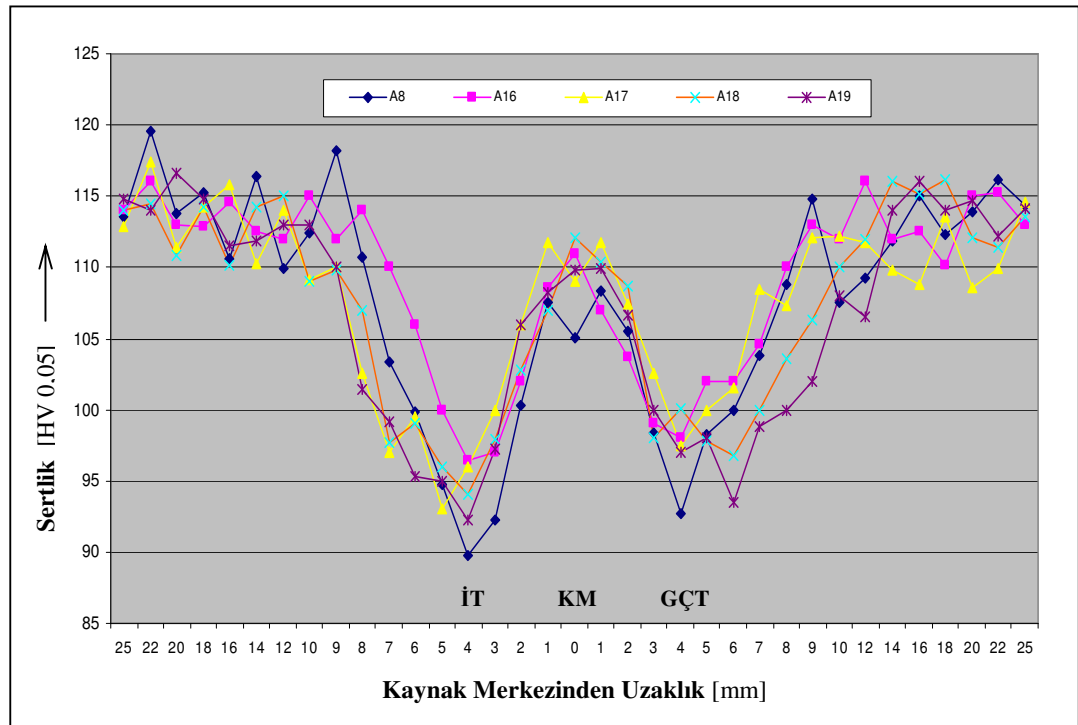


Şekil 3.21. Düşük (yetersiz) ısı girdisi ile kaynak edilen numunelerdeki (A16 – A17 ve A18 numuneleri) kaynak bölgesinde meydana gelen hatalı bölgeler.



### 3.2.2.2. Kaynak bölgesi mikro-sertlik dağılımları

2140 dev/dak'lık sabit dönme hızı ve farklı ilerleme hızlarıyla kaynak edilmiş numunelerin (A8 - A16 - A17 - A18 - A19) kaynak bölgesi mikro-sertlik profilleri incelendiğinde, sertlik değerlerinde çok belirgin farklılıklar göze çarpmamaktadır (Şekil 3.22). Genel itibariyle kaynak merkezinde nispeten yüksek sertlik değerleri söz konusu iken TEB ve ITAB bölgelerinde sertlik düşüşü ile karşılaşmıştır (Corral ve ark. 2000, Liu ve ark. 2003, Squillace ve ark. 2004).



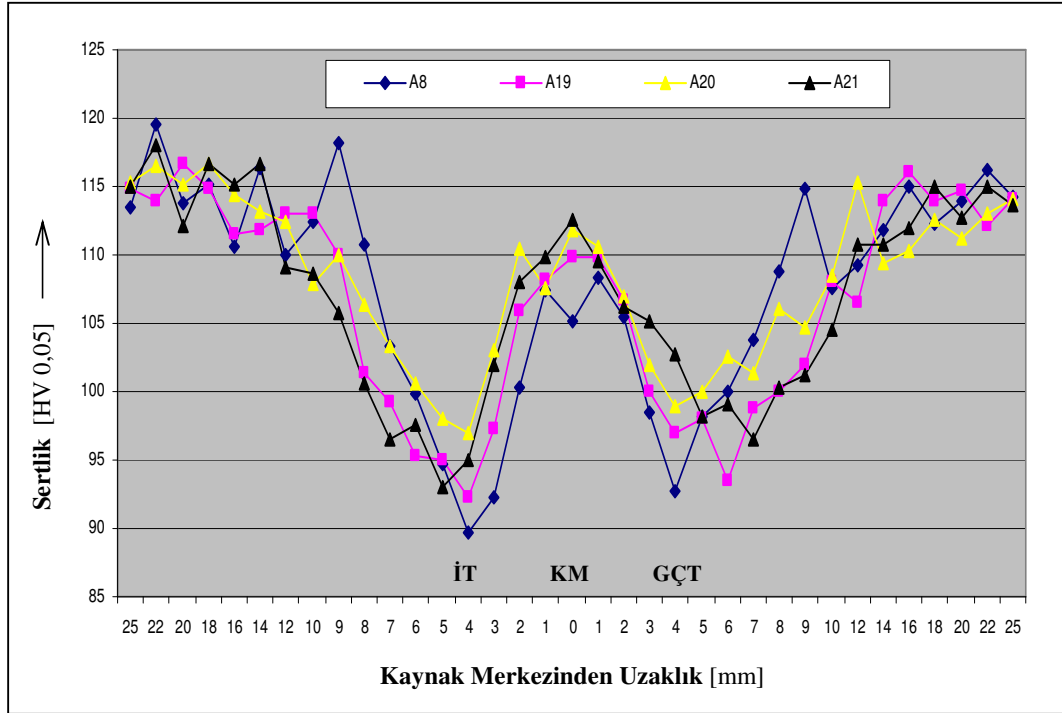
Şekil 3.22. 2140 dev/dak dönme hızında farklı ilerleme hızları ile kaynak edilen 2024 Al-alışımlarının mikro-sertlik ölçüm sonuçlarının karşılaştırılması.

Yüksek ısı girdisi sağlayan düşük ilerleme hızı ile kaynak edilen A8 numunesi ile düşük ısı girdisi sağlayan yüksek ilerleme hızına sahip A16 numunesinin en düşük sertlik değerlerinde küçük bir farklılık gözlenmektedir. İlerleme ve geri çekilme taraflarındaki TEB ve ITAB bölgelerinde en düşük sertlik değerleri en yüksek ısı girdisi sağlayan kaynak parametreleri ile kaynak edilmiş A8 numunesinde gözlenmiştir.

Kaynak esnasındaki yüksek sıcaklık nedeniyle bu bölgelerde çökelti partiküllerinin irileşmesi mertebesinde aşırı yaşlanma safhasına geçilerek sertlik düşmüştür (Jones ve ark. 2005). Nitekim kaynak hatası söz konusu olmayan numunelerde çekme deneyi sonucundaki kopmalar da TEB bölgesine çok yakın bir yerde meydana gelmiştir. Kaynak merkezinde ise yeniden kristalleşme sonucu ince tane yapısı ve mevcut çökelti partiküllerinin etkisi ile ITAB ve TEB bölgelerine nazaran nispeten daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir. Tüm numunelerde kaynak merkezinde temel malzemeye oranla çok belirgin bir sertlik kaybının meydana gelmemesi yaşlandırılabilir Al-alışımları için dikkat çekici bir sonuçtur.

Daha az ısı girdisi sağlayacak şekilde daha yüksek ilerleme hızları ile kaynak edilen numunelerde (A16 – A17 ve A18 numuneleri) ITAB ve TEB bölgelerinde A8 ve A19 numunelerine nazaran nispeten biraz daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir (Şekil 3.22). Yani bu numunelerde en düşük sertlik değerleri A8 ve A19 numunelerinden biraz daha yüksektir. Buna rağmen, bu numunelerin çekme özelliklerinin A8 ve A19 numunelerinden düşük olması ve çekme deneyleri sonucundaki kırılmalarının kaynak merkezinde meydana gelmiş olması kopmaların kaynak bölgesi hatalarından kaynaklandığı göstermektedir (Çizelge 3.6). Buna istinaden, kırılma bölgelerinin makro boyuttaki incelemelerinde ve içyapı görüntülerinde A8 ve A19 numunelerinde kaynak kök kısmında da yeterli ısı ile birlikte uygun birleşmenin sağlanmış olduğu görülürken (hatasız), diğer muhtelif numunelerde ise ısının yetersizliğinden dolayı kaynak kök kısmında uygun birleşmenin ve karıştırmanın sağlanamamış olduğu (kaynak bölgesi hataları) belirlenmiştir (Şekil 3.21). Kaynak esnasında uygun tedbirler alınıp daha düşük ısı girdisi ile numuneler hatasız kaynak edilebilirlerse daha yüksek mukavemet değerlerine ulaşılacağı öngörülebilir. Örneğin, takım pim boyunun parça kalınlıklarına çok daha yakın seçilmesi ile kaynak kök kısmında da uygun birleşmenin sağlanabileceği düşünülmüştür. Ancak, yüksek ısı girdisi sağlayan kaynak parametreleri ile yeterli ısının sağlanması da probleme çözüm teşkil etmiştir, buna istinaden sertlik değerlerinde kaynak esnasında ortaya çıkan daha yüksek sıcaklığa izafeten kaynak bölgesinde nispeten daha düşük sertlik değerleri ile karşılaşmıştır.

A8 ile A21 ve A19 ile A20 numuneleri karşılaştırıldığında, daha düşük dönme hızıyla kaynak edilen numunelerin (A20 ve A21) kaynak bölgelerinde nispeten daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir (Şekil 3.23). A8 ve A19 numunelerinde sıcaklığı artırıcı önemli faktörlerden biri olan takım dönme hızının daha fazla oluşu ile aşırı yaşlanma sonucu ITAB ve TEB bölgelerinde sertlik kaybı biraz daha fazla olmuştur. A20 numunesinin kaynak bölgesinde sertlik düşüşünün diğer numunelere nazaran daha az olmasına rağmen söz konusu numunede nispeten düşük çekme özellikleri ve kopmanın kaynak merkezinde meydana gelmesi yine daha az ısı girdisi ile kaynak kök kısmı hatasına bağlanabilir.



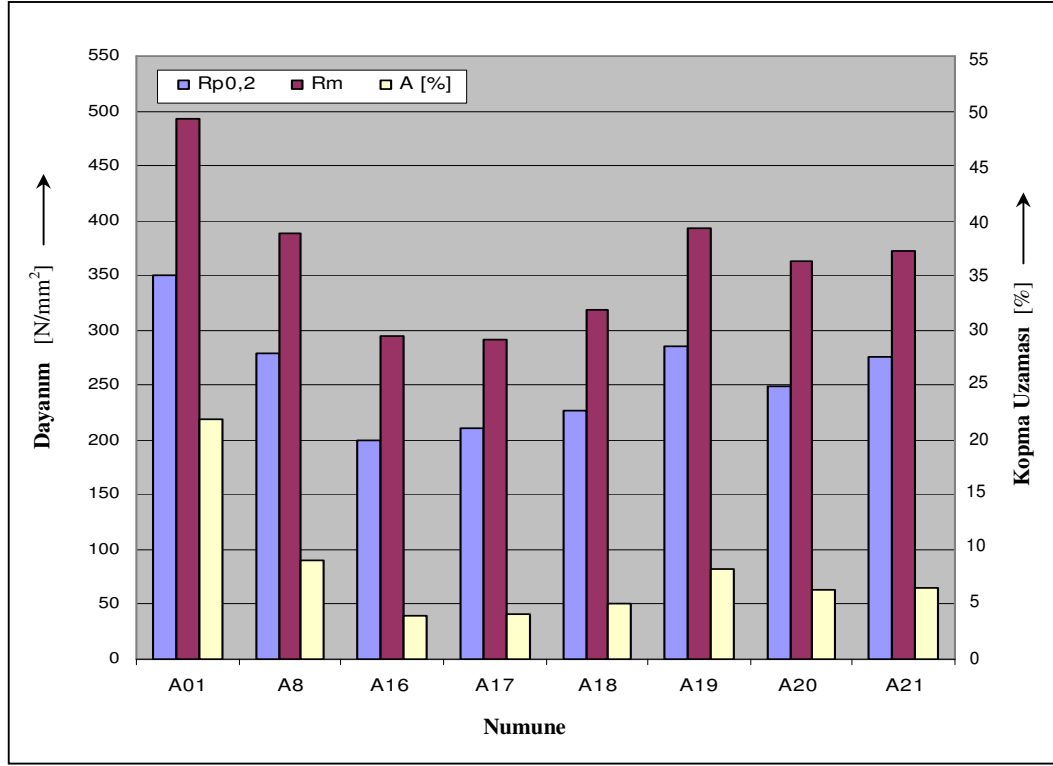
Şekil 3.23. Farklı kaynak parametreleri ile kaynak edilen 2024 Al-alaşımlarının kaynak bölgesi mikro-sertlik ölçüm sonuçlarının karşılaştırılması.

### 3.2.2.3. Çekme deneyi sonuçları

Farklı takım dönme hızı ve ilerleme hızlarıyla kaynak edilmiş T4 ısıl işlem koşuluna sahip 2024 Al-alaşımı numunelerinin (A8 - A16 - A17 - A18 - A19 - A20 - A21) çekme deneyi sonuçları incelendiğinde, yüksek ısı girdisi sağlayan kaynak parametrelerinin (yüksek dönme hızı ve düşük ilerleme hızı) bu tip sert ve mukavemetli Al-alaşımaları için uygun olduğu belirlenmiştir (Çizelge 3.6 ve Şekil 3.24). Aksi takdirde düşük ısı girdisi sağlayan kaynak parametreleri ile kaynak edilmiş numunelerde (A16 - A17 - A18) birleşme zayıf kalmıştır.

Çizelge 3.6. Farklı kaynak parametreleri ile kaynak edilen T4 koşulundaki 2024 Al-alaşımı numunelerinin çekme deneyi sonuçları.

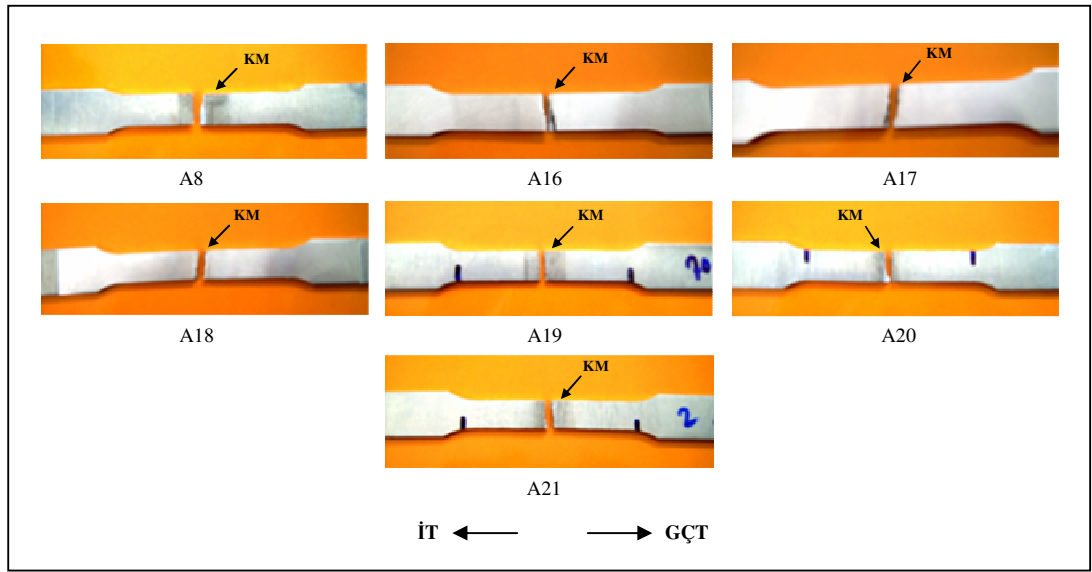
Numune	$R_{p0.2}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ]	A [%]	Kopma Bölgesi
A01 (Kaynaksız)	351	492	21,9	-
A8	279	389	9	İlerleme tarafında KM ve TEB ara yüzeyi
A16	200	295	4	İlerleme tarafında kaynak merkezi
A17	211	291	4,2	İlerleme tarafında kaynak merkezi
A18	226	318	5,1	İlerleme tarafında kaynak merkezi
A19	286	394	8,3	İlerleme tarafında KM ve TEB ara yüzeyi
A20	248	364	6,3	Geri çekilme tarafında kaynak merkezi
A21	276	373	6,5	İlerleme tarafında KM ve TEB ara yüzeyi



Şekil 3.24. Farklı kaynak parametreleri ile kaynak edilen T4 koşulundaki 2024 Al-alaşımını numunelerinin çekme deneyi sonuçlarının karşılaştırılması.

Yaşlandırılabilir sert ve mukavemetli 2024 Al-alaşımalarında, plastik akışın ve karıştırmanın sağlanması açısından kaynağın birim uzunluğuna verilen ısı miktarının artışı ile birlikte kaynak bağlantısının mukavemeti de artmıştır (A8 - A19 - A21). Bu numunelerin kırılma yüzeylerinde kaynak merkezi kök kısmında da yeterli ısı ile birlikte uygun bağlantının sağlanmış olduğu görülmektedir. Diğer numunelerde ise ısının yetersizliğiyle uygun kaynamanın ve karıştırmanın sağlanamamış olmasından dolayı kaynak merkezi kök kısmında bağlantının zayıf kaldığı görülmüştür. Bu durumu, uzama oranı değerleri ve kopma bölgeleri de teyit etmektedir. Kaynak kök kısmında uygun bağlantının sağlanamamış olduğu numunelerde kopmalar bekleneceği üzere kaynak merkezinde meydana gelmiştir. Uygun bağlantının sağlanmış olduğu numunelerde ise kopmaların kaynak merkezi-TEB ara bölgesinde meydana geldiği görülmektedir (Çizelge 3.6 ve Şekil 3.25). Bu numunelerdeki mukavemet düşüşleri daha ziyade TEB bölgesindeki aşırı yaşlanmadan ve kaynak merkezi ile TEB ara

bölgesindeki çok farklı tane yapısından kaynaklanmaktadır (Liu ve ark. 2003, Genevois ve ark. 2005, 2006). Mevcut kaynak parametreleri ile kaynak edilen birleştirmelerde, en yüksek mukavemet değerleri A8 ve A19 numunelerinde elde edilirken en düşük mukavemet değerleri ise A16 ve A17 numunelerinde elde edilmiştir (Şekil 3.24). Burada A8 ve A19 numuneleri, birim kaynak uzunluğu başına düşen ısı girdisi en yüksek numuneler (düşük ilerleme hızlarına sahip) iken A16 ve A17 numuneleri ise ısı girdisi en düşük numuneler (yüksek ilerleme hızlarına sahip) olarak dikkat çekmektedir (Çizelge 2.8).



Şekil 3.25. Farklı kaynak parametreleri ile kaynak edilen T4 koşulundaki 2024 Al-alaşımı numunelerinin çekme deneyleri sonucundaki kopma bölgelerinin makro görünüşleri.

A8 numunesinde A01 numunesine nazaran meydana gelen mukavemet kaybı akma ve çekme dayanımında %20 civarındadır. A16 numunesindeki mukavemet kaybı ise akma dayanımında %42,9, çekme dayanımında %40,1 dolaylarındadır. Ancak, bu kayıpların kaynak parametrelerinin optimize edilmesi ile daha da aşağıya çekilmesinin mümkün olabileceği düşünülmektedir. Burada gözden kaçırılmaması gereken husus, kaynak bölgesinde mutlak surette meydana gelecek olan mukavemet kaybının, kaynak kusurlarından (gözenek, çatlak, kaynak kök kısmının kaynamaması vs.) ziyade ısı girdisinden kaynaklanacağıdır. Yani kaynak esnasındaki sıcaklık etkisi ile çökelti

partiküllerinin irileşmesi oranında meydana gelen aşırı yaşlanma sonucu yaşanacak olan mukavemet kaybıdır. Bu yüzden, kaynak edilen T4 koşuluna sahip 2024 Al-alaşımının kaynaksız aynı koşullarındaki mukavemet değerlerine kaynak sonrası hiçbir ısıl işlem uygulanmadan asla ulaşamaz.

Uzama değerlerine bakıldığında ise, tüm numunelerde önemli ölçüde uzamanın düştüğü görülmektedir. A8 numunesinde bile uzama oranındaki kayıp %60 civarındadır. En yüksek mukavemet kaybına sahip olan A16 numunesinde ise uzama oranındaki kayıp %80'in de üzerindedir. A8 numunesindeki uzama oranının düşmesi, yüksek ısı girdisi ile iri çökelti partiküllerinin oluşumu (aşırı yaşlanma) ve birleşme ara yüzelerinin (TEB ve kaynak merkezi ara yüzeyi) farklı tane yapısından kaynaklanmaktadır. Çünkü, yaşlandırılmış T6 koşulundaki 2024 Al-alaşımındaki uzama oranının %5-8 civarında olduğu düşünülürse, T4 koşulundaki A8 numunesinin temel malzeme bölgesinde bağdaşık vaziyette bulunan çökeltme bölgelerinin bağdaşık olmayan düzene geçerek irileşmeleri sürecinde, uzama oranının önemli ölçüde düşmesi doğal bir sonuçtur. Isı girdisinin az olduğu kaynak kök kısmında yetersiz bağlantı tespit edilen A16 numunesindeki uzama oranının daha da düşük çıkması ise zayıf birleşmeden kaynaklandığı açıktır.

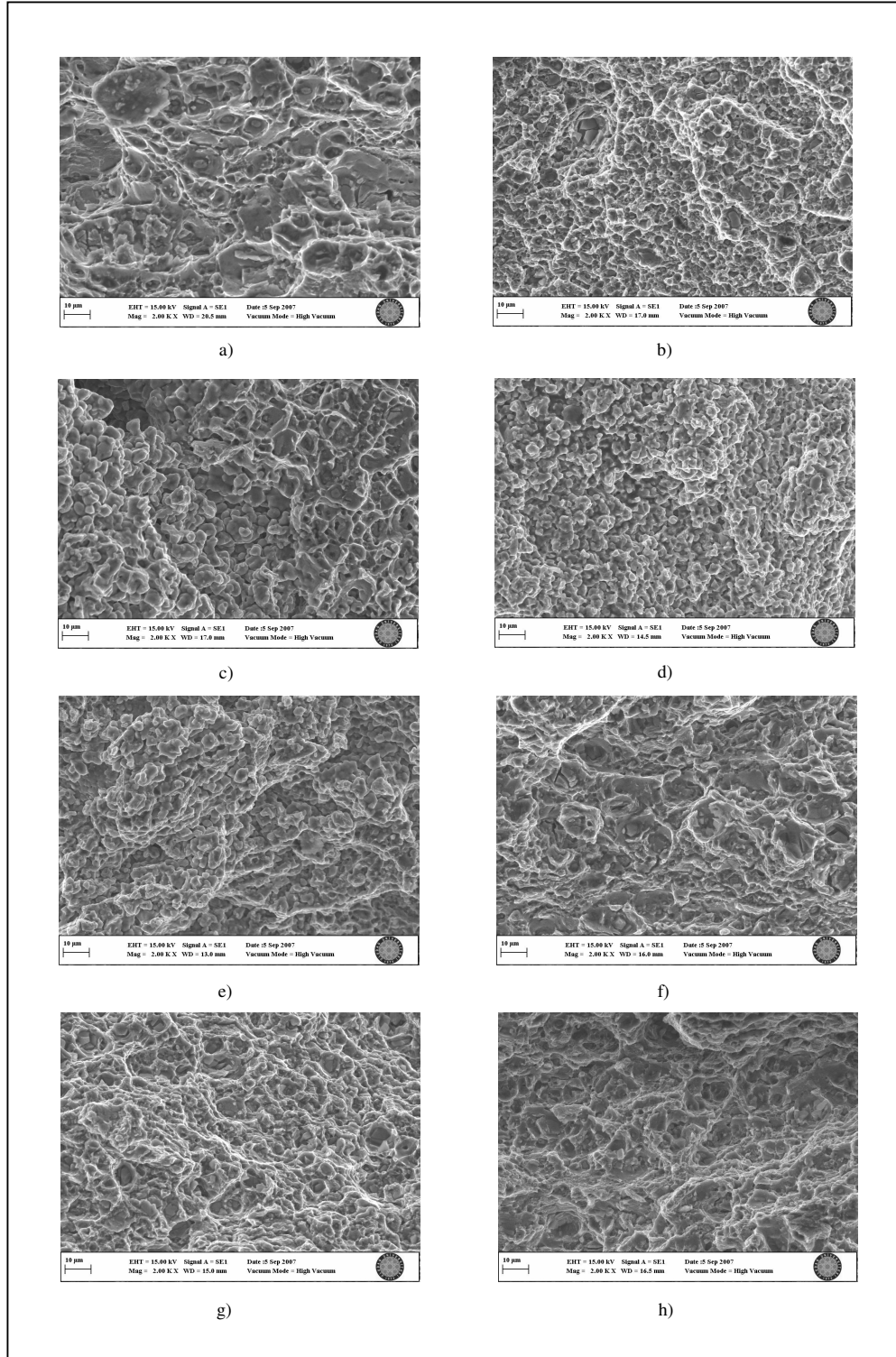
Kaynak edilen numunelerde kırılmalar daha ziyade kaynak yönüne göre ilerleme tarafında meydana gelmiştir. Bu da gösteriyor ki, SKK yöntemi ile kaynak edilen T4 koşulundaki numunelerde kaynak bölgesinin her iki tarafında da farklı mukavemet değerlerine sahip bölgeler ortaya çıkmıştır. Çıkan sonuçlardan da, geri çekilme tarafının ilerleme tarafına göre daha mukavemetli olduğunu söyleyebiliriz. Bu sonuçta kaynak bölgesinin farklı taraflarındaki farklı ısı girdisi ve farklı plastik akış ve deformasyonun meydana gelmesi ile ilişkilidir.

Şekil 3.26'da numunelerin kırılma yüzeyi SEM görüntüleri verilmiştir. Düşük ısı girdisi sağlayan kaynak parametreleri ile kaynak edilmiş numunelerin (A16 – A17 - A18) kırılma yüzeyi görüntülerinden, yetersiz ısıdan dolayı tanelerin tam anlamıyla birleşmesinin ve kaynamasının sağlanamamış olduğu görülmektedir (Şekil 3.26 c, d ve e). Özellikle daha yüksek ilerleme hızıyla kaynak edilmiş A16 ve A17 numunelerinde

bu durum daha da belirgindir. Bu numunelerin kırılma yüzeylerindeki ince tane yapısı da kırılmaların kaynak merkezinde meydana geldiğini destekler niteliktedir. Yeterli ısı girdisi sağlanıp (daha düşük ilerleme hızıyla) kaynak edilen numunelerde ise nispeten sünek tarzda kırılmalar gözlenirken, temel malzeme A01 numunesinde olduğu kadar olmasa da klivaj düzlemleri de göze çarpmaktadır.

Takım pim boyunun parça kalınlıklarına çok daha yakın seçilmesi ile mukavemet kaybında rol oynadığı düşünülen kaynak kök kısmı hatası ortadan kaldırılabılır. Bunun yanı sıra, özellikle kaynak parametrelerinden ilerleme hızının düşük tutulması ile de yeterli ısının sağlanması sonucunda problem ortadan kaldırılabilmiştir. Bu suretle, çalışmaların devamında 2140 dev/dak ve 40 mm/dak'lık kaynak parametrelerinin kullanılmasının yerinde olacağı düşünülmüştür. Ancak, bu tip çökelme sertleşmesinin etkin olarak gerçekleştiği alaşımlarda, kaynak bağlantısının mukavemeti açısından kaynak esnasında ortaya çıkan sıcaklığın da çok önemli bir parametre olduğu aşikârdır. Bu yüzden, kaynak esnasındaki en düşük sıcaklık ile en yüksek mukavemeti sağlayacak tarzda önlemlerin de alınmasına azami derecede özen gösterilmelidir. Yapılan çalışmada, düşük sıcaklık meydana getiren kaynak parametreleri ile kaynak edilen A19 numunesinde çok az da olsa daha yüksek mukavemet değerleri elde edilebilmiştir. Fakat bu farklılık, çalışmalarımızda dikkate değer değildir. Bu yüzden, çalışmalarımızda A8 numunesinin kaynak parametrelerinin kullanılmasının bir sakınca teşkil etmediği düşünülmüştür. Çünkü çalışmanın amacı, 2024 Al-alaşımı için kaynak parametrelerinin optimizasyonu olmayıp kaynak öncesi ve sonrası ısıl işlemlerin kaynak bağlantıları üzerindeki etkilerinin belirlenmesidir.





Şekil 3.26. Kırılma yüzeyi SEM görüntüleri. a) A01; b) A8; c) A16; d) A17; e) A18; f) A19; g) A20; h) A21.

### 3.2.2.4. Korozyona tabi tutulan numunelerin çekme deneyi sonuçları

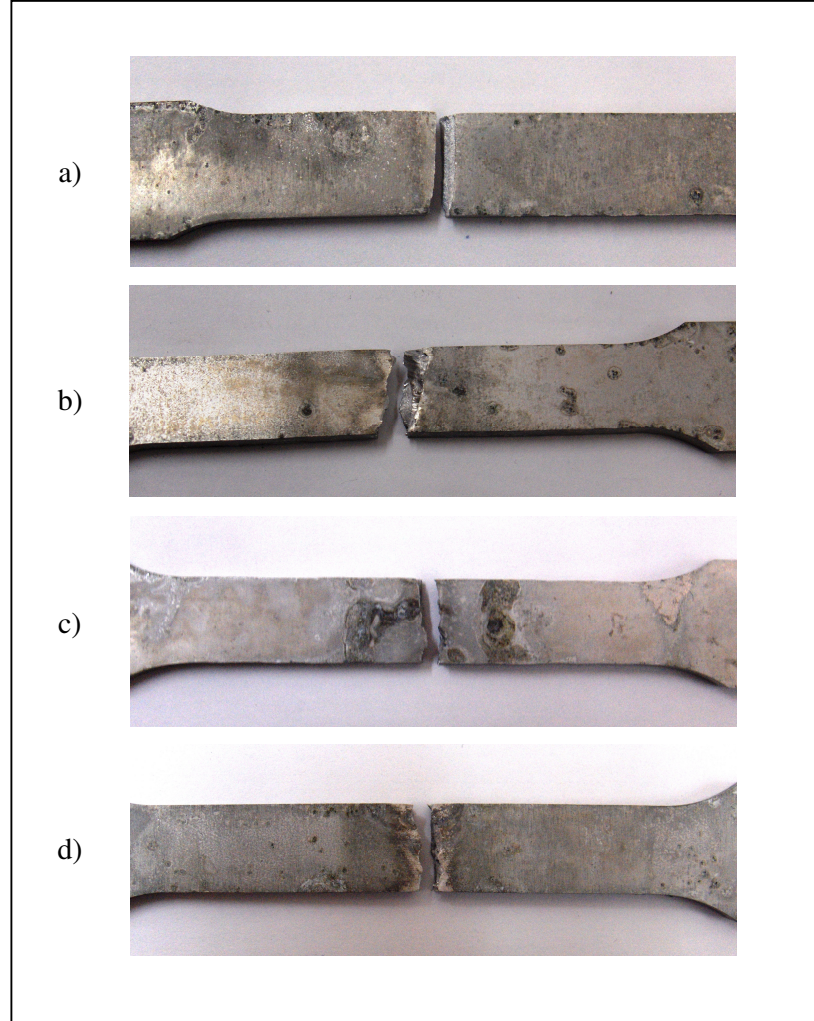
Temel malzeme özellikleri T4 koşulu olan 2024 Al-alaşımını farklı kaynak parametreleriyle SKK tekniği ile kaynak edildikten sonra korozyon deneylerine tabi tutulmuşlardır. Elde edilen bu numunelerin çekme deneyi sonuçları ve korozyon sonrası meydana gelen çekme özelliklerindeki kayıpları Çizelge 3.7’de görülebilir. A16 – A17 – A18 ve A20 numuneleri daha önceki bölümde belirtildiği gibi kaynak hatalarına sahip olmalarından dolayı çekme deneyi sonucundaki kırılmaları kaynak merkezinde meydana gelmiştir. Bu sebepten ötürü kaynak hatalarına sahip bu numunelerin korozyon deneylerine tabi tutulmasına gerek duyulmamıştır. Bu numuneler korozyon deneylerine tabi tutulmuş olsalar bile kırılmalar yine öncelikli olarak kaynak hatalarından kaynaklanmış olacaktır.

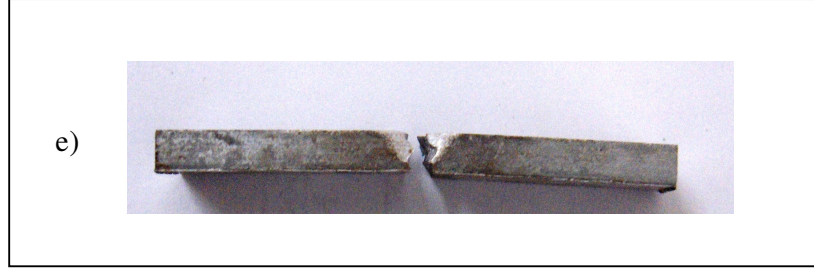
Çizelge 3.7. Farklı kaynak parametreleri ile kaynak edilen T4 koşulundaki 2024 Al-alaşımını numunelerinin korozyon sonrası çekme deneyi sonuçları ve meydana gelen kayıplar.

Numune	$R_{p0.2}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_{p0.2}$ Değerindeki Kayıp [%]	$R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ Değerindeki Kayıp [%]	A [%]	A Değerindeki Kayıp [%]	Kopma Bölgesi
A01K	328	6,6	461	6,3	19,1	12,8	-
A8K	259	7,2	362	6,9	7,7	14,4	Geri çekilme tarafında kaynak merkezi TEB ara bölgesi
A19K	264	7,7	370	6,1	7,3	12	İlerleme tarafında KM ve TEB ara yüzeyi
A21K	257	6,9	346	7,2	5,7	12,3	Kaynak merkezi

Korozyon sonrası, kaynaklı tüm numunelerdeki kırılmalar yine diğer bölgelere göre daha düşük mukavemete sahip olan kaynak merkezi civarında meydana gelmiştir. Aynı temel malzeme özelliklerine sahip kaynaklı numunelerde korozyon sonrası çekme kayıpları da birbirlerine yakın değerlerde olduğu görülmektedir (Çizelge 3.7). Bu durum, söz konusu bu numunelerin kaynak sonrası içyapılarının ve çökme durumlarının birbirine benzer olması ile ilişkilidir. Ancak, temel malzemeye oranla kaynaklı numunelerdeki korozyon sonucu oluşan kayıp bir miktar daha fazla olmuştur.

Korozyon sonucu meydana gelen korozif etkiye genel olarak bakıldığında, kaynak merkezinin daha az etkilendiği buna karşın aşırı yaşlanmanın meydana geldiği TEB ve ITAB bölgelerinin (özellikle ITAB bölgesinde) ise korozyona karşı daha hassas olduğu görülmüştür (Şekil 3.27) (Wadeson ve ark. 2006, Squillace ve ark. 2004, Corral ve ark. 2000). Buna istinaden, bu numunelerdeki kırılmalar korozyona daha hassas olan bu bölgelerde meydana gelmeyip kaynak merkezine daha yakın bölgelerde gerçekleşmiştir. Bu sonuç şöyle açıklanabilir; kaynak merkezine yakın olan bölgelerdeki çekme özellikleri belirlenen korozyon süresi içerisinde halen bu bölgelerdekinden (TEB ve ITAB bölgeleri) çok daha düşük değerlerde kalmıştır. Çok daha uzun korozyon sürelerinde ise kırılmanın ITAB bölgesinde meydana gelmesi de öngörülebilir.



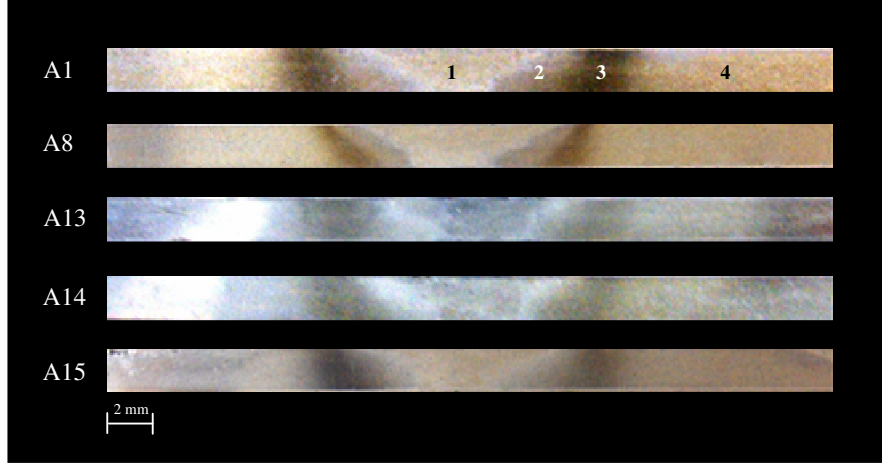


Şekil 3.27. Farklı kaynak parametreleri ile kaynak edilen T4 koşulundaki 2024 Al-alışımı numunelerinin korozyon sonrası mukavemet kaybına sebebiyet veren pitting oluşumları. a) A01K; b) A8K; c) A19K; d) A21K; e) A21K (kesit).

### 3.2.3. Farklı temel malzeme özelliklerine sahip 2024 Al-alışımalarının kaynak edilmesi

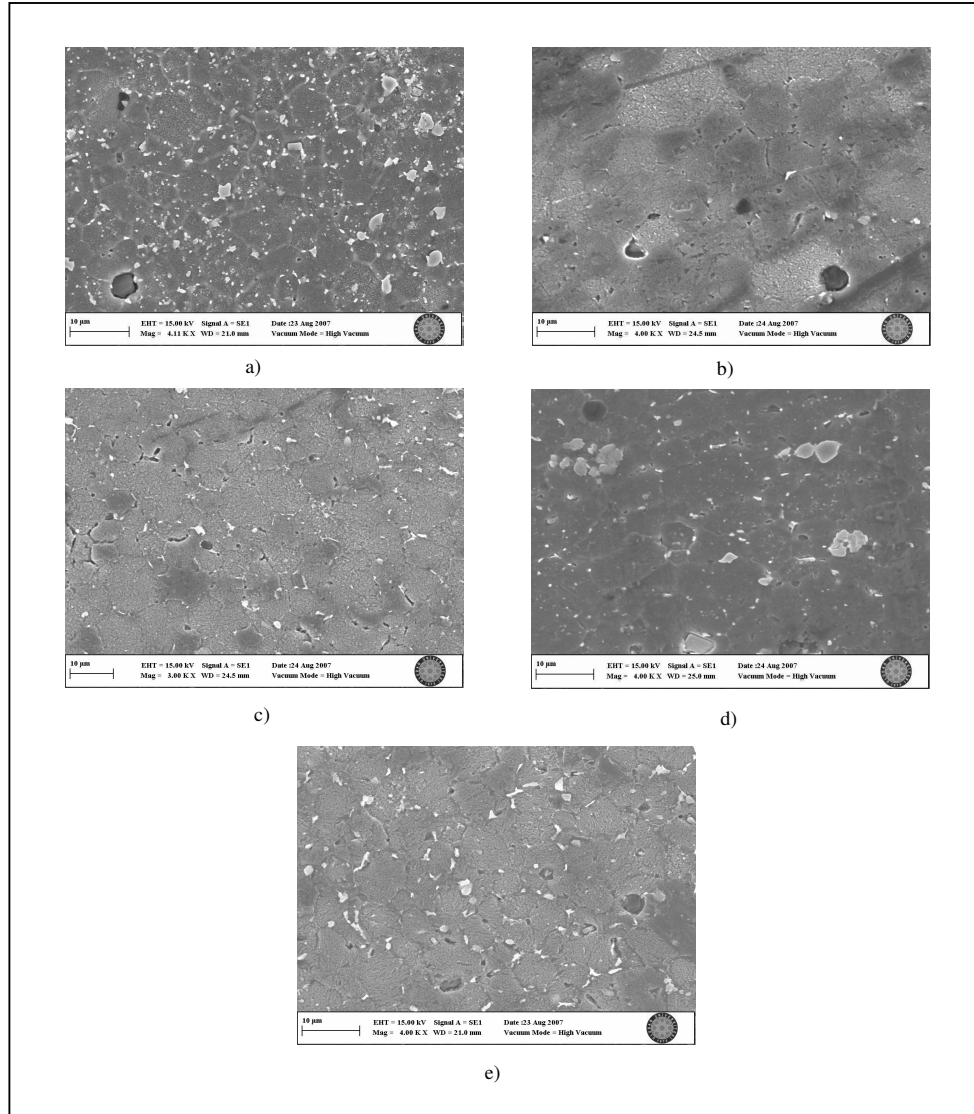
#### 3.2.3.1. Kaynak bölgesi içyapıları

Farklı temel malzeme özelliklerine sahip 2024-Al alışımı numunelerinin kaynak bölgesi makro görünümleri Şekil 3.28’de verilmiştir. Bu şekilden SKK yöntemi ile kaynak edilen 2024-Al alışımlarında 4 farklı karakteristik bölge görülmektedir. Kaynak merkezi (karıştırma bölgesi), TEB, ITAB ve temel malzeme bölgeleridir (Zhou ve ark. 2006, Attallah ve ark. 2005, Genevois ve ark. 2005). Numunelerin temel malzeme özelliklerine bağlı olarak kaynak esnasında ortaya çıkan sıcaklığa izafeten kaynak bölgesi makro görünümünde bazı farklılıklar göze çarpmaktadır. T6 temel malzeme özelliklerine sahip A13 ve A14 numunelerinde ITAB bölgeleri diğer numunelere nazaran daha az belirgindir (etkilenme daha az). Aşırı doymuş katı eriyik temel malzeme özelliklerine sahip A1 numunesinde ise çok etkin çökelme potansiyelinden dolayı ITAB bölgesinde çökelmenin varlığı çok belirgin kontrast yoğunluğu ile ortaya çıkmaktadır. T4 temel malzeme koşuluna sahip A8 numunesindeki ITAB bölgesi ise diğer numunelere nazaran daha dar ve A13 - A14 numunesine göre daha belirgindir.



Şekil 3.28. Farklı temel malzeme özelliklerine sahip numunelerin kaynak bölgesi makro görüntüleri.(1-KM (karıştırma bölgesi); 2-TEB; 3-ITAB; 4-TM).

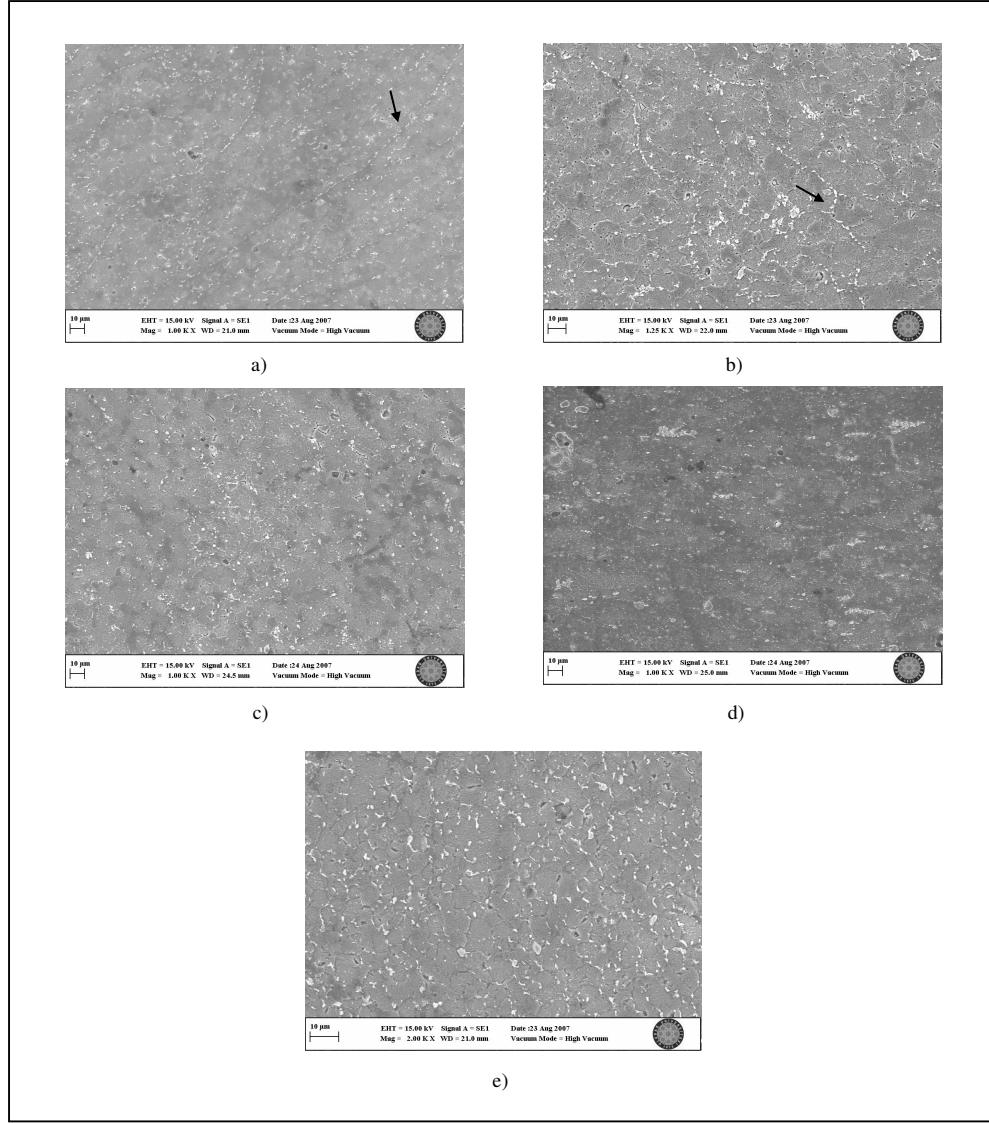
Temel malzeme içyapıları daha önceki bölümlerde verilen numunelerin yeniden kristalleşmiş tane yapısına sahip kaynak merkezi içyapıları Şekil 3.29’da verilmiştir. Sıcaklığın 500 °C’ye ulaştığı ve yüksek miktarda plastik deformasyona uğramış numunelerin kaynak merkezleri tamamıyla yeniden kristalleşmiştir (Murr ve ark. 1997). Numunelerin kaynak merkezi ortalama tane büyüklükleri: A1 numunesi için 4–8  $\mu\text{m}$ , A8 – A13 ve A14 numuneleri için 10–16  $\mu\text{m}$ , A15 numunesi için 6–10  $\mu\text{m}$  civarındadır. Buna karşın kaynaklı numunelerin temel malzeme tane büyüklükleri ortalama 25–35  $\mu\text{m}$  arasında değişmektedir. Temel malzeme özellikleri açısından yüksek çökeltme potansiyeline sahip A1 numunesinin kaynak merkezi tane yapısı diğer numunelere göre daha küçüktür. Çünkü bu numune kararsız ve yüksek enerjiye sahiptir. Ayrıca, bu numunede yeni çökelti için çekirdek oluşumu itici gücün hayli yüksek olmasından dolayı bu bölge içyapısında diğer numunelere nazaran kararlı  $\Omega$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) fazları (açık renkli partiküller) daha baskındır (Şekil 3.29.a). Bunun yanında, katı eriyiğe alma sıcaklığından havada soğutulan A15 numunesinde ise, kararlı  $\Omega$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) fazları daha ziyade tane sınırlarındadır (Şekil 3.29.e). Bu numunelerin kaynak merkezlerindeki küçük tane yapılarına bağlı olarak mekanik özelliklerinde belirli iyileşmeler görülecektir. Ancak, bundan da önemlisi bu bölgedeki mekanik özellik değerlerinin daha ziyade çökeltme durumundan etkileneceğidir.



Şekil 3.29. Numunelerin kaynak merkezi SEM görüntüleri. a) A1; b) A8; c) A13; d) A14; e) A15.

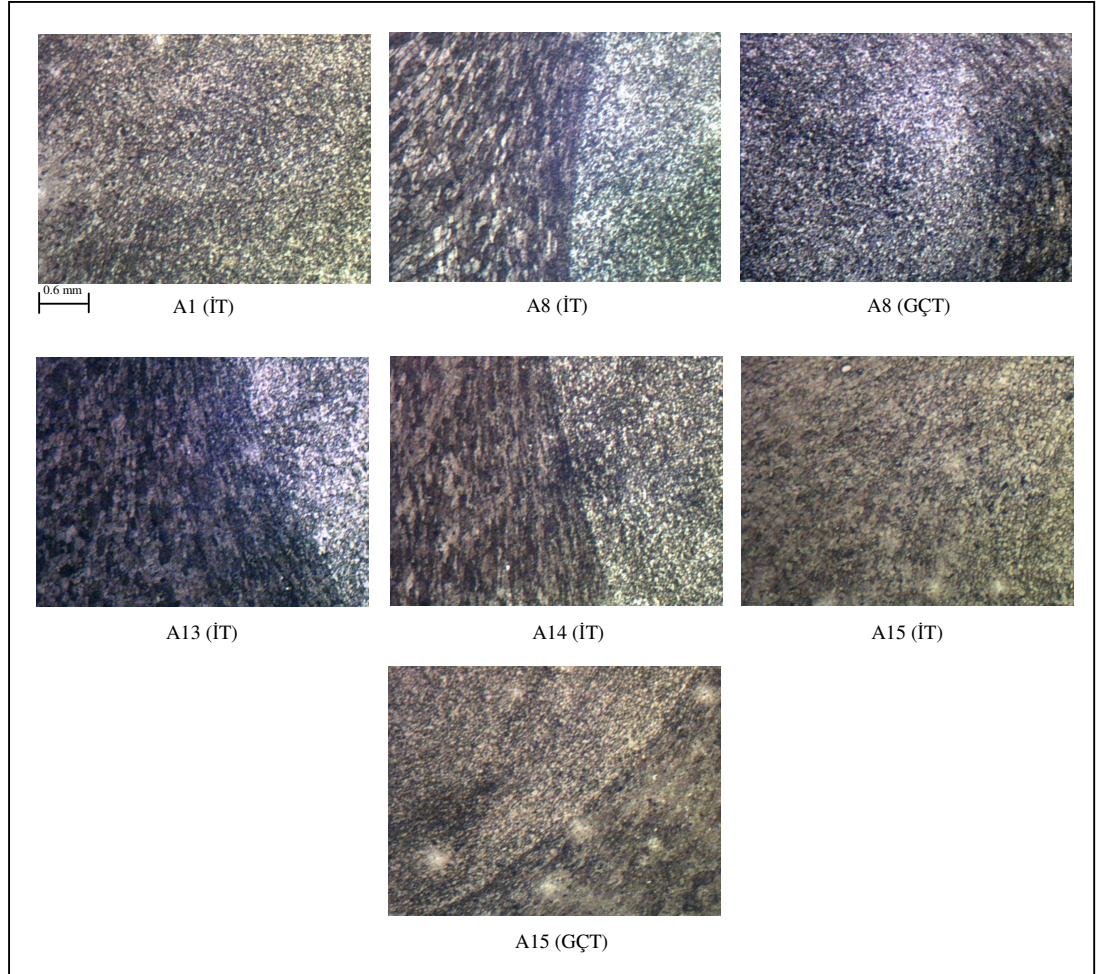
Numunelerin kaynak merkezlerine daha küçük büyütmelerle bakıldığında ise bazı numunelerde (A1 ve A8 numuneleri) karıştırma çizgilerinin (plastik deformasyon izleri) soğan halkaları şeklindeki oluşumları göze çarpmaktadır (Şekil 3.30 a ve b) (Sutton ve ark. 2004, Chen ve ark. 2006). Bu numunelerdeki çökelti partiküllerinin bu karıştırma çizgileri boyunca sıralandıkları görülmektedir. Çökeltme için çökeltme potansiyeli yüksek kararsız yapılarda öncelikle çökelmeler bu çizgiler boyunca meydana gelmiştir.

Temel malzeme özellikleri açısından yapay olarak yaşlandırılan A13 ve A14 numuneleri ile normal soğuma koşullarına sahip kararlı A15 numunesinde ise soğan halkaları oluşumları ile karşılaşılmalıdır. Çünkü bu numuneler çökelme için nispeten daha kararlı yapılarıdır (Şekil 3.30 c,d ve e).



Şekil 3.30. Numunelerin kaynak merkezindeki soğan halkaları oluşumları. a) A1; b) A8; c) A13; d) A14; e) A15.

Numunelerin kaynak merkezi ile TEB bölgeleri arasındaki geçiş ara yüzeyleri de Şekil 3.31’de görülmektedir. A1 numunesi ile A15 numunesinin ilerleme taraflarında belirgin bir ara yüzey oluşmamışken, kaynak öncesi doğal veya yapay olarak yaşlandırılan numunelerin (A8, A13 ve A14 numuneleri) ise ilerleme taraflarında çok belirgin ve keskin bir ara yüzeyin varlığı söz konusudur. A8, A13 ve A14 numunelerinin çekme deneyleri sonucundaki kırılmaları da bu belirgin ara yüzey bölgesinde meydana gelmiştir. A15 numunesi haricinde de numunelerin geri çekilme taraflarında kaynak merkezi ve TEB arasında bu kadar ayırt edici bir ara yüzey bölgesi oluşmamıştır.



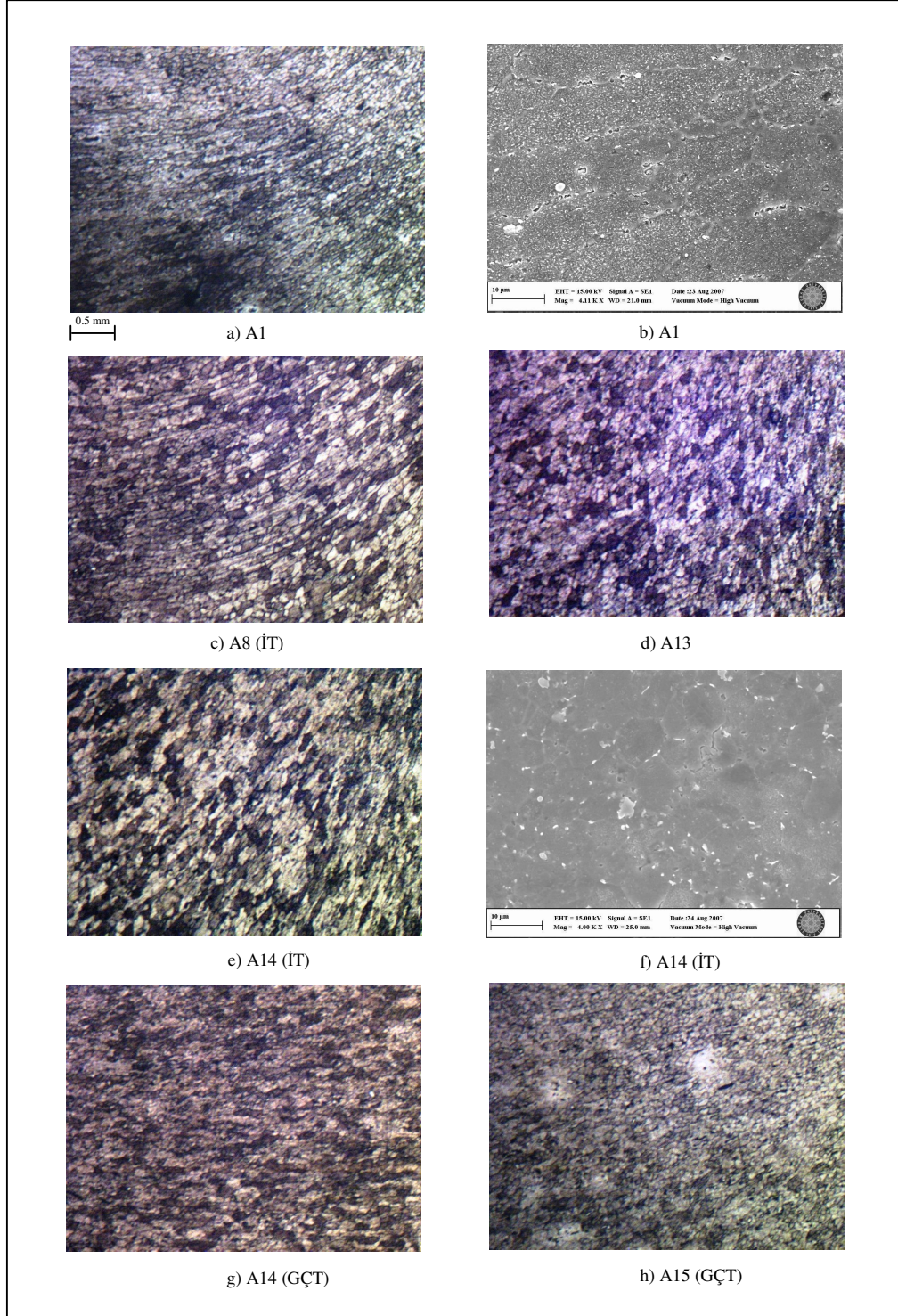
Şekil 3.31. Kaynak merkezi ve TEB arasındaki geçiş ara yüzeylerinin ışık mikroskobu görüntüleri (50x).

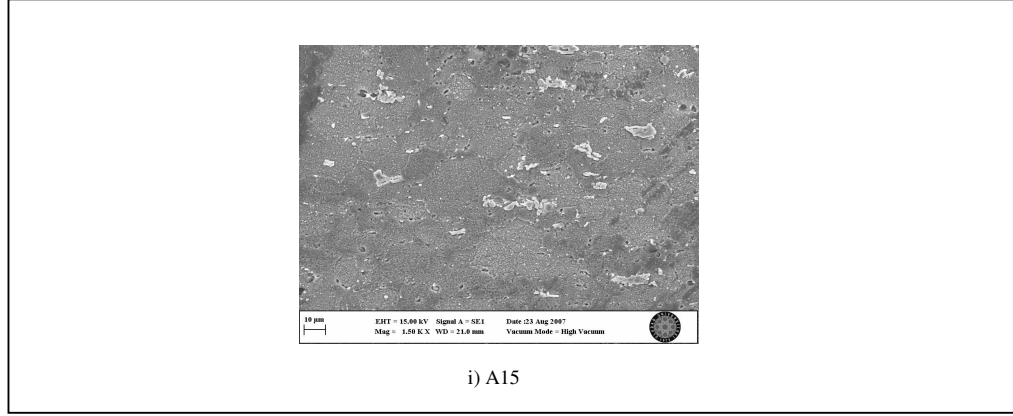


Bazı numunelerin karakteristik TEB bölgesi tane yapıları ve çökeltme durumları da Şekil 3.32’de verilmiştir. TEB bölgesinde karıştırma esnasındaki mekanik etki sonucu başlangıç tane yapılarının döndürülmüş ve sıcaklık etkisiyle de kaynak merkezine yakın olan kısımlarda da yeniden kristalleşmenin kısmen başladığı görülmektedir. Bu bölgede karıştırma esnasındaki plastik şekil değişimi ve nispeten yüksek sıcaklık (350–450 °C) (Frigaard ve ark. 2001) nedeniyle çökelti partiküllerinin irileşmesi ve kabalaşması neticesinde düşük sertlik değerleri ortaya çıkmıştır. TEB bölgesindeki tane boyutu, önemli sayılabilecek ölçüde kaynak merkezi tane boyutundan büyüktür. Bu bölgenin tane yapısı diğer kaynak bölgeleri ile karşılaştırıldığında, uzamış tane yapısına sahip olduğu görülmektedir (uzunlukları 15-40 µm genişlikleri 5-20 µm civarında). Bunun yanında, özellikle yüksek çökeltme potansiyeline sahip A1 numunesinin tane içlerinde yüksek yoğunlukta çökelti partikülleri mevcuttur (Şekil 3.32 b). Jones ve ark. (2005), bu partiküllerin daha ziyade kaynak esnasındaki ısı çevrimden dolayı elde edilen kabalaşmış ve aşırı yaşlanma safhasına geçmiş S ( $Al_2CuMg$ ) fazları olduğunu tespit etmişlerdir. TEB ve ITAB bölgelerindeki sertlik düşüşlerinin ana sebebi de budur. Temel malzeme özellikleri açısından doğal ve yapay olarak yaşlandırılmış numunelerin (A8-A13 ve A14 numuneleri) tane yapıları ise benzerlik içerisindedir ve tane yapıları A1 ve A15 numunelerine göre daha belirgindir. Bu durumun temel malzeme çökeltme potansiyelleri ile ilişkisi olduğu açıktır. A15 numunesinin TEB bölgesinde oluşmuş olan kararlı iri  $\Omega$  ( $Al_2Cu$ ) partikülleri de Şekil 3.32.i’de görülmektedir. Zira bu numunenin bu bölgesindeki sertlik değerleri diğer numunelere göre bu yüzden çok düşük kalmıştır.

Numunelerin ITAB bölgesi tane yapıları ve çökelti durumları da Şekil 3.33’de verilmiştir. Bu bölgede, mekanik etki (plastik deformasyon) ve sıcaklık başlangıç tane yapısını değiştirecek ölçüde değildir ve temel malzeme tane yapısı korunmuştur. Bu bölge sadece çökeltme durumu açısından ısı tesiri altında kalmıştır. Temel malzeme koşullarına bağlı olarak çökelti partiküllerinin irileşmesi ise bu bölgede önemli sertlik düşüşlerine sebebiyet vermiştir (Şekil 3.34). Ancak bu bölgedeki sertlik değerleri temel malzeme tarafına yaklaştıkça yükselmektedir. Yani, kaynak esnasında ortaya çıkan sıcaklığın kaynak bölgesinden uzaklaştıkça düşmesiyle ITAB bölgesinin kendi içinde de sertlik değerleri değişecektir; TEB bölgesine yakın olan kısımda aşırı yaşlanma meydana gelirken diğer kısımda ise bunun aksine yaşlanma sertleşmesi

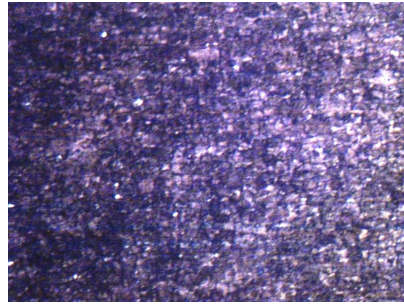
mekanizmalarının çalışması neticesinde sertlik artışları gözlenmektedir. Tabî ki bu durum temel malzeme özelliklerinden şiddetle etkilenmiştir.



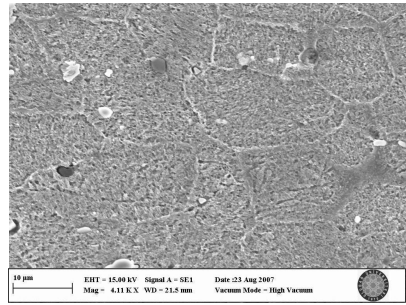


Şekil 3.32. Numunelerin TEB bölgeleri içyapılarının ışık mikroskobu (a,c,d,e,g,h) (50x) ve SEM (b,f,i) görüntüleri.

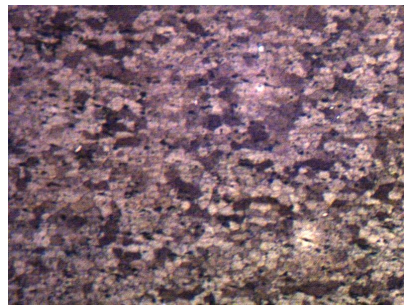
Aşırı doymuş katı eriyik temel malzeme özelliklerine sahip A1 numunesinin ITAB bölgesi yaşlandırılmış temel malzeme özelliklerine sahip numunelerinkine (A8-A13 ve A14 numuneleri) nazaran daha fazla etkilenmiştir. Çünkü bu numune çökeltme potansiyeli en yüksek numunedir. Zira bu bölgedeki en etkin çökeltmenin bu numunede meydana geldiği görülmektedir (Şekil 3.33 b). Bu numunenin taneleri içinde oluşan S ( $Al_2CuMg$ ) partikülleri diğer numunelere nazaran daha belirgin ve daha kabadır (aşırı yaşlanma). Bu da, bu numunedeki sertlik düşüşünün diğer yaşlandırılmış temel malzeme özelliklerine sahip numunelerinkinden daha fazla olacağını gösterir. Temel malzeme özellikleri açısından kararlı yapıdaki havada soğutulan A15 numunesinin ITAB bölgesinde ise tane içlerinde bulunan sertleştirici S ( $Al_2CuMg$ ) çökelti partiküllerine ilaveten tane sınırlarında da kararlı kaba  $\Omega$  ( $Al_2Cu$ ) fazları mevcuttur (Şekil 3.33 i ve j). Bu da, bu numunedeki çok düşük sertlik değerlerini izah etmektedir (Şekil 3.34).



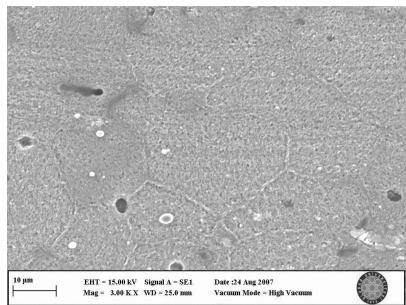
a) A1



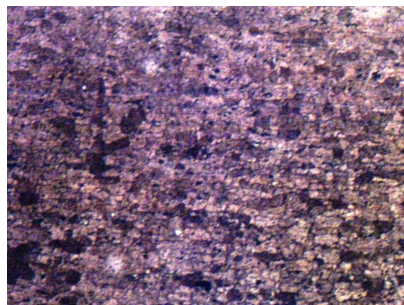
b) A1



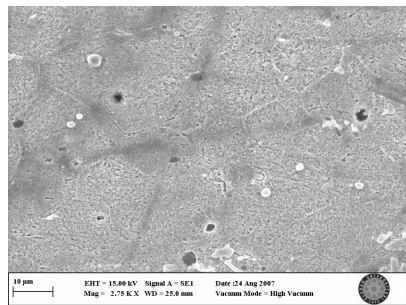
c) A8



d) A8



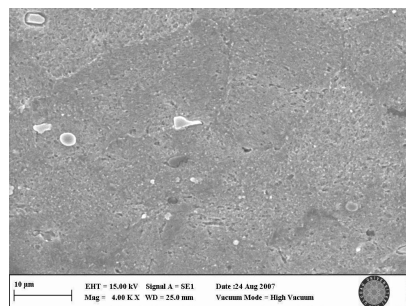
e) A13



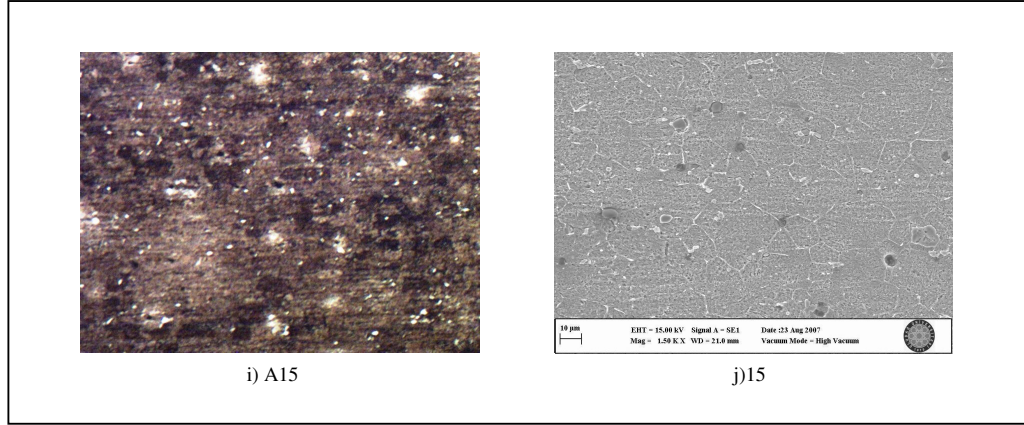
f) A13



g) A14



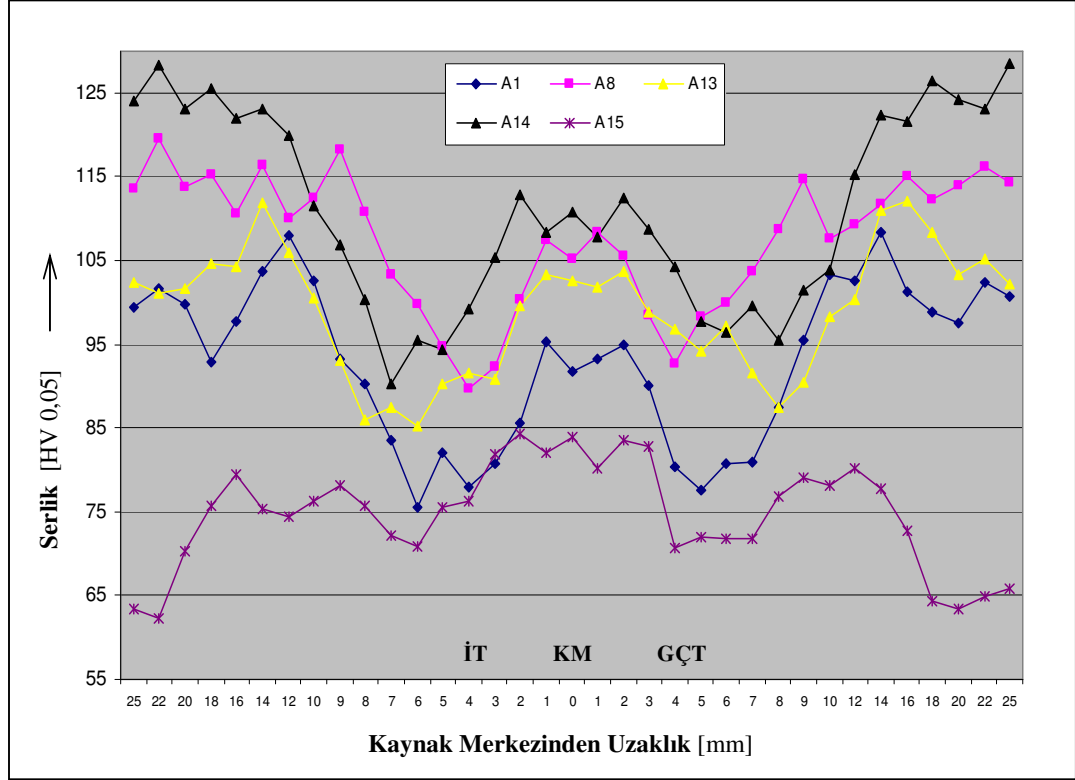
h) A14



Şekil 3.33. Numunelerin ITAB bölgeleri içyapılarının ışık mikroskobu (a,c,g,e,i) (50x) ve SEM (b,d,f,h,j) görüntüleri.

### 3.2.3.2. Kaynak bölgesi mikro-sertlik dağılımları

Farklı temel malzeme özelliklerine sahip 2024 Al-alaşımı numunelerinin SKK yöntemi ile kaynak edildikten sonraki kaynak bölgesi mikro-sertlik dağılımları Şekil 3.34’de görülebilir. Etkin çökeltme potansiyeline sahip Al numunesini ele alacak olursak, sertlik değerlerinin diğer numunelere (A15 numunesi haricinde) nazaran daha düşük kaldığı görülmektedir. Temel malzeme bölgesinde meydana gelen sertleşme, numunenin kaynak sonrası oda sıcaklığında tutulmasıyla meydana gelen doğal yaşlandırmadan kaynaklanmıştır. ITAB bölgesinin temel malzemeye yakın bölümlerinde, ilerleme ve geri çekilme taraflarındaki kaynak merkezinden 10-14 mm uzaklıklarda maksimum sertlik değeri yaklaşık 107 HV’dır. Yeterli sıcaklık sonucu meydana gelen yaşlanma neticesinde çok ince S fazı oluşumu ile sertlik bu bölgede bir miktar yükselmiştir. Ancak sıcaklığın daha yüksek değerlerde bulunduğu ITAB ve TEB bölgelerinde ise ısınma ve soğuma esnasında meydana gelen çok etkin çökeltme potansiyeline bağlı olarak (itici gücün fazla olması) sertlik değerlerinde önemli ölçüde düşüşler görülmüştür. Bu numunenin bu bölgelerinde kaynak esnasındaki yüksek sıcaklıklarda iri çökelti partiküllerinin oluşumu ile çökeltme sertleşmesi kısmen ortadan kalkmıştır. Sertlik, TEB ve ITAB arasında yaklaşık 75 HV değerine kadar düşmüştür.



Şekil 3.34. Farklı temel malzeme özelliklerine sahip 2024 Al-alaşımlarının kaynak bölgesi mikro-sertlik dağılımları.

Kaynak öncesinde yaşlandırma işlemlerine tabi tutulan numuneler (A8, A13 ve A14 numuneleri) göz önüne alındığında ise, ilerleme ve geri çekilme taraflarındaki ITAB ve TEB bölgelerinde temel malzemeye oranla önemli sertlik düşüşleri ile karşılaşmıştır. Frigaard ve ark.'na (2001) göre TEB bölgesinde ortaya çıkan 350–450 °C sıcaklık değerleri ile ITAB bölgesinde ortaya çıkan 250–350 °C sıcaklık değerleri TEB ve ITAB ara bölgelerinde ciddi sertlik düşüşleri meydana getirmiştir. A15 numunesi haricindeki tüm numunelerde meydana gelen en düşük sertlik değerleri bu bölgede elde edilmiştir. Bu bölgede, kaynak ısıl çevrimi sonucunda ince S ( $Al_2CuMg$ ) çökelti partikülleri irileşerek aşırı yaşlanma safhasına geçilmiştir. Temel malzeme sertlik değerleri sırasıyla 102 HV, 126 HV ve 114 HV olan A13, A14 ve A8 numunelerinin TEB ve ITAB bölgeleri arasında elde edilen en düşük sertlik değerleri sırasıyla 85 HV, 90 HV ve 90 HV civarındadır. ITAB bölgesinin temel malzeme bölgesine bitişik olan kısmında ise çok ince S partiküllerinin varlığı ile yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir. Daha

sonraki bölge ise temel malzeme bölgesi olup kaynak ısıl çevriminden etkilenme söz konusu değildir.

Tüm numunelerin kaynak merkezindeki sertlik değerlerinin ITAB ve TEB bölgelerindeki değerlere göre nispeten daha yüksek olması, yeniden kristalleşmeden kaynaklanan ince tane yapısına ve bu bölgenin kaynak esnasında yeniden solüsyonuna alınıp soğuması neticesinde oluşabilecek ince S ( $Al_2CuMg$ ) çökelti partiküllerine bağlanabilir. Şunu da belirtmek gerekir ki, A15 numunesi haricinde, kaynak merkezlerinde elde edilen nispeten yüksek sertlik değerleri her numunede mutlak surette temel malzeme sertliklerinden daha düşük değerlerde kalmıştır.

Numuneler içerisinde en düşük sertlik değerleri temel malzeme özellikleri açısından havada soğutulan kararlı yapıdaki A15 numunesinde elde edilmiştir. En yüksek sertlik değerleri ise temel malzeme özellikleri açısından yaşlandırılan numunelerde görülmüştür. Bunun sebebi, aşırı yaşlanma öncesi, söz konusu numunelerde çok fazla sayıda partikül oluşturulmuş olması esasına dayanan ön yaşlandırma etkisi olarak gösterilebilir (Demirci 2003). Kaynak öncesinde sahip olunan ısıl işlem koşulları, kaynak sonrası numunelerin mekanik özellikleri ile çok yakından ilişkilidir.

A15 numunesinin kaynak bölgesinde temel malzeme bölgesine göre daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir. En düşük sertlik değeri (~ 65 HV) temel malzeme bölgesindedir (Şekil 3.34). Buna bağlı olarak, mekanik özellik değerleri kaynak bölgesinde daha yüksek olup çekme deneyi sonucundaki kopmalar da daha düşük mekanik özelliklere sahip temel malzeme bölgesinde meydana gelmiştir (Çizelge 3.8).

Kaynaklı numunelerin ilerleme ve geri çekilme taraflarında belirgin sertlik farklılıkları göze çarpmamaktadır (Şekil 3.34). Bu da, kaynak bölgesinin her iki tarafının benzer içyapı oluşumuna sahip olduğunu gösterir. Ancak, çekme deneyindeki kopmaların ilerleme tarafında meydana gelmesi, kaynak merkezi ile TEB arasında oluşan ara yüzeyden kaynaklanır.

### 3.2.3.3. Çekme deneyi sonuçları

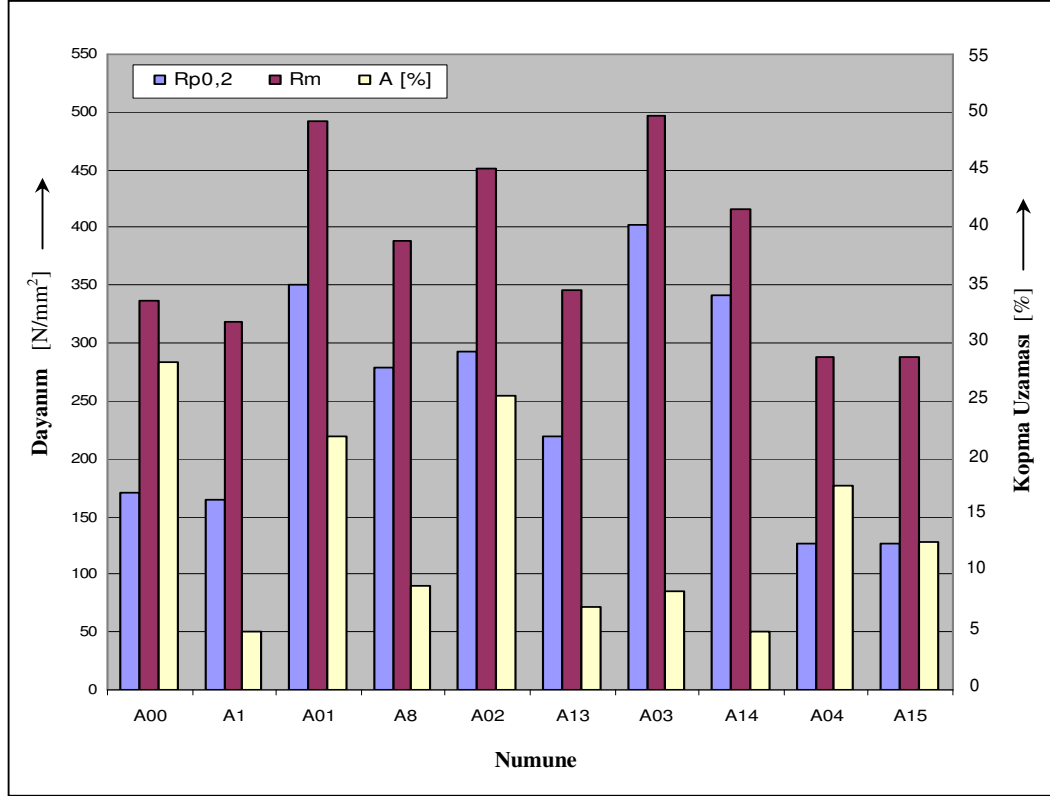
Farklı temel malzeme özelliklerine sahip 2024 Al-alaşımlarının SKK yöntemi ile kaynak edildikten sonraki çekme özellikleri Çizelge 3.8 ve Şekil 3.35'te verilmiştir.

Çizelge 3.8. Farklı temel malzeme özelliklerine sahip 2024 Al-alaşımı numunelerinin kaynak sonrası çekme deneyi sonuçları.

Numune	$R_{p0,2}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ]	A [%]	Kopma Bölgesi
A00 (Kaynaksız)	171	336	28,4	-
A01 (Kaynaksız)	351	492	21,9	-
A02 (Kaynaksız)	293	451	25,5	-
A03 (Kaynaksız)	403	496	8,6	-
A04 (Kaynaksız)	126	289	17,6	-
A1	165	318	5	İlerleme tarafında kaynak merkezi
A8	279	389	9	İlerleme tarafında kaynak merkezi TEB ara bölgesi
A13	220	346	7,1	İlerleme tarafında kaynak merkezi TEB ara bölgesi
A14	341	416	5,1	İlerleme tarafında kaynak merkezi TEB ara bölgesi
A15	Değerler A04 temel malzemesi ile aynı		12,8	Temel malzeme

Temel malzeme özellikleri aşırı doymuş katı eriyik halindeki A1 numunesinin SKK yöntemi ile kaynağında çekme özellikleri teknolojik anlamda düşük değerlerde kalmıştır. Ancak, bu numunenin çekme özellikleri yine de havada soğutulmuş yaşlandırılmayan A04 temel malzemesine göre daha yüksektir. Bu da, kaynak öncesi uygulanan su verme işleminden kaynaklanmaktadır. Yaşlandırılabilir Al-alaşımlarındaki bu tip kararsız numunelerin kaynak sonucu mukavemet değerlerinde meydana gelen düşüşlerin kaynak esnasında ortaya çıkan yüksek sıcaklıktan dolayı etkin çökeltme potansiyeline bağlı olarak iri çökelti partiküllerinin oluşumdan ileri gelir. Bu numunenin çekme özellikleri kaynak bölgesi sertlik değerleri ile de paralellik içerisindedir. Uzama oranında meydana gelen önemli düşüş kaynak merkezindeki çok ince tane yapısına ve oluşan gevrek iri  $\Omega$  (Al<sub>2</sub>Cu) çökelti partiküllerine bağlanabilir (Şekil 3.29.a). Nitekim bu tür kaynaklı numunelerde kopmaların da kaynak merkezinde meydana gelmiş olması bu durumu destekler niteliktedir.





Şekil 3.35. Farklı temel malzeme özelliklerine sahip 2024 Al-alaşımı numunelerinin çekme deneyi sonuçlarının karşılaştırılması.

Çökeltme potansiyeli için nispeten daha kararlı yapıdaki T4 koşuluna sahip numunelerin kaynağında, mukavemette %20 civarında bir kayıp söz konusu iken, uzama oranında ise yaklaşık olarak %60'lık bir düşüş meydana gelmiştir (A01 temel malzeme referansında A8 numunesi). Meydana gelen bu düşüşler, kaynak esnasında ortaya çıkan sıcaklık sonucu aşırı yaşlanmadan kaynaklanmaktadır. Bu tür numunelerin kaynak edilmesi sonucunda kararsız yapıdaki numunelere nazaran daha yüksek mukavemet ve uzama değerleri elde edilmiştir. Kaynak öncesi uygulanan T4 koşulu, kaynak sonrasında ön yaşlandırma etkisi yapmıştır. Çökeltme potansiyeli çok yüksek alaşımlarda söz konusu ön yaşlandırma etkisi çok daha düşük olup daha iri çökelti partikülleri meydana gelmiştir. Bu da, kaynaklı numunelerin mukavemet ve uzama değerlerinde önemli düşüşlere sebebiyet vermiştir.

Optimum çökme durumunu yakalayamamış A02 numunesinin (A01 numunesine göre daha kararsız yapılı) kaynağında ise, mukavemet değerlerinde %25 civarında bir kayıp meydana gelirken, uzama oranında da %70'in de üzerinde bir düşüş söz konusu olmuştur (A02 temel malzeme referansında A13 numunesi). Nispeten daha kararlı yapının kaynağı ile A1 numunesine göre bir miktar daha yüksek mukavemet değerlerinin eldesi yine ön yaşlandırma etkisine bağlanabilir (kaynak öncesindeki ısı işlem koşuluna). A8 numunesine göre de daha düşük mukavemet değerlerinin elde edilmesi, daha yüksek çökme potansiyeli ve kaynak öncesi uygulanan ısı işlem koşuluna bağlı olarak oluşan çökelti sayısı ve boyutları ile ilişkilidir.

Yaşlandırılmış numuneler içerisinde en kararlı yapıda (çökme potansiyeli açısından) olan A03 numunesinin kaynağında da, mukavemet değerlerinde %16'lık bir kayıp söz konusu iken, uzama oranında ise %40'lık bir düşüş meydana gelmiştir (A03 temel malzeme referansında A14 numunesi). Kaynaklı numuneler içerisinde en yüksek mukavemet değerleri, optimum şartlarda yaşlandırılan numunenin kaynağında yakalanabilmiştir. Uzama oranının nispeten düşük olması ise, temel malzemenin uzama oranının oldukça düşük olması ile ilişkilidir. A14 numunesinde elde edilen mukavemet değerleri kaynak sonrası hiçbir ısı işlem uygulanmasa dahi teknolojik alanda kendine yer bulacak ölçüde yüksektir. Bu mukavemet değerlerinin kaynak sonrası uygulanabilecek çeşitli ısı işlemlerle daha yüksek değerlere çıkarılabilmesi de olasıdır.

Kararlı yapıya sahip olan havada soğutulmuş A04 numunesinin (çökme potansiyeline sahip olmayan numune) kaynağında ise kaynak sonrasında elde edilen mukavemet değerlerinin temel malzeme ile aynı olduğu görülmüştür (A15 numunesi) (Çizelge 3.8). Nitekim kopmanın da temel malzeme bölgesinde meydana gelmesi bu durumu teyit eder niteliktedir. Ancak, uzama oranında ısıya bağlı olarak bir miktar kaybında olduğunu burada vurgulamak gerekir.

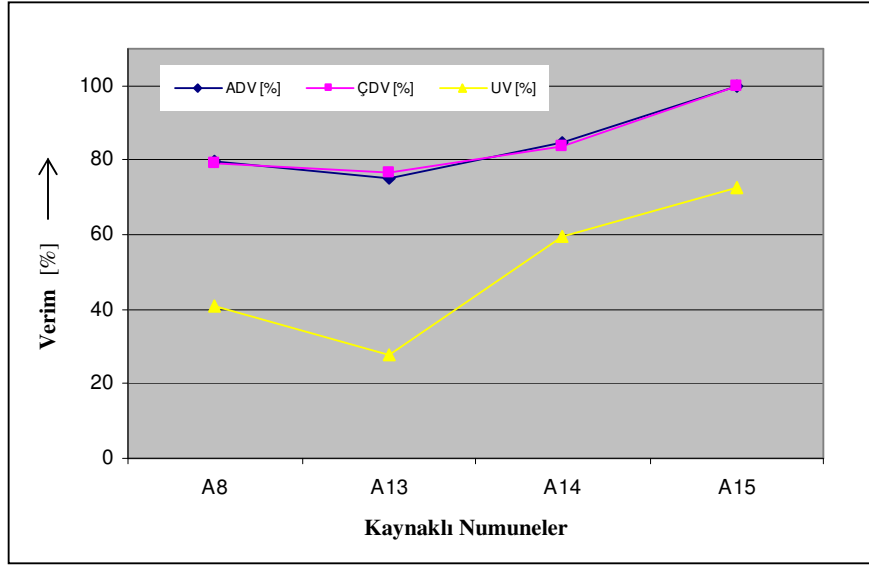
A1 numunesi haricinde çökme potansiyeli açısından temel malzeme iç yapısının nispeten yarı kararlı olması oranında kaynaklı numunelerde bir iyileşmenin varlığı göze çarpmaktadır (Çizelge 3.9 ve Şekil 3.36). Kaynaklı numunelerin mukavemet ve uzama oranı verimleri, kaynaklı haldeki çekme özelliklerinin temel malzeme çekme

özelliklerine izafe edilmesiyle bulunmuştur (Chen ve ark 2006). Temel malzemeler referansında en yüksek verim, katı eriyiğe alma işleminden sonra havada soğutulan yaşlandırılmamış tamamen kararlı içyapıya sahip A15 numunesinde elde edilmiştir.

Çizelge 3.9. Kaynaklı numunelerin mukavemet ve uzama oranı verimleri.

Numune	ADV [%]	ÇDV [%]	UV [%]
A8	79,5	79,1	41,1
A13	75,2	76,8	27,8
A14	84,6	83,8	59,3
A15	100	100	72,7

ADV: Akma Dayanımı Verimi; ÇDV: Çekme Dayanımı Verimi; UV: Uzama Verimi



ADV: Akma Dayanımı Verimi; ÇDV: Çekme Dayanımı Verimi; UV: Uzama Verimi

Şekil 3.36. Kaynaklı numunelerin mukavemet ve uzama oranı verimlerinin karşılaştırılması.

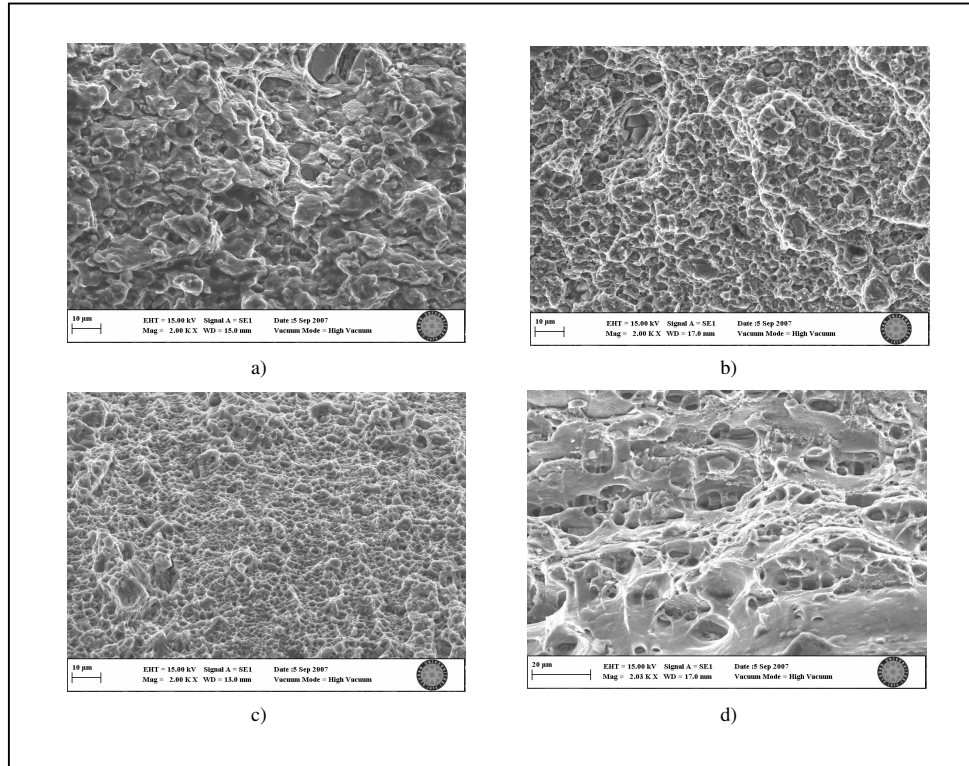
Yapılan deneyler sonucunda, yaşlandırılabilir 2024 Al-alaşımalarında kaynak işlemi öncesindeki temel malzeme özelliklerinin kaynak sonrası mukavemet değerleri

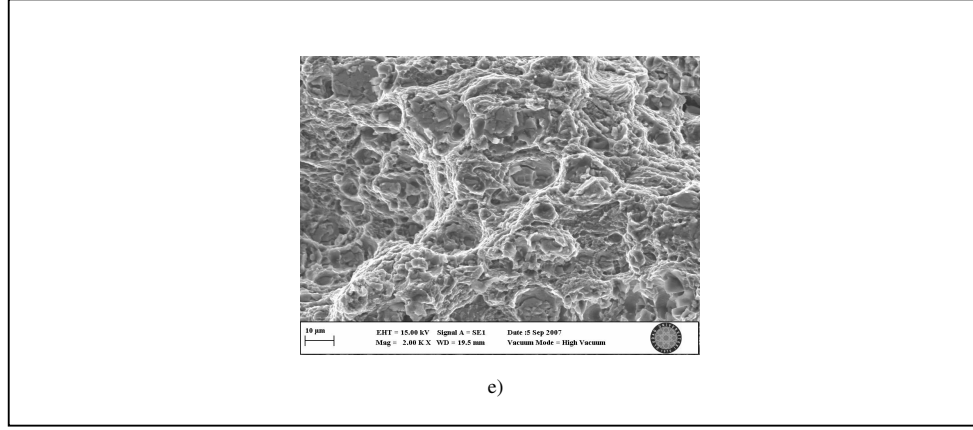
üzerindeki etkisi açık bir şekilde ortaya konmuştur. Diğer numunelere göre daha yüksek sertlik değerlerine sahip A8 ve A14 numunelerinde, buna paralel olarak daha yüksek çekme özellikleri elde edilmiştir. Optimum düzeyde yaşlandırma koşullarına sahip A14 numunesinde (nispeten çökme potansiyeli daha az) kaynak sonrası, belirli bir mukavemet kaybı olmasına rağmen yine de yüksek mukavemet değerlerinin elde edilebildiği görülmüştür. Ancak ısı işlem görmüş bu tür alaşımlarda -ısı işlem uygulanmamış A04 numunesi haricinde- kaynak sonrası kaynaklı numunelere nazaran mukavemet kaybı kaçınılmazdır. Söz konusu bu mukavemet kaybı kaynak sonrası uygulanabilecek çeşitli ısı işlemlerle de ancak bir miktar telafi edilebilmektedir.

A8 – A13 ve A14 numunelerinin çekme deneyi sonucundaki kopmaları ilerleme tarafında kaynak merkezi ve TEB bölgeleri arasındaki ara yüzde meydana gelmiştir. Bu bölge çok farklı iki içyapının kesişim ara yüzüdür. Kaynak merkezi ince eş eksenli yeniden kristalleşmiş tanelerden oluşurken, TEB bölgesi ise daha kaba, bükülmüş ve toparlanma durumundaki tanelerden oluşmaktadır. Bu yüzden bu ara yüz açıkça görülebilir bir durumdadır ve buna istinaden zayıf bir bölgedir ki çekme deneylerinde bu numunelerdeki kırılmalar burada meydana gelmiştir. Yaşlandırılmış temel malzeme özelliklerine sahip numunelerde çekme deneyi sonucundaki kırılmalar ilerleme tarafında olduğu görülmüştür. Bu da, bu tür temel malzeme özelliklerine sahip numunelerde kaynak bölgesi ilerleme tarafının geri çekilme tarafına nazaran daha zayıf olduğunu gösterir. Ayrıca, temel malzeme içyapı kararlılığının artması nispetinde de kırılmalar kaynak merkezinden uzaklaşmıştır. Kararlı temel malzeme yapısına sahip A15 numunesinde kırılma kaynak bölgesi dışında temel malzemedeki meydana gelmiştir. Aşırı doymuş katı eriyik temel malzeme özelliklerine sahip A1 numunesinde ise kırılma kaynak merkezindedir.

Kaynaklı numunelerin kırılma yüzeyi görüntüleri Şekil 3.37’de verilmiştir. Bu numunelerin temel malzeme kırılma yüzeyi görüntüleri de şekil 3.14’de görülebilir. Kaynak sonrası kırılmaların kaynak bağlantılarında meydana gelmesi bu numunelerde oldukça farklı kırılma yüzeyi morfolojilerinin ortaya çıkmasına neden olmuştur. Bu görüntülerden kırılmaların genel itibarıyla sünek tarzda olduğu söylenebilir. A1 – A8 ve A13 numunelerinin bu bölgelerdeki tane yapıları temel malzeme tane yapılarından

önemli ölçüde küçüktür. Buna istinaden numunelerin uzama oranlarındaki düşüş çok şiddetlidir (Şekil 3.35). Bu numunelerin kırılma yüzeylerindeki mikro-boşlukların temel malzemelerin kırılma yüzeylerindeki göre daha küçük olması çatlak bölgesinde daha küçük gerilme zonuna işaret etmektedir. Bu da, çatlak önünde daha küçük bir plastik zonun oluşumuna neden olmuştur ve böylece oldukça düşük uzama oranları elde edilmiştir. Bu görüntülerden, bu numunelerdeki kırılmaların kaynak merkezine oldukça yakın olduğu söylenebilir. A8 ve A13 numunelerinin kaynak merkezi ile TEB ara yüzünde kaynak merkezine daha yakın biçimde kırıldığı kırılma yüzeyi tane yapısından teyit edilmektedir (Şekil 3.37 b ve c). Daha yüksek mukavemete sahip A14 numunesinde ise kırılma yüzeyi tane yapısından anlaşılmaktadır ki kırılma TEB bölgesine daha yakındır ve kırılma gevrek-sünek (klivaj düzlemlerine de sahip) arasındadır (Şekil 3.37.d). Zira A14 numunesinin uzama oranı da diğer numunelere nazaran daha düşük değerdedir. A15 numunesi ise temel malzeme bölgesinden kırıldığı için temel malzeme kırılma yüzeyi görüntüsüne sahip olmuştur (Şekil 3.37.e).





Şekil 3.37. Kaynaklı numunelerin kırılma yüzeyi SEM görüntüleri. a) A1; b) A8; c) A13; d) A14; e) A15.

#### 3.2.3.4. Korozyon sonrası çekme özellikleri

Farklı temel malzeme özelliklerine sahip 2024 Al-alaşımları SKK yöntemi ile kaynak edildikten sonra belirlenen süre içerisinde (2 ay) korozyon deneylerine tabi tutulmuşlardır. Korozyona tabi tutulduktan sonra numunelerin çekme deneylerinden elde edilen sonuçları ve çekme özelliklerinde meydana gelen kayıpları Çizelge 3.10'da verilmiştir. Makro gözlemede, genel itibariyle bakıldığında kaynaklı numunelerin kaynak merkezleri civarında korozyonun daha az etkin olduğu görülmüştür (Şekil 3.38). Yani, kaynak merkezi civarında korozyon hassasiyeti azalmıştır. Belirlenen korozyon süresi içerisinde daha ziyade ITAB bölgesinde korozyonun etkinleştiği söylenebilir.

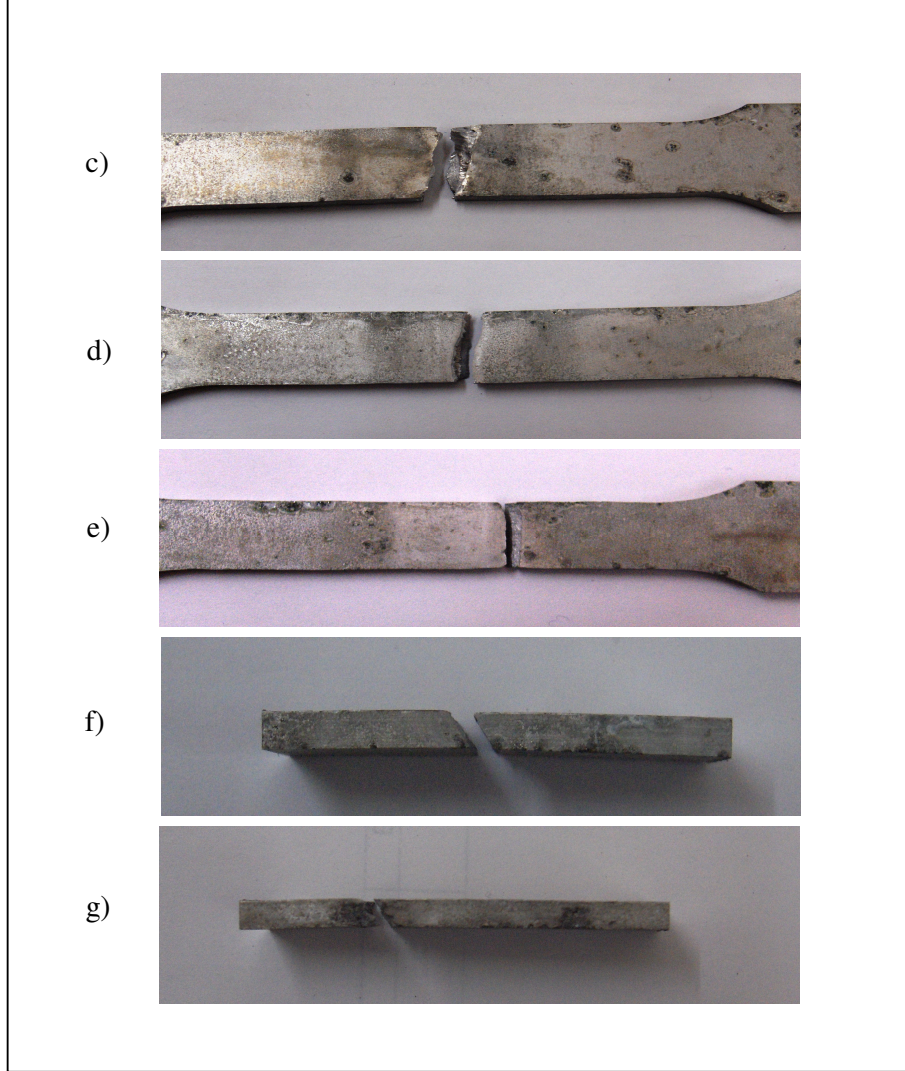
Korozyona tabi tutulan kaynaklı numuneleri irdelenecek olursak; A1K numunesinin çekme özelliklerindeki kayıpları diğer yaşlandırılan numunelere nazaran daha yüksektir. Bu da, temel malzeme özellikleri aşırı doymuş katı eriyik olan bu numunede (çökeltme için itici gücün fazla olduğu numune) kaynak esnasında meydana gelen yüksek sıcaklıkla birlikte kaynak bölgesinde oluşan iri çökelti partiküllerine bağlanabilir (Şekil 3.29.a). Keza, makro gözlemede A1K numunesi için korozyon sonrası pitting oluşumları

daha ziyade kaynak bölgesi civarında yoğunlaşmıştır (Şekil 3.38). Bu da, bu tür numuneler için bu bölgenin korozyona karşı daha hassas olduğu sonucunu ortaya koymuştur. Nitekim çekme deneyi sonucundaki kırılmalarda kaba çökelti partiküllerine sahip kaynak merkezinde meydana gelmiştir.

Çizelge 3.10. Farklı temel malzeme özelliklerine sahip kaynaklı 2024 Al-alaşımı numunelerinin korozyon sonucu çekme deneyi sonuçları.

Numune	$R_{p0.2}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_{p0.2}$ Değerindeki Kayıp [%]	$R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ Değerindeki Kayıp [%]	A [%]	A Değerindeki Kayıp [%]	Kopma Bölgesi
A00K	152	11,1	297	11,6	22,8	19,7	-
A01K	328	6,6	461	6,3	19,1	12,8	-
A02K	268	8,5	414	8,2	21,9	14,1	-
A03K	367	8,9	450	9,3	7,5	15,1	-
A04K	113	10,3	258	10,7	14,6	17	-
A1K	148	10,3	290	8,8	4,2	16	Kaynak merkezi
A8K	259	7,2	362	6,9	7,7	14,4	Geri çekilme tarafında kaynak merkezi TEB ara bölgesi
A13K	205	6,8	324	6,4	6,2	12,7	İlerleme tarafında kaynak merkezi TEB ara bölgesi
A14K	315	7,6	384	7,7	4,3	15,7	Geri çekilme tarafında ITAB
A15K	106	15,9	243	15,9	10,3	19,5	Geri çekilme tarafında ITAB





Şekil 3.38. Farklı temel malzeme özelliklerine sahip kaynaklı 2024 Al-alaşımı numunelerinde korozyon sonrası pitting oluşumları ve kırılma bölgeleri. a) A1K; b) A1K (kesit); c) A8K; d) A13K; e) A14K; f) A14K (kesit); g) A15K (kesit).

Temel malzeme özellikleri açısından doğal ve yapay olarak yaşlandırılmış kaynaklı numunelerde (A8K, A13K ve A14K numuneleri), korozyon sonucu meydana gelen çekme kayıpları diğer numunelere nazaran daha düşüktür (A1K ve A15K numunelerine göre). Bu numunelerde aşırı yaşlanmanın meydana geldiği ITAB bölgelerinin korozyona karşı daha hassas olduğu görülmüştür. Kaynak bölgesi mukavemetlerinin düşük olduğu A8K ve A13K numunelerindeki kırılmalar kaynak merkezine yakın



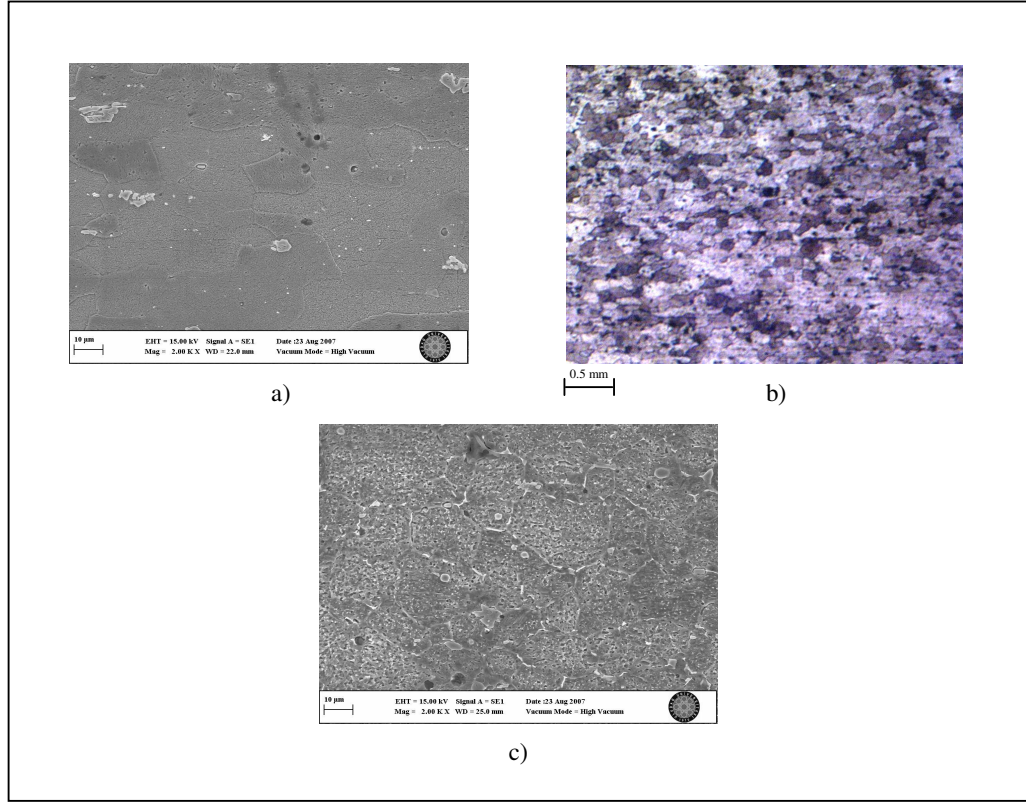
gerçekleşirken, kaynak bölgesi mukavemetinin daha yüksek olduğu A14K numunesinde kırılma korozyonun daha etkin olduğu ITAB bölgesinde meydana gelmiştir (Şekil 3.38). Kaynak bölgesi mukavemeti düşük olan numuneler, ITAB bölgelerinde korozyonun daha etkin olarak gerçekleşmesine karşın yine de kırılmalarının kaynak merkezine yakın gerçekleşmesi doğal bir sonuçtur. Ancak, çok daha uzun korozyon sürelerinde ise kırılmaların korozyon hassasiyeti yüksek ITAB bölgesinde meydana gelmesi beklenebilir.

A15K numunesinde de korozyon sonrası kırılma temel malzeme üzerinden korozyonun çok etkin olduğu ITAB bölgesine kaymıştır. Bu sonuç, bu bölgenin korozyona hassasiyeti temel malzemeye ve kaynak merkezine oranla daha fazla olduğu sonucunu ortaya koymaktadır. Bu numunede de A14K numunesinde olduğu gibi kaynak merkezi civarının yüksek mukavemete sahip olmasından dolayı kırılma korozyon hassasiyetinin yüksek olduğu bölgede meydana gelmiştir.

### **3.2.4. W-koşulunda kaynak edilen 2024 Al-alaşımalarında kaynak sonrası uygulanan yaşlandırma ısı işlemlerinin mekanik özelliklere etkisi**

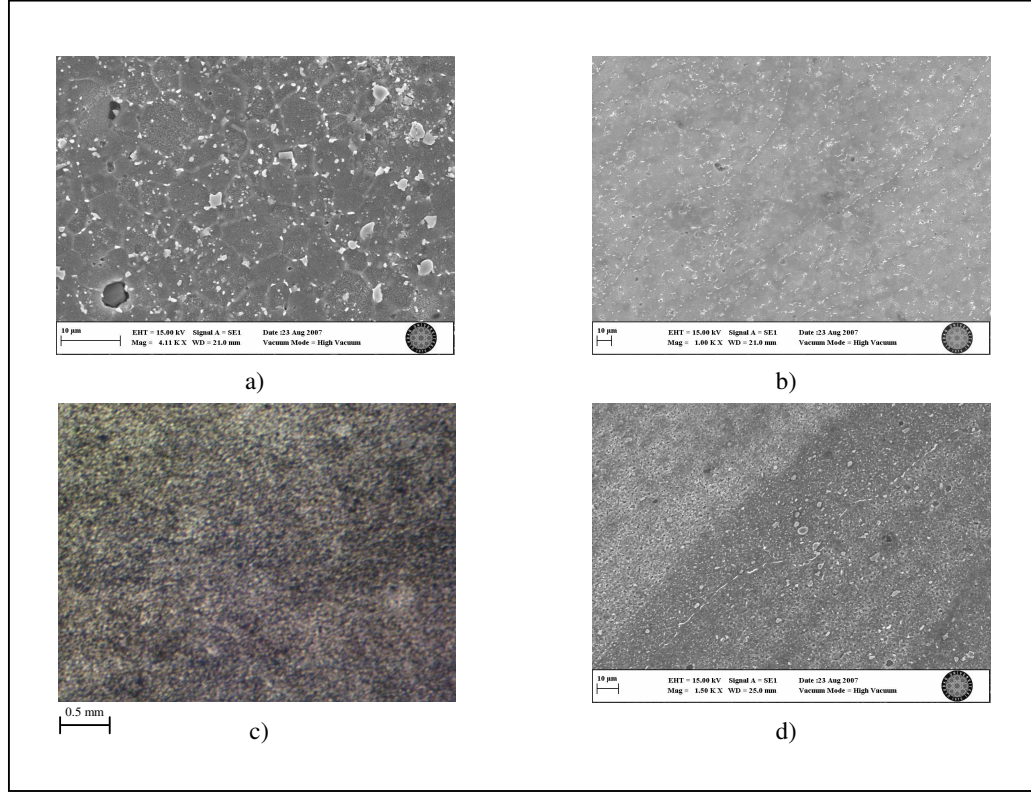
#### **3.2.4.1. Kaynak bölgesi içyapıları**

Kaynak edilen W-koşulundaki 2024 Al-alaşımı (A00) temel malzeme içyapısı Şekil 3.11.a ve 3.12.a'da verilmiştir. Aşırı doymuş katı eriyik yapısına sahip olmasından dolayı bu numunede çökeltme miktarı çok azdır ve bu sebeple sertlik değeri yaşlandırılan numunelere nazaran daha düşük değerlerdedir ve buna istinaden uzama oranı da daha yüksektir (Çizelge 3.2 ve 3.3). Kaynak sonrası yaşlandırma işlemleri uygulanmış numunelerin temel malzeme içyapıları ise Şekil 3.39'da verilmiştir. 100 °C'de 10 saat süreyle yaşlandırılan A5 numunesinin temel malzeme içyapısı ile katı eriyiğe alma sıcaklığından havada soğutulan A7 numunesinin temel malzeme içyapısı karşılaştırıldığında, A7 numunesinin sahip olduğu kaba iri çökelti partikülleri (tane sınırları da dâhil) A5 numunesinde gözlenmemektedir (Şekil 3.39 a ve c). Yaşlandırılan ve yaşlandırılmayan numunelerdeki genel temel malzeme içyapıları daha önceki bölümlerde detayları ile birlikte açıklanmıştır.



Şekil 3.39. Temel malzeme içyapılarının ışık mikroskobu (b) (x50) ve SEM (a,c) görüntüleri. a) A5; b) A6; c) A7.

Numunelerin kaynak merkezi içyapıları şekil 3.40'da görülmektedir. Kaynak sonrası elde edilen kaynak merkezi içyapısı yeniden kristalleşmiş çok ince tane yapısındadır. Temel malzemenin etkin çökeltme potansiyeline bağlı olarak bu bölgede kaynak esnasında ortaya çıkan sıcaklığa izafeten kararlı çökelti partiküllerinin baskın olduğu da gözlenmektedir (Şekil 3.40.a). Kaynak merkezi içyapısının daha küçük büyütmelerinde ise, soğan halkaları (onion ring) şeklindeki karıştırma çizgileri görülmektedir (Şekil 3.40.b). Bu çizgiler boyunca çökelti partiküllerinin düzgün olarak sıralandığı gözlenmektedir.



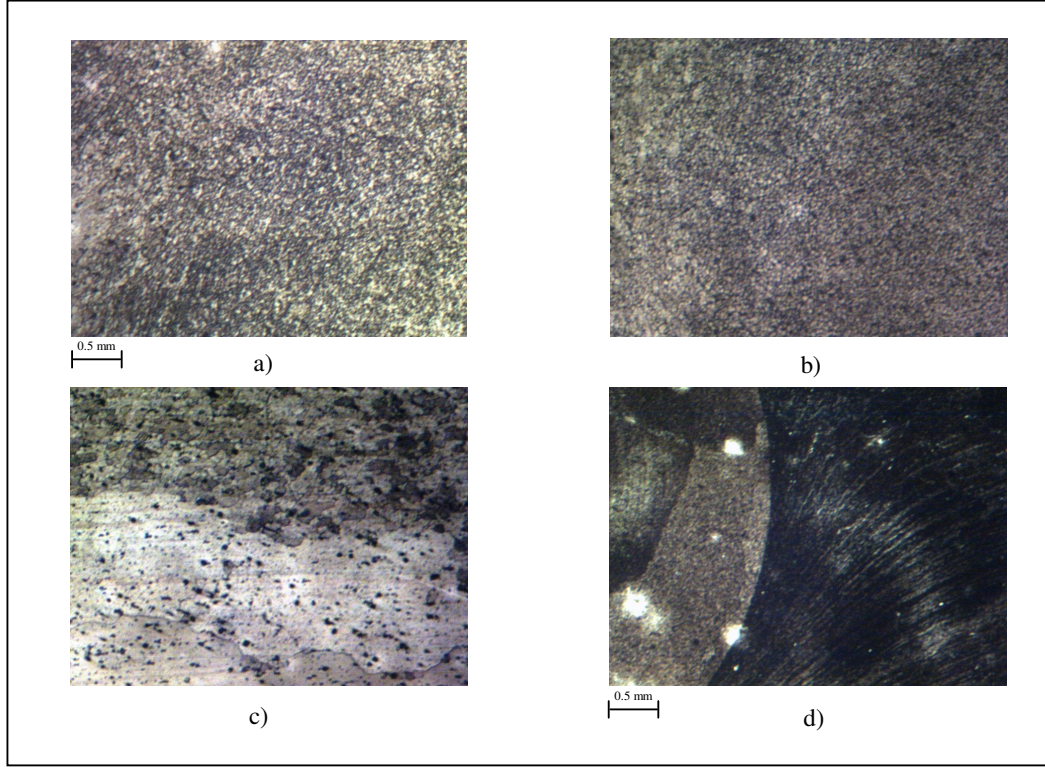
Şekil 3.40. Kaynak merkezi içyapılarının ışık mikroskobu (c,d) (x50) ve SEM (a,b) görüntüleri. a) A1 (x4110); b) A1 (x1000); c) A3; d) A7.

Kaynak sonrası yeniden katı eriyiğe alma işlemine tabi tutulmayan A1 – A2 ve A3 numunelerinde, kaynak merkezi tane yapılarında herhangi bir değişiklik söz konusu olmayıp sadece çökelme durumlarında bazı farklılıkların olduğu düşünülebilir. Ancak, kaynak merkezinde belirgin bir farklılığın da meydana gelmediği sertlik ölçümlerinden söylenebilir (Şekil 3.44). A1 numunesinin kaynak merkezi içyapısında, etkin çökelme potansiyeline sahip A00 numunesinden kararlı  $Al_2Cu$  fazlarının (açık renkli) olduğu görülmektedir (Şekil 3.40.a). Bu yüzden, kaynak sonrası yeniden katı eriyiğe almadan yaşlandırma sıcaklıklarında ve süresinde tavlanan numunelerde kaynak merkezinde belirgin bir değişikliğin meydana gelmemesi gerekir. Yeniden kristalleşmenin devamı için de yeterli sıcaklığın söz konusu olmamasından dolayı tane yapısı da aynen korunmuştur (Şekil 3.40.c).

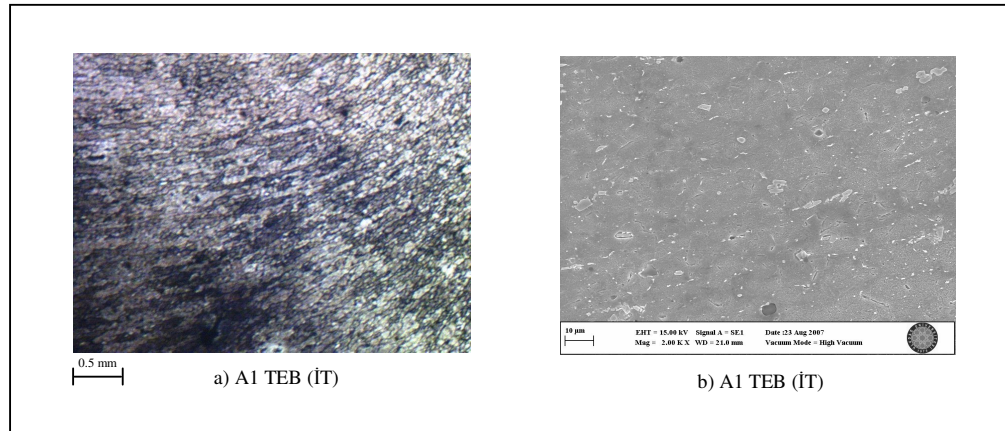
Kaynak sonrası yeniden katı eriyiğe alınıp yaşlandırılan numunelerin kaynak merkezi içyapısından görülebileceği gibi, kaynak sonrası kaynak merkezinde yeniden kristalleşme ile mikron mertebesine düşen tane boyutu anormal derecede büyüyüp milimetre mertebesine ulaşmıştır (Şekil 3.41. c ve d). Aynı durum ile T4 koşulunda kaynak edilip yeniden katı eriyiğe alınan numunelerde de karşılaşılmıştır (Şekil 3.50). A4 – A5 – A6 ve A7 numunelerinin hepsinin kaynak merkezlerinde bu şekilde tane yapısı elde edilmiştir. Aralarındaki tek fark, katı eriyiğe alındıktan sonra uygulanan yaşlandırma işlemlerine (yaşlandırma sıcaklık ve süresi) bağlı olarak çökeltme durumudur. Kaynak sonrası kaynak merkezinde oluşan karıştırma çizgileri (soğan halkaları) katı eriyiğe alma işlemi sonrasında ortadan kalkmıştır. Şekil 3.40.d'deki A7 numunesinin kaynak merkezinde görülen çizgi karıştırma çizgisi değil tane sınırıdır.

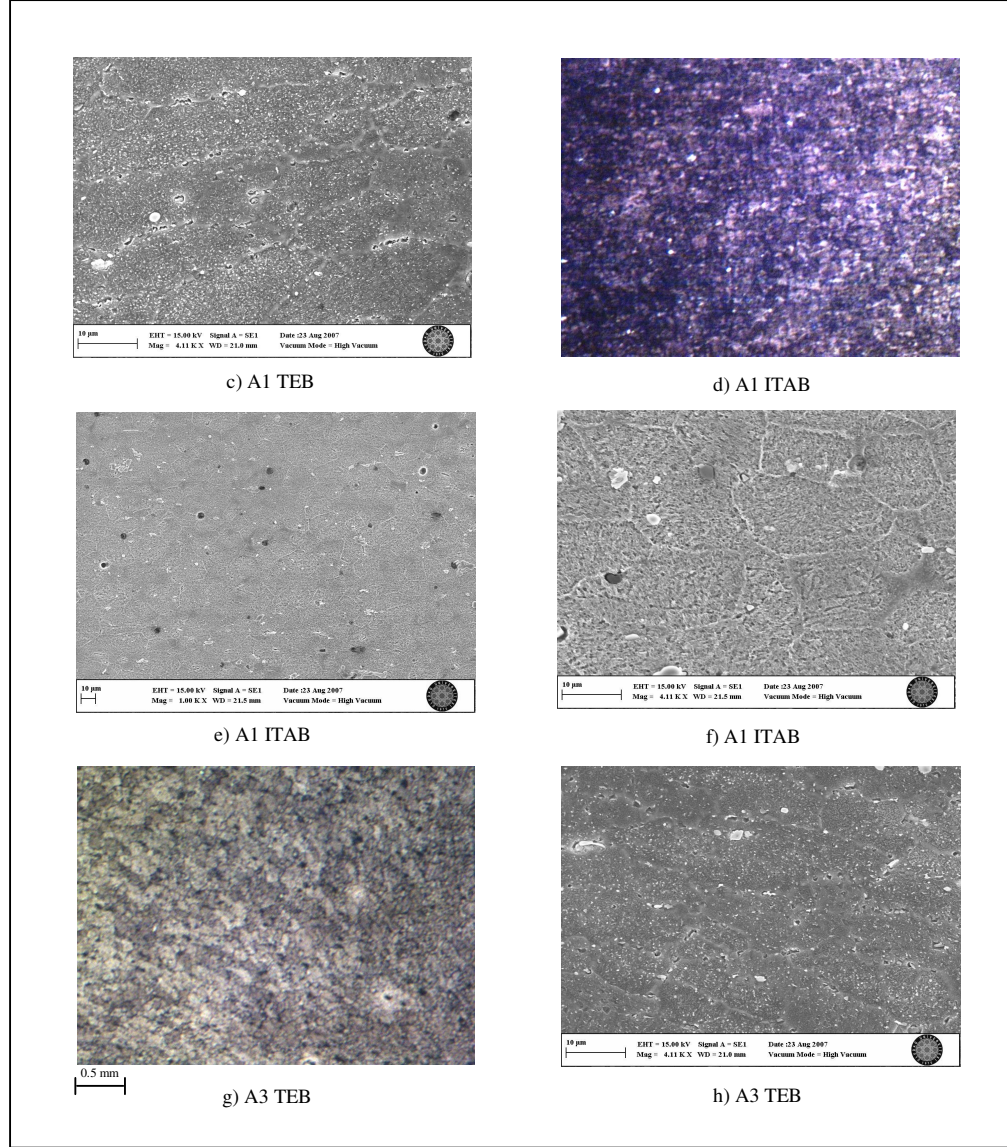
W-koşulunda kaynak edilen numunelerde, T4 ve T6 koşullarında kaynak edilen numunelerdeki gibi ilerleme taraflarında kaynak merkezi ve TEB arasında belirgin bir ara yüzey (veya ara geçiş) oluşmamıştır (Şekil 3.41.a ve b). Bu ara yüzey, T4 ve T6 koşullarında kaynak edilen numunelerde kırılmaları teşvik ederken burada böyle bir durum ile karşılaşılmamıştır. Kaynak sonrası katı eriyiğe alınan numunelerde anormal derecedeki tane büyümesine uğramış kaynak merkezi (karıştırma bölgesi) ile temel malzeme tane yapısına dönüşmüş taneler arasında bir geçiş oluşmuştur (Şekil 3.41.c ve d). Özellikle bu durum, kaynak sonrası katı eriyiğe alındıktan sonra havada soğutulan A7 numunesinde çok belirgindir, kaynak merkezi ve temel malzeme içyapısı birbirinden keskin bir çizgi ile ayrılmıştır (Şekil 3.41.d).

W-koşulunda kaynak edilen numunelerden özellikle A1 numunesine ait TEB ve ITAB bölgeleri Şekil 3.42'de görülmektedir. TEB bölgesindeki tanelerin ısı ve mekanik etki altında kısmen yeniden kristalleştiği ve döndürülmüş ve bükülmüş oldukları görülmektedir (Şekil 3.42.a). Bu bölgenin daha büyük büyütmelerinde ise tane yapısının ve çökeltme durumunun kaynak merkezinden ne kadar farklı olduğu görülmektedir (Şekil 3.42.b ve c). Tane içlerindeki ince çökelti partikülleri, tane sınırlarında daha kaba partiküller halinde bulunmaktadır. Bu çökelti partikülleri daha ziyade kararlı  $\Omega$  ( $Al_2Cu$ ) fazlarıdır. Bu sebeple bu bölgede sertleşme etkisi ortadan kalkmıştır.



Şekil 3.41. Kaynak merkezi ve TEB ara bölgelerinin ışık mikroskobu görüntüleri. a) A1 (İT); b) A3 (İT); c) A6 (GÇT); d) A7 (GÇT). (x50).





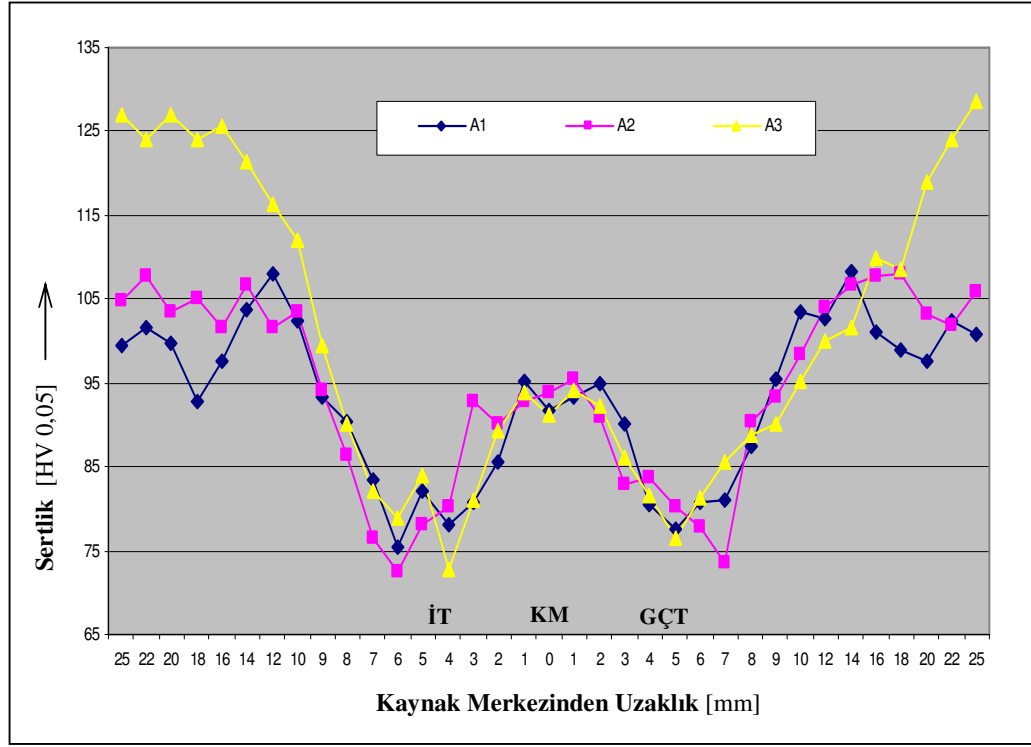
Şekil 3.42. TEB ve ITAB bölgelerinin ışık mikroskobu (a,d,g) (x50) ve SEM (b,c,e,f,h) görüntüleri.

A1 numunesinin ITAB bölgesi tane yapısı ve çökeltme durumu Şekil 3.42.d, e ve f’de görülmektedir. Bu bölgede de çökeltme durumunun çok etkin olduğu ancak kaynak esnasındaki sıcaklığın kaynak merkezi ve TEB bölgesine göre daha düşük olması çökeltti partiküllerinin  $\Omega$  ( $Al_2Cu$ ) fazından ziyade iri S ( $Al_2CuMg$ ) fazının oluşmasına sebebiyet vermiştir. Bu bölgeden temel malzeme bölgesine doğru ilerledikçe sertlik

değerlerinde artışların gözlenmesi bu S fazının büyüklüğü ile ilişkilendirilebilir. Yani, S fazlarının büyüklüklerine göre ITAB bölgesinin TEB tarafındaki sertlik değerleri ile temel malzeme tarafındaki sertlik değerleri arasında önemli farklar oluşmuştur (Şekil 3.43). TEB tarafına yakın olan kısımlarda iri S partikülleri mevcut iken temel malzeme tarafında daha ince S fazlarının varlığı söz konusudur. Bu da, ITAB'daki bu iki bölge arasındaki sıcaklık farkından kaynaklanmaktadır. Kaynak sonrası katı eriyiğe alma işlemi uygulanmadan yaşlandırma sıcaklık ve sürelerinde tavlanan numunelerde de (A2 ve A3 numuneleri) bu bölgelerde benzer içyapılar gözlenmiştir (Şekil 3.42 g ve h). Çünkü, belirlenen sıcaklık ve süreler içyapıyı değiştirebilecek düzeyde olmamıştır. Ancak, ITAB bölgesinin temel malzemeye yakın olan kısmında ve temel malzeme de çökeltme etkisiyle önemli değişiklikler olacaktır. ITAB bölgesinin temel malzemeye yakın olan bölümünde yaşlanma ile sertleşme etkisi artarken veya bu bölge aşırı yaşlanmaya girerken, temel malzemede yaşlanma ile sertleşme meydana gelecektir (Şekil 3.43). Kaynak sonrası katı eriyiğe alma işlemi uygulanan numunelerde (A4 – A5 – A6 ve A7 numuneleri) ise TEB ve ITAB bölgeleri ortadan kalkmıştır. Çok büyük tane yapısına sahip kaynak merkezi ve temel malzeme tane yapısından oluşan iki bölge kalmıştır. Bu bölgelerdeki çökeltme durumları da uygulanan yaşlandırma sıcaklık ve süresine göre değişecektir.

#### **3.2.4.2. Kaynak bölgesi mikro-sertlik dağılımları**

Aşırı doymuş katı eriyik halindeki 2024 Al-alaşımı numunelerin kaynak edildikten hemen sonra yaşlandırma sıcaklıklarında (katı eriyiğe alma işlemi uygulanmadan) yapılan tavlama işlemleri sonrasındaki kaynak bölgesi mikro-sertlik dağılımları Şekil 3.43'de verilmiştir.

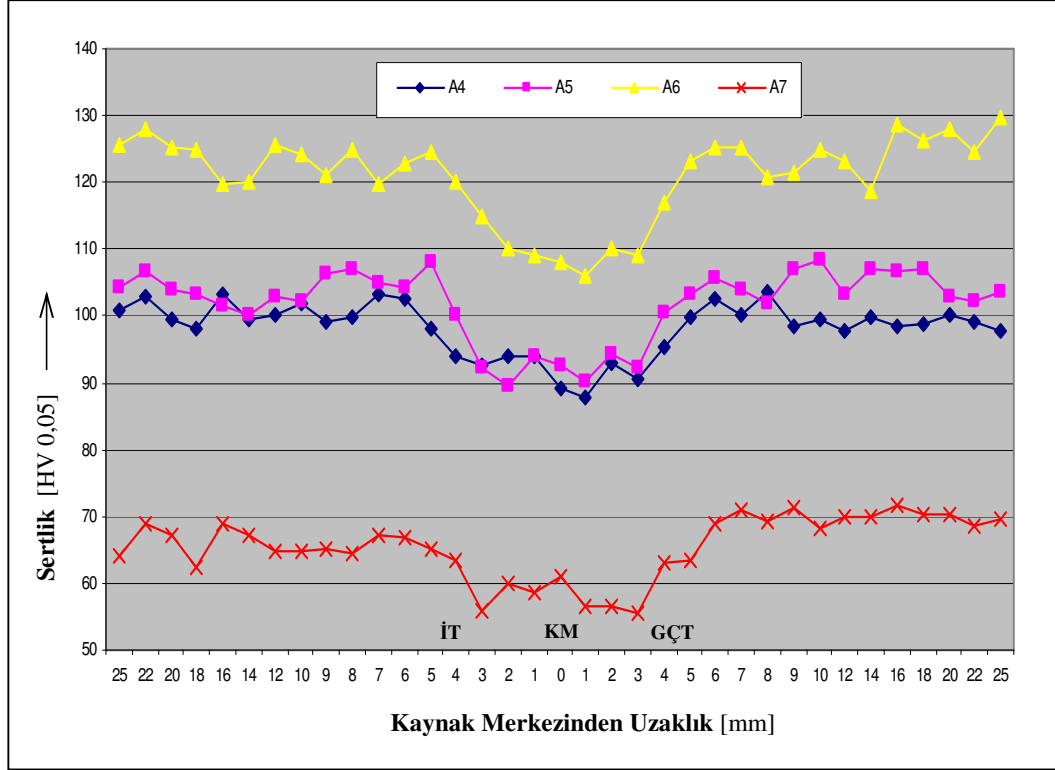


Şekil 3.43. 2024-W Al-alaşımlarının kaynak sonrası tavlama sonucu kaynak sonrası mikro-sertlik ölçüm sonuçlarının karşılaştırılması.

Yüksek çökeltme potansiyeline sahip A00 koşulundaki numuneler kaynak edildikten sonra kaynak bölgesinin (ilerleme ve geri çekilme taraflarında) özellikle ITAB ve TEB bölgelerinde önemli sertlik düşüşleriyle karşılaşmıştır. Numunelerin ITAB (kısmen) ve TEB bölgelerinde kaynak esnasında ortaya çıkan sıcaklıkla birlikte etkin çökeltme sonucu sertleşme etkisi ortadan kalkmıştır. Kaynak sonrasındaki tavlama sonucunda da kaynak bölgesinde önemli sayılabilecek ölçüde sertlik değerlerini değiştirecek bir etki gözlenmemiştir (Şekil 3.43). Çünkü bu bölgelerde kaynak esnasında ortaya çıkan sıcaklıkla birlikte etkin çökeltme potansiyeline bağlı olarak beklenen çökeltmeler meydana gelmiş olup, sonrasında yaşlandırma sıcaklık ve sürelerinde uygulanan tavlama işlemleri bu durumu değiştirebilecek ölçüden uzak kalmıştır. Numunelerin kaynak bölgesi dışındaki temel malzeme ve ITAB bölgesinin temel malzemeye yakın kısmındaki sertlik değerlerinde ise yaşlanma mertebesinde önemli artışların varlığı söz konusudur. Özellikle, A3 numunesinde tavlama sıcaklığı ve süresine bağlı olarak temel



malzeme sertlik değerlerinde beklenen önemli iyileşmeler kaydedilmiştir. Ancak, kaynak bölgesinde önemli sertlik düşüşleri yine söz konusudur.



Şekil 3.44. 2024-W Al-alaşımının kaynak sonrası farklı sıcaklık ve sürelerindeki yaşlandırma işlemleri sonucu mikro-sertlik ölçüm sonuçlarının karşılaştırılması.

Aşırı doymuş katı eriyik halindeki 2024 Al-alaşımı numunelerinin kaynak edildikten sonra, yeniden katı eriyiğe alınıp çeşitli sıcaklık ve sürelerde yaşlandırma işlemlerine tabi tutulmasıyla söz konusu numunelerin (A4 - A5 ve A6 numuneleri) mikro-sertlik dağılımları Şekil 3.44'de verilmiştir. Kaynak sonrası yeniden uygulanacak yaşlandırma işlemleri ile numunelerin sertlik değerleri aynı koşullardaki yaşlandırılmış kaynaklı numunelerin sertlik değerlerine ulaşabilmekte ancak kaynak merkezinde anormal derecedeki tane büyümesine bağlı olarak bir miktar da sertlik kaybı yaşanmaktadır. Yeniden uygulanan yaşlandırma işlemleri ile ITAB ve TEB bölgelerindeki sertlik

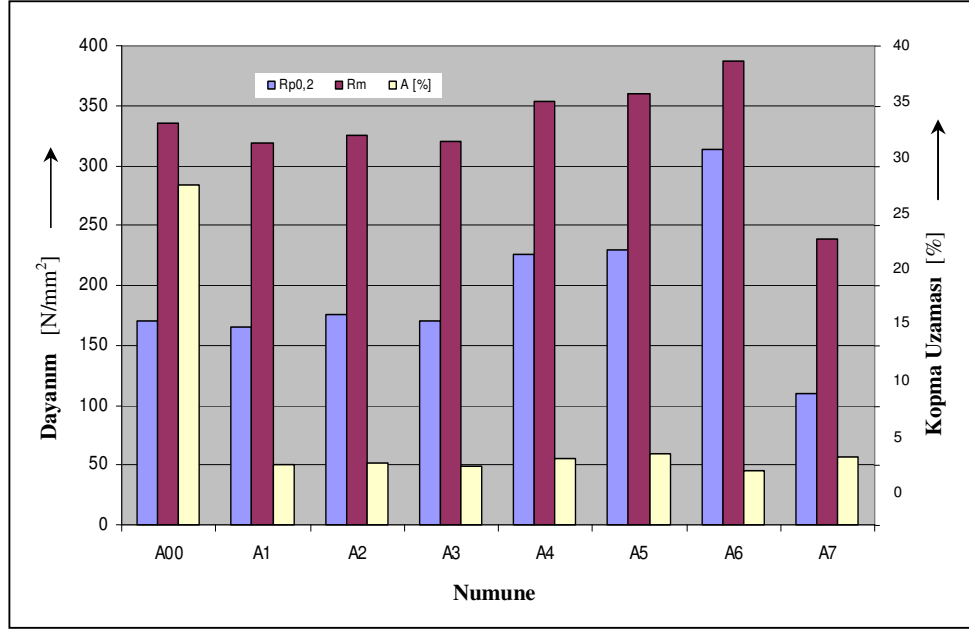
değerleri temel malzeme değerlerine çekilebilmiştir. İy yapı değerlendirmelerindeki gibi sertlik sonuçları açısından da kaynak bölgesi iki ana bölgeden oluşmaktadır; kaynak merkezi (karıştırma bölgesi) ve temel malzeme bölgesi. Beklendiği üzere yaşlandırma ile A6 numunesinde en yüksek sertlik değerleri elde edilirken, yaşlandırılmayan normal soğuma koşullarında soğutulan A7 numunesinde ise en düşük sertlik değerleri elde edilmiştir. Nitekim bu numunenin (A7) çekme özellikleri özellikle akma dayanımı çok düşük değerde kalmıştır (Çizelge 3.11).

### 3.2.4.3. Çekme deneyi sonuçları

Aşırı doymuş katı eriyik halinde kaynak edilen 2024 Al-alaşımı numunelerin - kaynak sonrası uygulanan ısı işlemlere bağlı olarak- mekanik özellikleri Çizelge 3.11 ve Şekil 3.45’de verilmiştir. Söz konusu koşullarda kaynak edilen bu numunelerin genel itibarıyla mukavemet değerleri kaynak sonrası yaşlandırılan A6 numunesi haricinde düşük değerlerde kalmıştır. Numunelere kaynak sonrası yeniden katı eriyiğe alınıp uygulanan yaşlandırma işlemleri ile ancak kısmi bir iyileşme sağlanabilmiştir (A4, A5 ve özellikle A6 numunesi).

Çizelge 3.11. Aşırı doymuş katı eriyik halinde kaynak edilen 2024 Al-alaşımı numunelerinin çekme deneyi sonuçları.

Numune	$R_{p0.2}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ]	A [%]	Kopma Bölgesi
A00 (Kaynaksız)	171	336	28,4	-
A1	165	318	5	İlerleme tarafında kaynak merkezi
A2	176	325	5,2	Kaynak merkezi
A3	170	320	4,9	Kaynak merkezi
A4	226	354	5,6	Kaynak merkezi
A5	230	360	5,9	Kaynak merkezi
A6	313	388	4,5	İlerleme tarafında kaynak merkezi
A7	110	239	5,7	İlerleme tarafında kaynak merkezi

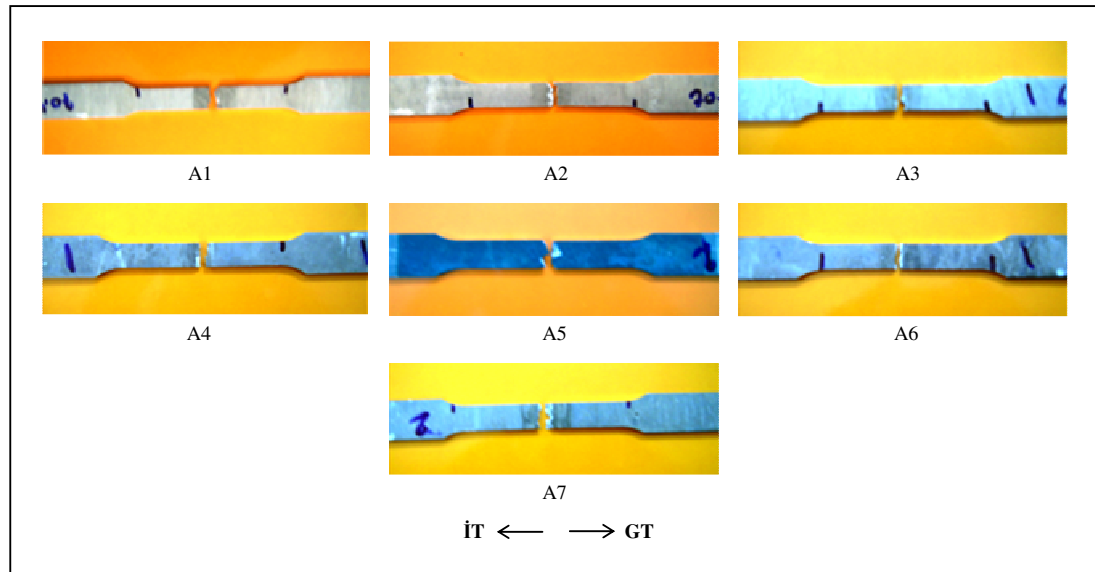


Şekil 3.45. Aşırı doymuş katı eriyik halinde kaynak edilen 2024 Al-alaşımı numunelerin çekme deneyi sonuçlarının karşılaştırılması.

Kaynak sonrası numunelere katı eriyiğe alma işlemi uygulanmadan yaşlandırma sıcaklığı ve sürelerinde tavlama işlemlerinin uygulanması kaynak bölgesindeki içyapı ve sertlik değerlerinde olduğu gibi numunelerin çekme özelliklerinde de önemli bir değişikliğe yol açmamıştır (A1, A2 ve A3 numuneleri). Ancak, bu değerler teknolojide beklenen yüksek mukavemet değerlerinden çok uzaktır. Herhangi bir ısıl işlem uygulanmaksızın söz konusu bu numunelerin teknolojik alanda kullanılması pek mümkün gözükmemektedir. Bu numunelerin çekme deneyi sonucundaki kopmaları da kaynak merkezinde meydana gelmiştir. Bu durum kaynak merkezi içyapısı ile ilişkilidir (tane sınırlarında da olmak üzere gevrek çökelti partiküllerinin oluşumu). Buna istinaden bu bölgedeki sertlik değerleri de düşük kalmıştır (Şekil 3.43). Beklentimiz, plastik deformasyon yeteneği yüksek olan temel malzeme özelliklerine sahip bu numunelerde SKK yöntemi ile çok daha sağlam birleştirmelerin sağlanabileceği yönündeydi. Ancak, kaynak esnasında yüksek sıcaklığa çıkılmasından dolayı kaynak bölgesinde temel malzeme özelliklerine bağlı olarak çok etkin bir çökeltmenin meydana gelmesiyle beklenen mukavim birleşme sağlanamamıştır. Aşırı doymuş katı eriyik

halindeki numuneler çökelme için çok yüksek potansiyele sahiptir ve bu numunelerde kaynak esnasında sıcaklığın yüksek değerlere çıkması ile etkin bir çökelmenin meydana gelmesi kaçınılmazdır.

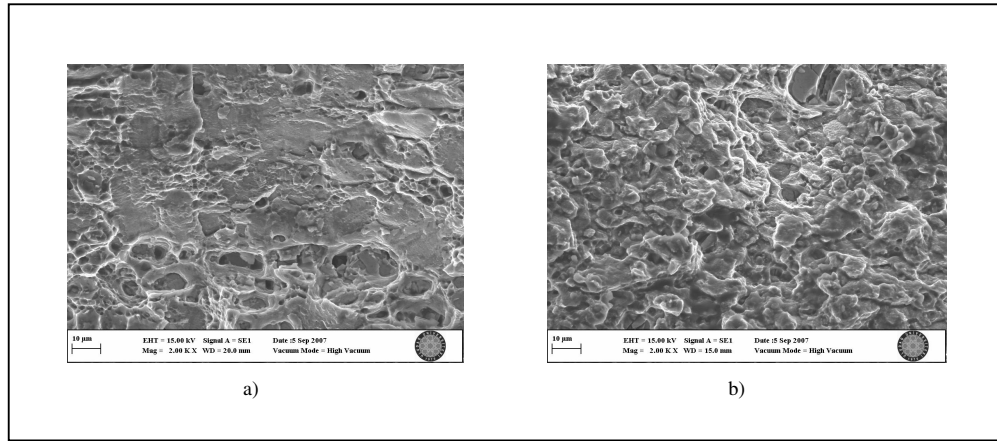
Kaynak sonrası yeniden katı eriyiğe alınıp yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde ise kısmî bir iyileşme göze çarpmaktadır, ancak bu iyileşmenin yine de istenilen düzeyde olmadığını vurgulamakta fayda vardır (Şekil 3.45). Bu grup numuneler içerisinde en iyi mukavemet değerlerine sahip A6 numunesinde bile kaynak edilmemiş aynı şartlarda yaşlandırılmış A03 numunesine göre akma ve çekme dayanımlarında yaklaşık olarak %22 civarında bir kayıp meydana gelirken kopma uzamasında da %48'lik bir düşüş tespit edilmiştir. Kaynak edilmiş numunelere yeniden yaşlandırma işlemi uygulanmasına rağmen aynı koşullardaki temel malzemelere nazaran çekme özelliklerinde yine de ciddi kayıplar söz konusudur. Bu kayıpların ortaya çıkmasında kaynak merkezindeki karıştırma bölgesinde meydana gelen anormal derecedeki tane büyümesinin etkisi büyüktür. Çünkü çekme deneyi sonucunda bu numunelerdeki kırılmalar kaynak merkezinde meydana gelmiştir (Şekil 3.46). Zira mikro-sertlik ölçüm sonuçlarından da bu numunelerde, kaynak merkezi sertlik değerlerinin diğer bölgelere nazaran daha düşük olduğu tespit edilmiştir.

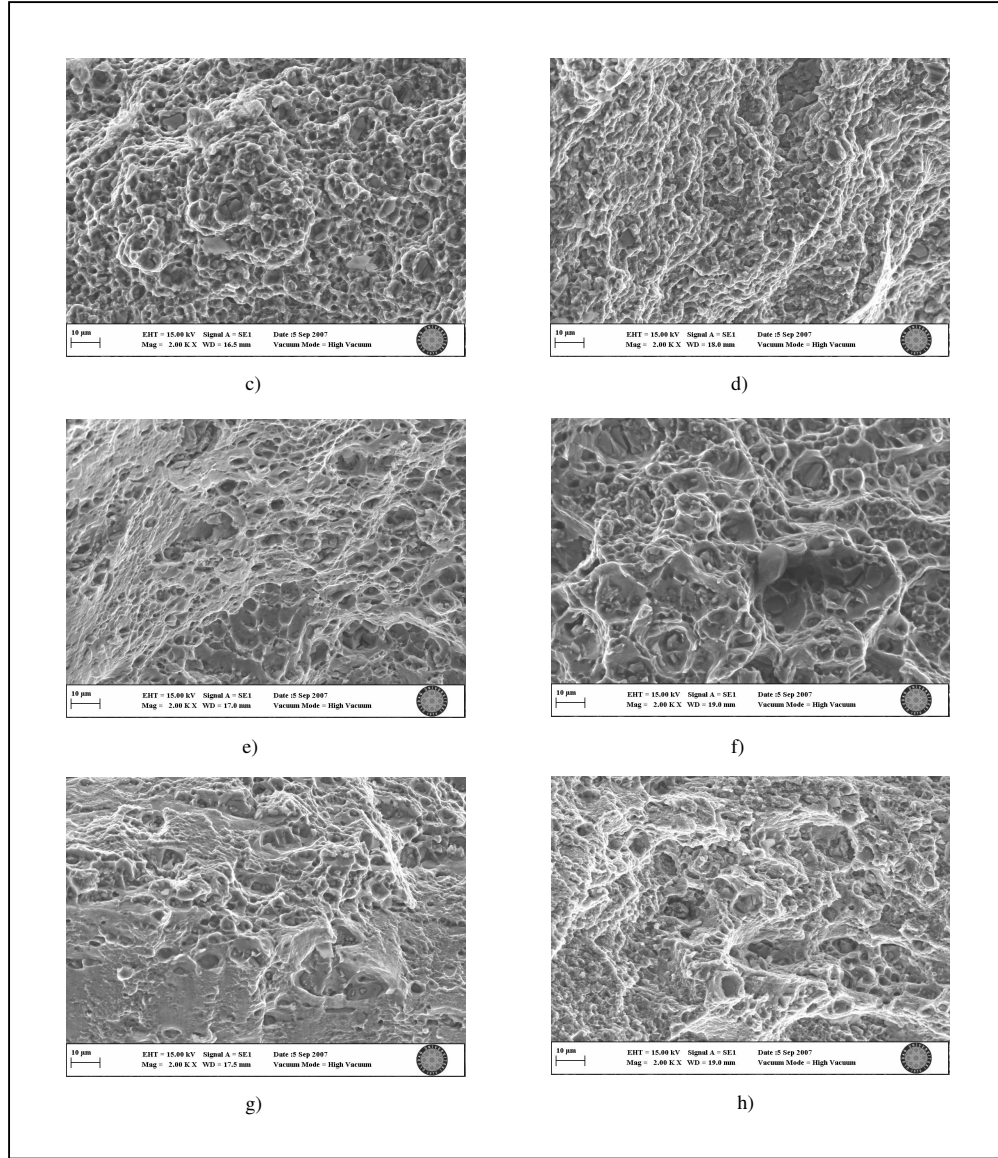


Şekil 3.46. W koşulunda kaynak edilen 2024 Al-alaşımı numunelerinin çekme deneyleri sonucundaki kopma bölgelerinin makro görüntüleri.

T4 koşulunda kaynak edilen numunelerde ise kaynak sonrası uygulanan yaşlandırma işlemleri sonucu mevcut numunelerimize nazaran daha yüksek çekme özellikleri elde edilmiştir (Çizelge 3.13). Bunun sebebi olarak, kaynak merkezinde daha küçük taneli yapıya sahip W-koşulundaki alaşımlarda, yeniden katı eriyiğe alma işlemi neticesinde tane yapısının daha da büyümesi olarak gösterilebilir. Çünkü daha küçük taneli yapıda daha fazla enerjinin saklı olmasıyla katı eriyiğe alma sıcaklığında tane büyümesinin daha kolay ve daha fazla gerçekleşmesine yol açacaktır.

Numunelerin çekme deneyi sonrasındaki kırılma yüzeyi SEM görüntüleri Şekil 3.47'de verilmiştir. Kırılma yüzeyi görüntüleri kırılmanın gerçekleştiği bölgedeki tane yapısını da ortaya koymuştur. Temel malzeme ve farklı gruptaki numunelerin kırılma yüzeylerindeki farklılıklar açıkça görülebilmektedir. Kaynak sonrası yeniden katı eriyiğe alınmadan yaşlandırma sıcaklıklarında ve sürelerinde tavlanan numunelerdeki kopmalar ince taneli bir içyapıya sahip bölgeden meydana gelmiştir (Şekil 3.47.b,c ve d). Kırılmalar bu numunelerde, ince tane yapısına sahip kaynak merkezi civarında meydana gelmiştir. A1 numunesinde, kaynak sonrası tavlanan A2 ve A3 numunelerine nazaran daha gevrek tarzda bir kırılmanın meydana geldiği söylenebilir. Kaynak sonrası yeniden katı eriyiğe alınıp yaşlandırılan numunelerde ise daha farklı kırılma yüzeyleri görülmektedir (Şekil 3.47.e,f,g ve h). Bu numunelerin kırılma yüzeylerinde klivaj düzlemleri daha dikkat çekicidir ve gevrek-sünek arasında bir kırılmanın meydana geldiğini işaret etmektedir.





Şekil 3.47. Kırılma yüzeyi SEM görüntüleri. a) A00; b) A1; c) A2; d) A3e) A4; f) A5; g) A6; h) A7.

Bu tip plastik deformasyon yeteneği yüksek, ancak çökelme potansiyeli açısından kararsız, yaşlandırılabilir 2024 Al-alaşımlarının SKK yöntemi ile kaynak işlemine tabi tutulması ile teknolojik açıdan yüksek mukavemet değerlerine ulaşılabilmesi -yeniden yaşlandırma işlemi uygulanırsa dahi- pek mümkün görünmemektedir.

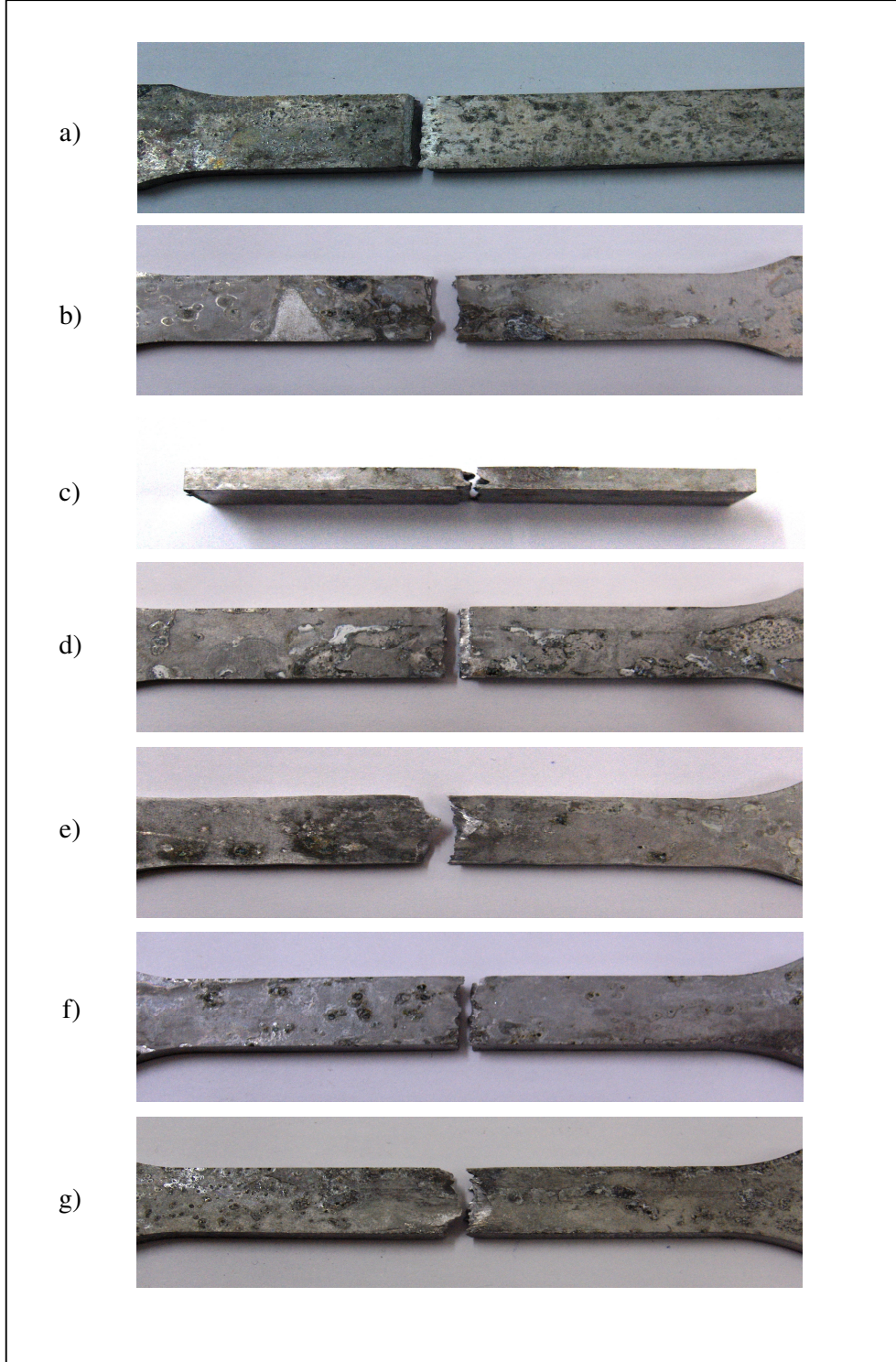
### 3.2.4.4. Korozyon sonrası çekme özellikleri

A1 – A4 – A5 – A6 ve A7 numunelerinin belirlenen süre içerisinde korozyon deneylerine tabi tutulup sonrasında çekme deneylerinden elde edilen sonuçları ve meydana gelen çekme özelliklerindeki kayıpları çizelge 3.12’de görülmektedir. Genel itibariyle bakıldığında, numunelerin kaynak sonrası korozyon sonucundaki çekme kayıpları temel malzemeye oranla az da olsa daha düşük kalmıştır. A2 ve A3 numuneleri kaynak bölgesi içyapısı ve çekme özellikleri açısından A1 numunesi ile belirgin farklılıklar taşımadığından korozyon deneylerine tabi tutulmasına gerek duyulmamıştır.

Çizelge 3.12. Aşırı doymuş katı eriyik halde kaynak edilen 2024 Al-alışımı numunelerin korozyon sonrasındaki çekme deneyi sonuçları.

Numune	$R_{p0.2}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_{p0.2}$ Değerindeki Kayıp [%]	$R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ Değerindeki Kayıp [%]	A [%]	A [%] Değerindeki Kayıp [%]	Kopma Bölgesi
A00K	152	11,1	297	11,6	22,8	19,7	-
A1K	148	10,3	290	8,8	4,2	16	Kaynak merkezi
A4K	207	8,4	327	7,6	4,8	14,3	Kaynak merkezi
A5K	211	8,3	328	8,9	4,9	16,9	Kaynak merkezi
A6K	285	8,9	356	8,2	3,8	15,6	Kaynak merkezi
A7K	100	9,1	211	11,7	4,6	19,3	Kaynak merkezi

A1K numunesinde, temel malzeme özelliklerinin aşırı doymuş katı eriyik olmasından dolayı kaynak esnasında meydana gelen yüksek sıcaklıkla birlikte kaynak bölgesinde oluşan iri çökelti partiküllerine izafeten çekme kayıpları nispeten daha yüksek değerlerdedir. Keza, makro gözlemde A1K numunesi için korozyonun daha ziyade kaynak bölgesi civarında etkin olduğu söylenebilir (Şekil 3.48). Nitekim çekme deneyi sonucundaki kırılmalarda kaba çökelti partiküllerine sahip kaynak merkezi civarında meydana gelmiştir. A1K numunesi ile ilgili daha önceki bölümlerde de detaylı bilgiler verilmiştir.



Şekil 3.48. W-koşulunda kaynak edilen 2024 Al-alaşımı numunelerindeki pitting oluşumları. a) A00K; b) A1K; c) A1K (kesit); d) A4K; e) A5K; f) A6K; g) A7K.

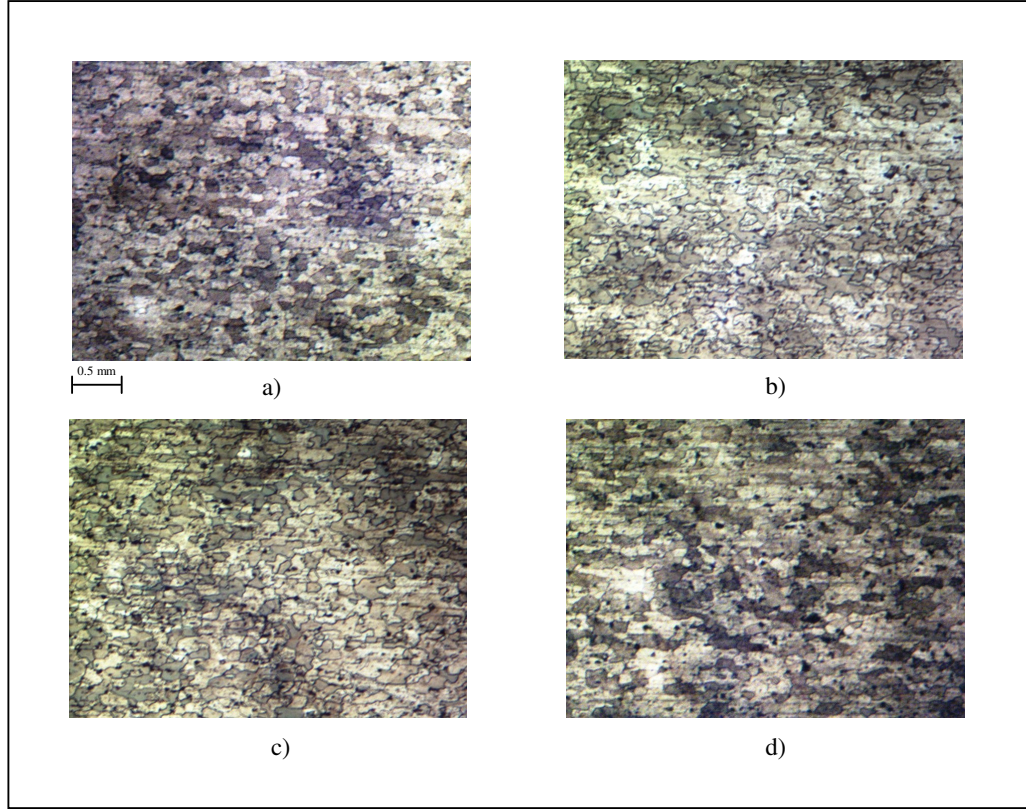


Kaynak sonrası çeşitli ısı işlemler uygulanan numunelerin korozyon deneyleri sonucunda, korozyonun etkin olduğu belirgin bir bölge göze çarpmamaktadır. Kaynak sonrası katı eriyiğe alınan numunelerde, korozyonun etkin olduğu TEB ve ITAB bölgeleri ortadan kaldırılmıştır. Uygulanan ısı işlemlere de bağlı olarak aynı numunelerde kaynak bölgesi boyunca çökme durumunda da herhangi bir farklılığın da bulunmayacağı aşikârdır. Buna istinaden, bu numunelerde korozyonun esas itibariyle çökme durumu ile ilişkili olmasından dolayı farklı düzeyde etkilenen bölgelerin varlığından söz edilemez. Korozyon sonrası çekme deneyi sonucundaki kırılmalar da bekleneceği üzere temel malzemeye göre daha düşük mukavemet değerlerine sahip kaynak merkezi civarında meydana gelmiştir. Ancak, bu sonuç korozyonun bu bölgede daha etkin olduğu anlamını taşımaz.

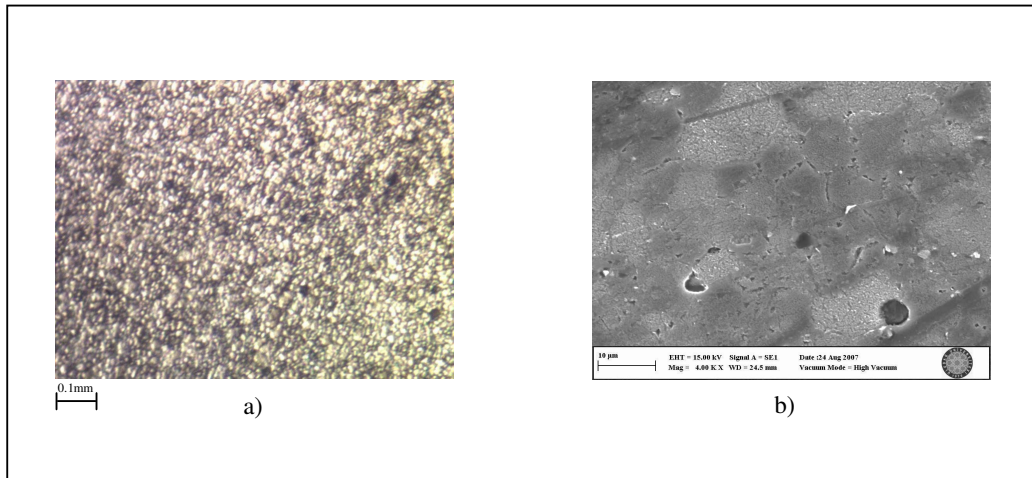
### **3.2.5. T4-koşulunda kaynak edilen 2024 Al-alaşımalarında kaynak sonrası uygulanan yaşlandırma ısı işlemlerinin mekanik özelliklere etkisi**

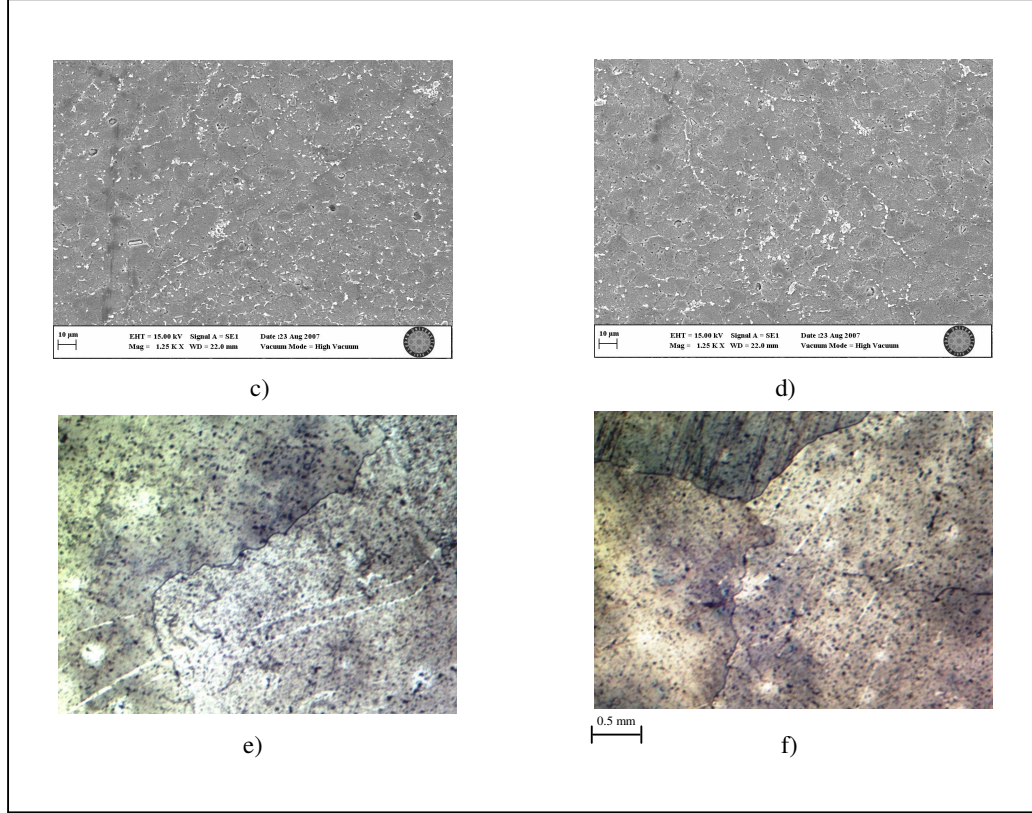
#### **3.2.5.1. Kaynak bölgesi içyapıları**

A8 - A9 - A10 ve A11 no'lu numunelerin temel malzeme içyapıları Şekil 3.49'da görülmektedir. Numunelerin kaynak merkezi içyapıları da Şekil 3.50'de verilmiştir. T4 koşulunda kaynak edildikten sonraki A8 numunesinin kaynak merkezi, eş eksenli çok ince taneli bir içyapıya sahiptir. İçyapı kaynak esnasında tamamıyla dinamik olarak yeniden kristalleşmiştir ve tane büyükleri 10–16  $\mu\text{m}$ 'ye kadar düşmüştür (Şekil 3.50 a,b,c ve d). Bu taneler ince S ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ) çökelti partikülleri de içermektedirler (Şekil 3.50 b). A8 numunesinin KM'deki sertlik sonuçları da bu durumu doğrulamaktadır. Tane sınırlarında da çok daha iri açık renkli  $\Omega$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) fazının varlığı söz konusudur (Şekil 3.50.c ve d). Ayrıca, kaynak merkezinde soğan halkalarının da (onion ring) oluşumu göze çarpmaktadır, bu halkalar üzerinde yönlenmiş çökelti partiküllerinin de (daha ziyade  $\Omega$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) fazı) olduğu Şekil 3.50 c ve d'den görülmektedir.



Şekil 3.49. Temel malzeme içyapılarının ışık mikroskobu görüntüleri (x50). a) A8; b) A9; c) A10; d) A11.



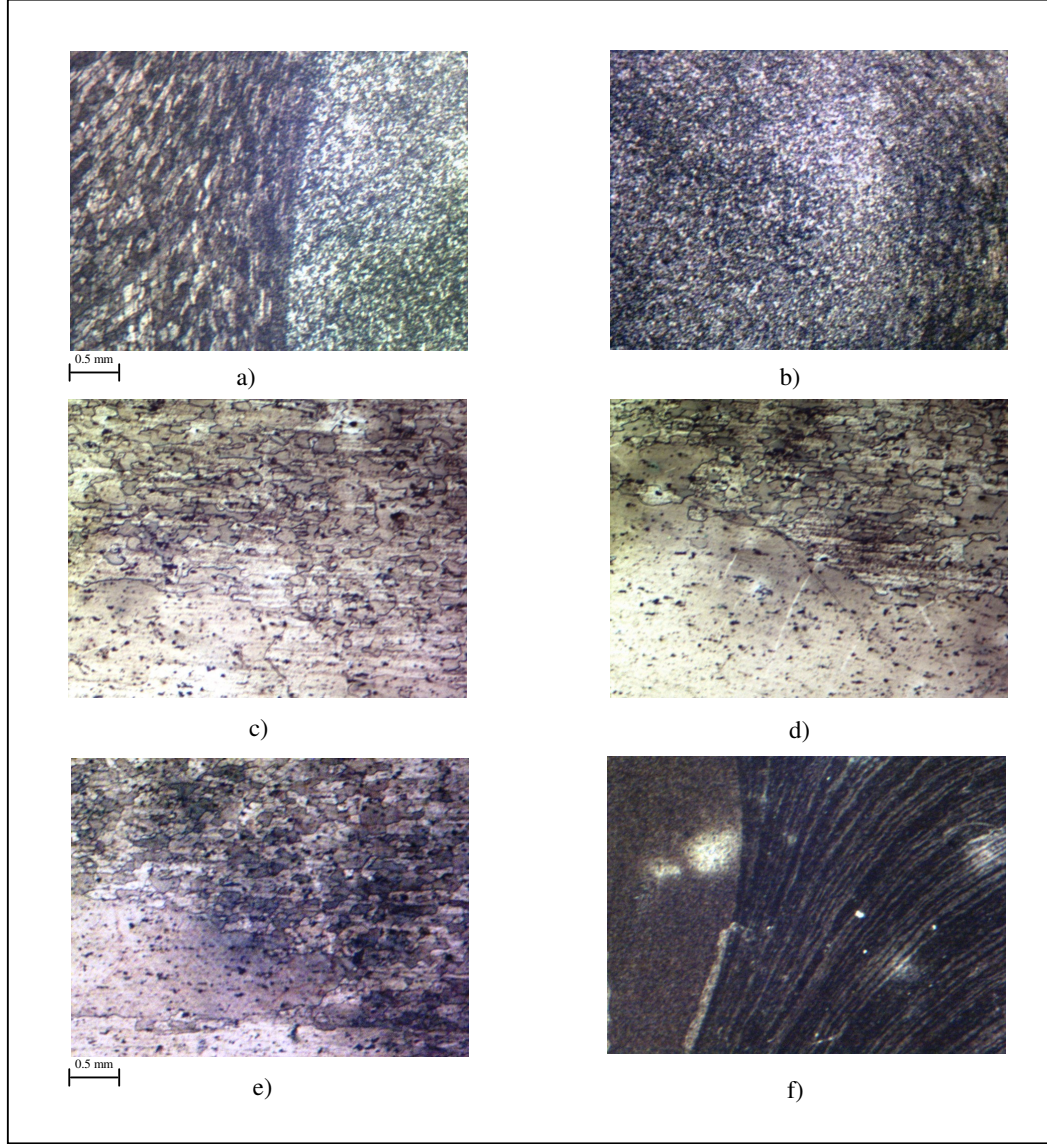


Şekil 3.50. Kaynak merkezi içyapılarının ışık mikroskobu (a,e,f) ve SEM (b,c,d) görüntüleri. a) A8 (x200); b,c,d) A8 (SEM); e) A9; f) A11 (x50).

Kaynak sonrası katı eriyiğe alma işlemi uygulanan numunelerin kaynak bölgesi içyapılarına bakıldığında, kaynak merkezlerinde anormal derecede denilebilecek tane büyümeleri ile karşılaşmıştır (Şekil 3.50.e ve f). Tane büyüklükleri mikron mertebesinde milimetre mertebesine ulaşmıştır. Bu durum, SKK yöntemi ile başlamış olan dinamik yeniden kristalleşmenin, kaynak sonrası uygulanan katı eriyiğe alma sıcaklığında da devam etmesi ile ilişkilidir. Katı eriyiğe alınan tüm numunelerde A8 numunesinde görülen soğan halkaları oluşumları tamamıyla ortadan kalkmıştır.

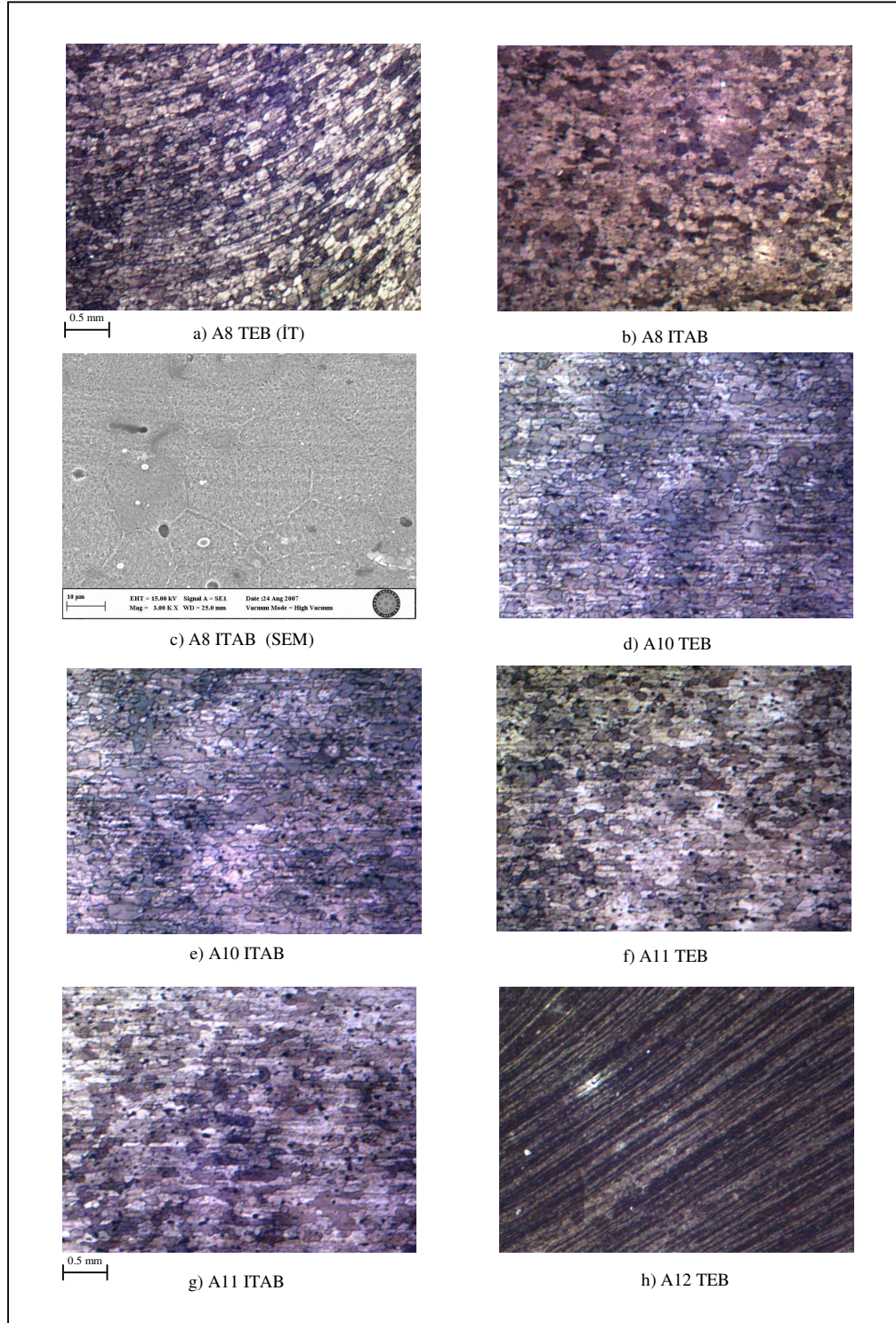
Numunelerin KM ve TEB ara bölgeleri Şekil 3.51'de verilmiştir. A8 numunesinde ilerleme tarafında KM ve TEB ara bölgesi çok belirgin iken geri çekilme tarafında ise bu bölgedeki belirginlik azalmıştır (Şekil 3.51.a ve b). Çekme deneylerinden de görülmüştür ki kopmalar genellikle ilerleme tarafında bu ara yüzeyde meydana

gelmiştir. Katı eriyiğe alınan numunelerde ise çok büyük taneli KM yapısından normal taneli bir içyapıya (TM tane yapısı olarak kabul edilebilir) geçiş belirgin bir şekilde görülmektedir. Katı eriyiğe alma sıcaklığından havada soğutulan A12 numunesinde ise özellikle TEB bölgesinde belirgin bir farklılık göze çarpmaktadır (Şekil 3.51.f).



Şekil 3.51. Kaynak merkezi ve TEB ara bölgelerinin ışık mikroskobu görüntüleri. a) A8 (İT); b) A8 (GÇT); c) A9; d) A10; e) A11; f) A12 (GÇT) (x50).

Şekil 3.52’de numunelerin TEB ve ITAB bölgeleri verilmiştir. A8 numunesi için TEB bölgesine bakıldığında, bu bölgedeki taneler hem ısı etkisi altında hem de mekanik etki altında kalmışlardır. Bu bölgede, temel malzemede bulunan başlangıç taneleri mekanik etki altında görünebilir şekilde döndürülmüş haldedirler (Şekil 3.52.a). Aynı zamanda, bu bölgede kaynak esnasındaki yüksek sıcaklık (350–450°C (Frigaard ve ark. 2001)) nedeniyle aşırı yaşlanma meydana gelmiştir ki bu bölgedeki sertlik düşüşünün ana sebebi de bu durumdur. A8 numunesinin ITAB bölgesindeki tane yapısına bakıldığında da temel malzeme tane yapısının hemen hemen değişmediği görülmektedir (Şekil 3.52.b). Ancak, bu bölgede de kaynak esnasındaki sıcaklık artışı (250–350°C (Frigaard ve ark. 2001)) ile yine aşırı yaşlanmanın meydana geldiğini tane yapılarındaki kontrast farkından ve sertlik sonuçlarından açıkça söylenebilir. Bu bölgenin (ITAB) TEB ve KM taraflarında sıcaklığın farklı olması nedeniyle belirgin bir sertlik farkı da söz konusu olmuştur. Yani, TEB ve ITAB ara bölgesinde sertlik değeri minimum değeri alırken (aşırı yaşlanma), ITAB ve temel malzeme ara bölgesinde ise sertlik değeri maksimum değeri alabilmektedir (yaşlanmanın pozitif yönde devamı). Nitekim bu bölgedeki çökme durumuna bakacak olursak, özellikle tane içlerinde çökelmelerin (genellikle S (Al<sub>2</sub>CuMg) fazı) yoğunlaştığını söyleyebiliriz (Şekil 3.52.c). Kaynak sonrası katı eriyiğe alma işlemi uygulanmış numuneler tetkik edildiğinde, söz konusu ısıl işlem ile birlikte bu bölgelerin (TEB ve ITAB) tamamen ortadan kaldırılabildiği görülmektedir (Şekil 3.52.d,e,f ve g). W koşulundaki numuneler gibi bu numuneler için de artık iki bölgeden söz edebiliriz ki bunlar; çok büyük taneler içeren kaynak merkezi ve temel malzeme bölgesidir. A12 numunesinde ise TEB bölgesindeki yönlenme açık bir şekilde görülmektedir.



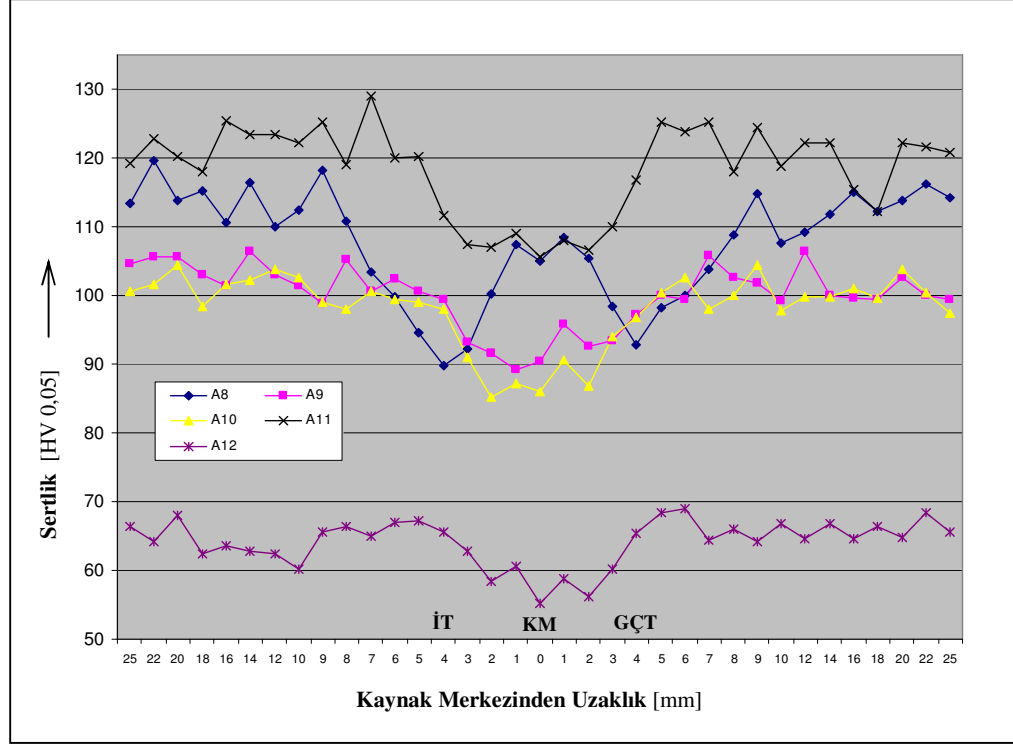
Şekil 3.52. TEB ve ITAB bölgelerinin ışık mikroskobu (x50) ve SEM (c) görüntüleri.

### 3.2.5.2. Kaynak bölgesi mikro-sertlik dağılımları

T4 ısıtma işlemi koşulunda kaynak edilen numunelerin (A8 - A9 - A10 - A11 - A12), kaynak sonrası çeşitli sıcaklık ve sürelerde uygulanan yaşlandırma işlemleri sonucu kaynak bölgesi mikro-sertlik dağılımları Şekil 3.53'de verilmiştir. Kaynak sonrası herhangi bir ısıtma işlemine tabi tutulmayan A8 numunesinin kaynak bölgesi mikro-sertlik değerlerine bakıldığında, ilerleme ve geri çekilme taraflarında TEB ve ITAB bölgelerinde önemli sertlik düşüşleri ile karşılaşmıştır. Bu bölgelerdeki çökelti partiküllerinin kaynak esnasında ortaya çıkan sıcaklık nedeniyle irileşmesi ve bu sebeple sertleştirme etkisini kısmen yitirmesi neticesinde sertlik düşüşü meydana gelmiştir (aşırı yaşlanma). Nitekim çekme deneyi sonucunda da kırılma düşük sertlik değerlerine karşılık gelen KM ve TEB ara bölgesinde görülmüştür (Çizelge 3.13). A8 numunesinin KM sertlik değerleri ise TEB bölgesine göre daha yüksektir, bunun sebebi de, bu bölgenin yeniden kristalleşmesi sonucunda ince çökelti partikülleri de içeren çok küçük taneli bir içyapıya sahip olmasındandır (Şekil 3.29.b).

Kaynak edilen numunelerin yeniden yaşlandırma işlemlerine tabi tutulmasıyla A8 numunesinde elde edilen ITAB ve TEB bölgelerindeki düşük sertlik değerleri uygun yaşlandırma ısıtma işlemiyle istenen düzeye yükseltilebilmektedir. Yani, bu bölgelerde kaynak etkisi ortadan kaldırılabilir. Ancak, kaynak merkezinde bir miktar sertlik düşüşü ile karşılaşmıştır (Şekil 3.53).

Şekil 3.53'de kaynak sonrası uygulanacak yaşlandırma ısıtma işleminin etkisi açık bir şekilde görülmektedir. Beklenildiği üzere en yüksek sertlik değerleri A11 numunesinde elde edilirken, en düşük sertlik değerleri ise katı eriyiğe alma sıcaklığından havada soğutulan A12 numunesinde elde edilmiştir. Numunelerin sertlik değerleri ile çekme özellikleri de bir sonraki bölümde görüleceği gibi paralellik içerisindedir.



Şekil 3.53. 2024-T4 Al-alaşımlarının kaynak sonrası farklı sıcaklık ve sürelerindeki yaşlandırma işlemleri sonucu kaynak bölgesi mikro-sertlik dağılımları.

### 3.2.5.3. Çekme deneyi sonuçları

A8 - A9 - A10 - A11 ve A12 no'lu numunelerin çekme deneyi sonuçları Çizelge 3.13 ve Şekil 3.54'de temel malzeme A01 numunesi ile birlikte verilmiştir. Bu tip numunelerde kaynak sonrası uygulanabilecek doğru ve/veya uygun bir ısıl işlemle çekme özelliklerinde belirli bir iyileşme sağlanabilmektedir. Ancak, kaynaklı numunelerde kaynaklı numunelere (aynı koşullara sahip) nazaran kaynak sonrası herhangi bir ısıl işlem uygulansa dahi mutlak surette bir kaybın olacağı da elde edilen sonuçlardan görülmüştür. Bu da, kaynak merkezindeki anormal derecedeki tane büyümesine ve bu bölgeden küçük taneli yapıya (TM tane yapısı) geçiş ara yüzeyinin oluşmasına bağlanabilir. Nitekim ilgili numunelerde kopmalar bu bölgede meydana gelmiştir.

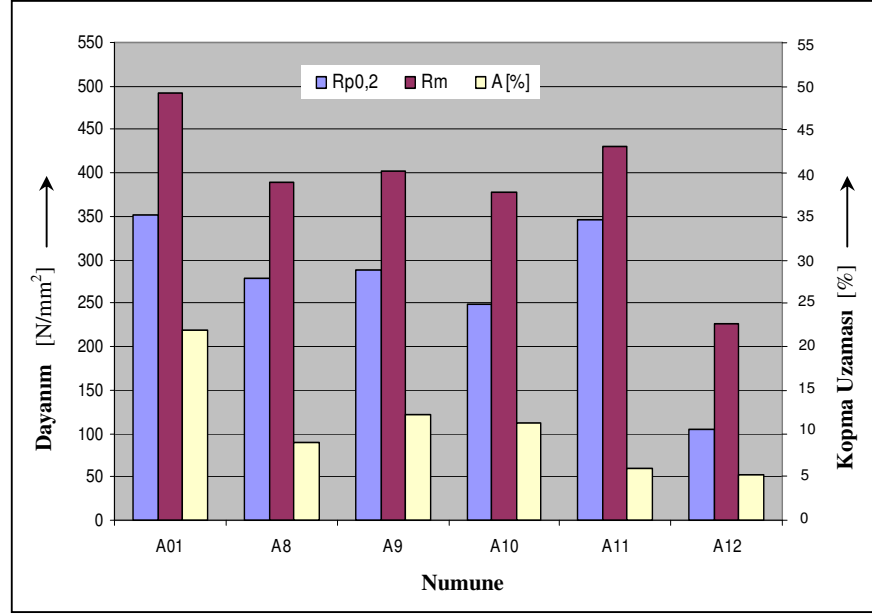


Çizelge 3.13. T4 ısıtıl işlem koşuluna sahip 2024 Al-alışımı numunelerinde, kaynak sonrası uygulanan yaşlandırma işlemlerinin çekme özelliklerine etkisi.

Numune	$R_{p0.2}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ]	A [%]	Kopma Bölgesi
A01	351	492	21,9	-
A8	279	389	9	İlerleme tarafında KM ve TEB ara yüzeyi
A9	289	402	12,1	İlerleme tarafında KM ve TM ara yüzeyi
A10	248	379	11,3	İlerleme tarafında KM ve TM ara yüzeyi
A11	345	430	6	İlerleme tarafında KM ve TM ara yüzeyi
A12	105	227	5,2	Geri Çekilme tarafında KM - TM ara yüzeyi

Yaşlandırılmış Al-alışımalarında, kaynak esnasındaki sıcaklığın etkisi ile kaynak bölgesinde mukavemet kaybının meydana gelmesi kaçınılmazdır (sıcaklıkla çökeltme sertleşmesi etkisinin kısmen ortadan kalktığı bölgeler). Bu numunelerde yeniden uygulanan yaşlandırma ısıtıl işlemleri ile mekanik özelliklerde önemli sayılabilecek iyileşmeler sağlanabilmiştir. Benzer işlemlere tabi tutulan temel malzeme özellikleri açısından aşırı doymuş katı eriyik durumuna sahip olan numunelerde ise kaynak sonrası uygulanan ısıtıl işlemler ile sağlanan iyileşme pek tatmin edici değerlerde olmamıştır.

Temel malzeme özellikleri T4 koşulunda olan numunelerde, kaynak sonrası yeniden uyguladığımız uygun yaşlandırma ısıtıl işlemi ile akma dayanımında %23,9'luk, çekme dayanımında ise yaklaşık olarak %10,6'luk bir iyileşme sağlanabilmiştir (A8 numunesi referansında A11 numunesinde). Ancak buna istinaden, A11 numunesinin uzama oranında yaşlanma sertleşmesine bağlı olarak %33,3'lük bir kayıp söz konusudur. Yetersiz ve/veya doğru olmayan bir ısıtıl işlem uygulandığı takdirde mukavemette ise beklenen iyileşme yerine bir miktar düşme ile de karşılaşılabilir (A10 numunesi). Bu yüzden, kaynak sonrası uygulanacak ısıtıl işlemlerde öncelikle optimum sertleştirme koşullarının tespit edilmesi gerekir.



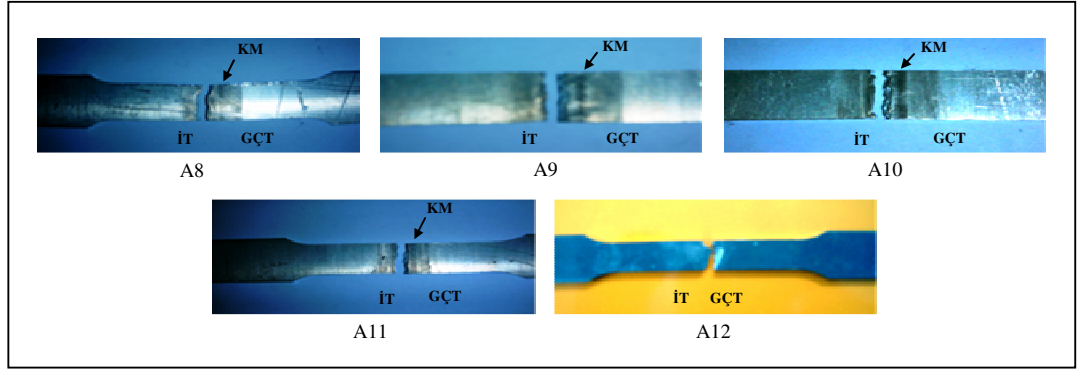
Şekil 3.54. T4 koşulunda kaynak edilen 2024 Al-alaşımı numunelerinin kaynak sonrası uygulanan ısı işlemlere bağlı olarak çekme deney sonuçlarının karşılaştırılması.

Kaynak sonrası uygulamış olduğumuz uygun yaşlandırma ısı işlemi ile A11 numunesinde elde etmiş olduğumuz mukavemet değerlerine baktığımızda kaynaklı A01 numunesine göre akma dayanımı hemen hemen aynıken çekme dayanımında ise halen bir kayıp söz konusudur. A11 numunesi aynı ısı işlem koşullarındaki kaynaklı A03 numunesi ile karşılaştırıldığında ise, çekme özelliklerinin A03 numunesinin çekme özelliklerinden bir miktar uzak kaldığı görülmüştür (temel kriter). Bu durum diğer numuneler için de geçerlidir (A9 - A10 - A12 ile A01 - A02 - A04). Yaşlandırılabilir 2024 Al-alaşımında, kaynak sonrası kaynaklı aynı koşullardaki numunelere nazaran -ısı işlem uygulansa dahi- mutlak surette bir düşüşün meydana gelmesi kaçınılmazdır. Kaynak sonrası aynı ısı işlemleri uygulamamıza rağmen mukavemette meydana gelen bu kayıplar, katı eriyiğe alma esnasında kaynak merkezindeki anormal derecede meydana gelen tane büyümesi ve bu bölgeden normal taneli içyapıya geçiş arakesitinden kaynaklanmaktadır.

A11 numunesi, kaynak sonrası uygulanan yaşlandırma işleminin etkisini hem çekme deneylerinde hem de sertlik ölçümlerinde açık bir şekilde ortaya koymaktadır (Şekil 3.53 ve 3.54). Söz konusu numunenin mukavemet değerleri A8 numunesine nazaran daha yüksektir. Kaynak sonrası katı eriyiğe alınıp havada soğutulan -yaşlandırılmayan-kaba çökelti partiküllerine sahip A12 numunesi ise yaşlandırmanın etkisini gözlememiz açısından belirgin bir örnektir. A12 numunesinin düşük mukavemet değerleri ve uzama oranı kaynak sonrası uygulanan yaşlandırma işleminin önemini göstermektedir. A9 numunesinde ise nispeten yüksek çekme mukavemetini yakalayabilmemiz yanında aynı zamanda da daha yüksek uzama oranı elde edilebileceği de görülmektedir. Bu numunede A8 referans numunesine nazaran uzama oranında %35 civarında bir iyileşme kaydedilmiştir. A9 numunesinin uzama oranındaki iyileşme sebebi oda sıcaklığında uygulanan doğal yaşlandırmadan kaynaklandığı açıktır. Ancak, benzer koşullardaki temel malzeme A01 numunesine göre A9 numunesinin mukavemet değerleri ve uzama oranı oldukça düşük değerlerde kalmıştır. Bu sonuçta, A9 numunesinin yaklaşık olarak 8 aylık doğal yaşlanmaya tabi tutulması da etkilidir ama asıl etkenin kaynak merkezindeki anormal derecedeki tane büyümesidir. Daha uzun sürelerde ise mukavemet değerlerinde bir miktar daha artışın olabileceği öngörülebilir. Uzama oranının ise her halükarda temel malzemeye oranla çok düşük değerlerde kalacağı da açıktır. A9 ve A10 numunelerinin uzama oranlarının A11 numunesine göre bir miktar daha fazla olması, düşük sıcaklıklardan kaynaklanan çökelti partiküllerinin yapıya daha ince ve homojen dağılımlarından kaynaklanır. Yüksek sıcaklıkta yaşlandırılan A11 numunesinin uzama oranı daha düşük sıcaklıklarda yaşlandırılan A9 ve A10 numunelerine göre daha düşük kalmıştır. A12 numunesinde ise havada soğutulmasından dolayı gevrek kaba çökelti partiküllerinin oluşumu söz konusudur. Bu partiküllerin daha ziyade tane sınırlarında yoğunlaşması ile uzama oranında bir düşüşün meydana gelmesi normal bir sonuçtur.

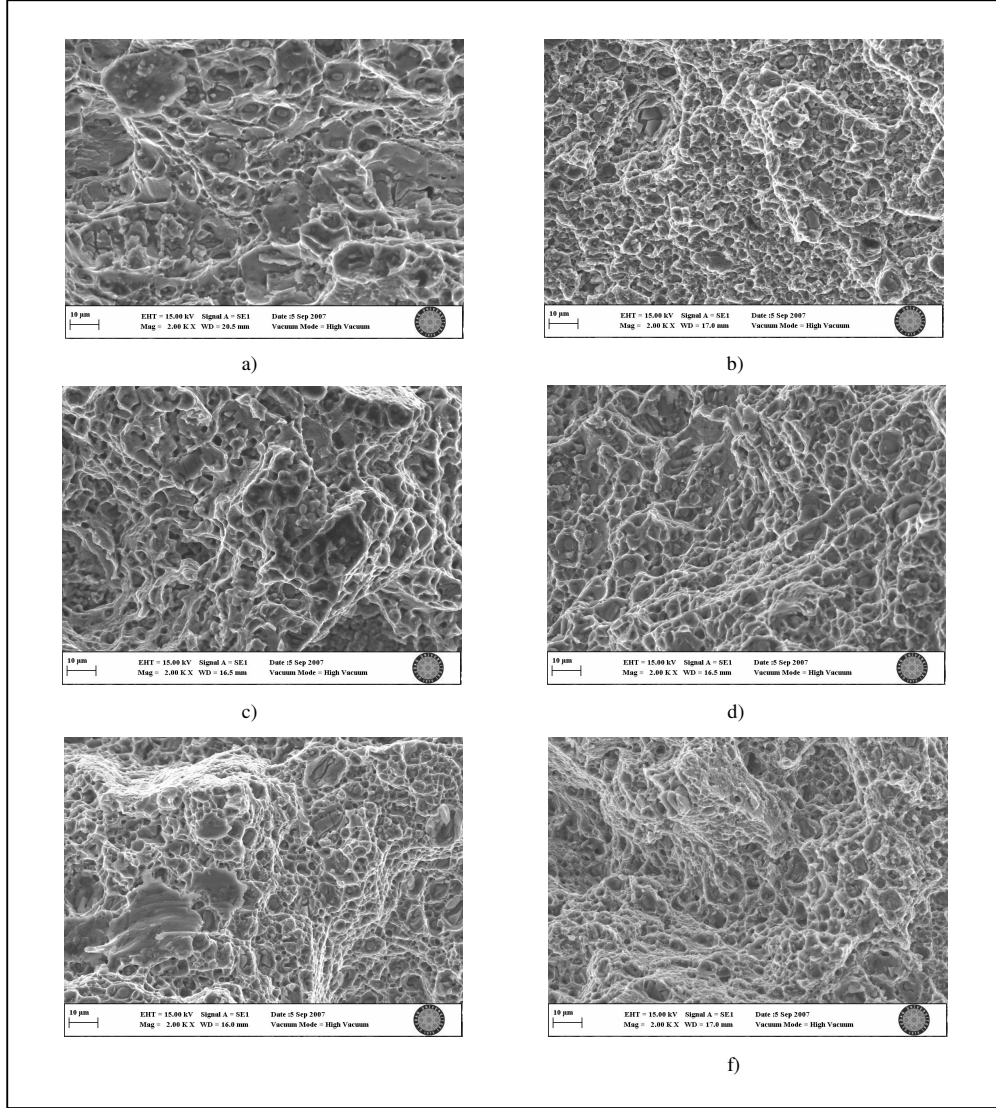
Numunelerin kopma bölgelerine bakıldığında ise, A12 numunesi haricinde kırılmaların hepsinin kaynak yönü ilerleme tarafında KM ve TEB veya TM (kaynak sonrası TEB bölgesinin ortadan kalkmasıyla) ara bölgesinde meydana gelmiştir (Şekil 3.55). Bu bölgede kopmaların meydana gelmesi farklı içyapıların bu bölgede ara kesit oluşturmasından kaynaklanmaktadır. A8 numunesinde aynı zamanda TEB bölgesinde

meydana gelen aşırı yaşlanma da bu bölgedeki kopmada etkin rol oynamıştır. Diğer numunelerde ise daha önce de belirtildiği gibi, kaynak merkezinde meydana gelen tane irileşmesine izafeten oluşan mukavemet kaybı etkilidir. Bu sonuçlardan genel itibariyle, ilerleme tarafındaki çekme özelliklerinin geri çekilme tarafındaki çekme özelliklerine göre daha düşük olduğunu da söylememiz mümkündür.



Şekil 3.55. T4 koşulunda kaynak edilen 2024 Al-alaşımı numunelerin çekme deneyleri sonucundaki kopma bölgelerinin makro görüntüleri.

Numunelerin kırılma yüzeyi SEM görüntüleri Şekil 3.56'da görülmektedir. Genel itibariyle kırılmalar az miktarda klivaj düzlemleri de içeren sünek-gevrek tarzda gerçekleşmiştir. Kaynak sonrası herhangi bir ısıl işlem uygulanmamış olan A8 numunesinde, kırılmanın kaynak merkezine yakın bir bölgede meydana geldiği kırılma yüzeyindeki ayrılan tanelerin küçüklüğünden açık bir şekilde görülebilir (Şekil 3.56.b). Özellikle temel malzeme A01 numunesinin kırılma yüzeyi ile A8 numunesi kırılma yüzeyi arasındaki farklılık çok belirgindir. Şekil 3.56'dan kaynak sonrası ısıl işlem uygulanmış numunelerde ise kırılmaların sertliğin daha düşük olduğu çok iri taneli KM bölgesinde meydana gelmediği sonucuna da varılabilir. KM bölgesinden ince taneli yapıya geçiş bölgesinden kırılmaların meydana geldiği söylenebilir (Şekil 3.56).



Şekil 3.56. Kırılma yüzeyi SEM görüntüleri. a) A01; b) A8; c) A9; d) A10; e) A11; f) A12.

Kaynak edilmiş bir numunede hem yüksek mukavemet değerleri hem de yüksek uzama oranı teknolojik olarak önemli bir sonuç arz eder. Yapılan çalışmalarda TIG kaynağı uygulanmış 2024 Al-alaşımı kaynaklı parçaların (kaynak sonrası ısıl işlem uygulanmamış) çekme mukavemetlerinin oldukça düşük olduğu görülmüştür. Bunun

üzerine uygulanan sertleştirme ısı işlemleri sonucu çekme mukavemetinde önemli iyileşmeler sağlanırken uzama oranları halen çok düşük düzeylerde kalmıştır. Kaynak sonrası ısı işlem uygulanmamış numunede uzama oranı %5 değerinde iken ısı işlem sonrasında ise bu değer %3 ila % 4 civarına gerilemiştir (Atik ve ark. 2001). Ergitme esaslı kaynak yöntemleri ile kaynak edilmiş numunelerin uzama oranları önemli ölçüde düşmektedir. Bunun yanında, düşen bu uzama değerini, uygulanabilecek çeşitli ısı işlemlerle de yukarı çekmek pek mümkün gözükmemektedir. Bir çalışmada da, 2014 Al-alışımının MIG kaynağı ile birleştirilen numunelerinde çekme dayanımlarında kaynaklı numunelere -temel malzemeye- nazaran %50 oranında bir düşme meydana gelirken, uzama oranında da %75'lik bir kaybın olduğu tespit edilmiştir. MIG kaynak yöntemi ile birleştirilen numunelerde kaynak bölgesinin gözenekli bir yapı niteliğinde olduğu da belirtilmektedir. SKK yöntemi ile yapılan birleştirmelerde sertlik düşüşünün meydana geldiği bölge, MIG kaynak yöntemindekine göre çok daha küçüktür (ısıdan etkilenmiş bölge). Bu durum, SKK yöntemi ile yapılan kaynak işlemindeki sıcaklığın MIG kaynağına nazaran çok daha az olması ile açıklanabilir (Külekçi ve Şık 2003). SKK yönteminde ITAB bölgesinin büyüklüğü kullanılan kaynak takımının omuz çapına da bağlı olarak değişir. Bu yöntemde, kullanılan takım omuz çapının küçültülmesi ITAB bölgesinin boyutunu da küçültecektir.

MIG kaynağı ile birleştirilen Al-alışımının kaynak bölgesindeki yapılarının gözenekli ve mekanik özelliklerinin düşük olması nedeniyle, yük taşıyan veya darbeli yüklemeleri taşımak durumunda olan konstrüksiyonlarda kullanımları sınırlıdır (Külekçi 2003). Henüz geliştirilme aşamasında olan SKK yöntemi ile ilgili yapılan çalışmalarda elde edilen sonuçlar, statik veya dinamik yük taşıyan Al-alışımı birleştirmelerinde SKK yönteminin MIG kaynağına nazaran oldukça iyi sonuçlar verdiğini göstermektedir (Thomas ve ark. 1999, Andrews ve Mitchel 1990).

### 3.2.5.4. Korozyona tabi tutulan numunelerin çekme deneyi sonuçları

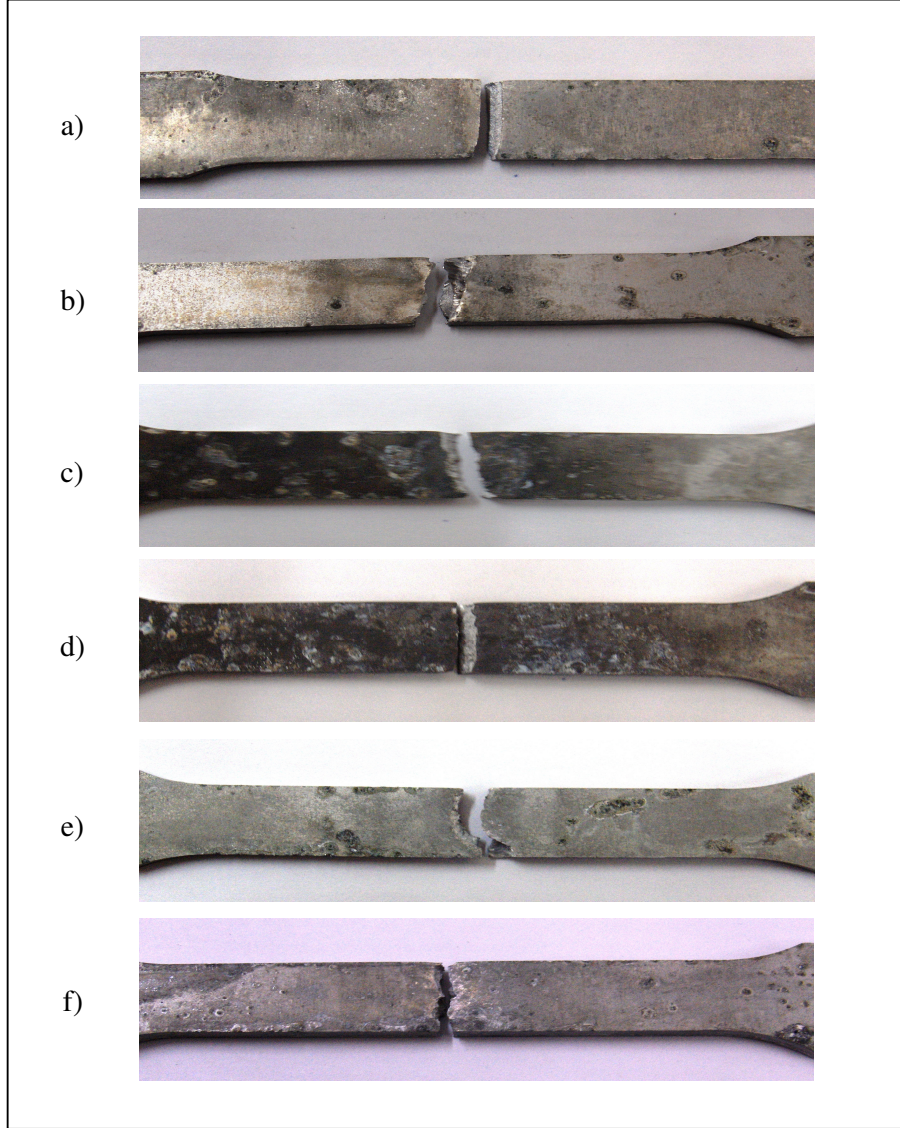
A01 – A8 – A9 – A10 – A11 ve A12 numuneleri belirli bir süre korozyon deneylerine tabi tutulduktan sonra numunelerin çekme deneylerinden elde edilen sonuçlar Çizelge 3.14’de verilmiştir.

Çizelge 3.14. 2024-T4 Al-alaşımlarının kaynak sonrası uygulanan korozyon deneyleri sonucundaki çekme özellikleri.

Numune	$R_{p0.2}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_{p0.2}$ Değerindeki Kayıp [%]	$R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ Değerindeki Kayıp [%]	A [%]	A Değerindeki Kayıp [%]	Kopma Bölgesi
A01K	328	6,6	461	6,3	19,1	12,8	-
A8K	259	7,2	362	6,9	7,7	14,4	Geri çekilme tarafında kaynak merkezi TEB ara bölgesi
A9K	266	8	375	6,7	10,6	12,4	İlerleme tarafında KM ve TM ara yüzeyi
A10K	231	6,9	351	7,4	9,8	13,3	İlerleme tarafında KM ve TM ara yüzeyi
A11K	316	8,4	400	7	5,1	15	İlerleme tarafında KM ve TM ara yüzeyi
A12K	95	9,5	207	8,8	4,5	13,4	KM

A8K numunesinde kırılma yine diğer bölgelere göre daha düşük mukavemete sahip kaynak merkezine yakın bölgede meydana gelmiştir. Bu numune ile ilgili açıklamalar daha önceki bölümlerde verilmiştir. Kaynak merkezine yakın olan bölgelerdeki çekme özellikleri belirlenen korozyon süresi içerisinde halen diğer bölgelere göre çok daha düşük değerdedir. Kaynak sonrası uygulanan ısıl işlemler sonucunda elde edilen numunelerin herhangi bir bölgesinde korozyonun daha fazla etkin olduğunu söylememiz mümkün değildir (Şekil 3.57). Çünkü kaynak sonrası uygulanan ısıl işlemler sonucunda korozyonun etkin olduğu TEB ve ITAB bölgeleri ortadan kaldırılmıştır. Buna istinaden söz konusu numuneler temel malzemelere benzer korozyon davranışları sergilemişlerdir. Tane sınırlarında kaba çökelti partiküllerine sahip A12K numunesinde korozyon sonucundaki kayıp en fazla olmuştur. Yaşlandırılan numuneler içerisinde ise daha yüksek sıcaklıkta yapay olarak yaşlandırılan A11K numunesinde daha iri çökelti partiküllerine sahip olması mertebesinde kayıp daha fazla olmuştur. Çekme deneyi sonucundaki tüm numunelerdeki kırılmalar yine kaynak

bölgesinde meydana gelmiştir. Ancak bu sonuç, bu bölgelerin korozyona daha hassas bölgeler olduğunu göstermez. Çünkü bu bölgede kırılmaların meydana gelmesi doğal bir sonuçtur, zira kaynak bölgesi mukavemeti temel malzemeye oranla daha düşük değerlerdedir. Çok daha uzun korozyon sürelerinde de kırılma bölgelerinin değişmeyeceği öngörülebilir. Çünkü numunelerde korozyon hassasiyetinin yüksek olduğu bir bölge göze çarpmamaktadır.



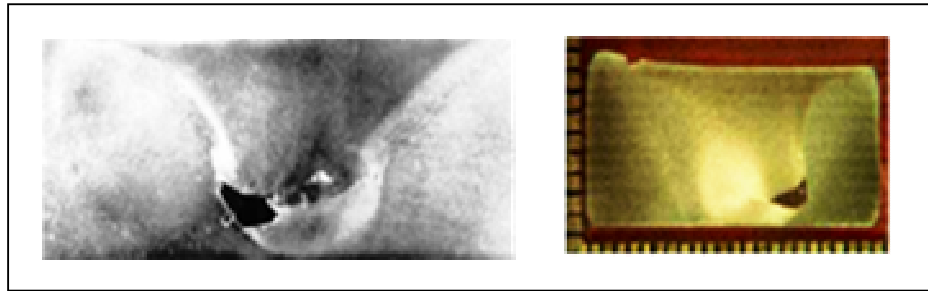
Şekil 3.57. T4-koşulunda kaynak edilen 2024 Al-alaşımı numunelerindeki pitting oluşumları (kaynak sonrası ısıtılmış numuneler). a) A01K; b) A8K; c) A9K; d) A10K; e) A11K; f) A12K.



### 3.3. SKK Tekniğinde Dikkat Edilmesi Gereken Bazı Hususlar

Yapılan birçok deneme sonucunda, SKK yöntemiyle birleştirilmiş kaynak bağlantılarında istenen mukavemet ve özelliklere ancak bazı hususlara özellikle dikkat etmekle ulaşılabileceği görülmüştür. Bu hususlara kısaca değinecek olursak;

- i) Kaynak esnasında takım ucunun kaynak bölgesine gereğinden az veya çok dalmış olmaması (optimum dalma miktarı); yeterince kaynak bölgesine nüfuz etmeyen takım ile yapılan kaynak sonucunda takım omuz bölgesinin birleştirilecek parçaların yüzeylerine yeterli derecede temas edememesi durumu ortaya çıkar ki bu da, söz konusu bölgede sürtünmenin yetersiz kalmasına sebep olur. Yetersiz sürtünme de bu tip kaynak yönteminde son derece önemli olan sürtünme ısısının önemli ölçüde azalmasına yol açar. Böylece yetersiz ısı ve yeterli baskı yüzeyi oluşturulamaması sebebiyle istenilen düzeyde plastik deformasyon sonucundaki karıştırma işlemi ve kaynama sağlanamaz ve kaynak bağlantısında makro düzeyde boşluk (tünel) ve gözenek (özellikle kaynak merkezi civarında tabana yakın kısımda) oluşumları ortaya çıkar (Şekil 3.58). Bu sebepten, bu şekilde yapılan kaynak işlemindeki bağlantı çok zayıf kalır.



Şekil 3.58. Kaynak bölgesinde oluşan kaynak hatası (gözenek ve tünel oluşumu) (Corral ve ark. 2000, Zhao ve ark. 2005).

Ayrıca, batıcı ucun kaynak yapılacak levhalara uygun bir şekilde daldırılmaması ve takım omzunun yüzeye temasının düzgün yapılamamasından dolayı kaynak hattı boyunca pimin (batıcı ucun) hareketinin istikrarsız olmasına sebep olur. Bu yüzden kaynak dikişi boyunca yüzey kalitesi düşer. Gereğinden fazla kaynak bölgesine nüfuz eden takımla yapılan kaynakta ise, kaynak dikişinin özellikle geri çekilme tarafında önemli derecede malzeme yığılması (ondüle) söz konusu olup kaynak dikişinin hem yüzey pürüzlülüğünün bozulmasına (yüzeyin temizlenmesi ve tesviyesi ile malzeme kaybı ve bunlar için ek işlemlerin ortaya çıkması) hem de kaynak dikişi bölgesinde parça kalınlığının incelmesine yol açar ki, bu da kaynak bağlantısında mukavemet düşüşüne yol açar (Şekil 3.59).



Şekil 3.59. Kaynak dikişinin geri çekilme tarafındaki malzeme yığılması.

- ii) Takımın parça yüzeylerinin normaline göre kaynak yönündeki eğim açısı da belirli değerler arasında olmalıdır (yapılan denemelerde  $2^{\circ}$ - $3^{\circ}$  arasında optimum sonuçlar alındı); bu eğim açısının olmadığı veya çok küçük olduğu durumlarda yine kaynak dikişinin geri çekilme yönünde malzeme yığılması ile karşı karşıya kalındı. Büyük olması durumunda ise yine yeterli sürtünmenin (baskı yüzeyinin azalmasından dolayı) meydana gelememesi

sebebiyle yeterli sıcaklık artışının oluşmamasından kaynaklanan problemlerle karşılaşmıştır (zayıf kaynak bağlantısı).

- iii) Yüksek sıcaklık meydana getirecek kaynak parametreleri de (takım dönme hızı yüksek, ilerleme hızı yavaş ve omuz genişliği büyük takım ile) kaynak dikişinin geri çekilme tarafında yine malzeme yığılmasına neden olur (yüksek sıcaklıktaki malzeme akışının kolaylaşması mertebesinde yumuşamış Al-metal gibi). Örneğin, 2024 Al-alaşımı levhaların kaynağında 2140 dev/dak dönme hızında ve 40 mm/dak ilerleme hızında böyle bir sorun ile karşılaşılmazken, 2140 dev/dak dönme hızı ve 28 mm/dak ilerleme hızında söz konusu problem ortaya çıkmıştır.
- iv) Kaynak başlangıç noktasında takımın dalma işlemi tamamlandıktan sonra kaynak bölgesindeki gerekli ısının yeterli miktara ulaşması için yüksek devirde dönen takıma 10-15 sn süreyle hareket verilmemelidir. Aksi takdirde, yeterli ısının oluşmamasından kaynaklanan problemlerle karşı karşıya kalınır (malzeme akışının yeterince sağlanamadığı düşük kaliteli kaynak, boşluk ve porozitesi yüksek nispeten zayıf kaynak bağlantısı).
- v) Kaynak sonrası aynı takım ile bir sonraki kaynağa geçmeden önce, kaynak esnasında takımın omzuna ve karıştırıcı uç vida dişleri arasına alüminyum malzemesinin sıvanıp sıvanmadığı (sardığı) kontrol edilmelidir (özellikle düşük devir ve yüksek ilerleme hızlarında yapılacak kaynak öncesinde). Zira, temizlenmeyen takımlarla yapılan kaynaklarda karıştırıcı ucun etkin karıştırma görevini yerine getirememesinden dolayı kaynak kalitesinde düşme meydana gelmektedir. Yapılan denemeler ve kaynaklarda her kaynak öncesinde takım bir ısı işlem fırınına konarak üzerine sıvanmış bulunan alüminyumun eritilerek temizlenmesi sağlanmıştır. Aksi takdirde, bir sonraki hususta belirtilen problemin ortaya çıkması da olasıdır (diş açılmamış pimden kaynaklanan problem).

- vi) SKK yönteminde önemli bir kaynak kusuru da kaynak dikişinde tünel şeklinde bir boşluğun oluşmasıdır. Bu hatanın sebebi, pim yüzeyinin düzgün olması, yani batıcı pim yüzeyine helisel diş açılmamasıdır. Diş açılmamış pim kullanıldığında, sürtünmeden açığa çıkan ısı ile akıcı çamur kıvamına gelen malzeme yukarı doğru hareket etmekte ve bunun sonucu olarak batıcı pim ucuna yakın kısımda malzeme eksilmekte ve kaynak kök kısmında tünel oluşmaktadır. Batıcı uç yüzeyine diş açıldığında ise, akıcı çamur kıvamına gelen malzeme aşağı doğru itilmekte (ancak, diş açılan yöne bağlı olarak takımın dönme yönü çok önemlidir, sol diş olması durumunda saat yönü istikameti, sağ diş olması durumunda ise saat yönünün tersi istikametinde; aksi takdirde aynı sorunla karşı karşıya kalınır), dolayısıyla bu sorun söz konusu olmamaktadır.
- vii) Kaynak esnasında takımın kaynak edilecek parçalara iletilen kuvvetleri çok büyük olduğundan parçaların uygun biçimde sabitlemesi ve kaynak altındaki destek plakası son derece önemlidir. Sabitleme ile aynı zamanda her noktaya aynı yükün uygulanmasını sağlamakta gerekir. Aksi takdirde, kaynak esnasında ince kalınlıktaki levhaların iletilen kuvvetlerin büyüklüğünden ve oluşacak sıcaklık farkı sebebiyle meydana gelecek çarpılmalarından dolayı farklı kaynak bölgelerinde farklı takım dalmaları meydana gelir. Bu yüzden, kaynak dikişinin farklı bölgelerinde farklı kaynak özelliklerinin (heterojen özellik dağılımı) ortaya çıkması söz konusu olabilmektedir (özellikle farklı bölgelerde kaynak dikişinin geri çekilme yönünde malzeme yığılması gibi). Destek plakasının da ısıl çarpılmaya uğramayacak derecede kalın, mukavemeti yüksek, yüzey pürüzlüğünün düşük ve yüzeyinin düzgün olması gerekir. Aksi takdirde, yine kaynak dikişinin farklı bölgelerinde farklı takım dalma miktarlarından kaynaklanan problemlerle karşılaşılabilirdiği gibi kaynağın alt kısmındaki dikişin kalitesi de önemli ölçüde düşer.

Dikkat edilecek olursa, kaynak kalitesindeki düşüşün genel sebebi, batıcı uç dizaynı ve işlem parametrelerinin uygun seçilemeyişidir. Uygun bir batıcı uç dizaynı, pimin

kaynak yapılacak levhaya daldırılma işleminin iyi kontrol edilmesi ve batma derinliğinin kaynak boyunca iyi ayarlanıp sabit tutulmasıyla daha yüksek kaynak kalitesi elde edilebileceği aşikârdır.

## SONUÇ

- H22 koşulundaki 1050 Al-alaşımlarının SKK tekniği ile kaynak edilmesi sonucunda kaynak bölgesinde dikkate değer bir sertlik değişimi meydana gelmemiştir. Kaynak parametrelerinin de sertlik değerleri üzerinde önemli bir etkisi olmamiştır.
- Kaynak öncesi yaşlandırma işlemlerine tabi tutulmuş 2024 Al-alaşımlarında TEB ve ITAB bölgelerinde önemli sertlik düşüşleri gözlenirken, 2024-O koşulundaki alaşımın kaynak bölgesinde bir miktar sertlik artışı görülmüştür.
- W-koşulunda kaynak edilen 2024 Al-alaşımlarında, kaynak öncesi yaşlandırılmış diğer numunelere nazaran daha düşük sertlik değerleri elde edilmiştir. En yüksek sertlik değerleri T6 (190°C - 10 saat) koşulunda kaynak edilen numunede gerçekleşirken, en düşük sertlik değerleri ise O koşulunda kaynak edilen numunede tespit edilmiştir.
- 2024 Al-alaşımlarında kaynak sonrası yeniden uygulanan yaşlandırma işlemleri TEB ve ITAB bölgelerindeki sertlik değerlerini beklenen mertebelere çıkarırken, kaynak merkezi civarında bir miktar sertlik düşüşü meydana gelmiştir.
- 2024 Al-alaşımlarında temel malzeme özellikleri açısından çökelme itici gücünün daha fazla olduğu numunelerde (özellikle W koşulunda) ITAB bölgesindeki çökelme çok daha etkindir.
- Kaynak merkezi en küçük tane yapısı aşırı doymuş katı eriyik temel malzeme özelliklerine sahip numunede elde edilmiştir (tane boyutu: 4–8 µm). Yaşlandırılmış

olan numunelerin kaynak merkezi tane boyutları 10–16  $\mu\text{m}$  iken, havada soğutulan numuneninki ise 6–10  $\mu\text{m}$ 'dir.

- 2024 Al-alaşımlarında kaynak sonrası katı eriyiğe alma işlemi TEB ve ITAB bölgelerini ortadan kaldırırken, kaynak merkezlerinde ikincil yeniden kristalleşme sonucu anormal derecede tane büyümeleri görülmüştür.
- SKK yöntemiyle kaynak edilen 1050 Al-alaşımlarının çekme özelliklerinde % 5 kadar kayıp görülmüştür.
- SKK yöntemiyle kaynak edilen 2024 Al-alaşımlarında, O koşulundaki malzemede mukavemet değerlerinde kayıp yoktur, kopma uzaması ise %27,3 azalmıştır. T4 koşulundaki malzemede mukavemet değerleri %21, kopma uzaması %59; T6 (100°C - 10 saat) koşulundaki malzemede mukavemet değerleri %24, kopma uzaması %72; T6 (190°C - 10 saat) koşulu için mukavemet değerleri %16, kopma uzaması ise %40 civarında azalmıştır.
- T4 ve T6 koşulunda kaynak edilen 2024 Al-alaşımlarında çekme deneyi sonucundaki kırılmalar KM ve TEB arasındaki ara yüzde oluşmaktadır. W koşulundaki numunede kaynak merkezinde, O koşulunda ise temel malzemede kırılma görülmektedir.
- W koşulunda kaynak edilen numunelerde, kaynak sonrası uygulanan en iyi yaşlandırma şartlarında dahi elde edilen mukavemet ve kopma uzaması değerlerinde kaynaksız aynı şartlardaki numuneye göre sırasıyla %22 ve %48 kayıp görülmüştür. T4 koşulunda kaynak edilen numunelerde ise aynı işlemler sonucundaki değerler sırasıyla %14 ile %30 civarındadır.
- SKK yöntemi ile kaynak edilen 1050 Al-alaşımlarının kaynak bağlantıları, uygulanan korozyon testleri (%3,5'lük NaCl çözeltisinde 10 ay tutuldu) sonucunda yüzeyde kayda değer bir değişim göstermemiştir. Bunun sonucu olarak mekanik özellikler etkilenmemektedir.

- 2024 Al-alaşımlarının korozyon hassasiyetinin arttığı görülmüştür, bunun yaşlandırma sonucu oluşan çökeltilerle ilişkili olduğu söylenebilir.
- W-koşulunda kaynak edilen 2024 Al-alaşımlarında korozyon hassasiyeti kaynak bölgesinin genelinde iken T4-T6 ve O koşulundaki alaşımlarda ise TEB ve ITAB bölgesindedir.
- W ve O koşulunda kaynak edilen numunelerde korozyon sonucu meydana gelen çekme özelliklerindeki kayıplar, T4 ve T6 koşulunda kaynak edilen numunelere göre daha fazladır.
- Belirtilen korozyon süresinde (2 ay), W, T4 ve T6 (100 °C-10 saat) koşulunda kaynak edilen numunelerde çekme deneyleri sonucundaki kırılmalar yine kaynak merkezi yakınında meydana gelmiştir. T6 (190 °C-10 saat) ve O koşulunda kaynak edilen numunelerde ise kırılma bölgeleri ITAB bölgesine kaymıştır.
- T4 ve W koşulunda kaynak edilen numunelerde kaynak sonrası katı eriyiğe alma işlemi korozyonun etkin olduğu TEB ve ITAB bölgelerini ortadan kaldırmıştır. W grubundaki numunelerde korozyon sonucundaki çekme kayıpları temel malzemeye oranla daha düşük değerlerde kalırken, T4 grubundaki numunelerde ise korozyon sonucundaki çekme kayıpları temel malzemelerin değerleri civarındadır.



## KAYNAKLAR

Aluminium-Taschenbuch. 1984. Aluminium Verlag.

ANDREWS, R.E. ve J.S. MITCHEL. 1990. Underwater Repair by Friction Stir Welding. *Metals and Materials*, 27: 796-797.

ANIK, S ve L. DORN. 1989. Metal Physical Processes During Welding of Aluminium and Aluminium Alloys. *Schweissen-Schneiden*, 5: 84-86.

ANONİM. Alüminyumun Kaynağa Uygunluğu. ODTÜ Kaynak Teknolojisi Merkezi Ankara & SLV München, 18s.

ATİK, E., C. MERİÇ ve A. ŞAHAN. 2001. TIG Kaynak Yöntemiyle Birleştirilmiş 2024 Alüminyum Alaşımının Kaynak Bölgesinin Çökelme Sertleşmesi Bakımından İncelenmesi. *DEÜ Mühendislik Fakültesi, Fen ve Mühendislik Dergisi* Cilt: 3 Sayı: 3, Ekim 2001, s. 75-83.

ATTALLAH, M. M., H. G. SALEM. 2005. Friction Stir Welding Parameters: A Tool For Controlling Abnormal Grain Growth During Subsequent Heat Treatment. *Mater. Sci. Eng., A* 391: 51-59.

AYDIN, H. 2002. İntermetalik Faz Aşılama Yöntemiyle Al-Cu-Mg Alaşımında Aşınma Dayanımının İyileştirilmesi. Yüksek Lisans Tezi, U.Ü. Fen Bilimleri Enst., Bursa.

BENAVIDES, S., Y. LI, L.E. MURR, D. BROWN ve J.C. MCCLURE. 1999. Low-Temperature Friction-Stir Welding of 2024 Aluminum. *Scripta Mater.*, 41(8): 809-815.

CABIBBO, M., E. MECCIA ve E. EVANGELISTA. 2003. TEM Analysis of A Friction Stir-Welded Butt Joint of Al-Si-Mg Alloys. *Mater. Chem. Phys.*, 81(2-3): 289-292.

CHEN, H.B., K. YAN, T. LIN, S.B. CHEN, C.Y. JIANG ve Y. ZHAO. 2006a. The Investigation of Typical Welding Defects For 5456 Aluminium Alloy Friction Stir Welds. *Mater. Sci. Eng.*, A433: 64.

CHEN, Y., H. LIU ve J. FENG. 2006b. Friction Stir Welding Characteristics of Different Heat-Treated-State 2219 Aluminum Alloy Plates. *Mater. Sci. Eng.*, A420: 21-25.

- CHONG, P. H., Z. LIU, P. SKELDON ve G. E. THOMPSON. 2003. Corrosion Behavior of Laser Surface Melted 2014 Aluminium Alloy in T6 And T451 Tempers. The Journal of Corrosion Science and Engineering. Volume 6, Paper 12.
- COLEGROVE, P., M. PAINTER, D. GRAHAM ve T. MILLER. 2000. 3-Dimensional Flow and Thermal Modelling of The Friction Stir Welding Process. Proceedings of the Second International Symposium on Friction Stir Welding. Gothenburg, Sweden, 27-29 June 2000, TWI Ltd.
- COLLIGAN, K. 1999. Material Flow Behavior During Friction Stir Welding of Aluminum. Weld. J., 78(7): 229-237.
- CORRAL, J., E. A. TRILLO, Y. LI, L. E. MURR. 2000. Corrosion of Friction-Stir Welded Aluminum Alloys 2024 and 2195. J. of Mater. Sci. Letters 19: 2117-2122.
- CRAIG D.B. ve D.S. ANDERSON. 1995. Handbook of Corrosion Data. A.S.M International, p.16-18.
- ÇAM, G. 2001. Al-Alaşımları İçin Geliştirilen Yeni Kaynak Yöntemleri. Kaynak Teknolojisi III. Ulusal Kongresi Bildiriler Kitabı. Yıldız Teknik Üniversitesi Oditoryumu. İstanbul, 19-20 Ekim 2001, sayfa 268-277.
- ÇAM, G., J.F. dos SANTOS VENTZKE, M. KOÇAK, G. JENNEQUIN ve P. GONTHIER-MAURIN. 1999. Characterisation of Electron Beam Welded Aluminium Alloys. Journal of Science and Technology of Welding and Joining, 4(5): 317-323.
- ÇAM, G., J.F. dos SANTOS VENTZKE, M. KOÇAK, G. JENNEQUIN, P. GONTHIER-MAURIN, M. PENASA., C. RIVEZLA. 2000. Characterization of Laser and Electron Beam Welded Al-Alloys. Practical Metallography, 37(2): 59-89.
- ÇAM, G. ve M. KOÇAK. 1998. Progress in Joining of Advanced Materials. International Materials Reviews, 43(1): 1-44.
- DAVIS, J. R. 1993. Aluminium and Aluminium Alloys. ASM Specially Handbook, ASM International, Materials Park, OH. p. 579-664.
- DAWES, C.J. 1995. An Introduction to Friction Stir Welding and Its Development. Weld. Met. Fabric. 63(1): 13-16.
- DAWES, C.J. ve W.M. THOMAS. 1996. Weld. J. 75: 41-45.
- DAWES, M.G., S.A. KARGER, T.L. DICKERSON ve J. PRZYOATEK. 2000. Strength and Fracture Toughness of Friction Stir Welds in Aluminium Alloys. Proceedings of the Second International Symposium on Friction Stir Welding. Gothenburg, Sweden, 27-29 June 2000, TWI Ltd.
- DEMİRCİ, A.H. 2003. Malzeme Bilgisi ve Malzeme Muayenesi. Alfa Yayınevi, İstanbul. 316 s.

- DEMİRCİ, A.H. 2004. Mühendislik Malzemeleri. Aktüel Yayınevi, İstanbul. 252s.
- DONNE, C.D., E. LIMA, J. WEGENER, A. PYZALLA ve T. BUSLAPS. 2001. Investigations on Residual Stresses in Friction Stir Welds. Proceedings of the Third International Symposium on Friction Stir Welding. Kobe, Japan, 27-28 September 2001, TWI Ltd.
- EREN, T. 2005. AA 6063-T6 Borularının Sürtünme Karıştırma Kaynağı Yöntemiyle Kaynak Edilebilirliğinin İncelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Erciyes Üni. Fen Bilimleri Enst., Kayseri.
- ERTAN, T. 2005. TIG ve MIG Yöntemleriyle Kaynak Yapılan Alüminyum Alaşımlarının Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, U.Ü. Fen Bilimleri Enst., Bursa.
- ESPARZA, J.A., W.C. DAVIS ve L.E. MURR. 2003. Microstructure-Property Studies in Friction-Stir Welded Thixomolded Magnesium Alloy AM60. J. Mater. Sci. 38: 941–952.
- FONDA, R.W., J.F. BINGERT. 2004. Microstructural Evolution in The Heat-Affected Zone of A Friction Stir Weld. Metall. Mater. Trans., 35A(5): 1487-1499.
- FRIGAARD, Ø., Ø. GRONG ve O. T. MIDLING. 2001. A Process Model for Friction Stir Welding of Age Hardening Aluminum Alloys. Metall. Mater. Trans. A32 (5): 1189-1200.
- FUKUDA, T. 2001. Welding Int., 15(8): 611-615.
- GAO, Y. J., X. H. HOU, Q. F. MO, C. Y. WEI ve X. B. QIN. 2007. Atomic Bonding of Precipitate and Phase Transformation of Al-Cu-Mg Alloy. Journal of Alloys and Compounds. 441 (1-2): 241-245.
- GENEVOIS, C., A. DESCHAMPS, A. DENQUIN ve B. DOISNEAU-COTTIGNIES. 2005. Quantitative Investigation of Precipitation and Mechanical Behaviour for AA2024 Friction Stir Welds. Acta Mater. 53: 2447-2458.
- GENEVOIS, C., A. DESCHAMPS, P. VACHER. 2006. Comparative Study on Local and Global Mechanical Properties of 2024 T351, 2024 T6 and 5251 O Friction Stir Welds. Mater. Sci. Eng., A 415: 162-170.
- GUILLAUMIN, V., G. MANKOWSKI. 1999. Localized Corrosion of 2024 T351 Aluminium Alloy in Chloride Media. Corrosion Science 41: 421-438.
- GÜLEÇ, Ş. ve A. ARAN. 1987. Malzeme Bilgisi (çeviri). Cilt 2. Gebze MBEAE matbaası. (Bargel, H.J. ve G. Schulze. 1980. Werkstoffkunde. VDI-Verlag GmbH Duesseldorf).

HALL, E. O. 1951. The Deformation and Aging of Mild Steel: III. Discussion of Results. Proc. of the Phys. Soc. Sect. B, p. 747 - 753.

HASHIMOTO, T., S. JYOGAN, K. NAKADA, Y.G. KIM ve M. USHIO. 1999. FSW Joints of High Strength Aluminium Alloy. Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding. California, USA, 14-16 June 1999, TWI Ltd.

HASSAN, A.A, A.F. NORMAN ve P.B. PRANGNELL. 2001. The Effect of Welding Conditions on The Microstructure & Mechanical Properties of The Nugget Zone in AA7010 Alloy Friction Stir Welds. Proceedings of the Third International Symposium on Friction Stir Welding. Kobe, Japan, 27-28 September 2001, TWI Ltd.

HATCH, J. E. 1984. Aluminium. ASM, Ohio. p.134-136, p.143-144, p.200-201.

HEINZ, B. ve B. SKROTZKI. 2002. Characterization of a friction-stir-welded aluminium alloy 6013. Metall. Mater. Trans. 33B: 489-498.

HEURTIER, P., C. DESRAYAUD ve F. MONTHEILLET. 2002. A Thermomechanical Analysis of the Friction Stir Welding Process. Trans Tech Publications, Switzerland, Mater Sci Forum, vols. 396-402 (3): 1537-1542.

H. Metals. 1971. Vol. 2. ASM, Ohio, p.271-275.

[http://www.alcoa.com/gcfp/catalog/pdf/alcoa\\_alloy\\_2024.pdf](http://www.alcoa.com/gcfp/catalog/pdf/alcoa_alloy_2024.pdf), Erişim Tarihi: 17.08.2007. Konu: Alloy 2024.

<http://www.aluminium.matter.org.uk.>, Erişim Tarihi: 10.02.2006. Konu: Aluminium Alloys.

<http://www.aluminyumsanayi.com/aluminyumprofilgenel.html>, Erişim Tarihi: 20.01.2006. Konu: Alüminyum Ekstrüzyon Profil Özellikleri.

<http://www.makinateknik.org>, Erişim Tarihi: 25.02.2006. Konu: Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Kaynağı.

<http://www.mc.mat.shibaura-it.ac.jp/master/abstract/298110.Htm.>, Erişim Tarihi: 23.02.2006. Konu: Structure and Mechanical Properties of Friction Stir Weld Joints of Magnesium Alloy AZ31.

<http://www.oerlikon.com.tr>, Erişim Tarihi: 15.01.2006. Konu: Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Kaynağı.

JAMES, M., M. MAHONEY, ve D. WALDRON. 1999. Residual stress measurements in friction stir welded aluminium alloys. Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding. California, USA, 14-16 June 1999, TWI Ltd.

- JAMES, M.N., G.R. BRADLEY, D.G. HATTINGH, D.J. HUGHES ve P.J. WEBSTER. 2003. Residual Stresses, Defects and Fatigue Cycling in Friction Stir Butt Welds in 5383-H321 and 5083-H321 Aluminium Alloys. *Mater. Sci. Forum* 426–432: 2915–2920.
- JATA, K.V. ve S.L. SEMIATIN. 2000. Continuous Dynamic Recrystallization During Friction Stir Welding of High Strength Aluminum Alloys. *Scripta Mater.*, 43(8): 743-749.
- JEFFRIES, Z. ve R.S. ARCHER. 1968. The Basis of Age-Hardening, Precipitation Hardening. J. W. Martin (Editor), Pergamon Press, p.87-100.
- JIN, H., S. SAIMOTO, M. BALL ve P.L. THREADGILL. 2001. Characterization of Microstructure and Texture in Friction Stir Welded Joints of 5754 and 5182 Aluminum Alloy Sheets. *Mater. Sci. Technol.*, 17(12): 1605-1614.
- JONES, M. J., P. HEURTIER, C. DESRAYAUD, F. MONTHEILLET, D. ALLEHAUX ve J. H. DRIVER. 2005. Correlation Between Microstructure and Microhardness in A Friction Stir Welded 2024 Aluminium Alloy. *Scripta Mater.* 52: 693-697.
- JOHNSON, M.R. 1999. *Weld. J.*, 78: 35-39.
- JONHSON, R. ve S. KALLEE. 1999. Friction Stir Welding. *Materials World*, 7(12): 751-753.
- JURICIC, C., C.D. DONNE ve U. DREBLER. 2001. Proceedings of the Third International Symposium on Friction Stir Welding. Kobe, Japan, 27-28 September 2001, TWI Ltd.
- KALLEE, S. ve D. NICHOLAS. 1998. Causing A Stir In The Future. *Welding&Joining*, February 1998: 18-21.
- KALLEE, S., D. RICHARDSON ve I. HENDERSON. 1997. Friction Stir Welding of A High Speed Ocean Viewer [Excursion] Vessel. *Weld. Cutting* 49(12): 904-906.
- KALLEE, S.W. ve ark. 2001. Proc. of 8<sup>th</sup> International Conference on Joints in Aluminium, Munich, Germany, 2001, s.16.
- KALLEE, S.W. ve ark. 2002. *Welding Journal*, 81(10): 47-50.
- KALUÇ, E. Ve B. BOZDUMAN. 1998. Sürtünen Eleman ile Birleştirme Kaynak Yöntemi. *Makina Magazin*, Sayı:27: 54-61.
- KURZ, W., R. TRIVEDI. 1994. Rapid Solidification Processing and Microstructure Formation. *Mater. Sci. Eng., A* 179-180: 46-55.

KÜLEKÇİ, M.K. 2003. Mechanical Properties of Friction Stir Welded Joints of AlCu4SiMg Aluminium Alloy. *Metallic Materials-Kovove Materialy*, 41(2).

KÜLEKÇİ, M.K. ve A. ŞIK. 2003. Sürtünme Karıştırma Kaynağı ile Alüminyum Alaşımı Levhalarının Birleştirilmesi ve Elde Edilen Kaynaklı Bağlantıların Özellikleri. *Kaynak Teknolojisi IV. Ulusal Kongresi, Kocaeli*.

LI, Y., L.E. MURR ve J.C. MCCLURE. 1999. Solid-State Flow Visualization in The Friction-Stir Welding of 2024 Al to 6061 Al. *Scripta Mater.*, 40(9): 1041-1046.

LITYNSKA, L., R. BRAUN, G. STANIEK, C.D. DONNE ve J. DUTKIEWICZ. 2003. TEM Study of The Microstructure Evolution in A Friction Stir-Welded AlCuMgAg Alloy. *Mater. Chem. Phys.*, 81(2-3): 293-295.

LIU, G., L.E. MURR, C.S. NIOU, J.C. MCCLURE ve F.R. VEGA. 1997. Microstructural Aspects of The Friction-Stir Welding of 6061-T6 Aluminum. *Scripta Mater.*, 37(3): 355-361.

LIU, H.J., H. FUJII, M. MAEDA ve K. NOGI. 2001. Proceedings of the Third International Symposium on Friction Stir Welding. Kobe, Japan, 27-28 September 2001, TWI Ltd.

LIU, H.J., H. FUJII, M. MAEDA ve K. NOGI. 2003. Tensile Properties and Fracture Locations of Friction-Stir-Welded Joints of 2017-T351 Aluminum Alloy. *J. of Mater. Processing Tech.* 142: 692-696.

LIU, H.J., H. FUJII, M. MAEDA ve K. NOGI. 2004. *J. Mater. Sci. Technol.*, 20(1): 103.

LIU, Y., G. E. THOMPSON, P. SKELDON, C. J. E. SMITH, K. SHIMIZU. 2000. 2nd International Symposium on Aluminium Surface Science and Technology Proceedings (ASST 2000), 21-25 May 2000, p. 479-484.

LOMOLINO, S., R. TOVO, J. DOS SANTOS. 2005. On The Fatigue Behaviour and Design Curves of Friction Stir Butt-Welded Al Alloys. *Int. J. of Fatigue.* 27: 305-316.

LONDON, B., M. MAHONEY, W. BINGEL, M. CALABRESE ve D. WALDRON. 2001. Proceedings of the Third International Symposium on Friction Stir Welding. Kobe, Japan, 27-28 September 2001, TWI Ltd.

MADDOX, S.J. 2003. Review of Fatigue Assessment Procedures For Welded Aluminium Structures. *Int. J. Fatigue*, 25(12): 1359-1378.

MAHONEY, M.W., C.G. RHODES, J.G. FIULINTOFF, R.A. SPRULING, ve W.H. BINGEL. 1998. Properties of Friction-Stir-Welded 7075 T651 Aluminum. *Metall. Mater. Trans.*, 29A(7): 1955-1964.

MERİÇ, C. 1989. Physical and Mechanical Properties of AlCu4LiXMg1 Alloy which Cast Under and Without Vacuum. Doktora Tezi, Dokuz Eylül Üniversitesi, FBE/MAK-89-AR-061, İzmir.

MERİÇ, C. ve R. VAROL. 1993. AlCu4Ti Alüminyum Döküm Alaşımında Çökelme Isıl İşleminin Mekanik Özelliklerine Etkisi. AÜ Isparta Müh. Fak. Dergisi, 7: 57-66.

MURR, L.E., G. LIU ve J.C. MCCLURE. 1997. Dynamic Recrystallization in Friction-Stir Welding of Aluminium Alloy 1100. J. Mater. Sci. Lett. 16 (22): 1801-1803.

MURR, L.E., G. SHARMA, F. CONTRERAS, M. GUERRA, S.H. KAZI, M. SIDDIQUE, *et al.* 2001. Joining Dissimilar Aluminum Alloys and Other Metals and Alloys by Friction-Stir Welding. In: S.K. Das, J.G. Kaufman and T.J. Lienert, Editors, Aluminum 2001: Proceedings of the 21st TMS Annual Meeting Aluminum Automotive and Joining Aluminum Symposia, The Minerals, Metals and Materials Society, TMS, Warrendale (PA), sayfa 197–211.

MURR, L.E., Y. LI, E.A. TRILLO ve J.C. MCCLURE. 2000. Mater. Technol., 1: 37.

NICHOLAS, E.D. ve S.W. KALLEE. 2000. IIW Asian Pasific Int. Congress, 29 Oct.-2 Nov. 2000, Sydney, Australia.

NISHIHARA, T. ve Y. NAGASAKA. 2003. Measurement of Tool Temperature During Friction Stir Welding. Proceedings of the Fourth International Symposium on Friction Stir Welding. Utah, USA, 14-16 May 2003, TWI Ltd.

OKAMURA, H. 2000. Characteristics of Friction Stir Welding and applications in Japan. J. Jpn. Weld. Soc., 69(7): 565-571.

PAO, P.S., E. LEE, C.R. FENG, H.N. JONES, ve D.W. MOON. 2003. Corrosion fatigue in FSW and GMA welded Al 2519. Proceedings of the Fourth International Symposium on Friction Stir Welding. Utah, USA, 14-16 May 2003, TWI Ltd.

PEEL, M., A. STEUWER, M. PREUSS, ve P.J. WITHERS. 2003. Microstructure, Mechanical Properties and Residual Stresses as a Function of Welding Speed in Aluminium AA5083 Friction Stir Welds. Acta Mater., 51(16): 4791-4801.

PETCH, N. J. 1953. The Cleavage Strength of Polycrystals. J. of the Iron Steel Inst., p. 25 - 28.

POLMEAR, I. J. 1981. Light Alloys. Edward Arnold Ltd., London, p.16.

PRADO, R.A., L.E. MURR, K.F. SOTO ve J.C. MCCLURE. 2003. Self-Optimization in Tool Wear for Friction-Stir Welding of Al 6061+20% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> MMC. Mater. Sci. Eng., A Struct. Mater.: Prop. Microstruct. Process. 349: 156–165.

- RATCHEV, P., B. VERLINDEN, P. DE SMET ve P. VAN HOUTTE. 1998. Precipitation Hardening of an Al-4.2 wt% Mg-0.6 wt% Cu Alloy. *Acta Mater.* 46 (10): 3523-3533.
- REYNOLDS, A.P., T.U. SEIDEL ve M. SIMONSEN. 1999. Visualisation of Material Flow in an Autogenous Friction Stir Weld. Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding. California, USA, 14-16 June 1999, TWI Ltd.
- ROOY, E. L. 1995. Properties and Selection Non Ferrous Alloys and Special-Purpose Materials. Introduction to Aluminum and Aluminum Alloys, Vol. 2, A.S.M Handbook, American Society For Metals, Ohio, p 1-27.
- SANDERS, R.E., T.H. SANDERS ve I.T. STALEY. 1983. Relationships between Microstructure, Conductivity and Mechanical Properties of alloy 2024-T4. *Aluminium*, 59: 13-17.
- SATO, Y., F. YAMASHITA, Y. SUGIURA, S. PARK ve H. KOKAWA. 2004. FIB-Assisted TEM Study of an Oxide Array in The Root of A Friction Stir Welded Aluminium Alloy. *Scripta Mater.* 50 (3): 365-369.
- SATO, Y.S., H. KOKAWA, M. ENOMOTO ve S. JOGAN. 1999. Microstructural Evolution of 6063 Aluminum During Friction-Stir Welding. *Metall. Mater. Trans.* 30A(9): 2429-2437.
- SATO, Y. S., H. TAKAUCHI, S. H. C. PARK ve H. KOKAWA. 2005. Characteristics of The Kissing-bond in Friction Stir Welded Al Alloy 1050. *Mater. Sci. Eng., A* 405 : 333-338.
- SATO, Y.S., M. URATA ve H. KOKAWA. 2002a. Parameters Controlling Microstructure and Hardness During Friction-Stir Welding of Precipitation-Hardenable Aluminum Alloy 6063. *Metall. Mater. Trans.*, 33A(3): 625-635.
- SATO, Y. S., M. URATA, H. KOKAWA, K. IKEDA. 2002b. Recovery Retardation in Equal Channel Angular Pressed Al-Zr Alloy During Friction Stir Welding. *Scripta Mater.* 47: 869-873.
- SATO, Y. S., M. URATA, H. KOKAWA, K. IKEDA. 2003. Hall-Petch Relationship in Friction Stir Welds of Equal Channel Angular-Pressed Aluminium Alloys. *Mater. Sci. Eng., A* 354: 298-305.
- SATO, Y.S., S. HWAN, C. PARK ve H. KOKAWA. 2001. Microstructural Factors Governing Hardness in Friction-Stir Welds of Solid-Solution-Hardened Al Alloys *Metall. Mater. Trans.*, 32A(129): 3033-3042.
- SEIDEL, T.U. ve A.P. REYNOLDS. 2001. Visualization of The Material Flow in AA2195 Friction-Stir Welds Using A Marker Insert Technique. *Metall. Mater. Trans.*, 32A(11): 2879-2884.



SOMASEKHARAN, A.C. ve L.E. MURR. 2004. Microstructures in Friction-Stir Welded Dissimilar Magnesium Alloys and Magnesium Alloys to 6061-T6 Aluminum Alloy. *Materials Characterization* 52: 49– 64.

SONG, M. ve R. KORACEVIC. 2003. A Coupled Heat Transfer Model For Workpiece and Tool in Friction Stir Welding. *Proceedings of the Fourth International Symposium on Friction Stir Welding*. Utah, USA, 14-16 May 2003, TWI Ltd., Poster Presentation.

SQUILLACE, A., A. D. FENZO, G. GIORLEO, F. BELLUCCI. 2004. A Comparison Between FSW and TIG Welding Techniques: Modifications of Microstructure and Pitting Corrosion Resistance in AA 2024-T3 Butt Joints. *J. of Mater. Processing Tech.* 152: 97-105.

STARON, P., M. KOCAK, ve S. WILLIAMS. 2002. *Appl. Phys.* A74: 1161.

STARKE, E.A. 1970. The Causes and Effects of Denuded or Precipitates at Grain boundaries in Aluminium Base Alloys. *Journal of Metals*, 54-63.

SU, J.Q., T.W. NELSON, R. MISHRA ve M. MAHONEY. 2003. Microstructural Investigation of Friction Stir Welded 7050-T651 Aluminium. *Acta Mater.* 51(3): 713-729.

SUTTON, M.A., B. YANG, A.P. REYNOLDS ve J. YAN. 2004. Banded Microstructure in 2024-T351 and 2524-T351 Aluminum Friction Stir Welds: Part II. Mechanical Characterization. *Mater. Sci. Eng., A364(1-2)*: 66-74.

SUTTON, M.A., B. YANG, A.P. REYNOLDS ve R. TAYLOR. 2002. Microstructural Studies of Friction Stir Welds in 2024-T3 Aluminum. *Mater. Sci. Eng., A323(1-2)*: 160-166.

ŞAHAN, A. 2000. 2024 Alüminyum Alaşımının Kaynak Kabiliyeti. Yüksek Lisans Tezi, CBÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, Manisa.

ŞIK, A. ve Ö. KAYABAŞ. 2003. Sürtünme Karıştırma Kaynağı İle Yapılan Alüminyumun Kaynağında Kaynak Bölgesinin Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi. *Gazi Üniversitesi Endüstriyel Sanatlar Eğitim Fakültesi Dergisi* Y.11, S.12. s.30-43.

THOMAS, W.M., E.D. NICHOLAS, J.C. NEEDHAM, M.G. MURCH, P. TEMPLESMITH ve C.J. DAWES. 1991. Friction Stir Welding Butt Welding. G.B. Patent Application No. 9125978.8.

THOMAS, W.M., P.L. THREADGIL ve E.D. NICHOLAS.1999. The Feasibility of Friction Stir Welding Steel. *Science and Technology of Welding and Joining*, 4: 365-772.

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

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

TS 138 EN 10002-1. 2004. Türk Standardı. Metalik Malzemeler – Çekme Deneyi - Bölüm 1: Ortam Sıcaklığında Deney Metodu.

WADESON, D. A., X. ZHOU, G. E. THOMPSON, P. SKELDON, L. D. OOSTERKAMP, G. SCAMANS. 2006. Corrosion Behaviour of Friction Stir Welded AA7108 T79 Aluminium Alloy. Corrosion Science 48 (4): 887-897.

WILLIAMS, S.W. 2001. Welding of Airframes Using Friction Stir. Air Space Eur., 3(3-4): 64-66.

ZHAO, Y., S. LIN, L. WU, ve F. QU. 2005. The Influence of Pin Geometry on Bonding and Mechanical Properties in Friction Stir Weld 2014 Al Alloy. Materials Letters, 59: 2948-2952.

ZHOU, C., X. YANG, G. LUAN. 2006. Effect of Root Flaws on The Fatigue Property of Friction Stir Welds in 2024-T3 Aluminum Alloys. Mater. Sci. Eng., A 418: 155-160.

## TEŞEKKÜR

Doktora çalışmalarımın ilk bölümünde desteklerini ve yardımlarını benden esirgemeyen, yetişmemde ve kendimi geliştirmemde büyük katkıları bulunan rahmetli hocam Prof. Dr. A. Halim DEMİRCİ'ye teşekkür etmeyi bir borç bilirim. Tez konusunun belirlenmesinde ve çalışmalarımda fikirleri ile bana yol gösteren, yardım ve desteklerini her zaman yanımda hissettiğim danışman hocam Prof. Dr. Ali BAYRAM'a en içten teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca, malzeme temininde destek veren Canel Otomotiv A.Ş.'ye, kaynak işlemlerinin yapılmasında gerekli yardım ve desteklerini esirgemeyen Uludağ Üni. Müh.-Mim. Fak. Tesviye Atölye şefi Yük. Makine Müh. Adnan AYDIN ve teknisyen Şaban GÜLBAYAZ'a, deney numunelerinin hazırlanmasında büyük katkıları bulunan Karayolları 14. Bölge Müdürlüğü Mekanik Atölye Şefi Makine Müh. Yücel YAVUZ ve çalışanlarına, çekme deneylerinin çok büyük bir kısmının yapılmasında PMS Alüminyum San. A.Ş. mühendislerinden Yük. Makine Müh. Merkut ŞENDENİZ ve kalite kontrol laboratuvarı çalışanlarına, yine deneylerin yapılmasında katkıları bulunan Beyçelik Gestamp Kalıp ve Oto Yan Sanayi Paz. ve Tic. A.Ş. kalite kontrol laboratuvarı çalışanlarına, metalografik muayenelerde önemli katkıları bulunan Önerler Makine-Çelik-Isıl İşlem San. ve Tic. Ltd. Şti. kalite kontrol laboratuvarı çalışanlarına ve Uludağ Üni. Fen Edebiyat Fak. Fizik Bölümü'ne verdikleri katkılardan ve desteklerden dolayı teşekkürlerimi belirtmek isterim.

## **ÖZGEÇMİŞ**

1976 Bursa doğumlu olup ilköğrenimi Bursa Sakarya İlkokulu'nda ve orta öğrenimini de Bursa Cumhuriyet Lisesi'nde tamamladı. 2000 yılında Uludağ Üniversitesi Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü'nde lisans öğrenimini tamamlayıp aynı bölümün Malzeme Bilimi ve İmalat Teknolojileri Bilim Dalı'nda Araştırma Görevlisi olarak göreve başladı. 2000 yılında başladığı U.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı'nda Yüksek Lisans programını 2002 yılında tamamladı. 2002 yılında doktora öğrenimine başlayan Araş. Gör. Hakan AYDIN halen çalışmalarını sürdürmekte olup, Makine Mühendisliği Bölümünde Araştırma Görevlisi olarak görevine devam etmektedir.