

**T.C.
BALIKESİR ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAK YÖNTEMİNİN AA 6063
ALÜMİNYUM ALAŞIMINA UYGULANMASI ve KAYNAK
PARAMETRELERİNİN MALZEME İÇ YAPISI İLE MEKANİK
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

DOKTORA TEZİ

Y. Müh. Alaaddin TOKTAŞ

Balıkesir, Eylül – 2006

**T.C.
BALIKESİR ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAK YÖNTEMİNİN AA 6063
ALÜMİNYUM ALAŞIMINA UYGULANMASI ve KAYNAK
PARAMETRELERİNİN MALZEME İÇ YAPISI İLE MEKANİK
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

DOKTORA TEZİ

Y. Müh. Alaaddin TOKTAŞ

**Bu tez Balıkesir Üniversitesi Rektörlüğüne bağlı Bilimsel Araştırma Projeleri
Birimi tarafından desteklenmiştir.**

Balıkesir, Eylül – 2006

T.C.
BALIKESİR ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAK YÖNTEMİNİN AA 6063
ALÜMİNYUM ALAŞIMINA UYGULANMASI ve KAYNAK
PARAMETRELERİNİN MALZEME İÇ YAPISI İLE MEKANİK
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ

DOKTORA TEZİ

Y. Müh. Alaaddin TOKTAŞ

Tez Danışmanı : Yrd. Doç. Dr. Mustafa TAYANÇ

Sınav Tarihi : 27.09.2006

Jüri Üyeleri : Prof. Dr. Ali BAYRAM

(UÜ)

Doç. Dr. Cevdet MERİÇ

(CBÜ)

Doç. Dr. İrfan AY

(BAÜ)

Yrd. Doç. Dr. Mustafa TAYANÇ (Danışman-BAÜ)

Yrd. Doç. Dr. Sare ÇELİK

(BAÜ)

Balıkesir, Eylül – 2006

ÖZET

SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAK YÖNTEMİNİN AA 6063 ALÜMİNYUM ALAŞIMINA UYGULANMASI ve KAYNAK PARAMETRELERİNİN MALZEME İÇ YAPISI İLE MEKANİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Alaaddin TOKTAŞ
Balıkesir Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü,
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

(Doktora Tezi / Tez Danışmanı : Yard. Doç. Dr. Mustafa TAYANÇ)

Balıkesir, 2006

Bu çalışmada, 3.70 mm kalınlığındaki AA 6063 Al alaşımının T4, T5 ve T6 ısıtım şartlarına sahip levhaları, üç farklı takım devirlerinde (800, 1120 ve 1600 dev/dak) ve iki farklı ilerleme hızlarında (200 ve 315 mm/dak) sürtünme karıştırma kaynak (SKK) tekniği uygulanarak birleştirilmiş ve tüm kaynak şartlarında kaynak doğrultusundaki sıcaklık değişimleri elde edilmiştir. Her bir kaynak şartında ikişer adet kaynak yapılmış olup bunların birer adetlerine kaynak sonrası yaşlandırma işlemi yapılmıştır. T4 ve T6 ısıtım işlemli alaşımın kaynaklı levhaları 185°C'de 7 saat ve T5 ısıtım işlemli alaşımın kaynaklı levhaları ise 185°C'de 1 saat süreyle kaynak sonrası yaşlandırılmışlardır. Kaynaklı ve kaynak sonrası yaşlandırılmış levhaların kaynak doğrultusuna dik yönde çekme (akma ve çekme dayanımı, yüzde kopma uzaması ve kırılma bölgeleri) ve eğme özellikleri ile sertlik ve iç yapı değişimleri incelenmiştir. En yüksek ve en düşük ısı girişi sağlayan kaynak parametrelerinde kaynaklanmış ve kaynak sonrası yaşlandırılmış numunelerin çekme kırılması yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelenmiştir.

Yapılan kaynaklar ve deneyler sonucunda, çalışmada kullanılan kaynak parametrelerine bağlı olarak maksimum kaynak sıcaklıklarının 388–526°C arasında değiştiği, çekme ve sertlik özelliklerinin kaynak parametrelerinden pek fazla etkilenmediği görülmüştür. Kaynak sonrası yapılan yaşlandırma işlemleri ile akma ve çekme dayanımları genel olarak artış göstermiştir. 6063-T4 alaşımının kaynaklı levhalarında hem yaşlandırmaz hem de kaynak sonrası yaşlandırılmalı şartlarında kabaca homojen bir sertlik dağılımı elde edilirken, 6063-T5 ve T6 alaşımının yaşlandırma yapılmayan durumlarında kaynak merkezlerinde yumuşama bölgeleri ve minimum sertlikli ısı tesiri altındaki bölgeler (ITAB) gözlenmiştir.

ANAHTAR SÖZCÜKLER : Sürtünme karıştırma kaynağı / 6063 Al alaşımı / yaşlandırma / kaynak parametreleri / iç yapı / sertlik / çekme özellikleri / eğme kuvveti.

ABSTRACT

THE APPLICATION OF FRICTION STIR WELDING ON AA 6063 ALUMINIUM ALLOYS AND INVESTIGATING THE EFFECT OF THE WELDING PARAMETERS ON THE MATERIALS MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES

Alaaddin TOKTAŞ
Balıkesir University, Institute of Science,
Department of Mechanical Engineering

(Ph. D. Thesis / Supervisor : Assist. Prof. Dr. Mustafa TAYANÇ)

Balıkesir-Turkey, 2006

In this study, the plates of AA 6063 in T4, T5 and T6 tempered Al alloy of 3.70 mm thickness were joined by the application of friction stir welding (FSW) technique in three various tool rotation speeds (800, 1120 and 1600 rpm) and two various transverse speeds (200 and 315 mm/min). The temperature variations in the welding direction were obtained for all the welding conditions. Two welds were carried out in each welding condition and one of them was postweld-aged. The welded plates of Al alloy in T4 and T6 temper were postweld aged at 185°C for 7 hours and the welded plates of T5 tempered alloy were aged at 185°C for 1 hour. The tensile (yield and ultimate tensile strength, percent elongation and fracture locations) and the bending properties, the variations of the hardness and the microstructure were investigated on the cross section perpendicular to the welding direction for the as-welded and the postweld-aged plates. The tensile fractured surfaces of the specimens that were welded in the highest and the lowest heat input welding conditions and the postweld-aged ones of these welds were examined by the scanning electron microscope (SEM).

As a result of the applied welds and the experiments, it was seen that the maximum weld temperatures according to the welding conditions used in the study were between 388-526°C and the tensile and the hardness properties were not affected significantly by the welding conditions. The yield and the ultimate tensile strengths were generally increased by the postweld ageing. While a roughly homogeneous hardness distribution was obtained in both the as welded and the postweld-aged 6063-T4 plates, the softening regions in the weld centers and the heat affected zones (HAZ) with minimum hardnesses were observed in the non-aged welded plates of 6063-T5 and T6 alloy.

KEY WORDS : Friction stir welding / 6063 Al alloy / ageing / welding parameters / micro structure / hardness / tensile properties / bending force.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET, ANAHTAR SÖZCÜKLER	ii
ABSTRACT, KEY WORDS	iii
İÇİNDEKİLER	iv
SEMBOL LİSTESİ	vii
ŞEKİL LİSTESİ	viii
ÇİZELGE LİSTESİ	xi
ÖNSÖZ	xii
1. GİRİŞ	1
2. KONU İLE İLGİLİ YAPILAN ÇALIŞMALAR	5
3. ALÜMİNYUM ve ALAŞIMLARI	16
3.1 Özellikleri	16
3.2 Kullanım Alanları	16
3.3 İşlenik (Dövme) Alüminyum Alaşımları	17
3.3.3.1 1xxx Serisi	18
3.3.3.2 2xxx Serisi	18
3.3.3.3 3xxx Serisi	19
3.3.3.4 4xxx Serisi	19
3.3.3.5 5xxx Serisi	20
3.3.3.6 6xxx Serisi	20
3.3.3.7 7xxx Serisi	22
3.4 Döküm Alüminyum Alaşımları	22
3.4.1 Al-Cu Alaşımları	23
3.4.2 Al-Cu-Si Alaşımları	24
3.4.3 Al-Si Alaşımları	24
3.4.4 Al-Mg Alaşımları	25
3.4.5 Al-Zn-Mg Alaşımları	25
3.4.6 Al-Sn Alaşımları	25
3.5 Alüminyum ve Alaşımlarında Temper Gösterimi	26
3.6 Alüminyum Alaşımlarının Isıl İşlemleri	28
3.6.1 Tavlama	28
3.6.2 Tam Tavlama	29

3.6.3 Kısmi Tavlama	29
3.6.4 Gerilim Giderme Tavlama	30
3.6.5 Dökümlerin Tavlanması	30
3.6.6 Çökelme Yaşlanması	31
3.6.6.1 Çözeltiye Alma Sıcaklığı	32
3.6.6.2 Çözeltide Tutma Zamanı	32
3.6.6.3 Su Verme (Soğutma) Hızı	33
3.6.6.4 Soğutma-Yaşlandırma Arasındaki İşlemler	33
3.6.6.5 Yaşlandırma İşlemi	33
4. SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI (SKK)	35
4.1 Kaynak Kalitesini Etkileyen Faktörler	39
4.1.1 Takım Geometrisi	39
4.1.2 Kaynak Parametreleri	41
4.1.3 Birleştirme Tasarımları	42
4.2 Malzeme	44
4.3 Sıcaklık Çevrimi	44
4.4 Isı Girişi	45
4.5 Sürtünme Karıştırma Kaynağının Metalurjisi	46
4.5.1 İç Yapı	46
4.5.1.1 Kaynak Çekirdeği (KÇ)	48
4.5.1.2 Termomekanik Etki Altındaki Bölge (TEAB)	48
4.5.1.3 Isı Tesiri Altındaki Bölge (ITAB)	48
4.5.2 Yumuşama	48
4.6 İşlem Parametrelerinin Kaynak Kusurlarına Etkisi	51
4.7 Avantaj ve Sınırlamalar	54
4.8 Korozyon Performansı	56
4.9 Yorulma Özellikleri	57
4.10 Artık Gerilmeler	57
4.11 Kullanım Alanları	58
4.12 Sürtünme Karıştırma Kaynağının Al Dışındaki Alaşımlarda Kullanımı	59
5. DENEYSEL ÇALIŞMA	61
5.1 Malzeme Üretimi	61
5.2 Kaynak İşleminde Önce Yapılan Isıl İşlemler	61
5.3 Kaynak İşlemleri	62
5.4 Kaynak Sonrasında Yapılan Isıl İşlemler	66
5.5 Deney Numunelerinin Hazırlanması ve Kodlanması	67
5.6 İç Yapı İncelemeleri	69
5.7 Sertlik Ölçümleri	70
5.8 Çekme Deneyleri	70
5.9 180° Eğme (Katlama) Deneyleri	71
5.10 Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesi	74
6. DENEY SONUÇLARI ve TARTIŞMA	75
6.1 Kaynak Sıcaklıkları	75
6.2 Makro ve Mikro Yapı İncelemeleri	78
6.2.1 Makro Yapı İncelemesi	78
6.2.2 Mikro Yapı İncelemesi	82

6.3 Sertlik Deneyi Sonuçları	105
6.4 Çekme Deneyi Sonuçları	118
6.5 180° Eğme (Katlama) Deneyi Sonuçları	132
6.6 Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesi	138
7. GENEL SONUÇLAR	146
EKLER:	
EK A Kaynaklara Ait Sıcaklık-Zaman Grafikleri	149
EK B Deney Sonuçları Tablosu	167
EK C Bazı Numunelere Ait Çekme Deneyi Resimleri	168
EK D 180° Eğme (Katlama) Deney Numunelerine Ait Resimler	170
KAYNAKLAR	171

SEMBOL LİSTESİ

<u>Simge</u>	<u>Adı</u>	<u>Birimi</u>
TEM	Geçişli elektron mikroskobu	
OIM	Görüntü yönlendirme mikroskobu	
β''	İğne şekilli Mg_2Si çökeltisi	
β'	Çubuk şekilli Mg_2Si çökeltisi	
ϵ	Deformasyon oranı	
MIG	Metal inert gaz kaynağı	
TIG	Tungsten inert gaz kaynağı	
SKK	Sürtünme karıştırma kaynağı	
SEM	Taramalı elektron mikroskobu	
HV	Vickers sertlik değeri	
GÇB	Geri çekilme bölgesi	
İB	İlerleme bölgesi	
TEAB	Termomekanik etki altındaki bölge	
ITAB	Isı tesiri altındaki bölge	
KÇ	Kaynak çekirdeği	
EM	Esas metal	
DBİ	Devir başına ilerleme	mm/dev
HI (q)	Isı girdisi	J/cm
TR	İlerleme hızı	mm/dak
RPM	Takım devri	dev/dak
τ	Tork	Nm
f_1	Verim	
GP	Guinier-Preston bölgesi	
R	Takım yarıçapı	mm
d	Mandrel çapı	mm
a	Çekme ve eğme deney numuneleri kalınlığı	mm
b	Çekme numunesi inceltilmiş kısmı ve eğme numunesi genişliği	mm
B	Çekme numunesi baş kısmının genişliği	mm
L_V	İnceltilmiş kısmın uzunluğu	mm
L_0	İlk ölçü uzunluğu	mm
L_T	Toplam uzunluk	mm
$\sigma_{A0,2}$	Akma dayanımı	MPa
σ_C	Çekme dayanımı	MPa
% δ	Kopma uzaması	%
P_{MAX}	Maksimum eğme kuvveti	N
T_{MAX}	Maksimum kaynak sıcaklığı	°C
HB	Brinell sertlik değeri	

ŞEKİL LİSTESİ

<u>Şekil</u> <u>Numarası</u>	<u>Adı</u>	<u>Sayfa</u>
Şekil 2.1	Farklı devir başına ilerlemelerde a) çekme özellikleri, b) kırılma bölgeleri.	11
Şekil 3.1	Al-Mg ₂ Si faz denge diyagramı.	34
Şekil 4.1	Sürtünme karıştırma kaynak işleminin şematik resmi.	36
Şekil 4.2	İlerleme ve geri çekilme bölgelerinin şematik resmi.	36
Şekil 4.3	SKK işlemi esnasındaki malzeme ve takım ucu kesiti.	37
Şekil 4.4	Sabit uç ile yapılan sürtünme karıştırma nokta kaynağının prensipleri.	38
Şekil 4.5	SKK takımının şematik gösterimi.	40
Şekil 4.6	TWI tarafından geliştirilen Whorl TM ve MX Triflute TM takımları.	41
Şekil 4.7	SKK ile gerçekleştirilen birleştirmeler.	43
Şekil 4.8	Sürtünme karıştırma kaynağı ile oluşan bölgeler.	47
Şekil 4.9	a) ITAB, b) TEAB ve c) Kaynak çekirdeğinin (KÇ) iç yapısı.	47
Şekil 4.10	a)Kaynak bölgesinin makro yapısı, b)kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı.	50
Şekil 4.11	SKK esnasında oluşabilen temel kusurlar.	53
Şekil 4.12	SKK'da görülen entrapped tipi kusur (kissing-bond).	53
Şekil 4.13	Birleştirmelerinde büyük oranda SKK kullanılan ilk uçak.	59
Şekil 5.1	Kaynak işleminde kullanılan takım geometrisi.	63
Şekil 5.2	Kaynak işleminde kullanılan karıştırıcı uç.	63
Şekil 5.3	Yapılan kaynakların şematik resmi.	65
Şekil 5.4	Kaynak esnasında sıcaklığının ölçülmesi.	66
Şekil 5.5	a) Kaynak sıcaklıkları ölçümünde kullanılan bilgisayar programı ve b) AD1 kaynağına ait sıcaklık-zaman grafiği.	66
Şekil 5.6	Kaynaklı levhalardan numunelerin çıkarılması.	68
Şekil 5.7	Çekme deneyi numunesi ve boyutları.	71
Şekil 5.8	180° Eğme (katlama) deney numunesi ve boyutları.	72
Şekil 5.9	180° Eğme (katlama) deneyi şematik resmi.	73
Şekil 5.10	180° Eğme (katlama) deneyi aşamaları.	73
Şekil 6.1	DBI'ye bağlı olarak maksimum kaynak sıcaklıklarının değişimi.	77
Şekil 6.2	Kaynak yönüne dik kesitteki makro yapılar.	78
Şekil 6.3	A(T4) grubuna ait kaynak makro yapıları.	80
Şekil 6.4	B(T5) grubuna ait kaynak makro yapıları.	81
Şekil 6.5	C(T6) grubuna ait kaynak makro yapıları.	81
Şekil 6.6	AD1 ve AD1Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).	85
Şekil 6.7	AD2 ve AD2Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).	86
Şekil 6.8	AE1 ve AE1Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).	87
Şekil 6.9	AE2 ve AE2Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).	88

Şekil 6.10	AF1 ve AF1Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).	89
Şekil 6.11	AF2 ve AF2Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).	90
Şekil 6.12	BD1 ve BD1Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).	92
Şekil 6.13	BD2 ve BD2Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).	93
Şekil 6.14	BE1 ve BE1Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).	94
Şekil 6.15	BE2 ve BE2Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).	95
Şekil 6.16	BF1 ve BF1Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).	96
Şekil 6.17	BF2 ve BF2Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).	97
Şekil 6.18	CD1 ve CD1Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).	99
Şekil 6.19	CD2 ve CD2Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).	100
Şekil 6.20	CE1 ve CE1Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).	101
Şekil 6.21	CE2 ve CE2Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).	102
Şekil 6.22	CF1 ve CF1Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).	103
Şekil 6.23	CF2 ve CF2Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).	104
Şekil 6.24	AD1 ve AD1Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.	106
Şekil 6.25	AD2 ve AD2Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.	106
Şekil 6.26	AE1 ve AE1Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.	107
Şekil 6.27	AE2 ve AE2Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.	107
Şekil 6.28	AF1 ve AF1Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.	108
Şekil 6.29	AF2 ve AF2Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.	108
Şekil 6.30	BD1 ve BD1Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.	111
Şekil 6.31	BD2 ve BD2Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.	111
Şekil 6.32	BE1 ve BE1Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.	112
Şekil 6.33	BE2 ve BE2Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.	112
Şekil 6.34	BF1 ve BF1Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.	113
Şekil 6.35	BF2 ve BF2Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.	113
Şekil 6.36	CD1 ve CD1Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.	115
Şekil 6.37	CD2 ve CD2Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.	115
Şekil 6.38	CE1 ve CE1Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.	116
Şekil 6.39	CE2 ve CE2Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.	116
Şekil 6.40	CF1 ve CF1Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.	117
Şekil 6.41	CF2 ve CF2Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.	117
Şekil 6.42	A(T4) grubuna ait çekme deneyi sonuçları.	119
Şekil 6.43	A(T4) grubunun DBİ'ye bağlı olarak çekme özelliklerinin değişimi.	121
Şekil 6.44	B(T5) grubuna ait çekme deneyi sonuçları.	123
Şekil 6.45	B(T5) grubunun DBİ'ye bağlı olarak çekme özelliklerinin değişimi.	124
Şekil 6.46	C(T6) grubuna ait çekme deneyi sonuçları.	126
Şekil 6.47	C(T6) grubunun DBİ'ye bağlı olarak çekme özelliklerinin değişimi.	128
Şekil 6.48	A (T4), B (T5) ve C (T6) gruplarına ait eğme deneyi sonuçları.	133
Şekil 6.49	a) A(T4), b) B(T5) ve c) C (T6) grubu kaynaklarda devir başına ilerlemeye bağlı olarak maksimum eğme kuvvetlerinin değişimi.	135
Şekil 6.50	a) A(T4), b) B(T5) ve c) C(T6) grubu kaynaklarda çekme dayanımları ve eğme kuvvetlerinin kaynak parametrelerine göre değişimi.	137
Şekil 6.51	AD2 ve AD2Y kaynaklarına ait kırılma yüzeyleri.	140

Şekil 6.52	AF1 ve AF1Y kaynaklarına ait kırılma yüzeyleri.	141
Şekil 6.53	BD2 ve BD2Y kaynaklarına ait kırılma yüzeyleri.	142
Şekil 6.54	BF1 ve BF1Y kaynaklarına ait kırılma yüzeyleri.	143
Şekil 6.55	CD2 ve CD2Y kaynaklarına ait kırılma yüzeyleri.	144
Şekil 6.56	CF1 ve CF1Y kaynaklarına ait kırılma yüzeyleri.	145
Şekil A.1	AD1 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	149
Şekil A.2	AD1Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	149
Şekil A.3	AD2 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	150
Şekil A.4	AD2Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	150
Şekil A.5	AE1 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	151
Şekil A.6	AE1Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	151
Şekil A.7	AE2 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	152
Şekil A.8	AE2Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	152
Şekil A.9	AF1 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	153
Şekil A.10	AF1Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	153
Şekil A.11	AF2 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	154
Şekil A.12	AF2Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	154
Şekil A.13	BD1 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	155
Şekil A.14	BD1Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	155
Şekil A.15	BD2 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	156
Şekil A.16	BD2Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	156
Şekil A.17	BE1 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	157
Şekil A.18	BE1Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	157
Şekil A.19	BE2 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	158
Şekil A.20	BE2Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	158
Şekil A.21	BF1 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	159
Şekil A.22	BF1Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	159
Şekil A.23	BF2 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	160
Şekil A.24	BF2Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	160
Şekil A.25	CD1 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	161
Şekil A.26	CD1Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	161
Şekil A.27	CD2 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	162
Şekil A.28	CD2Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	162
Şekil A.29	CE1 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	163
Şekil A.30	CE1Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	163
Şekil A.31	CE2 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	164
Şekil A.32	CE2Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	164
Şekil A.33	CF1 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	165
Şekil A.34	CF1Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	165
Şekil A.35	CF2 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	166
Şekil A.36	CF2Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.	166
Şekil C.1	A, B ve C gruplarına ait en küçük ve en büyük DBİ kaynak şartlarındaki numunelerin (kaynaklı ve kaynak+yaşlandırmalı) çekme kırılması örnekleri.	168
Şekil C.2	Çekme deneyi sonucunda kırılmış bir numunenin (BD2) kaynak merkezi ve kırılma yeri.	169
Şekil D.1	180° Eğme (katlama) deneyi yapılmış numune resimleri.	170

ÇİZELGE LİSTESİ

<u>Çizelge</u>	<u>Adı</u>	<u>Sayfa</u>
Çizelge 1.1	Sürtünme karıştırma kaynağının avantajları.	2
Çizelge 2.1	6063 Al Alaşımının kimyasal bileşimi (% ağırlık).	5
Çizelge 2.2	Malzeme, ısıtım işlem ve kaynak parametreleri.	9
Çizelge 2.3	Deneylerde kullanılan takım ve kaynak parametreleri.	11
Çizelge 3.1	İşlenik Al alaşımlarının gösterimi.	17
Çizelge 3.2	Alüminyum döküm alaşımları ve gösterimi.	23
Çizelge 3.3	Bazı işlenik Al alaşımları için kullanılan tam tavlama koşulları.	29
Çizelge 5.1	AA 6063 Alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi (% ağırlık olarak).	61
Çizelge 5.2	Deneyel çalışmalarda kullanılan malzeme ve kaynak parametreleri.	64
Çizelge 5.3	AA 6063 malzemenin esas metal sertlikleri.	67
Çizelge 5.4	Deneyel çalışmada kullanılan kaynak şartlarının kodlanması.	69
Çizelge 6.1	Maksimum kaynak sıcaklıkları.	76
Çizelge 6.2	A(T4) grubuna ait genel kırılma bölgeleri ve ortalama kırılma mesafeleri.	122
Çizelge 6.3	B(T5) grubuna ait genel kırılma bölgeleri ve ortalama kırılma mesafeleri.	125
Çizelge 6.4	C(T6) grubuna ait genel kırılma bölgeleri ve ortalama kırılma mesafeleri.	129
Çizelge B.1	Deneyel çalışmalarda elde edilen sonuçlar.	167

ÖNSÖZ

Endüstriyel anlamda uygulamaya yönelik yapılacak deneysel içerikli bilimsel çalışmalarda imkan ve kabiliyetler çok büyük önem arz eder. Bunun yanında endüstriyel alanda kurulan ilişkilerin ne denli önemli olduğu bu çalışmanın tamamlanmasında bir kez daha kendini göstermiştir. Bu çalışma da alınan desteklerle tamamlanabilmiştir.

Çalışmanın gerçekleştirilmesi için yardımlarını, fikirlerini, zamanını ve yakın ilgisini bizlerden eksik etmeyen başta danışman hocam Yrd. Doç. Dr. Mustafa TAYANÇ'a, tez izleme jürisi hocalarım Prof. Dr. Ali BAYRAM ve Doç. Dr. İrfan AY'a teşekkürlerimi sunarım. Öneri ve yardımları ile pratik sonuçlar almama yardım eden hocam Yrd. Doç. Dr. Ergun ATEŞ'e sonsuz teşekkürler.

Sadece bu tez için değil bilimsel çalışmalara her zaman sağladıkları katkı, yardım ve imkanlardan dolayı, başta 6. Bakım merkezi komutanı Ord. Kd. Alb Sayın. H. Ömer TÜRK'e , teknik müdür Müh. Bnb. Mustafa ÜSTÜN'e, çarkhane kısmından çalışmaya çok emeği geçen Adil AKSOY'a ve kalite güvence kısmı çalışanlarına içtenlikle teşekkürlerimi sunarım.

Yine vermiş olduğu laboratuvar olanakları ve yardımlardan dolayı Tekersan A.Ş. Kalite-Güvence müdürü Sayın Salih YILDIRIM'a ve kalite ofisi çalışanlarına ayrıca numune hazırlamada yardımcı olan genç makine mühendisleri Özal GÜCEYÜ, Ali Haydar TEKİN ve Emre ERBİL'e sonsuz teşekkürler.

Çalışmanın başından sonuna kadar yapmış olduğu maddi ve manevi destekle yanımda olan değerli eşim ve çalışma arkadaşım Dr. Gülcan TOKTAŞ'a ve sevimliliği ile moral kaynağı oğlum Furkan TOKTAŞ'a teşekkür'ün ötesinde gönül dolusu sevgilerimi sunarım.

Balıkesir, 2006

Alaaddin TOKTAŞ

1. GİRİŞ

Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) 1991 yılında TWI (The Welding Institute) tarafından bulunan ergime olmaksızın gerçekleşen geleneksel sürtünme kaynağından türetilmiş bir katı-hal birleştirme tekniğidir ve bu yöntem ilk olarak alüminyum alaşımlarına uygulanmıştır. SKK'nın esası oldukça basittir. Özel olarak tasarlanmış uç ve omuza sahip harcanmayan ve dönen bir takımın karşılıklı olarak alın altına dayanmış levha veya plakaların içine dalması, dönmesi ve birleştirme çizgisi boyunca ilerlemesinden ibarettir. Takımın iki önemli fonksiyonu vardır; (a) iş parçasını ısıtmak ve (b) birleşimi sağlamak için malzemeyi hareket ettirmektir. Isı, takım ve iş parçası arasındaki sürtünme ve iş parçasının plastik deformasyonu ile sağlanır. Bölgesel ısınma ucun etrafındaki malzemeyi yumuşatır ve takımın dönmesi ve ilerlemesi ile malzeme ucun ön tarafından arka tarafına taşınır. Bu işlemin sonucunda katı hal bir birleşme elde edilir. Takımın değişik geometrik özelliklerinden dolayı ucun etrafındaki malzeme hareketi oldukça karmaşık olabilir. SKK işlemi esnasında, malzeme yüksek sıcaklıkta yoğun bir plastik deformasyona maruz kalır, bunun sonucunda ince ve eşeksiz yeniden kristalleşmiş taneler oluşur. Bu kaynak yönteminde oluşan ince taneli iç yapı mekanik özelliklerde iyileşme sağlar [1,2].

SKK son on yıl içinde metal birleştirme tekniğindeki en önemli gelişme olarak düşünülmektedir. Enerji verimli, çevre dostu ve çok yönlü olduğundan bu kaynak yöntemi yeşil teknolojiye uygundur. Geleneksel kaynak yöntemleri ile karşılaştırıldığında, SKK oldukça az enerji tüketir. Bu kaynak yönteminde hiçbir koruyucu gaz veya flaksın kullanılmasına gerek yoktur, bu nedenle yöntem çevre dostudur. Ayrıca, herhangi bir dolgu metaline de gerek olmadığından, ergime kaynağında olduğu gibi birleşmede kimyasal bileşim farklılıkları olmaz. Geleneksel sürtünme kaynağı dönen ve birbirlerine doğru itilen genellikle küçük silindirik parçalara uygulanırken, sürtünme karıştırma kaynağı alın, bindirme, T-alın ve iç köşe

birleştirmeler gibi pek çok birleştirme çeşidi için uygulanabilir. Sürtünme karıştırma kaynağının en önemli avantajları Çizelge 1.1’de özetlenmiştir [2].

Çizelge 1.1 Sürtünme karıştırma kaynağının (SKK) avantajları [2].

Metalurjik	Çevresel	Enerji
Katı hal kaynağı	Koruyucu gaza ihtiyaç yoktur	İyileşen malzeme kullanımda hafiflik sağlar
İş parçasında düşük çarpılma	Yüzey temizliğine ihtiyaç yoktur	Lazer kaynağında gereken enerjinin sadece % 2.5’i gerekir
İyi boyutsal kararlılık ve yenilenebilmesi	Taşlama artıkları yoktur	Uçak, otomotiv ve gemi uygulamalarında yakıt tüketimini azaltır
Alaşım elemanı kaybının olmaması	Temizlemek için solventlere gerek yoktur	
Birleşim bölgesinde mükemmel metalurjik özellikler	Tel veya diğer gazlar gibi sarf malzemelere gerek yoktur	
İnce iç yapı		
Çatlağın olmaması		

Alüminyum, düşük ergime sıcaklığı ve düşük sertliği nedeniyle geleneksel yöntemlerle kaynağı zor olan bir metaldir. Ayrıca bu metalin oksijene karşı olan ilgisinden dolayı hava ortamında geleneksel ergitme kaynakları ile kaynağı çok zordur. MIG (metal inert gaz) ve plazma-ark kaynakları gibi ergitme kaynakları çoğunlukla alüminyumda istenmeyen döküm iç yapısı oluştururlar. Kaynak metalinde ve ısı tesiri altındaki bölgelerde (ITAB) büzülmeden dolayı büyük deformasyonlar oluşur. Buna ilave olarak, ITAB’ta aşırı yumuşama meydana gelir ve bu durum mekanik özellikleri düşürür. Sürtünme karıştırma kaynağı esnasında düşük işlem sıcaklıkları (yaklaşık $0.7-0.9 T_{Erg}$) nedeniyle büyük sıcaklık gradyanları engellenir. Bu yüzden artık gerilmeler düşük seviyede tutulurlar. Takım omzunun altında oluşan basınç boşluksuz ve düz kaynakların elde edilmesini sağlar. Oksitler ve küçük inklüzyonlar dönen takım ile dağıtırlar [3,4].

Yüksek dayanım/ağırlık oranı, pek çok ortama karşı yüksek korozyon direnci ve şekillenebilme özelliğinden dolayı alüminyum en çok kullanılan yapı malzemesidir. Ulaşım endüstrisinde maliyeti azaltmak için taşıt ağırlığını düşürmek yönünde güçlü bir istek vardır, bu nedenle hafif alaşımlar tercih edilmektedir. Kaynaklanamayan yüksek dayanımlı alüminyum alaşımları (Al-Cu-Mg ve Al-Zn-Mg-Cu alaşımları) da sürtünme karıştırma kaynak yöntemiyle başarılı bir şekilde birleştirilebilirler. SKK üretim maliyeti ve üretim zamanı düşük olan bir birleştirme tekniğidir. Önceleri bu kaynak yöntemi gemi yapımı, deniz yapıları ve tren vagonları gibi uygulamalardaki büyük ve ince Al profillerin birleştirilmesinde kullanılmıştır. Kaynak yöntemindeki gelişmelere paralel olarak SKK'nın uygulama alanları sürekli gelişmektedir.

Sürtünme karıştırma kaynağının diğer geleneksel yöntemlerle karşılaştırıldığında pek çok avantajlara sahip olması araştırmacıların ilgisini çekmiş ve nispeten yeni sayılan bu kaynak yöntemi üzerine çalışmalar hızla ilerlemiştir. Su ve arkadaşları [5], 6.35 mm kalınlığındaki 7050-T651 Al alaşımı levhaları 350 dev/dak takım devri ve 15 mm/dak ilerleme hızı kullanılarak SKK yöntemiyle birleştirmişler ve kaynak çekirdeğinde (KÇ), termomekanik etki altındaki bölgede (TEAB) ve ısı tesiri altındaki bölgelerde (ITAB) tane yapısını, dislokasyon yoğunluğunu ve 2. faz partiküllerini incelemişlerdir. Çalışmanın sonuçları arasında bu kaynak yönteminin ITAB'taki tane yapısına çok az etkisi olduğu ve KÇ'de 1-4 µm çapında ince ve eş eksenli tanelerin olduğu ifade edilmiştir. Litynska ve arkadaşları [6], 4 mm kalınlığındaki AlCuMgAg-T6 Al alaşımını 850 dev/dak takım devrinde ve 750 mm/dak ilerleme hızında SKK ile birleştirmişlerdir. Kaynak iç yapısını geçişli elektron mikroskobu (TEM) yardımıyla gözlemlemişler ve kaynak yönüne dik kesitten mikro sertlik incelemeleri yapmışlardır. Çalışmanın sonucunda KÇ'de dinamik olarak yeniden kristalleşen ince taneli yapının varlığı, ITAB bölgesinde minimum sertliğin olduğu ve bu bölgede bütün çökeltilerin dikkate değer bir şekilde kabalaştığı ifade edilmiştir. İlerleme hızının yorulma özelliklerine etkisinin incelendiği bir çalışmada [7], 6082-T6 ve T4 Al alaşımları SKK ile ayrı ayrı birleştirilmişler ve kaynakların yorulma özellikleri geleneksel MIG ve TIG kaynaklarının özellikleri ile karşılaştırılmıştır. Çalışmanın sonucunda SKK ile birleştirilen kaynakların yorulma ömürlerinin daha yüksek olduğu ve yorulma

özelliklerinin ilerleme hızından etkilenmediği ifade edilmiştir. 5083-O, 5083-H321 ve 6082-T6 Al alaşımlarının kusurlu ve kusursuz sürtünme karıştırma kaynaklarının yapıldığı bir çalışmada [8], kaynakların çekme, eğme ve yorulma özellikleri incelenmiştir. Sonuçlarda 5083-O ve 6082-T6 alaşımlarına ait kusurlu kaynakların statik ve yorulma dayanımlarının kusursuz olanlarınkine yakın olduğu ve 0.35 mm derinliğe kadar olan kusurların mekanik özellikleri pek etkilemediği ifade edilmiştir. Heinz ve Skrotzki [9], 6013-T6 ve 6013-T4 Al alaşımlarının 1400 dev/dak takım devri ve 400–450 mm/dak ilerleme hızlarında yapılan sürtünme karıştırma kaynaklarında kaynak bölgesindeki çökeltilerin tamamen ayrıştığını belirtmişlerdir.

Bu çalışmada, ekstrüzyonla üretimi gerçekleştirilen AA 6063 Alüminyum alaşımının üç farklı ısı işlem şartlarına (T4, T5 ve T6) sahip levhalarının değişik kaynak parametrelerinde (takım devri ve ilerleme hızı) sürtünme karıştırma kaynak tekniği kullanılarak birleştirilmeleri ve her bir kaynak şartında kaynak sonrası yaşlandırılmaları planlanmıştır. Böylece a) kaynak öncesindeki malzemenin farklı ısı işlem durumlarının, b) farklı kaynak parametrelerinin ve c) kaynak sonrası yapılan yaşlandırma işleminin 6063 Al alaşımının iç yapı (tane yapısı) ve mekanik özelliklerine (akma ve çekme dayanımı, yüzde kopma uzaması, maksimum eğme kuvveti ve sertlik değişimleri) etkisinin incelenmesi amaçlanmıştır. Ayrıca, sürtünme karıştırma kaynağı esnasında en yüksek ve en düşük ısı girişinin olduğu şartlardaki kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonrası kırılan yüzeylerinin kırılma morfolojilerinin incelenmesi de hedeflenmiştir.

2. KONU İLE İLGİLİ YAPILAN ÇALIŞMALAR

Yutaka S. Sato ve arkadaşları [10], kimyasal bileşimi Çizelge 2.1’de verilen 6 mm kalınlığındaki 6063-T5 Al levhaları sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirmişlerdir. Kaynaklı malzemede kaynak doğrultusuna dik kesitte vickers sertlikleri inceleyerek, sertlik profiline bağlı olan iç yapı değişimlerini geçişli elektron mikroskobu (TEM) ve görüntü yönlendirme mikroskobu (OIM) yardımıyla incelemişlerdir. Ayrıca, kaynak işlemi esnasında değişik bölgelerdeki maksimum sıcaklıkları ölçmüşlerdir. Bu ölçümlerin sonucunda malzemenin 12 saniye sonunda maksimum sıcaklığa ulaştığı, bunu takip eden 20 saniye sonunda ise 150°C’ye soğuduğu ve maksimum sıcaklıkların 553°C ile 201°C arasında değiştiğini ifade etmişlerdir.

Çizelge 2.1 6063 Al Alaşımının kimyasal bileşimi (% ağırlık) [10].

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
0.44	0.18	0.01	0.04	0.48	0.01	0.01	geri kalan

Sertlik deneyleri sonucunda, kaynak bölgesinde sertliğin azaldığı ve kaynakta tane yapısının 3 bölgeye ayrıldığı ifade edilmiştir. Bu bölgeler; 1) kaynak civarındaki ince taneli yeniden kristalleşmiş taneler, 2) ana metaldeki kaba eşeksenli taneler ve 3) iki bölge arasındaki toparlanmış taneler. Sertlik değişiminin tane büyüklüğü ile çok az etkilendiği, fakat çökelti dağılımı ile büyük oranda etkilendiği çalışmanın sonuçları arasında verilmiştir. Sürtünme karıştırma kaynak işleminin ana metaldeki çökelti dağılımından farklı dağılımda çökelti oluşturduğu da ifade edilmiştir. Bu çökelti yüksek yoğunluktaki iğne şekilli çökelti (β'') ve düşük yoğunluktaki çubuk şekilli çökeltidir (β'). İğne şekilli çökelti (β') kaynak merkezinden 10 mm ve 12.5 mm arasındaki bölgede azaldığı, bütün çökelti (β') kaynak merkezinden 8.5 mm civarında ayrıştığı belirtilmiştir. Çökelti (β') ayrışması ve iğne şekilli çökelti (β'') yoğunluğunun azalması kaynakta yumuşamaya neden olmuştur. Kaynak bölgesinden 0, 8.5, 10, 12.5 ve 15 mm

uzaklıktaki sıcaklıklar sırasıyla 402°C, 353°C, 302°C ve 201°C'den az ölçülmüşlerdir.

Sürtünme karıştırma kaynağı yapılmış 6063 alaşımının kaynak sonrası yaşlandırılarak çökelme olayının incelendiği bir çalışmada [11], ekstrüzyon işlemi (550°C'de) ile üretilen Al levhalar 205°C'de 1 saat süreyle yapay yaşlandırıldıktan (T5 ısıl işlemi) sonra kaynaklanmışlardır. Kaynaklı levhalardan bir grubu 175°C'de değişik sürelerde yapay yaşlandırılmış, diğer bir grup ise 530°C'de 1 saat çözeltiye alınıp, suda soğutulmuş ve 175°C'de değişik sürelerde yapay yaşlandırılmıştır. Çalışmada kaynak sonrası yapılan yaşlandırma işleminin malzemenin iç yapı ve sertliği üzerine etkisi incelenmiştir. Kaynak sonrası hiçbir ısıl işlem görmeyen malzemede çökeltilerin (2. faz) ayrışması ve büyümesiyle oluşan sertliği düşük ve yumuşak bir bölge gözlenmiş. Kaynak sonrasında yapılan yapay yaşlandırma işlemi dayanımı arttıran çökeltilerin yoğunluğunu önemli oranda arttırarak çökeltilerin ayrıştığı bölgede sertliğin yükselmesine sebep olmuştur. Kaynak sonrasında 12 saat süreyle yapılan yaşlandırma işlemi ile bütün kaynaklı bölgenin sertliği esas metalin sertliğinden daha yüksek bulunmuştur. Ayrıca, kaynaktan sonra çözeltiye alma ve yapay yaşlandırma işlemleri ile yüksek yoğunlukta dayanım arttırıcı çökeltiler elde edilerek, bunların homojen dağıldığı ve tüm kaynak bölgesinde sertliğin artmasına sebep oldukları çalışmanın sonuçları arasında verilmiştir.

Başka bir çalışmada [12], bileşimi Çizelge 2.1'de verilen 4 mm kalınlığındaki 6063-T5 Al alaşımının sürtünme karıştırma kaynağı, kaynak sonrası yaşlandırma işlemi (175°C'de 12 saat), kaynak sonrası çözeltiye alma (530°C'de 1 saat) ile yaşlandırma (175°C'de 1 saat) işlemleri yapılmış ve kaynak sonrasında yapılan ısıl işlemlerin (yaşlandırma ve çözeltiye alma+yaşlandırma) çekme özelliklerine etkisi incelenmiştir. Çekme deneyleri öncesinde kaynaklardaki deformasyon dağılımını belirlemek için, kaynaklı çekme numunelerine 1 mm aralıklarla vickers ucu ile işaretlemeler yapılmış. Çekme deneyi sonucunda işaretlenen milimetrik uzaklıklar optik mikroskop yardımıyla ölçülmüş. Her bir yerel deformasyon $\epsilon=(l-l_0)/l_0$ denklemi kullanılarak elde edilmiştir ($l_0=1$ mm).

Çalışmanın sonucunda kaynaklı malzemenin dayanımları (akma ve çekme) ve uzaması en düşük, kaynak sonrası yaşlandırılan malzemenin dayanımları esas metalden biraz daha yüksek ve kaynaktan sonra çözeltiye alınan ve yaşlandırılan malzemede ise en yüksek dayanım değerleri elde edilmiştir.

4 mm kalınlığında ve farklı temper şartlarındaki (T5 ve T4) 6063 alaşımının 6 farklı takım devri (800–3600 dev/dak) kullanılarak kaynaklandığı bir çalışmada [13], kaynakların iç yapıları ve sertlik dağılımları incelenmiştir. 6063-T5 alaşımında kaynak civarında yumuşama gözlenirken, 6063-T4 alaşımında ise kaynak sonrasında homojen sertlik değişimi görülmüştür. Artan takım devri ile kaynak sıcaklığının arttığı, takım devri değerlerindeki değişikliklerin kaynakların sertlik profillerinde önemli farklılıklara neden olmadığı, sadece kaynaklı 6063-T5 alaşımının yumuşayan bölgesinin genişliğinde değişiklik olduğu görülmüştür. Kaynak sonrası yapılan yaşlandırma işlemi ile kaynakların sertliklerinin arttığı, fakat düşük takım devirlerinde kaynak bölgesindeki sertlik artışının daha az olduğu görülmüştür.

Cabibbo ve arkadaşları [14], % 0.65Si, % 0.15Mn, % 1.1Mg ve % 0.23Cr bileşimli, 200×470×4 mm³ boyutlarındaki 6056-T4 alüminyum alaşımını sürtünme karıştırma yöntemiyle birleştirmişler ve kaynak sonrası bir grup malzemeye T6 yapay yaşlandırma işlemi (530°C’de 4 saat çözeltiye alma, 160°C’de 12 saat yapay yaşlandırma) uygulamışlardır. Çalışmada 6056-T4 (esas metal), 6056-T4+T6 (esas metale T6 ısıl işlemi uygulanmış), esas metale (6056-T4) karıştırma kaynağı yapılmış ve kaynak sonrası T6 ısıl işlemi uygulanmış durumdaki numunelerin çekme özellikleri ve kaynak bölgelerinin iç yapı incelemeleri (optik ve TEM) yapılmıştır. Çalışmanın sonucunda, ısıdan etkilenen bölgede tanelerin dinamik olarak yeniden kristallendiği ve deformasyona uğrayan tanelerde yoğun dislokasyonlu uzamış tane yapısının oluştuğu gözlenmiştir. Ayrıca, karıştırma kaynağından sonra yapılan T6 ısıl işleminin kaynağın akma ve çekme dayanımlarını önemli oranda arttırdığı görülürken, malzemenin sünekliğini ise dikkate değer bir oranda düşürdüğü görülmüştür. Süneklikteki bu azalmanın nedeni; yaşlandırma işlemi esnasında oluşan yüksek yoğunlukta ve ince taneli Mg₂Si çökeltisinin sertleştirme etkisine bağlanmıştır.

L2Y2 alüminyum alaşımının (% 0.01Cu, % 0.22Si, % 0.25Fe) sürtünme karıştırma kaynağı ile ilgili yapılan bir çalışmada [15], yarı-soğuk sertleştirilmiş ve 300°C’de 0.5 saat tavllanmış halde, 3 mm kalınlığındaki Al levhalara uç çapları 2.7–3.9 mm arasında ve omuz çapları 6–13 mm arasında değişen takımlar kullanılarak farklı devirlerde (850, 1560 ve 1860 dev/dak) ve 30–160 mm/dak arasındaki ilerleme hızlarında ayrı ayrı karıştırma kaynakları yapılmıştır. Farklı kaynak şartlarında (uç çapı, omuz çapı, takım devri ve ilerleme hızı) ve soğuk deformasyon veya ısıl işlemlili kaynaklanan numunelerin çekme ve eğme özellikleri ile kaynak bölgesindeki iç yapı ve sertlik özellikleri incelenmiştir. Çalışmada küçük omuz çaplarında (6, 7 ve 8 mm), düşük devirde (850 dev/dak) ve yüksek basınçta (gerilmede) malzemeye ısı girişi az olduğundan kaynağın zor olduğu; büyük omuz çaplarında (11, 12 ve 13 mm), yüksek devirde ve düşük basınçta ise ısı girişi fazla olacağından yine kaynağın zor olduğu ifade edilmiştir. Uç çapının kaynağı etkilemediği, omuz çapı ve uç çapı arasındaki oranın 3:1 olduğu şartlarda en iyi kaynak kalitesinin elde edildiği de belirtilmiştir. 100 MPa’ın üzerinde çekme dayanımının elde edildiği kaynak şartları; 3 mm uç çapı, 9 mm omuz çapı, 1560–1860 dev/dak’lık devir, 14–23 mm/dev devir başına ilerlemede ve 4 MPa basınçta elde edilmiştir.

Bahsedilen çalışmadaki yarı soğuk haddelenmiş ve tavllanmış durumdaki Al levhaların ayrı ayrı karıştırma kaynağı sonucunda, soğuk deformasyonlu malzemede ısıdan etkilenen bölgenin çok küçük olduğu ve kaynak bölgesinin kaba ve bantsı yapı yerine ince ve eşksenli taneli yapıdan oluştuğu belirtilmiştir. Tavllanmış durumdaki malzemenin kaynağı sonrasında çekme dayanımında soğuk deformasyonlu malzemeye göre % 20’lik bir azalma gözlenirken, kaynak bölgesindeki mikro sertlik değerleri % 10 daha yüksek bulunmuş olup, bu malzemenin (tavlanmış) çekme dayanımı ile mikro sertlik değerlerinin ilerleme hızından daha fazla etkilendiği çalışmanın sonuçları arasında verilmiştir.

Sürtünme karıştırma kaynağında kaynak hızının 6082 Al alaşımının yorulma özelliklerine etkisini ve bu kaynak yönteminin MIG ve TIG kaynakları ile karşılaştırılmasının yapıldığı bir çalışmada [7], 4 mm kalınlığındaki 6082 (AlSi1MgMn) alaşımına Çizelge 2.2’de verilen malzeme, ısıl işlem ve kaynak parametreleri kullanılarak sürtünme karıştırma kaynağı yapılmıştır.

Çizelge 2.2 Malzeme, ısıtım işlem ve kaynak parametreleri [7].

İşlem No	Malzeme	Isıl işlem	Kaynak	Kaynak sonrası	Takımın devri	Kaynak hızı	Takım
1	6082	T6	---	---	---	---	---
2	6082	T6	SKK	---	2200, 2500	700–1400 mm/dak	6 mm uç çapı, 14 mm omuz çapı
3	6082	T4	SKK	T6	2200, 2500		
4	6082	MIG AlSi5 dolgu metali, argon atmosferinde, 525 mm/dak, 046 kJ/mm					
5	6082	TIG AlSi5 dolgu metali, argon atm, 120-140 mm/dak, 2,4 kJ/mm					

Çizelge 2.2’de 3 nolu işlem ile gösterilen durumda doğal yaşlandırılmış (T4 işlemi) Al alaşımına kaynak işleminden sonra 180°C’de 7 saat süreyle yapay yaşlandırma işlemi uygulanarak; kaynak işlemi esnasında ayrışan 2. fazların (çökeltilerin) yeniden çökelti olarak malzemenin akma ve çekme dayanımlarında artış amaçlanmıştır. Çizelge 2.2’de verilen şartlarla elde edilen kaynaklı ve kaynaklı olmayan levhaların yorulma, çekme özellikleri ve kaynak bölgesindeki sertlik değişimleri incelenmiştir.

Bu çalışmanın sonucunda, sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilen parçaların yorulma dayanımlarının TIG ve MIG yöntemleri ile elde edilenlere göre daha yüksek olduğu görülmüştür. Ayrıca, TIG kaynağında yorulma özellikleri MIG kaynağından daha üstün bulunmuştur. Kaynak sonrası ısıtım işlem (T6 işlemi) uygulanan alaşımın statik dayanımları (akma ve çekme) daha yüksek elde edilirken, 2 ve 3 nolu işlemlerin (Çizelge 2.2) yorulma özelliklerinin birbirlerine eşit olduğu görülmüştür.

6061-T6 alüminyum alaşımında sürtünme karıştırma kaynağı esnasında oluşan iç yapı değişimlerinin incelendiği bir çalışmada [16], 6.3 mm kalınlığındaki Al levhalar 300–1000 dev/dak takım devirlerinde ve 0.15–0.25 cm/sn ilerleme hızlarında, 6.3 mm çapında ve 5.8 mm yüksekliğinde takım ucu kullanılarak birleştirilmişlerdir. Çalışmanın sonucunda, sürtünme karıştırma kaynak bölgesinde sürekli ve dinamik olarak yeniden kristalleşmiş bir iç yapı gözlenirken, bu bölgenin sertliğinin (55–65 Hv) esas metal sertliğinden (85–100 Hv) daha düşük, ortalama

tane büyüklüğünün (10 µm) ise esas metal tane büyüklüğünden (100 µm) daha düşük olduğu ifade edilmiştir.

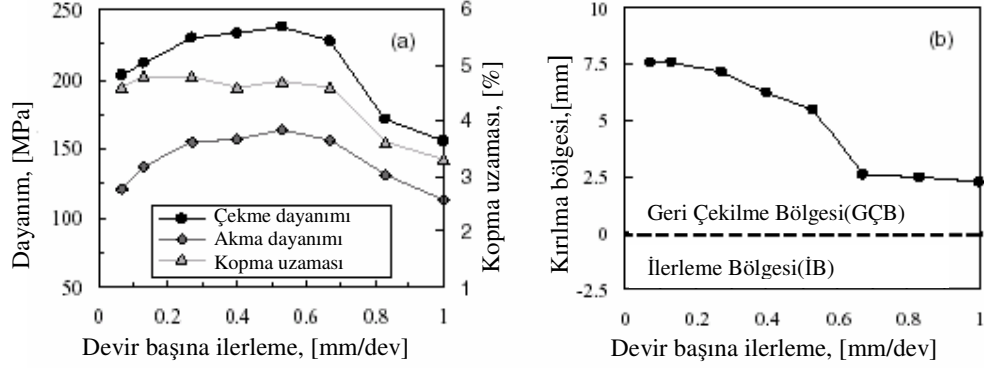
Sürtünme karıştırma kaynağının ulaşım endüstrisindeki önemi üzerine yapılan bir çalışmada [17], kalın (50 mm ve 75 mm) 6082-T6 alüminyum levhalar üst ve alt kısımlardan ayrı ayrı kaynaklanmışlardır. Kaynak sonrası esas metal sertliği 100 HV_{2,5}, kaynak çekirdeği 65 HV_{2,5} ve ısıdan etkilenen bölge sertliği 52 HV_{2,5} olarak ölçülmüştür. Kaynaklanmış 50 mm kalınlığındaki levhanın esas metal ve kaynak çekirdeği bölgesine ayrı ayrı çentik açılarak eğme deneyleri yapılmış ve kırılan yüzeyler SEM ile incelenmiştir. Kırılma yüzeylerinin incelenmesinden, esas metal ve kaynak çekirdeğinin her ikisinde de kırılmanın mikro boşluk büyüme mekanizması ile sünek tipte olduğu belirtilmiştir.

Sürtünme karıştırma kaynağında çökeltme işleminin ve buna bağlı iç yapıların incelendiği bir literatürde [18], 6 mm kalınlığındaki 6061-T6 alüminyum alaşımları 400 dev/dak takım devrinde ve 2 mm/sn ilerleme hızında kaynaklanmışlardır. Çalışmada dinamik yeniden kristalleşme ve tane büyümesi ile birlikte sürtünme karıştırma kaynağına bağlı olarak çökeltme olayı optik ve geçişli elektron mikroskobu (TEM) yardımıyla incelemiştir. Ayrıca, kaynak bölgesinin sertliği kabaca ortalama olarak 55 HV ölçülürken, esas metalde veya iş parçasındaki sertlik 110 HV olarak ölçülmüştür.

Sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilen 6061-T6 alüminyum alaşımının çekme özelliklerinin ve kırılma bölgelerinin incelendiği bir çalışmada [19], 300×80×5 mm³ boyutundaki Al levhalar Çizelge 2.3'te verilen kaynak parametreleri kullanılarak birleştirilmişlerdir. Kaynak yönüne dik olarak iç yapı ve sertlik (HV) incelemeleri yapılmış ve kaynak yönüne dik olarak çıkarılan çekme numuneleri ile çekme özellikleri (akma, çekme dayanımları ve yüzde kopma uzaması) ile kırılma bölgeleri belirlenmiştir. Şekil 2.1'de kaynak parametresine (devir başına ilerleme=ilerleme/devir) bağlı olarak elde edilen çekme özellikleri ve kırılma bölgeleri gösterilmiştir.

Çizelge 2.3 Deneylerde kullanılan takım ve kaynak parametreleri [19].

Takım boyutları (mm)		Kaynak parametreleri	
Omuz çapı	15	Takım devri (dev/dak)	1000–1500
Uç çapı	6	İlerleme hızı (mm/dak)	100–1000
Uç uzunluğu	4.7	Devir başına ilerleme (mm/dev)	0.07–1.00
Takım açısı	3°		



Şekil 2.1 Farklı devir başına ilerlemelerde a) çekme özellikleri, b) kırılma bölgeleri [19].

Farklı kaynak parametrelerinde yapılan çalışmanın sonucunda, sürtünme karıştırma kaynak parametrelerinin 6061-T6 alüminyum alaşımının çekme özelliklerini ve kırılma bölgelerini önemli ölçüde etkilediği belirtilmiştir. Optimum devir başına ilerlemenin 0.53 mm/dev (takım devrinin 1500 dev/dak ve kaynak hızının 800 mm/dak olduğu şartlarda) olduğu ve kaynaklı malzemede en yüksek çekme dayanımının esas metal dayanımının % 77'sine eşit olduğu da sonuçlarda verilmiştir. Devir başına ilerleme optimum değerden uzaklaştığında, kaynaklı birleşimde çatlğa benzer bir kusur veya ciddi bir yumuşama oluştuğu, bu yüzden kaynaklı birleşimlerin çekme özelliklerinin azaldığı açıklanmıştır. Birleşimlerde kusur olmadığında, kırılmanın geri çekilme tarafındaki ısı tesiri altındaki bölgeden (İTAB) oluştuğu, çatlğa benzer kusurlu birleşmelerde ise kırılmanın kaynak çekirdeğinde meydana geldiği ifade edilmiştir.

Farklı ilerleme hızları (25–600 mm/dak arasında) kullanılarak kaynaklanan 2017-T351 Al alaşımında çekme özellikleri ve kırılma bölgelerinin incelendiği bir çalışmanın [20] sonucunda, kaynaklı birleştirmelerde kaynak çekirdeği ve iki adet ısı tesiri altındaki bölgeden oluşan yumuşayan bölge gözlenmiş, bu bölge nedeniyle de kaynakların çekme özellikleri esas metalin çekme özelliklerinden daha düşük elde edilmiştir. Çalışmada kullanılan kaynak parametrelerinin çekme özelliklerine ve kırılma bölgelerine önemli bir etkisi olduğu belirtilmiştir. Devir başına ilerleme değeri belirli bir değerden (0.13 mm/dev) yüksek olduğunda kaynaklarda bazı boşluk kusurlarının olduğu, çekme özelliklerinin bu kaynaklarda dikkate değer bir şekilde azaldığı ve kırılmaların kaynak merkezinde meydana geldiği çalışmanın sonuçları arasında verilmiştir. Ayrıca, 0.07 mm/dev değerindeki optimum devir başına ilerlemede çekme dayanımının maksimum olduğu ve esas metal dayanımının % 82'sine ulaştığı ifade edilmiştir.

Sunggon Lim ve arkadaşları [21], 6061-T651 Al alaşımında sürtünme karıştırma kaynağının çekme davranışına etkisini incelemişlerdir. 4 mm kalınlığındaki alüminyum levhaları farklı takım devirlerinde (1000, 1400, 1600, 2000 ve 2500 dev/dak) ve kaynak hızlarında (0.1–0.2–0.3 ve 0.4 m/dak) birleştirmişlerdir. Çalışmalarının sonucunda çekme deneyi ile elde edilen % kopma uzamasının kaynak hızı azaldıkça veya takım devri arttıkça azaldığı, akma ve çekme dayanımlarının ise kaynak parametreleri (ilerleme hızı ve takım devri) ile daha az oranda etkilendiği ifade edilmiştir.

Konu ile ilgili bir çalışmada [22], 7 mm kalınlığındaki 7075-T6 Al alaşımı levhalar 700 dev/dak takım devri ve 2.67 mm/s ilerleme hızı kullanılarak kaynaklanmışlardır. Kaynak bölgesinin mikro sertlik incelemeleri yapılmış ve kaynakların oda sıcaklığında, 150–500°C arasındaki sıcaklıklarda ve 10^{-2} – 10^{-4} s⁻¹ arasındaki deformasyon hızlarında çekme özellikleri incelenmiştir. Çekme deneyleri sonucunda bütün numunelerin ısı tesiri altındaki bölgeden (ITAB) kırıldığı ifade edilmiştir. Ortam sıcaklığı arttıkça kaynakların dayanımlarında azalmaların ve deformasyon hızı arttıkça dayanımlarda artışların olduğu ifade edilmiştir.

W.B. Lee ve arkadaşları [23], $140 \times 70 \times 4 \text{ mm}^3$ boyutlarındaki A356 alüminyum döküm levhalara 1600 dev/dak sabit takım devrinde ve 87–342 mm/dak arasında değişen farklı ilerleme hızlarında sürtünme karıştırma kaynağı yapmışlardır. Çalışmalarında kaynak yönüne dik sertlik değişimini, kaynak yönüne dik ve paralel çekme özelliklerini ve iç yapı özelliklerini incelemişlerdir. Çalışmanın sonuçlarında, düşük kaynak hızlarında ötektik Si partiküllerinin kaynak merkezinde (çekirdeğinde) daha homojen dağıldığı, bu nedenle kaynak bölgesindeki sertliğin esas metal sertliğinden daha homojen dağılım gösterdiği vurgulanmıştır. Ayrıca, kaynak yönüne dik çıkarılan çekme numunelerinin akma ve çekme dayanımlarının esas metalin dayanımı ile hemen hemen aynı olduğu, kaynak yönüne paralel olanlarda ise 178 MPa çekme dayanımı ile esas metalin çekme dayanımından % 20 daha yüksek olduğu ve akma dayanımının da yüksek olduğu sonuçları ifade edilmiştir.

Sürtünme karıştırma kaynağında soğan halkalarının (onion rings) oluşumunun incelendiği bir çalışmada [24], 6061 ve 7075 alüminyum levhalar farklı takım devirlerinde (400, 800 ve 1440 dev/dak) ve ilerleme hızlarında (120 ve 288 mm/dak) birleştirilmişler ve kaynak bölgeleri 3 ekseninde makro yapı olarak incelenmiştir. Çalışmanın sonucunda, soğan halkalarının takımın dönmesi ve ileri hareketi ile geri çekilme tarafındaki malzemeyi extrude etmesi esnasında sürtünme ısınmalarından dolayı oluştuğu ve halkalar arasındaki mesafenin takımın bir devrindeki ilerlemesine eşit olduğu ifade edilmiştir.

A356 döküm ve 6061 dövme Al levhaların birbirlerine sürtünme karıştırma kaynağı ile birleşme özelliklerinin incelendiği bir çalışmada [25], $140 \times 70 \times 4 \text{ mm}^3$ boyutlarındaki levhalar 1600 dev/dak takım devrinde ve 87–267 mm/dak arasındaki değişik ilerleme hızlarında kaynaklanmışlardır. Bahsedilen çalışmada kaynak yönüne dik kesitte sertlik ölçülmüş ve kaynaklı bölgelerin iç yapı incelemeleri yapılmıştır. A356/6061 Al malzeme çiftinin kaynağı sonrasında kaynaklı bölgede her iki malzemenin karışık iç yapısı gözlenirken, lamelli yapıda soğan halkaları da görülmüştür. Kaynak bölgesinin iç yapısının çoğunlukla geri çekilme bölgesindeki malzemedan oluştuğu sonuçlar arasında verilmiştir. Ayrıca, A356 ve 6061 Al alaşımlarının sırasıyla ilerleme ve geri çekilme bölgeleri olarak yapıldığı

kaynaklarında, 6061 Al alaşımının geri çekilme bölgesinde yer aldığında kaynaklı malzemenin mekanik özelliklerinin daha yüksek elde edildiği ifade edilmiştir.

3 mm kalınlıktaki AA5083 Al alaşımı levhaların 100, 150, 200 mm/dak ilerleme hızlarında kaynaklandığı bir çalışmada [26], kaynak çekirdeğinde meydana gelen rekristalizasyon olayının bu bölgenin sertliğinin ve akma dayanımının esas metalin aynı özelliklerinden daha düşük elde edilmesine sebep olduğu ifade edilmiştir.

Başka bir çalışmada [27], 6 mm kalınlıklarında 6061-T6 Al alaşımı ile soğuk haddelenmiş AISI 1018 eliği, uç çapı 5.5 mm ve omuz çapı 24 mm olan % 0.8C, % 2.75V, % 7.5Cr ve % 1.3Mo bileşimindeki takım kullanılarak 914 dev/dak takım devrinde ve 140 mm/dak ilerleme hızında kaynaklanmıştır. Al alaşımının ilerleme bölgesinde, çeliğin ise geri çekilme bölgesinde olduğu durumda yapılan kaynak sonucunda, levhalar birbirlerinden 2.75 mm, -2.75 mm, 0 mm ve 1 mm mesafelerde kaynaklanmışlardır. Levhalar arasındaki mesafenin 2.75 mm ve -2.75 mm olduğu durumlarda birleşmelerin zayıf olduğu, 0 mm'de birleşmede büyük oranda intermetalik faz oluştuğu ve optimum birleşmenin levhalar arasında 1 mm mesafe olduğunda elde edildiği ifade edilmiştir. Çalışmanın sonucunda 6061 Al alaşımı ile AISI 1018 eliğinin başarıyla kaynaklanabildiği ifade edilmiştir. Ayrıca, kaynak çekirdeğinde $Al_{13}Fe_4$ ve Al_5Fe_2 intermetalik bileşikler gözlenmiştir.

6013-T4 Al alaşımı ile X5CrNi18-10 paslanmaz çeliğinin kaynaklandığı bir çalışmada [28], 4 mm kalınlığındaki levhalar 800 dev/dak takım devri ve 80 mm/dak ilerleme hızı kullanılarak kaynaklanmışlar ve kaynaklı levhaların iç yapı ve sertlik incelemeleri ile yorulma özellikleri araştırılmıştır. Çalışmanın sonucunda, 6013 Al alaşımı ile X5CrNi18-10 paslanmaz çeliğinin sürtünme karıştırma tekniği kullanılarak birleştirilebileceği belirtilmiştir. Ayrıca, kaynak bölgesinin iç yapısının 7 bölüme ayrıldığı ifade edilmiştir. Bu bölgeler; paslanmaz elik tarafındaki esas metal (EM), ilerleme bölgesindeki paslanmaz çelikteki ITAB (ısı tesiri altındaki bölge), paslanmaz çelikteki TEAB (termomekanik etki altındaki bölge), kaynak ekirdeği (K), geri çekilme bölgesindeki Al alaşımındaki TEAB, Al alaşımındaki ITAB ve Al alaşımı esas metal olarak ifade edilmiştir. 6013-T4 Al / paslanmaz elik

birleşiminin yorulma özellikleri 6013-T4 Al alaşımının yorulma özelliklerinden yaklaşık % 30 daha düşük elde edilmiştir.

Sürtünme karıştırma ve MIG (Metal Inert Gas) kaynakları ile birleştirilen 10 mm kalınlığındaki 5083 Al alaşımı levhaların yorulma özelliklerinin incelendiği bir çalışmanın [29] sonucunda, sürtünme karıştırma tekniği ile birleştirilen kaynakların yorulma ömürlerinin MIG ile kaynaklanan levhaların yorulma ömürlerinden 9–12 defa daha uzun olduğu ifade edilmiştir. Ayrıca, SKK ile birleştirilen kaynaklarda kırılmaların hepsinin kaynak kökünde başlayan çatlaklardan olduğu ve kaynak kökünde kusurların olabileceği belirtilmiştir.

6.5 mm kalınlığındaki 2024 Al alaşımı levhaların oda sıcaklığı ve -30°C sıcaklıklarda kaynaklandığı bir çalışmada [30], 650 dev/dak sabit takım devri ve 1 mm/s sabit ilerleme hızı kullanılmıştır. Kaynakların birleşme çizgilerinden 1 cm uzaklığa termokupl yerleştirilerek; kaynak başlangıcındaki, takım termokupl'un yanından geçerken ve termokupl'u geçtikten 3 cm sonra kaynak sıcaklıkları ölçülmüştür. Oda sıcaklığında yapılan kaynaklarda verilen sıraya göre 30°C , 330°C ve 220°C sıcaklıklar elde edilirken, -30°C 'de yapılan kaynaklarda ise -30°C , 70°C ve 140°C sıcaklıklar ölçülmüştür. Çalışmanın sonuçlarında, -30°C 'deki ortam sıcaklığında yapılan kaynaklarda kaynak alanının küçüldüğü ve kaynak çekirdeğinde daha ince taneli yapının oluştuğu ifade edilmiştir.

3. ALÜMİNYUM ve ALAŞIMLARI

Alüminyum metalinin ve alaşımlarının ekonomik ve çekici malzeme olması bu metal ve alaşımlarının özelliklerinden kaynaklanmaktadır. Bu özellikler; görünüm, hafiflik, üretim kolaylığı, fiziksel ve mekanik özellikleri ve korozyon dayanımıdır [31].

3.1 Özellikler

Alüminyum iki genel özelliği ile tanınır. Bu özellikler hafiflik ve korozyon direncidir. Alüminyum aynı hacimdeki çelik, bakır veya pirincin ağırlığının yaklaşık 1/3'ü kadar olup özgül ağırlığı 2.7 Mg/m^3 'tür. Atmosfere, suya, tuzlu suya, yağa ve pek çok kimyasallara karşı mükemmel bir korozyon direncine sahiptir. Ayrıca alüminyumun elektriksel ve ısı iletkenliği de üstündür. Ağırlıkları göz önüne alındığında bakırdan yaklaşık iki kat daha fazla elektrik iletir. Elektrik ve elektronik endüstrisinde önemli bir özellik olan ferromanyetik olmama özelliği alüminyumda mevcuttur. Yanıcı ve patlayıcı malzemelerin yanında önemli bir özellik olan alev almama özelliği vardır. Bu metal zehirli değildir, böylece yiyecek ve içeceklerin saklanması için güvenlidir. Ayrıca bazı alüminyum alaşımlarının dayanımları yapı çeliklerinin dayanımlarından daha yüksektir [31].

3.2 Kullanım Alanları

Alüminyum metali binalar, köprüler ve kuleler gibi statik yapılarda artan bir hızla kullanılmaktadır. Çatı ve dış cephe kaplamalar için çoğunlukla 3003, 3004 ve 5052 alaşımları kullanılırken, kapı ve pencere çerçevelerinde 6063-T5 alaşımları kullanılmaktadır.

Otomobil endüstrisinde Al ve alaşımlarının uygulama alanlarından bazıları pistonlar (332.0 Al döküm alaşımı), silindir kapakları, tamponlar, krank kutuları ve pek çok yapısal parçalardır. Denizcilik endüstrisinde kullanılan Al alaşımları daha çok yüksek mukavemetli olanlar olup, bunlar geminin omurgasında, merdivenlerde, iskelelerde, havalandırma araçları, can kurtarma araçları ve mobilyalarda kullanılmaktadır. Denizcilik uygulamalarında kullanılan alaşımlar genelde 5086, 5083 veya 5456 ile aynı alaşımların ekstrüzyon ürünleri ve 6061 alaşımıdır.

Alüminyum uçak, füze ve uzay araçlarında da önemli oranda kullanılmaktadır. Uçak gövdeleri ve pervaneleri, motorlar, aksesuarlar ve sıvı yakıt depoları bazı kullanım alanlarıdır. Ayrıca alüminyum alaşımları motor ve jeneratörlerde, transformatörlerde, aydınlatmada, ev gereçlerinde (mobilya ve mutfak aletlerinde), tekstil alanında, kağıt ve baskı endüstrilerinde geniş bir kullanım alanına sahiptirler [31].

3.3 İşlenik (Dövme) Alüminyum Alaşımları

İşlenik alüminyum alaşımlarının gösterimi için dört basamaklı standart bir sistem kullanılır. İlk basamak alaşım serisini gösterir. Çizelge 3.1’de alaşım elemanlarına göre işlenik alüminyum alaşımlarının gösterimi verilmiştir.

Çizelge 3.1 İşlenik Al alaşımlarının gösterimi [31].

Alaşım	Gösterimi
Al, %99 Al	1XXX
Bakır	2XXX
Mangan	3XXX
Silisyum	4XXX
Magnezyum	5XXX
Magnezyum ve silisyum	6XXX
Çinko	7XXX
Diğer elementler	8XXX
Kullanılmayan seri	9XXX

Alaşımsız işlenik alüminyum alaşımlarının belirtildiği 1XXX grubunda üçüncü ve dördüncü basamaklar minimum alüminyum miktarını gösterir. İkinci basamak ise empurite sınırlarındaki değişiklikleri belirtir. 1XXX grubunda ikinci basamağın sıfır olması doğal empurite sınırları arasında olan alaşımsız alüminyumu ifade eder.

2XXX ve 8XXX arasındaki işlenik alüminyum alaşımı gruplarında üçüncü ve dördüncü basamakların sayısal bir önemi yoktur, sadece grupta farklı alüminyum alaşımlarını ifade eder [31].

3.3.1 1XXX Serisi

% 99 veya daha yüksek saflıktaki alüminyum özellikle elektrik ve kimyasal alanda geniş bir kullanıma sahiptir. Bu çeşit alüminyum mükemmel korozyon direnci, yüksek termal ve elektriksel özellikler, düşük mekanik özellikler ile mükemmel bir işlenebilirliğe sahiptir. Deformasyon sertleşmesi ile orta derecede mukavemet artışı sağlanabilir. Demir ve silisyum çoğunlukta olan empuritelerdir. Bu gruptaki alüminyumun uygulama alanları kimyasal ekipmanlar, reflektörler, ısı değiştirgeçleri, elektriksel iletkenler ve kapasitörler, paketleme folyoları, mimari uygulamalar ve dekoratif şekillerdir [31].

3.3.2 2XXX Serisi

Bu grup alüminyum alaşımlarında bakır temel alaşım elemanıdır. Optimum özellikler için bu alaşımlara çökeltme ısıl işlemi uygulanır. Çözeltiye alınmış durumda mekanik özellikleri düşük karbonlu çeliklerinki ile aynıdır ve bazen daha yüksek olabilir. Bazı durumlarda mekanik özellikleri daha fazla arttırmak için çökeltme (yaşlanma) ısıl işlemi uygulanır. Bu işlem, alaşımın sünekliğini azaltırken akma dayanımını artırır, çekme dayanımına büyük bir etkisi olmaz.

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

2XXX grubu alaşımlar özellikle yüksek mukavemet/ağırlık oranlarının gerekli olduğu parçalar ve yapılar için uygundur. Çoğunlukla araç ve uçak tekerlerinde, araçların süspansiyon parçalarında, uçak gövdelerinde ve 150°C'ye kadar olan sıcaklıklarda dayanım gerektiren parçalarda kullanılmaktadır. Bu alaşımların kaynaklanabilirliği kısıtlıdır, ancak bu gruptaki bazı alaşımlar üstün işlenebilirlik özelliğine sahiptirler [31].

3.3.3 3XXX Serisi

3XXX grubunda ana alaşım elemanı mangandır. Bu alaşımlara genellikle ısı işlem uygulanamaz fakat 1XXX grubundaki alaşımlardan yaklaşık %20 daha fazla dayanıma sahiptirler. Çünkü alüminyuma sadece sınırlı bir yüzde oranında (yaklaşık % 1.5'a kadar) mangan efektif olarak ilave edilir. Bununla birlikte, bu gruptaki üç cins alaşım (3003, 3004 ve 3105) iyi işlenebilirlik gerektiren orta mukavemet uygulamalarında genel amaçlar için kullanılırlar. Bu gruptaki alaşımlar içki kutuları, mutfak gereçleri, ısı değiştirgeçleri, depolama tankları, mobilya, anayol işaretleri, çatı ve kenar kaplamalar ve diğer mimari uygulamalarda kullanılırlar [31].

3.3.4 4XXX Serisi

4XXX serisi Al alaşımlarında ana alaşım elemanı silisyumdur. Si, alüminyuma yeterli miktarlarda (% 12'ye kadar) ilave edilerek alaşımı gevrekleştirmeden ergime derecesinin azalmasına neden olur. Bu nedenle, alüminyum-silisyum alaşımları alüminyum birleştirmede esas metalin ergime

sıcaklığından daha düşük ergime aralıklarında sert lehim alaşımı olarak ve kaynak telinde kullanılırlar. Bu gruptaki alaşımların çoğuna ısı işlem uygulanamaz. Fark edilir miktarlarda Si içeren alaşımlar anodik oksitlemeden sonra koyu gri renge dönüşür. 4032 alaşımı düşük ısı genleşme katsayısı ve yüksek aşınma direncine sahiptir, bu nedenle bu alaşım dövme motor pistonlarının üretimine uygundur [31].

3.3.5 5XXX Serisi

5XXX grubunda ana alaşım elemanı alüminyumda çok etkili ve geniş oranda kullanılan magnezyumdur. Magnezyum ana alaşım elemanı olarak veya mangan ile birlikte kullanıldığında ortaya çıkan alaşım orta-yüksek dayanımlı ısı işlem uygulanamayan alaşımdır. Magnezyum mangandan daha etkili bir sertleştiricidir. % 0.8 civarında magnezyum ilavesi ile elde edilen sertlik değeri yaklaşık % 1.25 mangan ilavesi ile sağlanabilir. Bu gruptaki Al alaşımları iyi kaynak özelliklerinin yanında deniz ortamında iyi bir korozyon direncine sahiptirler. Bununla birlikte, gerilmeli korozyon çatlamasını engellemek için yüksek magnezyumlu alaşımlarda müsaade edilen güvenli işlem sıcaklıklarında (yaklaşık % 3.5 üzerinde magnezyum içeren alaşımlarda 65°C'nin üzerindeki işlem sıcaklıklarında) ve soğuk deformasyon miktarında belirli kısıtlamalar yapılmalıdır. Bu seri alaşımlar, mimari uygulamalarda, dekoratif ve süsleme amaçlı uygulamalarda, gemilerde ve ev aletlerinde kullanılmaktadırlar [31].

3.3.6 6XXX Serisi

6XXX serisi alaşımlar, iç yapılarında magnezyum silikat (Mg_2Si) oluşturacak oranlarda Mg ve Si içeren ısı işlem uygulanabilen alaşımlardır. 2XXX ve 7XXX serisi alaşımları kadar dayanıklı olmasalar da, 6XXX serisi alaşımlar şekillendirilebilen, kaynaklanabilir, işlenebilir ve korozyon dirençli orta dayanımlı alaşımlardır. Isı işlem uygulanabilen bu gruptaki alaşımlara çözeltiye alma işleminden sonra yapay yaşlandırma işlemi (T6 işlemi) uygulandığında alaşımların

dayanımları önemli ölçüde arttırılabilir. Mimari uygulamalar, ulaşım endüstrisi, köprüler ve kaynaklı yapılar bu alaşımların uygulama alanlarıdır [31].

6XXX serisi Al alaşımları genellikle ekstrüzyon edilmiş halde kullanılırlar. Bileşimlerinde bulunan Si ve Mg alaşım elemanları, kısmen α -Al matrikste ayrılmış (çözülmüş) olarak ve kısmen intermetalik faz olarak bulunurlar. Alaşımın bileşimine ve katılaşma koşullarına bağlı olarak katılaşma esnasında değişik intermetalik fazlar oluşabilir. Bütün ticari alaşımlarda Fe, empurite olarak bulunur ve katılaşma esnasında Al-Fe ve Al-Fe-Si gibi intermetalik fazları oluşturur. α -Al matrikste veya Al-Fe-Si intermetalik fazında Si, Mg ile birleşerek katılaşma işleminin ileriki safhasında Mg_2Si partiküllerini oluşturur. Alaşımın mekanik özelliklerinin belirlenmesinde intermetalik partiküllerin çeşidi, boyutu, morfolojisi ve dağılımı önemli bir yer tutar [32].

Mg_2Si partiküllerinin oluşumunda üç muhtemel mekanizma vardır. Bunlardan bir tanesi; sıvı $\rightarrow \alpha$ -Al + α_C -AlFeSi + Mg_2Si şeklindeki üçlü ötektik reaksiyon yoluyla oluşur. Kısmi ergime ve yeniden katılaşma esnasında ötektik sıvıdan önce α_C -AlFeSi partikülleri oluşur ve son aşamada geri kalan sıvıdan α -Al, α_C -AlFeSi ve Mg_2Si oluşur. Mg_2Si partiküllerinin ikinci muhtemel oluşum mekanizmasında son katılaşma basamağında Mg ve Si bakımından zengin sıvıdan ikili ötektik reaksiyon yoluyla oluşur ($sıvı \rightarrow \alpha$ -Al + Mg_2Si). Üçüncü muhtemel mekanizma ise aşırı doymuş α -Al matriksten katı halde çökeltme olayı ile meydana gelir [32].

6XXX serisinde Mg ve Si sertleşme fazı olan Mg_2Si 'yi oluşturmak için birleşirler. Mg_2Si 'yi oluşturmak için gerekenden fazla Si, sertleşmeye önemli ölçüde katkıda bulunur. Bu alaşımlar kolaylıkla ekstrüze edilebilir ve soğutma hızına karşı nispeten düşük hassasiyetlerinden dolayı pres sonrası soğutma ile orta derecede dayanım kazanırlar. Bu nedenle alaşımlar ayrı bir çözeltiye alma ısı işlemine gerek duymazlar [32].

6000 serisi alaşımların üretim özelliklerini etkileyen faktörler bileşim, ingot döküm uygulaması, homojenleştirme işlemi, biyet ön ısıtma ve ekstrüzyon sıcaklığı,

ekstrüzyon hızı, preslerin soğutma şartları ve çökme ısıl işlemidir. Alaşım solvüs sıcaklığından soğuduğunda Mg_2Si partikülleri çökebilir. Partiküllerin miktar ve büyüklükleri sıcaklık-zaman bağımlıdır. Yavaş soğutma büyük partiküllerin oluşmasını sağlar, özellikle üst sıcaklık bölgesinden soğutma esnasında solvüs sıcaklığının üzerinden oda sıcaklığına hızla soğutma Mg ve Si elementlerini çözeltide tutar ve aşırı doymuş katı çözelti elde edilir. $204^{\circ}C$ 'nin altında yapılan yapay yaşlandırma işlemi ile matrikste mikroskop altı büyüklükte partiküller oluşur ve çökme sertleşmesi etkisi yer alır. AA-6063 alaşımı önemini bu durumdan alır [32].

3.3.7 7XXX Serisi

% 1-8 arasındaki çinko 7XXX grubundaki Al alaşımlarında önemli bir alaşım elemanıdır. Magnezyum ile beraber kullanıldığında yüksek dayanımlı ısıl işlem uygulanabilen alaşımlar elde edilir. Çoğunlukla bakır ve krom gibi diğer elementler de küçük miktarlarda ilave edilir. 7XXX alaşımları uçak gövde yapılarında, yüksek gerilme altında çalışan parçalarda kullanılmaktadır [31].

3.4 Döküm Alüminyum Alaşımları

Alüminyum döküm alaşımları, dayanım artırıcı elementlerin yanında, yeterli akışkanlık sağlayarak dökümlerde oluşan çekme boşluklarını beslemek için gereken miktarda katılarak ötektik oluşturan ve akıcılığı arttıran elementleri (çoğunlukla silisyum) de içermelidirler. Ötektik yapıcı elementlerin gerekli miktarları döküm işlemindeki parçaya bağlıdır. Kum dökümde alaşımlar genellikle metal kalıba dökümden daha az ötektiğe sahiptirler. Çünkü kum kalıplar sıcaklık kaybını tolere edebilir fakat deformasyon göstermeyen metal kalıplarda ise bu sıcaklık kaybı büyük çatlamalara neden olur. Kullanılan döküm yöntemindeki soğuma hızı büyük ölçüde alaşım ve empurite elementlerinin dağılımını etkiler. Örneğin, basınçlı dökümde oldukça yüksek soğuma hızları dayanımı arttıran ve ötektik oluşturan bileşenlerin

ince dağılımına sebep olurlar, bu sayede empurite miktarına rağmen iyi dökümler elde edilebilir [31].

Döküm yöntemi ile üretilen çok sayıda alüminyum alaşımı vardır. Bu alaşımlar ve dört basamaklı standart gösterimi Çizelge 3.2’de verilmiştir.

Çizelge 3.2 Alüminyum döküm alaşımları ve gösterimi [31].

Alaşım	Gösterimi
Al (en az % 99 Al)	1XX.X
Al-Cu	2XX.X
Al-Si (Cu ve/veya Mg’lu)	3XX.X
Al-Si	4XX.X
Al-Mg	5XX.X
Kullanılmayan seri	6XX.X
Al-Zn	7XX.X
Al-Sn	8XX.X

3.4.1 Al-Cu Alaşımları

Bu alaşımlar, % 4–5 arasında Cu, demir ve silisyum empuriteleri ve bazen de az miktarlarda magnezyum içeren ısı işlem uygulanabilen alaşımlardır. Özellikle % 0.15’ten daha az demir içeren ingotlarda üretildiklerinde oldukça yüksek dayanım ve sünekliklere ulaşabilirler. Az miktarlarda mangan ilave edildiğinde, demir ve silisyum ile birleşerek bu elementlerin gevrekleştirici etkisini azaltır. Bununla beraber, bu alaşımların dökülebilirliği zayıftır ve çok dikkatli yolluk ve besleyici sistemi gerektirirler. Bu alaşımlar çoğunlukla kum döküm ile üretilirler, metal kalıplara döküldüklerinde akışkanlığı sağlamak için silisyum ilave edilmelidir. Bu silisyum ilavesi sünekliği önemli ölçüde azaltır.

Önceleri çok kullanılan alüminyum döküm alaşımlarından olan yüksek bakır içerikli (% 7–8) Al-Cu alaşımlarının yerini Al-Cu-Si alaşımları almıştır. % 9–11 arasında Cu içeren Al-Cu alaşımları aşınma dirençli ve yüksek sıcaklığa dayanımlı olduklarından otomobil pistonları ve silindir bloklarında kullanılırlar [31].

3.4.2 Al-Cu-Si Alaşımları

En çok kullanılan döküm alaşımları Cu ve Si elementlerini birlikte içeren alaşımlardır. Her iki alaşımın da miktarları geniş oranda değişebilir, bazı alaşımlarda Cu yoğunlukta, bazılarında ise Si yoğunlukta olabilir. Bu alaşımlarda, Cu dayanımı, Si ise dökülebilirliği arttırır. Karmaşık şekilli parçaların dökümünde daha yüksek Si alaşımları kullanılır.

% 3-5'ten daha fazla bakır içeren Al-Cu-Si alaşımlarına ısıl işlem uygulanabilir. Ancak ısıl işlem çoğunlukla magnezyumu da içeren alaşımlara uygulanır, çünkü Mg alaşımın ısıl işleme verdiği tepkiyi arttırır. Mg içermeyen alaşımların ısıl işleme cevabı çok yavaş olacağından yapılan ısıl işlem ekonomik olmaz. % 10'dan daha fazla Si içeren alaşımlar düşük ısıl genleşmeye sahiptirler ve bu alaşımlar yüksek sıcaklık uygulamaları için uygundur. Alaşım içindeki Si miktarı % 12-13'ü geçerse yapıda birincil silisyum kristalleri bulunur ve eğer bunlar düzgün dağılmışlarsa alaşıma mükemmel aşınma direnci sağlarlar. Otomobillerin motor blokları ve pistonlar bu alaşımların en önemli kullanım alanlarıdır [31].

3.4.3 Al-Si Alaşımları

Cu ilavesi içermeyen Al-Si alaşımları dökülebilirlik ve korozyon direnci gerekli olduğunda kullanılırlar. Eğer yüksek dayanım gerekli ise magnezyum ilave edilerek alaşım ısıl işlem uygulanabilir duruma getirilir. % 2 kadar düşük Si'li alaşımlar dökümde kullanılır, fakat bu alaşımlarda Si miktarı çoğunlukla % 5 ile % 13 arasındadır. Özellikle yüksek Si'li alaşımların dayanım ve süneklilikleri modifikasyon ile önemli oranda değiştirilebilir.

Hiperötektik alaşımların kum ve sürekli kalıp dökümlerinde yapı proötektik silisyumun modifikasyonu ile inceltir. Burada fosfor ilaveleri en etkilidir. Fosfor modifikasyonu sadece kalın kesitli basınçlı dökümde gereklidir [31].

3.4.4 Al-Mg Alaşımları

Al-Mg döküm alaşımlarının en önemli avantajı özellikle deniz suyuna ve deniz atmosferine karşı yüksek korozyon direncine sahip olmalarıdır. En iyi korozyon direnci düşük empurite miktarı (hem katı ve hem de gaz) gerektirir, bu nedenle alaşımlar yüksek kalitede metallerden hazırlanmalı ve dökümhanede büyük bir dikkatle kullanılmalıdır. Al-Mg alaşımlarının nispeten düşük döküm kabiliyeti ve magnezyumun oksitlenmeye eğilimi kullanım zorluklarını ve maliyeti artırır [31].

3.4.5 Al-Zn-Mg Alaşımları

Bu alaşımlar, dökümden sonra oda sıcaklığında 20–30 gün doğal yaşlandırıldıklarında maksimum dayanımlarını kazanırlar. Bu dayanım artırıcı işlem fırında yapılan yaşlandırma (yapay yaşlandırma) işlemi ile hızlandırılabilir.

Diğer alaşımlarda (Al-Cu, Al-Si-Mg) gerekli olan yüksek sıcaklıktaki çözeltiye alma ısıl işlemi ve şiddetli su verme çoğu Al-Zn-Mg döküm alaşımlarında optimum özellikler için gerekli değildir. Bununla beraber, bu alaşımlarda Mg-Zn fazının mikro segregasyonu oluşabilir. Bu durum, hızlı katılaşmanın daha iyi özellikler sağladığı olarak bilinen kuralı tersine çevirir. Al-Zn-Mg döküm alaşımlarında ince veya hızlı soğutulmuş kesitlerin dayanımının kalın veya yavaş soğutulmuş kesitlerin dayanımından daha düşük olduğunda; zayıf kesitlere çözeltiye alma, su verme ve doğal veya yapay yaşlandırma işlemleri ile gerekli dayanım kazandırılabilir. Al-Zn-Mg alaşımlarının dökülebilirliği zayıftır, fakat bazı gerilmeli korozyon şüphesine rağmen genelde korozyon dirençleri iyidir [31].

3.4.6 Al-Sn Alaşımları

% 6 Sn içeren bu alaşımların küçük miktarlarda bakır ve nikel ile alaşımlandırılarak dayanımları artırılır. Kalayın sağladığı mükemmel yağlama özelliğinden dolayı bu alaşımlar döküm yataklarında kullanılırlar. Al-Sn alaşımının

yatak performansı büyük oranda döküm metodu ile etkilenir. En iyi yatak özellikleri elde etmede, kalayın dentrit içinde ince dağılımı için küçük dentrit içi boşluklar gerekir. Bu küçük boşluklar, sadece soğumanın hızlı olduğu döküm yöntemleri ile elde edilir [31].

3.5 Alüminyum ve Alaşımlarında Temper Gösterimi

Al ve alaşımları için geliştirilen temper gösterim sistemi malzemeye uygulanan mekanik veya termal işlemlere dayanılarak yapılan ifade şeklidir. Temel temper tasarımları tekli büyük harflerden oluşur. Ana temperlerin pek çok alt işlemi temper harfini takiben bir veya daha fazla basamakta rakamla ifade edilir. Temel temper işlemleri ve açıklamaları aşağıda verilmiştir:

- F** Fabrika çıkışı anlamındadır. Döküm, sıcak veya soğuk işleme şekillendirilmiş ürünler için kullanılır. Termal veya deformasyon sertleşmesi işlemlerinde özel bir kontrol gerekmez. İşlenik ürünlerde mekanik özellik sınırlaması yoktur.
- O** Tavlanmış demektir. İşlenik alaşımlarda en düşük dayanım elde etmek için, döküm alaşımlarında sünekliği ve boyutsal kararlılığı arttırmak için uygulanır.
- H** Deformasyonla sertleşmiş anlamındadır. Sadece işlenik Al alaşımları için kullanılır. Deformasyon sertleşmesi ile mukavemet kazanan ürünler için kullanılır. Dayanımda bir miktar azalma sağlamak için ilave bir ısıl işlemde yapılabilir.
- W** Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanmış anlamındadır. Sadece çözeltiye alma işleminden sonra oda sıcaklığında doğal yaşlanan alaşımlara uygulanan kararsız bir ısıl işlemidir. Bu gösterim sadece doğal yaşlanma zamanı; örneğin $W^{1/2}$ saat gibi olduğunda geçerlidir.
- T** F, O veya H temperlerinden daha kararlı bir temperdir. Kararlı yapılar elde etmek için deformasyon sertleşmeli veya sertleşmesiz bir ısıl işlemidir. “T” harfini takip eden 1’den 10’a kadar olan sayılar özel bir işlemi ifade ederler.

- T1** Yüksek sıcaklıktaki şekillendirme işleminden soğutulmuş ve doğal yaşlanma ile kararlı bir duruma getirilmiş anlamına gelmektedir. Döküm veya ekstrüzyon gibi yüksek sıcaklıkta şekillendirme işleminden sonra soğuk deforme edilmeyen ürünler için kullanılır. Oda sıcaklığındaki yaşlanma ile mekanik özellikler dengelenir.
- T2** Yüksek sıcaklıktaki şekillendirme işleminden soğutulmuş, soğuk işlem görmüş ve doğal yaşlandırma ile kararlı bir duruma gelmiş demektir. Haddeme veya ekstrüzyon gibi bir sıcak şekillendirme işleminden soğutulan ürünlere özellikle dayanımlarını arttırmak için soğuk işlem (deformasyon) uygulanır. Oda sıcaklığında yapılan doğal yaşlandırma işlemi ile de mekanik özellikler dengelenir.
- T3** Sırasıyla çözeltiliye alınmış, soğuk işlenmiş ve doğal yaşlandırılarak kararlı bir duruma getirilmiş anlamına gelmektedir. Çözeltiliye alma işleminden sonra özellikle dayanım arttırmak için soğuk işlem uygulanır ve oda sıcaklığında doğal yaşlandırma ile mekanik özellikler dengelenir.
- T4** Çözeltiliye alma işleminden sonra doğal yaşlandırma işlemi uygulanmış ve kararlı bir yapı sağlanmış demektir. Çözeltiliye alma işleminden sonra soğuk işlem uygulanmaz ve mekanik özellikler doğal yaşlanma ile dengelenir.
- T5** Yüksek sıcaklıktaki şekillendirme işleminden soğutulmuş ve yapay yaşlandırılmış anlamına gelmektedir. Döküm veya ekstrüzyon gibi yüksek sıcaklıktaki şekillendirme işleminden sonra soğuk işlem uygulanmaz. Mekanik özellikler ve boyutsal kararlılık veya her ikisi de çökelme ısıl işlemi ile iyileştirilir.
- T6** Çözeltiliye alma ve ardından yapay yaşlandırma işlemi tanımlar. Çözeltiliye alma işleminden sonra soğuk işlem uygulanmaz. Mekanik özellikler veya boyutsal kararlılık çökelme işlemi ile iyileştirilir.
- T7** Çözeltiliye alma ısıl işlemi takiben uzun süre çökelme işlemi uygulanarak aşırı yaşlanmanın oluştuğunu ifade eder. Bu ısıl işlemle maksimum dayanım değerlerinin altında dayanım elde edilir, fakat gerilmeli korozyon çatlama direnci gibi bazı özellikler iyileşir.
- T8** Sırasıyla çözeltiliye alma ısıl işlemi, soğuk işlem ve yapay yaşlandırma işlemlerini ifade eder.

- T9** Sırasıyla çözeltiyeye alma ısııl işleme, yapay yaşlandırma ve soğuk işleme ifade eder. Çökelme ısııl işleminde sonra özellikle dayanımı arttırmak için soğuk işlem uygulanır.
- T10** Yüksek sıcaklıktaki şekillendirme işleminde soğutulmuş, ardından soğuk işlenmiş ve yapay yaşlandırılmış anlamına gelmektedir. Bu işlem, haddeleme veya ekstrüzyon gibi sıcak işlemlerde soğutulmuş malzemeye dayanım arttırmak için soğuk işlem uygulanır, mekanik özellikleri veya boyutsal kararlılığı iyileştirmek için uygulanan çökelme ısııl işlemini kapsar [31].

3.6 Alüminyum Alaşımlarının Isıl İşlemleri

Al alaşımlarına uygulanan ısııl işlemler çoğunlukla çökelme ile sertleşebilir işlenik ve döküm alaşımlarının sertlik ve dayanımını arttırmak için uygulanan özel işlemlerle sınırlıdır. Isıtma ve soğutma işlemleri ile önemli oranda dayanım kazanamayan Al alaşımlarına ısııl işlem uygulanamayan alaşımlar, bu işlemlerle önemli ölçüde dayanımı artıranlara ise ısııl işlem uygulanabilen alüminyum alaşımları denmektedir. Dayanımı azaltmak ve sünekliği arttırmak için yapılan ısııtma işlemi (tavlama) her iki gruptaki alüminyum alaşımlarına uygulanabilir. Metalurjik tepkiler alaşıımın çeşidine ve istenen yumuşama derecesine göre değişebilir [31].

3.6.1 Tavlama

Isıl işlem uygulanabilen ve uygulanamayan alüminyum alaşımlarında soğuk deformasyonun etkisini ortadan kaldırmak amacıyla 300°C–450°C sıcaklık aralığında tavlama işlemi yapılır. Malzemenin yumuşama derecesi öncelikle tavlama sıcaklığına bağlıdır. Verilen bir malzemenin yumuşaması için gerekli zaman; düşük tavlama sıcaklıklarında saatlerden, yüksek sıcaklıklarda dakikalara kadar değişebilir. Tel gibi çok hızlı ısııtılabilen ve soğutulabilen ürünler sadece birkaç dakika sürebilen toplam ısııtma ve soğutma zamanı gerektiren sürekli işlemlerle tavlanırlar.

Alüminyum alaşımlarına uygulanan tavlama işlemleri hedeflenen amaca göre değişik çeşitlerde olabilir. Tavlama süresi ve sıcaklığı malzemenin ilk iç yapısı ve ısıtma işlemine göre değiştiği gibi alaşımın çeşidine göre de değişir.

3.6.2 Tam Tavlama

Isıl işlem uygulanabilen ve uygulanamayan işlenik alaşımların en yumuşak, sünek ve işlenebilir durumda elde edilebilmesi için tam tavlama işlemi uygulanır ("O" temperi). Bu ısıtma işlemine tabi olan malzeme yeniden kristalleşir. Isıl işlem uygulanabilen alaşımlarda, çözültü elementlerinin alüminyum ile birleşerek oluşturduğu fazlar tam tavlama ile kararlı duruma geçmek için yeterli oranda tamamen çökelirler ve doğal yaşlanma sertleşmesini engellerler. Bazı işlenik alüminyum alaşımları için kullanılan tam tavlama koşulları Çizelge 3.3'te verilmiştir.

Çizelge 3.3 Bazı işlenik Al alaşımları için kullanılan tam tavlama koşulları [31].

Alaşım	Tavlama sıcaklığı, (°C)	Tavlama zamanı, (saat)
2014	415	2-3
2024	415	2-3
6061	415	2-3
6063	415	2-3
7005	345	2-3
7075	415	2-3

3.6.3 Kısmi Tavlama

Bu tavlama, soğuk işlenmiş ısıtma işlemi uygulanamayan işlenik alaşımlarda mekanik özelliklerin soğuk işlenmiş (H18 temperi) ve tam tavllanmış (O temperi) şartlarda elde edilen özellikler arasında elde edilmesi için yapılır. Kısmi tavlama işlemine aynı zamanda toparlanma tavlama veya temper tavlama da denilebilir. Mekanik özellikler bakımından orta seviyede olan kısmi tavllanmış malzeme H2 temper işareti ile tanımlanır.

Kısmi tavlama için kullanılan sıcaklıklar rekristalizasyon sıcaklığının altındadır. Tavlama sıcaklığına bağlı olarak, gerilim gevşemesinden, dislokasyon yoğunluğundaki alt yapı değişikliklerinden ve dislokasyonların yeniden düzenlenmesinden (poliganizasyon) veya kısmi rekristallenmeden dolayı malzemede kısmi bir yumuşama gözlenir. Kısmi tavlama işlemi (H2 temperi) uygulanmış bir alaşımın eğilebilirliği ve şekil alabilirliği genellikle son olarak soğuk işlem görmüş (H1 temperi) ve eşit dayanıma sahip aynı alaşımın bu özelliklerinden önemli oranda yüksektir. H2 ısıtma işleminde uniform ve uygun mekanik özelliklerin eldesi için tavlama sıcaklığının sıkı bir kontrolü gereklidir [31].

3.6.4 Gerilim Giderme Tavlaması

Bu tavlama işlemi ısıtma işlemi uygulanabilen işlenik alaşımlarda sadece deformasyon sertleşmesinden meydana gelen etkileri uzaklaştırmak için yapıldığından gerilim giderme tavlaması olarak ifade edilmektedir. Bu işlemde tavlama sıcaklığı 345°C'ye kadar olabilir. Tavlama işleminin sonucunda sadece toparlanma, kısmi rekristalizasyon veya tamamen rekristalizasyon da meydana gelebilir. Gerilim giderme tavlaması bazı alaşımları tamamen rekristalize edebilmesine rağmen, tam tavlamanın yaptığı gibi belirli ısıtma işlemi uygulanabilen alaşımları kararlı hale getiremez. Bu alaşımların tam tavlama için genellikle daha yüksek sıcaklıklar, düşük bir sıcaklığa kontrollü soğutma ve düşük sıcaklıkta ilave tutma süresi gerekir (Çizelge 3.3) [31].

3.6.5 Dökümlerin Tavlanması

Bu işlem, 315–345°C arasındaki sıcaklıklarda 2 ila 4 saat arasında yapılır. İşlem sonundaki döküm halinde artık gerilmelerden tamamen arınmış ve katı çözümlerde çözünen zenginleşmesi ile oluşan fazların çöklediği bir yapı elde edilir. Böyle tavlama yüksek sıcaklıklardaki çalışma şartlarında maksimum boyutsal kararlılık sağlarlar [31].

3.6.6 Çökelme Yaşlanması

İşlenik (dövme) ve döküm alaşımlarının dayanım ve sertliklerini artırma işlemi çökelme sertleşmesi mekanizması ile olur. Çökelme ile sertleşen alaşım sistemleri denge diyagramlarında azalan sıcaklıkla azalan katı eriyebilirlik eğrisine (solvüs eğrisi) sahiptirler. Böylece, alaşım solvüsün üzerindeki bir sıcaklıktan soğutulduğunda 2. faz partikülleri katı hal çökmesi ile oluşurlar. Bu şart birçok ikili Al sistemi tarafından karşılanmasına rağmen, çoğu pek az çökelme sertleşmesi gösterir ve ısıl işlem uygulanamaz olarak gruplandırılırlar. Örneğin; Al-Si ve Al-Mg alaşımları çökelme sertleşmesi sonucunda mekanik özelliklerinde nispeten önemsiz değişiklikler gösterir. Buna karşılık Al-Cu alaşım sisteminde özelliklerde büyük değişiklikler gözlenir.

Al-Cu gibi ısıl işlem uygulanabilen alüminyum alaşımlarında, çökelme işleminin ilk kademesi oda sıcaklığında meydana gelir, buna “doğal yaşlanma” denir. Çökelme işlemi, alaşımı yüksek sıcaklıklara ısıtmak suretiyle hızlandırılır, buna “yapay yaşlanma” denir. Yapay yaşlanma ile maksimum dayanım ve sertlik elde edilir. Eğer alaşım çok yüksek yaşlandırma sıcaklığında çok uzun süre tutulursa alaşımın dayanım ve sertlik değeri düşer, bu olaya “aşırı yaşlanma” denir.

Çökelme sertleşmesi esnasında oluşan iç yapısal değişimler, ışık mikroskobu ile incelenemeyecek kadar küçük çökelen partikülleri içerir. Belirli durumlarda, çökelti metalografik numunelerin dağlanması ile ortaya çıkarılabilirler. Alüminyum alaşımlarında çözültüye alınmış ve su verilmiş durumda değişik yönlendirilmiş taneler arasındaki renk farkı; özellikle 2XXX işlenik alaşımlarında ve 2XX.0 döküm alaşımlarında, nispeten yüksektir. Bu renk farkı çökelme ısıl işlemi ile dikkate değer bir şekilde azalır. Bununla beraber, çökelti partiküllerinin incelenmesi genellikle sadece elektron mikroskobu ile mümkündür.

2XXX, 6XXX ve 7XXX serisi işlenik alaşımlar ve 2XX.0, 3XX.0 ve 7XX.0 serisi döküm alaşımlarının sertlik ve dayanımları çökelme sertleşmesi uygulanarak önemli oranda artırılır. Bu alaşımların bazıları dayanımı arttıran alaşım elemanı olarak sadece bakır veya bakır ve silisyumu birlikte içerirler. Bununla birlikte, ısıl

işlem uygulanabilen çoğu alaşımlar magnezyum ile birlikte bakır, silisyum ve çinko elementlerinden bir veya birkaçını içerirler. Magnezyum; bakır, silisyum ve çinko ile birleşerek kompleks bileşikler oluşturur. Bu çökeltiler, basit $CuAl_2$ ve $ZnAl$ bileşiklerinden daha etkili ve daha hızlıdır.

Çökeltme sertleşmesi ısı işlemi sonucunda elde edilen mekanik özellikler uygulanan çözeltiliye alma sıcaklığına, bu sıcaklıkta tutma süresine, soğutma hızına, yaşlandırma sıcaklığına ve zamanına bağlı olarak değişir [31].

3.6.6.1 Çözeltiliye Alma Sıcaklığı

Çözeltiliye alma işleminin amacı, alaşım içindeki sertleştirici elementleri katı eriyikte yüksek oranda çözündürmek ve bu sayede neredeyse homojen bir katı çözeltili elde etmektir. Sıcaklık ile birlikte hem eriyebilirlik (çözünebilirlik) hem de difüzyon hızı arttığından, çoğunlukla ergimenin olmadığı en yüksek sıcaklık çözeltiliye alma sıcaklığı olarak uygulanır.

Alaşıma uygun çözeltiliye alma sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta çözeltiliye alma işlemi uygulandığında, çözünme işlemi tamamlanamaz ve malzemenin dayanımı beklenildiğinden daha düşük elde edilir. Aşırı yüksek çözeltiliye alma sıcaklığında ise iç yapıda aşırı ısınma sonucu ötektik ergime meydana gelir, malzemenin dayanımı, sünekliği ve kırılma tokluğu düşebilir [31].

3.6.6.2 Çözeltide Tutma Zamanı

Çözeltili sıcaklığında uygun tutma zamanı çözünmemiş veya çökelmiş faz bileşenlerinin yeterli miktarda çözünmesi ve katı eriyik homojenliğinin sağlanması için gereklidir. Bu zaman, ince levhalar için birkaç dakikadan kalın parçalarda 20 saate kadar değişebilir. Tutma zamanı ısı işlem görecekt malzemenin kesit kalınlığı ile artar [31].

3.6.6.3 Su Verme (Soğutma) Hızı

Mekanik özellikler ve korozyon direnci için zararlı olan çökeltme çeşidinden kaçınmak için, çözeltiye alma işlemi esnasında oluşan katı çözelti oda sıcaklığında aşırı doymuş bir çözelti oluşturmak için hızla soğutulmalıdır. Bu durum çökeltme sertleşmesi için optimum şarttır. Çoğunlukla soğutma işlemi soğuk suya hızla daldırılarak yapılır. Hem ince hem de kalın kesitli karmaşık şekilli parçalar genellikle daha yavaş soğutan orta derecede bir soğutma ortamında soğutulurlar. Bu ortam, sıcak su (65–80°C), kaynayan su, sulu çözelti veya diğer bazı akışkan ortamlar olabilir. Maksimum boyutsal kararlılık için bazı dövme parçaları ve dökümler havada soğutulurlar. Böyle durumlarda çökelti ile sertleşme kısıtlı olur fakat sertlik ve dayanım uygulama için yeterli olabilir. Ayrı bir çözeltiye alma işlemi uygulanmayan ekstrüzyon ürünleri çoğunlukla havada soğutulurlar. Özellikle 6063 gibi alaşımlar havada soğutma için uygundur ve bu alaşımların mekanik özellikleri düşük soğuma hızı ile büyük oranda etkilenmezler [31].

3.6.6.4 Soğutma-Yaşlandırma Arasındaki İşlemler

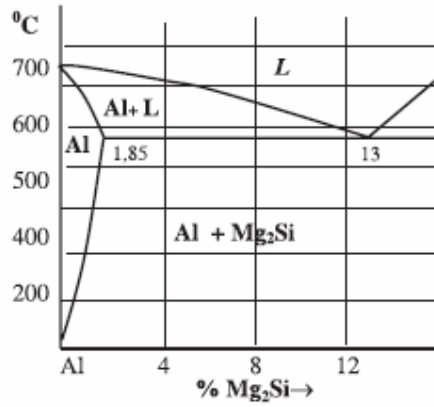
Çoğu ısı işlem uygulanabilen Al alaşımları soğutma işleminden hemen sonra neredeyse tavllanmış şartlardaki kadar sünektir. Bu nedenle, levhaların şekillendirilmesi ve ekstrüzyon germe işlemleri sıklıkla soğutma işleminden sonra yapılır. Doğal yaşlanma malzemenin dayanımını, şekillendirmeye ve germeye karşı dayanımı arttırdığından, bu işlemler mümkün olduğunca soğutma işleminden hemen sonra yapılmalıdır [31].

3.6.6.5 Yaşlandırma İşlemi

T5 ve T10 temperleri arasındaki temperlerde malzeme üretmek için oda sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda çökeltme sertleştirme ısı işlemi uygulanır. Çökeltme ısı işlemi uygulanan alaşımda çökelen partiküllerin şekil, boyut, dağılım ve

miktarı yaşlandırma sıcaklığına, yaşlandırma zamanına ve malzemenin iç yapısına göre değişir [31].

Gerek çözeltiliye alma ve gerekse yaşlandırma işlemlerinde sıcaklığın çok iyi kontrol edilmesi gerekir. 6063 Al alaşımına ait çözünürlük-sıcaklık ilişkisi Al-Mg₂Si faz denge diyagramı ile açıklanabilir. Bu diyagram Şekil 3.1’de verilmiştir. Solidüs eğrisinin altındaki sıcaklıklarda, denge diyagramında iki katı faz bulunmaktadır. Bunlar; Al katı çözeltisi ve Mg₂Si intermetalik bileşiğidir [33].



Şekil 3.1 Al-Mg₂Si faz denge diyagramı [33].

Çözeltiliye alma ısıl işleminden sonra hızla soğutulan alaşım oda sıcaklığında aşırı doymuş katı bir çözelti halindedir. Bu alaşımın oda sıcaklığında belli bir süre bekletilmesi ile katı çözeltilde çökeltiler (2. faz) meydana gelirse, bu olaya doğal yaşlanma denir. Çözeltiliye alınmış alaşım oda sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklığa ısıtılıp, bu sıcaklıkta belli bir müddet bekletilirse çökeltme olayı hızlanır ve doğal yaşlanmaya göre malzemenin dayanımı daha fazla artar, sünekliği azalır. Bu işleme de yapay yaşlandırma denir. 6000 serisi alaşımlar için yaşlandırma sıcaklıkları genellikle 160–200°C arasındadır [33].

4. SÜRTÜNME KARIŞTIRMA KAYNAĞI (SKK)

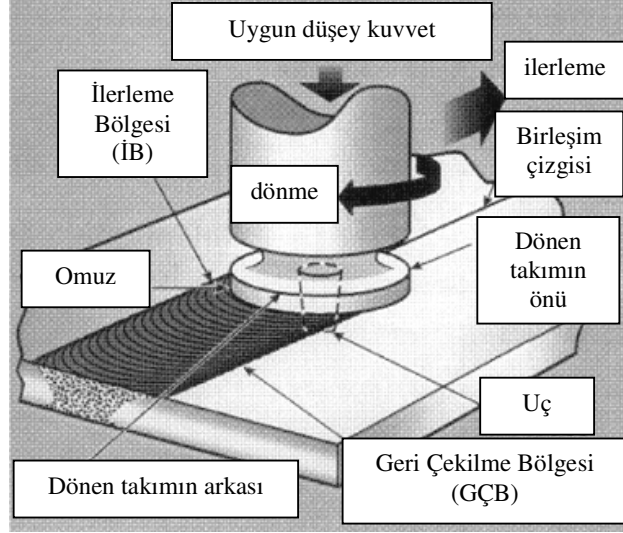
Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) 1991 yılında TWI (The Welding Institute, Cambridge, United Kingdom) tarafından geliştirilen ve öncelikle demir dışı metal ve alaşımlarının birleştirilmesi için kullanılan bir katı-hal kaynak tekniğidir. SKK çok sayıda malzemelerin birleştirilmesinde kullanılabilmesine rağmen, ilk araştırmalar ve endüstriyel ilgi alüminyum alaşımlarının birleştirilmesi üzerine olmuştur. SKK bu alaşımlarının birleştirilmesinde hızla gelişen önemli bir kaynak tekniği haline gelmiştir [34,35,36,37].

Sürtünme karıştırma kaynağında silindirik, dönen, harcanmayan (tükenmeyen), sert, merkezinde bir uç olan ve omuzdan oluşan bir takım kullanılır. Takımın ucu kaynaklanacak ve alın altına sıkıca getirilmiş iki iş parçası arasında belirli bir kuvvetle batırılır. Kaynak esnasında uç, malzeme içinde dönme hareketi ile ilerlerken; omuz, kaynaklanan levhaların üst yüzeyi ile temas halinde kaynak yönünde hareket eder. Şekil 4.1’de sürtünme karıştırma kaynağının uygulanma esası görülmektedir [4,37,38,39,40].

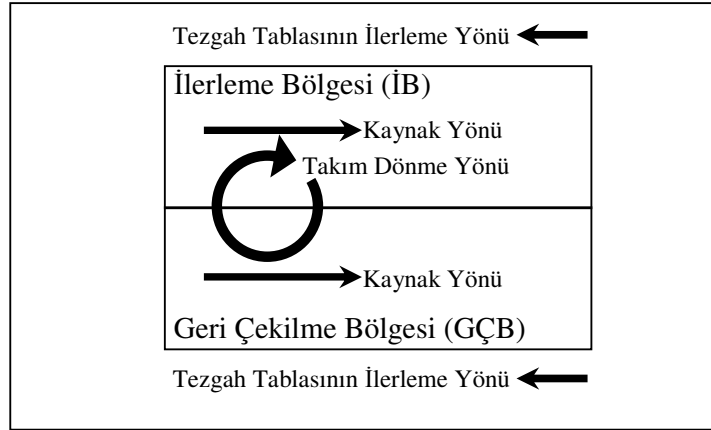
Bu kaynak tekniğinde aşınma dirençli takım ile kaynaklanacak levhalar arasında sürtünme ısı oluşur. Bu ısı, malzemenin ergime noktasına ulaşmadan yumuşamasını ve birleşme çizgisi boyunca takımın kolaylıkla ilerlemesini sağlar. Plastik hale gelen malzeme dönen takımın arka tarafından ön tarafına transfer olur ve takım omzunun baskı kuvvetiyle sağlam bir birleşme elde edilir [41].

Şekil 4.2’de sürtünme karıştırma kaynağındaki ilerleme ve geri çekilme bölgeleri görülmektedir. Şekilden de görüldüğü gibi, takımın dönme yönü ile kaynak yönünün aynı olduğu bölgeye ilerleme bölgesi (İB), takımın dönme yönü ile kaynak yönünün zıt olduğu bölgeye ise geri çekilme bölgesi (GÇB) adı verilmektedir. Şekil 4.3’te SKK yöntemi ile birleştirme esnasında vidalı silindirik ucun karıştırma işlemi

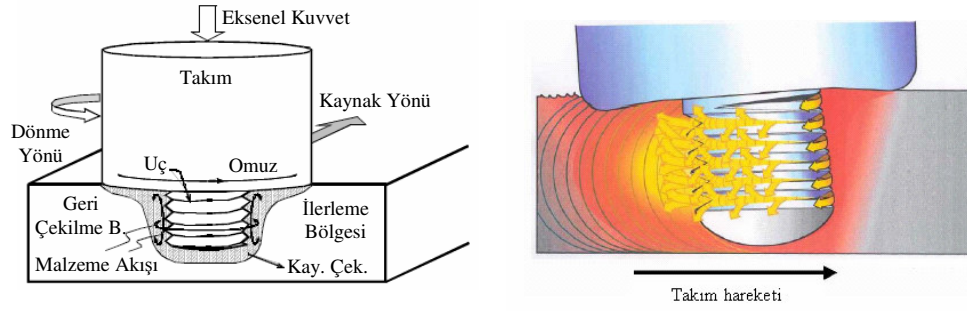
ve malzeme akışı verilmiştir. Şekildeki kırmızı renkli olan bölgeler yumuşayan malzeme bölgelerini göstermektedir [42,43].



Şekil 4.1 Sürtünme karıştırma kaynak işleminin şematik resmi [4].



Şekil 4.2 İlerleme ve geri çekilme bölgelerinin şematik resmi.



Şekil 4.3 SKK işlemi esnasındaki malzeme ve takım ucu kesiti [43].

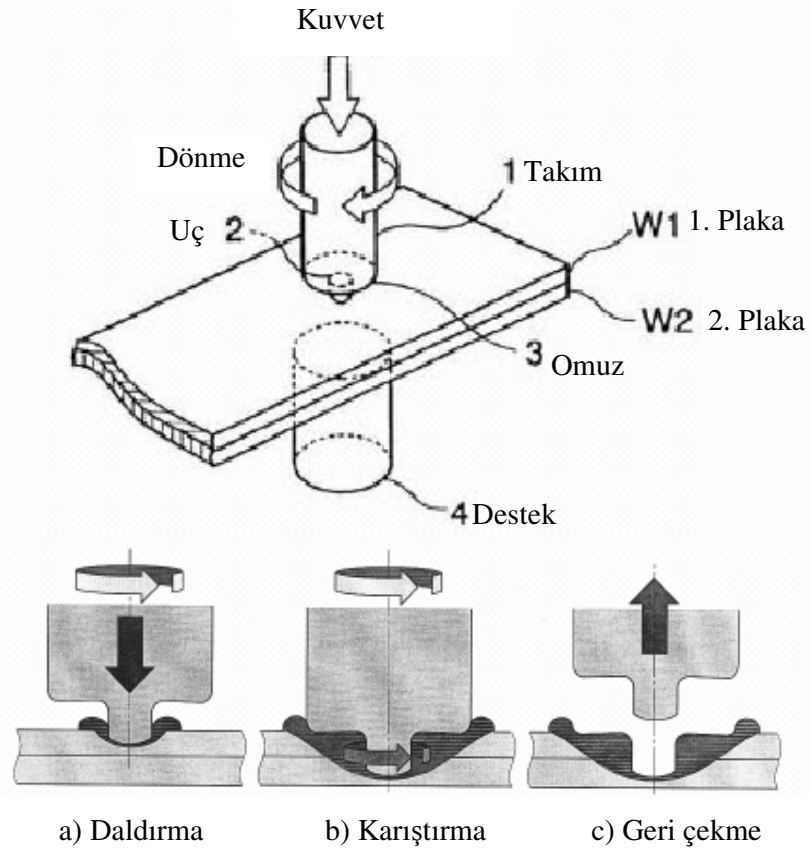
SKK, katı halde yapılan bir işlem olduğundan, bu kaynakta malzemenin ergimesine izin verilmez. Kaynak başladığında takımın temas ettiği kesitte sıcaklık çok hızlı bir şekilde kararlı duruma ulaşır ve karıştırıcı ucun etrafında sabit kalır. Bu durum, ara yüzeyde ısı oluşumu ve ısı iletimi arasındaki dinamik denge yüzündendir. Kaynak işleminde malzemenin ergimesi söz konusu olmadığı için geleneksel ergitme kaynaklarında görülen döküm iç yapısı ve katılaşma esnasında kaynak bölgesindeki çekinti gibi bazı problemler bu kaynak tekniği ile engellenir.

Nispeten düşük enerji girdisi nedeniyle, ısıl çarpılmalar ve dolayısıyla artık gerilmeler düşük bir seviyede tutulurlar. Optimize edilmiş kaynak şartlarında takım omzunun altında oluşan basınç boşluk içermeyen düzgün bir kaynak oluşturur. Oksitler ve küçük inklüzyonlar etkili bir şekilde parçalanır ve dönen takım ile dağıtılırlar. Kaynağın üst yüzeyi düzgün olur [4].

Kaynak hızı kullanılan alaşımlara ve levhaların boyutlarına göre ayarlanır ve takım devrinden de etkilenir. Alüminyum alaşımlarının tek pasoda yapılan alın birleştirmeleri 1.2–50 mm arasındaki levha kalınlıkları için herhangi bir kaynak hazırlığına ihtiyaç duymadan yapılır. 100 mm kalınlığındaki levhalar alttan ve üstten olmak üzere iki ayrı pasoda kaynaklanırlar.

Şimdiye kadar anlatılan lineer yöntemden başka, birçok uygulamada kullanılan sürtünme karıştırma nokta kaynağı olarak adlandırılan sürtünme karıştırma

kaynağının önemli bir çeşidi daha vardır. Bu yöntemde, sürtünme karıştırma kaynak takımı iş parçasına daldırılıp, geri çekilerek kaynağın ilerleme kısmı uygulanmaz. Şekil 4.4'te sürtünme karıştırma nokta kaynağının uygulanma esası verilmiştir. Sürtünme karıştırma nokta kaynağı, direnç nokta kaynağına benzer ve birçok uygulamada, direnç nokta kaynağının, perçinlemenin ve diğer tek noktadan birleştirme işlemlerinin yerini alabilir [38]. Mazda, 2002 RX-8 modelinde sürtünme karıştırma nokta kaynağının ilk uygulamasını alüminyum arka kapılarda yapmış ve % 90'ın üzerinde enerji tasarrufu ve % 40'ın üzerinde ana harcamalarda azalma sağladığını bildirmiştir [44].



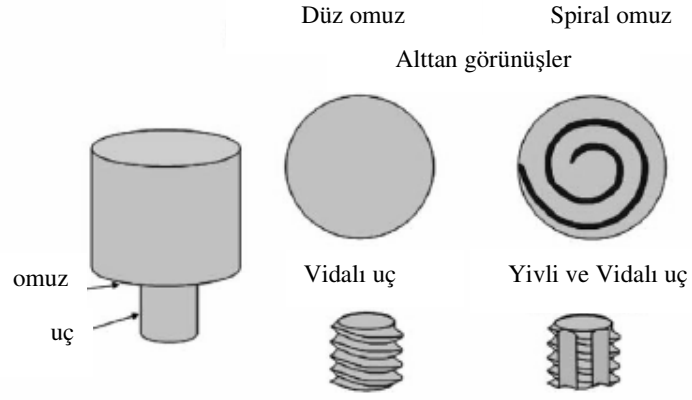
Şekil 4.4 Sabit uç ile yapılan sürtünme karıştırma nokta kaynağının prensipleri [44].

4.1 Kaynak Kalitesini Etkileyen Faktörler

SKK yöntemi karmaşık malzeme hareketi ve plastik deformasyonu kapsar. Kaynak parametrelerinin, takım geometrisinin ve birleşim tasarımının malzeme akışına ve sıcaklık dağılımına dolayısıyla malzemenin iç yapı gelişimine önemli etkisi vardır. Bu bölümde, takım geometrisi, kaynak parametreleri, birleşim tasarımı gibi SKK yöntemini etkileyen birkaç önemli faktör açıklanmıştır [2].

4.1.1 Takım Geometrisi

Takım geometrisi sürtünme karıştırma kaynağını en çok etkileyen parametredir. Takım geometrisi malzeme akışında önemli bir rol oynar ve dolayısıyla kaynağın yapıldığı ilerleme hızını etkiler. SKK'da kullanılan takım Şekil 4.5'te gösterildiği gibi bir omuz ve bir uçtan oluşur. Takımın iki öncelikli fonksiyonu vardır; a) bölgesel ısıtma ve b) malzeme akışı. Takımın ilk dalması sırasında uç ile kaynaklanacak levhalar arasında ısı oluşur. Malzemenin deformasyonu sonucunda biraz da ilave ısı oluşur. Omuz kaynaklanacak iş parçasına temas edene kadar takım iş parçasına daldırılır. Omuz ve iş parçası arasındaki sürtünme en büyük ısı oluşumunu sağlar. Isınma açısından değerlendirildiğinde ucun ve omuzun büyüklüğü önemlidir, bununla birlikte diğer tasarım özellikleri kritik değildir. Aynı zamanda omuz ısınan malzeme hacminin sınırlanmasını da sağlar. Takımın ikinci fonksiyonu malzemeyi karıştırmak ve hareket ettirmektir. SKK'da kullanılan yükler (düşey kuvvet), iç yapı ve özelliklerin homojenliği takım tasarımından etkilenir. Genellikle konkav (iç bükey) omuz ve vidalı silindirik uçlar kullanılır.

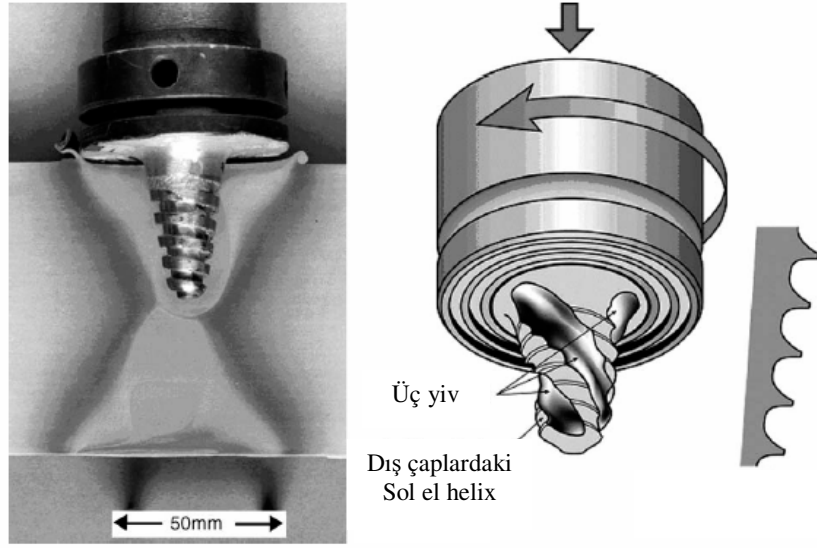


Şekil 4.5 SKK takımının şematik gösterimi [2].

Malzeme akışında bazı gelişmeler ve artan tecrübe ile takım geometrisi önemli ölçüde gelişmiştir. Malzeme akışını değiştirmek, karıştırma ve kaynaktaki kullanılan yükleri azaltmak için takımlara karmaşık özellikler ilave edilmiştir. Örneğin, TWI tarafından geliştirilen “WhorlTM” ve “MX TrifluteTM” takımları Şekil 4.6’da gösterilmiştir. Bu takımların tasarımları ile aşağıda verilen avantajlar sağlanarak ısı oluşumu artmıştır.

- Kaynak kuvvetinin azalması,
- Plastik hale gelen malzeme akışının kolaylaşması,
- Aşağıya doğru delme işinin kolaylaşması,
- Uç ile plastik duruma gelen malzeme arasındaki ara yüzeyin artması.

50 mm kalınlığa kadar olan Al levhalar bu iki takımın kullanılmasıyla tek pasoda başarıyla kaynaklanmışlardır [2].



Şekil 4.6 TWI tarafından geliştirilen Whorl™ ve MX Triflute™ takımları [2].

4.1.2 Kaynak Parametreleri

SKK'da iki parametre çok önemlidir. Bunlar; saat yönünde veya saat yönüne ters yönde takımın devri (dev/dak) ve birleşim çizgisi boyunca takımın ilerleme hızıdır (mm/dak). Takımın dönmesi ile dönen ucun etrafındaki malzeme karıştırılır ve takımın ilerlemesi ile karışan malzeme ucun önünden arkasına iletilir ve kaynak işlemi tamamlanır. Yüksek takım devri yüksek sürtünme ısısından dolayı yüksek sıcaklık oluşturur ve malzemenin daha yoğun karışmasını sağlar. Bununla birlikte, iş parçası ve takım yüzeyi sürtünme ikilisi ısınmayı etkileyecektir. Bu nedenle ara yüzeydeki sürtünme katsayısı artan takım devri ile değişeceğinden, takım devrinin artması ile ısınmada lineer artış beklenmez.

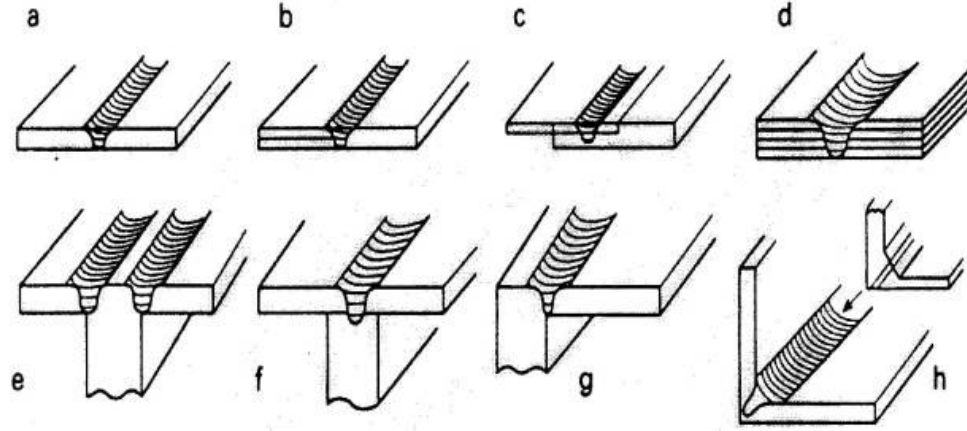
Takım devri ve ilerleme hızına ilave olarak diğer önemli bir işlem parametresi de iş parçası yüzeyine gelen takımın eğiklik açısıdır. Takımın arka tarafına doğru verilen uygun eğiklik, takım omzunun vidalı uç ile karıştırılan malzemeyi tutmasını ve malzemenin etkili bir şekilde ucun önünden arkasına taşınmasını sağlar. Bundan başka, ucun iş parçasına dalma derinliği düz takım omuzları ile kusursuz kaynaklar elde etmek için önemlidir. Ucun dalma derinliği ucun yüksekliğine bağlıdır. Dalma

derinliği çok az olduğunda takım omzu iş parçasının yüzeyi ile temas etmez. Böylece, omuz karışan malzemeyi ucun önünden arkasına verimli bir şekilde taşıyamaz ve kaynakların yüzeylerinde olukların oluşmasına sebep olur. Ucun dalma derinliği çok fazla olduğunda ise, takım omzu iş parçasına dalar ve aşırı parlama meydana gelir. Bu durumda, önemli oranda konkav bir kaynak elde edilir ve kaynaklı levhalarda bölgesel incelme meydana gelir. Bütün bunlardan başka takım omzu ile ilgili son gelişmelerle, 0° eğiklik açısı ile kaynağa müsaade eden takım omuzları tasarlanmıştır. Bu tür takımlar özellikle eğri birleşmeler için tercih edilirler.

Bazı belirli SKK işlemlerinde ön ısıtma ve soğutma işlemleri de kaynak kalitesini etkileyen önemli faktörler olabilir. Çelik ve titanyum gibi yüksek ergime noktasına veya bakır gibi yüksek iletkenliğe sahip malzemelerde karıştırma ve sürtünme ile oluşan ısı, dönen takımın etrafındaki malzemenin plastik hale gelip yumuşaması için yeterli olmayabilir. Bu nedenle sürekli olarak kusursuz kaynak üretmek zordur. Bu durumlarda ön ısıtma veya dıştan ilave ısıtma, kaynaktaki malzeme akışına ve işlem penceresinin artmasına katkı sağlayabilir. Diğer yandan, alüminyum ve magnezyum gibi düşük ergime noktasına sahip malzemelerin kaynağında, kaynak bölgesi ve civarındaki dayanım arttırıcı çökeltilerin ayrışmasını ve yeniden kristalleşmiş tanelerin aşırı büyümesini azaltmak için soğutma işlemi kullanılabilir [2].

4.1.3 Birleşme Tasarımları

Sürtünme karıştırma kaynağında uygulanabilir birleştirme türleri; küt alın, bindirme, T-köşe, dış ve iç köşe, boyuna ve çevresel birleştirmelerdir. Şekil 4.7’de bahsedilen birleştirme çeşitleri gösterilmiştir. Ayrıca bu yöntem yerçekiminin etkisi olmadığından tüm pozisyonlarda rahatlıkla uygulanabilir [45].



Şekil 4.7 SKK ile 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 [2,45].

SKK'da en çok kullanılan birleşme şekilleri alın ve bindirme birleşmeleridir. Basit bir alın birleşmesi Şekil 4.7a'da gösterilmiştir. Aynı kalınlıktaki iki levha bir altlık plakasının üzerine konur ve birleşim yüzeylerinin ayrılmasını önlemek için sıkıca sabitlenir. Takımın ilk dalışında kuvvetler oldukça büyüktür ve alın altına birleştirme esnasında plakaların ayrılmamasını sağlamak için büyük dikkat gerekir. Dönen takım birleşme çizgisine daldırılır ve takım omzu plakaların yüzeyine temas ettiğinde çizgi boyunca ilerler. Diğer yandan basit bir bindirme kaynağında iki tane üst üste konmuş levha bir altlık plakaya sıkıca bağlanır. Dönen takım dikey olarak üst plakadan alt plaka içine daldırılır ve istenen yönde ilerleyerek iki plakanın birleşmesi sağlanır (Şekil 4.7c). Alın ve bindirme birleşmelerinin değişik kombinasyonları ile pek çok çeşit birleşme elde edilebilir. Alın ve bindirme birleşim çeşitlerinden başka, feder birleşmeleri gibi değişik birleşme çeşitleri de bazı mühendislik uygulamalarında gerekebilir [2].

4.2 Malzeme

Sürtünme karıştırma kaynağı, uygun takım malzemesi ve tasarımı olduğunda çok çeşitli malzemelerin ve malzeme çiftlerinin birleştirilmesi için uygulanabilir. Bu teknik, 2000 (Al-Cu), 5000 (Al-Mg), 6000 (Al-Mg-Si), 7000 (Al-Zn) ve 8000 (Al-Li) serisi alüminyum alaşımlarının kaynağında başarıyla uygulanmaktadır. Ayrıca, bakır ve alaşımlarına, kurşun, titanyum ve alaşımlarına, magnezyum, magnezyum-alüminyum çiftine, çinko, alüminyum esaslı metal matris kompozitlere, 1000, 3000 (Al-Mn), 4000 (Al-Si) serisi alüminyum alaşımlarına, plastiklere ve yumuşak çeliklere uygulanabilir [46,47].

4.3 Sıcaklık Çevrimi

Sürtünme karıştırma kaynağı esnasında kaynak bölgesindeki sıcaklıklar kaynağın iç yapısını ve dolayısıyla kaynaklı malzemenin özelliklerini önemli ölçüde etkiler. Bu sıcaklıklar kaynaklanan alaşımlara ve kaynak parametrelerine (takım devri, ilerleme hızı, malzeme kalınlığı, omuz ve uç geometrisi vb.) göre değişir. Örneğin; 6082 Al alaşımı için işlem sıcaklıkları yaklaşık olarak $0.7-0.9T_M$ arasındadır. T_M , kaynaklanan malzemenin mutlak ergime sıcaklığıdır. Kaynak merkezinden yaklaşık 2 mm uzaklıkta ve çok kısa süre içinde 500°C sıcaklığa ulaşılır. Kaynak merkezinden biraz uzakta bulunan ısıdan etkilenen bölgedeki sıcaklık sadece birkaç saniye içinde $200-300^{\circ}\text{C}$ 'ye ulaşır.

Sürtünme karıştırma kaynağında gücü, ısı girişini, takım omuz sıcaklığını ve işlemin verimini belirlemek için son zamanlarda deneysel ve sayısal karışımı bir metod geliştirilmiştir. Bu çalışmadaki tecrübeye göre, sürtünme karıştırma kaynağındaki ısı girişleri (kJ/cm) bu kaynakta ergime olmamasına rağmen ark kaynağındaki ısı girişlerine benzer görünmektedir. Bu çelişkili gözlem her iki işlemin ısı kaynaklarındaki enerji yoğunluğu dağılımlarındaki farklılıklardan meydana gelebilir. Ark kaynağında en yüksek enerji yoğunluğu merkez çizgisi boyunca odaklanırken, sürtünme karıştırma kaynağında takım çevresi etrafında yayılır [4].

4.4 Isı Girişi

Sürtünme karıştırma kaynağı esnasında kaynak parametrelerine bağlı olarak oluşan sürtünme nedeniyle meydana gelen ısı aşağıda verilen denklemlerle ifade edilebilmektedir [48].

$$HI = f_1 \times \left(\frac{P}{TR} \right) \quad (4.1)$$

HI : Isı girdisi, (J/cm) TR : İlerleme hızı, (cm/sn)
P : Güç, (Watt) f₁ : Verim

$$P = \frac{2 \times RPM \times \tau}{60} \quad (4.2)$$

RPM : Takım devri, (dev/dak) ve τ : Tork, (Nm)

(4.1) denklemindeki P ifadesinin yerine (4.2) denklemi yazılır ve gerekli kısaltmalar yapılırsa aşağıdaki (4.3) denklemi elde edilir.

$$HI = f_1 \times \left(\frac{RPM \times \tau}{TR \times 30} \right) \quad (4.3)$$

ve $RP = \frac{TR}{RPM}$ dir.

RP : Devir başına ilerleme (mm/dev). Bu durumda 4.3 denklemi

$$HI = f_1 \times \left(\frac{\tau}{RP \times 30} \right) \quad (4.4)$$

denklemi olarak elde edilir.

4.5 Sürtünme Karıştırma Kaynağının Metalurjisi

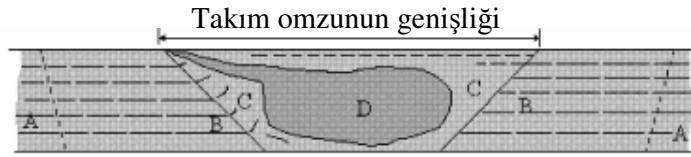
Sürtünme karıştırma kaynağı ile kaynak çekirdeğinde (KÇ) elde edilen tane yapısı statik olarak yeniden kristalleşme ile elde edilen yapıdan daha incedir. Bu yüzden, devam eden deformasyonla birlikte oluşan yeniden kristalleşmeye dinamik yeniden kristalleşme denir. Bazı araştırmacı gruplar, sürtünme karıştırma kaynağı esnasında tanelerin dinamik yeniden kristalleşme ve statik büyüme ile oluştuğunu ifade etmişlerdir. Dinamik yeniden kristalleşme katı hal akışına yardım edebilir. 7075-T6 alaşımında deformasyon iç yapısını karakterize etmek için çalışmalar yapılmıştır. Kaynak sonrasında yapılan tavlama (500°C'de 60 dak) ile kaynak çekirdeğindeki ilk eşeksenli ince taneler, kaba ve düzensiz tanelere dönüşmüşlerdir. Bununla birlikte, esas malzemenin tane yapısı hiç etkilenmemiştir. Kaynak çekirdeğindeki bu olay ikincil yeniden kristalleşmeye (veya anormal tane büyümesine) çok benzemektedir.

Sürtünme karıştırma kaynağı, asıl amacı parçaları birleştirmekten ziyade iç yapıyı kontrol etmek olan ilgi çekici yeni bir tekniktir. Karmaşık şekilli parçaların alüminyum alaşımından imalatında süper plastik şekil verme çok önemlidir. Bu çeşit şekil vermedeki problem yöntemin ince levhalarla sınırlı olması ve bütün levhanın iç yapısının değişmesidir. Optimum süper plastiklik için, amaç süper plastik sıcaklıklarda tane büyüme kararlılığı ile minimum tane büyüklüğü oluşturmaktır. Sürtünme karıştırma yöntemi ile ulaşılan ince tane yapısı (7075 Al'da 5 mm kalınlık için 3–5 μm) kısmen yüksek deformasyon hızlarında ve nispeten düşük sıcaklıkta (450°C) süperplastik şekillendirmede uygulanabilir. Sürtünme karıştırma kaynak işlemi diğer yapısal parçaların performans özelliklerini değiştirmeden kalın kesitli Al alaşımlarına uygulanabilir. Ayrıca, ergime kaynağı ile birleştirilmiş Al alaşımlarında özellikleri ve iç yapıyı değiştirmek için de kullanılabilir [4].

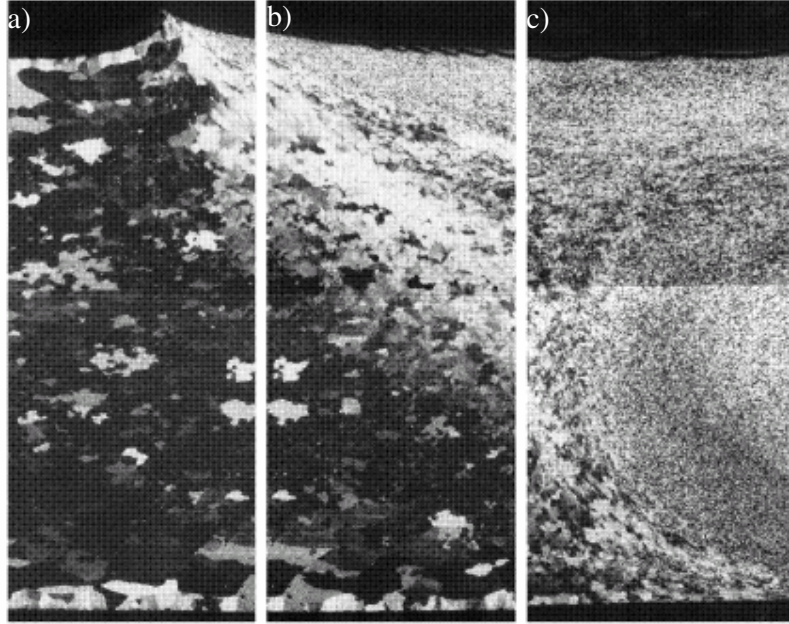
4.5.1 İç Yapı

Sürtünme karıştırma kaynağında deformasyon ve sıcaklık değişimleri nedeniyle kaynak civarında tane büyüklüğü değişir. Kaynak bölgesi, her biri

birbirinden ayrı yapıda olan üç ayrı bölgede incelenebilir. Şekil 4.8’de sürtünme karıştırma kaynağı sonucunda oluşan farklı bölgeler gösterilmiştir. Şekilde “A” ile gösterilen bölge esas metali, “B” ısı tesiri altındaki bölgeyi (ITAB), “C” termomekanik etki altındaki bölgeyi (TEAB) ve “D” ise tamamen yeniden kristalleşen ince taneli kaynak çekirdeğini (KÇ) temsil etmektedir. Kaynaktan etkilenen bölgelerin (ITAB, TEAB ve KÇ) iç yapıları Şekil 4.9’da verilmiştir [4].



Şekil 4.8 Sürtünme karıştırma kaynağı ile oluşan bölgeler [4].



Şekil 4.9 a) ITAB, b) TEAB ve c) Kaynak çekirdeğinin (KÇ) iç yapıları [4].

4.5.1.1 Kaynak Çekirdeği (KÇ)

Kaynak merkezi civarındaki yapı tamamen plastik Şekil deđiŐtirir ve kaynağın üst yüzeği büyük oranda Şekil deđiŐtirir. Bu bölgede, yaklaşık 3–6 µm büyüklüğünde çok ince taneli ve eşeksenli bir yapı yeniden kristalleşir. Kaynak çekirdeğindeki dislokasyon yoğunluğu düşüktür [4].

4.5.1.2 Termomekanik Etki Altındaki Bölge (TEAB)

Bu bölge, yeniden kristalleşen kaynak çekirdeğini çevreleyen nispeten ince bir bölgedir. Bu bölge kaynak çekirdeği ile benzer bir ısıl işleme fakat daha az plastik deformasyona maruz kalır. Deformasyon enerjisinin miktarı yeniden kristalleŐmeyi başlatacak kadar yüksek değildir ve kaynak sonrasında bu bölgede kısmen deforme olmuş, homojen olmayan tane yapısı oluşur. Termomekanik etki altındaki bölgenin dış sınırı (kaynak çekirdeğinden uzak olan kısım) çoğunlukla malzemenin en zayıf bölgesidir. Bunun nedeni muhtemelen çökeltilerin sağladığı sertleşmenin kaybı ile birlikte dislokasyon yoğunluğundaki azalmadır [4].

4.5.1.3 Isı Tesiri Altındaki Bölge (ITAB)

Bu bölge TEAB bölgesinden daha az oranda ısıdan etkilenir. Bu nedenle, çökeltilerin ayrışması tamamlanmaz ve çökeltiler kabalaŐarak bu bölgedeki malzemenin dayanımı azalır [4].

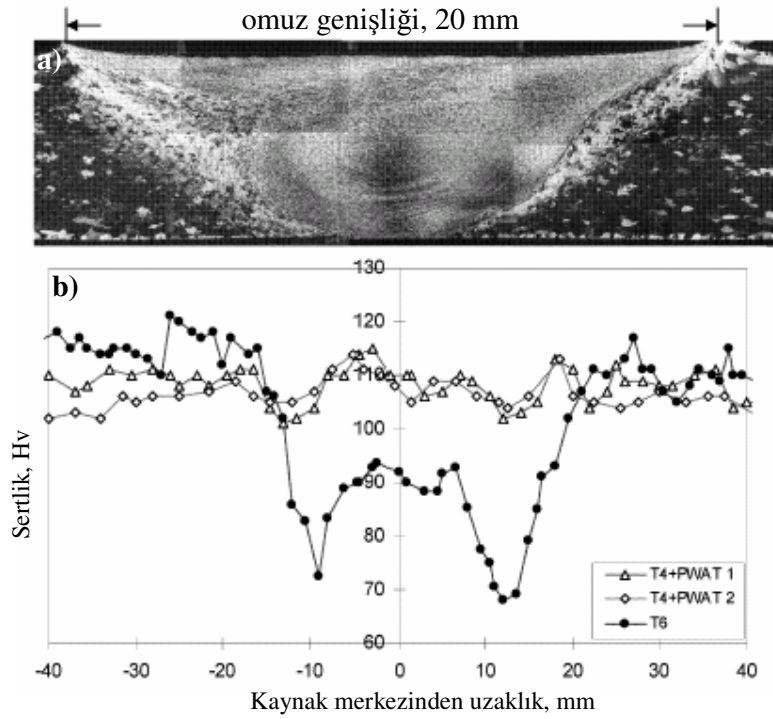
4.5.2 Yumuşama

6XXX serisi (Al-Mg-Si alaşımları) gibi çökeltme ile sertleşebilir alaşımlarda, kaynağın merkezindeki dayanım arttırıcı partiküller (2. fazlar) katı çözeltili içinde yeniden ayrışacaktır. Sonraki yeniden çökeltme olayı bu bölgedeki dayanımın düzelmesini sağlar. Ayrıca, sıcaklık daha düşük olduğunda, çökeltiler (2. fazlar)

sadece kabalaşacak ve sertleştirme etkilerinin çoğunu kaybedeceklerdir. Kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı ITAB bölgesinin genişliği hakkında bilgi verir.

Kaynak sonrası yaşlandırma işlemi yapıldığında dayanım yeniden kazandırılabilir. Bununla birlikte, çökeltilerin kaba olduğu düşük sertlik bölgeleri kaynak sonrası yaşlandırmaya cevap vermeyecektir. Bunun nedeni, kaba çökeltilerin büyük miktarlarda eriyen atomları (Mg ve Si) çekmesi sonucu yeni çökeltilerin (2. fazların) oluşmamasıdır. Bu kabalaşmış çökeltiler çözeltiye alma ısı işlemi uygulanarak yeniden ayrıştırılmalıdırlar. Bu biraz pahalıdır ve örneğin Al kompozit yapılar için uygulanamaz. T6 temperindeki malzeme kaynak sonrası yaşlandırma ısı işlemi ikincil bir yaşlanmayı kapsar, uzama tamamen düzelmez. En iyi kaynak dayanımı T4 temperindeki (aşırı doymuş katı eriyik) malzemenin kaynağının ardından yapay yaşlandırma işlemine tabi tutulması ile elde edilir. 185°C'de 5 saat kaynak sonrası yaşlandırma ısı işlemi ile ITAB bölgesindeki dayanımın % 90 oranda iyileşmesi sağlanır.

Şekil 4.10'da sürtünme karıştırma yöntemi ile kaynaklanan AA 6082 alaşımında kaynak bölgesinin iç yapısı ve sertlik dağılımı verilmiştir. Şekil 4.10a'dan görüldüğü gibi kaynak çekirdeğinin üst yüzeyi daha geniştir. Bunun nedeni, takım omzunun iş parçası ile temas etmesidir. Kaynak yönüne dik olarak ölçülen sertlik dağılımlarından (Şekil 4.10b) kaynak çekirdeği (KÇ), ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) ve esas metal (EM) sertlikleri kaynak merkezinden mesafeye bağlı olarak görülmektedir. Minimum sertlik ısı tesiri altındaki bölgede takım omzunun kenarında meydana gelmiştir. Isıdan etkilenen bölgede veya bu bölgeye yakın yerde kısmi rekristalizasyon nedeniyle sertlik dalgalanma gösterir. T4 temper şartında, kaynak sertliği kaynak sonrası yapılan yaşlandırma ısı işlemi sonucunda meydana gelen yeniden çökeltme olayı ile iyileştirilmiştir.



Şekil 4.10 a) Kaynak bölgesinin makro yapısı, b) kaynak bölgesindeki sertlik dağılımı [4].

Çökeltilerin tamamen ayrışması ile karakterize edilen yumuşak kaynak bölgesindeki ve ısıdan etkilenen bölgedeki minimum sertlik kaynak sonrası yaşlandırma ile büyük oranda artış göstermiştir. Çökelme olayı, yaşlandırma zamanındaki artış ile iğne şekilli çökeltilere büyüyen küresel Guinier-Preston (GP)-I bölgelerinin oluşumu ile karakterize edilir.

Kaynaklı birleşmeler kusursuz olduğunda, statik kırılma bölgeleri birleşmenin (kaynağın) sertlik dağılımına göre değişir; çoğunlukla kırılma minimum sertlik bölgesine rastlar. Bununla birlikte, maksimum deformasyon alanı ve dolayısıyla kırılma değişebilir. Örneğin, AA 2017 –T351 alaşımında ısıdan etkilenen bölgedeki minimum sertliğe rağmen; kırılma, kaynak çekirdeği ve TEAB arayüzeyinde meydana gelmiştir. Bu kaynaklarda maksimum deformasyon ve plastik deformasyon düşük olmasına rağmen, kaynak çekirdeği ile TEAB iç yapıları arasında büyük bir fark vardır [4].

4.6 İşlem Parametrelerinin Kaynak Kusurlarına Etkisi

Yüzey görünüşü ve kaynağın oluşumu; takım basıncı ve temas alanı, takım devri ve kaynak hızı gibi uygulanan işlem parametreleri ile büyük miktarda değiştirilir. Bu kaynak parametreleri alaşıma ve levha boyutlarına göre değişir. Takım boyutu ve tasarımı gibi ayarlanabilen parametreler her bir yeni alaşım için ve kaynaklanacak kalınlık için ayrıca seçilmelidir. Birçok alüminyum alaşımlarının alın kaynağındaki parametreler 1.6–10 mm kalınlık aralıklarında optimize edilmiştir. 1.2–6.4 mm kalınlığındaki alüminyum için özel birleştirme takımları geliştirilmiştir.

Isı girdisi, omuz yarıçapının küpünün (ör. $q \propto R^3$) bir fonksiyonu olup, uygulanan takım devri ve kuvvetlere bağlıdır. Bu nedenle, kaynağın oluşumu büyük oranda seçilen takım boyutuna göre değişir. Eğer takım basıncı çok düşük ise, yeterli enerji oluşturulamaz (kuru sürtünme). Bu durum birleşmenin olmamasına veya kaynakların kusurlu olmasına neden olacaktır. Benzer olarak, yüksek hızlarda kaynak yapıldığında kaynağın altında küçük kaynaklanmamış olukların oluşma riski vardır. Eğer takım basıncı çok yüksek ise mekanik çarpılma meydana gelebilir. Takım omuz basıncı takım devri ve kaynak (ilerleme) hızının bir fonksiyonudur. Malzeme kalınlığına bağlı olan ucun batma derinliği kaynak kökünde (altında) yeterli plastik deformasyon sağlamak için önemlidir. Eğer batma derinliği çok küçük ise, bu durum kaynak kökünde birleşmeyen bölge oluşturur ve çekme veya eğme esnasında bu bölgeden erken bir kırılma oluşur.

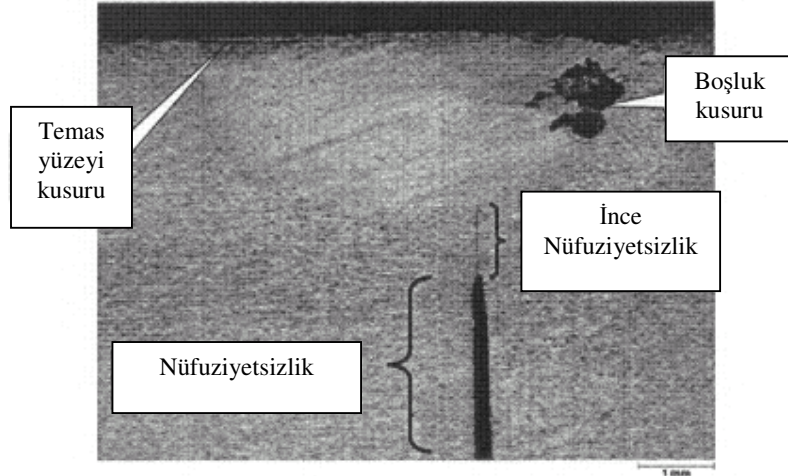
Aşağıda sürtünme karıştırma kaynağında optimum işlem parametreleri sağlanmadığında oluşabilecek genel kusur çeşitleri sıralanmış olup, bu kusurlar Şekil 4.11-12'da verilmiştir.

- **Boşluklar;** yüzeyin altında oluşan hacimsel ve malzeme içermeyen kusurlardır.
- **Nüfuziyetsizlik;** alın kaynağında bu kusur deforme olmayan malzeme kalınlığı ile karakterize edilir. Yetersiz dalma derinliği, çok kısa takım ucu

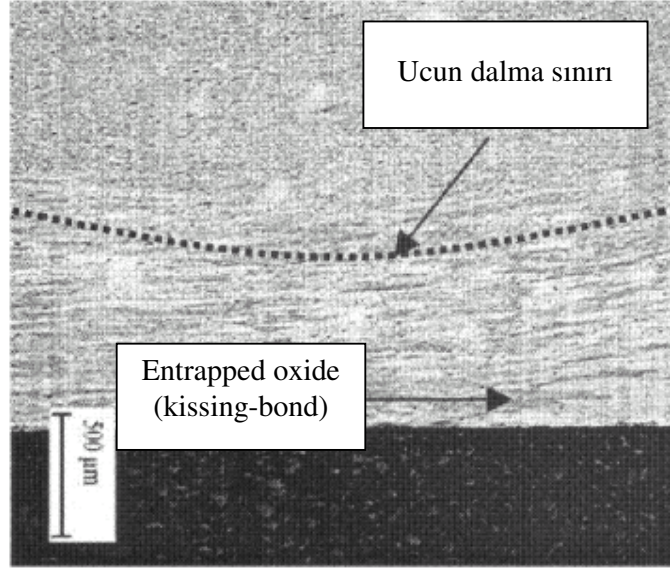
veya birleşme çizgisi ile takımın zayıf hizası bu kusura neden olabilirler (Şekil 4.11).

- **Temas yüzeyi kusuru;** kaynak üst yüzeyinin altındaki küçük boşluklardır ve kaynak yüzeyinin hafif talaşlı işlenmesi ile kaldırılabilirler.
- **Entrapped oksitler;** “kissing-bonds” veya “lazy S” diye adlandırılan bu kusurlar yanlış bir şekilde kırılan ve karıştırılan yüzeylerden başlarlar, kaynakta yarı sürekli oksit tabakaları bırakırlar. Çok az mekanik dayanım sağlarlar. Yüzeyler tamamen moleküler bir seviyede temasta olduğundan, bu çeşit kusurların ortaya çıkarılması çok zordur. Şekil 4.12’de tam olmayan uç nüfuziyetinin (alt yüzeyden yaklaşık 0.8 mm) entrapped oksit tipi kusuru “kissing-bond” oluşmasına sebep olduğu görülmektedir [4].

“Kissing-bond” katı hal birleştirmelerinde karşılaşılan özel tipte bir kaynak kusurudur. Bu kusur, malzemenin daha önceden ayrı veya ayrılmış olan iki bölgesinde çok az veya hiç metalik birleşmenin olmaması ile oluşur. “Kissing-bond” genellikle malzemenin statik yük taşıma kapasitesini hafifçe düşürür, fakat darbe dayanımını ve yorulma ömrünü önemli ölçüde azaltır. Sürtünme karıştırma kaynağında, malzemenin sürtünme ile uç üzerine yapışmasından ziyade, ucun kayması esnasında malzemenin yetersiz uzaması “kissing-bond” kusurunun ana sebebidir [49].



Şekil 4.11 SKK esnasında oluşabilen temel kusurlar [4].



Şekil 4.12 SKK'da görülen entrapped tipi kusur (kissing-bond) [4].

İşlem parametreleri, verilen tolerans sınırları arasında tutulduğunda, sürtünme karıştırma kaynağı çok az kaynak kusuru oluşturur. Cüruf oluşumu, porozite ve sıcak çatlama gibi ergime kaynağında görülen problemler sürtünme karıştırma kaynağında görülmez, fakat boşluklar gibi geleneksel kaynak hataları görülebilir.

Özellikle “kissing-bond” diye adlandırılan kusurların belirlenmesinde güvenli tahribatsız deney metotlarının olmaması bir problem olarak düşünülebilir. TWI tarafından yapılan bir araştırmada, 2014 Al alaşımında kusurların işlem penceresi dışında bazı kaynak parametrelerinin değişimi ile oluştuğu belirlenmiştir. Bu parametreler; kaynak hızı, kaynak kuvveti, takım uç yüksekliği ve yüzey oksit kalınlığıdır [4].

4.7 Avantajlar ve Sınırlamalar

Sürtünme karıştırma kaynağı otomasyona uygundur. Kaynak dumanı, radyasyon veya zehirli gazlar gibi büyük güvenlik tehlikeleri oluşturmaz ve işlem esnasındaki gürültü seviyesi düşüktür. Alüminyum ve diğer hafif metallerin ergitme kaynağında iki büyük dezavantaj bulunur. Bunlar, kaynak ve ITAB bölgesinde büzülmenin sebep olduğu büyük deformasyonlar ve ITAB bölgesindeki büyük çaplı yumuşamadır. Sürtünme karıştırma kaynağının düşük sıcaklıklarda yapılması büyük sıcaklık gradyanlarını önler. Bu da kaynağın sünek olmasını sağlar. Eğilme ile çatlak artma riski küçüktür. Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi büyük, ince kesitli profillerin birleştirilmesinde geleneksel ergitme kaynağından veya büyük ölçekli ekstrüzyondan çoğunlukla daha uygundur. Kaynak esnasında malzemede ergime olmadığından, alaşım elemanlarının yanması olmaz ve alaşım elemanı miktarında değişim olmadan homojen bir birleşme sağlanır. Buna ilave olarak herhangi bir dolgu metaline ihtiyaç yoktur. Yukarıda anlatılan nedenlerden dolayı, sürtünme karıştırma kaynağı başka şekilde kaynakları zor olan malzeme ve parçalara başarıyla uygulanır [3,4].

Yöntemin diğer avantajları:

- Birçok durumda sürtünme karıştırma kaynağı esas metalin fiziksel özelliklerine yakın mükemmel fiziksel özellikler gösterir.
- Yüksek kalitede kaynak elde edilir.
- Kaynak sonrasında yüzey düzgündür, taşlama veya fırçalamaya gerek yoktur.
- Verimi yüksektir.
- Uzun kaynaklarda bile düşük distorsiyon oluşur.

- Geleneksel yöntemlere göre mükemmel mekanik özellikler sağlar, örneğin; yorulma, çekme ve eğme özellikleri.
- Mevcut olan takım teknolojisi kullanılarak kaynak yapılabilir.
- Lazer kaynağında kullanılan enerjinin sadece % 2.5 kadarıyla kaynak yapılabilir.
- Uçak, taşıt ve gemi uygulamalarında hafiflik sağlayarak yakıt tüketimini azaltır.
- Bu kaynak yöntemi farklı malzemelerin birleştirilmesine olanak sağlar.
- 6000 serisi alüminyum alaşımlarında karıştırıcı takım 1000 metre kaynak yapabilir.

Sürtünme karıştırma kaynağındaki klasik sınırlamalar:

- Takım tarafından kullanılan kuvvetler büyük olduğundan, kaynak işlemi boyunca levhaları doğru pozisyonda tutabilecek güçlü bir sabitleyiciye gerek vardır.
- Kaynak yöntemi güçlü bir sabitleyicisi olan kararlı bir kaynak makinası gerektirdiğinden, kaynak cihazı tercihen yerinde sabit durmalı. Belirli bazı potansiyel uygulama alanlarında bu durum ciddi sınırlamalar getirebilir.
- Kaynak bitişinde takım iş parçasından alındığında, iş parçasında takım ucunun çapı büyüklüğünde bir delik oluşur. Birçok durumda bu delik kesilip atılabilir, fakat bazen başka yöntem kullanılarak kapatılması gerekir.
- %100 nüfuziyet isteniyorsa parçalar ters çevrilip arka tarafından da kaynak yapılmalıdır.
- Bu kaynaklarda ergimenin olup olmadığını belirleyen iyi bir tahribatsız deney yöntemi yoktur. Özellikle “kissing-bond” diye bilinen, yüzeylerin tam mekanik temas fakat zayıf moleküler bağ gösterdiği kusuru belirlemek çok güçtür [2,40,41,45,46,50,51].

Kaynaklanacak parçalar, takım tarafından kullanılan aşağıya doğru kuvvete dayanabilen, yeterli güce sahip ve rijit bir sabitleyici kullanarak alt plakaya sıkıca bağlanmalıdırlar. Aşağı doğru olan kuvvet, kaynak hızına ve malzeme kalınlığına bağlıdır. Parçaların alt tabakaya sıkıca bağlanması da takım batma derinliğini kontrol etmek için önemlidir. Profillerin geometrik toleransları kaynağı etkileyen

önemli faktörlerdir. İş parçalarının bir tanesinin 0.1 mm'den daha büyük negatif kalınlık ayarlaması (özellikle kaynağın geri çekilme bölgesindeki hatalı ayarlama) kaynak sonrası mekanik özellikleri önemli oranda azaltır. Profillerin doğru ve düz oldukları da iyi bilinmeli ve bu özellikler dar toleranslar arasında tutulmalıdırlar. Yöntem dolgu metali kullanmadığından, birleşmeler kaynak kusurlarını önlemek için boşluksuz tasarlanmalıdırlar [4].

4.8 Korozyon Performansı

Sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmiş Al alaşımlarının korozyon davranışı üzerine sınırlı çalışmalar yapılmıştır. AA 6082 alaşımı ile yapılan deneyler kaynakların korozyon dayanımı ile ilgili cesaret verici sonuçlar ortaya çıkarmıştır. AA 6013 ve 6056-T6 alaşımları üzerine yapılan deneyler kaynak çekirdeğinin taneler arası, pul pul dökülme ve gerilmeli korozyon çatlamasına karşı hassasiyet göstermediğini ortaya koymuştur. TEAB ve ITAB bölgelerinde çukurlaşma saldırısı gözlenmiş ve esas metal de saldırıya uğramıştır. Bununla birlikte, yüksek dayanımlı alüminyum alaşımları (örneğin; gemilerde ve uçaklarda kullanılan 2024-T3 ve 7075-T6) termomekanik olarak etkilenen bölgeye komşu olan ısı tesiri altındaki bölgenin ve kaynak çekirdeğinin taneler arası korozyona karşı hassas olduğunu ortaya koymuşlardır. Cu ve Zn atomlarının yeniden kristalleşen kaynak bölgesinin yüksek açılı tane sınırlarında tüketildiği ifade edilmiştir. Özellikle Cu'nun tüketimi tane sınırlarında duyarlılığı artırır ve taneler arası korozyona neden olur. Yüksek ve orta ΔK (gerilme yoğunluk faktörü) bölgelerinde 7050-T7451 alaşımının yorulma çatlak büyüme hızı kaynak çekirdeğinde ve ısıdan etkilenen bölgede % 3.5 NaCl çözeltisinde havadakinden iki kat kadar daha yüksektir. Lokal korozyon 2. faz partikülleri gibi metalurjik heterojenliklerden etkilenir. Bu problemle başa çıkmanın bir yolu yüzeyde ergitme uygulayarak iç yapıyı homojen hale getirmektir. Bu amaçla kaynaklar yüzey lazer işlemlerine maruz bırakılırlar. Yüzey tabakasının (~10 μm) hızlı ergimesi ve yeniden katılaşması tane yapısının yeniden düzenlenmesini sağlar. İlave olarak alaşım elemanları katı eriyikte bulunur ve bu durum korozyona karşı hassasiyeti azaltır [4].

4.9 Yorulma Özellikleri

Birçok çalışma Al alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynağı sonucu yorulma özelliklerinin en çok kullanılan ergitme kaynak metodları sonucundaki özellikleri kadar iyi veya daha iyi olduğunu ortaya koymuştur. TIG kaynaklarının yorulma özellikleri sürtünme karıştırma kaynaklarının özellikleri ile karşılaştırılmıştır. Her iki kaynak yönteminde yorulma dayanımı eşit bulunmuş; 500000 çevrim sayısında dayanma sınırı ana malzeme dayanımının % 73-76'sına ulaşmıştır. TIG ile kaynaklanan numuneler yorulma deneyi öncesinde talaşlı işlenip, parlatılmalıdırlar. Sürtünme karıştırma kaynak numunelerinde ise herhangi bir yüzey işlemine gerek olmaz.

İlk araştırmalar, yorulmanın bazen birleşme veya gözenekler gibi iç kusurlardan başladığını göstermiştir. Porozite içeren kaynaklarda yorulma ömrünün azaldığı görülmüştür. Bununla beraber, şu anki sürtünme karıştırma teknolojisi ile kaynaklardaki porozite miktarı sınırlı tutulabilir.

Sürtünme karıştırma kaynağında elde edilen üstün yorulma özellikleri pek çok faktöre bağlanabilir:

- Esas metalden çok daha ince tane yapısına sahip kaynak bölgesinde çatlak büyüme hızı yavaşlar.
- Kaynağın alt ve üst kısımlarındaki düzgün yüzeyler çatlak başlamasını geciktirir.
- Oldukça az miktarlardaki artık gerilmeler [4].

4.10 Artık Gerilmeler

Çeki artık gerilmeleri mekanik özellikler için zararlıdır. Sürtünme karıştırma kaynağında artık gerilmeler kaynak yönü boyunca, kaynağa çapraz (dik) yönden daha yüksektirler. Kaynak kesitinde "M" ye benzer gerilim dağılımı vardır. Bu, uygun kesme tekniği ve difraksiyon yöntemi ile belirlenmiştir. 6013-T4 alaşımında

en büyük çeki artık gerilmeleri ısı tesiri altındaki bölgede bulunurken, kaynak dikişi ve ısıdan etkilenen bölgeye komşu esas metal küçük bası gerilmeleri içerirler. Sutton ve arkadaşları [52], kaynak merkez çizgisine göre asimetrik bir gerilim dağılımından bahsetmişlerdir. Bunun nedeni, omuz çapı civarında kaynağın ilerleme bölgesinde oluşan muhtemelen yüksek sıcaklık gradyanlarıdır. En büyük efektif artık gerilmeler takım uç çapının tam dışındadırlar ve kaynağın üst tarafından ortasına doğru yayılırlar. Kaynak çekirdeğinde kaynak yönüne dik kesitte tane büyüklüğü üst yüzeyden alt yüzeye doğru azalır. Bu durum muhtemelen üst yüzeydeki yüksek ısı girişinden ve bu bölgede tane büyümesinin meydana gelmesinden kaynaklanmaktadır [52]. Zhang ve arkadaşları [53], sürtünme karıştırma işleminin yorulma çatlak başlangıcına küçük bir etkisi olduğunu ifade etmişlerdir. Bunun yerine çatlak başlangıç bölgelerinin numune geometrisinin sebep olduğu gerilme ile belirlendiğini vurgulamışlardır [4].

4.11 Kullanım Alanları

Sürtünme karıştırma kaynağı çoğunlukla uçak endüstrisinde uçak gövdesi ve kanatlarının birleştirilmesinde kullanılır. Uçak yapılarının büyük çoğunluğunda yüksek dayanımlı Al alaşımlarının (2000 ve 7000 serisi) oldukça fazla işçilik gerektiren perçinle birleştirilmesi görülmektedir. Perçinle birleştirme tahribatsız muayene yöntemi ile incelenebilir ve kusurlar giderilebilir. Sürtünme karıştırma kaynağı perçinle birleştirmeye göre maliyeti daha az bir alternatif olup üretim zamanı daha azdır. Bu yüksek dayanımlı alaşımların geleneksel kaynak teknikleri (MIG, TIG ve lazer) ile birleştirilmeleri zordur, fakat bir katı hal yöntemi olan sürtünme karıştırma kaynağı ergitme kaynağına göre daha iyi özellikler sağlar. Havacılık endüstrisinde kullanılan sürtünme karıştırma kaynağı yapılmış alaşımların statik dayanımı esas metal dayanımının % 80-90'ı arasındadır. Tek sıra perçinli birleştirme bindirme sürtünme karıştırma kaynağı ile karşılaştırıldığında, kaynağın 2.4 kat daha güçlü olduğu ortaya çıkar. Sürtünme karıştırma kaynaklı parçaların yorulma ömrü perçinli veya civatalı birleştirmelerin yorulma ömrüne eşit veya daha fazladır.

Şekil 4.13'te birleştirmelerinde ilk defa büyük oranda sürtünme karıştırma kaynağı kullanılan Eclipse Havacılık Şirketi'nin 500 ikiz motorlu uçağı verilmiştir. Bu uygulamada sürtünme karıştırma kaynağı kullanılarak perçin birleştirmelerinin % 60'ından fazlası iptal edilerek imalat maliyeti ve işçilik azaltılmıştır [4].



Şekil 4.13 Birleştirmelerinde büyük oranda SKK kullanılan ilk uçak [4].

4.12 Sürtünme Karıştırma Kaynağının Al Dışındaki Alaşımlarda Kullanımı

Sürtünme karıştırma kaynağı çoğunlukla alüminyum alaşımlarının birleştirilmesinde kullanılmasına rağmen, diğer birçok metal ve alaşımlarında (ör. Bakır, magnezyum, titanyum ve alaşımları) bu kaynak yönteminin başarılı uygulamaları mevcuttur. Demir dışı alaşımlarda ilginç uygulama alanlarından biri, nükleer yakıt atıklarının depolandığı bakırdan yapılmış sızdırmaz depolardır. Bu çeşit depolardan beklenen, sızdırmazlık ve 100.000 yıllık korozyon dayanımıdır.

Önceleri, çelik ve nikel esaslı alaşımlar gibi yüksek ergime sıcaklığına sahip malzemeler takım sınırlaması nedeniyle sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilemiyorlardı. Ayrıca bu alaşımların sürtünme karıştırma kaynağında sıcaklığın, ısı akışının ve gerilmelerin çok iyi kontrol edilmesi gerekir. Değişik refrakter metal alaşımlarından (tungsten, molibden, niobium, zirkonyum) yapılan

deneme takımları, bu alaşımların yüksek sıcaklıklardaki dayanım, sertlik ve aşınma direncinin yetersiz olması nedeniyle memnun edici sonuçlar vermemiştir [4].

Bununla birlikte, günümüzde yüksek sıcaklığa dayanıklı demir esaslı ve demir dışı alaşımların sürtünme karıştırma kaynağı polikristal kübik boron nitrit (PCBN) takımların gelişimi ile mümkün olmuştur. PCBN pazarda yeni bir malzeme değildir. 1960'larda sertleştirilmiş takım çeliklerinin, dökme demirlerin ve süper alaşımların tornalanması ve işlenmesi amacıyla geliştirilmiş kesici bir takım malzemesidir. Isıl kararlılığı ve süper abrasif aşınma özellikleri nedeniyle yüksek sıcaklıklarda sürtünme karıştırma kaynağı için çok güçlü bir adaydır. Yüksek dayanımlı 0.29C-Mn-Si-Mo-B çeliğinin PCBN takımı kullanılarak yapılan sürtünme karıştırma kaynağında cesaretlendirici sonuçlar alınmıştır. Kaynak yönüne çapraz (dik) ölçülen çekme dayanımları, geleneksel gaz-metal-ark kaynağı ile elde edilenlerden daha yüksek bulunmuştur [4].

5. DENEYSEL ÇALIŞMA

5.1 Malzeme Üretimi

Kimyasal bileşimi Çizelge 5.1’de verilen 152 mm çapında ve 600 mm uzunluğundaki 4 adet 6063 Al biyetten ekstrüzyon işlemi ile 3.70 mm kalınlıkta ve 75 mm genişlikteki levha profiller Alkar alüminyum A.Ş’de (Balıkesir) üretilmiştir. Malzeme üretimi için DIN 1.2344 kalite sıcak iş takım çeliğinden ekstrüzyon kalıbı yapılarak, bu kalıba nitrüleme ile yüzey sertleştirme işlemi yapılmıştır. Ekstrüzyon işleminde biyet ön tav sıcaklığı ~500°C, kovan sıcaklığı ~440°C, kalıp sıcaklığı ~450°C ve ekstrüzyon sıcaklığı ~520°C olarak ölçülmüştür. Ekstrüzyon çıkışında malzemeler havada soğutulmuşlardır. Ekstrüzyon işlemi sonucunda elde edilen 3.70 mm kalınlığındaki Al levhalar 75 cm boylarında kesilerek sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) için uygun boyuta getirilmiştir.

Çizelge 5.1 AA 6063 Alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi (% ağırlık olarak).

Fe	Mg	Si	Cu	Mn	Zn	Ti	Cr	Al
0.195	0.479	0.439	0.004	0.029	0.007	0.013	0.003	geri kalan

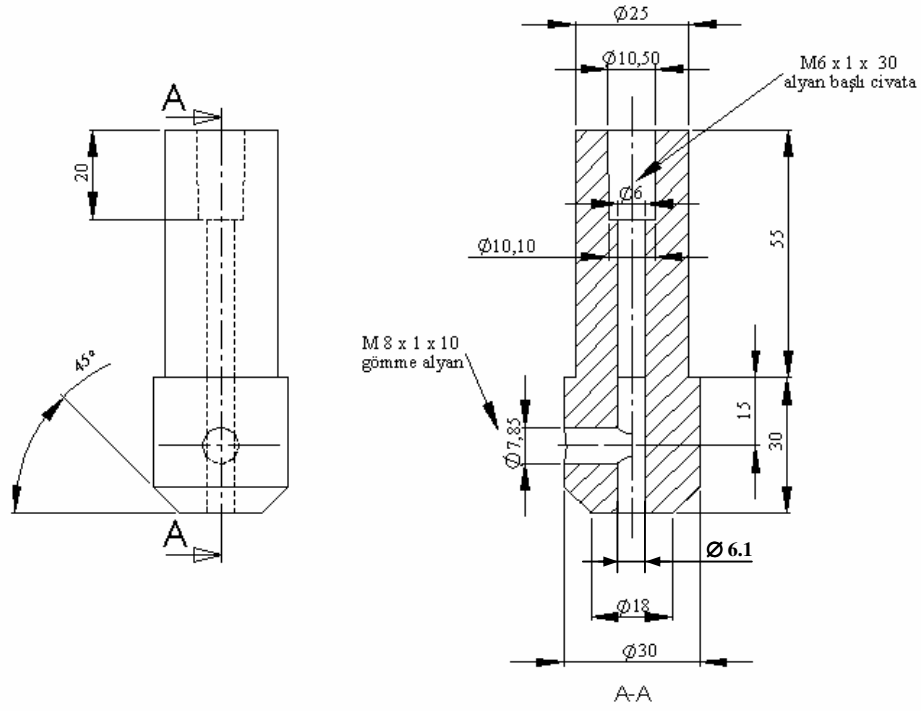
5.2 Kaynak İşleminde Önce Yapılan Isıl İşlemler

Ekstrüzyon ile üretilen profiller 3 ayrı gruba ayrılarak, her bir grup numuneye farklı ısıl işlem uygulanmıştır. Birinci grup numuneler ekstrüzyondan çıktıktan sonra oda sıcaklığında yaklaşık 70 gün boyunca doğal yaşlandırma işlemine maruz bırakılmışlardır (T4 ısıl işlemi). İkinci grup numuneler 520°C’de 1 saat çözeltiye alındıktan sonra 185°C’de 4 saat süreyle yapay yaşlandırılmışlardır (T5 ısıl işlemi). Son gruptaki numuneler ise ekstrüzyondan çıktıktan sonra 185°C’de 7 saat süreyle

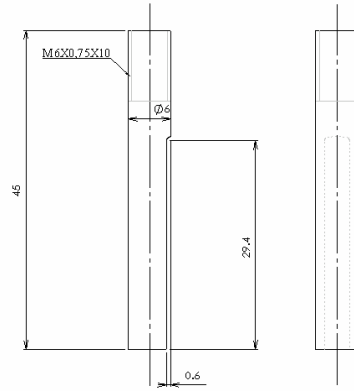
Alkar A.Ş’de yapay yaşlandırılmışlardır (T6 ısıl işlemi). Literatürde 6063 alaşımının yüksek ekstrüzyon sıcaklıklarında (>500°C) 1–4 dakika arasında tutulması ile çözeltiyeye alınabildiği ifade edilmiştir [32,54]. Buna dayanarak çalışmanın bundan sonraki bölümlerinde, 1. , 2. ve 3. grup numuneler uygulanan ısıl işlemler de dikkate alınarak sırasıyla 6063-T4 (A), 6063-T5 (B) ve 6063-T6 (C) olarak adlandırılacaklardır.

5.3 Kaynak İşlemleri

Sürtünme karıştırma kaynak işlemini gerçekleştirmek üzere tasarlanan takım (omuz) ve karıştırıcı uç resimleri sırasıyla Şekil 5.1 ve 5.2’de verilmiştir. Takım (omuz), DIN 1.2714 kalite sıcak iş takım çeliğinden imal edilmiş ve ardından 880°C’de 1 saat ostenitlenip, yağda su verildikten sonra 300°C’de 1 saat menevişlenmiştir. Bu ısıl işlem sonundaki omuz malzemesinin sertliği 45 HRc olarak ölçülmüştür. Yapılan literatür araştırmasında [15] kaynak sonrası en iyi mekanik ve iç yapı özelliklerinin, omuz/uç çapı arasındaki oranın 3 olduğunda sağlandığı görüldüğünden, çalışmamızda bu oran Şekil 5.1 ve 5.2’den de görüldüğü gibi (18/6) 3 olarak tasarlanmıştır. Karıştırıcı uç malzemesi CNC tezgahlarında kullanılan HSS-E hava çeliğinden imal edilen ve 62 HRc sertliğine sahip M6 kılavuzları olup, atıl durumdaki bu kılavuzların arka tarafları elmas uç ile 0.75 mm hatve ölçüsünde ve sağ diş yönünde işlenmiştir. Tasarlanan bu takımın karıştırıcı ucun yüksekliği kaynaklanacak levhaların kalınlığına bağlı olarak ayarlanabilmektedir. Yapılan bütün kaynak işlemlerinde hem ayarlanabilir olan uç yüksekliği hem de ucun dalma derinliği 3.55 mm olarak sabit tutulmuştur. Kaynak işlemleri esnasında bileştirilecek alüminyum levhalar ile tezgah tablası arasında kaynağın arka tarafının düzgün olması için tek parça halinde ve 40 mm kalınlığında çelik plaka konulmuştur. Kaynak işlemlerinin sağlıklı yapılabilmesi için kaynaklanacak levhalar alın altına dayandırılarak karşılıklı ve eşit aralıklarla yerleştirilmiş 4’er adet pabuç ile sıkıca sabitlenmişlerdir (Şekil 5.3). Kaynak işlemi başlangıcında karıştırıcı uç plakalara 3.55 mm derinlikte daldırılmış ve bu sabit konumda (takım ilerlemeden) yaklaşık olarak 30 saniye çalıştırıldıktan sonra kaynak yönünde ilerlemeye başlanmıştır.



Şekil 5.1 Kaynak işleminde kullanılan takım geometrisi.



Şekil 5.2 Kaynak işleminde kullanılan karıştırıcı uç.

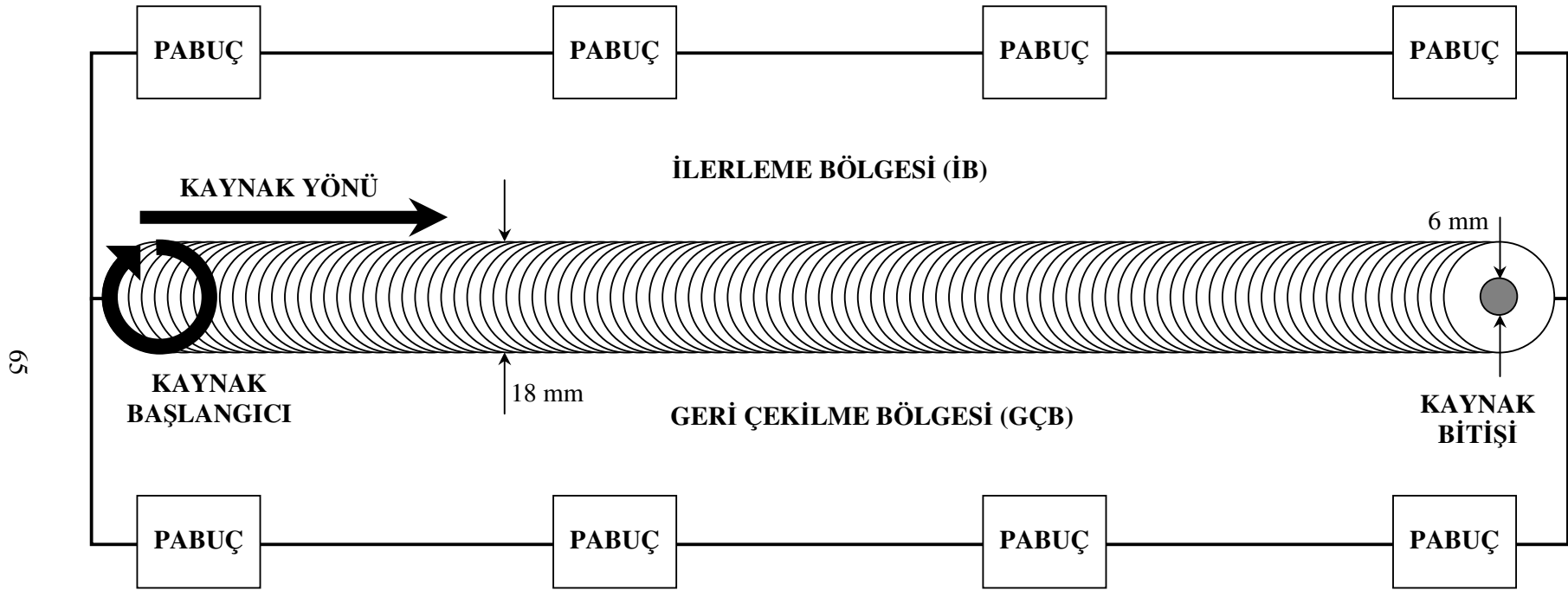
Sürtünme karıştırma kaynak işlemleri, 10 kW'lık güce sahip ve dijital olarak x-y-z eksenlerinin 0.01 mm hassasiyetle kontrol altında tutulabildiği Stankoimport marka dik işlem freze tezgahı ile 6. Bakım Merkezi Komutanlığında (Balıkesir) yapılmıştır.

Kaynak işlemlerinde kullanılan bütün kaynak parametreleri Çizelge 5.2’de ve kaynak işleminin şematik gösterimi de Şekil 5.3’de verilmiştir. Bu kaynak parametreleri literatür araştırması [19,20,55,56,57,58,59] ve bir seri deneme kaynakları sonucunda belirlenmişlerdir. T4, T5 ve T6 ısıtılmış Al levhalara her bir kaynak şartında ikişer adet kaynak yapılmış olup, bunların birer adetleri kaynak sonrasında yaşlandırma işlemine tabi tutulmuşlardır (Bölüm 5.4).

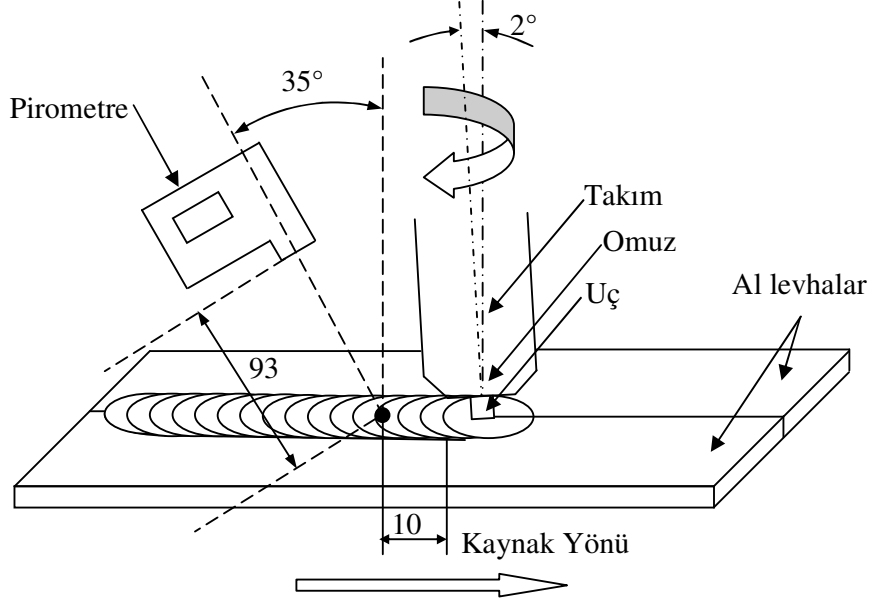
Kaynak işlemleri esnasında sıcaklıklar, Raytek Pm plus marka pirometrenin tezgah kafasına sabitlenmesi ile kaynak bölgesinde ölçüm yapılabilecek en yakın yer olan takım omzunun 10 mm gerisinden (arkasından) ölçülmüştür. Sıcaklık ölçümünün şematik gösterimi Şekil 5.4’te, kaynaklar esnasında ve kaynak doğrultusunda elde edilen sıcaklık-zaman grafikleri (sıcaklık değişimleri) Ek-A’da verilmiştir. Kaynak sıcaklıklarının bilgisayar ortamına aktarılması ve grafiklerinin elde edilmesi amacıyla Datatemp programı kullanılmıştır. Bu programa ait bir örnek Şekil 5.5’te verilmiştir.

Çizelge 5.2 Deneysel çalışmalarda kullanılan malzeme ve kaynak parametreleri.

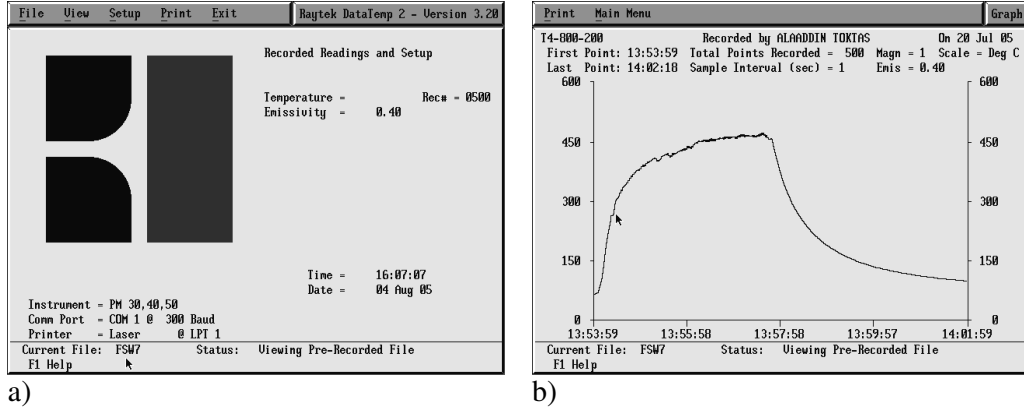
Malzeme	AA 6063-T4, T5 ve T6 AlMgSi alaşımı	
Malzeme kalınlığı	3.70 mm	
Uç dalma derinliği	3.55 mm	
Omuz (takım)	18 mm çapında 45 HRc sertliğinde DIN 1.2714 numaralı sıcak iş takım çeliği	
Karıştırıcı uç	M6×0.75×10 ölçüsünde 62 HRc sertliğinde HSS-E	
Takım açısı	2°	
Takım dönme yönü	Saat yönü	
Kaynak yönü	Ekstrüzyon yönüne paralel	
Takım devri (dev/dak)	Kaynak hızı (İlerleme) (mm/dak)	Devir başına ilerleme (DBİ=İlerleme/devir) (mm/dev)
800	200	0.25
	315	0.40
1120	200	0.18
	315	0.28
1600	200	0.125
	315	0.20



Şekil 5.3 Yapılan kaynakların şematik resmi.



Şekil 5.4 Kaynak esnasında sıcaklığının ölçülmesi.



Şekil 5.5 a) Kaynak sıcaklıkları ölçümünde kullanılan bilgisayar programı ve b) AD1 kaynağına ait sıcaklık-zaman grafiği.

5.4 Kaynak Sonrasında Yapılan Isıl İşlemler

Çizelge 5.2’de verilen her bir kaynak şartında T4-T5 ve T6 ısıl durumları için ikişer adet kaynak yapılmış olup, bunların birer adetleri kaynak sonrası yaşlandırma işlemine tabi tutulmuşlardır. 6063-T4 ve 6063-T6 kaynaklı levhalar 185°C’de 7 saat süreyle, 6063-T5 kaynaklı levhalar ise 185°C’de 1 saat süre ile kaynak sonrası

yaşlandırma işlemine tabi tutulmuşlardır. 6063-T4, 6063-T5 ve 6063-T6 malzemelerin kaynak öncesi ve kaynak sonrası yapılan ısı işlemler sonunda ölçülen esas metal sertlikleri Çizelge 5.3'te verilmiştir.

Çizelge 5.3 AA 6063 malzemenin esas metal sertlikleri.

Isıl durum ve kaynak sonrası ısı işlem	Sertlik, (HB)
6063-T4	45
6063-T4+Kaynak+Yaşlandırma	41
6063-T5	57
6063-T5+Kaynak+Yaşlandırma	62
6063-T6	65
6063-T6+Kaynak+Yaşlandırma	60

5.5 Deney Numunelerin Hazırlanması ve Kodlanması

Bütün kaynaklar 75 cm uzunluğundaki levhalara yapıldığından ve aynı bölgelerdeki mekanik özelliklerin incelenmesi amaçlandığından, deney numuneleri kaynaklı levhalardan Şekil 5.6'da gösterildiği gibi çıkarılmışlardır. Kaynak başlangıcından ve bitiminden 30 mm'lik kısımlar hurda olarak çıkarılmışlardır. 3.70 mm kalınlıktaki kaynaklı levhaların üst yüzeyleri frezede tek kesici kalem ve soğutma sıvısı kullanarak kalınlıkları 3 mm'ye indirilmiştir. Böylece bütün numunelerin kaynak yüzeyleri hem düzgünleştirilmiş hem de standart boyutlarda numune hazırlanmasına olanak sağlanmıştır.

Sürtünme karıştırma kaynakları T4, T5 ve T6 ısı işlemleri 6063 Al alaşımlarına değişik takım devirlerinde (800, 1120 ve 1600 dev/dak) ve ilerleme hızlarında (200 ve 315 mm/dak) yapıldığından ve bu kaynakların bazılarında da yaşlandırma işlemleri uygulandığından oluşabilecek karmaşıklık önlemek amacıyla bütün numunelerin kodlanması uygun görülmüştür. Bu kodlama işlemi Çizelge 5.4'te detaylı olarak verilmiştir. Çalışmanın ileriki bölümlerinde numuneleri belirtmek amacıyla bu kodlama esas alınacaktır.

<p>İLERLEME BÖLGESİ (İB)</p> <p>KAYNAK YÖNÜ</p> <p>KAYNAK BAŞLANGICI</p> <p>GERİ ÇEKİLME BÖLGESİ (GÇB)</p>	MİKROYAPI	3x22x150
	SERTLİK	3x22x150
	EÇME 5	3x22x150
	EÇME 4	3x22x150
	EÇME 3	3x22x150
	EÇME 2	3x22x150
	EÇME 1	3x22x150
	ÇEKME 5	3x22x150
	ÇEKME 4	3x22x150
	ÇEKME 3	3x22x150
	ÇEKME 2	3x22x150
	ÇEKME 1	3x22x150
	HURDA	3x30x150

Şekil 5.6 Kaynaklı levhalardan numunelerin çıkarılması.

Çizelge 5.4 Deneysel çalışmada kullanılan kaynak şartlarının kodlanması.

Isıl işlem durumu	Takım devri (dev/dak)	Kaynak hızı (mm/dak)	Numune kodu	Kaynak sonrası yaşlandırma şartları (°C / saat)	Numune kodu
T4 (A grubu)	800 (D)	200 (1)	AD1	185 °C / 7 saat (Y)	AD1Y
		315 (2)	AD2		AD2Y
	1120 (E)	200 (1)	AE1		AE1Y
		315 (2)	AE2		AE2Y
	1600 (F)	200 (1)	AF1		AF1Y
		315 (2)	AF2		AF2Y
T5 (B grubu)	800 (D)	200 (1)	BD1	185 °C / 1 saat (Y)	BD1Y
		315 (2)	BD2		BD2Y
	1120 (E)	200 (1)	BE1		BE1Y
		315 (2)	BE2		BE2Y
	1600 (F)	200 (1)	BF1		BF1Y
		315 (2)	BF2		BF2Y
T6 (C grubu)	800 (D)	200 (1)	CD1	185 °C / 7saat (Y)	CD1Y
		315 (2)	CD2		CD2Y
	1120 (E)	200 (1)	CE1		CE1Y
		315 (2)	CE2		CE2Y
	1600 (F)	200 (1)	CF1		CF1Y
		315 (2)	CF2		CF2Y

5.6 İç Yapı İncelemeleri

Kaynak parametrelerinin ve dolayısıyla numune sayısının fazla olması nedeniyle, optik iç yapı incelemeleri için numuneler ısıl işlem durumu (T4, T5 ve T6) ve kaynak sırasına göre düzen içinde bir araya getirilerek polyestere gömülmüşlerdir. Numuneler, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 nolu zımparalar ile zımparalandıktan sonra sırasıyla 5, 3, 1 ve 0.25 µm elmas pasta ve 0.05 µm alümina (Al₂O₃) solüsyonu ile parlatılmışlardır. 10 ml HF (% 40'lık) ve 90 ml saf su bileşimindeki HF çözeltisi pamukla yüzeye yaklaşık bir dakika sürülerek ince dağlama işlemi gerçekleştirilmiştir. İç yapı incelemeleri kaynak doğrultusuna dik olan kesitten olmak üzere; kaynak çekirdeği (KÇ), termomekanik etki altındaki bölge (TEAB), ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) ve esas metal (EM) bölgelerinin incelenmesi suretiyle yapılmıştır.

Makro boyutta kaynak havuzlarını ortaya çıkarmak için ise yukarıda açıklanan zımparalama ve parlatma işlemlerinden sonra numuneler yaklaşık bir dakika süreyle Keller (150 ml H₂O, 3 ml HNO₃, 6 ml HF ve 6 ml HCl) çözeltisi ile dağlanmışlardır. Ayrıca yine daha önce belirtilen HF çözeltisi ile de makro boyutta kaynak havuzları ortaya çıkmıştır.

5.7 Sertlik Ölçümleri

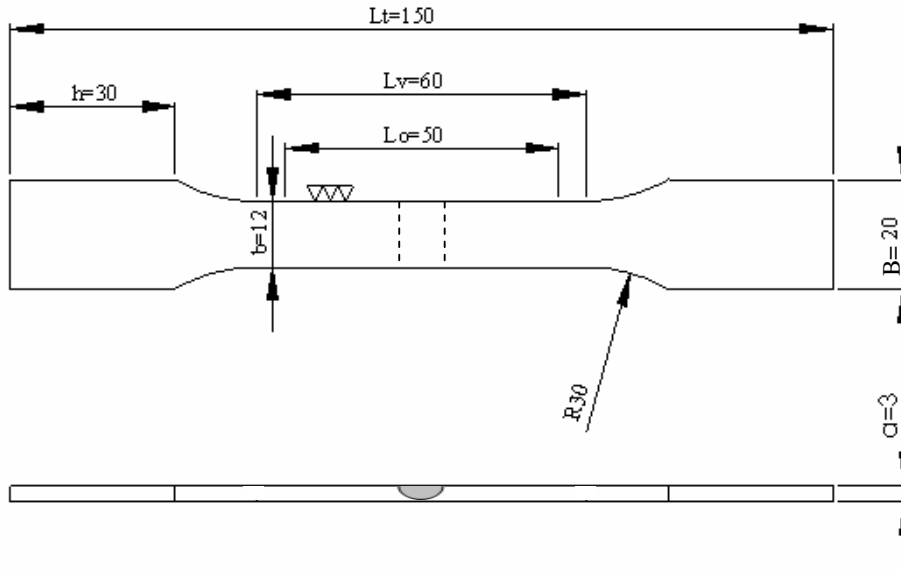
Kaynak öncesinde ve sonrasında yapılan yaşlandırma işlemleri sonucundaki esas metal sertlikleri, Brinell metoduyla 62.5 kg yükün 2.5 mm çelik bilya uca 12 saniye uygulanması suretiyle Mettest marka sertlik ölçme cihazında 6 ölçümün ortalaması alınarak belirlenmiştir.

Kaynak bölgelerinin yatay sertlik değişimleri ise kaynak doğrultusuna dik olan kesitin orta bölgesinden, Otto Wolpert-Werke marka sertlik ölçme cihazında 1 kgf yükün 15 saniye süreyle uygulanmasıyla Vickers sertlik (HV₁) olarak ölçülmüştür. Vickers sertlik ölçümleri öncesinde kaynaklı yüzeyler zımpara ve parlatma işlemlerine tabi tutulmuşlardır. Her bir şarttaki numune için genel olarak 1 mm aralıklarla toplamda 45 mm mesafede ölçüm yapılmıştır.

5.8 Çekme Deneyleri

T4, T5 ve T6 ısıtılı işlemleri 6063 Al alaşımının daha önce belirtilen kaynak parametrelerine göre kaynaklanmış ve kaynak sonrası yaşlandırılmış haldeki çekme numuneleri kaynak yönüne (ekstrüzyon yönüne) dik yönde çıkarılmışlardır. 6063-T4, T5 ve T6 alaşımı esas metal çekme numuneleri ise ekstrüzyon yönüne paralel yönde çıkarılmışlardır. Çekme deneyleri TS 287 EN 895 [60] standardına uygun olarak yapılmıştır. Deneylerde kullanılan çekme numunesinin resim ve ölçüleri Şekil 5.7'de verilmiştir. Numuneler, kaynak bölgesinde oluşabilecek muhtemel ısınmayı önlemek için düşük devir (200 dev/dak) ve ilerleme hızında (50 mm/dak) bor yağı ile soğutularak dik işlem freze tezgahında işlendikten sonra sırasıyla 320,

400 ve 600 numaralı zımparalar ile yavaş bir şekilde elle çekme yönünde zımparalanmışlardır. Deneyler 25 ton kapasiteli Shimadzu marka çekme cihazında ve 1 mm/dak'lık çekme hızında gerçekleştirilmiştir. Her bir kaynak şartı için beşer adet numune çekilmiştir. Deneyler sonucunda kaynaklı ve kaynak sonrası yaşlandırılmış malzemelerin akma ve çekme dayanım değerleri ile yüzde kopma uzaması değerleri belirlenmiştir. Ayrıca çekme deneyleri sonucunda kırılma bölgeleri makro olarak incelenerek kırılmanın meydana geldiği bölge ve kaynak merkezine olan mesafeleri belirlenmiştir.

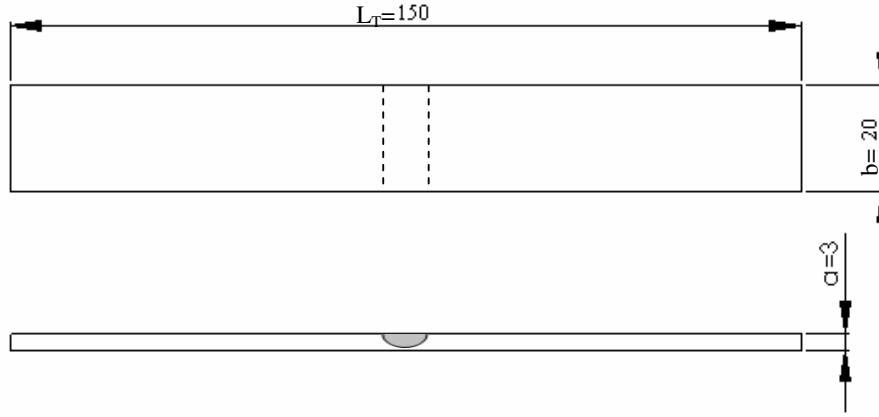


Şekil 5.7 Çekme deneyi numunesi ve boyutları.

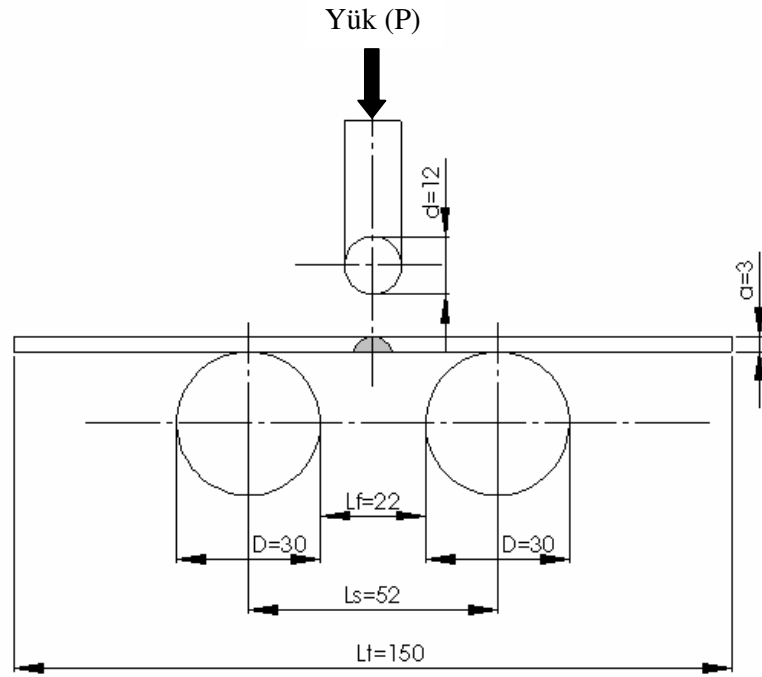
5.9 180° Eğme (Katlama) Deneyleri

Kaynaklı malzemelerin eğme deneyleri TS 6067 [61] standardına uygun olarak yapılmıştır. İlgili standarda göre mandrel çapı (d) / numune kalınlığı (a) oranı 4 olacak şekilde mandrel çapı 12 mm olarak seçilmiştir. Kaynaklı levhalardan giyotin makas yardımıyla 22 mm genişliğine kesilen numunelerde oluşan ve deney sonuçlarını olumsuz etkileyecek yüzey düzgünsüzlükleri ve çentikler, her numunenin yan yüzeylerinin önce frezede numunelerin ısınmasını önleyecek soğutma ortamında

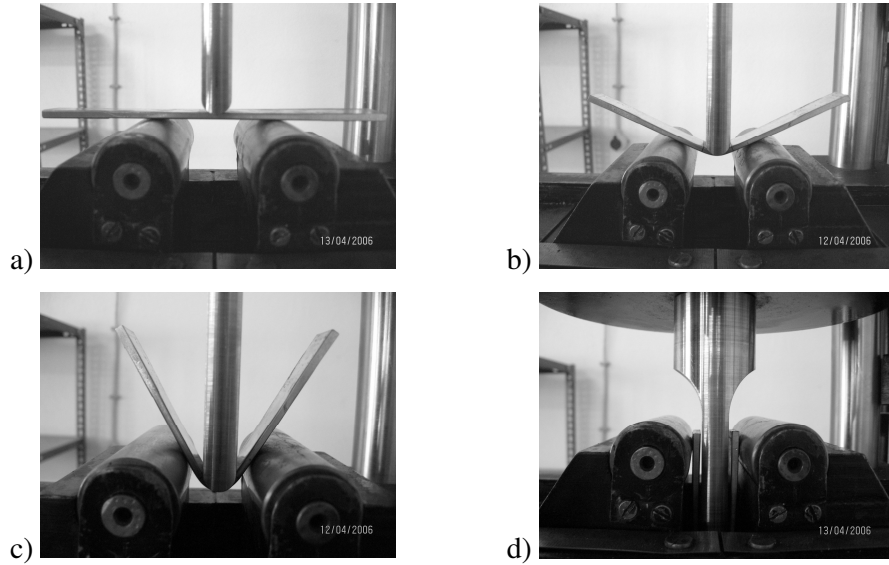
işlenmesi ve arkasından da sırasıyla 240–320–400 ve 600 nolu zımparalar ile ayrı ayrı zımparalanmasıyla giderilmiştir. Deneylede kullanılan eğme deneyi numunesi Şekil 5.8’de, mandrel çapı ve destek açıklığı Şekil 5.9’da verilmiştir. Eğme işlemi 5 ton kapasiteli çekme cihazı yardımıyla yaklaşık 1 mm/dak yükleme (eğme) hızında yapılmıştır. Numunelerin uç kısımları birbirlerine paralel olacak biçimde, toplamda 77 mm sehimde ve 180° açıda eğilmişlerdir (mandrel üzerine katlanmışlardır). Yapılan eğme deneyi aşamaları Şekil 5.10’da verilmiştir. Deneyleler esnasında her bir numune için uygulanan maksimum eğme kuvvetleri kaydedilmiştir. Eğme deneyleleri sonucunda bütün numunelerin kaynak bölgeleri kalitatif (180° eğmede hasar olup olmadığı) olarak incelenmiştir.



Şekil 5.8 180° Eğme (katlama) deney numunesi ve boyutları.



Şekil 5.9 180° Eğme (katlama) deneyi şematik resmi.



Şekil 5.10 180° Eğme (katlama) deneyi aşamaları.

5.10 Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesi

Çekme deneyleri sonucunda belirlenen bazı numunelerin kırılma yüzeyleri Tübitak-Mam'da bulunan JSM-6335F tip scanning elektron mikroskobu (SEM) yardımıyla incelenmiştir. Kaynak şartlarının ve dolayısıyla numune sayısının fazla olması nedeniyle kaynak işlemi esnasında en düşük (800 dev/dak'lık devir ve 315 mm/dak'lık ilerleme) ve en yüksek (1600 dev/dak'lık devir ve 200 mm/dak'lık ilerleme) ısı girişi sağlayan kaynak parametrelerinde kaynaklanmış T4, T5 ve T6 ısıl işlemlili çekme numuneleri ile yine bu şartlara sahip kaynak sonrası yaşlandırma işlemi yapılan numunelerin kırılma yüzeyleri ayrı ayrı incelenmiştir.

6. DENEY SONUÇLARI ve TARTIŞMA

6.1 Kaynak Sıcaklıkları

T4, T5 ve T6 ısıtılmalı 6063 Al alaşımının değişik kaynak parametrelerine bağlı olarak yapılan sürtünme karıştırma kaynakları esnasında ölçülen maksimum kaynak sıcaklıkları Çizelge 6.1’de ve sıcaklık-zaman grafikleri ise çalışmanın ekler bölümündeki Ek-A’da verilmiştir. Datatemp programı yardımıyla zamana bağlı olarak çizdirilen sıcaklık eğrileri (Ek-A) genel olarak incelendiğinde bütün kaynakların 388–526°C sıcaklıkları arasında yapıldığı gözlenmiştir. Konu ile ilgili bir literatürde [21], alüminyum alaşımlarının sürtünme karıştırma kaynak işleminde kaynak bölgesinin sıcaklığının birkaç on saniye süresince 450–500°C arasında değiştığı belirtilmiştir.

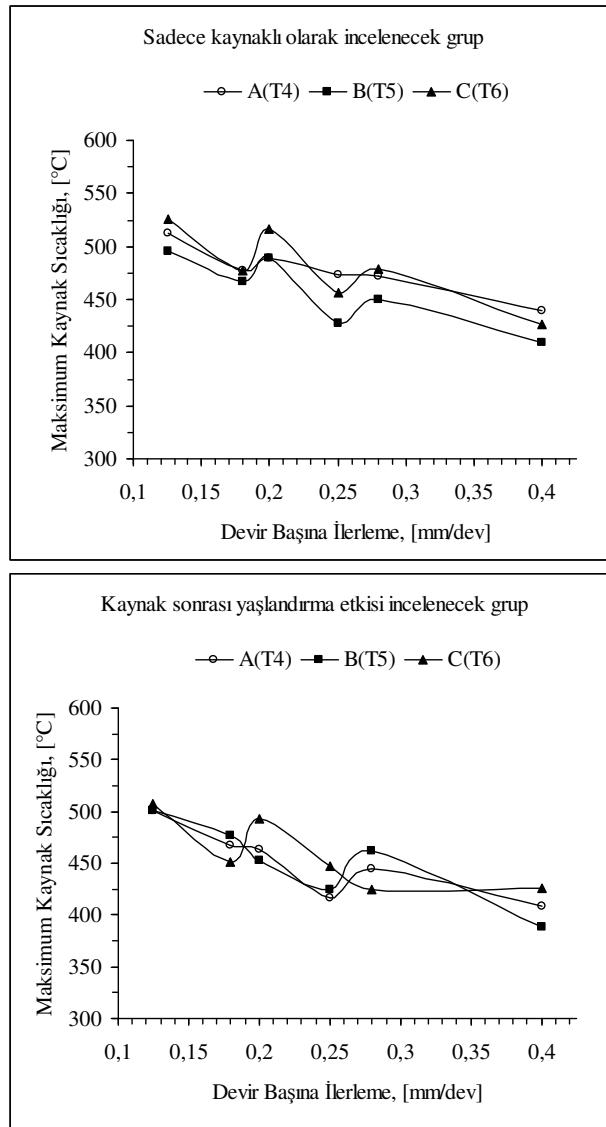
Konu ile ilgili başka bir çalışmada [62], 2195 Al alaşımının sürtünme karıştırma kaynak işleminde takım devri 214 dev/dak’dan 430 dev/dak’ya arttığında maksimum kaynak sıcaklığının 475°C’den 510°C’ye ve bu sıcaklıklara maruz kalma sürelerinin de kabaca 10 saniyeden 30 saniyeye yükseldiği görülmüştür. Diğer bir çalışmada [63], ise artan ilerleme hızının ilerleyen takımın temas süresini azalttığı ifade edilmiştir. Çalışmamızda elde edilen kaynak sıcaklıkları incelendiğinde (Çizelge 6.1); T4, T5 ve T6 ısıtılmalı Al alaşımlarının hepsi için takım devri 800 dev/dak’dan 1600 dev/dak’ya arttığında kaynak sıcaklıklarının arttığı, ilerleme hızı 200 mm/dak’dan 315 mm/dak’ya arttığında ise kaynak sıcaklıklarının azaldığı gözlenmiştir. Bu sonuç literatüre uymaktadır [62,63]. Gerek çalışmamızın ve gerekse diğer çalışmaların sonuçlarından açıkça görülmektedir ki; kaynak şartlarına (takım devri ve ilerleme hızı) bağlı olarak maksimum kaynak sıcaklıkları değişme eğilimi göstermektedir.

Çizelge 6.1 Maksimum kaynak sıcaklıkları.

Isıl Durum	Numune Kodu	Devir (dev/dak)	İlerleme (mm/dak)	DBİ (mm/dev)	T _{MAX} (°C)
T4	AD1	800	200	0.25	473
	AD1Y	800	200	0.25	416
	AD2	800	315	0.40	439
	AD2Y	800	315	0.40	409
	AE1	1120	200	0.18	478
	AE1Y	1120	200	0.18	468
	AE2	1120	315	0.28	472
	AE2Y	1120	315	0.28	445
	AF1	1600	200	0.125	513
	AF1Y	1600	200	0.125	501
	AF2	1600	315	0.20	489
	AF2Y	1600	315	0.20	463
T5	BD1	800	200	0.25	428
	BD1Y	800	200	0.25	424
	BD2	800	315	0.40	409
	BD2Y	800	315	0.40	388
	BE1	1120	200	0.18	467
	BE1Y	1120	200	0.18	477
	BE2	1120	315	0.28	450
	BE2Y	1120	315	0.28	462
	BF1	1600	200	0.125	496
	BF1Y	1600	200	0.125	501
	BF2	1600	315	0.20	489
	BF2Y	1600	315	0.20	453
T6	CD1	800	200	0.25	456
	CD1Y	800	200	0.25	447
	CD2	800	315	0.40	426
	CD2Y	800	315	0.40	426
	CE1	1120	200	0.18	478
	CE1Y	1120	200	0.18	452
	CE2	1120	315	0.28	479
	CE2Y	1120	315	0.28	425
	CF1	1600	200	0.125	526
	CF1Y	1600	200	0.125	508
	CF2	1600	315	0.20	516
	CF2Y	1600	315	0.20	493

T4, T5 ve T6 ısıl işlemlili alaşımların sürtünme karıştırma kaynakları esnasında elde edilen kaynak sıcaklıklarının devir başına ilerlemeye (ilerleme hızı/takım devri) bağlı olarak değişimleri Şekil 6.1'de verilmiştir. Şekilden açıkça görüldüğü gibi

devir başına ilerleme (DBİ) arttıkça (ilerleme hızı artıp ve takım devri azaldığında) elde edilen maksimum kaynak sıcaklıklarında bariz azalmalar gözlenmiştir. Ayrıca, aynı DBİ değerleri için T6 ısıl işlemlili alaşımın kaynak sıcaklıklarının genel olarak diğerlerinin (T4 ve T5) sıcaklıklarından biraz daha fazla olduğu görülmüştür. T6 alaşımının sertlik değeri (65 HB) T4 ve T5 alaşımlarının sertlik değerlerinden (45 HB ve 57 HB) daha fazla olduğundan, uygulanan kaynak sürtünme esaslı olduğundan ve daha sert malzemenin sürtünmeye daha fazla direnç göstereceğinden bu sonuç uygun ve beklenen bir sonuçtur.

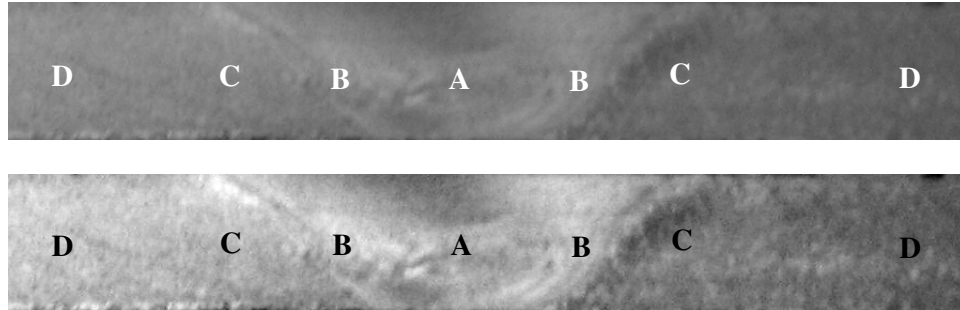


Şekil 6.1 DBİ'ye bağlı olarak maksimum kaynak sıcaklıklarının değişimi.

6.2 Makro ve Mikro Yapı İncelemeleri

6.2.1 Makro Yapı İncelemeleri

Şekil 6.2’de kaynak yönüne dik kesitten alınan iki adet makro yapı örneği verilmiştir. Şekilden kaynak esnasında takım omzunun kaynaklanan levhaların üst yüzeylerine temas etmesi sonucu oluşan sürtünme ısısının etkisi ile levhaların üst yüzeylerine doğru genişleyen bir kaynak havuzu görülmektedir. Bu oluşum literatür ile uygunluk göstermektedir [10,11,12,13,16,64]. Kaynak bölgesi yapıları birbirinden farklı üç ayrı bölgeden (A, B ve C bölgeleri) oluşmuştur. Konu ile ilgili yapılmış daha önceki çalışmalarda [4,11,12,21], “A” ile işaretli bölgenin kaynak esnasında sürtünme ısı ve plastik deformasyon nedeniyle dinamik olarak yeniden kristalleşmiş ince taneli yapıdaki kaynak çekirdeğini (KÇ) gösterdiği ifade edilmiştir. “B” bölgesinin toparlanmış tane yapısına sahip termomekanik etki altındaki bölgeyi (TEAB) ve “C” bölgesinin ise ısı etkisi altındaki bölgeyi (ITAB) temsil ettiği belirtilmiştir. “D” ile işaretli bölge ise kaynaktan etkilenmeyen esas metali (EM) ifade etmektedir. Bu bölgelerin iç yapı (tane yapıları) resimleri yapılan her kaynak için bir sonraki bölümde ayrı ayrı verilmiştir.



- A- Kaynak çekirdeği (KÇ)
- B- Termomekanik etki altındaki bölge (TEAB)
- C- Isı tesiri altındaki bölge (ITAB)
- D- Esas metal (EM)

Şekil 6.2 Kaynak yönüne dik kesitteki makro yapılar.

Şekil 6.3–4 ve 5’te T4, T5 ve T6 ısıl işlemlili 6063 alaşımına ait tüm kaynaklı numunelerin (kaynak parametrelerine göre kaynaklanmış ve kaynak sonrası yaşlandırılmış) kaynak havuzları (kaynak merkezleri) bir arada görülmektedir. Kaynak sırasında dönen takımın karıştırdığı bölgenin kaynaklanan levhaların üst yüzeylerine doğru genişlediği gözlenmiştir. 7075 ve 5083 Al alaşımları ile yapılan çalışmalarda [65,66,67,68,69] da kaynak havuzunun oval külçe şeklinden uzak olduğu görülmüştür. Liu ve arkadaşları [16], 0.63 cm kalınlığındaki 6061-T6 Al alaşımı levhaları 0.63 cm çapında uç ve 1.25 cm çapında omuza sahip takım ile 300–1000 dev/dak takım devirlerini ve 0.15–0.25 cm/s ilerleme hızlarını kullanarak kaynakladıkları çalışmalarında kaynak bölgesinin bizim çalışmamızda olduğu gibi üst yüzeye doğru genişlediği sonucunu bulmuşlardır. Bu sonucu, malzeme üst yüzeyinin omuza sürtünerek daha fazla ısınmasına ve üst yüzeyde maksimum sıcaklığı (250°C) ölçmelerine bağlamışlardır. Nitekim literatürde [2], maksimum kaynak sıcaklığının kaynak bölgesinin üst yüzeyinde oluştuğu belirtilmiştir. Bizim çalışmamızda ölçülen bütün sıcaklık değerleri malzemenin üst yüzeyinden alınmış olup, kaynak üst yüzey bölgelerinin genişlikleri hemen hemen omuz çapına (18 mm) yakın ölçülmüştür.

A, B ve C grubu kaynaklı levhaların kaynak bölgelerinin makroskobik incelenmesi sonucunda 800 dev/dak takım devri kullanılarak yapılan kaynaklarda kaynak havuzlarının diğer takım devirleri kullanılarak elde edilenlerden biraz daha dar oldukları görülmüştür. Bunun nedeni; genel olarak kaynak esnasında düşük olan 800 dev/dak takım devrinde düşük kaynak sıcaklıklarının elde edilmesi olabilir. Nitekim kaynak sıcaklıklarının en yüksek olduğu kaynaklarda (AF1, AF1Y, BF1Y, CF1, CF1Y ve CF2 gibi) kaynak havuzlarının daha geniş olduğu gözlenmiştir. Bu sonuç literatür ile uygunluk göstermektedir. Literatürde [30], düşük kaynak sıcaklıklarının elde edildiği şartlarda kaynak alanının daraldığı ifade edilmiştir. Bu sonucun aksine Yutaka ve arkadaşları [13], 6063-T4 ve T5 alaşımlarında değişik takım devirleri (800, 1220, 1600, 1800, 2450 ve 3600 dev/dak) kullanarak yaptıkları çalışmalarında kaynak bölgelerini makro açıdan incelemişler ve sonuçta takım devri ile kaynak havuzunun değişmediği sonucunu bulmuşlardır. Çalışmamız ve literatürler arasındaki bu uyumsuzluk sadece takım devri ve ilerleme hızı gibi kaynak parametrelerinin farklılığından değil, aynı zamanda kullanılan takım ve geometrisi,

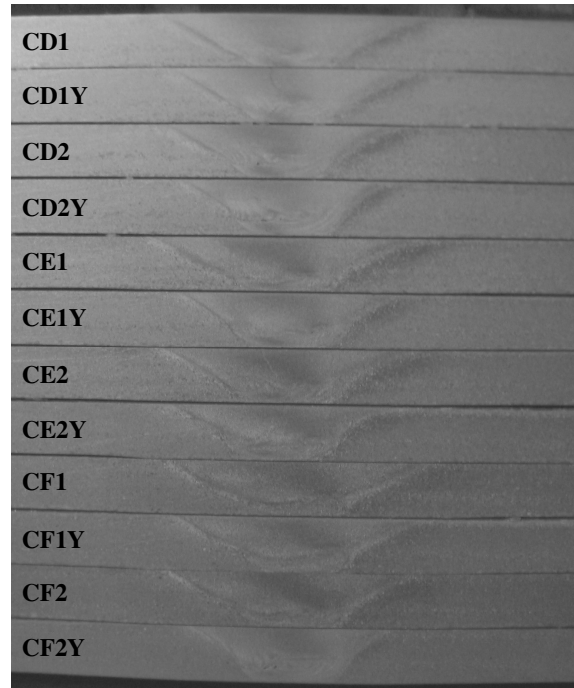
takımın eğiklik açısı, dalma derinliği, kaynaklanan malzemenin imalat yöntemi, kaynak yapılan ortamın sıcaklığı vs. gibi parametrelerdeki farklılıklardan ileri gelebilir.



Şekil 6.3 A(T4) grubuna ait kaynak makro yapıları.



Şekil 6.4 B(T5) grubuna ait kaynak makro yapıları.



Şekil 6.5 C(T6) grubuna ait kaynak makro yapıları.

A, B ve C gruplarına ait kaynak havuzları incelendiğinde, sabit takım devrinde ilerleme hızının kaynak alanına çok fazla etkisi olmadığı söylenebilir. Kaynak sıcaklıkları incelendiğinde (Çizelge 6.1), ilerleme hızının 200 mm/dak'dan 315 mm/dak'ya artması ile kaynak sıcaklıklarının genel olarak azaldığı görülürken, bu sıcaklık düşüşünün kaynak havuzlarının büyüklüğüne çok fazla etkisi olmadığını söyleyebiliriz. Ayrıca kaynak sonrası yapılan yaşlandırma işlemlerinin de makro olarak incelenen kaynak havuzlarının biçim ve büyüklüğüne etkisi olmadığı gözlenmiştir.

6.2.2 Mikro Yapı İncelemeleri

A (T4), B (T5) ve C (T6) grubu kaynakların, kaynak yönüne dik kesitlerindeki kaynak çekirdeği (KÇ), kaynak çekirdeği-termomekanik etki altındaki bölge (KÇ-TEAB), termomekanik etki altındaki bölge-ısı tesiri altındaki bölge (TEAB-ITAB), ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) ve esas metal (EM) bölgelerinden ışık mikroskobunda 50X büyütme ile alınan iç yapı resimleri sırasıyla Şekil 6.6–23 arasında verilmiştir.

İç yapı resimlerinin (Şekil 6.6–23) incelenmesinden; A, B ve C gruplarının hepsinde ve bütün kaynak parametrelerinde kaynak çekirdeğinde bir takım izlere rastlanmıştır. Bu durum literatür ile uygunluk göstermektedir. Konu ile ilgili yapılan daha önceki çalışmalarda [12,70], bu izler gözlemlenmiş ve bunların kaynak birleşim çizgisinin izleri olduğu ifade edilmiştir. Farklı takım eğiklik açılarında (1.5, 2, 2.5, 3, 3.5, 4 ve 4.5°) sürtünme karıştırma kaynağı ile birleştirilmiş 5456 Al alaşımında kaynak kusurlarının incelendiği bir çalışmada [71], kaynak çekirdeğinde bir seri düzenli siyah çizgilerin oluşumu gözlenmiştir. Çalışmada bu çizgilerin, büyük olasılıkla kaynak öncesinde levhaların alın yüzeylerinde bulunan oksit tabakalarının kaynak esnasında yüzeyi terk etmesi ve deformasyona uğraması sonucunda oluştuğu ve bu oksit partiküllerinin mekanik özellikleri etkilemediği ifade edilmiştir.

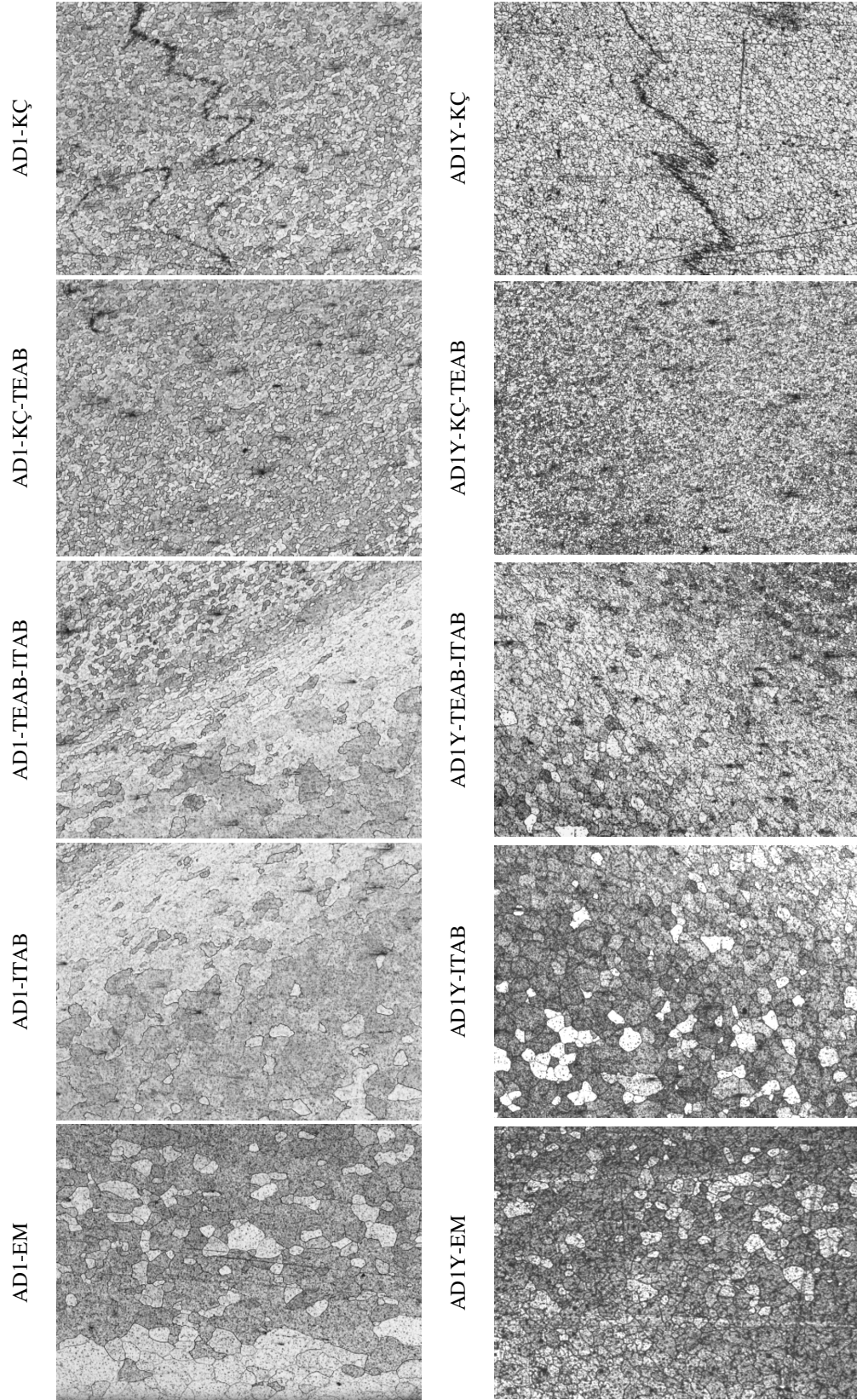
Konu ile ilgili başka bir çalışmada [72], 2 mm kalınlığındaki 1050-H24 alüminyum alaşımı levhalar 600–2400 dev/dak ve 1.45–12 mm/s arasındaki değişik takım devirlerinde ve ilerleme hızlarında SKK ile birleştirilmişlerdir. Kaynak sırasında yüksek ısı girişi sağlayan koşulların (yüksek takım devri ve düşük ilerleme hızı) dışındaki şartlarda kaynaklanan numunelerin kaynak çekirdeklerinde oksitlerin oluşturduğu zigzag şeklindeki çizgilerin gözlemlendiği ifade edilmiştir. Çalışmada, kaynak öncesi levhaların alın yüzeylerinde bulunan oksitlerin neden olduğu bu çizgiler; kaynak çekirdeğinde bulduklarında ve mekanik özellikleri etkilemediklerinde “lazy S” olarak, kaynak çekirdeğinin altında bulduklarında ve kırılmalara sebep olduklarında ise “kissing bond” olarak adlandırılmışlardır. Çalışmamızda kaynak öncesinde herhangi bir yüzey (oksit) temizleme işlemi yapılmadığından kaynak çekirdeklerinde gözlenen bu çizgilerin kaynak işlemi esnasında karıştırıcı uç ile bir düzene konan oksitler olduğu söylenebilir. Başka bir literatürde [21], 6061 Al alaşımının kaynağında karıştırma işlemi ile kaba Mg₂Si çökeltilerinin fırl fırl döndürülüp TEAB ve ITAB bölgelerine savrulduğu ifade edilmiştir. Buna dayanarak kaynak çekirdeğinde (KÇ) oluşan bu izlerin bir sıra halinde toplanmış kaba Mg₂Si çökeltileri olmadığı söylenebilir.

Bütün gruplarda ve tüm kaynak şartlarında, kaynak çekirdeğinde (KÇ) en ince ve homojen tane yapısı görülürken, bu tane boyutunun TEAB bölgesine doğru gidildikçe hafif bir oranda büyüdüğü görülmüştür. TEAB-ITAB geçiş bölgelerinde tanelerin şeklini kaybettiği ve tane büyümelerinin gerçekleştiği görülmüştür. ITAB bölgelerinde de beklenildiği gibi ısı tesiri ile tane kabalaşması görülmüştür. EM bölgelerinde ise ITAB bölgesinden küçük, KÇ ve KÇ-TEAB bölgelerinden daha büyük tane yapısı görülmüştür. Bu tane yapıları ve dağılımı literatür ile uygunluk göstermektedir. Daha önce de yapılan çalışmalarda [10,11,12,13,21,64], KÇ bölgesinde, sürtünme ısı ve plastik deformasyonun sonucunda dinamik rekristalizasyon ile homojen, eş eksenli ve ince taneli bir yapı oluştuğu ifade edilmiştir. Bahsedilen çalışmalarda KÇ'nin hemen yakınında ve ince bir kesitte toparlanmış tane yapısına sahip termomekanik etki altındaki bölgenin (TEAB) var olduğu belirtilmiştir. Bu bölge (TEAB) ile esas metal (EM) arasında ise kaynak esnasında oluşan ısının etkisi ile tanelerin kabalaştığı ısı tesiri altındaki bölgenin (ITAB) varlığı belirtilmiştir.

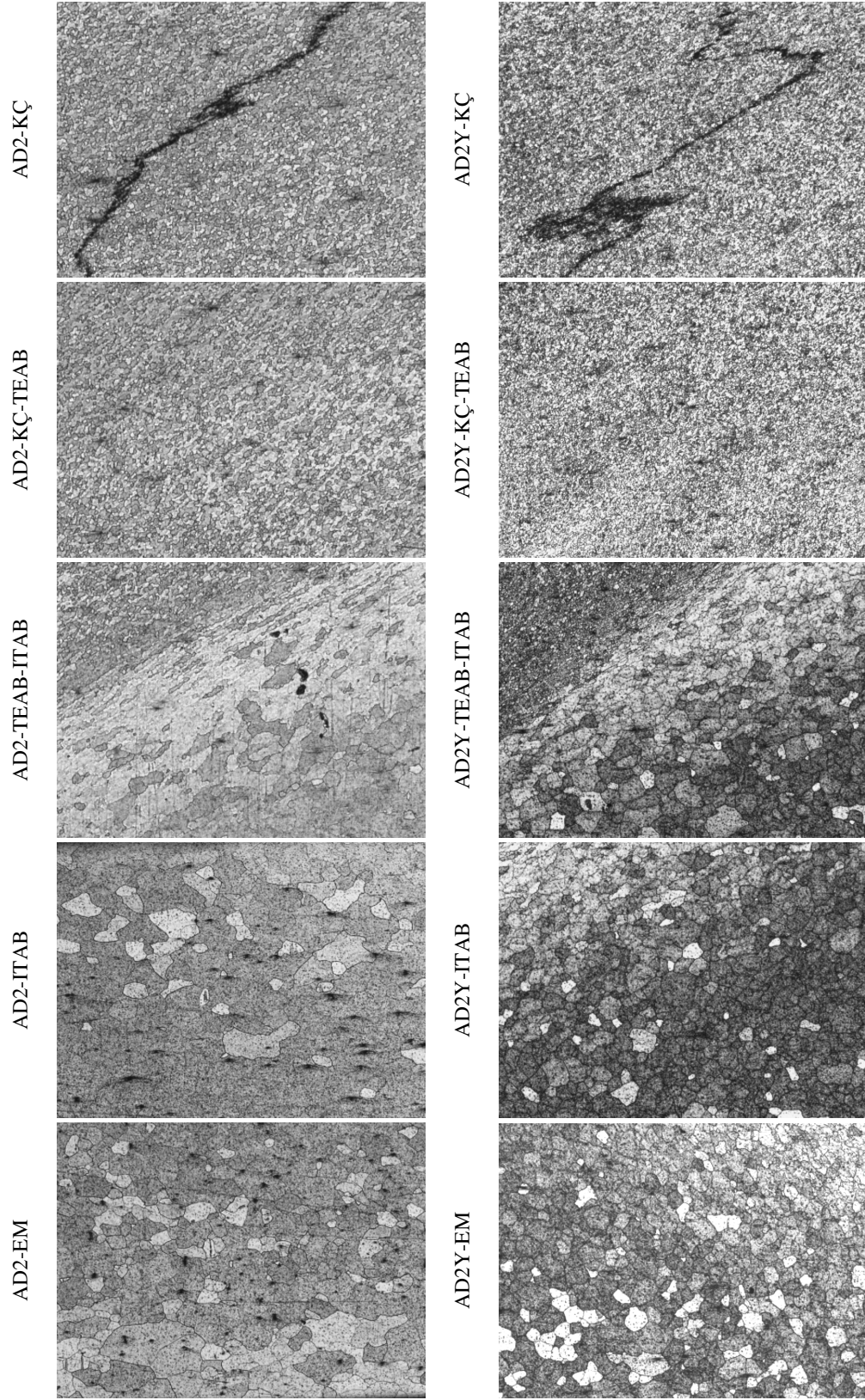
Yapılan A (T4) grubu kaynakların iç yapıları incelendiğinde (Şekil 6.6–11), sabit ilerleme hızında takım devri arttıkça kaynak çekirdeğindeki tane yapısının hafif oranda büyüdüğü görülmüştür. Takım devri arttıkça kaynak esnasındaki sürtünmenin artmasıyla kaynak sıcaklıkları da artmış (Çizelge 6.1) ve bu artış KÇ’de az da olsa tane büyümesine neden olmuştur. Ayrıca ilerleme hızının KÇ’deki tane yapısına etkisi incelendiğinde, sabit takım devirlerinde 315 mm/dak ilerleme hızında KÇ’deki tane boyutlarının 200 mm/dak ilerleme hızındakinden daha küçük olduğu görülmüştür. Artan ilerleme hızı kaynak esnasında takımın herhangi bir bölgedeki temas süresini ve dolayısıyla kaynak sıcaklığına maruz kalma süresini azaltacağından bu sonuç uygun bir sonuçtur.

Takım devri ve ilerleme hızının bir fonksiyonu olan DBİ (ilerleme hızı/devir) değerlerinin kaynak çekirdeğindeki tane yapısına etkisi incelendiğinde, en düşük DBİ değerinde (0.125 mm/dev) en yüksek kaynak sıcaklığı ve kaynak çekirdeğinde nispeten en büyük tane yapısı elde edilmiştir. Diğer taraftan, en yüksek DBİ değerinde (0.4 mm/dev) en düşük kaynak sıcaklığı ve KÇ’de en küçük tane yapısı elde edilmiştir. Bu sonuçlar literatür ile uygunluk göstermektedir [13,59,73,74,75,76].

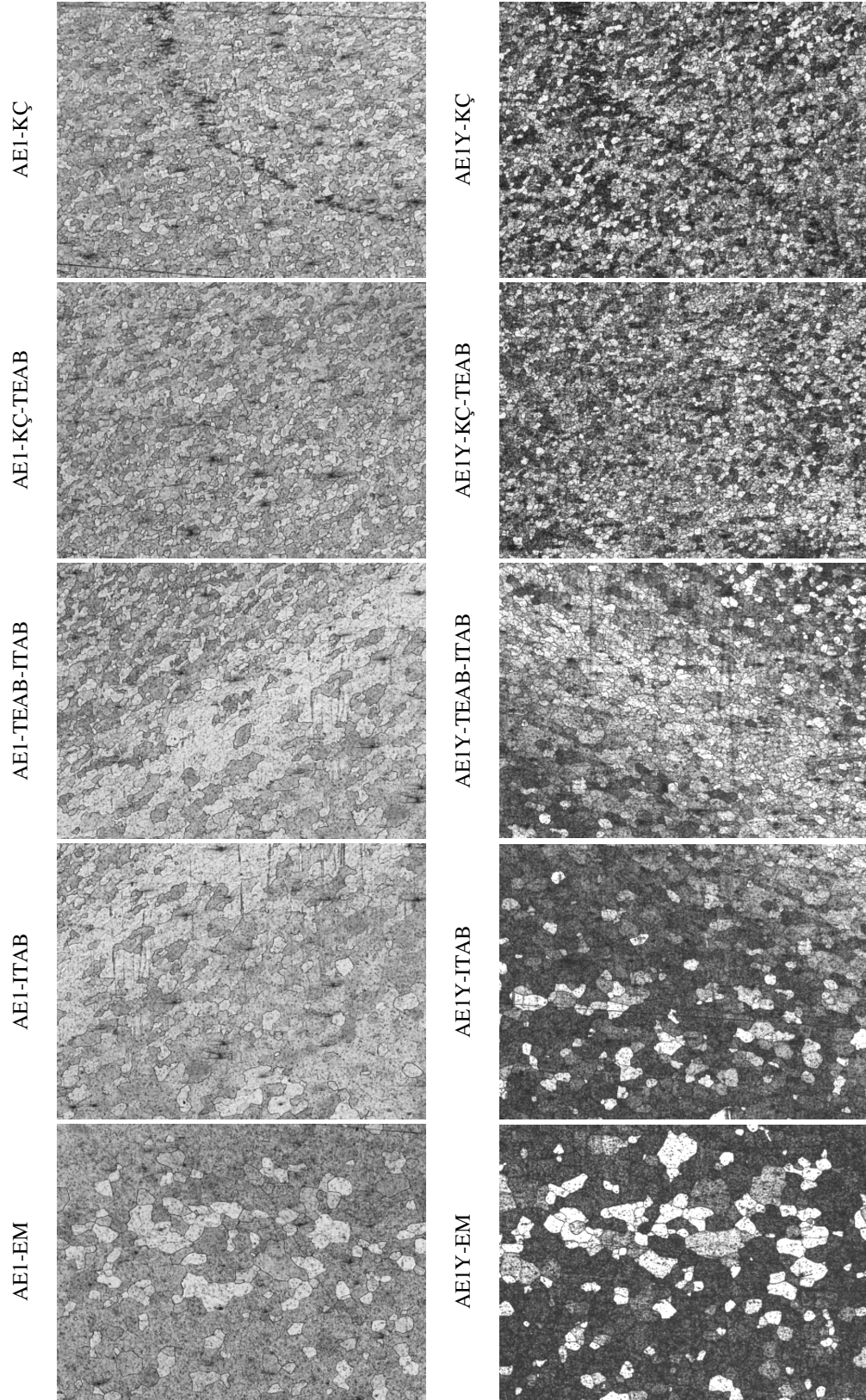
Kaynak yönüne dik kesitlerde yapılan iç yapı incelemeleri sonucunda esas metal bölgesinde kesitin alt kısımlarındaki tanelerin üst ve orta kısımdakilere göre daha büyük olduğu gözlenmiştir. Bu durum AD1, AD2, AF1 ve AF2 kodlu kaynakların EM iç yapılarında belirgin bir şekilde görülmektedir. Kaynaklı levhaların alt bölgelerindeki tane kabalaşmasının nedeni, kaynak esnasında kullanılan çelik altlığın (plakanın) ısı iletim katsayısının alüminyumunkinden daha düşük olması, üzerindeki ısıyı hemen atamaması ve dolayısıyla bu bölgedeki tanelerin ısıdan etkilenmesi olabilir.



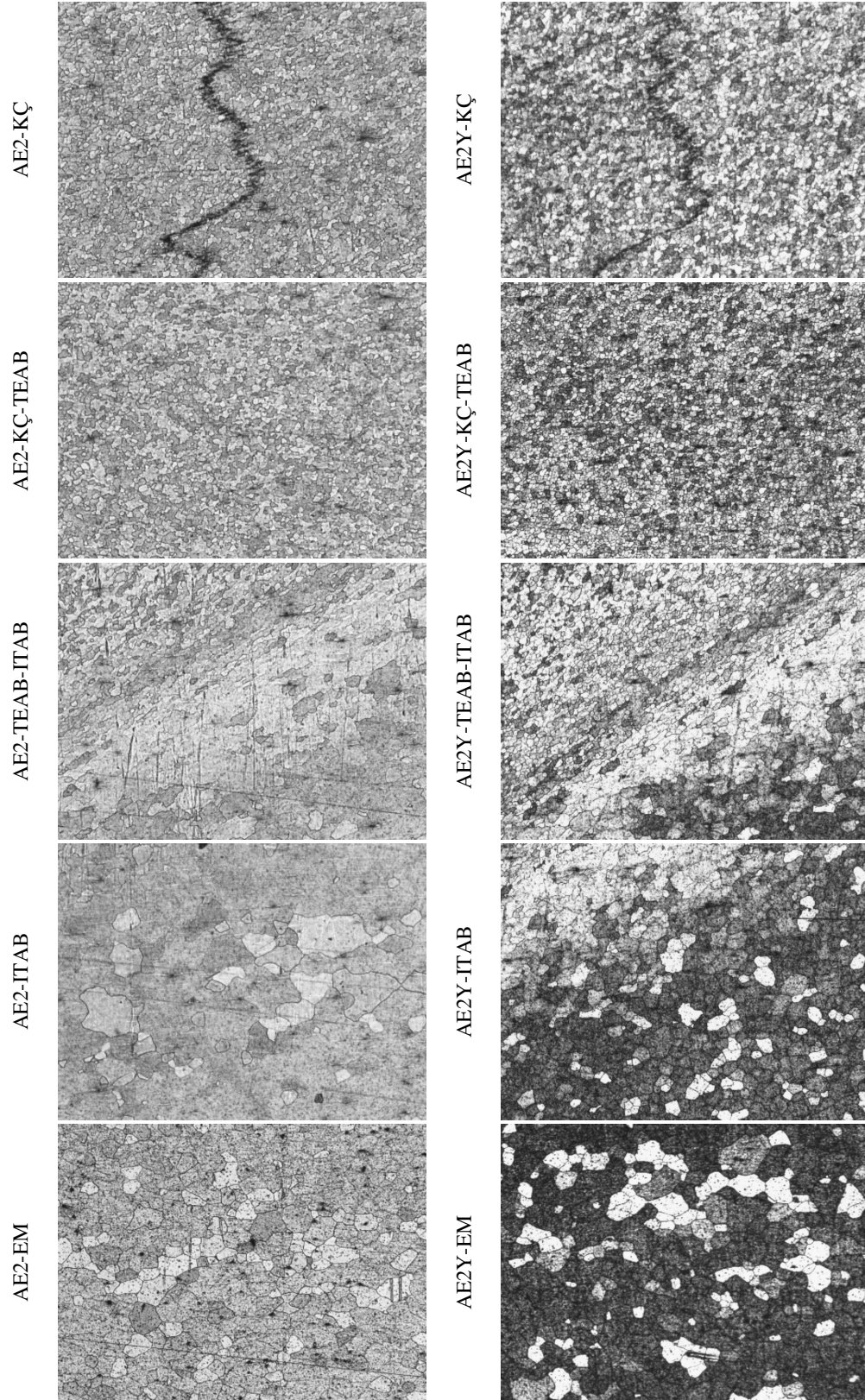
Şekil 6.6 AD1 ve AD1Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).



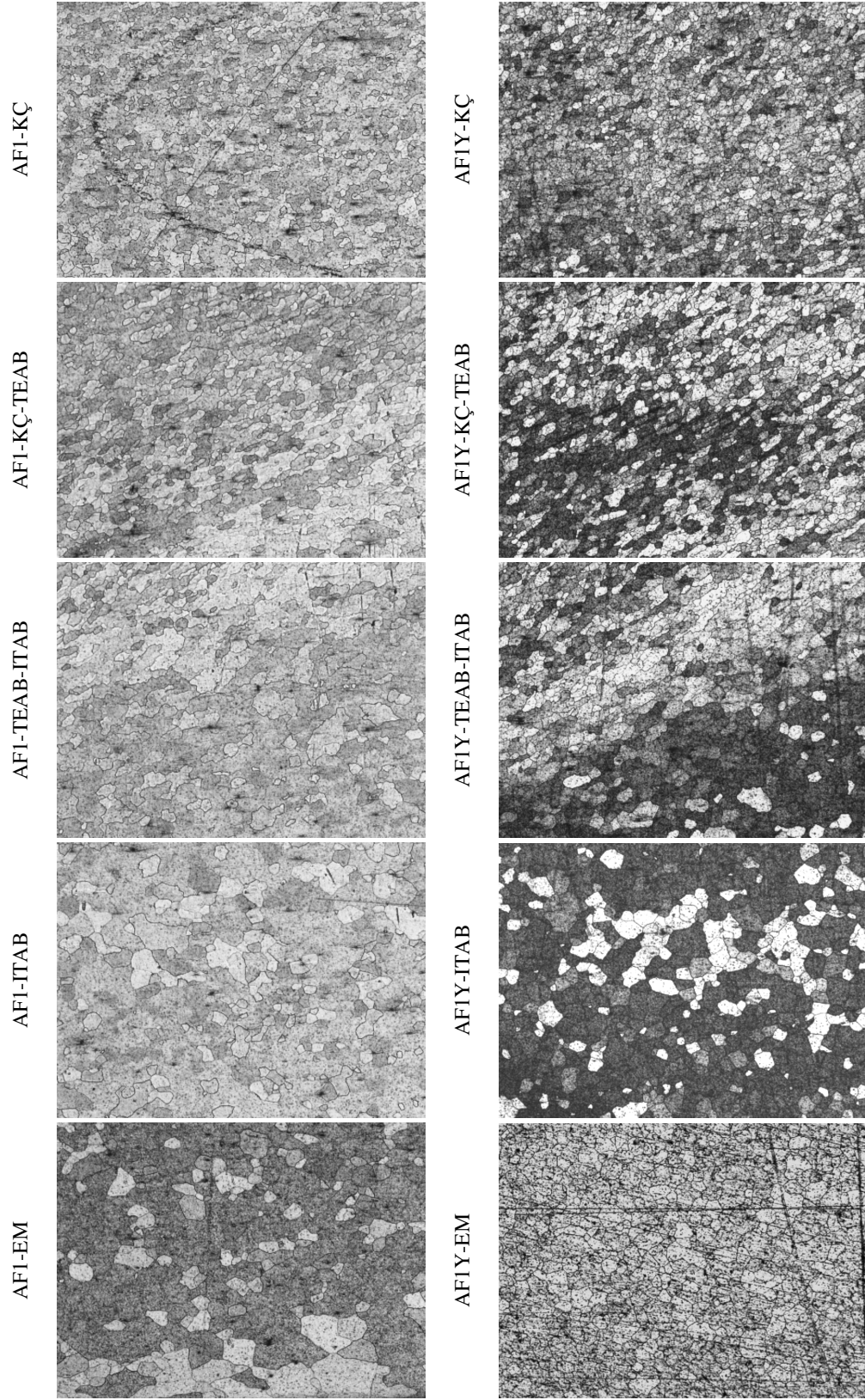
Şekil 6.7 AD2 ve AD2Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).



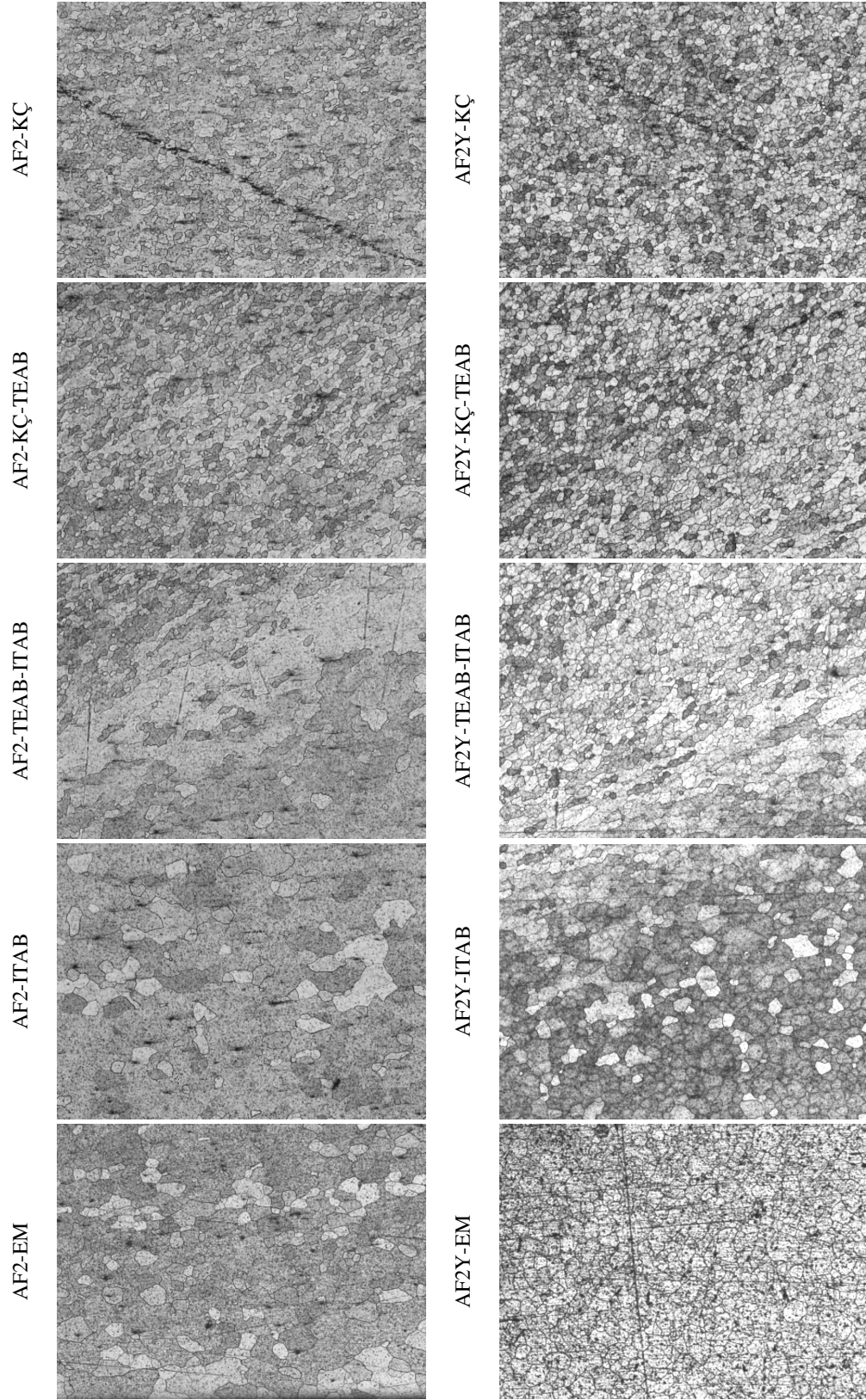
Şekil 6.8 AE1 ve AE1Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).



Şekil 6.9 AE2 ve AE2Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).



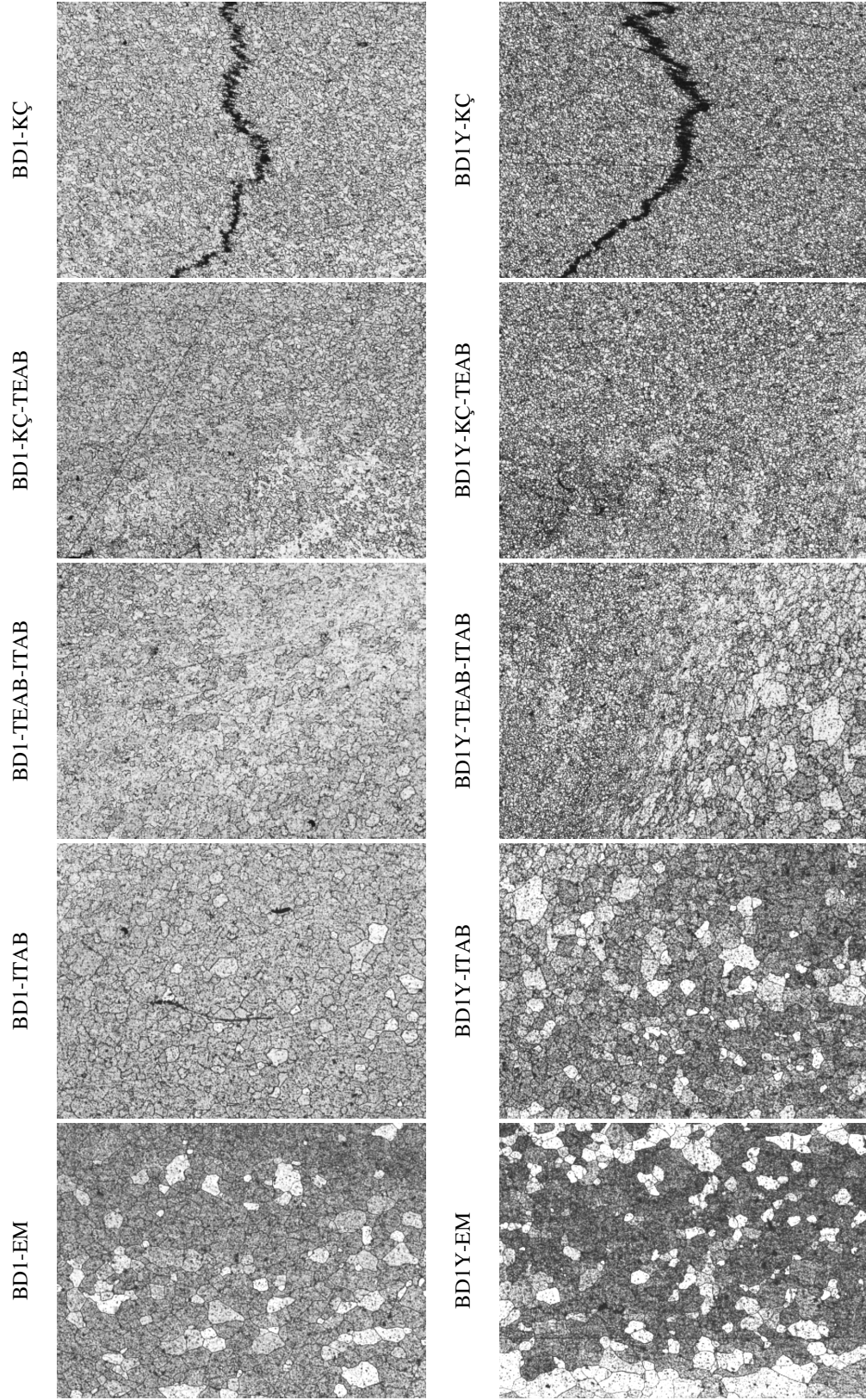
Şekil 6.10 AF1 ve AF1Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).



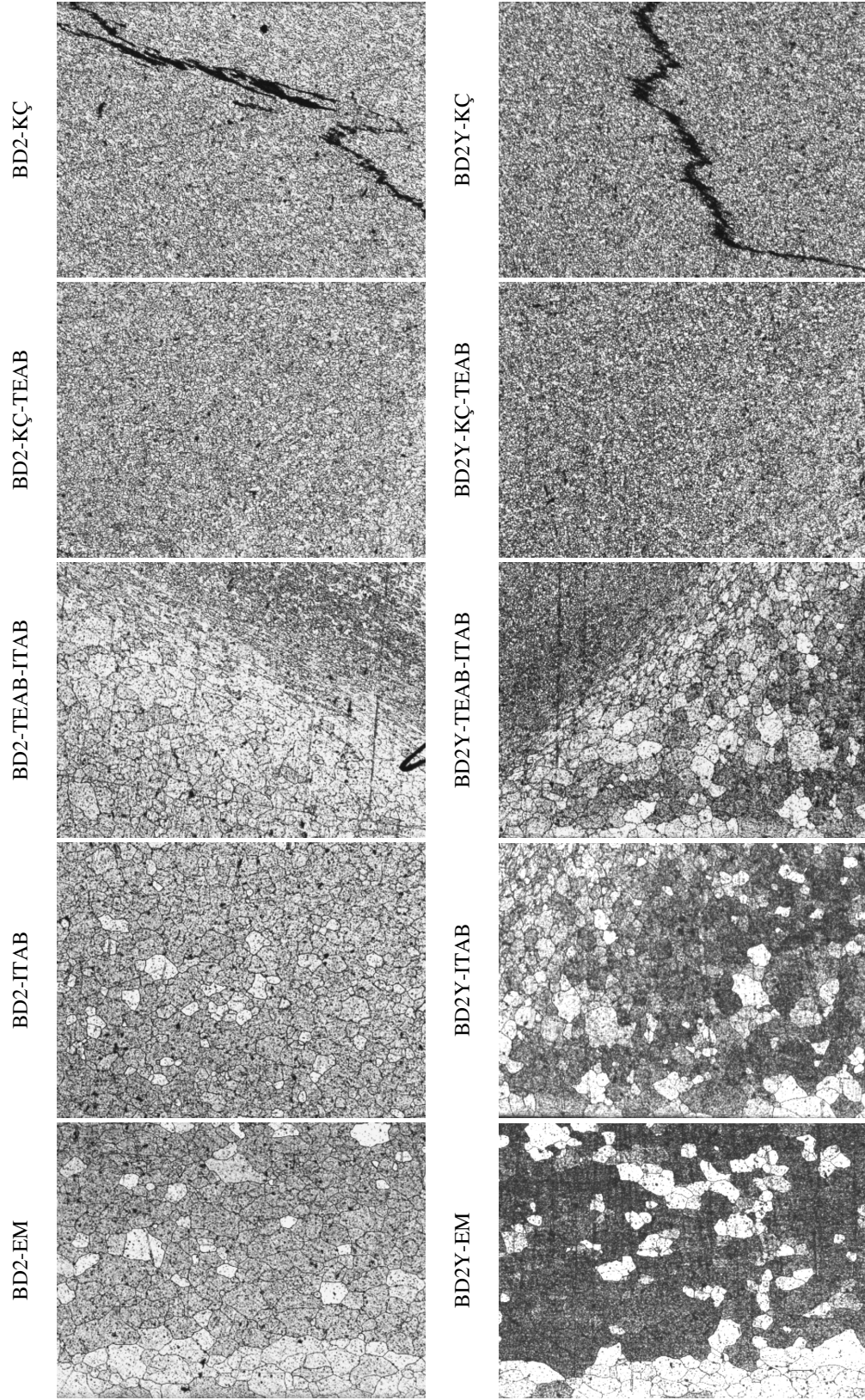
Şekil 6.11 AF2 ve AF2Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).

B (T5) grubu kaynaklara ait kaynak bölgelerinin iç yapıları incelendiğinde (Şekil 6.12–17), A grubu kaynaklarda olduğu gibi sabit ilerleme hızında takım devri artıkça KÇ'deki tanelerin hafifçe büyüdüğü görülmüştür. Takım devri artıkça kaynak sıcaklıkları da arttığından bu sonuç uygun ve beklenen bir sonuçtur. Sabit devirde ilerleme hızı 200 mm/dak'dan 315 mm/dak'ya arttığında KÇ'deki taneler nispeten küçülmüştür. Artan ilerleme hızı ile kaynak sıcaklığı da düştüğünden bu sonuç uygundur.

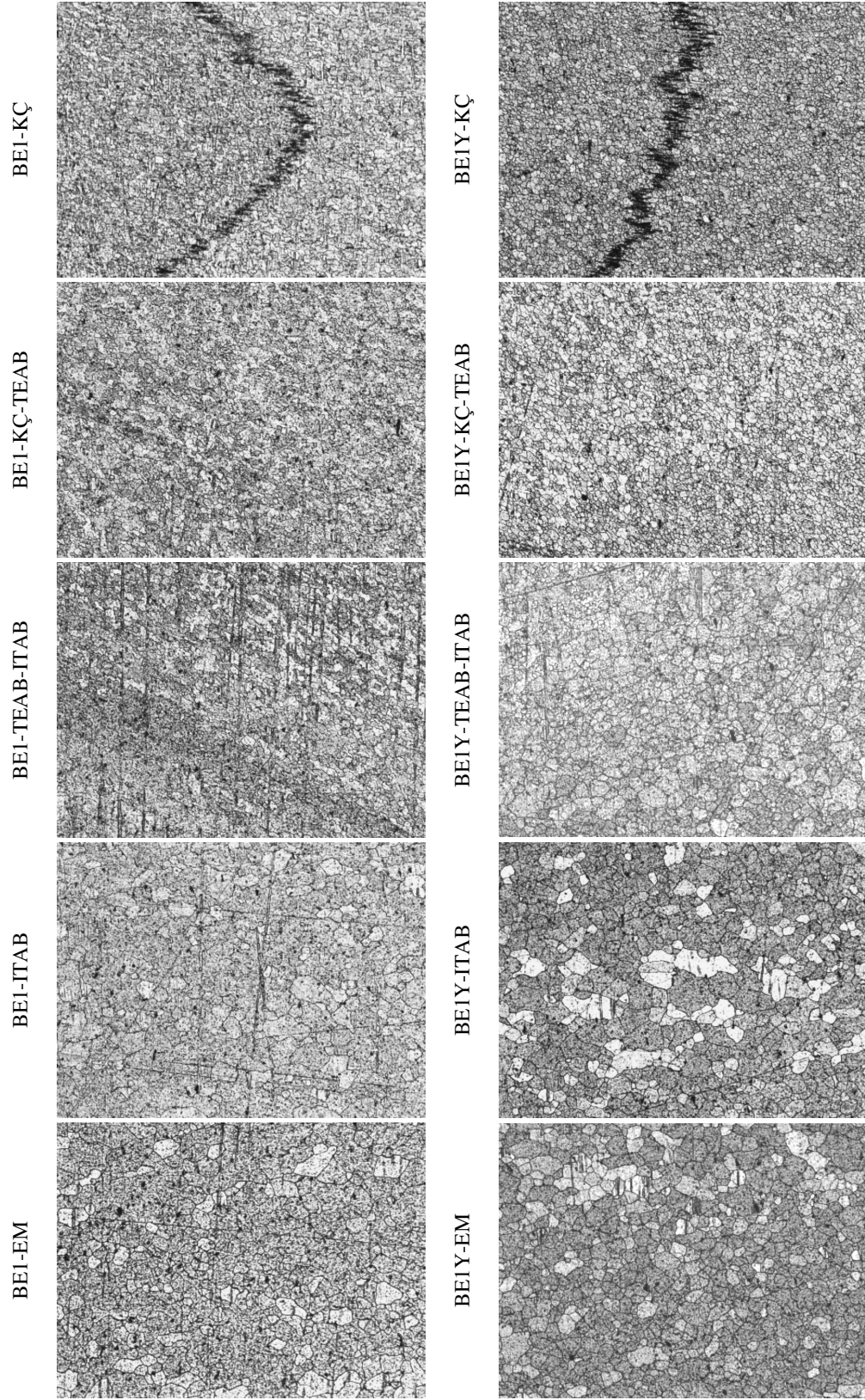
Ayrıca, çelik altlık nedeniyle A grubunda görülen esas metalin (EM) alt bölgesindeki tane büyümesi bu grup kaynaklarda (BD1Y, BD2 ve BD2Y gibi) da görülmüştür.



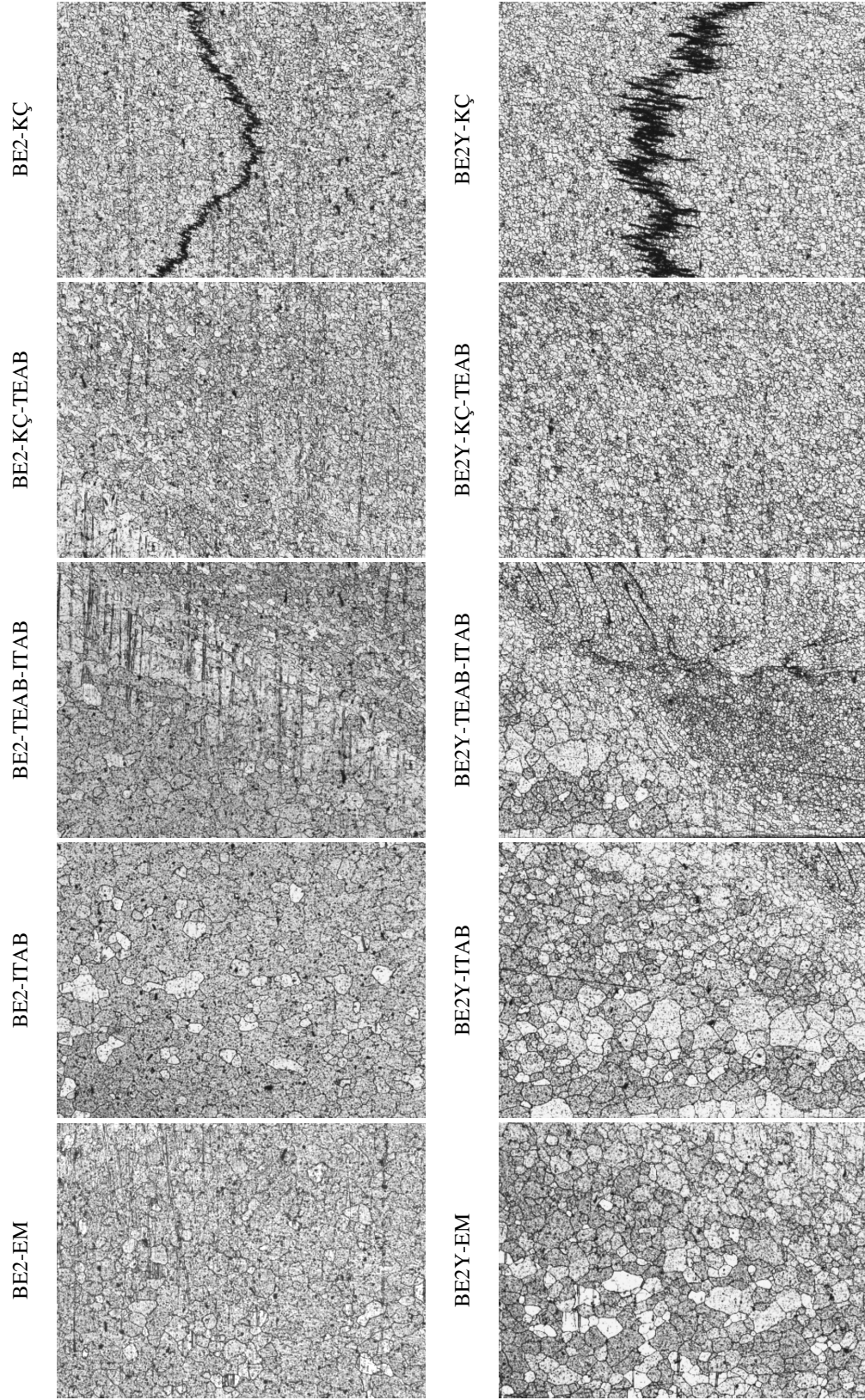
Şekil 6.12 BD1 ve BD1Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).



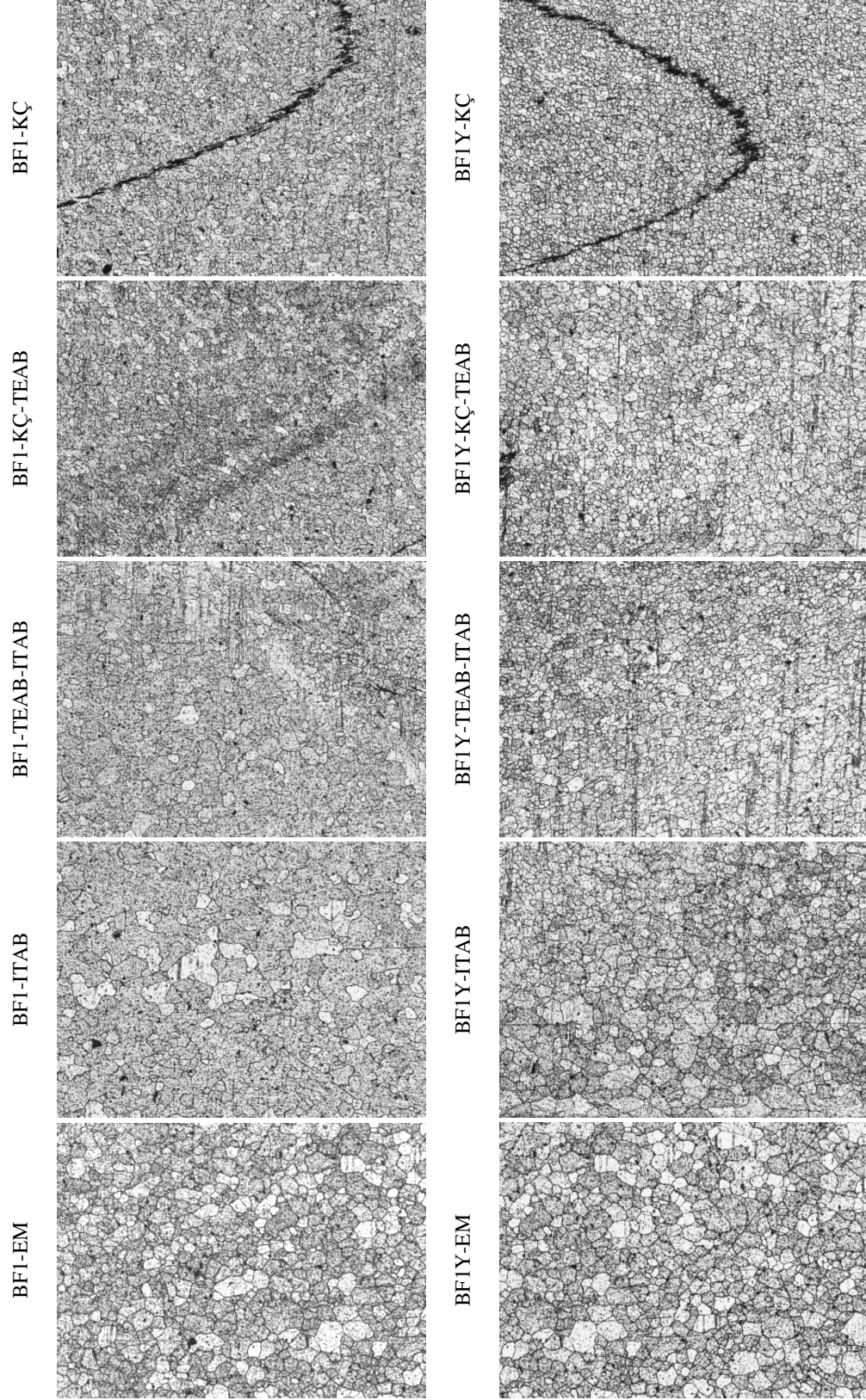
Şekil 6.13 BD2 ve BD2Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).



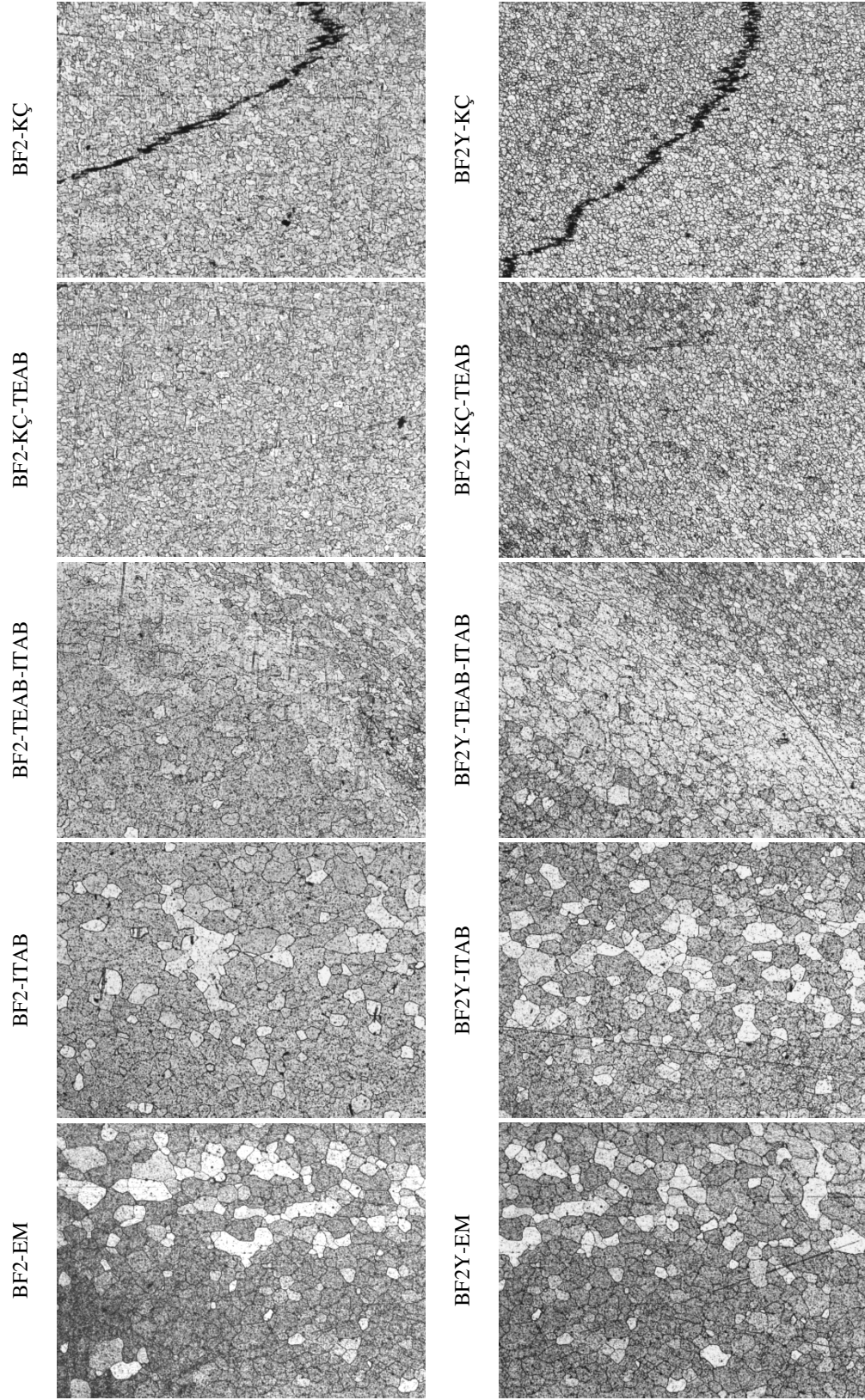
Şekil 6.14 BE1 ve BE1Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).



Şekil 6.15 BE2 ve BE2Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).



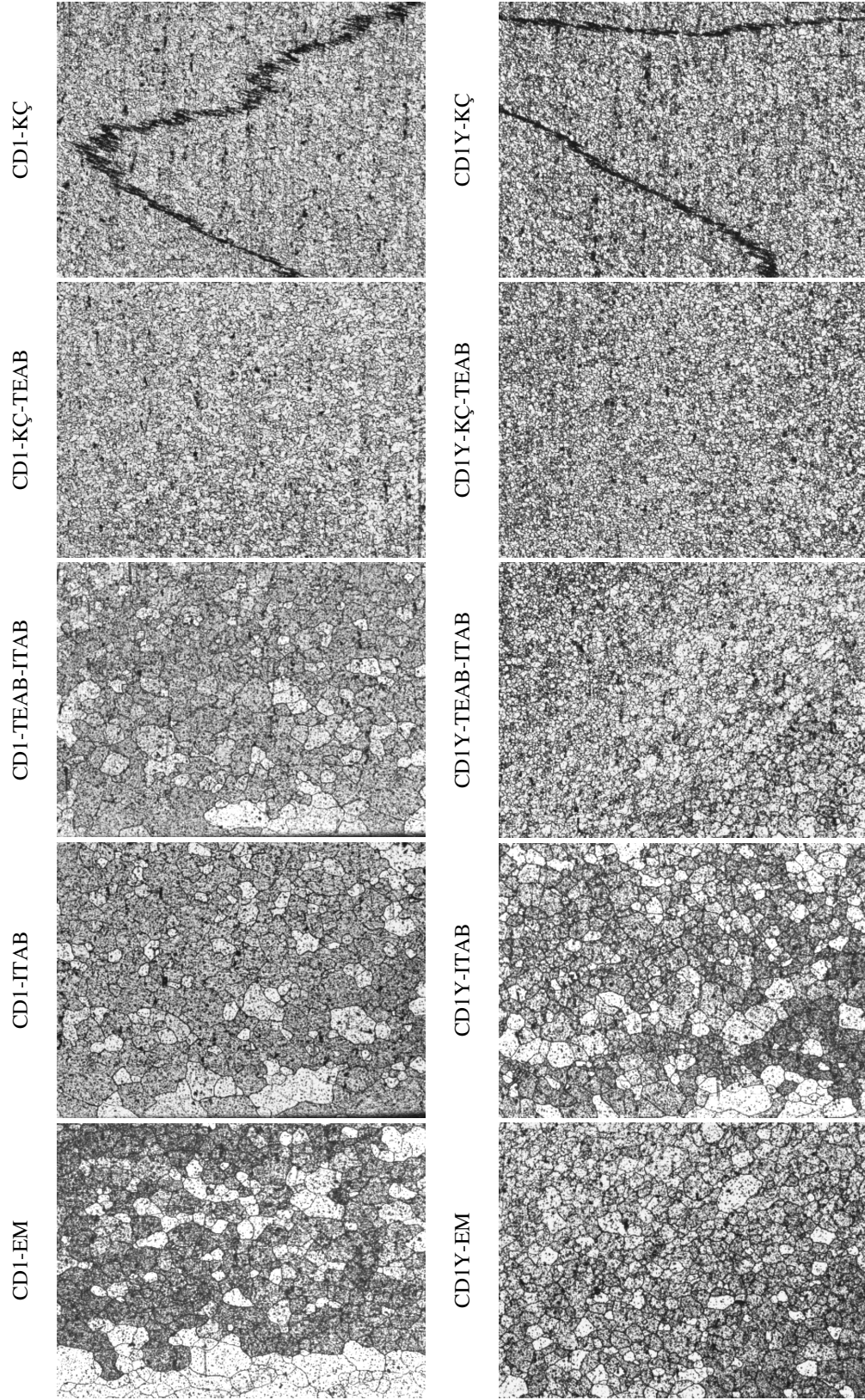
Şekil 6.16 BF1 ve BF1Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).



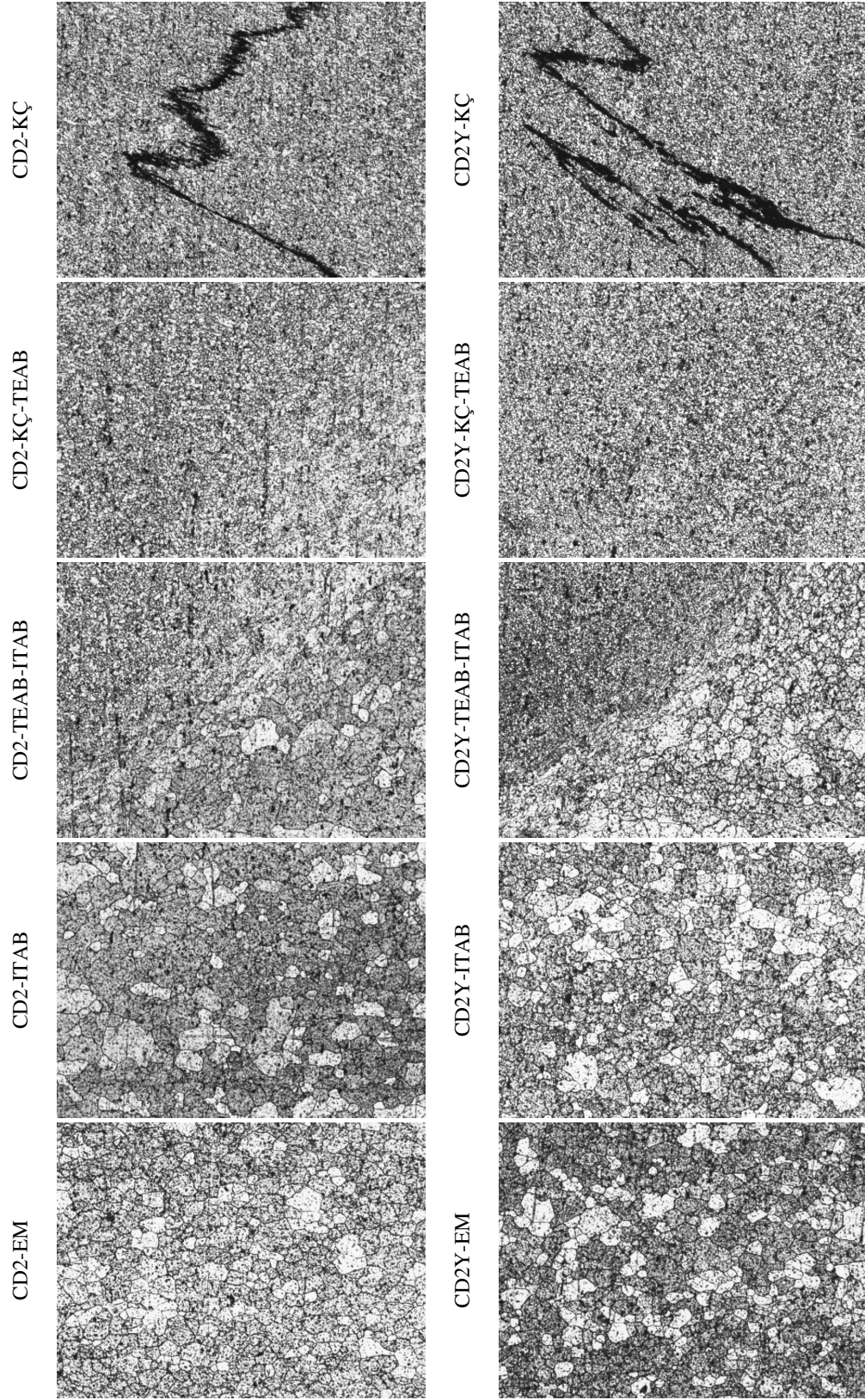
Şekil 6.17 BF2 ve BF2Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).

C grubu kaynakların iç yapıları incelendiğinde (Şekil 6.18–23), A ve B gruplarında olduğu gibi kaynak parametrelerine (takım devri ve ilerleme hızı) ve dolayısıyla kaynak sıcaklığına bağlı olan KÇ'deki tane büyüklüğü değişiminin C grubu kaynaklarda da aynı olduğu görülmüştür.

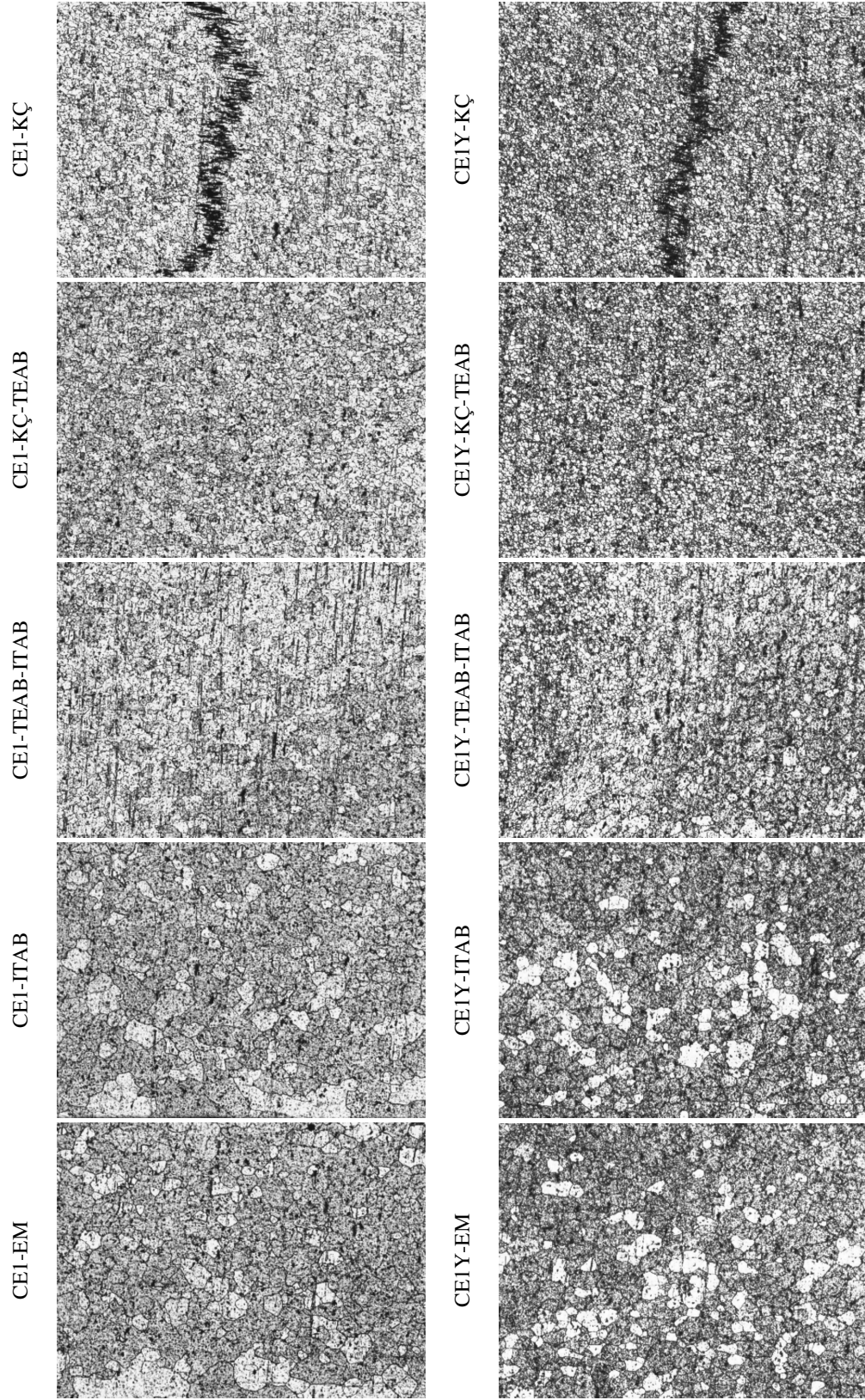
A, B ve C gruplarında incelenen kaynak bölgelerinde (KÇ, TEAB, ITAB ve EM) en kaba tane yapıları ITAB bölgelerinde gözlenmiştir. Bu bölgenin kaynak sırasında herhangi bir deformasyona uğramaması ve sadece ısıdan etkilenmesi bu sonucu doğurmaktadır.



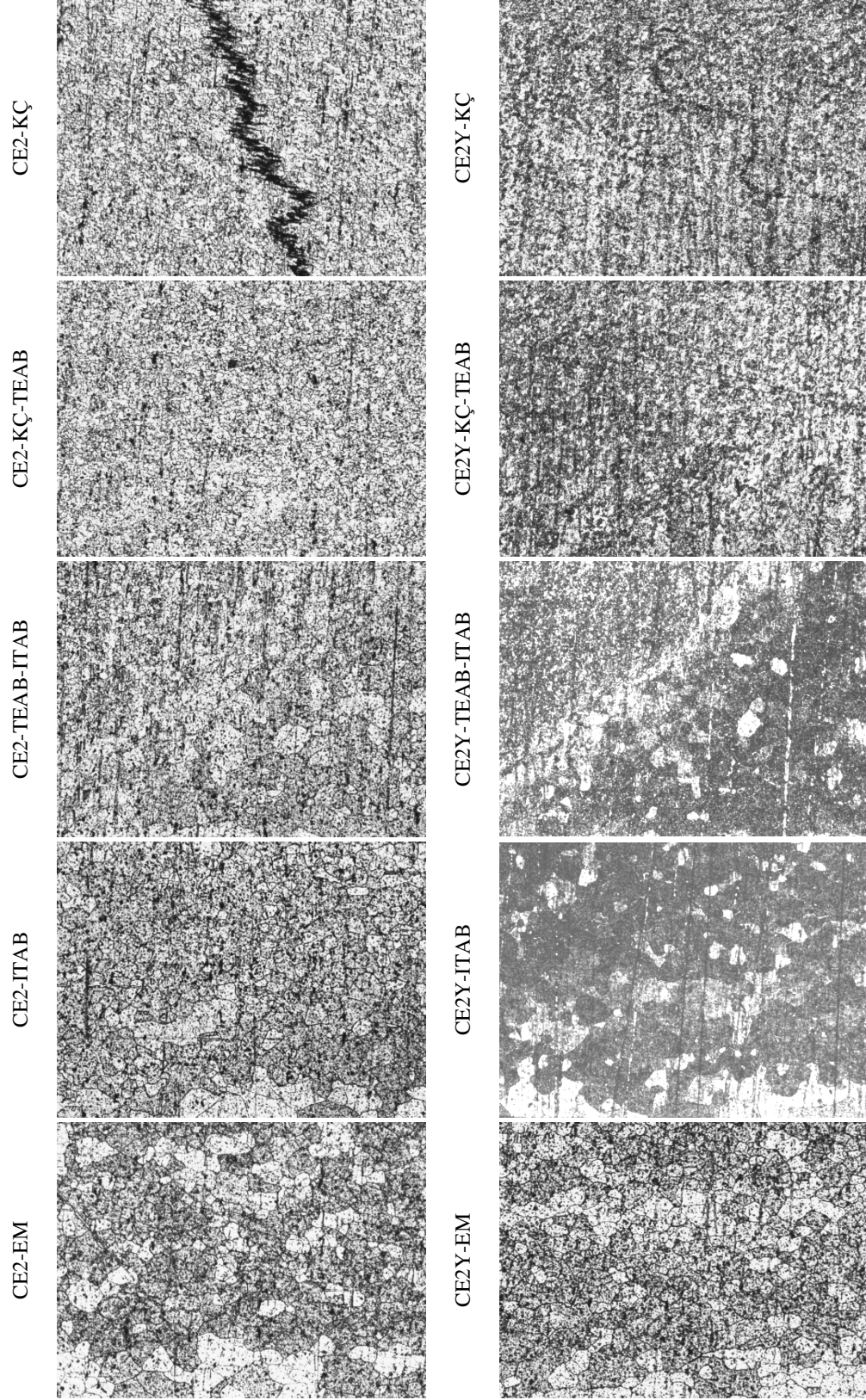
Şekil 6.18 CD1 ve CD1Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).



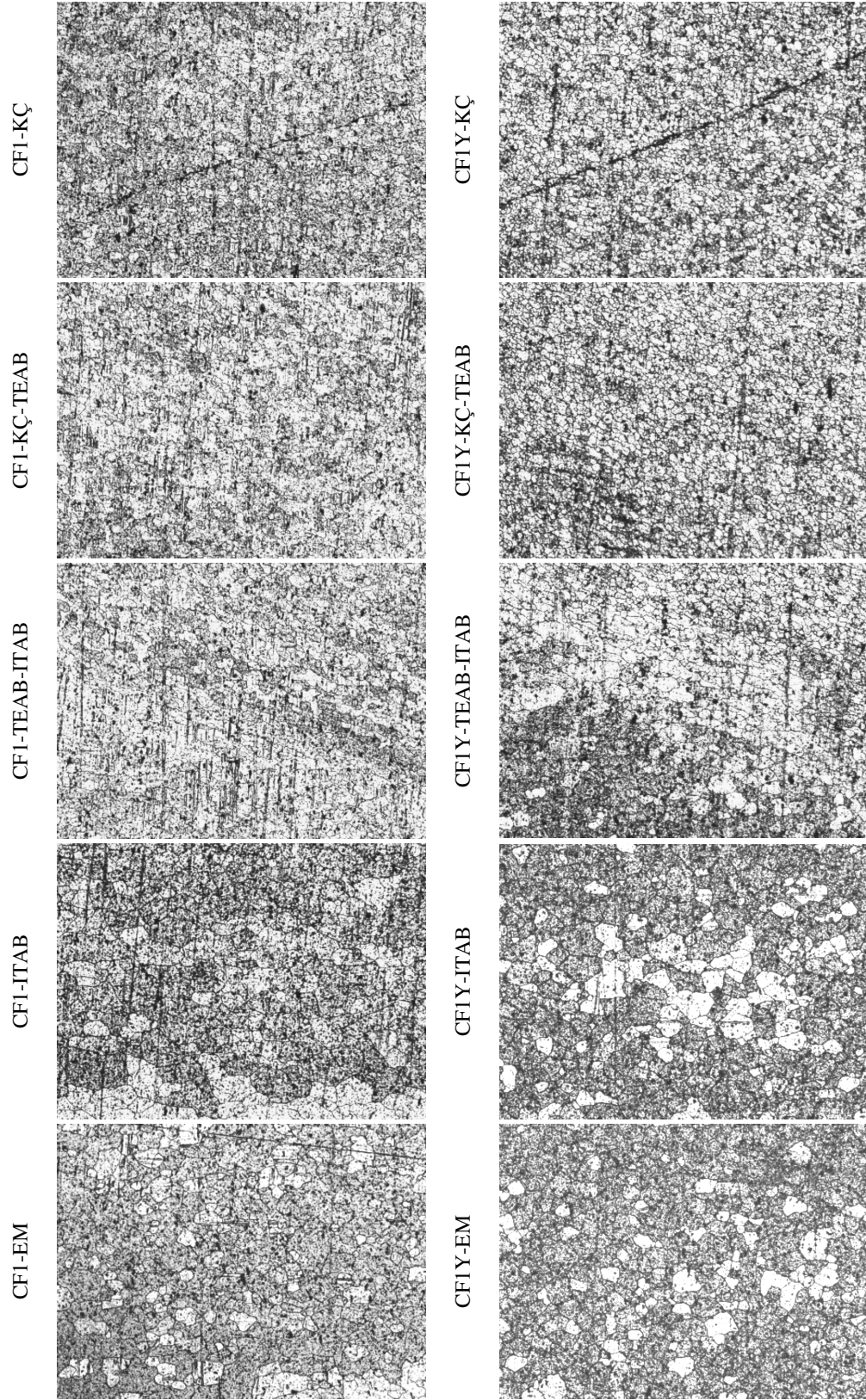
Şekil 6.19 CD2 ve CD2Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).



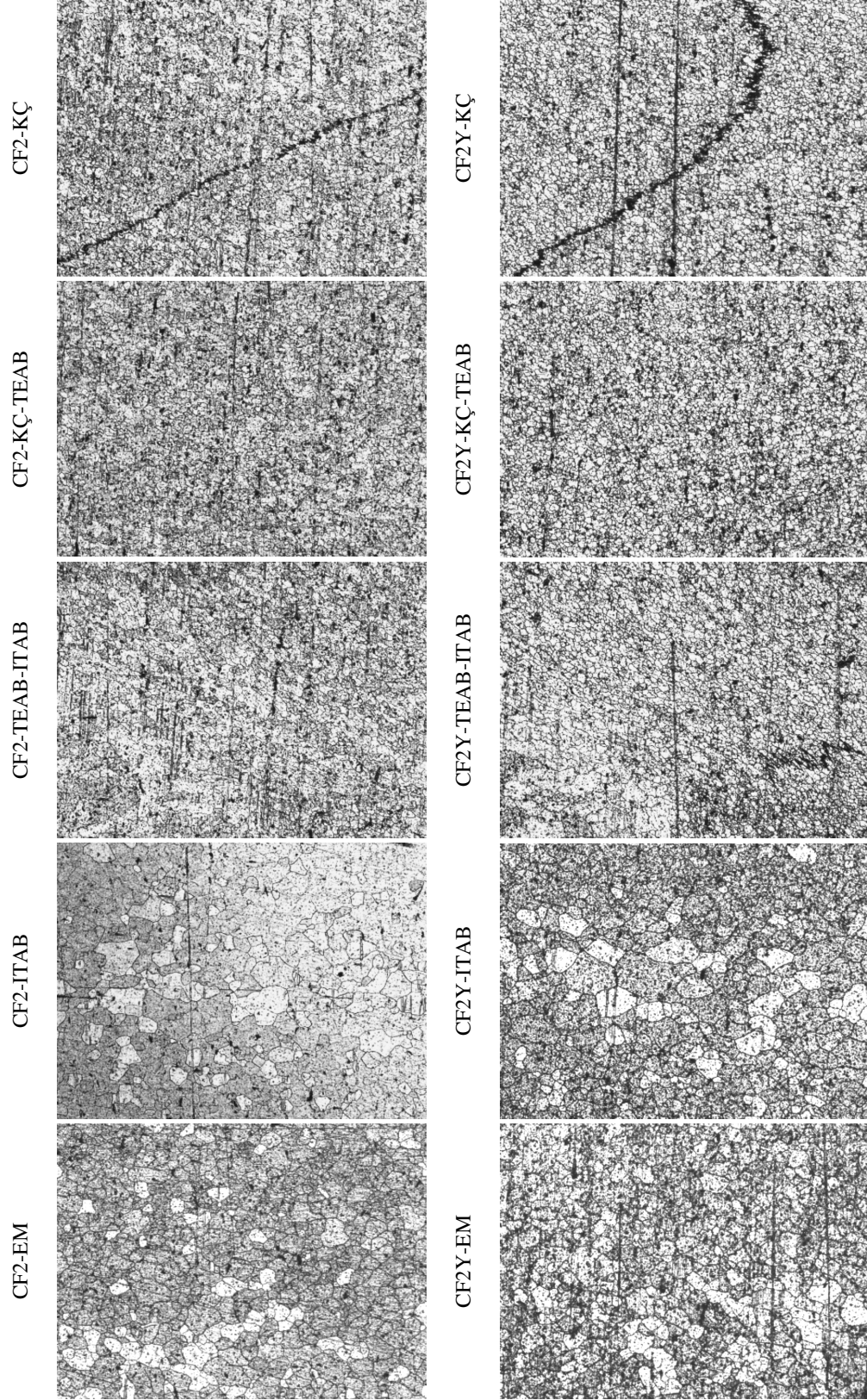
Şekil 6.20 CE1 ve CE1Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).



Şekil 6.21 CE2 ve CE2Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).



Şekil 6.22 CF1 ve CF1Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).



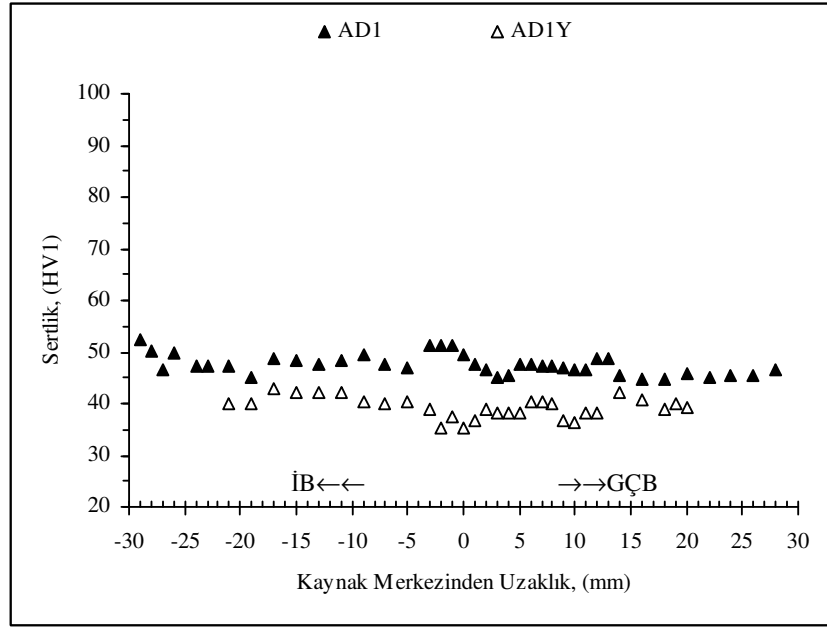
Şekil 6.23 CF2 ve CF2Y kaynaklarına ait iç yapılar (50X).

6.3 Sertlik Deneyleri Sonuçları

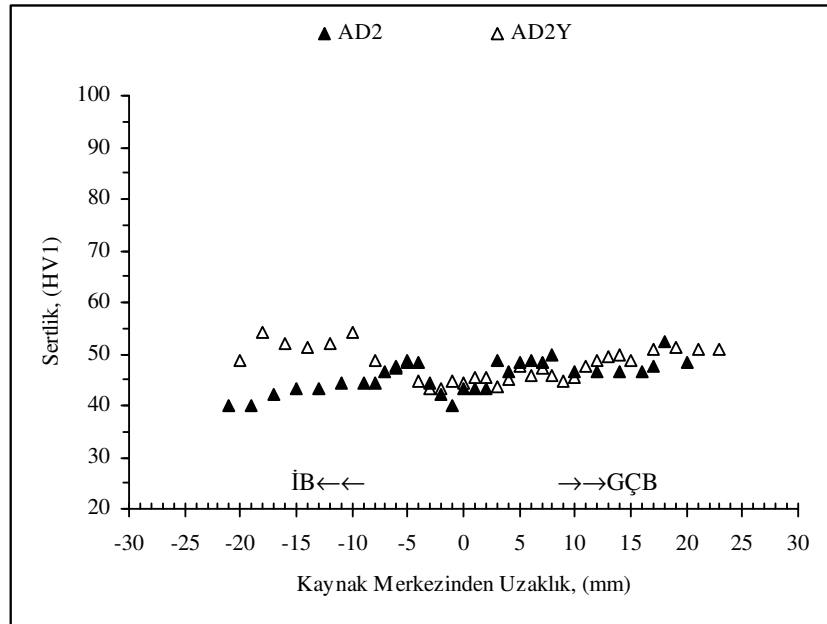
A (T4) grubuna ait kaynak yönüne dik kesitten alınan yatay sertlik profilleri sırasıyla Şekil 6.24-29'da verilmiştir. Bu sertlik sonuçlarına göre genel olarak A (T4) grubu kaynakların her birinde, kaynak merkezinden mesafeye bağlı olarak sertlik değerlerinin çok fazla değişmediği ve esas metal ile kaynak merkezi arasında kabaca homojen bir sertlik dağılımı olduğu görülmüştür. Bu sonuç literatür ile uygunluk göstermektedir. 6063-T4 ve T5 Al alaşımının 800–3600 dev/dak arasında değişen takım devirlerinde ve sabit ilerleme hızında (6 mm/s) sürtünme karıştırma kaynağının yapıldığı bir çalışmada [13], T4 ısıl işlemlili alaşımda kaynak doğrultusuna dik kesitten ölçülen sertlik değerlerinin değişmediği ve homojen bir dağılım gösterdiği sonucu bulunmuştur. Bahsedilen çalışmada, çökelti ile sertleşebilen alüminyum alaşımlarında oluşan çökeltilerin hassas bir şekilde malzemenin sertliğini etkilediği ve kaynak esnasında kararlı veya yarı kararlı çökeltilerin yeniden çökmediği ifade edilmiştir.

Literatüre [10,11,12] göre kaynak esnasında kaynak çekirdeğinde çökeltilerin ayrışması ile bu bölgedeki sertliklerin belirgin bir şekilde düştüğü ifade edilmektedir. Çalışmamızda A (T4) grubu kaynaklarda bu durumun olmayışı, kaynak işlemi esnasında kaynak bölgesinin çözeltiliye alındığını ve bunu takip eden birkaç gün içinde bu bölgede meydana gelen doğal yaşlanma ile bölge sertliğinin esas metal sertliğine ulaşmasına ve hatta geçmesine bağlanabilir. Konu ile ilgili bir çalışmada [21], dinamik olarak yeniden kristalleşen bölgede (KÇ) kaynak sonrası sertliğin artmasına, bu bölge sıcaklığının kaynak işlemi esnasında çözeltiliye alma sıcaklığına ulaşması ve sonrasında meydana gelen doğal yaşlanmanın neden olduğu ifade edilmiştir.

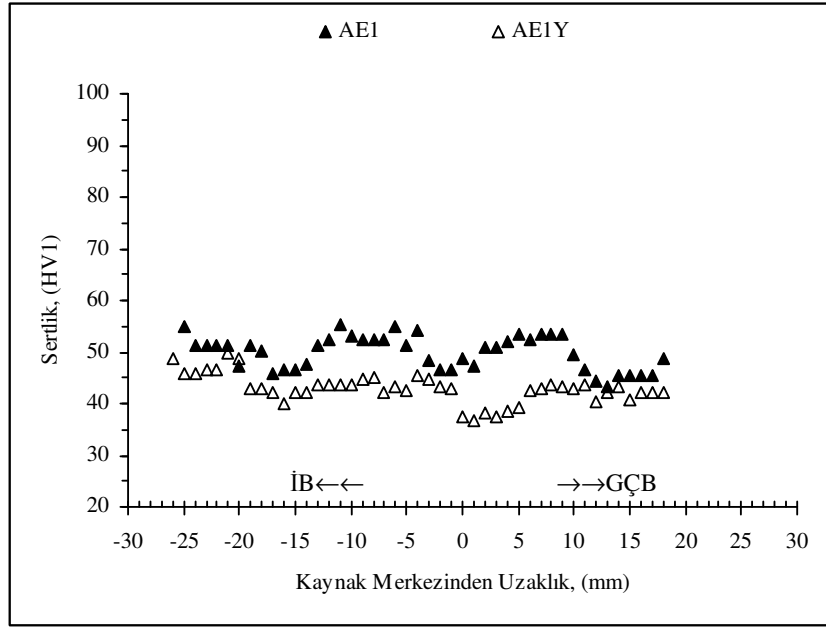
Kaynak sonrası yapılan yaşlandırma işlemi (185 °C'de 7 saat) ile aynı kaynak şartının yaşlandırmasız kaynaklarına göre sertlik değerlerinde çok hafif azalmalar görülmüştür. Fakat AD1Y'nin sertlik değerleri AD1'in sertlik değerlerinden daha belirgin bir azalma göstermiştir. Bahsedilen kaynakların, aynı kaynak şartlarına sahip olmasına rağmen kaynak sıcaklıkları arasında bariz bir fark (57°C) olduğu görülmüştür (Çizelge 6.1).



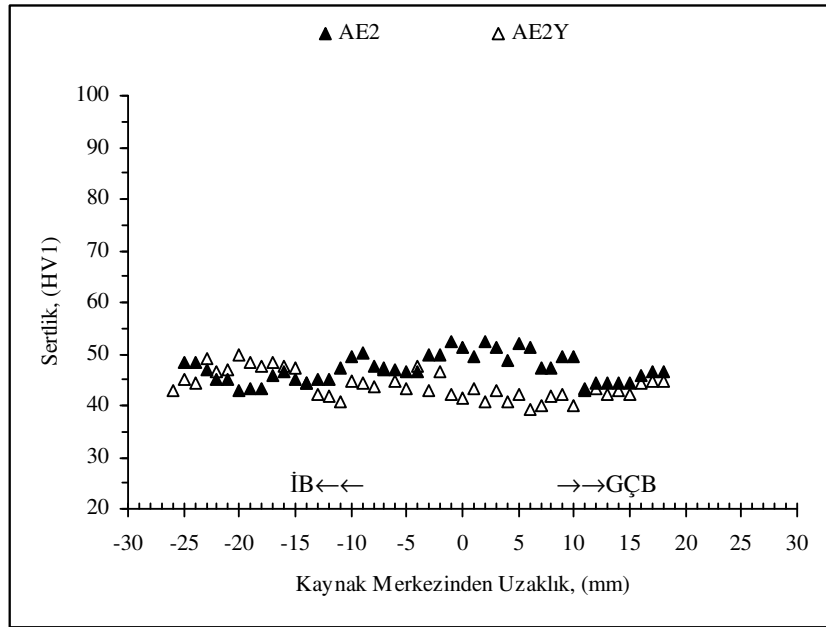
Şekil 6.24 AD1 ve AD1Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.



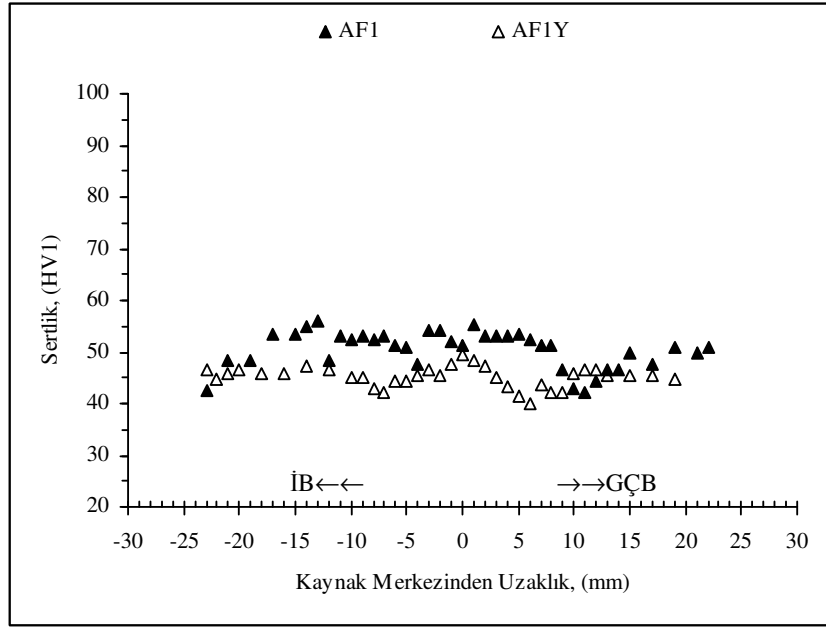
Şekil 6.25 AD2 ve AD2Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.



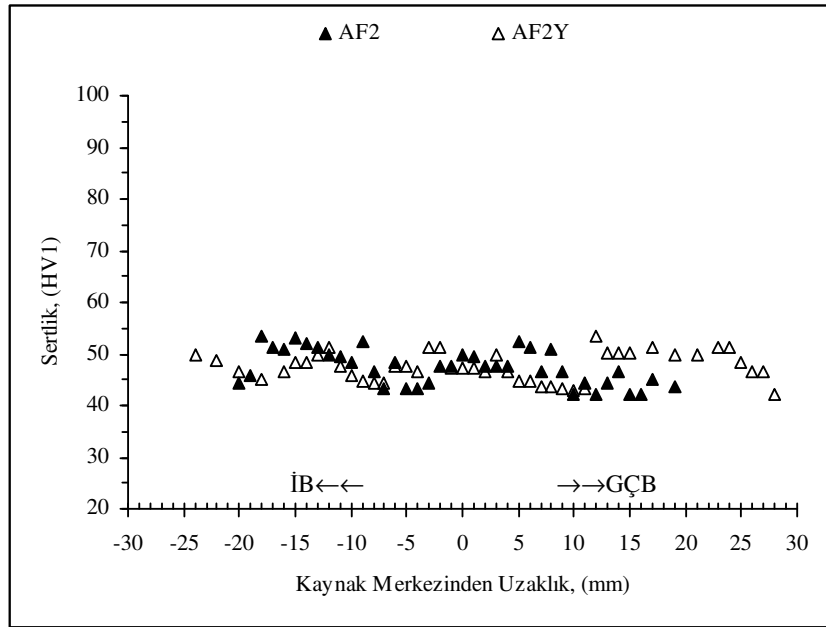
Şekil 6.26 AE1 ve AE1Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.



Şekil 6.27 AE2 ve AE2Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.



Şekil 6.28 AF1 ve AF1Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.



Şekil 6.29 AF2 ve AF2Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.

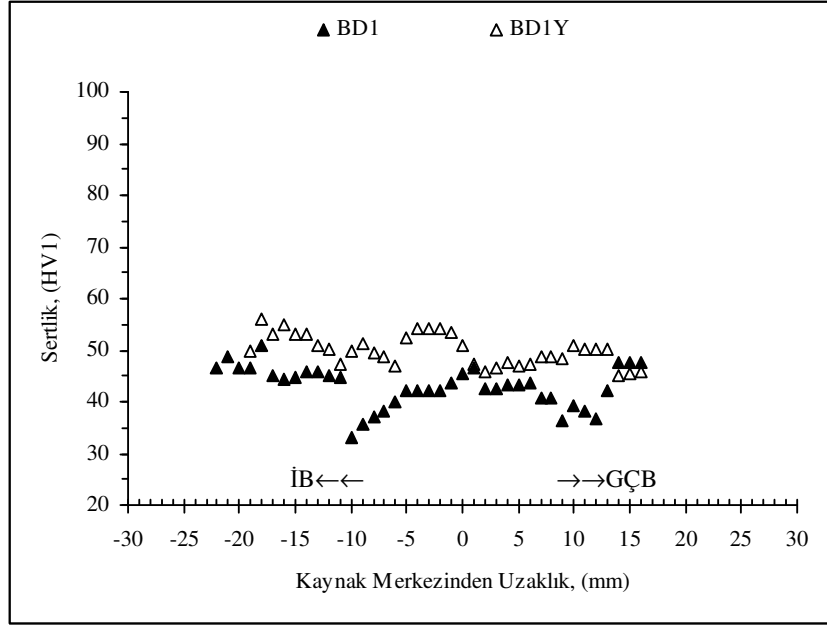
B (T5) grubu kaynaklara ait kaynak doğrultusuna dik kesitte ve kaynak merkezinden mesafeye bağı olarak ölçülen yatay sertlik değişimleri Şekil 6.30-35 arasında verilmiştir. Bu grup kaynakların özellikle yaşlandırma işlemi yapılmayanlarında kaynak merkezine yakın ve genellikle ilerleme ve geri çekilme bölgelerinde yer alan düşük sertlikli bölgelerin olduğu görülmüştür. Literatürde [10,11,12,13], bu bölgelerin kaynak esnasında oluşan ısı tesiri altındaki bölgeler (ITAB) olduğu ifade edilmiştir. TEM incelemeleri sonucunda minimum sertlikli bu bölgelerin sadece düşük yoğunlukta çubuk şekilli çökeltilerden (β') meydana geldiği belirtilmiştir. Böylece, bu bölgelerde sertleştirme etkisi olan iğne şekilli çökeltiler (β'') tamamen kaybolmuş, sertleşmeye etkisi olmayan düşük yoğunlukta çubuk şekilli çökeltiler (β') oluşmuş ve bu çubuk şekilli çökeltilerin matriksteki eriyen atomları (Mg ve Si) kendi bünyelerine çekmeleri sonucu matrikste eriyen atom bulunmadığından katı eriyik sertleşme etkisinin de olmaması bu bölgelerde minimum sertlik elde edilmesine neden olmuştur [10]. Konu ile ilgili diğer çalışmalarda [77,78], 6063 Al'un mekanik özelliklerinin yoğunlukla iğne şekilli çökeltilerin (β'') yoğunluğuna bağı olduğu, çok hafif olarak çubuk şekilli çökeltilerin (β') yoğunluğundan etkilendiği ifade edilmiştir.

Genel olarak B grubu kaynaklarda literatürde [11] belirtildiği gibi kaynak merkezi civarında oluşan yumuşama bölgesi çok belirgin olarak gözlenememiştir. Hatta BE1 ve BF2 gibi bazı kaynaklarda kaynak merkezinin sertliği esas metal sertliğinden daha yüksek elde edilmiştir. Literatürde [10] bunun nedeni, kaynak merkezindeki küçük tane boyutuna ve yüksek alt tane (sub-boundaries) yoğunluğuna bağlanmıştır. 1080 Al alaşımı ile yapılan başka bir çalışmada [69], kaynak merkezinin sertliği esas metal sertliğinden hafifçe yüksek elde edilmiş ve bu küçük artış Hall-Petch ($H_V = H_0 + k_H d^{-1/2}$) bağıntısı ile açıklanmıştır.

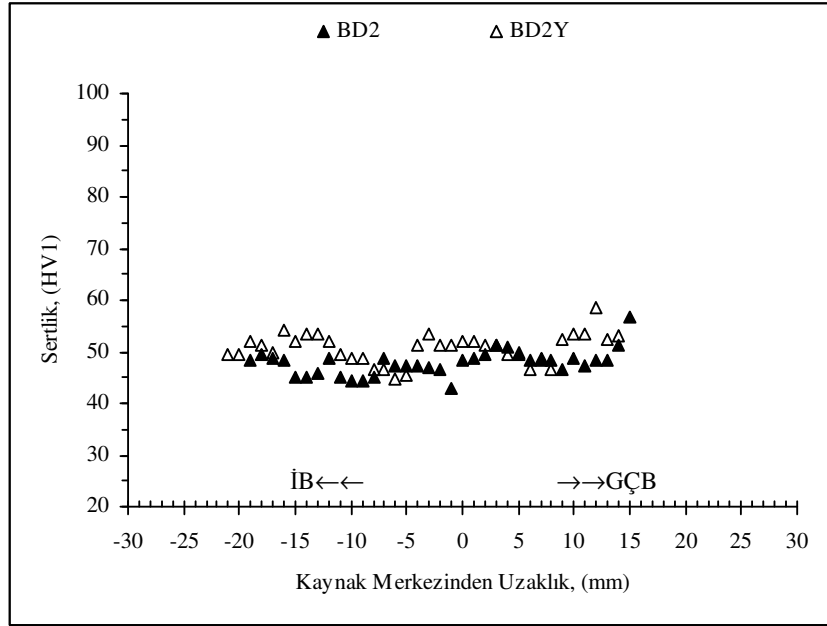
B grubu kaynakların sertlik değişimlerinin de A grubu kaynaklarda olduğu gibi çalışmamızda kullanılan kaynak parametrelerinden çok fazla etkilenmediğini söyleyebiliriz. Bu sonuç literatür ile uyumludur. 6063-T5 alaşımının farklı takım devirlerinde kaynaklandığı bir çalışmada [13], takım devrinin kaynaktaki yumuşak bölgenin genişliği haricinde sertlik profillerine önemli bir etkisi olmadığı ifade edilmiştir.

B grubu kaynakların yaşlandırma sonrası sertliklerinin çok az artış gösterdiği gözlenmiştir. Konu ile ilgili yapılmış bir çalışmada [11], 6063-T5 alaşımı kaynak sonrası 175°C’de 2 ve 12 saat süreyle yaşlandırılmıştır. Bahsedilen çalışmada kaynaklı alaşımın yaşlandırılmadan önce kaynak merkezinde çökeltilerin ayrışması ve büyümesi ile belirgin bir yumuşama (sertlik düşüşü), kaynak sonrası yaşlandırma ile sertlikte artış gözlenmiştir. 12 saat yaşlandırma sonucunda kaynak merkezindeki sertlik değerinde 2 saat yaşlandırma işlemine göre daha fazla artış görülmüştür. Bunun nedeni, 2 saat yaşlandırma ile kaynak merkezinde toplu iğne başına benzeyen (pin dotlike) çökeltilerin oluşmasına, bu çökeltilerin matriksle uyumlu GP (Guinier-Preston) zonları olmasına ve bunların yumuşayan bölgenin sertliğini arttırmasına bağlanmıştır. 12 saat yaşlandırma işleminde sertliğin daha çok artmasının sebebi ise GP zonlarının büyüyerek iğne şekilli çökeltiler (β'') oluşturmaları ve bu çökeltilerin mekanik özellikleri GP zonlarından daha fazla arttırması ile açıklanmıştır.

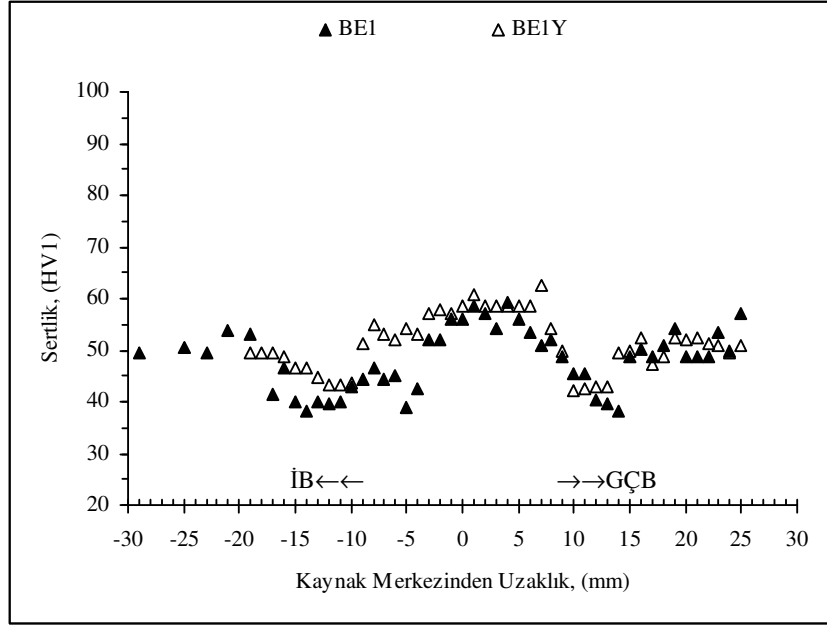
Çalışmamızda kaynak sonrası yaşlandırma işlemi ile sertliklerde belirgin artışların olmaması, aslında yaşlandırılmayan numunelerin kaynak merkezlerinde meydana gelen yumuşama bölgesinin çok net oluşmamasından kaynaklanabilir. Bunun nedeni pek çok faktöre bağlanabilir. Yumuşayan bölge çökelti ayrışması ve büyümesi ile meydana geldiğinden, malzemenin bileşimi, ilk sertliği, kaynak sıcaklığı, takım devri, ilerleme hızı, takım geometrisi gibi faktörler yumuşayan bölgenin farklı biçimlerde etkilenmesine sebep olabilirler. Ayrıca, çalışmamızda kullandığımız kaynak sonrası yaşlandırma şartları da (185°C’de 1 saat) kaynakların sertliklerinde çok az artış elde edilmesinde etkili olmuş olabilir.



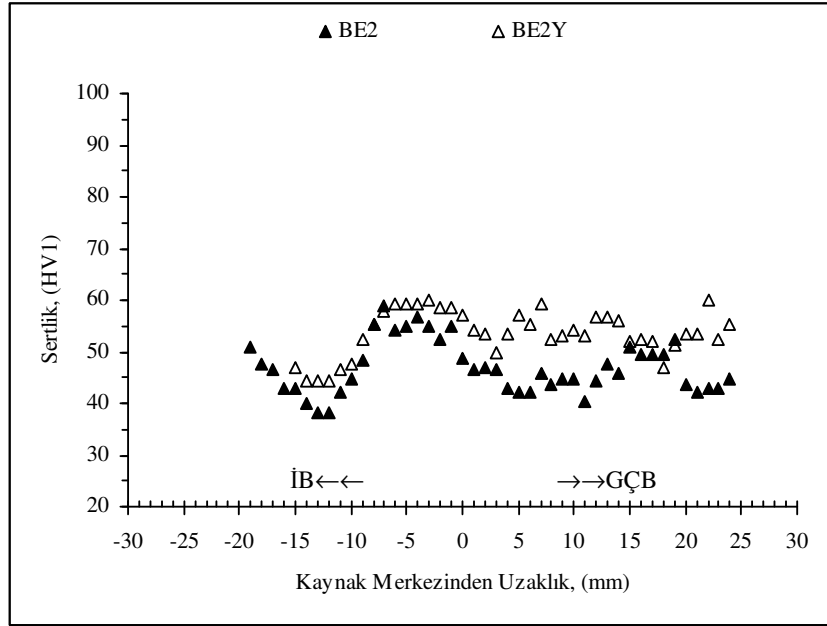
Şekil 6.30 BD1 ve BD1Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.



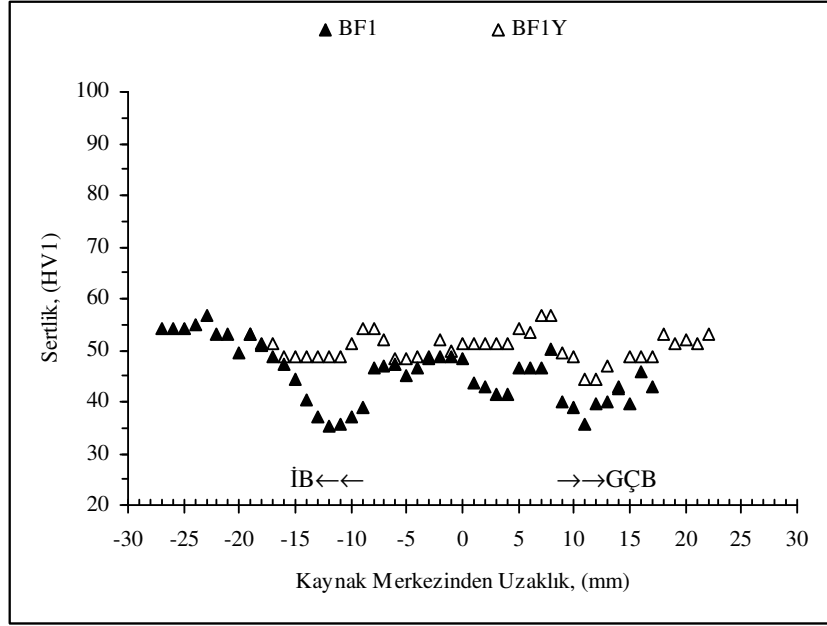
Şekil 6.31 BD2 ve BD2Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.



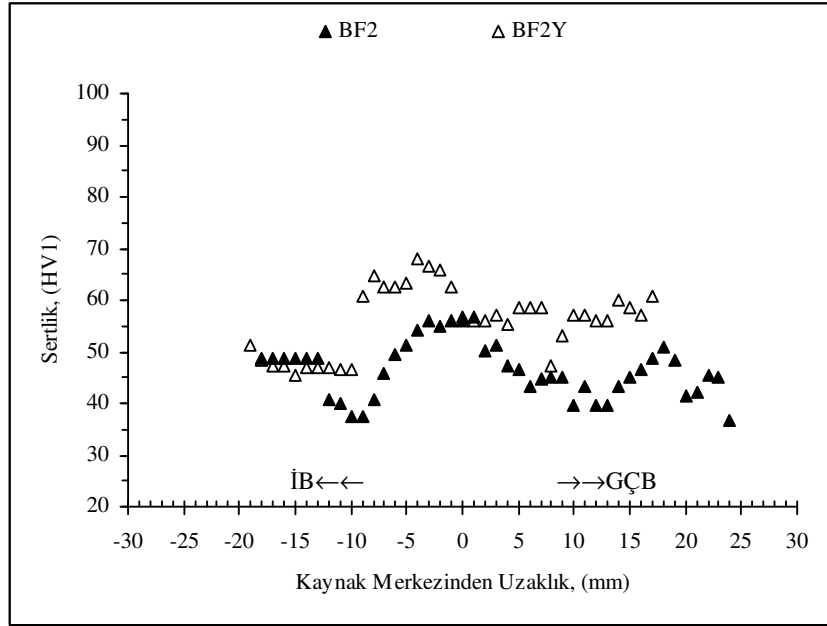
Şekil 6.32 BE1 ve BE1Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.



Şekil 6.33 BE2 ve BE2Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.



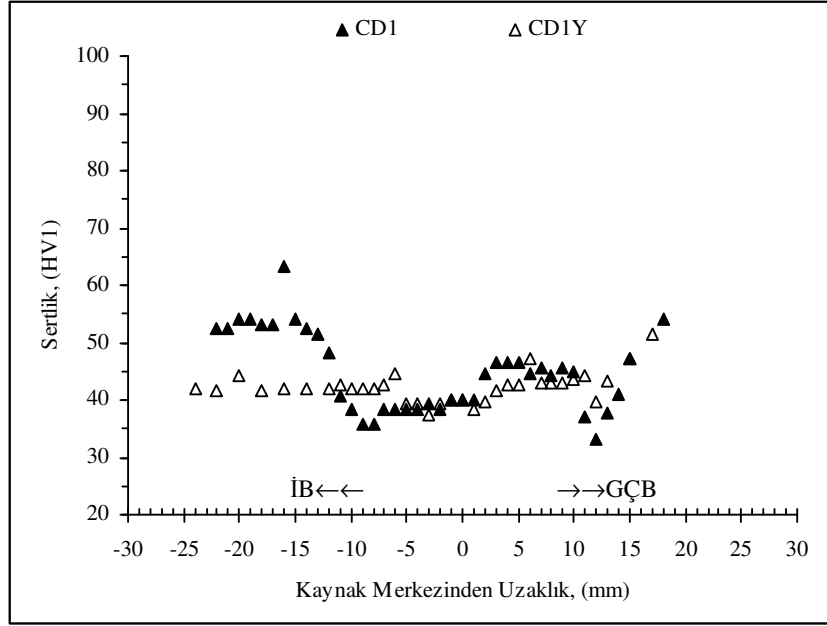
Şekil 6.34 BF1 ve BF1Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.



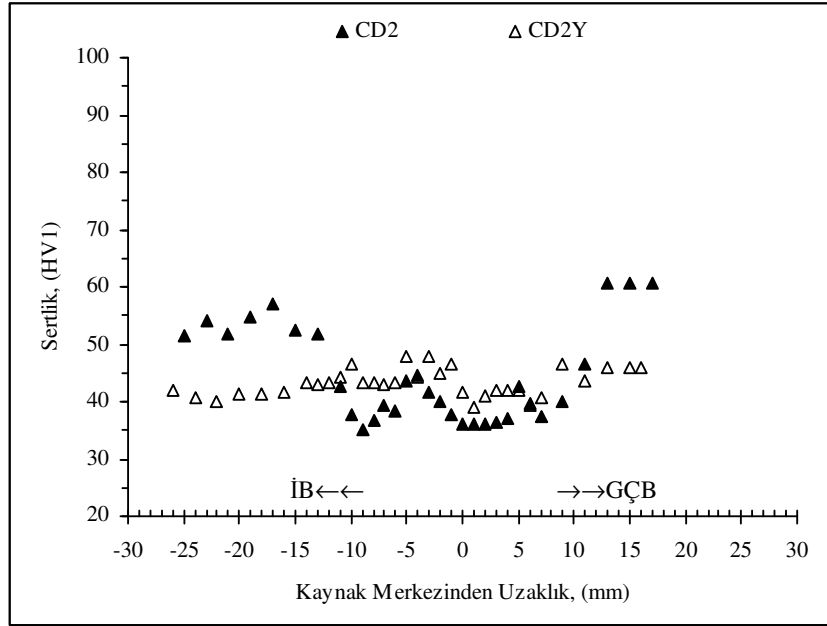
Şekil 6.35 BF2 ve BF2Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.

C (T6) grubu kaynakların kaynak merkezinden mesafeye bağılı olarak sertlik değişimleri Şekil 6.36–41 arasında verilmiştir. Bu grubun yaşlandırma yapılmayan kaynaklarında yumuşama bölgesi T5 grubu kaynaklara (Şekil 6.30–35) göre daha belirgin elde edilmiştir. Kaynak merkezinden (0 noktası) yaklaşık 10’ar mm uzaklıkta her iki tarafta düşük sertlikli ısıdan etkilenen bölgeler (ITAB) gözlenmiştir. Bu bölge sertliklerinin 30–40 HV₁ arasındaki değerlere sahip olduğu görülmüştür.

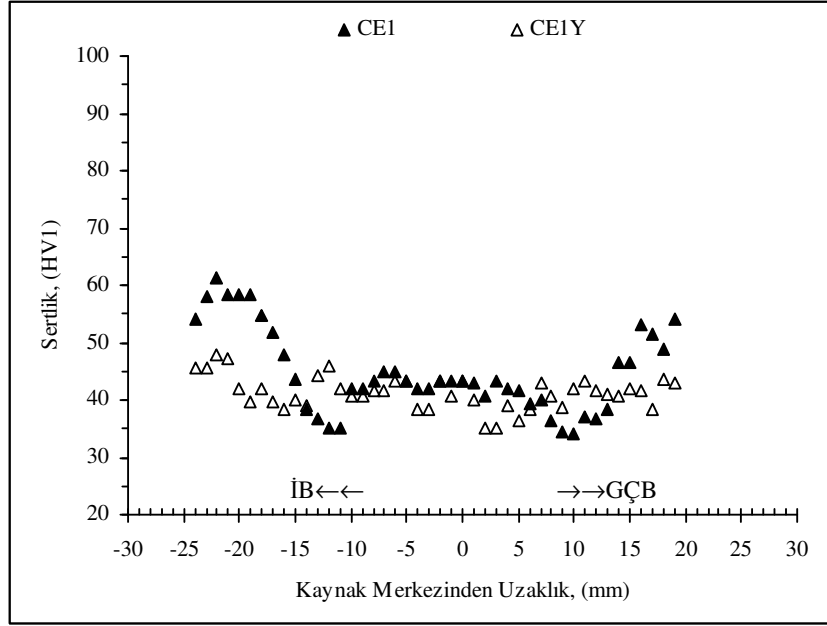
C grubu kaynakların kaynak sonrası 185°C’de 7 saat yapay yaşlandırılmasının ardından 1) esas metal sertliklerinin belirgin bir şekilde düştüğü, 2) kaynak merkezlerindeki yumuşama bölgelerinin ise pek fazla değişmediği görülmüştür. 1) Esas metal bölgelerindeki sertliklerin düşmesi çökelti kabalaşması ile açıklanabilir. Şöyle ki; T6 ısıtım işlemi alışıma tam yaşlanmış olduğundan bünyesinde optimum boyut ve miktarlarda çökelti içerir. Kaynak sonrası yaşlandırma işlemi ile ısıdan ve deformasyondan etkilenmeyen dolayısıyla kaynaktan etkilenmeyen esas metal bölgesindeki çökelti kaynak sırasında kaynak bölgesinde ayrışma ile açığa çıkan Mg ve Si atomlarını kendi bünyelerine çekerek kabalaşmış ve bunun sonucu esas metal sertlikleri düşmüş olabilir. Diğer taraftan kaynak esnasında meydana gelen sıcaklık nedeniyle kaynak bölgesindeki çökelti ayrıştığından bu bölgede (KÇ) düşük sertlik elde edilmiştir. Kaynak sonrası yaşlandırma işlemi ile kaynak merkezindeki yumuşama bölgelerinde sertliğin değişmemesinin nedeni ise; 2) esas metal bölgesinde çökelti kabalaşması sonucu yumuşayan bölge (KÇ) matriksinde yeterli Mg ve Si atomlarının bulunmaması, dolayısıyla sertliği arttıran yeniden çökeltme (sert 2. faz çökeltmesi) ve katı eriyik sertleşmesinin meydana gelmemesi olabilir.



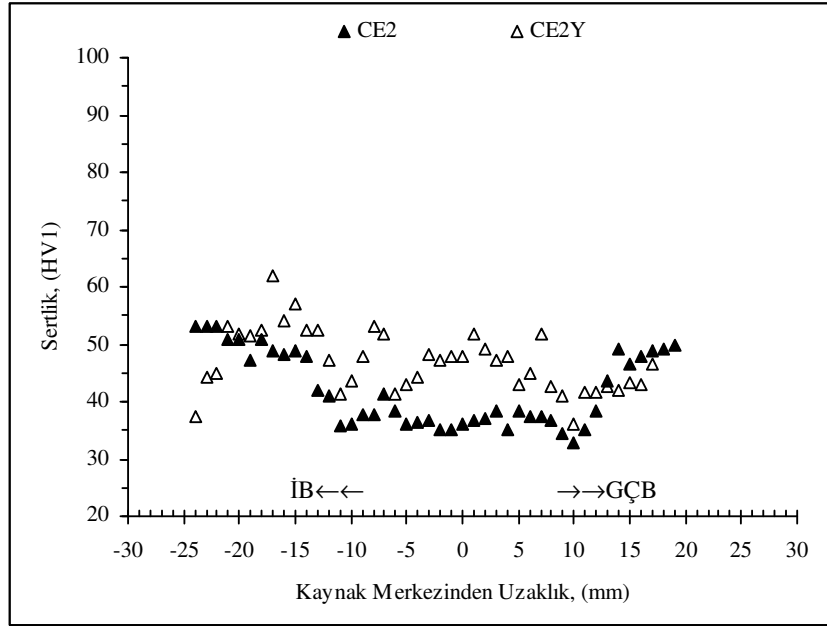
Şekil 6.36 CD1 ve CD1Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.



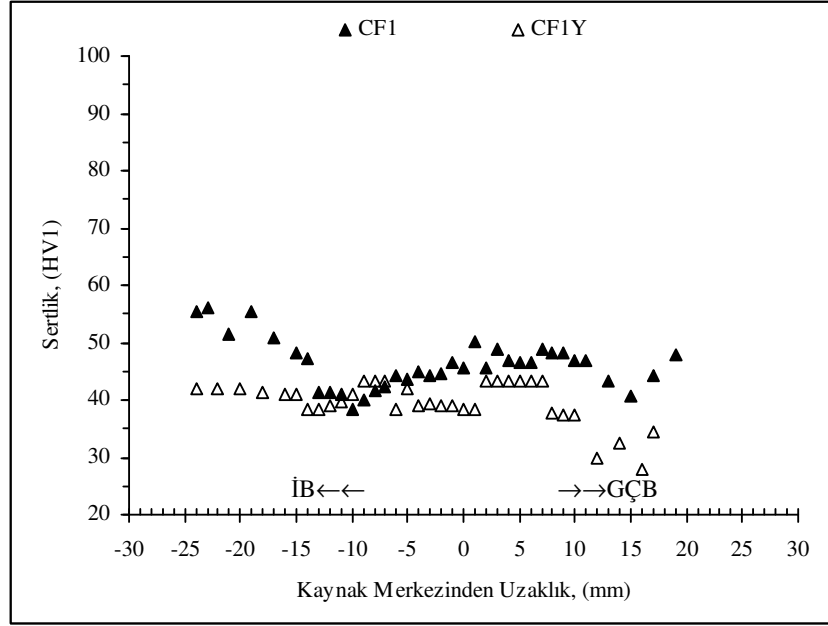
Şekil 6.37 CD2 ve CD2Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.



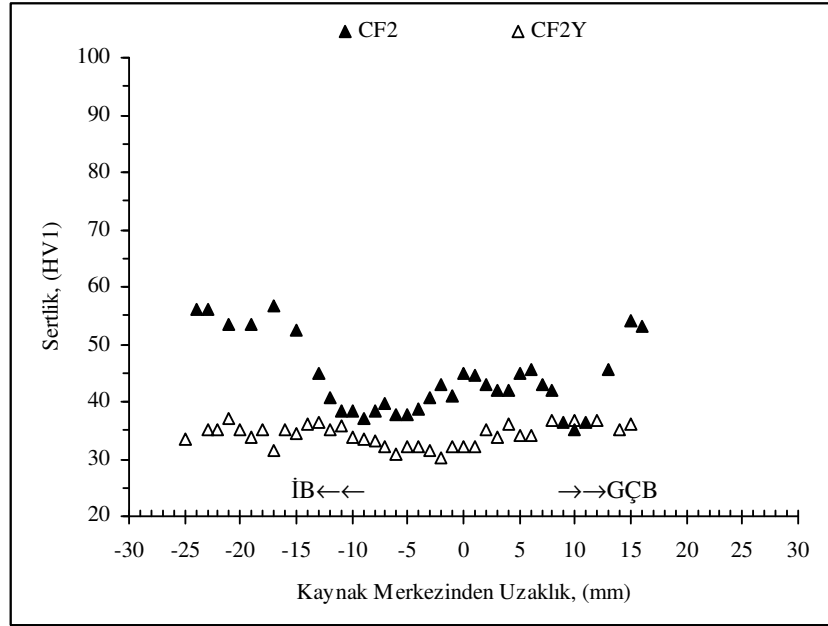
Şekil 6.38 CE1 ve CE1Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.



Şekil 6.39 CE2 ve CE2Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.



Şekil 6.40 CF1 ve CF1Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.



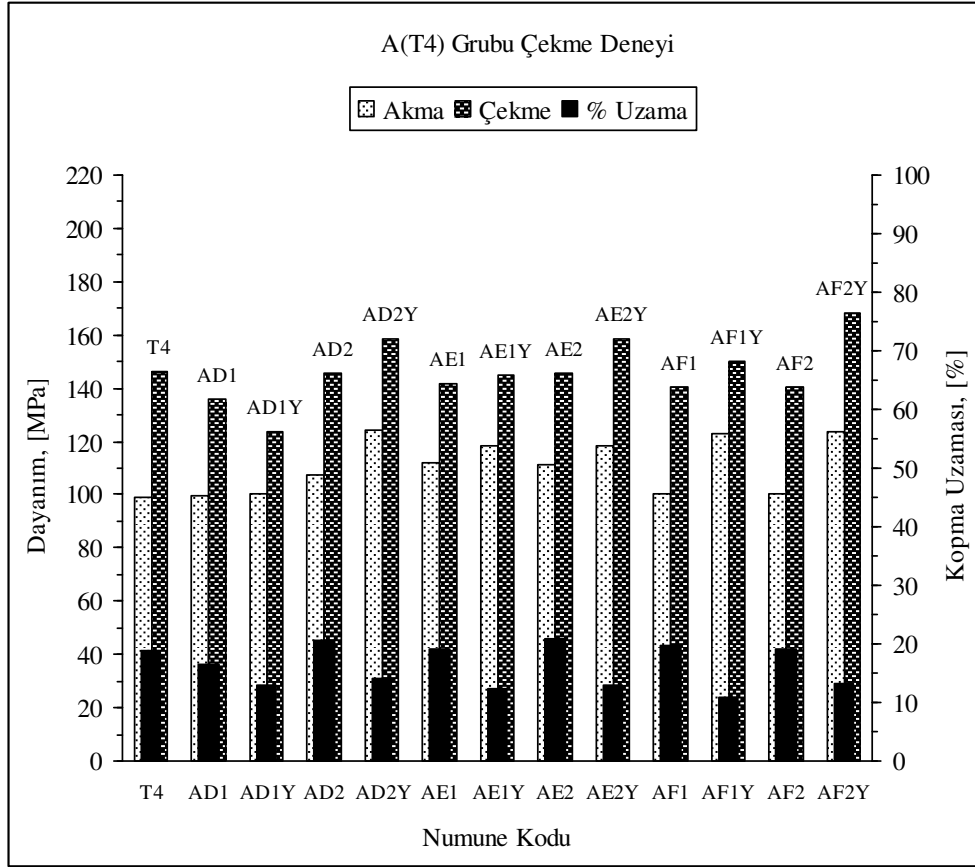
Şekil 6.41 CF2 ve CF2Y kaynaklarının yatay sertlik değişimleri.

T4, T5 ve T6 gruplarının hepsi için kaynak bölgesindeki sertlik değişimlerinin büyük ölçüde maksimum kaynak sıcaklığı ve bu sıcaklıkta kalma sürelerinden etkilendiği söylenebilir. Kaynak sıcaklığını etkileyen pek çok parametre vardır. Bunlar takım (omuz ve uç) geometrisi, kaynaklanacak malzeme ve ısıtma işlem durumu, uygulanan aksenal kuvvet, takım devri ve ilerleme hızı vs.dir. Kaynaklanan levhalarda takım devrindeki azalma veya ilerleme hızındaki artış kaynak esnasında oluşan ısıyı ve etkisini azaltacaktır. Kaynak esnasında maksimum kaynak sıcaklığının ve bu sıcaklığa maruz kalma süresinin düşmesine neden olan düşük takım devrinin ve yüksek ilerleme hızının aynı zamanda matriks sertliğinin de düşmesine sebep olduğu düşünülmektedir. Farklı kaynak şartlarına bağlı olarak elde edilen dinamik rekristalizasyon bölgesindeki (kaynak çekirdeği) farklı sertlik artışlarının nedeni maksimum kaynak sıcaklığına ve bu sıcaklıkta kalma süresine bağlanabilir. İlerleme hızındaki azalma veya takım devrindeki artış dinamik olarak yeniden kristalleşen bölgedeki (kaynak çekirdeği) maksimum kaynak sıcaklığını ve süresini artırır, bu durum da katı çözeltilerin (alaşımın) çözünen atomlarla aşırı derecede doymasına sebep olarak kaynak sonrasında doğal yaşlanma etkisini arttırmış olmaktadır [21].

6.4 Çekme Deneyleri Sonuçları

Şekil 6.42'de A grubu (T4) Al alaşımına ait (kaynak parametrelerine bağlı olarak kaynaklanmış ve kaynak sonrası yaşlandırılmış durumdaki) çekme deneyi sonuçları verilmiştir. Şekil 6.42 incelendiğinde ekstrüzyon işleminden sonra oda sıcaklığında yaşlandırılan (T4 işlemi) 6063 Al alaşımında değişik ilerleme hızlarında ve devirlerde yapılan sürtünme karıştırma kaynağı sonrası çekme dayanımlarının esas metalin çekme dayanımı (146 MPa) ile hemen hemen aynı olduğu görülmüştür (Ek-B). Bilhassa, AD2 (146 MPa) ve AE2 (146 MPa) kodlu kaynakların çekme dayanımları esas metalinki ile aynı elde edilmiştir. Bununla birlikte, kaynak sonrasında yaşlandırılan AD2Y, AE2Y ve AF2Y kodlu kaynakların çekme dayanımları esas metalin dayanımından daha yüksek elde edilmiştir. Bahsedilen kaynaklar 800–1120 ve 1600 dev/dak'lık takım devirlerinde 315 mm/dak ilerleme hızına ve kaynak sonrası yaşlandırma şartlarına sahiptirler. Bu sonuca göre; 6063-T4

Al alaşımında kaynak sonrası yaşlandırma işlemi yapılırsa çalışmada kullanılan takım devirlerinde 315 mm/dak ilerleme hızının daha uygun olacağı söylenebilir. Genel olarak kaynak sonrası yaşlandırma işlemi ile çekme dayanımları; aynı kaynak şartlarında yaşlandırmaz durumların dayanımlarına göre artmıştır. Sadece AD1Y'nin çekme dayanımı (123 MPa) daha düşük elde edilmiştir.

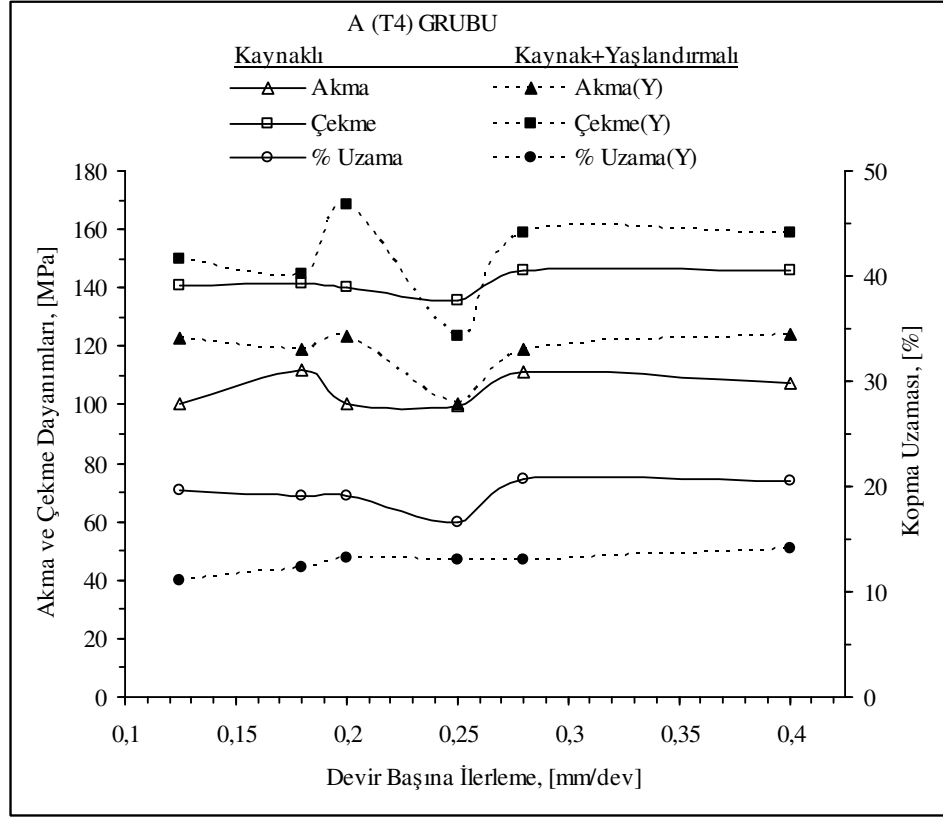


Şekil 6.42 A(T4) grubuna ait çekme deneyi sonuçları.

Esas metal dayanımları da dahil olmak üzere, 6063-T4 alaşımı ile değişik devir ve ilerleme hızlarında yapılan sürtünme karıştırma kaynakları içinde en yüksek akma ve çekme dayanımları AF2Y'de ($\sigma_{A0.2} = 123$ MPa ve $\sigma_{\text{çekme}} = 169$ MPa), bu özelliklerin en düşük değerleri ise AD1Y'de ($\sigma_{A0.2} = 100$ MPa ve $\sigma_{\text{çekme}} = 123$ MPa) elde edilmiştir.

AD2, AE1, AE2, AF1 ve AF2 kodlu kaynakların % kopma uzaması değerleri esas metalin % kopma uzamasından daha yüksek bulunurken, AD1 kaynağının % kopma uzamasının daha düşük olduğu gözlemlenmiştir. Bütün kaynaklar için kaynak sonrasında yapılan yaşlandırma işlemi ile % kopma uzamalarının düştüğü de Şekil 6.42'den görülmektedir. Bu sonuç, her bir kaynağın ve kaynak sonrası yaşlandırılan malzemelerin akma ve çekme dayanımlarındaki değişimler ile uygunluk göstermektedir. Şöyle ki; genel olarak kaynak sonrası yapılan yaşlandırma ile akma ve çekme dayanımları artmış, % kopma uzaması değerleri düşmüştür.

A grubu kaynakların kaynak parametrelerine (takım devri ve ilerleme hızı) göre çekme özelliklerinin değişimi Şekil 6.43'te kaynaklı ve kaynak+yaşlandırılmalı olarak verilmiştir. 6063-T4 alaşımının 0.125–0.4 mm/dev arasındaki devir başına ilerleme değerlerinde yapılan kaynakları sonucunda çekme özelliklerinin (akma, çekme dayanımları ve % kopma uzaması) kaynak parametreleri ile çok fazla değişmediği gözlenmiştir. 6082-T6 ve T4 alaşımlarının 700–1400 mm/dak arasındaki değişik ilerleme hızları kullanılarak kaynaklandığı bir çalışmada [7], ilerleme hızının çekme özelliklerine önemli bir etkisi olmadığı ifade edilmiştir. Başka bir çalışmada [19], 6061-T6 Al alaşımı 0.07–1 mm/dev arasındaki değişik kaynak parametreleri kullanılarak kaynaklanmış ve 0.53 mm/dev'in altındaki devir başına ilerleme şartlarında yapılan kaynaklarda kusursuz birleşmelerin sağlandığı ve çekme özelliklerinin sadece mikro sertlik profillerine bağlı olarak değiştiği belirtilmiştir. Çalışmamızda kullanılan kaynak parametreleri (0.125–0.4 mm/dev) ile sağlam kaynakların elde edilmesi ve kaynak parametrelerine göre çekme özelliklerinin değişmemesi literatür ile uygunluk göstermektedir. Şekil 6.42 yardımıyla ifade edildiği gibi, kaynak sonrası yaşlandırma işlemi ile akma, çekme dayanımlarının arttığı, % kopma uzamasının azaldığı Şekil 6.43'ten de açıkça görülmektedir.



Şekil 6.43 A(T4) grubunun DBİ'ye bağlı olarak çekme özelliklerinin değişimi.

Çizelge 6.2'de A grubuna ait çekme deneyleri sonucunda kaynak şartlarına göre genel kırılma bölgeleri ve kaynak merkezinden ortalama mesafeleri verilmiştir. Çizelge incelendiğinde AD2 kodlu çekme numunelerinin ilerleme bölgesinden, diğer kaynaklara ait çekme numunelerinin ise geri çekilme bölgesinden kırıldığı gözlenmiştir. Bu sonuçtan faydalanarak kaynağın ilerleme bölgesinin çekme özelliklerinin geri çekilme bölgesininkinden daha iyi olduğu söylenebilir. Nitekim 6061-T6 malzemede çekme deneyi sonucu kırılma bölgelerinin incelendiği bir çalışmada [19], kırılmaların geri çekilme bölgesinde olduğu ve kaynak merkezinin iki tarafında bulunan bu bölgelerin özelliklerinin aynı olmadığı ve geri çekilme bölgesinin ilerleme bölgesinden daha zayıf olduğu belirtilmiştir.

Kaynak merkezine en yakın kırılma ilerleme bölgesinde 15. mm'de AD2 şartında (0.4 mm/dev ve 439°C), en uzak kırılma ise geri çekilme bölgesinde 26.

mm’de yüksek kaynak sıcaklığının ve ısı girişinin (Çizelge 6.1’den 513°C) olduğu kaynak şartında (AF1 kodlu kaynak) elde edilmiştir. Ayrıca, kaynak sonrası yapılan yaşlandırma işlemi ile genel olarak kırılma mesafelerinin daraldığı yani kaynak merkezine biraz daha yaklaştığı görülmüştür.

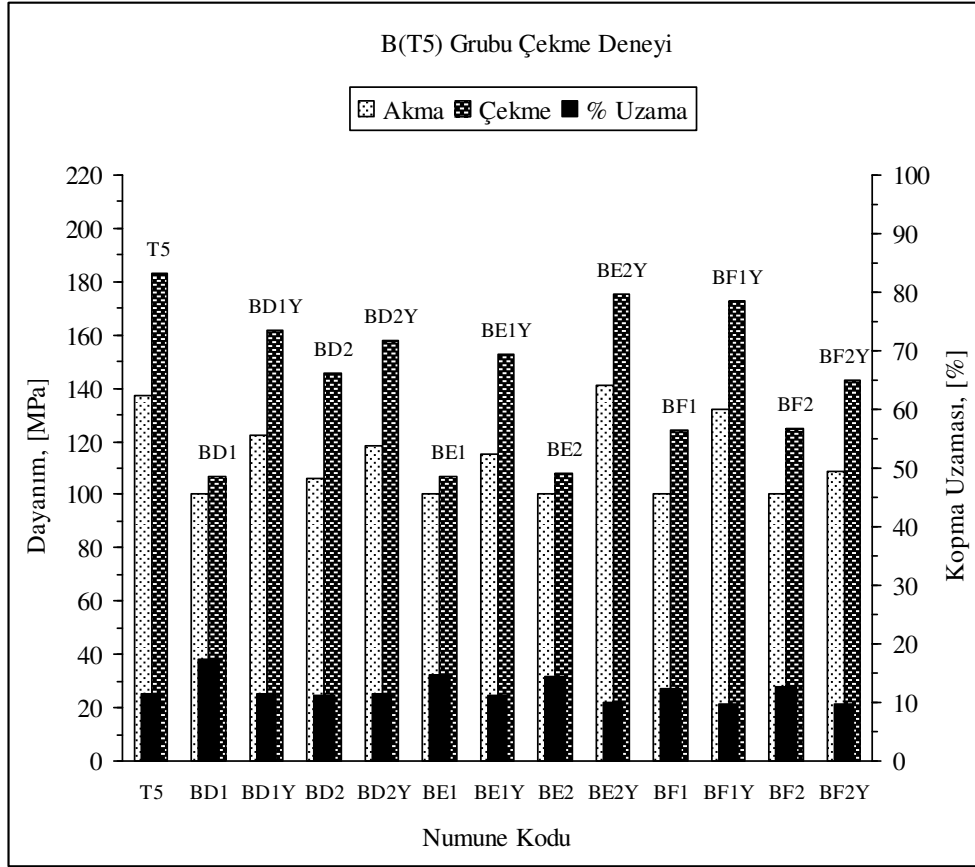
Çizelge 6.2 A(T4) grubuna ait çekme numunelerinde genel kırılma bölgeleri ve kaynak merkezinden ortalama kırılma mesafeleri.

Numune kodu	Kırılma bölgesi	Kaynak merkezinden uzaklık, (mm)
AD1	Geri Çekilme Böl.	21
AD1Y	Geri Çekilme Böl.	19
AD2	İlerleme Böl.	15
AD2Y	Geri Çekilme Böl.	17
AE1	Geri Çekilme Böl.	22
AE1Y	Geri Çekilme Böl.	17
AE2	Geri Çekilme Böl.	20
AE2Y	Geri Çekilme Böl.	16
AF1	Geri Çekilme Böl.	26
AF1Y	Geri Çekilme Böl.	17
AF2	Geri Çekilme Böl.	20
AF2Y	Geri Çekilme Böl.	16

T5 ısıtım işlem durumuna sahip (B grubu) kaynaklı ve kaynak sonrası yaşlandırılmış 6063 Al alaşımına ait çekme deneyi sonuçları Şekil 6.44’te toplu olarak verilmiştir. A (T4) grubunda olduğu gibi bu grupta da kaynak sonrası yaşlandırma işlemi ile kaynaklı malzemenin akma ve çekme dayanımları artmış ve % kopma uzaması değerleri azalmıştır.

BD1, BD2, BE1, BE2, BF1 ve BF2 kodlu yaşlandırılmayan kaynakların akma ve çekme dayanımları dikkate alındığında, 800 dev/dak takım devri ve 315 mm/dak ilerleme hızında kaynaklanan BD2 kodlu numunenin bu özelliklerinin daha yüksek olduğu görülmüştür. BD2 kodlu numunenin akma ve çekme dayanımları (106 MPa ve 146 MPa) 6063-T5 esas metal akma ve çekme dayanımlarının (137 MPa ve 183 MPa) sırasıyla % 77’si ve % 80’i kadar olduğu görülmüştür. 2017 alaşımının değişik ilerleme hızlarında (25–600 mm/dak) kaynaklandığı bir çalışmada [20] maksimum

çekme dayanımı 354 MPa ile esas metal çekme dayanımının % 82'si kadar elde edilmiştir. Çalışmamızda esas metal çekme numuneleri ekstrüzyon yönüne paralel olarak, kaynaklanan tüm çekme numuneleri ise ekstrüzyon yönüne dik olarak alındığından akma ve çekme dayanımları arasındaki bu oranların (% 77 ve % 80) numunelerin aynı ekstrüzyon yönünde çıkarılması ile daha da artması muhtemeldir.

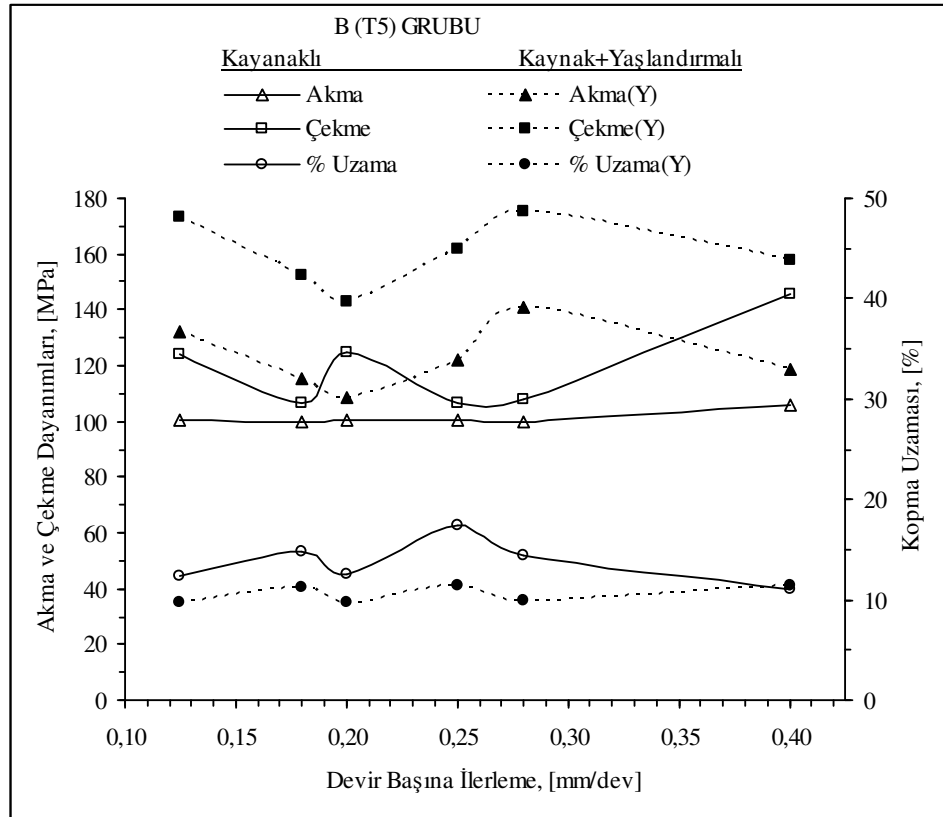


Şekil 6.44 B(T5) grubuna ait çekme deneyi sonuçları.

Kaynak sonrası yaşlandırma işlemi ile T4 grubu kaynaklı numunelerin çekme dayanımları esas metal çekme dayanımından daha yüksek elde edilirken, T5 grubunda kaynak sonrası yaşlandırma ile hiçbir kaynakta esas metal dayanımına ulaşamamıştır. BE2Y kodlu numune 176 MPa çekme dayanımı ile esas metal çekme dayanımına (183 MPa) en çok yaklaşan (% 96) kaynaklı malzeme olmuştur.

Bu grupta (T5) aynı kaynak parametresinde kaynaklanmış yaşlandırmasız ve yaşlandırılmalı numunelerin akma ve çekme dayanımları arasındaki artış oranları incelendiğinde, akma ve çekme dayanımlarındaki en yüksek artış oranı % 41 ve % 63 ile BE2 ve BE2Y ikilisinde elde edilmiştir.

B grubu kaynaklarının, kaynak parametrelerine (takım devri ve ilerleme hızı) göre çekme özellikleri Şekil 6.45'te kaynaklı ve kaynak+yaşlandırılmalı olarak verilmiştir. A grubu kaynaklarında olduğu gibi bu grup kaynaklar da devir başına ilerlemeye bağlı olarak düzenli bir artış veya azalma yerine dalgalanan bir değişim gözlenmiştir. Sadece kaynak sonrası yaşlandırılan grupta 0.2 mm/dev değerine kadar akma ve çekme dayanımları azalmış, bu değerden sonra artmış ve 0.4 mm/dev değerinde ise yine azalma göstermiştir. B grubu kaynaklarda kaynak sonrası yaşlandırma işlemi ile akma ve çekme dayanımları A grubundakilere göre daha belirgin bir artış göstermiştir. Ayrıca % kopma uzaması değerleri, kaynak sonrası yaşlandırma işlemi ile A grubunda olduğu gibi azalma göstermiştir.



Şekil 6.45 B(T5) grubunun DBİ'ye bağlı olarak çekme özelliklerinin değişimi.

B grubu kaynaklarda çekme deneyleri sonucunda elde edilen kırılma bölgeleri ve kaynak merkezinden ortalama mesafeleri Çizelge 6.3'te verilmiştir. A ve B grupları kırılma bölgeleri açısından karşılaştırıldığında, B grubundaki kaynaklı numunelerin A grubundakilere göre daha fazla ilerleme bölgelerinden kırıldığı görülmüştür. Ayrıca A grubunda olduğu gibi kaynak sonrası yapılan yaşlandırma işlemi ile kırılma bölgelerinin kaynak merkezine yaklaştığı görülmüştür.

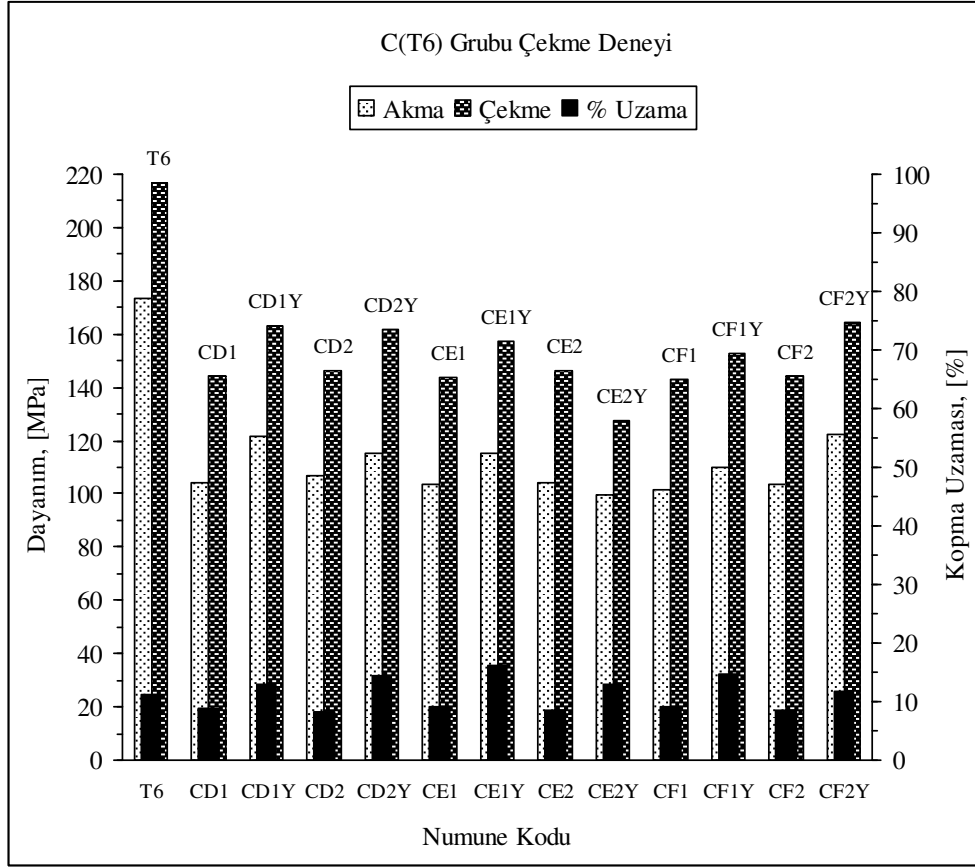
Kaynak sonrası yaşlandırılmayan B grubu kaynakların kırılma bölgelerinin kaynak merkezi civarındaki minimum sertlikli bölgelerde (ITAB) (Şekil 6.30-35) meydana geldiği görülmüştür. Bu sonuç literatür ile uygunluk göstermektedir [10,11].

Çizelge 6.3 B(T5) grubuna ait çekme numunelerinde genel kırılma bölgeleri ve kaynak merkezinden ortalama kırılma mesafeleri.

Numune kodu	Kırılma bölgesi	Kaynak merkezinden uzaklık, (mm)
BD1	Geri Çekilme Böl.	22
BD1Y	Geri Çekilme Böl.	17
BD2	İlerleme Böl.	13
BD2Y	Geri Çekilme Böl.	7
BE1	İlerleme Böl.	16
BE1Y	İlerleme Böl.	12
BE2	Geri Çekilme Böl.	20
BE2Y	İlerleme Böl.	13
BF1	Geri Çekilme Böl.	17
BF1Y	Geri Çekilme Böl.	13
BF2	Geri Çekilme Böl.	14
BF2Y	İlerleme Böl.	12

T6 ısıl işlemine (C grubu) sahip alaşımın çekme deneyi sonuçları Şekil 6.46'da verilmiştir. Şekil 6.46 incelendiğinde, bu grup kaynaklarda da T4 ve T5 gruplarında olduğu gibi kaynak sonrası yaşlandırma işlemi ile akma ve çekme dayanımları artmış, fakat diğer gruplardan farklı olarak % kopma uzaması değerleri de artmıştır.

Kaynak sonrası yaşlandırma işlemi ile T6 grubundaki akma ve çekme dayanımlarındaki artış oranlarının T4 ve T5 gruplarındakilerden daha az olduğu gözlenmiştir. Kaynak sonrası yaşlandırma işlemi ile akma ve çekme dayanımlarındaki en fazla artış oranı CF2 ve CF2Y kodlu numunelerde sırasıyla % 18 ve % 13 olarak belirlenmiştir. Akma ve çekme dayanımlarındaki en düşük artış ise CF1 ve CF1Y ikilisinde sırasıyla % 7.8 ve % 7 olarak bulunmuştur.

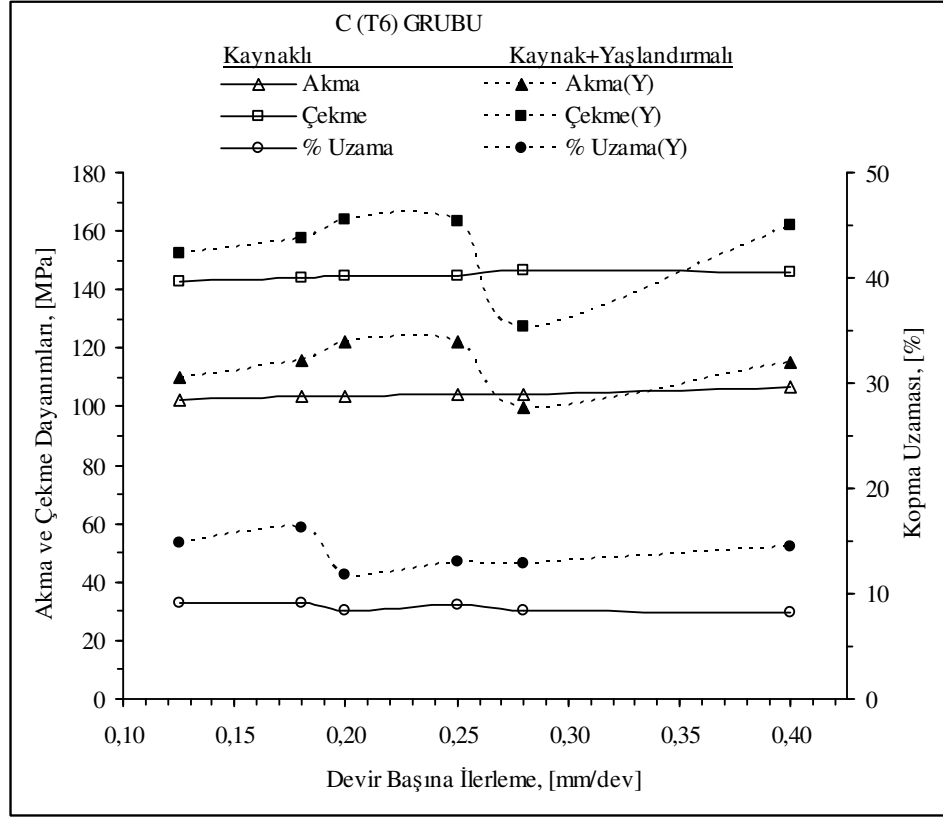


Şekil 6.46 C(T6) grubuna ait çekme deneyi sonuçları.

Bu grupta (C) kaynak sonrası yaşlandırma işlemi ile bütün kaynaklarda dayanım artışı gözlenirken, sadece CE2Y kodlu kaynakta akma ve çekme dayanımlarının azaldığı gözlenmiştir. Bunun nedeni, CE2Y kodlu kaynağa ait yatay sertlik değişimlerinin (Şekil 6.39) aynı gruptaki yaşlandırılmış diğer kaynakların sertlik değişimlerinden daha farklı ve dengesiz bir dağılım göstermesi olabilir.

C (T6) grubunda farklı kaynak parametrelerine göre kaynaklanan bütün numunelerin dayanım değerleri esas metal dayanım değerlerinden ($\sigma_{A0.2}= 174$ MPa ve $\sigma_{\text{Çekme}}=217$ MPa) daha düşük elde edilmiştir. CF2Y kodlu kaynak esas metal akma ve çekme dayanımlarının % 70 ve % 76'sı ile esas metal dayanımlarına en çok yaklaşan kaynak olarak belirlenmiştir. Sadece kaynaklı durumda ise CE2 kodlu kaynak 104 MPa'lık akma dayanımı ve 146 MPa'lık çekme dayanımı ile esas metal dayanımına sırasıyla % 60 ve % 68'lik bir yaklaşım göstermiştir.

C grubu kaynakların kaynak parametrelerine (takım devri ve ilerleme hızı) göre çekme özellikleri Şekil 6.47'de kaynaklı ve kaynak+yaşlandırılmalı olarak verilmiştir. Bu grup kaynaklarda, sadece kaynaklı durumda akma, çekme dayanımları ve % kopma uzaması değerlerinin devir başına ilerlemeye bağlı olarak neredeyse hiç değişmediği gözlenmiştir. Bununla beraber, A ve B gruplarında olduğu gibi kaynak sonrası yaşlandırılan durumda devir başına ilerlemeye bağlı olarak çekme özelliklerinde dalgalı bir değişim görülmüştür. Kaynak sonrası yaşlandırma işlemi ile A ve B gruplarından farklı olarak % kopma uzaması değerlerinde artışlar görülmüştür.



Şekil 6.47 C(T6) grubunun DBİ'ye bağlı olarak çekme özelliklerinin değişimi.

Çizelge 6.4'te C grubu kaynakların çekme deneyleri sonucunda kırılma bölgeleri ve kaynak merkezinden ortalama mesafeleri verilmiştir. Genel olarak bu grupta kırılma bölgelerinin A ve B gruplarından farklı olarak kaynak sonrası uygulanan yaşlandırma işlemi ile kaynak merkezinden uzaklaştığı görülmüştür. Konu ile ilgili bir çalışmada [12], 6063 Al alaşımı sürtünme karıştırma tekniği ile kaynaklanmış ve kaynak sonrasında 175 °C'de 12 saat süreyle yaşlandırılmıştır. Çekme deneyleri sonucunda kaynak+yaşlandırılmalı numunelerin kırılma bölgelerinin kaynaklı numunelere göre kaynak merkezinden uzaklaştığı görülmüştür.

C grubu kaynaklarda yaşlandırma işlemi ile sertliklerin düşmesine rağmen (Şekil 6.36–41), akma ve çekme dayanımlarındaki artışın sebebi, yaşlandırma sıcaklığı ile düşük fakat homojen sertliklerin elde edilmesi olabilir. Yaşlandırma yapılmayan kaynaklarda düşük sertlikli bölgeler (ITAB) çentik etkisi gibi davranarak kaynakların dayanımlarının düşmesine sebep olmuş olabilirler. Nitekim Şekil 6.36–

41 ve Çizelge 6.4 birlikte değerlendirildiğinde kırılmaların düşük sertlik bölgelerinden (ITAB) olduğu görülmüştür.

Çizelge 6.4 C(T6) grubuna ait çekme numunelerinde genel kırılma bölgeleri ve kaynak merkezinde ortalama kırılma mesafeleri.

Numune kodu	Kırılma bölgesi	Kaynak merkezinden uzaklık, (mm)
CD1	Geri Çekilme Böl.	14
CD1Y	Geri Çekilme Böl.	12
CD2	İlerleme Böl.	11
CD2Y	Geri Çekilme Böl.	14
CE1	Geri Çekilme Böl.	13
CE1Y	Geri Çekilme Böl.	16
CE2	Geri Çekilme Böl.	12
CE2Y	Geri Çekilme Böl.	21
CF1	Geri Çekilme Böl.	14
CF1Y	Geri Çekilme Böl.	20
CF2	İlerleme Böl.	13
CF2Y	İlerleme Böl.	15

A, B ve C grubu kaynaklarının kırılma bölgeleri ve kaynak merkezinden ortalama kırılma mesafeleri incelendiğinde (Çizelge 6.2, 6.3 ve 6.4) kırılmaların özellikle A grubu kaynaklarda bütün kaynak parametreleri için esas metalden olduğunu söyleyebiliriz. Bu gruptaki kırılmaların kaynak merkezine en yakın 15. mm ve en uzak 26. mm’de meydana geldiği daha önce belirtilmişti. Konu ile ilgili bir çalışmada [12], 6063 Al malzemede kaynak merkezinden 15 mm uzaklıkta esas metalin var olduğu ifade edilmiştir. Benzer şekilde B ve C grubu kaynaklarda da kırılmalar genel olarak esas metal bölgesinde meydana gelmiştir. Ek-C’de A, B ve C gruplarının en düşük (0.125 mm/dev) ve en yüksek (0.4 mm/dev) devir başına ilerleme değerlerinde kaynaklanmış, yaşlandırmasız ve yaşlandırılmalı olarak çekme deneyi ile kırılmış numune resimlerine birer örnek (5 numaralı çekme numuneleri) verilmiştir.

6061-T6 Al alaşımında kaynak parametrelerine (devir başına ilerlemeye) bağlı olarak çekme kırılmalarının incelendiği bir çalışmada [19], en uzak kırılma

kaynak merkezinden 7.5 mm mesafede geri çekilme bölgesinde elde edilmiş ve devir başına ilerleme 0.07–1 mm/dev arasında arttıkça kırılmalar kaynak merkezine yaklaşmıştır. 6063-T5 Al alaşımının sürtünme karıştırma kaynağının incelendiği bir çalışmada [12], kaynaklı, kaynak+yaşlandırılmalı ve kaynak+çözeltiyeye alma+yaşlandırılmalı durumlarda alaşımın kırılma mesafeleri ayrı ayrı incelenmiştir. Kaynaklı durumda kırılmanın kaynak merkezine 5–6 mm uzaklıkta, kaynak+yaşlandırılmalı durumda ise 7–8 mm uzaklıkta meydana geldiği ifade edilmiştir. Kaynaktan sonra çözeltiyeye alma ve yaşlandırılmalı durumda ise bütün kırılmaların geri çekilme bölgesindeki esas metalden olduğu belirtilmiştir. Kaynaklı ve kaynak+yaşlandırılmalı durumlarda kırılmaların kaynaktaki düşük sertlikli bölgelerden olduğu, kaynak+çözeltiyeye alma+yaşlandırılma işlemi ile kaynakta yüksek ve homojen sertlik elde edildiği vurgulanmıştır.

Literatüre göre [12], 6063 Al kaynaklı malzeme ancak çözeltiyeye alınıp yaşlandırıldığında esas metal bölgesinden kırılırken, bizim çalışmamızda kaynaklı veya kaynak+yaşlandırılmalı durumda bu bölgeden kırılmalar gerçekleşmiştir. Buna dayanarak; kaynak parametrelerine bağlı olarak elde ettiğimiz kaynak sıcaklıklarının (Çizelge 6.1) çözeltiyeye alma sıcaklıkları aralıklarında olduğu düşünülebilir. Nitekim B grubunda en düşük kaynak sıcaklığının (388°C) elde edildiği BD2Y kodlu numunede kırılma kaynak merkezine 7 mm mesafe ile çok yakın olarak ITAB bölgesinde olmuştur. Örneğin, A grubunda en yüksek kaynak sıcaklığının (513°C) elde edildiği AF1 kaynağında kırılma kaynak merkezinden en uzak (26 mm) esas metal bölgesinde elde edilmiştir.

Çizelge 6.1’de elde edilen kaynak sıcaklıkları takım omzunun 10 mm gerisinden ölçüldüğü için bu sıcaklıkların gerçek kaynak sıcaklıklarından daha düşük olması muhtemeldir. Bu nedenle, çalışmamızda ölçülen kaynak sıcaklıklarının 6063 Al alaşımının çözeltiyeye alma sıcaklığına eriştiğini söyleyebiliriz. Ayrıca, kaynak sırasında Al levhaların üzerine konduğu kalın (4 cm) çelik plakadan dolayı kaynaklı levhalar ısıyı hemen atamadıkları için bu sıcaklığa biraz daha fazla maruz kalmaları nedeniyle kaynak esnasında kaynak bölgesinin aynı zamanda çözeltiyeye alındığını, kaynaktan sonraki birkaç gün içinde doğal yaşlandığını söyleyebiliriz. Buna

dayanarak; çalışmamızda elde ettiğimiz kırılma bölgelerinin çoğunlukla esas metal bölgesinden olması uygun ve beklenen bir sonuçtur.

T4, T5 ve T6 ısıtılı işlemlili 6063 Al alaşımına ait numunelerin tüm kaynak parametrelerine göre yapılan sürtünme karıştırma kaynaklı ve bu kaynakların yaşlandırıldığı (bütün çekme numuneleri) çekme deneyleri sonucunda genel olarak kırılma bölgelerinin geri çekilme bölgelerinde olduğu görülmüştür. Konu ile ilgili yapılan bir çalışmada [20], 5 mm kalınlığındaki 2017-T351 Al alaşımı 1500 dev/dak sabit takım devri ve 25–600 mm/dak arasında değişen ilerleme hızlarında sürtünme karıştırma tekniği kullanılarak kaynaklanmış ve kaynaklı malzemelere çekme deneyleri yapılmıştır. Deneyler sonucunda devir başına ilerleme arttıkça kaynakların kırılma bölgelerinin ilerleme bölgesinden kaynak merkezine yaklaştığı, kaynakların lokal ve heterojen deformasyonlar etkisiyle kırıldığı ve kırılma bölgelerinin kaynak parametrelerinden önemli ölçüde etkilendiği ifade edilmiştir. Tüm kaynakların ilerleme bölgesinden veya kaynak merkezinden kırıldığı, geri çekilme bölgesinden hiç kırılmanın olmadığı da çalışmanın sonuçları arasında verilmiştir. Bununla beraber, 6061-T6 Al alaşımı ile yapılan başka bir çalışmada [19] kırılmaların ilerleme bölgesinden değil, geri çekilme bölgesinden olduğu sonucu bulunmuştur. 4 mm kalınlığındaki 6061-T651 Al alaşımının 1000, 1400, 1600, 2000 ve 2500 dev/dak takım devri ve 0.1–0.2–0.3 ve 0.4 m/dak ilerleme hızları kullanılarak kaynaklandığı bir çalışmada [21], kaynak parametrelerinin çekme özelliklerine etkisi incelenmiştir. Çalışmanın sonucunda çekme sonrası kırılma bölgelerinin kaynak parametrelerinden etkilenmediği ve geri çekilme bölgesinde olduğu ifade edilmiştir. Bahsedilen son iki çalışmanın sonuçları ile bizim çalışmamızdaki sonuçlar uygunluk göstermektedir. Nitekim literatürde [9] farklı alüminyum alaşımlarının değişik kırılma özellikleri gösterdiği ifade edilmiştir.

İlerleme hızının çekme ve yorulma özelliklerine etkisinin incelendiği bir çalışmada [7], 6082 Al alaşımı değişik ilerleme hızları kullanılarak sürtünme karıştırma yöntemi ile kaynaklanmıştır. Çalışmanın sonucunda ilerleme hızının çekme özelliklerine önemli bir etkisi olmadığı, kırılmanın kaynak merkezinde veya kaynak merkezi/ısıdan etkilenen bölge ara yüzeyinde olduğu ifade edilmiştir.

A (T4) ve C (T6) grubundaki sadece kaynaklı (yaşlandırmasız) numunelerin (D1, D2, E1, E2, F1 ve F2 kod uzantılı kaynaklar) akma, çekme dayanımları ve yüzde kopma uzaması değerleri bir birine yakın elde edilmiştir. A grubundaki kaynaklarda akma dayanımları 100–111 MPa, çekme dayanımları 136–146 MPa arasında değişirken, C grubundaki kaynaklarda ise akma dayanımları 104–106 MPa, çekme dayanımları 143–146 MPa arasında değişmiştir. Bu sonuca göre, çalışmamızda kullanılan kaynak parametrelerine bağlı olarak A ve C gruplarında bahsedilen kaynaklı numunelerin çekme özelliklerinin pek fazla değişmediği söylenebilir. Literatürde [13], kaynak parametreleri ile mekanik özelliklerin değiştiği belirtilmiştir. Kaynak parametreleri ile akma ve çekme dayanımlarının çok fazla değişmemesi, çalışmamızda kullanılan kaynak parametrelerine (malzeme bileşimi, ısıtma işlem durumu, takım devri, ilerleme hızı, takım geometrisi vs.) ve bu parametrelerin güvenilir sağlamlıkta kaynak yapıları sağlamlığına bağlanabilir.

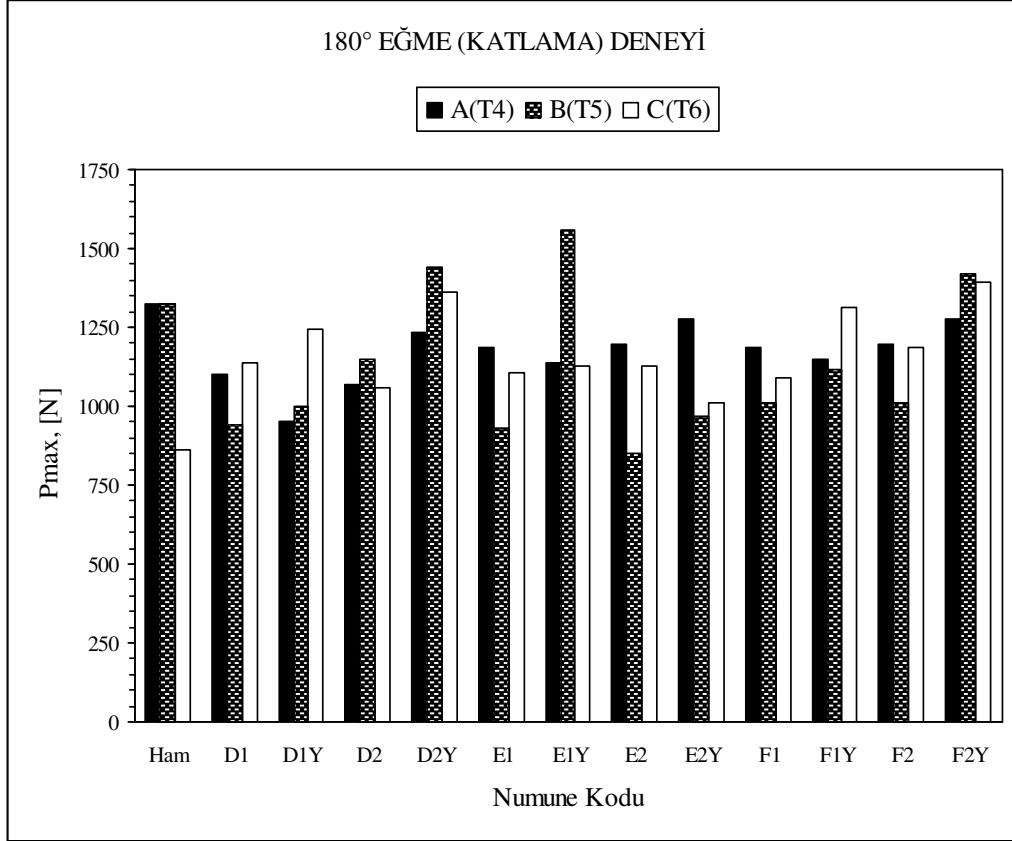
Ayrıca A (T4) ve C (T6) gruplarındaki yaşlandırmasız kaynaklarda kaynak öncesi malzemelerin farklı ısıtma durumlarda olmasına rağmen yukarıda belirtildiği gibi bu grupların kaynak parametrelerine bağlı olarak elde edilen akma ve çekme dayanımlarının hemen hemen aynı olduğu görülmüştür. Bu durumda A ve C grupları için kaynak öncesi malzemenin T6 ısıtma durumunda olmasının bir avantaj sağlamadığı, aksine malzemeye T6 ısıtma durumunun kazandırılması için yapılan ısıtma işleminin fazladan maliyet getirdiği söylenebilir.

C (T6) grubunda yaşlandırmasız kaynakların seçilen kaynak parametrelerine göre çekme özellikleri değişmediğinden bu ısıtma işlem şartına sahip 6063 Al malzemenin yüksek DBİ (çalışmamızda en yüksek DBİ 0.4 mm/dev dir) şartlarında kaynak özelliklerinin araştırılması önerilebilir.

6.5 180° Eğme (Katlama) Deneyleri Sonuçları

A (T4), B (T5) ve C (T6) gruplarına ait kaynakların eğme deneyleri sonucunda elde edilen maksimum kuvvet değişimleri Şekil 6.48'de toplu halde verilmiştir. 180° eğme (katlama) deneyleri sonucunda, kaynaklarda herhangi bir

hasar meydana gelmemiştir (Ek-D). Bu sonuç, çekme deneylerinde kırılmaların kaynak bölgesinden olmayışı ile uygunluk göstermektedir.



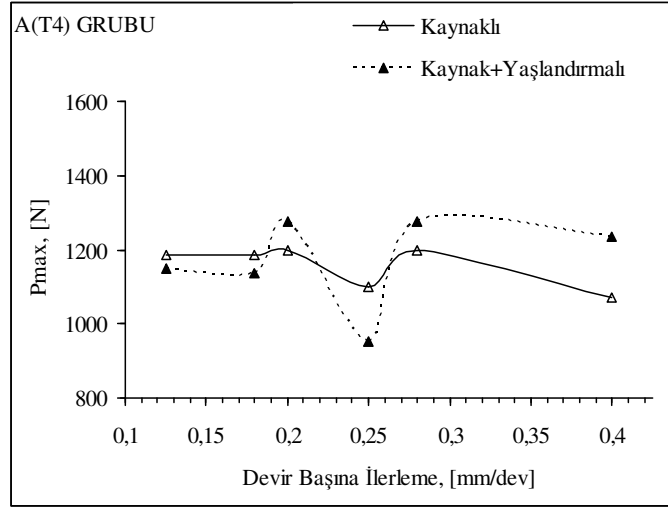
Şekil 6.48 A (T4), B (T5) ve C (T6) gruplarına ait eğme deneyi sonuçları.

B (T5) grubu kaynaklarda yaşlandırma işlemi ile kaynaklı numuneleri 180° eğmek (katlamak) için gerekli maksimum kuvvetin (P_{max}) arttığı görülmüştür. Aynı durum C (T6) grubunda CE2-CE2Y ikilisinin dışındaki kaynaklarda da gözlenmiştir. A (T4) grubu kaynaklarda ise 800, 1120 ve 1600 dev/dak takım devirlerinde 315 mm/dak ilerleme hızında birleştirilen kaynakların yaşlandırma işlemi ile P_{max} kuvvetlerinin arttığı, aynı devirlerde 200 mm/dak ilerleme hızında birleştirilen kaynaklarda ise yaşlandırma işlemi ile maksimum eğme kuvvetlerinin azaldığı görülmüştür.

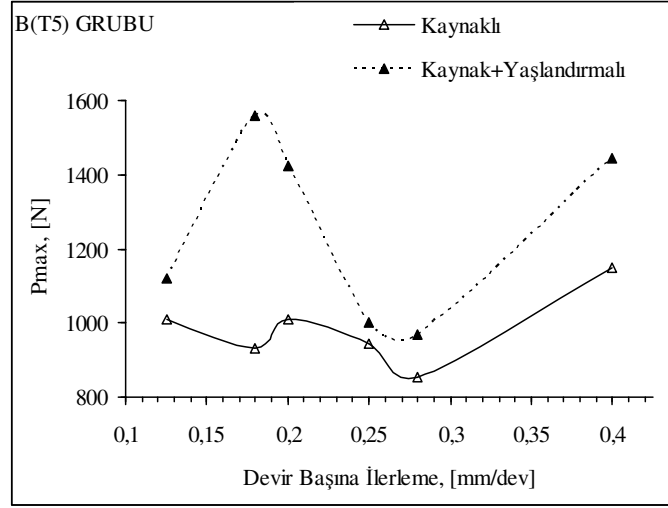
A (T4) grubu kaynaklarda devir başına ilerlemeye bağılı olarak maksimum kuvvet değişimleri incelendiğinde (Şekil 6.49-a); genel olarak kaynaklı durumdaki kaynaklarda artan devir başına ilerleme ile maksimum eğme kuvvetinde bir azalma görölmektedir. Bu durumun aksine kaynak+yaşlandırılmalı şartlarında ise sadece 0.25 mm/dev değeri dışında artan devir başına ilerleme ile maksimum eğme kuvvetinde genel bir artış görölmektedir.

B (T5) grubu kaynaklarda devir başına ilerlemeye bağılı olarak maksimum kuvvet değişimleri incelendiğinde (Şekil 6.49-b); artan devir başına ilerleme ile maksimum eğme kuvvetlerinde kaynak+yaşlandırılmalı durumdaki kaynaklarda yaşlandırılmasızlara göre artış gözlenmiştir. Fakat hem kaynaklı hem de kaynak+yaşlandırılmalı durumların kendi içlerinde artan devir başına ilerlemeye bağılı olarak maksimum eğme kuvvetlerinde düzenli bir değişim görölmemiştir. En yüksek eğme kuvvetine ve en yüksek kuvvet artışına (% 67'lik artış) 0.18 mm/dev DBİ değerinde kaynaklanan BE1'in yaşlandırılması (BE1Y) neticesinde ulaşılmıştır.

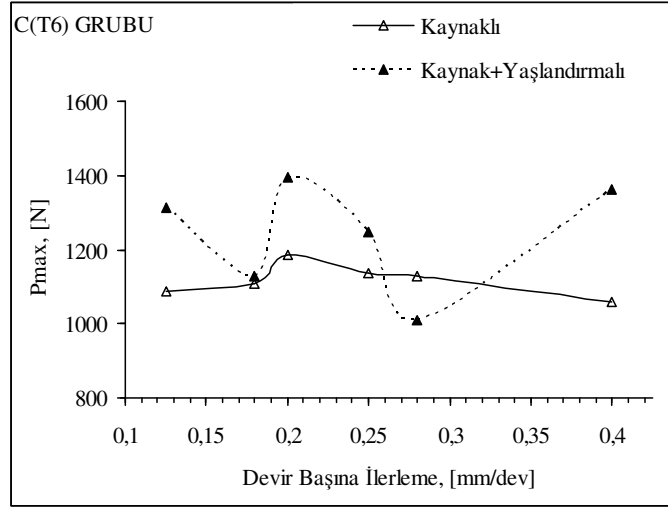
C (T6) grubu kaynaklarda devir başına ilerlemeye bağılı olarak maksimum kuvvet değişimleri incelendiğinde (Şekil 6.49-c); artan devir başına ilerleme ile maksimum eğme kuvvetlerinde kaynak+yaşlandırılmalı durumdaki kaynaklarda yaşlandırılmasızlara (kaynaklı) göre 0.28 mm/dev değeri dışındaki DBİ değerlerinde artış gözlenmiştir. Bu ısıl işlem durumunda da hem kaynaklı hem de kaynak+yaşlandırılmalı durumların kendi içlerinde artan devir başına ilerlemeye bağılı olarak maksimum eğme kuvvetlerinde düzenli bir değişim görölmemiştir. En yüksek eğme kuvvetine 0.20 mm/dev DBİ değerindeki kaynak şartının yaşlandırılması (CF2Y) neticesinde ulaşılmıştır. Kaynak sonrası yapılan yaşlandırma ile yaşlandırılmasız durumlara göre eğme kuvvetlerindeki en yüksek artışın (% 29'luk artış) 0.4 mm/dev (CD2-CD2Y) değerinde olduğu görölmüştür.



a)



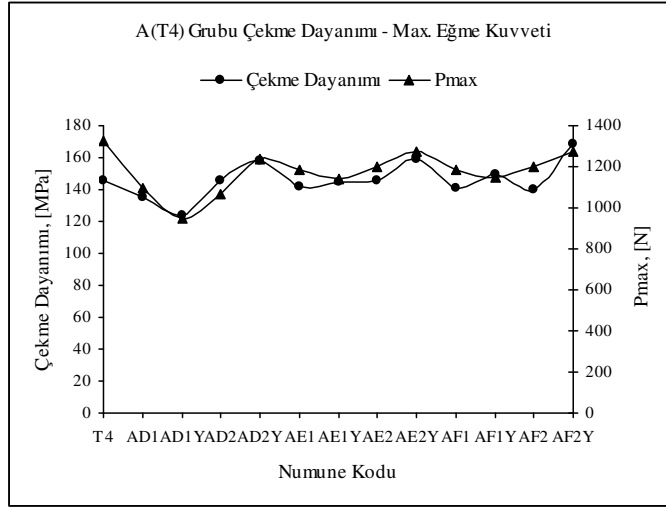
b)



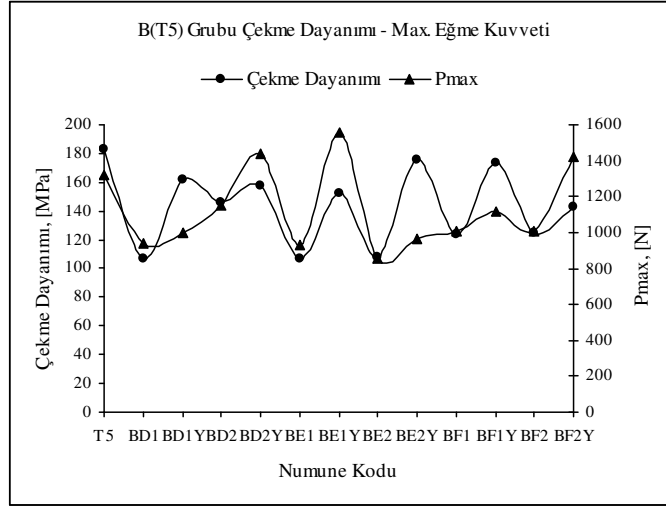
c)

Şekil 6.49 a) A(T4), b) B(T5) ve c) C (T6) grubu kaynaklarda devir başına ilerlemeye (DBİ) bağlı olarak maksimum eğme kuvvetlerinin değişimi.

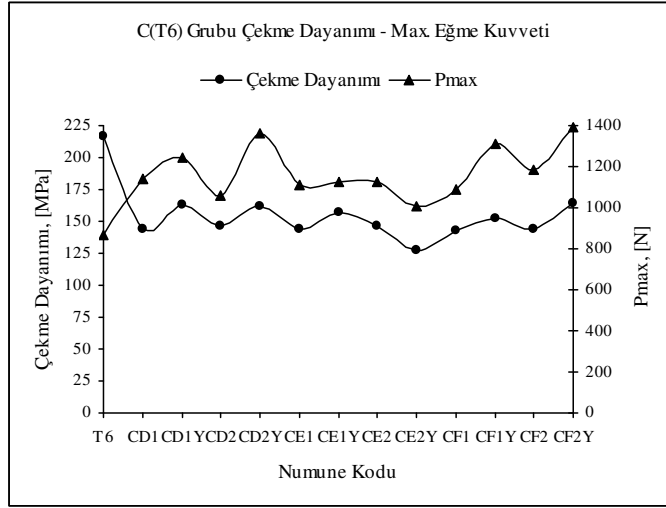
A, B ve C gruplarına ait çekme dayanımları ve maksimum eğme kuvvetleri değişimleri Şekil 6.50’de verilmiştir. Şekilden, çekme dayanımı ve maksimum eğme kuvvetleri birlikte incelendiğinde, genel olarak maksimum eğme kuvvetleri ile çekme dayanımlarının kaynak parametreleri ve kaynak sonrası yapılan yaşlandırma işlemlerine bağlı olarak değişimlerinin paralellik gösterdiği görülmüştür. 180° eğme (katlama) deneyleri esnasında (Şekil 5.9) kaynaklı levhaların alt yüzeyleri (kaynak havuzunun üst yüzeyi) çeki gerilmesine, üst yüzeyleri ise bası gerilmesine maruz kaldığından bu sonuç uygun ve beklenen bir sonuçtur.



a)



b)



c)

Şekil 6.50 a) A(T4), b) B(T5) ve c) C(T6) grubu kaynaklarda çekme dayanımları ve eğme kuvvetlerinin kaynak parametrelerine göre değişimi.

6.6 Kırılma Yüzeylerinin İncelenmesi

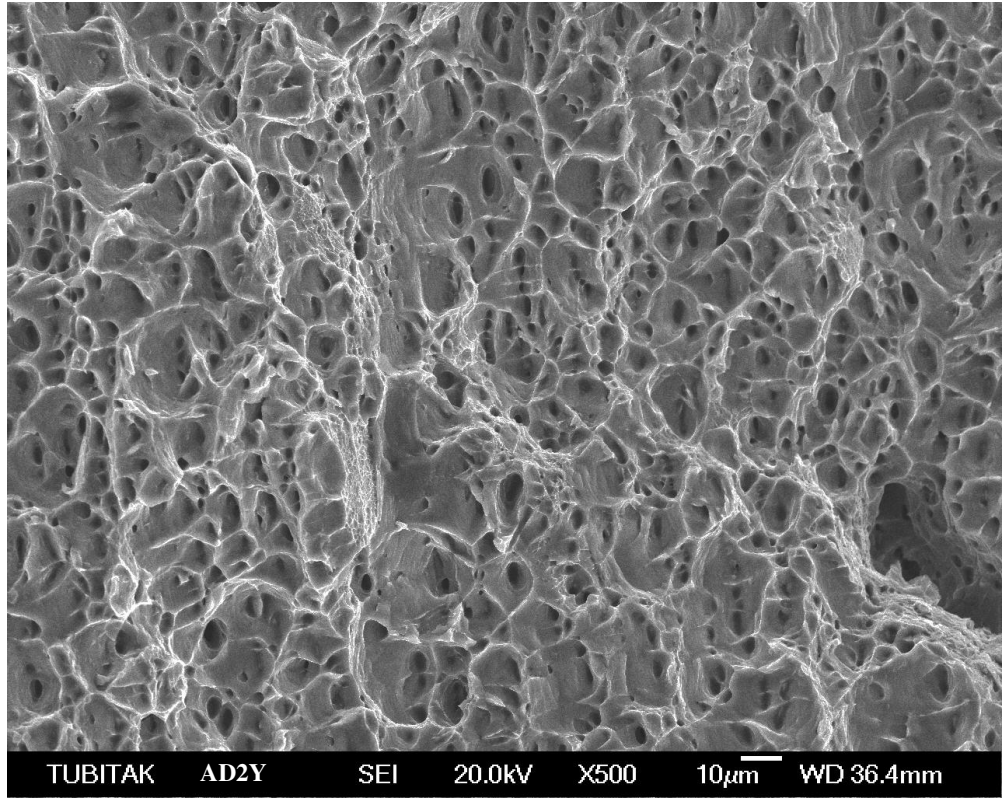
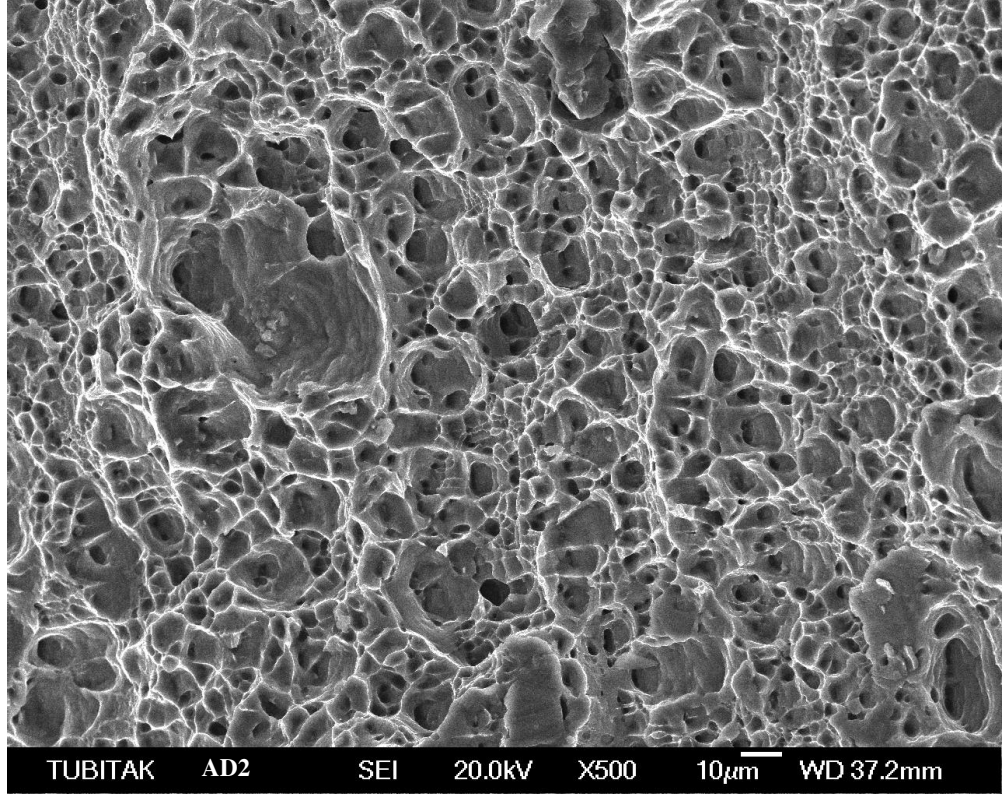
A (T4), B (T5) ve C (T6) gruplarının en düşük sıcaklık (en yüksek DBİ) ve en yüksek sıcaklık (en düşük DBİ) değerlerine sahip kaynaklanmış ve kaynak sonrası yaşlandırılmış numunelerinin çekme kırılmalarından alınan taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri Şekil 6.51–56’da verilmiştir.

A (T4), B (T5) ve C (T6) gruplarında kırılmaların genel olarak dimple (çukurcuk) oluşumu ile sünek tipte olduğunu söylemek mümkündür. Konu ile ilgili daha önce yapılmış bir çalışmada [17], 50 mm kalınlığındaki 6082-T6 kaynaklı levhalar esas metal (EM) ve kaynak çekirdeği (KÇ) bölgelerine çentik açılarak eğme kuvveti ile kırılmışlar ve kırılma yüzeyleri SEM kullanılarak incelenmiştir. İncelemelerin sonucunda hem KÇ’de ve hem de EM’de kırılmaların mikro boşluk büyüme mekanizması ile sünek tipte olduğu ifade edilmiştir.

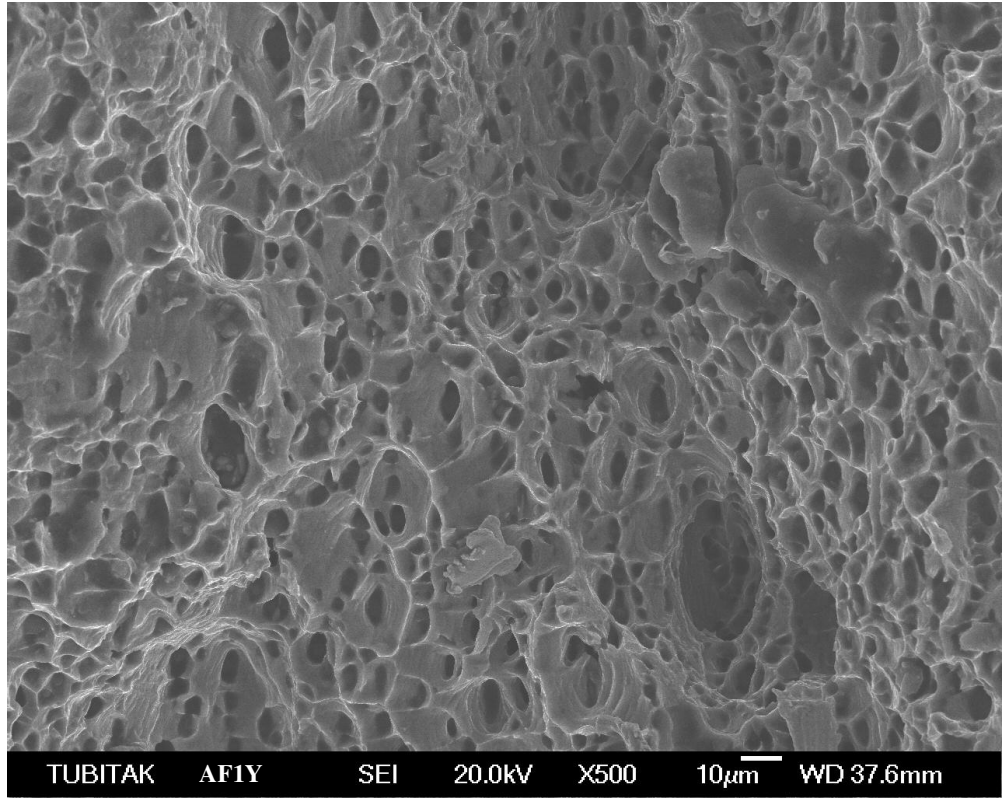
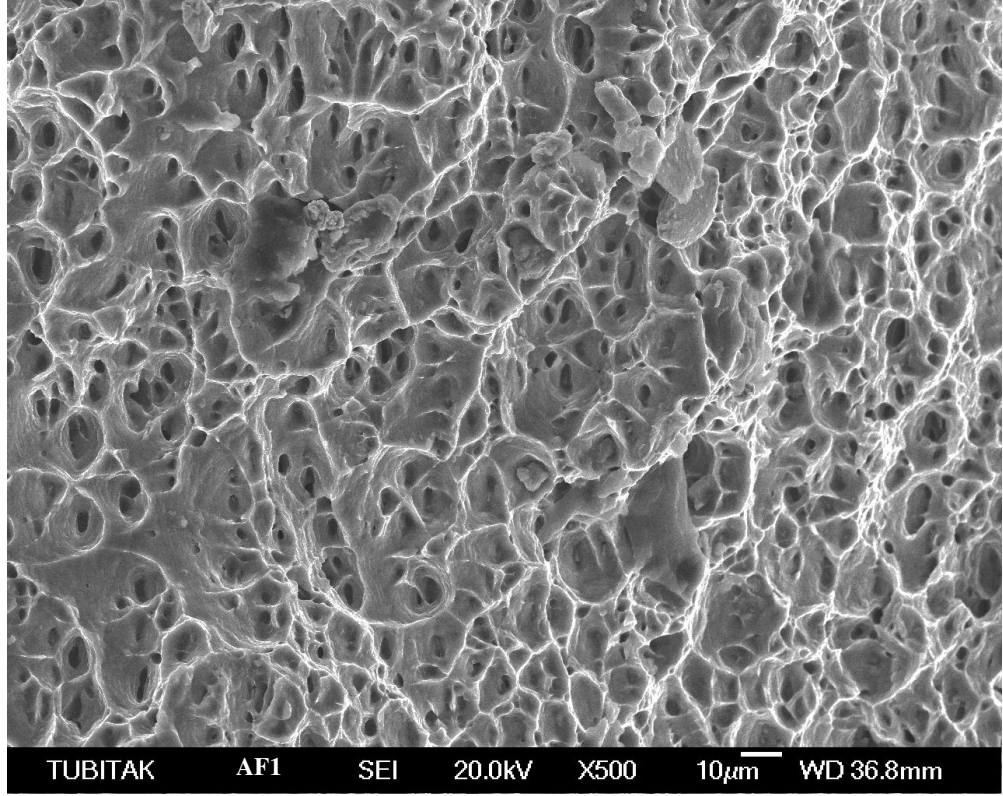
Kaynaklı malzemelerin ilk ısıl işlem durumlarına (T4, T5 ve T6) göre kırılma yüzeyleri incelendiğinde, A (T4) grubu kaynakların kırılma yüzeylerinde daha fazla dimple (çukurcuk) oluşumu ile daha sünek kırılmanın olduğu gözlenmiştir (Şekil 6.51–56). A grubu malzemelerin esas metal sertlik değerleri (45 HB) diğer grup malzemelerin (B ve C) sertlik değerlerinden (57 HB ve 65 HB) daha düşük olduğundan bu sonuç beklenen bir sonuçtur.

A ve B gruplarında kaynaklı (yaşlandırmasız) numunelerin kırılma yüzeylerinin genel olarak kaynak sonrası yaşlandırılan numunelerin kırılma yüzeylerinden daha sünek kırılma davranışına sahip oldukları görülmüştür. C grubunda ise düşük ve yüksek ısı girişi şartında kaynaklanan numunelerin (CD2 ve CF1) kırılma yüzeyleri aynı şartlara sahip kaynak sonrası yaşlandırılmış numunelerin (CD2Y ve CF1Y) kırılma yüzeylerine nazaran daha az dimple içerdiği görülmüştür. A ve B grubu kaynaklı numunelerin çekme deneyleri sonucunda elde edilen % kopma uzaması değerlerinin kaynak sonrası yapılan yaşlandırma işlemi ile düşmesi ve C grubunda kaynak sonrası yaşlandırma işlemi ile % kopma uzaması değerlerinin artması bu sonucu doğrulamaktadır.

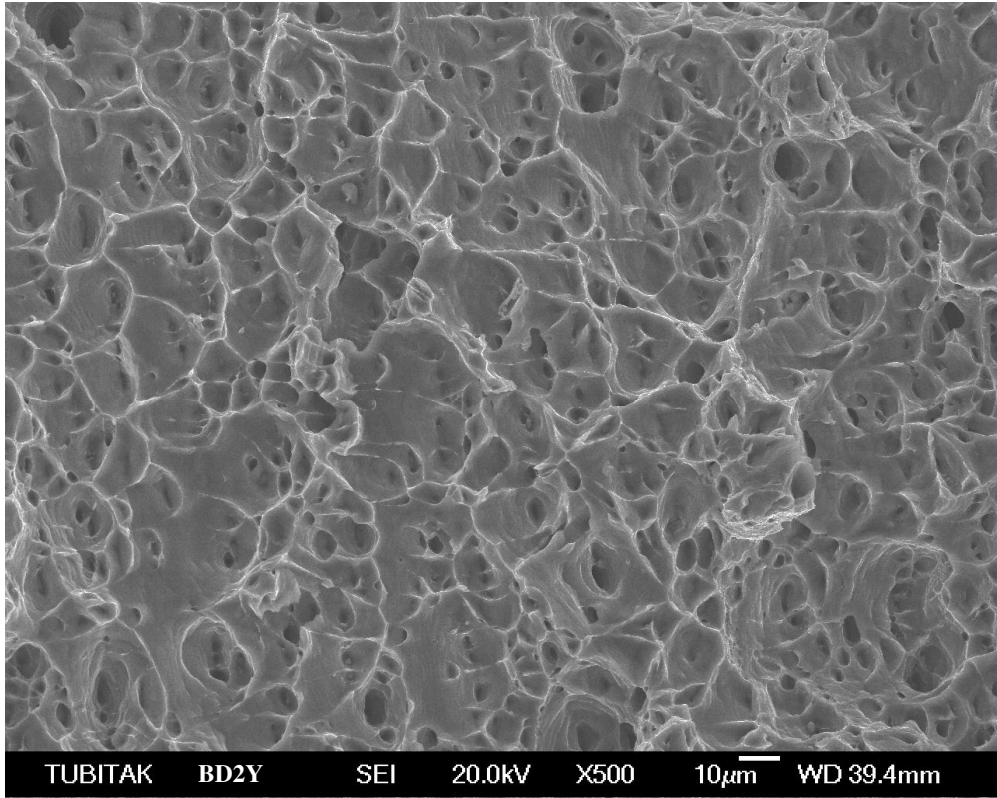
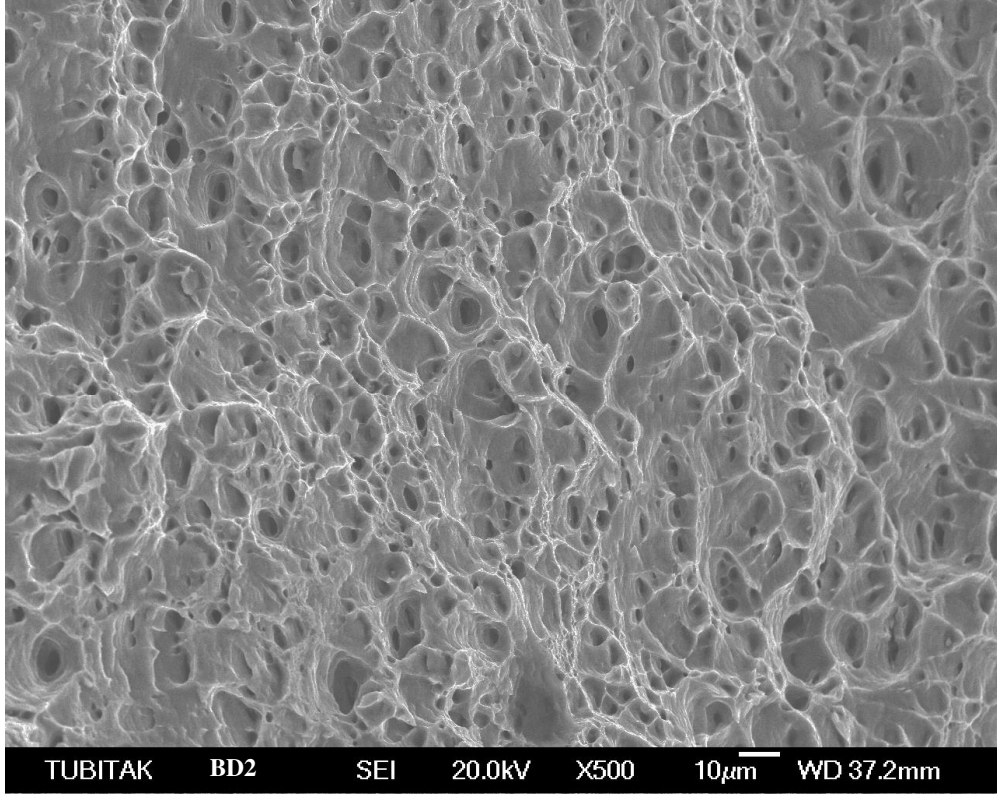
En küçük ve en büyük DBİ değerlerine karşılık gelen 800 dev/dak – 315 mm/dak ve 1600 dev/dak – 200 mm/dak takım devri ve ilerleme hızlarında kaynaklanan numunelerin çekme kırılma yüzeylerinin görüntülerinde genel olarak belirgin farklılıklar görülmemiştir. Bu nedenle kırılma yüzey görüntülerinin, çekme özellikleri (akma ve çekme dayanımları ile % kopma uzamaları) gibi çalışmamızda kullanılan kaynak parametrelerinden çok fazla etkilenmediği söylenebilir. 6061-T651 Al alaşımının değişik ilerleme hızlarında kaynaklandığı bir çalışmada [21], çekme deneyi sonucu kırılma modunun ilerleme hızı ile önemli ölçüde değiştiği ifade edilmiştir. Düşük ilerleme hızında (100 mm/dak) kaynaklanan numunelerin kırılma yüzeylerinde büyük çukurcuklar (dimple) arasında kayma deformasyon modunun hakim olduğu, yüksek ilerleme hızında (400 mm/dak) ise üniform dağılmış çukurcukların çoğunlukta olduğu görülmüştür. Bizim çalışmamızdaki ilerleme hızlarında kaynaklanan numunelerin kırılma yüzey görüntüleri arasında belirgin bir farkın olmaması, ilerleme hızlarının birbirine daha yakın (200 ve 315 mm/dak) olmasından, bunun yanında kaynaklanan malzeme bileşiminin, bu malzemenin kaynak öncesi ısıl işlem durumlarının ve diğer kaynak parametrelerinin (takım ve uç geometrisi, batma derinliği, kaynak sıcaklığı, malzeme kalınlığı, takım devri vs.) farklılığından ileri geldiği söylenebilir.



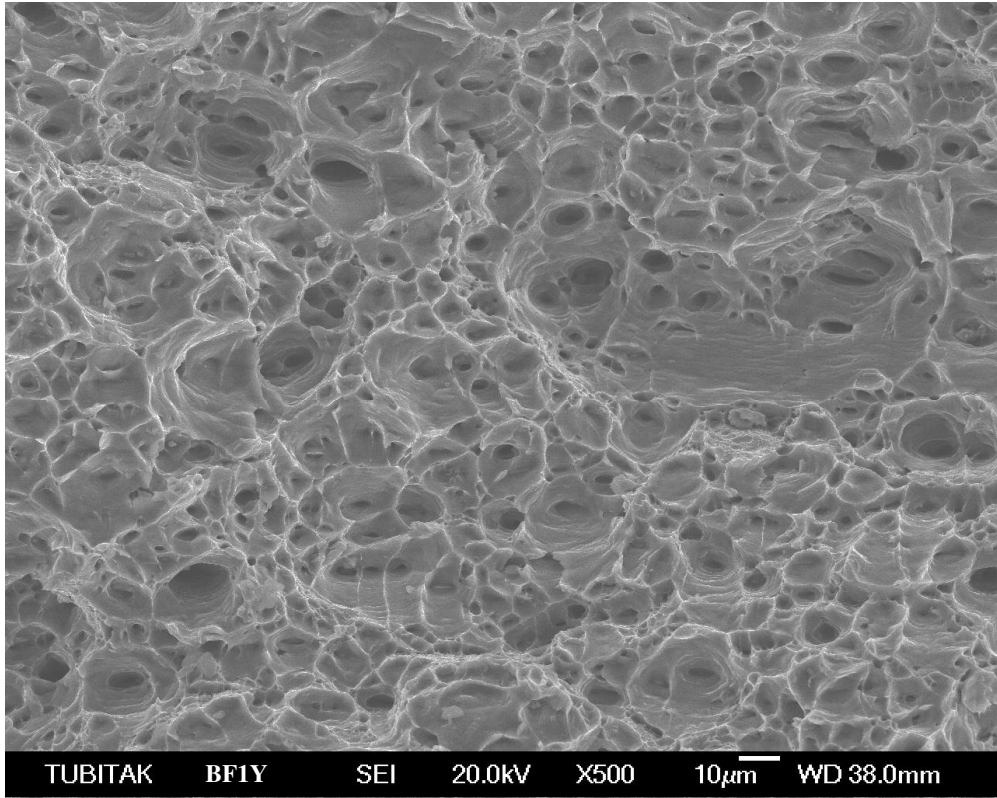
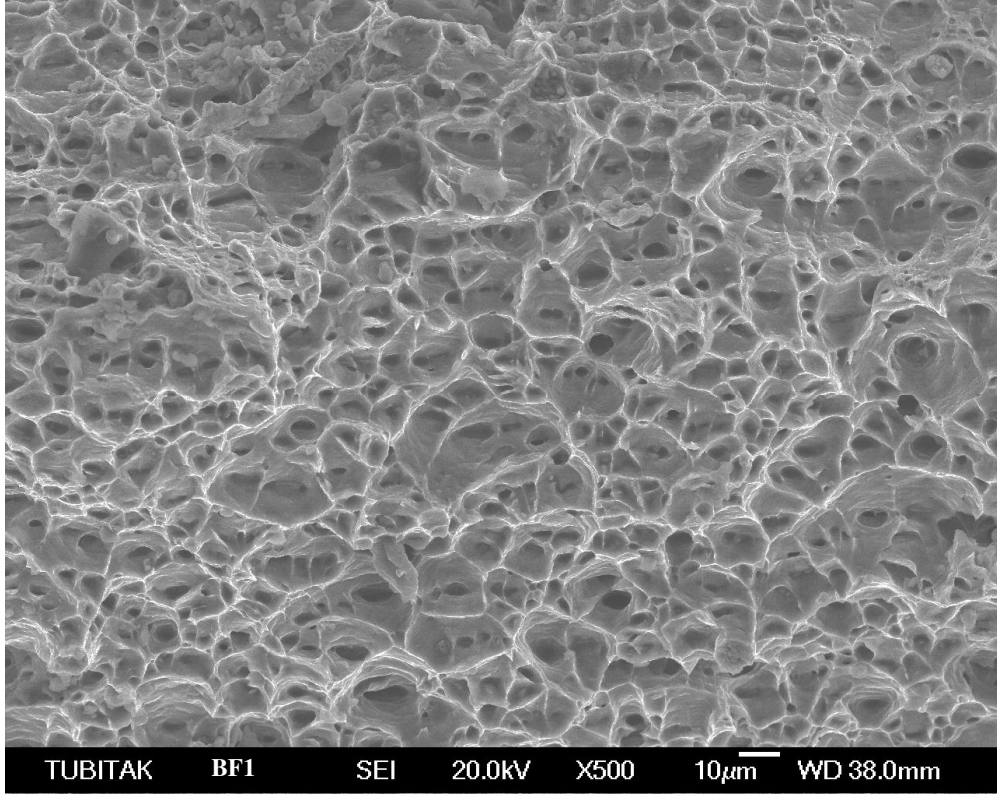
Şekil 6.51 AD2 ve AD2Y kaynaklarına ait kırılma yüzeyleri.



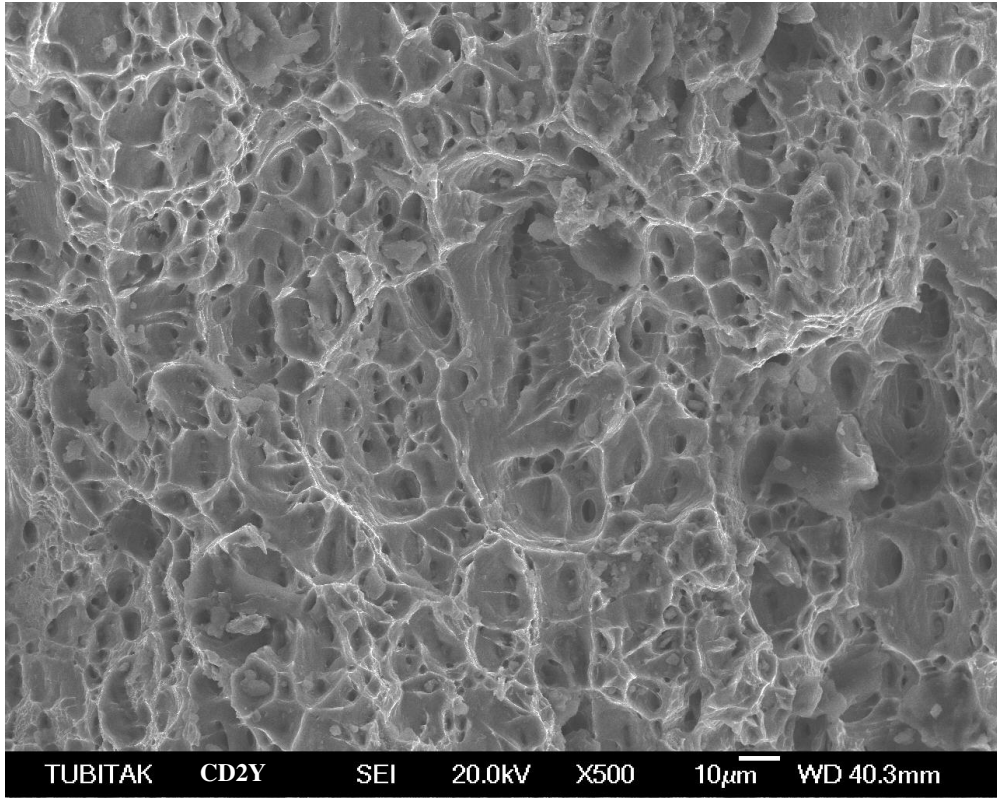
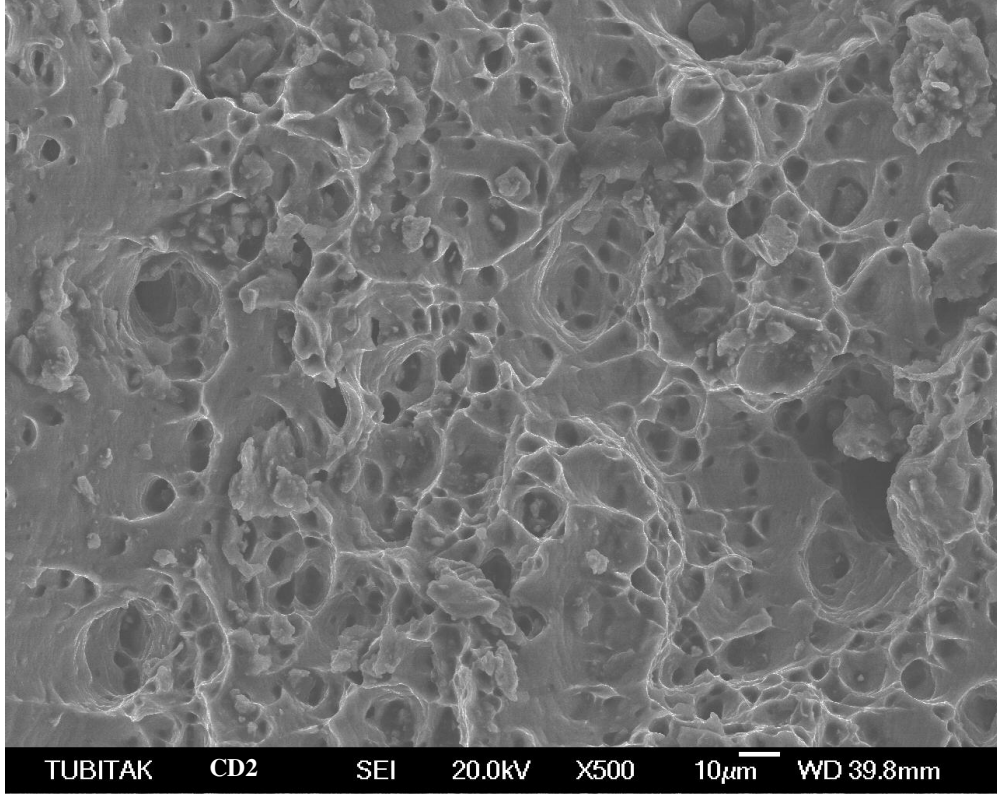
Şekil 6.52 AF1 ve AF1Y kaynaklarına ait kırılma yüzeyleri.



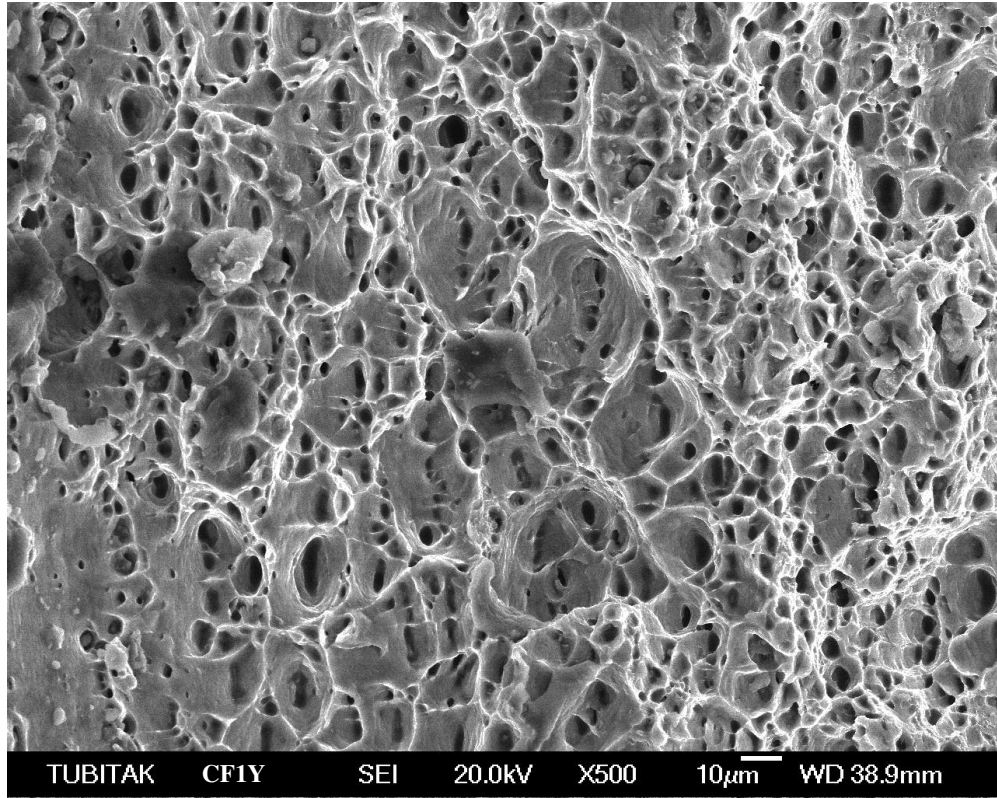
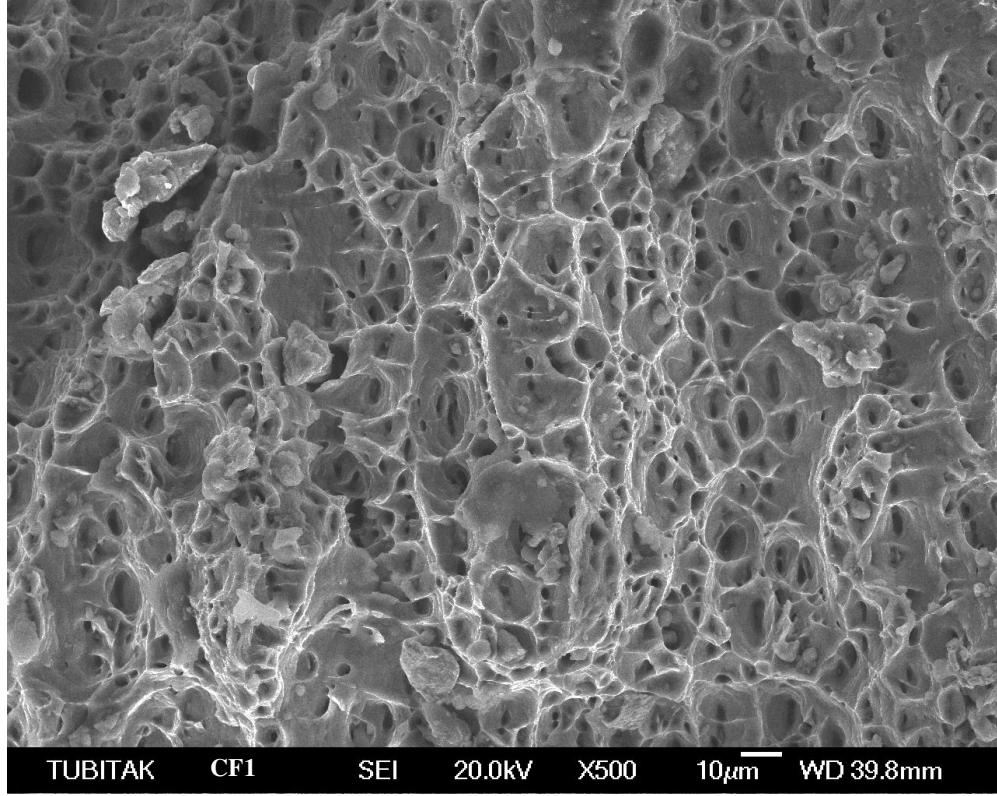
Şekil 6.53 BD2 ve BD2Y kaynaklarına ait kırılma yüzeyleri.



Şekil 6.54 BF1 ve BF1Y kaynaklarına ait kırılma yüzeyleri.



Şekil 6.55 CD2 ve CD2Y kaynaklarına ait kırılma yüzeyleri.



Şekil 6.56 CF1 ve CF1Y kaynaklarına ait kırılma yüzeyleri.

7. GENEL SONUÇLAR

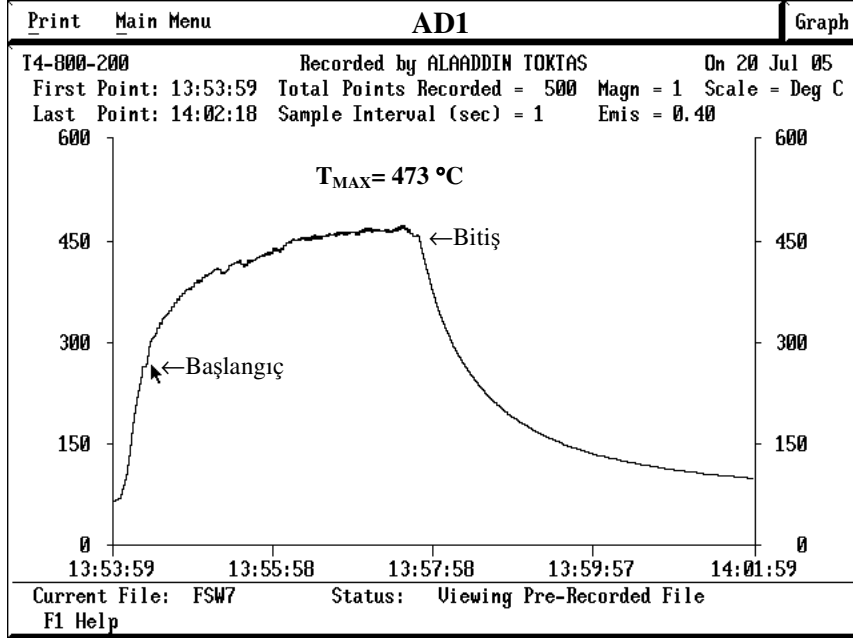
1. T4, T5 ve T6 ısıtılmalı 6063 Al alaşımlının değişik takım devirlerinde (800, 1120 ve 1600 dev/dak) ve ilerleme hızlarında (200 ve 315 mm/dak) yapılan sürtünme karıştırma kaynakları esnasında maksimum kaynak sıcaklıkları 388–526°C arasında elde edilmiştir.
2. Farklı ısıtılmalı durumlardaki malzemelerin (T4, T5 ve T6) hepsi için takım devri arttıkça ve/veya ilerleme hızı azaldıkça kaynak sıcaklıkları artmıştır.
3. Kaynak sıcaklıkları tüm kaynak parametrelerinden etkilenmiştir. Devir başına ilerleme (DBİ) arttıkça elde edilen maksimum kaynak sıcaklıkları azalmıştır.
4. Kaynakların makro yapı incelemelerinden, kaynak bölgelerinin üst yüzeylerine doğru genişleyen kaynak havuzları gözlenmiştir. 800 dev/dak takım devrinde yapılan kaynaklarda kaynak havuzlarının biraz daha küçük olduğu görülmüştür.
5. A (T4) grubu kaynaklarda kaynak doğrultusuna dik kesitte ölçülen sertliklerin kaynak merkezinden mesafeye bağlı olarak çok fazla değişmediği ve esas metal ile kaynak merkezi arasında hemen hemen homojen bir dağılım gösterdiği görülmüştür.
6. A (T4) grubu kaynakların 185°C’de 7 saat yaşlandırılması sonucunda ölçülen sertlik değerlerinde yaşlandırma yapılmayan kaynakların sertlik değerlerine göre çok hafif azalmalar görülmüştür. B (T5) grubunda kaynaklı numunelerin 185°C’de 1 saat yaşlandırılması ile elde edilen sertliklerinde ise çok hafif artışlar görülmüştür.
7. C (T6) grubunda kaynaklı levhaların 185°C’de 7 saat yaşlandırma işleminin ardından esas metal sertliklerinin belirgin bir şekilde düştüğü, kaynak

merkezlerindeki yumuşama bölgelerindeki sertliklerde ise önemli değişikliklerin olmadığı görülmüştür.

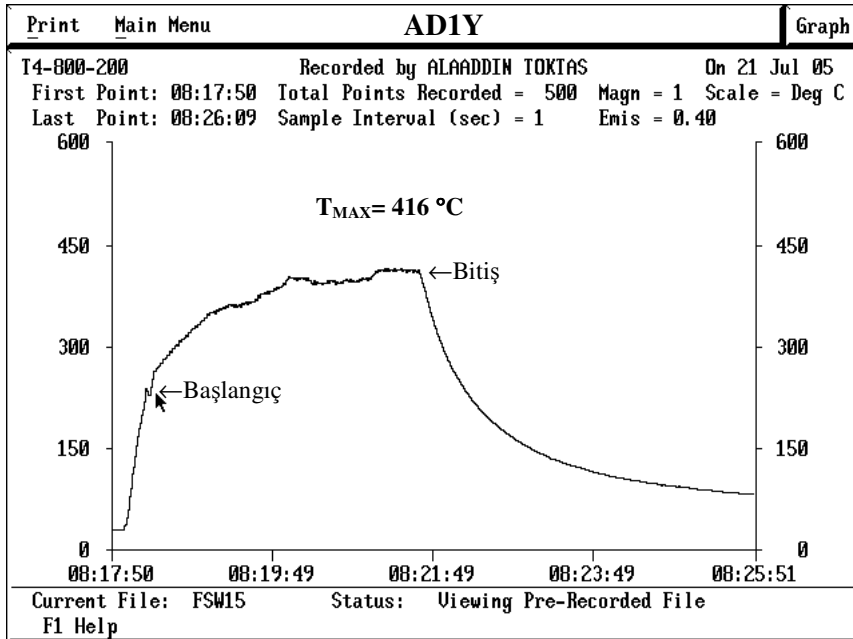
8. Değişik ilerleme hızlarında ve takım devirlerinde kaynaklanan 6063-T4 alaşımından numunelerin çekme dayanımlarının esas metal çekme dayanımı (146 MPa) ile hemen hemen aynı olduğu görülmüştür. Sadece 800, 1120 ve 1600 dev/dak'lık takım devirlerinde 315 mm/dak ilerleme hızına sahip kaynakların 185°C'de 7 saat yaşlandırılması sonucunda AD2Y, AE2Y ve AF2Y'nin çekme dayanımları esas metal dayanımından daha yüksek elde edilmiştir.
9. C (T6) grubu bütün kaynaklarda elde edilen akma ve çekme dayanımları esas metal dayanımlarından ($\sigma_{A0.2} = 174$ MPa ve $\sigma_{\text{çekme}} = 217$ MPa) daha düşük elde edilmiştir. En yüksek akma ve çekme dayanımı (122 MPa ve 164 MPa) 1600 dev/dak takım devri ve 315 mm/dak ilerleme hızında kaynaklanan ve sonrasında 185°C'de 7 saat yaşlandırılan CF2Y kodlu kaynakta elde edilmiştir.
10. Tüm gruplarda (A, B ve C) çekme deneyleri sonucunda kırılmaların çoğunlukla kaynağın geri çekilme tarafındaki esas metal veya düşük sertlikli ITAB bölgelerinde meydana geldiği görülmüştür.
11. Kaynak sonrası yapılan yaşlandırma işlemleri ile elde edilen numunelerde kaynak merkezine göre ölçülen kırılma mesafeleri A ve B gruplarında kaynak merkezine doğru yaklaşırken, C grubunda ise kaynak merkezinden uzaklaşmıştır.
12. Kaynaklı ve kaynak sonrası yaşlandırılmış bütün numunelerde (A, B ve C) çekme özelliklerinin ($\sigma_{A0.2}$, σ_C ve % δ) çalışmada kullanılan 0.125–0.4 mm/dev arasındaki devir başına ilerleme değerlerinden çok fazla etkilenmediği görülmüştür.
13. Bütün gruplarda maksimum eğme kuvvetleri ile çekme dayanımlarının kaynak parametreleri ve kaynak sonrası yapılan yaşlandırma işlemlerine bağlı olarak aynı yönde artıp azaldığı görülmüştür.

14. Tasarlanan takım ve kaynak parametrelerinde yapılan bütün kaynaklı birleştirmelerin literatür ile aynı yönde tatmin edici güvenilir ve sağlamlıkta oldukları söylenebilir.
15. Bütün gruplarda en düşük ve en yüksek DBİ değerlerinde kaynaklanan numunelerin çekme kırılmalarının genel olarak dimple (çukurcuk) oluşumu ile sünek tipte olduğu görölmüştür.

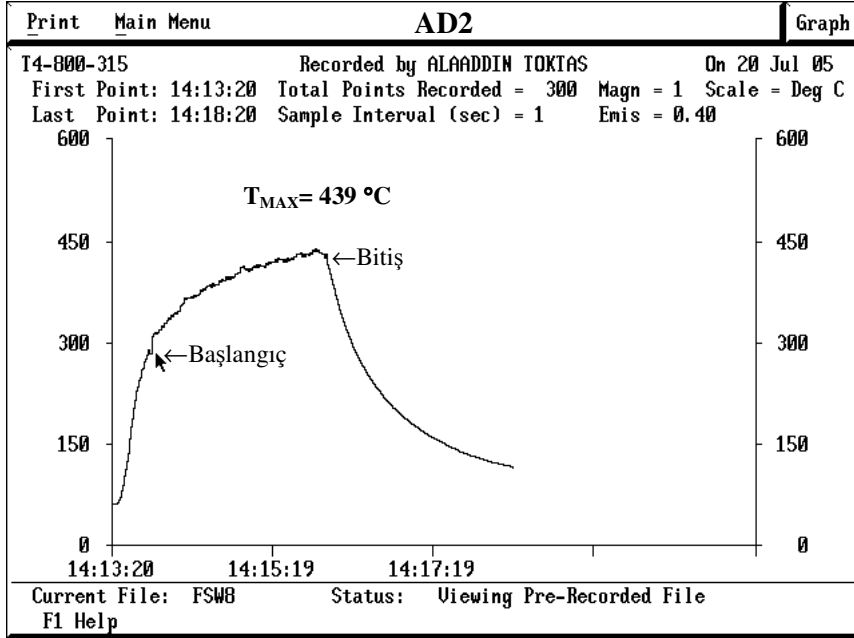
EK A “KAYNAKLARA AİT SICAKLIK-ZAMAN GRAFİKLERİ”



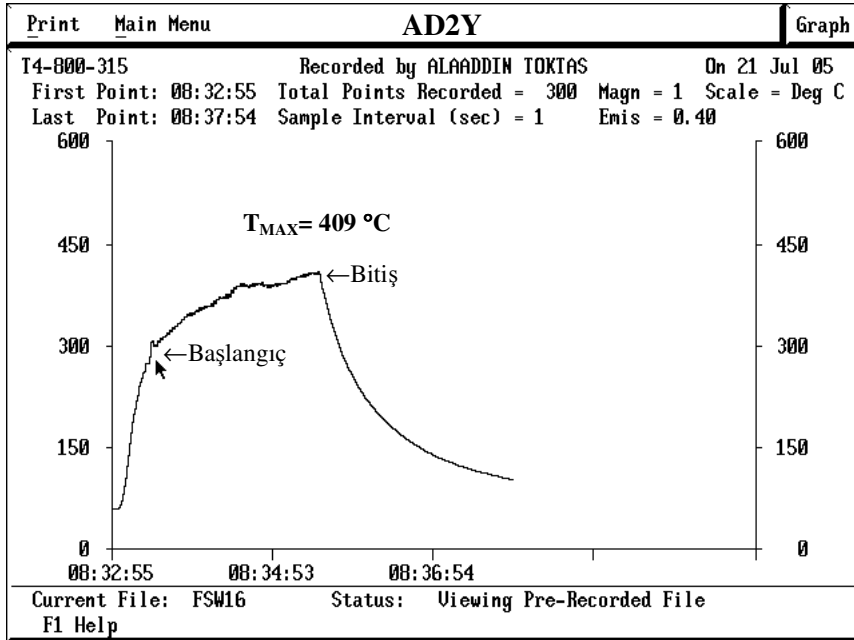
Şekil A.1 AD1 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



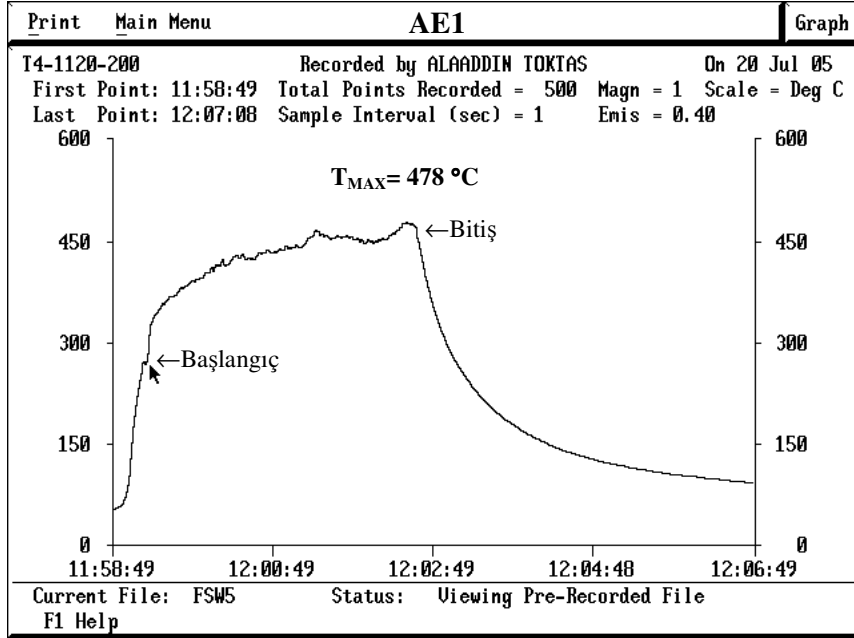
Şekil A.2 AD1Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



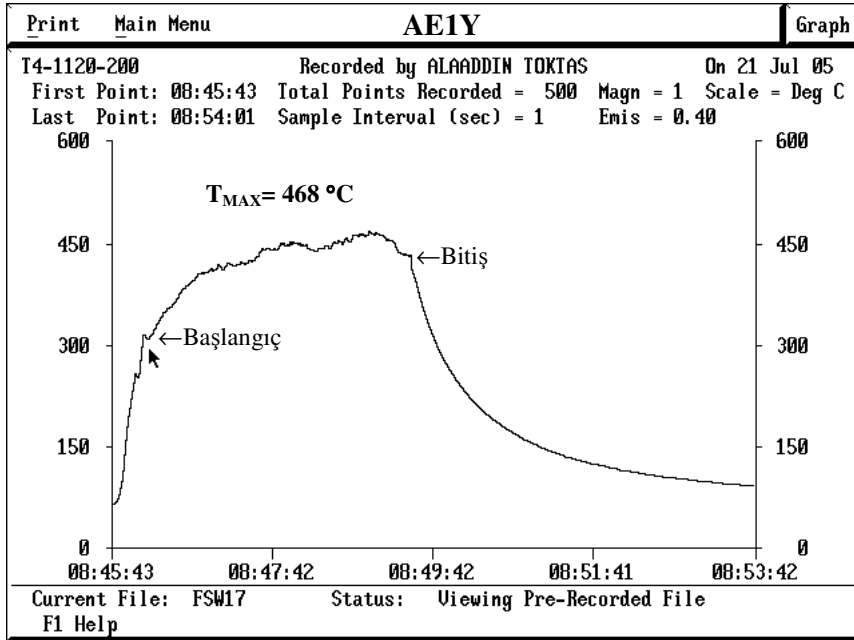
Şekil A.3 AD2 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



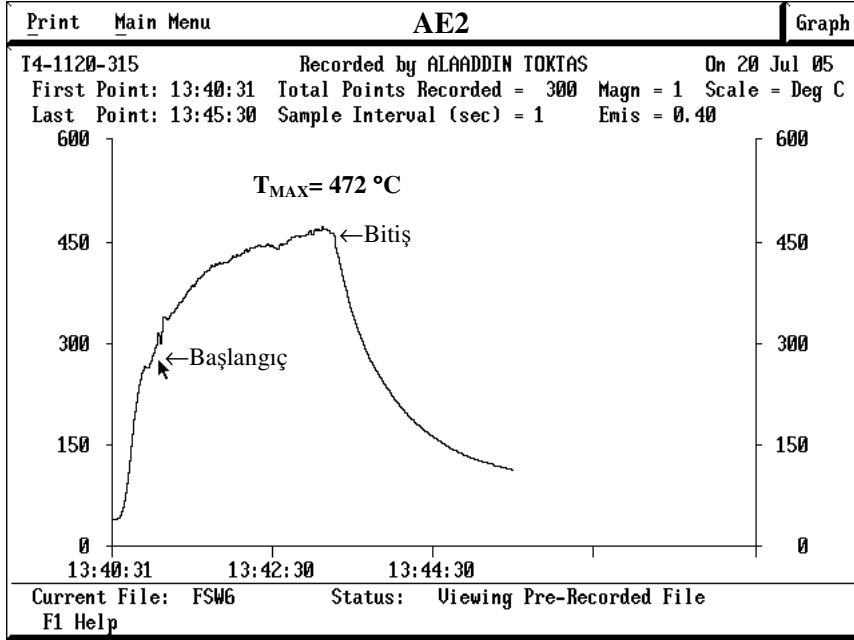
Şekil A.4 AD2Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



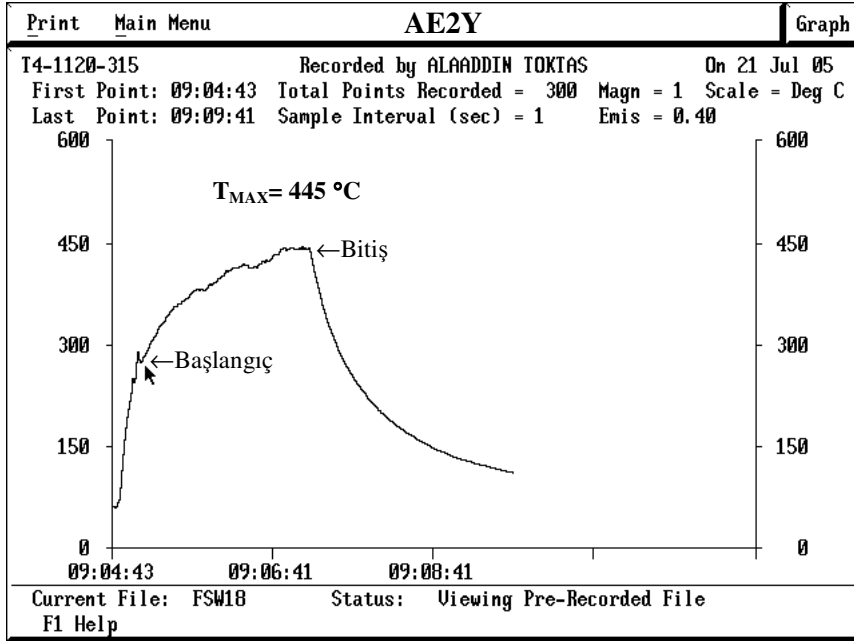
Şekil A.5 AE1 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



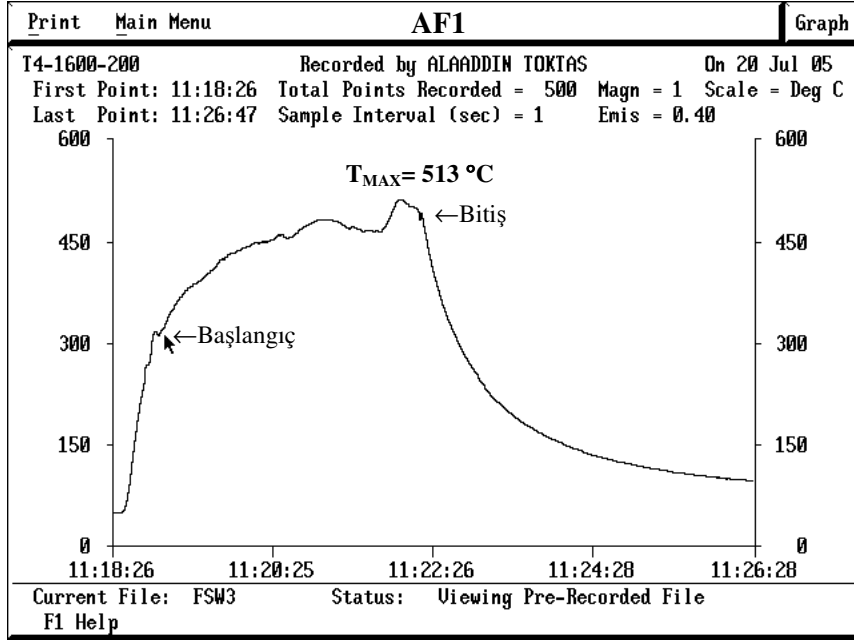
Şekil A.6 AE1Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



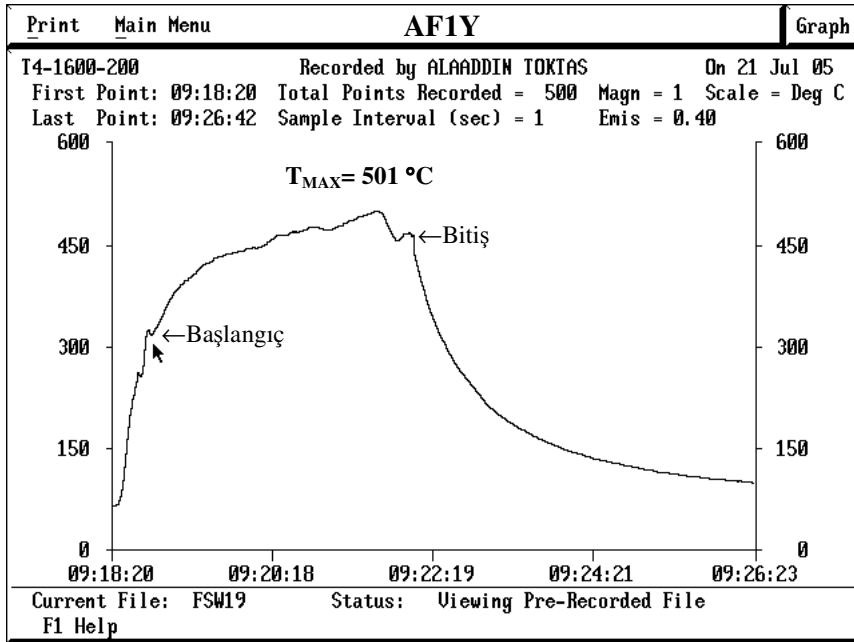
Şekil A.7 AE2 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



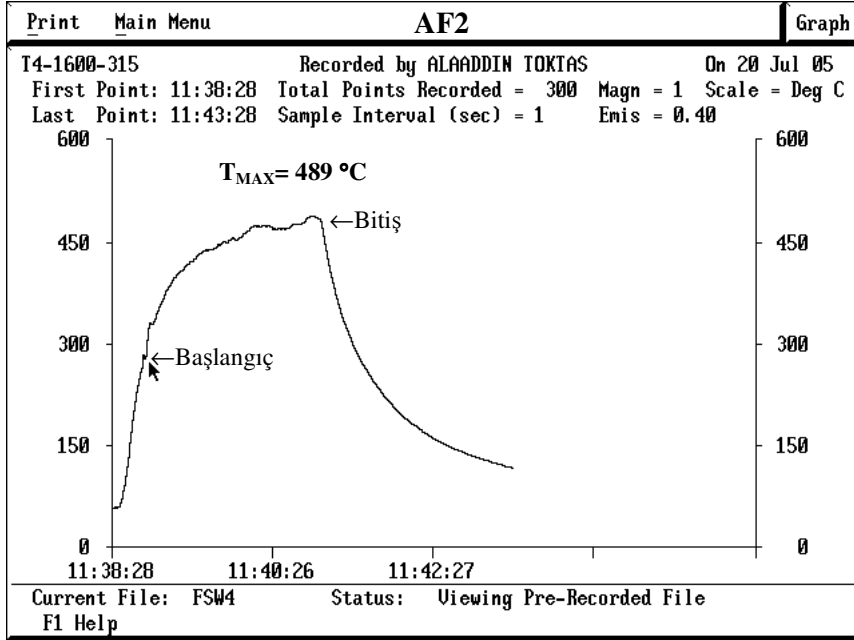
Şekil A.8 AE2Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



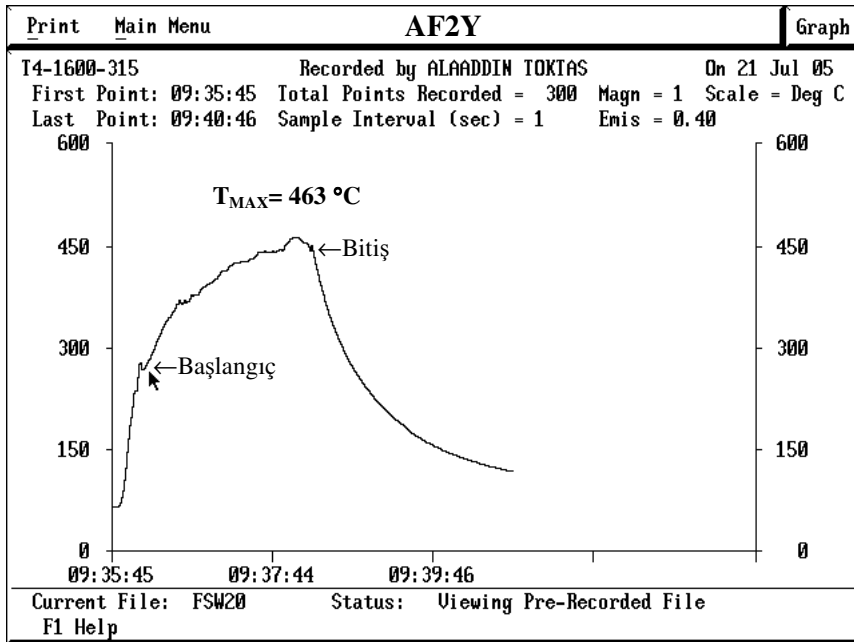
Şekil A.9 AF1 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



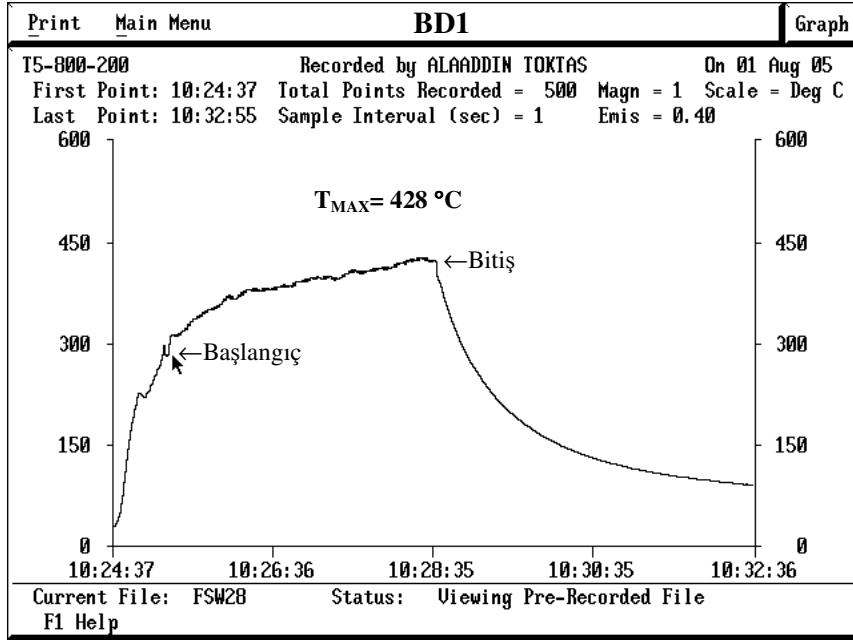
Şekil A.10 AF1Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



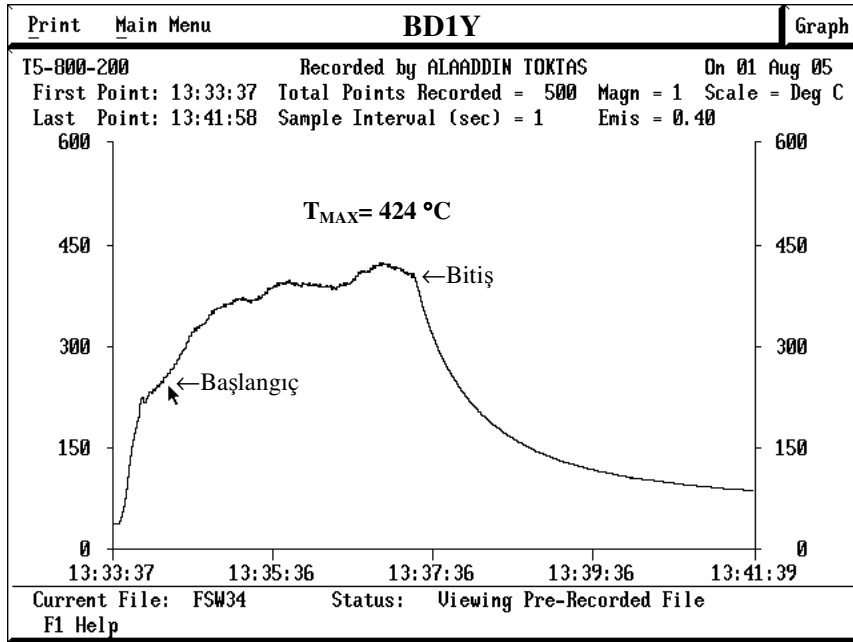
Şekil A.11 AF2 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



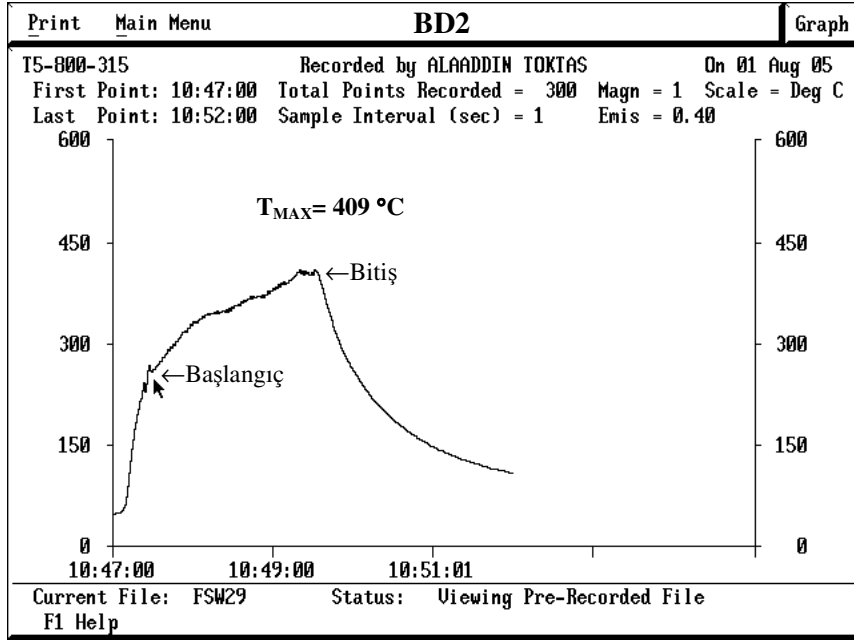
Şekil A.12 AF2Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



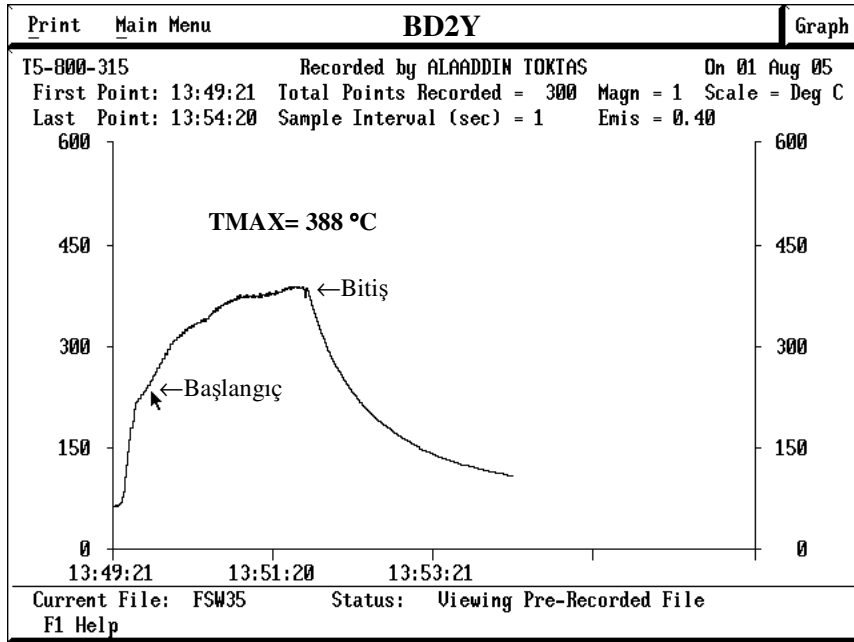
Şekil A.13 BD1 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



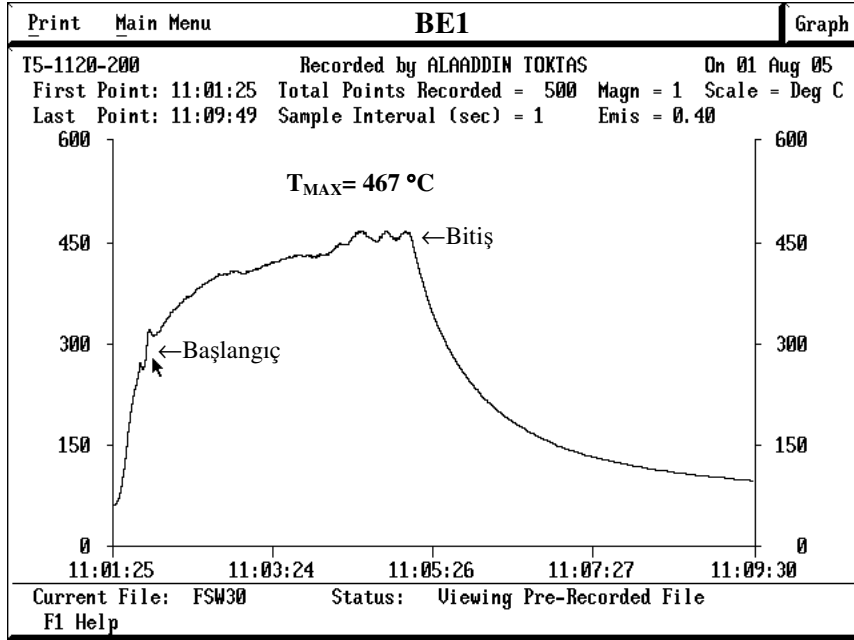
Şekil A.14 BD1Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



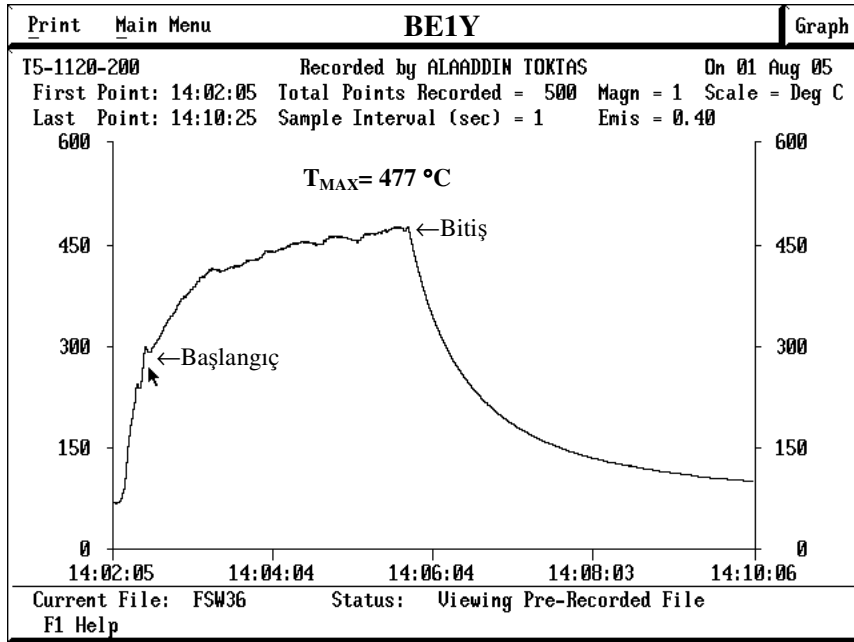
Şekil A.15 BD2 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



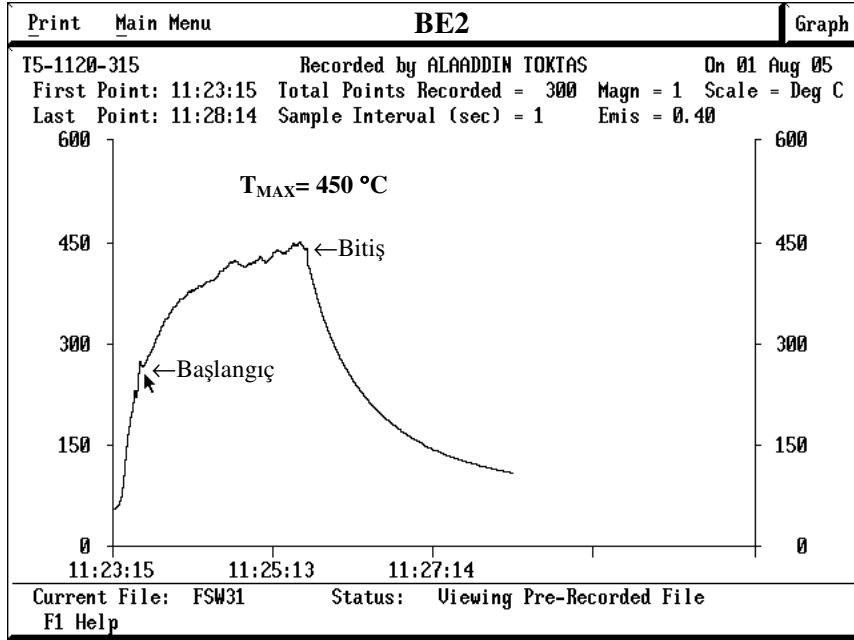
Şekil A.16 BD2Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



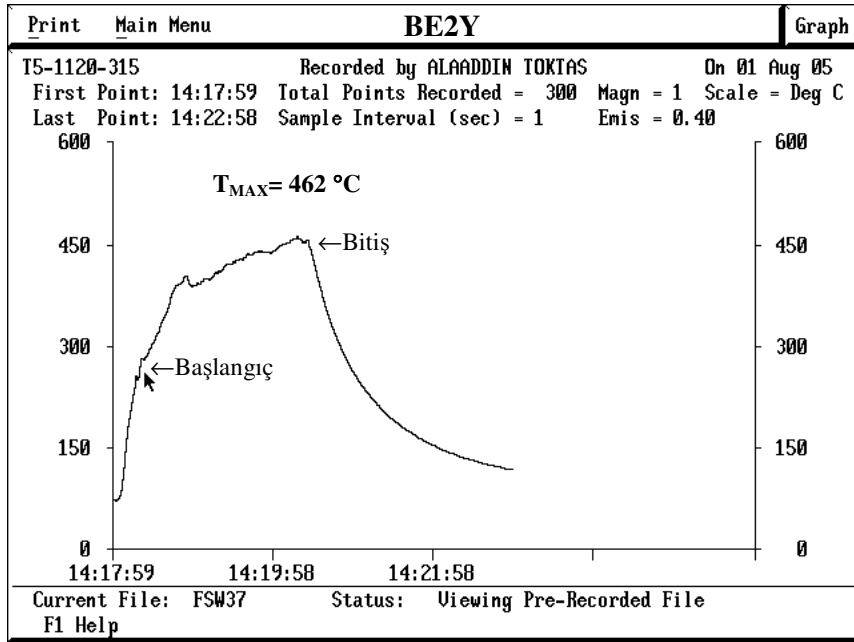
Şekil A.17 BE1 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



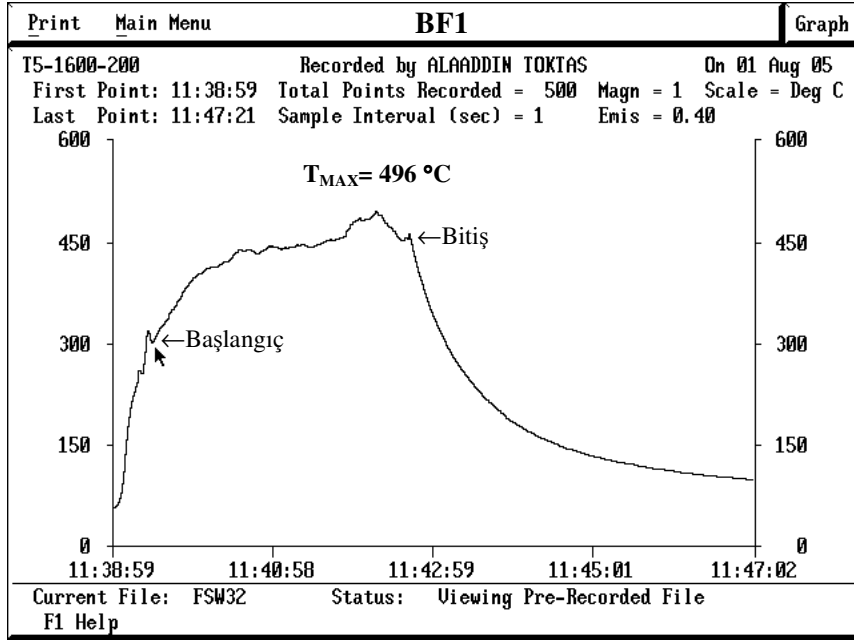
Şekil A.18 BE1Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



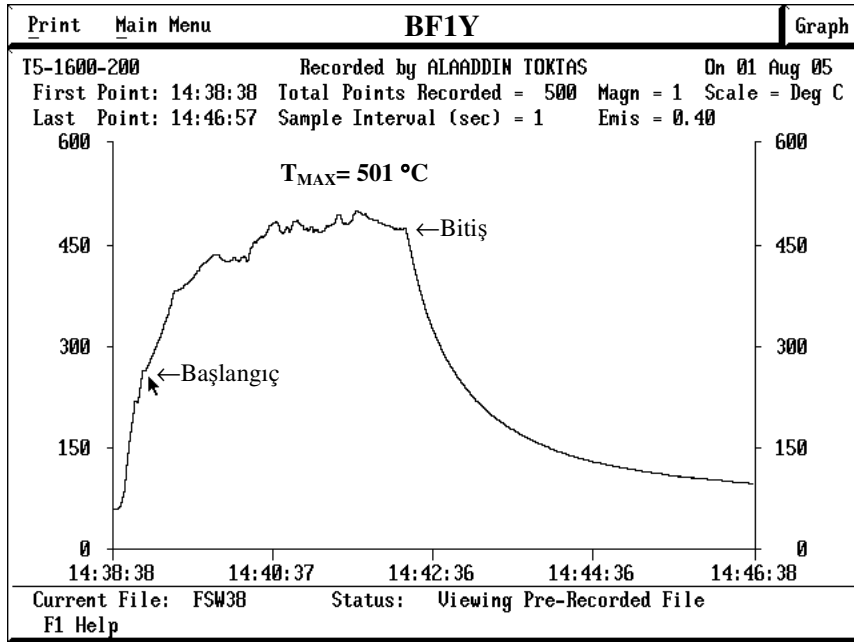
Şekil A.19 BE2 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



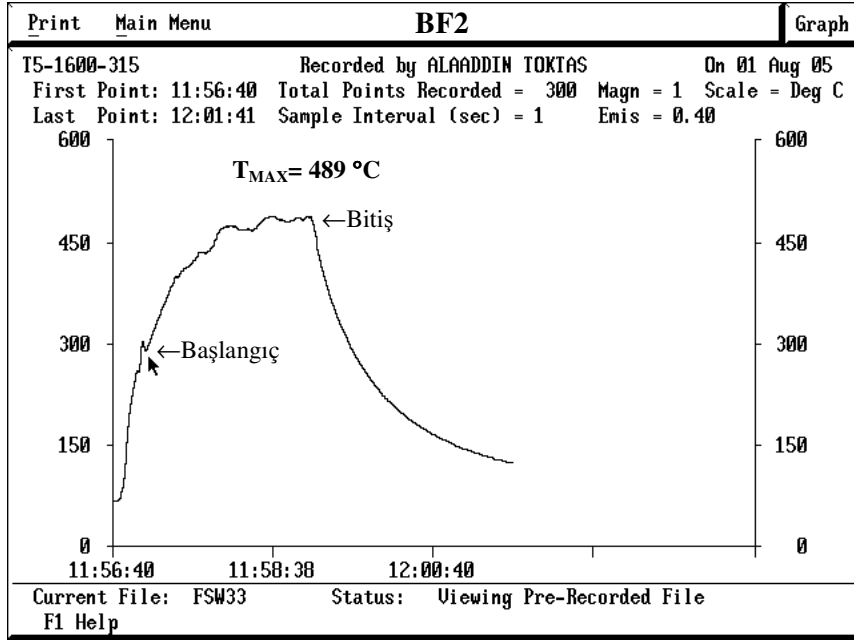
Şekil A.20 BE2Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



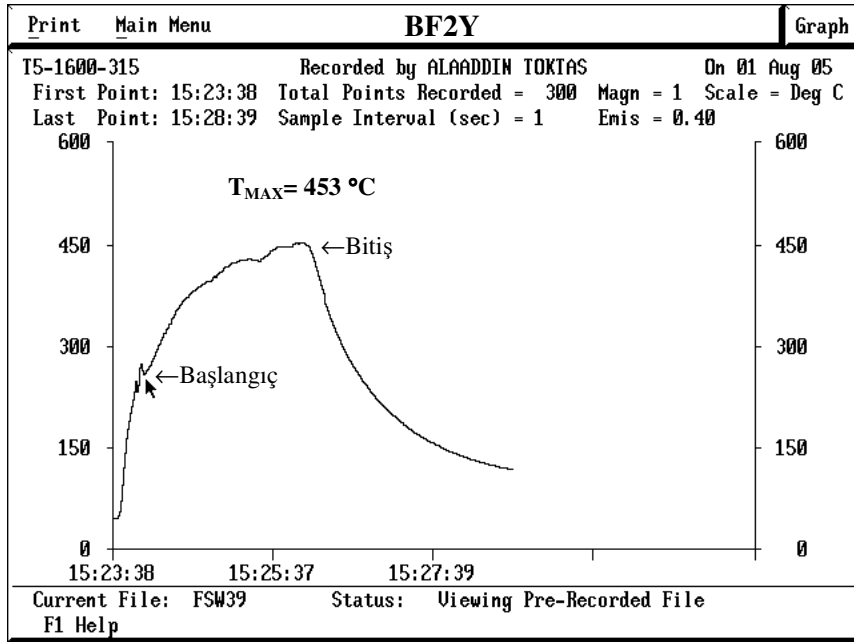
Şekil A.21 BF1 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



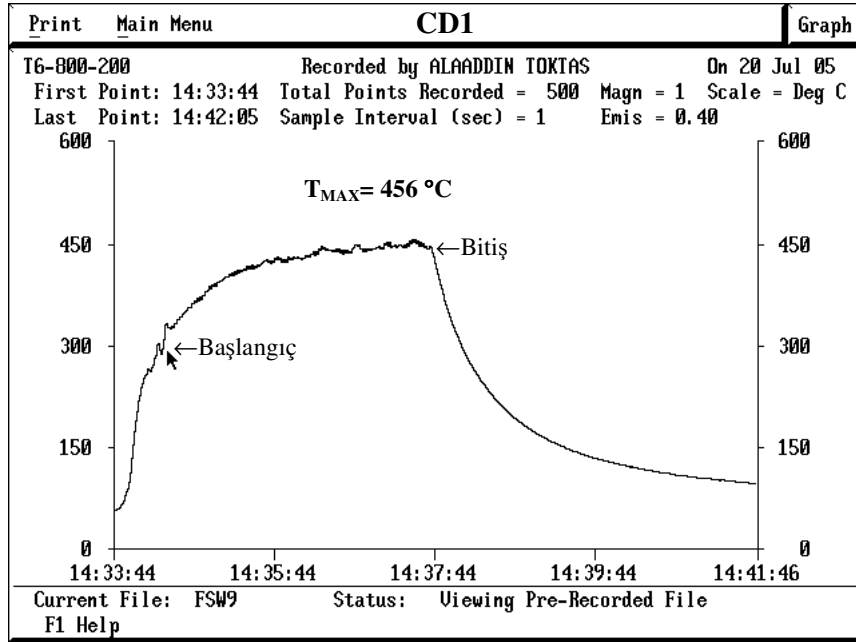
Şekil A.22 BF1Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



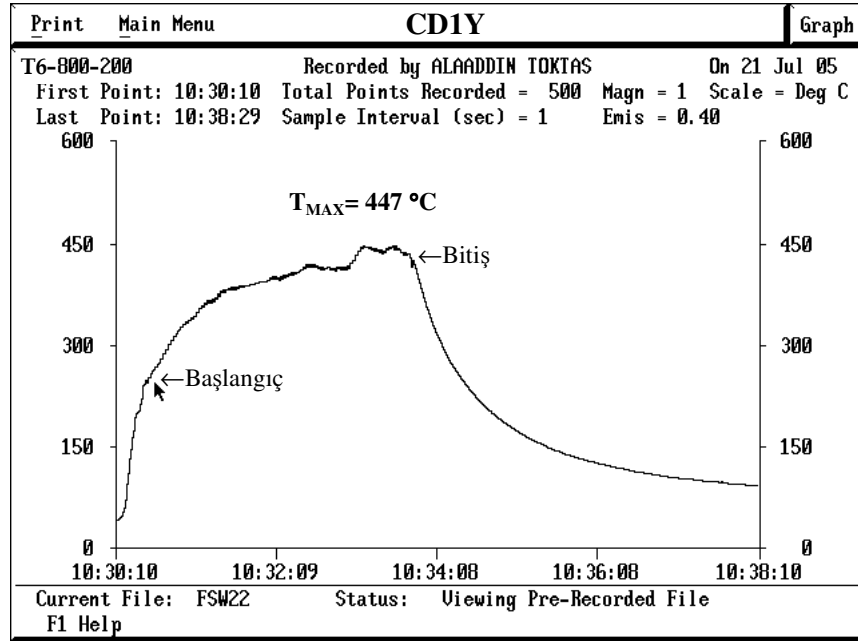
Şekil A.23 BF2 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



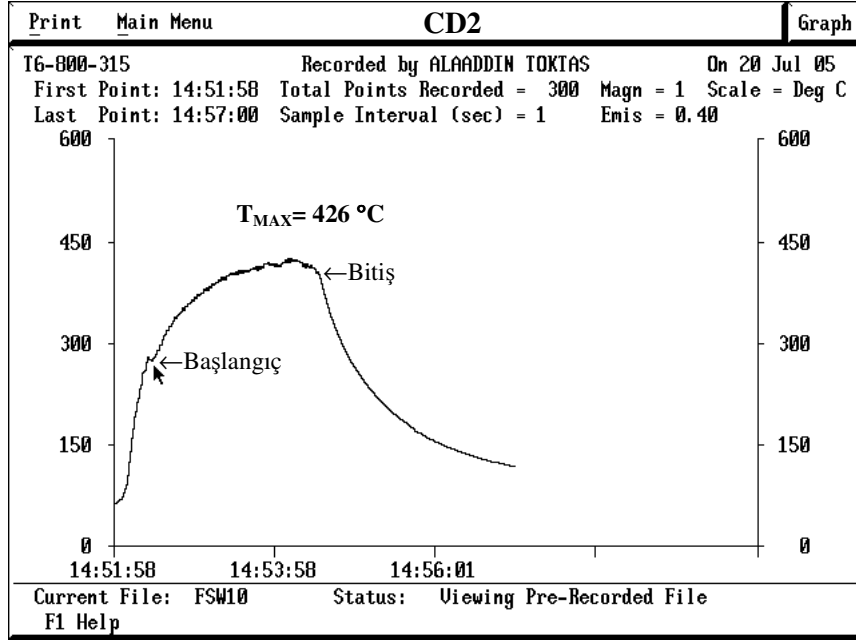
Şekil A.24 BF2Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



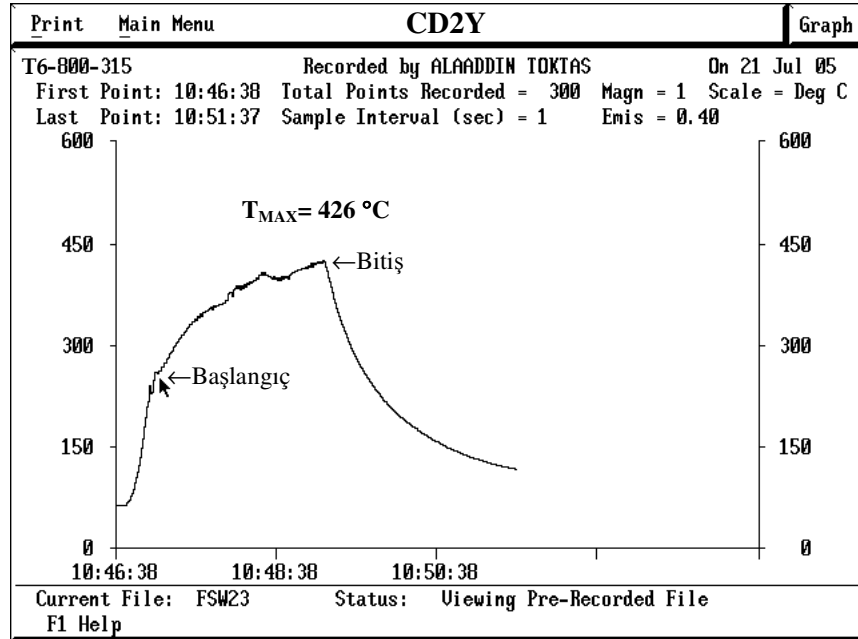
Şekil A.25 CD1 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



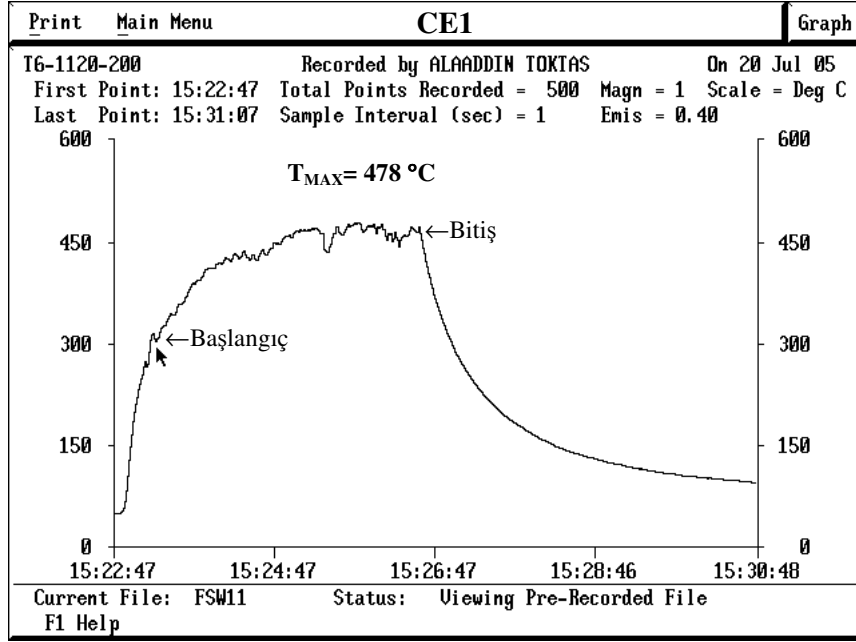
Şekil A.26 CD1Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



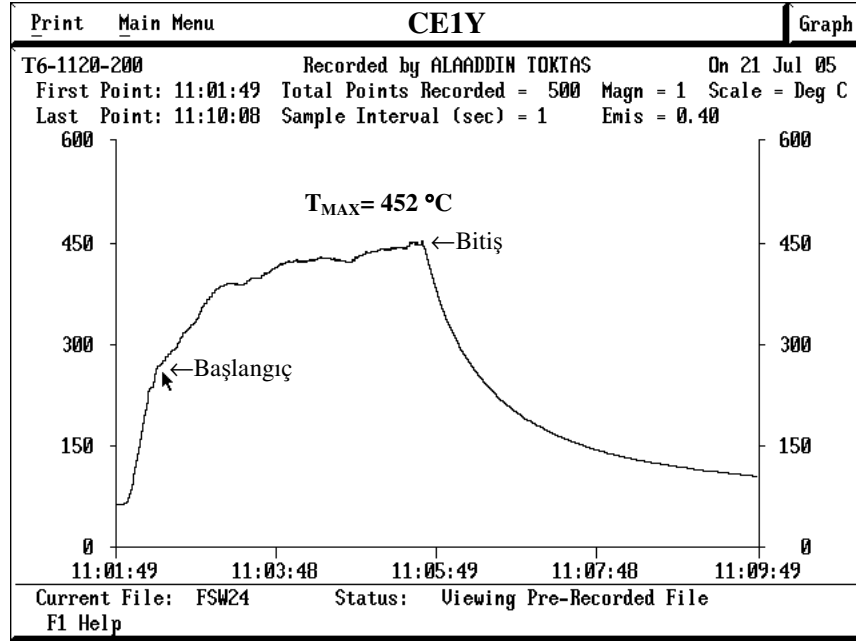
Şekil A.27 CD2 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



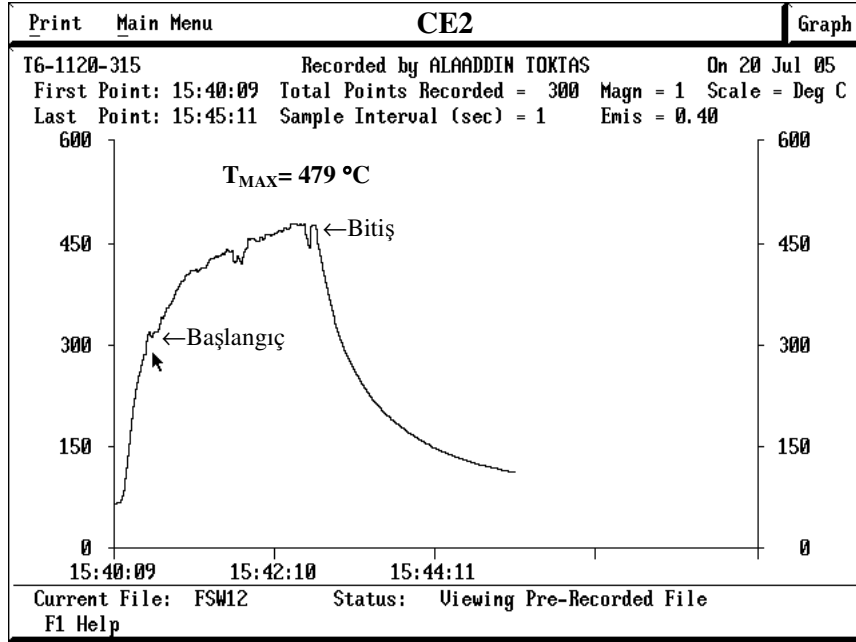
Şekil A.28 CD2Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



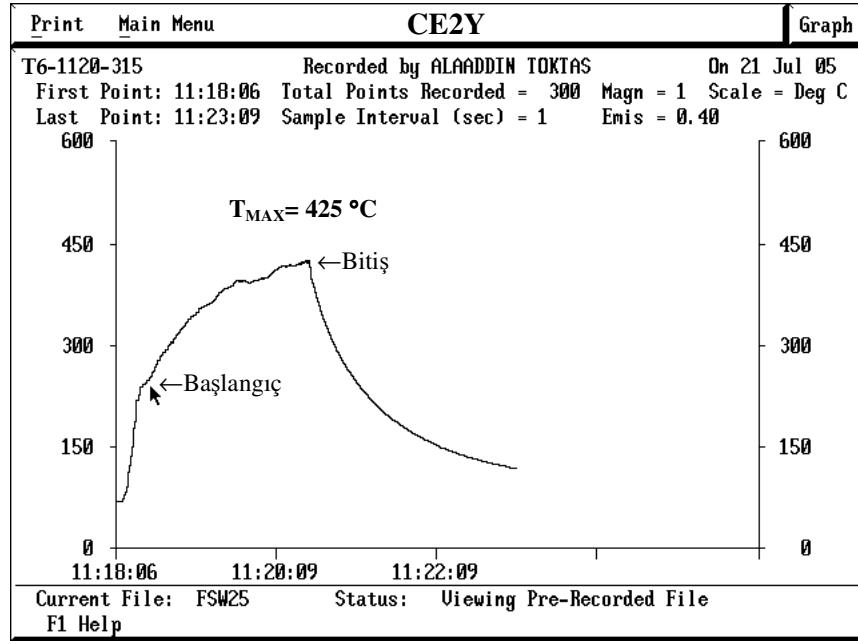
Şekil A.29 CE1 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



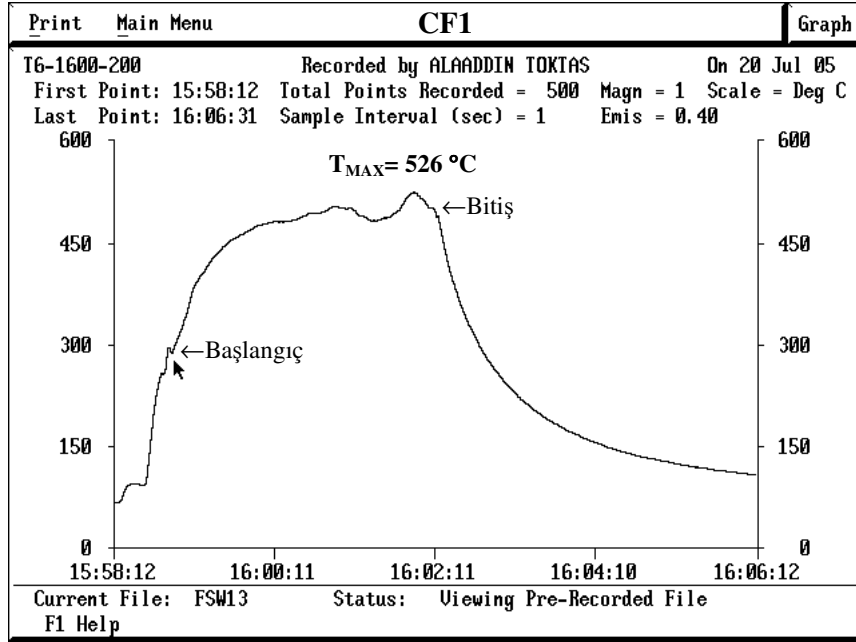
Şekil A.30 CE1Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



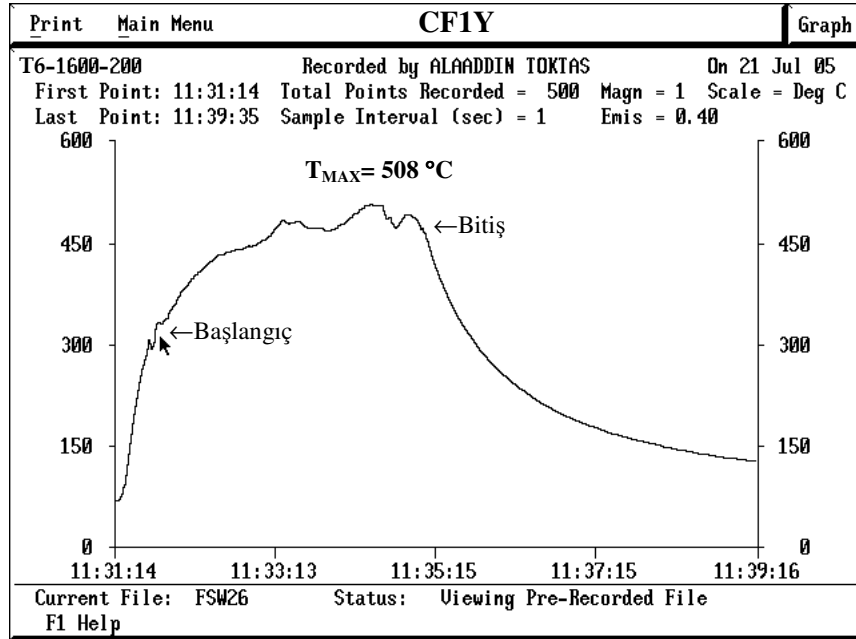
Şekil A.31 CE2 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



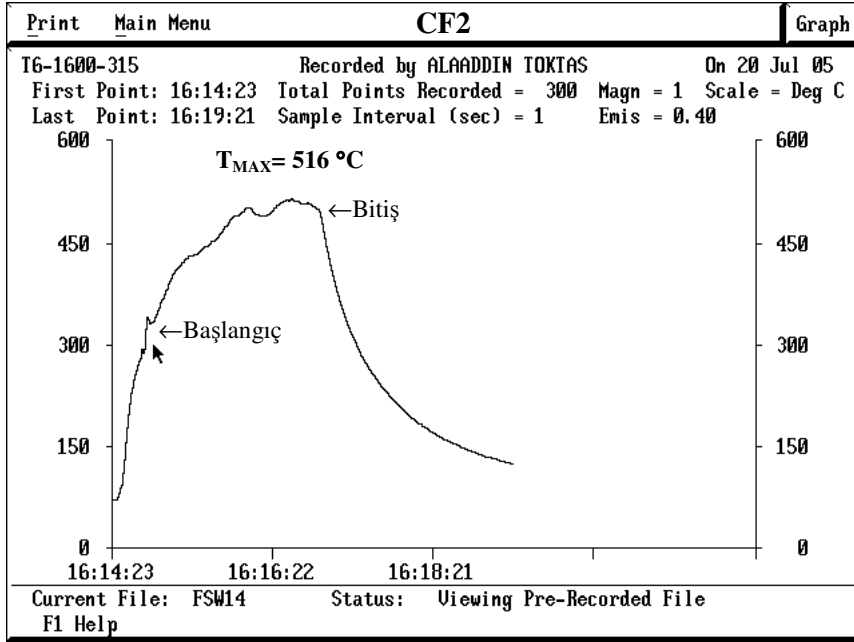
Şekil A.32 CE2Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



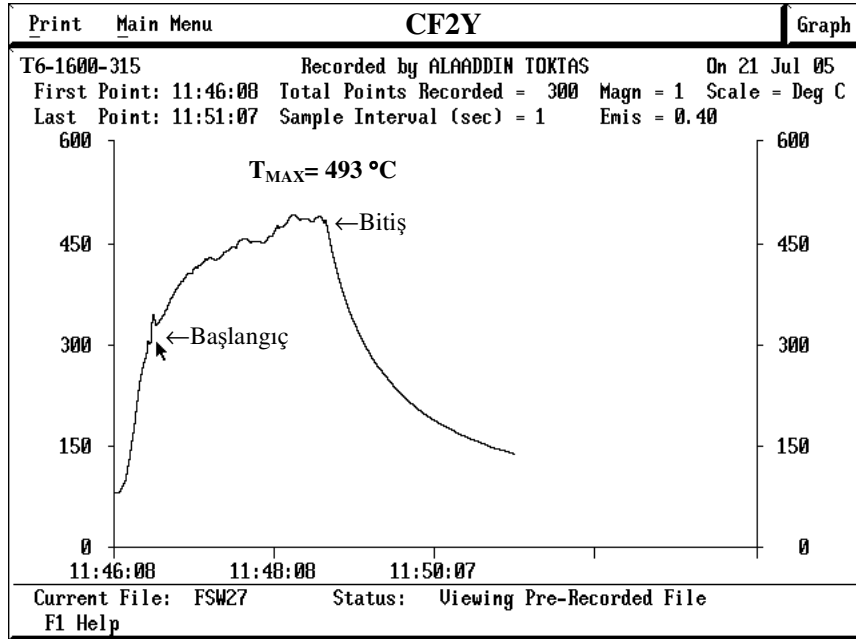
Şekil A.33 CF1 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



Şekil A.34 CF1Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



Şekil A.35 CF2 kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.



Şekil A.36 CF2Y kaynak şartına ait sıcaklık-zaman grafiği.

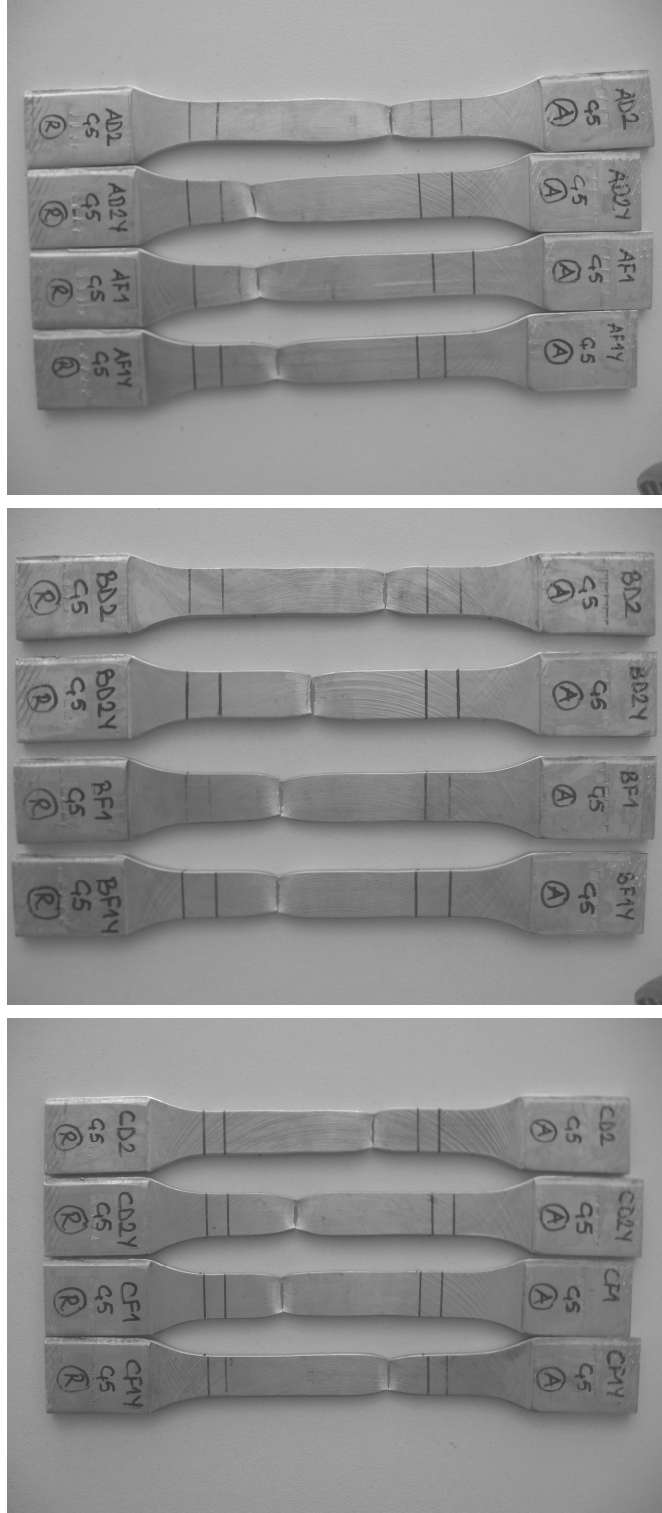
EK B “DENEY SONUÇLARI TABLOSU”

Çizelge B.1 Deneysel çalışmalarda elde edilen sonuçlar.

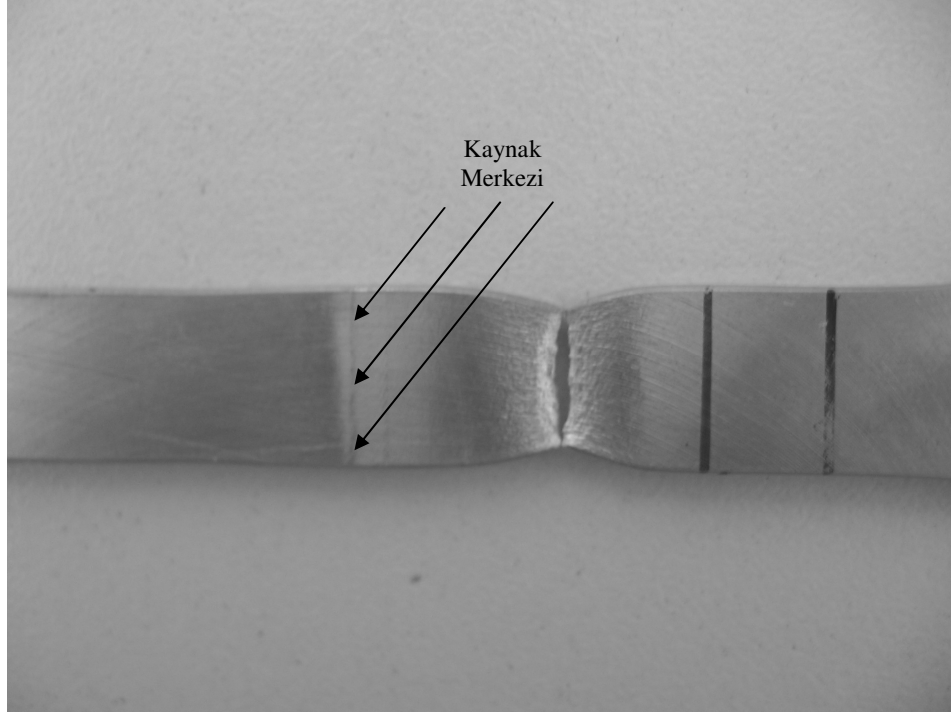
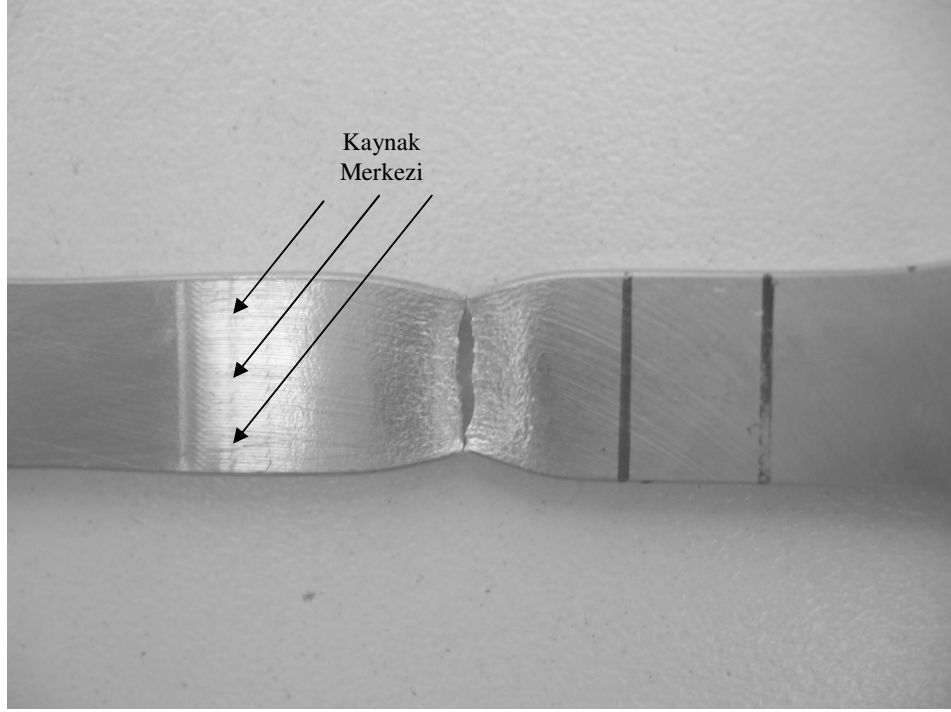
Isıl Durum	Numune Kodu	Devir Başına İlerleme (mm/dev)	T _{MAX} (°C)	Akma Dayan. $\sigma_{A0.2}$ (MPa)	Çekme Dayan. σ_C (MPa)	Kopma Uzama % δ	Max. Eğme Kuvveti P _{MAX} (N)	Kırılma Bölgesi ve Mes. (mm)
T4	Kaynaksız*	---	---	99.31	146.09	18.71	1324.35	---
	AD1	0.25	473	99.95	135.68	16.58	1098.72	GÇB-21
	AD1Y	0.25	416	100.23	123.37	13.03	951.57	GÇB-19
	AD2	0.40	439	107.49	145.62	20.52	1069.29	İB-15
	AD2Y	0.40	409	124.03	158.51	14.13	1236.06	GÇB-17
	AE1	0.18	478	111.73	141.70	19.16	1187.01	GÇB-22
	AE1Y	0.18	468	118.68	144.69	12.40	1137.96	GÇB-17
	AE2	0.28	472	111.39	145.76	20.79	1196.82	GÇB-20
	AE2Y	0.28	445	118.70	158.84	13.02	1275.3	GÇB-16
	AF1	0.125	513	100.19	140.55	19.59	1187.01	GÇB-26
	AF1Y	0.125	501	123.11	149.91	11.02	1147.77	GÇB-17
	AF2	0.20	489	100.17	140.17	19.05	1196.82	GÇB-20
	AF2Y	0.20	463	123.35	168.51	13.14	1275.3	GÇB-16
T5	Kaynaksız*	---	---	137.50	183.10	11.53	1324.35	---
	BD1	0.25	428	100.12	106.54	17.35	941.76	GÇB-22
	BD1Y	0.25	424	121.98	161.87	11.40	1000.62	GÇB-17
	BD2	0.40	409	105.94	145.54	11.09	1147.77	İB-13
	BD2Y	0.40	388	118.67	157.68	11.49	1442.07	GÇB-7
	BE1	0.18	467	100.00	106.48	14.74	931.95	İB-16
	BE1Y	0.18	477	115.31	152.52	11.31	1559.79	İB-12
	BE2	0.28	450	100.00	107.88	14.35	853.47	GÇB-20
	BE2Y	0.28	462	140.88	175.59	9.88	967.92	İB-13
	BF1	0.125	496	100.27	124.05	12.29	1010.43	GÇB-17
	BF1Y	0.125	501	131.84	173.08	9.75	1118.34	GÇB-13
	BF2	0.20	489	100.20	124.61	12.60	1010.43	GÇB-14
	BF2Y	0.20	453	108.40	143.12	9.70	1422.45	İB-12
T6	Kaynaksız*	---	---	173.67	216.64	11.23	863.28	---
	CD1	0.25	456	103.87	144.60	8.87	1137.96	GÇB-14
	CD1Y	0.25	447	121.88	163.12	13.07	1245.87	GÇB-12
	CD2	0.40	426	106.76	145.95	8.30	1059.48	İB-11
	CD2Y	0.40	426	115.29	162.03	14.54	1363.59	GÇB-14
	CE1	0.18	478	103.64	143.80	9.06	1108.53	GÇB-13
	CE1Y	0.18	452	115.41	157.24	16.19	1128.15	GÇB-16
	CE2	0.28	479	104.05	146.28	8.48	1128.15	GÇB-12
	CE2Y	0.28	425	99.55	127.47	12.86	1010.43	GÇB-21
	CF1	0.125	526	101.91	143.03	9.06	1088.91	GÇB-14
	CF1Y	0.125	508	109.68	152.49	14.83	1314.54	GÇB-20
	CF2	0.20	516	103.39	144.52	8.41	1187.01	İB-13
	CF2Y	0.20	493	122.39	164.12	11.85	1393.02	İB-15

* : T4, T5 ve T6 malzemelerin kaynaklı durumdaki çekme ve eğme deneyleri ekstrüzyon yönüne paralel, kaynaklı tüm çekme ve eğme deneyleri hem ekstrüzyon hem de kaynak yönüne dik olarak çıkartılan numunelerle yapılmıştır.

EK C “BAZI NUMUNELERE AİT ÇEKME DENEYİ RESİMLERİ”

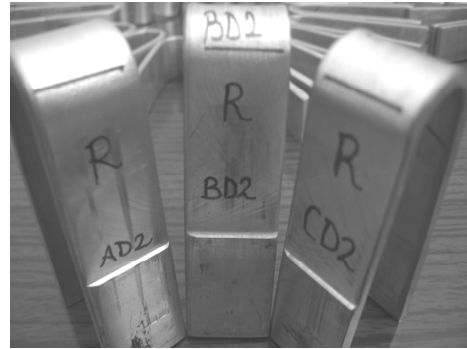
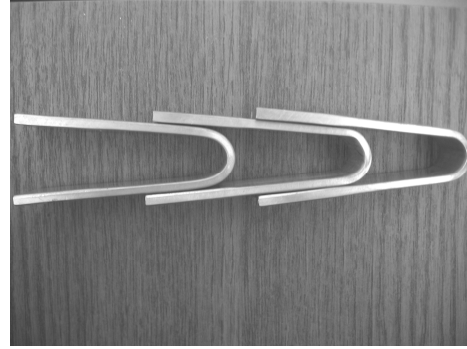
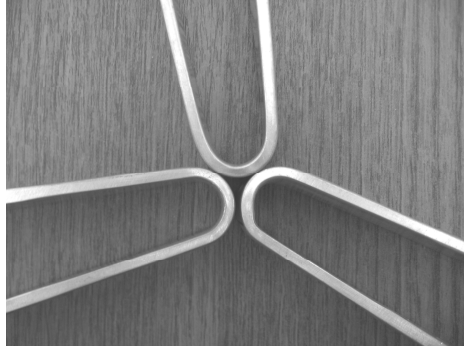
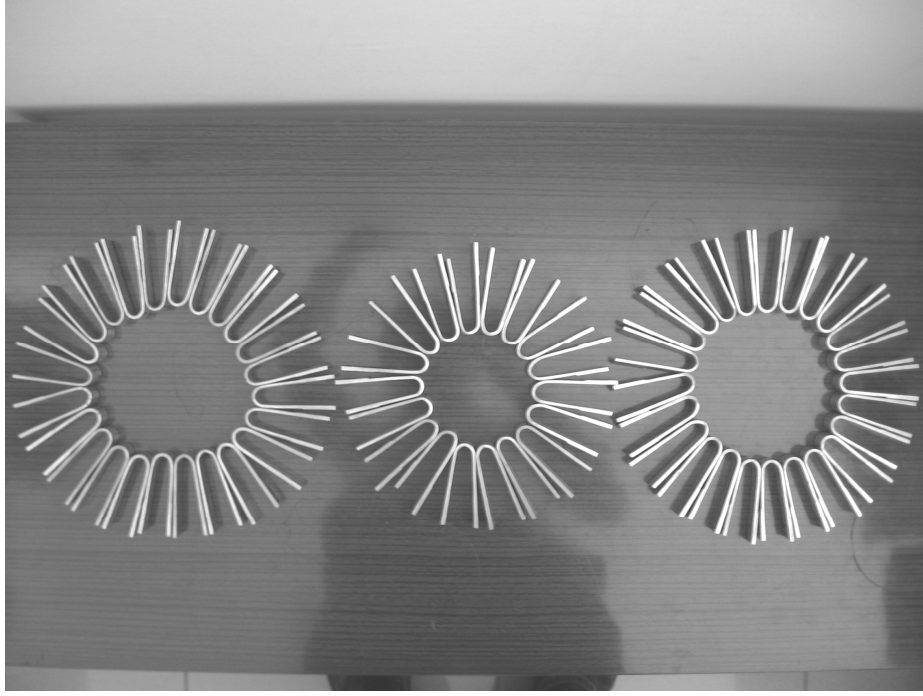


Şekil C.1 A, B ve C gruplarına ait en küçük ve en büyük DBİ kaynak şartlarındaki numunelerin (kaynaklı ve kaynak+yaşlandırılmalı) çekme kırılması örnekleri.



Şekil C.2 Çekme deneyi sonucunda kırılmış bir numunenin (BD2) kaynak merkezi ve kırılma yeri.

EK D “ 180° EĞME (KATLAMA) DENEY NUMUNELERİNE AİT RESİMLER”



Şekil D.1 180° Eğme (katlama) deneyi yapılmış numune resimleri.

KAYNAKLAR

- [1] Chao, Y.J., Qi, X. and Tang, W., “Heat transfer in friction stir welding-experimental and numerical studies”, *Transactions of ASME*, **125**, (2003) 138.
- [2] Mishra, R.S. and Ma, Z.Y., “Friction stir welding and processing”, *Materials Science and Engineering R*, **50**, (2005) 1.
- [3] Bradley, G.R. and James, M.N., “Geometry and microstructure of metal inert gas and friction stir welded aluminium alloy 5383-H321”, http://www.tech.plymouth.ac.uk/sme/UoA30/Weld_Microstructure.PDF, son erişim 01.08.2005.
- [4] Ericsson, M., “Fatigue strength of friction stir welded joints in aluminium”, Ph.D Thesis, Royal Institute of Technology, Sweden, (2005).
- [5] Su, J.-Q., Nelson, T.W., Mishra, R. and Mahoney, M., “Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium”, *Acta materialia*, **51**, (2003) 713.
- [6] Litynska, L., Braun, R., Staniek, G., Dalle Done, C. and Dutkiewicz, J., “TEM study of microstructure evolution in a friction stir-welded AlCuMgAg alloy”, *Materials Chemistry and Physics*, **81**, (2003) 293.
- [7] Ericsson, M. and Sandstrom, R., “Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds and comparison with MIG and TIG”, *International Journal of Fatigue*, **25**, (2003) 1379.
- [8] Dickerson, T.L. and Przydatek, J., “Fatigue of friction stir welds in aluminium alloys that contain root flaws”, *International Journal of Fatigue*, **25**, (2003) 1399.
- [9] Heinz, B. and Skrotzki, B., “Characterization of a friction-stir-welded aluminum alloy 6013”, *Metallurgical and Materials Transactions B*, **33**, (2002) 489.
- [10] Sato, Y.S., Kokawa, H., Enomoto, M. and Jogan, S., “Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **30**, (1999) 2429.

- [11] Sato, Y.S., Kokawa, H., Enomoto, M., Jogan, S. and Hashimoto, T., “Precipitation sequence in friction stir weld of 6063 aluminum during aging”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **30**, (1999) 3125.
- [12] Sato, Y.S. and Kokawa, H., “Distribution of tensile property and microstructure in friction stir weld of 6063 aluminum ”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **32**, (2002) 3023.
- [13] Sato, Y.S., Urata, M. and Kokawa, H., “Parameters controlling microstructure and hardness during friction-stir welding of precipitation-hardenable aluminum alloy 6063”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **33**, (2002) 625.
- [14] Cabibbo, M., Meccia, E. and Evangelista, E., “TEM analysis of a friction stir-welded butt joint of Al-Si-Mg alloys”, *Materials Chemistry and Physics*, **81**, (2003) 289.
- [15] Deqing, W., Shuhua, L. and Zhaoxia, C., “Study of friction stir welding of aluminum”, *Journal of Materials Science*, **39**, (2004) 1689.
- [16] Liu, G., Murr, L.E., Niou, C-S., McClure, J.C. and Vega, F.R., “Microstructural aspects of the friction stir welding of 6061-T6 aluminum”, *Scripta Materialia*, **37**, (1997) 355.
- [17] Thomas, W.M. and Nicholas, E.D., “Friction stir welding for the transportation industries”, *Materials & Design*, **18**, (1997) 269.
- [18] Murr, L.E., Liu, G. and McClure, J.C., “A TEM study of precipitation and related microstructures in friction-stir-welded 6063 aluminium”, *Journal of Materials Science*, **33**, (1998) 1243.
- [19] Huijie, L., Fujii, H., Maeda, M. and Nogi, K., “Tensile properties and fracture locations of friction-stir welded joints of 6061-T6 aluminum alloy”, *Journal of Materials Science Letters*, **22**, (2003) 1061.
- [20] Liu, H.J., Fujii, H., Maeda, M. and Nogi, K., “Tensile properties and fracture locations of friction-stir welded joints of 2017-T351 aluminum alloy”, *Journal of Materials Processing Technology*, **142**, (2003) 692.
- [21] Lim, S., Kim, S., Lee, C-G. and Kim, S., “Tensile behavior of friction-stir-welded Al 6061-T651”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **35**, (2004) 2829.

- [22] Cavaliere, P. And Squillace, A., “High temperature deformation of friction stir processed 7075 aluminium alloy”, *Materials Characterization*, **55**, (2005) 136.
- [23] Lee, W.B., Yeon, Y.M. and Jung, S.B., “The improvement of mechanical properties of friction-stir-welded A356 Al alloy”, *Materials Science and Engineering A*, **355**, (2003) 154.
- [24] Krishnan, K.N., “On the formation of onion rings in friction stir welds”, *Materials Science and Engineering A*, **327**, (2002) 246.
- [25] Lee, W-B., Yeon, Y-M. and Jung, S-B., “The joint properties of dissimilar formed Al alloys by friction stir welding according to the fixed locations of materials”, *Scripta Materialia*, **49**, (2003) 423.
- [26] Peel, M., Steuwer, A., Preuss, M. and Withers, P.J., “Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds”, *Acta Materialia*, **51**, (2003) 4791.
- [27] Chen, C.M., Kovacevic, R., “Joining of Al 6061 alloy to AISI 1018 steel by combined effects of fusion and solid state welding”, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **44**, (2004) 1205.
- [28] Uzun, H., Done, C.D., Argagnotto, A., Ghidini, T. and Gambaro, C., “Friction stir welding of dissimilar Al 6013-T4 to X5CrNi18-10 stainless steel”, *Materials and Design*, **26**, (2005) 41.
- [29] Zhou, C., Yang, X. and Luan, G., “Fatigue properties of friction stir welds in Al 5083 alloy”, *Scripta Materialia*, **53**, (2005) 1187.
- [30] Benavides, S., Li, Y., Murr, L.E., Brown, D. and McClure, J.C., “Low-temperature friction-stir welding of 2024 aluminum”, *Scripta Materialia*, **41**, (1999) 809.
- [31] ASM Handbook Committee, *Metals Handbook, Properties and selection: Nonferrous alloys and pure metals*, ninth edition, volume 2, American Society for Metals, Metals park, Ohio, 1979.
- [32] Karabay, S., Zeren, M. and Yilmaz, M., “Investigation extrusion ratio effect on mechanical behaviour of extruded alloy AA-6063”, *Journal of Materials Processing Technology*, **135**, (2003) 101.
- [33] Gavgali, M., Totik, Y. and Sadeler, R., “The effects of artificial aging on wear properties of AA 6063 alloy”, *Materials Letters*, **57**, (2003) 3713.

- [34] Boz, A. and Kurt, A., “The influence of stirrer geometry on bonding and mechanical properties in friction stir welding process”, *Materials and Desing*, **25**, (2004) 343.
- [35] Fonda, R.W., Bingert, J.F. and Colligan, K.J., “Development of grain structure during friction stir welding”, *Scripta Materialia*, **51**, (2004) 243.
- [36] Somasekharan, A.C. and Murr, L.E., “Microstructures in friction-stir welded dissimilar magnesium alloys and magnesium alloys to 6061-T6 aluminum alloy”, *Materials Characterization*, **52**, (2004) 49.
- [37] Meran, C., “The joint properties of brass plates by friction stir welding”, *Materials and Desing*, **27**, (2006) 719.
- [38] Smith, C.B., Hinrichs, J.F., Crusan, W.A. and Leverett, J., “FSW stirs up welding process competition”, *Forming & Fabricating*, **10**, (February 2003), No 2.
- [39] Eyres, D.J., Ship Construction, fifth edition, Butterworth-Heinemann, India, (2001).
- [40] Staron, P., Koçak, M., Williams, S. and Wescott, A., “Residual stres in friction stir-welded Al sheets”, *Physica B*, **350**, (2004) 491.
- [41] Sanderson A., Punshon, C.S. and Russell, J.D., “Advanced welding processes for fusion reactor fabrication”, *Fusion Engineering and Desing*, **49-50**, (2000) 77.
- [42] “Characterising texture variations in a friction stir welded aluminum alloy- How has the friction stir welding process affected the local texture on either side of a welded joint?” <http://www.hkltechnology.com/data/0-FSW-aluminium.pdf> son erişim 01/08/2005.
- [43] David, S.A. and Feng, Z., “Friction stir welding of advanced materials: Challenges”, *9. Werkstofftagung* (TU Graz).
- [44] Feng, Z., Santella, M.L. and David, A., “Friction stir spot welding of advanced high-strength steels- A Feasibility study”, *SAE technical papers*, 2005-01-1248.
- [45] Özsoy, M. ve Kaluç, E., “Sürtünen eleman ile birleştirme kaynağının esasları”, *Mühendis ve Makine*, sayı 513, (2002).

- [46] http://www.twi.co.uk/j32k/unprotected/band_1/fswproc.html ve http://www.twi.co.uk/j32k/unprotected/band_1/fswmat.html, son erişim 26/12/2004.
- [47] Thomas, W.M., Johnson, K.I. and Wiesner, C.S., “Friction stir welding-recent developments in tool and process Technologies”, *Advanced Engineering Materials*, **5**, (2003) 485.
- [48] http://www.nasaexplores.com/show_912_teacher_st.php?id=030108115101, son erişim 27/12/2004.
- [49] Oosterkamp, A., Oosterkamp, L.D. and Nodeide, A., “Kissing bond phenomena in solid-state welds of aluminum alloys”, *Welding Journal*, (August 2004) 225.
- [50] Mishra, R.S., “Friction stir processing technologies”, *Advanced Materials & Processes*, **161**, (2003) 43.
- [51] Johnson, R. and Kallee, S., “Friction stir welding”, *Materials World*, **7**, (1999) 751.
- [52] Sutton, M.A., Reynolds, A.P., Wang, D.Q. and Hubbard, C.R., “ A study of residual stresses and microstructure in 2024-T3 aluminum friction stir butt welds”, *Journal of Engineering Materials and Technology*, **124**, (2002) 215.
- [53] Zhang, Z.J., Pedwell, R. and Davies, H., “On the comprasion of thr fatigue behaviour between friction stir welded and non-friction stir welded structures”, *The Welding Institute, Proceedings of the 2nd Friction Stir Welding Symposium*, June 2000, Gothenburg.
- [54] <http://www.aluminyumsanayi.com/6063metalurji.htm>, son erişim 30/3/2005.
- [55] Park, H.S., Kimura, T., Murakami, T., Nagano, Y., Nakata, K. and Ushio, M., “Microstructures and mechanical properties of friction stir welds of 60%Cu-40%Zn copper alloy”, *Materials Science and Engineering A*, **371**, (2004) 160.
- [56] Prado, R.A., Murr, L.E., Shindo, D.J. and Soto, K.F., “Tool wear in friction-stir welding of aluminum alloy 6061+20%Al₂O₃:a preliminary study”, *Scripta Materialia*, **45** (2001) 75.
- [57] Prado, R.A., Murr, L.E., Soto, K.F. and McClure, J.C., “Self-Optimization in tool wear for friction-stir welding of Al6061+20%Al₂O₃ MMC”, *Materials Science and Engineering A*, **349**, (2003) 156.

- [58] Sato, Y.S., Sugiura, Y., Shoji, Y., Park, S.H.C., Kokawa, H. and Ikeda, K., “Post-weld formability of friction stir welded Al alloy 5052”, *Materials Science and Engineering A*, **369**, (2004) 138.
- [59] Li, Y., Murr, L.E. and McClure, J.C.; “Flow visualization and residual microstructures associated with the friction-stir welding of 2024 aluminum to 6061 aluminum”, *Materials Science and Engineering A*, **271**, (1999) 213.
- [60] Metalik Malzemeler-Kaynaklar Üzerinde Tahribatlı Deneyler-Enine Çekme Deneyi, TS 287 EN 895, Türk Standartları Enstitüsü, Ankara, Nisan (1996).
- [61] Teknolojik Eğme Deneyi-Basınç Alın Kaynağı ile Birleştirilmiş ve Kaynakla Kaplanmış Metalik Malzemeler İçin, TS 6067, Türk Standartları Enstitüsü, Ankara, Ekim (1998).
- [62] Subramanian, P.R., Nirmalan, N.V., Young, L.M., Sudkamp, P., Larsen, M., Dupress, P.L. and Shukla, A.K., “Effect of microstructural evolution on mechanical and corrosion behavior of friction stir-processed aluminum alloys”, *Proceeding Friction Stir Welding and Processing II*, (2003) 235.
- [63] Bendzsak, G.J., North, T.H. and Smith, C.B., “An experimentally validated 3D model for friction stir welding,”, *Proceedings of the 2nd International Symposium on Friction Stir Welding*, June 2000, Gothenburg.
- [64] Sato, Y.S., Kokawa, H., Ikeda, K., Enomoto, M., Jogan, S. and Hashimoto, T., “Microtexture in the friction-stir weld of an aluminum alloy”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **32**, (2001) 941.
- [65] Rhodes, C.G., Mahoney, M.W., Bingel, W.H., Spurling, R.A. and Bampton, C.C., “Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum”, *Scripta Materialia*, **36**, (1997), 69.
- [66] Mahoney, M.W., Rhodes, C.G., Flintoff, C.G., Spurling, R.A. and Bingel, W.H., “Properties of friction stir welded 7075-T651 aluminum”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **29**, (1998) 1955.
- [67] Mishra, R.S., Mahoney, M.W., McFadden, S.X., Mara, N.A. and Mugherjee, A.K., “High strain rate superplasticity in a friction stir processed 7075 Al alloy”, *Scripta Materialia*, **42**, (2000) 163.
- [68] Svenson, L.-E., Karlsson, L., Larsson, H., Karlsson, B., Fazzini, M. and Karlsson, J., “Microstructure and mechanical properties of friction stir welded aluminium alloys with special reference to AA 5083 and AA 6082”, *Science and Technology of Welding & Joining*, **5**, (2000) 285.

- [69] Sato, Y.S., Park, S.H.C. and Kokawa, H., “Microstructural factors governing hardness in friction-stir welds of solid-solution-hardened Al alloys”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **32**, (2001) 3033.
- [70] Scialpi, A., De Filippis, L.A.C. and Cavaliere, P., “Influence of shoulder geometry on microstructure and mechanical properties stir welded 6082 aluminium alloy”, *Materials and Design*, article in press, (2006).
- [71] Chen, H-B., Yan, K., Lin, T., Chen, S-B, Jiang, C-Y. and Zhao, Y., “The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds”, *Materials Science and Engineering A*, **433**, (2006) 64.
- [72] Sato, Y.S., Takauchi, H., Park, S.H.C. and Kokawa, H., “Characteristics of the kissing-bond in friction stir welded Al alloy 1050”, *Materials Science and Engineering A*, **405**, (2005) 333.
- [73] Ma, Z.Y., Mishra, R.S. and Mahoney, M.W., “Superplastic deformation behaviour of friction stir processed 7075 Al alloy”, *Acta Materialia*, **50** (2002) 4419.
- [74] Kwon, Y.J., Saito, N. and Shigematsu, I., “Friction stir process as a new manufacturing technique of ultrafine grained aluminum alloy”, *Journal of Materials Science Letters*, **21**, (2002) 1473.
- [75] Kwon, Y.J., Shigematsu, I. and Saito, N., “Production of ultra-fine grained aluminum alloy using friction stir process”, *Materials Transactions*, **44**, (2003), 1343.
- [76] Kwon, Y.J., Shigematsu, I. and Saito, N., “Mechanical properties of fine-grained aluminum alloy produced by friction stir process”, *Scripta Materialia*, **49**, (2003) 785.
- [77] Zhang, D.L. and Zheng, L., “The quench sensitivity of cast Al-7 wt pct Si-0.4 wt pct Mg alloy”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **27**, (1996) 3983.
- [78] Bratland, D.H., Grong, O., Shercliff, H., Myhr, O.R. and Tjøtta, S., “Modelling of precipitation reactions in industrial precessing”, *Acta Materialia*, **45** (1997) 1.