

**KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

DOKTORA TEZİ

**2014 ALÜMİNYUM ALAŞIMININ YARI KATI HALDE
EKSTRÜZYONU VE MİKROYAPI İNCELEMELERİ**

MAKİNE Y. MÜH. ERSİN ASIM GÜVEN

KOCAELİ 2012

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

DOKTORA TEZİ

**2014 ALÜMİNYUM ALAŞIMININ YARI KATI HALDE
EKSTRÜZYONU VE MİKROYAPI İNCELEMELERİ**

MAKİNE. Y. MÜH. ERSİN ASIM GÜVEN

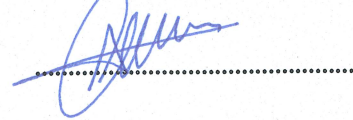
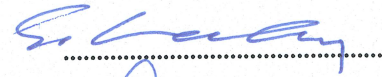
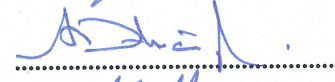
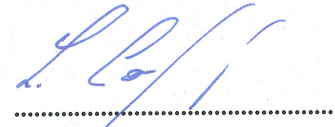
Prof.Dr. Levon ÇAPAN
Danışman, Kocaeli Üniv.

Prof.Dr. Adnan DİKİCİOĞLU
Jüri Üyesi, İstanbul Teknik Üniv.

Prof.Dr. Muzaffer ZEREN
Jüri Üyesi, Kocaeli Üniv.

Doç.Dr. Sedat KARABAY
Jüri Üyesi, Kocaeli Üniv.

Doç.Dr. Armağan ARICI
Jüri Üyesi, Kocaeli Üniv.



Tezin Savunulduğu Tarih: 02.11.2012

ÖNSÖZ ve TEŞEKKÜR

Yeryüzünde büyük miktarda olan rezervi, düşük yoğunluğu ve korozyon direnci nedeniyle günlük yaşantımızda farkında olmadan kullandığımız alüminyum ve alüminyum alaşımları insan yaşamının vazgeçilmez kaynaklarından birisidir. Dünyada ve Türkiye’de sanayiden evlere hatta mutfaklara kadar kullanım alanı bulan alüminyum ve alaşımlarının üretimi, ithalat ve ihracatı önemli bir ekonomik kalemdir. Dünyada alüminyum alaşımı olarak en yoğun üretim yassı ürünler olmasına rağmen ülkemizde ekstrüzyon ürünlerinin başı çektiği bilinmektedir.

Metal ve metal dışı tüm üretimlerde maliyet ile şekillendirilebilirlik doğru orantılıdır. Bu sebeple ekstrüzyonda aynı alaşımdan daha düşük kuvvetlerle ya da aynı preste daha büyük boyutlarda üretim yapmak maliyetleri düşürecektir.

1974 ‘da Flemings tarafından bulunan ve her geçen yıl daha fazla araştırmacı tarafından geliştirilen yarı–katı şekillendirme yöntemiyle üretimi oldukça zor ya da maliyetli olan birçok alaşım düşük kuvvetlerle ve son ürüne yakın boyutlarda şekillendirilebilmekte ve kullanılan takımların ömrü artmaktadır.

Literatürde yarı–katı ekstrüzyonla yapılan çok az çalışma olması nedeniyle, özellikle ekstrüzyonla şekillendirilme kabiliyeti düşük olan 2014 alüminyum–bakır alaşımının yarı–katı ekstrüzyonu ilgi çekici bir hal almıştır. Yapılan çalışmayla geleneksel ekstrüzyon yöntemine göre sadece dörtte bir kuvvette yarı–katı ekstrüzyon gerçekleştirilebilmiştir. Çalışmanın bu konudaki araştırmalara ışık tutarak literatürdeki boşluğu dolduracağı kanaatindeyim.

Tez çalışmalarımın her safhasında yardımlarını esirgemeyen, katkılarıyla beni sonuna kadar destekleyen ve yönlendiren değerli danışman hocam Prof. Dr. Levon ÇAPAN’a, tez izleme jürisi hocalarım Prof. Dr. Muzaffer ZEREN ve Doç Dr. Sedat KARABAY’a, çalışmalarımın laboratuvar imkânlarını sonuna kadar açarak, çalışmayı yönlendiren ve desteğini hiç esirgemeyen Tübitak MAM Malzeme Enstitüsünden Doç. Dr. Yücel BİROL’a, laboratuvar çalışmalarında yardımları için Osman ÇINAR ve Fahri ALAGEYİK’e, kalıp ve malzeme üretimlerindeki yardımlarından ötürü Onat Profil Ltd. Şti. ortaklarından Tanju, Ayhan ve Orhan ÇELİKER’e, kalıpların onarımını yapan Teknisyen Abdülkadir YAYLA’ya, ekstrüzyon çalışmalarda yardımını esirgemeyen Ar. Gör. Mak. Yük. Müh. A. Tamer ERTÜRK’e, manevi destekleri için Ar. Gör. Mak. Yük. Müh. İlbeyi KILAVUZ’a, diğer tüm hocalarım ve arkadaşlarıma teşekkür ederim.

Maddi ve manevi destekleriyle her zaman yanımda olan sevgili eşim Tuğba GÜVEN’e, beni bu günlere getiren annem ve merhum babam Sebahat–Mustafa GÜVEN ile kardeşlerim Aysun GÜVEN ve Fisun KÖKEL’e sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Kasım-2012

Ersin Asım GÜVEN

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ ve TEŞEKKÜR.....	i
İÇİNDEKİLER	ii
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	iv
TABLolar DİZİNİ	ix
SİMGELER DİZİNİ VE KISALTMALAR	x
ÖZET.....	xi
ABSTRACT.....	xii
GİRİŞ	1
1. GENEL BİLGİLER	2
1.1. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları	2
1.1.1. Dövme alüminyum alaşımları.....	6
1.1.2. Dökme alüminyum alaşımları.....	8
1.2. Alüminyum Alaşımlarında Sertleştirme Yöntemleri	8
1.2.1. Çökelme sertleşmesi	9
1.2.2. Şekil değişimi sertleşmesi.....	11
1.3. Yarı-Katı Şekillendirme	11
1.3.1. Mekanik karıştırma	13
1.3.2. Eğimli soğutma plakası.....	14
1.3.3. Sprey döküm	15
1.3.4. Tane inceltme ve düşük sıcaklıktan döküm.....	15
1.3.5. SIMA ve RAP	16
1.3.5.1. Dendritlerin küreselleştirilmesi.....	18
1.3.5.2. Deforme edilmiş dendritlerin yeniden kristalleşme ile küreselleştirilmesi	18
2. LİTERATÜR ÇALIŞMASI.....	21
3. MALZEME VE YÖNTEM	45
3.1. Malzeme	45
3.1.1. 2014 alaşımında çökelti sertleşmesi karakteri	47
3.2. Isıtma Yöntemi.....	52
3.2.1. İndüksiyon ısıtma esasları.....	53
3.2.2. Isıtma parametreleri	55
3.2.2.1. Frekans	55
3.2.2.2. Malzeme karakteri.....	55
3.2.2.3. Isıtma derinliği	55
3.2.2.4. Konumlama boşluğu	56
3.2.2.5. Sargı tasarımı	57
4. DENEYLER VE BULGULAR	59
4.1. Hammaddenin Üretimi.....	59
4.2. Sıcak Ekstrüzyon.....	60
4.3. DSC Analizi	62
4.4. Yarı – Katı Ön Isıtma	65
4.5. Yarı - Katı Ekstrüzyon	82
4.5.1. Birinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemeleri.....	85
4.5.2. İkinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemeleri	88

4.5.3. Üçüncü seri yarı-katı ekstrüzyon denemeleri	93
4.5.4. Dördüncü seri yarı-katı ekstrüzyon denemeleri.....	96
5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	110
5.1. Sonuçlar.....	110
5.2. Önerilen Çalışmalar	111
5.2.1. Yarı-katı ekstrüzyonun mekanik özelliklere etkisi	111
5.2.2. Ön şekil değiştirme miktarının küreselleşme karakterine etkisi..	112
5.2.3. Yarı-katı malzemenin geleneksel ekstrüzyonu	112
5.2.4. Yarı-katı profil ekstrüzyonu	112
5.2.5. Küresel mikroyapılı saç malzemelerde şekillendirilebilirlik.....	112
KAYNAKLAR	113
KİŞİSEL YAYINLAR VE ESERLER	119
ÖZGEÇMİŞ	121

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1.	En önemli alüminyum cevheri olan boksit.....	2
Şekil 2.2.	Alüminyumun otomotiv üretimindeki kullanım alanları	4
Şekil 2.3.	Alüminyumun uçak gövdesinde kullanımı	4
Şekil 2.4.	a) ekstrüzyon, b) döküm ve c) yassı alüminyum ürün kullanımının sektörlere göre dağılımı.....	6
Şekil 2.5.	Alüminyum alaşımları ve alaşım elementleri.....	7
Şekil 2.6.	Faz diyagramı üzerinde çökelme sertleşmesi olayı.....	9
Şekil 2.7.	Yaşlanma esnasında oluşan ara durumlar	11
Şekil 2.8.	Üretim yöntemlerine göre maliyet-özellik dağılımı.....	12
Şekil 2.9.	Mekanik karıştırma yöntemi	14
Şekil 2.10.	Soğutma plakası (cooling slope) şematik gösterimi.....	14
Şekil 2.11.	Sprey döküm yöntemiyle küresel mikroyapı üretimi.....	15
Şekil 2.12.	Sıma yöntemi uygulama adımları	17
Şekil 2.13.	Rap yöntemi uygulama adımları	17
Şekil 2.14.	Dendritlerin küreselleştirilmesi	18
Şekil 2.15.	Deforme edilmiş yapıdan tiksotrop yapı elde edilmesi.....	19
Şekil 2.1.	Al-%4,5 Cu alaşımında tane büyüklüğünün akma sınırına etkisi	22
Şekil 2.2.	a) 2017 ve b) Al-%5,5 Cu alaşımında farklı sıcaklıklarla elde edilen sıvı faz miktarlarının gerilme değerlerine etkisi	23
Şekil 2.3.	a) yığılma ve b) ekstrüzyon sonrasında şekil değiştirme miktarının tane büyüklüğüne etkisi.....	24
Şekil 2.4.	a) 32 kN ve b) 91 kN için farklı yüksekliklere sahip kaburgalarda dövme stroğuna bağlı kalıp doldurma miktarı	24
Şekil 2.5.	Al-%4,5 Cu alaşımında a) 620°C’de 10 dk b) 620°C’de 15 dk c) 630°C’de 10 dk d) 630°C’de 15 dk bekletilmesiyle elde edilen mikroyapı görüntüleri.....	25
Şekil 2.6.	A356 alaşımında mikroyapı a) kademersiz ısıtma b) kademeli ısıtma.....	26
Şekil 2.7.	5052 alaşımında çekme diyagramı a) soğuk haddelenmiş numune b) rheocast numune	27
Şekil 2.8.	7075 alüminyum alaşımında ortalama tane büyüklüğü a) tutma süresi 30 sn için, b) ısıtma sıcaklığı 590°C için, c) ısıtma sıcaklığı 590°C için.....	28
Şekil 2.9.	7075 alüminyum alaşımında tane büyüklüğü dağılımı a) %52 soğuk şekil değiştirme için, b) 590°C’de 30 sn bekleme süresi için.....	28
Şekil 2.10.	AA 6061 ve A357 alaşımlarından üretilen parçaların farklı bölgelerindeki a) akma dayanımı ve b) % kopma uzaması değerleri ile c) bu bölgelerin parça üzerindeki konumu.....	29
Şekil 2.11.	7075 alüminyum alaşımında 580°C sıcaklıkta farklı bekleme sürelerinde oluşan mikroyapılar a) 15 dk b) 30 dk c) 60 dk	30
Şekil 2.12.	7075 alüminyum alaşımında 600°C sıcaklıkta farklı bekleme sürelerinde oluşan mikroyapılar. a) 5 dk b) 15 dk c) 30 dk	30
Şekil 2.13.	Al-%3,35 Cu alaşımında farklı termo-mekanik işlemlerin mikroyapı üzerindeki etkileri a) %45 şekil değişimi ve RAP	

	b) %80 şekil değişimi ve RAP c) %45 şekil değişimi ve OAT	
	d) %80 şekil değişimi ve OAT	31
Şekil 2.14.	Yarı-katı fazda üretilmiş a) biyel kolu ve b) mikroyapı görüntüsü.....	32
Şekil 2.15.	Döküm tane boyutu ve şekil değiştirme miktarının yarı-katı tane boyutuna etkisi	33
Şekil 2.16.	Döküm tane boyutu ve şekil değiştirme miktarının hapsolmuş ötektik faza etkisi	33
Şekil 2.17.	Kurşun-kalay alaşımında derin çekme kuvvetleri.....	34
Şekil 2.18.	5052 alaşımını için Erichsen çökeltme deneyinde kuvvet ve yer değiştirme diyagramı.....	34
Şekil 2.19.	%30 yığılmış numuneler a) 600°C’de 60 dk, b) 650°C’de 30 dk, c) 650 °C’de 45 dk, d) 650 °C’de 60 dk, % 50 yığılmış numuneler e) 600°C’de 60 dk, f) 650°C’de 30 dk, g) 650°C’de 45 dk ve h) 650°C’de 60 dk tutularak elde edilen mikroyapı görüntüleri	35
Şekil 2.20.	Bekleme süresinin çekme ve akma gerilmelerine etkisi	36
Şekil 2.21.	a) % 0.1, b) % 0.2, c) % 0.4, d) % 0.6, e) % 0.8 ve f) % 1.0 ön şekil değiştirme değerlerinin küresel mikroyapıya etkileri.....	36
Şekil 2.22.	230°C de a) %0, b) % 6.7, c) % 27.3, d) % 40, e) % 45.4 oranında ön şekil değiştirmeye tabi tutulduktan sonra 560°C’de 15 dakika ısıtılarak elde edilen mikroyapı görüntüleri	37
Şekil 2.23.	Tane büyüklüğünün çekme dayanımı ve % kopma uzamasına etkisi	38
Şekil 2.24.	Yarı-katı sıcaklığında bekleme süresinin ve şekil değiştirme miktarının şekil faktörüne etkisi.....	39
Şekil 2.25.	a) 515°C, b) 535°C, c) 560°C, d) 580°C, e) 605°C ve f) 625°C sıcaklıktan hızla soğutulan numunelerin mikroyapı görüntüleri.....	40
Şekil 2.26.	Tutma süresinin tane büyüklüğüne etkisi.....	40
Şekil 2.27.	Döküm 6082 malzemeden yapılan yarı-katı dövme	41
Şekil 2.28.	Ekstrüzyon 6082 malzemeden yapılan yarı-katı dövme	42
Şekil 2.29.	a) ekstrüzyon doğrultusuna paralel ve b) ekstrüzyon doğrultusuna dik yönde alınan numunelerde bekleme süresine göre tane büyüklüğü ve en-boy oranı değişimi	42
Şekil 2.30.	a) farklı şekil değiştirme miktarlarının 580°C’de 15 dk beklenen ve b) % 30 şekil değiştirme uygulanmış 580°C’de farklı sürelerde beklenen numunelerde şekil faktörüne etkisi	43
Şekil 2.31.	a) tanelerarası kırılma görülen döküm ve tane içi kırılma görülen b) 590°C’de 30 dk, c) 600°C’de 30 dk ve d) 50 dk beklenerek elde edilen mikroyapı görüntüleri	44
Şekil 3.1.	2014 alaşımının farklı sıcaklıklardaki akma sınırı ve çekme dayanımı değerleri.....	46
Şekil 3.2.	2014 alaşımı için sıcaklık-zaman-değişim diagramı.....	48
Şekil 3.3.	Aşırı doymuş α katı çözeltisi şematik gösterimi	48
Şekil 3.4.	GP bölgeleri şematik gösterimi	49
Şekil 3.5.	θ'' çökeltilerinin şematik gösterimi	50
Şekil 3.6.	θ' çökeltilerinin şematik gösterimi.....	50
Şekil 3.7.	θ (CuAl ₂) çökeltilerinin şematik gösterimi	51
Şekil 3.8.	2014 alaşımında yaşlanma esnasında meydana gelen dönüşümler ve dayanım artışı	52
Şekil 3.9.	İndüksiyonla ısıtma yöntemi	54

Şekil 3.10.	Merkezden kaçık yerleştirilen işparçası içinde indüksiyon ısıtma dağılımı.....	58
Şekil 4.1.	2014 alaşımının döküm mikroyapısı	60
Şekil 4.2.	2014 alaşımında a) ekstrüzyon doğrulusuna dik ve b) ekstrüzyon doğrultusuna paralel kesitlerdeki mikroyapı görüntüleri (ekstrüzyon sıcaklığı 430°C.).....	61
Şekil 4.3.	2014 alaşımında a) ekstrüzyon doğrulusuna paralel kesitteki ve b) aynı kesitin daha büyük ölçekteki SEM görüntüleri (ekstrüzyon sıcaklığı 430°C.).....	62
Şekil 4.4.	2014 alaşımında ekstrüzyon doğrulusuna paralel kesitteki XRD analizi (ekstrüzyon sıcaklığı 430°C.)	62
Şekil 4.5.	2014 alaşımının DSC deneyinden elde edilen ısı akışı—sıcaklık grafiği	63
Şekil 4.6.	DSC eğrisinden % sıvı miktarının hesaplanması	64
Şekil 4.7.	2014 alaşımında sıcaklıkla % sıvı miktarının değişimi.....	64
Şekil 4.8.	Re-term marka indüksiyon ısıtma sistemi	65
Şekil 4.9.	2014 alaşımında a) ön ısıtma ve b) suya atma şematik gösterimi.....	66
Şekil 4.10.	430°C de ekstrüzyon yapılmış 2014 alaşımında a) 400°C, b) 500°C ve c) 550°C sıcaklıkta bekletilmeden suya atılan numunelerde mikroyapı görüntüleri.....	68
Şekil 4.11.	550°C’de a) 2, b) 3, c) 6 saat süreyle yapılan yeniden kristalleşme denemeleri	69
Şekil 4.12.	430°C’de ekstrüzyon yapılmış 2014 alaşımında a) 400°C, b) 500°C ve c) 550°C’de bekletilmeden suya atılan numunelerdeki XRD analizi.....	70
Şekil 4.13.	430°C de ekstrüzyon yapılmış 2014 alaşımında 600°C sıcaklıkta a) bekletilmeden, b) 5 dk ve c) 10 dk bekletilerek suya atılan numunelerde mikroyapı görüntüleri.....	71
Şekil 4.14.	430°C de ekstrüzyon yapılmış 2014 alaşımında 610°C sıcaklıkta a) bekletilmeden, b) 5 dk ve c) 10 dk bekletilerek suya atılan numunelerde mikroyapı görüntüleri.....	72
Şekil 4.15.	430°C’de ekstrüzyon yapılmış 2014 alaşımında 620°C sıcaklıkta a) bekletilmeden, b) 5 dk ve c) 10 dk bekletilerek suya atılan numunelerde mikroyapı görüntüleri.....	73
Şekil 4.16.	430°C de ekstrüzyon yapılmış 2014 alaşımında a) 550°C, b) 600°C, c) 610°C sıcaklıktan vakit kaybetmeden; 610°C sıcaklıkta d) 5 dk, e) 10 dk beklenmesi sonucunda suya atılan numunelerin SEM görüntüleri. “1” tane sınırından, “2” tane içinden alınan EDS analiz bölgelerini göstermektedir.....	75
Şekil 4.17.	430°C de ekstrüzyon yapılmış 2014 alaşımında Şekil 4.16’da gösterilen bölgelerdeki EDS sonuçları	76
Şekil 4.18.	En / boy oranı ve şekil faktörü değerlerinin hesaplanmasında kullanılan büyüklüklerin şematik gösterimi	77
Şekil 4.19.	Isıtma sıcaklığı ve bekleme süresinin tane büyüklüğüne etkisi	77
Şekil 4.20.	Isıtma sıcaklıklarına göre 5 ve 10 dakika sonunda kabalaşma hızları.....	78
Şekil 4.21.	Isıtma sıcaklığı ve bekleme süresinin en / boy oranına etkisi	79
Şekil 4.22.	Isıtma sıcaklığı ve bekleme süresinin şekil faktörüne etkisi	80

Şekil 4.23. Döküm 2014 malzemede 600°C sıcaklıkta a) bekletilmeden, b) 5 dk, c) 10 dk; 610°C sıcaklıkta d) bekletilmeden, e) 5 dk, f) 10 dk ve 620°C sıcaklıkta g) bekletilmeden, h) 5 dk, i) 10 dk bekletilerek suya atılan numunelerde mikroyapı görüntüleri.....	82
Şekil 4.24. 2344 sıcak iş takım çeliğinden üretilen kalıp elemanları a) ıstampa, b) alıcı, c) matris.....	83
Şekil 4.25. Üniversal çekme makinesinin dikey ekstrüzyon presine modifikasyonu için aparat	84
Şekil 4.26. Dikey ekstrüzyon ünitesi montaj resmi	85
Şekil 4.27. Birinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemeleri için numunelerin ön ısıtma işlemi	86
Şekil 4.28. Birinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemeleri (şematik).....	87
Şekil 4.29. Birinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemelerinde üretilen ekstrüzyon çubukları a) 600°C sıcaklıkta 0 dk., b) 600°C sıcaklıkta 5 dk., c) 610°C sıcaklıkta 0 dk. ve d) 610°C sıcaklıkta 5 dk. bekleme.....	87
Şekil 4.30. 600°C sıcaklıkta 0 dk. için a) enine, b) boyuna; 610°C sıcaklıkta 0 dk. için c) enine, d) boyuna; 600°C sıcaklıkta 5 dk. için e) enine, f) boyuna; 610°C sıcaklıkta 5 dk için g) enine, h) boyuna kesitteki mikroyapı görüntüleri.....	89
Şekil 4.31. 625°C sıcaklıkta yapılan ekstrüzyon denemelerinde görülen dinamik yeniden kristalleşme.....	90
Şekil 4.32. İstampa – alaşım arasındaki ısı transferini sınırlayan ön levha.....	91
Şekil 4.33. İkinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemeleri (şematik).....	91
Şekil 4.34. İkinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemelerinde 2014 alaşımının seramik pota içinde ön ısıtılması.....	92
Şekil 4.35. İkinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemelerinde mikroyapı görüntüsü.....	92
Şekil 4.36. İkinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemelerinde makroyapı görüntüsü.....	93
Şekil 4.37. Matris yatak boyunu arttırmak amacıyla tasarlanan kalıp	94
Şekil 4.38. Üçüncü seri yarı-katı ekstrüzyon denemeleri (şematik).....	95
Şekil 4.39. Üçüncü seri yarı-katı ekstrüzyon ürünü mikroyapı görüntüsü (boyuna kesit).....	95
Şekil 4.40. Üçüncü seri yarı-katı ekstrüzyon ürünü	96
Şekil 4.41. Dördüncü seri yarı-katı ekstrüzyonda kullanılan karşı baskı.....	97
Şekil 4.42. a) Dördüncü seri yarı-katı ekstrüzyon denemeleri (şematik), b) dikey ekstrüzyon presine modifiye edilen üniversal çekme makinesi	98
Şekil 4.43. Dördüncü yarı-katı ekstrüzyon denemelerinde ön ısıtma sıcaklık-zaman grafiği	99
Şekil 4.44. Dördüncü seri yarı-katı ekstrüzyon ürünü.....	99
Şekil 4.45. Dördüncü seri yarı-katı ekstrüzyon ürünü mikroyapı görüntüsü (boyuna kesit).....	100
Şekil 4.46. Isıtma sıcaklığı, bekleme süresi ve yarı-katı ekstrüzyonun şekil faktörüne etkisi.....	100
Şekil 4.47. Isıtma sıcaklığı, bekleme süresi ve ekstrüzyonun en / boy oranına etkisi	101
Şekil 4.48. Isıtma sıcaklığı, bekleme süresi ve ekstrüzyonun tane çapına etkisi	102

Şekil 4.49. Dördüncü seri a) yarı-katı ekstrüzyon ürününün b) 1'nci, c)2'nci ve d) 3'ncü bölgelerindeki mikroyapı (dağlama ayracı Keller).....	103
Şekil 4.50. Dördüncü seri a) yarı-katı ekstrüzyon ürününün b) 1'nci, c)2'nci ve d) 3'ncü bölgelerindeki mikroyapı (dağlama ayracı Barker)	104
Şekil 4.51. Yarı-katı ekstrüzyon yapılmış 2014 çubuk üzerinde T6 öncesi ve sonrası sertlik dağılımı	105
Şekil 4.52. a) 500°C sıcaklıkta 2 saat süreyle çözeltiye alma işlemi sonrasında DSC analizi, b)Yarı-katı ekstrüzyon yapılmış 2014 çubuğun arka kısmında 500°C sıcaklıkta 2 saat süreyle çözeltiye alma işlemi sonrasında XRD analizi, c)Yarı-katı ekstrüzyon yapılmış 2014 çubuğun ön kısmında 500°C sıcaklıkta 2 saat ve d) 510°C sıcaklıkta, 16 saat süreyle çözeltiye alma işlemi sonrasında XRD analizi.....	107
Şekil 4.53. Sıcak ve yarı-katı ekstrüzyonda ıstampa kuvveti–strok grafiği.....	109

TABLolar DİZİNİ

Tablo 1.1. Kullanım alanlarına göre alüminyumun özellikleri	5
Tablo 1.2. Sektörlere göre alüminyum ürün kullanımı	5
Tablo 1.3. Dövme alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması.....	7
Tablo 1.4. Dökme alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması.....	8
Tablo 1.5. Yaşlandırma işleminin alt bölümleri	10
Tablo 1.6. Şekil değişimi sertleşmesinin alt kademeleri	11
Tablo 3.1. EN-AW 2014 (ISO Al CU4SiMg) standardına göre 2014 alaşımının mekanik	46
Tablo 3.2. EN-AW 2014 (ISO Al CU4SiMg) standardına göre 2014 alaşımının farklı temper durumlarındaki mekanik ve fiziksel özellikleri.....	46
Tablo 4.1. 2014 alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi (% ağırlıkça).....	59
Tablo 4.2. Üretilen 2014 alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi (% ağırlıkça).....	59
Tablo 4.3. Şekil 4.3 b’de gösterilen çökeltilerin EDS analizleri	62
Tablo 4.4. Isıtma ve tutma esnasında uygulanan elektriksel büyüklükler.....	67
Tablo 4.5. Ön ısıtma ve bekleme süreleri sonunda elde edilen tane çapı, en/boy oranı ve şekil faktörü değerleri.....	81
Tablo 4.6. 2344 sıcak iş takım malzemesinin kimyasal bileşimi (% ağırlıkça).....	83

SİMGELER DİZİNİ VE KISALTMALAR

A	: Alan (μm^2)
d	: Tane çapı (μm)
E_s	: Kusur enerjisi (J)
F	: Şekil faktörü ($\mu\text{m}^2/\mu\text{m}^2$)
f	: Frekans (Hz)
F_L	: Sıvı miktarı (%)
F_s	: Katı miktarı (%)
R^*	: Yeniden kristalleşmeyle oluşan tane yarıçapı (μm)
K_t	: Kabalaşma hızı (μm^3)
$T_{\text{solidüs}}$: Sıvıgen (solidüs) sıcaklığı ($^{\circ}\text{C}$)
$T_{\text{likidüs}}$: Katıgen (likidüs) sıcaklığı ($^{\circ}\text{C}$)
x	: En/boy oranı ($\mu\text{m}/\mu\text{m}$)
γ	: Arayüz enerjisi (J)
γ_{SL}	: Katı-sıvı arayüz enerjisi (J)
γ_{SS}	: Katı tane sınırı enerjisi (J)
δ	: Isıtma derinliği (m)
μ	: Manyetiklenme miktarı (H/m)
ρ	: Öz direnç (Ωm)
σ	: İletkenlik (Ωcm)

Kısaltmalar

DCS	: Differential Scanning Calorimetry (Diferansiyel Taramalı Kalorimetre)
ECAP	: Equal Channel Angular Pressing (Eş Kanalla Açılı Presleme)
EDS	: Energy-Dispersive X-Ray Spectroscopy (Enerji Dağılımlı X-Işını Spektroskopisi)
GP	: Guinier-Preston Bölgeleri
HB	: Hardness Brinell (Brinell Sertliği)
HRC	: Hardness Rockwell C (Rockwell C Sertliği)
LPG	: Liquid Petroleum Gas (Sıvılaştırılmış Petrol Gazı)
LVDT	: Linear Voltage Displacement Transducer (Lineer Voltaj - Yer Değiştirme Çeviricisi)
OAT	: Over Aging Treatment (Aşırı Yaşlanma Isıl İşlemi)
RAP	: Recrystallization and Partial Melting (Yeniden Kristalleşme ve Kısmi Ergime)
SEM	: Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
SIMA	: Strain Induced Melt Activation (Şekil Değişimiyle Tetiklenmiş Erime Aktivasyonu)
XRD	: X-Ray Diffraction (X-Işını Kırınımı)
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik Kafes

2014 ALÜMİNYUM ALAŞIMININ YARI KATI HALDE EKSTRÜZYONU VE MİKROYAPI İNCELEMELERİ

ÖZET

Alaşım elementi olarak bakırın bulunduğu 2000 serisi alüminyum alaşımları, yüksek dayanımlarının yanında düşük yoğunlukları nedeniyle, ekstrüzyonle şekillendirilen uçak parçaları, jant ve çeşitli yapı elemanları gibi ürünlerde kullanılmaktadır. Bu ürünler düşük ekstrüzyon hızında, yüksek ekstrüzyon basıncıyla üretilirler. Ekstrüzyon kabiliyetinin düşüklüğü nedeniyle, 2000 serisi alüminyum alaşımlarının yarı-katı halde ekstrüzyonları ilgi çekicidir. Yarı-katı ekstrüzyon prosesi klasik ekstrüzyona göre daha verimli olduğu gibi daha düşük ekstrüzyon kuvveti ve enerjisine ihtiyaç duyar. Ayrıca kullanılan takımların ömrü daha fazladır. Üretilen ürünün mikroyapısı da daha homojendir. Yarı-katı durumda döküm ve dövme konusunda yıllarca araştırma yapılmasına rağmen yarı-katı ekstrüzyon konusunda çok az çalışma mevcuttur. Alüminyum alaşımlarının yarı-katı ekstrüzyonunda küresel mikroyapı katı bir malzeme gibi kendini tutabilirken, kaymaya zorlandığında sıvı gibi akabilir. Küresel tanelerin arasında bulunan sıvı faz malzemelerin ekstrüzyon kabiliyetlerinin artmasına sebep olur. Ancak yarı-katı fazda ekstrüzyonun, hem kullanılan takımlar hem de üretimin doğasından kaynaklanan bazı zorlukları vardır. Üretim parametreleri, ekstrüzyon kalıbına yarı-katı fazda giren malzemenin kalıbın sonunda tamamen katılaşmış olacağı şekilde çok hassas ayarlanmalıdır.

Çalışmada 2014 alaşımının yarı-katı fazda ekstrüzyonu üzerine çalışılmıştır. 152 mm çapında biyet olarak sürekli döküm yöntemiyle üretilen hammaddelere 480°C sıcaklıkta 12 saat homojenizasyon ısıl işlemi yapılmıştır. Daha sonra 40 mm çapa 430° sıcaklıkta ekstrüzyon yapılmış 2014 alaşımı yeterli kısmi ergime sağlayacak kadar yüksek sıcaklıkta ısıtılmış ve bu sıcaklıkta beklendikten sonra 16 mm çapa yarı-katı ekstrüzyon yapılmıştır.

Mikro ve makro ölçekte yapısal inceleme yapılmış, küreselleşme miktarı ve tane büyüme hızı araştırılmıştır. Ayrıca numuneler T6 yaşlandırma işlemine tabi tutularak sertlik değerleri artırılmış ve bulunan değerler hammaddenin sertliği ile karşılaştırılmıştır.

Anahtar Kelimeler: 2014, Alüminyum, Yarı-katı Şekillendirme

EXTRUSION OF 2014 ALUMINUM ALLOY IN SEMISOLID STATE AND MICROSTRUCTURAL ANALYSIS

ABSTRACT

With copper as the main alloying addition, alloys from the 2000 family offer high strength at low specific weight and are widely employed in the form of extrusions for aircraft fittings, wheels and major structural components. However, they suffer from low extrusion speeds, require high extrusion pressures and are thus assigned a low extrudability index. Hence, it is very attractive to extrude these alloys in semisolid state for technical as well as economical reasons. The thixoextrusion process offers higher productivity, lower extrusion pressures and energy consumption, longer die life and more uniform microstructures than conventional extrusion at competitive cost. Casting and forging of aluminium alloys in semisolid state have received a great deal of attention in recent years. Thixoextrusion has also attracted some attention. The key feature that permits the thixoextrusion of aluminium alloys is, once again, a globular microstructure, which may be handled like a solid but flows readily when sheared. The extrudability of such a material is exceptional owing to the liquid phase between the globular grains. However, extrusion in the semisolid state is a relatively challenging manufacturing route with respect to other semisolid forming operations owing to the configuration of the forming tool and the nature of the forming process. The process parameters have to be fine tuned precisely to maintain semisolid features at the entrance of the extrusion die and to establish a fully solid part at the exit.

The present work was undertaken to explore the potential of forming 2014 alloy in the semisolid state. 152 mm diameter billets were produced with DC casting and homogenized at 480°C for 12 hours. Slugs were extruded at 430°C into 40 mm. Conventionally extruded bars of 2014 were isothermally held at a high enough temperature to achieve partial melting and then extruded into solid bars with a diameter of 16 mm in the semisolid state.

The micro and macrostructural features, globularity level and coarsening rate of the thixoextruded bar were investigated. Thixoextruded bars were exposed to T6 artificial ageing treatment in order to increase hardness and compared with feedstock.

Keywords: 2014, Aluminum, Semi–solid Processing

GİRİŞ

Yeryüzünde büyük miktarda olan rezervi, düşük yoğunluğu ve korozyon direnci nedeniyle günlük yaşantımızda farkında olmadan kullandığımız alüminyum ve alüminyum alaşımları insan yaşamının vazgeçilmez kaynaklarından birisidir. Havacılık ve uzay sanayinde en önemli yapı elemanı olan alüminyumun otomotiv sanayinde de kullanım oranı giderek artmaktadır. Bunun yanı sıra ışığı yansıtma özelliği ve gümüşe benzer bir yüzey görünümüyle iç ve dış mimari uygulamalarında kullanılmaktadır.

Sanayiden evlere hatta mutfaklara kadar kullanım alanı bulan alüminyum ve alüminyum alaşımlarının cevherden işlenmesi, üretimi, ısıl işlemleri ve geri dönüşüm kabiliyeti nedeniyle birçok araştırmacı için ilgi çekici bulunmuş ve araştırılmıştır. Çeliğe göre daha yeni bir mühendislik malzemesi olmasının yanı sıra, daha düşük sıcaklıklarda dökümü ve işlenmesi alüminyumu yeniliğe açık bir malzeme haline getirmiştir.

Sektörün gelişmesi ve artan talep karşısında daha düşük enerji kullanımının yanında mekanik özelliklerden ödün vermeden üretim hedeflenmiştir. Temelleri 1972 de kalay-kurşun alaşımları kullanılarak atılan yarı-katı şekillendirme teknolojisi bu ihtiyaca cevap olmuştur.

Hem döküm hem de plastik şekil verme ile yapılan üretimlerde kullanılabilen yarı-katı şekillendirmeye elde edilen küresel mikroyapı, mukavemet değerlerinin yanında süneklik değerinin de artmasını sağlarken üretim için gerekli kuvvetleri azalmaktadır.

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları

1820 yılında keşfedilen, yeryüzünde %8 oranında bulunan alüminyum, silisyumdan sonra en bol olan metaldir. Çelikten sonra endüstride kullanılan en önemli ikinci metal olan alüminyumun çekme dayanımı saf halde yaklaşık 79 MPa iken alaşımlandırıldığında 700 MPa'lara kadar ulaşmaktadır. Eski Yunan ve Romalılar tarafından, kanın durdurulması ve boya renklerinin sabitlendirilmesinde kullanılan alüminyumun endüstride kullanımı, 1886 yılında Amerikalı Charles Martin'in alüminyumun elektrolitik bir işlemle eldesine ilişkin patenti alması (patent no 400655) ve aynı tarihte Fransız Paul Héroult'un buluşu ile gerçekleşmiştir [1]. En önemli alüminyum cevheri olan ve Şekil 1.1'de görülen boksit dünya üzerinde Güney Amerika, Avustralya, Fransa ve Afrika'da bulunmakla beraber Türkiye'de de çeşitli ölçeklerde 200 kadar boksit yatağı mevcuttur. Türkiye'deki işlenebilir boksit rezervi yaklaşık 87 milyon ton 'dur.



Şekil 1.1. En önemli alüminyum cevheri olan boksit

Çeliğin ($7,85 \text{ g/cm}^3$) yaklaşık üçte biri ağırlığındaki alüminyumun ($2,7 \text{ g/cm}^3$), elektrik ve ısı iletkenliği iyidir. Yüzeyinde oluşan oksit filmi nedeniyle korozyona karşı dayanıklı bir metal olan alüminyumun korozyon dayanımını arttırmak amacıyla kimyasal fosfatlama veya kromatlama yapılabilindiği gibi toz veya sıvı boyama da yapılabilir.

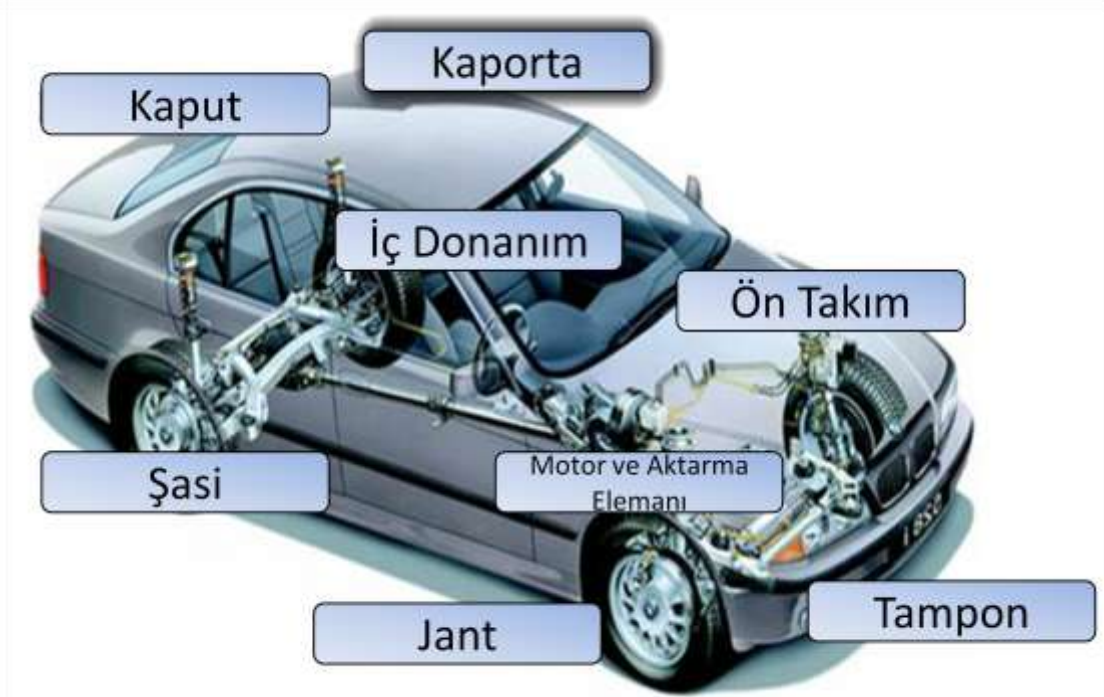
Alüminyum bu özellikleri nedeniyle, otomotiv, enerji nakil hatları, ısı değiştirgeçleri, reaktörlerle havacılık ve uzay sanayiinde kullanım alanı bulmakta, ayrıca ışığı yansıtma özelliği nedeniyle gümüşe benzer bir yüzey görünümüyle iç ve dış mimari uygulamalarında kullanılmaktadır.

Meşrubat kutusu olarak kullanımının yanı sıra alüminyum folyo, hava ve mor-ötesi ışınları geçirmediğinden, gıdaları doğal renk ve tatları ile birlikte korur. Alüminyum, folyo olarak vakumlu ambalajlarda, metalik film (alüminyum kaplı plastik) olarak da ısı ile kapanan ambalajlarda (yoğurt, ilaçlar vb) en çok tercih edilen malzemedir.

Alüminyum, ulaşım sektöründe taşıt araçlarının üretiminde kullanılan en önemli malzemelerden birisidir. Alüminyum kullanımının yaklaşık % 25'i taşıt araçlarının üretimine aittir. Taşıt araçları ne kadar hafif olursa, hareket etmeleri için o kadar az enerjiye gerek duyulur.

Şekil 1.2'de de gösterildiği gibi günümüzde bir otomobilde ortalama 50 kg alüminyum kullanılmaktadır. Bu sayede, yaklaşık 100 kg demir, çelik ve bakır malzeme tasarrufu yapılmaktadır. 2015 yılında bir otomobil için yaklaşık 200 kg alüminyum kullanılacağı tahmin edilmektedir [2]. Yapılan hesaplar ve deneyimler sonucunda, alüminyum kullanılan bir otomobilin, yeterince alüminyum kullanılmamış bir otomobile kıyasla, ekonomik ömrü boyunca 1.500 litre daha az yakıt harcadığı anlaşılmıştır.

Şekil 1.3'te de gösterildiği gibi bugün bazı uygulamaların haricinde bir uçağın ağırlıkça %70'i alüminyumdan oluşmaktadır [2]. Alüminyum alaşımlarının hafifliği ve sağlamlığı, uçakların ve dolayısı ile havacılık sektörünün gelişmesine en büyük katkıyı yapmıştır. Duralüminyum (alüminyum–bakır) alaşımlarından sonra gelecekte en önemli uçak malzemesi alüminyum-lityum alaşımları olacaktır. Alüminyum-lityum alaşımları ile uçakların %15 hafiflemesi mümkün görülmektedir.



Şekil 1.2. Alüminyumun otomotiv üretimindeki kullanım alanları [2]



Şekil 1.3. Alüminyumun uçak gövdesinde kullanımı [2]

Endüstride kullanılan alüminyum ve alüminyum alaşımı parçalar dövme veya döküm yoluyla üretilmektedir [1, 3]. Alüminyum ve alaşımlarının kullanım alanları Tablo 1.1 ve Tablo 1.2’de, kullanım alanlarına göre alüminyum ürün dağılımı Şekil 1.4’te gösterilmiştir.

Tablo 1.1. Kullanım alanlarına göre alüminyumun özellikleri [1]

Uygulama Alanı	Düşük Yoğunluk	İyi Isı ve Elektrik İletkenliği	Korozyon Dayanımı	Dekoratif Görünüm
Ulaşım	●		○	○
Mimari	○		○	●
Ambalaj	+	+	●	●
Elektrik Endüstrisi	+	●	○	
Ev Aletleri	○	●	●	○
Makine ve Parçaları	●	○	○	○
Kimya ve Gıda End.	○	○	●	○

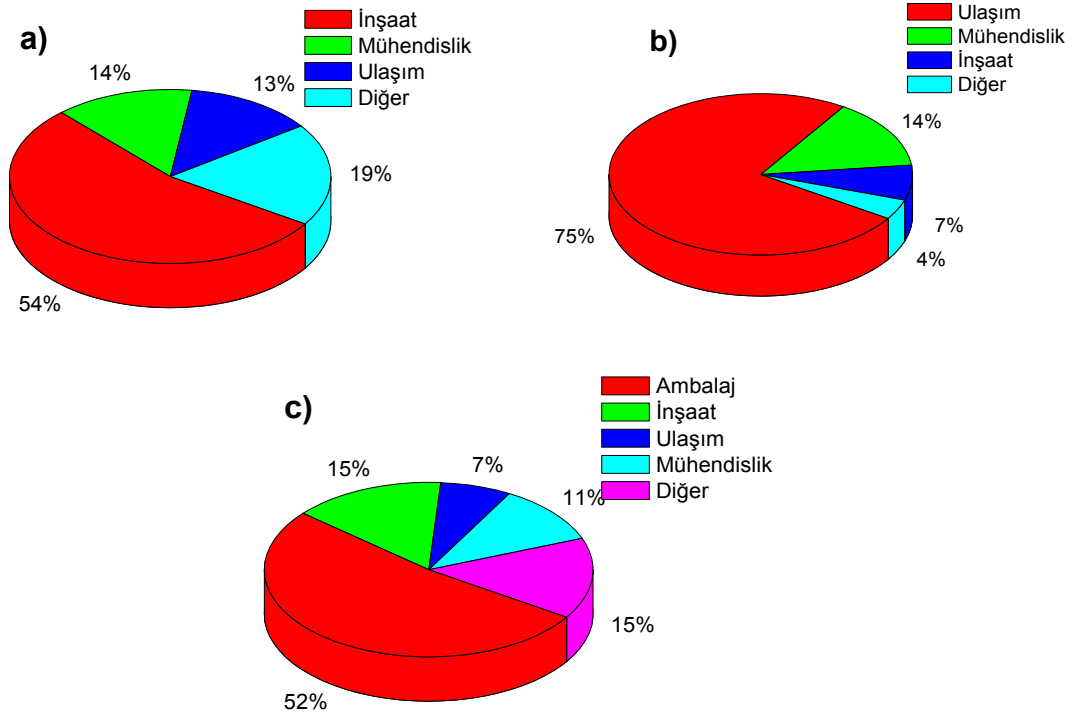
Tablo 1.2. Sektörlere göre alüminyum ürün kullanımı [1]

Uygulama Alanı	Yarı Ürün Tipi					
	Döküm veya Dövme	Levha	Soguk Ekstrüzyon	Sıcak Ekstrüzyon	Kablo, Tel	Folyo
Ulaşım	○	○		○		
Mimari		○		○		
Ambalaj		○	○			○
Elektrik Endüstrisi			○	○	○	○
Ev Aletleri			○			○
Makine ve Parçaları	○	○				○
Kimya ve Gıda Endüstrisi	+	○		○		○

+ : Arzulanan, ○: Önemli, ●: Çok Önemli

Alüminyum, endüstride %99,97 saflıkta veya alaşımlar halinde kullanılır. Kullanılan alaşım elementlerinin mekanik özelliklere etkilerinin yanı sıra, alaşımın üretim sonrasındaki ısıl işlem özelliklerine de etkileri vardır. Alüminyum alaşımları, dövme ve döküm olmak üzere iki gruba ayrılmakta.

Bu iki grup da ısıl işlemle sertleştirilebilme özellikleriyle alt gruplara ayrılmaktadır. Alüminyumun alaşımlandırılmasında kullanılan en önemli alaşım elementleri ve alaşımların sertleşebilme durumları Şekil 1.5'te gösterilmiştir.



Şekil 1.4. a) ekstrüzyon, b) döküm ve c) yassı alüminyum ürün kullanımlarının sektörlere göre dağılımı [2]

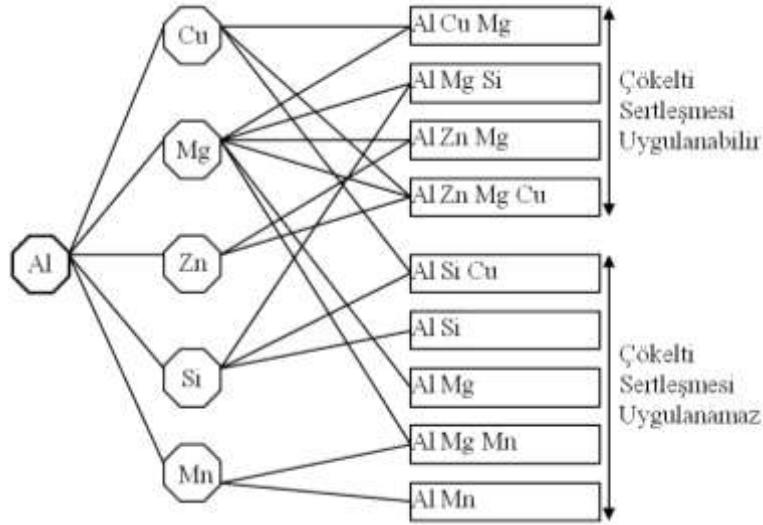
1.1.1. Dövme alüminyum alaşımları

Dövme alüminyum alaşımları “doğrudan soğutmalı döküm” yöntemiyle yarı ürün olarak üretilirler [4]. Elde edilen yarı ürünler daha sonra dövme, ekstrüzyon ve haddelenme gibi üretim yöntemleriyle sıcak (son kademelerde soğuk) olarak şekillendirilmektedir.

Dövme alüminyum alaşımlarında %7'ye kadar ilave edilen magnezyum (Mg) çekme dayanımını arttırmaktadır.

Yüksek dayanımlı alaşımlar için magnezyumun yanısıra çinko (Zn), bakır (Cu) ve/veya silisyum (Si) ilavesi yapılmaktadır. %4 (en çok) bakırın (Cu) yanısıra %1 (en çok) Nikel (Ni) ve %1 (en çok) Mangan (Mn) ilavesi ile yüksek sıcaklıklardaki dayanım özellikleri iyileştirilir.

Kimyasallara karşı dayanımı arttırmak amacıyla Mg, Mn ve Mg-Si kombinasyonu ilave edilmektedir.



Şekil 1.5. Alüminyum alaşımları ve alaşım elementleri

Tane küçültücü etkisi nedeniyle titanyum (Ti) ve bor (B) ilavesi (her biri en çok %1) yapılmaktadır.

Dövme alaşımları içerdikleri ana alaşım elementlerine göre sınıflandırılırlar. Bu sınıflandırmada dört rakam kullanılır (Tablo 1.3).

Tablo 1.3. Dövme alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması

Seri	İçerik
1xxx	Saf Alüminyum (en az %99,00)
2xxx	Bakır
3xxx	Mangan
4xxx	Silisyum
5xxx	Magnezyum
6xxx	Magnezyum ve Silisyum
7xxx	Çinko
8xxx	Diğer elementler
9xxx	Kullanılmayan seri

Alaşım grubu ilk rakam ile belirtilir. İkinci rakam alaşım elementinin orijinal veya değiştirilmiş olduğunu gösterir¹. 1xxx serisindeki son iki rakam en az alüminyum yüzdesini belirtir. 2xxx – 8xxx gruplarında son iki rakam ise sadece alaşımların tanımlanmasında kullanılır. Deneysel olarak üretilen alaşımlarda dört rakamın önüne “x” eklenir² [1, 3, 5].

¹ 0: Orijinal, 1-9: Değiştirilmiş

² X2037 gibi

1.1.2. Dökme alüminyum alaşımları

Tüm dökme ürünlerde olduğu gibi dökme alüminyum alaşımlarında da akıcılık ve kalıp doldurma kabiliyeti istenen bir özelliktir. Bu sebeple dökme alüminyum alaşımlarında en çok %13'e kadar Si ilavesi yapılmaktadır. Yüksek sıcaklıklardaki dayanım özelliklerinin artırılması amacıyla %1–4 Cu, ayrıca çökelme sertleşmesi ısıl işlemi için %0,3-1,0 Mg ilavesi yapılmaktadır.

Dökme alaşımlar da dövme alaşımlar gibi dört rakamlı alaşım sınıfları ile adlandırılırlar. Yine ilk rakam birincil alaşım elementini ifade eder. Dökme alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması Tablo 1.4'te gösterilmiştir.

Tablo 1.4. Dökme alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması

Seri	İçerik
1xx.x	Saf Alüminyum (en az %99,00)
2xx.x	Bakır
3xx.x	Silisyum (Cu ve Mg ile birlikte)
4xx.x	Silisyum
5xx.x	Magnezyum
6xx.x	Çinko
7xx.x	Kalay
8xx.x	Diğer elementler
9xx.x	Kullanılmayan seri

1xxx serisi için ikinci ve üçüncü rakam alüminyumun saflığını gösterirken, 2xxx-8xxx gruplarında alaşımların tanımlanmasında kullanılır. Son rakam ise alaşımın üretim yöntemini belirtir¹. Tüm rakamların önüne gelen “x” deneysel üretilen alaşım olduğunu, “I, O ve Q” harfleri alaşım elementindeki değişiklikleri belirtmektedir [1-5].

1.2. Alüminyum Alaşımlarında Sertleştirme Yöntemleri

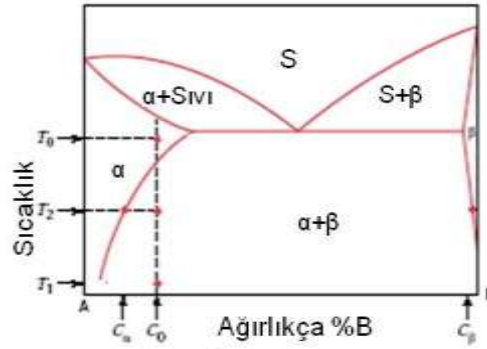
Alüminyum alaşımlarında sertleşme mekanizması ısıl işlem ve şekil değişimi olarak iki gruba ayrılmaktadır. Şekil 1.5'ten de anlaşılacağı gibi AlCuMg, AlMgSi, AlZnMg ve AlZnMgCu alaşımları ısıl işlem (çökelme sertleşmesi) ile, AlSiCu, AlSi,

¹ 0: Döküm, 1: İngot

AlMg, AlMgMn ve AlMn alaşımları ise sadece şekil değişimi ile sertlik kazanırlar [1, 5].

1.2.1. Çökelme sertleşmesi

Çökelme sertleşmesi yapılabilmesi için öncelikle alaşımın ikili faz diyagramında solvüs çizgisinin bulunması ve çözünürlüğün sıcaklık düştükçe azalması gerekmektedir [4]. Çökelme sertleşmesi üç aşamadan oluşmaktadır.



Şekil 1.6. Faz diyagramı üzerinde çökelme sertleşmesi olayı [4]

İlk aşamada katı çözeltide çözünen bileşimin miktarını arttırmak amacıyla olabildiğince yüksek fakat ötektik sıcaklığın altında bir sıcaklıkta ısıtma yapılır (Şekil 1.6'da T_0).

İkinci aşamada çözme tavını takip eden su verme esnasında hızlı soğuma ile çökelmeyi engelleyerek aşırı doymuş yapı elde edilir.

Üçüncü aşamada su vermeden sonra solvüs sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta belirli süre bekletilip alaşımın yaşlanması sağlanır (Şekil 1.6'da T_2). Yaşlandırma 100°C 'nin altında yapılırsa bu işleme "doğal yaşlanma", daha yüksek sıcaklıklarda yapılırsa "yapay yaşlanma" denir. Yaşlandırma işleminin alt bölümleri Tablo 1.5'te verilmiştir. Küçük ve malzeme içerisinde dağılmış çökeltilerin oluşması ile alaşımın sertliği artar.

Tablo 1.5. Yaşlandırma işleminin alt bölümleri

Seri	Açıklama
T1	Doğal yaşlandırılmış
T2	Soğuk şekil değiştirilmiş, doğal yaşlandırılmış
T3	Çözelti ısıtıl işlemi yapılmış, soğuk şekil değiştirilmiş, doğal yaşlandırılmış
T4	Çözelti ısıtıl işlemi yapılmış, doğal yaşlandırılmış
T5	Yüksek sıcaklıkta şekil değiştirilmiş, yapay yaşlandırılmış
T6	Çözelti ısıtıl işlemi yapılmış, yapay yaşlandırılmış
T7	Çözelti ısıtıl işlemi yapılmış, kararlaştırılmış
T8	Çözelti ısıtıl işlemi yapılmış, soğuk şekil değiştirilmiş, yapay yaşlandırılmış

Malzemenin yaşlandırılması esnasında kararsız ve yüksek enerjili durumdan daha kararlı ve düşük enerjili duruma geçilmesiyle bir kısım bozulma ürünleri meydana gelmektedir. Bu bozulma ürünlerine GP bölgeleri¹ denir.

GP 1 bölgeleri düşük yaşlanma sıcaklıkları ile meydana gelerek büyük kafes gerilmeleri oluşturur ve ana faz ile uyumludur.

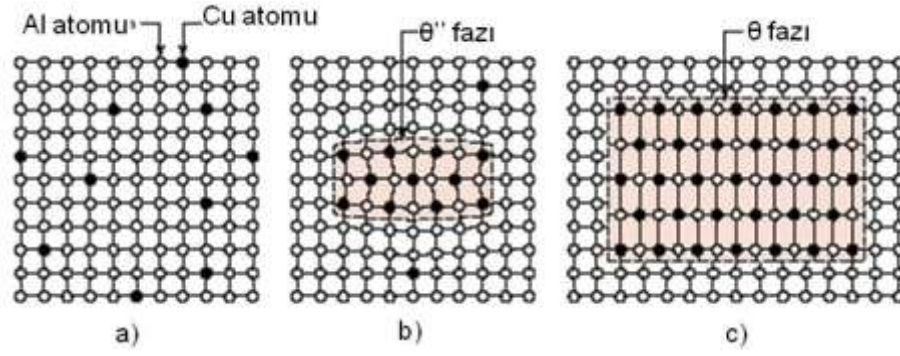
GP 2 bölgeleri (θ' fazı) tetragonal yapıda olup Şekil 1.7 b'de de görüldüğü gibi $\{100\}$ ana faz düzlemine uyumludur.

θ' fazı ana faz ile uyumsuzdur. Özellikle dislokasyonlar üzerinde çekirdeklenen bu fazın ana fazdan farklı kendi kristal yapıları vardır.

θ fazı CuAl_2 bileşiminde dengeli ve uyumsuzdur (Şekil 1.7 c). Bu fazın kristal yapısı hacim merkezli tetragonaldır.

Yaşlandırma sıcaklığının yüksek veya yaşlandırma süresinin gereğinden uzun olmasıyla yapı %100 denge haline geçer ve kazanılan tüm sertlik (veya dayanım) düşer. Bu olaya aşırı yaşlanma denir.

¹ Bu bölgeleri ilk kez X-ışını kırınımıyla belirleyen bilim adamları André Guinier (1911–2000) ve George Dawson Preston (1896–1972) 'in baş harfleri ile bilinir.



Şekil 1.7. Yaşlanma esnasında oluşan ara durumlar [6]

1.2.2. Şekil değişimi sertleşmesi

Isıl işlem ile sertlik kazanamayan alüminyum alaşımları % 0,5–5,5 Mg ve/veya % 1,5 Mn içerir. Bu alaşımlarda sertlik (veya dayanım) kafes çarpımları ile meydana gelir. Alaşımdaki asıl sertlik artışını çözeltideki Mg atomları sağlarken aynı miktarda olmasa da Mn atomları da sertlik artışına etkilidir. Şekil değişimi sertleşmesinin alt kademeleri Tablo 1.6’da verilmiştir.

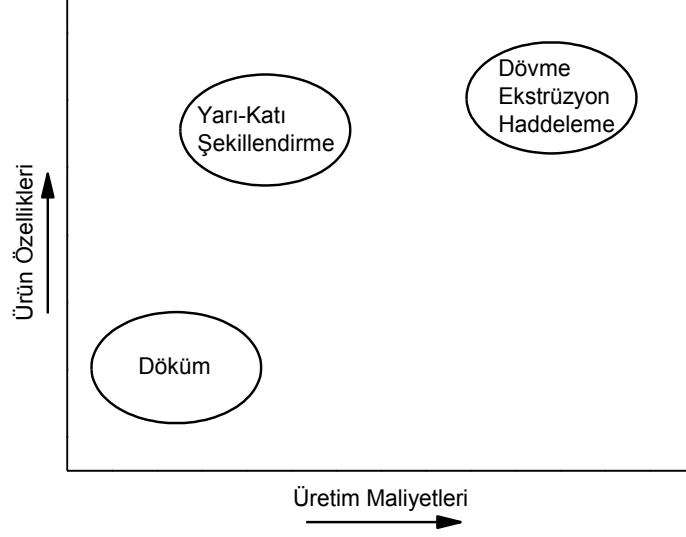
Tablo 1.6. Şekil değişimi sertleşmesinin alt kademeleri

Seri	Açıklama
H1	Sadece şekil değişimi sertleşmesi uygulanmış. (H12 çeyrek sertten H18 tam serte kadar.)
H2	Şekil değişimi sertleşmesi uygulanmış ve kısmi tavlanmış. (H22 çeyrek sertten H28 tam serte kadar.)
H3	Şekil değişimi sertleşmesi uygulanmış ve kararlı hale getirilmiş. (H32 çeyrek sertten H38 tam serte kadar.)

1.3. Yarı-Katı Şekillendirme

Döküm işleminde ürün maliyetlerinin düşüklüğüne karşın birçok uygulama için ürünün mekanik özellikleri istenenden oldukça uzaktır. Ekstrüzyon ve dövme işlemleri gibi plastik şekil verilerek üretilen ürünlerde ise üretim maliyetleri fazla ve kullanılan makinelerin pahalı olmasının yanında üretilen ürünlerin mekanik özellikleri oldukça iyidir. Fakat bu tip üretimlerde gerek teknik ve gerekse ekonomik yönden bazı problemlerle karşılaşılır. Bu problemler sebebiyle üretimde sınırlamalar oluşur [7]. Öncelikle kullanılan ham maddenin yeterince sünek olması gerekmektedir. Aksi takdirde ürün, istenilen şekli almadan önce hasara uğrayacaktır. Ticari uygulamalar için süneklik bazen tek başına yeterli değildir. Bunu yanında yüksek basınçlara dolayısıyla büyük enerjilere ihtiyaç vardır. Bu büyük basınçları

üretecek makinelerin pahalı oluşu yapılacak üretimin maliyetini arttırır. Şekil 1.8’de gösterildiği gibi, üreticiler en düşük kuvvet ve en az kademe sayısı ile üretim yapmayı hedeflerler.



Şekil 1.8. Üretim yöntemlerine göre maliyet-özellik dağılımı

1960’ların sonlarına doğru Flemings MIT (Massachusetts Institute of Technology) 'de yarı-katı fazda (tikotrop) üretim gerçekleştirmeyi başarmıştır [8]. Başlangıçta ergime sıcaklığı düşük olan Pb-Sn alaşımlarına uygulanan bu yöntem geleneksel dövme ve döküm yöntemlerine alternatif yeni bir metal şekillendirme yöntemidir [9].

Katı ve sıvı fazın birlikte bulunduğu ve kuvvet altında akışkan hale gelen anlamındaki “tikotropi” 1923 yılında Schalek ve Szegvari tarafından sulu demir oksit jelleri üzerindeki araştırmaları sırasında bulunmuştur. İki Yunanca kelime olan karıştırmak anlamındaki “thixis” ve dönüşüm anlamındaki “trepo” ‘nun birleşimi olan tikotropi, 1927 yılında ise Pererfi tarafından kullanılmaya başlanmıştır [10].

Yarı-katı metal şekillendirme yöntemi yüksek yoğunluklu parça, daha uzun kalıp ömrü, düşük şekillendirme kuvveti ve son şekline yakın parça üretimi gibi birçok avantaja sahiptir. Ayrıca, sıvı oranının geleneksel döküm yöntemlerinden daha az olması katılaşma çekmesini de azaltmaktadır. Mikroyapıda dentritlerin olmaması ve çok az çekme boşlukları bulunması nedeniyle bu yöntemle üretilen parçaların mekanik özellikleri geleneksel döküm yöntemi ile üretilen parçalara kıyasla oldukça üstün, maliyetler de geleneksel ekstrüzyon ve dökümden daha düşüktür [11].

Günümüzde yarı–katı şekillendirme üzerinde yoğun çalışmalar sürmekte ve bu çalışmalar özellikle ön malzeme hazırlığı ve yarı-katı halde şekil vermeyi içermektedir

Yarı-katı durumda metallerin şekillendirilmesi yarı-katı halde tiksotropik davranış gösteren küresel şekilli mikroyapı ile sağlanabilir [12-14].

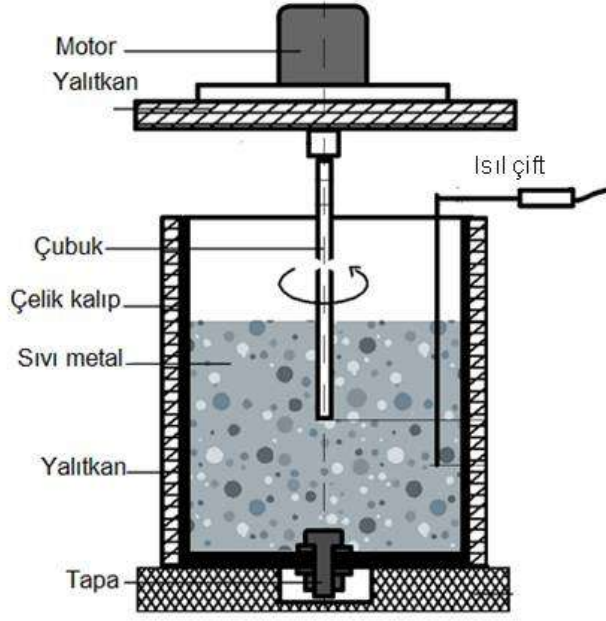
Tiksotropi, kuvvet altında zamanla viskozitenin sürekli olarak azalması olarak tanımlanır ve kuvvet kaldırıldığında malzeme eski özelliklerine geri döner [15]. Yarı-katı malzeme, serbest halde, taşımaya izin verecek kadar şeklini koruyabilecek yeterli viskoziteye sahipken, çok küçük bir kuvvet uygulandığında oldukça düşük viskozite sergileyerek ve akışkan sıvı gibi davranır.

Malzeme hazırlığı yarı–katı şekillendirme için zorunludur. Ön malzeme hazırlığı için birçok yöntem mevcuttur. Bunlar sırasıyla [3, 5, 7].

- Mekanik veya elektronik karıştırma
- Eğimli soğutma plakasına döküm
- Sprey döküm
- Tane inceltme, düşük sıcaklıktan döküm
- Şekil değişiminin neden olduğu sıvı aktivasyonu (SIMA)
- Yeniden kristalleşme ve kısmi ergitme (recrystallisation and partial melting-RAP)

1.3.1. Mekanik karıştırma

Mekanik veya magneto-hidrokinamik karıştırma yöntemi 1970'lerin başında Spencer tarafından MIT'de geliştirilmiştir. Şematik gösterimi Şekil 1.9'da verilen yöntemle yapılan çalışmalar sonucunda, sıvı katı fazdaki metal bulamacı katılaşma esnasında karıştırıldığı takdirde viskozitenin düştüğü, mikroyapının eş eksenli ve küresel hale gelerek dendritik yapının kaybolduğu görülmüş ve bu mikroyapının sıvı-katı fazda şekillendirme için ideal olduğu sonucuna varılmıştır [13].



Şekil 1.9. Mekanik karıştırma yöntemi [13]

1.3.2. Eğimli soğutma plakası

Şekil 1.10'da şematik olarak gösterilen bu yöntemde, herhangi bir ısı kaynağı ile ergitilen alaşım su ile soğutulan, belli bir uzunluğu ve belli bir eğimi olan soğutma rampasına kontrollü bir şekilde dökülür. Sıvı alaşım, soğutma rampasında ilerlerken sıcaklığı azalır ve solidüs likidüs arasında bir değere ulaşır. Sıcaklık bu değeri aldığı anda alaşım soğutma plakasından bir kalıba dökülerek eş eksenli küresel bir mikroyapı elde edilir [17].



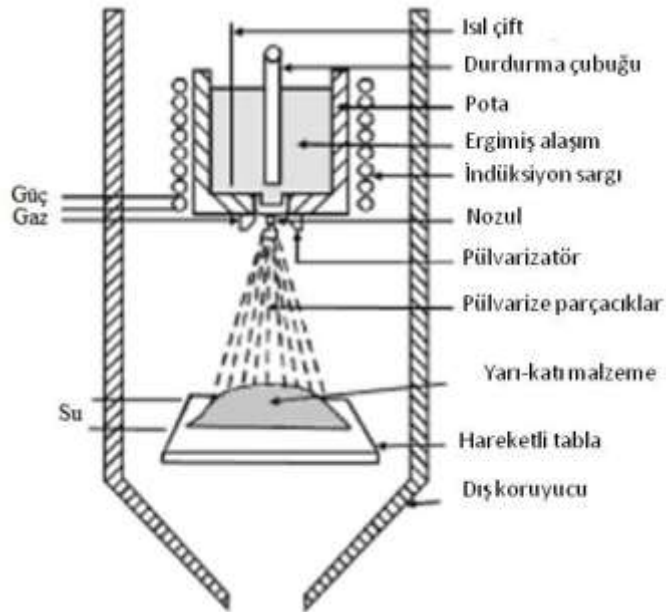
Şekil 1.10. Soğutma plakası (cooling slope) şematik gösterimi [19]

1.3.3. Sprey döküm

Sprey döküm yöntemi de yine 1970'lerde ortaya atılmıştır. Şematik gösterimi Şekil 1.11'de verilen bu yöntemde ergitilen alaşım bir nozula dökülür. Yüksek basınçtaki azot veya argon gazı yardımıyla sıvı alaşımın nozuldan yüksek hızda çıkması sağlanır. Bu esnada alaşım, mikron seviyesinde damlacıklara dönüşürken püskürme ile hızla soğumaya başlar. Büyük damlacıklar tamamen sıvı, küçük damlacıklar ise tamamen katıdır. Orta büyüklükteki damlacıklar sıvı katı fazda bulunurlar. Bu damlacıklar hareketli bir altlık vasıtasıyla toplanır. Sonuçta eşeksiz ve oldukça küçük taneli mikroyapı meydana gelir [13].

1.3.4. Tane inceltme ve düşük sıcaklıktan döküm

1996 yılında Bergsman tarafından patenti alınan bu yöntem genellikle yüksek oranda silisyum içeren alaşımlara uygulanmaktadır. Döküme hazır hale getirilen alaşım su veya hava soğutma tertibatı bulunan bir kalıba dökülür. Soğutma tertibatı vasıtasıyla saniyede 15-20°C hızla katılaşma sağlanarak küçük boyutlu dendritik mikroyapı elde edilir.



Şekil 1.11. Sprey döküm yöntemiyle küresel mikroyapı üretimi [22]

Alaşım daha sonra dakikada 300°C hızla solüdüsün 2-50°C üzerinde bir sıcaklığa ısıtılarak bu sıcaklıkta bir süre beklenir ve hızlı bir şekilde oda sıcaklığına soğutulularak katılaştırılır. Mikroyapı incelendiğinde düşük ergime sıcaklığına sahip olan ötektik bir yapının çevrelediği küresel yapı elde edilir [23].

1.3.5. SIMA ve RAP

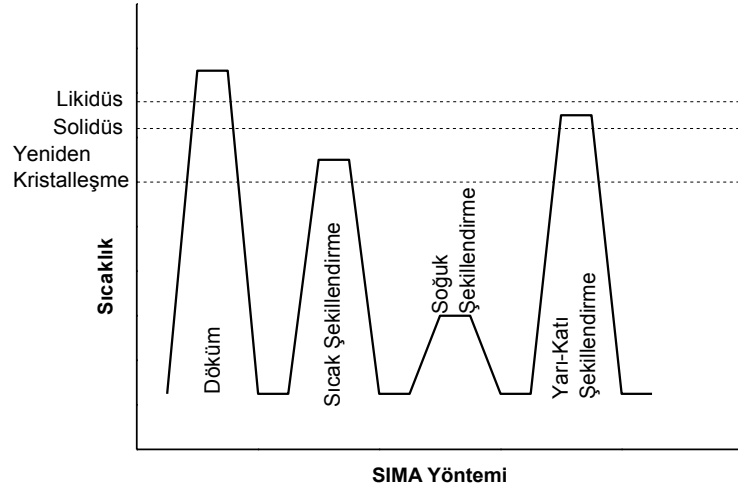
1980'lerde Young tarafından geliştirilen [24, 25] SIMA (Strain Induced, Melt Activated) ve RAP (Recrystallisation And Partial Melting) yöntemleri birbirlerine oldukça benzemektedir. Bu iki yöntemin haricindeki yöntemlerin hepsinde sıvı haldeki metale değişik işlem ve uygulamalar yapılarak küresel yapı elde edilmeye çalışılır.

RAP ve SIMA yönteminde ise alaşıma katı halde mekanik işlem uygulanır. Şekil 1.12 ve Şekil 1.13'te de gösterildiği gibi SIMA ve RAP yöntemleri şekil değişimine uğramış alaşımda ısıtma sonucu kısmi olarak ergime ve eş eksenli küresel mikroyapı oluşumu esasına dayanır.

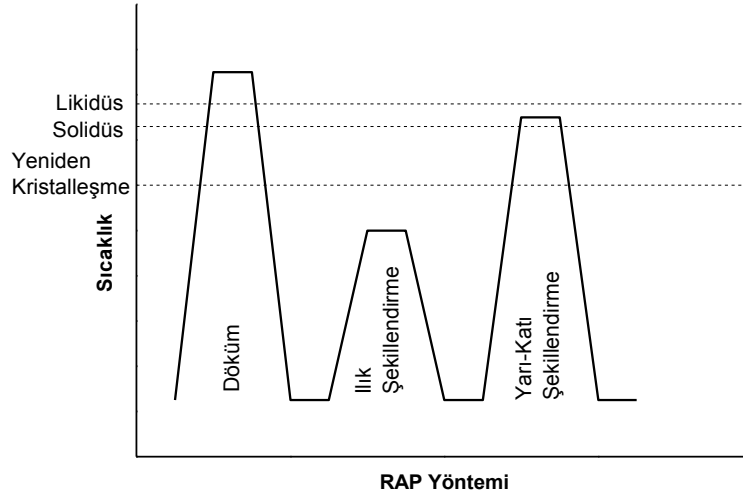
Bu yöntemler için döküm ile üretilmiş alaşımlar kullanılır. Üretilen alaşım önce yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklıkta, sonra yeniden kristalleşme sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta plastik şekil değişimine tabi tutulur. Bu şekil değişimleriyle önce dendritlerin şekil değiştirmesi [26], sonra uygulanan soğuk şekil değişimiyle ise alaşımın yapısında enerji depolanması sağlanır [6, 27, 28].

Alaşımın solidüs ve likidüs sıcaklıkları arasındaki bir sıcaklığa ısıtılması ve bu sıcaklıkta belli bir süre beklenmesi sonucunda önce toparlanma ve yeniden kristalleşme, daha sonra kısmi ergime gerçekleşir. Sonuçta mikroyapı eş eksenli ve küresel bir hal alır.

Uygulanan bu yöntem SIMA olarak adlandırılırken RAP yönteminde yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerinde her hangi bir plastik şekil değişimi işlemi uygulanmaz [29, 30].



Şekil 1.12. Sima yöntemi uygulama adımları



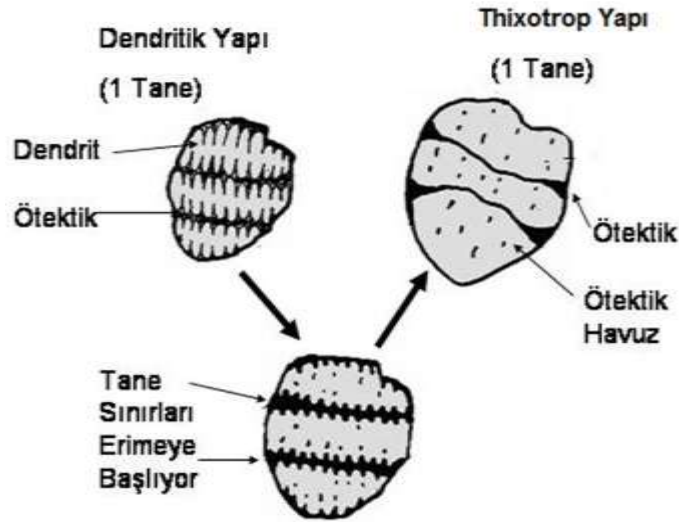
Şekil 1.13. Rap yöntemi uygulama adımları

Bu yöntemlerin bir çoğunda karmaşık proses ve özel aparatlara ihtiyaç duyulmaktadır. Ayrıca karıştırma ile elde edilen yapılarda şiddetli kalıntı gerilmeler bulunması, üretim sonrasında bazı sıkıntılar meydana getirebilir [31].

SIMA ve RAP küreselleştirme yöntemleri kullanılarak elde edilen yapılar hem işlemin ve kullanılan teçhizatın basitliği hem de üretim sonrasında karşılaşılabilecek sorunların minimum düzeyde olması sebebiyle birçok araştırmacı tarafından kullanılmaktadır. Kısa dendritik mikroyapıya sahip alaşımın küresel hale getirilmesi iki başlık altında toplanabilir.

1.3.5.1. Dendritlerin küreselleştirilmesi

Dendritik döküm yapısının ısıl işlem ile rheocast yapı haline dönüştürülmesinde kullanılan yöntem dendritlerin küreselleştirilmesidir. Bu yöntemde, geleneksel döküm yöntemleri ile üretilmiş dendritik yapıdaki malzeme, alaşımın ikili faz diyagramına göre sıvı ve katı fazın bir arada bulunduğu bölgeye kadar ısıtılır. Bu esnada Şekil 1.14’te de görüldüğü gibi dendrit kolları arasında ve tane sınırlarında bulunan ötektik faz sıvılaşmaya başlar. Dendritler, kabalaşma mekanizmasıyla küresel hale geçmeye çalışırlar fakat tam olarak küresel yapı elde edilemez. Bu esnada dendrit kolları arasında bulunan sıvı ötektik faz havuz şeklinde birincil fazın içine girer ve su verme sırasında katılarak birincil fazın içine hapsolür. Bu yöntem, elde edilen kürelerin oldukça büyük olması ve tam küre şeklini alamaması nedeniyle tercih edilmez.



Şekil 1.14. Dendritlerin küreselleştirilmesi [32]

1.3.5.2. Deforme edilmiş dendritlerin yeniden kristalleşme ile küreselleştirilmesi

Tiksotropik yapıyı elde etmek için kullanılan en uygun yol, önceden belirli bir dereceye kadar plastik şekillendirilmiş dendritik yapının ısıl işlemle kısmi ergitilmesidir.

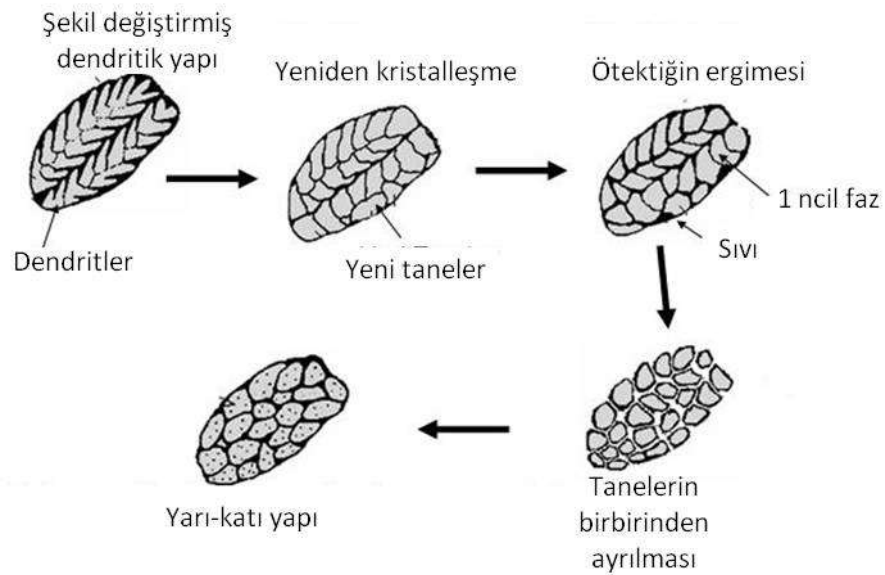
Bilindiği gibi tüm metalik malzemelerde, yeniden kristalleşme sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta şekil değişimi nedeniyle, mikroyapı şekillendirme doğrultusunda

yönlenir. Bu yönlenme sonucu mekanik özellikler doğrultuya bağlı olarak farklılık gösterir.

Ayrıca soğuk şekil değişiminin devamıyla malzemede pekleşme meydana gelir. Pekleşmiş bir malzemenin soğuk şekil değiştirmesi için daha fazla kuvvet gerekir. Pekleşme sonucunda, gerek şekillendirme kuvvetinin azaltılması gerekse şekillendirilebilirliğin artırılması amacıyla yeniden kristalleştirme ısıl işlemi yapılır [4].

Yeniden kristalleştirme ısıl işlemiyle malzeme yapısındaki taneler eski hallerine geri dönerler. Teknik açıdan yeniden kristalleştirme sıcaklığı, soğuk şekil değiştirmiş tanelerin bir saatte eski hallerine geri dönmesini sağlayan sıcaklıktır. Soğuk şekil değiştirme miktarı artarsa yeniden kristalleşme sıcaklığı azalır. Ayrıca tutma süresinin artması da yeniden kristalleşme sıcaklığını azaltan bir parametredir.

Yeniden kristalleşme ile tiksotropik yapı elde edebilmek için malzemenin belirli bir miktar soğuk şekil değiştirmiş olması gerekmektedir. Soğuk şekil değiştirme miktarı yeniden kristalleşme sıcaklığının değişmesini sağladığı için tiksotropik yapıdaki tane büyüklüğüne de etki etmektedir. Soğuk şekil değiştirmiş malzeme sıvı ve katı fazın bir arada bulunduğu bir sıcaklık değerine kadar ısıtılır. Malzeme sıcaklığının yükselmeye başlamasıyla şekil değiştirmiş taneler yeniden kristalleşmeye başlar.



Şekil 1.15. Deforme edilmiş yapıdan tiksotrop yapı elde edilmesi [32]

Sıcaklığın artması sonucunda, Şekil 1.15'ten de görüldüğü gibi, yapıdaki ötektik sıvı hale geçer ve katı halde bulunan birincil fazı ıslatır. Tamamen sıvı ötektik tarafından çevrelenmiş α -Al 'dan oluşan birincil katı faz yüzey enerjisini küçültmek amacıyla mümkün olduğu ölçüde küresel hal almaya çalışır. Tutma sıcaklığında fazla beklemeden malzeme hızla soğutularak yapının küresel, eş eksenli bir hal alması sağlanarak tiksotrop yapı oluşturulur.

2. LİTERATÜR ÇALIŞMASI

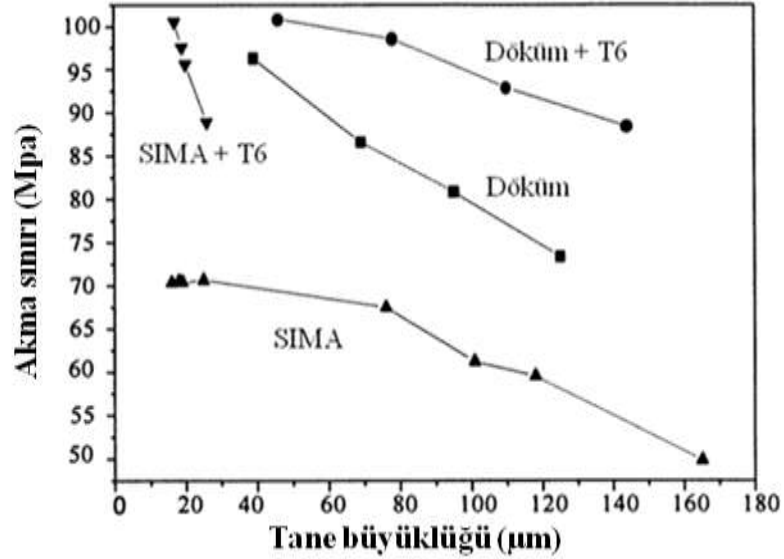
1972 yılında Flemings ve yardımcıları tarafından yapılan rheocast çalışmasında makroyapıda homojenizasyon ve segregasyonun azaltılması amaçlanmıştır. Yapılan denemeler sonunda makroyapı kontrol altına alınarak segregasyonlar azaltılmış fakat mikroyapıda rozet tipi birincil kristaller gibi düzensiz kristal taneleri görülmüştür.

Bu çalışmadan yola çıkarak 1985 yılından itibaren, Ichikawa ve yardımcıları, yapıda homojen dağılmış kristal tanelerin daha küçük boyutta olması ve büyük miktarda süneklik elde etmek amacıyla çalışmalar yapmışlardır. Bu çalışmalarda mekanik karıştırma yöntemi kullanılmış, karıştırma ve soğutma hızı parametre olarak alınmıştır [35].

Ichikawa'nın 1997 yılındaki çalışmasında ise Ti-Al alaşımında homojen dağılmış ZrC tanelerin küçültülmesi ve oda sıcaklığındaki kopma uzamalarının artırılması amaçlanmıştır. Karıştırıcı hızı 15 ila 70 dev/s arasında değişmektedir. Çalışmalar sonucunda 43 dev/s karıştırma hızında, ergime ve katılma esnasında zirkonyum karbür partiküllerin kimyasal reaksiyon sebebiyle bozulduğu, zirkonca zengin lamelli taneler ile titanyum ve karbonca zengin çökeltilerin oluştuğu gözlenmiştir. Ayrıca 50 dev/s karıştırma hızında elde edilen parçalarda oda sıcaklığında % 4,0 kopma uzaması ve 1100 derece sıcaklıkta 280 MPa çekme dayanımı elde edilmiştir [36].

1998 yılında Zoqui ve yardımcıları tarafından yapılan çalışmada SIMA ve döküm yapıdaki Al- % 4,5 Cu alaşımında çözeltiye alma ve yaşlandırma işleminin etkileri incelenmiştir. Farklı soğuma hızları ile farklı tane büyüklüklerinde dökümle üretilen bazı numuneler 500 derecede 1 saat homojenizasyon uygulandıktan sonra %40 soğuk haddelenmiş, ardından 635 derecede 5 dk izotermal tavlanaarak yapı küresel hale getirilmiştir. T6 ısıl işlemi için numuneler 500 derecede 1,5 saat homojenizasyondan sonra 170°C'de 7 saatte yaşlandırılmıştır. Yapılan çalışmalarda hem direk dökümde hem de soğuk haddelenen numunelerde SIMA sonucunda makro ölçüde eş eksenli taneler elde edilmiştir. T6 ısıl işlemi ile tane boyutunda artış gözlemlenirken, SIMA üründe bu artış daha az olmuştur. Şekil 2.1'de görüldüğü üzere tane büyüklüğündeki

artış akma sınırını dayanımını azaltmıştır. SIMA ürünün T6 sonrasında kopma uzamaları, döküm ürünün T6 sonrasındaki değerlerine göre daha fazla olmaktadır [37].

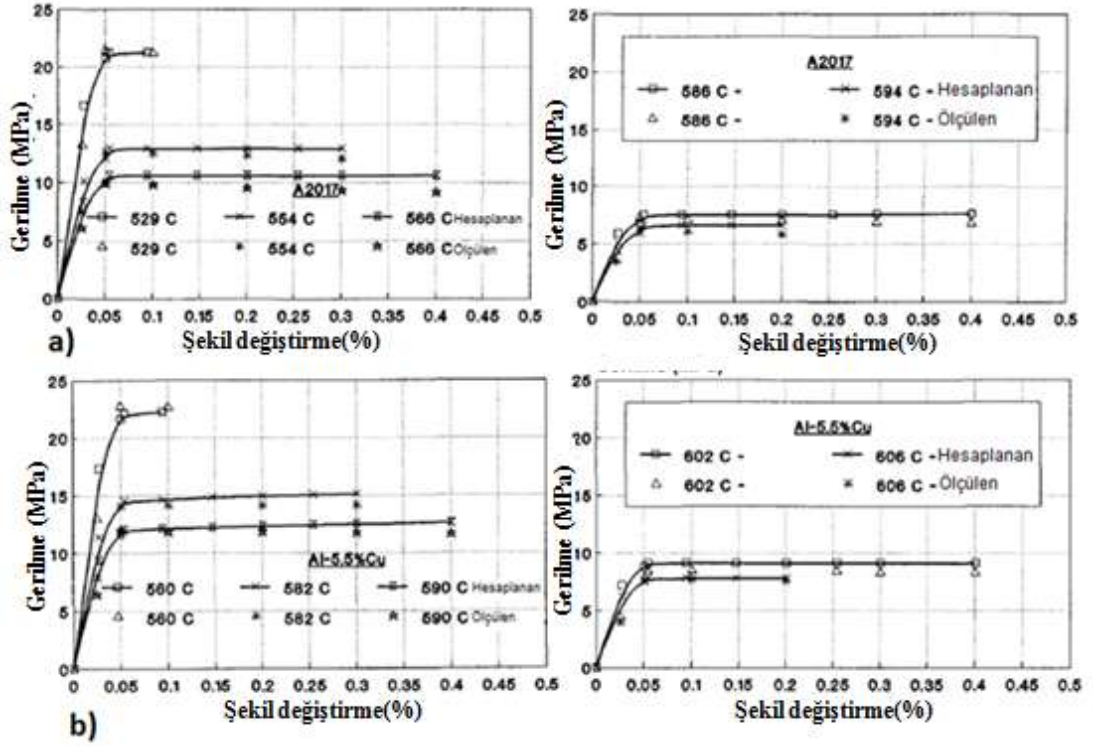


Şekil 2.1. Al-%4,5 Cu alaşımında tane büyüklüğünün akma sınırına etkisi [37]

Lapkowski ve arkadaşları tarafından 1997 yılında yapılan çalışmada 2017 ve %5,5 Cu içeren iki farklı alaşım için yarı—katı sıcaklığındaki şekil değiştirme kabiliyetleri incelenmiştir. Yarı—katı sıcaklığındaki şekillendirme kuvvetlerinin geleneksel dövme yöntemlerine göre oldukça az, gerilme—şekil değiştirme dağılımlarının ise daha homojen olduğu sonuçlarına varılan çalışmada, Şekil 2.2’de gösterildiği gibi, şekil değişimi esnasında akma gerilmelerini belirleyen asıl faktörün malzeme yapısındaki sıvı faz miktarı olduğu anlaşılmıştır [38].

Choi ve arkadaşları tarafından 1998 yılında yapılan çalışmada 2024 alaşımına farklı oranlarda soğuk şekil değiştirme uygulandıktan sonra yarı—katı sıcaklığına ısıtılması sonucu elde edilen küresel yapılar incelenmiştir. Soğuk şekil değişimi için yığma ve direk ekstrüzyon yöntemleri kullanılmış, ısıtma ise indüksiyon sargı ile yapılmıştır.

Yığma ve ekstrüzyon sonlu elemanlar analizi yöntemiyle modellenip parça üzerindeki bölgelerde şekil değiştirme miktarları hesaplanmıştır. Yarı-katı ısıtma sonrasında hesaplanan bölgelerdeki tane büyüklükleri ölçülerek karşılaştırma yapılmıştır.

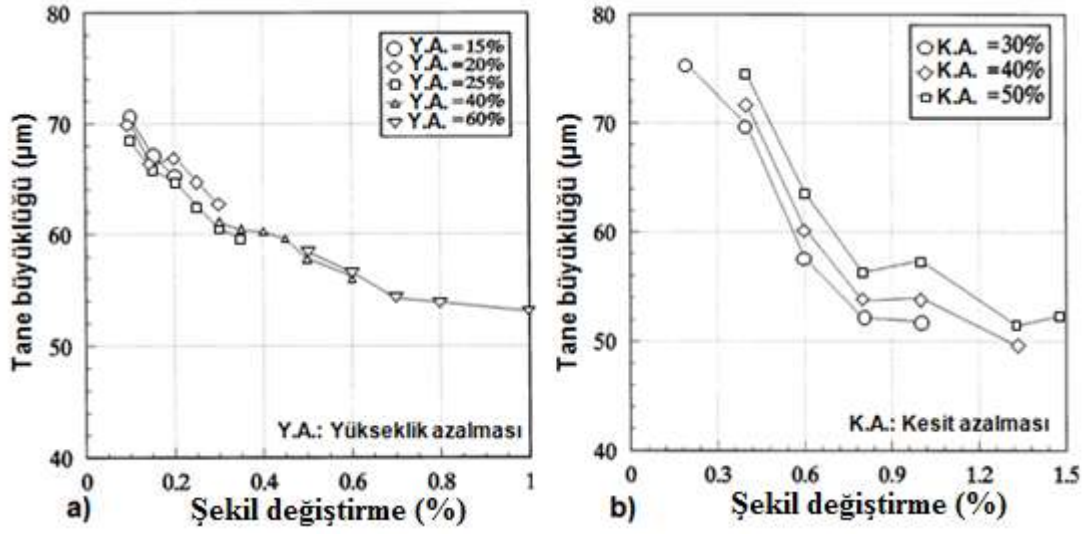


Şekil 2.2. a) 2017 ve b) Al-%5,5 Cu alaşımında farklı sıcaklıklarla elde edilen sıvı faz miktarlarının gerilme değerlerine etkisi [38]

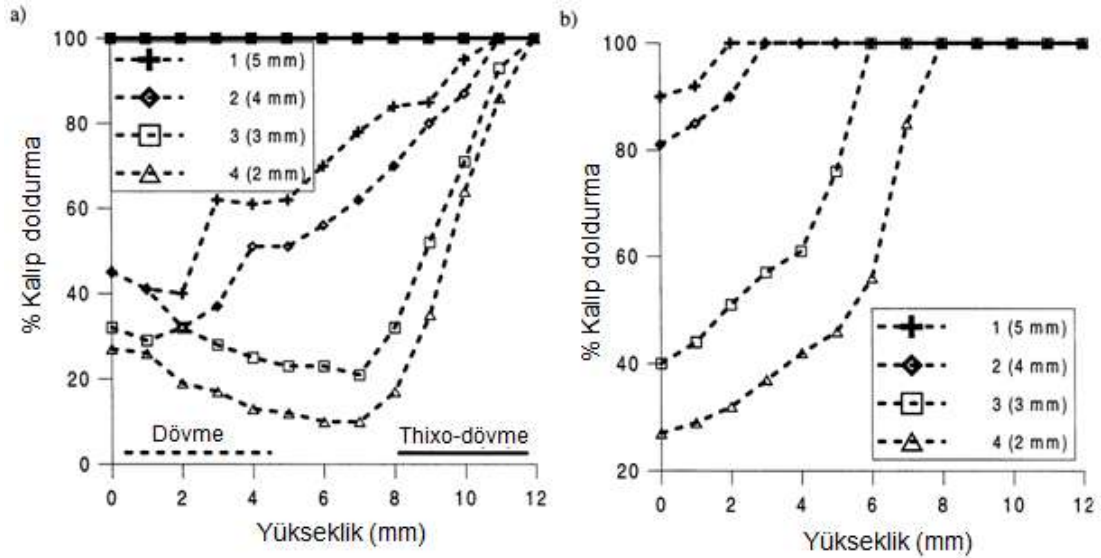
Çalışmalar sonunda uygulanan soğuk şekil değiştirme miktarındaki artış ile küresel mikroyapı oluşumu arasında doğru orantı olduğu (Şekil 2.3), 0,5 ve daha büyük efektif şekil değiştirme sonucunda küreselleşme bakımından yığma ve ekstrüzyonun aynı sonucu verdiği anlaşılmıştır [14].

Lapkowski, 1998 yılında yaptığı çalışmada 2017 alaşımının yarı—katı dövme esnasında kalıp doldurma kabiliyetini incelemiştir.

Farklı ısıtma ve bekleme süreleri kullanılan dövme deneyleri sonucunda dövülen parçada kalıp doldurma kabiliyeti geleneksel dövme yöntemine göre oldukça fazla olmuştur (Şekil 2.4). Isıtma sıcaklığı ve bekleme süresindeki artışın kaba taneli bir yapı oluşumuna sebep olduğu belirlenmiştir [39].



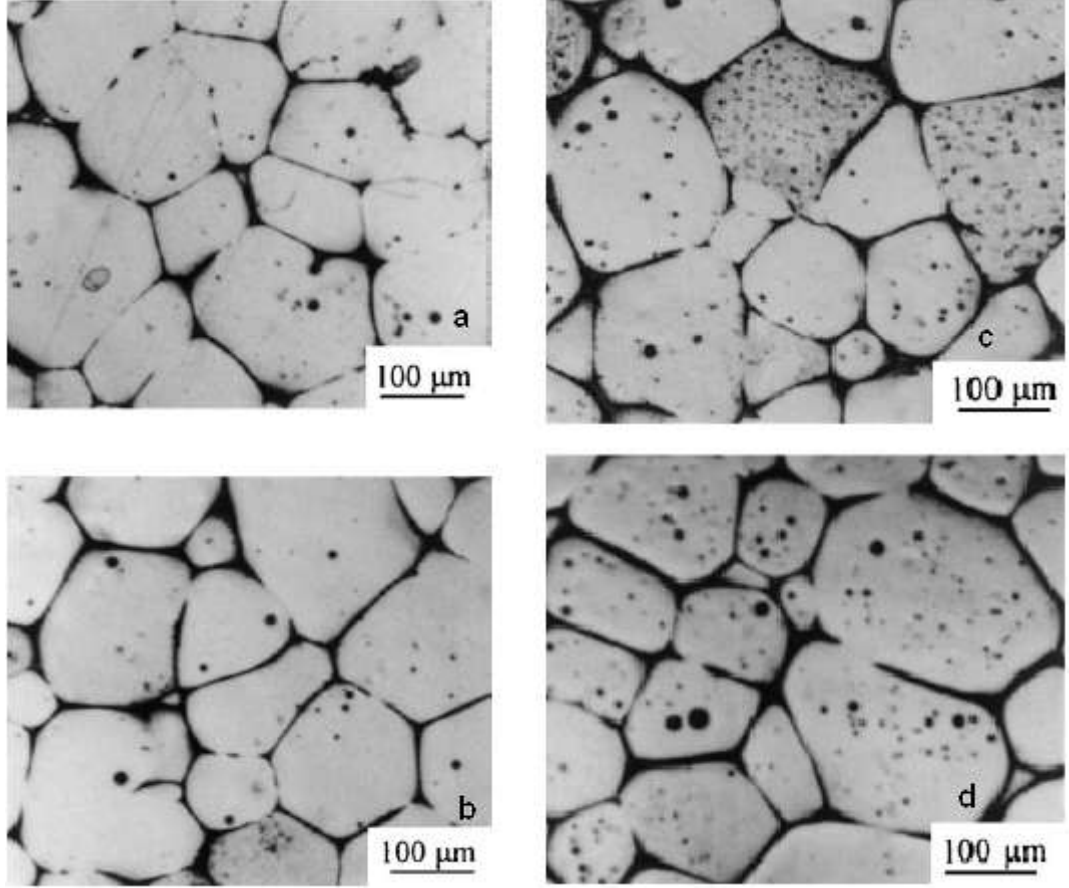
Şekil 2.3. a) yığıma ve b) ekstrüzyon sonrasında şekil değiştirme miktarının tane büyüklüğüne etkisi [14]



Şekil 2.4. a) 32 kN ve b) 91 kN için farklı yüksekliklere sahip kaburgalarda dövme stroğuna bağlı kalıp doldurma miktarı [39]

1999 yılında Rovira ve yardımcıları tarafından yapılan çalışmada Al-%4,5 Cu alaşımında yarı katı durumda dövme ve ekstrüzyon davranışları incelenmiştir.

Bu amaçla Al-%4,5 Cu alaşımına yarı-katı durumda dövme ve ekstrüzyon uygulanmıştır. Yarı—katı dövmede küresel bir yapı elde edilmekte (Şekil 2.5) ve dövme kuvveti geleneksel dövmeyle kıyasla 1/3 oranında azalmakta, yarı—katı ekstrüzyonda ise kuvvet geleneksel yöntemle göre ¼ oranında azalmaktadır [7].

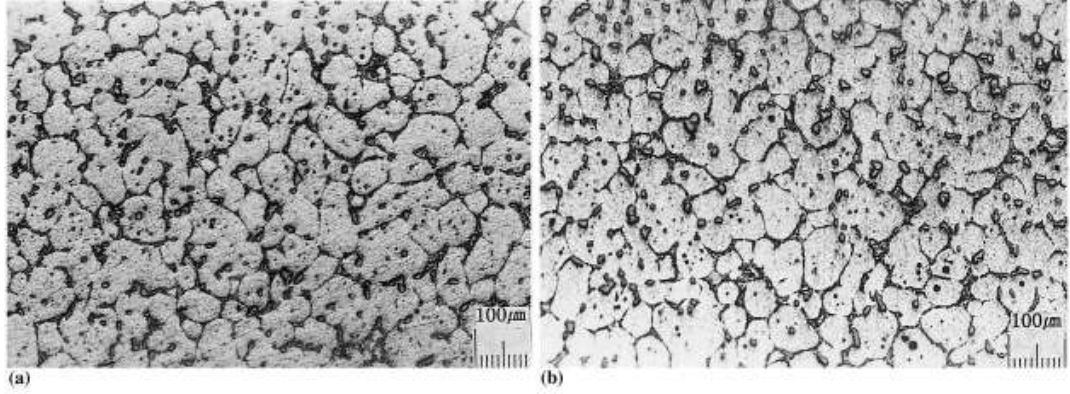


Şekil 2.5. Al-%4,5 Cu alaşımında a) 620°C’de 10 dk b) 620°C’de 15 dk c) 630°C’de 10 dk d) 630°C’de 15 dk bekletilmesiyle elde edilen mikroyapı görüntüleri [7]

1999 yılında Choi ve yardımcıları tarafından yapılan çalışmada A356 Alüminyum alaşımında ısıtma ve sıcaklık kontrolü incelenmiştir. Bu amaçla %50 sıvı faz oluşturacak sıcaklık olan 583,1 derece belirlenerek K-tipi termokupl kullanılmıştır.

Isıtma için birinci yöntemde ısıtma kademeleri 400°C, 500°C ve 583,1°C, ikinci yöntemde kademeler 550°C ve 583,1°C olarak belirlenmiştir.

Yapılan çalışmalar sonucunda ısıtma kademesiz yapıldığında parça yüzeyleri ve merkezi arasında büyük sıcaklık farkları meydana geldiği, ısıtma kademelendirildiğinde sıcaklık farklarının azaldığı gözlenmiştir. Elde edilen tane büyüklükleri ise kademeli birinci yöntemde 73,03 μm, kademeli ikinci yöntemde 70,71μm değerindedir (Şekil 2.6) [32].



Şekil 2.6. A356 alaşımında mikroyapı a) kademesiz ısıtma b) kademeli ısıtma [32]

2001 yılında Robert ve yardımcıları tarafından yapılan çalışmada 5052 alüminyum alaşımında küresel yapının derin çekme üzerindeki etkileri incelenmiştir.

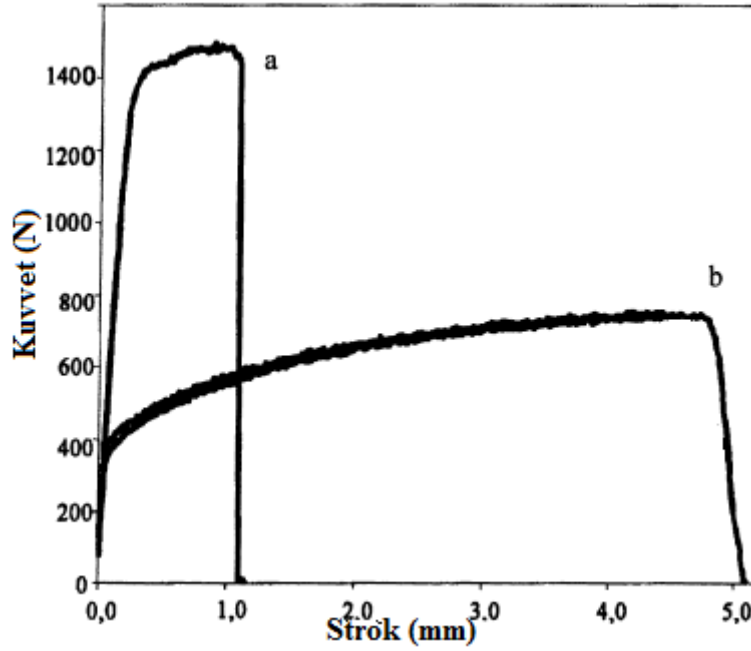
Çalışmada 2 mm kalınlığında soğuk haddelenmiş sac kullanılmıştır. Numuneleri yarı—katı hale dönüştürmek amacıyla 636°C’de 7 dk tutulmuş ve su verilmiştir. Sonuçta akma sınırı 267 MPa’dan 85 MPa’ya, çekme dayanımı 318 MPa’dan 153 MPa’ya düşmüş, kopma uzaması ise %4’ten %16’ya çıkmıştır (Şekil 2.7).

Derin çekmede, aynı boyutta kaplar için küresel yapıda %50 daha küçük bir kuvvet gerektiği belirlenmiştir [40].

2001 yılında Zoqui ve yardımcıları tarafından yapılan çalışmada döküm yapısının küresel hale dönüştürülmesinde etkili olan parametreler araştırılmıştır.

Farklı tane büyüklüklerinde döküm yöntemi ile üretilen Al-%4,5 Cu alaşımı 1 saatte 500°C’de homojenize edilmiştir. Daha sonra %20 ve %40 soğuk haddelenen malzeme, 635°C’de 5 dk ısıtılarak yarı—katı yapı elde edilmiştir.

Yapılan çalışma sonucunda, son tane boyutunun ilk tane boyutundan etkilendiği, soğuk şekil değiştirme yapılmamış numunelerin soğuk şekil değiştirmiş numunelere göre daha büyük taneli olduğu, soğuk şekil değiştirme miktarının artmasıyla birincil faz içine hapsolmuş ötektik havuz miktarının azaldığı gözlenmiştir [41].



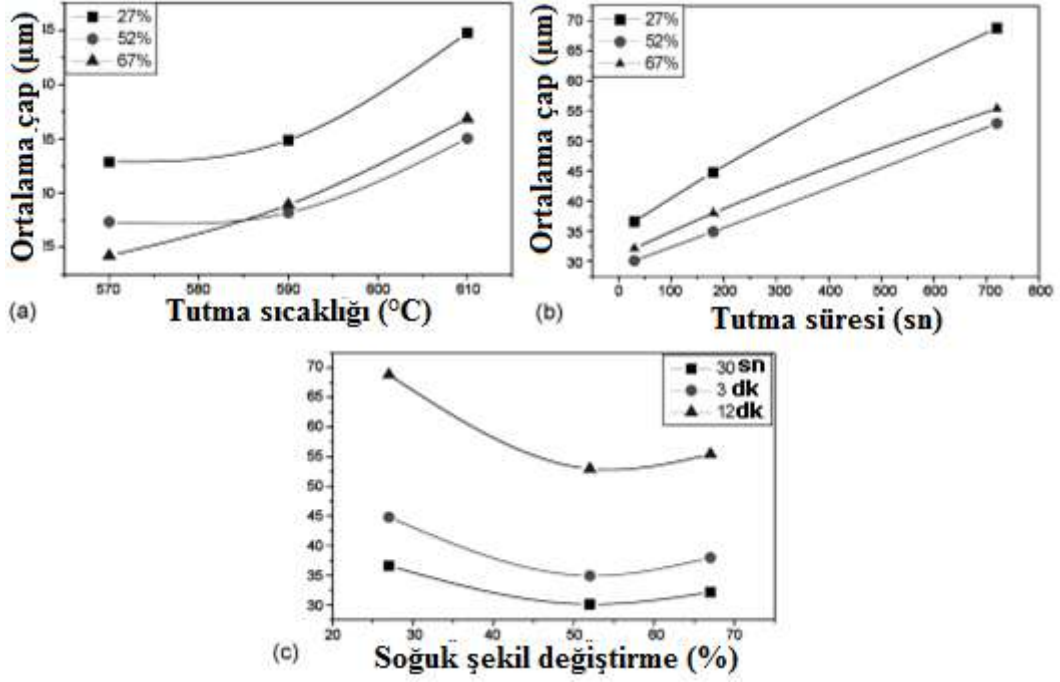
Şekil 2.7. 5052 alaşımında çekme diyagramı a) soğuk haddelenmiş numune b) rheocast numune [40]

2001 yılında Yong ve yardımcıları tarafından yapılan çalışmada ısıtma sıcaklığı, tutma süresi ve şekil değiştirme miktarının tane büyüklüğü ve dağılımı üzerindeki etkileri incelenmiştir.

Araştırma için sürekli döküm yöntemi ile üretilen 7075 alüminyum alaşımı kullanılmıştır. Soğuk şekil değiştirme miktarı % 27, %52 ve %67, ısıtma sıcaklıkları 570°C, 590°C ve 610°C, tutma süreleri 30 sn, 3 dk ve 12 dk olarak seçilmiştir. Çalışmalar sonucunda tutma süresi ve ısıtma sıcaklığı arttıkça tanelerin büyüdüğü, şekil değiştirme miktarı arttıkça tanelerin küçüldüğü görülmüştür (Şekil 2.8).

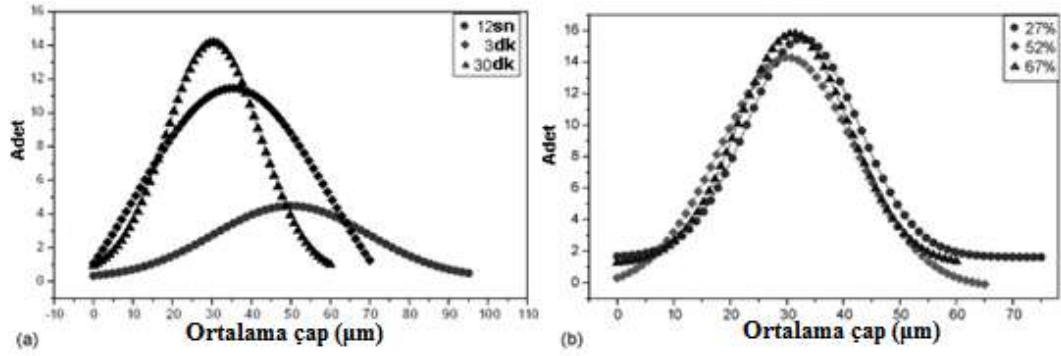
Lee ve arkadaşları tarafından 2002 yılında 6061 alaşımı kullanılarak yapılan çalışmada 13:1 oranında sıcak ekstrüzyon yapılmış numuneler yarı—katı halde dövülmüştür.

Elektrikli golf arabalarının ön takımında kullanılan parçalar geleneksel yöntemlere göre oldukça hızlı bir şekilde yarı—katı dövülmüş, bunun yanı sıra homojen bir mikroyapı elde edilmiştir.



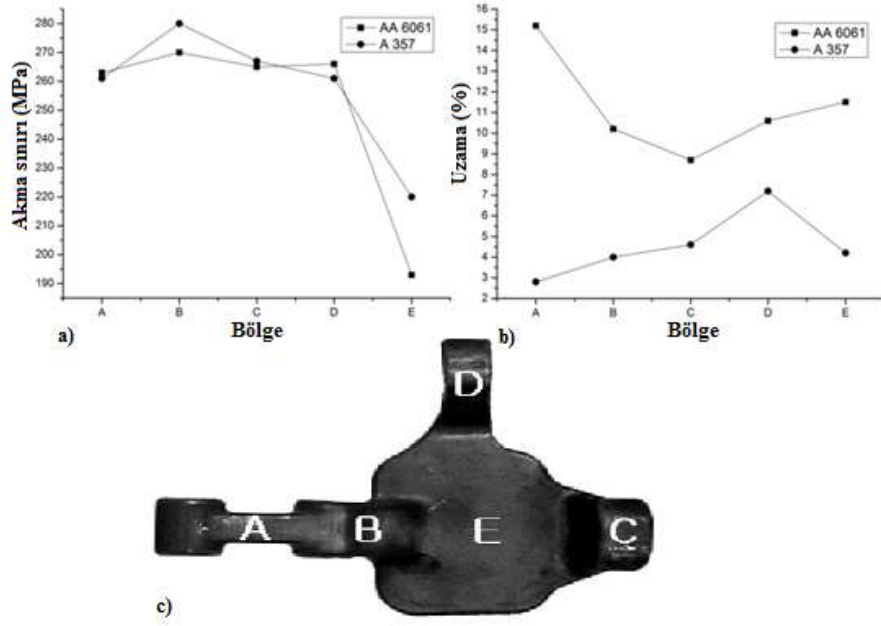
Şekil 2.8. 7075 alüminyum alaşımında ortalama tane büyüklüğü a) tutma süresi 30 sn için, b) ısıtma sıcaklığı 590°C için, c) ısıtma sıcaklığı 590°C için [26]

Ayrıca tane büyüklüğü dağılım aralığının tutma süresinin artmasıyla arttığı, soğuk şekil değiştirme miktarından fazla etkilenmediği gözlenmiştir (Şekil 2.9) [26].



Şekil 2.9. 7075 alüminyum alaşımında tane büyüklüğü dağılımı a) %52 soğuk şekil değiştirme için, b) 590°C’de 30 sn bekleme süresi için [26]

Yapılan T6 yaşlandırma işlemi sonrasında Şekil 2.10’da görüldüğü gibi mekanik özellikler açısından geleneksel dövme yöntemi ile üretilen ürünlerden daha iyi değerler elde edilmiştir [42].



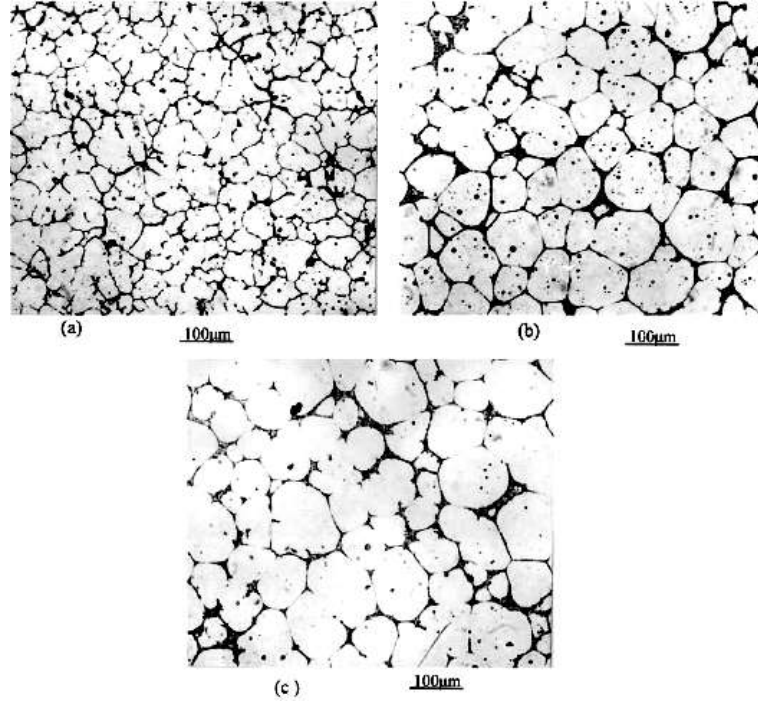
Şekil 2.10. AA 6061 ve A357 alaşımlarından üretilen parçaların farklı bölgelerindeki a) akma dayanımı ve b) % kopma uzaması değerleri ile c) bu bölgelerin parça üzerindeki konumu [42]

2003 yılında Dong ve yardımcıları tarafından gerçekleştirilen çalışmada 7075 alüminyum alaşımında küresel yapı elde edilmesiyle ilgili incelemeler yapılmıştır.

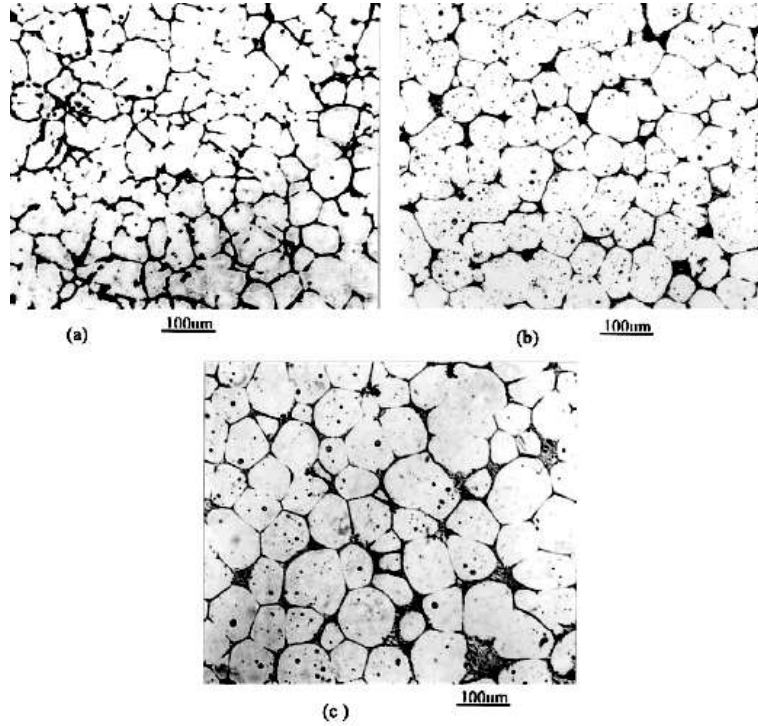
Bu amaçla 7075 alüminyum alaşımı 560, 580, 600 ve 610°C sıcaklığa ısıtılıp 5, 15, 30 ve 60 dakika beklenerek su verilmiştir. Yapılan çalışma sonucunda 580°C sıcaklık ve 5 dk bekleme süresinde mikroyapıda belirgin bir değişme olmadığı, 15 ve 30 dk beklenilmesi halinde yapının küresel hale geldiği, 60 dk beklenildiğinde yapıda istenmeyen tane büyümesi meydana geldiği görülmüştür (Şekil 2.11).

600°C sıcaklıkta ise 5 dk beklenmesi halinde küreselleşmenin başladığı görülürken 30 dk bekleme süresi sonunda yapıda istenmeyen tane büyümeleri olmuştur (Şekil 2.12) [27].

2003 yılında Margarido ve yardımcısı tarafından yapılan çalışmada Al-%3,35Cu alaşımında farklı termo-mekanik işlemlerin küresel yapı üzerindeki etkileri incelenmiştir.

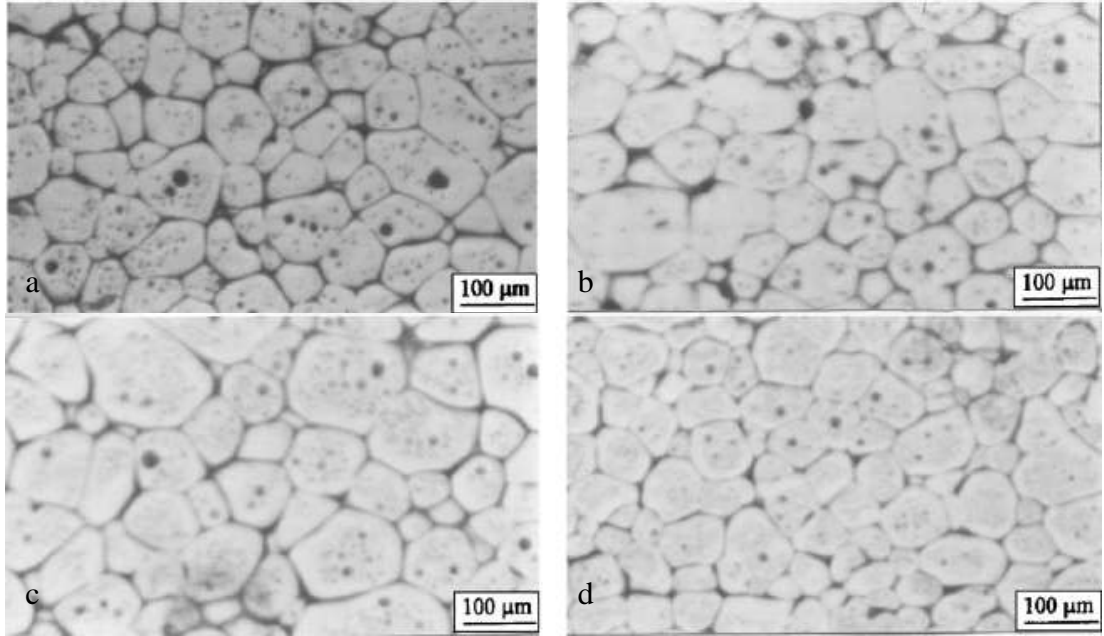


Şekil 2.11. 7075 alüminyum alaşımında 580°C sıcaklıkta farklı bekleme sürelerinde oluşan mikroyapılar a) 15 dk b) 30 dk c) 60 dk [27]



Şekil 2.12. 7075 alüminyum alaşımında 600°C sıcaklıkta farklı bekleme sürelerinde oluşan mikroyapılar. a) 5 dk b) 15 dk c) 30 dk [27]

Oda sıcaklığında %45 ve %80 şekil değiştirilen numuneler 635°C sıcaklıkta bekletilerek yarı—katı yapı sağlanırken (RAP), bazı numunelere soğuk şekil değişimi öncesinde 547°C sıcaklıkta 2 saat homojenizasyon ve ardından 380°C sıcaklıkta 25 saat yaşlandırma uygulanmıştır (OAT¹). İki farklı yöntem ile üretilen yarı—katı yapılar karşılaştırıldığında, ilk hallerine göre daha küçük tane boyutunda küresel yapının sağlanmasına rağmen OAT yöntemiyle üretilen numunelerde tanelerin daha küçük boyutlu ve daha küresel yapıda olduğu görülmüştür. Her iki durumda da son tane boyutunun ilk tane boyutundan etkilendiği fakat şekil değiştirme miktarının sadece OAT yönteminde son tane boyutunu etkilediği sonucuna varılmıştır (Şekil 2.13) [31].

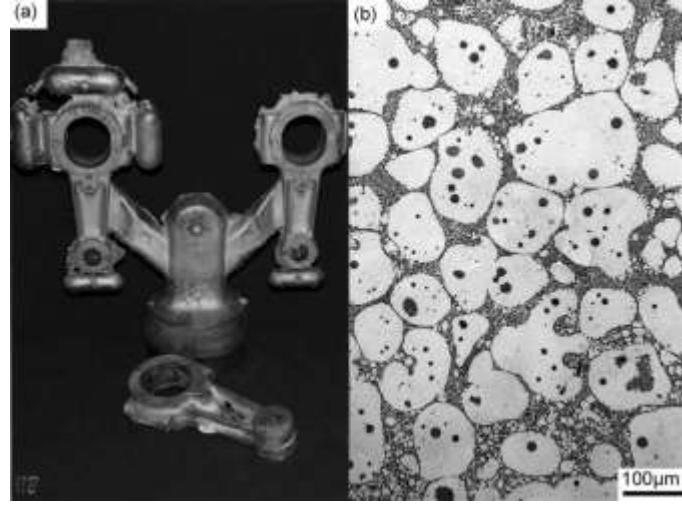


Şekil 2.13. Al-%3,35 Cu alaşımında farklı termo-mekanik işlemlerin mikroyapı üzerindeki etkileri a) %45 şekil değişimi ve RAP b) %80 şekil değişimi ve RAP c) %45 şekil değişimi ve OAT d) %80 şekil değişimi ve OAT [31]

Zhang ve arkadaşları 2003 yılında yaptıkları çalışmada AlSi7Mg alaşımından elektromanyetik karıştırma yöntemi kullanarak kompresör biyel kolu üretmişlerdir. Dikey sürekli döküm hattına eklenen manyetik karıştırma ünitesi yardımıyla farklı karıştırma hızlarında ve dendrit yapısı bozulmuş biyetler, yarı—katı sıcaklığa ısıtılarak basınçlı kalıplama yapılmıştır. Şekil 2.14'te görülen küresel

¹ Aşırı yaşlandırma (Over Aging Treatment)

mikroyapılardan oluşan biyel kolları geleneksel dövme yöntemine kıyasla daha düşük kuvvetle üretilmişlerdir [43].



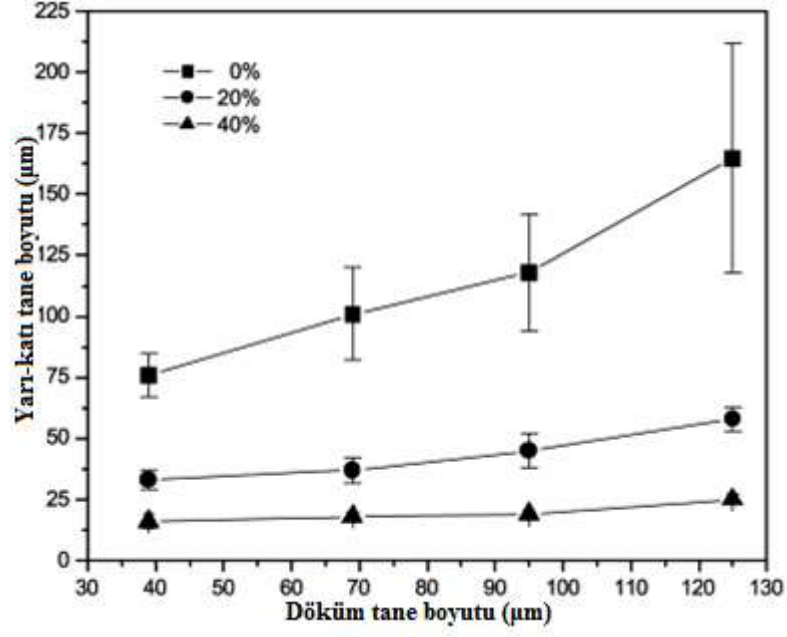
Şekil 2.14. Yarı-katı fazda üretilmiş a) biyel kolu ve b) mikroyapı görüntüsü [43]

2003 yılında Zoqui tarafından yapılan çalışmada, Al-%4,5 Cu alaşımında farklı tane boyutunun ve şekil değiştirme miktarının yarı-katı yapıya etkileri incelenmiştir.

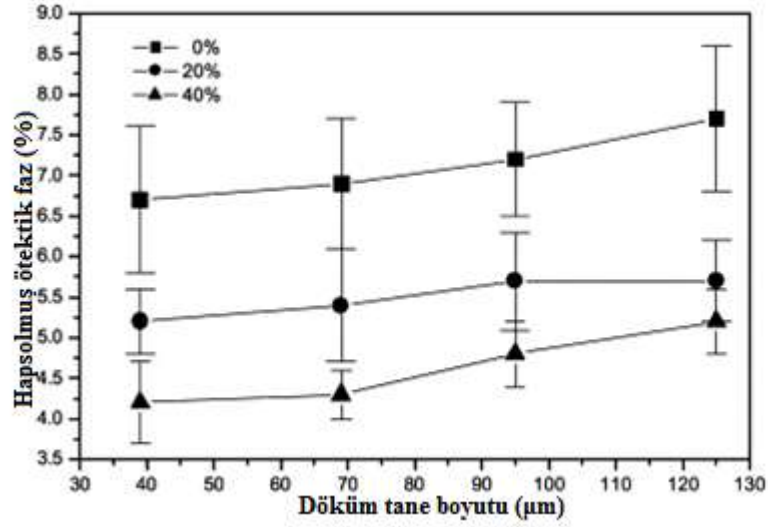
Çalışmada döküm ile üretilen dört farklı tane boyutunda Al-%4,5 Cu alaşımı 500°C sıcaklıkta 1 saat homojenizasyondan sonra oda sıcaklığında %20 ve %40 şekil değişimi sağlanacak şekilde haddelenmiştir.

Tüm numuneler 635°C sıcaklıkta 5 dk beklenerek yarı-katı yapı elde edilmiştir. Sonuçta ilk tane boyutunun artması, elde edilen küresel yapıdaki tane boyutunun artmasına, şekil değiştirme miktarındaki artışın da küresel yapıdaki tane boyutunu azalmasına sebep olduğu görülmüştür (Şekil 2.15). Birincil fazın içinde hapsolmuş ötektik fazın ise artan ilk tane boyutu ile arttığı fakat artan şekil değiştirme miktarı ile azaldığı anlaşılmıştır (Şekil 2.16) [28].

2004 yılında Kalaichelvan ve yardımcıları tarafından yapılan çalışmada kurşun kalay alaşımında küresel yapının derin çekmeye etkileri araştırılmıştır.

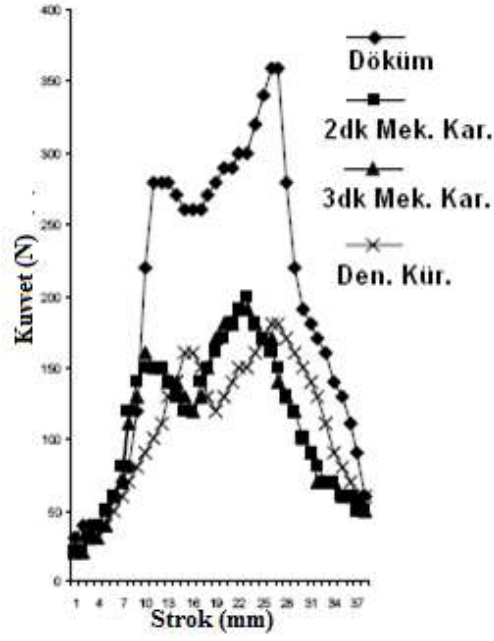


Şekil 2.15. Döküm tane boyutu ve şekil değiştirme miktarının yarı-katı tane boyutuna etkisi [28]



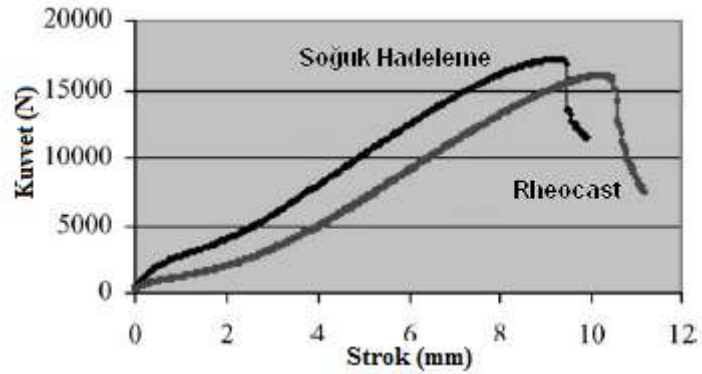
Şekil 2.16. Döküm tane boyutu ve şekil değiştirme miktarının hapsolmuş ötektik faza etkisi [28]

Çalışmada geleneksel döküm, mekanik karıştırma (vibrasyon) ve dendritlerin küreselleştirilmesi yöntemleri kullanılmıştır. Mekanik karıştırma yönteminde 3 ve 2 dk karıştırma uygulanmıştır. Dendritlerin küreselleştirilmesi yönteminde ise dökümle üretilmiş malzeme 184°C sıcaklıkta 10 dk beklenip su verilmiştir. Tüm numuneler derin çekilmiştir. Sonuçta derin çekme kuvvetinde en büyük azalma dendritlerin küreselleştirilmesi yöntemiyle üretilen numunede görülmüş (Şekil 2.17), ayrıca en derin kap yine bu yöntemle üretilmiştir [44].



Şekil 2.17. Kurşun-kalay alaşımında derin çekme kuvvetleri [44]

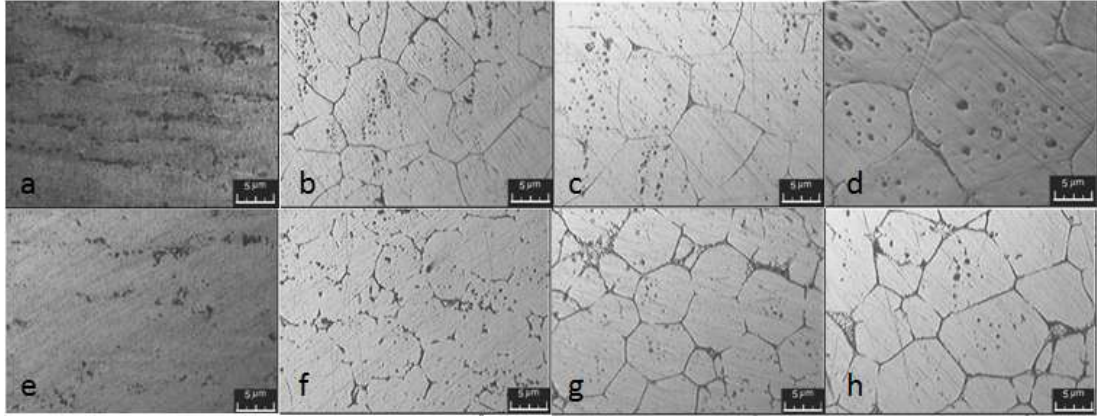
2004 yılında Pires ve yardımcıları tarafından yapılan çalışmada 5052 alüminyum alaşımında küresel yapının derin çekmeye etkileri incelenmiştir. 2 mm kalınlığa soğuk haddelenerek üretilen levha şeklindeki numunelere 627°C sıcaklıkta 5 dk ısıtılarak su verilmiştir. Numune yüzeylerini korumak amacıyla argon atmosferi kullanılmıştır. Çalışmalar sonucunda Şekil 2.18’de de görüldüğü gibi, Erichsen deneylerine göre küresel yapının hasar görene kadar daha fazla şekil değiştirdiği ve daha az kuvvete ihtiyaç duyulduğu anlaşılmıştır [45].



Şekil 2.18. 5052 alaşımını için Erichsen çökeltme deneyinde kuvvet ve yer değiştirme diyagramı [45]

Saklakoğlu ve arkadaşlarının 5013 alaşımı kullanarak 2004 yılında yaptıkları çalışmada mekanik özellikler incelenmiştir.

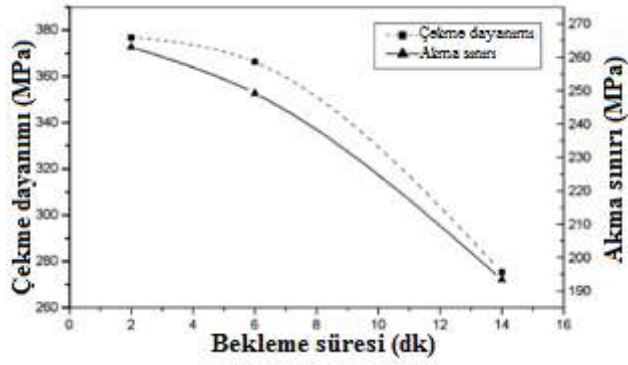
Soğuk olarak %30 - %50 arasında yığılan 5013 alaşımı daha sonra farklı yarı-katı sıcaklıklarına ısıtılmış ve farklı sürelerde beklenmiştir (şekil 2.19). Isıtma sıcaklığının ya da bekleme süresinin artmasıyla eş eksenli tane oluşumu giderek iyileşmiş, tane büyüklüğü de atmıştır. Tanelerin küreselleşmesiyle birlikte oksijen miktarı artarak porozite oluşumu artmış ve ayrıca mekanik özellikler azalmıştır. % 50 şekil değiştirmeye tabi tutulan numunelerde küçük ve küresel tane oluşurken mekanik özellikler azalarak malzemenin kırılma gcği belirlenmiştir [46].



şekil 2.19. %30 yığılmış numuneler a) 600°C’de 60 dk, b) 650°C’de 30 dk, c) 650 °C’de 45 dk, d) 650°C’de 60 dk, % 50 yığılmış numuneler e) 600°C’de 60 dk, f) 650°C’de 30 dk, g) 650°C’de 45 dk ve h) 650°C’de 60 dk tutularak elde edilen mikroyapı görüntüleri [46]

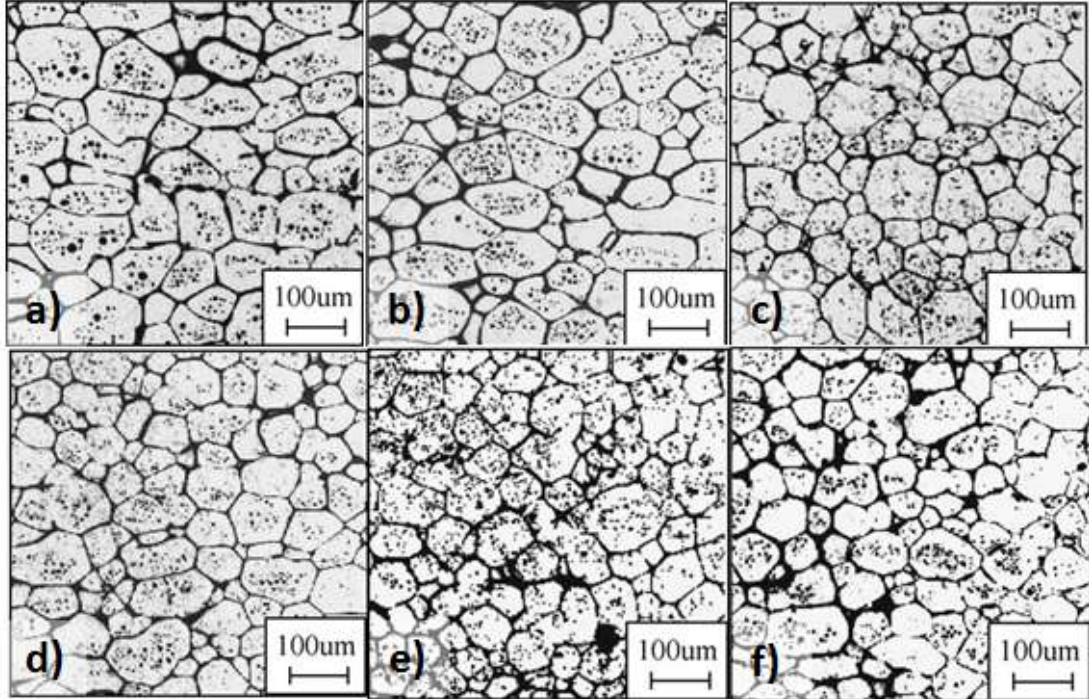
Jiang ve Li’nin 2005 yılındaki çalışmalarında Al-4Cu-Mg alaşımından sıcak ekstrüzyonla elde edilen çubuklar yüksekliği %30 azalacak şekilde soğuk olarak yığılmış ve yarı—katı sıcaklığa ısıtılmıştır.

Yarı—katı halde herhangi bir şekil değişimi yapılmayan numunelerin mikroyapı ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Sonuç olarak dendritik halden küresel hale geçen yapıdaki dislokasyon yoğunluğunun azaldığı gözlenirken, şekil 2.20’ye göre mekanik özellikler açısından artan bekleme süresinin çekme gerilmesini azalttığı anlaşılmıştır [47].



Şekil 2.20. Bekleme süresinin çekme ve akma gerilmelerine etkisi [47]

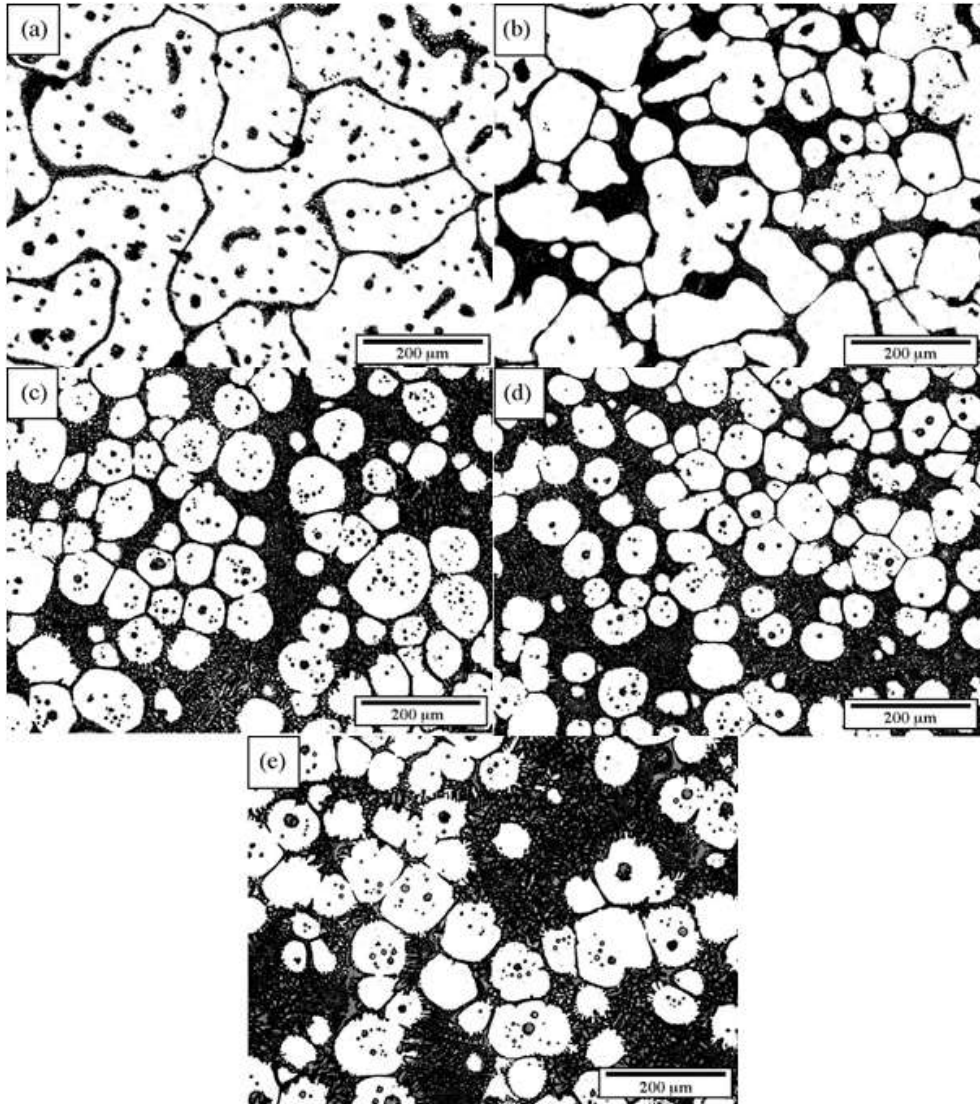
Sirong ve arkadaşlarının 2006 yılında yaptıkları çalışmada 2024 alaşımında Şekil 2.21’de görüldüğü gibi farklı şekil değiştirme oranlarının yarı—katı sıcaklığında ısıtılması sonucu elde edilen mikroyapılar incelenmiştir. Yarı—katı sıcaklığına ısıtılmasıyla mikroyapını küresel hal aldığı belirlenmiştir. Şekil değiştirme miktarının artması daha küçük ve küresel tane oluşumunu sağladığı görülmüştür [9].



Şekil 2.21. a) % 0.1, b) % 0.2, c) % 0.4, d) % 0.6, e) % 0.8 ve f) % 1.0 ön şekil değiştirme değerlerinin küresel mikroyapıya etkileri [9]

Zhang ve arkadaşlarının 2007 yılında AZ91D magnezyum alaşımını kullandıkları çalışmada farklı ön şekil değiştirme oranlarının mikroyapıya etkileri araştırılmıştır. Yığılma şeklinde yapılan ön şekil değişimi sonrasında yarı—katı sıcaklığa ısıtılan

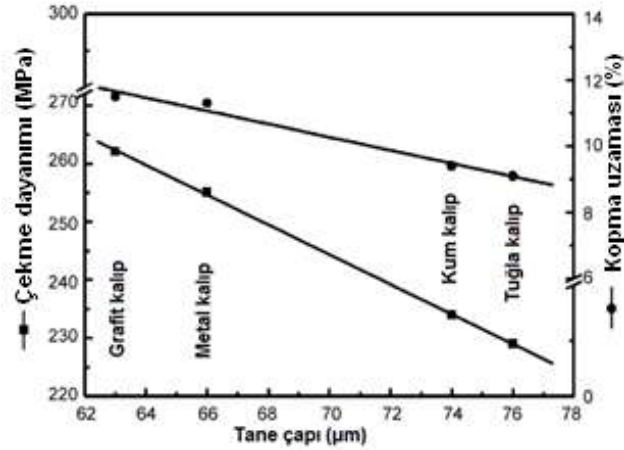
numunelerle şekillendirme yapılmayan numuneler karşılaştırılmıştır. Çalışmalar sonucunda Şekil 2.22’de de görüldüğü gibi, şekil değiştirme uygulanmayan numuneler düzensiz ve kaba tanelerden oluşmuşken, ön şekillendirmeye tabi tutulan numuneler düzenli ve eş eksenli küresel tanelere dönüşmüşler ve taneler daha küçük kalmıştır. Farklı şekil değiştirme oranları ile farklı ısıtma ve bekleme süreleri karşılaştırıldığında, optimum tane yapısının %40 yükseklik azalmasına sahip numunelerin 560°C’de 15 dakika tutulmasıyla elde edildiği anlaşılmıştır [48].



Şekil 2.22. 230°C’de a) %0, b) % 6.7, c) % 27.3, d) % 40, e) % 45.4 oranında ön şekil değiştirmeye tabi tutulduktan sonra 560°C’de 15 dakika ısıtılarak elde edilen mikroyapı görüntüleri [48]

Wang ve arkadaşları 2008 yılında yaptıkları çalışmada ise yine AZ91D magnezyum alaşımını kullanmışlardır. Bu çalışmada döküm ile farklı tane boyutunda üretilen

numunelere % 20 ön şekillendirme yapılarak yarı—katı sıcaklığında presleme ile elde edilen çekme numunelerindeki mekanik özellikler araştırılmıştır. Farklı tane boyutlarının farklı mekanik özellikler gösterdiği denemelerde, Şekil 2.23'te de görüldüğü gibi, büyük tane boyutunun çekme gerilmesi ve kopma uzaması değerlerini düşürdüğü sonucuna varılmıştır [25].

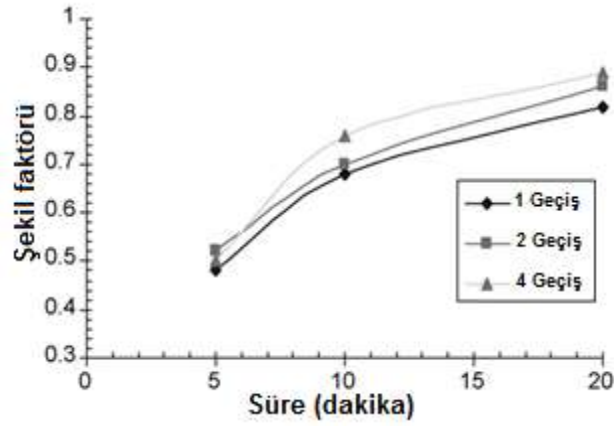


Şekil 2.23. Tane büyüklüğünün çekme dayanımı ve % kopma uzamasına etkisi [25]

Ashouri ve arkadaşlarının 2008 yılındaki çalışmalarında A356 döküm alaşımı kullanılmıştır.

Ön şekillendirme için farklı bir yöntem olan ECAP¹ yöntemine başvurulmuş, 90° lik şekil değiştirme uygulanan numuneler yarı—katı sıcaklığa ısıtılarak mikroyapıları incelenmiştir. Denemeler sonucunda tanelerin küreselleştiğini ve katı faz içinde hapsolmuş sıvı havuzcukların bulunmadığı görülmüştür. Ayrıca Şekil 2.24'e göre artan şekillendirme sayısının küreselleşme üzerindeki etkisinin oldukça az; buna karşın yarı—katı sıcaklığındaki bekleme süresinin küreselleşme üzerinde oldukça fazla etkisi olduğu sonucuna varılmıştır. Maliyet ve zamanın da hesaba katılmasıyla optimum yapının 580°C'de 20 dakika beklenerek elde edildiği bildirilmiştir [49].

¹ “Equal Channel Angular Pressing” kelimelerinin baş harfleridir. Bu yöntemde herhangi bir kesit değişimi olmaksızın malzeme üzerinde şekil değiştirme yapılır.



Şekil 2.24. Yarı-katı sıcaklığında bekleme süresinin ve şekil değiştirme miktarının şekil faktörüne etkisi [49]

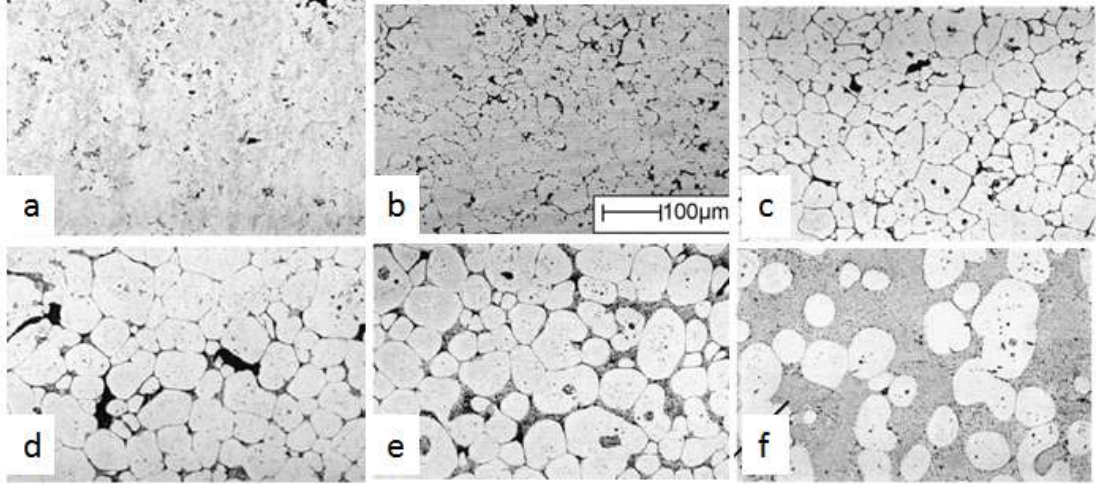
Atkinson ve arkadaşları 2008 yılında 7075 alaşımı ile yaptıkları çalışmada yarı—katı fazda yeniden kristalleşme mekanizmasını incelemişlerdir.

Farklı ekstrüzyon oranlarına sahip T6 yapılmış malzemeler yarı—katı sıcaklığına tuz banyosunda ısıtılmış ve hızla oda sıcaklığına soğutulmuştur. Mikroyapı incelemeleri sonunda anizotrop olan hammaddede solidüs sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda bile bu özelliğini koruyarak herhangi bir yeniden kristalleşme gözlenmemiştir (Şekil 2.25 a ve b).

Çökeltilerin tane sınırlarına çökmesi ve bu bölgelerde iğne etkisi (pinning effect) yaratarak tanelerde yeniden kristalleşmeyi geciktirdiği sonucuna varılmıştır.

Sıcaklığın artmasıyla yapıda yeniden kristalleşmenin başladığı ve malzeme içinde kısmi ergime görülmüştür. Artan sıcaklık nedeniyle tane sınırlarındaki iğne etkisi yapan çökeltilerin çözünmesi sebebiyle yeniden kristalleşmenin başladığı anlaşılmıştır (Şekil 2.25 c-f). Uygun bir sıcaklık ve bekleme süresiyle tamamen eşeksenli ve küresel tanelerin elde edilebileceği sonucuna varılmıştır [50].

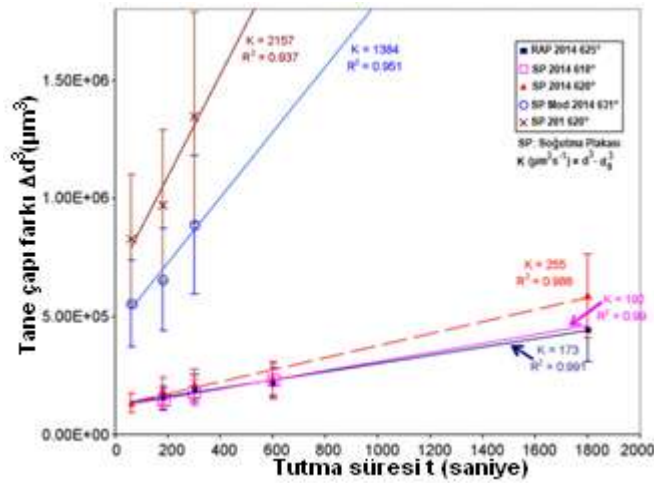
Atkinson ve Liu 'nun RAP ile soğutma plakası kullanarak 2008 yılında yaptıkları çalışmada 201 ve 2014 alaşımları kullanılarak tane büyümesi araştırılmıştır.



Şekil 2.25. a) 515°C, b) 535°C, c) 560°C, d) 580°C, e) 605°C ve f) 625°C sıcaklıktan hızla soğutulan numunelerin mikroyapı görüntüleri [21]

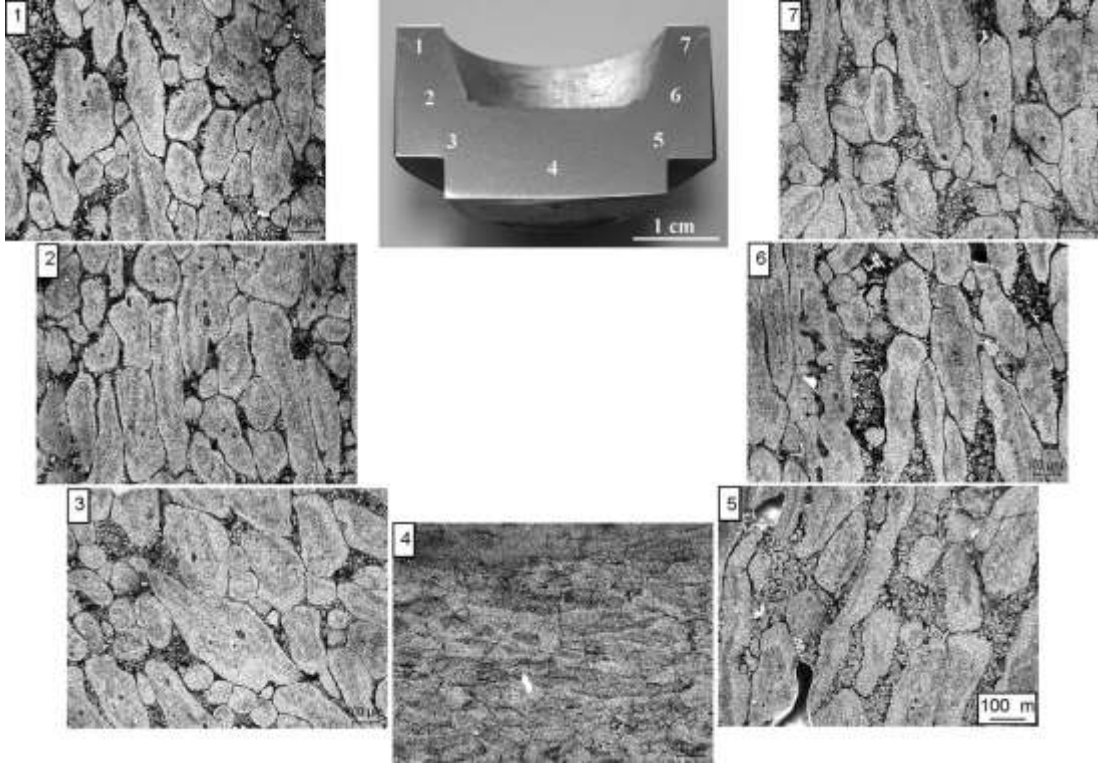
Ayrıntıları Şekil 2.26’da verildiği gibi dendrit kollarının birleşerek tane büyümesi yaptığı bilinse de soğutma plakası ile yapılan döküme böyle bir büyüme görülmemiş ve bunun nedeninin tane sınırlarına çöken çökeltilerin yaptı iğne etkisi oldu açıklanmıştır.

Fakat düşük miktarda silisyum içeren modifiye edilmiş 2014 alaşımında tane büyümesi gözlenmiştir. Ticari 2014’te ise böyle bir durum gözlenmezken RAP yönteminde aynı alaşım için en düşük düzeyde tane büyümesi gözlenmiştir. 201 alaşımında ise hem RAP hem de soğutma plakası yönteminde 2014 alaşımına kıyasla daha şiddetli tane büyümesi meydana gelmiştir [50].



Şekil 2.26. Tutma süresinin tane büyüklüğüne etkisi [50]

Birol tarafından 2008 yılında yapılan çalışmada 6082 alaşımı yeniden kristalleşme sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta ekstrüzyon yapılmış, daha sonra yarı-katı sıcaklığa ısıtılarak dövülmüştür. Döküm malzemedan yapılan yarı-katı dövme sonucunda yapıda tam olarak küreselleşme sağlanamamış ayrıca tanelerin malzeme akışı doğrultusunda uzadığı görülmüştür (Şekil 2.27).

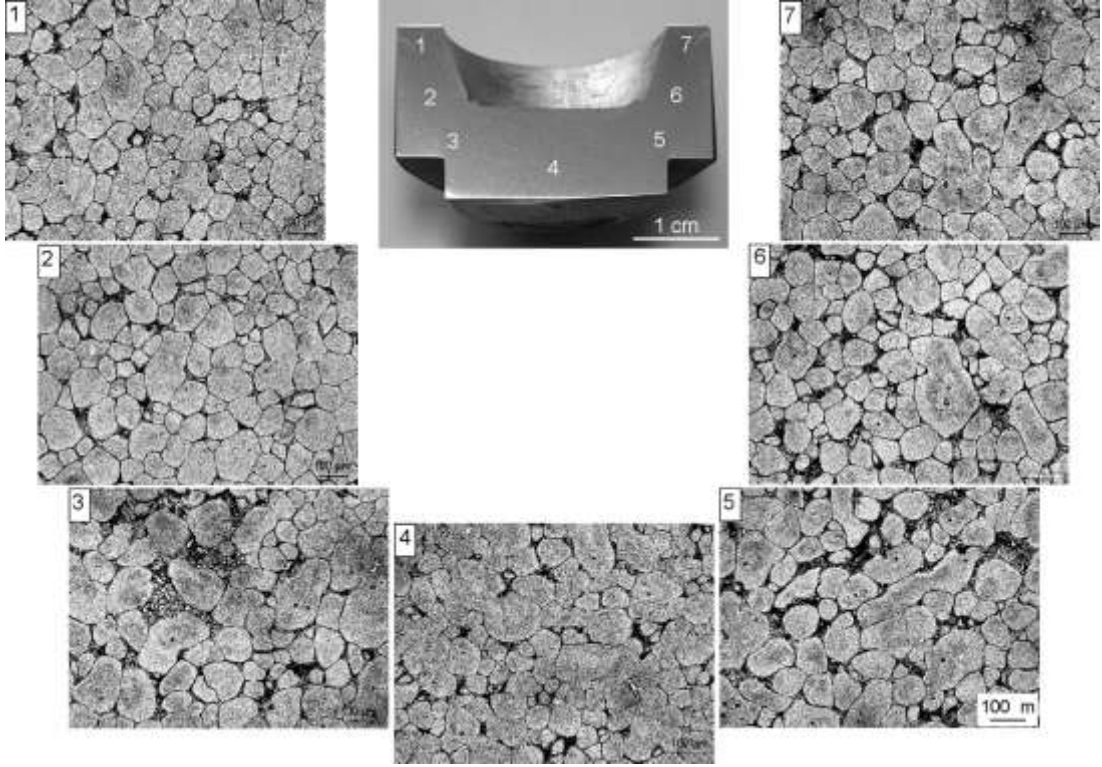


Şekil 2.27. Döküm 6082 malzemedan yapılan yarı-katı dövme [51]

Buna karşın ekstrüzyon yapılan malzemede tam bir küreselleşme meydana gelirken, tanelerin malzeme akış yönünde herhangi bir uzama görülmemiştir (Şekil 2.28). Ayrıca T6 yaşlandırma işlemiyle 95 HB sertlik değerlerine ulaşılmıştır [51, 52].

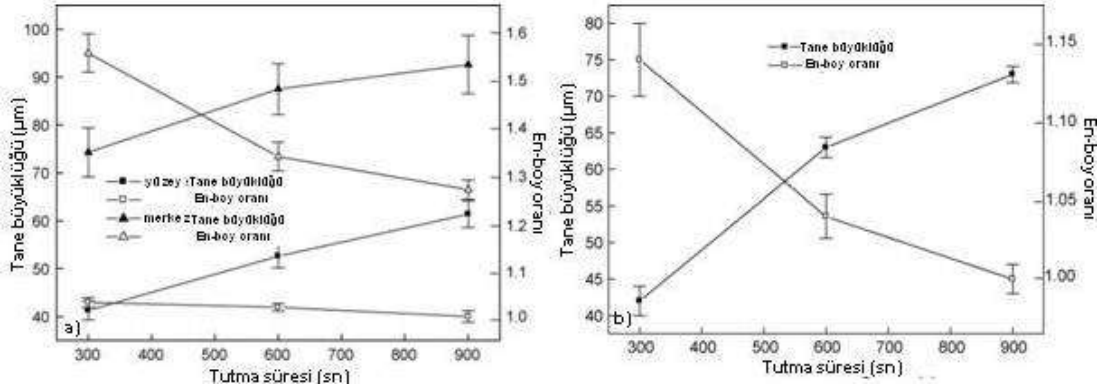
Birol'un 2009 yılında yaptığı çalışmada ise AlSi8Cu3Fe döküm alaşımı kullanılmıştır.

Biyet döküm yapıldıktan sonra ekstrüzyon ile plastik şekil değişimine tabi tutulan numuneler yarı—katı sıcaklığa ısıtılarak küreselleşme karakteri incelenmiştir.



Şekil 2.28. Ekstrüzyon 6082 malzemeden yapılan yarı-katı dövme [52]

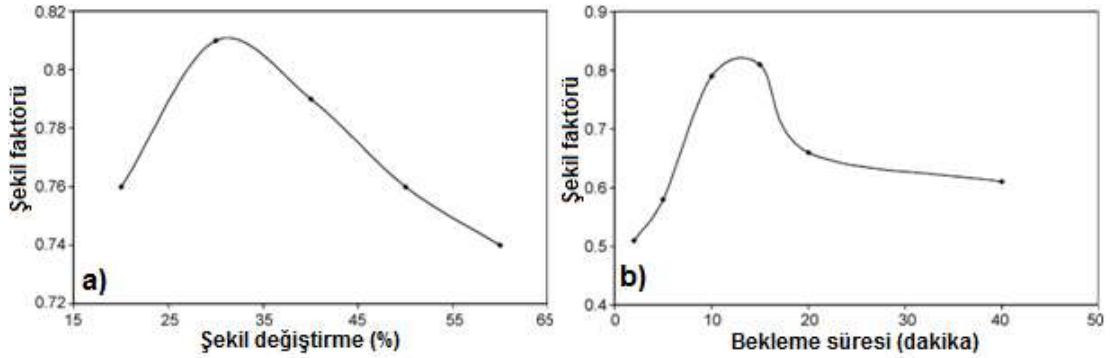
Sonuçta Şekil 2.29'da görüldüğü gibi artan bekleme süresi tane boyutunda artışa sebep olurken, tanelerin küreselleşme karakteristiğini iyileştirmiştir [53].



Şekil 2.29.a) ekstrüzyon doğrultusuna paralel ve b) ekstrüzyon doğrultusuna dik yönde alınan numunelerde bekleme süresine göre tane büyüklüğü ve en-boy oranı değişimi [53]

Arami ve arkadaşlarının A319 döküm alaşımı kullanarak 2009 yılında yaptıkları çalışmada farklı haddeleme oranlarının küreselleşmeye etkisi incelenmiştir.

İncelemelerde boyutsuz bir sayı olan ve “şekil faktörü¹” olarak adlandırılan büyüklük kullanılmıştır. Bu sayının “1” e yaklaşması küreselleşmenin de mükemmel olması şeklinde yorumlanmaktadır. Haddeleme miktarındaki artışın küreselleşmeyi bir seviyeye kadar iyileştirdiği, belli bir seviyeden sonra ise kötüleştirdiği ve tane büyümesine sebep olduğu anlaşılmıştır(Şekil 2.30 a). Optimum küreselleşmenin 580°C sıcaklıkta 15 dakika bekletilen % 30 oranında haddelenen numuneden elde edildiği belirtilmiştir(Şekil 2.30 b) [54].

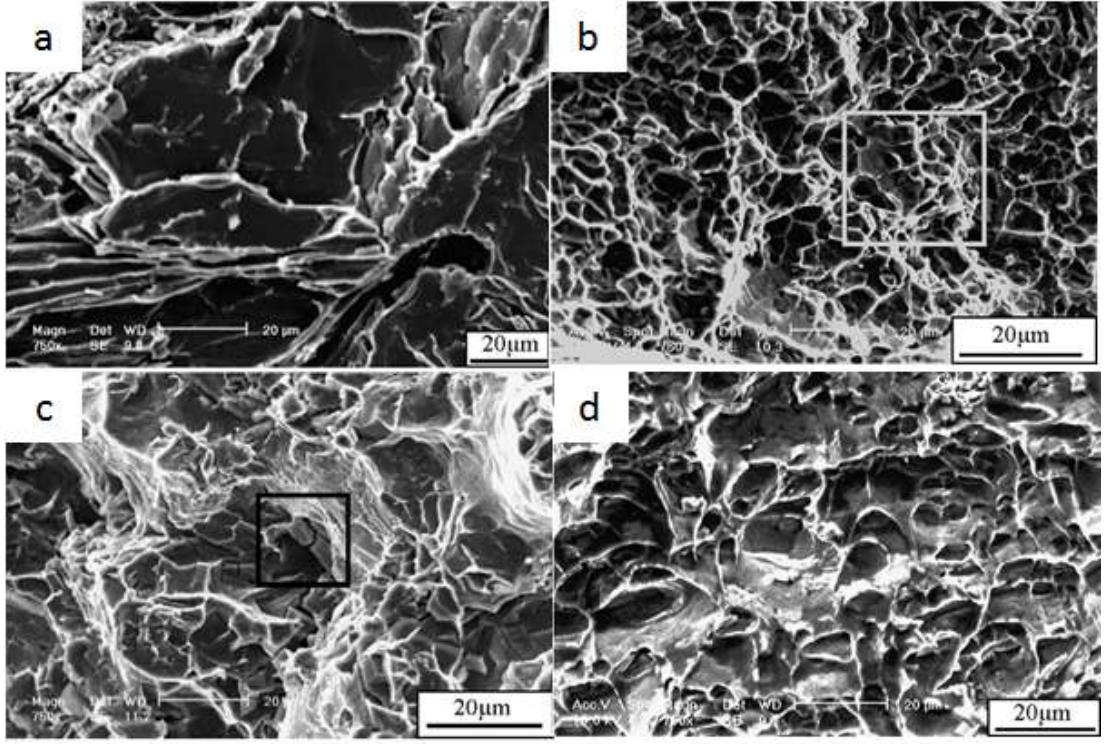


Şekil 2.30. a) farklı şekil değiştirme miktarlarının 580°C’de 15 dk beklenen ve b) % 30 şekil değiştirme uygulanmış 580°C’de farklı sürelerde beklenen numunelerde şekil faktörüne etkisi [54]

Boostani ve Tahamtan’ın 2009 yılında A356 döküm alaşımıyla yaptığı çalışmada kırılma davranışı incelenmiştir.

% 20 oranında soğuk şekil değiştirme uygulanan numuneler daha sonra yarı-katı sıcaklığında şekil değişimine tabi tutulmuştur. İncelemeler sonucunda geleneksel döküm ile üretilen parçalara kıyasla mekanik özellikler iyileşmiştir. Mekanik özellikleri iyi olan numunelerde tane içi kırılma görülürken, mekanik özellikleri kötü olan numunelerde tanelerarası kırılma gözlenmiştir (Şekil 2.31) [55].

¹ Bu ifade daha sonraki bölümlerde ayrıntılı olarak ele alınacaktır.



Şekil 2.31. a) tanelerarası kırılma görülen döküm ve tane içi kırılma görülen b) 590°C’de 30 dk, c) 600°C’de 30 dk ve d) 50 dk beklenerek elde edilen mikroyapı görüntüleri [55]

3. MALZEME ve YÖNTEM

3.1. Malzeme

Çalışmada kullanılan malzeme 2000 serisi 2014 Alüminyum Bakır alaşımıdır. Ana alaşım elementi olarak bakırın kullanıldığı 2000 serisi alüminyum bakır alaşımlarında, bakır atomları katı çözültide önemli derecede çözülerek çökelti sertleşmesinde etkin rol oynamaktadır. Bunun yanında bakır, alaşımın akma sınırı ve çekme dayanımını artırır. Ağırlıkça bakır ilavesi, % başına akma sınırını 16 MPa, çekme dayanımını 88 MPa arttırmaktadır [5].

2000 serisi alaşımlar diğer alüminyum alaşımlarına göre yüksek sıcaklıkta da mekanik özelliklerini koruyabilir.

2000 serisi alaşımlar, doğal yaşlanmaya karşı, oda sıcaklığında dahi yaşlanma mekanizması oluşabildiği için oldukça hassastır. Bu sebeple çözültiye alma işleminden sonra vakit kaybetmeden yapay yaşlanma işlemine geçilmelidir. Aksi takdirde doğal yaşlanma başlar ve yapay yaşlanmada elde edilen sertleşme kapasitesi düşer.

2000 serisi alaşımların korozyon dayanımları 1000 serisi alaşımlara göre daha azdır. Bu sebeple boya veya kaplama yapılarak korozyon dayanımı artırılabilir. Ayrıca giydirme (cladlama) tekniği ile yüzeyi saf alüminyum ile giydirilerek korozyon dayanımı artırılır [56]. Giydirmenin kaplamadan farklı esas malzeme ile giydirme arasında atomsal bağ oluşturabilmesidir. T3 ve T4 durumunda 2xxx serisi alaşımlar, özellikle tane akışının asal düzlemine dik yönde, gerilmeli korozyon çatlağına karşı dayanıksızdır. Bu alaşımlara çökelti yaşlanmasıyla gerilmeli korozyona karşı dayanım kazandırılabilir fakat bu şartlarda süneklik ve toklukta azalma olacağı unutulmamalıdır.

2000 serisi alaşımlar havacılık ve askeri uygulamalar gibi yüksek dayanıklılık ve korozyon dayanımı gerektiren yapılarda kullanılır. 2014 Al-Cu alaşımı ısıtılma işlemle

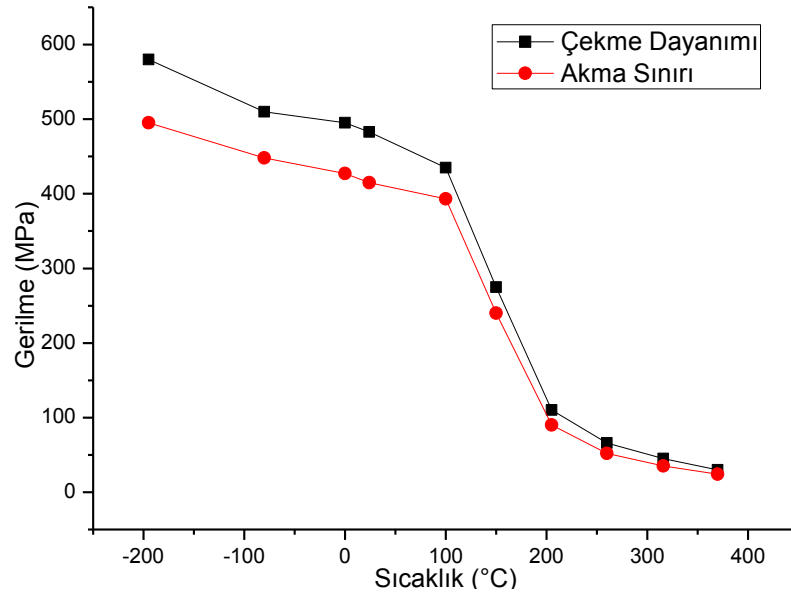
sertleştirilebilir. Bu alaşımın bazı mekanik ve fiziksel özellikleri Tablo 3.1, Tablo 3.2 ve Şekil 3.1’de gösterilmiştir.

Tablo 3.1. EN-AW 2014 (ISO Al CU4SiMg) standardına göre 2014 alaşımının mekanik [57]

Elastiklik Modülü (MPa)	Kayma Modülü (MPa)	Poisson Oranı
73000	27400	0,33

Tablo 3.2. EN-AW 2014 (ISO Al CU4SiMg) standardına göre 2014 alaşımının farklı temper durumlarındaki mekanik ve fiziksel özellikleri [57]

Tür	Akma Sınırı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	% Kopma Uzaması δ_5	Sertlik (kgf/mm^2)		$T_{\text{solidüs}}$ °C	$T_{\text{likidüs}}$ °C
				Brinell	Vickers		
O	85	190	20	55	60		
T4	275	430	18	110	120	505	640
T6	425	485	12	114	150		



Şekil 3.1. 2014 alaşımının farklı sıcaklıklardaki akma sınırı ve çekme dayanımı değerleri [5]

2000 serisi alaşımlarla, 2048 ve 2219 dışında, kaynaklı bağlantı yerine genellikle perçin bağlantılı konstrüksiyonlar üretilmekte dövme, haddeleme ve ekstrüzyon yöntemleri ile parça imalatı yapılmaktadır. Özellikle ekstrüzyonları zor olan bu alaşımların yüksek dayanımları şekillendirilebilme özelliklerini azaltmaktadır. 6000

serisi AlMgSi alaşımlarından olan 6063'ün ekstrüzyon kabiliyeti "100" ve saf alüminyumun "150" ise, 2014'ün ekstrüzyon kabiliyeti "20" civarındadır [58].

3.1.1. 2014 alaşımında çökelti sertleşmesi karakteri

Yaklaşık % 4 bakır içeren 2014 alaşımında 500-580°C sıcaklıkları arasında tamamen α katı çözümlenmesi bulunmaktadır. Yapıdaki bakır atomları matris içinde çözünmüş durumdadır. 500°C'nin altındaki sıcaklıklarda alaşımda α +CuAl₂ fazları bulunur. Sıcaklık düştükçe CuAl₂ fazının miktarı artarak oda sıcaklığında alaşım ağırlıkça %93 α , %7 CuAl₂ içerir.

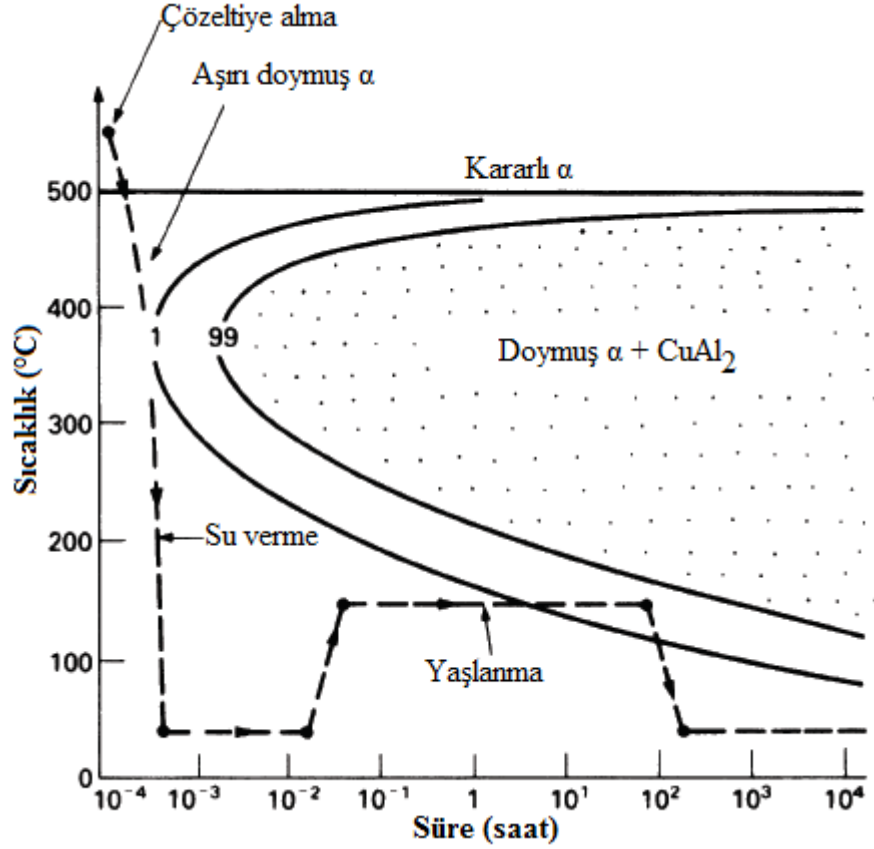
Alaşım oda sıcaklığına 550°C'den yavaşça soğutulduğunda az sayıda çekirdeklenme nedeniyle az sayıda fakat büyük boyutlu CuAl₂ çökeltileri oluşur. Çökeltilerin arasındaki mesafe de büyük olduğu için dislokasyonlar kolay hareket eder. Sonuç olarak alaşımın dayanımı ve sertliği düşük olur. Fakat soğutma hızlı yapıldığı takdirde fazla miktarda çekirdeklenme sebebiyle çökelti de sayıca fazla ve oldukça küçük boyutlu olurlar. Çökeltilerin arasındaki mesafenin de az olması dislokasyon hareketini engellediği için alaşımın dayanımı ve sertliği yüksek olacaktır. Fakat direkt olarak hızlı soğutma ile sertlik artışı işleminde bazı sıkıntılar mevcuttur. Eğer soğutma hızı çok fazla olursa sıcaklık-zaman dönüşüm tablosundaki burun kısmından (Şekil 3.2) geçilmez ve herhangi bir çökelti oluşmaz. Akma sınırında ise bir artış meydana gelir.

%4 bakır içeren Al-Cu alaşımına çökelti sertleştirilmesi yapabilmek için şu adımların izlenmesi gerekmektedir:

Tüm bakır atomlarının katı çözümlenmesi için 550°C'de çözümlenmeye alma işlemi yapılmalıdır.

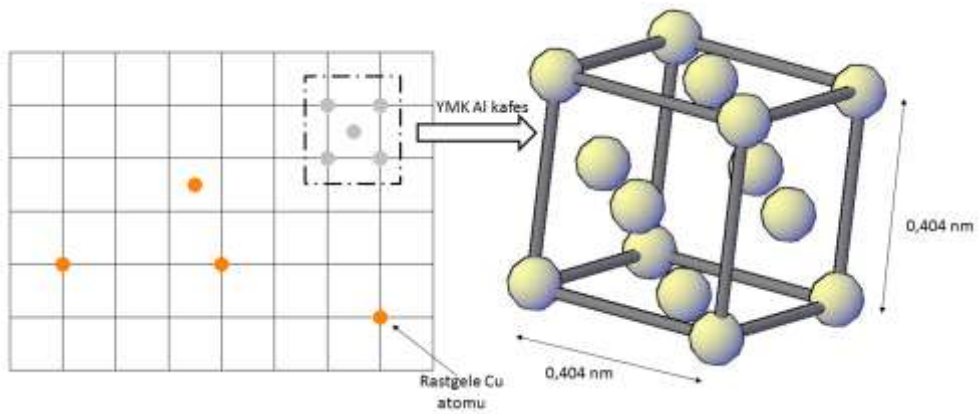
Oda sıcaklığına çok hızlı bir şekilde soğutmak amacıyla alaşım suya veya yağa sokularak soğutulmalıdır. Böylece sıcaklık-zaman-dönüşüm tablosunda burun bölgesinden geçmeden soğutma sağlanır ve yapı aşırı doymuş bir şekilde kalır.

150°C'de uzun süre beklenerek (100 saat) yapının oldukça küçük taneli α +CuAl₂'ye dönüşmesi sağlanır.



Şekil 3.2. 2014 alaşımı için sıcaklık-zaman-değişim diagramı [59]

Dönüşüm düşük sıcaklıklarda gerçekleşir. Bu sıcaklıkta atomların hareketliliği oldukça düşük olduğundan CuAl_2 'nin ayrılarak tek başına kalması zordur. Bu yüzden dönüşüm dört farklı bölümden oluşmaktadır.

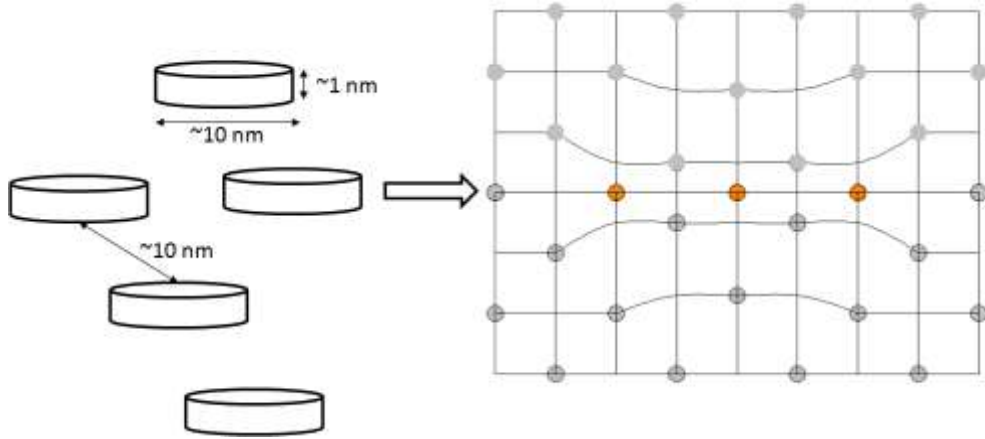


Şekil 3.3. Aşırı doymuş α katı çözeltisi şematik gösterimi [59]

Bakır atomları nedeniyle aşırı doymuş halde bulunan α katı çözeltisi YMK kafesten oluşan alüminyum matris şeklindedir. Yapının tamamen alüminyum atomlarından oluşabileceği gibi alüminyum atomlarının olması gereken yerlerde rastgele bakır

atomlarının bulunması normaldir (Şekil 3.3). Aşırı doymuş α katı çözeltisi içinde hapsolmuş bakır atomları sebebiyle alaşımın dayanımı yükselir. İlerleyen safhalarda GP bölgelerini oluşturmak amacıyla bakır atomları matris içinden çıkar ve dayanım azalmaya başlar. α katı çözeltisinden homojen bir şekilde çekirdeklenen GP bölgeleri disk şeklindedir (Şekil 3.4).

Disk yüzeyleri ile kenarları kafesle uyumludur ve kafesin şekil değiştirmesine neden olur. Kafeste meydana gelen bu şekil değişimi alaşımın sertliği artırır.

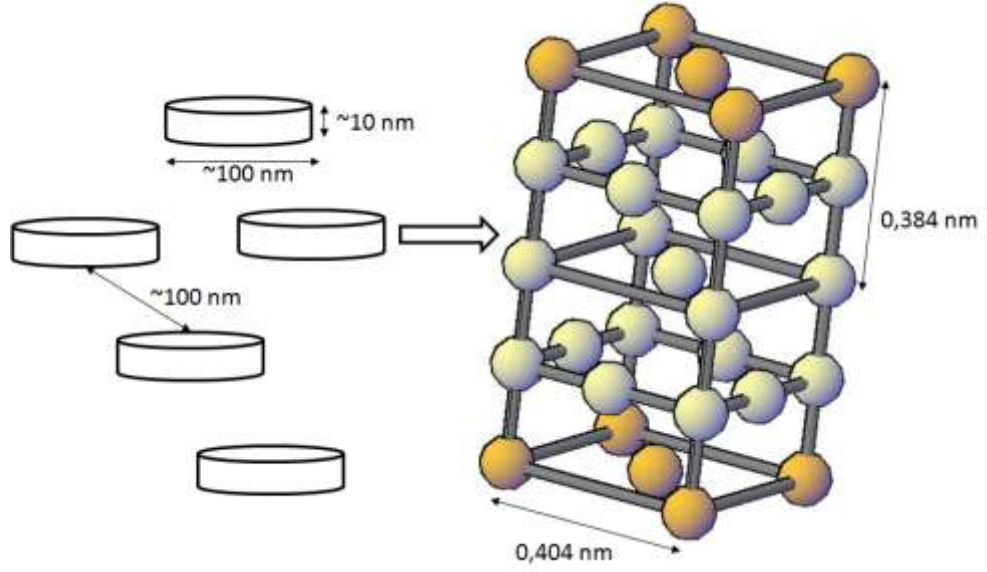


Şekil 3.4. GP bölgeleri şematik gösterimi [59]

GP bölgelerinin büyümesi sonucu θ'' ile gösterilen çökeltiler oluşur. Geri kalan GP bölgeleri ise çözünür ve bakır difüzyonu sağlayarak θ'' çökeltilerinin büyümesini sağlar.

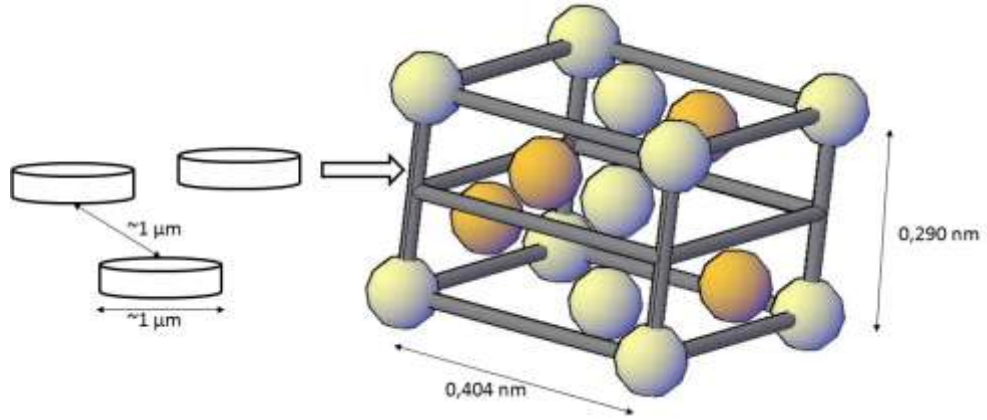
Disk şeklindeki θ'' çökeltilerinin (Şekil 3.5) yüzeyleri ve kenarları kafesle uyumludur. Alüminyum matrisle kafes parametreleri farklı olduğu için kafesin çarpılmasını sağlar. GP bölgeleri ve θ'' çökeltileri civarında kafeste meydana gelen çarpılma nedeniyle doğan gerilme dislokasyon hareketini engelleyecek niteliktedir. Bu sebeple alaşımın dayanımı ve sertliği artar.

Yaşlanma θ'' çökeltilerinde durdurulursa maksimum sertlik elde edilir. Fakat yaşlanmaya devam edilirse θ' çökeltileri (Şekil 3.6) matrisin dislokasyonlarında çekirdeklenir. θ'' çözünür ve bakır difüzyonu sebebiyle θ' çökeltilerinin büyümesini sağlar.



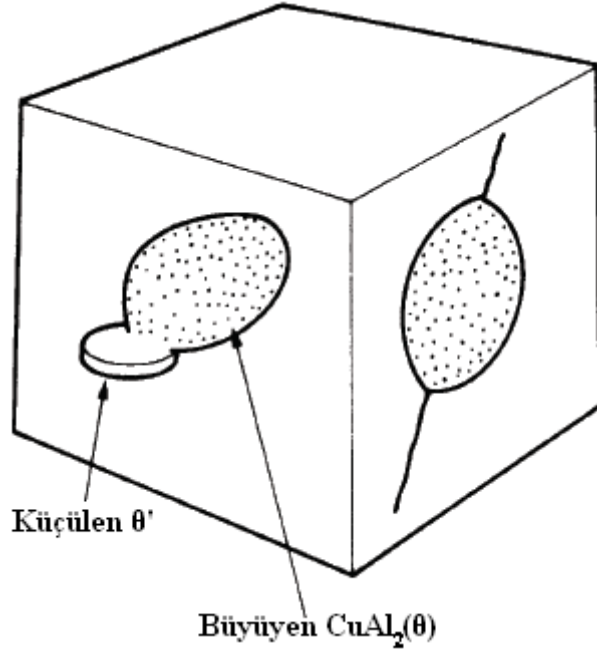
Şekil 3.5. θ'' çökeltilerinin şematik gösterimi [59]

Disk yüzeyleri matrisle uyumlu olmasına rağmen disk kenarları matrisle uyumsuzdur. Fakat ne disk yüzeyleri ne de disk kenarları matrisin çarpılmasını sağlar. Bu nedenle alaşımın sertliği azalmaya başlar.



Şekil 3.6. θ' çökeltilerinin şematik gösterimi [59]

Yaşlanmaya devam edilirse tane sınırları ve θ' – matris arayüzünde θ (CuAl_2) çökeltileri çekirdeklenir (Şekil 3.7). Geri kalan θ' çözünür ve bakır difüzyonu sebebiyle CuAl_2 çökeltilerinin büyümesine yardım eder. Kafesle tamamen uyumsuz olan CuAl_2 disk yerine yuvarlak şekillidir ve sertlik yerine yumuşama sağlar.

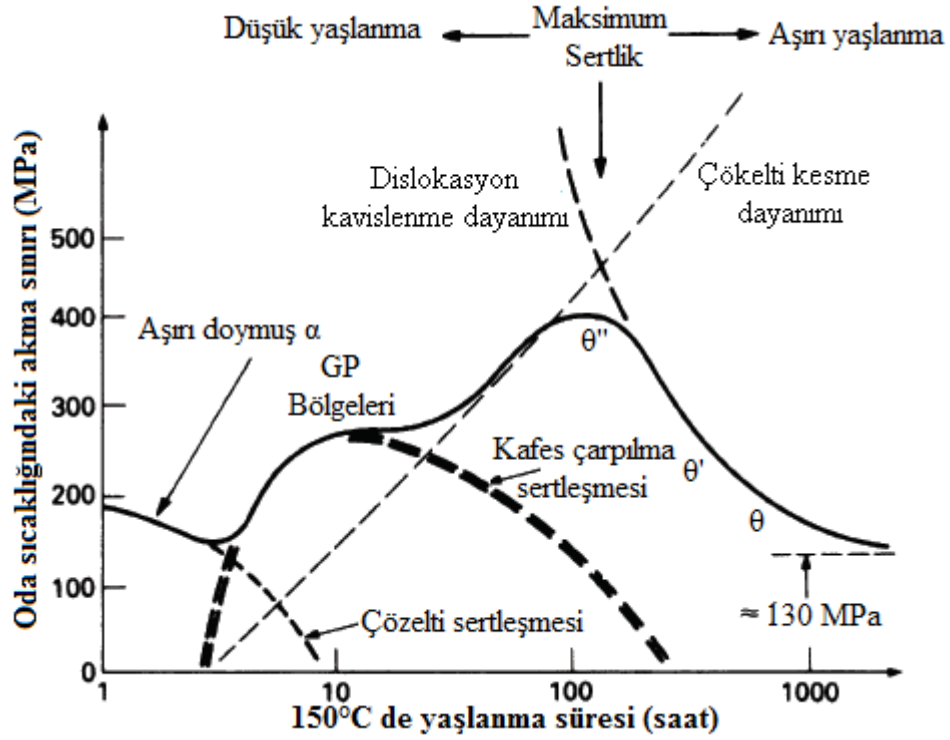


Şekil 3.7. θ (CuAl_2) çökeltilerinin şematik gösterimi [59]

Çökeltiler dislokasyon hareketini direk olarak engellerler. Dislokasyonlar çökeltileri ya kesmeye zorlar ya da etraflarından dolaşırlar. Yaşlanma süresi arttıkça çökeltilerin kesilme dayanımları da artar. Çünkü süre arttıkça çökeltiler büyür ve dislokasyon daha büyük bir alanı kesmeye çalışır.

Çökeltiler arasındaki mesafe yaşlanma esnasında 10 nm seviyelerinden artarak 1 μm 'ye kadar ulaşabilir. Çökeltiler arası mesafenin artması dislokasyonların kavis şeklini alarak bunların etrafından dolaşmasını kolaylaştırmaktadır. Bu nedenle yaşlanma süresinin artması dislokasyon hareketini kolaylaştırır. Çökelti oluşumu ve alaşımda meydana gelen dayanım artışı Şekil 3.8'de özetlenmiştir.

Aşırı yaşlanmış bir alaşımın sertliği arttırılmak istenirse işleme en baştan başlamak gerekir. Yaşlanma sıcaklığı artarsa dönüşüm için gereken süre azalır. Uzun süre beklemek maliyeti arttıracığı için uygun sertlik - maliyet hesabı sonunda 2014 için çökelti sertleşmesi 500°C'de 2-3 saat çözeltiye alma + 160°C 8 saat yaşlandırma şeklinde önerilmektedir [5].



Şekil 3.8. 2014 alaşımında yaşlanma esnasında meydana gelen dönüşümler ve dayanım artışı [59]

3.2. Isıtma Yöntemi

Ön ısıtma yarı-katı şekillendirme işleminin önemli bir adımını oluşturmaktadır. Burada amaç düşük ergime sıcaklığına sahip fazların ergiyerek küçük boyutlu ve küresel katı tanelerin oluşmasına yardımcı olurken bunların homojen ve eş eksenli bir şekilde dağılımını sağlamaktır. Ayrıca ön ısıtma ile katı-sıvı miktarı dengeli bir şekilde sağlanır. Yarı-katı mikroyapıyı oluşturabilmek için ön ısıtmanın en önemli parametresi ısıtma sıcaklığı ve bekleme süresidir. Isıtma sıcaklığı yapı içindeki sıvı-katı miktarını belirler. Gereğinden yüksek sıcaklık malzemenin makro geometrisinin bozulması ve kendi ağırlığını taşıyamaz hale gelmesine sebep olurken, düşük sıcaklık malzeme içinde ergimemiş bölgelerin olmasına sebep olur. Bu istenmeyen bölgeler şekillendirme esnasında düzensiz malzeme akışı ve kalıp doldurma problemleri gibi bazı sorunlara neden olur. Ek olarak katı fazda yapılan şekillendirme işlemlerinin aksine yarı-katı şekillendirmede birkaç °C derecelik sıcaklık farkları katı-sıvı faz miktarında büyük değişikliklere sebep olacağı için ısıtma sıcaklığı büyük önem taşıyan bir parametredir. Malzemedeki sıcaklık dağılımı katı-sıvı faz miktarında

dalgalanma yapacağı için bu kısımlarda rheolojik karakterin de değişmesine sebep olur. Malzeme üzerindeki sıcaklık farkı en fazla 6 derece olmalıdır [60].

Bekleme süresi de optimize edilmelidir. Uzun süre beklenmesi malzemede tane büyümesine yol açarken gereğinden az beklenmesi ise küreselleşmenin tamamlanmamasına ve rheolojik karakteri etkileyerek kalıp doldurma problemlerine sebep olur [61].

Malzemenin direk direnç ısıtma yöntemiyle ısıtılması verimli değildir. Elektrotların uzağındaki kısımlar istenilen sıcaklık değerine ulaşamayacağı için şekillendirme esnasında kazınma–dökülme gibi sorunlar oluşturur.

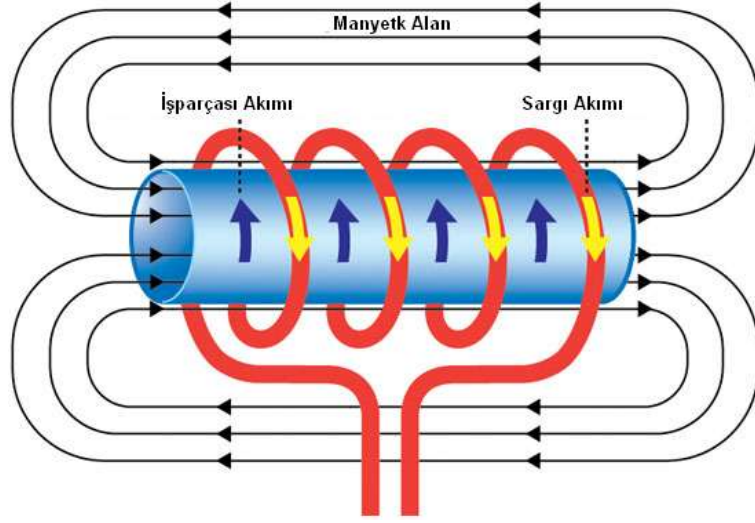
Bazı uygulamalarda [39] konveksiyon fırınları kullanılsa da en etkin ısıtma yöntemi indüksiyondur. Konveksiyon fırınlarında ısıtma süresi oldukça uzundur, ayrıca kontrol problemleri nedeniyle homojen bir sıcaklık dağılımı elde edilemez [62].

Yarı–katı şekillendirmede hassas ve hızlı bir ısıtmaya ihtiyaç olduğundan indüksiyonla ısıtma bu üretim yöntemi için en idealidir. İndüksiyonda sıcaklık ve zaman kontrolüyle istenilen homojen sıcaklık dağılımı elde edilir. Buna ek olarak bu yöntem tekrarlanabilir. Otomasyona da uygun bir ısıtma olduğu için otomatik besleyiciler vasıtasıyla tüm üretim bilgisayar kontrollü hale getirilebilir. Çoklu ısıtma istasyonları ve cam yünü kaplı sargılar kullanılır [63].

3.2.1. İndüksiyon ısıtma esasları

İndüksiyon ısıtma temassız bir ısıtma metodudur. Değişken manyetik alan etkisiyle iletken malzeme üzerinde kuvvet çizgileri oluşur. Bu çizgiler ise parça üzerinde bir akım oluşmasının sağlar. Isınma Joule etkisi ve manyetik histerisis ile sağlanır.

Joule yasasında bir devrede oluşan ısı enerjisi akımın karesi ile direncin çarpımı şeklindedir. İndüksiyonla ısıtma Faraday Etkisine dayanır. Devreden geçen alternatif akım, yakınındaki başka bir devrede manyetik alan ve bir akım oluşmasına neden olur [60].



Şekil 3.9. İndüksiyonla ısıtma yöntemi [65]

İndüksiyon sargı ve malzeme elektrik trafosu şeklinde yorumlanabilir. İndüksiyon sargısı, trafonun elektrikle beslenen birincil sargısı, iş parçası ise trafonun ikincil sargısı şeklindedir. Bu durum iş parçası üzerinden bir akım geçmesine sebep olur [60]. Bu akıma Eddy (Foucault) akımları denir. Isınma, oluşan bu akıma karşı malzemenin gösterdiği dirençle oluşmaktadır. İş parçasının manyetikliği, sargı ile iş parçası arasındaki mesafe ve frekans ısıtma işlemini etkileyen parametrelerdir.

Uygulama ve iş parçası şekline bağlı kalmak kaydıyla sargı şekilleri değişebilir. Bazı durumlarda sargı parça boyutlarına göre tek veya çok sargılı olabileceği gibi kelebek kanadı şeklinde de olabilir. Özetle akım taşıyabilecek iletken indüksiyon sargı gibi davranabilir. Sargılar elektrik iletkenliği ve kolay bulunabilirlik bakımından genellikle bakırdır.

Fırınların aksine indüksiyonda ısı kendi kendine oluşur. Bu sebeple parça yüzeyinden istenilen bir mesafede ve kısa sürede ısıtma sağlanırken parça yüzeyinde aşırı ısınma gibi bir sorun oluşmaz. Parça kesiti tümüyle ısınır. Bu sebeple diğer yöntemlerden oldukça verimlidir. İndüksiyon ısıtma sistemi basitçe istenilen elektrik gücü ve frekansını üreten trafo ve sargı ünitesinden oluşur. Düşük güçlerdeki aksine birçoğu su soğutmalıdır [64].

3.2.2. Isıtma parametreleri

3.2.2.1. Frekans

Akım frekansı ile ısıtma derinliği arasında bir ilişki mevcuttur. 5-30 kHz gibi düşük frekans kalın malzemelerin tüm kesitlerinde ısıtma sağlarken, 100-400 kHz gibi yüksek frekans değerleri küçük parçalarda veya büyük parçaların sadece yüzeylerinde ısıtma sağlar.

Frekans seçimi sadece sıcaklığa bağlı olmayıp, ayrıca verimliliği arttıracak ve manyetik kuvvetleri küçültecek düzeyde olmalıdır. Isıtma esnasında alüminyum takoz da manyetik kuvvetlerin etkisi altındadır. Normal şartlarda malzeme belli bir miktar sıvı faz içermektedir. Manyetik kuvvetler nedeniyle bu sıvı faz kontrolsüz bir şekilde hareket eder [66].

3.2.2.2. Malzeme karakteri

İndüksiyonla ısıtılan malzemenin manyetik olma zorunluluğu yoktur. Sadece elektrik iletkenliği olması yeterlidir. Malzemenin ısınmasından sorumlu olan etmen Eddy akımlarıdır. Bazı çelik alaşımlarının indüksiyonla ısıtılması esnasında Eddy akımlarının yanı sıra başka bir ısıtma mekanizması da devreye girmektedir. Malzeme bünyesine etkileyen yoğun manyetik alan sebebiyle çelik kristalleri sürekli olarak manyetiklenir ve boşalır. Bu tekrarlı değişim malzeme içinde bir sürtünme meydana getirir ve bu da malzemenin ısınmasını sağlar. Bu mekanizmaya histerisis kaybı denir ve demir esaslı bazı alaşımlarda oldukça etkilidir. Çelik 700 °C sıcaklığın üzerinde manyetik özelliğini kaybetmeye başlar. Bu sebeple bazı çelik alaşımları 700 °C kadar hem Eddy akımları hem de histerisis kaybıyla ısınırken 770 °C sonra sadece Eddy akımlarıyla ısınır.

3.2.2.3. Isıtma derinliği

Yarı-katı şekillendirmenin ön ısıtma bölümünde malzeme kesitinin tamamı homojen bir şekilde ısıtılması gerekir. Malzeme içinde Eddy akımları homojen bir şekilde dağılmaz. Akım miktarı malzeme yüzeyinde yoğunlaşırken merkeze doğru gidildikçe azalır. Malzeme bünyesindeki bu akım dağılımına yüzey etkisi denir. Bu etki nedeniyle enerjinin büyük bir kısmı malzeme yüzeyinde toplanır. Bu tabakanın

derinliği frekansın ve direncin fonksiyonudur. Alüminyumun ısıtılması esnasında direnç üç katına çıkar. Böylece ısıtma derinliği artar [60]. Isıtma derinliği şu şekilde tanımlanır,

$$\delta = \sqrt{\frac{\rho}{\pi \mu f}} \quad (3.1)$$

δ ısıtma derinliği (m), f frekans (Hz), μ malzemenin manyetiklenme miktarı (H/m) ve ρ ise özdirençtir (Ωm).

Sargı ve takoz uçlarında ısıtma profili homojenliğini kaybederek bu kısımlarda manyetik alanın çarpılmasına neden olur. Bu çarpılmaya “Elektromanyetik Uç Etkisi” denir. Uç etkisi indüksiyonla ısıtmadaki en önemli sorunlardan biridir. Bu etki sebebiyle takoz uçlarında aşırı ısınma olabileceği gibi düşük ısıtma da olabilir. Uçlarda istenilen sıcaklık değerleri frekans, sargı-malzeme geometrisi, malzeme özellikleri, yalıtım, güç yoğunluğu ve ısıtma süresine bağlıdır [66].

3.2.2.4. Konumlama boşluğu

Konumlama malzeme içindeki akım miktarı ve malzeme-sargı arasındaki boşluk ile orantılıdır. Yakın konumlama genellikle malzeme içindeki akım miktarının artmasına yol açar. Sonuç olarak malzeme içinde üretilen ısı miktarı artar [60].

Statik ısıtmada (malzeme kendi etrafında dönebilir fakat sargı içinde konumu değişemez) malzeme ile sargı arasında 1,5 mm boşluk bırakılması tavsiye edilir [67]. Konumlama boşluğu bileşik ısıtma ya da taramalı ısıtmada malzemenin düzgünlüğüne bağlı olarak 1,9 mm olabilir. Malzemelerin tamamen ısıtılması için çoklu sargı ve düşük güç kullanılır. Bu şartlarda boşluk 6,4–9,5 mm arasında olabilir. Proses şartları ve malzemenin sabitlenmesi boşluk miktarının asıl etmenleridir. Düzgün olmayan malzemelerde boşluk azaltılmalıdır. Yüksek frekanslarda sargı akımı azaltılmalı ve boşluk arttırılmalıdır. Orta ve düşük frekanslarda ise sargı akımı fazla ve boşluk az olabilir.

Konumlama boşluğuna etki eden iki fenomen vardır. Dikey tip sargı yerleşiminde yarı katı fazda fil ayağı oluşur. Sonuçta sargı boyunca malzeme ile sargı arasındaki boşluk sabit kalmaz. Boşluk farklılığı malzemenin farklı bölgelerinde

elektromanyetik konumlama farkları oluşturur. Böylece tam bir silindire karşılaştırıldığında malzeme yüksekliği boyunca güç yoğunluğunda farklı dağılım oluşur. Buna ek olarak fil ayağı oluşumuyla birlikte malzeme eğilmesi ve yüzey erozyonu durumu daha da karmaşık hale getirir. Eğilme nedeniyle malzemenin bir yüzü sargılara yaklaşarak ısıtmayı yoğunlaştırır, diğer tarafta ise bu olayın tersi olur. Eğilme ısıtmayı, ısıtma ise eğilmeyi arttıran bir haldedir. Malzemenin üst kısmındaki yüzey erozyonu ve alt kısmındaki fil ayağı oluşumu nedeniyle yükseklik boyunca Eddy akımlarının etki ettiği kesit alanı farklılık gösterir. Bu da direnç farklılıklarına neden olur [66].

3.2.2.5. Sargı tasarımı

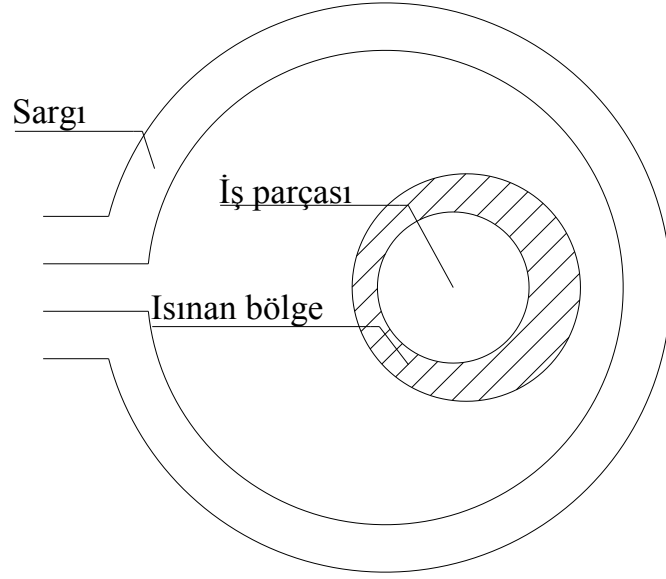
İndüksiyon, daha önce de bahsedildiği gibi, trafoya benzer. Birincil sargı sayısı ile buradaki akımın çarpımı, ikincil sargı ile buradaki akımın çarpımına eşittir. Bu sebeple tasarım esnasında birçok önemli ayrıntıya dikkat edilmelidir.

Sargı maksimum enerjiyi verecek şekilde olmalıdır. Özetle iş parçası içinden geçen manyetik akım çizgilerinin sayısı fazla olmalı böylece iş parçasında oluşan akım miktarını artarak ısıtmayı verimli hale getirecektir.

Sargı yakınlarında akım yoğunlaşır ve buradan uzaklaştıkça yoğunluk azalır. Sargı merkezinde akım çok azdır. Bu sebeple tam merkeze yerleştirilen parçanın sargılara yakın kısımlarında daha fazla akım çizgisi geçer ve ısınma miktarı artar (Şekil 3.10). Bu etki yüksek frekans altında daha da şiddetlenir.

Sargı üzerindeki her hangi bir ek yeri manyetik alanı zayıflatır. Bu sebeple manyetik merkez ile geometrik merkez birbirinden ayrılır. Bu etki tekli sargılarda şiddetlidir. Eğer sarım sayısı artarsa her bir sargıdaki akım değeri de eklenerek artar. Fakat bunun etkisi oldukça azdır.

İşlemin pratiği açısından parça tam sargıların ortasına yerleştirilir ve boşluk miktarı azaltılır. Eğer parça kendi eksenini etrafında döndürülebilirse manyetik alandan tüm kesit homojen bir şekilde etkilenir.



Şekil 3.10. Merkezden kaçık yerleştirilen iş parçası içinde indüksiyon ısıtma dağılımı

Bahsedilen tüm bu esaslar göz önüne alındığında genellikle yuvarlak parçalar için helisel sargılar kullanılır. Böylece verimlilik artar. Sargı verimliliği iş parçasına geçen enerjiyle orantılıdır. Bunların yanı sıra ısınma profili, parça hareketi ve üretim miktarı da oldukça önemlidir [67].

4. DENEYLER ve BULGULAR

4.1. Hammaddenin Üretimi

Deneyleerde kullanılan 2014 Al-Cu alaşıımı döküm yoluyla üretilmiştir. Alaşıımın ergitilmesinde 1 ton kapasiteli LPG ocak kullanılmıştır. Yaklaşık olarak 500 kg hammadde yüklenen ocağa 750 °C’de 650 gr %75’lik Al-Ti-B tane inceltici ilavesi yapılmıştır.

Bu Al-Ti-B ilavesi, daha sonra yapılacak olan yarı—katı ekstrüzyon işleminde, kırılğan ötektik yapının şekillendirilebilirlik üzerindeki olumsuz etkisinin [7] önlenmesi amacıyla yapılmıştır. Dökümde oluşabilecek gaz boşlukları klorlu gaz alma tableti eklenerek önlenmiştir. Yaklaşık 700 °C’de alaşıımdan alınan numunenin Tablo 4.2’de gösterilen spektral analiz sonucu Tablo 4.1’de gösterilen standart değerlerle karşılaştırılmış ve döküme geçilmiştir.

Tablo 4.1. 2014 alüminyum alaşıımının kimyasal bileşimi (% ağırlıkça) [68]

%	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti
Min	0,50	0,00	3,90	0,40	0,20	0,00	0,00	0,00
Max	1,20	0,70	5,00	1,20	0,80	0,25	0,10	0,15

Tablo 4.2. Üretilen 2014 alüminyum alaşıımının kimyasal bileşimi (% ağırlıkça)

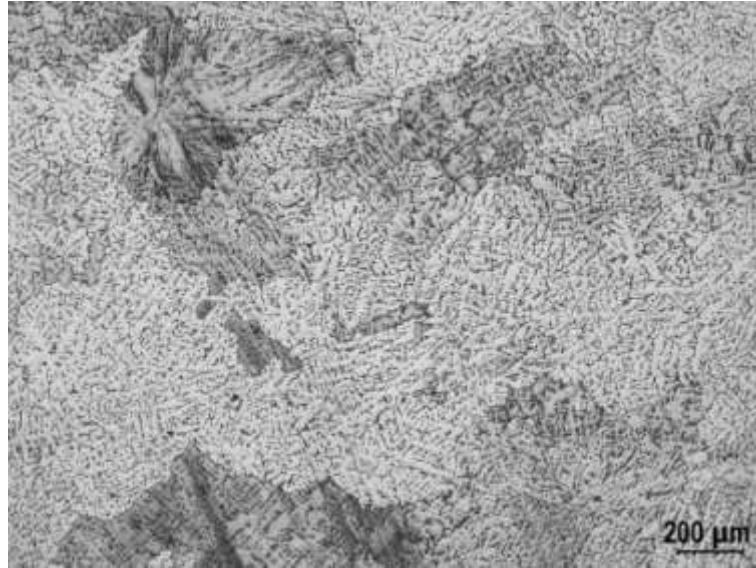
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti
0,58	0,64	4,55	0,95	0,28	0,13	0,001	0,019

Döküm için sürekli döküm hattı kullanılmıştır. Ocaktan yolluk yardımıyla alınan sıvı metal debi ayar potasına aktarılarak bu potadaki sıvı metal yüksekliği sürekli olarak lazerlerle ölçülmüş ve böylece ocaktan alınan sıvı metal miktarı kontrol altında tutulmuştur. Su fiskiyeleri vasıtasıyla katılaşıma sağlanırken, asansör yardımıyla 152 mm çapında 3 m uzunluğundaki biyet üretimi tamamlanmıştır.

Mikroyapı görüntüleri için standart metalografik tekniklerle hazırlanan numuneler SiC zımpara ile zımparalandıktan sonra 3µm elmas pasta ve ardından da kolloidal silika ile parlatılmıştır.

Dağlayıcı olarak 190 ml distile su, 5 ml HNO₃, 3 ml HCl ve 2 ml HF ile hazırlanan Keller ayracı kullanılmıştır. Mikroyapı resimleri için Olympus marka BX51M ve Nikon marka MA100 metal mikroskobu, SEM görüntüleri için JEOL marka 633F, x-ışını analizeri için Oxford marka INCA kullanılmış, intermetalik partiküller Shimadzu marka XRD yardımıyla tanımlanmıştır. Doğruluğu arttırmak amacıyla difraktometre dakikada 0,1 – 0,5 derece aralıklarında kullanılmıştır.

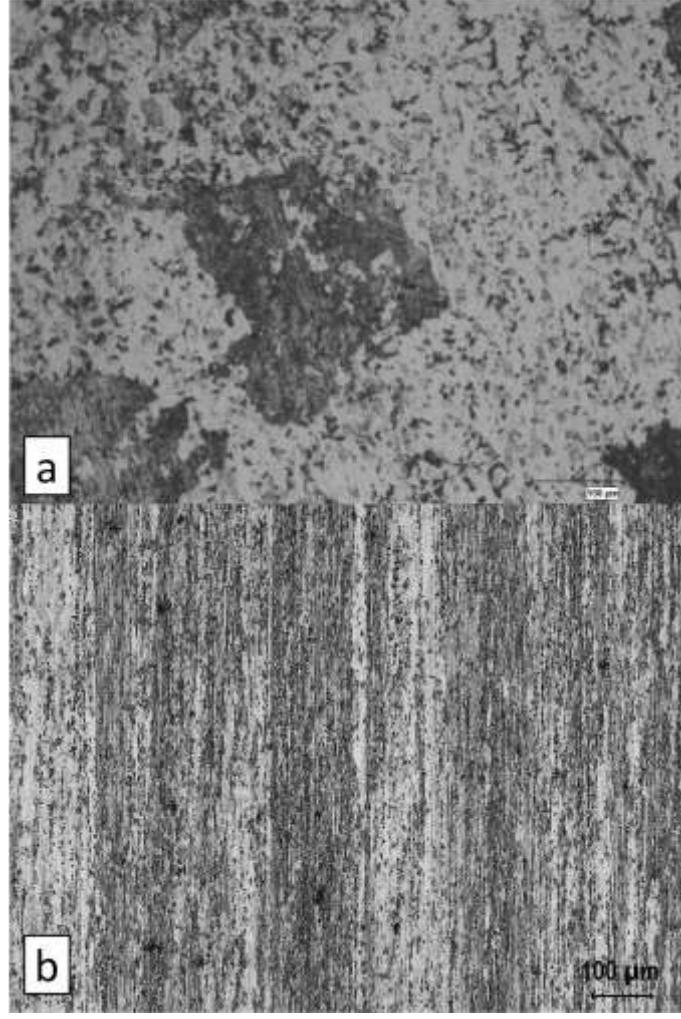
Döküm yoluyla üretilen 2014 Al-Cu alaşımında mikrosegregasyonların önlenmesi ve uygun bir tiksotropik yapının elde edilmesi amacıyla homojenizasyon ısıl işlemi uygulanmıştır. Bu amaçla biyetler 480°C sıcaklıkta 12 saat tutulmuştur. Şekil 4.1’de döküm mikro yapısı görülmektedir.



Şekil 4.1. 2014 alaşımının döküm mikroyapısı

4.2. Sıcak Ekstrüzyon

Dendritik yapının bozulması ve tanelere plastik şekil değişimi enerjisinin depolanması amacıyla 2014 biyetler 430°C sıcaklıkta ekstrüzyon yapılarak (ekstrüzyon oranı yaklaşık 1:15) çapları 16 mm ye indirilmiştir. Ekstrüzyon sıcaklığı alaşımın yeniden kristalleşme sıcaklığından düşüktür. Ekstrüzyondan sonra yapılan mikroyapı incelemelerinden de görüldüğü gibi taneler ekstrüzyon yönünde uzamış ve yeniden kristalleşme olmamıştır. (Şekil 4.2 a ve b)

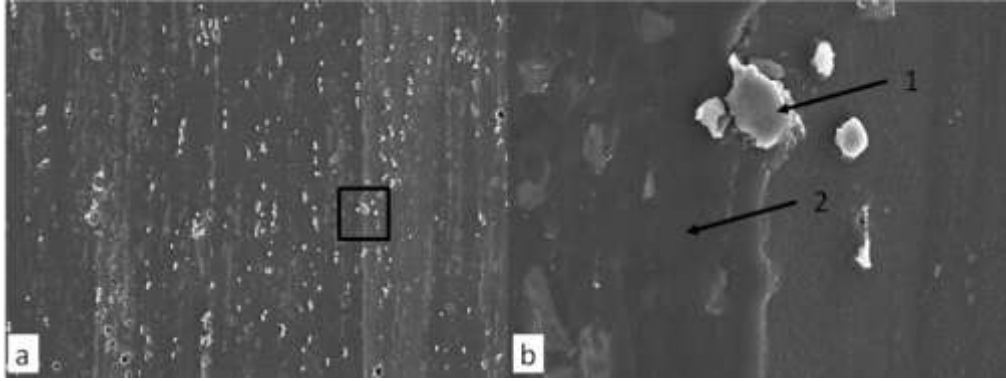


Şekil 4.2. 2014 alaşımında a) ekstrüzyon doğrultusuna dik ve b) ekstrüzyon doğrultusuna paralel kesitlerdeki mikroyapı görüntüleri (ekstrüzyon sıcaklığı 430°C.)

Çubukta baskın yapı α -Al fiber taneler ve intermetalik partikül dizilerdir. Bu iki yapı kontrast farkı ile anlaşılır.

EDS sonuçlarında göre açık gri partiküllerde sadece Al ve Cu pikleri mevcutken, koyu gri partiküllerde ek olarak Fe, Mn ve Si sinyalleri de alınmıştır (Şekil 4.3 b ve Tablo 4.3).

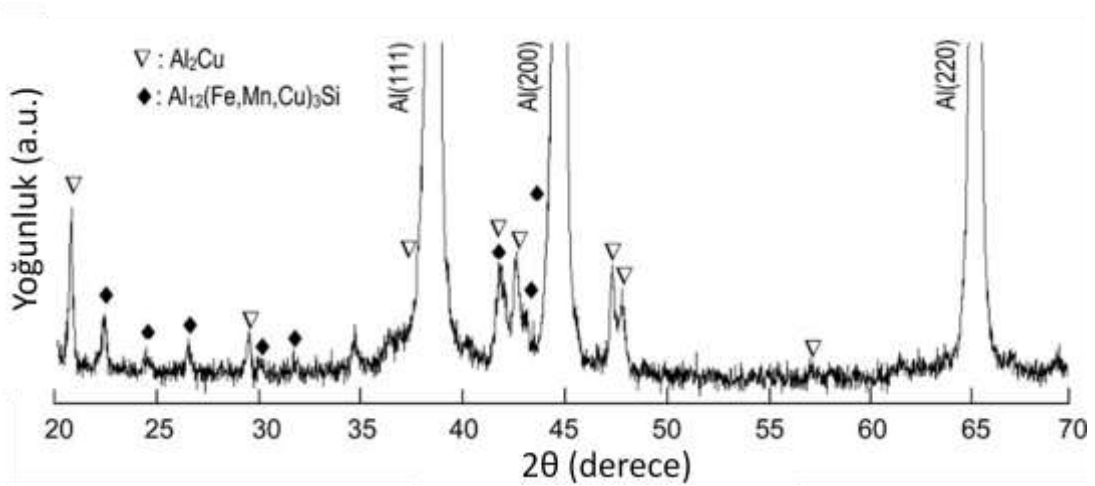
Aynı bölgede yapılan XRD spektrumu ile açık ve koyu gri partiküllerin sırasıyla çözülebilen Al_2Cu ve çözünemeyen kübik $\alpha_c\text{—Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mn},\text{Cu})_3\text{Si}$ bileşikleri olduğu anlaşılmıştır (Şekil 4.4) [69].



Şekil 4.3. 2014 alaşımında a) ekstrüzyon doğrultusuna paralel kesitteki ve b) aynı kesitin daha büyük ölçekteki SEM görüntüleri (ekstrüzyon sıcaklığı 430°C.)

Tablo 4.3. Şekil 4.3 b’de gösterilen çökeltilerin EDS analizleri

Element	Analiz 1	Analiz 2
Al	41,21	93,59
Cu	58,79	4,77
Mn	-	1,04
Fe	-	0,60

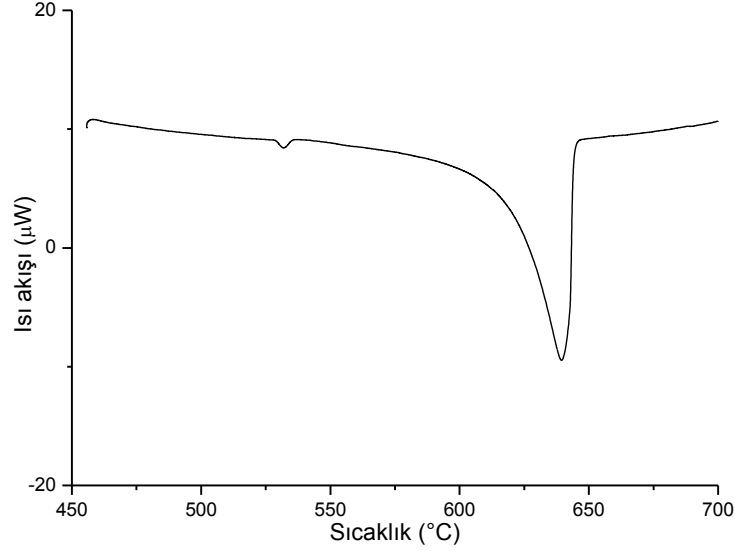


Şekil 4.4. 2014 alaşımında ekstrüzyon doğrultusuna paralel kesitteki XRD analizi (ekstrüzyon sıcaklığı 430°C.)

4.3. DSC Analizi

Yarı—katı halde üretim yapabilmek için öncelikle kullanılan alaşımın solidüs ve likidüs sıcaklıkları, ayrıca bu iki sıcaklık değeri arasında alaşımın sıvı ve katı miktarının sıcaklıkla değişim karakteri bilinmelidir. Bu amaçla 2014 alaşımı DSC deneylerine tabi tutulmuştur. Deneyler için SETARAM marka Labsys tipi DSC cihazı kullanılmıştır. 3mm çapında yaklaşık 30 mg ağırlığında disk şeklinde numune

koruyucu argon gazı atmosferinde $2,5 \text{ }^\circ\text{K dk}^{-1}$ ısıtma hızında $450 \text{ }^\circ\text{C} — 700 \text{ }^\circ\text{C}$ sıcaklıkları arasında ısıtılmış ve aynı hızda oda sıcaklığına soğutulmuştur.



Şekil 4.5. 2014 alaşımının DSC deneyinden elde edilen ısı akışı—sıcaklık grafiği

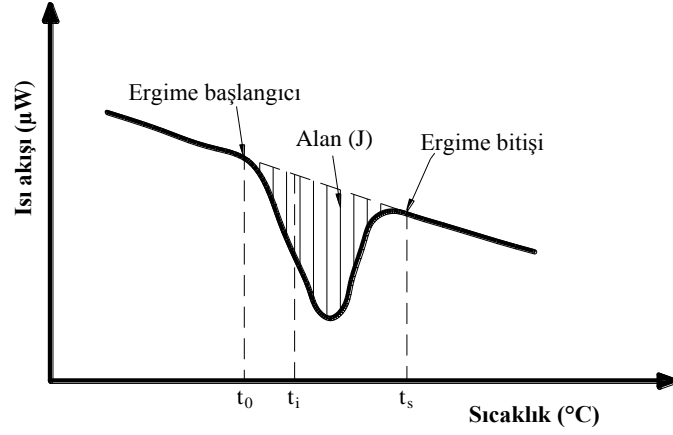
Şekil 4.5'ten de görüldüğü gibi, ısı akışı — sıcaklık arasındaki DSC eğrisinden 2014 alaşımının solidüs sıcaklığının $528 \text{ }^\circ\text{C}$, likidüs sıcaklığının ise $648 \text{ }^\circ\text{C}$ olduğu tespit edilmiştir.

Alaşımın sıcaklıkla sıvı ya da katı miktarındaki değişim karakterini hesaplayabilmek için öncelikle eğrideki endotermik reaksiyonların olduğu bölgeler tespit edilmeli ve bu bölgelerin alanları hesaplanmalıdır.

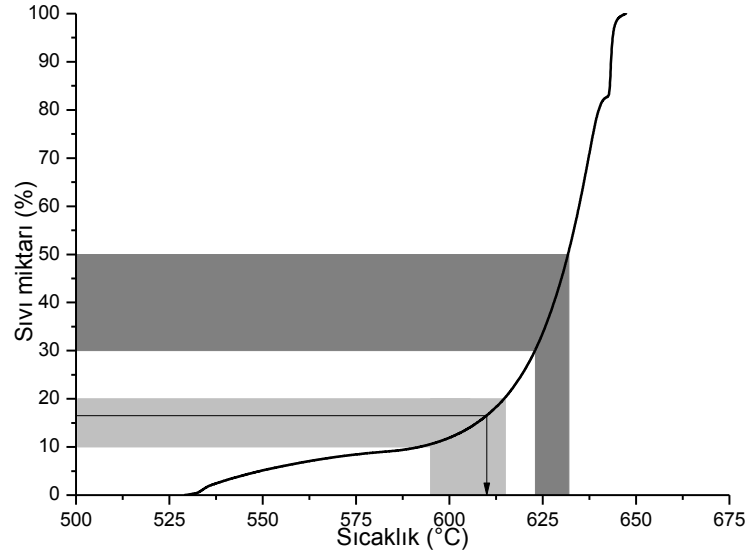
Şekil 4.6'daki gibi şematik bir DSC eğrisinde katı fazdan ilk ergimenin başladığı sıcaklık t_0 ve ergimenin tamamlandığı sıcaklık t_s ise, t_i sıcaklık değeri için,

$$\% \text{ sıvı miktarı} = \frac{Alan(t_i - t_0)}{Alan(t_s - t_0)} 100 \quad (4.1)$$

şeklinde hesaplanır [70]. 2014 alaşımı için sıcaklığa bağlı % sıvı miktarındaki değişim (dF_1/dT) benzer şekilde hesaplanarak Şekil 4.7'de verilmiştir.



Şekil 4.6. DSC eğrisinden % sıvı miktarının hesaplanması



Şekil 4.7. 2014 alaşımında sıcaklıkla % sıvı miktarının değişimi

Her ne kadar solidüs sıcaklığı 528 °C (Şekil 4.5'teki ilk endotermik reaksiyon) olsa da büyük miktarda ergimenin 600 °C sıcaklığın üzerinde olduğu görülmektedir (Şekil 4.5'teki ikinci endotermik reaksiyon). 528 °C'de yapıda bulunan ötektik faz ergimeye başlar fakat oluşan bu sıvı faz miktar bakımından yarı – katı şekillendirme için yeterli değildir. Yarı – katı şekillendirme genellikle % 30 — % 50 sıvı içeren durumda gerçekleşmektedir [71]. Bu sıvı miktarına karşılık gelen sıcaklık aralığı 623 °C — 631 °C dir (Şekil 4.7 koyu gri bant). Bu şartlardaki dF_L/dT miktarı $1.5 \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ den fazladır. Dövme gibi tamamen kapalı bir kalıp içinde şekillendirmenin aksine,

ekstrüzyonda atmosfere açık bir kalıp yapısı olması, yüksek miktarda sıvı faz içeren bir alaşımın üretiminde şiddetli sıkıntılara neden olacaktır.

Ekstrüzyon esnasında alıcı içinde hareket eden malzemenin hızı ıstampınkiyle aynıdır. Matris içinde ise, hacim sabitliği nedeniyle, malzemenin hızı artar. Büyük miktarda sıvı faz içeren bir alaşımın yarı – katı ekstrüzyonu esnasında matris ile alıcı içindeki hız farklılıkları nedeniyle kopmalar yaşanabilir. Yarı – katı ekstrüzyonda malzemenin kalıp girişinde yarı — katı halde, kalıp çıkışında ise tamamen katı fazda olması istendiği için, büyük miktarda katı faz içeren ve dF_L/dT oranı yaklaşık $0,5^{\circ}\text{C}^{-1}$ (Şekil 4.7 açık gri bant) olan 610°C şekillendirme için uygun görülmüştür. Yaklaşık olarak % 16 sıvı faz içeren bu yapı, alaşımın ekstrüzyon kalıbını terk ettiği sırada tamamen katı fazda olmasına ve ekstrüzyon esnasındaki şekillendirme problemlerinin önlenmesinde yardımcı olacaktır.

4.4. Yarı – Katı Ön Isıtma

Yarı – katı şekillendirme esnasında malzemenin şekillendirme sıcaklığında önce yeniden kristalleşmesi, sonra ötektik fazın ergiyerek taneler arasına yerleşip taneleri ıslatması, en sonunda ise tamamen sıvı fazla çevrili olan katı tanelerin yüzey enerjilerini küçültmek amacıyla mümkün olduğu kadar küreselleşmesi gerekmektedir.



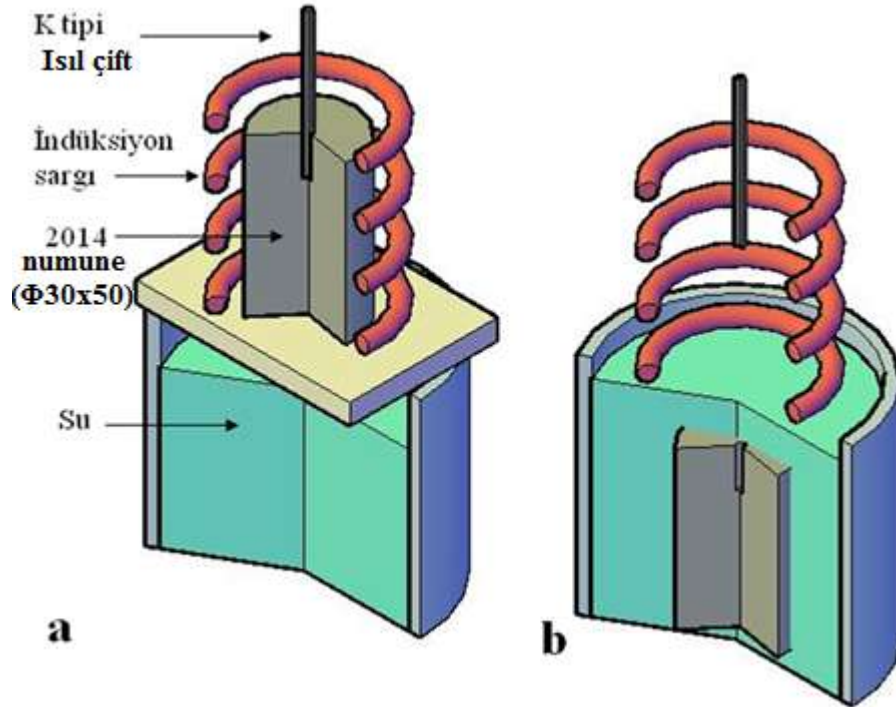
Şekil 4.8. Reterm marka indüksiyon ısıtma sistemi

Tüm bu adımların gerçekleşebilmesi için alaşımın yarı – katı sıcaklığındaki durumu net olarak bilinmelidir.

Bu amaçla 430°C’de ekstrüzyon yapılmış 2014 alaşımından ön ısıtma için 40 mm çapında ve 50 mm yüksekliğinde silindirik numuneler hazırlanmıştır. Isıtma esnasındaki sıcaklığın tespiti için numune eksenine 3 mm çapında ve 10 mm derinliğinde delik delinerek buraya termo-kupl yerleştirilmiştir.

ReTerm marka (Şekil 4.8) orta frekans indüksiyon bobini (20 kHz, 50 kW) kullanılarak 300 °Cdk⁻¹ ısıtma hızında farklı sıcaklık değerlerine ısıtılan 2014 alaşımı bu sıcaklıklarda farklı sürelerde bekletilerek (5 ve 10 dakika) vakit kaybetmeden suya atılmıştır (Şekil 4.9).

Isıtma ve tutma esnasında indüksiyon sisteminin elektriksel özellikleri Tablo 4.4’te verilmiştir.



Şekil 4.9. 2014 alaşımında a) ön ısıtma ve b) suya atma şematik gösterimi

Tablo 4.4. Isıtma ve tutma esnasında uygulanan elektriksel büyüklükler.

Konum	Frekans (kHz)	Genlik (V)	Ortalama Gerilim (V)	Sargıdaki Akım (A)
Isıtma	6,541	174	55	550
Tutma		68	20	200

Şekil 4.10'daki mikroyapı görüntülerine göre 2014 alaşımı 400, 500 ve 550 °C sıcaklığa ısıtıldığında, 430°C de yapılan ekstrüzyon sırasında oluşan lifli yapısını korumakta, diğer bir deyişle yeniden kristalleşmeye uğramamaktadır.

Sıcaklığın yükselmesiyle, yeniden kristalleşme yerine, sadece çözünebilir Al₂Cu intermetalikler matris içinde çözünmektedir. Bu çözünme mikroyapı görüntülerindeki kontrast değişimi ile tespit edilmektedir. Solidüs sıcaklığının üzerinde olan 550 °C sıcaklıkta Şekil 4.7'ye göre yaklaşık % 5 sıvı faz bulunmasına rağmen yeniden kristalleşme görülmemesi alışılmadık dışında bir durumdur.

550 °C sıcaklıkta uzun süreler beklenmesi sonucunda da herhangi bir yeniden kristalleşme görülmemiştir (Şekil 4.11). Böylece yeniden kristalleşme mekanizmasını önleyen bir faktörün olduğu anlaşılmıştır.

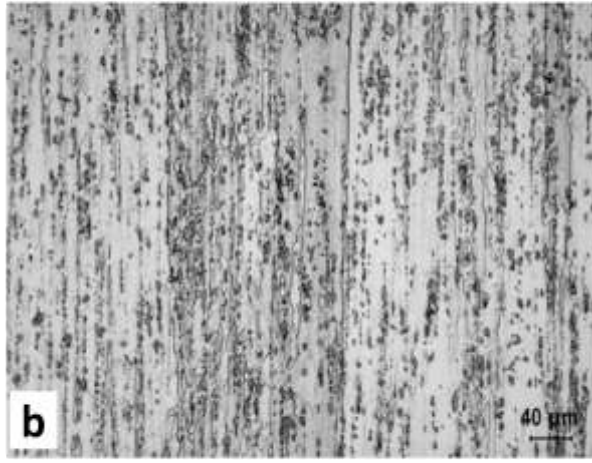
XRD analizlerinden 550 °C sıcaklığa kadar yapıda Al₂Cu bulunduğu, 550 °C'den sonra bu bileşiğin matris içinde çözüldüğü anlaşılmıştır (Şekil 4.12).

Yeniden kristalleşme ve yüksek sıcaklık sebebiyle tane sınırında ergime meydana gelir. Katı-sıvı arayüz enerjisi γ_{SL} , katı fazın tane sınırı enerjisi γ_{SS} ile gösterilirse küreselleşmenin başlaması için,

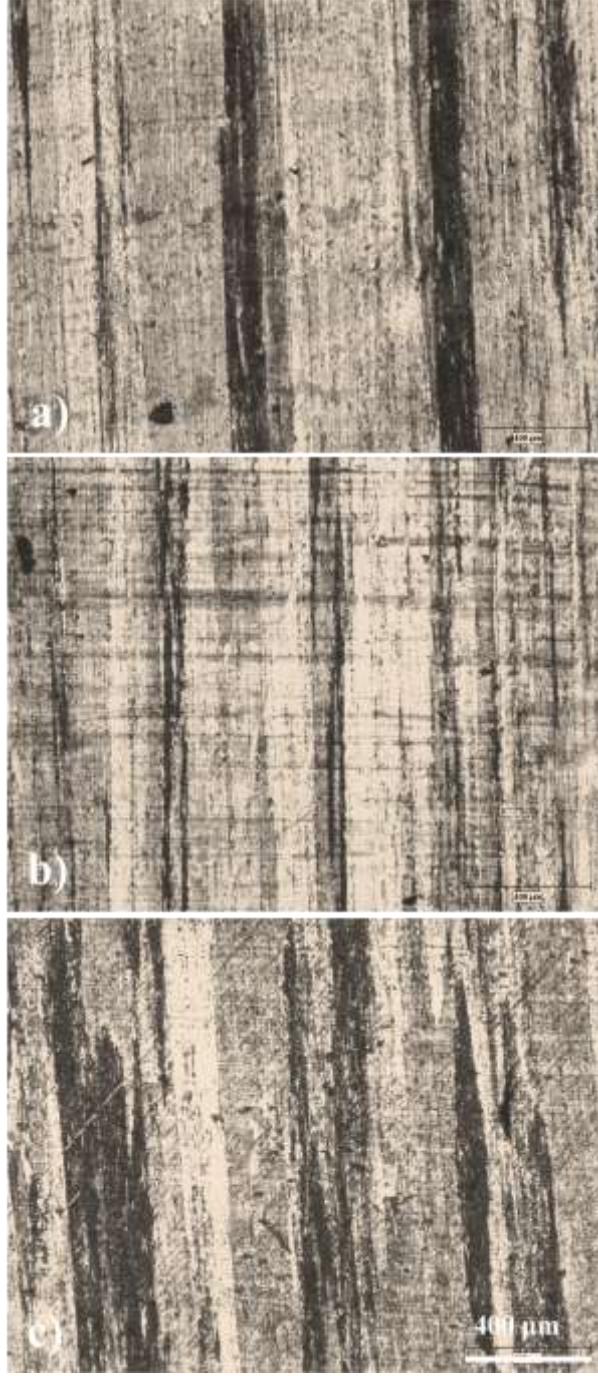
$$2\gamma_{SL} \leq \gamma_{SS} \quad (4.2)$$

bağıntısının gerçekleşmesi gerekir [21].

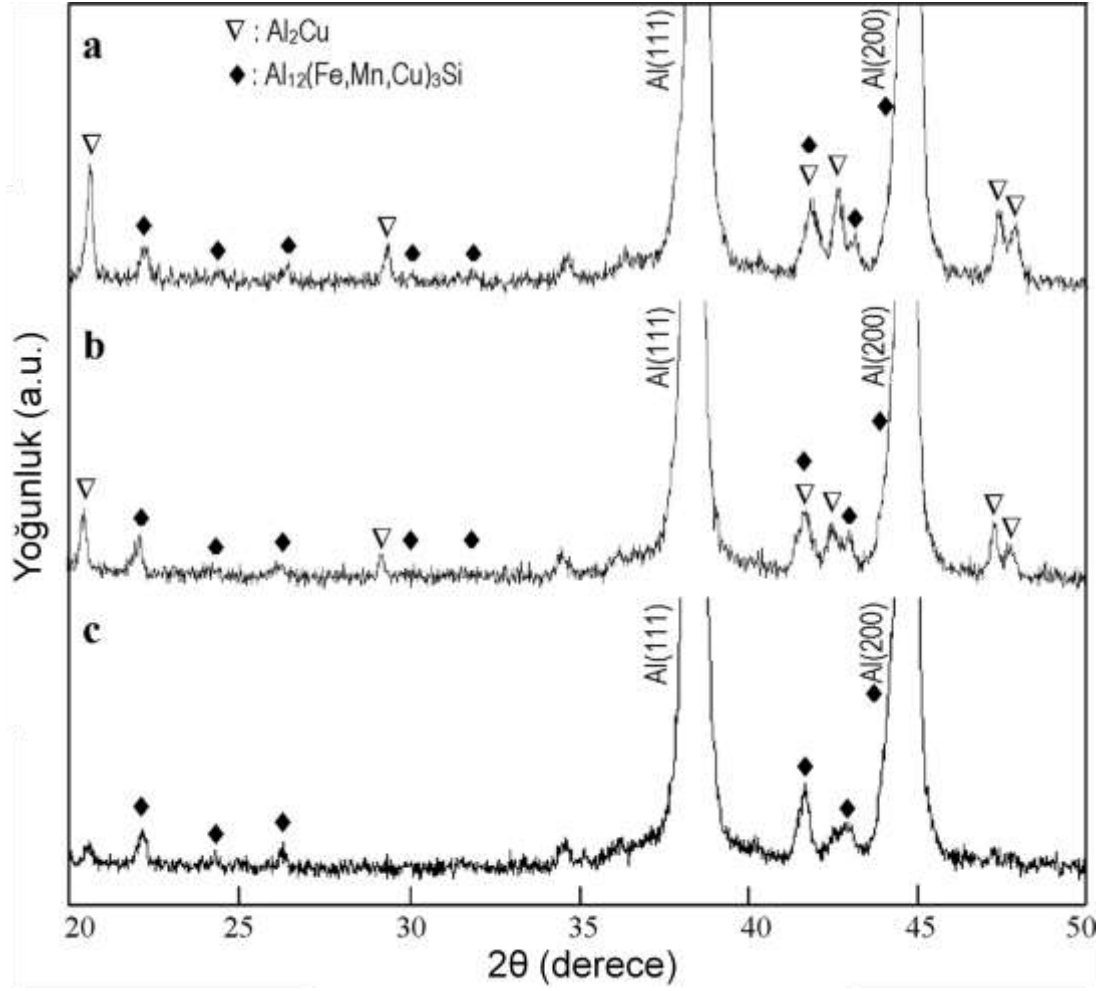
600°C'de yapılan ön ısıtma denemelerinde ise, yapıda yeniden kristalleşme ve artan bekleme süresi ile sıvı faz tarafından ısıtılan katı fazdaki tanelerin daha küresel bir şekil almaya başladığı görülmüştür (Şekil 4.13).



Şekil 4.10. 430°C'de ekstrüzyon yapılmış 2014 alaşımında a) 400°C, b) 500°C ve c) 550°C sıcaklıkta bekletilmeden suya atılan numunelerde mikroyapı görüntüleri



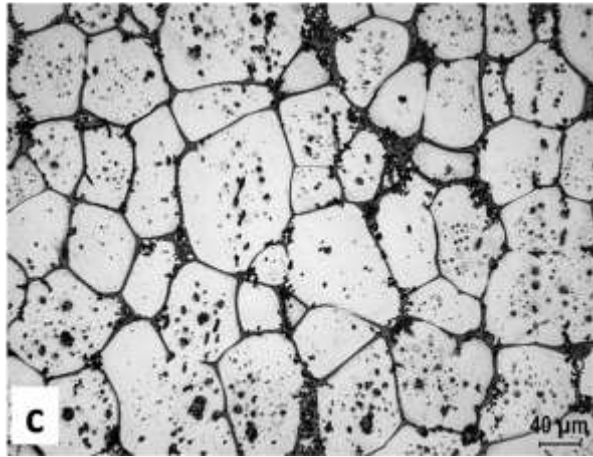
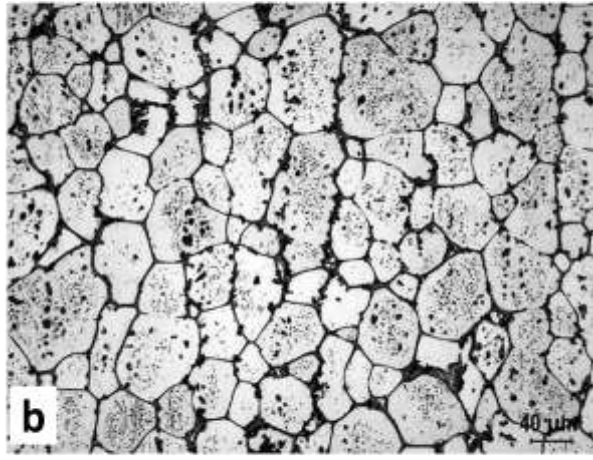
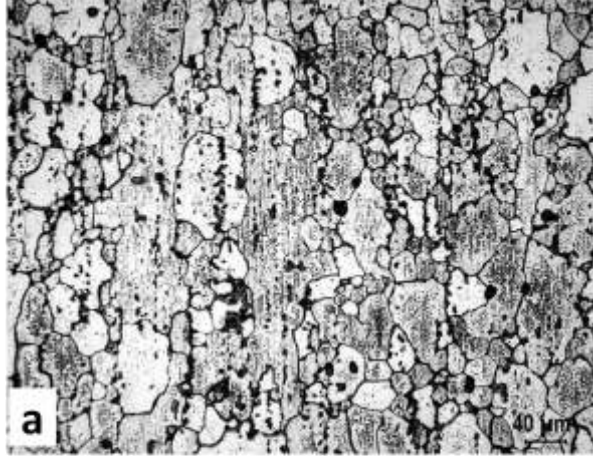
Şekil 4.11. 550°C’de a) 2, b) 3, c) 6 saat süreyle yapılan yeniden kristalleşme denemeleri



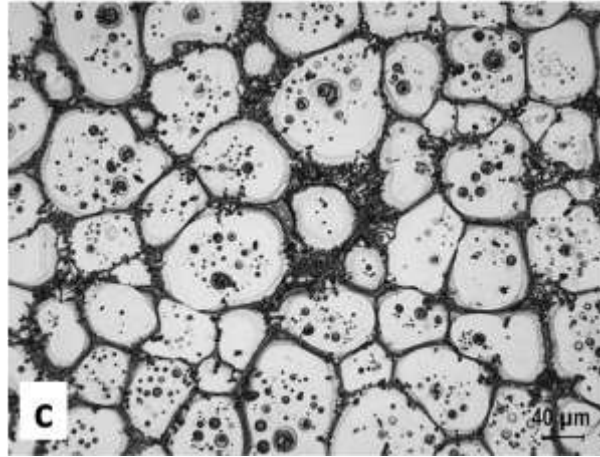
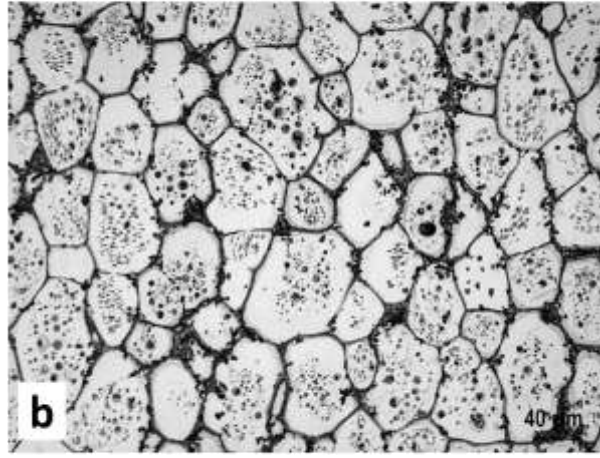
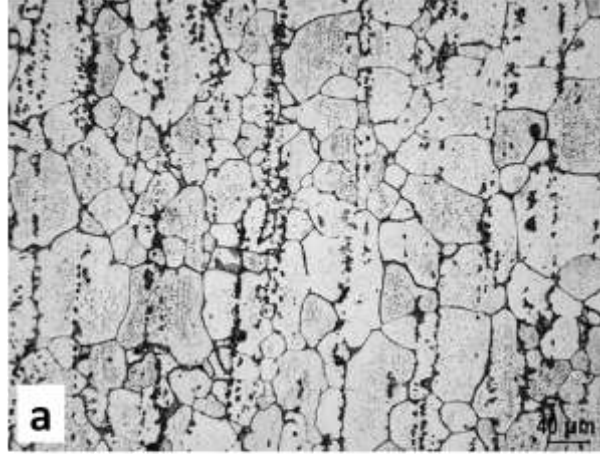
Şekil 4.12. 430°C’de ekstrüzyon yapılmış 2014 alaşımında a) 400°C, b) 500°C ve c) 550°C’de bekletilmeden suya atılan numunelerdeki XRD analizi

Sonuç olarak 550 °C ile 600°C sıcaklıkları arasında matris içinde çözünmüş olarak bulunan Al_2Cu partiküllerinin tane sınırlarında iğneleme etkisi (pinning) ile yeniden kristalleşme mekanizmasını önlediği, yeniden kristalleşmenin 600°C’den sonra görüldüğü anlaşılmıştır [71].

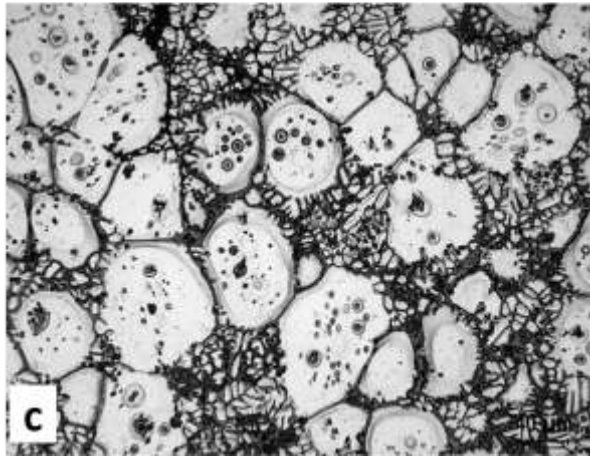
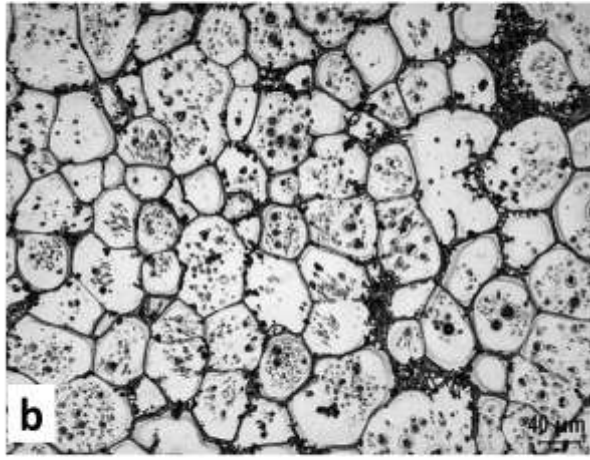
610°C’de yapılan ön ısıtma denemelerinde ise artan sıcaklık ve bekleme süresi sonucunda yapıda küreselleşme karakterinde artış ve tane içlerinde sıvı havuzcukları tespit edilmiştir (Şekil 4.14).



Şekil 4.13. 430°C’de ekstrüzyon yapılmış 2014 alaşımında 600°C sıcaklıkta a) bekletilmeden, b) 5 dk ve c) 10 dk bekletilerek suya atılan numunelerde mikroyapı görüntüleri



Şekil 4.14. 430°C’de ekstrüzyon yapılmış 2014 alaşımında 610°C sıcaklıkta a) bekletilmeden, b) 5 dk ve c) 10 dk bekletilerek suya atılan numunelerde mikroyapı görüntüleri



Şekil 4.15. 430°C’de ekstrüzyon yapılmış 2014 alaşımında 620°C sıcaklıkta a) bekletilmeden, b) 5 dk ve c) 10 dk bekletilerek suya atılan numunelerde mikroyapı görüntüleri

620°C’de yapılan ön ısıtma denemelerinde ise artan sıcaklık ve bekleme süresi sonucunda yapıda küreselleşme karakterinde artış gözlenirken, tane sınırlarındaki ötektik fazın kabalaştığı ve tane içlerindeki sıvı havuzcuklarının sayıca arttığı tespit edilmiştir (Şekil 4.15).

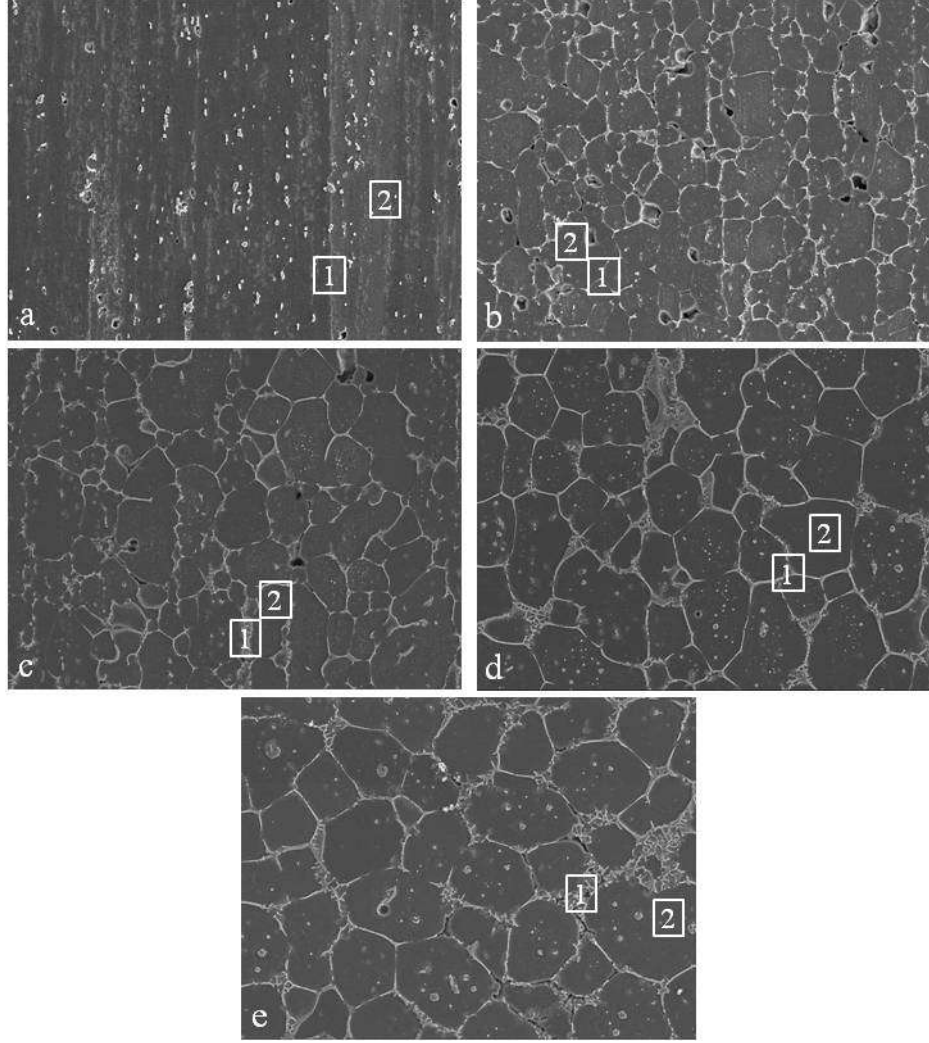
Tane sınırlarında ve tane içlerinde yapılan EDS analizlerine göre, sıcaklığın ve bekleme süresinin artmasıyla tane içinde bakır miktarı azalırken, tane sınırlarında silisyum miktarı giderek artmaktadır (Şekil 4.16 ve Şekil 4.17). Böylece tane sınırlarının bileşimi Al – Cu ikili ötektiği yerine Al – Cu – Si üçlü ötektiğinin bileşimine yaklaşmaktadır.

Al – Cu – Si üçlü ötektiğinin ergime sıcaklığı Al – Cu ikili ötektiğinden daha düşüktür [72]. Tane sınırlarında silisyum zenginleşmesi tane sınırı ergimesine sebep olur. Daha düşük ergime sıcaklığına sahip olan ötektik faz ergiyerek tane sınırlarını ıslatıp katı tanelerin arasına girer ve su verme esnasında kaba bir tanelerarası yapı oluşturur.

Isıtma sıcaklığı ve bekleme süresinin artmasıyla daha fazla miktarda sıvı faz oluşurken tanelerin daha büyük olmasına, ayrıca tane sınırlarının kabalaşmasına sebep olur. Tane sınırlarının dekorasyonu sadece sıvı miktarıyla değil aynı zamanda kaba α -Al tanelerle de ilgilidir.

Tanenin kabalaşması, toplam tane sınırının ve birim alana düşen ötektik miktarının azalmasına [74] ve böylece tane sınırlarının tamamen sıvı ile ıslatılmasına neden olur. Isıtma sıcaklığı ve bekleme süresinin artmasıyla sıvı faz miktarı da artar, tane içerisine hapsolmuş sıvı havuzcukları oluşur ve bunların sayısı giderek artar. EDS analizlerine göre bu havuzcukların bileşimleri tane sınırındaki ötektik yapıya oldukça yakındır.

Şekil 4.13’den de görüldüğü gibi 600°C sıcaklıkta elde edilen yapılarda küreselleşme istenen mertebede değildir. Fakat 620°C sıcaklıkta 5 dakika beklenecek elde edilen yapı (Şekil 4.15 b) ile 610°C sıcaklıkta 10 dakika beklenecek elde edilen yapı (Şekil 4.14 c) birbirlerine oldukça benzer ve istenen durumdadır. Daha düşük sıcaklığın daha fazla bekleme ile tolere edilmesi mümkündür [13].



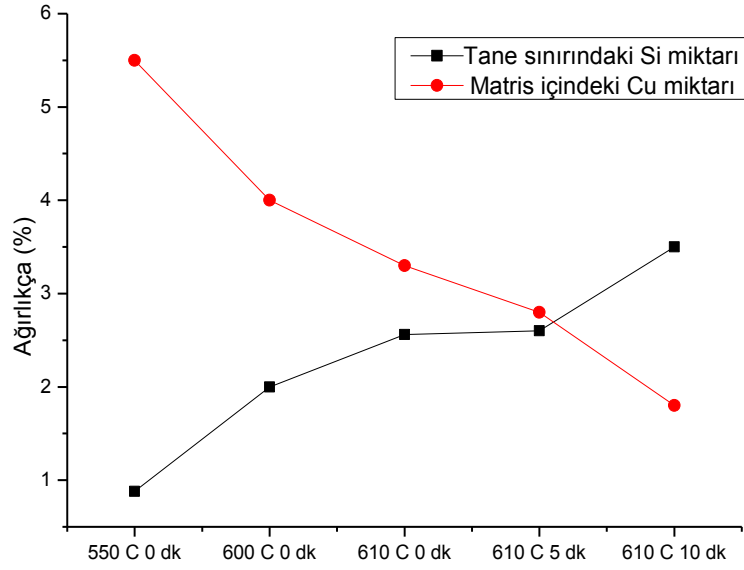
Şekil 4.16. 430°C’de ekstrüzyon yapılmış 2014 alaşımında a) 550°C, b) 600°C, c) 610°C sıcaklıktan vakit kaybetmeden; 610°C sıcaklıkta d) 5 dk, e) 10 dk beklenmesi sonucunda suya atılan numunelerin SEM görüntüleri. “1” tane sınırdan, “2” tane içinden alınan EDS analiz bölgelerini göstermektedir

Tanenin küreselleşme miktarını ölçmek amacıyla iki farklı oran kullanılmaktadır. Bunlardan ilki “x” ile gösterilen en / boy oranı¹dir. Diğeri ise “F” ile gösterilen şekil faktörü²dür.

Şekil 4.18’de gösterildiği gibi tek bir tanenin etrafına çizilen en küçük dikdörtgenin kenar uzunlukları sırası ile “a” ve “b” ise; en / boy oranı;

¹ İngilizce “Aspect ratio”

² İngilizce “Shape factor”



Şekil 4.17. 430°C’de ekstrüzyon yapılmış 2014 alaşımında Şekil 4.16’da gösterilen bölgelerdeki EDS sonuçları

$$x = \frac{a}{b} \quad (4.3)$$

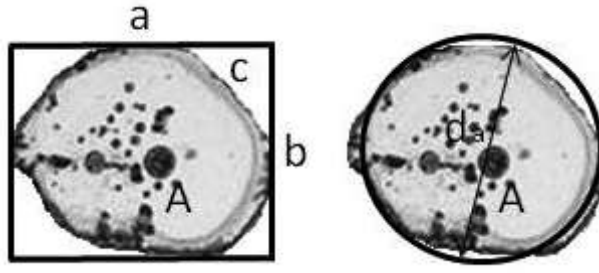
şeklinde hesaplanır. Şekil 4.18’de gösterildiği gibi, “A” tanenin alanı ve “c” tanenin çevre uzunluğu ise, şekil faktörü;

$$F = \frac{4\pi A}{c^2} \quad (4.4)$$

şeklinde hesaplanmaktadır. Tane büyüklüğünün bir ifadesi olan ve “d_a” ile gösterilen tane çapı ise tane alanına karşılık gelen dairenin çapı olarak tanımlanarak,

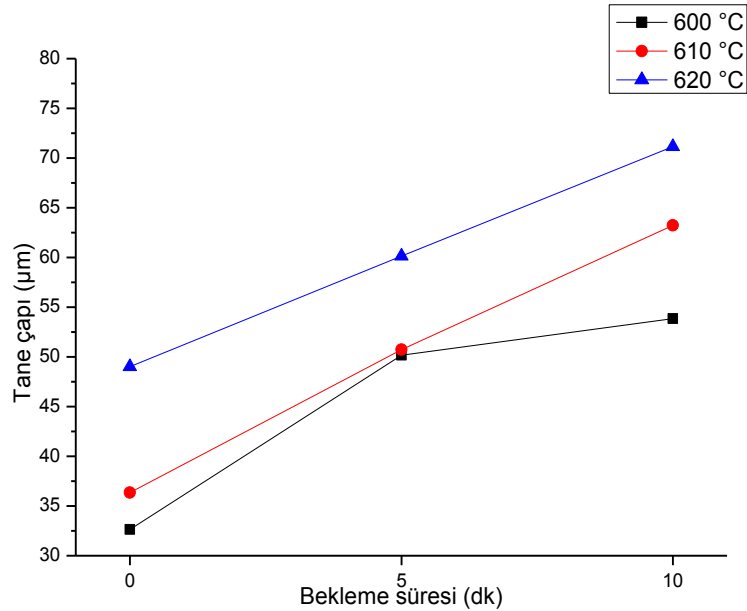
$$d_a = \sqrt{\frac{4A}{\pi}} \quad (4.5)$$

şeklinde hesaplanmaktadır. 600°C, 610°C ve 620°C sıcaklıklarda yapılan tüm ön ısıtma denemeleri sonucunda elde edilen numuneler üzerinde tane çapı, en / boy oranı ve şekil faktörü ayrı ayrı hesaplanmıştır.



Şekil 4.18. En / boy oranı ve şekil faktörü değerlerinin hesaplanmasında kullanılan büyüklüklerin şematik gösterimi

Yüksek sıcaklığın ve bu sıcaklıkta bekleme süresinin artması metalik malzemelerde tane büyümesine yol açar. Yapılan çalışmalar da ısıtma sıcaklığı ve bekleme süresindeki artışın tane büyümesine neden olduğunu göstermiştir (Şekil 4.19). 600°C sıcaklıkta yapılan deneylerde 5 dakika bekleme süresinden sonra tane büyüme miktarı yavaşlarken, 610°C ve 620°C sıcaklarda yapılan deneylerde ise artan bekleme süresi ile tane büyümesi arasında doğrusal bir ilişki olduğu tespit edilmiştir. 620°C sıcaklıkta 10 dakika bekleme sonucunda elde edilen en büyük tane çapı 71,14µm olurken, 620°C sıcaklıkta 5 dakika ve 610°C sıcaklıkta 10 dakika beklenecek elde edilen tane çapları sırasıyla 60,15µm ve 63,23µm dir.



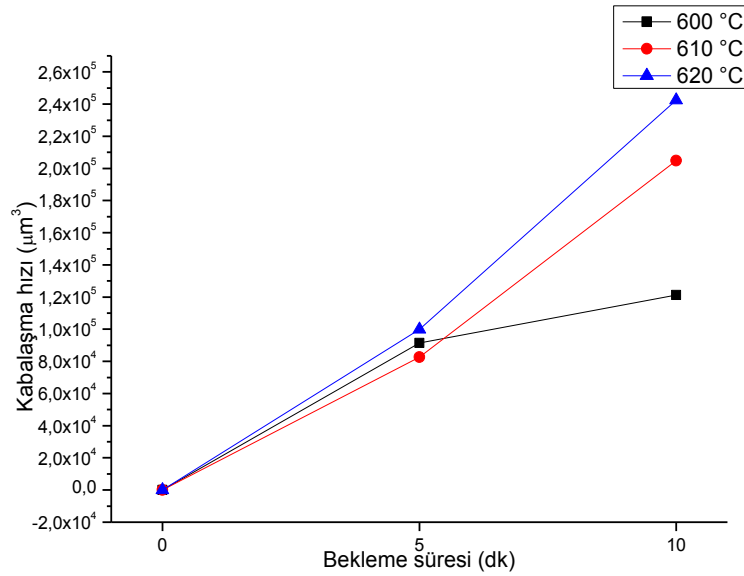
Şekil 4.19. Isıtma sıcaklığı ve bekleme süresinin tane büyüklüğüne etkisi

Yüksek sıcaklıkta kısa süre beklenmesi ile daha düşük sıcaklıkta daha uzun süre beklenmesi aynı boyutta tane oluşmasına neden olmaktadır. Diğer bir deyişle, sıcaklığın azaltılması bekleme süresinin arttırılmasıyla telafi edilebilir.

Literatürde sıkça kullanılan ve bekleme süresinin değişimi neticesinde meydana gelen tane büyümesini ifade eden başka bir büyüklük ise kabalaşma hızı¹ dir. Herhangi bir “t” zamanında ortalama tane çapı “d” ve “t=0” anında ortalama tane çapı “d₀” ise, “K_t” kabalaşma hızı;

$$K_t = d_0^3 - d^3 \quad (4.6)$$

şeklinde hesaplanmaktadır. Şekil 4.20’de gösterildiği gibi, 610°C ve 620°C ısıtma sıcaklıkları için, 0-5 dakika ve 0-10 dakika bekleme sürelerinde kabalaşma hızlarının neredeyse doğrusal bir şekilde artmasına rağmen, 600°C ısıtma sıcaklığında kabalaşma hızı doğrusal değildir ve 5 ile 10 dakika arasında yavaşlamaktadır.

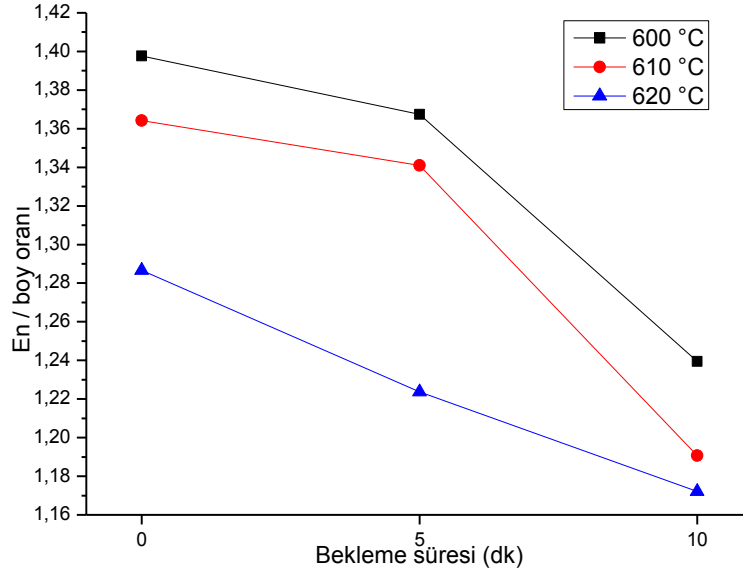


Şekil 4.20. Isıtma sıcaklıklarına göre 5 ve 10 dakika sonunda kabalaşma hızları

Denklem (4.3) kullanılarak yapılan hesaplamalar sonucunda ısıtma sıcaklıkları ve bekleme sürelerine bağlı olarak tanelerin en / boy oranları Şekil 4.21’de

¹ İngilizce “Coarsening rate”

gösterilmiştir. Mükemmel bir küre formu için “1,00” değerini alan bu oran birçok araştırmacı tarafından küreselleşme miktarının belirlenmesi için kullanılmıştır. Isıtma sıcaklığının ve bekleme süresinin artması tanelerin daha küresel bir şekil almasına ve en / boy oranı değerlerinin “1” e yaklaşmasına neden olmaktadır.

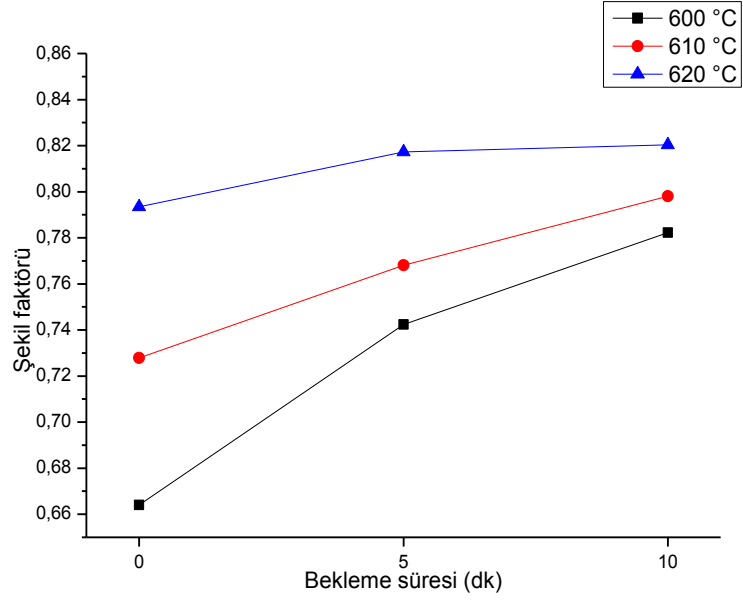


Şekil 4.21. Isıtma sıcaklığı ve bekleme süresinin en / boy oranına etkisi

Fakat yapılan tüm deneylere karşın tez çalışmalarında mükemmel bir küre elde edilememiştir. En / boy oranı olarak “1” e en yakın iki değer, 610°C ve 620°C sıcaklıklarda 10 ‘ar dakika beklenmesi sonucu sırasıyla 1,19 ve 1,17 bulunmuştur.

Her ne kadar küreselleşmenin bir göstergesi olsa da, en / boy oranı, kare veya eşkenar dörtgen şeklindeki taneler için de “1,00” değerini almakta ve bu sebeple tek başına kullanılmamaktadır. Küreselleşmenin tam olarak tarif edildiği şekil faktörü de Denklem (4.4) kullanılarak ayrıca hesaplanmıştır (Şekil 4.22).

En / boy oranında olduğu gibi, şekil faktörü de mükemmel bir küre için “1,00” değerini almaktadır. Isıtma sıcaklığının ve bekleme süresinin artmasıyla taneler küresele yakın bir şekil alarak şekil faktörü “1” e yaklaşır. Fakat en / boy oranında olduğu gibi tez çalışmalarında şekil faktöründe de tam olarak “1,00” değeri elde edilememiş, diğer bir deyişle ön ısıtma sonucunda mükemmel bir küre şekli sağlanamamıştır.



Şekil 4.22. Isıtma sıcaklığı ve bekleme süresinin şekil faktörüne etkisi

Döküm alaşımlarında neredeyse mükemmel bir küresel yapı elde edilirken, 2014 alaşımındaki yapı tam bir küre formunda değildir. Döküm alaşımlarında silisyum miktarının yüksekliği (A356 için Si miktarı % 6,5 ~% 7,5) nedeniyle yapıdaki sıvı faz oldukça fazladır. Bu sebeple daha çok miktarda sıvı faz tarafından ıslatılmış katı partiküller daha kolay küreselleşmektedir. Buna karşın 2014 gibi dövme alaşımlarında silisyum miktarının döküm alaşımlarına kıyasla az olması, yarı-katı durumda daha az sıvı fazın bulunmasına ve sonuç olarak küreselleşmeden uzaklaşmasına sebep olur [76]. Ön ısıtma işleminden sonra uygulanacak plastik şekil değişimi işleminde, katı fazdaki taneleri de, malzeme akışı ve basınç nedeniyle, küreselleşme miktarının artacağı unutulmamalıdır [77].

Ön ısıtma ve bu sıcaklıklarda farklı sürelerde bekleme deneyleri sonucunda elde edilen tüm veriler Tablo 4.5'te özetlenmiştir.

Hesaplamalar sonucunda, yarı-katı şekillendirmede kullanılacak küresel yapı için, ön ısıtma şartlarından 620°C sıcaklıkta 5 dakika bekleme ile 610°C sıcaklıkta 10 dakika beklemenin neredeyse benzer olduğu ve arzu edilen şartlarda tane yapılarına sahip oldukları görülmüştür.

Tablo 4.5. Ön ısıtma ve bekleme süreleri sonunda elde edilen tane çapı, en/boy oranı ve şekil faktörü değerleri.

Ön Isıtma	Tane Çapı (µm)	En/Boy Oranı	Şekil Faktörü
600°C 0 dk	32,64	1,40	0,66
600°C 5 dk	50,16	1,37	0,76
600°C 10 dk	53,84	1,23	0,78
610°C 0 dk	36,36	1,36	0,73
610°C 5 dk	50,74	1,34	0,77
610°C 10 dk	63,23	1,19	0,80
620°C 0 dk	49,01	1,27	0,90
620°C 5 dk	60,15	1,22	0,81
620°C 10 dk	71,15	1,17	0,82

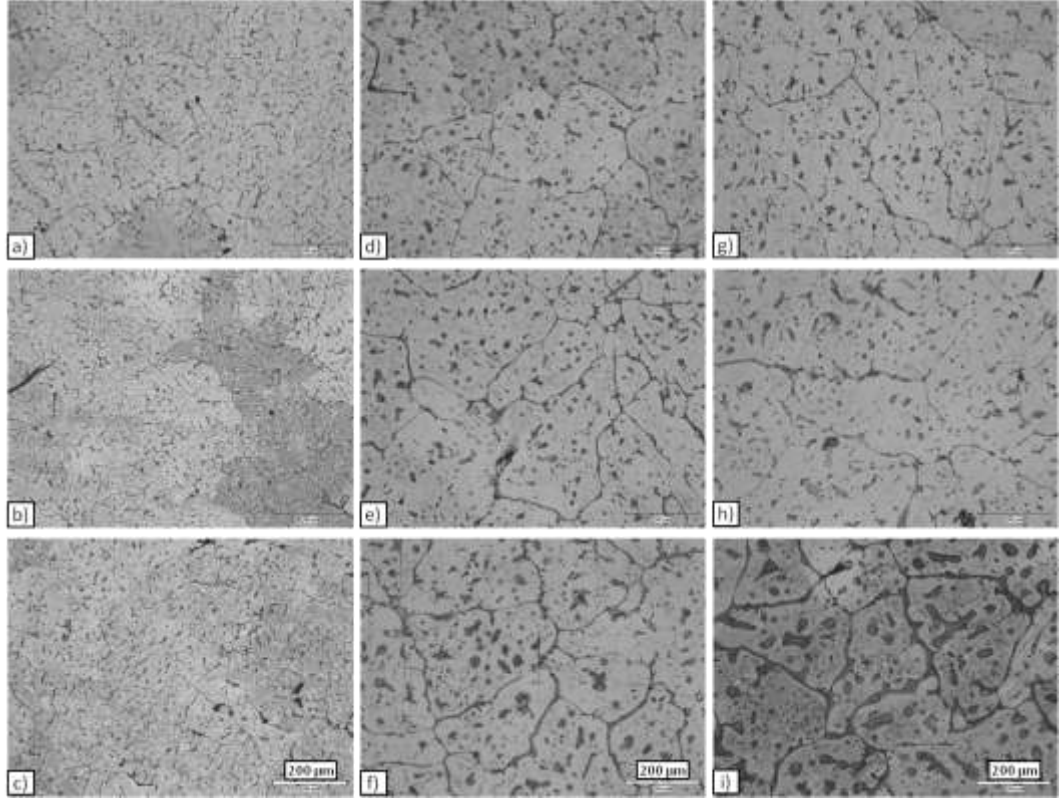
Sonuçta yüksek sıcaklıkta kısa süre beklenmesi ile düşük sıcaklıkta uzun süre beklenmesinin birbirlerini tolere ettikleri anlaşılmaktadır. Yüksek sıcaklığa çıkılarak daha fazla miktarda sıvı faz içeren bir yapı ile çalışmanın daha önce belirtildiği gibi, ekstrüzyon esnasında bazı problemlere yol açacağı tahmin edildiği için, düşük sıcaklıkta uzun süre beklenecek elde edilen yapının ekstrüzyona daha uygun olduğu sonucuna varılmıştır.

Aynı ısıtma sıcaklıkları ve bekleme süreleri plastik şekil değişimine tabi tutulmamış döküm malzemelere de uygulanmıştır. Şekil 4.23'te verildiği gibi plastik şekil değiştirme olmaması malzemenin yeniden kristalleşmemesi anlamına gelmektedir. Sıcaklık ve bekleme sürenin artması küreselleşme yerine sadece tane büyümesine sebep olmuştur.

Yeniden kristalleşme sonucu oluşan tane boyutu, “ γ ” birim alandaki arayüz enerjisi ve “ E_s ” birim alandaki kusur enerjisine bağlıdır. Yeniden kristalleşmeyle oluşan tane yarıçapı “ R^* ” ise,

$$R^* = \frac{\gamma}{\Delta E_s} \quad (4.7)$$

Şekil değiştirme sonucu kusur enerjisi arttığı için yeniden kristalleşmeyle oluşan tane boyutu küçülür. Böylece yarı-katı şekillendirmeyle elde edilen tane boyutu da küçülmüş olur. Plastik şekil değişiminin yarı-katı şekillendirme için önemi bu şekilde açıklanabilir.



Şekil 4.23. Döküm 2014 malzemede 600 °C sıcaklıkta a) bekletilmeden, b) 5 dk, c) 10 dk; 610 °C sıcaklıkta d) bekletilmeden, e) 5 dk, f) 10 dk ve 620°C sıcaklıkta g) bekletilmeden, h) 5 dk, i) 10 dk bekletilerek suya atılan numunelerde mikroyapı görüntüleri

4.5. Yarı - Katı Ekstrüzyon

Dünya üzerinde en fazla üretilen alüminyum ürünü olan yassı ürünlerin aksine ülkemizde en çok ekstrüzyon ürünlerinin üretimi yapılmaktadır.

Ekstrüzyon ürünlerlerinin üretilmesi yassı ürünlerin üretilmelerine göre daha az zahmetli fakat daha yavaştır. Yapılan yarı-katı şekillendirme çalışmasında kullanılacak olan üretim yönteminin, maddi ve teknolojik sınırlar dahilinde, dövme veya ekstrüzyon olması düşünülmüştür.

Dövme konusunda oldukça fazla çalışma yapılmış olmasına karşın ekstrüzyonla ilgili yok denecek kadar az çalışma bulunması, 2014 alaşımının yarı-katı ekstrüzyonunu ilgi çekici hale getirmiştir. Bu nedenle üretim yöntemi olarak ekstrüzyon seçilmiştir.

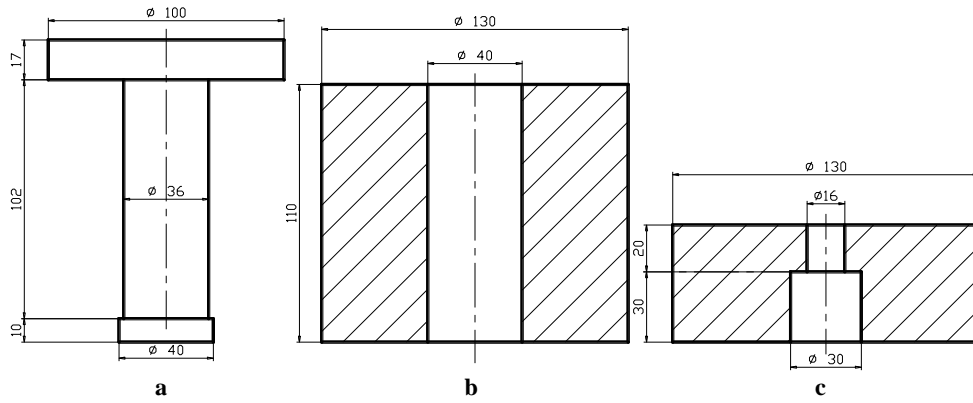
Ekstrüzyonda kullanılan kalıp elemanları Şekil 4.24'te verilmiştir. Takım malzemesi olarak sıcak iş takım çeliği 2344 tercih edilmiştir.

Kimyasal analizi Tablo 4.6'da verilen 2344 tokluğu ve ısıl şoklara dayanımı yüksek, ayrıca yüksek sıcaklıklarda aşınma dayanımını yitirmeyen bir çelik olup iyi bir ısıl iletkenliğe sahip olduğundan kalıbın çalışması esnasında kalıpta biriken ısıyı da kolaylıkla uzaklaştırır.

Bu çelik, söz konusu özellikleri nedeniyle, plastik enjeksiyon, ekstrüzyon ve dövme kalıpları yapımında sıkça kullanılmaktadır.

Tablo 4.6. 2344 sıcak iş takım malzemesinin kimyasal bileşimi (% ağırlıkça) [78]

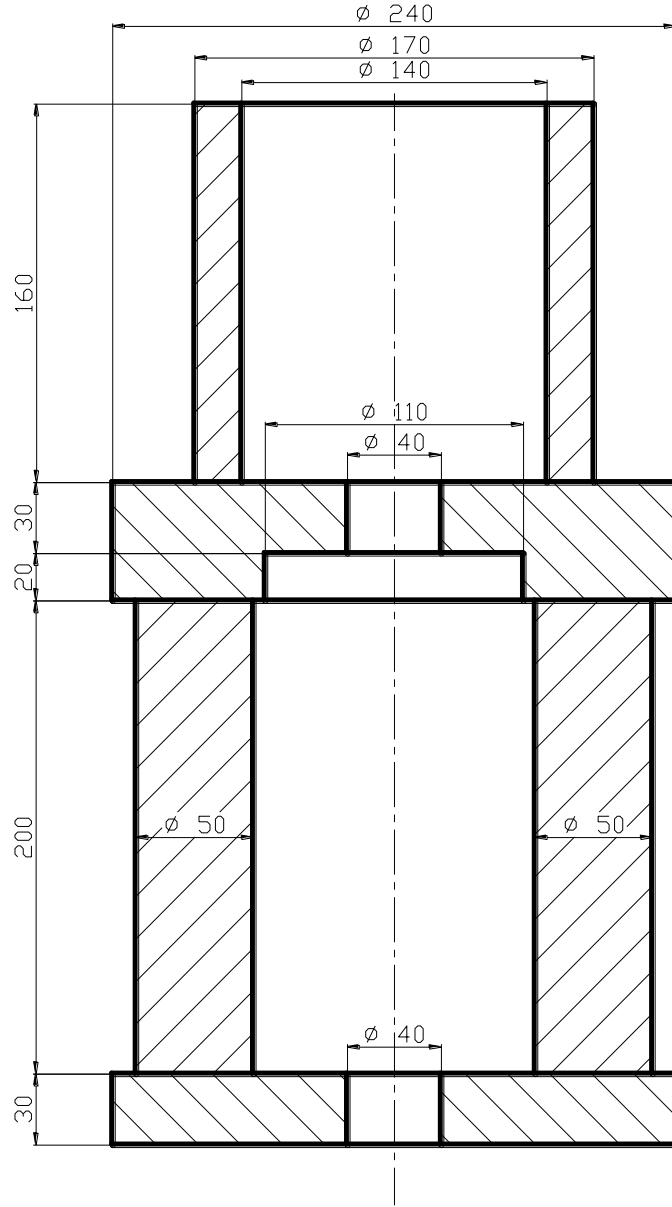
C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0,32–0,42	0,80–0,50	0,25–0,50	4,80–5,50	1,20–1,50	0,85–1,15



Şekil 4.24. 2344 sıcak iş takım çeliğinden üretilen kalıp elemanları a) istampa, b) alıcı, c) matris

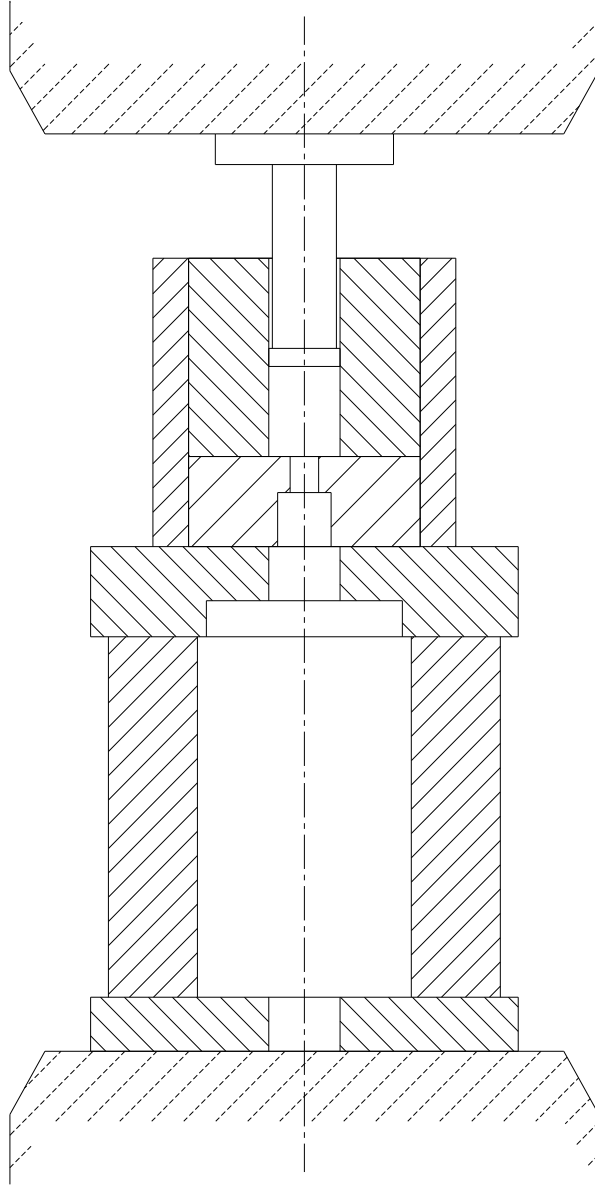
Kalıp elemanlarının üretiminden sonra ekstrüzyonun yapılacağı 600 kN kapasiteli Dartec marka universal çekme makinesinin dikey ekstrüzyon presine modifikasyonunu sağlayan aparatın (Şekil 4.25) üretimi yapılmıştır.

Bu aparat için yine 2344 sıcak iş takım çeliği kullanılmış, tüm parçaların sertlikleri su verme + menevişlemeyle 48 HRC seviyesine çıkartılmıştır. İstampa çekme makinesinin üst çenesine, aparat ise alt çenesine tespit edilmiştir.



Şekil 4.25. Üniversal çekme makinesinin dikey ekstrüzyon presine modifikasyonu için aparat

Aparat içerisine yerleştirilen alıcı, matris ve üst çeneye tespit edilmiş olan ıstampanın merkezleme ayarları yapılmıştır (Şekil 4.26). İstampa kursu üst çeneye monte edilmiş “LVDT”, ekstrüzyon kuvveti ise alt çenede bulunan yük hücresi vasıtasıyla anlık olarak ölçülüp kaydedilebilir. Ekstrüzyon hızı, çekme makinesinin en yüksek hızı olan 10 mms^{-1} alınmıştır.



Şekil 4.26. Dikey ekstrüzyon ünitesi montaj resmi

4.5.1. Birinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemeleri

İlk ekstrüzyon denemeleri için 40 mm çapında ve 50 mm yüksekliğinde silindirik numuneler, indüksiyonla Şekil 4.27’de gösterildiği gibi alıcı içerisinde ısıtılmıştır.

Ön ısıtma denemelerinde olduğu gibi bu denemelerde de numune ekseninde açılan 3 mm çapında ve 10 mm derinliğindeki delik içerisine sokulan “K” tipi termo-kupl vasıtasıyla sıcaklık kaydedilmiştir. İstampa ve matrise bu denemelerde herhangi bir ısıtma işlemi uygulanmamıştır.



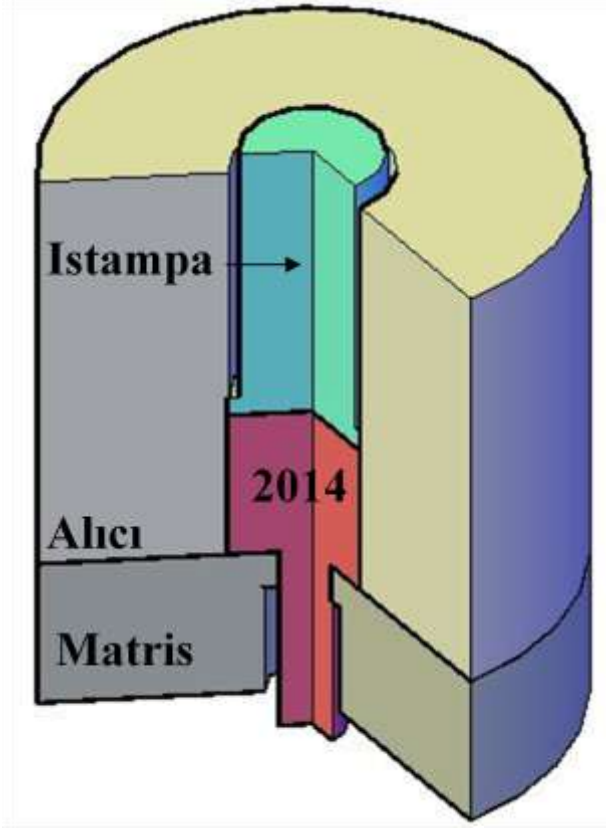
Şekil 4.27. Birinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemeleri için numunelerin ön ısıtma işlemi

Numune ve alıcı ısıtma sıcaklığına ulaştıkları anda kronometre başlatılarak bekleme süresi tespit edilmiştir. Bekleme süresi sonunda alıcı aparat içine yerleştirilerek ekstrüzyondan hemen önce termo-kupl yerinden çıkartılmıştır. Ekstrüzyon işlemi şematik olarak Şekil 4.28’de gösterilmiştir.

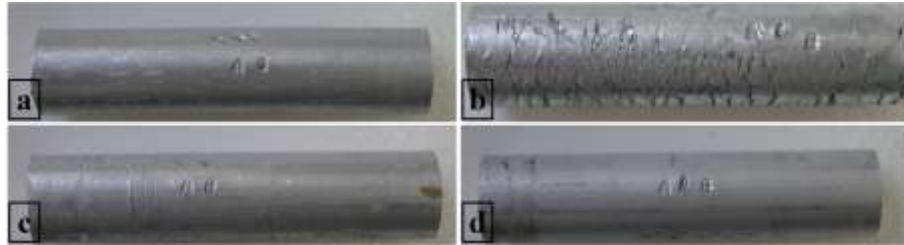
Her ne kadar yarı-katı ekstrüzyon işlemi için 610°C sıcaklıkta 5 dakika bekleme koşulları uygulanmışsa da, bu denemeler 600°C sıcaklıkta da yapılmıştır. Bekleme süreleri ilk denemelerde 0 dakika, ikinci denemelerde ise 5 dakikadır. Dört farklı seride üretilen ekstrüzyon çubuklarının makro görüntüleri Şekil 4.29’da verilmiştir.

Çubuklardan alınan enine ve boyuna kesitlerdeki mikroyapı görüntüleri Şekil 4.30’da verilmiştir. Isıtma sıcaklığında beklenmeden yapılan ekstrüzyon denemelerinde her iki ısıtma sıcaklığında numune merkezlerinde ince taneli bir bölge oluşmuştur (Şekil 4.30 a ve c).

Isıtma sıcaklığında hiç beklenmemesi sebebiyle numunede sıcaklık farkına sahip bölgelerin oluştuğu, orta kısımların kenarlara göre daha soğuk kalması sonucunda bu bölgelerde tam bir ergimenin yaşanmadığı, dolayısıyla bu kısımların yeniden kristalleşerek küçük taneli bir yapı oluşturduğuna karar verilmiştir.



Şekil 4.28. Birinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemeleri (şematik)



Şekil 4.29. Birinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemelerinde üretilen ekstrüzyon çubukları a) 600°C sıcaklıkta 0 dk., b) 600°C sıcaklıkta 5 dk., c) 610°C sıcaklıkta 0 dk. ve d) 610°C sıcaklıkta 5 dk. bekleme

Aynı numunelerin boyuna kesitleri incelendiğinde (Şekil 4.30 b ve d), ekstrüzyon doğrultusunda uzamış taneler görülmektedir. Bu şekilde tane yönlenmesi ancak yeniden kristalleşme sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda görünmektedir. Istampa ve matrisin ısıtılmaması nedeniyle ekstrüzyon esnasında 2014 alaşımının hızla soğuduğu ve matristeki şekillendirme esnasında sıcaklığın 550°C'ler civarına düştüğü düşünülmektedir. 5 dakika beklenerek yapılan ekstrüzyon denemelerinin boyuna kesit görüntülerinde de (Şekil 4.30 f ve h) yapıda ekstrüzyon doğrultusunda yönlenmelerin olduğu görülmektedir. Isıtma sıcaklığında beklemenin enine kesit

görüntülerinde (Şekil 4.30 e ve g) homojen bir sıcaklık dağılımı oluşmasına rağmen ekstrüzyon esnasında soğumanın engellenemediği anlaşılmıştır.

Isıtma sıcaklığının 625°C'ye yükseltilerek yapılan deneylerde, bu sıcaklıkta yarı—katı fazda sıvı miktarı % 32 seviyelerinde olmasına rağmen üretilen çubukta ısı alış verışı önlenememiştir. Mikroyapı incelemelerinde yüksek sıcaklık ve ekstrüzyon oranı nedeniyle dinamik yeniden kristalleşme gözlenmiştir (Şekil 4.31). Dinamik yeniden kristalleşme yarı—katı sıcaklığının altında gerçekleştiği için şekillendirmenin yarı—katı fazda olduğu söylenemez. Isıtma sıcaklığının daha da artırılması halinde çapı büyük olan alıcının sıcaklığının 700°C'ye yaklaştığı ve alaşım—alıcı temas yüzeyinde tamamen erime olduğu gözlenmiştir.

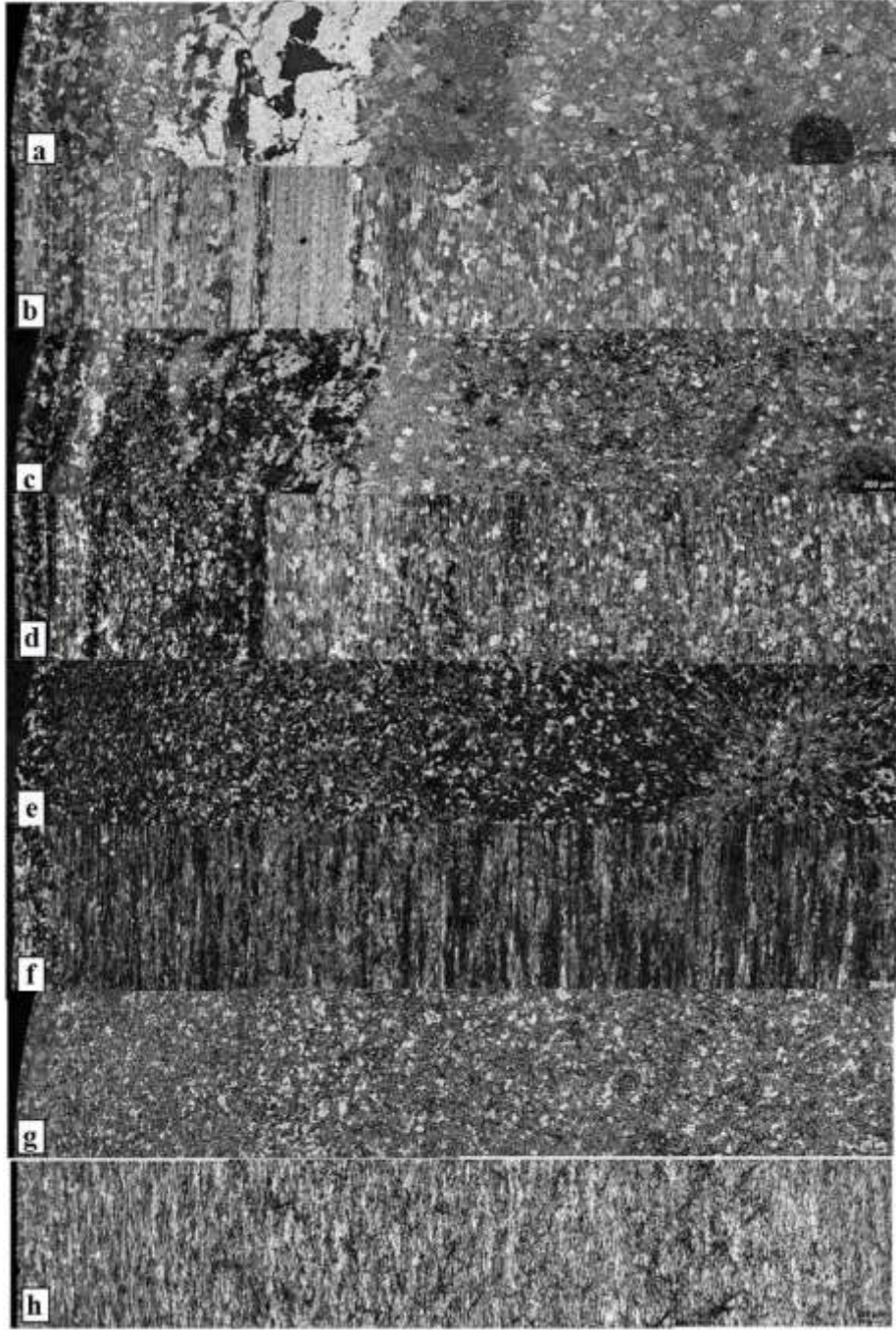
Sonuç olarak birinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemelerinde ıstampa, alıcı ve matris sıcaklıklarının istenilen düzeyde ayarlanamaması, ayrıca elde edilen ekstrüzyon numunlerinin de yarı-katı ekstrüzyon yapısından uzak olması nedeniyle birinci seri yarı-katı ekstrüzyon parametreleri terk edilmiştir.

4.5.2. İkinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemeleri

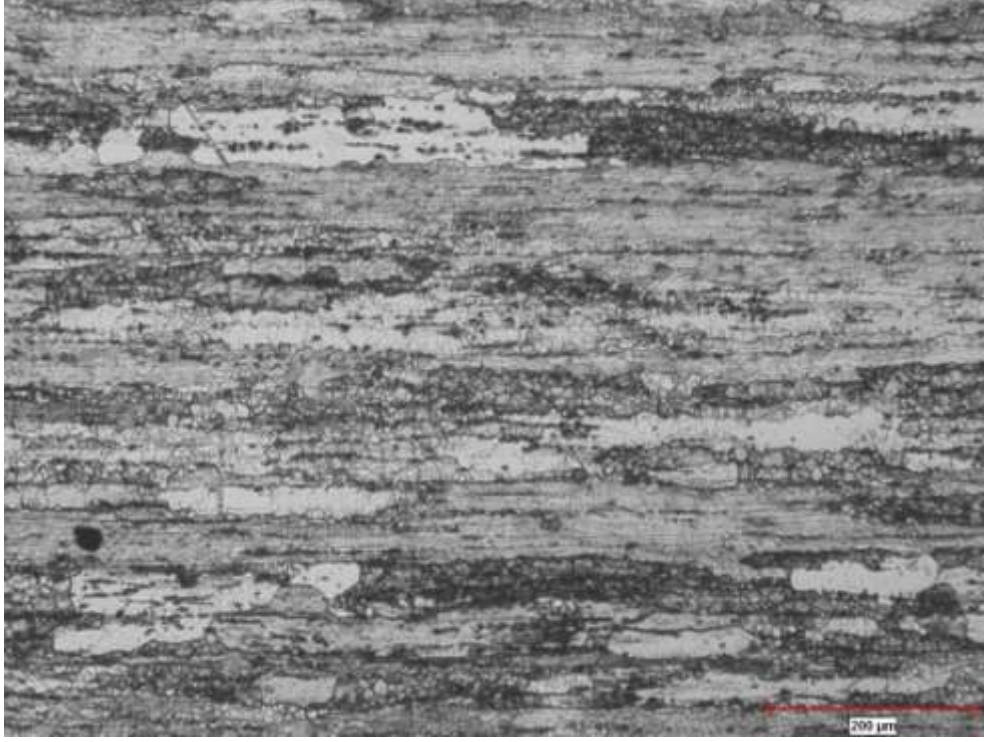
Olumsuz sonuçlanan birinci serinin ardından ikinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemelerinde alıcı, matris ve ıstampa'nın ısıtılması gerektiği sonucuna varılmıştır. Kalıbın ısıtılması için Özmak marka etüv kullanılmıştır. Çekme makinesinin dikey ekstrüzyon presi gibi çalışmasını sağlayan aparatın boyutsal bazı kısıtlamaları nedeniyle ısıtılması söz konusu değildir.

Ayrıca ısıtılsa dahi yüksek sıcaklıktaki bu aparatın çekme makinesine montajı ve merkezleme ayarlarının yapılması tehlikelidir. Bu sebeple aparat ekstrüzyon başlangıcında oda sıcaklığındadır.

Istampa etüvde ısıtılabilir bir boyutta olmasına rağmen, yüksek sıcaklıkta çekme makinesi üst çenesine montajı zor ve tehlikeli, ayrıca montaj esnasında geçen süre zarfında soğuma ihtimali yüksektir.



Şekil 4.30. 600°C sıcaklıkta 0 dk. için a) enine, b) boyuna; 610°C sıcaklıkta 0 dk. için c) enine, d) boyuna; 600°C sıcaklıkta 5 dk. için e) enine, f) boyuna; 610°C sıcaklıkta 5 dk için g) enine, h) boyuna kesitteki mikroyapı görüntüleri

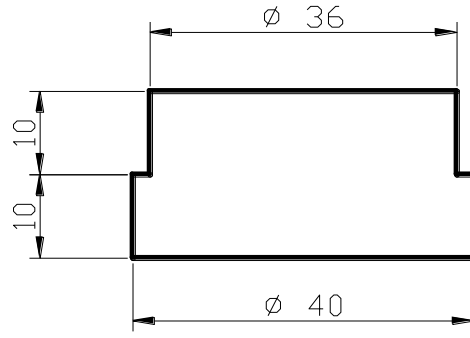


Şekil 4.31. 625°C sıcaklıkta yapılan ekstrüzyon denemelerinde görülen dinamik yeniden kristalleşme

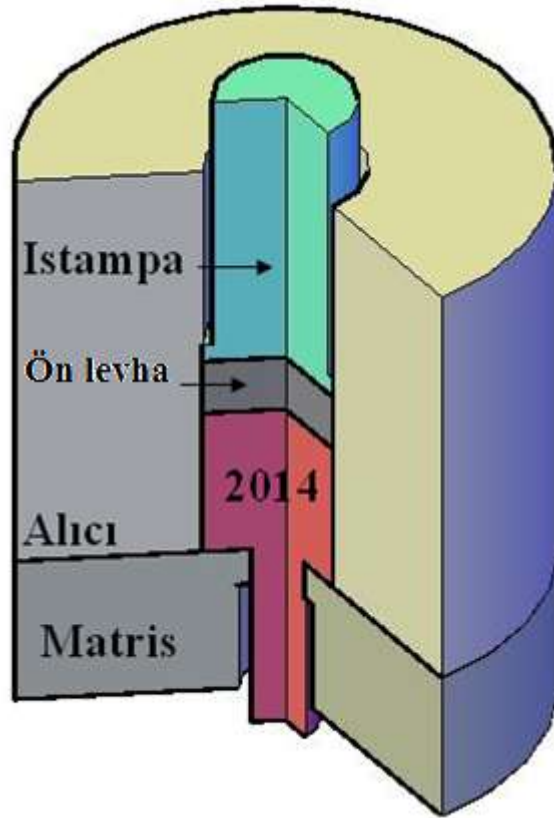
Bu nedenle, soğuk olan ıstampın sıcak olan 2014 alaşımına temasını önlemek amacıyla, Şekil 4.32’de görülen ön levha kullanılmıştır. Ön levha da alıcı ve matrisle birlikte etüvde ısıtılmıştır.

Isıtma denemelerinde, sıcak kalıpların aparat içine yerleştirilmesi esnasında, kalıplardan aparata olan ısı transferi nedeniyle kalıp sıcaklığı 610°C nin altına düşmüştür. Bu şartlarda yapılacak ekstrüzyonun yarı-katı ekstrüzyondan uzak olacağı düşünülerek, ısı transferi sonunda kalıp sıcaklığının uygun bir mertebede kalması için, kalıp ısıtma sıcaklığının 650°C olması kararlaştırılmıştır. Aslında bu şartlar altında kalıp – aparat arasındaki ısı transferi tam olarak engellenmiş, değil sadece yavaşlatılmıştır.

Şekil 4.33’te şematik olarak gösterilmiş olan ikinci seri yarı—katı ekstrüzyon denemelerinde, kalıplar soğuyarak 610°C sıcaklığa ulaştığında ekstrüzyona başlanmış ve üretim tamamlanmıştır.



Şekil 4.32. Istampı – alaşım arasındaki ısı transferini sınırlayan ön levha



Şekil 4.33. İkinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemeleri (şematik)

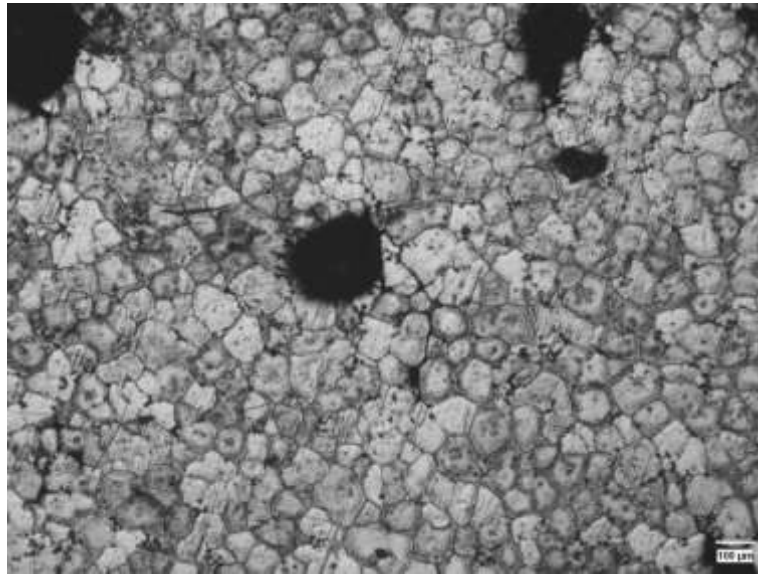
Kalıpların etüvden alınarak aparata montajı sonrasında ekstrüzyon için kalan süre çok azdır. Montajdan sonra fazla beklenmesi kalıpların çok soğuması, az beklenmesi ise kalıpların ön ısıtma sıcaklığından daha fazla olmasına sebep olmaktadır. Kalıpların etüvden alınarak aparata montajı ve indüksiyonla ısıtılmış olan 2014 alaşımının (Şekil 4.34) hızlıca alıcı içerisine konulması gerekmektedir.



Şekil 4.34. İkinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemelerinde 2014 alaşımının seramik pota içinde ön ısıtılması

Ekstrüzyon denemeleri sonunda mikroyapının küresel (Şekil 4.35), fakat ekstrüzyon matrisinden çıkan ürünün silindirik olmadığı görülmüştür (Şekil 4.36).

Yarı-katı durumdaki alaşım, matris çıkışında, kendi ağırlığını taşıyamamıştır. Ayrıca matris içindeki malzeme akışının merkezde hızlı, kenarlarda nispeten yavaş olması nedeniyle malzemede kopmalar yaşanmıştır.



Şekil 4.35. İkinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemelerinde mikroyapı görüntüsü



Şekil 4.36 İkinci seri yarı-katı ekstrüzyon denemelerinde makroyapı görüntüsü

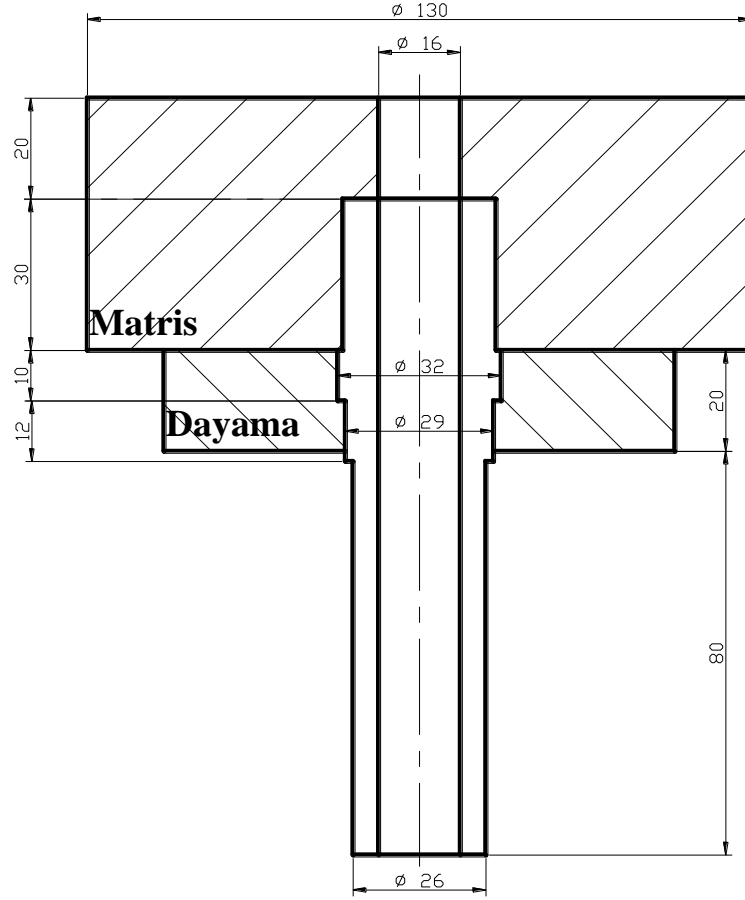
Bu sıkıntılıların kaynağının matris yatak uzunluğu olduğu düşünülmüştür. Yatak uzunluğu geleneksel ekstrüzyona göre tasarlandığından ekstrüzyon için yeterli olmamıştır.

Sonuç olarak, mikroyapı bakımından istenilen düzeyde fakat makroyapı bakımından kötü olan ikinci seri yarı-katı ekstrüzyonda, ısıtma ve bekleme şartlarının yeterli, matris tasarımının ise yetersiz olduğu sonucuna varılarak, matris üzerinde değişiklikler yapılması kararlaştırılmıştır.

4.5.3. Üçüncü seri yarı-katı ekstrüzyon denemeleri

Bir önceki seri denemelerde bahsedildiği gibi, bu seride matris yatak uzunluğu arttırılmıştır. Matrisin büyütülmesi hem maliyeti hem de montaj sorunlarını arttırır. Bu sebeple matrise takılacak boru şeklinde bir kalıp yapılması kararlaştırılmıştır.

Yarı-katı haldeki alaşıma yeterli desteği sağlaması için kalıp uzunluğu fazla tutulmuştur. Kalıbın uzatılmasının sürtünme kuvvetini de arttıracığı hesaba katılarak kalıp Şekil 4.37’de gösterildiği gibi tasarlanmıştır. Yapılan tasarımda 2344 sıcak iş takım çeliği kullanılmış, ayrıca matris ölçüleri değiştirilmemiştir.



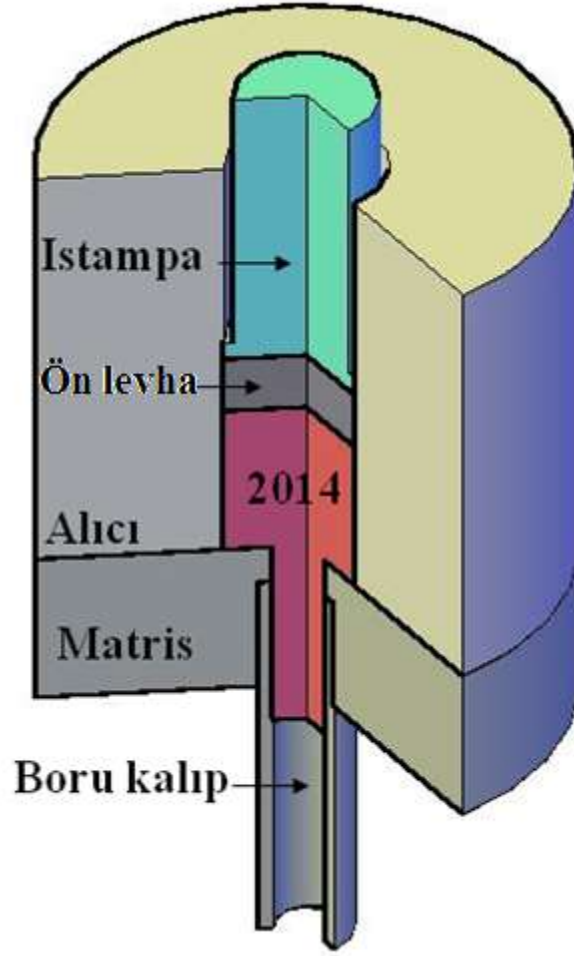
Şekil 4.37. Matris yatak boyunu arttırmak amacıyla tasarlanan kalıp

Yeni kalıpla yapılan denemelerde (Şekil 4.38) elde edilen ürünün Şekil 4.39'da verilen boyuna kesit mikroyapı görüntüsüne göre şekillendirmenin tamamen yarı-katı fazda gerçekleştiği anlaşılmıştır.

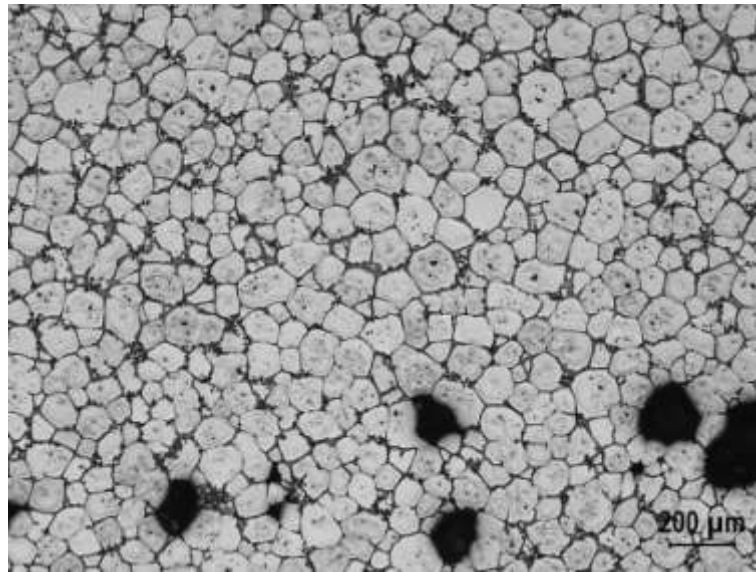
Küresel bir görüntüye sahip olan mikroyapı resminde tanelerin ekstrüzyon doğrultusunda şekil değiştirmede, şekillendirme esnasında tamamen sıvı faz ile çevrili durumda iken katı fazdaki tanelerin birbirleri üzerinden yuvarlanarak matris boşluğunda hareket ettiği sonucuna varılmıştır.

Her ne kadar mikro ölçekte istenen seviyeye ulaşılmış olsa da makro ölçekte yarı-katı ekstrüzyon ürünü tam bir silindirik form yakalanamamıştır (Şekil 4.40).

Tamamen atmosfere açık durumda bulunan ekstrüzyon kalıbı içinde hareket eden 2014 alaşımı kendi ağırlığını taşıyamamış, yer yer kopmalar ve mikro boşluk oluşumu gözlenmiştir.



Şekil 4.38. Üçüncü seri yarı-katı ekstrüzyon denemeleri (şematik)



Şekil 4.39. Üçüncü seri yarı-katı ekstrüzyon ürünü mikroyapı görüntüsü (boyuna kesit)

Ayrıca alaşımın sıvı faz içermesi nedeniyle ekstrüzyon kuvveti altında matris deliğinden geçmek yerine alıcı ve matris arasına sızması da söz konusu olmuştur. Bu sızıntının engellenmesi amacıyla alıcının aparata tespit edilmesi için bazı önlemler alınmıştır.



Şekil 4.40. Üçüncü seri yarı-katı ekstrüzyon ürünü

Boru şeklindeki kalıbın sıcaklığı bir miktar azaltılarak, alaşımın bu bölgeden geçerken tamamen katı fazda olması sağlanmış fakat çok şiddetli sıkışma problemleri yaşanmıştır. Bu sıkışmaları engellemek amacıyla yüksek sıcaklıkta yağlayıcı özelliğini yitirmeyen bornitrür kalıp boyası kullanılmıştır. Kalıp ve alaşım arasındaki sürtünmeler, kullanılan bu boyanın dökülmesine yol açmıştır. Isıtma öncesi kalıp boşluğuna sürülen grafit pasta yüksek sıcaklıkta grafit lamelleri halinde kalarak kalıp boşluğunu terk etmemiş ve sıkışma problemlerini ortadan kaldırmıştır.

Alaşımın yarı-katı ekstrüzyonunda kalıp içinde hareketi esnasında uygulanacak bir karşı baskının hem mikro boşluk oluşumunu önleyeceği hem de alaşıma destek sağlayacağı göz önüne alınarak, boru içinde hareket edebilen yaylı bir karşı baskı pimi kullanılması kararlaştırılmıştır.

4.5.4. Dördüncü seri yarı-katı ekstrüzyon denemeleri

Boru kalıp içinde alaşıma karşı baskı oluşturacak olan parça (Şekil 4.41) 2344 sıcak iş takım çeliğinden imal edilmiştir. Karşı baskı ortam sıcaklığında ekstrüzyondan hemen önce matris deliğine takılmakta, ardından ekstrüzyon yapılmaktadır (Şekil 4.42).

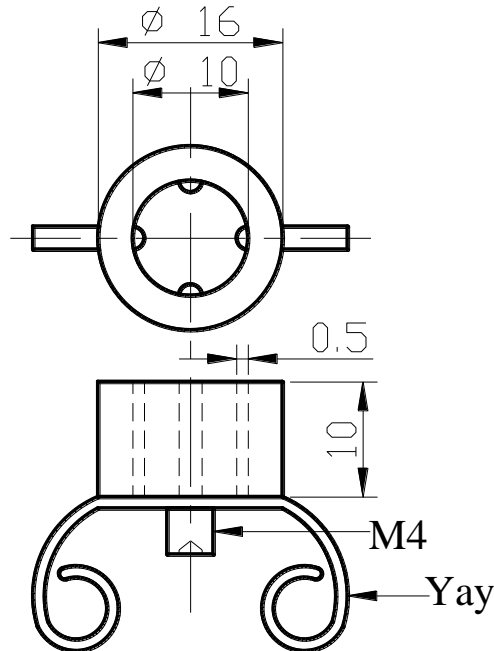
Yarı-katı fazdaki alaşım matris deliğinde ortam sıcaklığında olan karşı baskı ile temas ettiğinde hemen soğuyarak katılaşmaktadır. Ekstrüzyonun devamında matris

deliğinde şekillendirilen alaşım boru kalıp içersinde şekli bozulmadan ve karşı baskının desteğiyle katılaştırmaktadır.

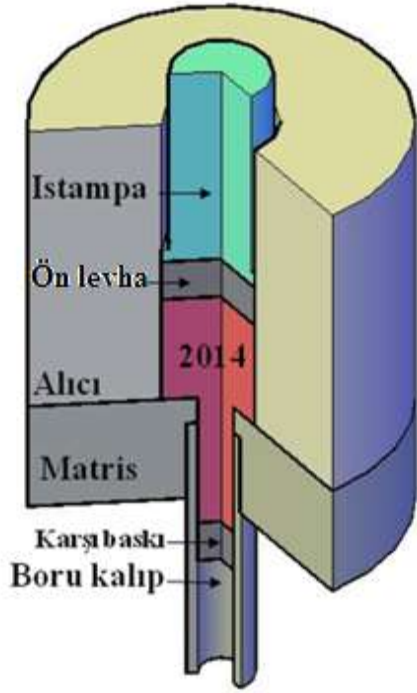
Karşı baskı üzerine açılmış olan 0,5 mm yarıçapında dört adet yarım daire şeklindeki delik kalıp içindeki havanın rahat bir şekilde atılmasını sağlamaktadır. Bu deliklerin açılmadığı denemelerde ekstrüzyon ürünü çubuk tam olarak katılaşmadan, hava basıncı nedeniyle karşı baskı yerinden çıkıp fırladığı için makro ölçekte istenmeyen şekil bozuklukları yaşanmıştır.

Seramik pota içinde indüksiyonla yaklaşık 2 dakikada 610°C sıcaklığa ısıtılan 2014 alaşımı bu sıcaklıkta 10 dakika tutulduktan sonra vakit kaybetmeden alıcı içine konulmuştur. Isıtma ve tutma esnasında termo-kupl aracılığı ile sıcaklık sürekli olarak kaydedilmiştir. Isıtma ve bekleme adımlarında çizilen sıcaklık—zaman grafiği Şekil 4.43'te verilmiştir.

Alaşım seramik pota içinden, alıcı içine ters bir şekilde konulduğu için termo-kupl deliği ekstrüzyon matrisine ilk giren bölümde kalmakta fakat yüksek sıcaklık ve ekstrüzyon kuvveti altında bu delik kapanmaktadır.



Şekil 4.41. Dördüncü seri yarı-katı ekstrüzyonda kullanılan karşı baskı



a)



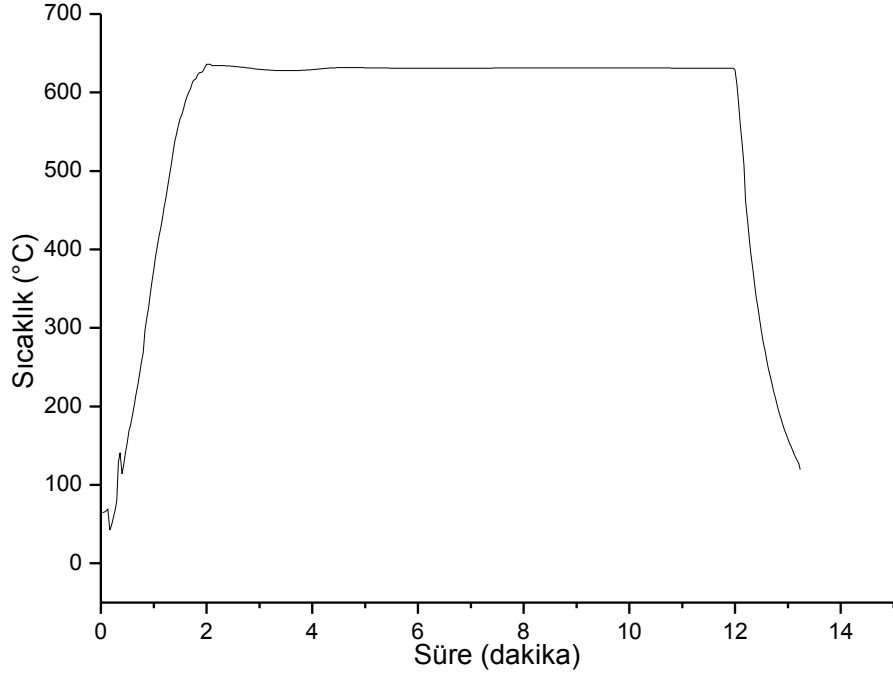
b)

Şekil 4.42. a) Dördüncü seri yarı-katı ekstrüzyon denemeleri (şematik), b) dikey ekstrüzyon presine modifiye edilen üniversal çekme makinesi

Yarı—katı ekstrüzyondan sonra kalıp sıcaklığının yüksek olması (650°C) ve bu sıcaklıkta beklenmesi sonucu tane büyümesini önlemek amacıyla içinde yarı—katı ekstrüzyon çubuğu bulunan kalıp bloğu su ile soğutulmuştur.

Alıcı ve matris yarıları birbirinden ayrılarak yarı—katı çubuk boru şeklindeki kalıptan çıkartılmıştır. Bazı denemelerde yarı—katı çubuk boru kalıp içinde sıkışmıştır. Sıkışan çubuk el presi yardımıyla kuvvet altında kalıptan çıkarılabilse de bazı durumlarda bu mümkün olmamıştır.

Kullanılan grafit yağlayıcının yüksek sıcaklıkta çok akışkan olması nedeniyle kalıp yüzeyinden aktığı ve şiddetli sıkışma problemlerinin yaşandığı bu gibi durumlarda kalıp kostik banyosuna atılarak içinde kalan alaşım çözdürülmüştür.



Şekil 4.43. Dördüncü yarı-katı ekstrüzyon denemelerinde ön ısıtma sıcaklık-zaman grafiği

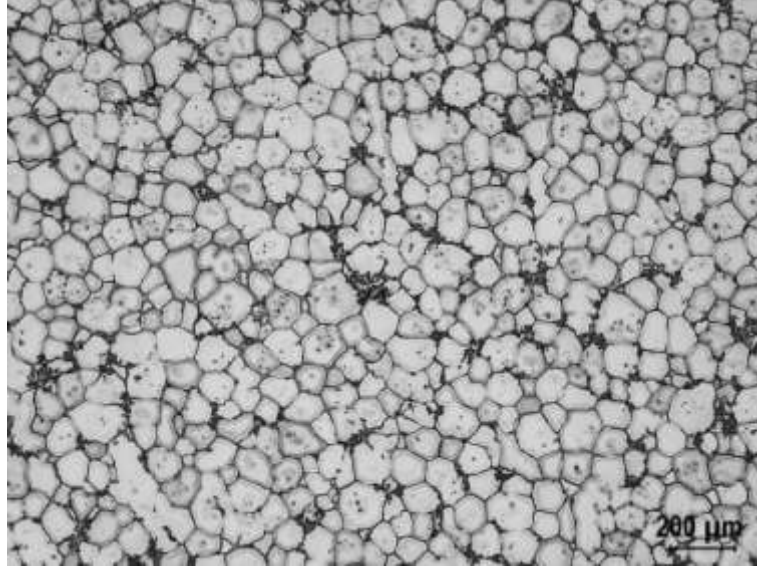
Dördüncü seri yarı—katı ekstrüzyon denemelerinde üretilen çubuğun makro ve mikroyapı görüntüleri sırasıyla Şekil 4.44 ve Şekil 4.45'te verilmiştir. Grafit yağlayıcı yarı—katı çubuk üzerinde siyah bir tabaka bırakmakta ayrıca matrisle boru ile kalıp birleşme yüzeyinde küçük bir çapak oluşmaktadır.

Mikroyapı görüntülerinde, yapının eş eksenli ve küresel bir hal aldığı, ekstrüzyon doğrultusuna göre her hangi bir yönelme olmadığı gözlenmiştir.



Şekil 4.44. Dördüncü seri yarı-katı ekstrüzyon ürünü

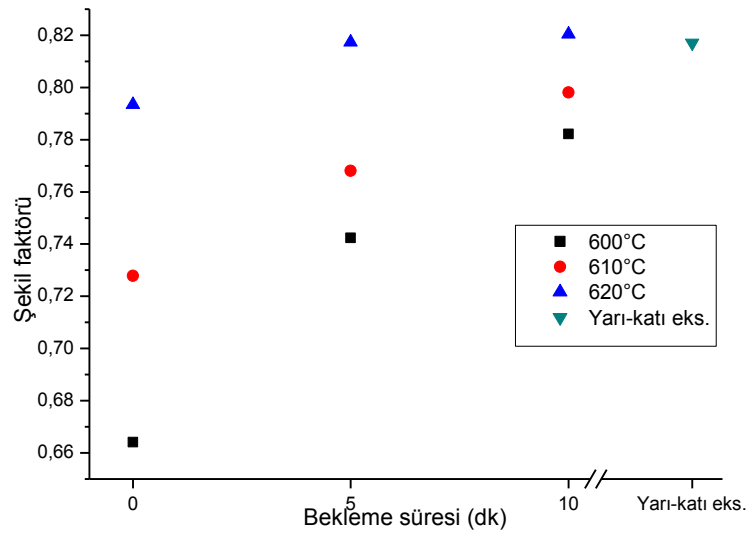
Ön ısıtma şartları için tane büyüklüğü, en / boy oranı ve şekil faktörü açısından yapılan inceleme yarı—katı çubuk için de yapılmış ve birlikte değerlendirilmiştir.



Şekil 4.45. Dördüncü seri yarı-katı ekstrüzyon ürünü mikroyapı görüntüsü (boyuna kesit)

Küreselleşme miktarını belirleyen ve tam bir küre için “1” olan şekil faktörü değerleri Şekil 4.46’da verilmiştir.

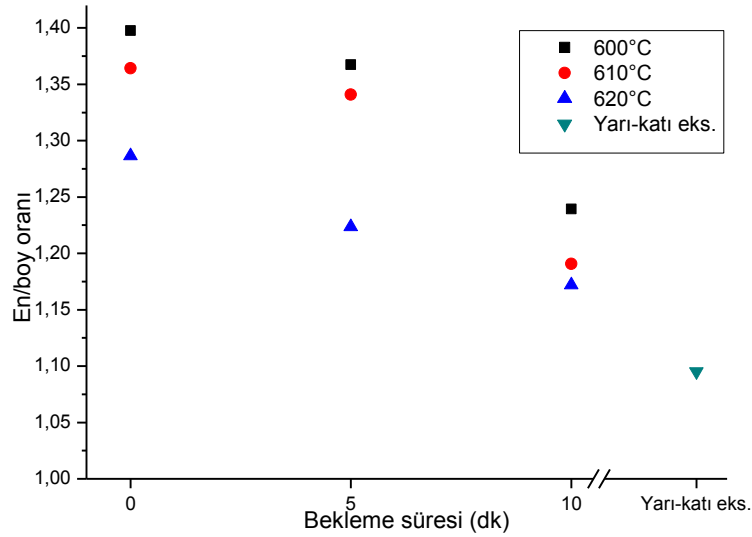
Yeniden kristalleşme mekanizmasının etkili olduğu yarı—katı şekillendirme işleminde tanelerin mümkün olduğunca küresel olması istenmektedir. Fakat önceki bölümlerde belirtilmiş olduğu gibi, dövme alaşımlarında silisyum miktarı döküm alaşımlarına göre azdır.



Şekil 4.46. Isıtma sıcaklığı, bekleme süresi ve yarı-katı ekstrüzyonun şekil faktörüne etkisi

Bu sebeple daha az miktarda sıvı faz oluşur. Oluşan bu az miktardaki sıvı faz katı partikülleri tam anlamıyla ısılatamadığı için dövme alaşımlarının yarı—katı şekillendirme işlemlerinde mükemmel bir küre formu elde edilemez. Hammadde olarak 610°C sıcaklıkta 10 dakika beklenen 2014 alaşımı kullanılan yarı—katı ekstrüzyonda şekil faktörü 0,817 dir. Bu değer kullanılan ham maddenin 0,798 değerinden yüksektir. Aynı ısıtma sıcaklığı ve bekleme süresi için dahi, ekstrüzyon kuvvetinin etkisiyle, katı partiküllerin birbirleri üzerinden yuvarlanarak matris deliğinden geçmesi küreselleşmeyi artmaktadır. Ekstrüzyon yapılması ile alaşımın 620°C sıcaklıkta 5 dakika beklenmesi neredeyse aynı şekil faktörü değerlerini vermektedir.

Küreselleşme miktarını belirleyen başka bir değer de en / boy oranıdır. Bu değer de “1” e yaklaşması mükemmel küre oluşumu göstermektedir. En / boy oranları Şekil 4.47’de gösterilmiştir. Bu verilere göre ekstrüzyon yapılması küreselleşme üzerinde olumlu etki yapmaktadır. En / boy oranına göre en ideal yapı ekstrüzyonla elde edilmiş, yüksek sıcaklık ve uzun bekleme süreleriyle elde edilen en / boy oran değerlerinin önüne geçilmiştir.

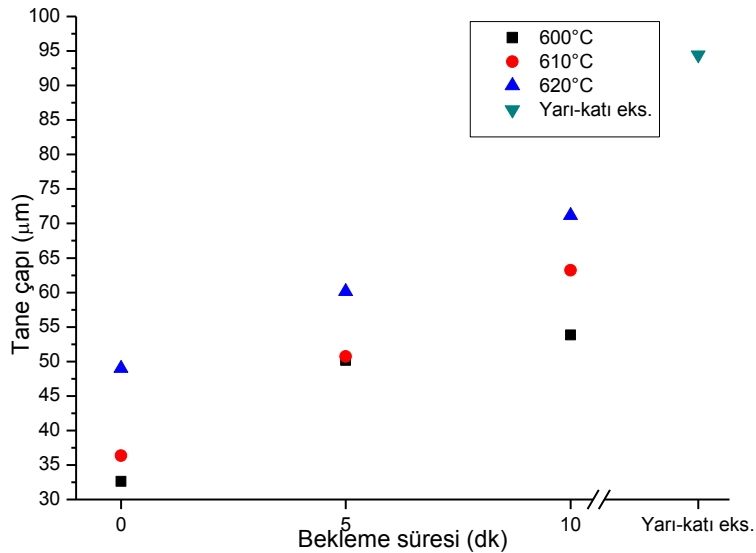


Şekil 4.47. Isıtma sıcaklığı, bekleme süresi ve ekstrüzyonun en / boy oranına etkisi

Yapılan literatür araştırmalarına göre, daha fazla miktarda (> %16) sıvı faz içeren dövme alüminyum alaşımlarının yarı—katı şekillendirme çalışmalarında elde edilen şekil faktörü ve en / boy oranı değerleri bu çalışmadaki değerlere oldukça yakındır.

Tane çapı değerleri açısından yapılan inceleme sonuçları Şekil 4.48’de verilmiştir. Yüksek sıcaklık ve uzun bekleme süresi tane çapını arttıran faktörlerdir. Ön ısıtma denemelerinde bekleme süresine ulaşıldığı anda su içine atılan numunlere kıyasla yarı—katı ekstrüzyonda tane çapı oldukça fazladır. En yüksek sıcaklık ve en uzun bekleme süresi değeri olan 620°C sıcaklıkta 10 dakika beklenecek suya atılan numunelerde ortalama tane çapı 71,15µm iken bu değer yarı—katı ekstrüzyonda 94,41µm mertebesindedir. Yarı—katı ekstrüzyonun hammaddesi olan 610°C sıcaklıkta 10 dakika beklenecek suya atılan numunelerde ortalama tane çapı 63,23µm dur.

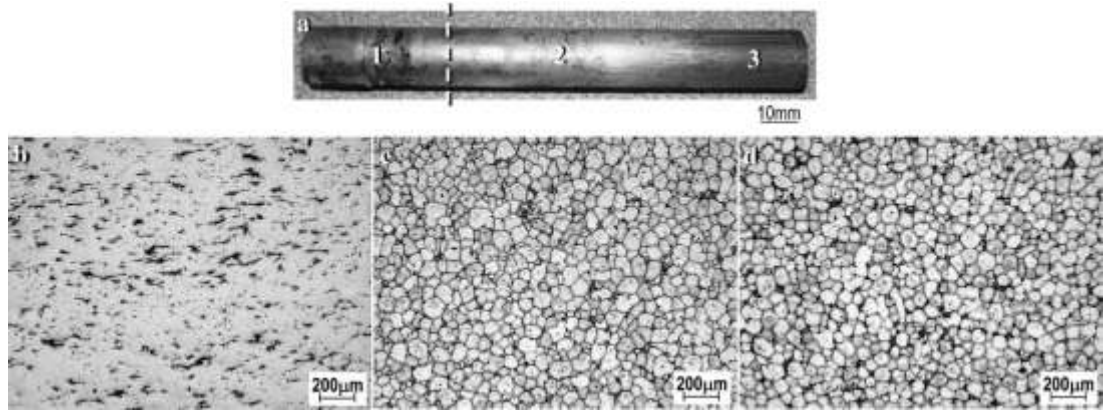
Ön ısıtma çalışmalarında numuneler ısıtma ve bekleme sonunda suya atılarak proses sonlandırılmaktadır. Yarı—katı ekstrüzyonda ise bu süreye alaşımın kalıba aktarılması ve ekstrüzyonu esnasında geçen süre de ilave edilmektedir. Ekstrüzyon doğası gereği diğer plastik şekil verme yöntemlerine göre yavaş bir uygulamadır. Kalıp hızı yarı—katı dövme uygulamalarında 1000 mm⁻¹ [74], seviyelerinde yarı—katı ekstrüzyonda ise 10mm⁻¹ mertebelerindedir. Bu ilave bekleme süreleri yüksek sıcaklıkta bulunan alaşımda tane büyümesine yol açarak tanelerin ısıtma sonundaki duruma göre %13 büyümesine neden olmuştur.



Şekil 4.48. Isıtma sıcaklığı, bekleme süresi ve ekstrüzyonun tane çapına etkisi

Üretilen çubuğun en kesiti incelenmiş ve elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 4.49'da verilmiştir. Çubuğun uç kısmında tanelerin tamamen küresel hal aldığı görülmektedir. Bu kısımda yapıdaki α -Al taneleri birbiri üzerinde kaymış fakat deforme olmamıştır.

Çubuk boyunun üçte ikilik kısmında küresel α -Al taneleri ve bu tanelerin etrafında ötektik faz olduğu görülmektedir. Çubuğun geri kalan kısmında tane yapısı kolaylıkla tarif edilememiştir. Koyu renkli ötektik fazın matris içine dağılmış olduğu ve şekillendirme doğrultusunda yönlendiği gözlenmemektedir. Alüminyum alaşımlarında tane sınırları ikincil bir faz tarafından güzelce dekore edilmedikçe dağlanamaz ve dolayısıyla α -Al taneler kolaylıkla belirlenemez.

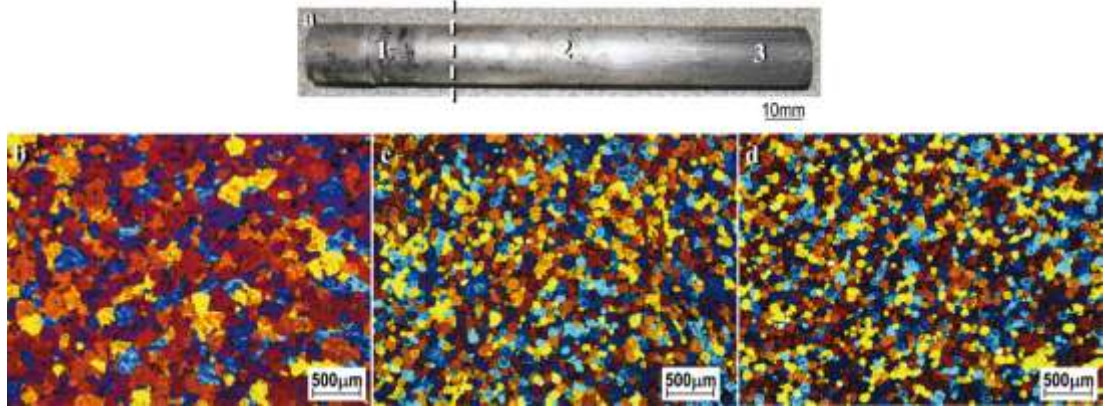


Şekil 4.49. Dördüncü seri a) yarı-katı ekstrüzyon ürününün b) 1'nci, c) 2'nci ve d) 3'ncü bölgelerindeki mikroyapı (dağlama ayraç Keller)

Çubuğun son kısmında bulunan ve tane yapısı belirlenemeyen bölgede sıvı fazın tane sınırlarında penetre olmadığı ve bu yüzden kolaylıkla dağlanamadığı anlaşılmaktadır.

Malzeme ve kalıp aynı sıcaklıkta iken ekstrüzyon hızının yavaş olması sebebiyle çubuğun son kısmında sıcaklığın düştüğü ve malzemenin yarı katı sıcaklığının altına soğuduğu tahmin edilmektedir. Söz konusu bu son kısımda sıcaklığın düşük olması nedeniyle yapıda yeterli sıvı fazın bulunmadığı ve bu sebeple tane sınırlarının yeteri kadar ıslatılmadığı bilinmektedir.

Ekstrüzyon esnasında çubuğun ön kısmında segregasyon ve sıvı faz zenginleşmesi olurken çubuğun son kısmında sıvıca fakir bölgeler oluşmuştur. Bu sebeple çubuğun son kısmında ekstrüzyon esnasında ötektik fazın şekillendirme doğrultusunda yönlendiği görülmektedir.



Şekil 4.50. Dördüncü seri a) yarı-katı ekstrüzyon ürününün b) 1'nci, c) 2'nci ve d) 3'ncü bölgelerindeki mikroyapı (dağlama ayracı Barker)

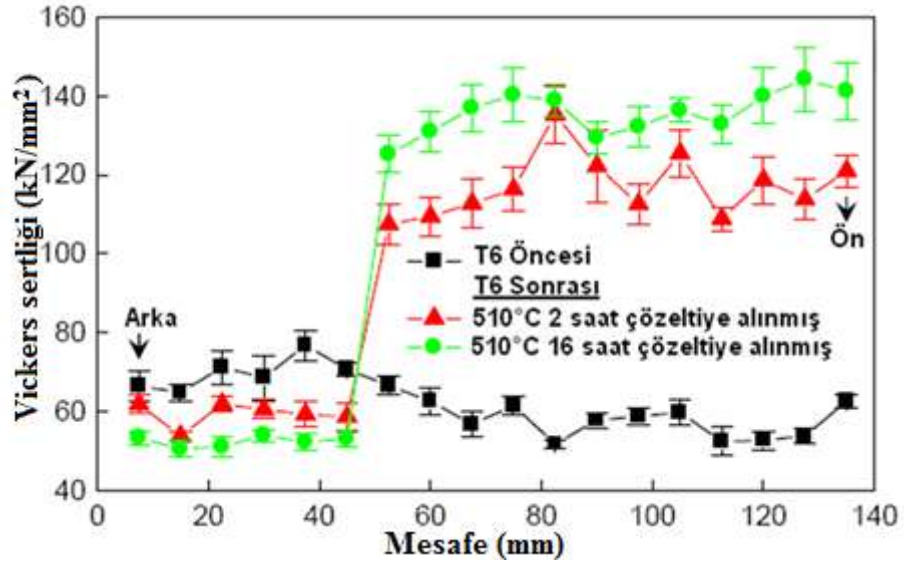
Tane yapısının daha kolay incelenebilmesi için çubuk kesiti boyunca %1,8 sulu Florobrik asit içeren Barker ayracıyla 20 volt akım altında, yaklaşık 2 dakika boyunca dağlanmış ve polarize ışık altında incelenmiştir. Farklı doğrultuda yönlenmiş olan tanelerin farklı renk aldığı bu yöntemle elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 4.50'de verilmiştir. Bu şekilden yapının tam olarak küreselleştiği ve aynı zamanda tane boyutlarının küçük olduğu görülmektedir. Çubuğun son kısmında da lifli yapı yerine eş eksenli bir yapı vardır. Eş eksenli yapı dinamik yeniden kristalleşme mekanizmasının gerçekleştiğinin kanıtıdır. Dinamik yeniden kristalleşme ise şekillendirmenin yarı katı fazda gerçekleştiğini belirtir. Dinamik yeniden kristalleşmenin bu yapı için oluşmasının sebebi yalnızca sıcaklığın solidüsün üzerinde olması değil aynı zamanda şekil değişimi oranının 6,25 olmasıdır.

Son kısımda ise ötektik sıvı faz istenilen miktarın oldukça altında kalarak iyi bir tane sınırı dekorasyonu sağlayamamıştır. Tırtık şeklindeki tane sınırları ve kilitlenmiş tane görüntüsü tipik yarı—katı mikroyapısından oldukça uzaktır. Kaba ve eş eksensiz tane oluşumu ile lif şeklindeki kontrast görüntüsü yapının sıcak ekstrüzyonla üretilmiş olduğunu göstermektedir. Burada gereğinden az ötektik sıvı fazın metallerarası partiküllerin arasında yönlenmiş durumda olması ve tanelerin eş eksenli olmaması, bu kısmın kalıba girdiği anda tamamiyle katı fazda olduğu ve bu şartlar altında yeniden kristalleştiği şeklinde açıklanır.

Yarı—katı fazda yapılan ekstrüzyon sonucunda meydana gelen farklı iki bölge T6 öncesine ve sonrasına ait sertlik dağılımından da net bir şekilde görülmektedir (Şekil 4.51). Çözeltiyeye alma için 500°C sıcaklıkta 2 saat ve 510°C sıcaklıkta 16 saat olmak

üzere iki farklı deneme yapılmıştır. Yaşlandırma işlemi 160°C’de 24 saat tutularak gerçekleştirilmiştir.

Yarı—katı ekstrüzyon çubuğunun küresel yapıdaki ön ve orta kısımlarında önemli bir sertlik artışı meydana gelirken, son kısımda sertleşmenin aksine yumuşama meydana gelmiştir.



Şekil 4.51. Yarı-katı ekstrüzyon yapılmış 2014 çubuk üzerinde T6 öncesi ve sonrası sertlik dağılımı

Endüstriyel uygulamaların aksine yüksek sıcaklıkta yapılan çözeltiye alma işlemi sonucunda çözelti içeriği artarak sertleşme kapasitesi de yükselmiştir.

Sıcak ekstrüzyon numuneye aynı şartlarda yapılan T6 yaşlandırma işleminden ortalama 130 HV (kgf/mm^2) sertlik elde edilmiştir. Yarı—katı ekstrüzyonla elde edilen çubuktaki ortalama sertlik değerinde 140 HV (kgf/mm^2) seviyelerindedir.

DSC ve XRD analizleri sonucunda sertlik ölçümlerinin tutarlı olduğu görülmüştür. Yarı—katı ekstrüzyon numunesinin arka ucundan 500—510°C sıcaklıkta yapılan çözeltiye alma işlemi sonucu yapılan DSC analizinde egzotermik bir sinyal alınamamıştır.

Böylece bu bölge için çözeltiye alma sıcaklığı ne olursa olsun herhangi bir yapay yaşlanma olmadığı sonucuna varılmıştır (Şekil 4.52 a). Aynı şartlarda ısıl işlem yapılan yarı-katı ekstrüzyon çubuğunun ön kısmı ile sıcak ekstrüzyon numunesinde,

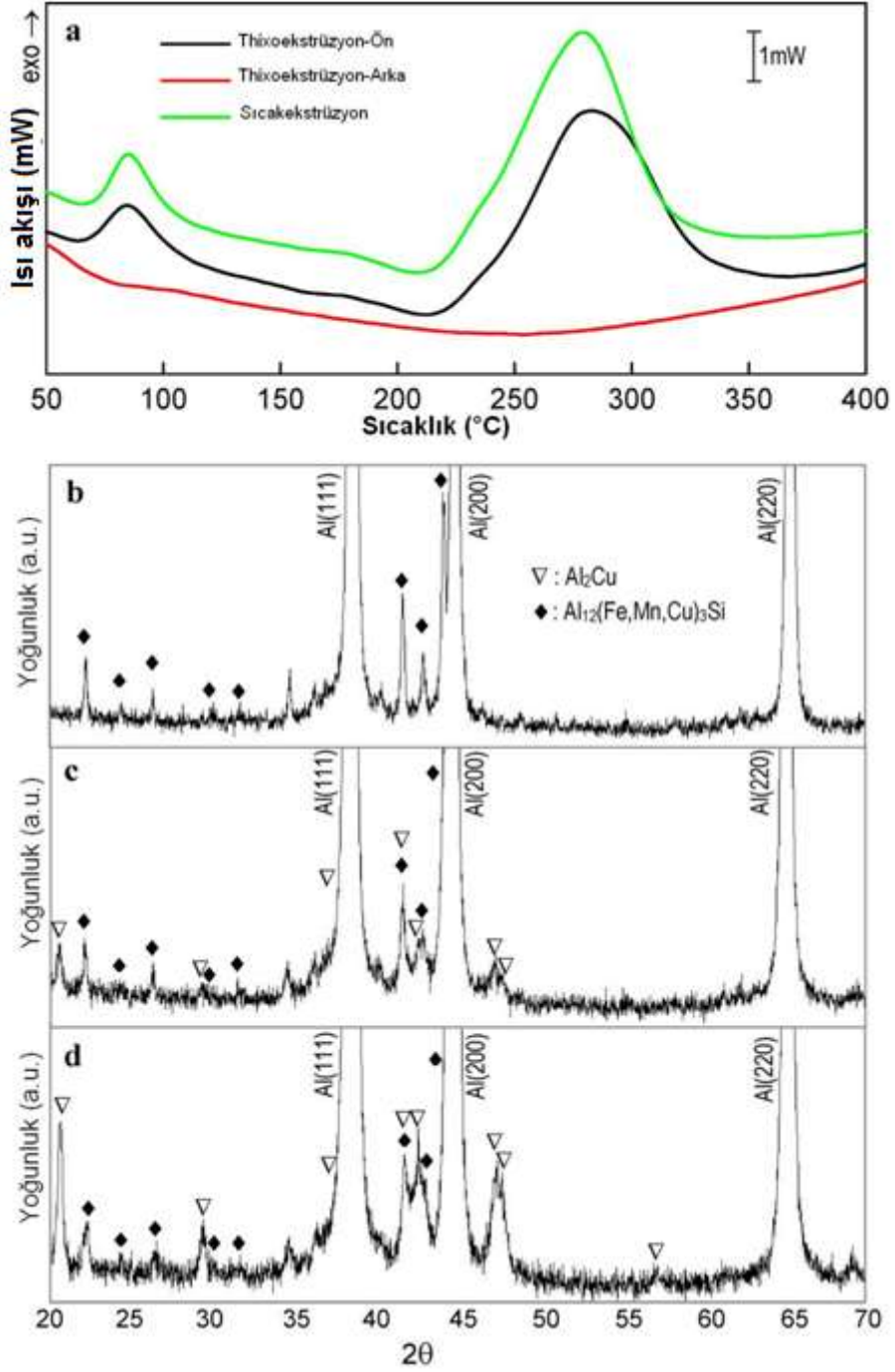
DSC analizine göre, büyük çökeltme reaksiyonu olduğu görölmektedir. Elde edilen egzotermik sinyal büyüklüklerine göre her iki numunenin benzer yaşlanma potansiyeli olduğu anlaşılmıştır. Sıcak ekstrüzyon numunesi θ'' piki küresel yapıdaki numunenin aynı durumdaki pik değeriinden daha büyüktür ve bu fark sıcak ekstrüzyon numunesindeki büyük sertlik değeriyle de doğrulanmıştır.

Ayrıca numunelerin Şekil 4.52'deki XRD analizleriyle de bu veriler doğrulanmaktadır. Yarı-katı ekstrüzyon çubuğunun arka tarafından yapılan XRD analizlerinde sadece α_c -Al₁₂(Fe,Mn)₃Si bileşiğinin yansımaları görünürken Al₂Cu fazıyla ilgili herhangi bir yansıma görölmemiştir (Şekil 4.52 b).

Sıcak ekstrüzyon ve yarı-katı ekstrüzyon çubuğunun ön kısmı için güçlü Al₂Cu yansımaları alınmakta ve bu bölgelerde büyük miktarda çökeltme görölmektedir (Şekil 4.52 c ve e). Sıvı fazın ekstrüzyondan önce kütle boyunca düzgün bir şekilde dağıldığı fakat ekstrüzyon kuvveti altında ön kısımlara doğru hareket etmeye zorlandığı anlaşılmıştır. Böylece ön yani ekstrüzyon kalıbından ilk geçen kısımda sıvı faz segregasyonu ve bakırca zengin bir bölge oluşmaktadır.

Sıvı faz segregasyonu kalıp geometrisi ve şekillendirme durumuna bağı olmasının yanında ekstrüzyon kuvveti altında sıvı fazda büyük miktarda hareketlilik olma olasılığı da büyüktür. Genellikle kullanılan ekstrüzyon hızlarından daha yavaş hızlarda yapılan yarı-katı ekstrüzyon, kalıp çıkışında ürünün tamamen katı fazda olmasını sağlarken sıvı faz segregasyonunu da hızlandırır.

Takozun son kısmından üretilmiş olan yarı-katı ekstrüzyon çubuğunun arka ucunda sıvı faz bitmiş, diğeri bir deyişle bakır tükenmiş durumdadır. Bu durum çubuk boyunca yapılan mikroyapı analizleri ve T6 sertlik profillerinden de anlaşılmaktadır. Sonuçta bakırın tükenmesi ve tam yeniden kristalleşme çubuğun son kısmındaki başarısız sertlik değeriinden sorumludur. Bakır zenginleşmesi ve sıvı faz segregasyonu sebebiyle tane sınırlarındaki Al₂Cu fazının daha kaba olması standart çözültiyeye alma sıcaklıklarıyla çözülmemez. Küresel kısmın düşük yaşlanma potansiyeli bu şekilde açıklanabilir.



Şekil 4.52. a) 500 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle çözeltiye alma işlemi sonrasında DSC analizi, b)Yarı-katı ekstrüzyon yapılmış 2014 çubuğun arka kısmında 500 °C sıcaklıkta 2 saat süreyle çözeltiye alma işlemi sonrasında XRD analizi, c) Yarı-katı ekstrüzyon yapılmış 2014 çubuğun ön kısmında 500 °C sıcaklıkta 2 saat ve d) 510 °C sıcaklıkta, 16 saat süreyle çözeltiye alma işlemi sonrasında XRD analizi

Aynı alaşımdan yarı-katı dövme ile üretilen parçalar üzerinde yapılan T6 yaşlandırma işlemi ile ortalama 150 HV (kgf/mm^2) sertlik elde edilmiştir [79]. Kaba Al_2Cu fazı nedeniyle yarı-katı ekstrüzyon çubuğunun T6 sertlik değerleri sıcak yarı-katı dövme ürünündeki T6 sertlik değerlerinden daha düşüktür [74].

Çözeltiye alma sıcaklığının solidüs sıcaklığından sadece 18°C düşük olan 510°C sıcaklıkta yapılması ve 16 saat süreyle bu sıcaklıkta tutulması sonucu sertlik değerlerinde belirgin bir iyileşmeye sebep olmuştur. Ekstrüzyon esnasında sıvı fazın çubuğun ön kısmına segregasyon olması küreselleşmeye yardımcı olurken, sertleşme kapasitesini azaltmaktadır.

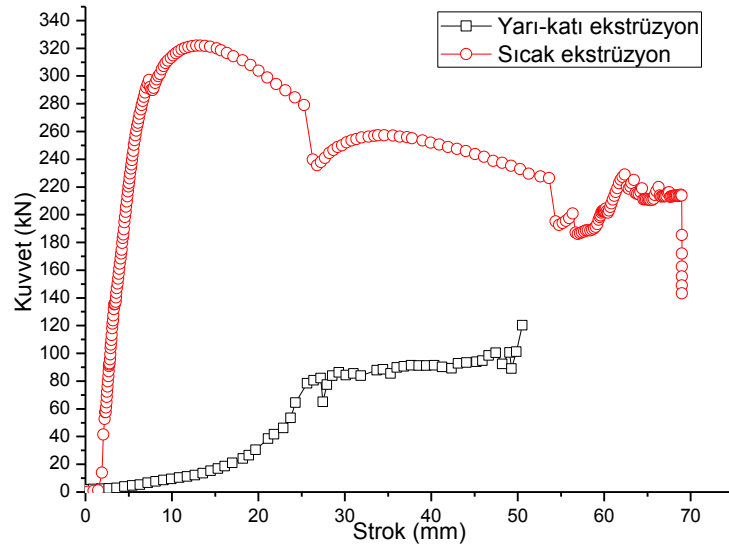
Yarı-katı ekstrüzyon esnasında ıstampa kuvveti-stok değerleri anlık olarak kaydedilmiştir. Aynı alaşımın aynı boyutlarda fakat 500°C de sıcak ekstrüzyonu da yapılarak ıstampa kuvveti-stok grafiği çizilmiştir. Yarı-katı ve sıcak ekstrüzyon için gerekli ıstampa kuvveti-stok ilişkisi Şekil 4.53'te verilmiştir.

Bu grafikten de anlaşılacağı gibi yarı-katı ekstrüzyon için gerekli olan kuvvet sıcak ekstrüzyondaki ıstampa kuvvetinin sadece dörtte biri kadardır. Hem yarı-katı hem de sıcak ekstrüzyon, direk ekstrüzyon yöntemidir.

Direk ekstrüzyonda takoz sürekli olarak alıcı ile temas etmekte ve bir sürtünme kuvveti oluşmaktadır. Takozun matris boşluğundan geçmesi, alıcı içinde kalan takoz boyunun azalmasına sebep olduğu için takoz-alıcı arasındaki sürtünme kuvveti de azalmaktadır. Şekil 4.53'teki sıcak ekstrüzyon grafiğinde bu durum kolaylıkla görülmektedir.

Yarı-katı ekstrüzyonda ise matris deliğinden geçen malzeme boru şeklindeki kalıba girmekte ve bu nedenle alıcı içindeki takoz boyu azalsa bile boru kalıp içindeki malzeme boyu artmaktadır. Bu sebeple yarı-katı ekstrüzyonda ıstampa hareketine bağlı olarak sürtünme kuvveti azalmamaktadır.

Yarı-katı ekstrüzyonun ıstampa kuvveti-stok grafiğinde ıstampa kuvveti yaklaşık 20 mm hareketi esnasında ıstampa kuvvetinin oldukça düşük olduğu görülmektedir (~ 20 kN). Alıcı çapından daha küçük çapta olan yarı-katı haldeki takoz ıstampa tarafından basılarak yüksekliği azaltılmakta ve bu esnada çapı artarak alıcı çapına ulaşmaktadır.



Şekil 4.53. Sıcak ve yarı-katı ekstrüzyonda ıstampa kuvveti–strok grafiği

Bu esnada ıstampa kuvveti oldukça azdır. Kuvvetin büyük bir kısmı ön levha ile alıcı arasındaki sürtünme nedeniyle oluşur. Takoz alıcı çapına eşitlendiğinden sonra ekstrüzyon başlar. Malzemenin matris deliğinden geçmeye başlaması ile ıstampa kuvveti artar. Geleneksel sıcak ekstrüzyonda ise takoz tamamen katı fazda olduğu için alıcı içine yerleştirilmesi kolaydır. Bu sebeple takoz çapı alıcı çapına eşittir. İstampanın harekete başlamasıyla birlikte kuvvet artarak malzemenin matris deliğinden geçmesi sağlanır.

5. SONUÇLAR ve ÖNERİLER

5.1. Sonuçlar

Çalışmada elde edilen sonuçlar aşağıda maddeler halinde verilmiştir:

- %10 un üzerinde sıvı içeren 2000 serisi bir alaşımın ilk kez yarı–katı fazda ekstüzyonu başarıyla yapılarak homojen ve eş eksenli küresel mikroyapı elde edilmiştir.
- Yarı–katı fazdaki tüm şekillendirmelerde olduğu gibi, ekstrüzyonda da öncelikle yarı–katı halde bulunan, sıvı fazın çevrelediği küresel katı faz içeren hammadde hazırlanması gerekmektedir.
- Malzeme geçmişindeki plastik şekil değiştirme ile depolanan enerji, yarı–katı halde yeniden kristalleşme için kullanılacağından döküm malzemelerin direk olarak yarı–katı şekillendirmelerinde küresel tane oluşumu verimli değildir. Bu sebeple malzemenin yeterli miktar plastik şekil değiştirmiş olması gerekir.
- Yarı–katı sıcaklığında yeteri kadar beklenmemesinin katı tanelerin küreselleşmesi üzerinde olumlu etkileri vardır. Buna karşılık bekleme süresinin gereğinden uzun olmasının da olumsuz etkileri vardır. Gereğinden az beklenmesi durumunda küreselleşme tamamlanmaz, gereğinden uzun süre beklenmesi durumunda ise taneler büyür.
- Yarı–katı durumda tutma sıcaklığı yapıdaki sıvı–katı oranını belirler. Sıcaklığın artması sıvı miktarının artması anlamına gelmektedir. Yüksek sıcaklık, yarı–katı fazda bekleme süresinin azalmasına sebep olur. Fakat yüksek sıcaklıkta daha fazla sıvı olacağı için ısıtılan malzemenin kendi ağırlığı ile şeklini koruması zorlaşır. Bu nedenle uygun tane boyutu ve şekil faktörü değerleri için daha düşük sıcaklıkta daha uzun süre beklenmesi gerekir.

- Ekstrüzyon gibi düşük hızlarda şekillendirme yapılan yöntemlerde yarı–katı fazdaki malzemenin sıvı miktarının az olması şekillendirme işlemini kolaylaştırmakta ve üründeki şekil kalitesini arttırmaktadır.
- Ekstrüzyon esnasında sıvı faz ile çevrilmiş katı taneleri birbirleri üzerinde kayarak şekil alır ve bu tanelerde herhangi bir yönlendirme olmaz.
- Yarı–katı fazda yapılan şekillendirmede, malzemenin ekstrüzyon doğrultusuna paralel yöndeki yapısı homojen dağılımlı ve eş eksenli küresel bir yapıdır.
- Ekstrüzyon kuvveti altında yarı–katı fazda şekillendirilen malzemede sıvı kısım segregasyon olarak üretilen çubuğun ön kısmında toplanır. Bu sebeple sıvı fazdan yoksun kalan bölgelerde çökelti sertleşmesi ve küreselleşme problemleri gözlenir.
- Tamamen küresel yapıdaki bölgelerde çökelti sertleşmesi yapılarak alaşımın dayanımı arttırılır. Ulaşılan dayanım değerleri geleneksel yöntemlerle üretilen parçaların değerleri mertebesinde dir.
- Tane sınırlarında bulunan kaba Al_2Cu fazı nedeniyle çözünme potansiyeli azalır ve aynı alaşımın yarı–katı dövme ürününden daha düşük sertlik değerleri elde edilir.
- Yarı–katı ekstrüzyon ile üretilen bir üründe gerekli ıstampa kuvveti, aynı alaşımın aynı boyutlarda geleneksel sıcak ekstrüzyonu için gerekli olan kuvvetin sadece dörtte biri kadardır. Bu sebeple yarı–katı ekstrüzyon daha küçük kapasiteli tezgâhlarda yapılabilir.
- Şekillendirme kuvvetinin düşük olması, kalıp ömrünün de artmasına sebep olur.

5.2. Önerilen Çalışmalar

5.2.1. Yarı-katı ekstrüzyonun mekanik özelliklere etkisi

Yapılan çalışmada gerek şekillendirme basıncının gereğinden az olması gerekse de kalıp üzerinde etkin bir sıcaklık kontrolü sağlanamaması nedeniyle çubuk bünyesinde mikro boşluklar oluşmuştur. Mikro boşluklar nedeniyle çekme ve çentik darbe gibi mekanik özellikleri belirleyen deneyler yapılamamıştır. Kalıp boyunca

hassas sıcaklık kontrolü sağlanarak mikro boşluksuz çubuk üretilmeli ve mekanik özellikler incelenmelidir. Ayrıca endüstriyel ölçekte yarı-katı ekstrüzyon için araştırmalar yapılarak elde edilen ürün üzerinde mekanik özellikler incelenmelidir.

5.2.2. Ön şekil değiştirme miktarının küreselleşme karakterine etkisi

Yeniden kristalleşme sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta farklı miktarlarda ön şekil değiştirme yapılan numunelerin yeterli miktarda sıvı faz içeren bir sıcaklığa ısıtılmasıyla yarı-katı malzeme üretilerek şekil değişim miktarının küreselleşmeye etkisi irdelenmelidir. Küreselleşme, ısıtma sıcaklığı ve tutma süresi için en uygun şartlar belirlenmeli ve yarı-katı ekstrüzyon yapılmalıdır.

5.2.3. Yarı-katı malzemenin geleneksel ekstrüzyonu

Önceki çalışmalarda yapılmış olan ön şekil değişimi, ısıtma sıcaklığı ve tutma süresi optimizasyonu kullanılarak hazırlanan yarı-katı malzeme, tamamen katı fazda iken ekstrüzyon yapılarak eş eksenli ve homojen dağılmış küresel mikroyapının geleneksel ekstrüzyon şartlarındaki durumuyla ve mekanik özellikleri incelenmelidir.

5.2.4. Yarı-katı profil ekstrüzyonu

Yapılan doktora çalışmasına paralel olarak hassas bir kalıp sıcaklığı kontrolüyle kalıp üzerinde hassas sıcaklık gradyanı oluşturularak yarı-katı profil üretilmelidir. Bu çalışmayla keskin kesit geçişleri olan profillerin üretiminin yanı sıra hassas sıcaklık kontrolüyle daha hızlı ekstrüzyon yapılabilmesi hedeflenmektedir.

5.2.5. Küresel mikroyapılı saç malzemelerde şekillendirilebilirlik

Soğuk haddelenmiş saç malzeme üzerine gönderilen lazer ışınıyla kısmi ergime ve yeniden kristalleşme etkisiyle küresel mikroyapı oluşturulmalı, lazerin malzeme yüzeyini taramasıyla tüm malzemenin küresel mikroyapıya sahip olması sağlanarak bu yapının daha sonraki şekillendirme yöntemlerindeki şekillendirilebilirlik etkisi incelenmelidir.

KAYNAKLAR

- [1] Altenpohl D., *Aluminum :viewd from within*, Aluminium-Verlag, Dusseldorf, 1982.
- [2] Alan S., Alüminyum raporu, *Orta Anadolu İhracatçı Birlikleri Genel Sekreterliği*, 1-Rev.0, 4-12, 2008.
- [3] Güleç Ş., Aran A., *Malzeme bilgisi*, Cilt II, MBEAE Matbaası, Kocaeli, 1987.
- [4] Kınıkoglu N. G., *Malzeme bilimi ve mühendisliği*, Literatür Yayıncılık, İstanbul, 2001.
- [5] Bray J., *Metals handbook properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials*, 10th Ed., ASM, Ohio, 1990.
- [6] Callister W. D., *Fundamentals of materials science and engineering*, John Wiley & Sons Inc., New York, 2001.
- [7] Rovira M. M., Lancini B. C., Robert M. H., Thixoforming of Al–Cu alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 1999, **92**, 42–49.
- [8] Flemings M. C., Behavior of metal alloys in the semi-solid state, *Metall. Trans. A*, 1991, **22A**, 957–981.
- [9] Sirong Y., Dongcheng L., Kim N., Microstructure evolution of sima processed AA2024, *Materials Science and Engineering A*, 2006, **420**, 165–170.
- [10] Tanner R. I., Walters K., *Rheology series an historical perspective*, Vol 7, Elsevier, London, 1998.
- [11] Kapranos P., Ward P. J., Atkinson H. V., Kirkwood D. H., Near net shaping by semi-solid metal processing, *Materials and Design*, 2000, **21**, 387-394.
- [12] Kirkwood D. H., Semisolid metal processing, *International Materials Reviews*, 1994, **39**, 173- 189.
- [13] Tzimas E., Zavaliangos A., A comparative characterization of near-equiaxed microstructures as produced by spray casting, magnetohydrodynamic casting and the stres induced, melt activated process, *Materials Science and Engineering A*, 2000, **A289**, 217-227.
- [14] Choi C., Park H. J., Microstructural characteristics of aluminum 2024 by cold working in the sima process, *Journal of Materials Processing Technology*, 1998, **82**, 107-116.

- [15] Tzimas E., Evolution of microstructure and rheological behavior of alloys in the semi solid state, Ph.D. Thesis, Drexel University, USA, 1997.
- [16] Spencer S., Mehrabian R., Flemings M. C., Rheological behavior of Sn-15 pct Pb in the crystallization range, *Metall. Trans.*, 1972, **3**, 1925–1932.
- [17] Liu D., Atkinson H. V., Kapranos P., Jirattiticharoen W., Jones H., Microstructural evolution and tensile mechanical properties of thixformed high performance aluminium alloys, *Materials Science & Engineering*, 2003, **A361**, 213-224.
- [18] Birol Y., A357 thixoforming feedstock produce by cooling slope casting, *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, **186**, 94-101.
- [19] Birol Y., Cooling slope casting and thixoforming of hypereutectic A390 alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, **207**, 200-203.
- [20] Birol Y., Semi-solid processing of the primary aluminum die casting alloy A365, *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, **743**, 133-138.
- [21] Atkinson H. V., Liu D., Microstructural coarsening of semi-solid aluminum alloys, *Materials Science & Engineering*, 2008, **496**, 439-446.
- [22] Chakrabarti A. K., *Casting technology and cast alloys*, Prentice-Hall of India, India, 2009.
- [23] Bergsma S. G., Casting, thermal transforming and semi-solid forming aluminum alloys, *US Patent & Trademark Office*, 5.571.346, 2-5, 1996.
- [24] Young K. P., Kyonka C. P., Courtois J. A., Fine grained metal composition *US Patent & Trademark Office*, 4.415.374, 1-4, 1983.
- [25] Wang J. G., Lin H. Q., Li Y. Q., Jiang Q. C., Effect of initial as-cast microstructure on semisolid microstructure of AZ91D alloy during the strain-induced melt activation process, *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, **457**, 251-258.
- [26] Yong L. S., Hwan L. J., Seon L. Y., Characterization of Al 7075 alloy after cold working and heating in the semi-solid temperature range, *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, **111**, 42-47.
- [27] Dong J., Cui J. Z., Le Q. C., Lu G. M., Liquidus semi solid casting reheating and thixoforming of a wrought aluminum alloy 7075, *Materials Science and Engineering*, 2003, **A345**, 234–242.
- [28] Zoqui E. J., Morphological analysis of ssm Al-4,5 wt. % Cu measured by the rheocast quality index, *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, **143-144**, 195-201.

- [29] Chayong S., Atkinson H. V. and Kapranos P., Multistep induction heating regimes for thixoforming 7075 aluminium alloy, *Materials Science and Technology*, 2004, **20**, 490-496.
- [30] Akar N, AA2024 alaşımında sima yöntemi ile tiksotropik yapı üretimi üzerine yeniden ısıtma sıcaklığının etkisi, *J. Fac. Eng. Arch. Gazi Univ.*, 2011, **26**, 381-388.
- [31] Margarido M., Robert M. H., Influence of thermomechanical treatments on the production of rheocast slurries by partial melting, *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, **133**, 149–152.
- [32] Choi J. C., Park H. J., Kim B. M., The influence of induction heating on the microstructure of A356 for semi-solid forming, *Journal of Materials Processing Technology*, 1999, **87**, 46-52.
- [33] Güleç Ş., Aran A., *Malzeme bilgisi*, Cilt I, MBEAE Matbaası, Kocaeli, 1985.
- [34] Çapan L., *Metallere plastik şekil verme*, Çağlayan Kitabevi, İstanbul, 2003.
- [35] Ichikawa K., Kinoshita Y., Shimamura S., Grain refinement in Al–Cu binary alloys by rheocast, *Transactions of the Japan Institute of Metals*, 1985, **26**, 513-522.
- [36] Ichikawa K., Kinoshita Y., Rheocasting techniques applied to intermetallic alloys and composites, *Materials Science & Engineering*, 1997, **239-240**, 493-502.
- [37] Zoqui E. J., Robert M. H., Structural modifications in rheocast Al-Cu alloys by heat treatment and implications on mechanical properties, *Journal of Materials Processing Technology*, 1998, **78**, 198–203.
- [38] Lapkowski W., Sinczak J., Rusz S., Feasibility of metal forming in semi-liquid state, *Journal of Materials Processing Technology*, 1997, **63**, 260-264.
- [39] Lapkowski W., Some studies regarding thixoforming of metal alloys, *Journal of Material Processing Technology*, 1998, **80-81**, 463-468.
- [40] Robert M. H., Adamiak M., Preliminary studies on the suitability of rheocast alloys for deep drawing, *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, **109**, 162–173.
- [41] Zoqui E. J., Robert M. H., Contribution to the study of mechanism involved in the formation of rheocast structure, *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, **109**, 215–219.
- [42] Lee S. Y., Oh S., Thixoforming characteristics of thermo-mechanically treated AA6061 alloy for suspension part of electric vehicles, *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, **130-131**, 587-593.

- [43] Zhang Y., Zhang K., Liu G., Xu J., Shi L., Cui D., Wu X., Cui B., The formation of rosette α phase, structure evolution during the reheating and semi-solid casting of AlSi7Mg alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, **137**, 195-200.
- [44] Kalaichelvan K., Sivaramakrishnan R., Saravanakumar V. P., Stanley A. J., Venkataswamy S., Effect of rheocast and thixocast characteristics of eutectic lead–tin alloy sheet on deep drawing, *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, **153-154**, 637-647.
- [45] Pires G. P., Robert M. H., Arrieux R., Studies on drawing of the aluminium A5052 alloy in the thixocast condition, *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, **157-158**, 596-603.
- [46] Saklakoglu N., Saklakoglu I. E., Tanoglu M., Oztas O., Cubukcuoglu O., Mechanical properties and microstructural evaluation of AA5013 aluminum alloy treated in the semi-solid state by sima process, *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, **148**, 103-107.
- [47] Jiang H., Li M., Microscopic observation of cold deformed Al-4Cu-Mg alloy samples after semi-solid heat treatments, *Materials Characterization*, 2005, **54**, 451-457.
- [48] Zhang Q. Q., Cao Z. Y., Zhang Y. F., Su G. H., Liu Y. B., Effect of compression ratio on microstructure evolution of semisolid AZ91D alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, **184**, 195-200.
- [49] Ashouri S., Ahmadabadi M. N., Moradi M., Iranpour M., Semi-solid microstructure evolution during reheating of aluminum A356 alloy deformed severely by ecap, *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, **466**, 67-72.
- [50] Atkinson H. V., Burke K., Vaneetveld G., Recrystallisation in the semi-solid state in 7075 aluminium alloy, *Materials Science and Engineering A*, 2008, **490**, 266-276.
- [51] Birol Y., Comparison of thixoformability of AA6082 reheated from the as-cast and extruded states, *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, **461**, 132-138.
- [52] Birol Y., Thixoforging experiments with 6082 extrusion feedstock, *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, **455**, 178-185.
- [53] Birol Y., Thermomechanical processing of an aluminium casting alloy for thixoforming, *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, **479**, 113-120.
- [54] Arami A., Khalifehzadeh R., Keyvan H., Khomamizadeh F., Effect of predeformation and heat treatment conditions in the sima process on microstructural and mechanical properties of A319 aluminum alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, **468**, 13-135.

- [55] Boostani A. F, Tahamtan S., Fracture behavior of thixoformed A356 alloy produced by sima process, *Journal of Alloy and Compounds*, 2009, **481**, 220-227.
- [56] Dwight J., *Aluminium desing and construction*, Taylor & Francis, London, 1999.
- [57] Alu-Matter, Summary of Properties by Alloy and Temper, <http://aluminium.matter.org.uk/aluselect/default.asp/> (Ziyaret Tarihi: 07 Mayıs 2009).
- [58] Laue K., Stenger H., *Extrusion*, ASM, Ohio, 1981.
- [59] Ashby M. F., Jones D. R. H., *Engineering materials*, Cilt II, Butterworth-Heinemann, London, 2006.
- [60] Önsel M., The influence of heating conditions on semi-solid forming of aluminum alloys, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2003, 196809.
- [61] Fan Z., Semi-solid metal processing, *International Materials Reviews*, 2002, **47**, 49-85.
- [62] Jung H. K., Kang C. G., Induction heating process of an Al-Si aluminium alloy for semi-solid die casting and its resulting microstructure, *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, **120**, 355-364.
- [63] Kim N. S., Kang C. G., An investigation of flow characteristics considering the effect of viscosity variation in the thixoforming process, *Journal of Materials Processing Technology*, 2000, **103**, 237-246.
- [64] Herring D. H., Induction heating for the rest of us, *Industrial Heating*, 2004, **71**, 12-13.
- [65] Induction Atmospheres, What is induction heating?, http://www.inductionatmospheres.com/induction_heating.html/ (Ziyaret Tarihi: 16 Nisan 2012).
- [66] Midson S., Rudnev V., Gallik R., Semi-solid processing of aluminum alloys, *Industrial Heating*, 1999, **66**, 24-37.
- [67] Zinn S., Semiatin S. L., Coil design and fabrication: basic design and modifications, *Heat Treating*, 1988, **69**, 32-36.
- [68] The Aluminum Association, *Registration record of international alloy designations and chemical composition limits for wrought aluminum and wrought aluminum alloys*, Aluminum Association, Arlington, 1989.
- [69] Totten G. E., MacKenzie D. S., *Handbook of aluminum alloy production and materials manufacturing*, Marcel Dekker, New York, 2003.

- [70] Beckers J. L., Rassili A., Carton M., Robelet M., Koeune R., *Study of the liquid fraction and thermophysical properties of semi-solid steels and application to the simulation of inductive heating for thixoforming, advanced methods in material forming*, Springer, New York, 2007.
- [71] Atkinson H. V., Kapranos P., Liu D., Chayong S. A., Dirkwood D. H., Thixoforming of normally wrought aluminium alloys, *Mater. Sci. Forum*, 2002, **396**, 131-136.
- [72] Mondolfo L. F., *Aluminum alloys-structure and properties*, Butterworth & Co., London, 1976.
- [73] Chuang T. H., Yeh M. S., Tsao L. C., Tsai T. C., Wu C. S., Development of a low-melting-point filler metal for brazing aluminum alloys, *Metal. Mater. Trans.*, 2000, **31A**, 2239-2245.
- [74] Birol Y., Thixoforming of EN AW-2014 alloy at high solid fraction, *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, **211**, 1749– 1756.
- [75] Neupaver A. J., Witsberger, J. C., *Metals handbook powder metallurgy*, Vol. 7, ASM, Ohio, 1985.
- [76] Tausig G., Assessment of aluminium feedstock materials for use in thixoforming *Sixth International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, Turin, İtalya, 27-29 Ekim 2000.
- [77] Birol Y., Guven E. A., Capan L. J., Extrusion of EN AW-2014 alloy in semisolid state, *Materials Science and Technology*, 2011, **27**, 1851-1857.
- [78] Metalurji İhtisas Grubu, Takım çelikleri, *Türk Standartları Enstitüsü*, TS–EN–ISO 4957, 20-22, 2003.
- [79] Birol Y., Response to T6 heat treatment of extruded and thixoformed EN AW 2014 alloys, *Materials Science and Engineering A*, 2011, **588**, 5636-5641.

KİŞİSEL YAYINLAR VE ESERLER

- [1] **Güven E. A.**, Çapan L., Metallerde pekleşme üstelini etkileyen faktörler, *Metal Dünyası*, 2006, **162**, 198-203.
- [2] **Güven E. A.**, Çapan L., Metallerde pekleşme üstelinin hesaplanması ve süneklığe etkisi, *Metal Dünyası*, 2007, **165**, 142-144.
- [3] **Güven E. A.**, Sınmazçelik T., Günay V., Ti6Al4V alaşımlarında çentiklerde süperpozisyon etkisinin incelenmesi, 8. *Uluslararası Kırılma Konferansı*, İstanbul, Türkiye, 7-9 Kasım 2007.
- [4] Karabay S., **Güven E. A.**, Kompozit iletken konstrüksiyonlarında elastisite "E" ve termik uzama katsayısı "a" parametrelerinin hesaplanması, *Metal Dünyası*, 2011, **212**, 124-127.
- [5] Karabay S., **Güven E. A.**, Uluslararası iletken piyasalarından talep gören Al-59, 1120 ve AA-6101 iletken alaşımları ve fiziksel özellikleri, *Metal Dünyası*, 2011, **213**, 106-110.
- [6] Karabay S., **Güven E. A.**, Ertürk A. T., Trapezoidal tip ACSR/TW & ACSS/TW iletkenler ve üretim parametreleri, *Metal Dünyası*, 2011, **218**, 106-113.
- [7] Karabay S., **Güven E. A.**, Ertürk A. T., Orta ve yüksek gerilim enerji kablolarında çok telli alüminyum iletkenlerinin soğuk haddeleme işleminde ovallık sorunu ve önlenmesi, *Metal Dünyası*, 2011, **220**, 96-100.
- [8] Karabay S., Ertürk A. T., **Güven E. A.**, Ekstrüzyon mamullerinde eloksal sonrası görülen bantlı yapıların nedenleri, *Metal Dünyası*, 2011, **221**, 106-109.
- [9] Türker M., **Güven E. A.**, Ertürk A. T., Ultrasonik yöntem ile tahribatsız malzeme muayenesi, *Metal Dünyası*, 2011, **222**, 108-115.
- [10] Birol Y., **Güven E. A.**, Çapan L., 2014 alaşımlı biyetler ile yarı-katı halde ekstrüzyon denemeleri, 5. *Alüminyum Sempozyumu*, İstanbul, Türkiye, 13-14 Ekim 2011.
- [11] Türker M., Ertürk A. T., **Güven E. A.**, Metalik malzemelerin ultrasonik yöntem ile muayenelerinde karşılaşılan saçılma kayıpları, *Metal Dünyası*, 2011, **223**, 75-77.
- [12] Birol Y., **Güven E. A.**, Çapan L., Extrusion of EN AW-2014 alloy in semisolid state, *Materials Science and Technology*, 2011, **27**, 1851-1857.

- [13] Karabay S., Ertürk A. T., **Güven E. A.**, Transmisyon hatlarını koruyan opgw konstrüksiyonları ve yıldırım düşmelerine karşı tasarım kriteri, *Metal Dünyası*, 2012, **226**, 72-77.
- [14] Karabay S., **Güven E. A.**, Ertürk A. T., Transmisyon hatlarında kullanılan çelik telli mamüllerin rotary ekstrüzyon yöntemiyle ömürlerinin artırılması, *Uluslararası Demir & Çelik Sempozyumu*, Karabük, Türkiye, 2-4 Nisan 2012.
- [15] **Güven E. A.**, Ertürk A. T., Ölçen M., EN AW-2014 alüminyum alaşımının yarı-katı fazda mikroyapı ve küreselleşme karakteri, *Metal Dünyası*, 2012, **231**, 78-81.
- [16] Ertürk A. T., Şahin T., Kılavuz İ., **Güven E. A.**, Deniz suyunun kalsiyum karbonat katkılı polietilen malzemeler üzerindeki korozif etkisi, *Pagev Plastik Dergisi*, 2012, **121**, 160-164.
- [17] Karabay S., **Güven E. A.**, Ertürk A. T., Performance testing of an optical ground wire composites designed and manufactured for transmission lines and telecommunication systems, *20th Jubilee Conference On Materials and Technology*, Portoroz, Slovenya, 17-19 Ekim 2012.

ÖZGEÇMİŞ

21.12.1980 İstanbul doğumlu Ersin Asım GÜVEN, eğitim hayatına İstanbul ili, Fatih ilçesinde bulunan Hırka-i Şerif ilkokulu'nda başlayıp daha sonra yine aynı semtte bulunan Oruçgazi Orta Okulu ve Özel Oğuzkaan Koleji'nde devam ederek ilk ve orta öğrenimini tamamlamıştır.

2000 yılında girdiği Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümünden 2004 yılında Makine Mühendisi olarak mezun olmuştur.

2004 yılında Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalında başladığı yüksek lisans eğitimini 2006 yılında tamamlayarak Yüksek mühendis olmuştur.

2006 yılında Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalında başladığı doktora eğitimine devam etmektedir.

Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü'nde kadrolu olarak Makine Mühendisliği, Makine Malzemesi ve İmalat Teknolojileri Anabilim Dalı'nda Araştırma Görevlisi olarak akademik çalışmalarına devam etmektedir.