

PAMUKKALE ÜNİVERSİTESİ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**YARI-KATI HALDE ŞEKİL VERİLMİŞ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ
MEKANİK ÖZELLİKLERİNE SU VERME SICAKLIĞININ ETKİSİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
Ali Tekin GÜNER**

Anabilim Dalı : Makine Mühendisliği

Tez Danışmanı : Doç. Dr. Ali Rıza TARA KCILAR

TEMMUZ 2013

YÜKSEK LİSANS TEZ ONAY FORMU


Pamukkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü 101111013 nolu öğrencisi Ali Tekin GÜNER tarafından hazırlanan “**Yarı-Katı Halde Şekil Verilmiş Alüminyum Alaşımlarının Mekanik Özelliklerine Su Verme Sıcaklığının Etkisi**” başlıklı tez tarafımızdan okunmuş, kapsamı ve niteliği açısından bir Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

Tez Danışmanı : Doç. Dr. Ali Rıza TARAKCILAR (PAÜ)
(Jüri Başkanı)

Jüri Üyesi : Yrd. Doç. Dr. Engin TAN (PAÜ)

Jüri Üyesi : Yrd. Doç. Dr. Derya DIŞPINAR (İÜ)

Pamukkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun **24.10.7/2013** tarih ve **..24/16**.... sayılı kararıyla onaylanmıştır.


Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü
Prof. Dr. Nuri KOLSUZ

Bu tezin tasarımı, hazırlanması, yürütülmesi, araştırmalarının yapılması ve bulgularının analizlerinde bilimsel etiğe ve akademik kurallara özenle riayet edildiğini; bu çalışmanın doğrudan birincil ürünü olmayan bulguların, verilerin ve materyallerin bilimsel etiğe uygun olarak kaynak gösterildiğini ve alıntı yapılan çalışmalara atfedildiğini beyan ederim.

İmza

: 

Öğrenci Adı Soyadı : Ali Tekin GÜNER

ÖNSÖZ

Alüminyum; düşük özgül ağırlık, yüksek korozyon direnci, yüksek elektriksel ve ısı iletkenlik gibi özellikleri nedeniyle endüstride yaygın olarak kullanılan metallere biri haline gelmiştir. Alüminyum saf halde çok yumuşak ve düşük dayanımlı olmasına karşın; alaşımlandırma, soğuk deformasyon ve ısı işlemleri ile yüksek dayanımlara erişebilmektedir.

Alüminyum alaşımı parçaları sıvı halde döküm, katı halde dövme ve kısmen katı, kısmen sıvı halde yarı-katı şekillendirme yöntemleriyle üretilebilmektedir. Bu çalışmada; döküm ve dövme yöntemlerinin avantajlarını birleştiren, yenilikçi bir üretim yöntemi olan metallere yarı-katı halde şekil verme yöntemi üzerinde durulmuştur. Yarı-katı şekillendirmenin ilk aşaması olan küreselleştirme işlemi uygulanmış alüminyum alaşımı malzemeye farklı parametrelerle (çözeltiye alma süresi, su verme sıcaklığı, yaşlandırma süresi) çökelme sertleştirme ısı işlemi uygulanarak işlem parametrelerinin malzemenin mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkileri mikroskopik incelemeler ve mekanik deneylerle araştırılmıştır.

Öncelikle çalışmamda emeği geçen ve yüksek lisans eğitimim süresince benden ilgi ve yardımlarını esirgemeyen, değerli danışman hocam Sayın Doç. Dr. Ali Rıza TARAKCILAR'a en içten teşekkürlerimi sunarım.

Tez konumun seçiminde yardımcı olan, tez projem boyunca yanımda olan, laboratuvar çalışmalarında tecrübelerinden fazlaca faydalandığım değerli hocam Sayın Yrd. Doç. Dr. Engin TAN'a ve tez çalışmam süresince bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, tez projemin rotasını çizmemde büyük katkıları olan saygıdeğer hocam Sayın Yrd. Doç. Dr. Derya DIŞPINAR'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Ayrıca Sayın Prof. Dr. Cemal MERAN, Sayın Doç. Dr. Gürkan ALTAN ve Sayın Doç. Dr. Emin ERGUN'a laboratuvar cihazları kullanımı konusundaki destekleri için teşekkür ederim.

Çalışmamın son döneminde araştırma görevlisi olarak atandığım Teknoloji Fakültesi Otomotiv Mühendisliği Bölüm Başkanı Sayın Doç. Dr. Mustafa GÖLCÜ'ye çalışmalarımı bitirmem için bana sağladığı tolerans ve anlayış için teşekkür ederim.

Çalışmamda yer alan SEM incelemelerini gerçekleştirdiğim İstanbul Üniversitesi Kimya Mühendisliği Bölümü SEM Laboratuvarı çalışanlarına; malzeme temini ve numune hazırlama konularındaki yardımlarından dolayı Al Metal Alüminyum San. Tic. A. Ş. ve Hadid Makina San. Tic. Ltd. Şti. çalışanlarına teşekkür ederim.

Yüksek lisans eğitimime birlikte başladığım ve tez projem süresince birlikte çalışma imkanı bulduğum değerli arkadaşım Murat TÜRKAN'a ve laboratuvar çalışmalarında lisans bitirme projeleri ile bana yardımcı olan arkadaşlarım Gökay ERÜSTÜNDAĞ, Doğukan YILDIRIM, Baran DOĞAN, Fatih DEMİRYUĞURAN, Muhammet BOZKURT ve Halil Emre KILEVLI'ye teşekkür ederim.

Çalışmamın 2011FBE088 numaralı proje ile finansal olarak desteklenmesini sağlayan Pamukkale Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi'ne ve çalışanlarına teşekkür ederim.

Son olarak hayatımın her aşamasında bana destek olan ve inanan aileme teşekkür ederim.

Temmuz 2013

Ali Tekin GÜNER

Makine Mühendisi

İÇİNDEKİLER

Sayfa

1. GİRİŞ	1
1.1 Tezin Amacı.....	2
1.2 Literatür İncelemesi.....	2
1.2.1 Alüminyum ve Alaşımları.....	3
1.2.1.1 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması	5
1.2.1.2 Alüminyum Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler	7
1.2.1.3 Çökelme Sertleştirme Isıl İşlemi	9
1.2.2 Metallere Yarı-Katı Halde Şekil Verme Tekniği	14
1.2.3 Yarı-Katı Şekillendirme Yöntemleri	18
1.2.4 Küresel Tane Yapısının Elde Edilme Yöntemleri.....	22
1.2.4.1 Mekanik Karıştırma	22
1.2.4.2 Elektromanyetik Karıştırma	23
1.2.4.3 Pasif Karıştırma	24
1.2.4.4 Düşük Sıcaklıktan Döküm	24
1.2.4.5 Toz Metalürjisi	24
1.2.4.6 SIMA (Stress Induced Melt Activated) Prosesi	24
1.2.5 Yarı-Katı Şekillendirme Yönteminin Avantaj ve Dezavantajları	28
1.2.6 Alüminyum Alaşımlarında Metal Kalitesini Etkileyen Faktörler	29
2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	32
2.1 Materyal	32
2.2 Yöntem	33
2.2.1 SIMA Prosesi	33
2.2.1.1 Uygun Dağlama Çözeltisinin Tespiti	36
2.2.2 Çözeltiye Alma Isıl İşlemi	49
2.2.3 Yaşlandırma Isıl İşlemi.....	55
2.2.4 Çekme Deneyleri.....	60
2.2.5 Kırık Yüzey Analizleri	63
3. SONUÇ VE ÖNERİLER	69
3.1 SIMA Prosesi Optimizasyon Sonuçları	70
3.2 Çözeltiye Alma ve Yaşlandırma İşlemleri Optimizasyon Sonuçları.....	70
3.3 Çekme Deneyi Sonuçları	70
3.4 Öneriler	71
KAYNAKLAR.....	73
EKLER.....	77

KISALTMALAR

AA	: Aluminum Association
ASTM	: American Society for Testing and Materials
AFNOR	: Association Française de Normalisation
BS	: British Standards
DIN	: Deutsches Institut für Normung
EDS	: Energy Dispersive Spectrometry
EN	: European Norms
GP	: Guiner-Preston
JIS	: Japanese Industrial Standards
SEM	: Scanning Electron Microscope
SIMA	: Stress Induced Melt Activated

TABLO LİSTESİ

Tablolar

1.1 : Yarı-katı şekil verme proseslerinde kullanılan alüminyum alaşımlarının katılaşma aralıkları	2
1.2 : Dövme alüminyum alaşımları için sınıflandırma sistemi	6
1.3 : Döküm alüminyum alaşımları için sınıflandırma sistemi	7
1.4 : T temper kodları	8
1.5 : H temper kodları	8
2.1 : Deneylede kullanılan AA7075 alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi	33
2.2 : Deneylede kullanılan AA7075 alüminyum alaşımının farklı standartlardaki gösterimleri	33
2.3 : SIMA prosesi ısııl işlem parametreleri	34
2.4 : Dağlama çözeltileri ve içerikleri	36
2.5 : SIMA, çözeltiliye alma ve su verme parametreleri	50
2.6 : Yaşlandırma deney parametreleri	56
2.7 : Çekme deneyleleri öncesi uygulanan ısııl işlemler	61
A.1 : Çalışma süresince gerçekleştirilen ısııl işlemler ve belirlenen optimum parametreler	77

ŞEKİL LİSTESİ

Şekiller

1.1 : ABD ve Kanada’da alüminyum üretimi	4
1.2 : Alüminyum üretiminde kullanılan elektroliz hücresi	5
1.3 : Çekirdeklenmiş bir katı çözeltide bileşimin farklılık göstermesi	9
1.4 : Difüzyon sırasında atomların hareketi	10
1.5 : Al-Cu faz diyagramı üzerinde çökelme sertleştirme safhaları.....	10
1.6 : Yaşlandırma sıcaklığı ve süresinin Al-%4 Cu alaşımının akma dayanımına etkisi.....	12
1.7 : (a) Dendritik ve (b) küresel mikroyapı	15
1.8 : Yarı-katı malzemelerde kayma gerilmesi ile viskozitenin değişimi.....	15
1.9 : Yarı-katı haldeki alüminyum alaşımının bıçakla kesilmesi	16
1.10 : Nondendritik tane oluşumu	16
1.11 : Yarı-katı şekil verme yöntemiyle üretilmiş otomotiv ekipmanları.....	18
1.12 : Endirekt (a) ve direkt (b) yarı-katı şekillendirme prosesleri	18
1.13 : Tikso-döküm proses şeması.....	19
1.14 : Tikso-enjeksiyon kalıplama	20
1.15 : AA356 alaşımında (a) tikso-şekillendirme ve (b) reo-şekillendirme sonrası mikroyapı oluşumu	21
1.16 : Mekanik karıştırma	23
1.17 : Dikey (a) ve yatay (b) elektromanyetik karıştırma	23
1.18 : Pasif karıştırma	24
1.19 : SIMA prosesi aşamaları	26
1.20 : Bifilm oluşum mekanizması.....	30
1.21 : Bifilm ve porozite oluşumu	30
1.22 : Bifilm ve hidrojenin porozite oluşumundaki ilişkisi	31
2.1 : Deneylerde kullanılan AA7075 alaşımı	32
2.2 : SIMA prosesi aşamaları	33
2.3 : AA7075 alaşımı çubuklardan hazırlanan deney numuneleri	34
2.4 : 620°C’de (soldan sağa) 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40, 45 min bekletilen numuneler.....	35
2.5 : 630°C’de (soldan sağa) 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40 min bekletilen numuneler.....	35
2.6 : Bakalite alınarak parlatılan deney numuneleri	35
2.7 : Isıl işlemsiz (T0) ve 630°C’de 25 min küreselleştirme uygulanan numunenin farklı çözeltiler ile dağlanması	37
2.8 : 620°C-5 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.....	38
2.9 : 620°C-5 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi	38
2.10 : 620°C-10 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.....	38
2.11 : 620°C-10 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi	39
2.12 : 620°C-15 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.....	39
2.13 : 620°C-15 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi	39
2.14 : 620°C-20 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.....	40

2.15 : 620°C-20 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi	40
2.16 : 620°C-25 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.....	40
2.17 : 620°C-25 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi	41
2.18 : 620°C-30 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.....	41
2.19 : 620°C-30 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi	41
2.20 : 620°C-35 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.....	42
2.21 : 620°C-35 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi	42
2.22 : 620°C-40 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.....	42
2.23 : 620°C-40 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi	43
2.24 : 630°C-5 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.....	43
2.25 : 630°C-5 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi	44
2.26 : 630°C-10 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.....	44
2.27 : 630°C-10 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi	44
2.28 : 630°C-15 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.....	45
2.29 : 630°C-15 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi	45
2.30 : 630°C-20 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.....	45
2.31 : 630°C-20 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi	46
2.32 : 630°C-25 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.....	46
2.33 : 630°C-25 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi	46
2.34 : 630°C-30 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.....	47
2.35 : 630°C-30 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi	47
2.36 : 630°C-35 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.....	47
2.37 : 630°C-35 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi	48
2.38 : 620°C sıcaklıkta küreselleştirme uygulanan numunelerin sertliklerinin zamana göre değişimi	48
2.39 : 630°C sıcaklıkta küreselleştirme uygulanan numunelerin sertliklerinin zamana göre değişimi	49
2.40 : Çözeltiye alma ısıl işlem numuneleri.....	49
2.41 : 490°C-15 min çöz. alma ve 20°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi....	50
2.42 : 490°C-15 min çöz. alma ve 60°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi....	51
2.43 : 490°C-15 min çöz. alma ve 100°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi..	51
2.44 : 490°C-30 min çöz. alma ve 20°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi....	51
2.45 : 490°C-30 min çöz. alma ve 60°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi....	52
2.46 : 490°C-30 min çöz. alma ve 100°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi..	52
2.47 : 490°C-45 min çöz. alma ve 20°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi....	52
2.48 : 490°C-45 min çöz. alma ve 60°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi....	53
2.49 : 490°C-45 min çöz. alma ve 100°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi..	53
2.50 : 490°C-1 h çöz. alma ve 20°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.....	53
2.51 : 490°C-1 h çöz. alma ve 60°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.....	54
2.52 : 490°C-1 h çöz. alma ve 100°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.....	54
2.53 : 490°C-2 h çöz. alma ve 20°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.....	54
2.54 : 490°C-2 h çöz. alma ve 60°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.....	55
2.55 : 490°C-2 h çöz. alma ve 100°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.....	55
2.56 : Yaşlandırma ısıl işlem numuneleri	56
2.57 : 20°C su verme, 12 h yaşlandırma, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi	57
2.58 : 20°C su verme, 24 h yaşlandırma, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi	57
2.59 : 20°C su verme, 48 h yaşlandırma, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi	57
2.60 : 60°C su verme, 12 h yaşlandırma, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi	58
2.61 : 60°C su verme, 24 h yaşlandırma, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi	58
2.62 : 60°C su verme, 48 h yaşlandırma, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi	58

2.63 : 100°C su verme, 12 h yaşlandırma, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi	59
2.64 : 100°C su verme, 24 h yaşlandırma, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi	59
2.65 : 100°C su verme, 48 h yaşlandırma, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi	59
2.66 : Su verme ve yaşlandırma sonrası sertlik ölçümleri	60
2.67 : Çekme deneyleri öncesi ısıtılma işlem numuneleri	60
2.68 : Çekme deney numunesi	61
2.69 : Farklı su verme sıcaklıklarında elde edilen akma dayanımı değerleri.....	62
2.70 : Farklı su verme sıcaklıklarında elde edilen çekme dayanımı değerleri.....	62
2.71 : Farklı su verme sıcaklıklarında elde edilen kopma uzaması değerleri	63
2.72 : Çözeltiye alma sonrası 20°C suda su verilen çekme numunesinin kırık yüzeyinin SEM görüntüleri	64
2.73 : Çözeltiye alma sonrası 60°C suda su verilen çekme numunelerinden a) düşük, b) yüksek mekanik özellikler gösteren örneklerin SEM görüntüleri	65
2.74 : SIMA prosesi sırasında sıvı ikincil fazın kesintisiz bir hat oluşturması.....	66
2.75 : 60°C suda su verilen numunenin kırık yüzeyinde (a) sünek yapı ve tane sınırlarının görüntüsü ve (b) EDS analizi	66
2.76 : Çözeltiye alma sonrası 100°C suda su verilen iki adet (a, b) çekme numunesinin SEM görüntüleri	67
2.77 : Ekstrüzyon sonrası ısıtılma işlem uygulanmayan (T0) numunenin SEM görüntüleri	68

SEMBOL LİSTESİ

α	Çok fazlı alüminyum alaşımlarında bulunan birincil faz
θ	Al-Cu alaşımlarında bulunan ikincil faz (CuAl_2)
A	Kopma uzaması [%]
η	Viskozite [Pa.s]
R_m	Çekme dayanımı [MPa]
$R_{p0,2}$	%0,2 uzama meydana geldiği andaki akma dayanımı [MPa]
τ	Kayma gerilmesi [MPa]
$T_{\text{solidüs}}$	Solidüs sıcaklığı [$^{\circ}\text{C}$]
$T_{\text{likidüs}}$	Likidüs sıcaklığı [$^{\circ}\text{C}$]
T_{YK}	Yeniden kristalleşme sıcaklığı [$^{\circ}\text{C}$]

ÖZET

YARI-KATI HALDE ŞEKİL VERİLMİŞ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ MEKANİK ÖZELLİKLERİNE SU VERME SICAKLIĞININ ETKİSİ

Yarı-katı şekillendirme, genellikle alüminyum ve magnezyum alaşımlarına uygulanan, döküm ve dövme yöntemlerinin avantajlarını kombine eden, yenilikçi bir üretim yöntemidir. Alüminyum alaşımlarının yarı-katı halde şekillendirilebilmesi için homojen küresel tane yapısına sahip olmaları gerekmektedir. Bu tane yapısını elde etmek için yaygın olarak kullanılan yöntemlerden birisi SIMA (Stress Induced Melt Activated) prosesidir.

Bu çalışmada SIMA prosesi uygulanmış AA7075 alaşımına farklı parametrelerle yaşlandırma ısı işlemi uygulanarak, yaşlandırma parametrelerinin (özellikle su verme sıcaklığının) malzemenin mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkileri incelenmiştir. Ayrıca döküm ve ısı işlemler sırasında oluşan içyapı hatalarının malzemenin mekanik özelliklerine etkileri araştırılmıştır.

Anahtar Kelimeler: Alüminyum, AA7075, yarı-katı şekil verme, SIMA, yaşlandırma.

SUMMARY

EFFECT OF QUENCHING TEMPERATURE ON MECHANICAL PROPERTIES OF SEMI-SOLID FORMING ALUMINUM ALLOYS

Semi-solid forming is a novel manufacturing process generally used for aluminum and magnesium alloys combining advantages of forging and casting. A homogenous spherical grain structure is needed for semi-solid forming of aluminum alloys. SIMA (Stress Induced Melt Activated) process is one of the commonly used methods to obtain this type of grain structure.

In this study, effects of different aging parameters (especially quenching temperature) on mechanical and microstructural properties of SIMA AA7075 alloy were investigated. In addition, effects of microstructure defects formed during casting and heat treatments were investigated.

Key Words: Aluminum, AA7075, semi-solid forming, SIMA, aging.

1. GİRİŞ

Alüminyum ve alaşımları hafifliği, korozyon dayanımı ve ısı işlemler sonrası yüksek mekanik dayanıma ulaşması nedeniyle paketleme, otomotiv, inşaat, havacılık ve uzay endüstrilerinde yaygın olarak kullanılan malzemelerden biridir. Önceleri ayrıştırılması maliyetli olduğu için pahalı bir metal olan alüminyum, teknolojinin gelişmesi ve üretim maliyetlerinin düşmesi sayesinde günümüzde demir dışı metaller arasında üretimi en fazla yapılan metal haline gelmiştir.

Alüminyum alaşımı parçaların üretiminde en çok kullanılan yöntemler, malzeme sıvı haldeyken döküm ve malzeme katı haldeyken dövme yöntemleridir. Döküm yöntemi ile çeşitli boyut ve kesitlerde, karmaşık geometriye sahip ürünler üretilebilir; ancak döküm yönteminin en önemli dezavantajları porozite ve malzeme özelliklerinin homojenliğinin sağlanamamasıdır. Dövme yöntemi ile yüksek mekanik özelliklere sahip parçalar üretilebilmektedir; ancak yöntemin, ince kesitler ve karmaşık geometriler ile çalışmanın mümkün olmaması, yüksek basınç gereksinimi ve yüksek kalıp maliyeti gibi dezavantajları vardır.

Yarı-katı şekillendirme, döküm ve dövme yöntemlerinin avantajlarını kombine eden, yeni sayılabilecek bir üretim yöntemidir. Alüminyum alaşımlarına yarı-katı şekil verme yöntemi ile karmaşık geometriye sahip ürünler, daha az adımda ve nete yakın şekilde (*near-net shape*) üretilebilir. Yarı-katı malzemenin kendine has içyapısı, kalıba basılması sırasındaki akış davranışı ve düşük sıvı-katı büzülmesi sayesinde iyi mekanik özellikler elde edilebilir.

Döküm ve dövme alüminyum alaşımlarında olduğu gibi yarı-katı şekillendirilmiş alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri de ısı işlemler ile daha üst seviyelere çıkarılabilmektedir. Alüminyum alaşımlarına uygulanan ısı işlemler, genelde malzemenin dayanım ve sertliğini artırmak için uygulanan çökelme sertleştirme işlemlerini kapsamaktadır.

1.1 Tezin Amacı

Bu çalışmada, yarı-katı şekillendirme yöntemlerinden biri olan SIMA (Stress Induced Melt Activated) prosesi uygulanan AA7075 alaşımına farklı su verme sıcaklıkları ile çökeltme sertleştirilmesi (çözeltiyeye alma, su verme ve yaşlandırma) ısıl işlemi uygulanarak malzemenin mekanik özelliklerindeki değişimin tespit edilmesi amaçlanmıştır. Ayrıca içyapı hatalarının SIMA prosesi ve ısıl işlemler sonrası malzemenin mekanik özelliklerine etkileri incelenmiştir.

1.2 Literatür İncelemesi

Metallere yarı-katı halde şekil verme, temelleri 30-40 yıl öncesine dayanmakta olduğu halde halen geliştirilmeye devam eden bir yöntemdir. Yarı-katı şekillendirme prosesleri alüminyum, magnezyum, çinko, titanyum, bakır ve çeşitli demir alaşımları gibi birçok metal sistemine uygulanmıştır ancak ticari amaçlı yarı-katı şekil verme proseslerinin ise neredeyse tamamında alüminyum alaşımları ve magnezyum alaşımları kullanılmaktadır. Bu alaşımlar geniş katılaşma aralıkları nedeniyle yarı-katı şekillendirme için idealdir (Tablo 1.1) (Vinarcik, 2002).

Tablo 1.1 : Yarı-katı şekil verme proseslerinde kullanılan alüminyum alaşımlarının katılaşma aralıkları (Vinarcik, 2002).

Alüminyum alaşımı	Yaklaşık katılaşma aralığı (°C)
AA319	604-516
AA356	613-557
AA357	613-557
AA380	582-516
AA390	649-507

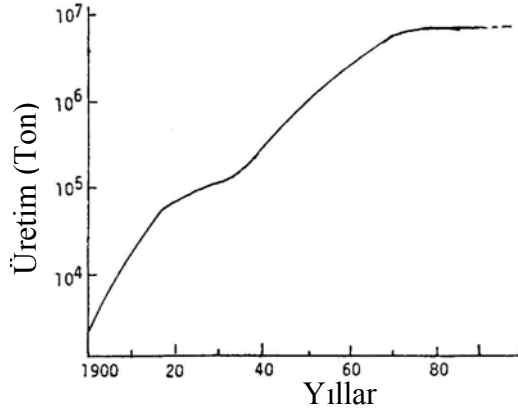
Daha yüksek dayanıma sahip dövme alüminyum alaşımlarının ve bakır alaşımları, dökme demir ve çelik gibi malzemelerin yarı-katı şekillendirilmesine karşı büyük ilgi gösterilmektedir. Şimdilik yüksek dayanıma sahip alüminyum alaşımlarının ticari üretimi yapılmamaktadır, fakat AA390 gibi bazı ileri düzey alaşımlar kullanılmaktadır (Atkinson, 2007).

1.2.1 Alüminyum ve Alaşımları

Alüminyumun en önemli özelliği hafif olmasıdır. Demirin yaklaşık üçte biri yoğunluğa sahip olan alüminyum, alaşımlandırma ve yaşlandırma ısıl işlemleri ile kolayca yapı çeliklerine yakın dayanıma sahip olmaktadır. Böylece alüminyum alaşımlarının özgül dayanımı (çekme dayanımı / özgül ağırlık) yapı çeliklerinin üç katına çıkmaktadır. Bu nedenle alüminyum alaşımları hafiflik ve dayanımın kritik önem taşıdığı hava ve kara taşıtları üretimine çok elverişlidir. Alüminyumun bir diğer önemli özelliği ise hava ile temas ettiğinde yüzeyinde oluşan oksit tabakası sayesinde yüksek bir korozyon dayanımına sahip olmasıdır (Onaran, 2003).

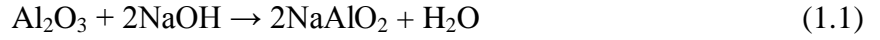
Alüminyum içeren minerallerden saf alüminyumun ayrıştırılması güçtür. Bunun nedeni alüminyum metalinin güçlü elektropozitif iyonlara sahip olması dolayısıyla elektronegatif iyonlar içeren tüm ametallere karşı güçlü bir afiniteye sahip olmasıdır. Bu yüzden 1825 yılında Danimarkalı bilim adamı H. C. Oersted alüminyum bileşenlerinden ayırmak için metalik potasyumu kullanana kadar dünyada alüminyum üretimi gerçekleştirilememiştir. Dolayısıyla o yıllarda alüminyum metali altından dahi daha yüksek bir maliyete sahip olmuştur (Higgins, 2006).

Alüminyumun saflaştırılması için kullanılan modern elektrolitik prosesler 1886 yılında aynı zamanda ve birbirinden habersiz olarak Amerikalı C. M. Hall ve Fransız P. Héroult tarafından geliştirilmiştir. Ancak yirminci yüzyılın başlarına kadar alüminyum alaşımı pahalı bir meraktan öteye geçememiştir. İlerleyen zamanlarda teknolojinin gelişmesi ve hava-kara taşımacılığı araçlarındaki hem hafif hem de yüksek dayanıma sahip malzeme gereksinimi alüminyum üretiminin hızla artmasını ve alüminyumun günümüzde demirden sonra en fazla üretimi yapılan metal olmasını sağlamıştır (Higgins, 2006). Şekil 1.1'de ABD'deki alüminyum üretiminin 1920'li yıllara kadar hızla arttığı ve daha sonra yatayda kaldığı gösterilmektedir (Smith, 2001).



Şekil 1.1 : ABD ve Kanada'da alüminyum üretimi (Smith, 2001).

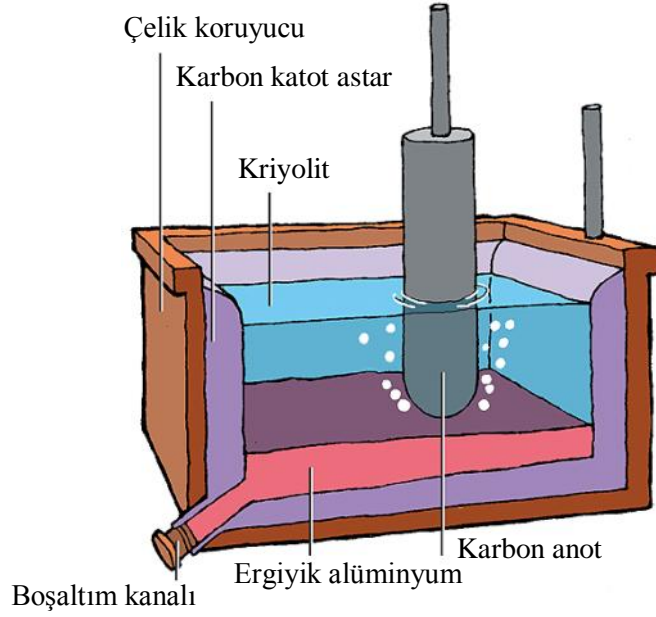
Alüminyum yer kabuğunda en çok bulunan elementtir; ancak demir, silisyum ve oksijenle birleşmiş durumda bulunur. Alüminyum üretiminde kullanılan başlıca mineral boksittir. Saf alüminyum Bayer işlemi ile boksitten elde edilir. Bayer işleminde ince öğütülmüş ve toz haline getirilmiş boksit, içeriğindeki alüminyum sodyum alüminata dönüştürmek için 160-170°C sıcaklıkta sodyum hidroksitle reaksiyona sokulur (Denklem 1.1) (Smith, 2001).



Çözünmeyen artıklar temizlendikten sonra, elde edilen sodyum alüminat çözeltisi Denklem 1.2'de verilen reaksiyona göre alüminyum hidroksitin çökmesi için 25-35°C'ye yavaşça soğutulur (Smith, 2001).



Alüminyum hidroksit, 1100°C'de kalsine edilerek alüminyum oksit (Al₂O₃) elde edilir. Alüminyum oksit, ergiyik kriyolit (Na₃AlF₆) banyosunda çözündürülerek, Şekil 1.2'de gösterilen hücrede elektrolize edilir. Hall-Héroult işlemi olarak adlandırılan elektroliz işleminde eriyik alüminyum sıvı durumda karbon katot astarın üzerinde çöker ve yüksek yoğunluğundan dolayı elektrolit banyosunun dibine batar. İşlem sırasında anotta serbest kalan oksijen karbona hücum ederek CO ve CO₂ oluşturur. Elektrolit banyosunun dibine batan %99,5-99,9 saflıktaki ergiyik alüminyum periyodik olarak hücrelerden boşaltılır (Smith, 2001).



Şekil 1.2 : Alüminyum üretiminde kullanılan elektroliz hücresi (Url-1).

Saf alüminyum elde edildikten sonra ilk adım yeniden ergitme işlemidir. Yeniden ergitme fırını, sıvı alüminyum ya da katı alüminyum ingotlar, alaşım elementleri ve istenilen miktarda hurda metal ile doldurulur. İmpuritelere ve oksit tabakasını uzaklaştırmak için ergiyik metalin yüzeyi alınır ve ergiyik metal gazlardan arındırılır. Temizlenen metal genellikle direkt çil-döküm metodu ile ekstrüzyon kütükleri ya da levha ingot gibi şekillerde dökülür (Smith, 2001).

1.2.1.1 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Alüminyum alaşımlarında dayanım artışı katı eriyik sertleştirilmesi, çökeltme sertleştirilmesi ve soğuk şekillendirme ile sağlanır. Alüminyum alaşımlarında kullanılan en önemli alaşım elementleri bakır, magnezyum, silisyum, mangan ve çinkodur.

Bakır sertlik ve dayanımı artırırken, silisyum ilavesi sıvı alüminyumun akışkanlığını artırır ve korozyon direnci, aşınma direnci, kaynak kabiliyeti özelliklerinde artış gözlenir. Magnezyum ilavesi malzemenin şekillendirilebilme ve işlenebilme kabiliyetini artırır, mükemmel korozyon direnci ve süneklik sağlar. Çinko ise alüminyum alaşımlarına yüksek dayanım kazandırmak için ilave edilir ve havacılık-uzay endüstrilerinde kullanılan 7xxx serisi alüminyum alaşımlarının temelini oluşturur. Çinko sıcak yırtılma eğilimini artırsa da bakır ilavesi bu etkiyi azaltmaktadır (Tan, 2011).

Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılmasında Amerikan Alüminyum Birliği (Aluminum Association - AA) sistemi uluslararası standartlarda yaygın olarak kabul görmüştür. Bu sınıflandırma sistemi, alüminyum alaşımlarını temel olarak dövme ve döküm alüminyum alaşımları olarak ikiye ayırmaktadır (ASM International, 1991).

Dövme alüminyum alaşımları için dört basamaklı bir numaralandırma sistemi kullanılmaktadır. 2xxx'den 8xxx'e kadar olan gruplarda, ilk rakam temel alaşım elementini, ikinci rakam alaşım modifikasyonlarını göstermektedir. İkinci rakam sıfır ise alaşımda modifikasyon yapılmamıştır. Son iki rakam ise gruptaki farklı alüminyum alaşımlarını ayırmak için kullanılır. 1xxx grubu ise alaşımlanmamış safa yakın alüminyumlardır. Bu grupta ilk iki rakam "10" şeklinde yazılırken son iki rakam minimum saflık yüzdesini gösterir (Tablo 1.2).

Tablo 1.2 : Dövme alüminyum alaşımları için sınıflandırma sistemi (ASM International, 1991).

Ana Alaşım Elementi	AA Sistemindeki Gösterimi
Alüminyum \geq %99	1xxx
Bakır	2xxx
Mangan	3xxx
Silisyum	4xxx
Magnezyum	5xxx
Magnezyum ve silisyum	6xxx
Çinko	7xxx
Diğer elementler	8xxx
Kullanılmayan seriler	9xxx

Döküm alüminyum alaşımları da dövme alüminyum alaşımlarına benzer şekilde dört basamaklı bir numaralandırma sistemi ile tanımlanır. Dövme alaşımlardan farklı olarak kesir işaretiyle diğerlerinden ayrılan son basamak alaşımın döküm ya da ingot halinde olduğunu gösterir. İlk basamak alaşım grubunu, ikinci ve üçüncü basamak 2xx.x'den 8xx.x'e kadar olan gruplarda özel alaşımı, 1xx.x grubunda ise alaşımın saflık yüzdesini belirtir (Tablo 1.3).

Tablo 1.3 : Döküm alüminyum alaşımları için sınıflandırma sistemi
(ASM International, 1991).

Ana Alaşım Elementi	AA Sistemindeki Gösterimi
Alüminyum \geq %99	1xx.x
Bakır	2xx.x
Mangan	3xx.x
Silisyum	4xx.x
Magnezyum	5xx.x
Magnezyum ve silisyum	6xx.x
Çinko	7xx.x
Diğer elementler	8xx.x
Kullanılmayan seriler	9xx.x

1.2.1.2 Alüminyum Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler

Alüminyum alaşımlarının mekanik özellikleri ısı ve mekanik işlemler ile daha üst seviyelere çıkarılarak, hem hafif hem de yüksek dayanımlı ayrıca yüksek korozyon direnci, ısı ve elektriksel iletkenlik gibi ekstra özelliklere sahip malzemeler üretilebilmektedir.

Isıl işlem en genel anlamıyla bir metalin mekanik özelliklerini, içyapısını ya da kalıntı gerilme durumunu değiştirmek amacıyla uygulanan ısıtma ve soğutma işlemleridir. Alüminyum alaşımlarına uygulanan ısı işlemler ise, genelde malzemenin dayanım ve sertliğini artırmak için uygulanan çökelme sertleştirme işlemleri ile sınırlıdır. Alüminyum alaşımları, ısı işlem uygulanabilen alaşımlar ve ısı işlem uygulanamayan alaşımlar olarak ikiye ayrılabilir. Isıl işlem uygulandığında dayanımında ve sertliğinde anlamlı bir artış göstermeyen alüminyum alaşımları soğuk deformasyon ile sertleştirilebilir (ASM International, 1991).

Alüminyum alaşımlarının temel temper durumlarını, üretimden sonra uygulanan mekanik ve ısı işlemler belirlemektedir. Dört temel temper durumu mevcuttur (Kaufman, 2000):

F: Fabrikada üretildiği haliyle, belirli bir özellik elde etmek amacıyla ısı işlem ya da deformasyon sertleştirme uygulanmayan dövme ve döküm alüminyum alaşımlarını simgeler.

O: Üretimden sonra dayanımı düşürmek ve işlenebilirlik kabiliyetini artırmak için tavlama işlemi uygulanan dövme alüminyum alaşımlarını simgeler.

H: Deformasyon sertleştirilmesi uygulanarak dayanımı artırılan alüminyum alaşımlarını simgeler.

W: Sadece çözeltiye alma işlemi uygulanarak kendiliğinden yaşlanan alüminyum alaşımlarını simgeler. W harfinden sonra doğal yaşlandırma süresi belirtilebilir (Örn. W ½ h.)

T: Çökeltme sertleştirilmesi uygulanmış, ek soğuk şekillendirilme uygulanan ya da uygulanmayan alüminyum alaşımlarını simgeler.

H ve T harflerinden sonra gelen rakam temel temper işlemlerinin alt basamaklarını gösterir. Tablo 1.4'te T temper kodlarının ve Tablo 1.5'te H temper kodlarının alt basamakları gösterilmiştir.

Tablo 1.4 : T temper kodları (Url-2).

Kod	İşlem Basamakları
T1	Sıcak şekillendirme sonrası soğutma, doğal yaşlandırma
T2	Sıcak şekillendirme sonrası soğutma, soğuk şekillendirme, doğal yaşlandırma
T3	Çözeltiye alma, soğuk şekillendirme, doğal yaşlandırma
T4	Çözeltiye alma, doğal yaşlandırma
T5	Sıcak şekillendirme sonrası soğutma, yapay yaşlandırma
T6	Çözeltiye alma, yapay yaşlandırma
T7	Çözeltiye alma, aşırı yaşlandırma
T8	Çözeltiye alma, soğuk şekillendirme, yapay yaşlandırma
T9	Çözeltiye alma, yapay yaşlandırma, soğuk şekillendirme

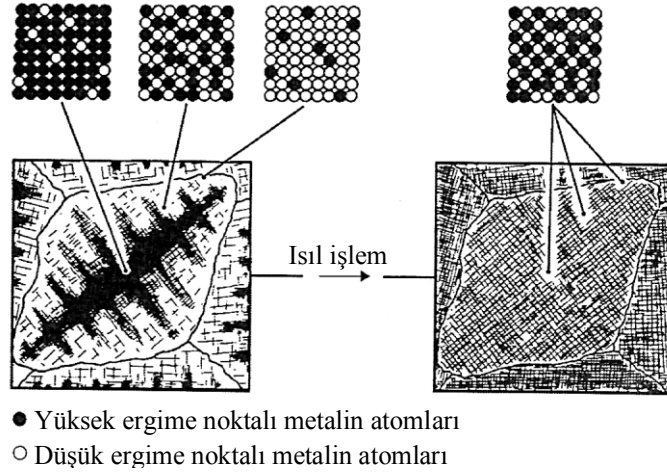
Tablo 1.5 : H temper kodları (Kaufman, 2000).

Kod	İşlem Basamakları
H1	Deformasyon sertleştirilmesi
H2	Deformasyon sertleştirilmesi, kısmi tavlama
H3	Deformasyon sertleştirilmesi, stabilize etme
H4	Deformasyon sertleştirilmesi, vernikleme ya da boyama

1.2.1.3 Çökeltme Sertleştirme Isıl İşlemi

Alman araştırmacı Alfred Wilm 1906 yılında düşük miktarlarda magnezyum, silisyum ve bakır içeren bazı alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerine su verme işleminin etkisini araştırmıştır. Çalışmalarında su verilen numunelerin oda sıcaklığında birkaç gün bekletilmesiyle dayanımlarının kendiliğinden kayda değer oranda arttığını görmüştür. Alaşımların mikroyapısında belirgin bir değişim gözlenemediği için o zamanlar açıklanamayan bu olay sonrasında yaşlandırma olarak adlandırılmıştır (Higgins, 2006).

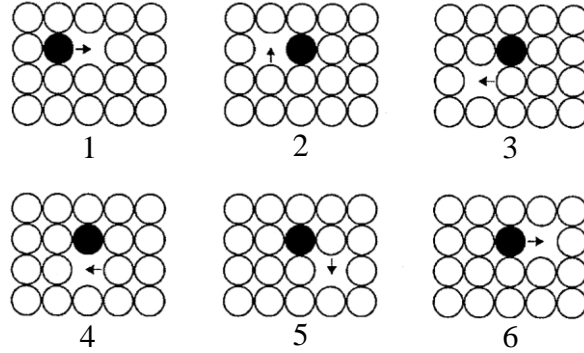
Bazı metaller sıvı halde iken birbirleri içinde tamamen çözünürler ve katılaşma sonrasında da çözülmüş halde kalırlar. Oluşan bu karışıma katı çözelti adı verilir. Katılaşma sırasında kristaller her iki metalin atomlarından oluşur. Kaçınılmaz olarak metallere birinin ergime noktası diğerinden daha yüksek olacaktır ve bu yüzden daha çabuk katılaşmaya başlayacaktır. Sonuç olarak katılaşma sonrası oluşan tanelerin merkezleri yüksek ergime sıcaklığına sahip metalce daha zengin olur. Çevresindeki kollar ise düşük ergime sıcaklığına sahip metalce daha zengindir. Çekirdeklenme olarak adlandırılan bu etki döküm halindeki tüm katı çözeltilerde görülmektedir. Döküm sonrası gerçekleştirilecek ısı işlemleri ile bu etki giderilebilir (Şekil 1.3) (Higgins, 2006).



Şekil 1.3 : Çekirdeklenmiş bir katı çözeltide bileşimin farklılık göstermesi (Higgins, 2006).

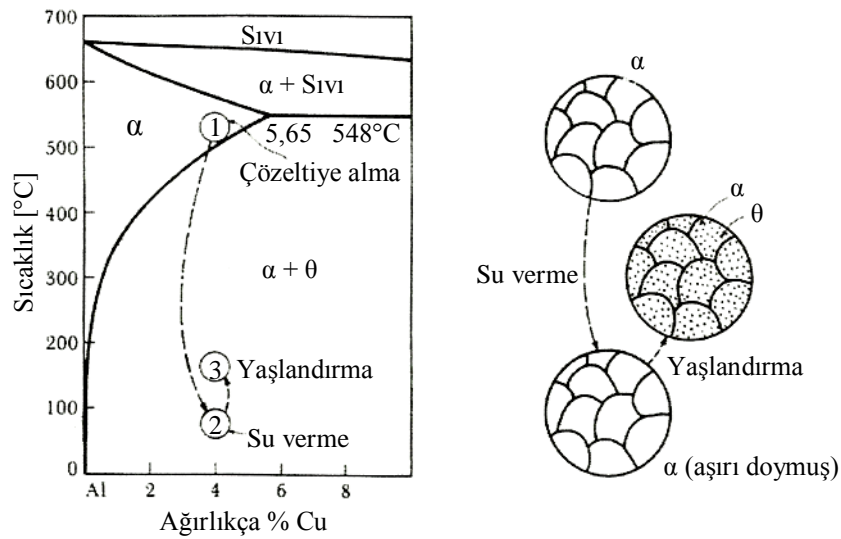
Bir katı çözelti yeteri kadar ısıtıldığında, termal olarak aktive edilen atomlar kristal yapı içerisinde hareket ederek yer değiştirmeye başlar ve yapının bileşimi her yerde daha homojen bir hale gelir. Difüzyon olarak adlandırılan bu olay Şekil 1.4'te gösterilen bir seri hareketle gerçekleşir. Şekilde siyah renkle gösterilen çözülmüş

atom, ilk olarak kafes yapısında bulunan yanındaki boş atom yerine doğru hareket eder ve sonrasında şekilde gösterilen beş hareket tamamlanarak tekrarlanır (Higgins, 2006).



Şekil 1.4 : Difüzyon sırasında atomların hareketi (Higgins, 2006).

Çökeltme sertleştirme ısı işlemi, alüminyum alaşımlarına yumuşak ve daha sünek matriste ince sert çökeltilerin üniform dağılımını sağlamak için uygulanır. Bir alaşıma çökeltme sertleştirme uygulanabilmesi için azalan sıcaklıkla birlikte azalan katı eriyebilirlik göstermesi, sıcaklık düşürüldüğünde oluşan çökeltilerin sert ve kırılğan, matrisin ise nispeten yumuşak ve sünek olması, alaşımanın su vermeye uygun olması ve çökeltinin matris yapısı ile uyumlu olması gereklidir. Al-%4 Cu alaşımı, çökeltme sertleştirme ile dayanımı artırılabilen alüminyum alaşımlarının klasik bir örneğidir. Çökeltme sertleştirme ısı işlemi üç aşamadan oluşur (Şekil 1.5) (Askeland, 1998):



Şekil 1.5 : Al-Cu faz diyagramı üzerinde çökeltme sertleştirme safhaları (Askeland, 1998).

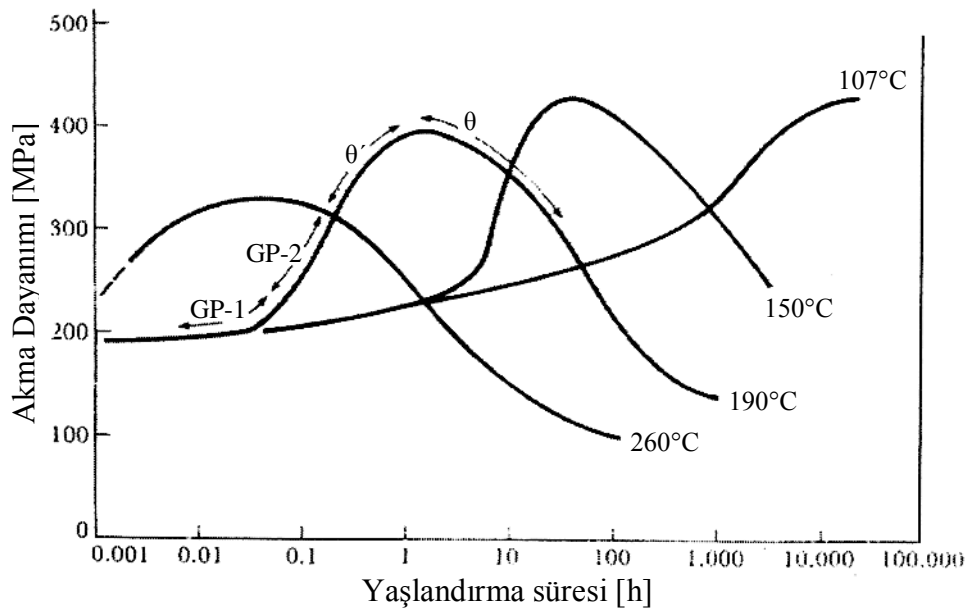
1. *Çözeltiye alma:* Alaşım tek faz (α) bölgesine kadar ısıtılarak θ çökeltileri katı çözelti içerisinde homojen olarak çözüne kadar bekletilir.
2. *Su verme:* Çözeltiye alma aşamasından sonra tek fazlı çözelti ikincil fazların çökmesine izin verilmeden hızla soğutulularak aşırı doymuş α katı çözeltisi elde edilir. Atomların potansiyel çekirdeklenme yerlerine difüzyonu için yeterli zamanı olmadığından θ fazı oluşmaz.
3. *Yaşlandırma:* Son olarak kararsız haldeki aşırı doymuş α katı çözeltisi, oda sıcaklığında (doğal yaşlandırma) ya da oda sıcaklığının üstünde, solvüs sıcaklığının altında (yapay yaşlandırma) belirli sürelerde bekletilerek içerisinde çözünmüş halde bulunan θ fazı kararlı bir faz halinde çökeler.

Çoğu yaşlandırılabilir alaşımlarda çökelti sert ve kırılğan metallere arası bileşiklerdir. Örneğin Şekil 1.5'te faz diyagramı gösterilen Al-%4Cu alaşımında CuAl_2 bileşiği oluşurken, küçük miktarlarda magnezyum ve silisyum içeren alüminyum alaşımlarında Mg_2Si bileşiği, bu çalışmada kullanılan AA7075 alaşımında ise temel olarak MgZn_2 bileşiği oluşmaktadır. Çok küçük parçacıklar halinde çökelen bu bileşikler dislokasyon hareketlerini engellediği için malzemenin dayanımında artış görülür (Smith, 2001; Askeland 1998; ASM International 1991).

Al-%4Cu alaşımının yaşlandırılması sırasında dengeli θ fazı meydana gelmeden önce bakır atomlarının segregasyonu GP-1 (*Guiner-Preston*) olarak adlandırılan çok ince bakır kümeleri oluşur. GP-1 bölgeleri yüzey merkezli kübik matrisin $\{100\}$ düzlemlerine paralel, 80-100Å çapında ve 4-6 Å kalınlığında disklerdir. Yaşlanma devam ettirildiğinde daha çok bakır atomu çökeltilere difüze olur ve GP-1 bölgeleri, θ' olarak da adlandırılan 100-1000 Å çapında ve 10-40 Å kalınlığında, $\{100\}$ matris düzlemleri ile uyumlu GP-2 bölgelerine dönüşür. Daha sonra, GP-2 bölgeleri çözünür ve dengeli θ fazına benzeyen dengesiz ve uyumsuz θ' oluşur. θ' fazının boyutu yaşlandırma sıcaklığı ve süresine bağlı olmakla beraber 100-150 Å kalınlığında ve 100-6000 Å çapında olabilir. Son olarak da θ' çözünür, dengeli θ fazı (CuAl_2) tamamıyla çökeler (Smith, 2001).

Yaşlandırma ısı işleminin başlangıç safhasında dengesiz çökeltiler GP-1, GP-2 ve θ' fazlarının boyutu büyürken, alaşımın dayanımı yaşlandırma süresi ile artar. Bu çökeltiler varlıklarını korudukları sürece alaşım yaşlandırma şartları içerisinde. Dengeli θ fazı çökeldiğinde alaşımın dayanımı düşmeye başlar. Zaman arttıkça θ

taneleri daha da büyür, sayıları azalır ve aşırı yaşlanma oluşur. Şekil 1.6'da Al-%4Cu alaşımının akma dayanımının yaşlandırma sıcaklığı ve süresine bağlı olarak değişimi gösterilmektedir. Yüksek sıcaklıkta difüzyon hızlı gerçekleşir ve çökeltiler çabuk oluşur, dayanım daha kısa sürede pik değere ulaşır. Ancak maksimum dayanım yaşlandırma sıcaklığı düşürüldükçe artma eğilimi gösterir ve elde edilen yüksek dayanım uzun süre korunabilir. Bu yüzden düşük sıcaklıklarda sıcaklık-zaman hesaplamalarındaki küçük hatalar tolere edilebilir. Ayrıca düşük sıcaklıklarda parçanın yüzeyi ve merkezi arasındaki sıcaklık farkı daha az olacağından daha uniform mekanik özellikler elde edilir (Askeland, 1998).



Şekil 1.6 : Yaşlandırma sıcaklığı ve süresinin Al-%4 Cu alaşımının akma dayanımına etkisi (Askeland, 1998).

Yaşlandırma ile dayanımı artırılabilen alaşıma su verildiğinde, parçanın merkezi yüzeyden daha yavaş soğur. Hızlı soğutulmuş yüzey çeker ve halen sıcak, yumuşak ve sünek olan merkeze basma gerilmesi uygular. Daha sonra merkez de soğur ve çekilmeye çalışır ancak merkezin çekilmesi soğuk, sağlam yüzey tarafından engellenir. Bunun sonucu olarak yüzeyde basma, merkezde çekme şeklinde kalıntı gerilmeler oluşur. Bu gerilmeler malzemedeki çarpılma, şekil değiştirme hatta kırılmaya yol açabilir. Bu problemleri engellemek için yaşlandırma ile dayanımı artırılabilen alaşımlar gereğinden daha hızlı soğutulmamalıdır (Askeland, 1998). Ancak soğutma çok yavaş gerçekleştirilirse, çözeltiye alma sonrası çözünmüş halde bulunan ikincil fazlar kaba parçacıklar halinde tekrardan çöker ve malzemenin mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilenir. Ayrıca tane sınırlarında ve kayma

düzlemlerinde oluşan çökelti alaşımın şekil alma kabiliyetini azaltır ve taneler arası korozyon dayanımı düşer (Tan, 2011). Bu yüzden çözeltiye alma sonrası su verme sıcaklığının tayini önem taşımaktadır.

Wang ve diğ. (2006) farklı yaşlandırma yöntemleri uygulanan AA7055 alaşımlarının mikroyapılarını ve mekanik özelliklerini incelemiştir. Yapılan deneyler sonucunda yaşlandırmanın başlangıç safhalarında alaşımın sertliğinin ve dayanımının hızlıca arttığı, 120°C'de 4 h yaşlandırma sonrası maksimum değerlere ulaşıldığı ve uzun süre bu değerlerin korunduğu görülmüştür. AA7055 alaşımı için en uygun çökeltme sertleştirme ısı işlemi 480°C'de 1 h çözeltiye alma ve suda su vermeyi takiben 120°C'de 24 h yaşlandırma olduğu görülmüştür.

Wang ve diğ. (2009) çalışmalarında yarı-katı şekillendirilmiş 7A09 (Al-Zn-Mg-Cu) alaşımının T6 ısı işlemine yoğunlaşmıştır. Farklı çözeltiye alma sıcaklıkları ve süreleri ile farklı yaşlandırma sıcaklıkları ve sürelerinin mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. En iyi mekanik özelliklerin 475°C sıcaklıkta 12 h süre ile çözeltiye alma ve 133°C'de 20-22 h yaşlandırma ile elde edildiği sonucuna varılmıştır.

Wu ve diğ. (2009) çözeltiye alma ve yaşlandırma işlemlerinin yarı-katı şekillendirilmiş 7A09 (Al-Zn-Mg-Cu) alaşımının mikroyapısına etkisini incelemiştir. Malzemenin sertliği üzerinde en çok yaşlandırma süresinin etkili olduğu, yaşlandırma sıcaklığının ikinci dereceden etkili olduğu ve çözeltiye alma süresinin de en az etkiye sahip olduğu görülmüştür. 462°C sıcaklıkta, 40 min çözeltiye alma ve 132°C sıcaklıkta, 14 h yaşlandırma ile en iyi mekanik özellikler elde edilmiştir.

Cerri ve diğ. (1999) ısı işlemlerinin yarı-katı dökülmüş AA319 alüminyum alaşımlarının mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisini araştırmışlardır. Numunelere T4, T5 ve T6 ısı işlemleri uygulanmış ve mikroyapı gelişimi izlenmiştir. Yaşlandırma işlemi uygulandıktan sonra numunelerin çekme dayanımları ölçülmüştür. T5 ısı işlemi ile elde edilen süneklik değeri, T6 ısı işlemiyle elde edilen süneklik değerine yakın bulunmuştur. Genel olarak T5 ısı işleminin zaman ve maliyet tasarrufu nedeniyle T6'ya tercih edilebileceği sonucuna varılmıştır. Yarı-katı dökülmüş AA319 alaşımlarının, diğer döküm yöntemleriyle üretilmiş AA319 alaşımlarına tercih edilebilir olduğu görülmüştür.

Liu ve diğ. (2006) yaşlandırma ısıl işleminin AA7055 alaşımının su verme duyarlılığına etkisini araştırmışlardır. Mikroyapılar, optik mikroskop ve elektron mikroskobu ile incelenmiştir. İki aşamalı yaşlandırma işleminin, tek aşamalı yaşlandırma işlemine göre daha yüksek mekanik özellikler ve daha düşük elektriksel iletkenlik sağladığı görülmüştür. Çalışılan 20-100°C aralığında, daha yüksek sıcaklıkta ön yaşlandırmanın su verme duyarlılığını azalttığı görülmüş ve çalışmadaki optimum iki aşamalı yaşlandırma şartları 100°C / 24 h + 121°C / 24 h olarak belirlenmiştir.

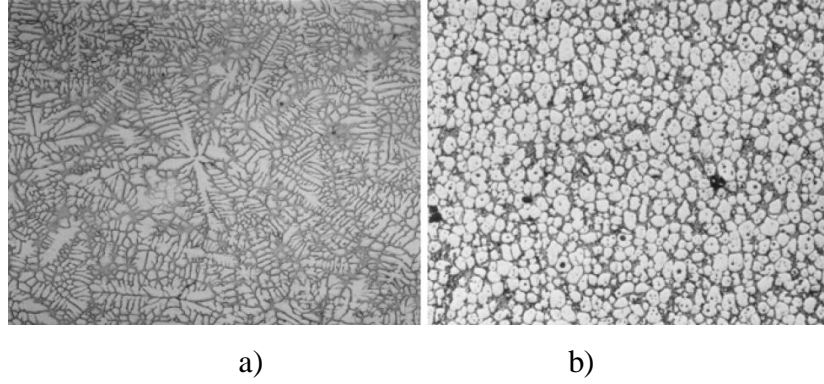
Liu ve diğ. (2010) literatürdeki mevcut çalışmalardan yararlanarak AA7075, AA7175, AA7050, AA7010, AA7055, AA7085 ve AA1933 dahil olmak üzere bazı tipik yüksek dayanımlı alüminyum alaşımlarının su verme duyarlılıklarını süre-sıcaklık-özellik diyagramlarıyla incelemişlerdir. Su verme hızının düşürülmesiyle mekanik özelliklerin kötüleştiği görülmüştür. AA7075, AA7175 ve AA7055 alaşımları en yüksek su verme duyarlılığına sahip olurken, AA7085 ve AA1933 alaşımlarının su vermeye karşı en az duyarlılığa sahip olduğu tespit edilmiştir.

Cavazos ve Colás (2003) çalışmalarında ısıl işleme uygun bir alüminyum alaşımında su verme hassasiyetini araştırmışlardır. 520°C sıcaklıkta 4 h çözeltiye alınarak su verilen AA6063 alaşımına bir seri yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Yaşlandırma üç farklı sıcaklıkta (130, 180 ve 230°C) ve 0,5-64 h arası periyotlarla yapılmıştır. 10°C/s'nin altındaki hızlarda maksimum sertliğin soğutma hızına bağlı olduğu ve 10°C/s'nin üzerindeki hızlarda maksimum sertliğin soğutma hızına duyarlı olmadığı görülmüştür.

1.2.2 Metallere Yarı-Katı Halde Şekil Verme Tekniği

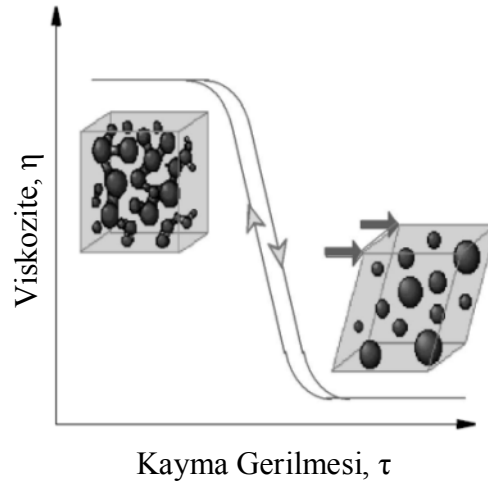
1970'lerin başlarında ABD'deki MIT'de (Massachusetts Institute of Technology) çalışmakta olan Flemings, sıvı haldeki çeşitli döküm alaşımlarını yarı-katı hale soğuturken viskozitesini ölçerek alaşımın sıcak yırtılmasını araştırmıştır. Flemings deneylerinde, soğurken sürekli olarak karıştırılan malzemenin mikroyapısının küresel olduğunu fakat karıştırılmadan yarı-katı hale soğutulan malzemenin dendritik mikroyapıya sahip olduğunu tespit etmiştir (Flemings ve diğ., 1976). Şekil 1.7'de tipik dendritik ve küresel mikroyapı fotoğrafları yer almaktadır.

Gerçekleştirilen deneysel çalışmalarda, küresel mikroyapıya sahip alüminyum ve magnezyum alaşımı malzemelerin tiksotropik davranış gösterdiği görülmüştür (Atkinson, 2007).



Şekil 1.7 : (a) Dendritik ve (b) küresel mikroyapı (Atkinson, 2007).

Tiksotropik malzemeler karıştırıldığında incelerek akar, karıştırmayı bırakınca tekrar sertleşir; bunun nedeni tiksotropik malzemelerin viskozitesinin zaman ve kayma hızına göre değişmesidir. Kayma hızı arttıkça viskozite azalır, sabit kayma hızında ise viskozite zamanla azalır (Şekil 1.8). Bu davranış iki faza sahip emülsiyonlar için bilinir olsa da, normal şartlar altında dendritik yapıya sahip olan metalik sistemler için yeni bir buluştur (Hirt ve Kopp, 2009).



Şekil 1.8 : Yarı-katı malzemelerde kayma gerilmesi ile viskozitenin değişimi (Ogris, 2002).

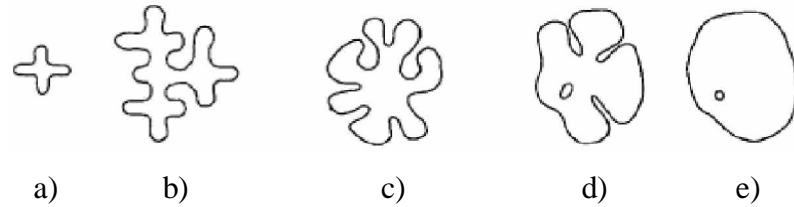
Yarı-katı sıcaklığına ısıtılan küresel mikroyapıya sahip bir alüminyum alaşımı malzeme kolayca şekillendirilebilir ya da kesilebilir. Bu özellikten yarı-katı şekil verme proseslerinde düşük basınçlar kullanılarak malzemenin kalıbı tamamen doldurmasında yararlanır. Şekil 1.9'da yarı-katı haldeki bir alüminyum alaşımının

bıçakla kolayca kesildiği görülmektedir. Herhangi bir kesme gerilmesi uygulanmadığı takdirde yarı-katı malzeme şeklini korur. Bu, üretim aşamasında nihai şekli vermeden önce malzemenin taşınması esnasında kolaylık sağlar. Yarı-katı malzemenin yaklaşık %30-%60'lık kısmı katıdır; bu oran malzemeyi şekillendirirken kullanılacak olan yöntemle göre belirlenir.



Şekil 1.9 : Yarı-katı haldeki alüminyum alaşımının bıçakla kesilmesi (Vinarcik, 2002).

Yarı-katı şekil verme yöntemleriyle üretilmiş ürünlerde, proses esnasında dendrit kolları kırılarak geleneksel döküm ile üretilen ürünlerdeki dendritik mikroyapıdan farklı olarak küresel mikroyapı oluşur. Küresel tanelerin elde edilmesi dendritlerin kırılarak rozet şeklini alması, irileşmesi ve sonrasında küreselleştirilmesi esasına dayanmaktadır. Şekil 1.10'da küresel tanelerin oluşum mekanizması şematik olarak gösterilmiştir (Flemings, 1976; Tan, 2011).



Şekil 1.10 : Nondendritik tane oluşumu; a) ilk dendrit oluşumu, b) dendritlerin irileşmesi, c) dendritlerin rozet şekline dönüşmesi, d) rozetlerin irileşmesi, e) rozetlerin küreselleşmesi (Flemings, 1976).

Birçok çalışmada küresel mikroyapının dendritik mikroyapıya göre daha iyi mekanik özelliklere sahip olduğu bildirilmiştir. Çoğu zaman yarı-katı şekillendirme ile üretilen ürünlerin dayanımları dövme ile üretilen ürünlerinkine yakın olmaktadır (Vinarcik, 2002).

Guo ve diğ. (2009) çalışmalarında yarı-katı şekillendirmenin AA7075 alaşımının mekanik özelliklerine etkisini incelemiştir. Çalışmada, yarı-katı şekillendirilmiş malzemelerin mikroyapı özellikleri ile T6 ısıl işleme uygulanması sonrası mekanik özellikleri belirlenmiştir. Yarı-katı şekillendirme işleminin sıcak yırtılma oluşumunu azalttığı, tane boyutunu küçülttüğü ve AA7075 alaşımının yoğunluğunu artırdığı görülmüştür. Rikhtegar ve Ketabchi (2010) yarı-katı halde ileri tiksoekstrüzyon yöntemiyle şekillendirilmiş AA7075 alüminyum alaşımının mekanik özelliklerini araştırmışlardır. Çalışmada yarı-katı şekillendirmenin avantajlarından yararlanılarak ekstrüzyon basıncı düşürülmüştür. Her iki çalışmada da yarı-katı şekillendirilen parçalara T6 ısıl işleminin uygulanmasıyla dövme alüminyum alaşımlarıninkine yakın mekanik özellikler elde edilmiştir.

Yarı-katı şekillendirme endüstriyel olarak ilk defa Alumax ve ITT-TEVES firmaları tarafından şasi bileşenleri, fren silindirler, jantlar ve benzeri otomotiv parçalarının üretiminde uygulanmıştır. 1980'lerin sonlarında Avrupa'da da bu konuda gelişmeler başlamıştır. Pechiney (Fransa), Ormet (ABD) ve SAG (Avusturya) tarafından alternatif elektromanyetik karıştırma yöntemlerinin bulunmasıyla yarı-katı şekil vermede kullanılan ön malzemeler çeşitli boyut ve kalitelerde elde edilebilir hale gelmiştir (Hirt ve Kopp, 2009).

Günümüzde yarı-katı şekil verme yöntemi; otomotiv sektöründe şasi bileşenleri, fren silindirleri, yarış motosikletlerinin arka teker kolları, fren kolları gibi otomobil ve motosiklet parçalarının üretiminde (Şekil 1.11); makine imalatı yapan sektörlerde pistonlar, kompresör yuvaları, çeşitli yataklar gibi makine elemanlarının üretiminde; elektrik-elektronik sektöründe elektriksiz birleştiriciler, bilgisayarlarda kullanılan ısı dağıtıcıları, sabit disklerin motor taban plakaları gibi elektronik cihaz parçalarının üretiminde kullanılmaktadır (Ogris, 2002; Vinarcik, 2002; Hirt ve Kopp, 2009).

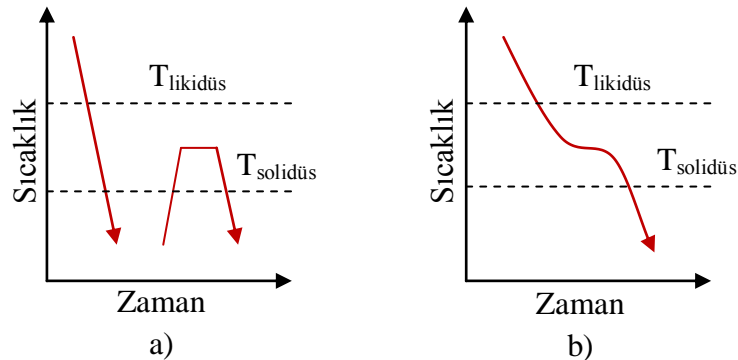


Şekil 1.11 : Yarı-katı şekil verme yöntemiyle üretilmiş otomotiv ekipmanları (Vinarcik, 2002).

1.2.3 Yarı-Katı Şekillendirme Yöntemleri

Alüminyum alaşımlarının yarı-katı halde şekillendirilmesi için birçok yöntem geliştirilmiştir fakat tüm bu yöntemler işlemin kesintili ya da kesintisiz şekilde gerçekleştirilmesine göre endirekt prosesler ve direkt prosesler olarak; yarı-katı şekillendirilecek malzemenin, işlem başlangıcında sıvı ya da katı halde olmasına göre reo-şekillendirme (*rheoforming*) ve tiksö-şekillendirme (*thixoforming*) olarak iki ana gruba ayrılabilir.

Adından da anlaşılacağı üzere endirekt yarı-katı şekillendirme proseslerinde ürün tek aşamada üretilmez. İlk aşamada küresel mikroyapıya sahip hammadde üretilir. İkinci aşamada bu hammadde yarı-katı sıcaklığa kadar tekrar ısıtılarak şekillendirilir. Direkt yarı-katı şekillendirme proseslerinde ise sıvı metal alaşım karıştırma işleminden sonra yarı-katı hale soğutularak katılaştırılmadan, direkt olarak şekillendirilir (Şekil 1.12). Bu şekilde üretim süresi büyük ölçüde kısaltılmaktadır.

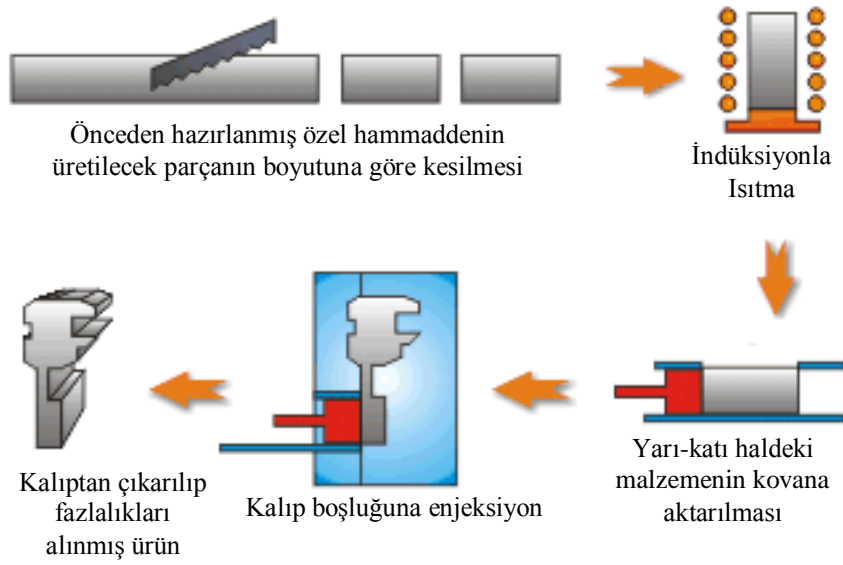


Şekil 1.12 : Endirekt (a) ve direkt (b) yarı-katı şekillendirme prosesleri.

Tiksö-şekillendirme proseslerinde, işlem başlangıcında tamamen katı haldeki metal yarı-katı sıcaklığa kadar ısıtılarak dökülür ya da şekillendirilir. Reo-şekillendirme

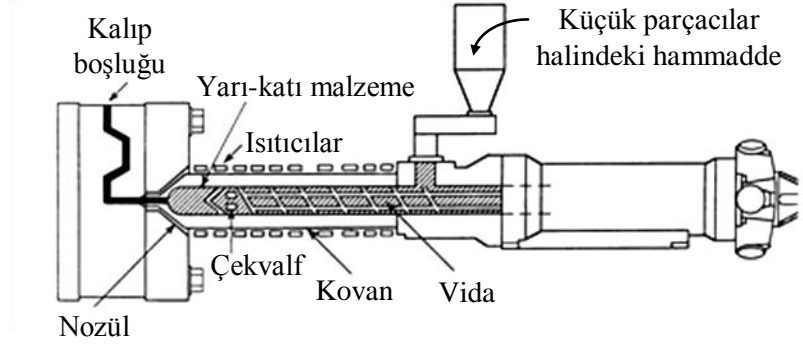
proseslerinde ise işlem başlangıcında tamamen sıvı haldeki metal yarı-katı sıcaklığa kadar soğutulmuş dökülür ya da şekillendirilir.

Tikso-şekillendirme, literatürde tikso-döküm (*thixocasting*), tikso-dövme (*thixoforging*), tikso-enjeksiyon kalıplama (*thixomolding*) gibi prosesleri kapsayan bir terim olarak kullanılmaktadır. Tikso-döküm yönteminde, önceden hazırlanmış küresel mikroyapıya sahip biyetler ısıtılarak basınçlı döküm makinesi ile kalıba basılır (Şekil 1.13). Tikso-dövme yönteminde ise önceden hazırlanan biyetler iki kalıp arasına koyulup preslenerek şekil verilir.



Şekil 1.13 : Tiksodöküm proses şeması (Ur1-3).

Tikso-enjeksiyon kalıplama prosesi ise uygulama açısından plastik enjeksiyon kalıplama yöntemine benzemektedir (Şekil 1.14). Küçük parçacıklar halindeki hammadde, oksitlenmeyi önlemek amacıyla argon gazı içeren ısıtılmış bir kovana aktarılır. Kovanın çevresinde bulunan rezistanslarla malzeme yarı-katı sıcaklığa kadar ısıtılır. Kovanın içinde dönen bir vidanın yarattığı kesme gerilmeleri malzemenin içindeki dendrit kollarının kırılmasını sağlar ve küresel tanelere sahip tiksotropik malzeme elde edilir. Yeterli miktarda tiksotropik malzeme elde edildikten sonra vida ilerletilerek malzeme kalıp boşluğuna itilir (Ur1-4).

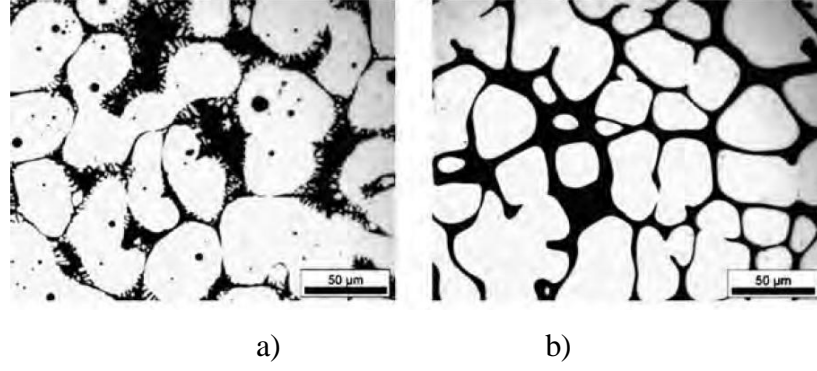


Şekil 1.14 : Tikso-enjeksiyon kalıplama (Url-4).

Reo-şekillendirme literatürde alüminyum alaşımlarına yarı-katı şekil verilmesinde kullanılan reo-döküm (*rheocasting*) ve reo-enjeksiyon kalıplama (*rheomoulding*) gibi prosesleri kapsamaktadır. Reo-döküm prosesinde; malzeme sıvı halden yarı-katı hale soğutulurken mekanik ya da elektromanyetik karıştırma yöntemleri uygulanarak tiksotropik özellik elde edilir ve malzeme yarı-katı sıcaklığında basınçlı döküme benzer şekilde kalıp boşluğuna basılır.

Reo-enjeksiyon kalıplama ise tikso-enjeksiyon kalıplamaya benzer bir yöntemdir. Farkı hammadde olarak kullanılan metalin tamamen sıvı halde iken vida yardımıyla mekanik olarak karıştırılarak yarı-katı hale soğutulmasıdır. Daha sonra elde edilen yarı-katı haldeki tiksotropik malzeme, kalıp boşluğuna enjekte edilir (Atkinson, 2007).

Şekil 1.6'da reo-şekillendirme ve tikso-şekillendirme uygulanmış A356 alaşımının mikroyapı fotoğrafları yer almaktadır. Şekil 1.15 a'da görülen beyaz yuvarlak objeler malzemenin katı kısmını oluşturan alüminyum küreleridir. Onları çevreleyen koyu renkli matris ise ince alüminyum dendritleri ile ötektik fazlardan oluşmaktadır ve malzemenin üretim esnasındaki sıvı kısmını oluşturmaktadır. Endirekt yarı-katı şekillendirme sırasında sıvı metal, katı kürelerin içinde hapsolabilir. Şekil 1.15 b'de bu hapsolmuş sıvı siyah noktacıklar şeklinde kürelerin içinde görülmektedir (Vinarcik, 2002; Hirt ve Kopp, 2009).



Şekil 1.15 : AA356 alaşımında (a) tikso-şekillendirme ve (b) reo-şekillendirme sonrası mikroyapı oluşumu (Hirt ve Kopp, 2009).

Shang ve diğ. (2010) çalışmalarında AA6061 alaşımının yarı-katı şekillendirilmesi sırasındaki deformasyon mekanizmasını ve tikso-şekillendirme özelliklerini incelemiştir. Likidüse yakın sıcaklıkta yapılan döküm yöntemiyle elde edilen malzeme, yarı-katı halde %70 deformasyon oranında preslenmiştir. Sonuçlar likidüse yakın sıcaklıkta döküm yöntemiyle üretilen malzemenin yarı-katı sıcaklığa ısıtılmasıyla, tikso şekillendirmeye uygun (ötektik sıvı fazla çevrili dendritik olmayan küresel tanelerden oluşan) mikroyapı elde edilebildiğini göstermiştir. Deformasyon hızının artırılması ve sıcaklığın düşürülmesiyle maksimum gerilmenin arttığı görülmüştür. Yarı-katı şekillendirmenin sıvı kısmın akması, sıvı içeren katı taneciklerin akması, katı taneciklerin bir biri üzerinden kayması ve kısmen katı taneciklerin plastik deformasyonu mekanizmalarıyla gerçekleştiği görülmüştür.

Neag ve diğ. (2012) AA7075 alaşımının tikso geri ekstrüzyonu sırasındaki mikroyapı ve akış davranışlarını incelemiştir. Çelik kalıbın ve alüminyum biletin indüksiyon fırınıyla aynı anda ısıtılmasıyla ısı kayıpları ve aşırı tane büyümesi önlenerek tikso şekillendirmeye uygun, oldukça homojen bir mikroyapı elde edilebilmiştir. Yüksek katı oranına rağmen (>0,75) tikso ekstrüzyon sırasında malzemenin içyapısındaki katı kürelerin plastik deformasyona uğramadan birbiri üzerinden kaydığı görülmüştür. Ekstrüzyon sıcaklığı 609°C'nin üzerine çıkarıldığında makro segregasyonun arttığı, sonuç olarak ürünün şekil ve yüzey kalitesinin bozulduğu görülmüştür. Rokni ve diğ. (2012) gerçekleştirdikleri benzer çalışmada AA7075 alaşımının 550-600°C sıcaklık aralığında, farklı hız ve çaplarda tikso geri ekstrüzyonu sırasındaki mikroyapı ve mekanik özelliklerin değişimini incelemiştir. Düşük sıcaklıklarda daha ince küresel tanelerin oluştuğu; malzemenin oda sıcaklığındaki mekanik özelliklerinin ekstrüzyon sıcaklığı, hızı ve kalıp çapına bağlı

olarak önemli ölçüde etkilendiği görülmüştür. Ekstrüzyon sıcaklığının artırılmasıyla dayanımın düştüğü ve sünekliğin arttığı; ekstrüzyon hızının artırılmasıyla dayanım ve sünekliğin arttığı görülmüştür.

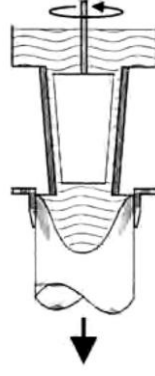
1.2.4 Küresel Tane Yapısının Elde Edilme Yöntemleri

İkili sistemlerin katılaşması sırasında, mikrosegregasyon nedeniyle dendritler arasında, ilk oluşan bileşime göre kısmen daha düşük ergime sıcaklığına sahip bileşimler ve alaşım bileşimine bağlı olarak değişik oranlarda ötektik fazlar oluşur. Bu kısmen düşük ergime sıcaklığına sahip bölgeler içeren yapının, likidüs-solidüs eğrileri arasında uygun bir sıcaklıkta kısmen ergitilip dökülebileceği veya şekillendirilebileceği görülmüştür. Ancak, dendritik yapının akışkanlığa karşı büyük bir direnç göstermesinden dolayı yapının küresel yani non-dendritik olması gerekmektedir (Türkeli, 1991).

Küresel tane yapısı; alaşım sıvı halden yarı-katı hale soğutulurken mekanik, manyetik, ultrasonik ve benzeri karıştırma yöntemleri ile ya da düşük sıcaklıktan döküm, plastik deformasyon sonrası yarı-katı sıcaklığa tekrar ısıtma (SIMA prosesi) gibi yöntemler ile elde edilebilir.

1.2.4.1 Mekanik Karıştırma

MIT’de geliştirilmiş olan bu yöntemde sıvı alaşım kontrollü olarak soğutulurken mekanik olarak karıştırılarak dendritik yapı kırılır (Şekil 1.16). Bu kırılmış dendritik yapı, ilk anda rozetimsi şekilde olup karıştırma ile beraber kabalaşarak küresel bir hale gelir. Karıştırma işlemi dönen bir mil üzerindeki kanatlar ya da burgu vasıtasıyla yapılır. Bu yöntem reo-döküm prosesleri için kesintisiz olarak veya tikso-döküm prosesleri için ön malzeme üretimi için kullanılabilir. Ancak pota malzemelerinin düşük ısı iletim özelliklerinden dolayı, mekanik karıştırma ile elde edilen non-dendritik karışımın üretim hızı, sistemden ısının uzaklaştırılmasıyla sınırlıdır. Ayrıca yüksek sıcaklıkta karıştırma kanatlarının ve pota refrakter malzemesinin erozyona uğraması ve sıvı metalin kontaminasyonu gibi dezavantajları vardır. Bu yüzden bu yöntem laboratuvar çalışmaları dışında fazla kullanım alanı bulamamıştır (Türkeli, 1991).

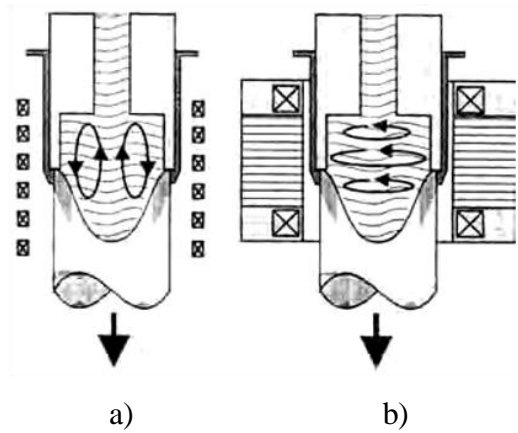


Şekil 1.16 : Mekanik karıştırma (Hirt ve Kopp, 2009).

1.2.4.2 Elektromanyetik Karıştırma

Mekanik karıştırmanın dezavantajlarını gidermek için geliştirilen, Magnetohidrodinamik (MHD) karıştırma olarak da adlandırılan bu yöntemle, katılaşma esnasında sürekli döküm kalıbının içinde dönen manyetik alan yardımıyla dendrit kolları kırılarak küresel mikroyapıya sahip tiksotropik malzeme üretilir.

Kalıp çevresindeki su soğutmalı sistem ile katılaşma hızı, dolayısıyla tane boyutu kontrol edilir; bu sayede mekanik karıştırmada 100-400 mikron arasında olan partikül çapı manyetik karıştırma ile 30 mikron civarına düşürülebilir. Sistem yatay veya dikey dizayn edilebilmekte (Şekil 1.17) ve 30 mm'den 152 mm çapa kadar üretim yapılabilir. Konvansiyonel karıştırma yöntemlerine göre daha temiz ve etkili bir yöntemdir. Üretilen malzemelerin düşük gaz, oksit ve non-metalik inklüzyon içeriği; askeri, uçak ve otomobil parçaları için ihtiyaç duyulan yüksek kaliteyi karşılamaktadır (Türkeli, 1991).



Şekil 1.17 : Dikey (a) ve yatay (b) elektromanyetik karıştırma (Hirt ve Kopp, 2009).

1.2.4.3 Pasif Karıştırma

Pasif karıştırma yönteminde, sıvı metal yarı-katı sıcaklığa soğutulurken çeşitli engeller içeren (örneğin seramik küreler) bir sistemin içerisinden geçmeye zorlanır (Şekil 1.18). Bu zorunlu akışın yarattığı kesme gerilmeleri büyük dendritlerin oluşmasını engeller (Hirt ve Kopp, 2009).



Şekil 1.18 : Pasif karıştırma (Hirt ve Kopp, 2009).

1.2.4.4 Düşük Sıcaklıktan Döküm

Bu yöntemde sıvı metal alaşım likidüs sıcaklığına çok yakın bir sıcaklıkta dökülerek yüksek çekirdeklenme hızı sayesinde dendritik olmayan ince tane yapısı elde edilir. Malzeme tekrar ısıtıldığında, yarı-katı hale geçişte mikroyapı küreselleşerek yarı-katı şekil verme proseslerine uygun hale gelir (Le ve diğ., 2005).

1.2.4.5 Toz Metalürjisi

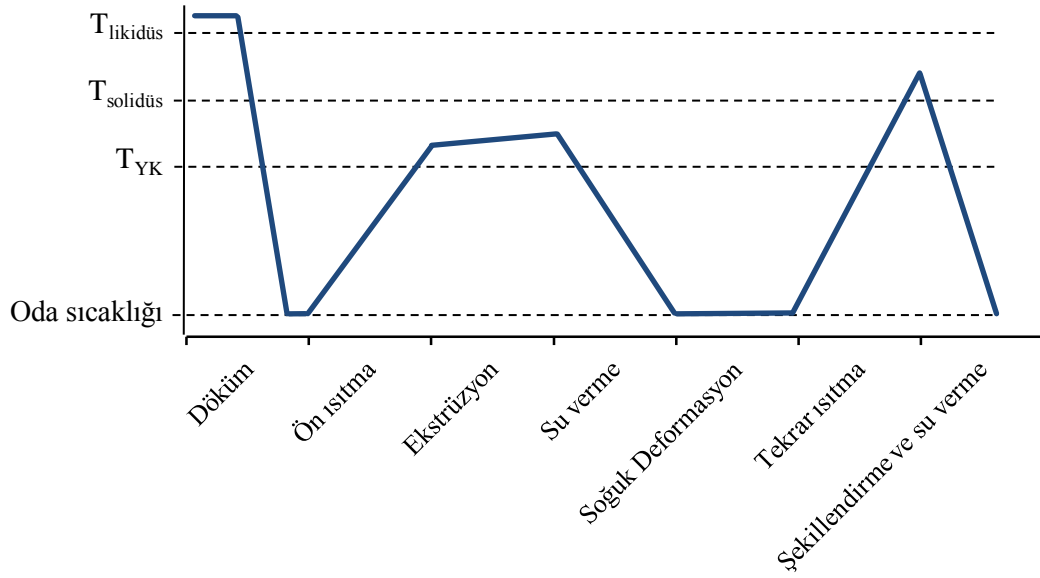
Özellikle titanyum alaşımlarına uygulanan bu yöntemde, likidüs sıcaklığını düşürmek ve katılama aralığı genişletmek amacıyla bakır ve kobalt gibi alaşım elementleri eklenerek karıştırılan ve soğuk preslenen toz ingot, yeniden katı-sıvı aralığına ısıtılarak tozların arasında kısmen erime ve kısmen difüzyonla sıvı bir film oluşturulur. Bu durumdaki bir malzemenin aralıklı olarak karıştırılmasıyla, homojen küresel taneler elde edilir (Türkeli, 1991).

1.2.4.6 SIMA (Stress Induced Melt Activated) Prosesi

Malzemenin döküm sonrası sıcak ve soğuk deformasyon uygulanarak yarı-katı sıcaklığa kadar tekrar ısıtılmasıyla küresel tane yapısı elde edilmesi esasına dayanan SIMA prosesi, 1980'li yılların ortalarında geliştirilmiş bir yöntemdir. Bu yöntemde

döküm sonrası malzeme önce ekstrüzyon, haddeleme, dövme ya da benzeri bir yöntemle sıcak deformasyona tabi tutularak ince uzun taneli deforme olmuş yapı elde edilir. Burada sıcak deformasyon ile anlatılmak istenen, yeniden kristalleşme sıcaklığı ve solidüs sıcaklığı arasındaki bir sıcaklıkta metale herhangi bir yöntemle şekil verilmesidir. İstenen tane yapısının elde edilebilmesi için ekstrüzyon oranının 10/1'den büyük olması önerilmektedir. Gerçekleştirilen çalışmalarda uygun ekstrüzyon oranı 19/1 ve 60/1 arası olarak tespit edilmiştir. Sıcak deformasyondan sonra; dövme, haddeleme, çekme ya da benzeri bir yöntemle malzemeye soğuk deformasyon uygulanarak ya da sıcak deformasyonla tümleşik bir işlem olarak doğrultma, hızlı soğutma, daha düşük sıcaklıklarda ekstrüzyon gibi yöntemlerle malzemenin içinde belirli oranlarda kalıntı gerilmeler oluşturulur (Young ve Diğ., 1983).

Uygulanan soğuk deformasyonla mikroyapıdaki dislokasyon yoğunluğu artırılarak, malzemenin likidüs-solidüs aralığındaki uygun bir sıcaklığa ısıtılması sırasında yeniden kristalleşmenin sebep olduğu daha ince taneli bir yapı elde edilir (Türkeli, 1993). Bu sıcaklık genellikle hacimsel olarak %5 ile %80 arasında, tercihen %15 ile %50 arasında sıvı oranı oluşturacak şekilde seçilmelidir (Young ve Diğ., 1983). Oluşan tanelerin arası, sıcaklığın artırılmasıyla birlikte, mikro segregasyondan dolayı yapıda var olan düşük ergime sıcaklığına sahip faz ya da bölgelerin ergimesiyle oluşan sıvı faz tarafından ıslatılır. Geniş açılı tane sınırlarının enerjisi, katı-sıvı ara yüzey enerjisinden iki kat daha büyük olmasından dolayı, yüksek açılı tane sınırları sıvı faz tarafından ıslatılırken düşük açılı tane sınırları zamanla kaynaşarak yok olurlar. Böylece sıvı faz tarafından çevrelenmiş katı küresel parçacıklardan oluşan bir yapı elde edilir (Türkeli, 1993). Yarı-katı haldeki malzeme direkt olarak şekillendirilebildiği gibi su verilerek daha sonra uygulanacak yarı-katı şekillendirme işlemleri için hammadde olarak kullanılabilir. Şekil 1.19'da SIMA prosesinin aşamaları ve sıcaklık aralıkları gösterilmiştir.



Şekil 1.19 : SIMA prosesi aşamaları (Young, Kyonka ve Courtois, 1983).

Atkinson ve diğ. (2008) AA7075 alaşımının, yarı-katı halde yeniden kristalleşmesini araştırmışlardır. Çalışmada ekstrüze edilmiş ve T6 ısıl işlemi uygulanmış AA7075 alaşımı tekrar ısıtılarak yarı-katı hale getirilmiştir. Sıcaklık yarı-katı aralığına yükseldiğinde küresel tanelerin hızla ortaya çıktığı görülmüştür. 580°C civarında alaşımın sıvı kısmı %5 civarında olduğu halde tamamen küresel içyapı elde edildiği görülmüştür. Çalışmada küresel içyapı elde etmek için uygulanan yöntemin, klasik yöntemlere göre daha az adım içerdiği için daha ekonomik olduğu sonucuna varılmıştır.

Lee ve diğ. (2001) SIMA prosesinde soğuk deformasyon ve ısıtma koşullarının AA7075 alüminyum alaşımının mikroyapısı üzerindeki etkilerini araştırmışlardır. Araştırmada farklı soğuk deformasyon seviyeleri, bekletme sıcaklıkları ve bekletme süreleri kullanılmıştır. Yarı-katı şekillendirilmiş AA7075 alaşımı için optimum ısıl işlem parametreleri belirlenmiştir. Yarı-katı şekillendirme sıcaklığında dövülmüş ve konvansiyonel olarak sıcak dövülmüş AA7075 alaşımlarının mekanik özellikleri karşılaştırılmıştır. 590°C yarı-katı şekillendirme sıcaklığında, 30 s ile 3 min arası bekletme süresi ve %52 oranında soğuk deformasyon uygulanmasıyla en uygun mekanik özelliklerin elde edildiği görülmüştür.

Akar ve Mutlu (2010) SIMA yöntemindeki deformasyon oranının AA2024 alaşımının tiksotropik yapısı üzerine etkisini araştırmışlardır. Çalışmada ekstrüze

haldeki AA2024 alaşımı değişik oranlarda soğuk deformasyona tabi tutulmuş ve yarı-katı bölgeye ısıtılarak oda sıcaklığındaki suda su verilmiştir. Deneysel sonuçlar, SIMA yöntemiyle AA2024 alaşımında yarı-katı şekillendirme için gerekli olan küresel şekilli tiksotropik mikroyapının üretilebileceğini göstermiştir. Artan soğuk deformasyon oranı ile şekil faktörü artarken tane boyutu azalmıştır. SIMA yöntemi ile tiksotropik yapı elde edilmesi için en az %20 soğuk deformasyonun gerekli olduğu belirlenmiş ve tiksotropik yapı dönüşümü için yarı-katı sıcaklıkta izotermal bekletmeye gerek olmadığı tespit edilmiştir.

Chen ve diğ. (2012) farklı mekanik koşulların, yarı-katı şekillendirilmiş Al-Cu-Si-Mg alaşımlarının mikroyapı ve çekme dayanımı özelliklerine etkilerini araştırmışlardır. Çalışmada SIMA prosesi uygulanan alaşım yarı-katı halde şekillendirilerek T6 ısııl işleme tabi tutulmuştur. Uygun mekanik koşullar altında (15 mm kalıp taban çapı) homojen bir mikroyapı elde edilirken porozite görülmemiştir ve dövme alaşıma benzer mekanik özellikler elde edilmiştir. Uygun olmayan mekanik koşullarda ise (5 mm kalıp taban çapı) üretilen parçada homojen olmayan mikroyapı, bazı mikroporozite ve mikro çatlaklar görülmüştür; malzemenin çekme dayanımı da kötüleşmiştir.

Haghparast ve diğ. (2012) Al-5Ti-1B tane küçültücülerin ve modifiye edilmiş SIMA prosesinin Al-Zn-Mg-Cu alaşımına etkilerini araştırmışlardır. Çalışmada numuneler 300°C sıcaklıkta %40 deformasyon oranına tabi tutularak numunelere farklı sıcaklık (550°-600°C) ve sürelerde (10-40 min) küreselleştirme ısııl işleme uygulanmıştır. SIMA prosesi için optimum parametreler, 575°C sıcaklık ve 20 min süre olarak tespit edilmiştir. Maksimum dayanım elde etmek için numunelere oda sıcaklığında su verme ve 120°C sıcaklıkta 24 saat yaşlandırma aşamalarını içeren T6 ısııl işleme uygulanmıştır. Tane küçültücüsü eklenmesi ve T6 ısııl işleme ile malzemenin mekanik özelliklerinde kayda değer artış elde edilmiştir. T6 ısııl işleme uygulandığında SIMA ve ekstrüzyon işlemleri öncesi ve sonrası çekme dayanımları sırasıyla 283 MPa'dan 587 MPa'a ve 332 MPa'dan 617 MPa'a yükselmiştir.

Hassas-İrani ve diğ. (2013) SIMA prosesinin A356 alaşımının mikroyapı özelliklerine etkilerini araştırmışlardır. %45 ön deformasyona tabi tutulan numunenin 615°C sıcaklıkta 6 min tutulmasıyla ince ve homojen küresel taneler içeren mikroyapı elde edilmiştir. Küresel, rozet şekilli, kaba taneli ve döküm olmak üzere

farklı içyapılara sahip numunelerin yarı-katı şekillendirme özellikleri incelenmiştir. Tikso şekillendirme sırasında, SIMA prosesi uygulanan küresel tane yapısına sahip numunelerin en düşük; döküm içyapısına sahip numunelerin en yüksek akma direncine sahip olduğu görülmüştür.

Kırtay (1997) SIMA prosesiyle üretilmiş AA7075 ve AA2024 alaşımlarının mikroyapıları ve mekanik özelliklerini incelemiştir. Dendritik olmayan yarı-katı alaşımların kalıbın ince kesitlerini bile doldurabileceğini göstermiştir. Yarı-katı halde şekil verilmiş numunelerde makroporoziteye rastlanmamış, fakat tane sınırlarında mikroporoziteler görülmüştür. Bu alaşımların T6 ısıl işlemi sonrası özellikleri incelenmiştir. AA7075 alaşımı 3 saatlik yaşlanma süresi sonunda maksimum sertlik gösterirken, AA2024 alaşımı 20 saatlik yaşlandırma sonrası maksimum sertliğe ulaşmıştır.

1.2.5 Yarı-Katı Şekillendirme Yönteminin Avantaj ve Dezavantajları

Yarı-katı şekillendirmenin avantajları aşağıdaki gibi sıralanabilir (Lowe ve diğ., 1999; Hirt ve Kopp, 2009; Vinarcik, 2002; Türkeli, 1991):

1. Otomasyonu ve kontrolü kolay olan, enerji tasarruflu bir yöntemdir.
2. Üretim hızı dövme ve döküm yöntemlerinininkine benzerdir.
3. Yarı-katı malzeme ince kesitlere sahip kalıp boşluklarını daha iyi doldurur ve karmaşık geometriye sahip ürünler dövme yöntemine göre daha az yüklerle şekillendirilebilir.
4. Daha düşük işlem sıcaklığı kalıpta oluşan termal şoku azaltır, kalıp ömrünü artırır, maliyeti azaltır ve yüksek ergime sıcaklığına sahip alaşımların şekillendirilebilmesine olanak sağlar.
5. Yarı-katı haldeki malzemenin kalıp boşluğuna düzgün akışı nedeniyle daha az gaz sıkışması ve katılaşma sırasında daha az katı-sıvı büzülmesi porozite oluşumunu azaltır.
6. Ürünün net şekle yakın olması, iyi yüzey kalitesi ve yolluk-çıkıcı gibi gereksinimlerin olmaması, sonraki işlem aşamalarını azaltır ve malzmeden tasarruf sağlar.

7. İnce ve homojen mikroyapı parça özelliklerini iyileştirir. Parça boyutlarının optimize edilmesiyle ağırlıktan tasarruf edilebilir.

Yarı-katı şekillendirmenin dezavantajları ya da kısıtlamaları aşağıdaki gibi sıralanabilir (Lowe ve diğ., 1999; Hirt ve Kopp, 2009; Vinarcik, 2002; Türkeli, 1991):

1. Küresel mikroyapıya sahip hammaddenin üretimi maliyetlidir ve üretici sayısı azdır.
2. Konu hakkındaki sınırlı bilgi birikimi nedeniyle uygun bir üretim süreci oluşturmak için gereken araştırma çaba ve masrafı yüksektir.
3. Konvansiyonel üretim yöntemlerinden farklı cihaz ve ekipmanlar gerektirmesi kurulum maliyetini artırır.
4. Konvansiyonel üretim yöntemlerine göre daha iyi eğitilmiş personele ihtiyaç duyulur.

1.2.6 Alüminyum Alaşımlarında Metal Kalitesini Etkileyen Faktörler

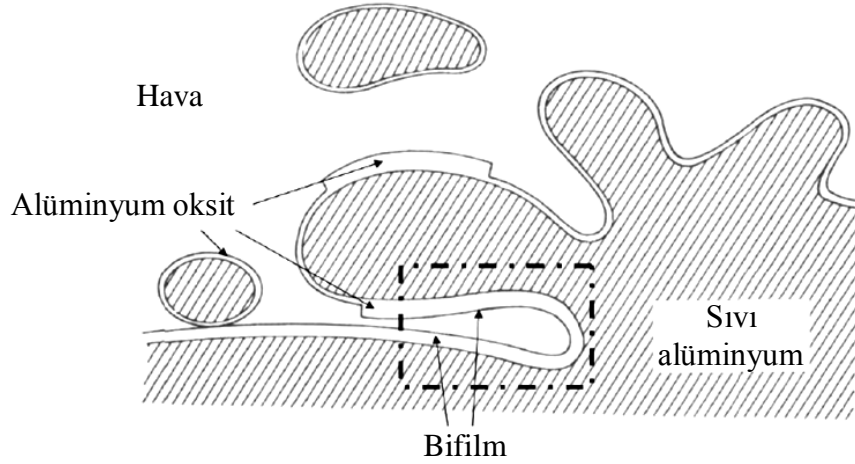
Alüminyum alaşımlarında metal kalitesini olumsuz yönde etkileyen faktörler içsel ve dışsal hatalar olarak ikiye ayrılabilir. İçsel hatalar mikroyapıdan kaynaklanan tane boyutu, segregasyon, sıcak yırtılma ve benzeri hatalar iken; dışsal hatalar, üretim sırasında potadan karışan inklüzyon ya da hava ile temas sonucu yüzeyde oluşan oksit tabakalarının sıvıya karışması olarak sayılabilir (Dışpınar, 2005; Tan, 2011).

Alüminyum ve alaşımlarının dökümü esnasında havadaki nem ile ergiyik metalin hava ile temas eden yüzeyi arasında Denklem 1.3'de verilen reaksiyon oluşur. Reaksiyon sonucu yüzeyde katı oksit tabakası oluşurken açığa çıkan hidrojen ergiyik metal içerisinde çözünür. Bu oksit tabakası yüzeyden alt tarafa doğru atomlar şeklinde bağlanarak büyüdüğü için tabakanın alt kısmı ile sıvı arasında mükemmel atomik temas oluşur (Dışpınar ve Campbell, 2009; Tan, 2011).



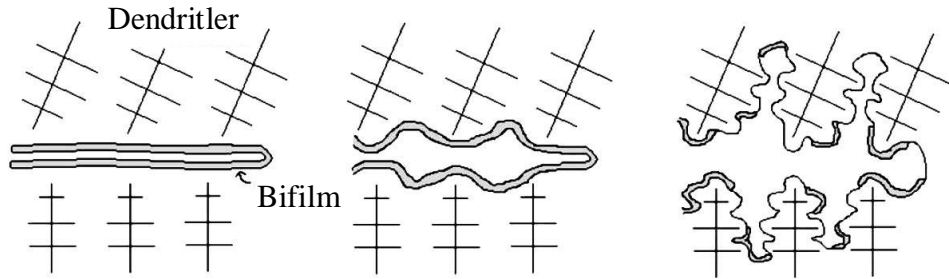
Yüzeyde kaldığı sürece olumsuz etkileri düşük olan bu oksit tabakaları, döküm sırasında genellikle yüzeyde oluşan türbülans nedeniyle birbirleri üzerine katlanarak kuru yüzeyleri birbirine temas edecek şekilde, aralarında bir miktar hava bulunan hatalara dönüşür (Dışpınar ve Campbell, 2009; Tan, 2011). Bifilm (çift film) olarak

adlandırılan bu hataların oluşum mekanizması Şekil 1.20’de şematik olarak gösterilmiştir.



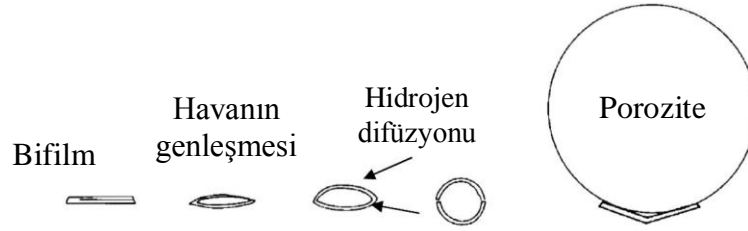
Şekil 1.20 : Bifilm oluşum mekanizması (Campbell, 2003).

Bifilm katılma sonrasında yapının içerisinde porozite ve çatlak başlangıcı teşkil ederek mekanik özelliklerin kötüleşmesine sebep olurlar (Dışınar ve Campbell, 2009; Tan, 2011). Şekil 1.21’de bifilm ile çekilme (*shrinkage*) boşluklarının ilişkisi gösterilmektedir.



Şekil 1.21 : Bifilm ve porozite oluşumu (Campbell, 2003).

Alüminyum alaşımlarının ısıl işlemleri sırasında karşılaşılan en yaygın problemlerden biri yüksek sıcaklık oksidasyonudur (*high temperature oxidation*). Yüksek sıcaklık oksidasyonu sadece oksitlenme problemi olmayıp yüksek sıcaklıklarda hidrojenin yüzey tabakalarının içine difüze olarak blister oluşumuna sebebiyet vermesidir. Blisterler yüksek sıcaklıkta bekletilen alüminyum alaşımı malzemelerin yüzeylerinde oluşan kabarcık şeklinde kusurlardır. Blister oluşumunu tetikleyen önemli bir etken malzeme içindeki bifilmliğin varlığıdır (Tan, 2011). Şekil 1.22’de bifilmliğin ve hidrojenin porozite oluşumundaki ilişkisi gösterilmektedir.



Şekil 1.22 : Bifilm ve hidrojenin porozite oluşumundaki ilişkisi (Campbell, 2003).

Tan ve diğ. (2011a) ergimiş metal kalitesi ve su verme sıcaklığının, SIMA prosesi uygulanmış AA2024 ve AA7075 alaşımlarının mekanik özelliklerine etkilerini araştırmışlardır. Numunelere, çözeltiye alma işleminden sonra oda sıcaklığındaki havada ve 80°C sıcaklıktaki suda su verme işlemi uygulanmıştır. Alaşımların çekme ve yorulma deney sonuçları su verme sıcaklığından etkilenmezken, sertlik deney sonuçlarının anlamlı bir şekilde etkilendiği görülmüştür. Yüksek bifilm indeksi mekanik deney sonuçlarının değişkenliğinin artmasına sebep olmuştur. Bu da bifilm indeksi ile mekanik özellikler arasında bir bağ olduğunu göstermektedir.

Dışpınar ve diğ. (2010) döküm sırasında oluşan bifilmelerin AA319 ve AA380 alaşımlarına etkilerini araştırmışlardır. Alaşımlara düşük basınç altında katılma testi uygulanarak bifilm indeksleri çıkarılmıştır. Alüminyum alaşımlarında hidrojen ve oksit filmlerinin hasarlardan sorumlu olduğu bilinmektedir; fakat çalışmada, döküm kalitesini temel olarak bifilmelerin belirlediği gösterilmiştir.

Tan ve diğ. (2011b) SIMA prosesi uygulanmış alüminyum alaşımlarının ısı işlemleri sırasında porozite oluşumunu araştırmışlardır. AA2024 ve AA7075 alaşımları, SIMA prosesi sırasında 550°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda 15 min tutulduğunda blisterlerin oluşmaya başladığı görülmüştür. Malzemenin içindeki bifilmelerin porozite oluşumunu başlattığı sonucuna varılmıştır.

Tan ve diğ. (2011c) Vakum Altında Katılaştırma Testi (VAKT)'nin sıvı alüminyum içindeki gaz miktarının ölçülmesindeki güvenilirliğini araştırmışlardır. Çalışmada AA2024 ve AA7075 alaşımlarından elde edilen test sonuçları incelenerek VAKT'de karşılaşılabilecek hatalar özetlenmiştir. Bifilm indeksinin ergiyik alüminyum kalitesini belirlemede kullanılacak ayırt edici bir parametre olduğu ve dördüncü örnekten sonra güvenilir sonuçlar verdiği gösterilmiştir. Test sırasında basıncın sürekli olarak kontrol edilmesi gerektiği ve optimum basıncın 100 mbar olduğu sonucuna varılmıştır.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

2.1 Materyal

Alüminyuma %4-8 Zn ve %1-3 Mg eklenerek 7xxx serisi ısıtılabilir dökme alüminyum alaşımları üretilir. Zn ve Mg alüminyumda yüksek katı eriyebilirliğe sahiptir, alüminyuma çökeltme sertleşmesi özelliği kazandırarak dayanımı artırır. %1-2 Cu ilavesi ile Al-Zn-Mg alaşımlarının dayanımları daha da artırılarak en yüksek dayanımlı Al-Zn-Mg-Cu alaşımları elde edilir. Al-Zn-Mg ve Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarının dayanımı soğuk şekillendirme ile önemli ölçüde artmaz bu yüzden çökeltme sertleştirilmesi ısıtılabilir işlemi ile dayanım artırılır (Smith, 2001).

Bu çalışmada ısıtılabilir dökme alüminyum alaşımlarından AA7075 alaşımı kullanılmıştır. 1943 yılında tanıtılan AA7075 alaşımı %5,6 Zn; %2,5 Mg; %1,6 Cu ve %0,3 Cr içermektedir. Cr ilavesi bu alaşımdan yapılan levhanın gerilmeli korozyon çatlama direncini büyük ölçüde iyileştirmektedir (Smith, 2001). Alaşım özellikle yüksek dayanım gerektiren alanlarda kullanılmaktadır.

Deneysel çalışmalarda kullanılacak alaşımların temini için yurt içinde gerçekleştirilen firma araştırması çalışmaları sonucunda Konya Seydişehir’de konu ile ilgili üretim yapan Al Metal Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş. firmasının istenilen özelliklere ve standartlara sahip alaşımları temin etmede en uygun firma olduğu tespit edilmiştir.

Al Metal firmasından ekstrüzyon yöntemiyle üretilmiş ve tüfek kasası imalatında kullanılan AA7075 alaşımı çubuk şeklinde malzeme temini gerçekleştirilmiştir (Şekil 2.1).



Şekil 2.1 : Deneysel çalışmalarda kullanılan AA7075 alaşımı.

Deneysel çalışmalarda kullanılan AA7075 alaşımının kimyasal analizi ve farklı uluslararası standartlardaki gösterimleri Tablo 2.1 ve 2.2’de gösterilmiştir.

Tablo 2.1 : Deneysel olarak kullanılan AA7075 alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi (%).

Al	Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Cr	Mn	Zr	Ni	Ti	Pb	Sn	Diğer
90,3	5,08	1,97	1,21	0,5	0,26	0,23	0,21	0,04	0,04	0,02	0,02	0,018	0,077

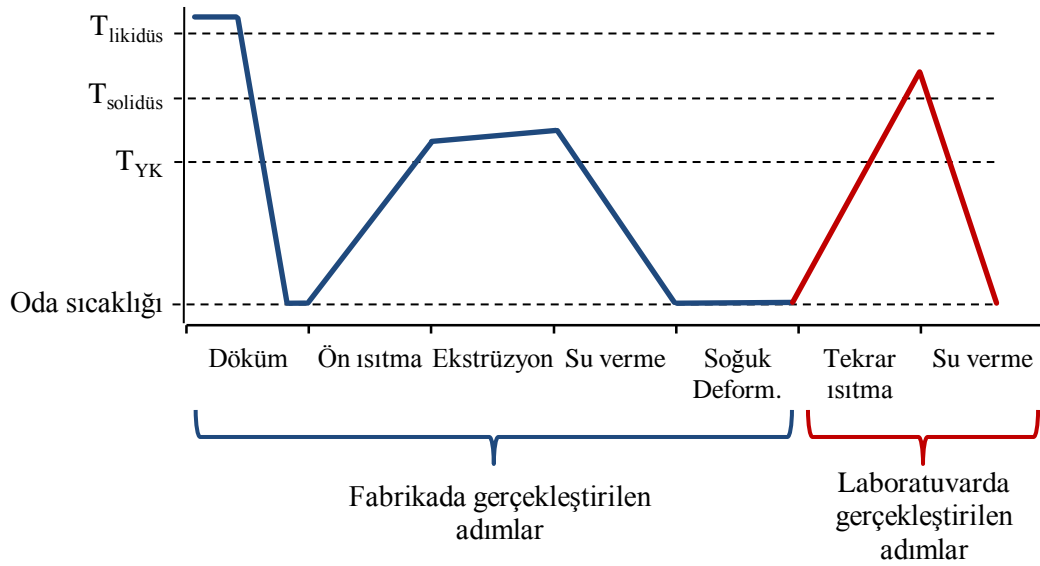
Tablo 2.2 : Deneysel olarak kullanılan AA7075 alüminyum alaşımının farklı standartlardaki gösterimleri (Yüksel ve Meran, 2010).

AA	EN	AFNOR	DIN	BS	ASTM	JIS
AA7075	EN AW-7075 (Al Zn5.5MgCu)	7075	AlZnMgCu1.5	7075	7075	A7075

2.2 Yöntem

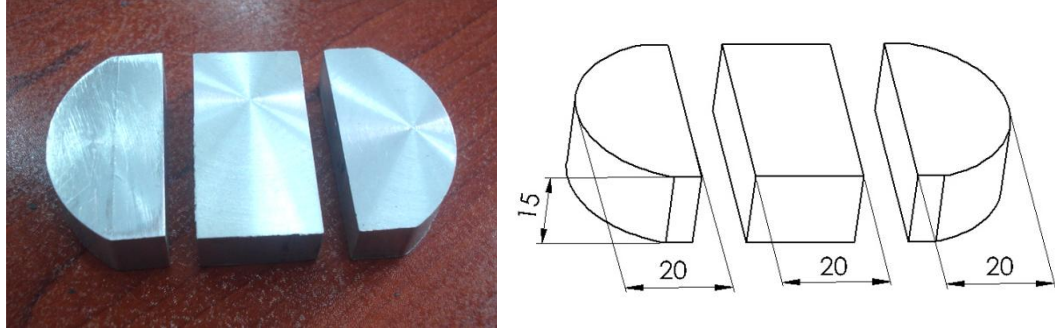
2.2.1 SIMA Prosesi

Temin edilen AA7075 alaşımına; SIMA prosesinin ilk aşamaları olan döküm, ekstrüzyon ve soğuk şekillendirme işlemleri malzemenin üretildiği fabrikada uygulanmış olup; yarı-katı sıcaklığa kadar tekrar ısıtma ve su verme işlemleri PAÜ Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü laboratuvarlarında gerçekleştirilmiştir (Şekil 2.2).



Şekil 2.2 : SIMA prosesi aşamaları.

Ekstrüze edilmiş halde temin edilen AA7075 alaşımı çubuklar Denizli’de bulunan Hadid Makine A.Ş. firmasında küçük ısıl işlem numunesi boyutunda talaşlı işlenerek hazırlanmıştır (Şekil 2.3).



Şekil 2.3 : AA7075 alaşımı çubuklardan hazırlanan deney numuneleri.

Numuneler temin edildikten sonra, SIMA prosesi ile homojen küresel tane yapısı elde etmek için gereken optimum sıcaklık ve süreleri belirlemek amacıyla, Tablo 2.3’de verilen farklı ısıl işlem parametreleri belirlenmiştir.

Tablo 2.3 : SIMA prosesi ısıl işlem parametreleri.

Sıcaklık [°C]	Süre [min]
620	5
	10
	15
	20
	25
	30
	35
	40
	45
	630
10	
15	
20	
25	
30	
35	
40	

620°C’de 40 min ve sonrasında; 630°C’de 35 min ve sonrasında yarı-katı malzemenin sıvı oranının çok fazla artarak şeklinin bozulduğu ve mekanik olarak tutulamayacak hale geldiği görülmüştür (Şekil 2.4, 2.5).

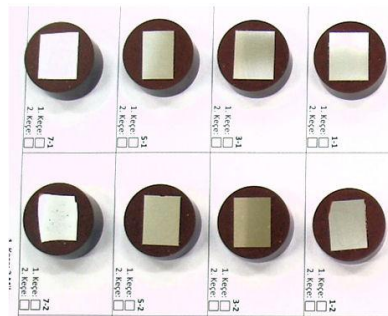


Şekil 2.4 : 620°C’de (soldan sağa) 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40, 45 min bekletilen numuneler.



Şekil 2.5 : 630°C’de (soldan sağa) 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40 min bekletilen numuneler.

Numuneler, ekstrüzyon yönüne dik ve ekstrüzyon yönüne paralel şekilde kesilerek bakalite alınmıştır. Bakalite alınan numuneler sırasıyla 320, 1100 ve 2400 grid SiC zımpara ile zımparalanarak 3 mikronluk elmas solüsyonu ve keçe ile parlatılmıştır (Şekil 2.6).



Şekil 2.6 : Bakalite alınarak parlatılan deney numuneleri.

2.2.1.1 Uygun Dağlama Çözeltisinin Tespiti

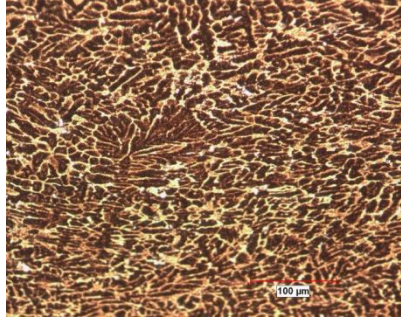
AA7075 alaşımını dağlamak için literatürde kullanılan çözeltiler araştırılmıştır. Tablo 2.4'de AA7075 alaşımının mikroyapısını görüntülemek için kullanılan dağlama çözeltileri ve kimyasal bileşimleri verilmiştir.

Tablo 2.4 : Dağlama çözeltileri ve içerikleri (ASM International, 2004).

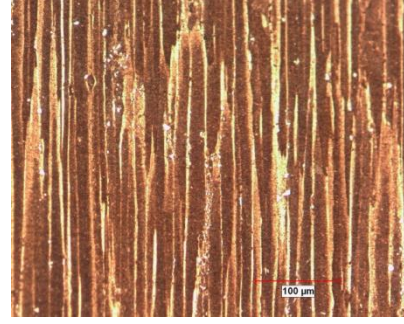
Dağlama Çözeltisi	İçeriği
Keller Çözeltisi	5 ml nitrik asit (HNO_3), 3 ml hidroklorik asit (HCl), 2 ml hidroflorik asit (HF), 100 ml saf su (H_2O).
Weck Çözeltisi	4 g potasyum permanganat (KMnO_4), 1 g sodyum hidroksit (NaOH), 100 ml saf su (H_2O).
%10 Sodyum hidroksit çözeltisi	10 g sodyum hidroksit (NaOH), 100 ml saf su (H_2O).
Graff & Sargent Çözeltisi	15,5 ml nitrik asit (HNO_3), 0,5 ml hidroflorik asit (HF), 3 g krom-III-oksit (Cr_2O_3), 84 ml saf su (H_2O).
Makro dağlama çözeltisi	5 ml hidroflorik asit (HF), 20 ml hidroklorik asit (HCl), 20 ml nitrik asit (HNO_3), 60 ml saf su (H_2O).

Dağlama deneyleri için bir adet ısılsız ve bir adet 630°C sıcaklıkta 25 min küreselleştirme uygulanan numune kullanılarak farklı çözeltilerle numunelerin mikroyapıları incelenmiştir (Şekil 2.7). Isıl işlem uygulanmayan (T0) numunenin tane yapısı, en iyi şekilde Weck Çözeltisi ile dağlanarak görüntülenebilmiştir (Şekil 2.7 a, b). 630°C sıcaklıkta 25 min küreselleştirme uygulanan numunenin tane yapısı, hem Keller hem de Weck Çözeltileri ile dağlanarak net bir şekilde görüntülenebilmiştir (Şekil 2.7 g, h).

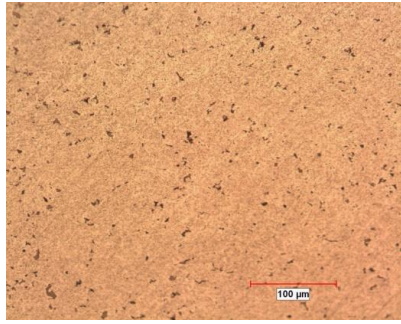
Isıl işlem uygulanmayan numunelerde; ekstrüzyon yönüne dik kesitte döküm sırasında oluşan dendrit kollarının çoğunlukla kırıldığı, ekstrüzyon yönüne paralel kesitte ise tanelerin ekstrüzyon yönünde büyük oranda uzayarak deforme olduğu görülmüştür.



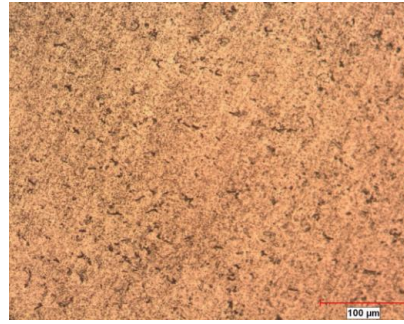
a) T0, Weck Çözeltisi, 6 s dağlama, ekstrüzyon yönüne dik, 200x



b) T0, Weck Çözeltisi, 6 s dağlama, ekstrüzyon yönüne paralel, 200x



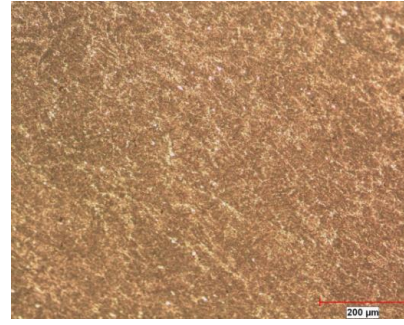
c) T0, Keller Çözeltisi, 15 s dağlama, ekstrüzyon yönüne dik, 200x



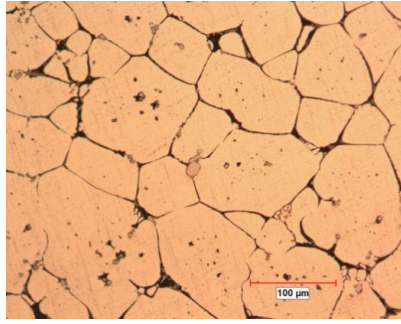
d) T0, %10 NaOH Çözeltisi, 30 s dağlama, ekstrüzyon yönüne dik, 200x



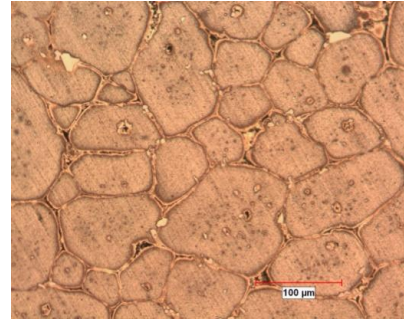
e) T0, makro dağlama çözeltisi, 30 s dağlama, ekstrüzyon yönüne dik, 100x



f) T0, Graff & Sargent Çözeltisi, 30 s dağlama, ekstrüzyon yönüne dik, 100x



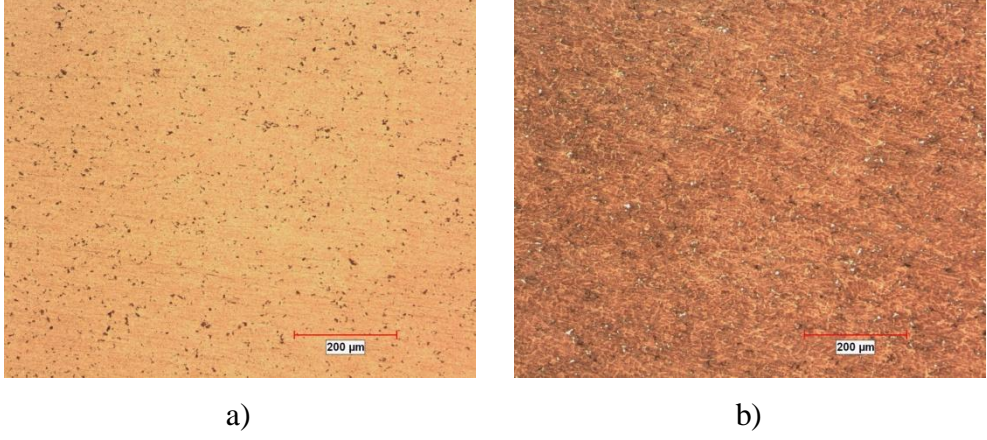
g) 630°C-25min, Keller Çözeltisi, 15 s dağlama, ekstrüzyon yönüne dik, 100x



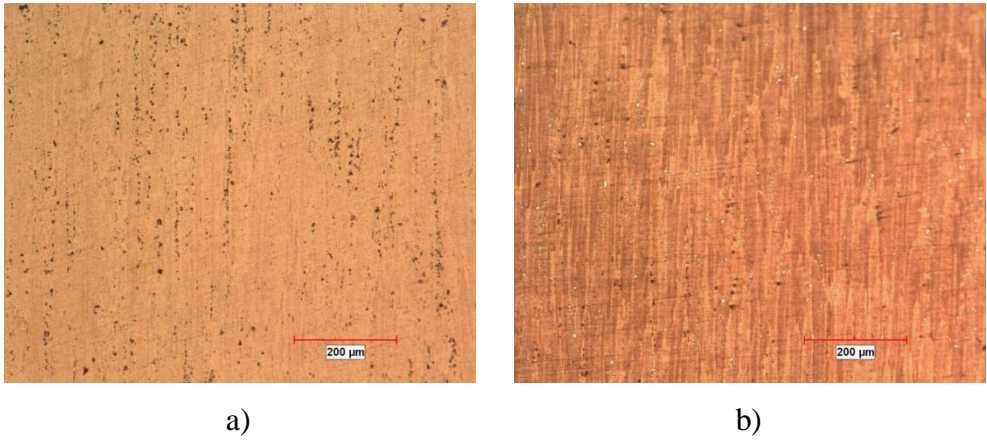
h) 630°C-25min, Weck Çözeltisi, 6 s dağlama, ekstrüzyon yönüne dik, 100x

Şekil 2.7 : Isıl işlemsiz (T0) ve 630°C’de 25 min küreselleştirme uygulanan numunenin farklı çözeltiler ile dağlanması.

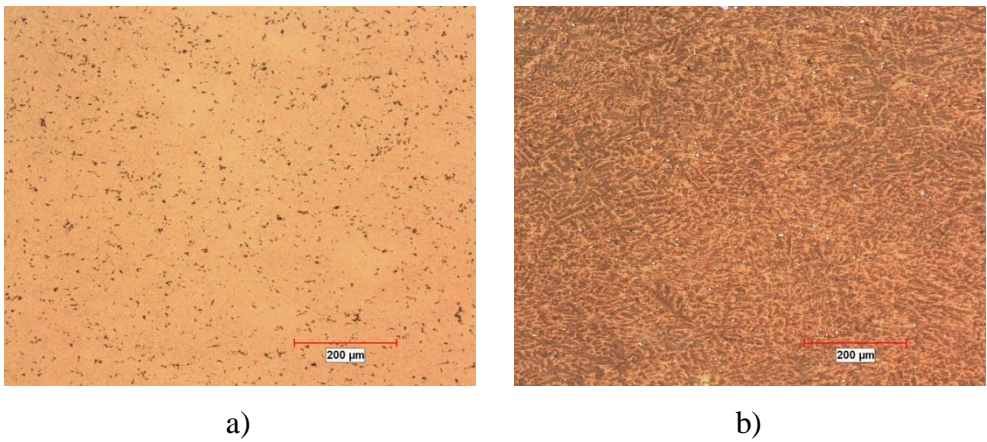
620°C sıcaklıkta bekletilen numunelerin 100 kat büyütme ile çekilen mikroyapı fotoğrafları Şekil 2.8-2.23'de gösterilmiştir.



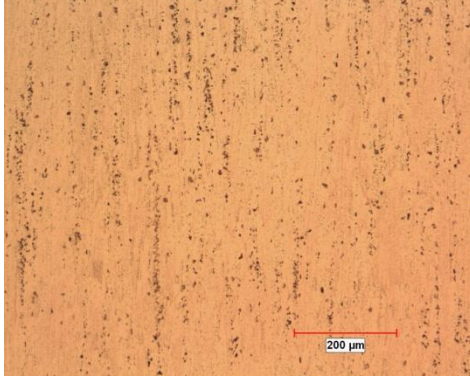
Şekil 2.8 : 620°C-5 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.



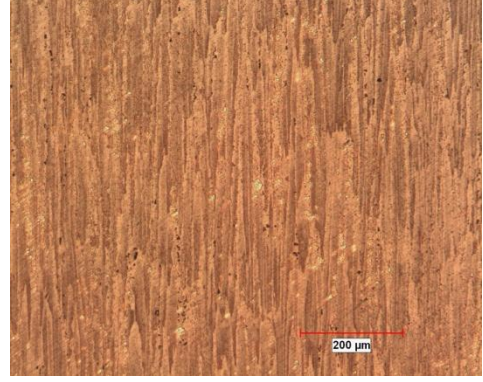
Şekil 2.9 : 620°C-5 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.



Şekil 2.10 : 620°C-10 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

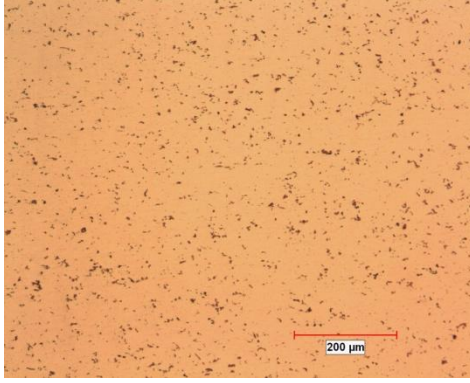


a)

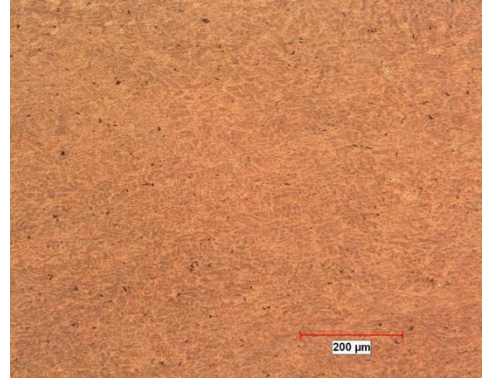


b)

Şekil 2.11 : 620°C-10 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözültisi.

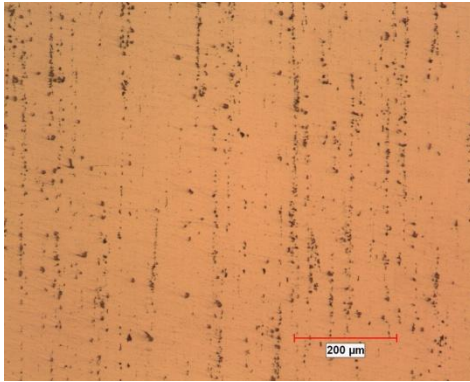


a)

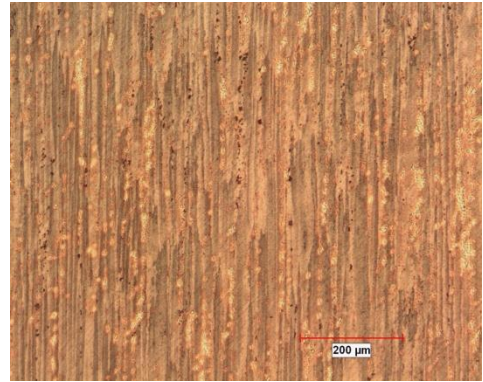


b)

Şekil 2.12 : 620°C-15 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözültisi.

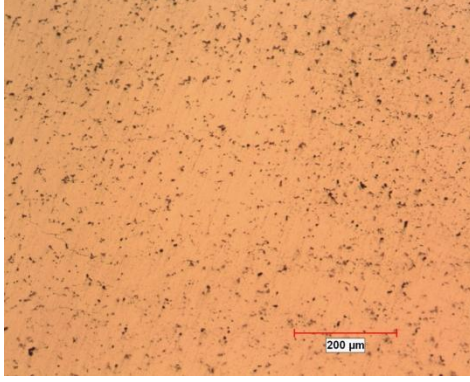


a)

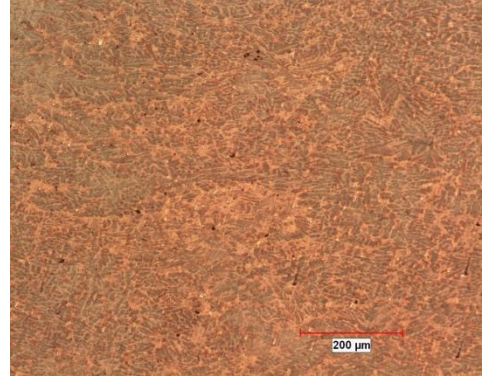


b)

Şekil 2.13 : 620°C-15 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözültisi.

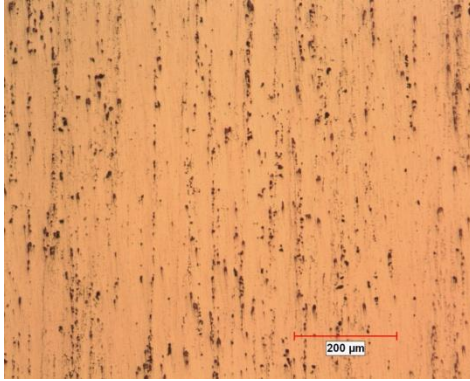


a)

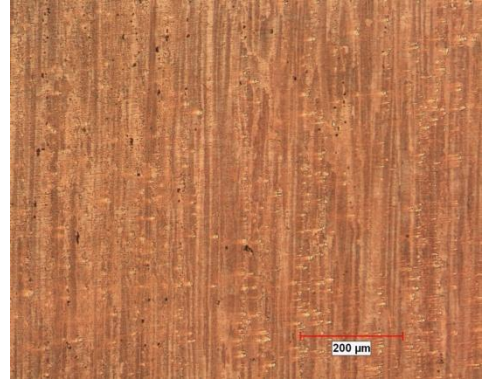


b)

Şekil 2.14 : 620°C-20 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.

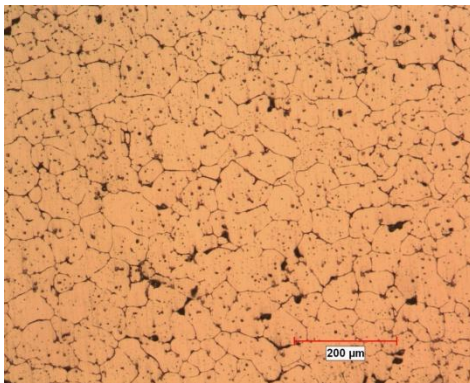


a)

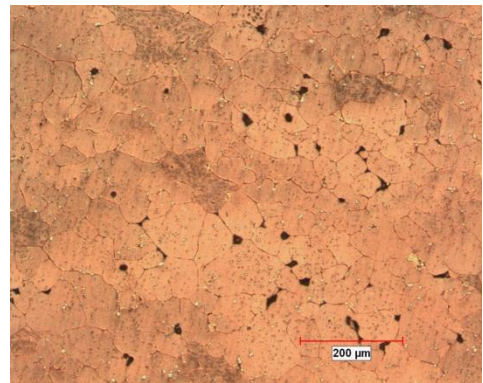


b)

Şekil 2.15 : 620°C-20 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.

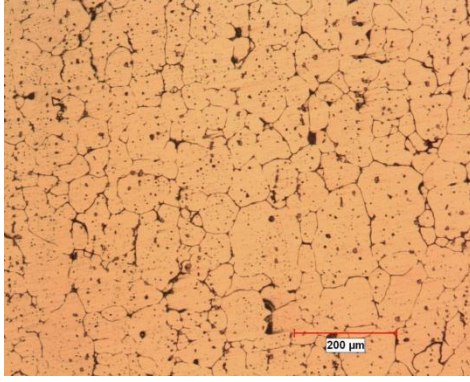


a)

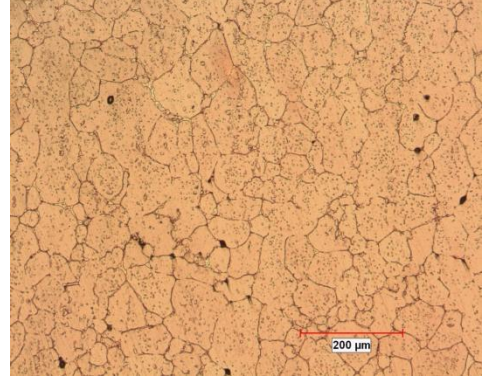


b)

Şekil 2.16 : 620°C-25 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.

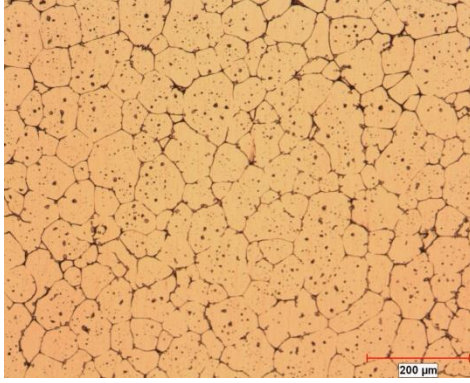


a)

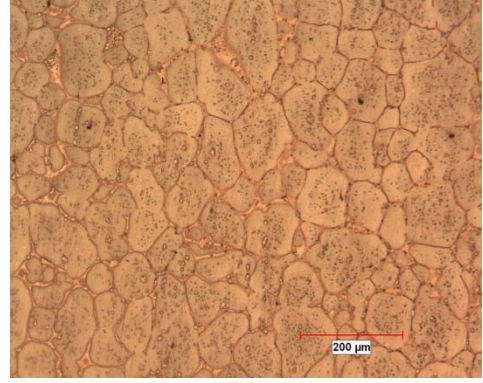


b)

Şekil 2.17 : 620°C-25 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

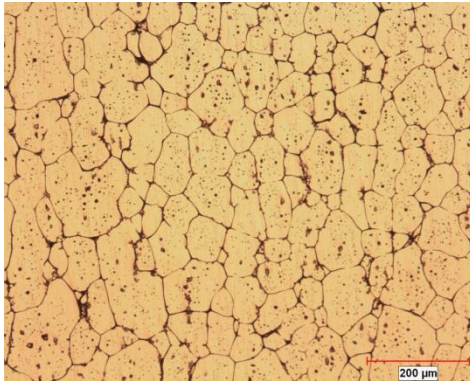


a)

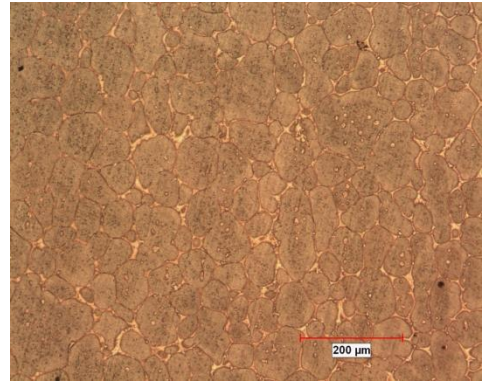


b)

Şekil 2.18 : 620°C-30 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

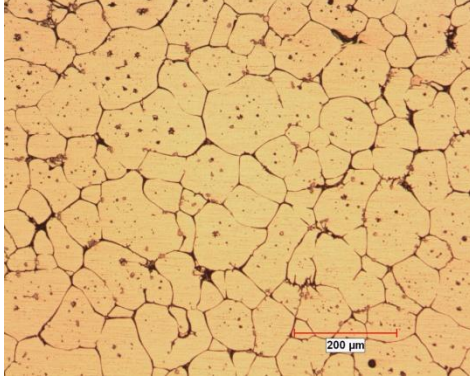


a)

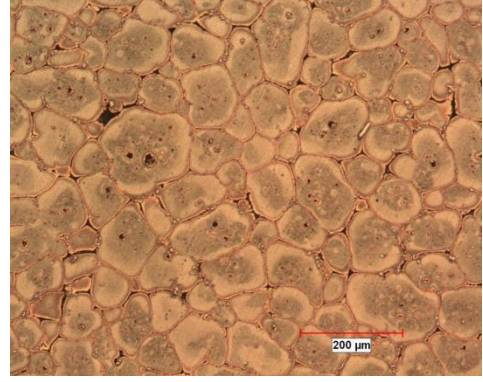


b)

Şekil 2.19 : 620°C-30 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

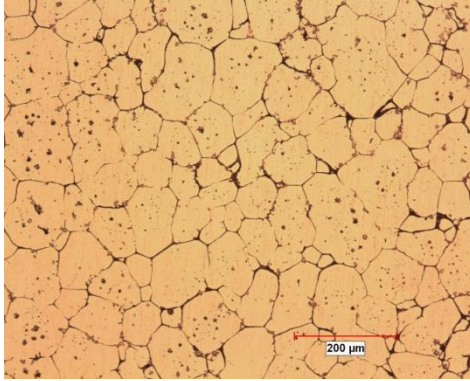


a)

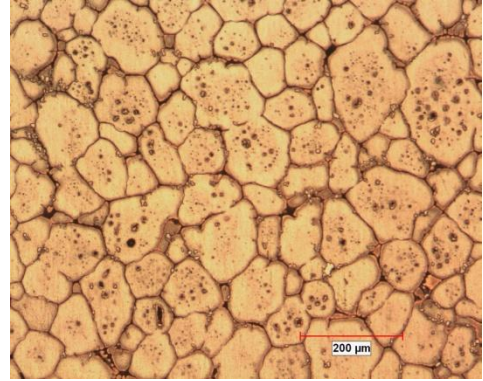


b)

Şekil 2.20 : 620°C-35 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

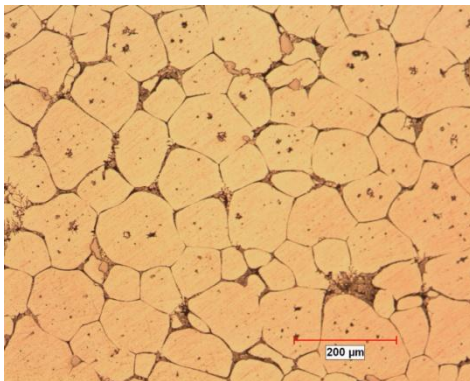


a)

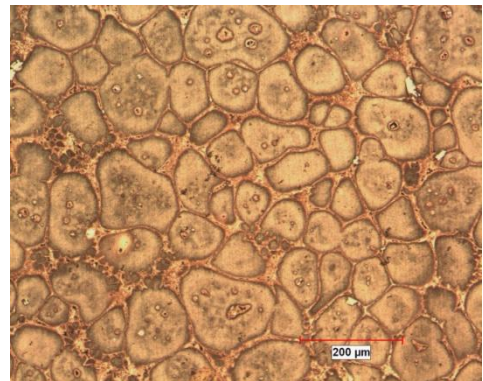


b)

Şekil 2.21 : 620°C-35 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

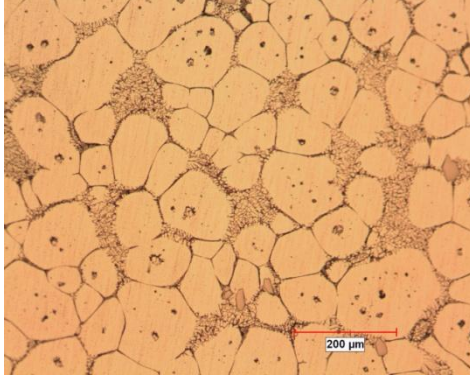


a)

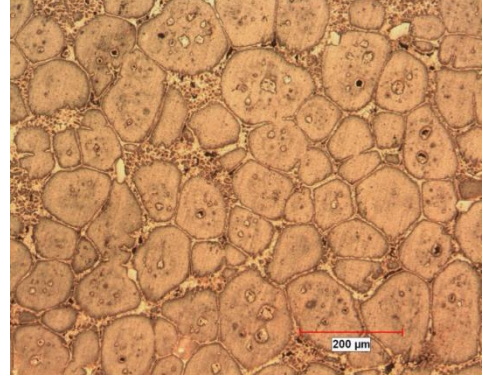


b)

Şekil 2.22 : 620°C-40 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.



a)

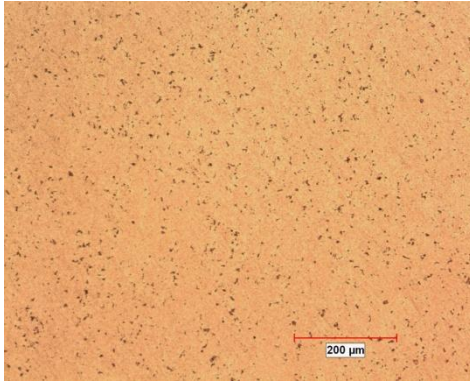


b)

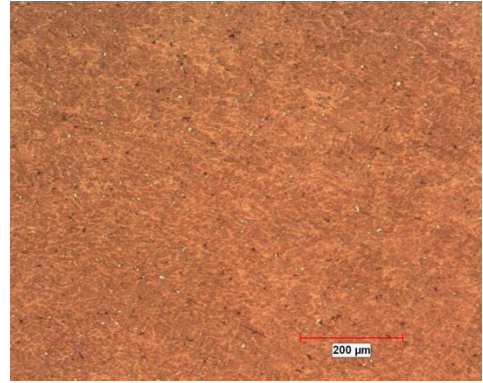
Şekil 2.23 : 620°C-40 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözültisi.

620°C’de 20-25 min’den itibaren küresel tanelerin oluşmaya başladığı görülmüştür. 25 min’de ince çizgi şeklinde tane sınırı görüntüsündeki ikincil fazların (Şekil 2.16), 35-40 min sürelerde tane sınırları çevresinde ergimeye başladığı (Şekil 2.20-2.23) ve sıvı faz miktarının artan süreyle beraber arttığı görülmektedir.

630°C’de bekletilen numunelerin 100 kat büyütme ile çekilen mikroyapı fotoğrafları Şekil 2.24-2.37’de gösterilmiştir.

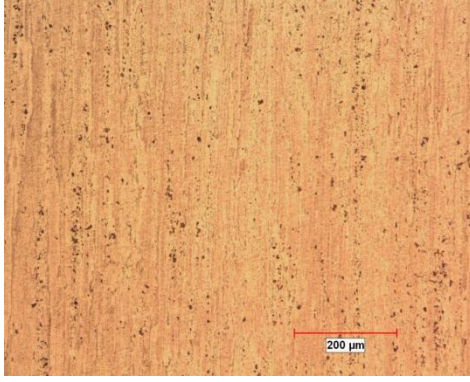


a)

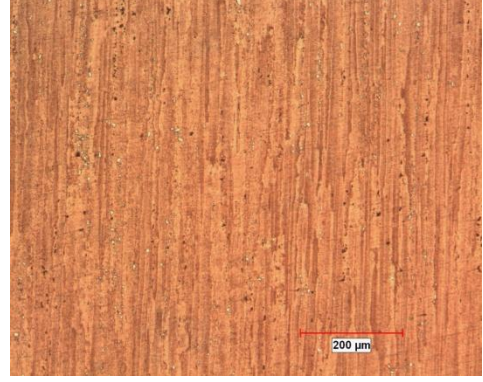


b)

Şekil 2.24 : 630°C-5 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözültisi.

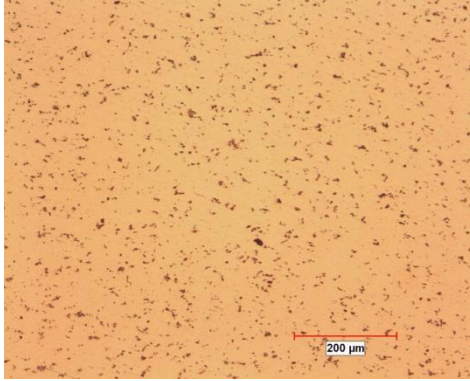


a)

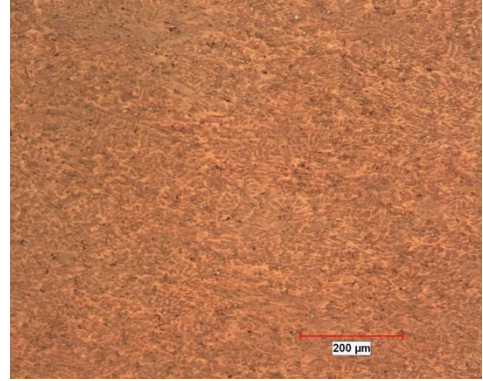


b)

Şekil 2.25 : 630°C-5 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözültisi.

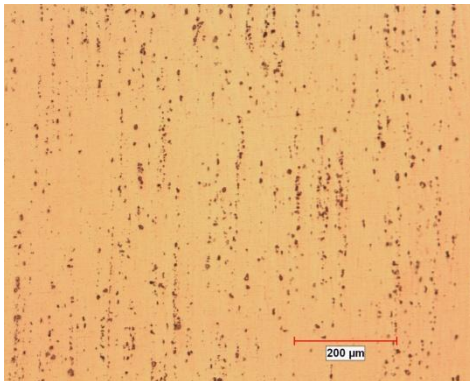


a)

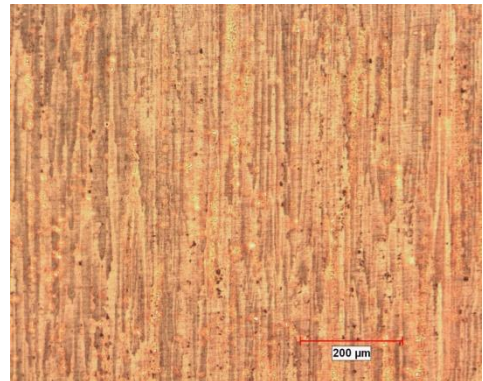


b)

Şekil 2.26 : 630°C-10 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözültisi.

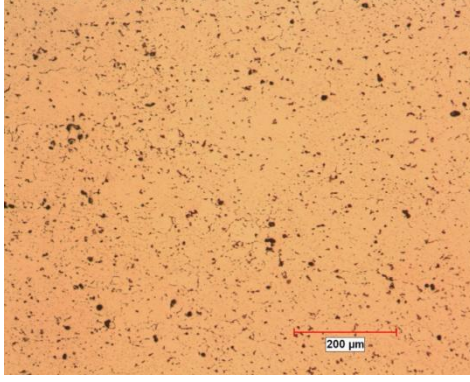


a)

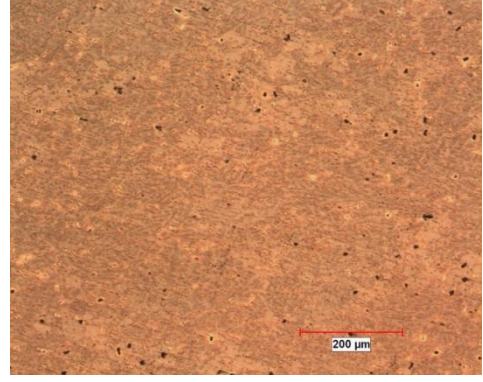


b)

Şekil 2.27 : 630°C-10 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözültisi.

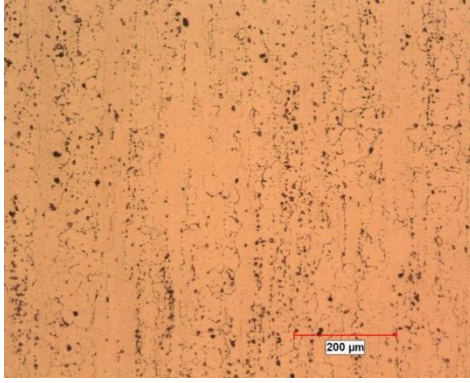


a)

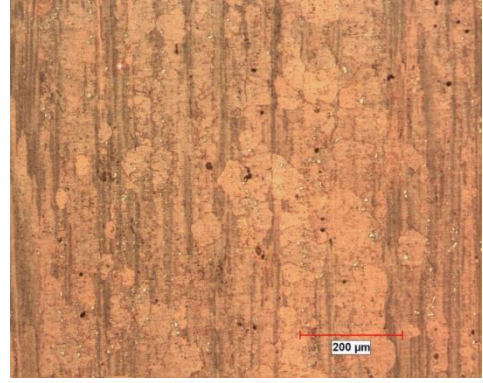


b)

Şekil 2.28 : 630°C-15 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözültisi.

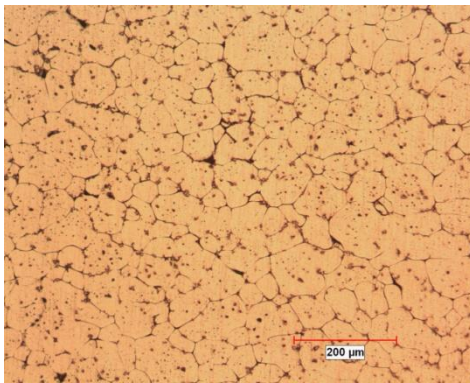


a)

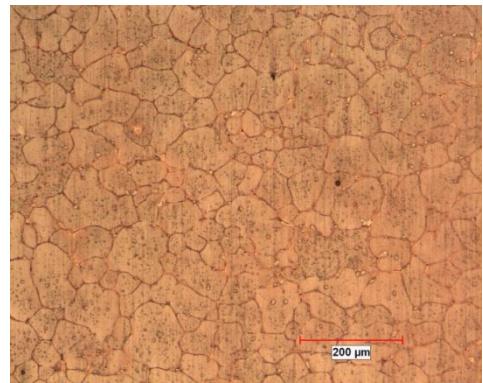


b)

Şekil 2.29 : 630°C-15 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözültisi.

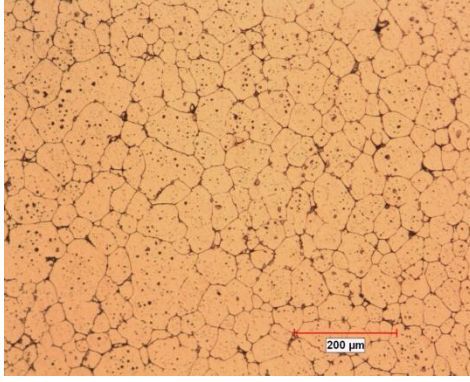


a)

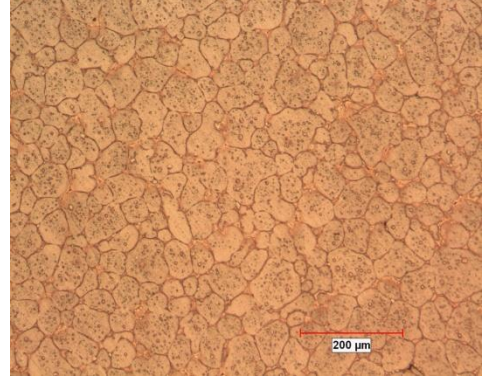


b)

Şekil 2.30 : 630°C-20 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözültisi.

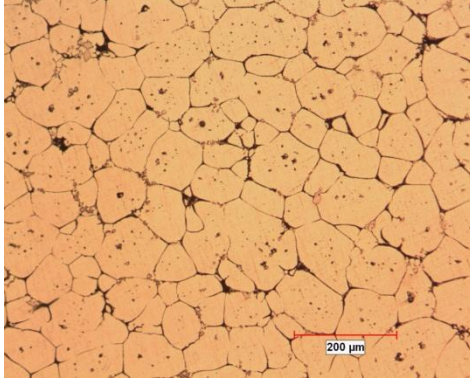


a)

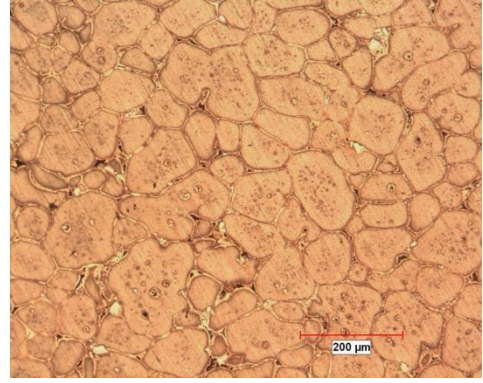


b)

Şekil 2.31 : 630°C-20 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.

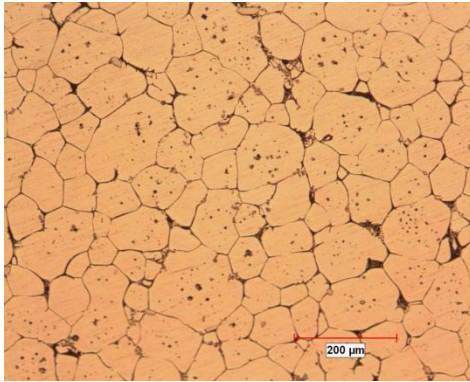


a)

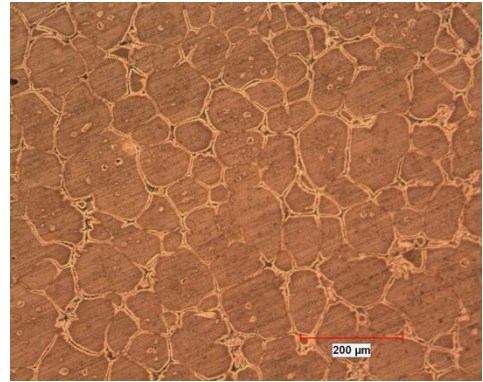


b)

Şekil 2.32 : 630°C-25 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.

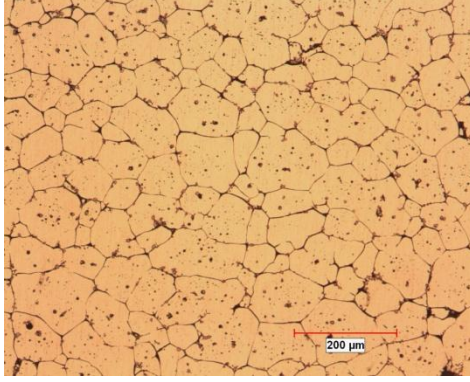


a)

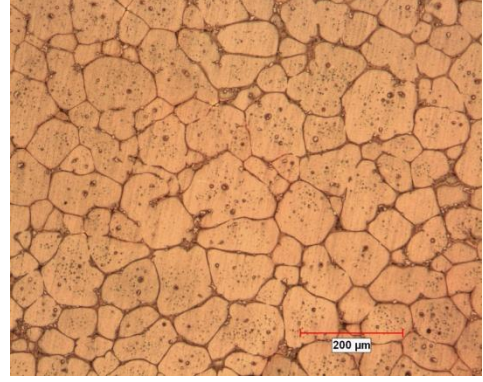


b)

Şekil 2.33 : 630°C-25 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.

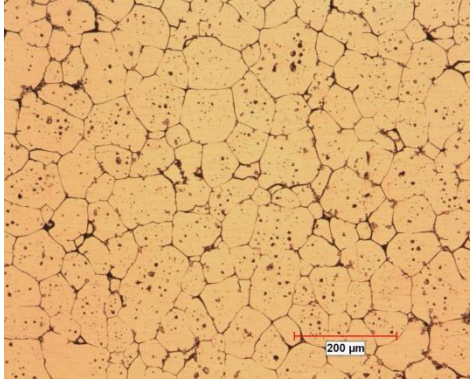


a)

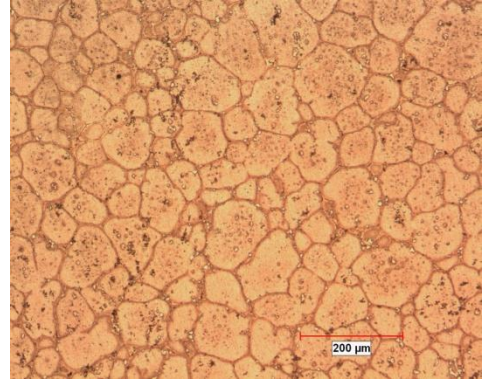


b)

Şekil 2.34 : 630°C-30 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

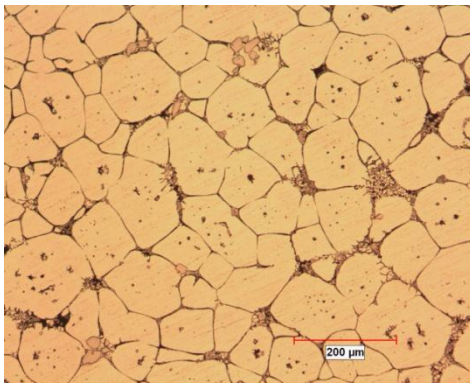


a)

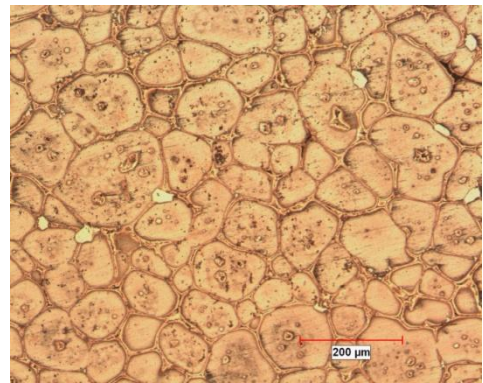


b)

Şekil 2.35 : 630°C-30 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

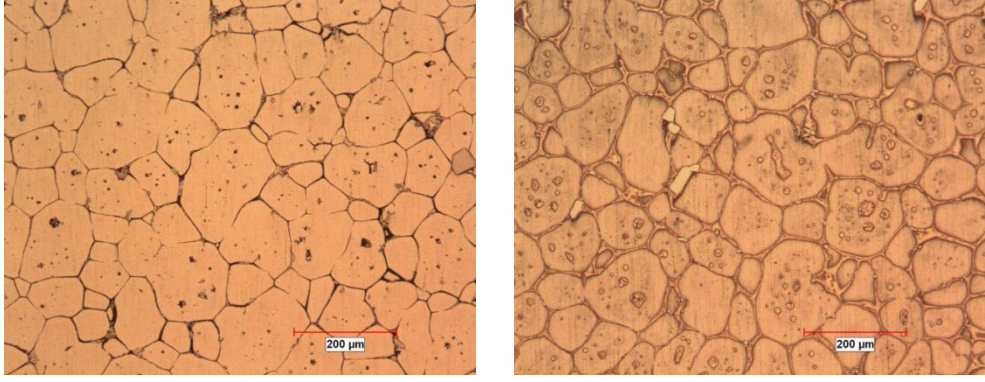


a)



b)

Şekil 2.36 : 630°C-35 min, ekstrüzyon yönüne dik, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.



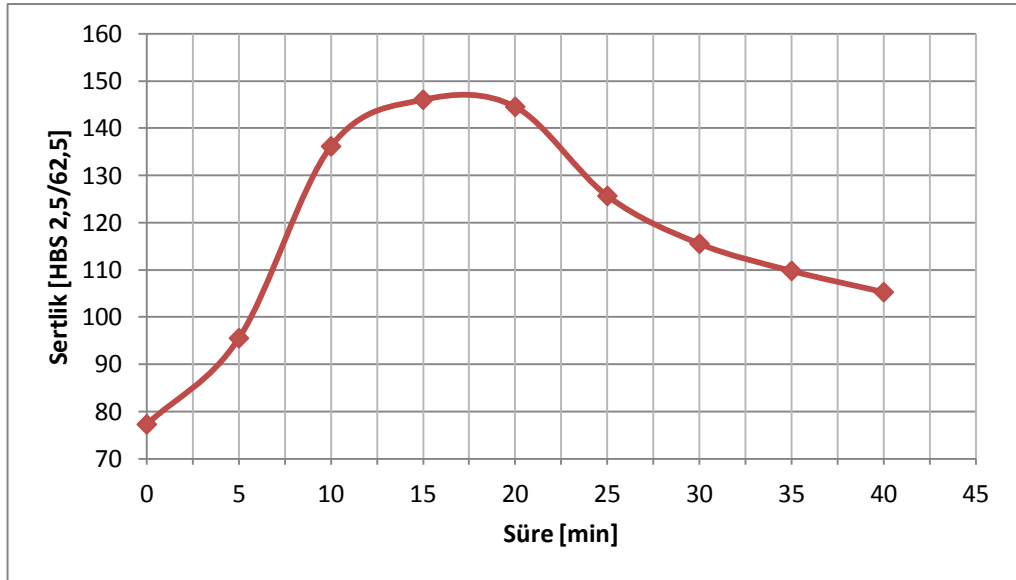
a)

b)

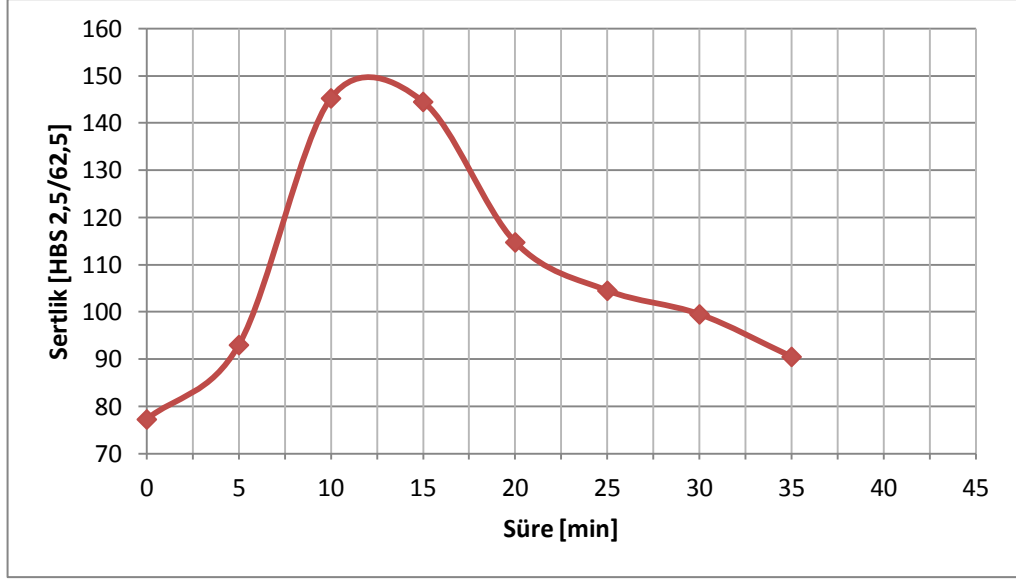
Şekil 2.37 : 630°C-35 min, ekstrüzyon yönüne paralel, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

630°C’de bekletilen numunelerde; 15-20 min’den itibaren küresel tanelerin oluşmaya başladığı ve artan süreyle beraber tane sınırları çevresinde ergiyen ikincil faz oranının arttığı görülmektedir.

Mikroyapıları incelenen numunelerin dört farklı bölgeden Brinell sertlik ölçümleri yapılarak ortalamaları alınmıştır. Şekil 2.38 ve 2.39’da küreselleştirme uygulanan numunelerin sertliklerinin zamana göre değişim grafikleri gösterilmiştir.



Şekil 2.38 : 620°C sıcaklıkta küreselleştirme uygulanan numunelerin sertliklerinin zamana göre değişimi.

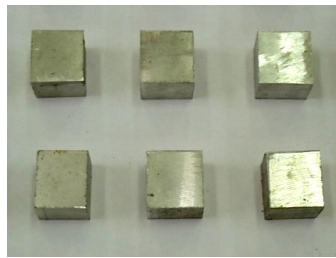


Şekil 2.39 : 630°C sıcaklıkta küreselleştirme uygulanan numunelerin sertliklerinin zamana göre değişimi.

Farklı sıcaklık ve sürelerde uygulanan ısıl işlemler sonrasında, SIMA prosesi için optimum mikroyapının 630°C’de, 25 min’de elde edildiği tespit edilmiştir. Sertlik ölçümlerine bakıldığında; küresel taneler oluşmaya başladığı anda sertliğin hızla düştüğü, daha sonra tane irileşmesiyle birlikte sertliğin yavaş yavaş düşmeye devam ettiği görülmektedir. Sertliğin azalması istenmeyen bir özellik gibi görünse de şekil verme kabiliyetini artıracak için avantajdır. Çünkü SIMA prosesi ile üretilen homojen küresel tane yapısına sahip malzeme yarı-katı şekillendirme prosesleri için hammadde olarak kullanılmakta ve şekillendirme sonrasında ısıl işlemler ile sertlik artırılmaktadır.

2.2.2 Çözeltiyeye Alma Isıl İşlemi

Çözeltiyeye alma işlemi için hazırlanan AA7075 alaşımı numunelere (Şekil 2.40); 630°C’de 25 min SIMA işleminin ardından, 490°C’de 15-30-45-60-120 min sürelerde çözeltiyeye alma işlemi uygulanmış ve 20-60-100°C sıcaklıktaki suda su verilmiştir (Tablo 2.5).



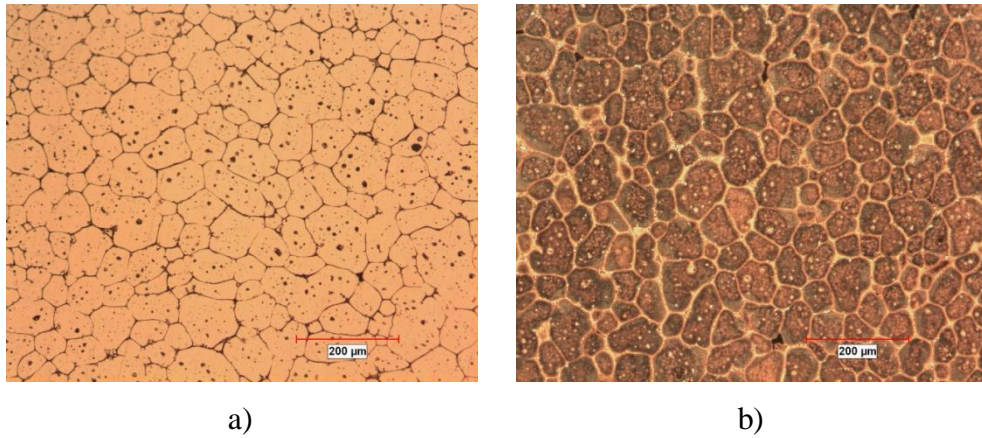
Şekil 2.40 : Çözeltiyeye alma ısıl işlem numuneleri.

Tablo 2.5 : SIMA, çözeltiye alma ve su verme parametreleri

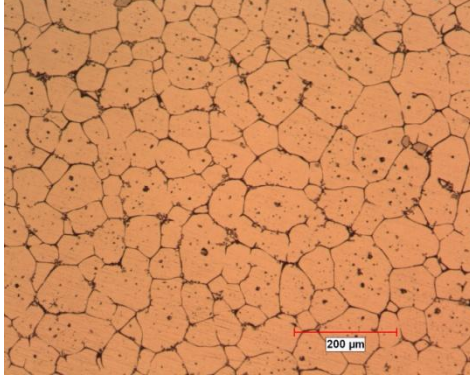
SIMA	Çözeltiye Alma [min]	Su Verme [°C] (Suda)
630°C, 25 min	15	20
		60
		100
	30	20
		60
		100
	45	20
		60
		100
	60	20
		60
		100
120	20	
	60	
	100	

Çözeltiye alma ısıl işlemi uygulanan numunelerin ekstrüzyon yönüne dik yüzeyleri sırasıyla 320, 1100 ve 2400 grid SiC zımpara ile zımparalanarak 3 mikronluk elmas solüsyonu ve keçe ile parlatılmıştır.

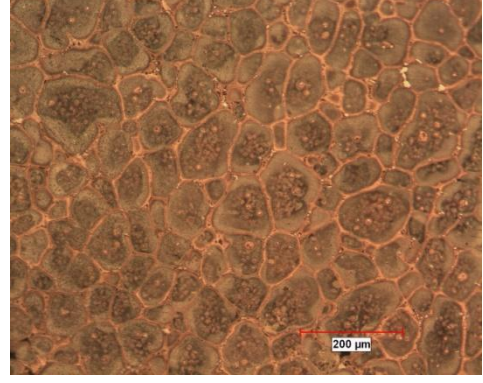
Parlatılan numuneler önce Weck Çözeltisi ile 6 s dağlanarak mikroyapıları incelenmiştir. Ardından numuneler tekrar parlatılmıştır. Keller Çözeltisi ile 15 s dağlanarak tekrar mikroyapıları incelenmiştir. Çözeltiye alma sonrası 100 kat büyütme ile çekilen mikroyapı fotoğrafları Şekil 2.41-2.55’da gösterilmiştir.



Şekil 2.41 : 490°C-15 min çöz. alma ve 20°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

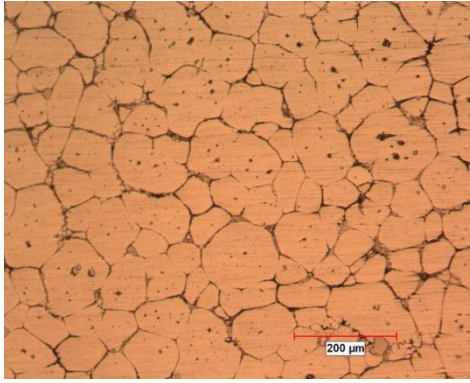


a)

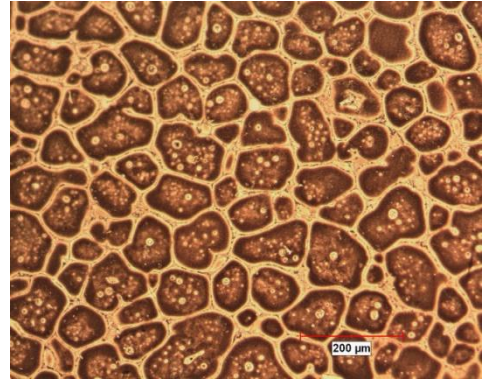


b)

Şekil 2.42 : 490°C-15 min çöz. alma ve 60°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

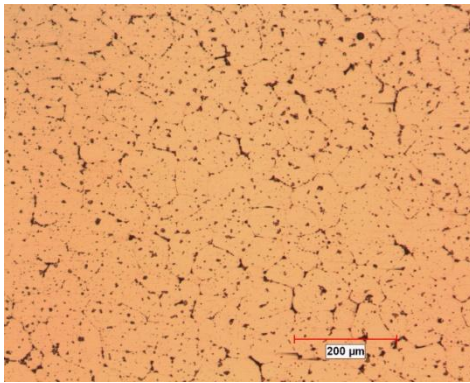


a)

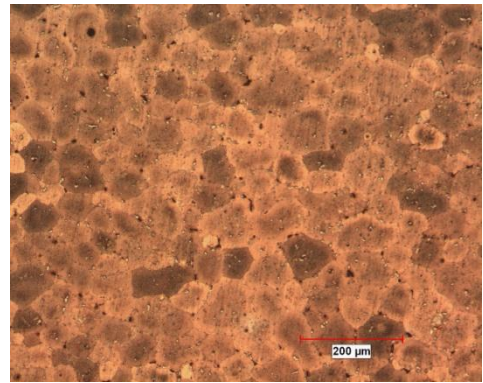


b)

Şekil 2.43 : 490°C-15 min çöz. alma ve 100°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

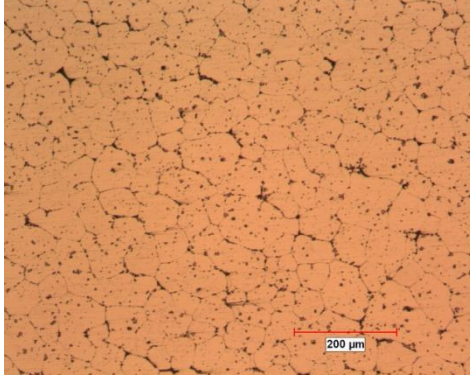


a)

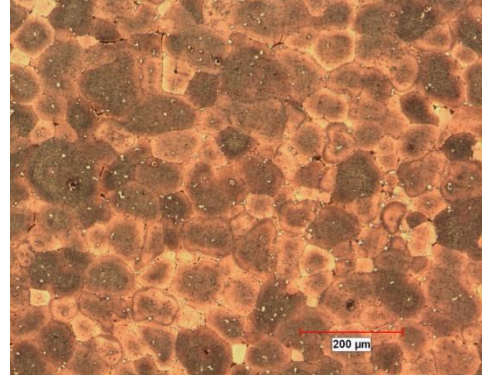


b)

Şekil 2.44 : 490°C-30 min çöz. alma ve 20°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

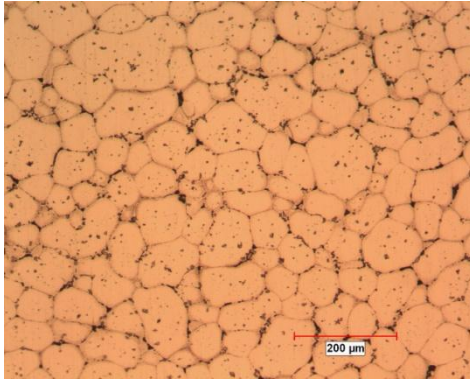


a)

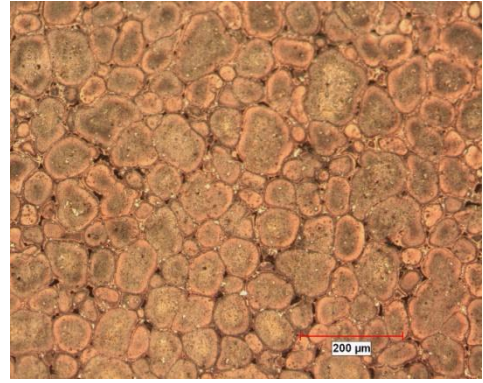


b)

Şekil 2.45 : 490°C-30 min çöz. alma ve 60°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözültisi.

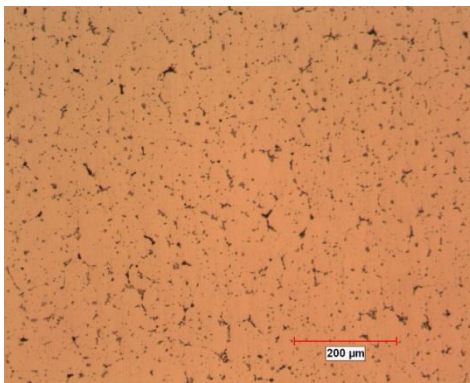


a)

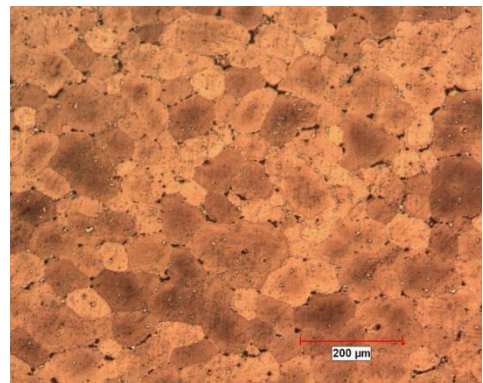


b)

Şekil 2.46 : 490°C-30 min çöz. alma ve 100°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözültisi.

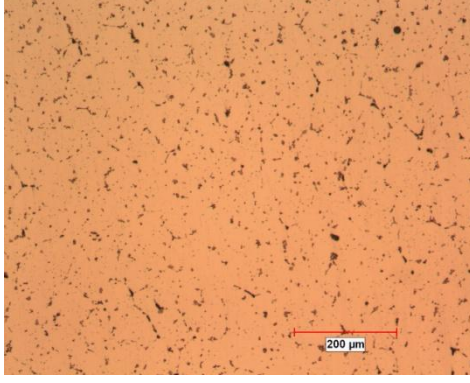


a)

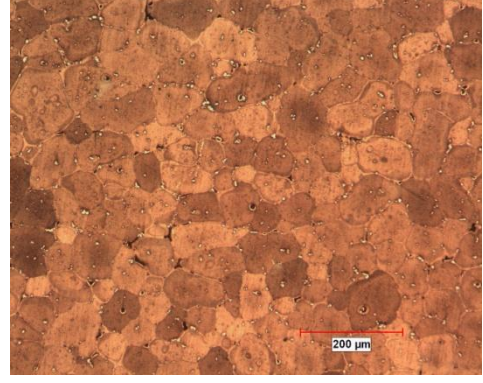


b)

Şekil 2.47 : 490°C-45 min çöz. alma ve 20°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözültisi.

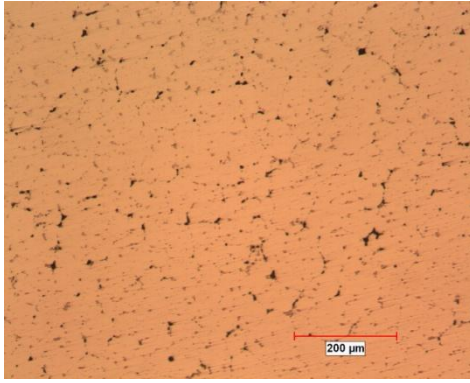


a)

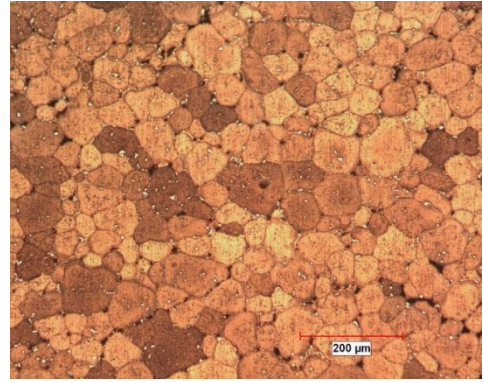


b)

Şekil 2.48 : 490°C-45 min çöz. alma ve 60°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

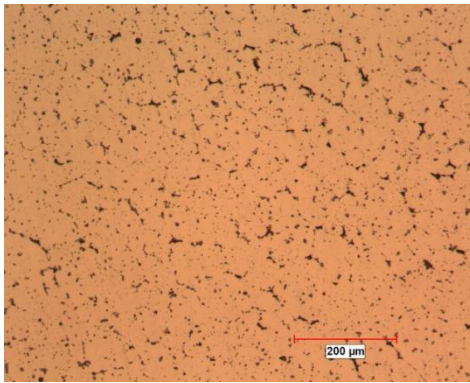


a)

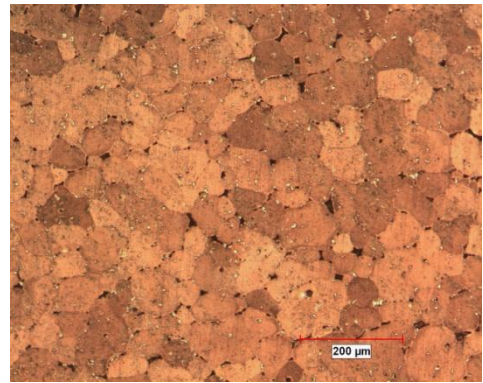


b)

Şekil 2.49 : 490°C-45 min çöz. alma ve 100°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

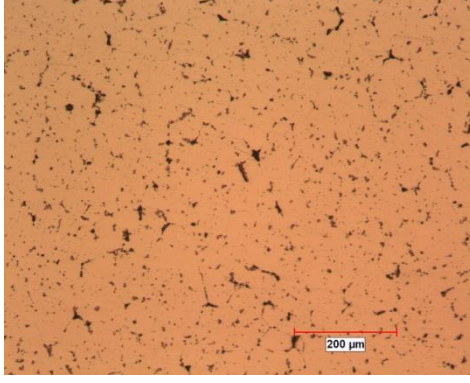


a)

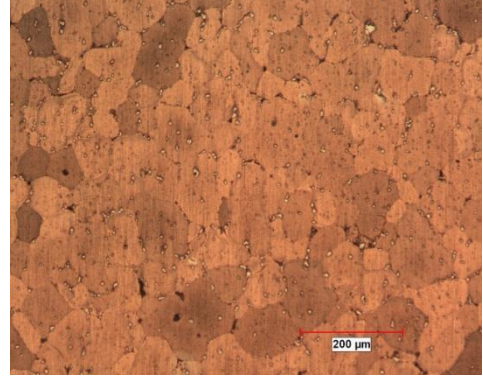


b)

Şekil 2.50 : 490°C-1 h çöz. alma ve 20°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

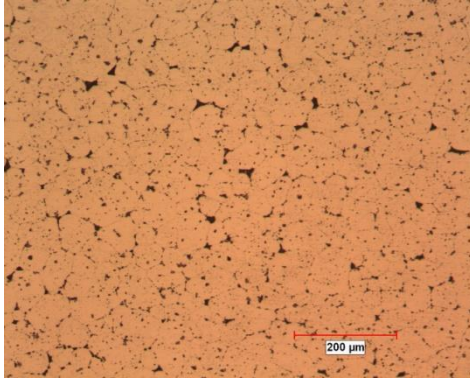


a)

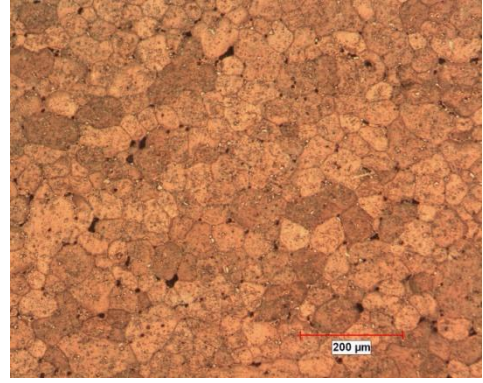


b)

Şekil 2.51 : 490°C-1 h çözü. alma ve 60°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

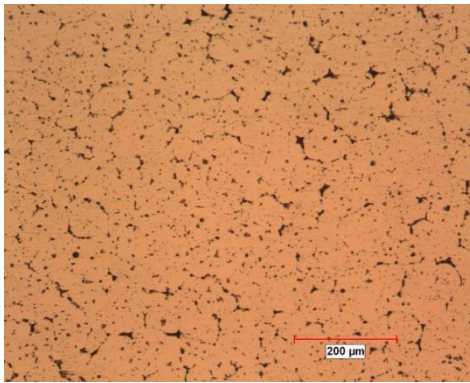


a)

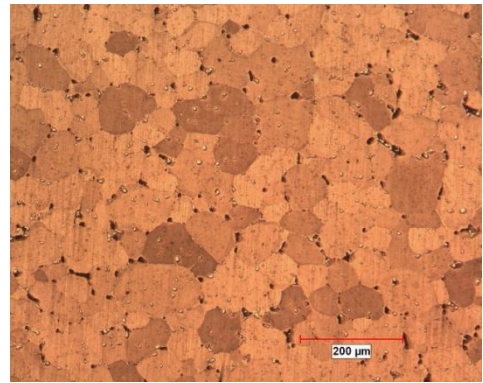


b)

Şekil 2.52 : 490°C-1 h çözü. alma ve 100°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

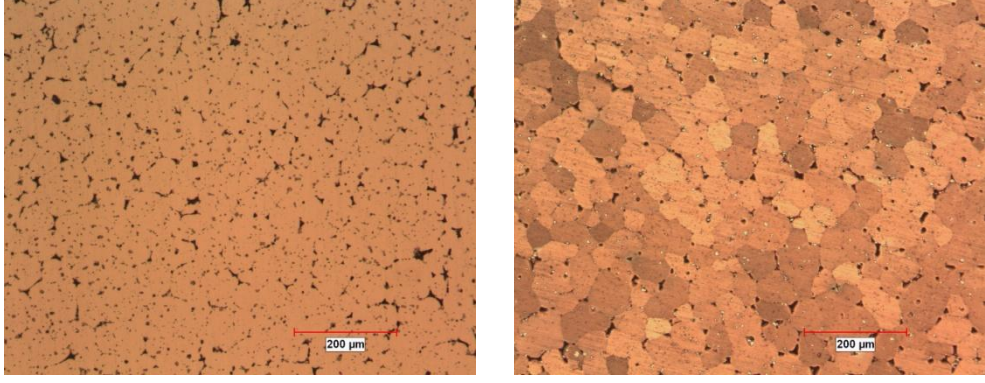


a)



b)

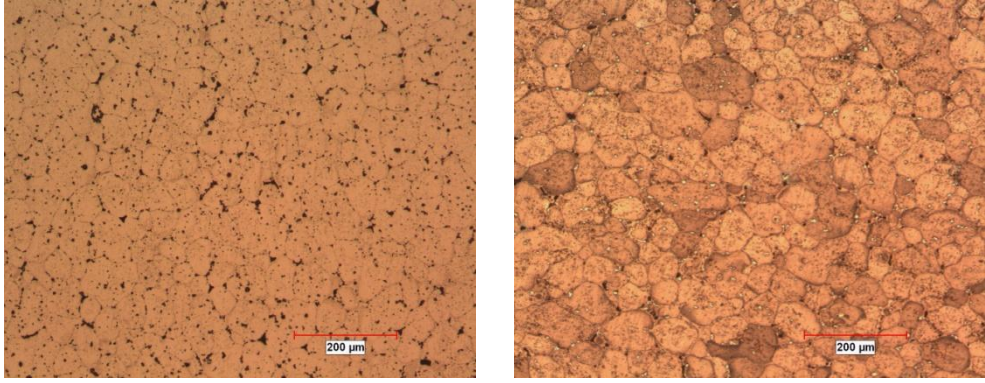
Şekil 2.53 : 490°C-2 h çözü. alma ve 20°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.



a)

b)

Şekil 2.54 : 490°C-2 h çöz. alma ve 60°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.



a)

b)

Şekil 2.55 : 490°C-2 h çöz. alma ve 100°C su verme, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

Çözeltiye alınan numunelerin mikroyapı analizleri sonrası yapılan incelemelerde, tane sınırlarında var olan ikinci fazların 490°C’de 45 dakika sonrasında tamamıyla yok olduğu, yani homojen bir şekilde çözeltiye alma işleminin tamamlandığı tespit edilmiştir.

2.2.3 Yaşlandırma Isıl İşlemi

Yaşlandırma ısıl işlemi için deney parametreleri, incelenen literatür çalışmaları ile uyumlu olarak; 120°C sıcaklık ve 12-24-48 h süreler olarak belirlenmiştir (Tablo 2.6).

Tablo 2.6 : Yaşlandırma deney parametreleri

SIMA	Çözeltiyeye Alma	Su Verme [°C] (Suda)	Yaşlandırma [h] (120°C'de)
630°C, 25 min	490°C, 45 min	20	12
			24
			48
		60	12
			24
			48
		100	12
			24
			48

Optimum yaşlandırma süresini tayin etmek amacıyla talaşlı işleme ile 6 adet yaşlandırma numunesi hazırlanmıştır (Şekil 2.56).

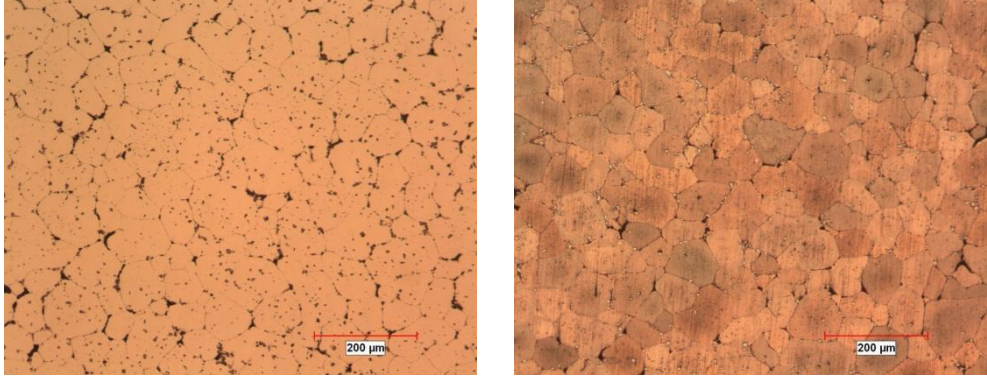


Şekil 2.56 : Yaşlandırma ısıl işlem numuneleri.

Numunelere, belirlenen optimum parametreler (630°C sıcaklık ve 45 min süre) ile SIMA prosesi uygulanmıştır. SIMA prosesi uygulanan numuneler, üç gruba ayrılarak belirlenen optimum parametreler (490°C sıcaklık, 45 min süre) ile çözeltiyeye alma işlemi uygulanmıştır. Ardından, numunelerin soğumasına imkan vermeden ilk gruba 20°C, ikinci gruba 60°C ve üçüncü gruba 100°C sıcaklıktaki suda su verilmiştir. Her gruptan birer adet numune 120°C sıcaklıkta sırasıyla 12 h, 24 h ve 48 h süreyle yaşlandırılarak T6 ısıl işlemi tamamlanmıştır.

Numuneler sırasıyla 320, 1100 ve 2400 grid SiC zımpara ile zımparalanarak 3 mikronluk elmas solüsyonu ve keçe ile parlatılmıştır. Parlatılan numuneler önce

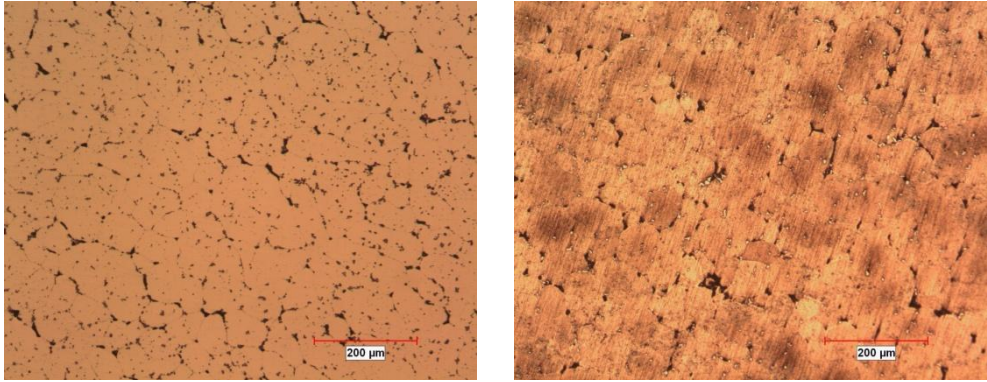
Weck Çözeltisi ile dağlanarak 100 kat büyütme ile mikroyapıları incelenmiştir. Ardından numuneler tekrar parlatılmıştır ve Keller Çözeltisi ile dağlanarak mikroyapıları bir kez daha incelenmiştir (Şekil 2.57-2.65).



a)

b)

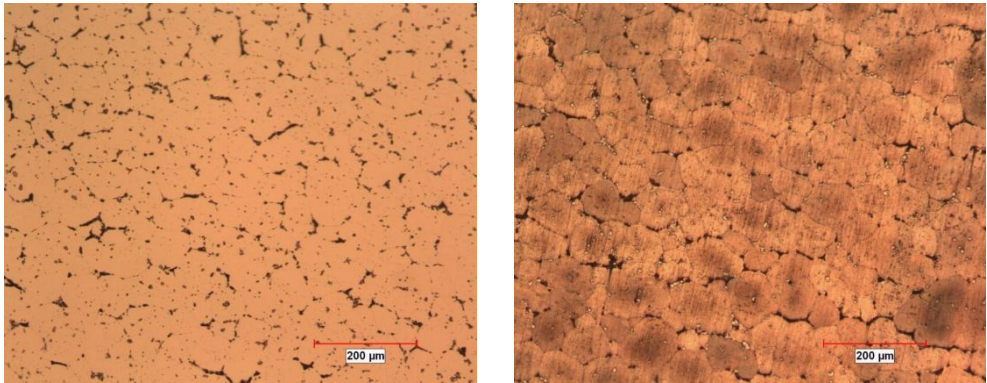
Şekil 2.57 : 20°C su verme, 12 h yaşlandırma, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.



a)

b)

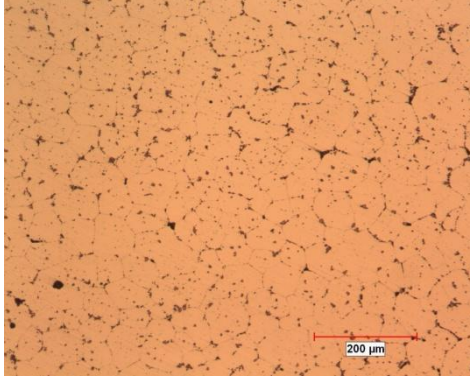
Şekil 2.58 : 20°C su verme, 24 h yaşlandırma, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.



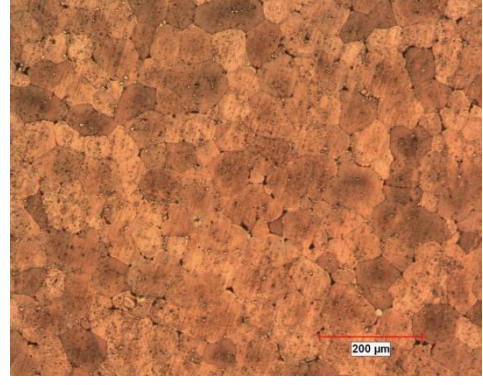
a)

b)

Şekil 2.59 : 20°C su verme, 48 h yaşlandırma, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

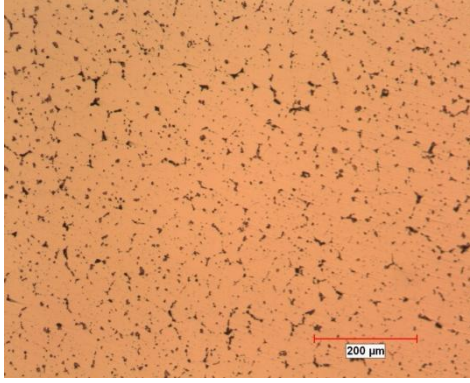


a)

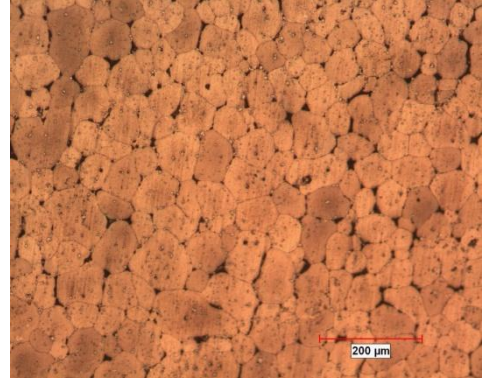


b)

Şekil 2.60 : 60°C su verme, 12 h yaşlandırma, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

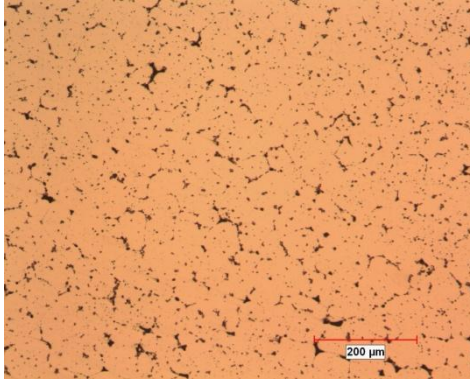


a)

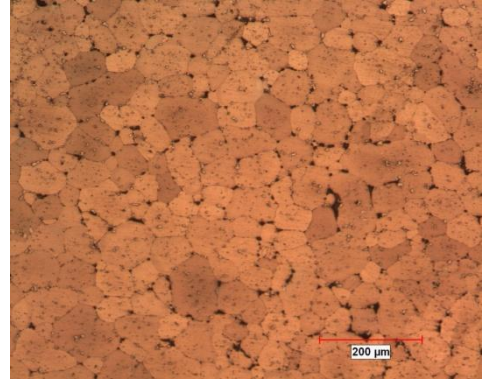


b)

Şekil 2.61 : 60°C su verme, 24 h yaşlandırma, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

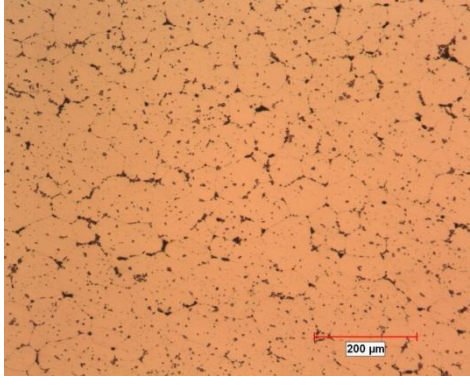


a)



b)

Şekil 2.62 : 60°C su verme, 48 h yaşlandırma, (a) Keller, (b) Weck Çözeltisi.

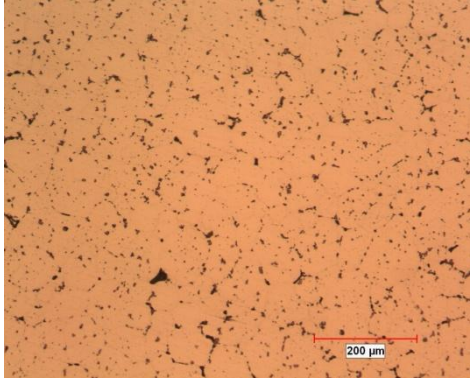


a)

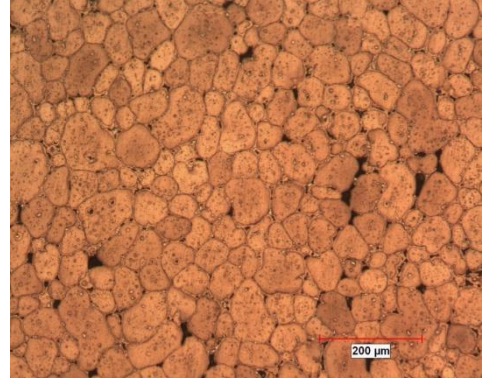


b)

Şekil 2.63 : 100°C su verme, 12 h yaşlandırma, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.

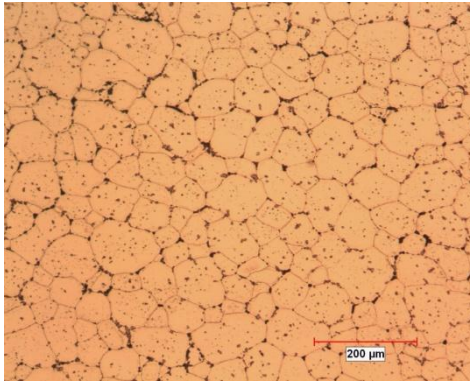


a)

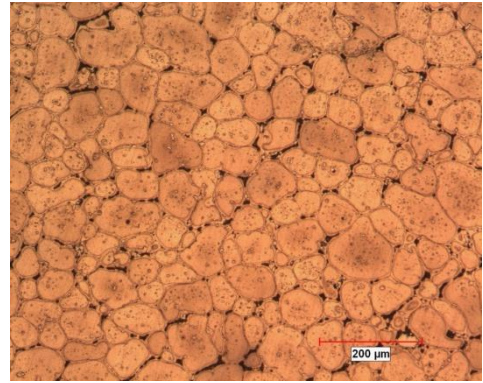


b)

Şekil 2.64 : 100°C su verme, 24 h yaşlandırma, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.



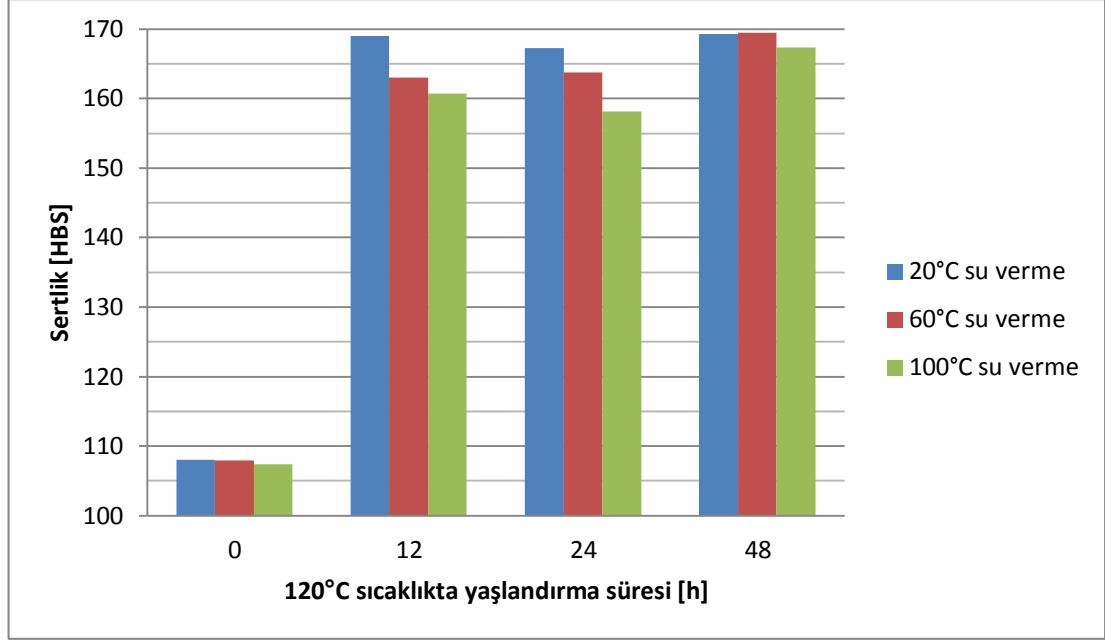
a)



b)

Şekil 2.65 : 100°C su verme, 48 h yaşlandırma, (a) Keller, (b) Weck Çözeltilisi.

Numunelerin çözeltiliye alma ve su verme işlemlerinden sonraki ve yaşlandırıldıklarındaki sertliklerinin su verme sıcaklığı ve yaşlandırma süresine göre değişimleri Şekil 2.66'da gösterilmiştir. Yapılan sertlik ölçümleri sonrasında, 48 h yaşlandırma ile her üç su verme sıcaklığında maksimum sertlik değerleri elde edildiğinden, 120°C'de optimum yaşlandırma süresi olarak 48 h seçilmiştir.



Şekil 2.66 : Su verme ve yaşlandırma sonrası sertlik ölçümleri.

2.2.4 Çekme Deneyleri

Çalışma boyunca tespit edilen optimum ısıl işlem parametrelerini uygulamak üzere, Hadid Makina San. Tic. Ltd. Şti.'de talaşlı işleme ile dikdörtgen çubuk şeklinde ısıl işlem numuneleri hazırlanmıştır (Şekil 2.67).



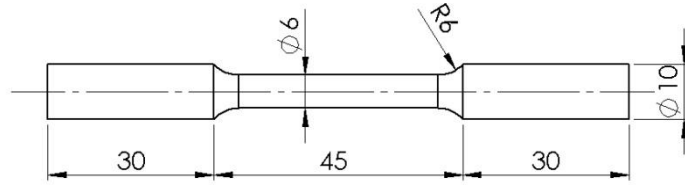
Şekil 2.67 : Çekme deneyleri öncesi ısıl işlem numuneleri.

Numunelere sırasıyla 630°C sıcaklıkta 25 min SIMA, 490°C sıcaklıkta 45 min çözeltiliye alma, 20-30-60°C suda su verme ve 120°C sıcaklıkta 48 h yaşlandırma işlemleri uygulanmıştır (Tablo 2.7).

Tablo 2.7 : Çekme deneyleri öncesi uygulanan ısıl işlemler.

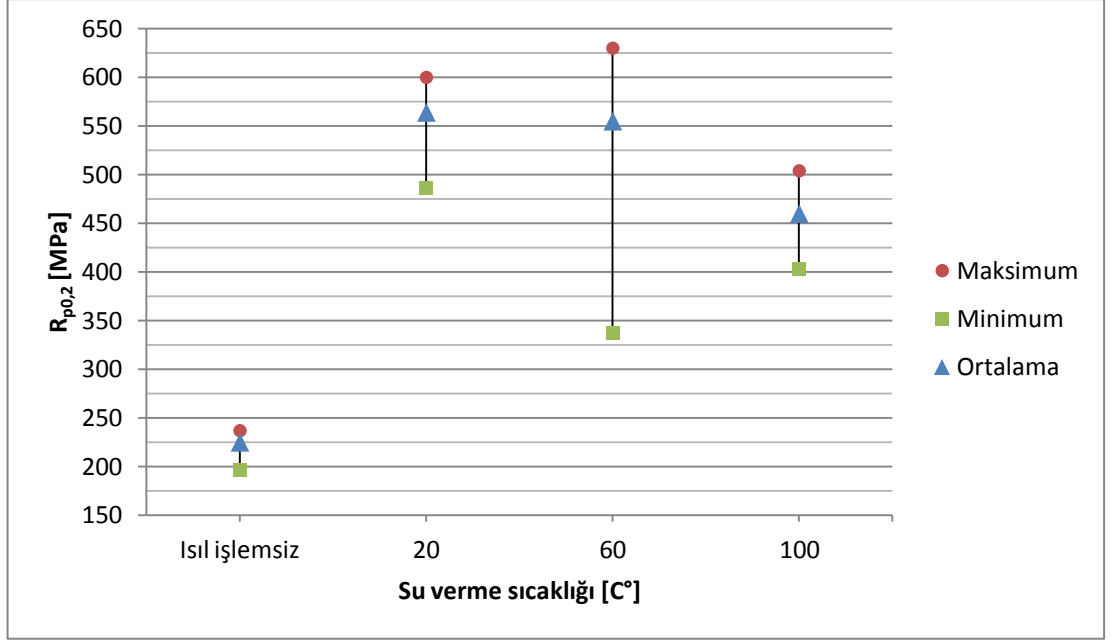
SIMA	Çözeltiliye Alma	Su Verme [°C] (Suda)	Yaşlandırma
		20	
630°C, 25min	490°C, 45 min	60	120°C, 48 h
		100	

Isıl işlem uygulanan numuneler Pamukkale Üniversitesi Teknoloji Fakültesi CNC Laboratuvarı'nda talaşlı işlenerek silindirik çekme deney numunesi şekline getirilmiştir (Şekil 2.68). Her bir parametre için 15'er adet numune hazırlanmıştır.



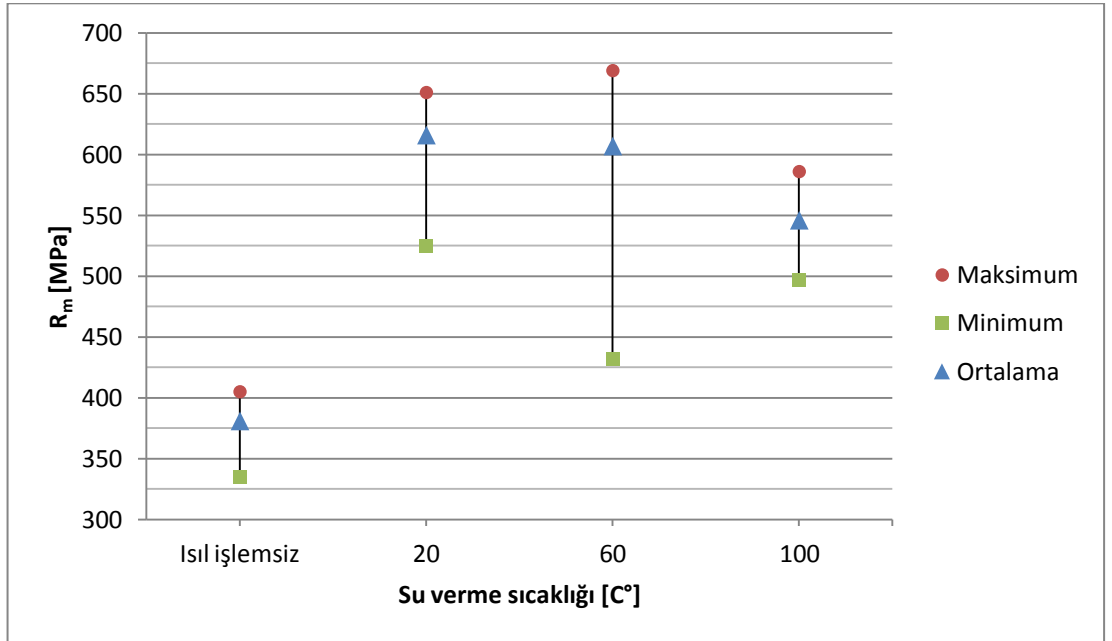
Şekil 2.68 : Çekme deney numunesi.

Çekme deneyleri sonucunda, farklı su verme sıcaklıklarında elde edilen akma dayanımı değerleri Şekil 2.69'da verilmiştir. Isıl işlem uygulanmayan numunelerde akma dayanımı ortalama olarak 225 MPa iken çözeltiliye alma ısıl işlemi sonrasında 20, 60 ve 100°C'de su verilmiş numunelerin akma dayanımlarının ortalama olarak 520 MPa civarına yükseldiği görülmüştür. Yaklaşık olarak iki kat fark gözle çarpmaktadır. Su verme sıcaklığına göre akma noktalarındaki değişimlere bakılacak olunursa, en yüksek değer 20°C'de ortalama 564 MPa'dır ve artan su verme sıcaklığı ile 60 ve 100°C için sırasıyla 540 ve 460 MPa'a kadar düşmektedir.



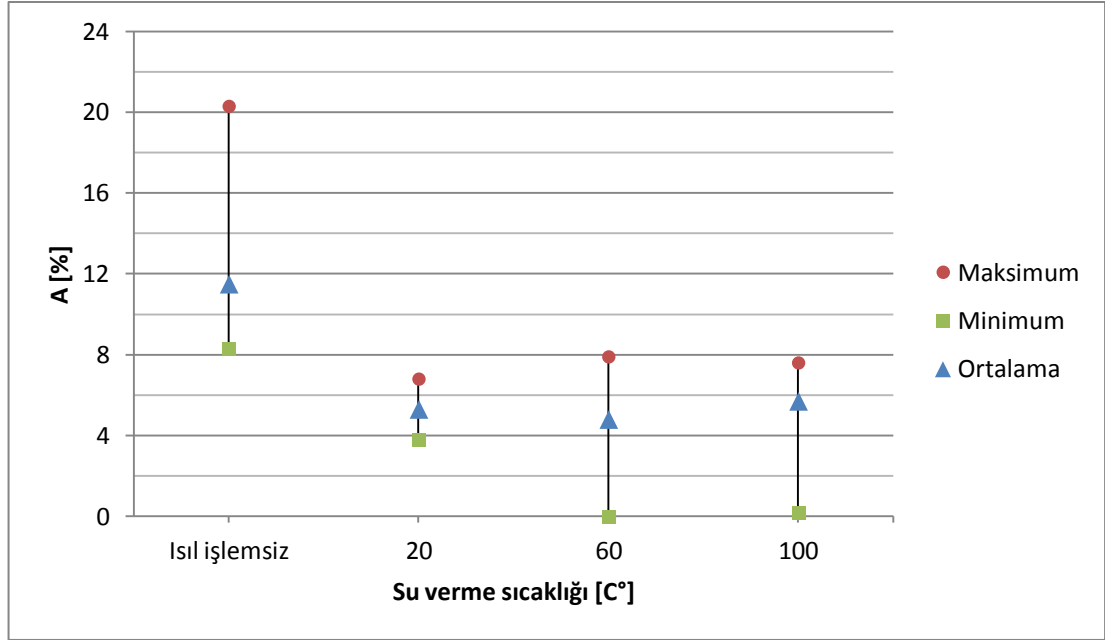
Şekil 2.69 : Farklı su verme sıcaklıklarında elde edilen akma dayanımı değerleri.

Akma dayanımlarında görülen bu ilişki, benzer şekilde çekme dayanımı değerlerinde de görülmüştür. Şekil 2.70’de görüldüğü gibi, ısıl işlemsiz numunelerin ortalama çekme dayanımı 381 MPa iken, 20, 60 ve 100°C su verme sonrasında ortalama çekme dayanımı sırasıyla 615, 607 ve 545 MPa olarak hesaplanmıştır.



Şekil 2.70 : Farklı su verme sıcaklıklarında elde edilen çekme dayanımı değerleri.

Dayanım değerlerindeki bu ilişkinin tam tersi durumu ise kopma uzaması değerlerinde tespit edilmiştir. Maksimum kopma uzaması ısılsız numunelerde gözlemlenirken, yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde kopma uzaması değerleri belirgin şekilde azalmıştır (Şekil 2,71).



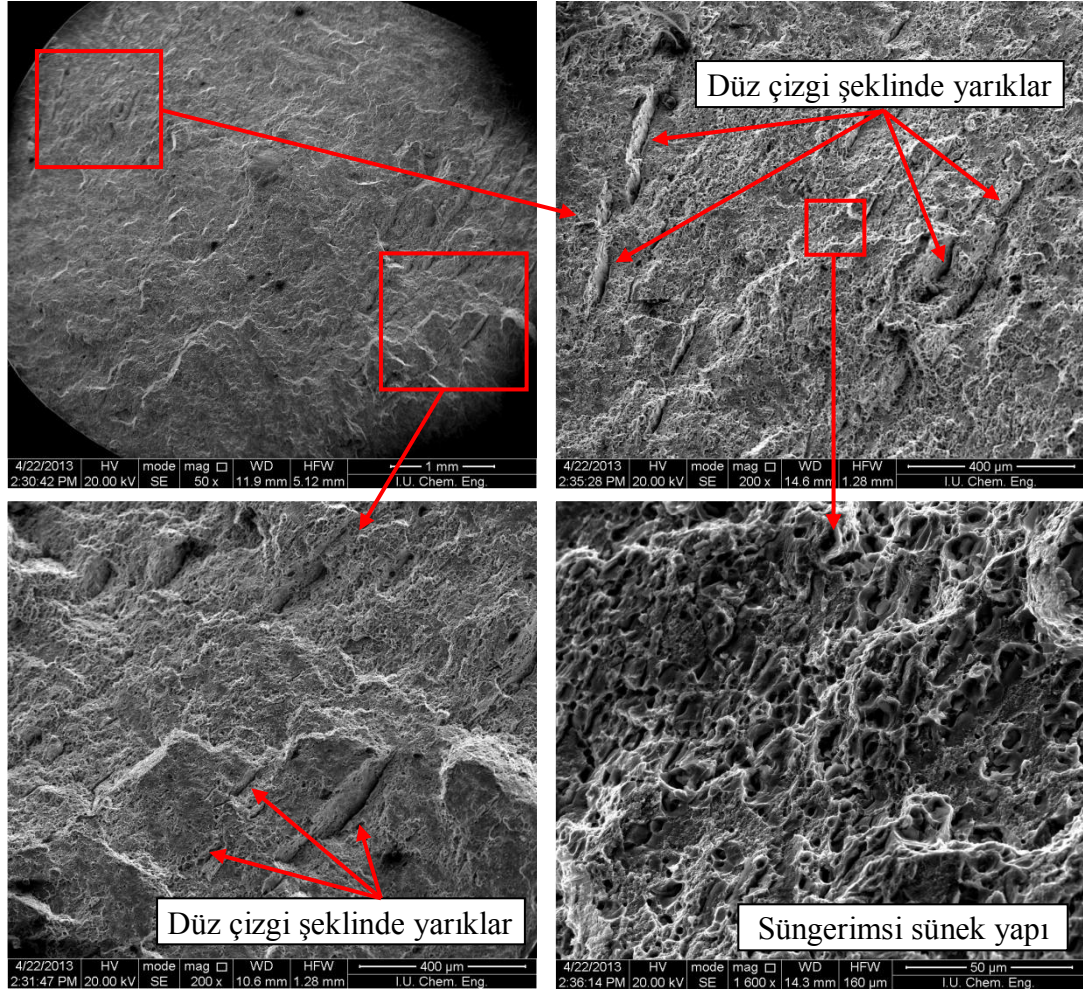
Şekil 2.71 : Farklı su verme sıcaklıklarında elde edilen kopma uzaması değerleri.

2.2.5 Kırık Yüzey Analizleri

Çekme deneyleri sonucunda elde edilen kırık yüzeylerinde, SEM (*Scanning Electron Microscope* - Taramalı Elektron Mikroskobu) ve EDS (*Energy Dispersive X-ray Spectrometry* - Enerji Dağılımlı X-ışınları Spektroskopisi) analizleri gerçekleştirilmiştir.

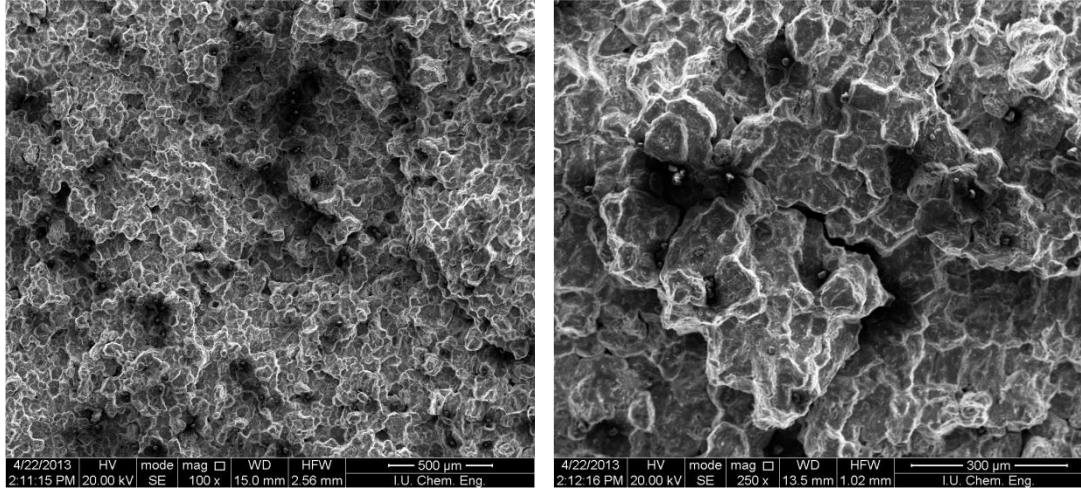
Şekil 2.72'de çözeltiye alma sonrası 20°C suda su verilen çekme numunesinin SEM görüntüleri verilmiştir. Kırık yüzeyinde çoğunlukla klasik olarak süngerimsi görüntüde olan sünek yapı oluşmakla beraber literatürdeki benzer çalışmalarda da görülen düz çizgi şeklinde yarıklar gözlemlenmiştir. Bu yarıkların kaynağının döküm sırasında malzemenin içerisine karışan bifilm tabakaları olduğu düşünülmektedir. Şekil 2.72 d'deki klasik olarak süngerimsi görüntüde olan sünek kırık yüzey görüntüsü, malzemenin beklenildiği gibi sünek davranışta bulunmasının bir kanıtıdır. Fakat, bu denli sünek davranış gösteren bir numunede Şekil 2.72 a, b ve c'de gösterilen heterojen olarak dağılmış çok sayıda çatlak benzeri hataların görülmesi bifilmelerin varlığını kanıtlamaktadır. Cao ve Campbell (2000), Divandari ve

Campbell (2000), Runyoro ve diğ. (1992), Nyahumwa ve diğ. (1998), Tiryakioğlu ve diğ. (2004), Dai ve diğ. (2003), Tan (2011) ve Dışpınar (2005) alüminyum alaşımlarında mekanik özellikler ile bifilmler arasındaki ilişkiyi gösteren benzer sonuçları daha önceki çalışmalarında göstermişlerdir.

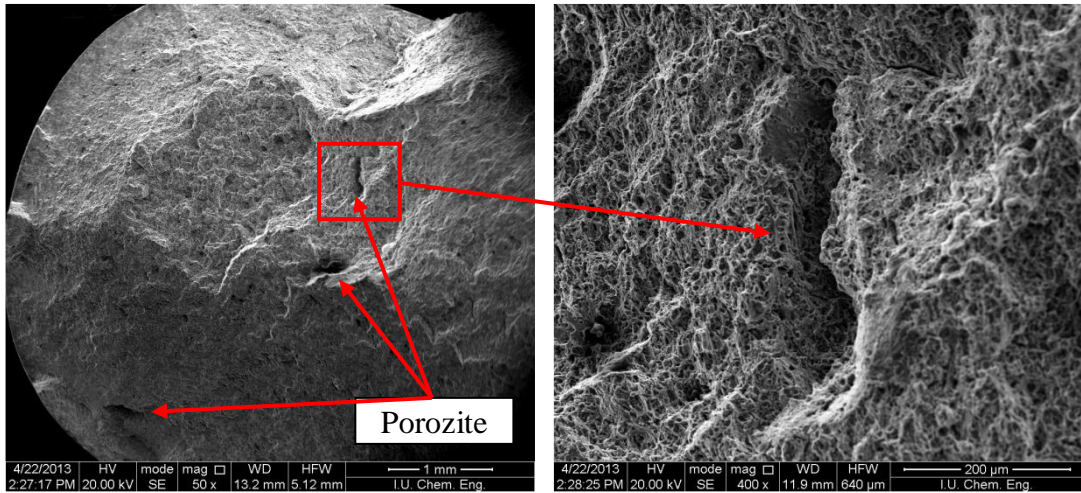


Şekil 2.72 : Çözeltiye alma sonrası 20°C suda su verilen çekme numunesinin kırık yüzeyinin SEM görüntüleri.

Şekil 2.73 a'da çözeltiye alma sonrası 60°C suda su verilen çekme numunelerinden, beklenen çekme dayanımı ve kopma uzamasının çok altında sonuç veren bir örneğin kırık yüzeyinin SEM görüntüleri ile Şekil 2.73 b'de yüksek çekme dayanımı ve kopma uzaması gösteren bir örneğin kırık yüzeyinin SEM görüntüleri verilmiştir.



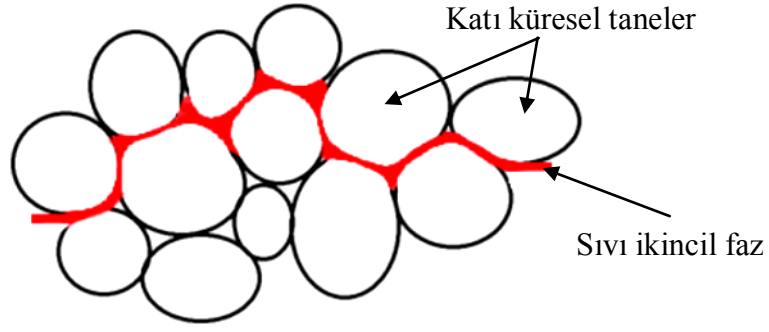
a)



b)

Şekil 2.73 : Çözeltiyeye alma sonrası 60°C suda su verilen çekme numunelerinden (a) düşük, (b) yüksek mekanik özellikler gösteren örneklerin SEM görüntüleri.

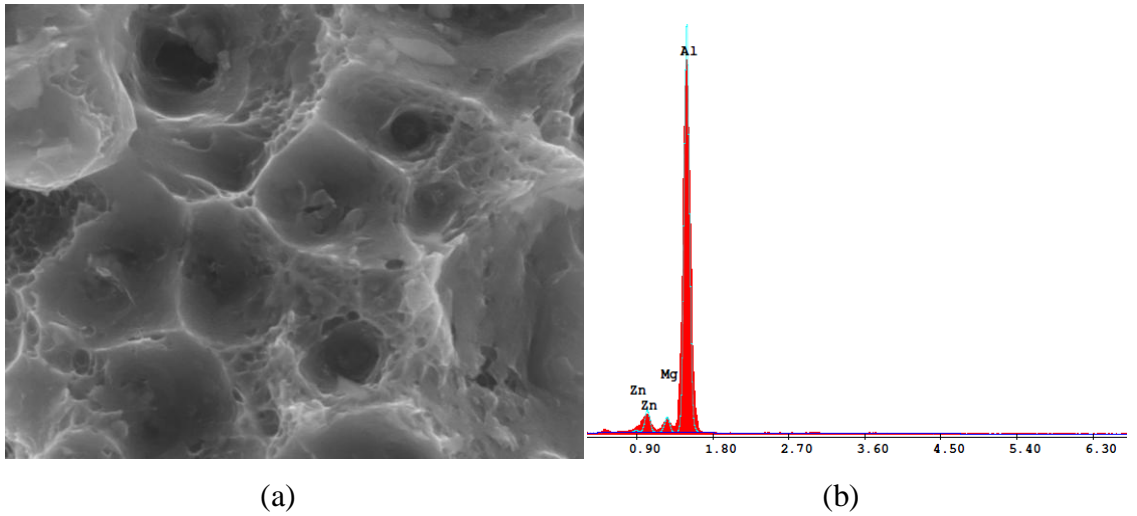
Şekil 2.73 a'da, tıpkı sıcak yırtılma sonrasında oluşabilecek yüzey görüntüsüne benzeyen bir kırık yüzey morfolojisine rastlanmıştır. 15 adet numune ile yapılan çekme deneyi sonuçları ortalamasının çok altında bir değerde, üstelik henüz akma sınırına bile ulaşmadan kırılan bu numunede, numunenin taneler arasından (*intergranular*) boylu boyunca bir bütün halinde ikiye ayrılma durumu söz konusudur. Küresel taneler kırık yüzeyinde çok net olarak görülmektedir. Bu durum şematik olarak Şekil 2.74'de gösterildiği şekilde gerçekleşmektedir.



Şekil 2.74 : SIMA prosesi sırasında sıvı ikincil fazın kesintisiz bir hat oluşturması.

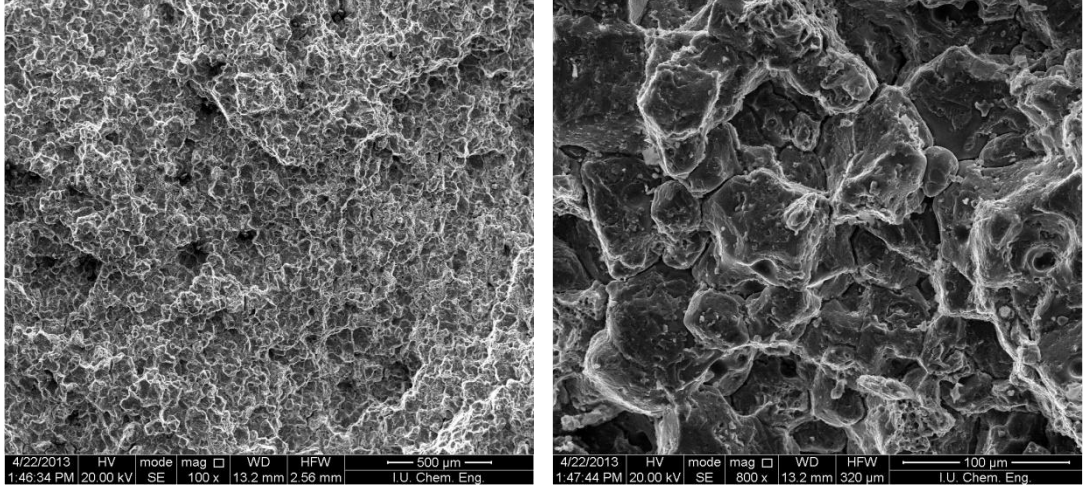
Şekil 2.74’de küresel tane sınırları siyah renk ile gösterilirken, SIMA sonrası oluşan ergiyik ikincil fazın morfolojisi kırmızı renk ile sembolize edilmiştir. Tamamen tesadüf eseri ergiyik ikincil fazın tane sınırları boyunca çekme numunesinin eksenine dik ve sürekli bir hat oluşturması sonrasında, çekme deneyi sırasında muhtemel bir bifilm tarafından tetiklenen çatlak, bu ikincil fazlar boyunca rahatlıkla ilerleyerek, tıpkı gevrek bir camın aniden bir hat boyunca çatlmasına benzer şekilde numunenin kırılmasına sebep olmuştur.

Şekil 2.73 b’de ise numunenin kenarlarından merkeze doğru sünek uzama ve çatlağın ilerlemesi, merkezde ise kopma gerçekleşmiştir. Kırılma tanelerarası (*transgranular*) gerçekleşmiştir. Numunenin birkaç yerinde poroziteler görülmekle beraber, numunenin dayanımına kayda değer etkileri olmamıştır. Şekil 2.75’de verilen SEM görüntüsü ve EDS analizinden de görülebileceği gibi, ana matris Al iken, tane sınırlarında AA7075 alaşımının bileşimi ile uyumlu olarak Mg ve Zn fazlarına rastlanmıştır.

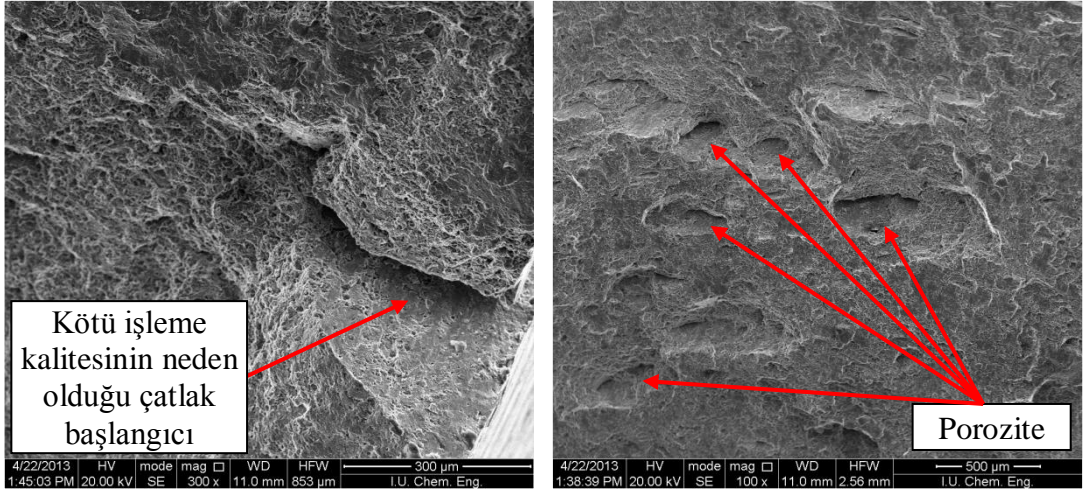


Şekil 2.75 : 60°C suda su verilen numunenin kırık yüzeyinde (a) sünek yapı ve tane sınırlarının görüntüsü ve (b) EDS analizi.

Şekil 2.76’da çözeltiliye alma sonrası 100°C suda su verilen çekme numunelerinden beklenen kopma uzamasının çok altında sonuç veren iki örneğin SEM görüntüleri verilmiştir.



a)



b)

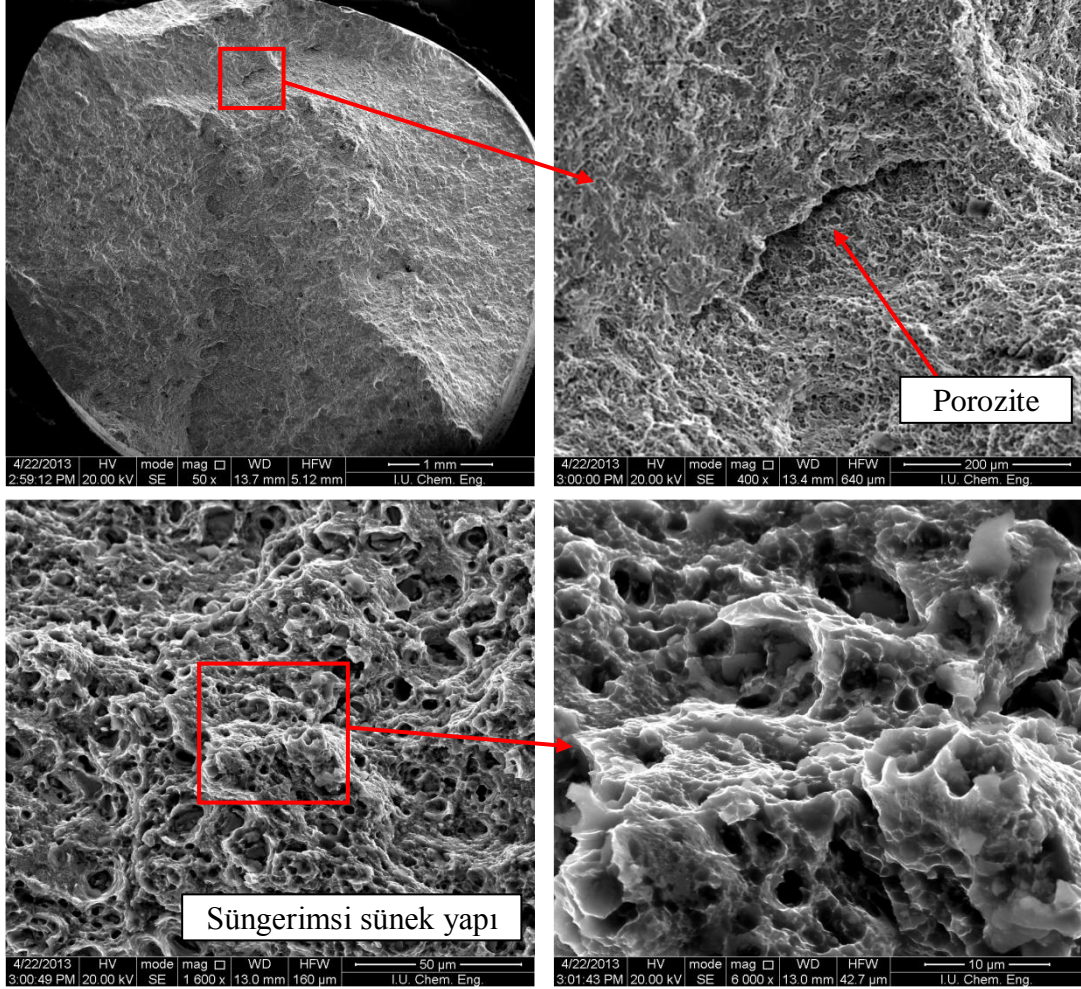
Şekil 2.76 : Çözeltiliye alma sonrası 100°C suda su verilen iki adet (a, b) çekme numunesinin SEM görüntüleri.

Şekil 2.76 a’da verilen numunedeki de; Şekil 2.74 a’dakine benzer şekilde, kırılma tane sınırlarından gerçekleşmiştir.

Şekil 2.76b’de numunenin işleme kalitesinin kötü olması nedeniyle yüzeydeki kalem izinin çentik etkisi yarattığı ve daha önce Şekil 2.73’de de gösterilen bifilm kaynaklı çatlaklar görülmektedir. Bu çatlakların bifimlerden kaynaklanmasının bir başka kanıtı da, çekme deneyi sonuçlarında gözlemlenen 15 değer fazla değişkenlik

göstermesidir. Hatta bazı durumlarda akma sınırına bile ulaşılmadan kırılmalar gözlemlenmiştir. Bifilm benzeri başka bir hata olmadığı sürece bu denli düşük değerlerde gevrek kırılmalara rastlanması metalürjik olarak imkansızdır.

Şekil 2.77’de ekstrüzyon sonrası ısıtıl işlem uygulanmayan (T0) numunenin SEM görüntüleri verilmiştir. Kırık yüzeyinde süngerimsi görüntüde sünek yapı ve yer yer poroziteler görülmektedir.



Şekil 2.77 : Ekstrüzyon sonrası ısıtıl işlem uygulanmayan (T0) numunenin SEM görüntüleri.

3. SONUÇ VE ÖNERİLER

Yarı-katı şekillendirme, karmaşık şekilli alüminyum parçaların daha az proses adımıyla ve yüksek kalitede üretimini sağlayan yeni sayılabilecek bir üretim teknolojisidir. Alüminyum alaşımlarının yarı-katı halde şekillendirilebilmesi için homojen küresel tane yapısına sahip olmaları gereklidir. Bu çalışmada ticari olarak temin edilebilen ekstrüze edilmiş AA7075 dövme alüminyum alaşımı malzemeye SIMA prosesi uygulanarak istenen küresel tane yapısının elde edilebildiği görülmüştür. SIMA prosesi sonrası malzemeye T6 ısıtma işlemi uygulanarak malzemenin dayanımında 2,5 kata kadar artış elde edilmiştir. T6 ısıtma işleminin çözeltiye alma aşamasından sonra su verme sıcaklığının malzemenin mekanik özelliklerini kayda değer oranda etkilediği görülmüştür.

Çözeltiye alma ısıtma işlemi sonrasında farklı sıcaklıklarda yapılan su verme denemelerinin esas amacı, su verme işlemi sonrasında oluşan iç gerilmelerin malzemenin mekanik özelliklerine etkisini incelemektir. Sertlik deneyleri ile bu etkinin değişim gösterip göstermediği herhangi bir şekilde tespit edilememiştir. 20, 60 ve 100°C'de yapılan su verme işlemleri sonrası tüm numunelerin sertlik değerleri ortalama 170 HBS olarak tespit edilmiştir. Ancak, bu bahsi geçen iç gerilmelerin esas etkisi, belirgin olarak akma dayanımı ve kopma uzaması değerlerinde gözlemlenmiştir. 100°C'de yapılan su verme işleminde, iç gerilmelerin 20°C'ye oranla daha az olacağı tahmin edilmiştir ve kopma uzama değerlerine bakılacak olursa 15 adet numunenin ortalama değerleri 100°C için %6,4 iken 20°C için %5,3 olarak tespit edilmiştir.

Buna karşın, 20°C'de su verme sonrasında akma dayanımı 564 MPa iken 60°C'de 538 MPa'a ve 100°C'de ise 460 MPa'a kadar düşmüştür. Bunun nedeninin yükselen su verme sıcaklığıyla birlikte soğuma hızının düşmesi ve çözeltiye alma işlemi sırasında malzemenin içinde homojen olarak çözünen ikincil fazların kaba taneler halinde çökelmeye fırsat bulmasıdır.

Çalışma süresince gerçekleştirilen ısı işlemler ve belirlenen optimum parametreler Ek A.1'de tablo şeklinde ve toplu halde gösterilmiştir. Deneylelerden elde edilen sonuçlar başlıklar halinde aşağıda açıklanmıştır.

3.1 SIMA Prosesi Optimizasyon Sonuçları

AA7075 alaşımına uygulanan SIMA prosesinin yarı-katı sıcaklığa ısıtma aşamasında; 620°C'de 40 min ve sonrasında, 630°C'de 35 min ve sonrasında yarı-katı malzemenin sıvı oranı çok fazla artmakta ve mekanik olarak tutulamayacak hale gelmektedir.

620°C'de 20-25 min'den itibaren küresel taneler oluşmaya başlamaktadır. 35-40 min sürelerde ise sıvı oranı aşırı şekilde artmaktadır. 630°C'de bekletilen numunelerde; 15-20 min'den itibaren küresel taneler oluşmaya başlamakta ve 30-35 min'dan itibaren sıvı oranı aşırı şekilde artmaktadır.

Mikroyapı incelemeleri ve sertlik ölçümleri sonucunda; SIMA prosesi için optimum parametreler, 630°C sıcaklık ve 25 min süre olarak belirlenmiştir.

3.2 Çözeltiye Alma ve Yaşlandırma İşlemleri Optimizasyon Sonuçları

AA7075 alaşımı 490°C sıcaklıkta, 45 min tutulduğunda malzeme içerisinde çökelmiş halde bulunan ikincil fazlar homojen bir şekilde çözünmektedir. Gerçekleştirilen sertlik ölçümleri ve mikroyapı incelemeleri sonucunda AA7075 alaşımı için çözeltiye alma sonrası 48 h optimum yaşlandırma süresi belirlenmiştir.

3.3 Çekme Deneyi Sonuçları

Küreselleştirme ve T6 ısı işlemleri sonrası numunelerin ortalama akma dayanımları, ısı işlemsiz (T0) haline göre, 20°C suda su verilen numunelerde %150, 60°C suda su verilen numunelerde %146, 100°C suda su verilen numunelerde ise %104 artmıştır.

Ortalama çekme dayanımları 20°C suda su verilen numunelerde %60, 60°C suda su verilen numunelerde %59, 100°C suda su verilen numunelerde ise %43 artmıştır.

Ortalama kopma uzamaları 20°C suda su verilen numunelerde %6,2; 60°C suda su verilen numunelerde %6,7; 100°C suda su verilen numunelerde ise %5,8 azalmıştır.

Bu sonuçlardan, T6 ısıl işleminin çözeltiye alma aşamasından sonra 20°C suda su verilerek maksimum dayanımın elde edildiği görülmüştür.

Kırık yüzey analizlerinde; ortalamanın altında dayanım gösteren numunelerde bifilm tabakaları, porozite, düşük işleme kalitesi gibi hataların numunenin çekme dayanımı ve kopma uzaması değerlerinin düşmesinde rol oynadığı görülmüştür. Bazı numunelerde ise; yarı-katı sıcaklığa ısıtma işlemi sırasında küresel taneleri çevreleyen sıvı ikincil fazın çekme deney numunesinin eksenine dik bir hat oluşturması nedeniyle boyun verme gerçekleşmeden kırılmanın tane sınırlarından (*transgranular*) gerçekleştiği görülmüştür.

3.4 Öneriler

Alüminyum; alaşımlandırma ve ısıl işlemler ile çeliklere yakın dayanım göstermesi, düşük özgül ağırlık, yüksek korozyon dayanımı, yüksek ısıl ve elektriksel iletkenlik gibi avantajlara sahip olması nedeniyle endüstride yaygın olarak kullanılan malzemelerden biri haline gelmiştir. Ancak ülkemiz sanayisinde üretimi yapılan metal alaşımlarının küçük bir bölümünü alüminyum alaşımları oluşturmaktadır. Birçok alüminyum alaşımı malzeme, ısıl işlemlerle ya da ısıl işlemsiz olarak yurt dışından ithal edilmektedir. Bu nedenle, alüminyum alaşımlarının ülkemizdeki üretiminin artırılması ve yüksek özelliklere sahip alüminyum alaşımlarının üretimi konusunda çalışmalar yapılması, ülkemizin geleceğine yönelik hedeflenmesi gereken hususlardandır.

Yarı-katı şekillendirme proseslerinde tekrar ısıtma sıcaklığı ve bekleme süresi büyük önem taşımaktadır. Daha yüksek sıcaklıklarda küreselleşme artmakta ve bekleme süresi azalmaktadır, fakat aynı zamanda küresel tanelerin oluştuğu uygun süre aralığı da daralmaktadır. Bu yüzden yarı-katı sıcaklığa ısıtma aşamasında sıcaklık ve bekleme süresi hassas bir şekilde kontrol edilmelidir.

T6 ısıl işleminde çözeltiye alma sonrası su verme sıcaklığı malzemenin mekanik özelliklerini önemli ölçüde etkilemektedir. Çözeltiye alma sonrası malzemenin soğumasına imkan vermeden mümkün olduğunca çabuk su verme işlemi uygulanmalıdır.

630°C sıcaklıkta 25 min küreselleştirme uygulanan AA7075 alaşımının tane yapısı, hem Keller hem de Weck Çözeltileri ile net bir şekilde görüntülenebilirken, ısıtılmış (T0) haldeki AA7075 alaşımının tane yapısı, denenmiş çözeltiler arasında sadece Weck Çözeltisi ile görüntülenebilmektedir. Bu yüzden dağlama çözeltisinin tespitinde hem malzemenin cinsi hem de malzemenin ısıtılmış işlem durumu göz önüne alınmalıdır. Parlatma aşamasında malzemenin yüzeyinin olabildiğince pürüzsüz olması sağlanmalı ve parlatma sonrasında yüzeyin havayla uzun süre teması sonucunda oksitlenmesiyle oluşabilecek pasif tabakanın engellenmesi için en kısa sürede dağlama işlemi gerçekleştirilmelidir.

Endirekt yarı-katı şekillendirme proseslerinde hammadde olarak kullanılan SIMA ya da benzeri küreselleştirme işlemleri uygulanmış malzemenin mikroyapısı ile yarı-katı sıcaklıkta şekil verme sonrası oluşan mikroyapılar çok benzerdir. Bu yüzden bu çalışmada ekstrüze halde temin edilen AA7075 alaşımı malzeme, SIMA prosesi aşamasında yarı-katı sıcaklığa ısıtıldıktan sonra şekil verilmeden su verilmiş ve ardından T6 ısıtılmış işlemi uygulanmıştır. Gelecekte gerçekleştirilecek olan çalışmalarda yarı-katı sıcaklığa ısıtma sonrası farklı deformasyon oranlarında malzemeye şekil verilerek farklı deformasyon oranlarının malzemenin mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkileri araştırılabilir.

Gerçekleştirilecek benzer çalışmalarda farklı alaşımlar kullanılarak farklı SIMA ve ısıtılmış işlem parametrelerinin malzeme özelliklerine etkileri araştırılabilir. Çözeltiye alma sonrası su verme sıcaklığıyla birlikte su verme ortamı da (örneğin yağda su verilerek) değiştirilebilir.

KAYNAKLAR

- Akar, N. ve Mutlu, İ.**, 2010. AA2024 alüminyum alaşımının tiksotropik yapısı üzerine SIMA yöntemindeki deformasyon oranının etkisi, *Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi*, cilt. 25, no. 4, s. 663-670.
- Askeland D. R.**, 1998. Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri, Çeviren: Mehmet Erdoğan, Nobel Yayınevi, Ankara, cilt 1, s. 238-245.
- ASM International**, 1991. ASM Handbook Vol. 4: Heat Treating. ASM International, USA, p.1861-1960.
- ASM International**, 2004. ASM Handbook Vol. 9: Metallography and Microstructures. ASM International, USA, p.1688-1787.
- Atkinson, H.**, 2007. Current status of semi-solid processing of metallic materials, *In Advances in Material Forming: Esaform 10 Years on*. Springer, France, vol. 2, p.81-98.
- Atkinson, H. V., Burke, K. and Vaneetveld, G.**, 2008. Recrystallisation in the semi-solid state in 7075 aluminium alloy, *Materials Science and Engineering A*, vol. 490, no. 1-2, p. 266-276.
- Campbell J.**, 2003. Casting, Butterworth, UK, vol. 2.
- Cao, X. and Campbell J.**, 2000. Effect of precipitation of primary intermetallic compounds on tensile properties of cast Al-11.5Si-0.4Mg alloy. *AFS Transactions*, vol. 108, p. 391- 400.
- Cavazos, J. L. and Colás R.**, 2003. Quench sensitivity of a heat treatable aluminum alloy, *Materials Science and Engineering A*, vol. 363, p. 171-178.
- Cerri, E., Evangelista, E., Spigarelli, S., Cavaliere, P. and DeRiccardis, F.**, 1999. Effects of thermal treatments on microstructure and mechanical properties in a thixocast 319 aluminum alloy, *Materials Science and Engineering: A*, vol. 284, no. 1-2, p. 254-260.
- Chen, G., Du, Z. and Cheng, Y.**, 2012. Effect of mechanical conditions on the microstructures and mechanical properties of thixoformed Al-Cu-Si-Mg alloy, *Materials and Design*, vol. 35, p. 774-781.
- Dai, X., Yang, X., Campbell, J. and Wood J.**, 2003. Effects of runner system design on the mechanical strength of Al-7Si-Mg alloy castings, *Materials Science and Engineering A*, vol. 354, p. 315-325.
- Dışpınar, D.**, 2005. Determination of Metal Quality of Aluminium and Its Alloys, *PhD Thesis*, The University of Birmingham, School of Metallurgy and Materials, England.
- Dışpınar, D. ve Campbell, J.**, 2009. Alüminyum ve alaşımlarının döküm kalitesinin belirlenmesi, 4. *Alüminyum Sempozyumu*, İstanbul, s. 394-404.

- Dişpınar, D., Tan, E. and Tarakçılar A. R.,** 2010. Bifilms – ‘the black swans’, *13th International Materials Symposium*, Pamukkale University, Denizli.
- Divandari M. and Campbell J.,** 2000. A new technique for the study of aluminum oxide films. *Aluminum Transactions*, vol. 2, p. 233-238.
- Flemings, M. C., Riek, R. G. And Young, K. P.,** 1976. Rheocasting, *Materials Science and Engineering*, Vol. 25, p. 103-117.
- Guo, H., Yang, X., Wang, J., Hu B. and Zhu G.,** 2009. Effects of rheoforming on microstructures and mechanical properties of 7075 wrought aluminum alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 20, no. 3, p.355-360.
- Haghparast, A., Nourimotlagh, M. and Alipour, M.,** 2012. Effect of the strain-induced melt activation (SIMA) process on the tensile properties of a new developed super high strength aluminum alloy modified by Al\5Ti\1B grain refiner, *Materials Characterization*, vol. 71, p. 6-18.
- Hassas-Irani, S.B., Zarei-Hanzaki, A., Bazaz, B. and Roostaei, A.A.,** 2013. Microstructure evolution and semi-solid deformation behavior of an A356 aluminum alloy processed by strain induced melt activated method, *Materials & Design*, vol. 46, p. 579-587.
- Higgins, R. A.,** 2006. *Materials for Engineers and Technicians*. Newnes-Elsevier, Oxford, UK, p. 93-102, 216-229.
- Hirt, G. and Kopp, R.,** 2009. *Thixoforming: Semi-solid Metal Processing*. Wiley-WCH, Mörlenbach, Germany.
- Kaufman, J. G.,** 2000. *Introduction to Aluminum Alloys and Tempers*. ASM International, USA, vol. 1, p. 9-22.
- Kırtay S.,** 1997. Etial-24 ve Etial-44 alüminyum alaşımlarına yarı katı halde şekil verilmesi, mikroyapı ile mekanik özelliklerin incelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, İstanbul Üniversitesi, İstanbul.
- Le, Q. C., Cui, J. and Xia, K.,** 2005. Thixotropic Mg Alloys through Liquidus and Sub-Liquidus Casting. *Materials Science Forum*, vols. 488-489, p. 303-306.
- Lee, S., Lee, J. and Lee Y.,** 2001. Characterization of Al 7075 alloys after cold working and heating in the semi-solid temperature range, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 111, no. 1-3, p. 42-47.
- Liu, S. D., Zhang, X. M., Chen, M. A. and You, J. H.,** 2006. Influence of aging on quench sensitivity effect of 7055 aluminum alloy, *Materials Characterization*, vol. 59, no. 1, p. 53-60.
- Liu, S., Zhong, Q., Zhang, Y., Liu, W., Zhang, X. and Deng, Y.,** 2010. Investigation of quench sensitivity of high strength Al–Zn–Mg–Cu alloys by time–temperature–properties diagrams, *Materials & Design*, vol. 31, no. 6, p. 3116-3120.
- Lowe A., Ridgway K. and Atkinson H.,** 1999. The pros and cons of semi-solid processing, *Materials World*, vol. 7, no. 9, p. 541-543.

- Neag, A., Favier, V., Bigot, R. and Pop, M.,** 2012. Microstructure and flow behaviour during backward extrusion of semi-solid 7075 aluminium alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 212, p. 1472-1480.
- Nyahumwa, C., Green, N.R. and Campbell, J.,** 1998. Effect of mold filling turbulence on fatigue properties of cast aluminum alloys, *AFS Transactions*, vol. 106, p. 215-224.
- Ogris, E.** 2002. Development of Al-Si-Mg alloys for semi-solid processing and silicon spheroidization treatment, *PhD Thesis*, Swiss Federal Institute of Technology Zurich, Switzerland.
- Onaran, K.** 2003. Malzeme Bilimi, Bilim Teknik Yayinevi, İstanbul, s. 320-321.
- Rikhtegar, F. and Ketabchi, M.,** 2010. Investigation of mechanical properties of 7075 Al alloy formed by forward thixoextrusion process, *Materials & Design*, vol. 31, no. 8, p. 3943-3948.
- Rokni, M. R., Zarei-Hanzaki, A., Abedi, H. R. and Haghdad, N.,** 2012. Microstructure evolution and mechanical properties of backward thixoextruded 7075 aluminum alloy, *Materials & Design*, vol. 36, p. 557-563.
- Runyoro, J., Boutorabi, S.M.A. and Campbell J.,** 1992. Critical gate velocities for film-forming casting alloys: a basis for process specification. *AFS Transactions*, vol. 100, p. 225-234.
- Saklakoğlu, N., Çolakoğlu, H. and Gençalp, S.,** 2009. Microstructural evolution of Al4Zn3Mg alloy produced by SIMA process. *Electronic Journal of Machine Technologies*, vol. 6, no. 3, p. 89-100.
- Shang, S., Lu, G., Tang, X., Zhao, Z. and Wu, C.,** 2010. Deformation mechanism and forming properties of 6061Al alloys during compression in semi-solid state, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 20, p. 1725-1730.
- Smith. W. F.,** 2001. Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri, Çeviren: Mehmet Erdoğan, Nobel Yayinevi, Ankara , cilt 2, s. 339-388.
- Tan, E.,** 2011. Alüminyum alaşımlarında blister oluşumu, *Doktora Tezi*, Pamukkale Üniversitesi, Denizli.
- Tan, E., Tarakçılar, A. R. and Dışınar, D.,** 2011a. Effect of melt quality and quenching temperature on the mechanical properties of SIMA 2024 and 7075, *14th International Conference On Advances In Materials & Processing Technologies*, İstanbul.
- Tan, E., Tarakçılar, A. R. and Dışınar, D.,** 2011b. Blistering problems of strain induced melt activated aluminium alloys, *6th International Advanced Technologies Symposium*, Elazığ.
- Tan, E., Tarakçılar, A. R., Dışınar, D., Çolak, M. and Kayıkçı, R.,** 2011c. Reproducibility of reduced pressure test results in testing of liquid aluminum gas levels, *6th International Advanced Technologies Symposium*, Elazığ.

- Tiryakioglu, M., Campbell, J. and Staley J. T.,** 2004. Evaluating structural integrity of cast Al-7% Si-Mg alloys via work hardening characteristics: 1. Concept of target properties, *Materials Science and Engineering A*, vol. 368, p. 205-211.
- Türkeli, A.,** 1991. Yarı katı halde döküm ve şekil verme, *4. Denizli Malzeme Sempozyumu*, s. 1-10.
- Türkeli, A.,** 1993. 7001 Dövme alüminyum alaşımından SIMA yöntemi ile tiksotropik malzeme üretimi, *5. Denizli Malzeme Sempozyumu*, s. 1-11.
- Url-1.** <http://www.propertiesofmatter.si.edu/Extracting_aluminum.html> 24.06.2013.
- Url-2.** <<http://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=1373>> 29.05.2013
- Url-3.** <<http://aluminium.matter.org.uk>> 20.06.2012
- Url-4.** <<http://www.thixomat.com>> 29.05.2013
- Vinarcik, E. J.** 2002. High Integrity Die Casting Processes. John Wiley & Sons, USA, vol. 1, p. 67-87.
- Wang, T., Yin, Z., Shen, K., Li, J. and Huang, J.,** 2006. Single-aging characteristics of 7055 aluminum alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 17, p. 548-552.
- Wang, W., Jia, B. and Luo, S.,** 2009. Effect of heat treatment on mechanical properties of thixoformed 7A09 aluminum alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 19, no. 2, p. 337-342.
- Wu, X., Han, F. and Wang, W.,** 2009. Effects of solution treatment and aging process on microstructure refining of semi-solid slurry of wrought aluminum alloy 7A09, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 19, no. 2, p. 331-336.
- Young, K. P., Kyonka, C. P. and Courtois, J. A.** 1983. Fine grained metal composition. *USA Patent*, No: 4415374, 15 November 1983.
- Yüksel, M. ve Meran C.,** 2010. Malzeme Bilgisine Giriş, TMMOB Makina Mühendisleri Odası Malzeme Bilimleri Serisi, cilt 2, s. 494.

EKLER

EK A.1 Isıl işlem parametreleri ve optimum değerler.

Çalışma süresince gerçekleştirilen ısıl işlemler ve deneyler sonucunda belirlenen optimum ısıl işlem parametreleri, deneysel çalışmaların daha iyi anlaşılabilmesi için Tablo A.1’de toplu halde gösterilmiştir.

Tablo A.1 : Çalışma süresince gerçekleştirilen ısıl işlemler ve belirlenen optimum parametreler.

YARI-KATI SICAKLIĞA ISITMA		SU VERME (SUDA)	ÇÖZELTİYE ALMA		SU VERME (SUDA)	YAŞLANDIRMA				
Sıcaklık [°C]	Süre [min]	Sıcaklık [°C]	Sıcaklık [°C]	Süre [min]	Sıcaklık [°C]	Sıc. [°C]	Süre [h]			
620	5	20	490	15	20	120	12			
	10				60					
	15				100					
	20			30	20					
	25				60					
	30				100					
	35			45 <i>*Çözeltiliye alma için belirlenen en uygun süre</i>	20 <i>*Su verme için belirlenen en uygun sıcaklık</i>			24		
	40				60					
	45				100					
630 <i>*Küreselleştirme için belirlenen en uygun sıcaklık</i>	5				25 <i>*Küreselleştirme için belirlenen en uygun süre</i>		60		20	48 <i>*Yaşlandırma için belirlenen en uygun süre</i>
	10								60	
	15								100	
	20			60					20	
	30								60	
									100	
				35				120	20	
	40			60						
							100			

SIMA Prosesi Aşamaları

T6 Isıl İşlemi Aşamaları

ÖZGEÇMİŞ



Ad Soyad: Ali Tekin GÜNER

Doğum Yeri ve Tarihi: Denizli, 21 Mayıs 1986

Adres: Pamukkale Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Otomotiv Mühendisliği Bölümü
Kınıklı Kampüsü 20070 DENİZLİ

Lisans Üniversite: Süleyman Demirel Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi
Makine Mühendisliği Bölümü, 2010