

**YARI-KATI DÖKÜM TEKNİĞİ İLE ÜRETİLEN Al-Zn
ALAŞIMLARINDA YAPI-ÖZELLİK İLİŞKİSİNİN İNCELENMESİ**

Volkan KILIÇLI

**DOKTORA TEZİ
METAL EĞİTİMİ**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

MAYIS 2010

ANKARA

Volkan KILIÇLI tarafından hazırlanan YARI-KATI DÖKÜM TEKNİĞİ İLE ÜRETİLEN Al-Zn ALAŞIMLARINDA YAPI-ÖZELLİK İLİŞKİSİNİN İNCELENMESİ adlı bu tezin Doktora tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN

.....

Tez Danışmanı, Metal Eğitimi Anabilim Dalı

Doç. Dr. Kadir KOCATEPE

.....

Tez Danışmanı, Metal Eğitimi Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği / oy çokluğu ile Metal Eğitimi Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir.

Prof. Dr. C. Hakan GÜR

.....

(Metalurji ve Malzeme Müh., O.D.T.Ü.)

Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN

.....

(Metal Eğitimi, Gazi Üniversitesi)

Prof. Dr. Ercan CANDAN

.....

(Metal Eğitimi, Karabük Üniversitesi)

Prof. Dr. Mehmet TÜRKER

.....

(Metal Eğitimi, Gazi Üniversitesi)

Prof. Dr. Burhanettin İNEM

.....

(Metal Eğitimi, Gazi Üniversitesi)

Tarih: 07/05/2010

Bu tez ile G.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu Doktora derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Bilal TOKLU

.....

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

TEZ BİLDİRİMİ

Tez içindeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

Volkan KILIÇLI

YARI-KATI DÖKÜM TEKNİĞİ İLE ÜRETİLEN Al-Zn ALAŞIMLARINDA YAPI-ÖZELLİK İLİŞKİSİNİN İNCELENMESİ

(Doktora Tezi)

Volkan KILIÇLI

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

Mayıs 2010

ÖZET

Yarı-katı metal şekillendirme tekniği ile üretilen Al ve Mg alaşımı parçalar son yıllarda havacılık, uzay ve otomobil endüstrisinde geniş kullanım alanı bulmuştur. Yarı-katı metal şekillendirme tekniği ile üretilen parçaların mekanik özellikleri geleneksel döküm yöntemleriyle üretilen parçalara göre daha yüksektir. Bununla birlikte üretilen parçalarda çok düşük çekme oranı, iyi yüzey kalitesi ve yüksek dayanım/ağırlık oranları bu yöntemle üretilmiş parçaların endüstride geniş yer bulmasına olanak sağlamıştır.

Bu çalışmada, Al-Zn alaşımlarından endüstride en çok kullanılan ve dövme alüminyum alaşımı olan AA7075 alaşımı yarı-katı metal şekillendirme tekniklerinden tikso-döküm yöntemiyle şekillendirilmiştir. Tikso-dökümde gerininin neden olduğu sıvı aktivasyonu (SIMA) işlemi ile üretilen numuneler kullanılmıştır. Yarı-katı bölgede, farklı sıvı oranlarına karşılık gelen sıcaklıklara (600 °C, 606 °C ve 611 °C) ve farklı piston hızlarına (0,5 m/s, 1 m/s, 1,5m/s, 2 m/s ve 2,37 m/s) bağlı olarak mikroyapı ve mekanik özelliklerin değişimi araştırılmıştır. Numune üretiminde artan yarı-katı sıcaklıkla tane boyutunun ve şekil faktörünün arttığı, artan soğuk deformasyon oranı ile tane boyutunun azaldığı ve şekil faktörünün arttığı belirlenmiştir.

Tikso-dökümle şekillendirmede, düşük sıvı oranlarına karşılık gelen sıcaklıklarda (600 °C ve 606 °C) ve düşük piston hızlarında (0,5 m/s ve 1 m/s) yarı-katı haldeki numunenin kalıp boşluğunu tam olarak doldurmadığı tespit edilmiştir. Tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin mekanik özellikleri artan piston hızıyla iyileşmiştir. En iyi mekanik özellikler %30 soğuk deformasyon ile üretilmiş numunede 611 °C'den (%50 sıvı oranında) 2,37 m/s piston hızında elde edilmiştir. En iyi mekanik özellikleri sağlayan tikso-dökümle üretilen numunelere T6 yaşlandırma ısı işlemi uygulanmıştır. Bu numunelerin mekanik özellikleri ekstrüze koşullardaki numunelere yakındır.

Bilim Kodu : 710.1.092
Anahtar Kelimeler : Yarı-katı metal şekillendirme, Tikso-döküm, AA7075 alaşımı, SIMA işlemi.
Sayfa Adedi : 165
Tez Yöneticileri : Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN
Doç. Dr. Kadir KOCATEPE

**AN INVESTIGATION OF THE STRUCTURE-PROPERTY RELATIONSHIP
IN THE Al-Zn ALLOYS PRODUCED BY SEMI-SOLID CASTING PROCESS**

(Ph.D. Thesis)

Volkan KILIÇLI

**GAZI UNIVERSITY
INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY**

May 2010

ABSTRACT

The aluminium and magnesium light alloy parts, produced by semi-solid metal processing techniques have been widely used in the aviation, aerospace and the automotive industry recently. The mechanical properties of the components produced by semi-solid metal forming techniques are higher than their conventionally casted parts. Moreover, low shrinkage ratio, good surface quality and high strength/weight ratios, have enabled the parts produced by this method to be widely used in the industry.

In this study, AA7075 Al alloy, is one of the most widely used Al-Zn alloy in the industry, was formed by thixocasting method which is one of the semi-solid metal forming process. Specimens produced by strain induced melt activation (SIMA) process were used in thixocasting. In the semi-solid region, microstructural and mechanical property variations depending on temperatures that corresponded to different liquid fractions (600 °C, 606 °C and 611 °C) and that different ram speeds (0.5 m/s, 1 m/s, 1.5m/s, 2 m/s and 2.37 m/s) have been investigated. In the specimen production, it has been observed that the grain size and shape factor increased with increasing semi-solid temperature and the grain size decreased and shape factor increased with increasing cold deformation rate. In the forming by thixocasting, at the temperatures (600°C and 606°C) that corresponded to low liquid fractions and at the low ram speeds

(0.5 m/s and 1m/s) the die cavity has not been fully filled by the specimen. The mechanical properties of the specimens formed by thixocasting were improved with increasing ram speed. The best mechanical properties were obtained in the specimen cold deformed at 30% and 611 ° C with 2.37 m/s ram speed. Best mechanical properties were obtained by using the specimen having 30% deformation and 50% liquid fraction at 611 °C. The specimen exhibited the best combination of high strength and ductility was undergone aging heat treatment. The mechanical properties of these specimens are almost same as specimen in extruded conditions.

Science Code	: 710.1.092
Keywords	: Semi-solid metal forming, Thixocasting, AA7075 alloy, SIMA process.
Page Number	: 165
Advisers	: Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN Assoc. Prof. Dr. Kadir KOCATEPE

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım boyunca değerli yardım ve katkılarıyla beni yönlendiren danışmanlarım sayın Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN ve Doç. Dr. Kadir KOCATEPE'ye teşekkürlerimi sunarım.

Tez izleme komitesi toplantılarındaki değerli katkı ve değerlendirmelerinden dolayı tez izleme komitesi üyeleri Prof. Dr. Mehmet TÜRKER ve Prof. Dr. Ercan CANDAN'a teşekkür ederim.

Yarı-katı metal şekillendirme laboratuvarının kurulması ve alt yapı hizmetlerinin sağlanmasında verilen destek ve katkılar için Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Dekanlığı'na en derin teşekkürlerimi arz ederim.

Deneysel çalışmalar esnasındaki yardımlarından dolayı Yrd. Doç. Dr. Neşet AKAR, Arş. Gör. Melika ÖZER ve Öğr. Gör. Alpay ÖZER'e en derin teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca tezimin yazımı esnasındaki desteklerinden dolayı Öğr. Gör. Ersin BAHÇECİ, Öğr. Gör. İsmail OVALI ve Arş. Gör. Şahin COŞKUN'a ayrı ayrı teşekkür ederim.

Numunelerin X-ışınları radyografisi ile tahribatsız muayenesinde yardımları için Prof. Dr. C. Hakan GÜR'e ve Uzman Seyhan ÇAMLIGÜNEY'e çok teşekkür ederim. Ayrıca DTA çalışmalarında yardımlarını esirgemeyen Yrd. Doç Dr. Haluk KORALAY'a, 2003K 120470-27 nolu proje kapsamında maddi destek sağlayan DPT'ye ve 07/2007-18 nolu proje ile bu çalışmayı destekleyen Gazi Üniversitesi Rektörlüğü Bilimsel Araştırma Projeleri Birimine teşekkürü bir borç bilirim.

Son olarak bu tezi hazırlama sürecinde; sabır, metanet ve anlayışla beni manen sürekli destekleyen çok kıymetli aileme ve çok değerli arkadaşım Arnel BÖKE'ye sonsuz şükranlarımı sunarım.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET.....	iv
ABSTRACT	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	xiii
ŞEKİLLERİN LİSTESİ	xiv
RESİMLERİN LİSTESİ	xviii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xxv
1. GİRİŞ	1
2. YARI-KATI METAL ŞEKİLLENDİRME İŞLEMİ.....	3
2.1. Akışkanların Sınıflandırılması	3
2.2. Yarı-katı Haldeki Malzemelerin Reolojisi	4
2.3. Yarı-katı Metal Şekillendirme Yöntemleri	8
2.3.1. Tikso-şekillendirme yöntemleri	9
2.3.2. Reo-şekillendirme yöntemleri.....	12
2.4. Yarı-katı Halde Metal Şekillendirme İşlemlerinin Avantajları.....	16
2.5. Yarı-katı Halde Metal Şekillendirme İşlemlerinin Dezavantajları	20
3. YARI-KATI METAL ŞEKİLLENDİRME İÇİN ÖN MALZEME ÜRETİM YÖNTEMLERİ	22
3.1. Sıvı Halden Ön Malzeme Üretim Yöntemleri.....	24
3.1.1. Mekanik karıştırma yöntemi	24
3.1.2. İki farklı sıvı karıştırma yöntemi.....	27

Sayfa

3.1.3. Karıştırılmalı soğutma merdanesine döküm yöntemi	29
3.1.4. Elektromanyetik karıştırma yöntemi.....	29
3.1.5. Yeni MIT yöntemi	32
3.1.6. Eğimli soğutma plakasına döküm yöntemi	35
3.1.7. Düşük sıcaklıktan döküm yöntemi.....	36
3.1.8. Tane inceltme yöntemi.....	36
3.1.9. Sprey döküm yöntemi	37
3.1.10. Döndürmeli entalpi dengeleme yöntemi.....	39
3.1.11. İçten soğutma yöntemi	40
3.2. Katı Halden Ön Malzeme Üretim Yöntemleri	41
3.2.1. Gerinimin neden olduğu sıvı aktivasyonu (SIMA).....	41
3.2.2. Yeniden kristalleşme ve kısmi ergitme işlemi (RAP).....	45
4. Al-Zn ALAŞIMLARI ÜZERİNE YAPILMIŞ YARI-KATI ŞEKİLLENDİRME ÇALIŞMALARININ DEĞERLENDİRİLMESİ.....	48
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	66
5.1. Malzeme.....	66
5.2. AA7075 Alaşımının Katılaşma (Solidüs) ve Sıvılaşma (Likidüs) Sıcaklıklarının Belirlenmesi.....	66
5.3. Yarı-katı Şekillendirme İçin Uygun Sıcaklıkların Belirlenmesi.....	68
5.4. Ön Malzeme Üretimi.....	70
5.5. Yarı-katı Metal Şekillendirme Ünitesi	73
5.6. İndüksiyon Jeneratörü Sıcaklık Kontrolü.....	76
5.7. Tikso-dökümle Şekillendirme Deneyleri	77
5.8. Metalografik Çalışmalar	82

	Sayfa
5.9. X-ışınları Radyografisi.....	84
5.10. Yoğunluk Ölçümü.....	84
5.11. T6 Isıl İşlemi	84
5.12. Mekanik Testler	85
5.12.1. Çekme testi.....	86
5.12.2. Sertlik testi	87
6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	88
6.1. Mikroyapı Karakterizasyonu.....	88
6.1.1. Ekstrüze haldeki AA7075 Al alaşımının mikroyapısı	88
6.1.2. Ekstrüze halden yarı-katı sıcaklıktan soğutulmuş numunelerin mikroyapıları	90
6.1.3. SIMA işlemi sonrası ön malzemelerin mikroyapıları	92
6.1.4. Tikso-dökümle üretilen numunelerin mikroyapıları	105
6.1.5. Tikso-dökümle üretilen numunelerde tespit edilen yapısal hatalar.....	114
6.1.6. Tikso-dökümle üretilen numunelerin yaşlandırma ısıl işlemi sonrası mikroyapısı	118
6.2. Tikso-dökümle Üretilen Numunelerin Dış Görünümleri ve Kalıp Doldurma Karakteristikleri	122
6.2.1. Yarı-katı sıcaklığın (% sıvı oranının) etkisi	122
6.2.2. Piston hızının etkisi	125
6.3. Tikso-dökümle Üretilen Numunelerin X-ışınları Radyografisi ile Tahribatsız Muayenesi	128
6.4. Mekanik Test Sonuçları	130
6.4.1. Çekme testi sonuçları	130

	Sayfa
6.4.2. Sertlik testi sonuçları.....	141
6.5. Tikso-dökümle Üretilen Numunelerin Çekme Kırılma Davranışları	144
7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	148
7.1. Sonuçlar	148
7.2. Öneriler	150
KAYNAKLAR	151
ÖZGEÇMİŞ	162

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Fren silindir parçası için parça kütlesi ve üretim hızı	20
Çizelge 2.2. Elektrik bağlantı parçası için parça kütlesi ve üretim hızı	20
Çizelge 3.1. YKMS için ön malzeme üretim yöntemlerinin sınıflandırılması	24
Çizelge 4.1. 7075 alaşımının kimyasal kompozisyon limitleri (ağırlıkça %)	49
Çizelge 4.2. YKMS yöntemleriyle şekillendirilmiş 7075 Al alaşımında farklı çalışmalarda elde edilen mekanik özellikler.....	65
Çizelge 5.1. Çalışmalarda kullanılan AA7075 (ETİAL-44) alaşımının kimyasal kompozisyonu (ağırlıkça %).....	66
Çizelge 5.2. AA7075 alaşımının nominal kimyasal kompozisyonu (ağırlıkça %)	66
Çizelge 5.3. Çalışmalarda kullanılan AA7075 alaşımının solidüs ve likidüs sıcaklıkları	67
Çizelge 5.4. İndüksiyon bobinin ölçüleri	77
Çizelge 5.5. Tikso-dökümle şekillendirmede işlem parametreleri	78
Çizelge 5.6. Tikso-dökümle şekillendirme deney planı	81
Çizelge 6.1. Tikso-dökümle üretilen numunelerin çekme testi sonuçları (ortalama değerler)	131
Çizelge 6.2. Tikso-dökümle üretilen numunelerin yoğunlukları ve toplam hacimsel boşluk değerleri.....	134
Çizelge 6.3. Tikso-dökümle şekillendirilen numunelerin ortalama sertlik değerleri.....	143

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Akışkanların viskozitelerinin sınıflandırılması.....	3
Şekil 2.2. Bazı malzemelerin viskozitelerinin sınıflandırılması	5
Şekil 2.3. Bazı malzemelerin akış hızlarının sınıflandırılması	5
Şekil 2.4. Sn- %15 Pb alaşımında değişik karıştırma hızlarında ($\dot{\gamma}$) ve 0,33 K dak ⁻¹ soğuma hızında katı oranına (f_s) bağlı olarak görünür viskozitenin değişimi.....	7
Şekil 2.5. Yarı-katı durumda karıştırma ile dendritik olmayan yapı oluşumunun şematik gösterimi; a) başlangıçta dendritik parça, b) dendritik büyüme, c) rozet oluşumu, d) büyümüş rozet ve e) küremsi katı.....	7
Şekil 2.6. Yarı-katı metal şekillendirme yöntemlerinin sınıflandırılması.....	9
Şekil 2.7. Tikso-şekillendirme yöntemlerinin şematik olarak gösterimi	10
Şekil 2.8. Sheffield Üniversitesinde geliştirilen tikso-şekillendirme presinin şematik olarak gösterimi	10
Şekil 2.9. Tikso-kalıplama presinin şematik olarak gösterimi.....	12
Şekil 2.10. Reo-döküm yönteminin şematik olarak gösterimi.....	13
Şekil 2.11. Reo-kalıplama makinesinin şematik olarak gösterimi.....	14
Şekil 2.12. Yeni reo-döküm yönteminin aşamalarının şematik olarak gösterimi	16
Şekil 2.13. Geleneksel döküm ve yarı-katı dövme işleminde harcanan enerji ve işlemlerin yapıldığı sıcaklık	19
Şekil 3.1. YKMSŞ için ön malzeme üretiminde iki ana yöntemin zaman-sıcaklık ilişkisinin şematik olarak gösterimi	21
Şekil 3.2. Sürekli mekanik karıştırma cihazının enine kesiti.....	25
Şekil 3.3. Mekanik karıştırma ile ön malzeme üretiminde zaman-sıcaklık ilişkisinin şematik olarak gösterimi	26
Şekil 3.4. Su soğutmalı tek vida taşıyıcılı reo-döküm ünitesi.....	27

Şekil	Sayfa
Şekil 3.5. İki farklı sıvı karıştırma işleminin zaman-sıcaklık grafiğinde şematik gösterimi.....	27
Şekil 3.6. İki farklı sıvı karıştırma işleminin şematik gösterimi	28
Şekil 3.7. KSMD yönteminin şematik olarak gösterimi	29
Şekil 3.8. Manyetik karıştırma yönteminin zaman-sıcaklık grafiğinde şematik olarak gösterimi.....	30
Şekil 3.9. Elektromanyetik karıştırma esnasında katı fazın hareketi; a) yatay ve b) dikey karıştırma hareketi.....	31
Şekil 3.10. YKM ön malzeme üretimi için yeni MIT işleminin zaman-sıcaklık grafiğinde şematik olarak gösterimi.....	33
Şekil 3.11. a) Yeni MIT yönteminin aşamalarının şematik olarak gösterimi ve b) sıcaklığının değişimi	34
Şekil 3.12. Eğimli soğutma plakasına döküm işleminin şematik olarak gösterimi.....	35
Şekil 3.13. Osprey işlemi ile çubuk veya numune üretiminin şematik gösterimi.....	38
Şekil 3.14. Döndürmeli entalpi dengeleme yöntemi ile ön malzeme üretiminin şematik olarak gösterimi	39
Şekil 3.15. İçten soğutma işleminin şematik gösterimi; a) aynı alaşıma ait katı parçacığın paslanmaz çelik çubuğa bağlanması, b) katı parçanın sıvı metal içerisinde sürekli karıştırma hareketiyle çözündürülmesi, c) paslanmaz çelik çubuğun geri çekilmesi ve üretilen ön malzeme	40
Şekil 3.16. SIMA işleminin zaman-sıcaklık diyagramında şematik olarak gösterimi.....	41
Şekil 3.17. RAP işleminin zaman-sıcaklık diyagramında şematik olarak gösterimi.....	45
Şekil 4.1. AA7075 alaşımında ortalama tane boyutunun değişimi; a) bekleme sıcaklığının b) bekleme süresinin ve c) soğuk deformasyon oranının etkisi	53
Şekil 4.2. Yarı-katı şekillendirilmiş 7000 serisi Al alaşımlar ile diğer Al alaşımlarının akma dayanımları ve % uzamalarının karşılaştırılması.....	58

Şekil	Sayfa
Şekil 4.3. Yarı-katı şekillendirilmiş 7000 serisi Al alaşımlar ile diğer Al alaşımlarının çekme dayanımları ve % uzamalarının karşılaştırılması.....	58
Şekil 5.1. AA7075 alaşımının soğuma eğrisi.....	67
Şekil 5.2. AA7075 alaşımına ait DTA eğrisi	68
Şekil 5.3. % Sıvı oranının hesaplanmasında kullanılan DTA eğrisinin şematik gösterimi	69
Şekil 5.4. Sıcaklığa bağlı olarak % sıvı oranının değişimi	70
Şekil 5.5. İndüksiyon bobininde %20 kontrol gücünde (6 kW); a) zaman-sıcaklık ilişkisi, b) 580°C sıcaklıkta zamana bağlı olarak sıcaklıktaki sapmalar	77
Şekil 5.6. Tikso-şekillendirme için bilgisayarda tasarlanmış parçanın katı model görünümü ve ölçüleri (mm)	78
Şekil 5.7. Tikso-dökümle şekillendirme ünitesinin şematik gösterimi	80
Şekil 5.8. İndüksiyon bobini ile 611°C'ye ısıtmada zaman-sıcaklık eğrisi	80
Şekil 5.9. Ön malzeme olarak kullanılan numunelerin metalografik incelenmesi; a) numune, b) numunenin boydan boya kesilmiş hali ve c) incelenen bölgeler	82
Şekil 5.10. Tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelere uygulanan yaşlandırma ısıtılmasının özeti.....	84
Şekil 5.11. Çekme numunesinin boyutları	86
Şekil 6.1. Yarı-katı sıcaklığa bağlı olarak tane boyutunun değişimi	100
Şekil 6.2. Soğuk deformasyon oranına bağlı olarak tane boyutunun değişimi.....	102
Şekil 6.3. Yarı-katı sıcaklığa bağlı olarak şekil faktörünün değişimi	103
Şekil 6.4. Soğuk deformasyon oranına bağlı olarak şekil faktörünün değişimi.....	103
Şekil 6.5. %20 soğuk deformasyonla üretilen numunelerden tikso-dökümle üretilen numunelerin piston hızına bağlı mekanik özellikleri.....	132
Şekil 6.6. %30 soğuk deformasyonla üretilen numunelerden tikso-dökümle üretilen numunelerin piston hızına bağlı mekanik özellikleri.....	133

Şekil	Sayfa
Şekil 6.7. Tikso-dökümle üretilmiş numunelerde piston hızı ile yoğunluk arasındaki ilişki	136
Şekil 6.8. Tikso-dökümle üretilmiş numunelerde piston hızı ile hacimsel boşluk arasındaki ilişki	136
Şekil 6.9. Tikso-dökümle üretilen numuneler ile standart AA7075 alaşımının akma dayanımı ve % uzama değerlerinin karşılaştırılması ..	138
Şekil 6.10. Tikso-dökümle üretilen numuneler ile standart AA7075 alaşımının çekme dayanımı ve % uzama değerlerinin karşılaştırılması	138
Şekil 6.11. Tikso döküm+T6 ve ekstrüze+T6 koşullarındaki AA7075 alaşımının gerilim-gerinim eğrileri	141
Şekil 6.12. Tikso-dökümle şekillendirilen numunelerde yüzeyden merkeze doğru sertliğin değişimi.....	142
Şekil 6.13. Tikso-dökümle şekillendirilen 30-611-2,37 kodlu numunede çözeltiye alma sonrası 120 °C’de yaşlandırmada sertliğin zamana bağlı olarak değişimi	143

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 2.1. Yarı-katı işlem esnasında mikroyapının değişimi.....	8
Resim 2.2. a) Geleneksel döküm ile üretilmiş dendritik yapı ve b) Yarı-katı durumda oluşturulmuş dendritik olmayan küremsi yapı.....	8
Resim 2.3. Sn-%15 Pb alaşımının dökümünde yüksek hızlı kamera kullanılarak kalıbı doldurmasının görüntülenmesi; a) ve b) sıvı metalin c) ve d) reo-dökümde (% 55 katı miktarında) kalıbı doldurması.....	17
Resim 2.4. Yarı-katı durumdaki bir Al alaşımının bıçak ile kesilmesi.....	18
Resim 2.5. Yarı-katı şekillendirme ile üretilmiş bazı Al parçalar; a) otomobil fren sistemlerinde kullanılan parçalar ve b) elektrik bağlantı parçaları...20	20
Resim 3.1. Elektromanyetik karıştırma ile üretilmiş A356 alaşımı ön malzemelerin tipik mikroyapısı; a) dökülmüş halde ve b) 580 °C’de 60 dak yeniden ısıtma yapılmış halde	33
Resim 3.2. a) Yeni MIT işlemi ile üretilmiş homojen ön malzeme yapısına örnek ve b) Aynı yapıya sahip ön malzemenin 590 °C’de 10 dak bekletilmiş ve suda soğutulmuş yapısı.....	34
Resim 3.3. Düşük sıcaklıktan döküm yöntemiyle üretilmiş ince taneli eşeksenli nikel esaslı MarM 247 alaşımının mikroyapısı	36
Resim 3.4. Osprey işlemi ile üretilmiş IN718 alaşımının ince taneli yapısı	39
Resim 3.5. İçten soğutma işlemiyle üretilmiş A356 alaşımının 580 °C’den su verme sonrası mikroyapısı.....	40
Resim 3.6. SIMA yöntemi ile üretilmiş A357 alaşımının mikroyapısı	42
Resim 3.7. SIMA işlemi ile üretilmiş A357 alaşımında gerilme miktarının etkisi; a) gerilme yok ve b) - d) artan gerilme miktarı	43
Resim 4.1. Farklı soğuk deformasyon oranları uygulanmış AA7075 alaşımında 590 °C’de bekletme sonrası oluşan mikroyapılar; a) ekstrüze halde, b) % 27 soğuk deformasyon-30 s bekleme, c) % 52 soğuk deformasyon-3 dak bekleme ve d) % 67 soğuk deformasyon- 12 dak bekleme	53

Resim	Sayfa
Resim 4.2. AA7075 alaşımında düşük sıcaklıktan dökümle ve yüksek sıcaklıktan dökümle elde edilen mikroyapılar; a) 720 °C'den döküm-kenar, b) 720 °C'den döküm-merkez, c) 638 °C döküm-kenar ve d) 638 °C döküm-merkez	55
Resim 4.3. Düşük sıcaklıktan dökümle üretilen AA7075 alaşımı numunelerin 600 °C'de a) 5 dak, b) 15 dak ve c) 30 dak bekleme ile elde edilen mikroyapıları	56
Resim 4.4. 7075 Al alaşımının 620°C'de yarı-katı halde bekleme süresine bağlı olarak oluşan mikroyapıları; a) Ekstrüze edilmiş halde (İşlemsiz), b) 30 s bekleme c) 90 s bekleme, d) 150 s bekleme, e) 300 s bekleme ve f) 600 s bekleme. Tane sınırlarında Fe içeren partiküller oluşmuştur	60
Resim 4.5. Chayong ve arkadaşlarının ekstrüze edilmiş işlemsiz halde ve tikso-şekillendirme ile elde ettikleri 7075 Al alaşımına ait mikroyapılar; a) 16:1 oranında ekstrüze edilmiş işlemsiz halde, b) 475°C'de 1 dak bekleme, 575°C'de 1 dak bekleme, 620°C'de 20 s bekleme, c) 475°C'de 2 dak bekleme, 620°C'de 1 dak bekleme ve d) 475°C'de 1 dak bekleme, 620°C'de 2dak bekleme	61
Resim 4.6. Tikso-dövme ile üretilmiş 7075 alaşımında gözlenen bazı döküm hataları	63
Resim 4.7. 1:8.5 oranında ekstrüze edilmiş ve farklı sıcaklıklarda 10 dak bekleme sonrası tuzlu suda soğutulan 7075 alaşımının mikroyapıları....	64
Resim 5.1. Soğuk deformasyon öncesi kesilmiş haldeki numune boyları; a) ilk boy=83,33 mm, b) ilk boy= 93,75 mm ve c) ilk boy= 107,15 mm	71
Resim 5.2. Soğuk deformasyon sonrası 75 mm boy uzunluğuna getirilen numunelerin soğuk deformasyon oranları; a) % 10, b) %20 ve c) %30	71
Resim 5.3. %40 soğuk deformasyon uygulanmış numune	72
Resim 5.4. Soğuk deformasyon sonrası tornalanarak işlenmiş tikso-dökümle şekillendirmeye hazır numune	72
Resim 5.5. Yarı-katı metal şekillendirme ünitesinin genel görünümü	73
Resim 5.6. İndüksiyon jeneratörü	74

Resim	Sayfa
Resim 5.7. Numune düşürme mekanizması (numune tutucu bobin içinde)	75
Resim 5.8. Numune düşürme mekanizması (numune tutucu bobin dışında).....	75
Resim 5.9. Kalıp şartlandırıcı (ısıtıcı); a) ön panel, b) kalıp şartlandırıcı akışkan giriş çıkış hortumları, c) kalıba akışkan giriş hortumları ve d) kalıptan akışkan çıkış hortumları	76
Resim 5.10. Numunenin ve ısıtıcı çiftin indüksiyon bobini içinde konumu.....	79
Resim 5.11. Tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin metalografik inceleme bölgeleri.....	82
Resim 5.12. Tikso-dökümle şekillendirilmiş bir parçadan çekme çubuğu üretim aşamaları; a) boydan boya tel erozyonla kesim, b) boydan boya kesilen numunelerin enine kesilmesi, c) tornalama ile çekme çubuklarının üretimi.....	86
Resim 5.13. Tikso-dökümle şekillendirme sonrası işlenmiş haldeki çekme numuneleri.....	87
Resim 5.14. Tikso-şekillendirilmiş numunelerin sertlik ölçülen bölgeleri	87
Resim 6.1. İşlemsiz haldeki AA7075 alaşımının mikroyapıları; a) ekstrüze yönüne paralel, X50, b) ekstrüze yönüne dik, X50 ve c) yüksek büyütme, X500	88
Resim 6.2. a) Ekstrüze haldeki AA7075 alaşımının ekstrüze yönüne paralel SEM mikroyapısı, b) 1. noktanın EDS spektrumu (Al-Zn-Mg-Cu matris), c) 2. noktanın EDS spektrumu (Al-Si bileşiği) ve d) 3. noktanın EDS spektrumu (Al-Fe-Cu-Si bileşiği).....	90
Resim 6.3. Ekstrüze halden farklı yarı-katı sıcaklıklardan suda hızla soğutulmuş numunelerin mikroyapıları	91
Resim 6.4. Farklı deformasyon oranları uygulanmış numunelerin yarı-katı sıcaklığa bağlı olarak dış görünüşleri	93
Resim 6.5. Ekstrüze halden soğuk deformasyona uğratılmış numunelerin mikroyapısı; a) %20 soğuk deformasyon ve b) %30 soğuk deformasyon	94
Resim 6.6. Ekstrüze halden soğuk deformasyona uğratılmış numunelerin SEM mikroyapısı; a) %20 soğuk deformasyon ve b) %30 soğuk deformasyon	94

Resim	Sayfa
Resim 6.7. Farklı soğuk deformasyon oranları uygulanmış AA7075 alaşımında 600 °C'den suda hızlı soğutma sonucu oluşan mikroyapılar	95
Resim 6.8. Farklı soğuk deformasyon oranları uygulanmış AA7075 alaşımında 606 °C'den suda hızlı soğutma sonucu oluşan mikroyapılar	96
Resim 6.9. Farklı soğuk deformasyon oranları uygulanmış AA7075 alaşımında 611 °C'den suda hızlı soğutma sonucu oluşan mikroyapılar	97
Resim 6.10. Farklı soğuk deformasyon uygulanmış numunelerin 600 °C'den suda soğutma sonrası SEM görüntüsü; a) %20 soğuk deformasyon ve b) %30 soğuk deformasyon.....	98
Resim 6.11. %20 soğuk deforme edilmiş AA7075 alaşımında 611 °C'den suda soğutma sonrası SEM görüntüleri; a) eşeksenel (poligonal) ve yüksek açılı tane sınırlarına sahip yapı, b) üçlü birleşim bölgesi oluşumu.....	98
Resim 6.12. Farklı soğuk deformasyon oranları uygulanmış AA7075 alaşımında yarı katı sıcaklığa bağlı olarak oluşan mikroyapıları (merkez bölge)....	99
Resim 6.13. %20 oranında soğuk deforme edilmiş ön malzemeden 611 °C'de tikso-dökümle şekillendirilmiş AA7075 alaşımında farklı piston hızlarında oluşan mikroyapılar	106
Resim 6.14. %30 oranında soğuk deforme edilmiş ön malzemeden 611 °C'de tikso-dökümle şekillendirilmiş AA7075 alaşımında farklı piston hızlarında oluşan mikroyapılar	107
Resim 6.15. Tikso-dökümle şekillendirilmiş 20-611-1 kodlu numunenin mikroyapısı; a) numunenin boyuna kesit görünümü, b) dış yüzeylerde sıvı segregasyonu varlığı (X25 büyütme), d) dış yüzeylerde sıvı segregasyonunun neden olduğu çekme gözeneği (X100 büyütme), d) keskin köşelerin neden olduğu sıvı segregasyonu (X25 büyütme), e) keskin köşelerde sıvı segregasyonu nedeniyle oluşan çekme gözeneği (X100 büyütme)....	108
Resim 6.16. Tikso-dökümle üretilen 20-611-1 kodlu numunede tane içinde hapsolmuş sıvı havuzcuğunun SEM görüntüsü; a) X500 büyütme ve b) X2000 büyütme.....	110
Resim 6.17. Farklı soğuk deformasyon oranlarına sahip tikso-dökümle üretilmiş numunelerin mikroyapısı a) %20 soğuk deformasyon (20-611-1), X1000 büyütme ve b) %30 soğuk deformasyon (30-611-1), X1000 büyütme.....	111

Resim	Sayfa
Resim 6.18. Tikso-dökümle üretilen 30-611-2,37 kodlu numunede EDS analizi; a) SEM görüntüsü, b) 1. noktanın EDS spektrumu (Al-Zn-Mg Matris), c) 2. noktanın EDS spektrumu (Al-Cu ötektiği), d) 3. noktanın EDS spektrumu (Al-Si-Cu bileşiği) ve e) 4. noktanın EDS spektrumu (Al-Si-Cu-V bileşiği)	113
Resim 6.19. Tikso-dökümle üretilen 30-611-1,5 kodlu numunede mikro-gözenek SEM görüntüsü a) X1000 büyütme ve b) X2000 büyütme ..	114
Resim 6.20. Tikso-dökümle üretilen 30-611-2,37 kodlu numunede sıvı fazda mikro-çekmenin SEM görüntüsü; a) X2000 büyütme ve b) X5000 büyütme	115
Resim 6.21. Tikso-dökümle üretilen 20-611-1 kodlu numunede sıvı havuzcuğunda dendritik katılaşmanın SEM görüntüsü; a) X1000 büyütme ve b) X2000 büyütme	115
Resim 6.22. Tikso-dökümle üretilen 30-611-2,37 kodlu numunede sıvı fazda sıcak yırtılma oluşumunun SEM görüntüsü	116
Resim 6.23. Tikso-dökümle üretilen 30-611-2,37 kodlu numunede tane sınırlarında mikrosegregasyon oluşumu; a) SEM görüntüsü ve b) EDS çizgisel analiz sonuçları	117
Resim 6.24. Tikso-dökümle şekillendirmede kalıbın keskin köşelerinde meydana gelen sıvı segregasyonu; a) 20-611-1 kodlu numune, büyütme X25 ve b) 30-611-1 kodlu numune, büyütme X25	118
Resim 6.25. a) Tikso-dökümle üretilen 30-611-2,37 kodlu numunenin mikroyapısı; X200 büyütme ve b) aynı numunenin 16 saat çözeltiye alma + 24 saat yaşlandırma sonrası mikroyapısı, X200 büyütme	119
Resim 6.26. Tikso-dökümle üretilen 30-611-2,37 kodlu numunenin 16 saat çözeltiye alma + 24 saat yaşlandırma sonrası SEM görüntüsü; a) X1000 büyütme ve b) 2000 büyütme	119
Resim 6.27. Tikso-dökümle üretilen 30-611-2,37+T6 kodlu numunenin 16 saat çözeltiye alma + 24 saat yaşlandırma sonrası EDS analizi; a) SEM görüntüsü, b) 1. noktanın EDS spektrumu (Al ₅ FeSi metaller arası bileşiği) ve c) 2.noktanın EDS spektrumu (Al-Zn-Mg matris)	121

Resim	Sayfa
Resim 6.28. 611 °C’den tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin dış görünümü; a) %20 soğuk deformasyon ve b) %30 soğuk deformasyon.....	122
Resim 6.29. 606 °C’den tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin dış görünümü; a) %20 soğuk deformasyon, b) %30 soğuk deformasyon.....	123
Resim 6.30. 600 °C’den tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin dış görünümü; a) %20 soğuk deformasyon, b) %30 soğuk deformasyon.....	123
Resim 6.31. 2,37 m/s piston hızıyla tikso-şekillendirilmiş numunelerin dış görünümü; a) %20 soğuk deformasyon, b) %30 soğuk deformasyon.....	126
Resim 6.32. 2 m/s piston hızıyla tikso-şekillendirilmiş numunelerin dış görünümü; a) %20 soğuk deformasyon, b) %30 soğuk deformasyon.....	126
Resim 6.33. 1,5 m/s piston hızıyla tikso-şekillendirilmiş numunelerin dış görünümü; a) %20 soğuk deformasyon, b): %30 soğuk deformasyon.....	126
Resim 6.34. 1 m/s piston hızıyla tikso-şekillendirilmiş numunelerin dış görünümü; a) %20 soğuk deformasyon, b) %30 soğuk deformasyon.....	127
Resim 6.35. 0,5 m/s piston hızıyla tikso-şekillendirilmiş numunelerin dış görünümü; a) %20 soğuk deformasyon, b) %30 soğuk deformasyon.....	127
Resim 6.36. 2,37 m/s piston hızıyla tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin X-ışını radyografi film görüntüsü; a) %30 soğuk deformasyon, b) %20 soğuk deformasyon.....	128
Resim 6.37. 2,37 m/s piston hızıyla tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin X-ışını radyografi film görüntüsü; a) %30 soğuk deformasyon, b) %20 soğuk deformasyon.....	130
Resim 6.38. 20-611-2,37 kodlu numunede a) üçlü birleşim bölgelerinde yetersiz sıvı faz nedeniyle mikro-gözenek oluşumunun SEM görüntüsü ve b) katı-katı arayüzeyinde sıvı film tabakasının katılaşması sonucu mikro-çekme oluşumunun SEM görüntüsü	135

Resim	Sayfa
Resim 6.39. Ekstrüze halden test edilen AA7075 alaşımının çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü; a) X1000 büyütme ve b) X2500 büyütme.....	144
Resim 6.40. Ekstrüze halden test edilen AA7075 alaşımının çekme yönüne paralel boyuna kesit SEM görüntüsü	144
Resim 6.41. Tikso-dökümle şekillendirilmiş 30-611-1,5 kodlu numunesinin çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü; a) X1000 büyütme ve b) X2000 büyütme.....	145
Resim 6.42. Tikso-dökümle şekillendirilmiş 30-611-2,37 kodlu numunesinin çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü; a) X1000 büyütme ve b) X2500 büyütme.....	146
Resim 6.43. Tikso-dökümle şekillendirilmiş 30-611-2,37 kodlu numunesinin çekme yönüne paralel boyuna kesit SEM görüntüsü	146
Resim 6.44. Tikso-dökümle şekillendirilmiş ve T6 yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış 30-611-2,37+T6 kodlu numunesinin çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü; a) X1000 büyütme ve b) X2500 büyütme	147
Resim 6.45. Tikso-dökümle şekillendirilmiş ve T6 yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış 30-611-2,37+T6 kodlu numunesinin çekme yönüne paralel boyuna kesit SEM görüntüsü	147

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış bazı simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	Açıklamalar
$\dot{\gamma}$	Kayma hızı
f_s	Katı oranı
f_L	Sıvı oranı
ρ	Yoğunluk
T_L	Likidüs sıcaklığı
T_R	Yeniden Kristalleşme Sıcaklığı
T_s	Solidüs Sıcaklığı
T_6	Alüminyum alaşımları için yapay yaşlandırma ısı işlemi
Kısaltmalar	Açıklama
EDS	Enerji Dağılımlı X-Işını Spektrometresi
EMK	Elektro Manyetik Karıştırma
ESP	Eğimli Soğutma Plakası
KSMD	Karıştırmalı Soğutma Merdanesine Döküm
MIT	Massachusetts Institute of Technology
SIMA	Strain Induced Melt Activation (Gerininin neden olduğu sıvı aktivasyonu)
RAP	Recrystallization and Partial Melting (Yeniden kristalleşme ve kısmi ergitme işlemi)
PLC	Programlanabilir Mantıksal Kontrol
TD	Tikso-döküm
YKM	Yarı-katı Metal
YKMŞ	Yarı-katı Metal Şekillendirme

1. GİRİŞ

Yeni bir metal şekillendirme yöntemi olan yarı-katı şekillendirme işlemleri, metal alaşımlarının (çoğunlukla Al ve Mg alaşımları) tiksotropik özelliklerinden faydalanılarak parça üretim yöntemleridir [Atkinson, 2005].

Yarı-katı metal şekillendirme (YKMŞ) yönteminin temeli, katı ve sıvı fazların bir arada bulunduğu sıcaklık değerleri arasında, dendritik olmayan tiksotropik özelliğe sahip, kısmi katı ve sıvının bir arada bulunduğu hamurumsu halde malzeme elde etme ve şekillendirme esasına dayanır. Tiksotropik özelliklere sahip bu alaşımların viskozitesi, karıştırma süresine ve karıştırma işleminin hızına bağlı olarak değişir. Alaşımların bu özel yapısı tam katılaşma ve kısmi ergime sonrası da özelliğini korur [Atkinson, 2005].

Spencer 1971 yılında MIT’da doktora çalışmasında Sn-% 15 Pb alaşımının sıcak yırtılma özelliklerini araştırırken bu alaşımın, sıvı halden yavaşça soğutulması sırasında yarı-katı bölgede karıştırıldığında akma özelliğine sahip olduğunu fark etmiştir [Spencer ve ark., 1972]. Kayma gerilmesi sıcaklığın düşüşü ile çok yavaş artmaktadır. Katılaşma başlangıcı sıcaklığının altında bir sıcaklıkta karıştırma işlemi sonucu ölçülen kayma gerilmesi, aynı sıcaklıkta karıştırmaksızın ölçülen kayma gerilmesinden daha küçüktür. Bu sonucun yarı-katı halde karıştırma işlemi ile oluşan dendritik olmayan, küresel şekilli veya yuvarlağımsı katı parçacıklardan kaynaklandığı düşünülmektedir [Flemings, 1991].

YKMŞ işlemleri döküm ve dövme işlemlerinin bir arada yapıldığı hibrit üretim yöntemleridir [Flemings ve Young, 1978].

Alaşımların katılaşma esnasında karıştırılması ile dendritik olmayan hamurumsu halde malzeme üretilmesi ve bu malzemenin sıvı metal gibi doğrudan bir kalıba enjekte edilmesi “reo-döküm” olarak adlandırılmaktadır. “Tikso-döküm” ise önceden hazırlanan küresel mikroyapıya sahip numunelerin tekrar yarı-katı bölgeye ısıtılıp bir kalıba enjekte edilmesi işlemidir. Bu işlemler açık bir kalıpta dövme suretiyle

gerçekleştirilirse “tikso-dövme” adını alır. Bütün bu işlemlerin değişik varyasyonları “yarı-katı metal şekillendirme işlemleri” (semi-solid metal processing) olarak adlandırılmaktadır [Kirkwood, 1994].

YKMŞ ile üretimin değişik alaşımlara uygulanabilirliği son 30 yıldır araştırılmaktadır. YKMŞ ilk olarak özellikle çelikler gibi yüksek sıcaklık alaşımları üzerine yoğunlaşmıştır. Bu dönemde Al ve Mg alaşımları pratik olarak dikkate alınmamıştır. YKMŞ işlemleri esas olarak şekillendirme sıcaklığını düşürmektedir. 1970’lerde petrol krizinin ortaya çıkması ve 1980’lerde çevre faktörlerinin önem kazanması ile otomobil sektörü otomobillerde toplam ağırlığı azaltmak amacıyla yüksek performanslı hafif metal parçalar geliştirmek zorunda kalmıştır. Bunun sonucunda 1990’larda YKMŞ işlemleri ağırlıklı olarak Al alaşımları üzerine yoğunlaşmıştır. Son on yıldır YKMŞ işlemleri yoğun olarak araştırılmakta, geliştirilmekte ve ticari olarak kullanılmaktadır. Günümüzde, YKMŞ işlemleri ile ilgili bilimsel araştırmalar hızla devam etmekte ve ticari olarak metalik parça üretiminde kullanılmaktadır. Üretilen parçalarda yüksek mekanik özelliklere sahip karmaşık ve son şekline yakın ölçülerde parçalar üretilmektedir [Fan, 2002].

Son yıllarda YKMŞ üzerine araştırmalar, çelik gibi yüksek ergime sıcaklığına sahip malzemelerin yarı-katı halde şekillendirilmesi ve bu malzemeler için yüksek sıcaklıklara dayanıklı kalıp malzemeleri geliştirilmesi üzerine hızla devam etmektedir [Omar ve ark., 2005, Hirt ve ark., 2005, Püttgen ve ark., 2007, Muenstermann ve ark., 2009, Birol, 2008-1, Birol, 2009-1, Birol, 2009-2, Birol, 2009-3, Birol, 2010].

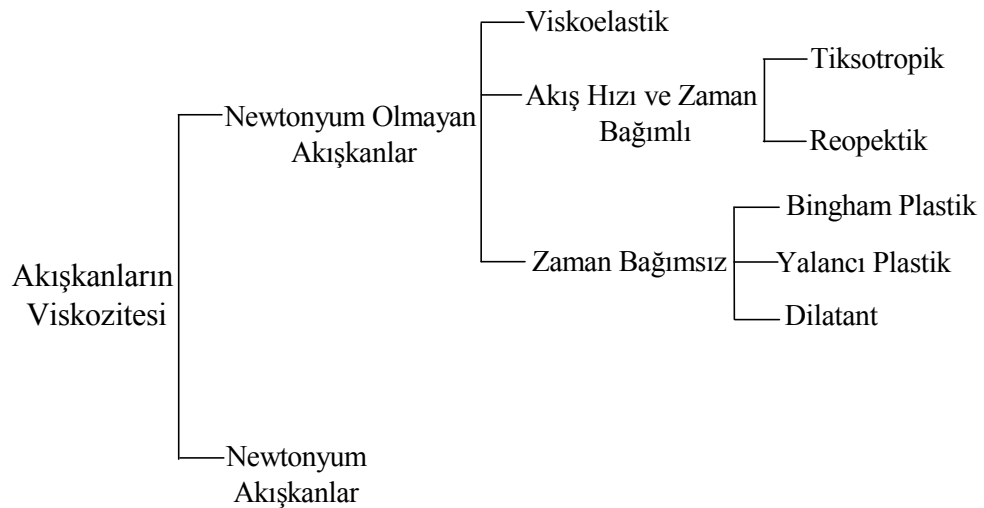
Bu çalışmada, endüstride geniş kullanım alanı olan dövme alüminyum alaşımlarından Al-Zn esaslı AA7075 alaşımı YKMŞ işlemlerinden birisi olan tikso-dökümle şekillendirilmesi hedeflenmiştir. Tikso-döküm işlem parametrelerinin (yarı-katı sıcaklık ve piston hızı) ve T6 yaşlandırma ısıl işleminin AA7075 alaşımının mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine etkisi araştırılmıştır.

2. YARI-KATI METAL ŞEKİLENDİRME İŞLEMİ

2.1. Akışkanların Sınıflandırılması

Gerçek akışkanlar newtonyum ve newtonyum olmayan olmak üzere iki sınıfa ayrılır. Bu akışkanların alt grupları Şekil 2.1’de verilmiştir. Newtonyum akışkanlarda kayma gerilmesi ve kayma hızı arasında doğrudan bir oran söz konusudur. Bu akışkanlar düzlemsel akışa sahiptir. [Skelland, 1960].

Sıcaklık ve basınçla birlikte kayma gerilimi ve kayma hızı lineer olarak değişmeyen Newtonyum olmayan akışkanlar viskoelastik, akışkan hızı/zaman bağımlı ve zaman bağımsız olmak üzere üçe ayrılmaktadır. Bunlardan zaman bağımlı akışkanlarda, kayma gerilimi ile kayma hızı zamana bağlı olarak değişmektedir. Bu akışkanların viskoziteleri de zamana ve kayma hızına bağımlıdır ve bu tür akışkanlar “tiksootropik akışkan” olarak adlandırılmaktadır. Tiksootropik akışkanların viskozitesi sabit sıcaklıkta artırılan kayma hızıyla ve ilerleyen zamanla azalır [Skelland, 1960]. Tiksootropik akışkanların bu özelliklerinden faydalanılarak tikso-şekillendirme yöntemleri geliştirilmiştir.



Şekil 2.1. Akışkanların viskozitelerinin sınıflandırılması [Skelland, 1960]

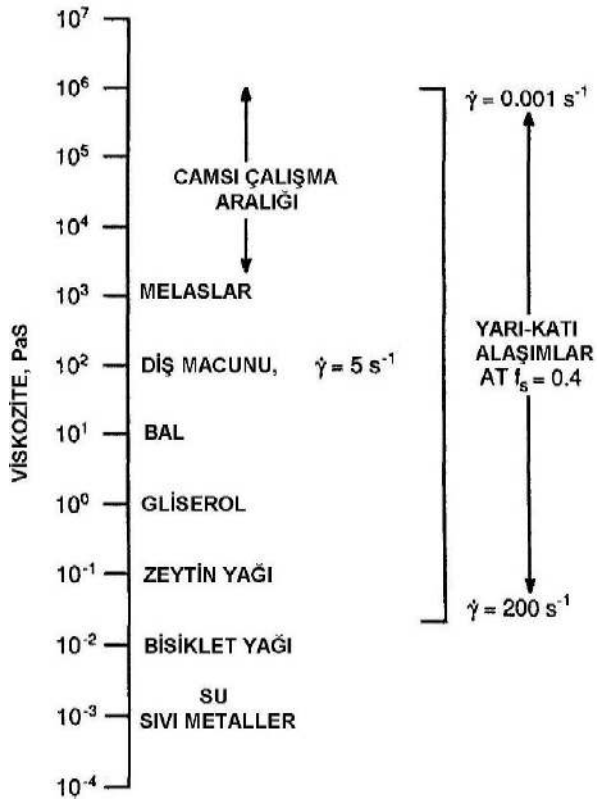
2.2. Yarı-katı Haldeki Malzemelerin Reolojisi

Yarı-katı işlemlerin orijini ile ilgili ilk önemli gözlem, 1923 yılında Szegvari ve Schalek tarafından yapılmıştır. Szegvari ve Schalek, Alman bilim adamı Herbert Freundlich ile birlikte demir oksit jeller üzerine çalışmaları esnasında mikroskop fokusunu kontrol etmek amacıyla ayarlandıklarında demir oksit parçacıkları birkaç saniye düzensiz hareket sergileyip, daha sonra tekrar jel durumuna döndüğünü keşfetmişlerdir. Bundan kısa bir süre sonra, 1927’de kayma-hız bağımlı viskozite Freundlich tarafından “tikotropi” olarak tanımlanmıştır [Lewis, 2006].

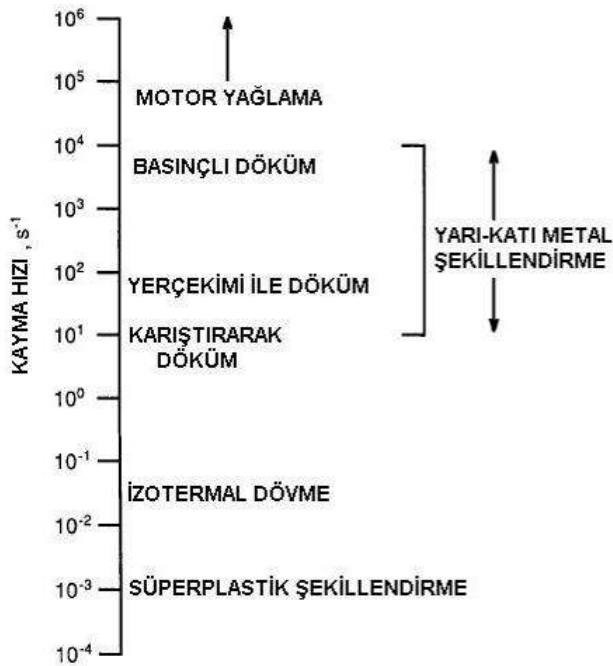
Tikotropi kelimesi Peterfi tarafından 1927 yılında ilk kez bir yayında gerektiği gibi tanımlanarak kullanılmıştır. Tikotropi kelimesi latince kelimeler “thixis” (karıştırma veya çalkalama) ve “trepo” (döndürme veya değiştirme) kelimelerinin birleşiminden oluşmaktadır [Nijenhuis ve ark., 2007].

Başka bir tanımla, tikotropi; belirli malzemelerde çok küçük gerilme uygulandığında katı gibi davranmasına rağmen, daha büyük gerilmeler de sıvı gibi davranma halidir. Gerilme kaldırıldığında malzeme orijinal haline geri döner [Nijenhuis ve ark., 2007].

Sabit koşullarda Newtonyum olmayan malzemelerin görünür viskozitesi katı miktarına bağlıdır. Görünür viskozite karıştırma hızına ve aynı anda zamana bağlı olarak değişiklik gösterebilir [Flemings, 1991]. Şekil 2.2’de bazı malzemelerin yaklaşık viskozite değerleri verilmektedir. Şekil 2.3’te ise yarı-katı şekillendirme işlemlerine uygun karıştırma hızı aralığı verilmektedir.



Şekil 2.2. Bazı malzemelerin viskozitelerinin sınıflandırılması ($\dot{\gamma}$: karıştırma hızı) [Flemings, 1991]

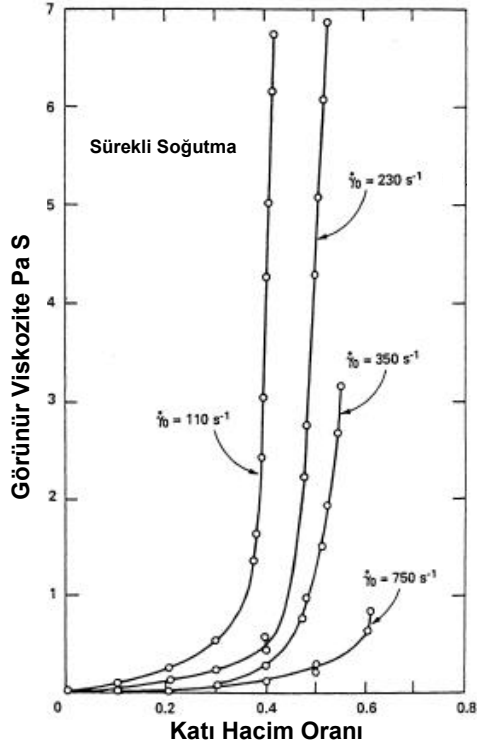


Şekil 2.3. Bazı malzemelerin akış hızlarının sınıflandırılması [Flemings, 1991].

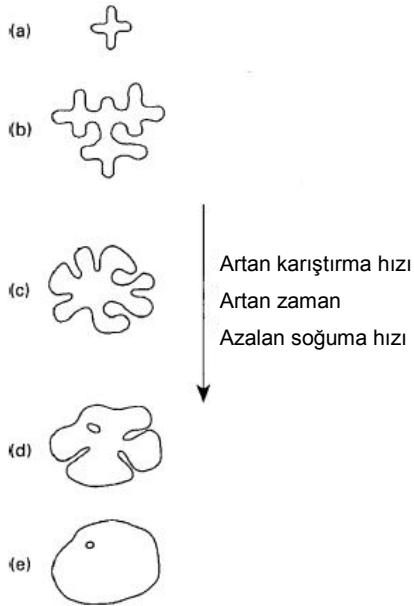
Malzemelerin viskozitesi arttırılan karıştırma hızıyla artabilir veya azalabilir. Spencer'ın [Spencer ve ark., 1972] Sn-%15 Pb ile yaptığı çalışmada artan karıştırma hızı ile malzemenin viskozitesi azalmış ve zamana bağlı olarak değişmiştir.

Tiksotropik malzemelerin viskozitesi, zamana ve karıştırma hızına bağlı olması, yarı-katı haldeki malzemede katı parçacıklar arası yapısal bağların kopma derecesinden kaynaklanmaktadır. Düşük karıştırma hızlarında katı parçacıklar arasında yapısal bağların kopma derecesi düşük olmasına rağmen birçok bağ olduğu için viskozite yüksektir. Yüksek karıştırma hızlarında ise katı parçacıklar arası yapısal bağlar kopar ve malzemenin akışa karşı direncinin göstergesi olan viskozite düşer. Sabit koşullarda, denge halinde parçacıklar arasında bağlantının yok olması ile viskozite değişmez sabit kalır. Ancak zaman gerektiren sabit koşullarda ise viskozite akış hızına ve bağ oluşum mekanizmasına bağlı olarak değişir. Bu zamana “tiksotropik toparlanma zamanı” denir. Tiksotropik malzemeler nicel olarak ölçülebilen ve zamana bağlı değişken reolojik özellik gösterirler [Spencer ve ark., 1972].

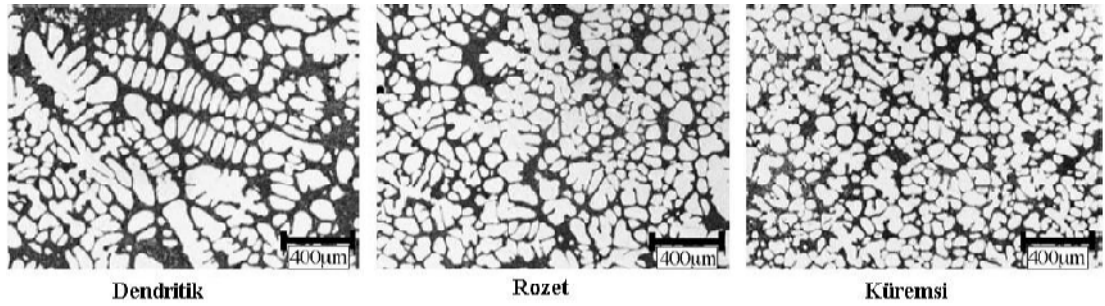
Şekil 2.4'te Sn-%15 Pb alaşımında değişik karıştırma hızlarında ($\dot{\gamma}$) ve 0,33 K dak⁻¹ soğuma hızında katı oranına (f_s) bağlı olarak görünür viskozitenin değişimi gösterilmektedir. Grafikten görülebileceği üzere 750 s⁻¹ karıştırma hızında 0,6 katı miktarında alaşım oldukça düşük viskozite sergilemekte ve adeta makine yağı gibi viskoz bir haldedir. Bu durum katı fazın geometrik şekli ile açıklanabilir. Başlangıçta hiç karıştırılmamış koşullarda yapı dendritiktir. Karıştırma ile ve zamanla yapı eşeksenli dendritlere daha sonra rozet yapıya dönüşür. En sonunda yapı küremsi şekil alır (Şekil 2.5 ve Resim 2.1). Elde edilen küremsi yapının yarı-katı halde kayması ve hareket etmesi dendritik yapıya göre daha kolaydır [Joly ve Mehrabian, 1976].



Şekil 2.4. Sn- % 15 Pb alaşımda değişik karıştırma hızlarında ($\dot{\gamma}$) ve $0,33 \text{ K dak}^{-1}$ soğuma hızında kıy oranına (f_s) bağlı olarak görünür viskozitenin değişimi [Joly ve Mehrabian, 1976]

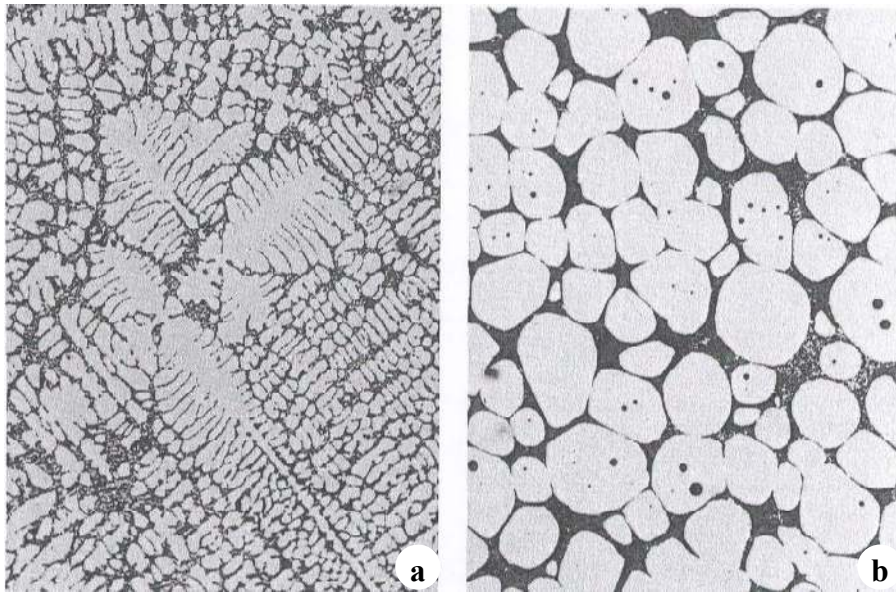


Şekil 2.5. Yarı-kıy durumda karıştırma ile dendritik olmayan yapı oluşumunun şematik gösterimi; a) başlangıçta dendritik parça, b) dendritik büyüme, c) rozet oluşumu, d) büyümüş rozet ve e) küremsi kıy [Flemings, 1991]



Resim 2.1. Yarı-katı işlem esnasında mikroyapının değişimi [Lashkari ve Ghomashchi, 2006]

Alaşımın yarı-katı halde şekillendirilebilmesi için tiksotropik davranış sergileyen dendritik olmayan yapıya sahip olmaları gerekmektedir (Resim 2.2). Diğer bir ifade ile alaşım tiksotropik davranmalıdır. Tiksotropik alaşımlar metallerin sıvı halden dökümünde olan türbülanslı akışın tersine, düzlemsel akışa sahiptirler ve bu özellikleri ile kalıbı türbülanssız ve homojen bir şekilde doldururlar.

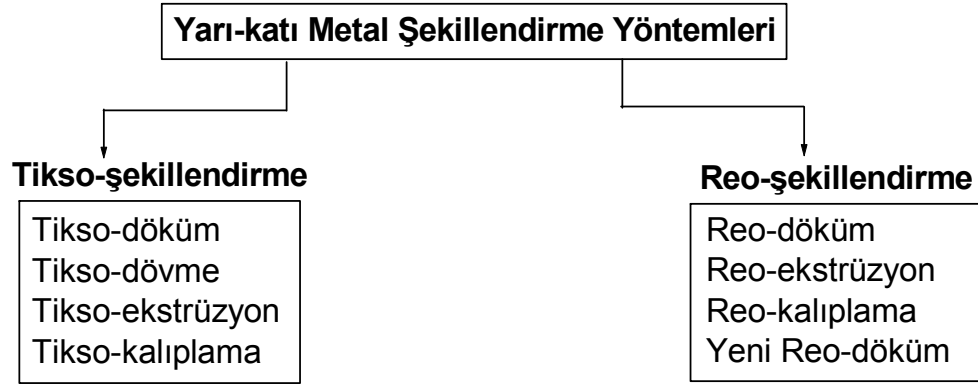


Resim 2.2. a) Geleneksel döküm ile üretilmiş dendritik yapı ve b) Yarı-katı durumda oluşturulmuş dendritik olmayan küremsi yapı [Kenney ve ark., 1988]

2.3. Yarı-katı Metal Şekillendirme Yöntemleri

Yarı-katı metal şekillendirme yöntemleri Şekil 2.6'da gösterildiği gibi tiksotropik şekillendirme ve reo-şekillendirme olarak iki grupta sınıflandırılabilir [Atkinson,

2005, Kirkwood, 1994, Fan, 2002]. Reo ve tikso-şekillendirme yöntemleri kendi içlerinde kullanılan şekillendirme yöntemine göre sınıflandırılmaktadır.



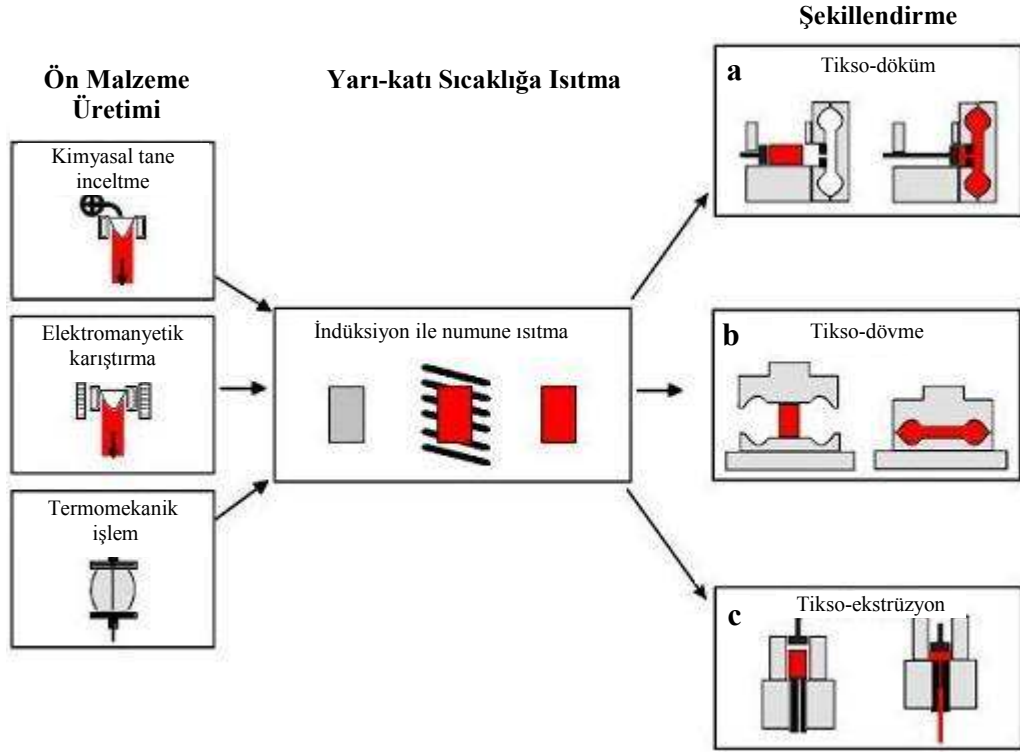
Şekil 2.6. Yarı-katı metal şekillendirme yöntemlerinin sınıflandırılması

2.3.1. Tikso-şekillendirme yöntemleri

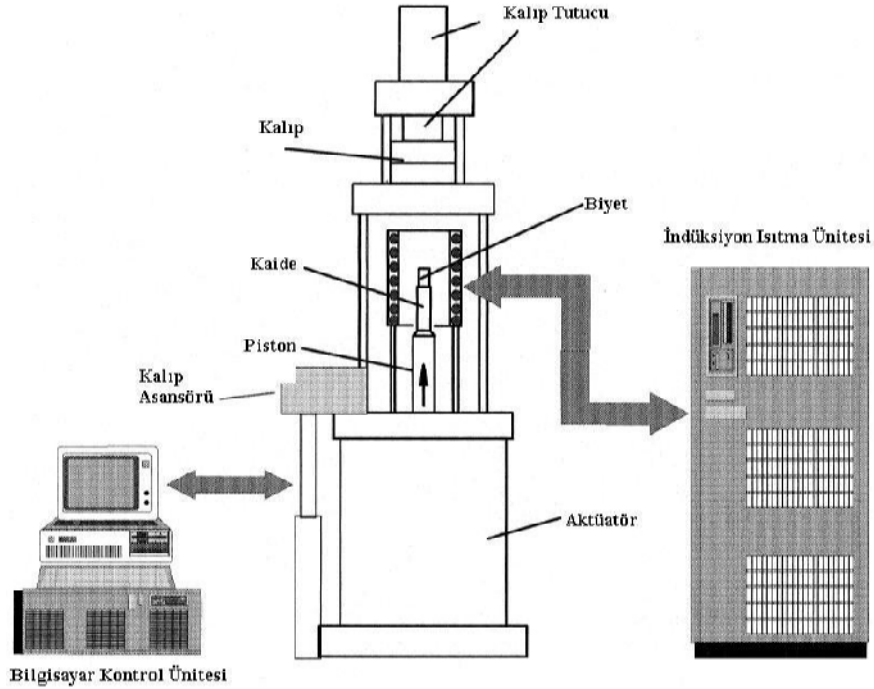
Bazı tikso-şekillendirme yöntemlerinin şematik olarak gösterimi Şekil 2.5’te verilmiştir. Şekilden de görülebileceği üzere tikso-şekillendirme yönteminde; tiksotropik özellikli ön malzeme üretimi, yarı-katı sıcaklığa ısıtma ve şekillendirme olmak üzere üç temel üretim aşaması vardır [Atkinson, 2005, Kirkwood, 1994, Fan, 2002].

Tikso-döküm

Şekil 2.7.a’da şematik olarak tikso-döküm gösterilmektedir. Şekil 2.8’de ise İngiltere’de Sheffield Üniversitesinde geliştirilen bir tikso-döküm presi görülmektedir. Tikso-dökümde dendritik olmayan önceden hazırlanmış numune tekrar yarı-katı bölgeye ısıtıldıktan sonra uygun bir bekleme süresi sonrası basınçlı dökümde olduğu gibi piston aracılığıyla kalıba enjekte etmek suretiyle şekillendirilir [Atkinson, 2005, Kirkwood, 1994, Fan, 2002]. Genelde yarı-katı bölgedeki sıvı hacim oranı %50’nin üzerindedir [Atkinson, 2005].



Şekil 2.7. Tikso-şekillendirme yöntemlerinin şematik olarak gösterimi [Hirt ve ark., 1994, Kopp ve ark., 1999,]



Şekil 2.8. Sheffield Üniversitesinde geliştirilen tikso-şekillendirme presinin şematik olarak gösterimi [Kapranos ve ark., 2000]

Tikso-dövme

Şekil 2.7.b’de tikso-dövme işlemi şematik olarak gösterilmektedir. Bu yöntemde yarı-katı bölgeye ısıtılmış numune kapalı bir kalıpta dövme suretiyle şekillendirilir [Atkinson, 2005]. Tikso dövme işleminde sıvı oranı %50’nin altında olup bu oran şekillendirme için yeterli olmaktadır [Kopp ve ark., 2001]. Hatta dövme Al alaşımlarında % 10-20 gibi düşük sıvı oranlarında, diğer bir deyişle yüksek katı oranlarında dahi tikso-dövme yapılabilmektedir [Vaneetveld ve ark, 2006].

Tikso-dövme yöntemi daha çok dövme Al alaşımlarına uygulanmakta olup tikso-dövme ile üretilen Al parçaların mekanik özellikleri, sıkıştırma (squeeze) döküme göre daha düşük olmasına karşın yorulma özelliklerinin daha üstün olduğu bildirilmiştir [Chen ve ark., 1979]. Ekstrüze haldeki dövme Al alaşımları tikso-dövme işlemi ön malzeme hazırlığına gerek duyulmadan başarıyla şekillendirilebildiği rapor edilmektedir [Birol, 2008-2, Birol, 2008-3].

Tikso-ekstrüzyon

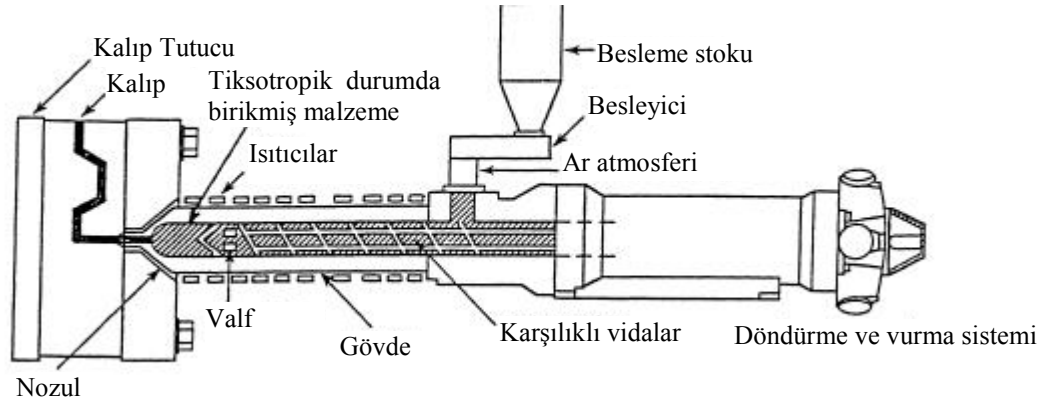
Yukarıda Şekil 2.7.c’de tikso-ekstrüzyon işlemi şematik olarak gösterilmektedir. Tikso-ekstrüzyon yeniden yarı-katı bölgeye ısıtılmış dendritik olmayan malzemenin ekstrüze edilmesi ile gerçekleştirilmektedir.

Tikso-ekstrüzyon işlemi en çok soğuk olarak şekillendirilmesi güç olan dövme Al alaşımlarına uygulanmakta olup bu yöntemle üretilen çubuklarda dendritik veya rozet yapıya hiç rastlanmamaktadır [Kim ve ark., 2007].

Tikso-kalıplama

Yeni bir üretim yöntemi olan tikso-kalıplamada plastik enjeksiyon presi şeklinde bir pres kullanılmaktadır (Şekil 2.9). Besleme stoku olarak 2-5 mm boyutlarında metal talaşları kullanılır. Besleme stoku kalıba karşılıklı vidaların dönmesi ile gönderilir. Alaşım kalıba ulaşana kadar ısıtıcılar sayesinde yarı-katı bölgeye gelmiş olur ve

karışarak geldiği için dendritik olmayan bir yapıya sahip olur. Bütün bu işlemler kapalı bir ortamda argon atmosferinde gerçekleştiği için Mg alaşımları oksitlenmeden korunmuş olur [Fan, 2002].



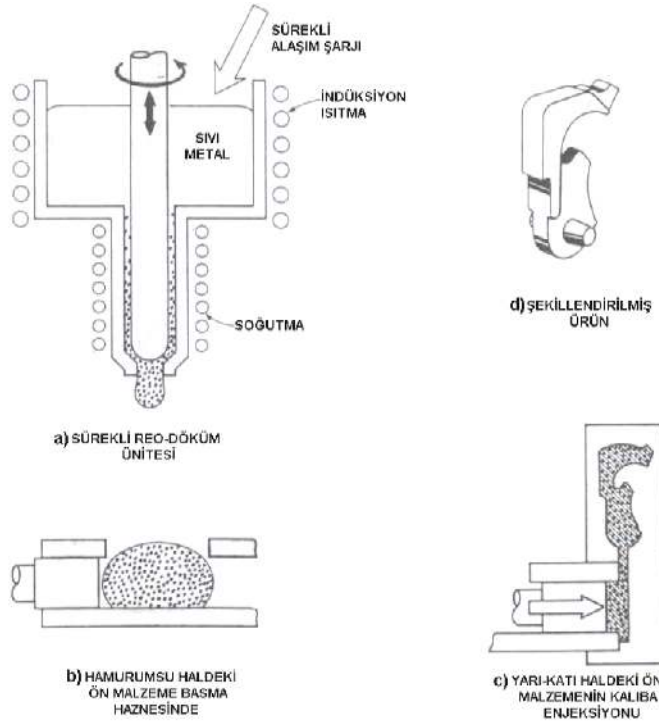
Şekil 2.9. Tikso-kalıplama presinin şematik olarak gösterimi [Fan, 2002]

2.3.2. Reo-şekillendirme yöntemleri

Reo-döküm

Katılaşma esnasında sıvı haldeki metal karıştırılarak dendritik olmayan yapı elde etme işlemi reo-döküm olarak tanımlanmaktadır. Reo-döküm; yarı-katı şekillendirme araştırmalarının orijini olmasına karşın, araştırmaların başlangıcında ticari olarak yaygınlaşacağı düşünülmemiştir [5].

Şekil 2.13'te reo-dökümle parça üretimi şematik olarak gösterilmektedir. Şekilden görülebileceği üzere sürekli reo-döküm ünitesinde üretilen yarı-katı haldeki dendritik olmayan hamurumsu ön malzeme (Şekil 2.10.a), yeterli miktarda basınçlı döküm makinesine transfer edildikten sonra (Şekil 2.10.b) kalıba enjekte etmek suretiyle şekillendirme işlemi (Şekil 2.10.c) gerçekleştirilir. Sonuçta üretilen parça (Şekil 2.10.d) dendritik olmayan mikroyapıya sahiptir.

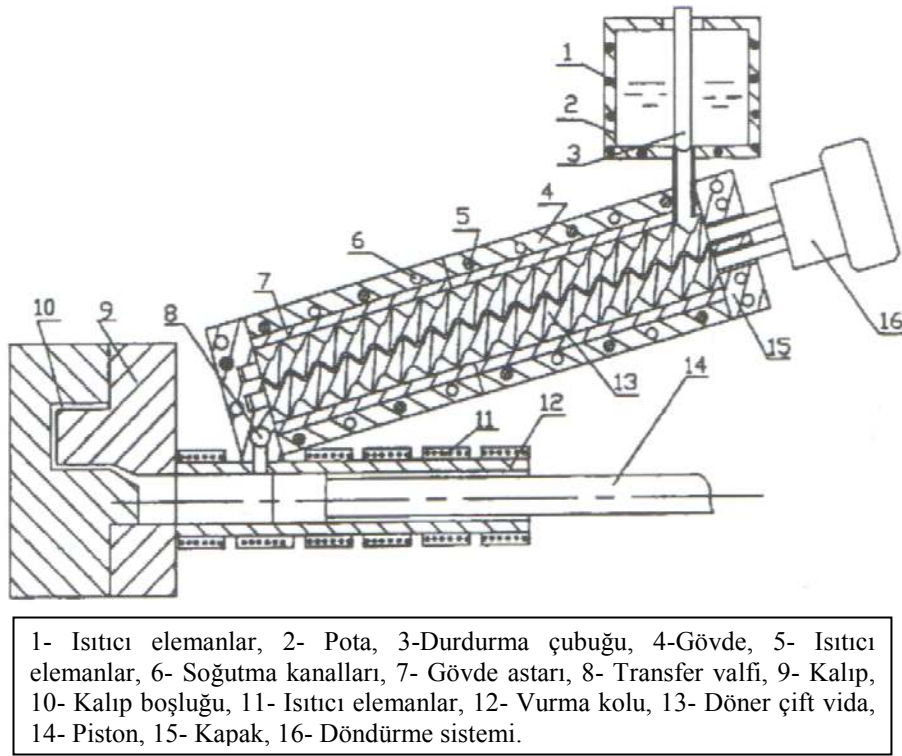


Şekil 2.10. Reo-döküm yönteminin şematik olarak gösterimi [Flemings ve ark., 1976]

Reo-dökümle elde edilen dendritik olmayan ön malzemeler tikso-şekillendirme yöntemlerinde ön besleme stoku olarak kullanılmaktadır [Flemings, 1991, Kirkwood, 1994, Fan, 2002, Atkinson, 2005].

Reo-kalıplama

Tikso-kalıplamaya benzer olan bu yöntemde besleme stoku olarak sıvı metal şarj edilmektedir [Fan, 2002]. Reo-kalıplama, reo-döküm ile enjeksiyon kalıplamanın kombine edildiği net-şekli veren bir yarı-katı şekillendirme yöntemidir (Şekil 2.11).



Şekil 2.11. Reo-kalıplama ünitesinin şematik olarak gösterimi [Ji ve ark., 2001]

Reo-kalıplama yöntemi daha çok Mg alaşımlarının şekillendirilmesinde kullanılmakta olup bu yöntemin ince ötektik karışım içerisine homojen bir şekilde dağılmış ince tane boyutlu katı parçacıklar üretilebildiği bildirilmiştir [Fan, 2005]. Reo-kalıplama ünitesi, bir sıvı metal besleyici, çift vidalı ekstrüderi, itici silindir ve merkezi kontrol ünitesinden oluşmaktadır. Sıvı metal besleyicisi, şekillendirilecek alaşımın istenilen sıcaklıkta ve hacimde kontrolünü sağlayabilecek şekilde tasarımı gerçekleştirilir. Çift vidalı ekstrüder tasarımı kendini süpürme ve hamurumsu haldeki malzemenin pompalanmasına imkan vermektedir. Çift vida etrafında eşleştirilmiş ısıtma ve soğutma elemanlarıyla ısıtma ve soğutma bölgeleri oluşturulmuştur. Ergitilmiş alaşım çift vidalı ekstrüdere dökülür ve hemen hızlı soğutma ile önceden belirlenen sıcaklığa düşürülerek ön malzemenin hacim miktarı ayarlanır. Ardından ön malzeme şekillendirme haznesine transfer edilerek piston aracılığıyla kalıba enjekte edilerek şekillendirilir. [Figueredo, 2001]. Son yıllarda Al alaşımlarının şekillendirilmesinde reo-kalıplama yöntemi başarıyla kullanılmaktadır. Bu yöntem döküm Al alaşımlarına uygulanabildiği gibi dövme Al alaşımlarının şekillendirilmesinde de kullanılmakta olup bu yöntemle ince taneli, metaller arası

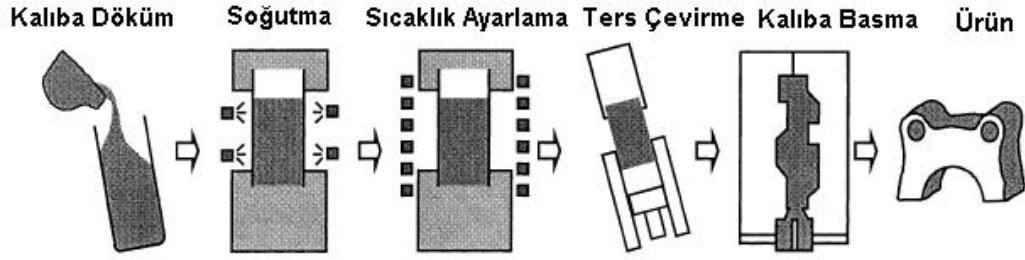
bileşiklerin homojen olarak dağılımının sağlanması ve gözenek miktarı % 0,5'ten daha az yapılar elde edilmesi mümkün olmaktadır [Fan, 2005].

Yeni reo-döküm yöntemi

Yeni reo-döküm yöntemi adıyla bilinen bu yöntem Japonya'da UBE Endüstri Limited Şirketi tarafından geliştirilmiş olup UBE yöntemi olarak da bilinmektedir [Nafisi ve Ghomashchi, 2005]. Bu yöntemle üretilen alüminyum ve magnezyum alaşımı ön malzemeler Avrupa ve ABD'de ticari olarak satılmaktadır. Bu yöntem ile parça üretimi Şekil 2.12'de şematik olarak gösterilmektedir. Yöntem şu aşamalardan oluşmaktadır [Figueredo, 2001];

- 1) Sıvı haldeki alaşımın soğutucu kalıp veya tabakayla teması ve kalıp ile temas halinde iken birincil α -Al fazının ergiyikte oluşması,
- 2) Yalıtılmış potalarda veya soğutulmuş plakalarda çok miktarda çekirdek içeren metal oluşturulması,
- 3) Kontrollü soğuma ile tam küremsi ön malzeme oluşumu ve ilave soğutma ile biçimlendirme için gerekli katı miktarının ayarlanması,
- 4) Yalıtılmış pota ters çevrilerek yarı katı haldeki numunenin yüzeyi oksitlenmeden korunur ve kalıba basılarak şekillendirme işlemi gerçekleştirilir.

Şekil 2.12'de görüldüğü üzere döküm işlemi likidüs sıcaklığının hemen üzerindeki sıcaklıklarda uygulanır. Bu ön malzeme üretim işleminde yalıtılmış potalarla tek vuruşluk ön malzemeler üretilmektedir. Bu sebeple ön malzemenin karakteristiği potadan potaya veya basmadan basmaya değişebilir [Figueredo, 2001].

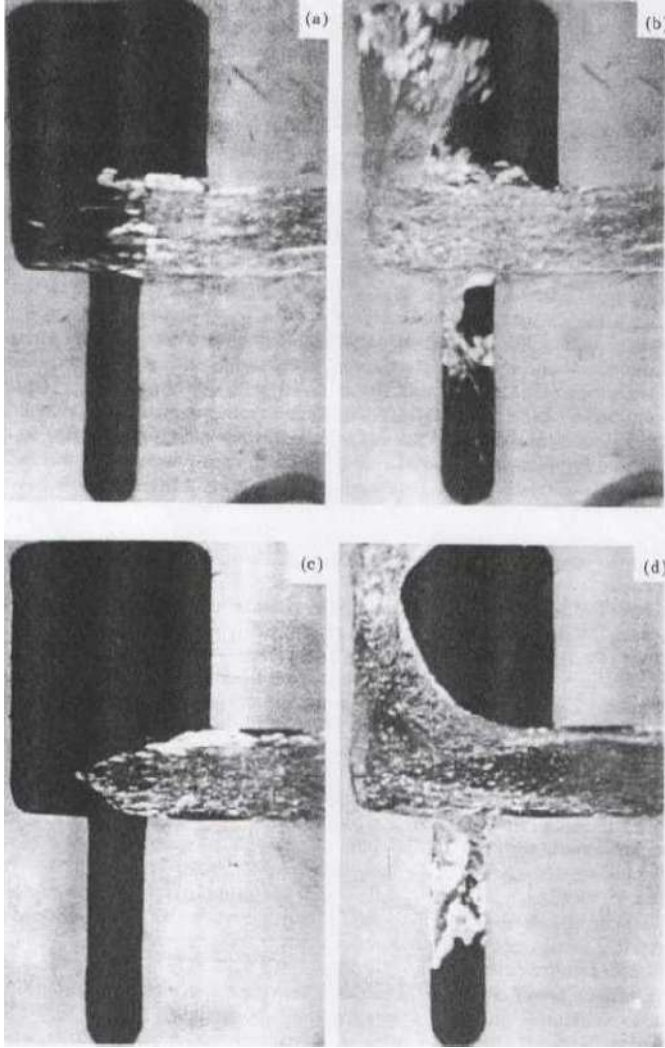


Şekil 2.12. Yeni reo-döküm yönteminin aşamalarının şematik olarak gösterimi [Adachi ve ark., 1996]

2.4. Yarı-katı Halde Metal Şekillendirme İşlemlerinin Avantajları

YKMŞ yöntemleri geleneksel döküm yöntemlerine göre önemli avantajlar sunmaktadır. Ön malzeme mikroyapısının şekillendirme ve diğer aşamalar esnasında korunmasından dolayı YKMŞ ile üretilmiş parçalarda son mikroyapı kontrolü mükemmeldir. Şekillendirme esnasında katı/sıvı miktarı kontrolü ve ön malzeme üretiminde gerekli parametre değişiklikleri yapılarak istenilen viskozite değerleri elde edilebilir [Figueredo, 2001].

Yarı katı haldeki metal kalıbı doldururken düzlemsel akışın korunabilmesi belki de YKMŞ işlemlerinin en önemli karakteristiğidir (Resim 2.3). YKMŞ işlemlerinde türbülanssız akış gaz hapsolmasını en aza indirerek mikro ve makro yapı ölçeğindeki gözenekleri azaltır ve böylece üretilen parçaların mekanik özellikleri iyileştirilmiş olur [Flemings ve ark., 1976].



Resim 2.3. Sn-%15 Pb alaşımının dökümünde yüksek hızlı kamera kullanılarak kalıbı doldurmasının görüntülenmesi; a) ve b) sıvı metalin c) ve d) reo-dökümde (% 55 katı miktarda) kalıbı doldurması [Flemings ve ark., 1976]

YKMŞ yöntemlerinin en önemli avantajlarından biri de son şekline yakın parça üretimidir. [Kapranos ve ark., 2000]. YKMŞ ile üretilen parçalarda tamamen sıvı halde yapılan dökümlere göre çok düşük katılaşma çekmesinden dolayı son şekline yakın parça üretimi yapılabilmekte ve bu parçalarda döküm hataları en aza indirildiğinden mekanik özellikleri oldukça iyileşmektedir. Bu sebepten döküm parçaların boyutları küçültülebilmekte ve bunun sonucunda daha hafif parçaların üretimi mümkün olmaktadır [Kenney ve ark., 1988]. Ayrıca işlem düşük sıcaklıklarda yapıldığı için katılaşma süresi azalmakta kalıp ömrü ve üretim

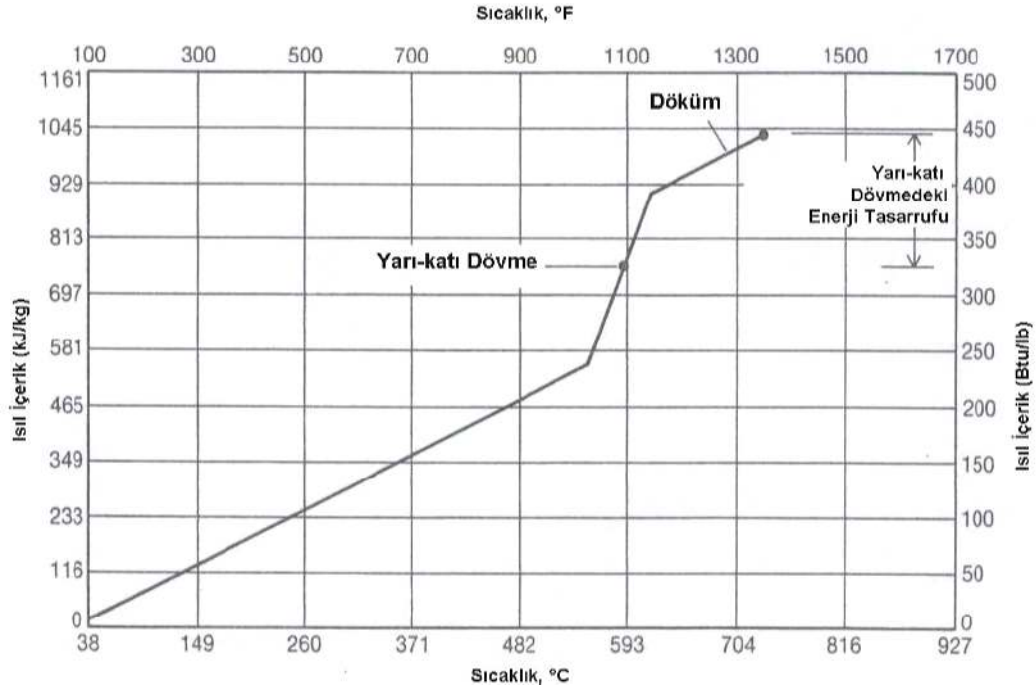
kapasitesi artmaktadır. Yarı-katı haldeki metalik malzemeler kısmi olarak katı oldukları için katılaşma sırasında çekme miktarı azalmakta ve daha hassas ölçülerde parça üretimi gerçekleştirilmektedir. Çevresel olarak düşünüldüğünde YKMS yöntemlerinde geleneksel döküm yöntemlerine göre daha temiz ve daha az enerjiye ihtiyaç duyulmaktadır [Figueredo, 2001].

Özellikle ergime derecesi düşük olan Al ve Mg alaşımlarının yarı-katı şekillendirme yöntemleri ile üretilmesi aşağıda verilen avantajlara sahiptir [Türkeli, 1991, Türkeli, 1995, Kirkwood, 1994, Fan, 2002, Atkinson, 2005,];

1. YKMS yöntemlerinde tamamen katı durumdaki diğer şekillendirme yöntemlerine (dövme, haddeleme, ekstrüzyon, vb.) göre daha düşük kuvvet ve geleneksel döküm yöntemlerine göre daha az enerji kullanılmaktadır (Resim 2.4 ve Şekil 2.13).



Resim 2.4. Yarı katı durumdaki bir Al alaşımlarının bıçak ile kesilmesi [Flemings 1991, Kenney ve ark., 1988]



Şekil 2.13. Geleneksel döküm ve yarı-katı dövme işleminde harcanan enerji ve işlemlerin yapıldığı sıcaklık [Kenney ve ark., 1988]

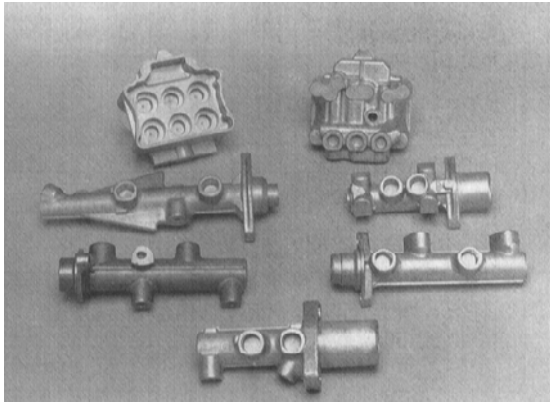
2. YKMS yöntemleri, metal kalıba döküm (kokil döküm), basınçlı döküm, ve sıkıştırma dökümlerde meydana gelen gözenek, katılaşma çekme boşlukları, sıcak yırtılma ve segregasyon gibi döküm hatalarını en aza indirmektedir.
3. Bu teknoloji ile dendritik olmayan yapı üretilebilmektedir.
4. YKMS yöntemlerinde parça başına üretim hızı ve diğer döküm yöntemlerinden daha hızlıdır (Çizelge 2.1).
5. YKMS yöntemlerinde net şekle yakın şekillendirme sağlandığından talaşlı işleme esnasındaki malzeme kaybı azdır (Çizelge 2.2).
6. Mikro boşluklar neredeyse tamamen elimine edilebilmektedir.
7. Makro ve mikro yapıdaki bu gelişmeler özellikle mekanik özellikleri önemli ölçüde iyileştirmektedir.
8. YKMS yöntemlerinde kalıp kullanma süresi diğer döküm tekniklerine (basınçlı döküm, sıkıştırma döküm, vb.) göre daha uzun ve ekonomiktir.
9. Karmaşık şekle sahip parçalar rahatlıkla üretilebilmektedir (Resim 2.5).

Çizelge 2.1. Fren silindir parçası için parça kütlesi ve üretim hızı [Flemings, 1991]

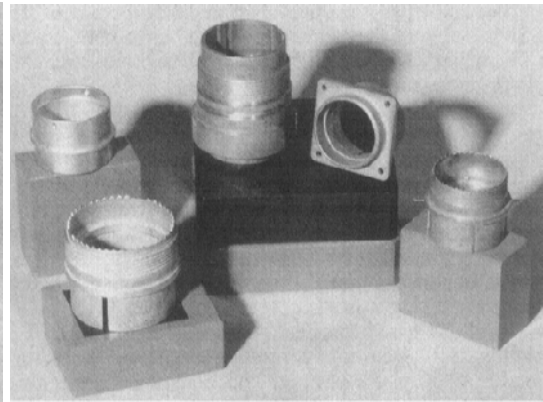
İşlem	Al Alaşımı	İşlem öncesi kütle (g)	Bitmiş parça kütlesi (g)	İşleme esnasında malzeme kaybı (%)	Üretim hızı (saatte kalıp başına parça)
Yarı-katı Döküm	357-T5	450	390	13	150
Metal Kalıba Döküm	356-T6	760	450	40	24

Çizelge 2.2. Elektrik bağlantı parçası için parça kütlesi ve üretim hızı [Flemings, 1991]

İşlem	Al Alaşımı	İşlem öncesi kütle (g)	Bitmiş parça kütlesi (g)	İşleme esnasında malzeme kaybı (%)	Üretim hızı (saatte kalıp başına parça)
Yarı-katı Döküm	6262-T6	25	23	8	300
Talaşlı İşleme	6262-T9	245	23	81	200



(a)



(b)

Resim 2.5. Yarı-katı şekillendirme ile üretilmiş bazı Al parçalar; a) otomobil fren sistemlerinde kullanılan parçalar ve b) elektrik bağlantı parçaları [Flemings, 1991]

2.5. Yarı-katı Halde Metal Şekillendirme İşlemlerinin Dezavantajları

1. Tikso-dökümde mutlaka mikroyapısı küremsi şekle sahip dendritik olmayan ön malzeme (besleme stoku veya silindirik kütük) hazırlığı gereklidir. Ön

malzeme hazırlığı ise ekstra maliyet gerektirmektedir [Türkeli, 1991, Türkeli, 1995, Kirkwood, 1994, Fan, 2002, Atkinson, 2005].

2. YKMŞ yöntemleri sıvı+katı bölgede kısmi ergitme ile yapıldığı için bu bölgede çok sıkı sıcaklık kontrolü gerekmektedir [Türkeli, 1991, Türkeli, 1995, Kirkwood, 1994, Fan, 2002, Atkinson, 2005].
3. Kalıp geliştirme süreleri ve kalıp üretim maliyetleri oldukça yüksektir [Türkeli, 1991, Türkeli, 1995, Kirkwood, 1994, Fan, 2002, Atkinson, 2005].
4. YKMŞ işlemlerinde daha yüksek seviyede eğitilmiş ve tecrübeli personele ihtiyaç duyulmaktadır [Türkeli, 1991, Türkeli, 1995, Atkinson, 2005].

3. YARI-KATI METAL ŞEKİLENDİRME İÇİN ÖN MALZEME ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Yarı-katı metal şekillendirme (YKMŞ) için kullanılan ön malzemeler belli bir katılaşma aralığına sahip alüminyum, bakır, çinko, magnezyum ve çelik gibi malzeme sistemlerinde üretilebilirler. Ticari olarak, YKMŞ yöntemleri bu parçaların çoğuna ve özellikle alüminyum ve magnezyum gibi hafif alaşımlar olmak üzere başarılı bir şekilde uygulanabilmektedir. Ticari olarak kullanılan dövme ve döküm alaşımları YKMŞ’de kullanılmaktadır. Bu alaşım sistemlerinin önemli bir dezavantajı katı fazın miktarı ve dolayısıyla yarı-katı haldeki malzemenin viskozitesinin sıcaklığa olan bağımlılığıdır. Viskozite sıcaklığa bağlı olduğu için hassas sıcaklık kontrolü ve yarı katı haldeki numunelerin bölgesel ısı farkı sürecin kontrolünü zorlaştırmaktadır. Ayrıca dövme Al alaşımlarının dar katılaşma aralığı da YKMŞ için hassas sıcaklık kontrolü gerektirdiğinden işlemi güçleştirmektedir [Figueredo, 2001].

Son zamanlardaki çalışmalar yarı-katı metal şekillendirme için uygun alaşım kompozisyonları geliştirerek bu sorunların üstesinden gelmek üzere sürdürülmektedir [Tzimas ve Zavaliangos, 1999, Figueredo, 2001, Camacho ve ark., 2003, Liu ve ark., 2004-1, Liu ve ark., 2005, Hallstedt ve ark., 2006].

Yarı-katı halde alaşımların şekillendirilebilmesi için dendritik mikroyapının küreselleştirilmesi temel bir gerekliliktir [Flemings, 1991, Kirkwood, 1994, Figueredo, 2001, Fan, 2002, Martinez ve Flemings, 2005, Flemings ve Martinez 2006, Atkinson, 2005, Nafisi ve Ghomashchi, 2005]. Diğer bir deyişle yarı-katı halde alaşımların şekillendirilebilmesi için mikroyapısı ince, eşeksenli veya küremsi tanelerden oluşan tiksotropik yapı üretimi en temel gerekliliktir [Kenney ve ark., 1988, Xia ve Tausig, 1998].

Yapılan deneysel çalışmalar ile küremsi mikroyapıya sahip alaşımların uygulanan gerilmeye veya deformasyon hızına bağlı olarak hem katı hem de sıvı gibi özellikler gösterdiği ispatlanmıştır [Flemings, 1976]. Bu malzemeler işlem sırasında katı olarak

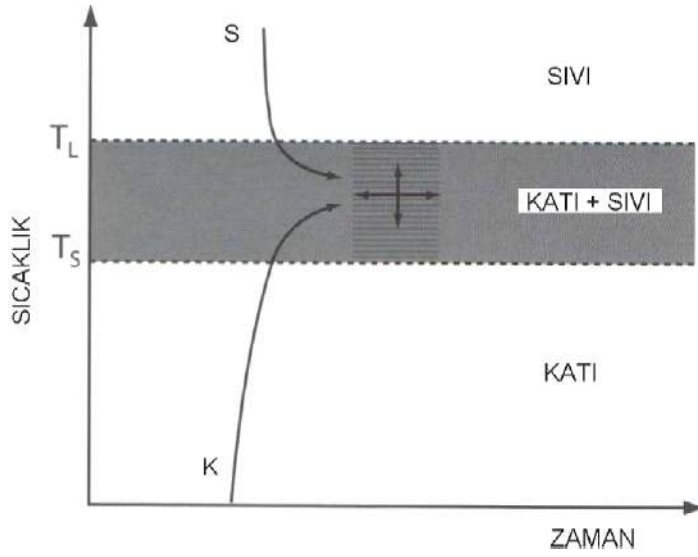
kabul edilebilirler. Ancak yüksek deformasyon hızlarında viskoz bir sıvı gibi davranmakta, bu akış esnasında düzlemsel akışı korumakta ve sonuçta boşlukları daha üniform doldurmaktadır [Figueredo, 2001].

Reo-dökümün icadından sonraki yaklaşık 30 yıllık araştırmalar sonucunda YKMŞ işlemi için dendritik yapıdan küremsi yapıya dönüşüm mekanizması hala tamamen anlaşılamamıştır. Kayma ile oluşan dendritik olmayan yapıların önemli oluşum aşamaları şu şekilde sayılabilir [Figueredo, 2001];

- 1) Dendritlerin birleşerek küçük eşeksenli parçacıklar oluşturmasıyla birincil fazın çekirdeklenmesi ve büyümesi,
- 2) Eşeksenli parçacıkların küreselleşmesi,
- 3) Kürelerin bir araya gelip büyümesi
- 4) Akış sırasında kürelerin topaklaşması (aglomerasyonu).

Bahsedilen mekanizmaların birbirleri arasındaki etkileşimleri ve bu mekanizmaların tam olarak anlaşılması YKM ön malzeme üretiminin gelişimi ve optimizasyonu için çok önemlidir.

YKMŞ için ön malzeme üretim yöntemleri sıvı halden ve katı halden olmak üzere iki ana gruba ayrılabilir. Katı ve sıvıdan yarı-katı halde küremsi mikroyapı üretim yönteminde zaman-sıcaklık ilişkisi Şekil 3.1’de ve en çok kullanılan ön malzeme üretim yöntemleri Çizelge 3.1’de verilmiştir.



Şekil 3.1. YKMŞ için ön malzeme üretiminde iki ana yöntemin zaman-sıcaklık ilişkisinin şematik olarak gösterimi [Figueredo, 2001]

Çizelge 3.1. YKMŞ için ön malzeme üretim yöntemlerinin sınıflandırılması

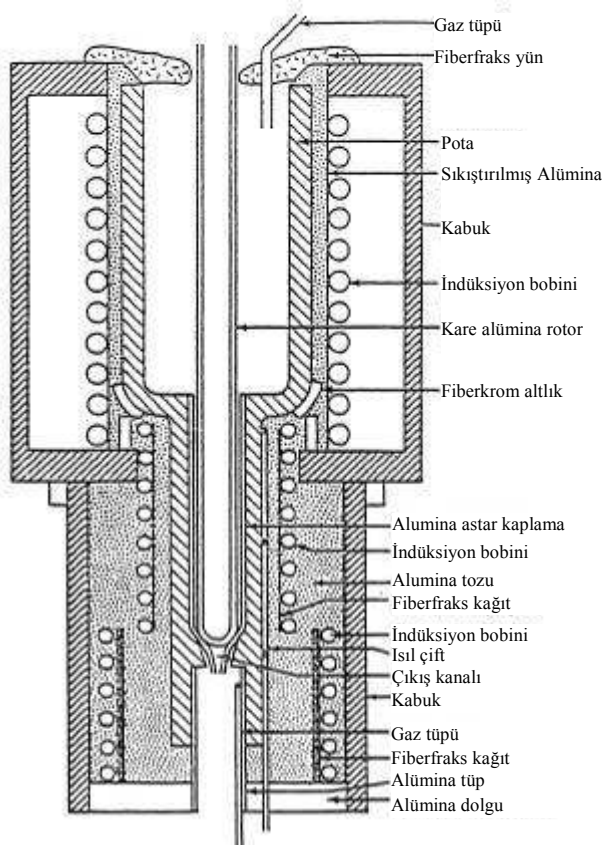
SIVI HALDEN	KATI HALDEN
1. Mekanik karıştırma yöntemi 2. İki farklı sıvı karıştırma yöntemi 3. Karıştırmalı soğutma merdanesine döküm yöntemi 4. Elektromanyetik karıştırma yöntemi 5. Yeni MIT yöntemi 6. Eğimli soğutma plakasına döküm yöntemi 7. Düşük sıcaklıktan döküm yöntemi 8. Tane inceltme yöntemi 9. Sprey döküm yöntemi 10. Döndürmeli entalpi dengeleme yöntemi 11. İçten soğutma yöntemi	1. Gerinimin neden olduğu sıvı aktivasyonu (SIMA) 2. Yeniden kristalleşme ve kısmi ergitme yöntemi (RAP)

3.1. Sıvı Halden Ön Malzeme Üretim Yöntemleri

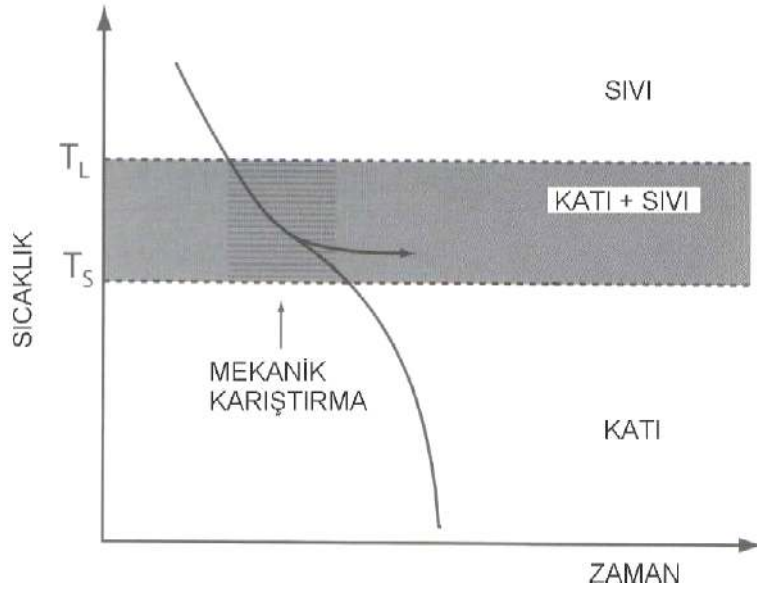
3.1.1. Mekanik karıştırma yöntemi

İlk olarak MIT’de geliştirilen bu yöntem (Şekil 3.2) katılaşma sırasında yarı-katı haldeki malzemenin mekanik karıştırma esasına dayanmaktadır. Mekanik karıştırma yönteminde karıştırıcının aşınması, kalıntı ve oksitlerle ergiyiğin kirlenmesi sıvı

metale gaz hapsolması ve düşük üretim miktarı gibi ciddi sınırlamaları vardır. Bu yöntemle üretilen ön malzemeler büyük ve küçük rozet yapılar içermektedir. Bu morfolojiler sıvı fazı tutarak yarı-katı haldeki malzemenin akış etkinliğini azalttığı için ön malzemenin reolojik özelliklerini kötüleştirmektedir [Figueredo, 2001]. Şekil 3.3'te mekanik karıştırma işlemi ile ön malzeme üretiminde zaman-sıcaklık ilişkisi şematik olarak gösterilmiştir. Sıvı faz katılma bölgesine kontrollü olarak soğutularak, bu aralıkta uygun yapı elde edilinceye kadar karıştırmaya devam edilmektedir [Figueredo, 2001].



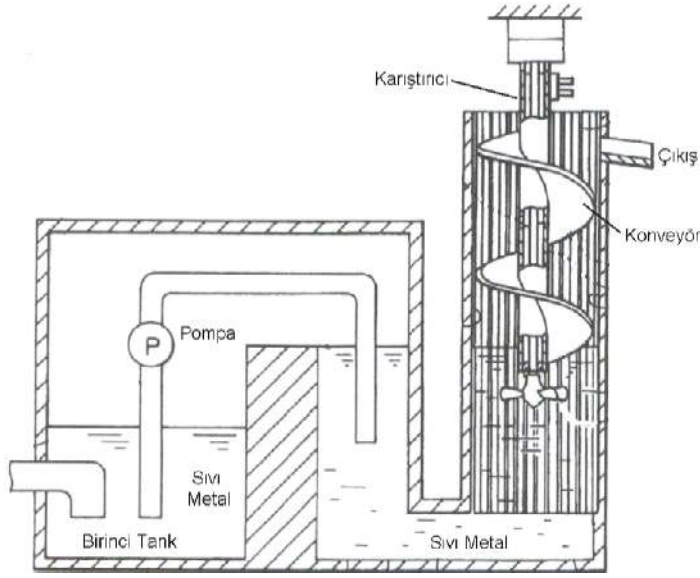
Şekil 3.2. Sürekli mekanik karıştırma cihazının enine kesiti [Flemings, 1976]



Şekil 3.3. Mekanik karıştırma ile ön malzeme üretiminde zaman-sıcaklık ilişkisinin şematik olarak gösterimi [Figueredo, 2001]

Mekanik karıştırma son zamanlarda endüstriyel olarak sınırlı ölçekte uygulamakta ancak eksikliklerinin giderilmesi için çalışmalar devam etmektedir. Mekanik karıştırmanın karıştırıcının erozyonu, yarı-katı haldeki metal içindeki cüruf, gaz girişi, düşük üretim miktarı ve sürecin kontrolündeki zorluklar gibi dezavantajları bu çalışmaları durdurmuştur [Figueredo, 2001].

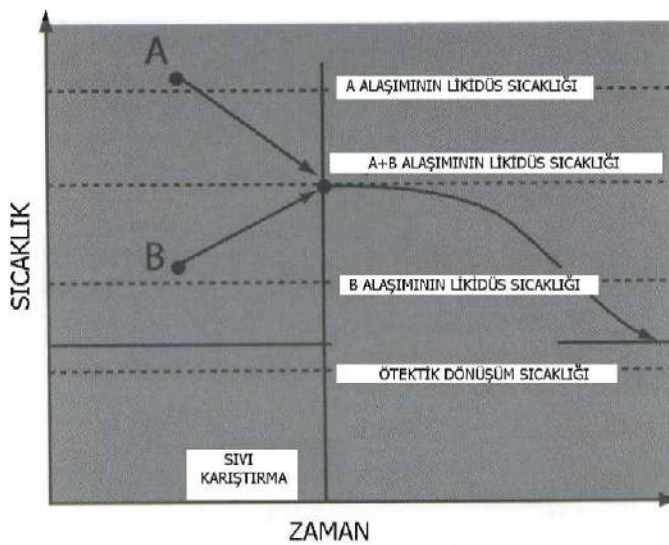
Mekanik karıştırma yönteminde tek veya çift helisel vidalar kullanılan yeni yöntemler geliştirilmiştir. Şekil 3.4'te yakın zamanlarda Japonya'da geliştirilen tek vidalı bir mekanik karıştırma ünitesi gösterilmektedir. Bu sürekli döküm yönteminde ergitme ve karıştırma olmak üzere iki ayrı tank bulunmaktadır. Sıvı metal pompa aracılığıyla ergitme ünitesinden karıştırma ünitesine aktarılır. Bu sistemin tasarımıyla sıvı metalin oksitlenmesi en aza indirilmiştir. Buna ilaveten, karıştırıcının sıcaklığı eşmerkezli dönen mil ve içi boş şaft arasına konumlandırılmış su soğutma sistemi ile ayarlanmaktadır. Bu bölgesel soğutma ve kaymayı aynı anda sağlar [Figueredo, 2001].



Şekil 3.4. Su soğutmalı tek vida taşıyıcılı reo-döküm ünitesi [Asuke, 1999].

3.1.2. İki farklı sıvı karıştırma yöntemi

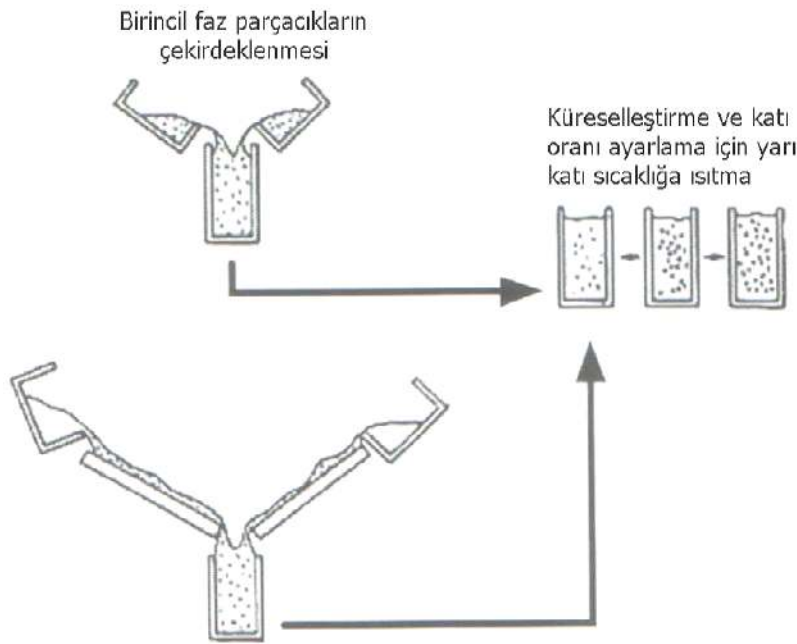
Şekil 3.5'te zaman-sıcaklık grafiğinde şematik olarak gösterilen bu yöntem iki farklı alaşımın sıvı halde birbirine karıştırılması esasına dayanır. Birbirine karıştırılan bu iki farklı alaşım Şekil 3.5'te gösterildiği gibi her iki alaşımın katılma sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta yeni bir ötektik kompozisyon oluşturur [Figueredo, 2001].



Şekil 3.5. İki farklı sıvı karıştırma işleminin zaman-sıcaklık grafiğinde şematik gösterimi [Figueredo, 2001].

Karıştırılacak alaşımlar ergime sıcaklığının hemen üzerinde olduğu için katı çekirdek içerebilir veya içermeyebilirler. Ancak silindirik kütük olarak dökülecek ergiyik ince küremsi bir ön malzeme oluşumuna izin verecek ilave bir ısıtma işlemi gerektirebilir [Figueredo, 2001].

Karıştırılacak iki alaşım ergime sıcaklıklarının hemen üzerinde tutulurlar ve döküm işlemi iki farklı şekilde gerçekleştirilebilir. Şekil 3.6'da gösterildiği gibi birincisi ısıtma olarak izole edilmiş pota içerisinde doğrudan döküm, ikincisi izole edilmiş pota içerisine yerleştirilmiş sabit bir karıştırma kanalı boyunca döküm ile gerçekleştirilir. Bu işlem alaşımlardan birinin ergime sıcaklığının altında diğerinin üstünde yeni bir alaşımın oluşmasına sebep olur [Figueredo, 2001].

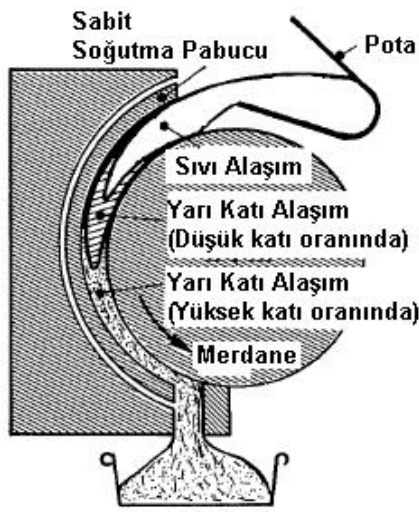


Şekil 3.6. İki farklı sıvı karıştırma işleminin şematik gösterimi [Figueredo, 2001]

Japon UBE şirketi tarafından uygulanan bu yöntemle iki sıvının karışımı ile elde edilen ergiyin hızlı soğumasını engellemek ve belirli bir katı oranı elde etmek için izole edilmiş bir pota içerisinde tutulur. Bu sayede dendritik olmayan küremsi katı faz içeren ön malzeme elde edilir [Figueredo, 2001].

3.1.3. Karıştırmalı soğutma merdanesine döküm yöntemi

Karıştırmalı soğutma merdanesine döküm (KSMD) yöntemi mekanik karıştırma ile ön malzeme üretimine benzer olup ön malzeme üretim hacmini arttırmak için geliştirilen yöntemdir. Japonya’da geliştirilmiştir olan KSMD yöntemi döner merdanelerin kayma ve soğutması temeline dayanmaktadır [Kiuchi ve Sugiyama 1995].



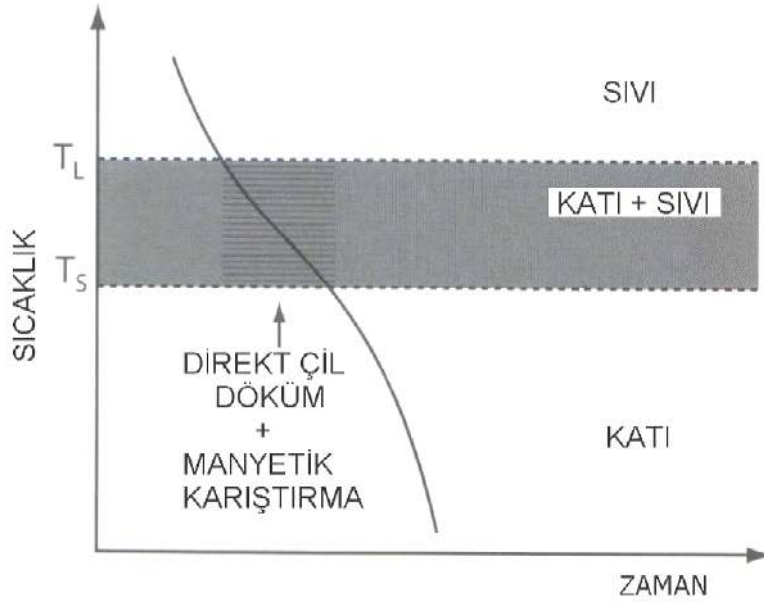
Şekil 3.7. KSMD yönteminin şematik olarak gösterimi [Kiuchi ve Sugiyama 1995]

KSMD yöntemi mekanik karıştırma yönteminin düşük üretim miktarlarına alternatif olarak geliştirilmiştir. Şekil 3.7’de gösterildiği gibi alüminyum alaşımı ön malzemeler döner merdane ve sabit soğutma pabucu arasındaki boşlukta oluşturulur. Boşluktaki metal soğudukça döner merdanelerin karıştırma ve soğutma hareketiyle sürekli bir ön malzeme akışı sağlanarak YKM için büyük miktarda ön malzeme üretimi sağlanabilmektedir [Kiuchi ve Sugiyama 1995]. Ancak bu yöntem sıvı metalin kirlenmesine ve oksitlenmesine karşı korumasızdır [Figueredo, 2001].

3.1.4. Elektromanyetik karıştırma yöntemi

Elektromanyetik karıştırma (EMK) yöntemi mekanik karıştırmanın teknolojik problemlerine karşı Amerika’da ITT tarafından geliştirilmiş ve dünya çapında YKM

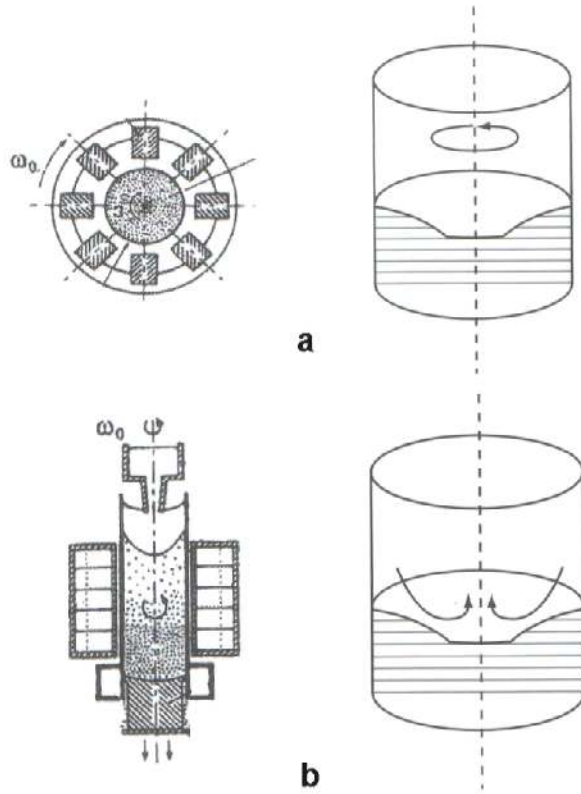
silindirik kütük stoklarının yüksek kalitede üretimi için kabul görmüştür. Yöntem esas olarak mekanik karıştırmaya benzemektedir (Şekil 3.8).



Şekil 3.8. Manyetik karıştırma yönteminin zaman-sıcaklık grafiğinde şematik olarak gösterimi [Figueredo, 2001]

Bu yöntemde katılaşma sırasında doğrudan-çil ve sürekli döküm teknikleri elektromanyetik karıştırma ile birleştirilmiştir. İnce taneli (30-100 μm) üniform yapıya sahip yarı-katı şekillendirmeye hazır numuneler 100 mm çapa kadar üretilabilmektedir. Bu yöntemle üretilen numuneler bir yerden bir yere taşınabilir ve taşındığı yerde istenilen ölçülerde kesilerek yeniden ısıtılıp tikso-şekillendirme ile parça üretilir [Figueredo, 2001].

EMK işlemi indüksiyon bobini veya elektromanyetik sargı ile yapılabilmektedir. Şekil 3.9'da indüksiyon bobini ile yapılan karıştırma görülmektedir. Katılaşma bölgesinde dikey ve yatay karıştırma sağlayan iki farklı tip indüksiyon bobin tasarımı son zamanlarda kullanılmaktadır [Figueredo, 2001].

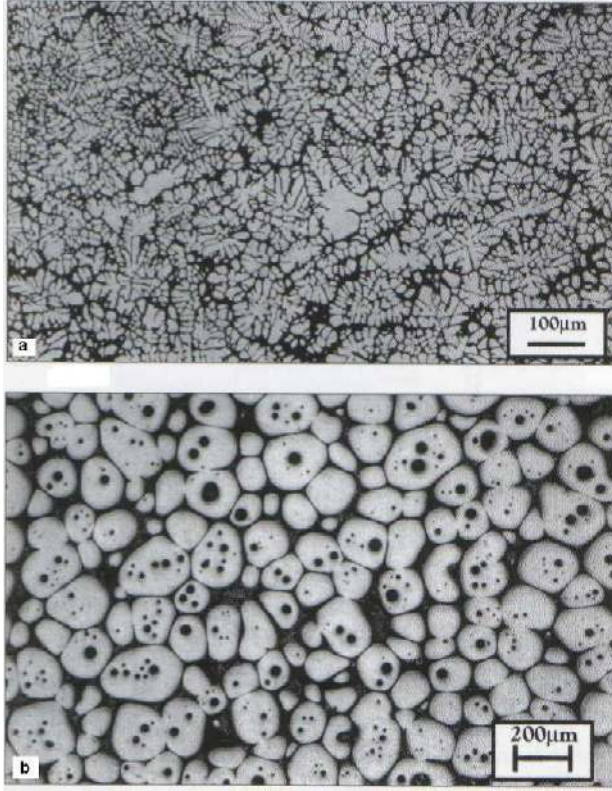


Şekil 3.9. Elektromanyetik karıştırma esnasında katı fazın hareketi; a) yatay ve b) dikey karıştırma hareketi [Figueredo, 2001]

Yatay karıştırmada katı faz yaklaşık sabit sıcaklıkta düzlemsel olarak karışır. Bu durumda dendritlerin eşit sıcaklıkta kayma hareketi birbirine yakın küresel tane boyutu içerdiği ve daha homojen olduğu görülmüştür. Dikey karıştırmada katılaşma bölgesinde oluşan dendritler tekrar çevrilerek daha sıcak olan üst bölgeye taşınırlar. Bu bölgede dendritler tekrar ergiyerek morfolojik değişimleri etkileyebilir. Her iki karıştırma ile dendritik olmayan numuneler üretilebilir. Dikey karıştırmada elektromanyetik kuvvet alanlarının yarı-katı hamurumsu bölgede üniform olmaması numunelerin yapısının dikey doğrultuda değişmesine sebep olmaktadır. Sonuç olarak, EMK ile üretilen numunelerin mikroyapısal karakteristiği bobin tasarımına göre değişmektedir. Bu değişim; yarı-katı ısıtma sırasında daha fazla hapsolmuş sıvı içeren tam küresel yapıya sahip ön malzeme olabilir [Figueredo, 2001].

Resim 3.1’de tipik EMK besleme stoklarının yeniden ısıtma öncesi ve sonrası mikroyapıları görülmektedir.

EMK ile üretilen ön malzemenin katı faz morfolojisi küremsi, rozet şeklinde veya ikisinin karışımı olabilir. Yarı-katı bölgeye tekrar ısıtıldıklarında, bu yöntemle üretilmiş numunelerde oldukça ince küremsi yapılar oluşmaktadır [Figueredo, 2001].



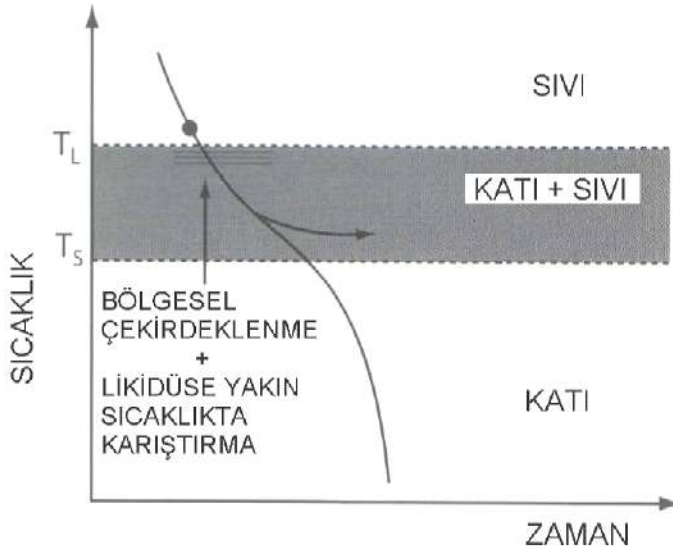
Resim 3.1. Elektromanyetik karıştırma ile üretilmiş A356 alaşımı ön malzemelerin tipik mikroyapısı; a) dökülmüş halde ve b) 580 °C'de 60 dak yeniden ısıtma yapılmış halde [Figueredo, 2001].

YKM şekillendirme için ön malzeme üretim yöntemleri arasında en yaygın ve ticari olarak kullanılan elektromanyetik karıştırma ile numune dökümüdür [Biol, 2006-1].

3.1.5. Yeni MIT yöntemi

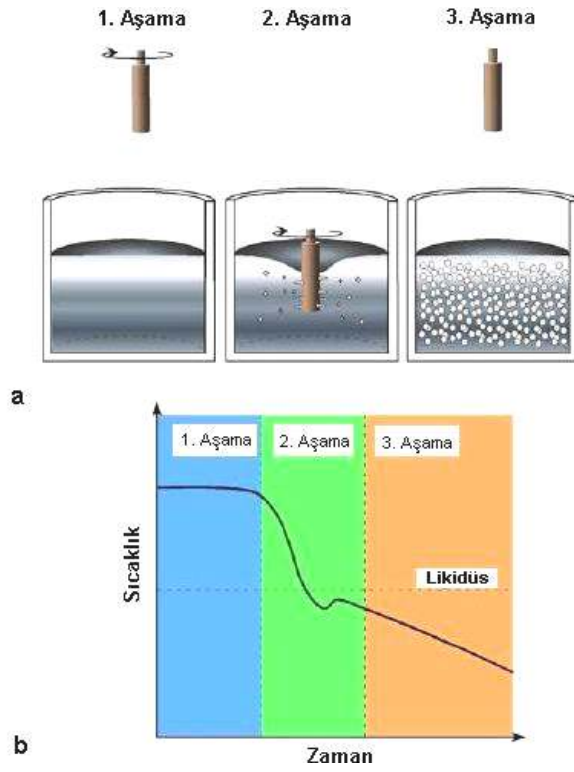
Bu yöntem yakın zamanda Flemings ve arkadaşları tarafından bulunmuştur [Martinez ve Flemings, 2005]. Bu yöntemde ince taneli, sıvı hapsolmemiş ve tamamen küremsi ilk α -fazı üretimi için ideal olduğu gösterilmiştir. Yöntemin basitliğinden dolayı reo-döküm ve tiksodökümle şekillendirmede kullanılmaktadır [Martinez ve Flemings, 2005].

Bu yöntemde Şekil 3.10’da da görüldüğü gibi likidüsün hemen altında çok kısa süreli karıştırma, bölgesel ısı çekme ve kısa süreli yavaş soğutma veya yarı-katı bölgede sabit sıcaklıkta tutma ile içerisine sıvı hapsolmemiş tam küresel mikroyapılar elde edilebilir.

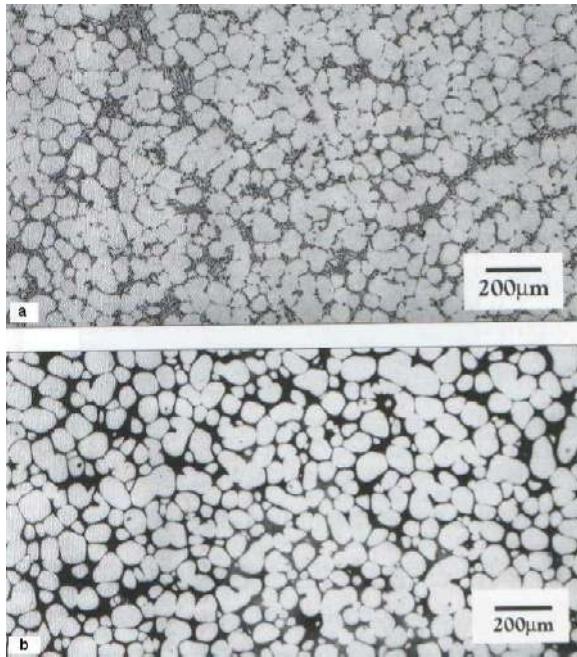


Şekil 3.10. YKM ön malzeme üretimi için yeni MIT işleminin zaman-sıcaklık grafiğinde şematik olarak gösterimi [Figueredo, 2001]

Şekil 3.11’de gösterildiği gibi alüminyum alaşım içine daldırılmış ve likidüs sıcaklığının bir birkaç derece üzerinde tutulan metal karıştırıcı da soğutmaya bir katkı sağlamaktadır. Karıştırma işlemi başladıktan sonra eriyiğin sıcaklığı çok az miktarda katı oluşacak bir sıcaklığa düşer ve bu aşamada karıştırıcı geri çekilir. Likidüs sıcaklığının hemen altında aynı anda karıştırma ve soğutma sıvıda çok miktarda çekirdeklenmeyi sağlar. Yüksek çekirdeklenme tekrar dendritik yapı oluşumunu zorlaştırır. Bu işlemin ayrıca karıştırma hızına karşı hassas olmadığı ispat edilmiştir. Resim 3.2’de bu yöntemle üretilen bir Al alaşımının mikroyapı resimleri görülmektedir.



Şekil 3.11. a) Yeni MIT yönteminin aşamalarının şematik olarak gösterimi ve b) sıcaklığının değişimi [Martinez ve Flemings, 2005]

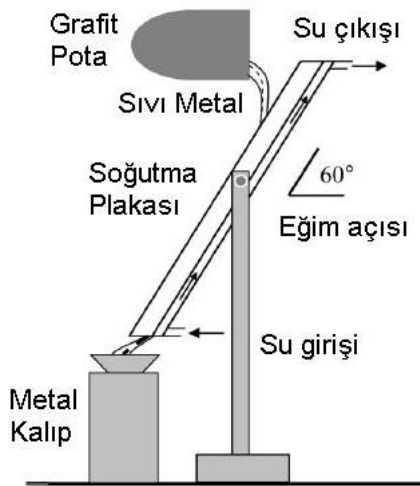


Resim 3.2. a) Yeni MIT yöntemi ile üretilmiş homojen ön malzeme yapısına örnek ve b) 590 °C'de 10 dak bekletilmiş ve suda soğutulmuş yapısı [Figueredo, 2001].

3.1.6. Eğimli soğutma plakasına döküm yöntemi

Eğimli soğutma plakasına (ESP) döküm yöntemi ilk olarak 2000’li yılların başında Haga tarafından geliştirilmiştir [Haga ve Suzuki, 2001]. Yöntem oldukça basit olup Şekil 3.12’de gösterildiği gibi sıvı metalin yüksek döküm sıcaklığından sürekli soğutulan eğimli bir plaka üzerinden metal kalıba dökümünden oluşmaktadır [Birol, 2008-4].

Döküm sıcaklığı ve soğutma mesafesi ön malzeme mikroyapısını etkilemektedir [Haga ve Suzuki, 2001, Birol, 2007-1, Gençalp ve ark., 2009]. Uygulanan bu yöntemde soğutulan plakanın yüzeyinde çekirdeklenme başlar, çekirdeklenen taneler büyür ve sıvı hareketi ile plaka yüzeyinden ayrılarak kalıbı doldururken tiksotropik yapıyı oluşturur [Ohno ve ark., 1971]. Elde edilen tiksotropik döküm yapısı katı-sıvı sıcaklık aralığına ısıtıldığında, YKMŞ işlemi için uygun olan küresel ve ince taneli bir mikroyapı oluşur [Bozkurt ve ark., 2005-1, Birol, 2008].

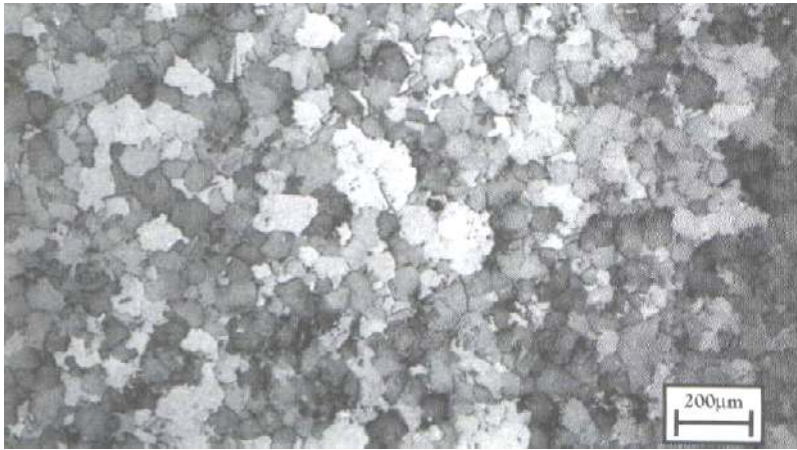


Şekil 3.12. Eğimli soğutma plakasına döküm işleminin şematik olarak gösterimi [Birol, 2008-4]

YKM şekillendirme için ön malzeme üretim yöntemleri arasında eğimli soğutma plakasına döküm yöntemi pratik ve ekonomik olması sebebiyle caziptir [Bozkurt ve ark., 2005-1]. ESP dökümle üretilen dövme Al alaşımı numuneler başarıyla tiksotrope şekillendirilmektedir [Birol, 2007-3, Bozkurt, 2005-2].

3.1.7. Düşük sıcaklıktan döküm yöntemi

Dökülmüş halde daha az dendritik ve daha ince taneli mikroyapıların üretimi alaşımın ergime sıcaklığının biraz üzerindeki bir sıcaklıktan dökülerek elde edilir. Çok ince ve eşeksenli tanelere sahip nikel esaslı süperalaşımların dökümü ergime sıcaklığının 5-10 °C üzerinde bu yöntemle elde edilmektedir. Resim 3.3'te bu yöntem ile üretilmiş MarM 247 alaşımının mikroyapısını göstermektedir. Yarı-katı şekillendirmeye elverişli yapıların oluşumu düşük döküm sıcaklığı, türbülans ve yüksek ısı çekme hızının kombinasyonuna dayanan üçlü mekanizma ile açıklanır. İnce yapıların elde edilmesi yarı-katı şekillendirme için yeterli reolojik özelliklere sahip küresel yapıları üreten düşük döküm sıcaklığı ile sağlanabilmektedir. Bu yöntemin yaklaşık 100 µm tane boyutuna sahip ön malzeme ürettiği ve ön malzeme üretimine yeni alternatif bir yöntem olarak geliştirildiği belirtilmiştir [Figueredo 2001].



Resim 3.3. Düşük sıcaklıktan döküm yöntemiyle üretilmiş ince taneli eşeksenli nikel esaslı MarM 247 alaşımının mikroyapısı [Figueredo 2001].

3.1.8. Tane inceltme yöntemi

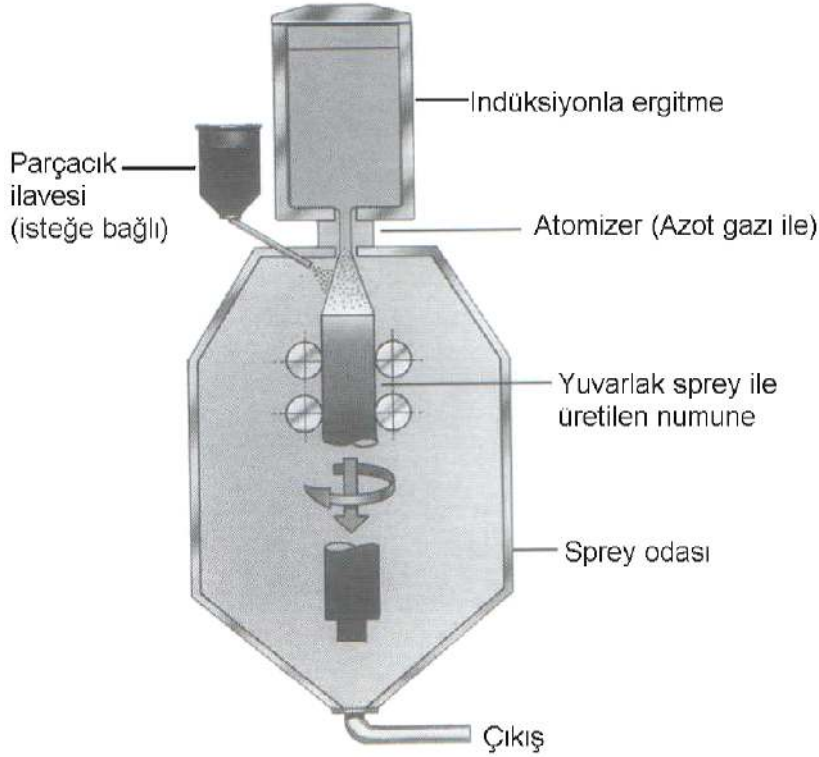
Al ve diğer hafif alaşımların dökümünde kullanılan tane inceltme işlemi aynı zamanda YKM şekillendirme için ön malzeme hazırlama yöntemi olarak da kullanılmaktadır [Kirkwood, 1994, Fan, 2002, Nafisi ve Ghomashchi, 2005].

Bu yöntemle üretilen küremsi mikroyapıya sahip YKM ön malzemeler dökümhaneden veya ilk üreticiden satın alındığı haliyle tikso-döküm için yeniden ısıtılıp şekillendirilerek kullanılabilir. Tane inceltme ile üretilen numunelerin mikroyapısı, küremsi veya rozet şeklindedir. Ancak taneler arasına hapsolmuş sıvı miktarı manyetik karıştırma ile üretilen ön malzemelere göre daha fazladır. Bunun yanı sıra tane inceltirilmiş numuneler küremsi alüminyum taneli ön malzemelerin elde edilebilmesi için yarı-katı şekillendirme aralığında daha fazla ısıtma zamanı gerektirebilir. Buna rağmen bu problemler ön malzeme numunelerindeki ikincil dendrit kol aralıklarının ve tane boyutunun azaltılması ile en aza indirilebilir. Bu daha etkili tane inceltici ve daha ince tane yapısı sağlayan döküm tekniklerinin bir kombinasyonu uygulaması ile başarılabılır [Figueredo 2001].

Tane inceltici olarak sadece bor kullanılması yapıyı inceltmekle birlikte ilk oluşan katı fazın küreselleşmesi üzerine büyük etkiye sahiptir. Tane inceltme yönteminin en önemli dezavantajı ise tane incelticilerin metalik olmayan inklüzyonlar üretmesidir. Bu inklüzyonlar ürünün mekanik özelliklerini kötüleştirir [Nafisi ve Ghomashchi, 2007].

3.1.9. Sprey döküm yöntemi

Osprey yöntemi olarak da bilinen sprej döküm soğuk bir tabla üzerine damlayan kısmi katılaşmış metalin biriktirilmesi ile şekillenir. Bu yöntem boru, çubuk ya da disk şeklinde metallerin üretiminde kullanılabilir. Şekil 3.13'te çubuk ve numunelerin üretiminde yöntemin uygulanması şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 3.13. Osprey işlemi ile çubuk veya silindirik kütük üretiminin şematik gösterimi [Figueredo, 2001]

Sprey döküm süresince sıvı akışı inert gaz altında atomize hale getirilmiştir ve spreyl nozulun yaklaşık 50-70 cm altına yerleştirilmiş tablaya doğrudan yönlendirilmiştir. Atomize spreyl ince damlalarla (2-10 mm çapında) kaba damlaların (75-140 mm çapında) dağılımından oluşmaktadır. Böylece ince damla tablaya çarptığında katılırken kaba damla sıvı halde kalmaktadır. Sonuç olarak spreyl dökümle üretilmiş alaşımların mikroyapısı kimyasal tane inceltme yöntemi ile üretilmiş numunelerin mikroyapısına oldukça benzerdir. Mikroyapısı ince ve dendritik olmayan spreyl dökümle üretilmiş yapılar tiksö-şekillendirme için kullanılabilir.

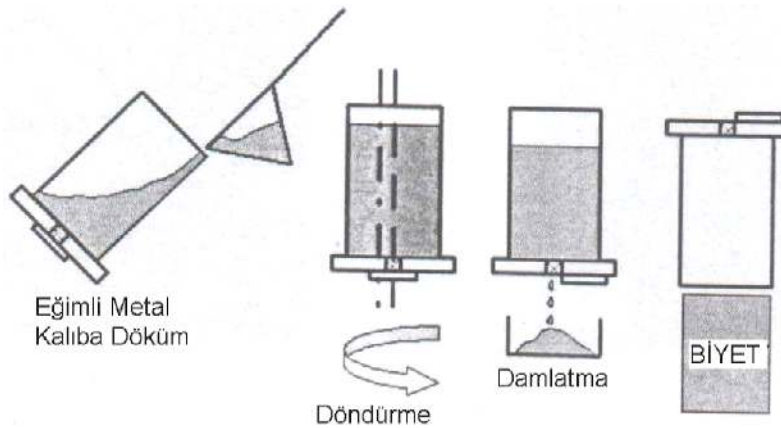
Osprey yöntemi yüksek sıcaklıkta eriyen alaşımlara da uygulanmaktadır. Resim 3.4'te osprey yöntemi ile üretilmiş bir bakır alaşımının ince ve eşeksenli döküm mikroyapısı görülmektedir.



Resim 3.4. Osprey işlemi ile üretilmiş IN718 alaşımasının ince taneli yapısı [20]

3.1.10. Döndürmeli entalpi dengeleme yöntemi

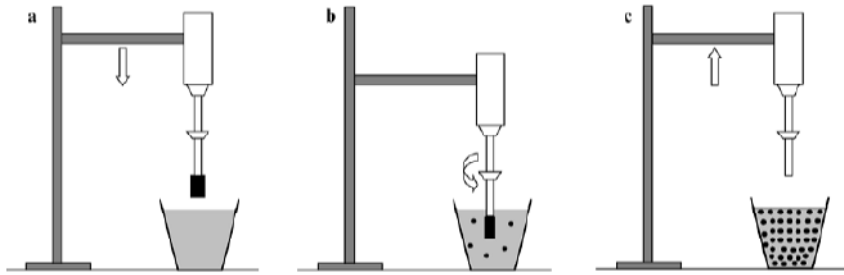
Son yıllarda geliştirilen bu yeni yöntemde yüksek döküm sıcaklığına ısıtılmış sıvı metal silindirik bir kalıba döküldükten sonra sıvı metal %30-45 oranında katı içeren sıcaklığa soğutulur. Soğuma esnasında kalıp belirli bir hızda (200 rpm) döndürülür (Şekil 3.14). Döndürme işleminin zamanı kalıp boyutlarına ve sıvı metalin miktarına bağlı olup 30-60 s arasında olduğu rapor edilmiştir [Doutre, 2004]. Bu döndürme hareketi metal kalıbın duvarlarında oluşmaya başlayan ilk α katı fazının metal kalıp içerisinde dağılımını sağlar. Daha sonra döndürme işlemi durdurulup 5-10 s kısa bir ara verilerek fazla sıvının kalıbın dibinden boşalmasına izin verilir [Nafisi, 2005].



Şekil 3.14. Döndürmeli entalpi dengeleme yöntemi ile ön malzeme üretiminin şematik olarak gösterimi [Nafisi, 2005]

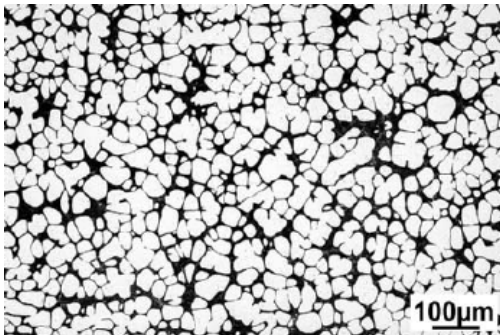
3.1.11. İçten soğutma yöntemi

Temelde yeni MIT yöntemine benzeyen bu yöntem son yıllarda Birol [Birol, 2009-4] tarafından geliştirilmiştir. Bu yöntemde sıvı ile aynı kimyasal kompozisyona sahip katı metal parçacığı likidüsün hemen altında sıvı metal içerisine dönme hareketiyle karıştırılarak çözündürme esasına dayanmaktadır (Şekil 3.15).



Şekil 3.15. İçten soğutma işleminin şematik gösterimi; a) aynı alaşıma ait katı parçacığın paslanmaz çelik çubuğa bağlanması, b) katı parçanın sıvı metal içerisinde sürekli karıştırma hareketiyle çözündürülmesi, c) paslanmaz çelik çubuğun geri çekilmesi ve üretilen ön malzeme [Birol, 2009-5]

İçten soğutma işleminde sıvı metal içerisine daldırılan katı parçacık sayesinde çekirdeklenmenin bütün sıvıda aynı anda oluşumu sağlanmaktadır. Aynı zamanda karıştırma işlemi yapısal alt soğumayı ve bütün yönlerde aynı hızda büyümeyi sağlamaktadır. Böylelikle dendritik büyüme engellenerek ilk α -Al fazı küreselleşmiş olur [Birol, 2009-4]. Bu yöntemle elde edilmiş A356 alaşımının mikroyapısı Resim 3.5.'de görülmektedir.

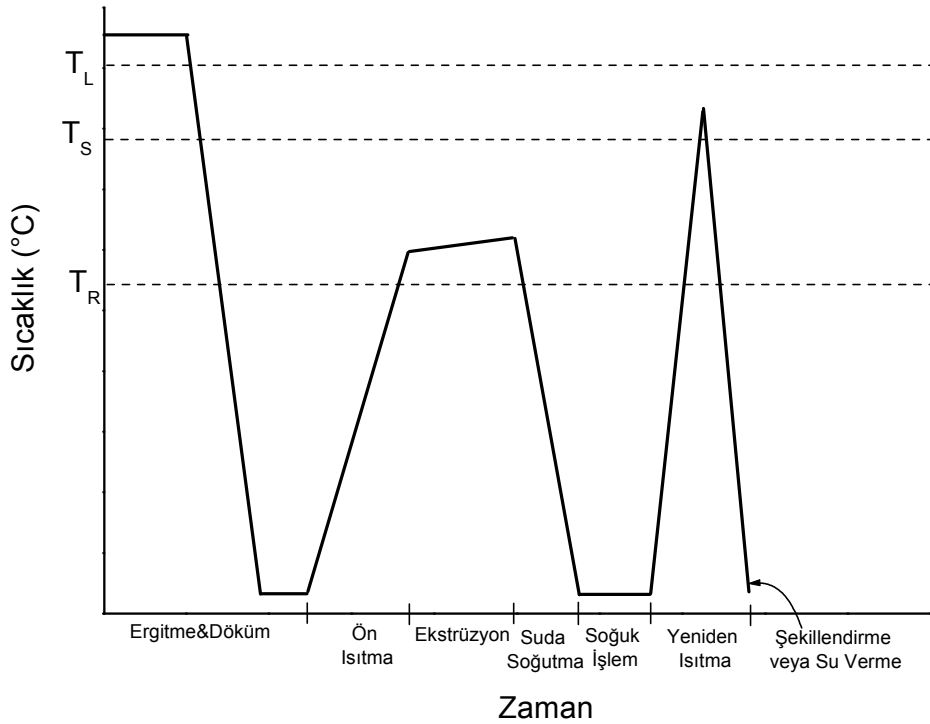


Resim 3.5. İçten soğutma işlemiyle üretilmiş A356 alaşımının 580 °C'den su verme sonrası mikroyapısı [Birol, 2009-4]

3.2. Katı Halden Ön Malzeme Üretim Yöntemleri

3.2.1. Gerinimin neden olduğu sıvı aktivasyonu (SIMA)

Özellikle dövme Al alaşımlarının tıksa-şekillendirilmesinde en çok kullanılan ön malzeme hazırlık yöntemi olan SIMA (Strain Induced Melt Activation) yöntemi ergitme ve döküm sonrası, yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerinde ekstrüzyon, haddeleme vb. sıcak şekillendirme işleminden sonra soğuk deformasyon ve sonrasında yeniden ısıtma aşamalarını içerir (Şekil 3.16) [Young ve ark., 1983].

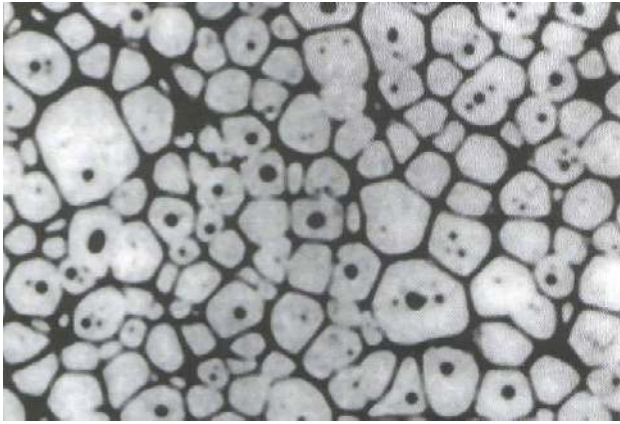


Şekil 3.16. SIMA işleminin zaman-sıcaklık diyagramında şematik olarak gösterimi [Young ve ark., 1983]

Şekilden de görülebileceği üzere, ergitme ve dökümle üretilen numuneler, yaklaşık 30 dakika ön ısıtma işlemiyle yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerine ısıtılır. Bu sıcaklıkta ekstrüze edildikten sonra hızla su verilerek soğutulur ve böylece yönlendirilmiş tane yapısına sahip numuneler üretilmiş olur. Ekstrüze edilmiş numuneler oda sıcaklığında soğuk deformasyona tabi tutularak uygun iç gerilme

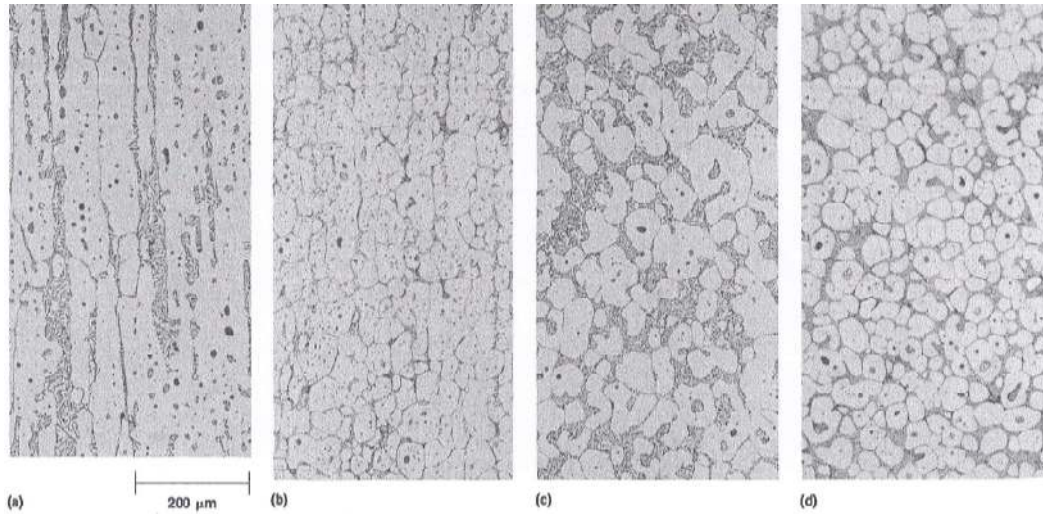
seviyelerine sahip numuneler elde edilir. Bu numuneler solidüs sıcaklığının üzerine yaklaşık 100 saniyede ısıtılarak yarı-katı şekillendirmeye hazır hale gelir [Young ve ark., 1983].

SIMA işlemi esas olarak yarı-katı bölgede kısmi ergitme esnasında yüksek açılı tane sınırlarında sıvı nüfuziyetine dayanmaktadır [Figueredo, 2001]. Yeterince deforme edilmiş malzemede soğuk deformasyondan sonra yeniden kristalleşme meydana gelir ve yeniden kristalleşmiş, ince ve eşeksenel taneli bir mikroyapı elde edilir. Yarı-katı bölgeye ısıtma esnasında tane sınırlarındaki tercihli ergimenin ardından iri taneli yapının parçalanması ile ince küremsi katı tanelerinden oluşan mikroyapı elde edilir [Figueredo, 2001]. Resim 3.6'da SIMA işlemi ile üretilmiş A356 alüminyum alaşımının mikroyapısı görülmektedir.



Resim 3.6. SIMA yöntemi ile üretilmiş A357 alaşımının mikroyapısı [Figueredo, 2001].

Bu yöntemde soğuk deformasyon sonucunda alaşımda kalıntı gerilme depolanır ve yeniden ısıtma işleminde depolanmış kalıntı gerilme sayesinde küresel mikroyapı elde edilir [Sirong, 2006]. Gerilme miktarı arttırıldıkça daha üniform ve son derece ince ve küresel şekilli taneler üretilebilir (Resim 3.7) [Kenney ve ark., 1988].



Resim 3.7. SIMA işlemi ile üretilmiş A357 alaşımda gerilme miktarının etkisi; a) gerilme yok ve b) - d) artan gerilme miktarı [Kenney ve ark., 1988]

SIMA yöntemiyle Al alaşımı dövme ya da ekstrüze etmek suretiyle soğuk olarak deforme edildikten sonra yarı-katı bölgeye ısıtıldığında yeniden kristalleşme meydana gelir. Ekstrüzyonla veya soğuk şekil verme yöntemlerinden biriyle üretilmiş ve/veya deformasyon uygulanmış malzemede uygulanan deformasyon miktarına bağlı olarak dislokasyon yoğunluğu artar. Dislokasyon yoğunluğu yarı-katı hale ısıtma işlemi sırasında birincil α -fazının küresel hale dönüşmesinin ana sebebidir. Dislokasyon yoğunluğu ne kadar artarsa, yeniden kristalleşecek taneler için o kadar fazla çekirdek merkezi olacak, dolayısıyla tane yapısı o kadar ince olacaktır [Dışpınar ve Türkeli, 2006].

İlk sıvı yeniden kristalleşen tane sınırlarına nüfuz etme eğilimindedir [Saklakoğlu 2004-1]. Yeniden kristalleşmiş tane sınırları sıvı ile kuşatılarak yarı-katı durumda küresel yapı elde edilir [Atkinson, 2005]. Bundan dolayı sıvı tarafından kuşatılan katı faz küresel bir şekil alır ve tiksotropluk için gerekli olan tiksotropik özelliğe sahip mikroyapı elde edilir [Saklakoğlu 2004-1].

SIMA yöntemiyle ön malzeme üretiminde tane boyutunu aşağıdaki parametrelerin kontrol ettiği bildirilmektedir [Tietmann ve ark., 1992];

- alaşımların kimyasal kompozisyonu,
- ilk döküm mikroyapısı,
- sıcak veya soğuk deformasyon oranı,
- yarı-katı sıcaklığa ısıtma hızı,
- yarı-katı bölgede bekleme sıcaklık ve süresi.

SIMA yönteminde malzemenin yeniden ısıtılma işlemi kritik bir işlem aşamasıdır. Yeniden ısıtmanın amacı sadece uygun sıvı oranını elde etmek değil aynı zamanda ince tane boyutuna sahip küresel yapıya katı faz dönüşümünü sağlamaktır [Fan, 2002].

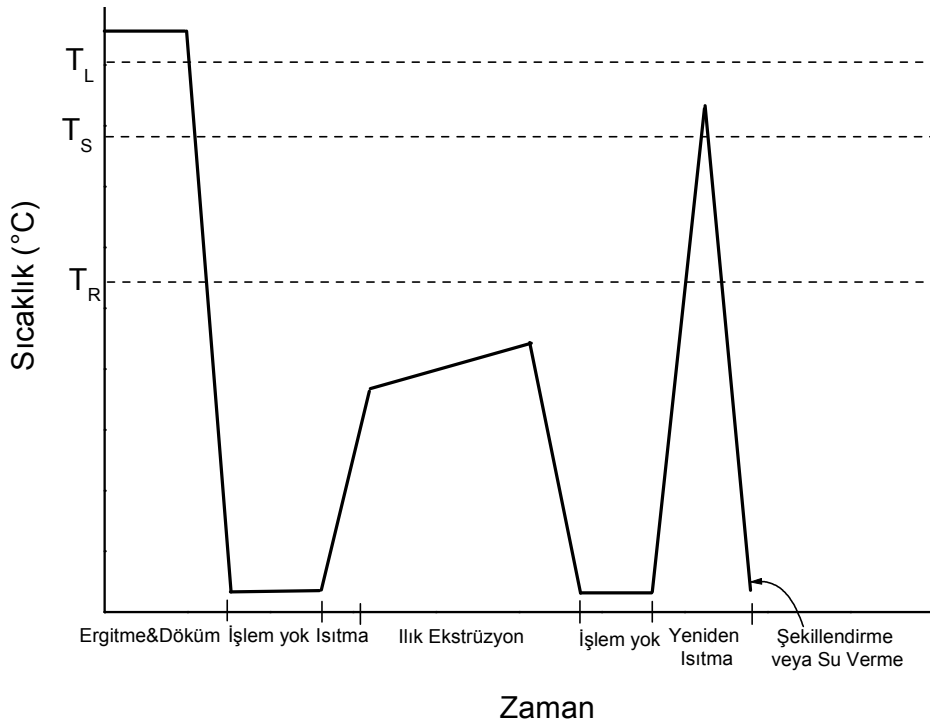
SIMA yönteminde yeniden kristalleşme meydana geldiğinde, küresel tanelerin elde edilebilmesi yeniden kristalleşme sıcaklığına bağlıdır. Yeniden kristalleşme sıcaklığı ise ön deformasyon oranına bağlıdır. Ön deformasyon oranı arttıkça malzeme daha düşük sıcaklıklarda yeniden kristalleşmeye başladığından, buna bağlı olarak küresel tanelerin elde edilmesi daha düşük sıcaklıklarda gerçekleşebilmektedir [Saklakoğlu ve ark., 2009].

Yeniden ısıtma sıvı-katı bölgede belirlenen bir sıcaklığa ısıtmayı ve bazen de belirlenen sıcaklıkta izotermal bekletmeyi içerir. Bu yeniden ısıtma işlemi uygun sıvı oranı elde etmek ve katı fazın dendritik yapıdan küresel yapıya dönüşümünün sağlanması amacıyla yapılır. Fakat uzun bekletme zamanı tane kabalaşması ile sonuçlanır. Tane kabalaşması yarı-katı ön malzemenin tiksotropik özelliklerinin ve yarı-katı şekillendirilmiş parçanın mekanik özelliklerinin kötüleşmesine neden olur [Wang ve ark., 2008].

SIMA yöntemi, diğer yöntemlere göre (manyetik karıştırma vb.) daha ekonomik olup çok daha iyi küreselleşmiş mikroyapı üretir ve bu da iyi akış özellikleri sağlar. SIMA yöntemi yarı-katı parça üretiminde ticari olarak kullanılmaya başlanmıştır. [Türkeli, 1993, Kirkwood, 1994, Türkeli ve Akbaş 1996, Nafisi ve Ghomashchi, 2005]

3.2.2. Yeniden kristalleşme ve kısmi ergitme işlemi (RAP)

RAP (Recrystallization and Partial Melting) yöntemi, SIMA yöntemine alternatif olarak Kirkwood ve arkadaşları tarafından geliştirilmiştir [Kirkwood ve ark., 1992]. RAP yöntemi, SIMA yöntemine benzemekte olup, SIMA yönteminde yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerinde sıcak deformasyon uygulanırken, RAP yönteminde dökümden sonra yeniden kristalleşme sıcaklığının altında ılık veya soğuk deformasyon uygulanmaktadır [Atkinson ve Liu, 2008-1, Atkinson ve ark., 2008-2]. İki yöntem arasındaki en büyük fark, SIMA yönteminde yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerinde gerçekleştirilen sıcak deformasyonu takiben uygulanan soğuk işlemin (soğuk deformasyonun) RAP yönteminde olmamasıdır (Şekil 3.17).



Şekil 3.17. RAP işleminin zaman-sıcaklık diyagramında şematik olarak gösterimi [Kirkwood ve ark., 1992]

RAP yönteminde, malzemenin yeniden kristalleşme sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta deformasyona tabi tutulması (Şekil 3.17) ve takiben yarı-katı sıcaklığa ısıtma işlemi ile ilk önce yüksek açılı yeniden kristalleşmiş taneler oluşmakta ve yarı-katı sıcaklıkta oluşan sıvı faz, yeniden kristalleşmiş tane sınırlarına nüfuz ederek

bu sıcaklıkta tanelerin küreselleşmesini sağlamaktadır [Kirkwood ve ark., 1992, Kirkwood, 1994, Atkinson ve Liu, 2008-1, Atkinson ve ark., 2008-2].

RAP işlemi ekonomikliği ve küçük çaplı ön malzeme üretiminde dikkati çekmektedir [Atkinson ve Liu, 2008-1]. Şekil 3.19’da görülebileceği üzere RAP yönteminde döküm sonrası malzeme daha yüksek gerinim elde etmek için sıcak ekstrüze etmeden yeniden kristalleşme sıcaklığının altında deformasyona maruz bırakılır [Kirkwood 1994, Atkinson ve ark., 2008-2]. Böylece dendritik yapı kırılır ve ince uzun taneli deforme edilmiş yapı deforme olmuş yapı elde edilir. Soğuk deformasyonu takiben malzemenin solidüs-likidüs aralığında uygun bir sıcaklığa ısıtılmasıyla yeniden kristalleşmesi ve dolayısıyla ince ve dendritik olmayan yapının oluşumu sağlanır. SIMA yöntemindeki mekanizmaya benzer olarak bu oluşan tanelerin sınırları sıcaklığın artmasıyla birlikte mikrosegregasyondan dolayı yapıda var olan düşük ergime sıcaklığına sahip faz veya bölgelerin ergimesiyle oluşan sıvı faz tarafından ıslatılır [Kirkwood ve ark., 1992, Kirkwood, 1994, Kenney ve ark., 1988].

Bu yöntemin en büyük dezavantajı büyük çaplı numunelerin kesit boyunca homojen olarak deforme edilememesi ve bundan dolayı da tamamen homojen küresel mikroyapı üretilmemesidir [Atkinson ve Liu, 2008-1, Atkinson ve ark., 2008-2].

Literatürde yapılan YKMŞ çalışmalarında, özellikle dövme Al alaşımlarında dendritik olmayan mikroyapıya sahip ön malzeme hazırlığında üç yöntemin en çok kullanılan yöntemler olduğu belirlenmiştir. Bu yöntemlerin;

1. SIMA yöntemi [Kenney ve ark., 1988, Türkeli, 1993, Sencer ve Türkeli, 1995, Türkeli ve Akbaş, 1996, Sang-Yong ve ark., 2001, Nafisi ve Ghomashchi, 2005, Önsel, 2005-1, Önsel ve ark., 2005-2, Dışpınar ve Türkeli, 2006, Sirong ve ark., 2006, Birol, 2006-2, Birol ve ark., 2006-3, Birol ve ark., 2006-4, Birol, 2007-2, Saklakoğlu ve ark., 2004-1, Saklakoğlu, 2004-2, Song ve Hong, 2007, Saklakoglu ve ark., 2009],

2. RAP yöntemi [Kirkwood ve ark., 1992, Kirkwood, 1994, Atkinson ve ark., 2002, Liu ve ark., 2003-1, Liu ve ark., 2004-2, Atkinson ve Liu, 2008-1, Atkinson ve ark., 2008-2],
3. Ekstrüze halden indüksiyon ile kademeli ısıtma [Wang ve ark., 2008, Chayong ve ark., 2004, Chayong ve ark., 2005]

olduğu tespit edilmiştir.

4. Al-Zn ALAŞIMLARI ÜZERİNE YAPILMIŞ YARI-KATI ŞEKİLLENDİRME ÇALIŞMALARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

Al-Zn alaşımları ilk geliştirilen ticari Al alaşımları arasındadır. Al-Zn-Mg-Cu alaşımları (AA7075) bütün Al alaşımları arasında hemen hemen en mukavemetli olanıdır. İkinci Dünya savaşı esnasında hava kuvvetlerinde kullanılmak üzere geliştirilmiştir. Bu alaşımlar bileşim bakımından %6,1'e kadar çinko, %4'e kadar magnezyum, %3 bakır ve küçük miktarlarda krom, titanyum, mangan veya nikel ihtiva ederler [Dennis, 1987].

Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarının en önemli özelliği yüksek mukavemete sahip olmalarıdır [Goodwin ve ark., 2005]. Doğal ve yapay yaşlandırma işleminin de uygulanabildiği bu alaşımların korozyon dirençleri ve işlenebilirlikleri iyidir. Bu serideki alüminyum alaşımlarının yüksek tokluğa sahip olmaları, kaynak özelliklerinin iyi olması ve talaşlı üretime uygun olmalarından dolayı kullanım alanları genişlemiştir. Çökelme ile sertleşebilen bu alaşımların işlemsiz halde şekillendirebilirlikleri oldukça iyidir [Avner, 1974, Wu ve ark., 1999, Kaufman, 2000].

T6 işlemi uygulanmış 7075 Al alaşımı 572,41 MPa çekme dayanımı ve 503,45 MPa akma dayanımı ile birlikte %11 süneklik sergilemektedir. 7075 Al alaşımları bu yüksek mukavemet-süneklik kombinasyonundan dolayı ulaşım, otomotiv, havacılık ve uzay uygulamalarında kullanılmaktadır [Askeland, 1998].

Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarında çinko ve magnezyum alaşımı oluşturan ana elementlerdir. Yüksek Zn/Mg oranları gerilimli korozyona duyarlılıkla birlikte, en iyi mukavemeti sağlamakta ve ısıtılma işlemine cevap vermektedir. Bu alaşımlar hem dökümlerde hem de dövme ürünlerde (hadde mamulleri) kullanılabilir ancak zayıf dökülebilirliklerinden dolayı dövme ürünler şeklinde piyasada bulunurlar [Mondolfo, 1979].

Alüminyuma Zn ilavesi dayanımda önemli bir değişikliğe neden olmaz. Ancak Mg ile birlikte Zn, özellikle yaşlandırma mukavemetlenmesine ve dolayısıyla dayanımda

önemli ölçüde artışa neden olur. Zn ve Mg 'un toplam miktarı gerilimli korozyon çatlamasına neden olmamak için ağırlıkça % 6-7'yi geçmemesine dikkat edilir. Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarında yeniden kristalleşme eğilimini azaltmak için Zr, Mn, ve Cr ilave edilir. Ayrıca uygun bir ısıtım işlem sonucu bu alaşım elementleri yeterli korozyon direnci sağlar. Ağırlıkça % 0,5-2 Cu ilavesi Al-Zn-Mg alaşımlarının dayanımını önemli ölçüde arttırır. Bakır aynı zamanda gerilimli korozyon çatlağı oluşma eğilimini azaltır. Zn/Mg oranının 2-3 arasında olması tercih edilir [Goodwin ve ark., 2005].

7000 serisi Al-Zn-Mg ve Al-Zn-Mg-Cu alüminyum alaşımları geniş katılaşma aralığına sahiptir. Bu nedenle katılaşırken sıcak yırtılma, gaz boşlukları gibi döküm hataları sıkça meydana gelmektedir [Kim ve ark., 2001].

Bu grupta yer alan tüm ticari alaşımlar, magnezyumdan daha fazla çinko içermektedir. Zn/Mg<1 değerine sahip çok az sayıda ticari alaşım mevcuttur. Fakat bunların davranışları ve yapıları alüminyum-çinko-magnezyum alaşımlarından çok alüminyum-magnezyum alaşımlarına daha yakın olduğundan bu alaşımlar alüminyum-magnezyum alaşımları olarak dikkate alınırlar. 7075 alaşımı için kimyasal kompozisyon sınırları Çizelge 4.1'de verilmektedir. Bu alaşımlar hem döküm hem de dövme ürünleri olarak kullanılabilir, ancak zayıf dökülebilirlikten dolayı çoğu dövme ürünler şeklindedir [Kaufman, 2000].

Çizelge 4.1. 7075 alaşımının kimyasal kompozisyon limitleri (ağırlıkça %) [Kaufman, 2000]

Element	Zn	Mg	Cu	Mn	Si	Fe	Cr	Ti	Diğer elementler
En az	5,1	2,1	1,2	0	0	0	0,18	0	0
En fazla	6,1	2,9	2	0,3	0,4	0,5	0,28	0,2	Her biri 0,05'i geçemez

Literatürde Al-Zn alaşımlarının yarı-katı şekillendirilmesi ile ilgili ilk çalışma 1993 yılında Türkeli tarafından yapılmıştır [Türkeli, 1993]. Türkeli 7001 dövme alüminyum alaşımında (%7,42 Zn-% Mg-%2,1 Cu) SIMA yöntemiyle tiksotropik yapı üretimini araştırmıştır. Türkeli çalışmasında, 3 cm çapında ve 2 cm boyundaki numuneleri elektrik dirençli fırında farklı sıcaklıklarda 20 dak bekleminin ardından

suda soğutup mikroyapı değişimini incelemiştir. Tikso-şekillendirme için uygun olan küremsi yapının 575 °C’de elde edilebileceğini ve artan sıcaklıkla ortalama tane boyutunun arttığını tespit etmiştir. Türkeli bu alaşımda 450 °C’de 20 dak bekleme ile yeniden kristalleşmenin gerçekleştiğini 500 °C’de 20 dak bekleme ile kısmen tane büyümesi ve tane sınırlarında sıvı faz varlığını tespit etmiştir. Yüksek sıcaklıklarda ise (600°C’de) sıvı faz segregasyonun meydana gelmektedir. Araştırmacı bu sıvı segregasyonunu ilk döküm yapısındaki homojensizliklere ve homojen olarak dağılmayan ikincil faz parçacıklarına bağlamaktadır. Türkeli sıcaklığın artışıyla birlikte ortalama tane boyutundaki büyümeyi yüzey enerjisinin itici güç olduğu “kabalaşma” (coarsening) mekanizması ile açıklamaktadır. Türkeli bu çalışmada döküm Al alaşımlarında olduğu gibi dövme Al alaşımlarının da SIMA yöntemiyle tiksotropik yapı üretilabileceğini vurgulamaktadır [Türkeli, 1993].

Akbaş, 7075 alaşımında SIMA yöntemiyle ön malzeme üretimini ve tikso-şekillendirilmesini araştırmıştır. Tikso-şekillendirilmiş 7075 alaşımı numunelerin mekanik özelliklerinin ekstrüze koşullardaki alaşımdan oldukça daha düşük olduğunu tespit edilmiştir. Araştırmacı bunun nedenini yapıda var olan küçük ve çok miktardaki gözeneklere bağlamaktadır. Bu gözeneklerin sıvı fazda çözünen hidrojen kaynakladığı vurgulanmaktadır. Bu gözeneklerin giderilmesi için koruyucu inert atmosfer altında veya vakum altında ısıtma ve şekillendirme yapılması gerektiği rapor edilmektedir [Akbaş, 1995].

Türkeli ve Akbaş, 7075 alaşımında SIMA yöntemiyle dendritik olmayan ön malzeme üretimini araştırmışlar ve daha sonra bu ürettikleri ön malzemelerden tikso-şekillendirme yapmışlardır. Aynı zamanda tikso-şekillendirme sonrası T6 yaşlandırma ısıtma işleminin mikroyapı ve sertlik üzerine etkisini incelemişlerdir [Türkeli ve Akbaş, 1996]. Türkeli ve Akbaş, 36 mm yüksekliğinde ve 30 mm çapında % 10 deforme edilmiş 7075 alaşımı numuneleri elektrik dirençli fırında farklı sıcaklıklarda 20 dak beklettikten sonra suda soğutmuşlar ve mikroyapı değişimi incelemişlerdir. 475 °C’de ısıtma işlemi uygulanan numunede kısmen yeniden kristalleşme meydana geldiği ve 550 °C’de ısıtma işlemi uygulanan numunede ise düşük ergime sıcaklığına sahip fazların tane sınırlarında ince bir film tabakası şeklinde

ergidiğini tespit etmişlerdir. 575 °C'den su verilen numunede ise küresimsi tanelerin varlığı tespit edilmiştir. Artan yarı-katı sıcaklıkla küresimsi tanelerin boyutu artmakta ve taneler sıvı fazın varlığından dolayı daha da küreselleşme eğilimindedir. Böyle bir yapı yüksek akıcılığa sahiptir ancak oluşan en son mikroyapı yüksek sıvı oranından dolayı gözenekler içermektedir. T6 yaşlandırma ısıtma işlemi sonrası tane sınırlarında homojen dağılımlı çok ince mikro-gözeneklerin varlığına rastlanmıştır [Türkeli ve Akbaş, 1996].

Tane içinde Zn, Mg ve Cu konsantrasyonunun dağılımı homojen iken, tane sınırlarında Cu'ca zengin bölgelerin varlığı tespit edilmiştir. Araştırmacılar elektrik dirençli fırın ile yapılan bu çalışmada tikso-şekillendirme için optimum yapının 575°C'de 20 dak bekleme ile elde edildiğini bildirmektedirler [Türkeli ve Akbaş, 1996].

Kırtay, ETİAL-44 (AA7075) alaşımı kullanarak SIMA yöntemiyle yarı-katı şekillendirme çalışmaları yapmıştır. Araştırmacı yarı-katı halde şekillendirme için numunelerin 690 °C'deki kalıp sıcaklığında 10 dakikalık bir bekleme süresi sonunda arzulan kıvama geldiğini belirlemiştir. Bu çalışmada, numunenin yarı-katı bölgeye ısıtılmasında elektrik dirençli bir fırın kullanılmış ve sıvı fazda hidrojen gazının çözündüğü numunelerin yüzeyinde bulunan blisterlerden anlaşılmıştır. Ayrıca kalıbın iç yüzeylerinin yağlanması ve yüksek sıcaklıkta bu yağların yanması sonucu açığa çıkan gazlardan dolayı ek bir hidrojen kaynağı oluşmuştur. Buna bağlı olarak mikroyapılarda mikro-gözenek oluşumu gözlenmiştir. Mikroyapıdaki gözeneklerden dolayı yarı-katı şekillendirilmiş 7075 alaşımının mekanik özellikleri ekstrüze koşullardan daha düşük çıkmış ve yorulma testi gerçekleştirilememiştir [Kırtay, 1997-1].

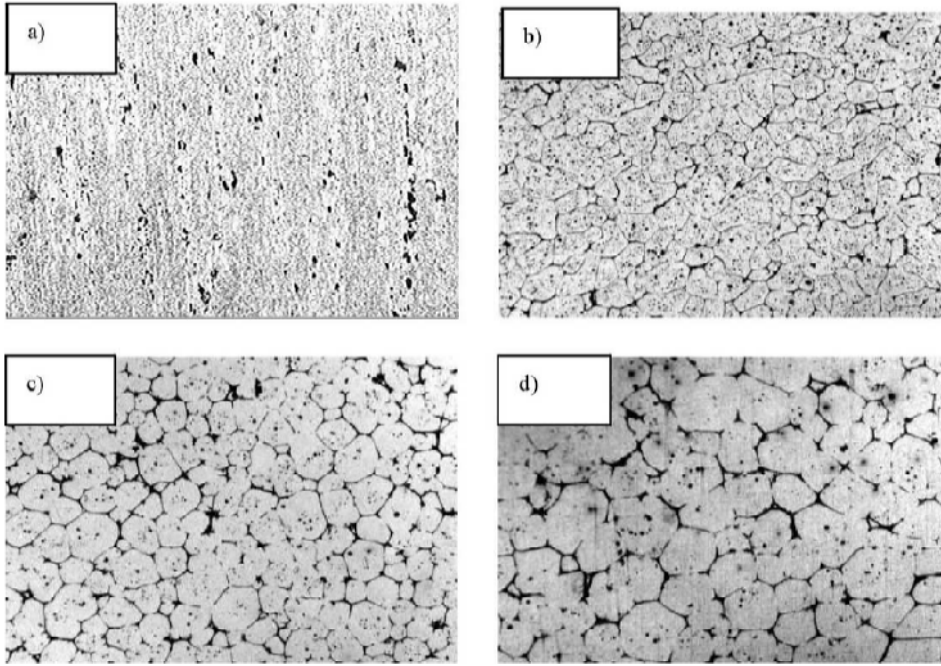
Burke ve arkadaşları, 7075 alaşımının tikso-şekillendirme çalışmasında, yarı-katı haldeki numunenin düşük ısı kapasitesi nedeniyle kalıp içerisinde daha erken (prematüre) katılaştığını bildirmektedir. Tikso-şekillendirme deneylerinde farklı kalıp malzemeleri ve kalıp kaplamalarıyla bu problemin üstesinden geldiklerini ve kalıbı başarıyla tamamen doldurduklarını rapor etmektedirler. Tikso-şekillendirilmiş

numunelerde tane sınırlarına segrege olan bakır, çinko ve magnezyum gibi alaşım elementleri T6 ısıtıl işlemi sonrası, tekrar matris yapıda çözünmektedirler. Tikso-şekillendirme ile üretilen parçanın mikroyapısında var olan mikro-boşlukların parçanın yorulma özelliklerini kötü yönde etkilediği bildirilmektedir [Burke ve ark., 1998].

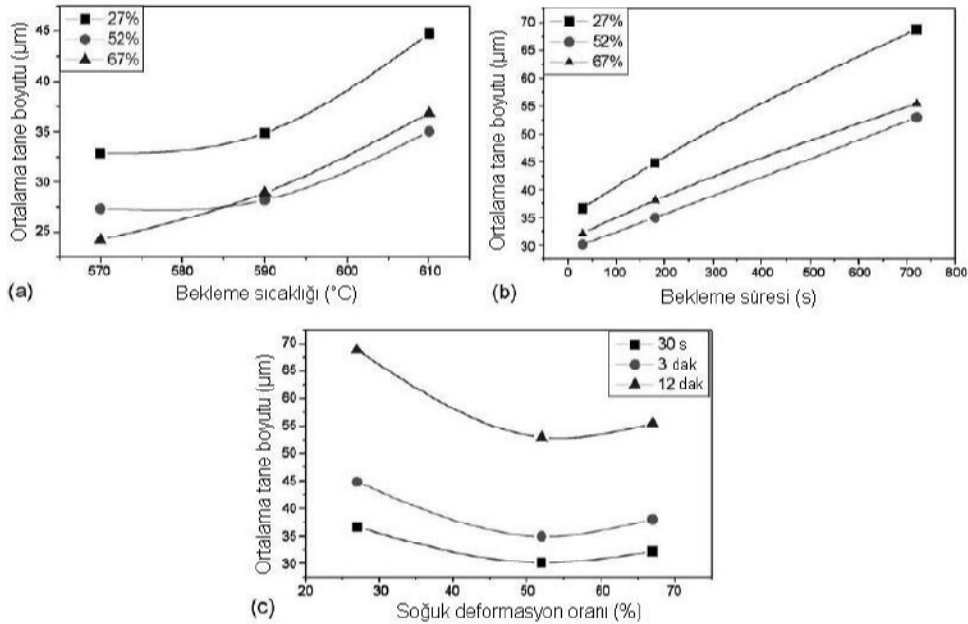
Rachmat ve arkadaşları, Al- %5Ti- %1B kullanarak tane inceltme ve EMK yöntemi ile ürettiği 7075 alaşımı numunelerde yapının tamamen ince ve eşeksizli tanelerden oluştuğunu bildirmektedirler. Yarı-katı sıcaklıkta ince ve neredeyse tamamen küresel şekilli tanelerin kalıbın her yerinde homojen olarak dağıldığını tespit etmişlerdir. Yarı-katı şekillendirme ile üretilen parçaların mekanik özelliklerinin dövme koşullarındaki 7075 alaşımına yakın olduğunu tespit etmişlerdir [Rachmat ve ark., 2000].

Sang-Yong ve arkadaşları, SIMA işlemi ile ön malzeme üretiminde farklı oranlarda soğuk deformasyon (%27, %52 ve %67) sonrası yarı katı sıcaklıkta ısıtma koşullarının 7075 alaşımının mikroyapısı üzerine etkilerini araştırmışlardır. Farklı oranlarda soğuk deformasyon uygulanmış 7075 alaşımında 590 °C’de kısa bekletme sürelerinde tikso-şekillendirmeye elverişli yapıların oluştuğunu tespit etmişlerdir. (Resim 4.1.) [Sang-Yong ve ark., 2001].

Sang-Yong ve arkadaşları, 7075 alaşımında SIMA işlemiyle ön malzeme üretiminde artan soğuk deformasyonla tane boyutunun azaldığını, artan yarı-katı sıcaklık ve bekleme süresiyle tane boyutunun arttığını tespit etmişlerdir (Şekil 4.1.) [Sang-Yong ve ark., 2001].



Resim 4.1. Farklı soğuk deformasyon oranları uygulanmış AA7075 alaşımında 590 °C'de bekletme sonrası oluşan mikroyapılar; a) ekstrüze halde, b) %27 soğuk deformasyon-30 s bekleme, c) %52 soğuk deformasyon-3 dak bekleme ve d) %67 soğuk deformasyon-12 dak bekleme [Sang-Yong ve ark., 2001]



Şekil 4.1. AA7075 alaşımında ortalama tane boyutunun değişimi; a) bekleme sıcaklığının b) bekleme süresinin ve c) soğuk deformasyon oranının etkisi [Sang-Yong ve ark., 2001]

Sang-Yong ve arkadaşları, AA7075 alaşımında SIMA işlemiyle ön malzeme üretiminde üniform ve 30 μm boyutunda küremsi tanelerin %52 soğuk deformasyon sonrası 590 $^{\circ}\text{C}$ 'de 3s-3dak arasında bekletme ile elde edildiği sonucuna varmışlardır. 590 $^{\circ}\text{C}$ 'de yarı katı şekillendirilen numunede tane sınırlarında Cu içeriğinin daha fazla olduğunu Mg ve Al konsantrasyonunun daha az olduğunu tespit etmişlerdir [Sang-Yong ve ark., 2001].

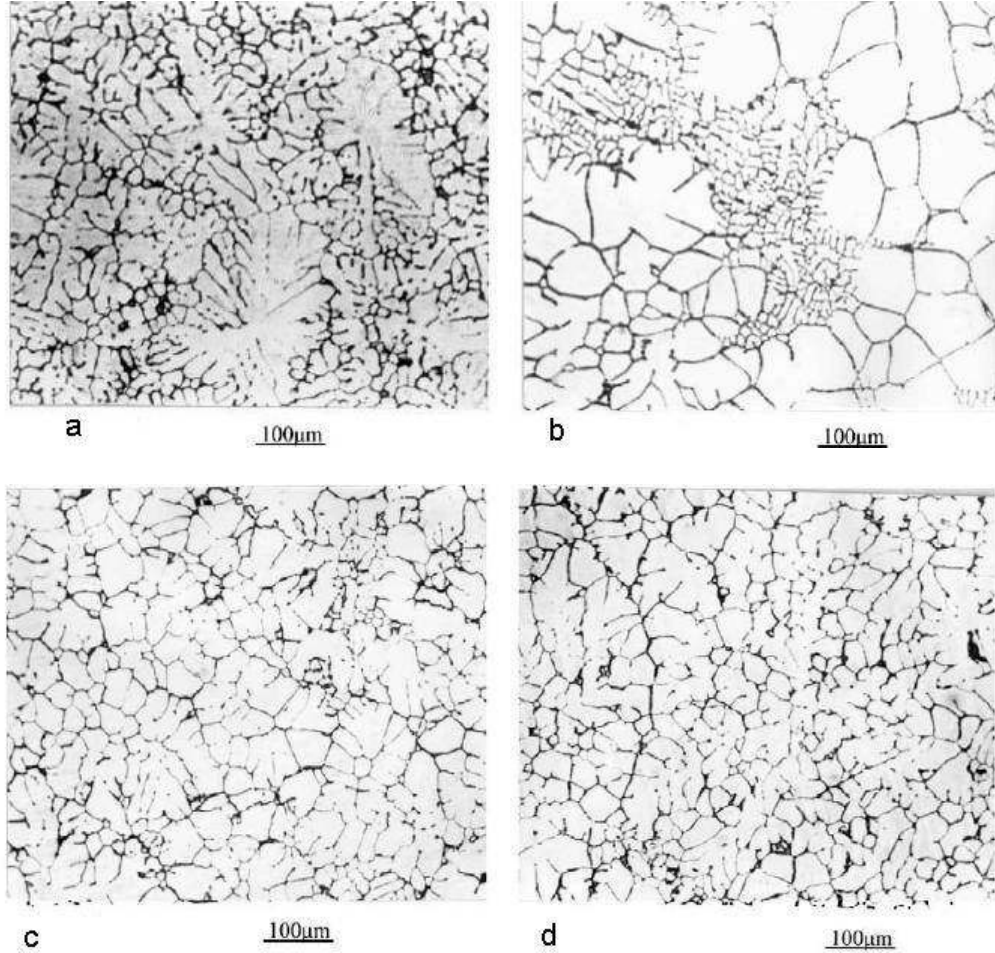
Atkinson ve arkadaşları, dövme Al alaşımlarından 2014, 6082 ve 7075 alaşımlarını kullanarak bu alaşımların tikso-şekillendirilmesini araştırmışlardır. Araştırmacılar dövme Al alaşımlarının tikso-şekillendirilmesinde karşılaşılan problemleri genel hatlarıyla iki madde ile özetlemektedir. Bunlar; döküm alaşımlara göre daha dar olan katılaşma aralığı ve Al-Si döküm alaşımlarına göre daha dik olan % sıvı oranı eğrisidir [Atkinson ve ark., 2002].

AA7075 alaşımını indüksiyon bobiniyle kademeli olarak yarı-katı sıcaklığa ısıtmışlar ve takım çeliğinden yapılmış kalıpta %32 sıvı oranına karşılık gelen 616 $^{\circ}\text{C}$ 'de tikso-şekillendirmişlerdir. Araştırmacılar tikso şekillendirilmiş numunelerde T6 yaşlandırma ısıl işlemi sonrası dövme koşullarına yakın mekanik özellikle elde ettiklerini vurgulamaktadır. Tikso-şekillendirilmiş+T6 yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış AA7075 alaşımının çekme dayanımının 450-510 MPa arasında değiştiğini ve bu değerlerin dövme koşullarındaki 7075 alaşımının çekme dayanımı olan 558 MPa'ya oldukça yakın olduğu bildirilmektedirler [Atkinson ve ark., 2002].

AA7075 alaşımının % sıvı-sıcaklık eğrisinin eğimi 0,018 olup sırasıyla 0,023 ve 0,032 olan diğer 2014 ve 6082 alaşımlarından eğimi daha küçük çıkmıştır. Bu 7075 alaşımının tikso-şekillendirme işlem aralığının diğer dövme Al alaşımlarından daha geniş olduğunu göstermektedir [Atkinson ve ark., 2002].

Dong ve arkadaşları, 7075 alaşımında düşük sıcaklıktan (638 $^{\circ}\text{C}$) döküm yöntemiyle ön malzeme üretmişler ve daha sonra tikso şekillendirme yapmışlardır. 720 $^{\circ}\text{C}$ 'den yarı-sürekli dökümde dendritik yapı elde edilirken (Resim 4.2.a-b), 638 $^{\circ}\text{C}$ 'den yarı-sürekli dökümde numunenin kenar ve merkezinde üniform, ince taneli, eşekslenli ve

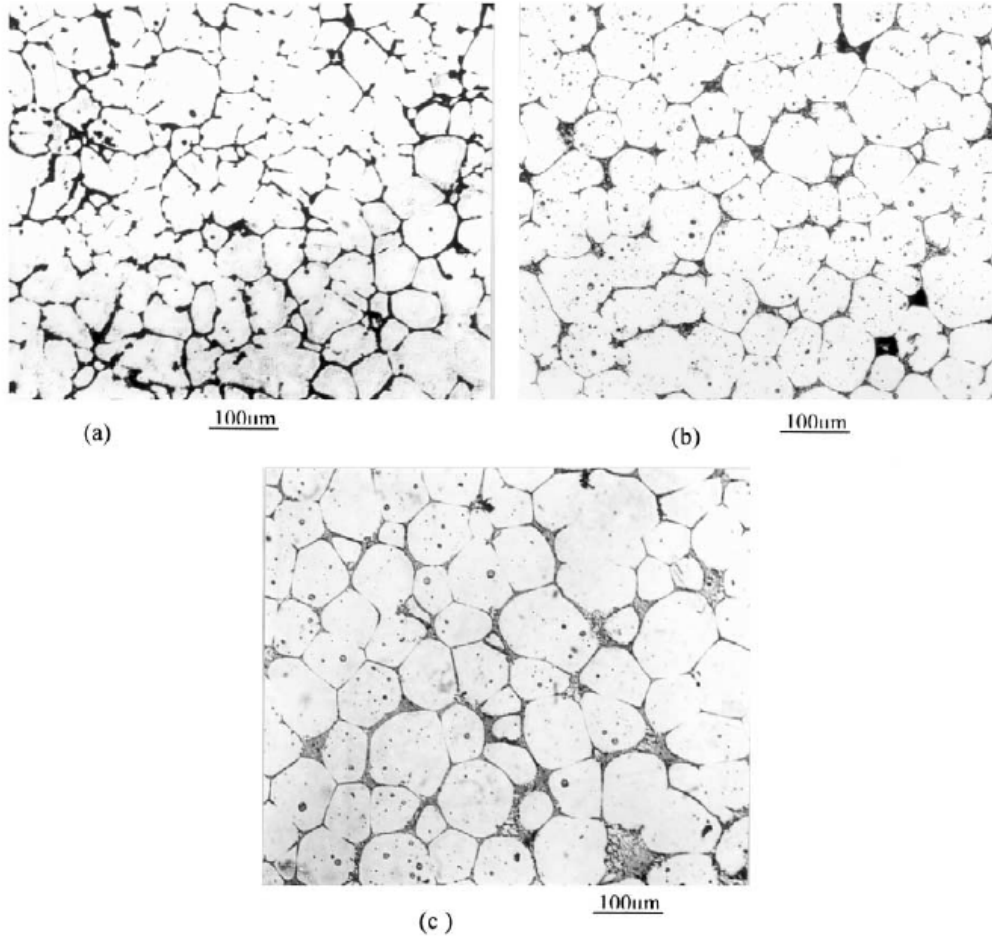
küremsi taneli yapılar (Resim 4.2.c-d) ürettiğini rapor etmektedirler [Dong ve ark., 2003].



Resim 4.2. AA7075 alaşımında düşük sıcaklıktan dökümle ve yüksek sıcaklıktan dökümle elde edilen mikroyapılar; a) 720 °C'den döküm-kenar, b) 720 °C'den döküm-merkez, c) 638 °C döküm-kenar ve d) 638 °C döküm-merkez [Dong ve ark., 2003]

Düşük sıcaklıktan döküm yöntemiyle üretilen AA7075 alaşımı numunelerin tikso-şekillendirilmesi için elektrik dirençli fırında 580 °C'de farklı sürelerde (15-30 dak) veya 600 °C'de 5-15 dak bekleyerek tikso-şekillendirmeye uygun küremsi taneli (Resim 4.3) yapıların elde edilebileceğini bildirmektedir. Yarı- katı sıcaklıkta artan bekleme süresi ile tane boyutunun ve küreselliğin arttığı rapor edilmektedir. 600 °C'de 15 dak bekletilen numuneler kolaylıkla tikso-şekillendirilebildiği ancak düşük

yarı-katı sıcaklıktaki numunelerin kalıp boşluklarını tamamen dolduramadığını vurgulanmaktadır [Dong ve ark., 2003].



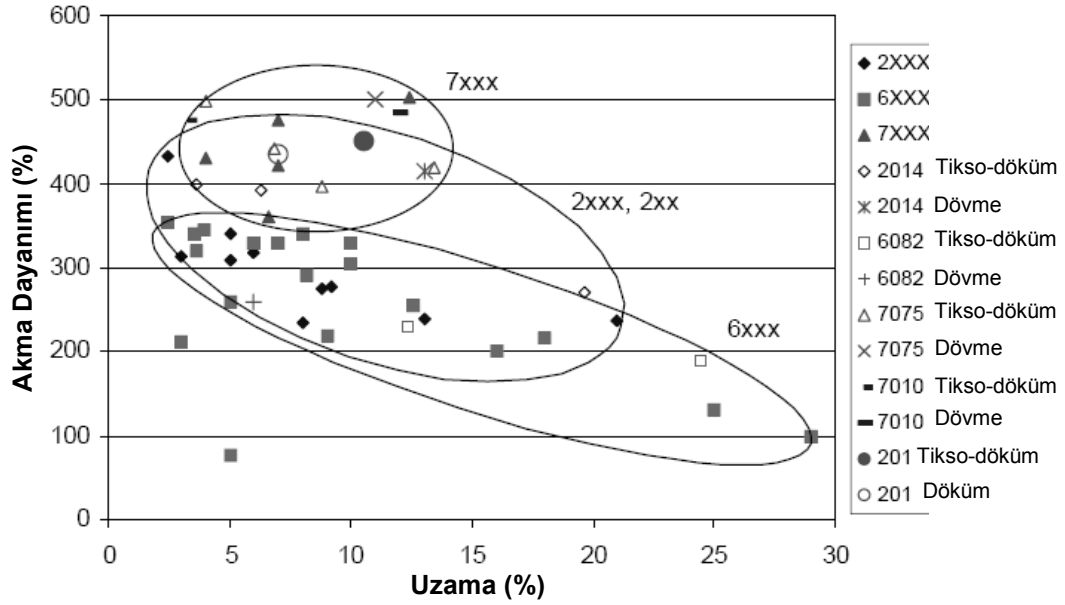
Resim 4.3. Düşük sıcaklıktan dökümle üretilen AA7075 alaşımı numunelerin 600 °C’de a) 5 dak, b) 15 dak ve c) 30 dak bekleme ile elde edilen mikroyapıları [Dong ve ark., 2003]

Dong ve arkadaşları, AA7075 alaşımında tikso-şekillendirme için optimum mikroyapının %30 sıvı oranına karşılık gelen 600 °C’de 5-15 dak beklemeyle ve 40-55 μm tane boyutunda elde edildiğini ve bu koşullarda tikso şekillendirme ile üretilen numunede T6 yaşlandırma ısıl işlemi sonrası 400 MPa akma dayanımı ve 468 MPa çekme dayanımı ile birlikte %17 uzamanın elde edileceğini bildirmektedirler [Dong ve ark., 2003].

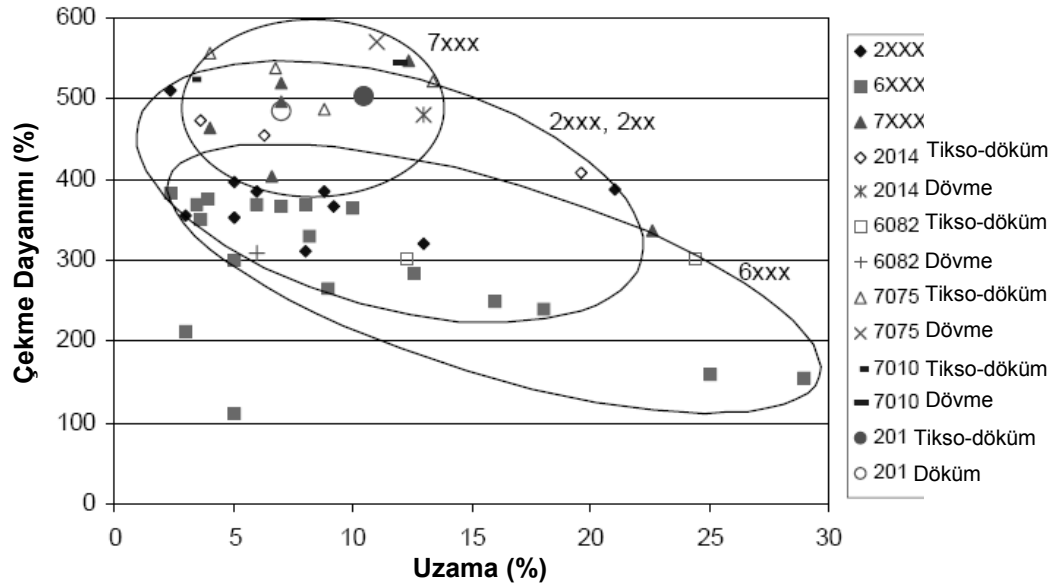
Al-Zn alaşımlarının tikso-şekillendirilebilirliği azalan Zn/Mg oranı ve artan Zn+Mg+Cu miktarı ile iyileşmektedir. Optimum şekillendirme koşulları $Zn/Mg \leq 2,5$ (ağırlıkça %) ve $Zn+Mg+Cu > 7$ (ağırlıkça %) olduğunda elde edilmiştir. $Zn+Mg+Cu \leq 7$ (ağırlıkça %) oranında ve çok düşük Zn/Mg oranlarında tikso-şekillendirme zor olmaktadır. Zn/Mg oranı tikso-şekillendirmeyi ve denge fazlarını etkileyen (dolayısıyla mekanik özellikleri ve gerilimli korozyon çatlağını) çok önemli bir parametredir. AA7075 ve AA7010 gibi Al-Zn alaşımları oda sıcaklığında η , S ve τ gibi sert fazları içermektedir. Bu alaşımlar için Cu 0,7 (atomik %) ve Zn/Mg oranı sırasıyla 0,83 (atomik %) ve 1,0 (atomik %) olmalıdır [Camacho ve ark., 2003].

Liu ve arkadaşları, tikso-şekillendirmenin yüksek dayanımlı Al alaşımlarına etkisini araştırmak amacıyla 2000, 6000 ve 7000 serisi Al alaşımlarından sırasıyla 2014, 6082, 7010 ve 7075 alaşımlarını kullanarak tikso-şekillendirme çalışmaları yapmışlardır. Bu alaşımlar içerisinde en iyi % uzama-dayanım kombinasyonunu T6 ısıtıl işlem koşullarındaki 7075 Al alaşımı sergilemiş olup, kendi sınıfındaki en yakın dövme alaşıma yakın mekanik özellikler göstermiştir (Şekil 4.2 ve Şekil 4.3). Tikso-şekillendirme sonrası T6 gibi yaşlandırma ısıtıl işlemlerinin dayanımın artmasında ana faktör olduğu vurgulanmaktadır [Liu ve ark., 2003-1].

Liu ve arkadaşları, çalışmalarında AA7075 alaşımında ESP döküm ve yeniden kristalleşme ve kısmi ergitme olmak üzere iki farklı ön malzeme kullanılarak tikso-şekillendirme yapmışlardır. Yeniden kristalleşme ve kısmi ergitme yöntemi ile üretilen ön malzemelerden tikso şekillendirilen parçaların çekme dayanımı ESP dökümle üretilen parçalardan biraz daha yüksek olup her iki ön malzeme ile üretilen parçalar dövme AA7075 alaşımının akma ve çekme dayanımına yakın performans göstermiştir. Ancak çalışmada kullanılan bütün dövme Al alaşımlarının süneklikleri oldukça düşük çıkmıştır. Bu sonucun nedeni yapıda var olan mikro boşluklara atfedilmektedir [Liu ve ark., 2003-1].



Şekil 4.2. Yarı-katı şekillendirilmiş 7000 serisi Al alaşımlar ile diğer Al alaşımlarının akma dayanımları ve % uzamalarının karşılaştırılması [Liu ve ark., 2003-1]



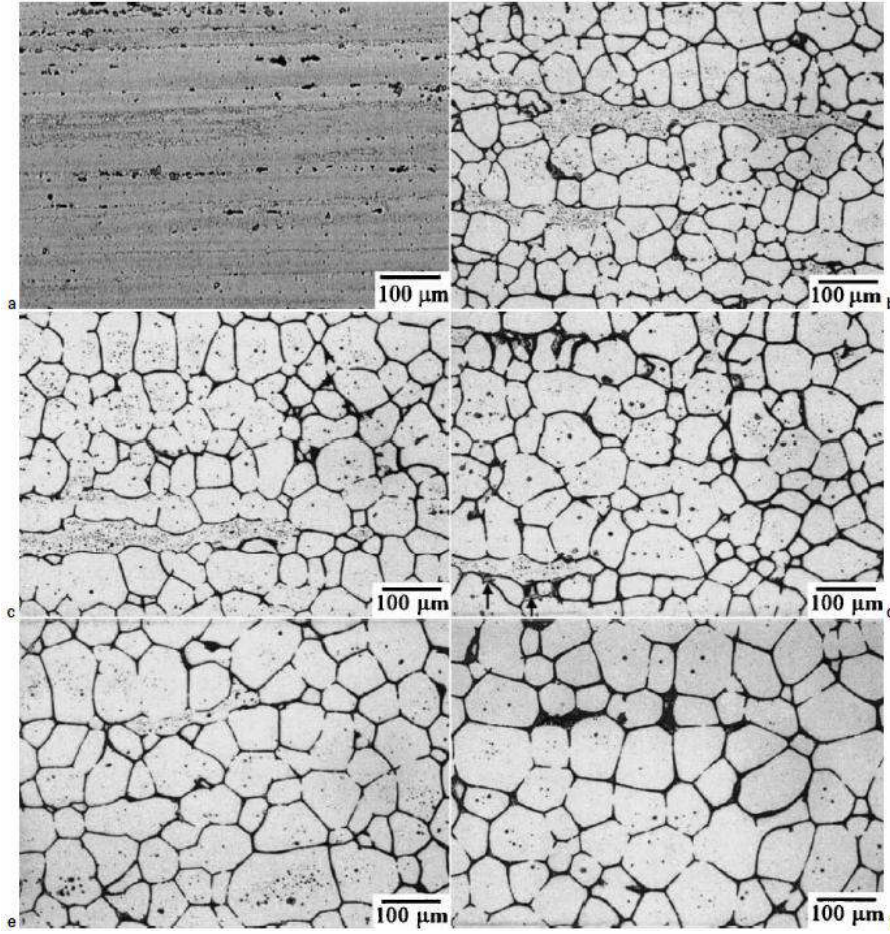
Şekil 4.3. Yarı-katı şekillendirilmiş 7000 serisi Al alaşımlar ile diğer Al alaşımlarının çekme dayanımları ve % uzamalarının karşılaştırılması [Liu ve ark., 2003-1]

Chayong ve arkadaşları, indüksiyon bobiniyle kademeli olarak ısıtarak 7075 alaşımında tiksotropik yapı üretimini araştırmışlardır. İndüksiyonla kademeli ısıtma ile AA7075 alaşımında 100 μm 'dan daha küçük yeniden kristalleşmiş tanelerin elde

edilebileceğini ve bu yapının da tikso-şekillendirme için uygun olduğunu rapor etmişlerdir. İndüksiyonla tek kademeli ısıtmada ise yüksek sıvı oranına karşılık gelen 620 °C’de dahi yapıda yeniden kristalleşmemiş tanelerin varlığına rastlamışlar. Araştırmacılar, yeniden kristalleşmemiş tanelerin tikso-şekillendirme esnasında kalıp içerisinde malzeme akışını engellediklerini tespit etmişlerdir. [Chayong ve ark., 2004].

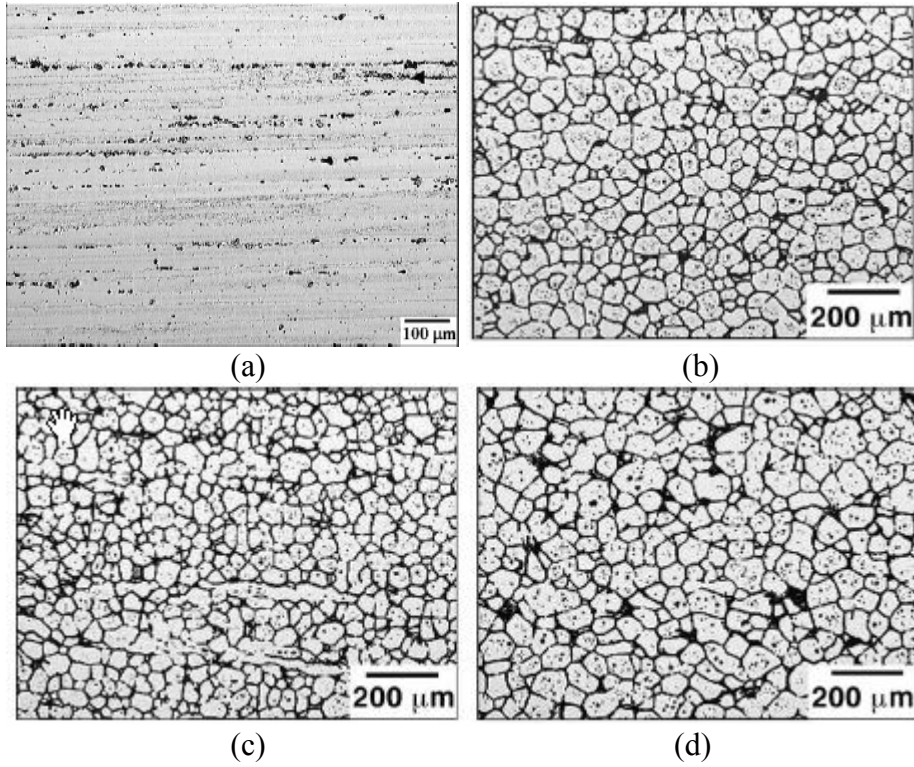
Matris yapıda dağılmış halde var olan ikincil parçacıklar ve E fazı, pinning etkisiyle indüksiyonla tek kademeli ısıtmada yeniden kristalleşmeyi engellemektedirler. Kademeli ısıtmada ise bekleme ile bu parçacıklar çözünerek pinning etkisi ortadan kalkmaktadır. İndüksiyonla üç aşamalı ısıtmada sırasıyla; 475-500°C arasında 1 dak bekleme, 575-600 °C arasında 1 dak bekleme ve 620 °C’de 20 s beklemeyle tikso şekillendirmeye uygun tamamen yeniden kristalleşmiş ve küremsi tanelerin elde edilebileceği sonucuna varmışlardır [Chayong ve ark., 2004].

Yarı-katı şekillendirme sıcaklığında bekleme süresinin artmasıyla tane boyutunun arttığı mikroyapılardan açık bir şekilde görülmektedir (Resim 4.4). Chayong ve arkadaşları aşırı tane büyümesinden kaçınmak için 475 °C’de 1 dak, 575-600 °C arası 1 dak ve 620 °C’de 20 s’den daha az beklemenin gerektiğini vurgulamışlardır. 7075 Al alaşımında ekstrüze edilmiş halde mikroyapıda bulunan ekstrüze işlemi yönünde Al_7Cu_2Fe , $Al_{12}Si(Fe,Cr)_3$ ve Mg_2Si gibi metaller arası bileşiklerin yarı-katı işlem sonrası tane sınırlarında yer aldığını belirtmişlerdir [Chayong ve ark., 2004].



Resim 4.4. 7075 Al alaşımının 620°C’de yarı-katı halde bekleme süresine bağlı olarak oluşan mikroyapıları; a) Ekstrüze edilmiş halde (İşlemsiz), b) 30 s bekleme c) 90 s bekleme, d) 150 s bekleme, e) 300 s bekleme ve f) 600 s bekleme. Tane sınırlarında Fe içeren parçacıklar oluşmuştur [Chayong ve ark., 2004]

Chayong ve arkadaşları, diğer bir çalışmasında, ticari olarak 16:1 oranında ekstrüze edilmiş 7075 Al alaşımında yaptıkları tikso-şekillendirme denemelerinde; 615 °C, 618 °C ve 620 °C sıcaklıklarda tek veya kademeli olarak indüksiyon bobini ile ısıtma sonrası, grafit ve takım çeliği kalıplar kullanmak suretiyle farklı piston hızlarında (500 mm/s, 750 mm/s ve 1000 mm/s) tikso-şekillendirme ve takiben T6 yaşlandırma işlemi yapmışlardır. İndüksiyonla numunenin tek ve iki kademeli ısıtılması sonrası ve düşük yarı-katı sıcaklıklarda tikso-şekillendirilen numunelerde; sıvı segregasyonu, türbölans ve numunenin merkez hattı boyunca akışa engel olan yeniden kristalleşmemiş tanelerin varlığına rastlamışlardır [Chayong ve ark., 2005] (Resim 4.5.c).



Resim 4.5. Chayong ve arkadaşlarının ekstrüze edilmiş işlemsiz halde ve tikso-şekillendirme ile elde ettikleri 7075 Al alaşımına ait mikroyapılar; a) 16:1 oranında ekstrüze edilmiş işlemsiz halde, b) 475°C’de 1 dak bekleme, 575°C’de 1 dak bekleme, 620°C’de 20 s bekleme, c) 475°C’de 2 dak bekleme, 620°C’de 1 dak bekleme ve d) 475°C’de 1 dak bekleme, 620°C’de 2 dak bekleme [Chayong ve ark., 2005].

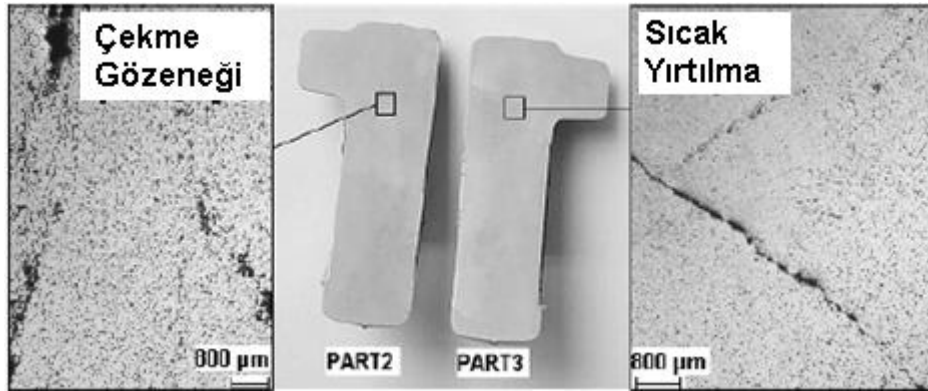
616-618 °C aralığına indüksiyonla üç kademeli ısıtma ve 750 mm/s ve 1000 mm/s piston hızlarında daha iyi sonuçlar elde ettiklerini bildirmektedirler. Yarı-katı haldeki numunenin grafitten ve takım çeliğinden yapılan kalıpları başarıyla doldurduğunu ancak grafit kalıpla üretilen tikso-şekillendirilmiş parçaların daha yüksek % uzama sergilediği tespit edilmiştir [Chayong ve ark., 2005].

Chayong ve arkadaşları, piston hızının tikso-şekillendirilmiş numunelerin akma ve çekme dayanımı üzerine belirgin bir etkisi olmadığını ancak % uzama üzerine önemli etkiye sahip olduğunu ve 500 mm/s-750 mm/s arası piston hızlarının tikso-şekillendirme için uygun olduğunu tespit etmişlerdir. En uygun piston hızının yarı-katı haldeki numunenin katılaşmadan kalıbı tamamen doldurulmasına izin verecek

kadar hızlı ve türbülanssız olarak kalıbı dolduracak kadar yavaş olması gerektiğini vurgulamışlardır [Chayong ve ark., 2005].

615 °C'ye indüksiyonla üç kademede ısıtılan numunenin 250 °C sıcaklıktaki takım çeliğinden yapılmış kalıba 1000 mm/s piston hızıyla enjeksiyonu ve takiben T6 yaşlandırma ısıtma işlemi 474 MPa akma dayanımı ile birlikte % 4,7 uzama sergilemektedir. Yine 616 °C sıcaklığa indüksiyonla üç kademe ısıtılan numunenin grafit kalıba 500 mm/s piston hızıyla enjeksiyonu ve T6 yaşlandırma ısıtma işlemi, 478 MPa akma dayanımı ve % 6,9 uzama vermiştir. Bu değerler dövülmüş ve T6 koşullarında yaşlandırılmış 7075 alaşımının mekanik özelliklerine oldukça yakındır (505 MPa akma dayanımı ve % 11 uzama). Chayong ve arkadaşlarının ekstrüze edilmiş halde ve tikso-şekillendirme sonrası elde ettikleri 7075 Al alaşımına ait mikroyapılar Resim 4.1'de verilmektedir. Mikroyapılardan da gözlenebileceği üzere yarı-katı şekillendirme sıcaklığında bekleme süresinin artmasıyla katı fazın tane boyutu artmaktadır [Chayong ve ark., 2005].

Vaneetveld ve arkadaşları, AA7075 alaşımını yüksek katı oranlarında (% 85 katı oranında) tikso-dövme ile şekillendirmişlerdir. 16:1 oranında ekstrüze halden kademeli olarak yarı-katı sıcaklığa ısıtılan 30 mm çapındaki 7075 alaşımı numuneler homojen bir şekilde yeniden kristalleşerek 100 µm'un altında küremsi taneler oluşturmuştur. Yüksek katı oranlarında tikso-dövme ile elde edilen parçaların yüzeyi oldukça düzgündür. Yüksek katı oranlarında hızlı deformasyon makro-boşluk oluşumunu teşvik etmekte ve akışın durmasına neden olmaktadır. Akışın durmasının nedeni ise soğuk olan kalıba ve zımbaya bağlanmaktadır. Bu ise parçada homojen olmayan ve döküm hataları içeren bir yapının oluşumuna neden olmaktadır (Resim 4.6). Çizelge 4.2'de verilen bu çalışmadaki mekanik özellik değerlerinin düşük olması yapıdaki mikro-boşluklar, sıcak yırtılma ve çekme gözenekliliği gibi hatalara atfedilmektedir [Vaneetveld ve ark., 2006].



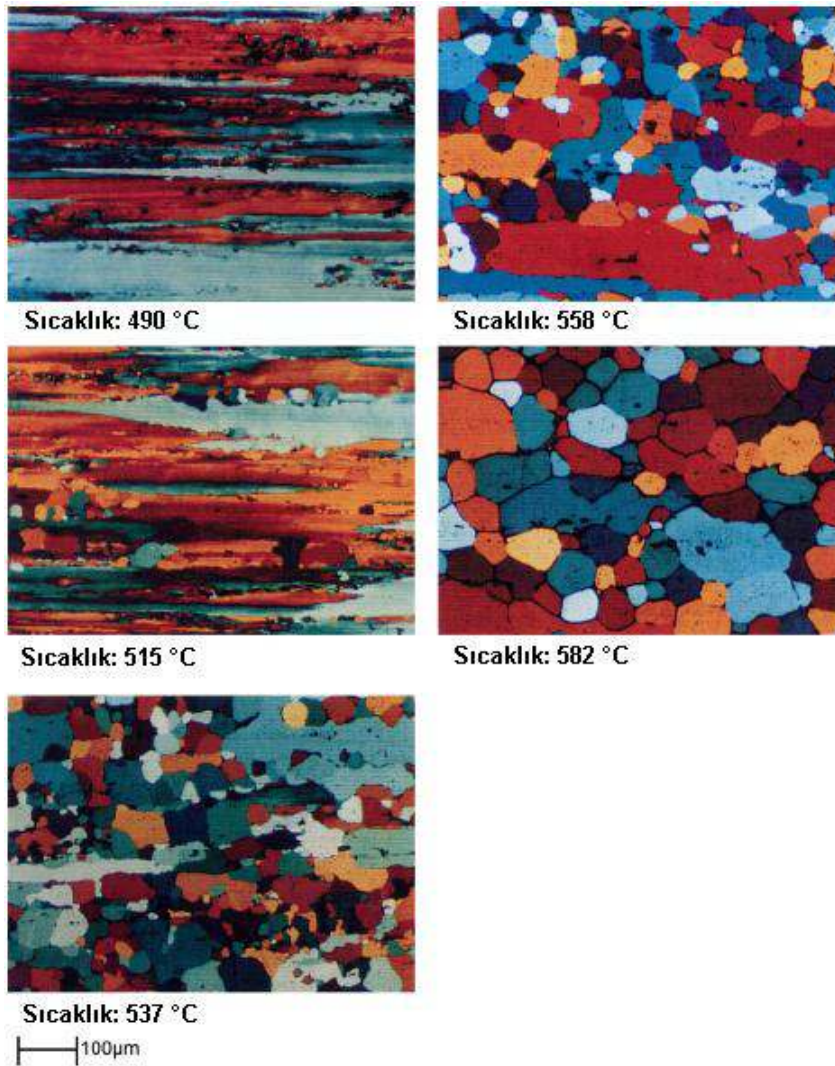
Resim 4.6. Tikso-dövme ile üretilmiş 7075 alaşımında gözlenen bazı döküm hataları [Vaneetveld ve ark., 2006]

Vaneetveld ve arkadaşları, tikso-dövme ile şekillendirmede akışın durması, katı-sıvı segregasyonu gibi hataları önlemek için ısıtılmış halde şekillendirme takımları (kalıp ve zimba), yüksek piston hızları ve düşük katı oranlarında şekillendirme tavsiye edilmektedir [Vaneetveld ve ark., 2006].

Atkinson ve arkadaşları, 7075 alaşımının yarı-katı bölgeye ısıtılırken yeniden kristalleşme kinetiğini araştırmışlardır. Araştırmacılar çalışmalarında, 3 farklı tedarikçiden alınan 3 farklı kimyasal kompozisyona sahip ve 2 farklı oranda ekstrüze edilen 2,5 mm X 10 mm X 15 mm ebatlarındaki numuneleri farklı sıcaklıklarda beklettikten sonra tuzlu suda soğutarak mikroyapılarını incelemişlerdir [Atkinson ve ark., 2008-2].

Ekstrüze halden yarı-katı bölgeye ısıtılan numunede 515 °C’de uzun bekletme sürelerinde dahi (1 saat) yeniden kristalleşmemiş ve ekstrüzyon yönünde uzamış tanelerin varlığı tespit edilmiştir (Resim 4.7). Bunun nedeni E fazı ($Al_{18}Mg_3Cr_2$) ve diğer parçacıkların neden olduğu “tane sınırı pinning etkisine” bağlanmaktadır. 560 °C gibi düşük oranda sıvı varlığı olan yarı-katı sıcaklığa ısıtılan numunelerde ise 10 dakikada numunenin tamamının yeniden kristalleştiği tespit edilmiştir. Kısmi ergimenin meydana geldiği bölgelerde yeniden kristalleşme meydana geldiği ve sıvı fazın varlığının yeniden kristalleşmeyi teşvik ettiği bildirilmektedir. Yarı-katı bölgede oluşan ilk sıvıda çökeltilerin reaksiyonu sonucu ve E fazının ve diğer tane sınırlarında pinning etkisi yapan parçacıkların sıvı fazda çözünmesiyle pinning etkisi

ortadan kalkmaktadır. Alaşımın kimyasal kompozisyonunun ve ekstrüzyon oranının nihai tane boyutu üzerinde etkili olduğu vurgulanmaktadır [Atkinson ve ark., 2008-2].



Resim 4.7. 1:8.5 oranında ekstrüze edilmiş ve farklı sıcaklıklarda 10 dak bekletme sonrası tuzlu suda soğutulan 7075 alaşımının mikroyapıları [Atkinson ve ark., 2008-2]

Literatürde yarı-katı halde yapılmış bazı çalışmalarda elde edilen mekanik özelliklerin özeti Çizelge 4.2’de üzere verilmiştir. 7075 Al alaşımı yarı-katı şekillendirme sonrası mekanik özellik bakımından oldukça iyi performans göstermekte ve neredeyse dövülmüş koşullara yakın mekanik özellikler sergilemektedir.

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Malzeme

Çalışmalarda kullanılan AA7075 (ETİAL-44) alaşımı ekstrüze halde 40 mm çapında ve 3000 mm boyunda Seydişehir Alüminyum A.Ş.'den temin edilmiş olup kimyasal bileşimi Çizelge 5.1'de verilmiştir. Kimyasal bileşimin belirlenmesinde ARL 3460 model optik emisyon spektrometresi kullanılmıştır. 3 farklı noktadan alınan değerlerin ortalaması Çizelge 4.1'de verilmiştir. AA7075 alaşımının Çizelge 5.2'de verilen nominal AA7075 alaşımının kimyasal bileşimine uyumlu olduğu gözlemlenmiştir.

Çizelge 5.1. Çalışmalarda kullanılan AA7075 (ETİAL-44) alaşımının kimyasal kompozisyonu (ağırlıkça %)

Zn	Mg	Cu	Mn	Si	Cr	Ti	Fe
5,599	2,033	1,329	0,183	0,383	0,157	0,007	0,741
Ni	Pb	Sn	Zr	V	Ga	Se	Al
0,008	0,043	0,012	0,001	0,006	0,014	0,001	Kalan

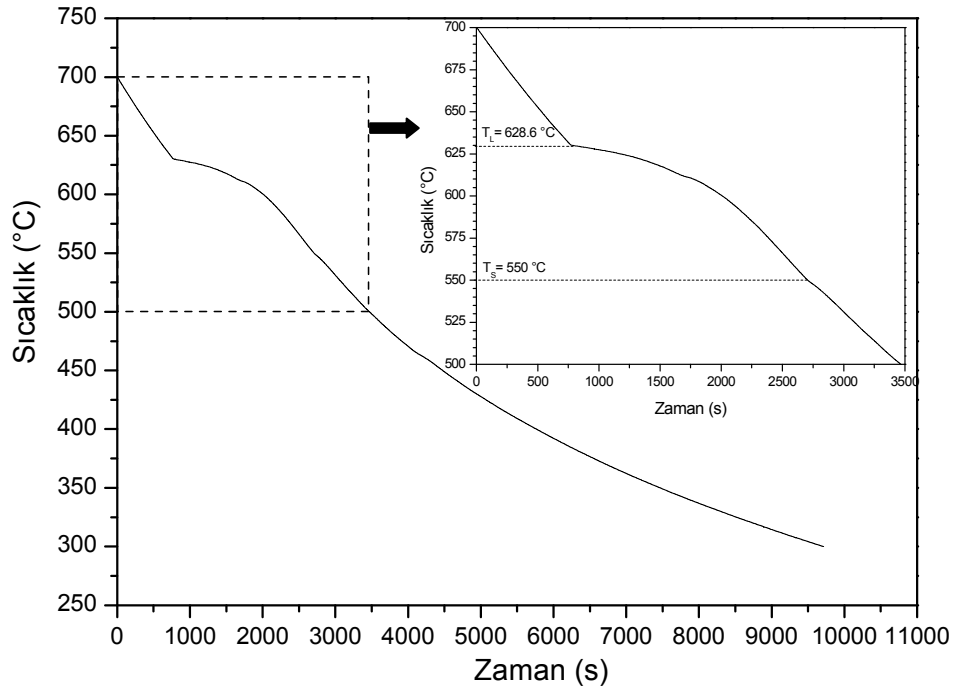
Çizelge 5.2. AA7075 alaşımının nominal kimyasal kompozisyonu (ağırlıkça %) [Kaufman, 2000]

Zn	Mg	Cu	Mn	Si	Cr	Ti	Al
5,1-6,1	2,1-2,9	1,2-2,0	En fazla 0,3	En fazla 0,4	En fazla 0,18-0,28	En fazla 0,2	Kalan

5.2. AA7075 Alaşımının Katılaşma (Solidüs) ve Sıvılaşma (Likidüs) Sıcaklıklarının Belirlenmesi

AA7075 alaşımının ait katılaşma ve sıvılaşma sıcaklıklarını tespit etmek amacıyla alaşımın soğuma eğrisi çıkarılmıştır. Bunun için 300 g ağırlığında ekstrüze haldeki alaşım elektrik direnci ile çalışan bir ısıtma ocağında grafit potada ısıtılarak 700 °C'den itibaren katılaşmaya bırakılmıştır. Ergiyik haldeki Al alaşımına daldırılan K tipi ısı çifti aracılığıyla sıcaklıklar ölçülmüş ve her saniye için bir veri alacak şekilde veriler veri toplama cihazına kaydedilmiştir. Bu

Çalışma sonucu sıvılaşma sıcaklığı (likidüs) 628,6 °C ve katılaşma sıcaklığı (solidüs) 550 °C olarak tespit edilmiştir (şekil 5.1 ve izelge 5.3).

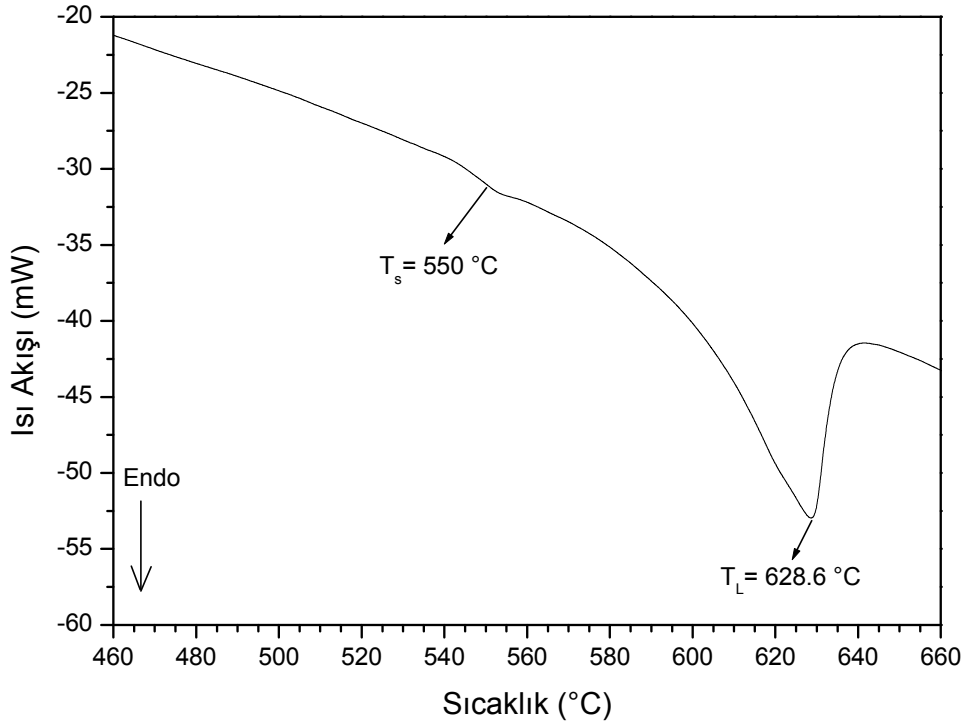


şekil 5.1. AA7075 alaşımının soğuma eğrisi

AA7075 alaşımının katılaşma (solidüs) ve sıvılaşma (likidüs) sıcaklıklarını ve sıcaklığa bağlı olarak değişen sıvı-katı oranlarının belirlenmesinde Perkin-Elmer marka DTA (Diferansiyel Termal Analiz) cihazı kullanılmıştır. Bu ölçümler için aşındırarak kesme yapan cihazda soğuk deformasyona uğratılmadan kesilerek elde edilen 20 mg 7075 Al numune asal gaz atmosferinde (Ar gazı) 10 °C/dak ısıtma hızında oda sıcaklığından 660 °C'ye sıcaklığa kadar ısıtılmıştır. Cihazın yazılımından faydalanılarak elde edilen ısı akışı-sıcaklık grafiği şekil 5.2'de gösterilmektedir. Bu alışma sonucunda likidüs 628,6 °C ve solidüs 550 °C olarak tespit edilmiştir (şekil 5.2).

Çizelge 5.3. Çalışmalarda kullanılan AA7075 alaşımının solidüs ve likidüs sıcaklıkları

Katılaşma Sıcaklığı (°C)	Sıvılaşma Sıcaklığı (°C)	Katılaşma Aralığı (°C)
550	628,6	78,6



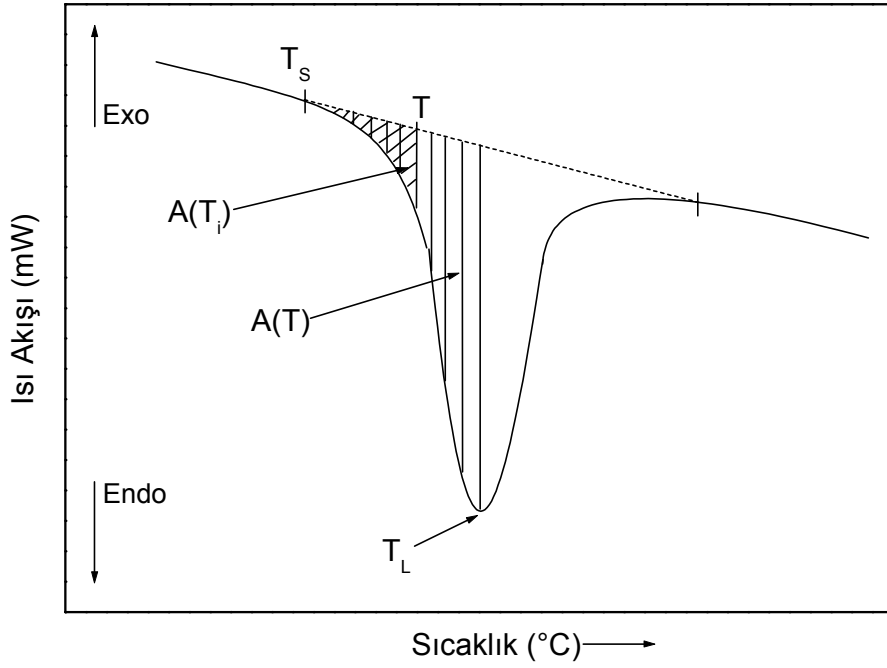
Şekil 5.2. AA7075 alaşımına ait DTA eğrisi

5.3. Yarı-katı Şekillendirme İçin Uygun Sıcaklıkların Belirlenmesi

AA7075 alaşımında sıcaklığa bağlı olarak değişen sıvı oranlarının belirlenmesinde DTA eğrisinden faydalanılarak “kısmi alan” yöntemi kullanılmıştır [Tzimas ve Zavaliangos, 2000]. Bu yöntemde DTA eğrisinde pik sıcaklığa (T_L) kadar olan alanın toplamı, toplam sıvı oranına karşılık geldiği kabul edilmektedir (Şekil 5.3). Buna göre istenilen bir sıcaklığa (T) karşılık gelen sıvı oranı (f_L), o sıcaklığın altında kalan alanın $A(T_i)$, toplam alana $A(T)$ bölünmesiyle bulunabilmektedir (Eş. 5.1). Buna göre,

$$f_L(T) = \frac{A(T_i)}{A(T)} \quad (5.1)$$

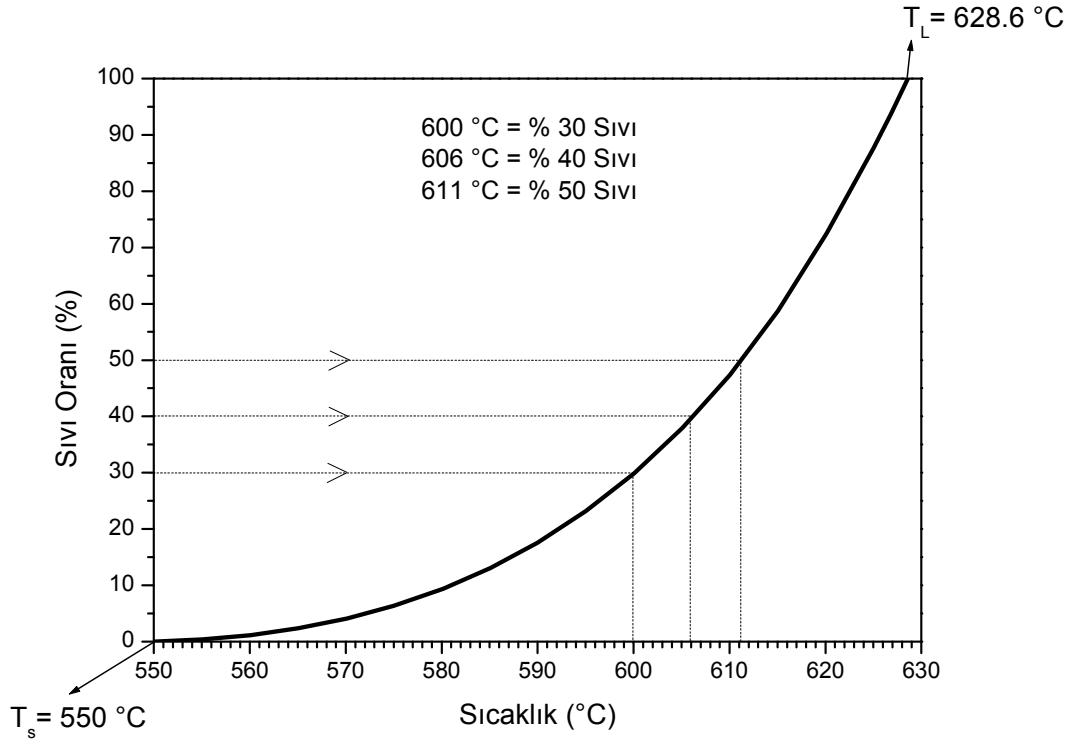
eşitliği istenilen sıcaklığa (T) ait sıvı oranını vermektedir.



Şekil 5.3. % Sıvı oranının hesaplanmasında kullanılan DTA eğrisinin şematik gösterimi

Kısmi alan yöntemi kullanılarak hesaplanan sıcaklık-yüzde sıvı oranları Şekil 5.4'te verilmiştir. Tikso-döküm işlemleri genellikle %30-%50 sıvı oranını veren sıcaklıklarda yapılmaktadır. %30-%50 arasındaki sıvı oranı tikso-döküm için gereklidir [Atkinson ve ark., 2002, Atkinson, 2005]. Dolayısıyla sıvı oranın tam ve doğru olarak tespit edilmesi tikso-döküm açısından oldukça önemlidir.

%30, %40 ve %50 sıvı oranını veren sıcaklıklar sırasıyla 600 °C, 606 °C ve 611°C olarak belirlenmiştir. Tikso-dökümle şekillendirme deneylerinde bu sıcaklıklar kullanılmıştır.



Şekil 5.4. Sıcaklığa bağlı olarak % sıvı oranının değişimi

5.4. Ön Malzeme Üretimi

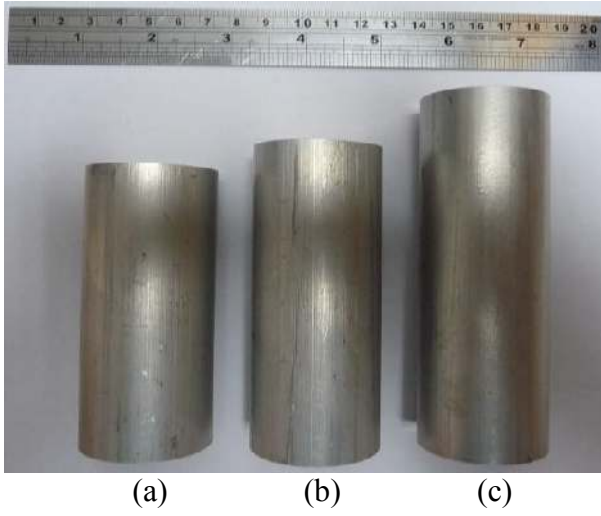
Tıkso-şekillendirmede gerekli olan ince taneli ve küremsi yapıya sahip ön malzeme üretimi için SIMA yöntemi seçilmiştir. Bu amaçla 40 mm çapında ekstrüze haldeki numunelere farklı miktarlarda soğuk deformasyon uygulanmıştır. Deformasyon oranları Eş. 5.2 ile hesaplanmıştır.

$$\% \epsilon = \frac{l_o - l_s}{l_o} \times 100 \quad (5.2)$$

Burada % ϵ ; toplam deformasyon oranı, l_o ve l_s sırasıyla malzemenin ilk ve son boyudur.

Farklı deformasyon oranları (%10, %20 ve %30) elde etmek amacıyla numune boyları farklı yükseklikte kesilerek 250 ton basma kapasitesine sahip hidrolik preste dikey olarak 2 mm/dak basma hızıyla oda sıcaklığında basılmışlardır (Resim 5.1).

Başlangıç çapı sabit kalmak koşulu ile farklı yüksekliklerde kesilen numuneler, son yükseklik 75 mm'ye kadar deforme edilmiştir (Resim 5.2). %40 deforme etmek amacıyla 125 mm boyunda kesilen numune 75 mm' ye deforme edildiğinde flambaj yaparak ortasından çatlamıştır (Resim 5.3). Çalışmalarda sabit ilk çapta (40 mm) flambaj olmaksızın en fazla %30 soğuk deformasyon gerçekleştirilebilmiştir.



Resim 5.1. Soğuk deformasyon öncesi kesilmiş haldeki numune boyları; a) ilk boy=83,33 mm, b) ilk boy= 93,75 mm ve c) ilk boy= 107,15 mm



Resim 5.2. Soğuk deformasyon sonrası 75 mm boy uzunluğuna getirilen numunelerin soğuk deformasyon oranları; a) %10, b) %20 ve c) %30



Resim 5.3. %40 soğuk deformasyon uygulanmış numune

Soğuk deformasyon sonrası bütün numunelerde çapta büyüme meydana gelmiştir. Deformasyon öncesi 40 mm olan numune çapı, deformasyon oranına bağlı olarak soğuk deformasyon sonrası 45-48 mm aralığında değişmiştir. Yarı-katı metal şekillendirme ünitesinde numune tutucuya numunelerin yerleştirilebilmesi için bu çaplar 40 mm ve boylar 55 mm'ye torna ile işlenerek getirilmiştir. Resim 5.4'te yarı-katı şekillendirme işlemine hazır hale getirilen 40 mm çapında ve 55 mm boyundaki numune görülmektedir.



Resim 5.4. Soğuk deformasyon sonrası tornalanarak işlenmiş tikso-dökümle şekillendirmeye hazır numune

5.5. Yarı-katı Metal Şekillendirme Ünitesi

Resim 5.5’te Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümünde kurulmuş olan yarı-katı metal şekillendirme ünitesi görülmektedir. Sistem esas olarak iki temel üniteden oluşmaktadır. Bunlar; basınçlı döküm makinesi ve indüksiyon ısıtma üniteleridir. Bunların dışında, kalıp şartlandırıcı (kalıp ısıtma makinesi) ve numune düşürme mekanizması olmak üzere iki yardımcı ünite daha bulunmaktadır.

Basınçlı döküm makinesi 20 ton enjeksiyon ve 150 ton mengene kilitleme gücüne sahiptir. Piston hızı 0,1 m/s ile 2,37 m/s arasında değişen hızlarda PLC ile kontrol edilebilmektedir.



Resim 5.5. Yarı-katı metal şekillendirme ünitesinin genel görünümü

Numuneleri yarı-katı sıcaklığa ısıtmak için Inductotherm marka 35 kW ve 9,6 kHz orta frekanslı PowerVIP Dual Track model indüksiyon jeneratörü kullanılmıştır

(Resim 5.6). İndüksiyon ısıtma sistemi kapalı devre su soğutma sistemi, indüksiyon jeneratörü, ergitme potası, ısıtma bobini ve sıcaklık kontrol panelinden oluşmaktadır.



Resim 5.6. İndüksiyon jeneratörü

Numune düşürme mekanizması pnömatik bir sistem olup ileri itme pistonu, devirme pistonu ve numune tutucudan (grafit kayık) oluşmaktadır (Resim 5.7). Pnömatik sistem devreye alındığında ilk olarak ileri itme pistonu ileri doğru hareket ederek numune tutucuyu ileri sürmekte ve bobinden dışarı çıkarmaktadır. Daha sonra devirme pistonu hareket ederek numuneyi numune tutucudan hazneye düşürmektedir (Resim 5.8).



(a)

(b)



(c)

(d)

Resim 5.9. Kalıp şartlandırıcı (ısıtıcı); a) ön panel, b) kalıp şartlandırıcı akışkan giriş çıkış hortumları, c) kalıba akışkan giriş hortumları ve d) kalıptan akışkan çıkış hortumları

5.6. İndüksiyon Jeneratörü Sıcaklık Kontrolü

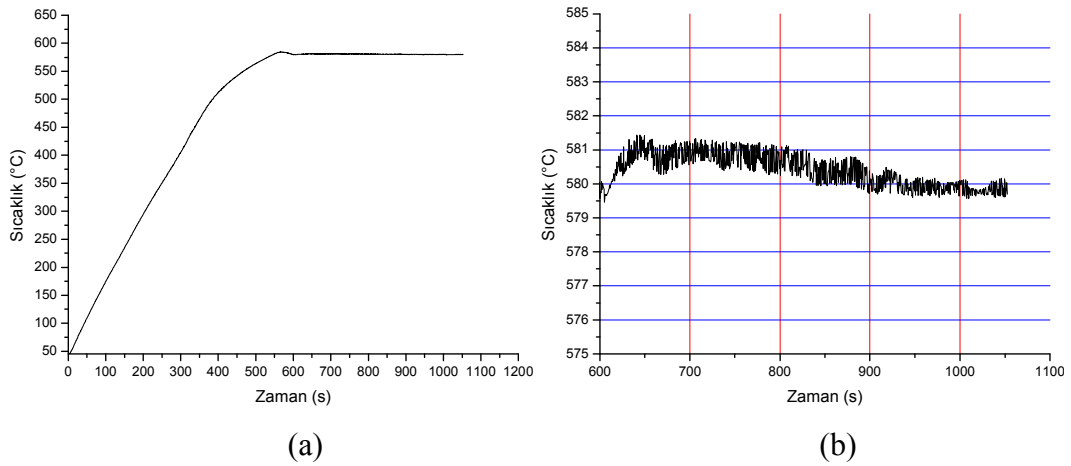
Numuneleri yarı-katı sıcaklığa ısıtmada indüksiyon jeneratörü K tipi (NiCr-Ni) ısı çifti ile sıcaklık kontrollü olarak çalıştırılmıştır. Isıl çiftten alınan mV değerleri 4-20 mA bir transmitter kullanılarak indüksiyon jeneratör ünitesindeki ana kart kontrol edilmiş ve böylelikle ± 1 °C hassasiyetle sıcaklık kontrolü sağlanmıştır.

Çizelge 5.4'te ölçüleri verilen indüksiyon bobininde sıcaklık kontrolü için %20 kontrol gücünde (6 kW) 580°C sıcaklığa ısıtma yapılarak bu sıcaklıkta bekleme esnasında sıcaklıktaki sapmalar belirlenmiştir. Sıcaklık verileri, numunenin merkezine yerleştirilen 2,7 mm çapında K tipi ısı çiftin bağlı olduğu veri toplayıcı ile saniyede 1 veri alınarak elde edilmiştir.

Çizelge 5.4. İndüksiyon bobinin ölçüleri

Bobin iç çapı	90 mm
Bobin dış çapı	120 mm
Sarım sayısı	15
Bobin ısıtma uzunluğu	230 mm

%20 kontrol gücünde (6 kW) indüksiyon bobininde ısıtılan bir numunedeki zaman-sıcaklık ilişkisi Şekil 5.5.a' da verilmiştir. Yarı-katı sıcaklıkta bekleme esnasında sıcaklıktaki sapmalar $\pm 1^\circ\text{C}$ olarak kontrol edilmiştir (Şekil 5.5.b).



Şekil 5.5. İndüksiyon bobininde %20 kontrol gücünde (6 kW); a) zaman-sıcaklık ilişkisi, b) 580 °C sıcaklıkta zamana bağlı olarak sıcaklıktaki sapmalar

5.7. Tikso-dökümle Şekillendirme Deneyleri

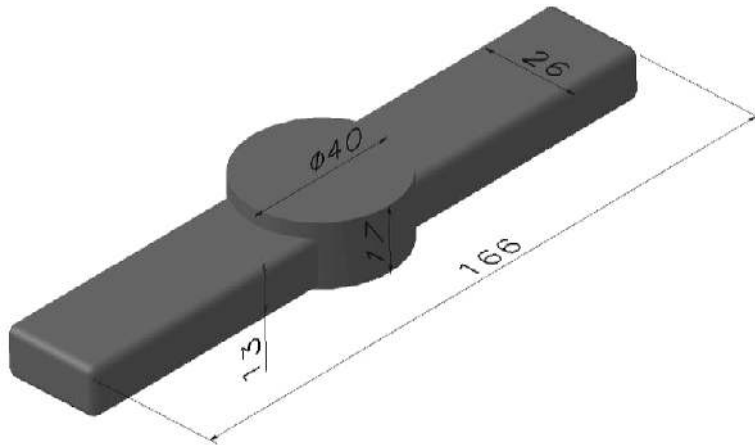
Tikso-dökümle şekillendirme deneyleri Resim 5.5'te gösterilen yarı-katı metal şekillendirme ünitesinde gerçekleştirilmiştir. Tikso-dökümle şekillendirmede Resim 5.4'te gösterilen %20 ve %30 soğuk deforme edilerek üretilmiş numuneler

kullanılmıştır. Kalıp sıcaklığı 150 °C’de sabit tutularak numuneler farklı sıvı oranlarına (%30, %40 ve %50) karşılık gelen yarı-katı sıcaklıklarda (600 °C, 606 °C ve 611 °C) ve farklı piston hızlarında basılarak şekillendirilmiştir. Tikso-dökümle şekillendirme deneylerinde kullanılan işlem parametreleri Çizelge 5.5’te verilmiştir.

Çizelge 5.5. Tikso-dökümle şekillendirmede işlem parametreleri

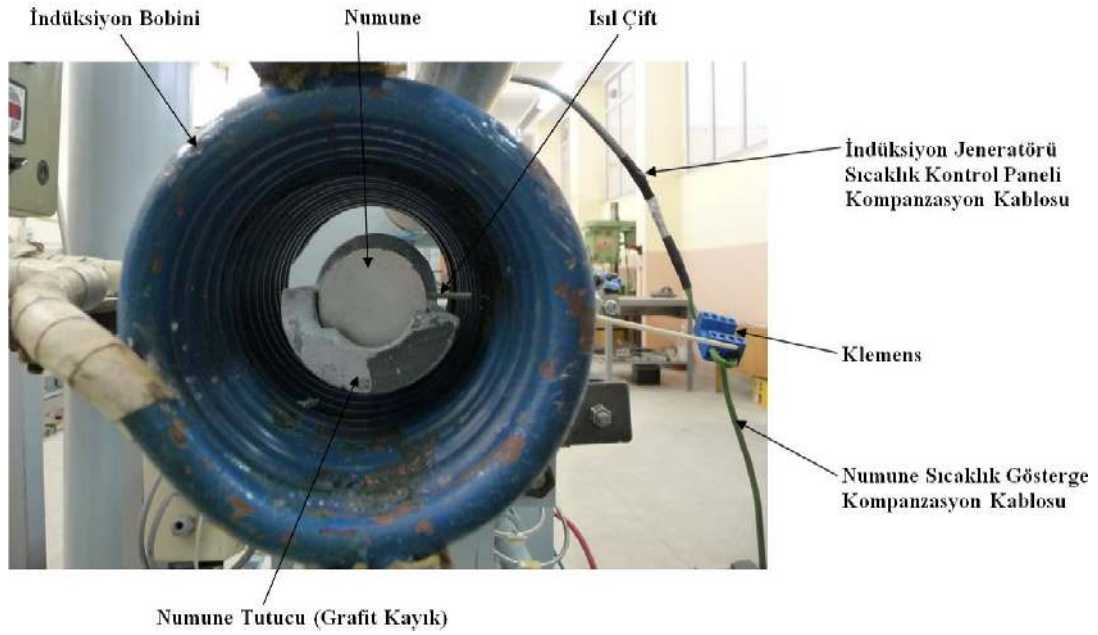
Yarı-katı Sıcaklık	600 °C (%30 Sıvı) 606 °C (%40 Sıvı) 611 °C (%50 Sıvı)
Yarı-katı Sıcaklıkta Bekleme Süresi	-
Yarı-katı Sıcaklığa Toplam Isıtma Süresi	6-6,5 dak
Yarı-katı Sıcaklığa Isıtma Hızı	160 °C/dak
Kalıp Sıcaklığı	150 °C
Kalıp Malzemesi	H13 sıcak iş takım çeliği
Piston Hızı	0,5 m/s 1 m/s 1,5 m/s 2 m/s 2,37 m/s
Enjeksiyon Kuvveti	20 ton
Enjeksiyon Basıncı	50 MPa

40 mm çap, 55 mm boy ve 69 cm³ hacme sahip numuneden Şekil 5.6’da ölçüleri verilen 64,3 cm³ hacme sahip parçanın tikso-dökümle şekillendirme ile üretimi hedeflenmiştir. Numune hacmi bu şekli rahatlıkla doldurabilecek boyutta tasarlanmıştır.



Şekil 5.6. Tikso-dökümle şekillendirme için bilgisayarda tasarlanmış parçanın katı model görünümü ve ölçüleri (mm)

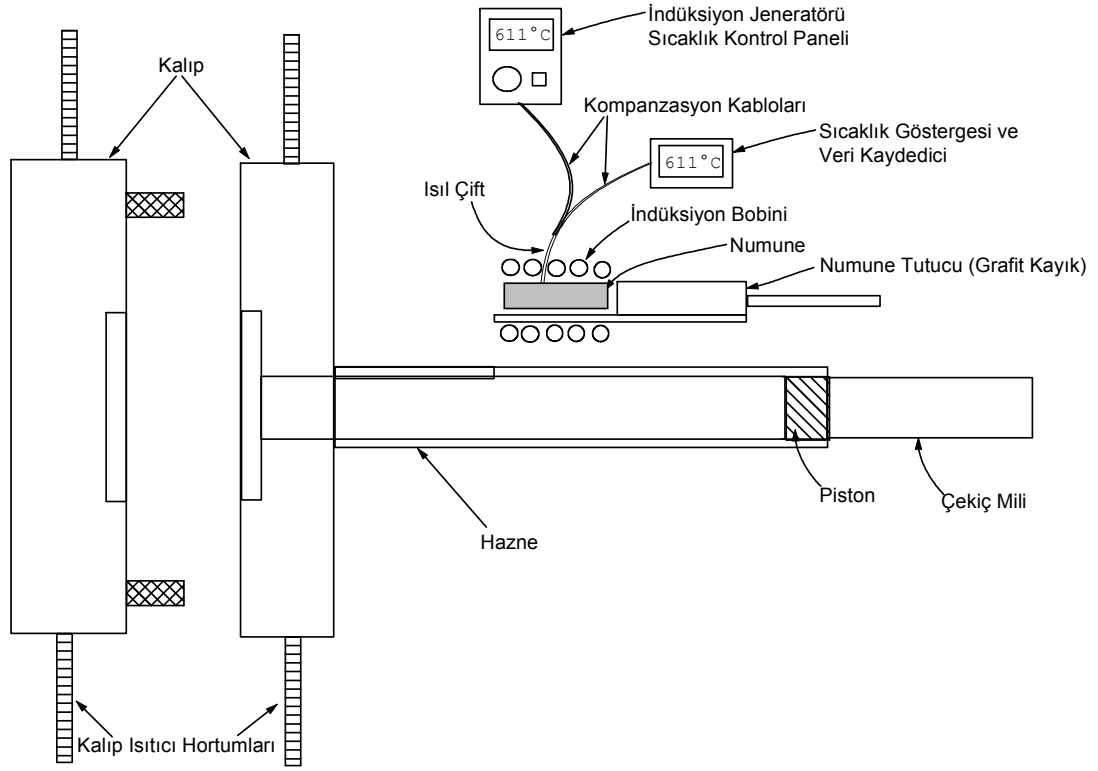
Deneyleerde numunenin sıcaklık kontrolü 2,7 mm çapında seramik kılıflı K tipi ısıl çift aracılığıyla gerçekleştirilmiştir. Numunenin tam ortasından merkezine kadar 3 mm delik delinerek ısıl çift numunenin merkezine kadar yerleştirilmiştir (Resim 5.10).



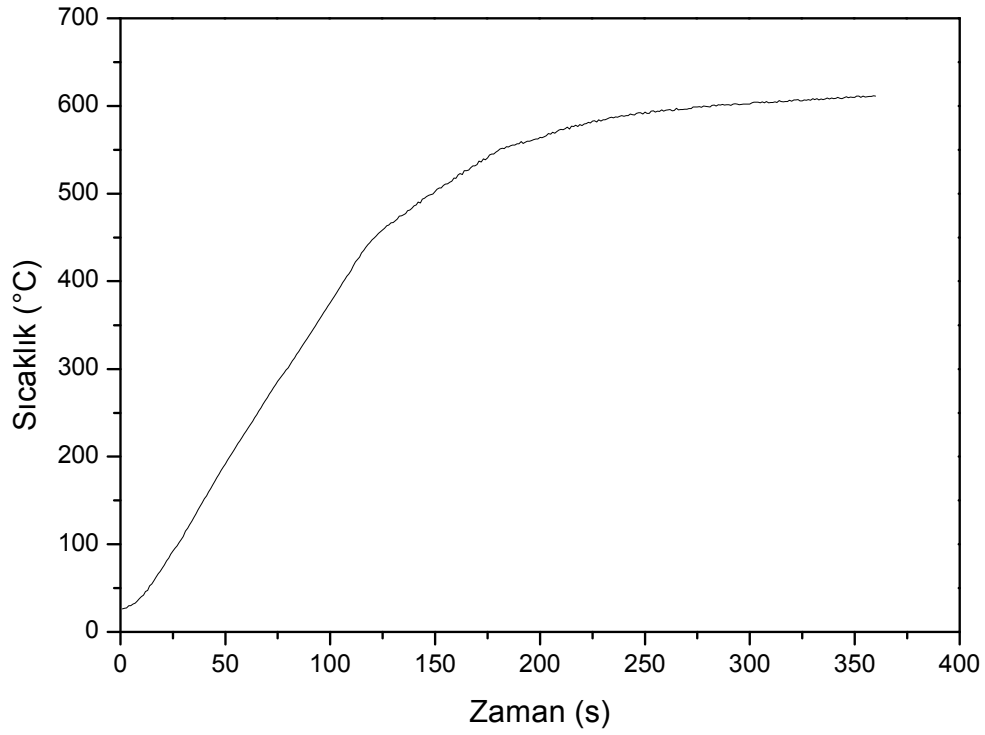
Resim 5.10. Numunenin ve ısıl çiftin indüksiyon bobini içindeki konumu

Tıkso-dkmlle şekillendirme işlemleri esnasında numunenin sıcaklığı dijital sıcaklık göstergesinden sürekli olarak takip edilmiştir (şekil 5.7). Yarı-katı sıcaklığa ısıtmada, aşırı tane büyümesinin önlemek için indüksiyon jeneratörü gücü 300 C'ye kadar %30 kontrol gücüne ayarlanmış, 300 C'den sonra ise %20 kontrol gücüyle ısıtılarak numunenin sıcaklığı toplam 6-6,5 dakikada yarı katı sıcaklığa getirilmiştir (şekil 5.8). Numune, yarı-katı sıcaklıkta bekletilmeden, numune düşürme mekanizması aracılığıyla hızla hazneye düşürülmüş ve 150 C'deki kalıba piston aracılığıyla enjekte edilmiştir.

Enjeksiyonla şekillendirme sonrası kalıp iticileri aracılığıyla kalıptan çıkarılan parça havada oda sıcaklığına soğumaya bırakılmıştır.

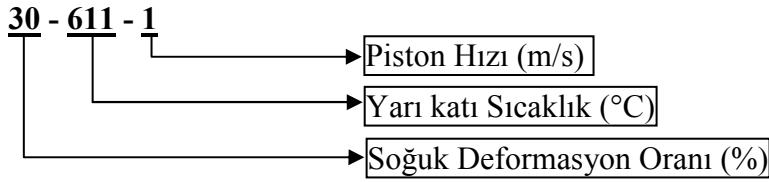


Şekil 5.7. Tikso-dökümle şekillendirme ünitesinin şematik gösterimi



Şekil 5.8. İndüksiyon bobini ile 611°C'ye ısıtmada zaman-sıcaklık eğrisi

Çizelge 5.6.'da verilen tikso-dökümle şekillendirme deney planından görülebileceği üzere %20 ve %30 oranında soğuk deforme edilmiş ön malzemeler (numuneler) üç farklı sıvı oranına karşılık gelen 600 °C, 606 °C ve 611 °C' lerde beş farklı piston hızıyla tikso-dökümle şekillendirilmiştir. Tikso-dökümle şekillendirilen numuneler aşağıdaki gibi kodlanmıştır;

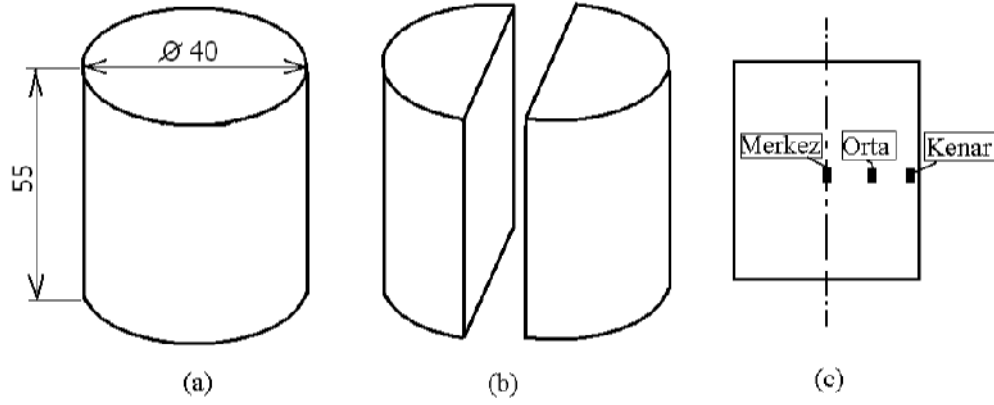


Çizelge 5.6. Tikso-dökümle şekillendirme deney planı

Ön Malzeme	Yarı-katı Sıcaklık (°C)	Piston Hızı (m/s)	Numune Kodu
%20 Soğuk Deformasyon	600 °C (Sıvı Oranı = %30)	0,5	20-600-0,5
		1	20-600-1
		1,5	20-600-1,5
		2	20-600-2
		2,37	20-600-2,37
	606 °C (Sıvı Oranı = %40)	0,5	20-606-0,5
		1	20-606-1
		1,5	20-606-1,5
		2	20-606-2
		2,37	20-600-2,37
	611 °C (Sıvı Oranı = %50)	0,5	20-611-0,5
		1	20-611-1
		1,5	20-611-1,5
		2	20-611-2
		2,37	20-611-2,37
%30 Soğuk Deformasyon	600 °C (Sıvı Oranı = %30)	0,5	30-600-0,5
		1	30-600-1
		1,5	30-600-1,5
		2	30-600-2
		2,37	30-600-2,37
	606 °C (Sıvı Oranı = %40)	0,5	30-606-0,5
		1	30-606-1
		1,5	30-606-1,5
		2	30-606-2
		2,37	30-606-2,37
	611 °C (Sıvı Oranı = %50)	0,5	30-611-0,5
		1	30-611-1
		1,5	30-611-1,5
		2	30-611-2
		2,37	30-611-2,37

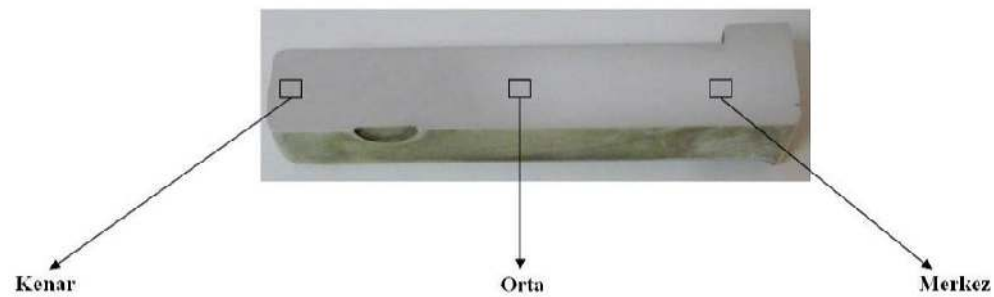
5.8. Metalografik Çalışmalar

Mikroyapı karakterizasyon çalışmaları, optik mikroskop ve SEM aracılığıyla gerçekleştirilmiştir. SIMA işlemi ile küremsi mikroyapıya sahip ön malzeme üretmek için farklı oranlarda soğuk deforme edilmiş ve yarı-katı sıcaklıktan hızla soğutulmuş numuneler Şekil 5.9.b’deki gibi önce boydan boya ortadan ikiye kesilmiş sonra numunenin orta hattı boyunca kenar, orta ve merkez olmak üzere üç bölgeden mikroyapı resimleri almak suretiyle incelenmiştir (Şekil 5.9.c). Tane boyutu ve şekil faktörü ölçümlerinde bu üç bölgeden alınan mikroyapılar değerlendirilmiştir.



Şekil 5.9. Ön malzeme olarak kullanılan numunelerin metalografik incelenmesi; a) numune, b) numunenin boydan boya kesilmiş hali ve c) incelenen bölgeler

Tikso-döküm sonrası numuneler Resim 4.11’deki gibi kesilerek yine kenar, orta ve merkez olmak üzere üç bölgeden mikroyapı resimleri almak suretiyle incelenmiştir.



Resim 5.11. Tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin metalografik inceleme bölgeleri

Numunelerin metalografik hazırlığında aşındırarak kesme yapan cihaz kullanılarak kesme işlemleri gerçekleştirilmiştir. Sırasıyla 220, 400, 800 ve 1200 numaralı su zımparaları ile zımparalamanın ardından 6 µm ve 3 µm elmas pasta süspansiyonları kullanılarak parlatma işlemi yapılmıştır. Nihai parlatma 0,5 µm kolloidal silika ile yapılmıştır. Dağlayıcı olarak Keller (190 ml H₂O + 5 ml HNO₃ + 3 ml HCl + 2 ml HF) çözeltisi kullanılmıştır.

Mikroyapıların görüntülenmesinde Leica DFC 320 dijital kamera bağlantılı Leica DM 4000 M model optik mikroskop kullanılmıştır.

Çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinin karakterizasyonunda Jeol 6060 LV model tarama elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Noktasal ve çizgisel elementel analizler tarama elektron mikroskobuna bağlı IXRF marka EDS (enerji dağılımlı X-ışını spektrometresi) cihazı ile gerçekleştirilmiştir.

Tane boyutu ölçümlerinde Leica Q550 MW görüntü analiz yazılımı kullanılmış olup çizgisel kesişme yöntemi ile ölçümler gerçekleştirilmiştir.

Ön malzeme üretiminde küresellik derecesinin değerlendirilmesi için Eş. 5.3'te verilen şekil faktörü formülü [Witulski ve ark., 1998] kullanılmıştır;

$$\text{Şekil Faktörü} = \frac{4\pi A}{P^2} \quad (5.3)$$

Burada, A; ölçüm yapılan tanenin alanı, P ise tanenin çevre uzunluğudur. Şekil faktörü değerinin 1 olması tanenin tamamen küresel olduğunu gösterir.

Ölçümler, Şekil 5.9 ve Resim 5.11'de gösterilen kenar, orta ve merkez bölgelerinin 9 mm²'ye (3x3 mm) karşılık gelen alanlar incelenerek yapılmıştır.

5.9. X-ışınları Radyografisi

Tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerde yapıdaki çekme gözeneği ve sıcak yırtılma gibi hataların tespiti için X-ışınları radyografisi ile tahribatsız muayene yapılmıştır. X-ışınları ile radyografik muayene EN 12681 standardı esas alınarak Siefert Eresco marka 150 kV'luk X-ışınları radyografi cihazında 70 kV enerji ile C3 kalite sınıfı D4 film kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

5.10. Yoğunluk Ölçümü

Tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerde mikro-gözenek boyutunun çok küçük olması nedeniyle mikro-gözeneklerin toplam hacimsel oranını belirleyebilmek için yoğunluk ölçümü yapılmıştır. Yoğunluk ölçümleri Sartorius marka 0,0001 g hassasiyette ölçüm yapabilen dijital terazide yoğunluk ölçüm kiti kullanılarak yapılmıştır. Yoğunluk ölçümleri suda yüzdürme (buoyancy) yöntemi ile oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Yoğunluk hesaplamaları Eş. 5.3'te verilen formül kullanılarak yapılmıştır.

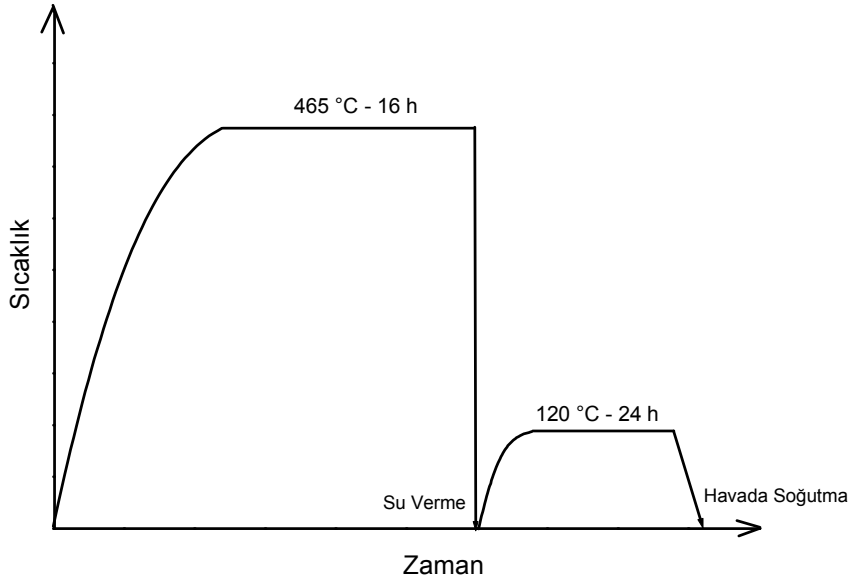
$$\frac{d_n}{d_{su}} = \frac{W_h}{W_h - W_{su}} \Rightarrow d_n = \left(\frac{W_h}{W_h - W_{su}} \right) d_{su} \quad (5.3)$$

Burada, d_n ; numunenin yoğunluğu, d_{su} ; oda sıcaklığındaki suyun yoğunluğu ($0,9970479 \text{ g/cm}^3$), W_h ; numunenin havadaki ağırlığı ve W_{su} ise numunenin su içerisindeki ağırlığıdır.

5.11. T6 Isıl İşlemi

En iyi mekanik özellikleri sağlayan tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelere T6 yaşlandırma ısısal işlemi uygulanmıştır. Bu amaçla numuneler, $465 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 16 saat çözündürme ve suda soğutma yapılmış ve bu işleme müteakip $120 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 24 saat

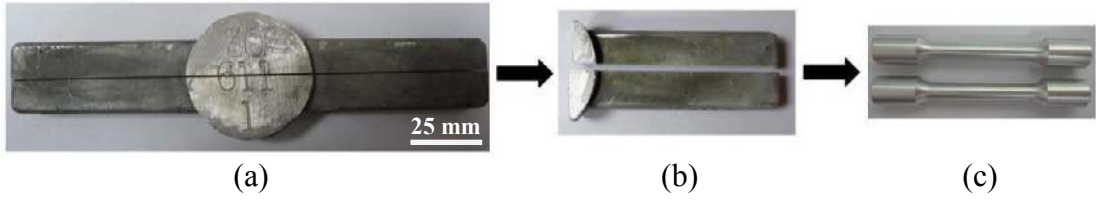
yaşlandırma ısııl işlemeine tabi tutulmuştur. Uygulanan ısııl işlemeinin özeteti Şekil 5.10'da verilmiştir.



Şekil 5.10. Tikso-dökümle sekilendirilmiş numunelere uygulanayan yaşlandırma ısııl işlemeinin özeteti

5.12. Mekanik Testler

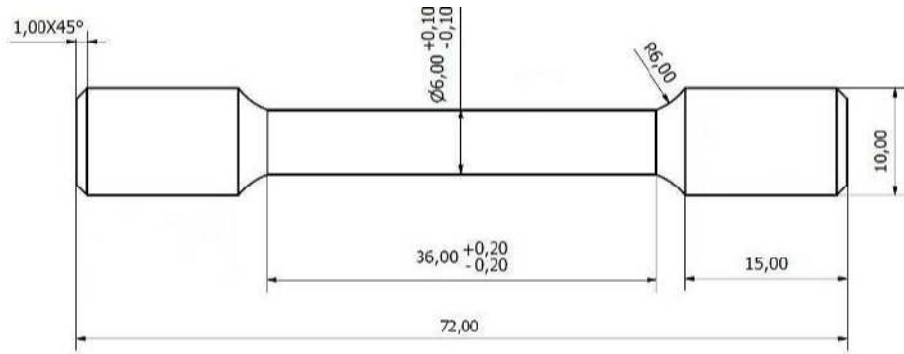
Tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin mekanik özelliklerini araştırma amacıyla çekme ve sertlik testleri yapılmıştır. Tikso-dökümle şekillendirilmiş bir numuneden çekme çubuğu üretim aşamaları Resim 5.12.a-c'de gösterilmiştir. Numuneler ilk olarak boydan boya tel erozyonla kesilerek iki parçaya ayrılmıştır (Resim 5.12.a). Kesilen numuneler daha sonra enine kesilerek 13x13x72 mm boyutlarına getirilerek dikdörtgenler prizması şeklinde 4 adet numune üretilmiştir (Resim 5.12.b). Bu numuneler tornada işlenerek Resim 5.12.c'deki gibi çekme çubuğu haline getirilmiştir.



Resim 5.12. Tikso-dökümle şekillendirilmiş bir parçadan çekme çubuğu üretim aşamaları; a) boydan boya tel erozyonla kesim, b) boydan boya kesilen numunelerin enine kesilmesi, c) tornalama ile çekme çubuklarının üretimi

5.12.1. Çekme testi

Çekme testleri için kullanılan numune boyutları Şekil 5.10'da ve numunelerin işlenmiş halleri Resim 5.13'de verilmiştir. Çekme numuneleri boyutları ASTM E 8M standardına göre hazırlanmıştır. Çekme testleri Instron 3369 model 50 kN çekme ve basma kapasitesine sahip universal test cihazında oda sıcaklığında yapılmıştır. Testlerde hareketli başlık hızı 1 mm/dak ve ilk ölçü boyu uzunluğu 30 mm olarak seçilmiştir. Gerilme ve % uzama değerleri deney sırasında çekme cihazına bağlı bilgisayardan grafik olarak elde edilmiştir. Aynı grup numunelerden en az dört numune deneye tabi tutulmuş ve deney sonuçlarının ortalama değerleri alınmıştır.



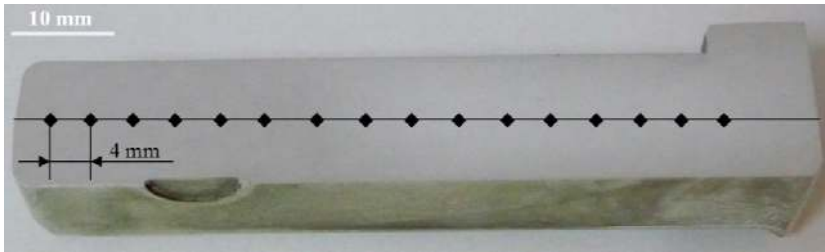
Şekil 5.11. Çekme numunesinin boyutları



Resim 5.13. Tikso-dökümle şekillendirme sonrası işlenmiş haldeki çekme numuneleri

5.12.2. Sertlik testi

Tikso-dökümle şekillendirilmiş ve T6 yaşlandırma ısıtma işlemi uygulanmış numunelerin sertliklerini belirlemek için Vickers sertlik ölçme yöntemi kullanılmıştır. Sertlik ölçümleri Instron-Wolpert marka Diatestor 7551 model sertlik ölçüm cihazında 5 kgf yükte 136° elmas piramit uç kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümlerinde cihaz kalibrasyon bloğu ile kalibre edildikten sonra numunelerin sertlikleri ölçülmüştür. Tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin sertlikleri Resim 5.14'te gösterilen hat boyunca kenarda merkeze doğru 4 mm aralıklarla 16 noktadan ölçüm alınarak gerçekleştirilmiştir.



Resim 5.14. Tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin sertlik ölçülen bölgeleri

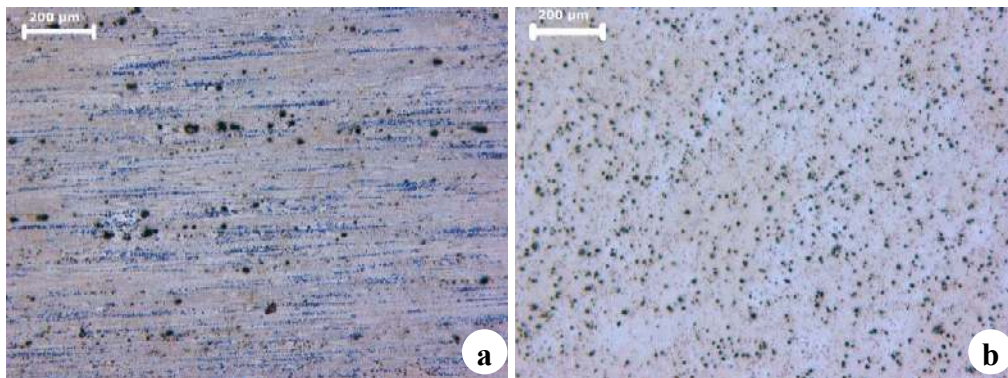
6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

6.1. Mikroyapı Karakterizasyonu

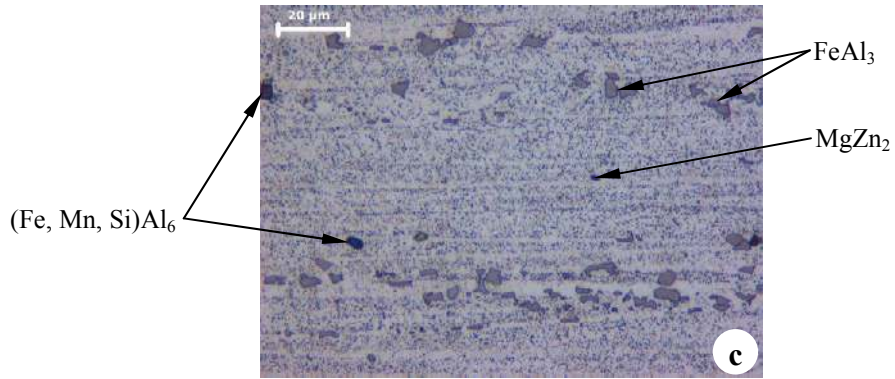
Ekstrüze haldeki (işlemsiz) numune, SIMA işlemi ile üretilmiş ön malzemeler, tikso-dökümle üretilmiş numuneler ve tikso-döküm+T6 ısıtıl işlemi ile üretilen numunelerin mikroyapıları optik mikroskop ve SEM ve EDS aracılığıyla karakterize edilmiştir.

6.1.1. Ekstrüze haldeki AA7075 alaşımının mikroyapısı

Ekstrüze haldeki AA7075 alaşımının işlemsiz haldeki mikroyapısı Resim 6.1’de verilmiştir. Ekstrüze halde malzemede ekstrüze yönüne paralel halde, metaller arası bileşiklerin ekstrüze yönünde yönlendiği ve bantlaşma şeklinde uzadığı gözlenmiştir (Resim 6.1.a). Ekstrüze yönüne dik konumda ise bu bileşiklerin homojen olarak dağıldıkları tespit edilmiştir (Resim 6.1.b). Resim 6.1.c.’de görülebileceği üzere mikroyapı Al matriste metaller arası bileşiklerden oluşmaktadır. Metaller arası bileşiklerin siyah renkli (Fe, Mn)Al₆ ve koyu renkli FeAl₃ olduğu tespit edilmiştir [Stevens, 1992]. Matriste ince dağılmış halde bulunan parçacıkların ise Zn/Mg oranı 2’den büyük olması sonucu oluşan MgZn₂ bileşiği olduğu belirlenmiştir [Mondolfo, 1979].

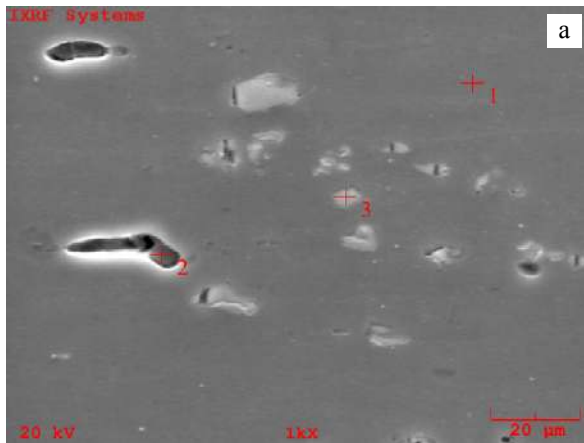


Resim 6.1. İşlemsiz haldeki AA7075 alaşımının mikroyapıları; a) ekstrüze yönüne paralel, X50, b) ekstrüze yönüne dik, X50 ve c) yüksek büyütme, X500, c) ekstrüze yönüne paralel mikroyapı (yüksek büyütme), X500

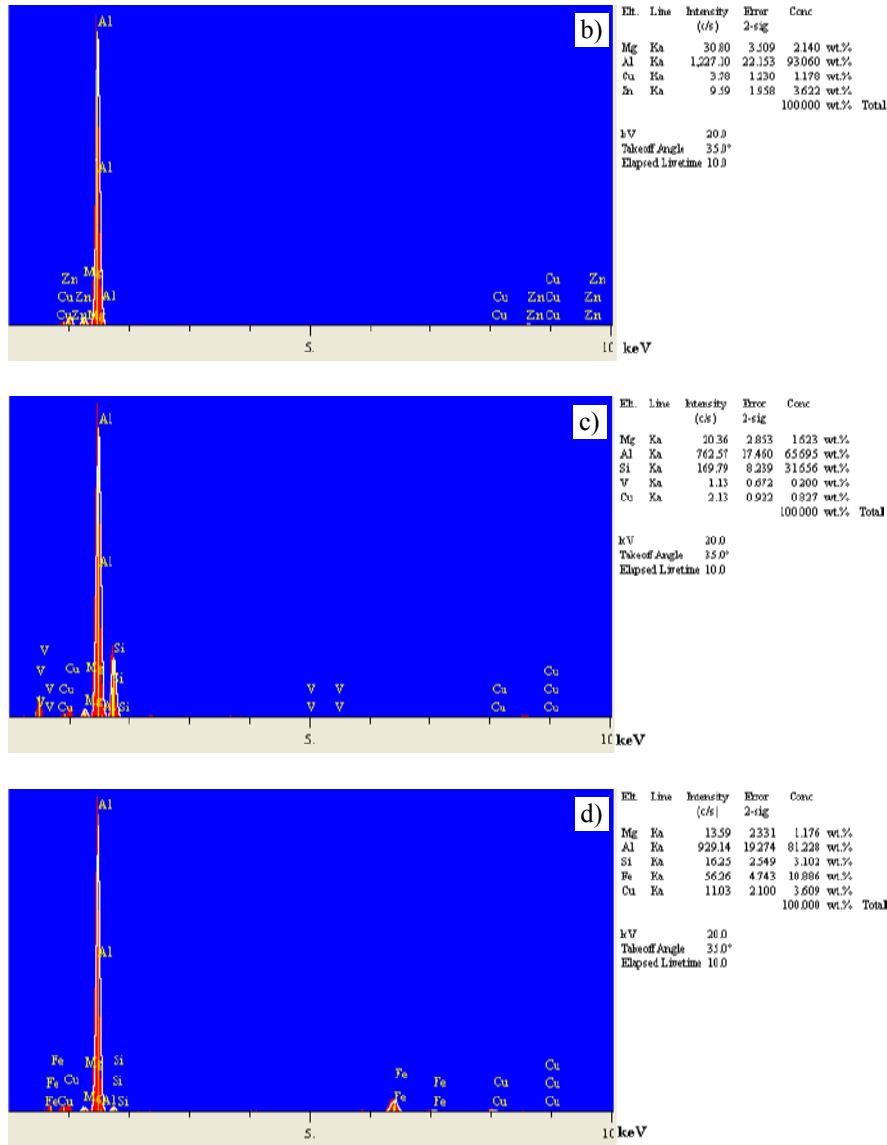


Resim 6.1.(Devam). İşlemsiz haldeki AA7075 alaşımlarının mikroyapıları; a) ekstrüze yönüne paralel, X50, b) ekstrüze yönüne dik, X50 ve c) yüksek büyütme, X500, c) ekstrüze yönüne paralel mikroyapı (yüksek büyütme), X500

Ekstrüze haldeki AA7075 alaşımında EDS analizi ile yapıdaki metaller arası bileşikler karakterize edilmiştir (Resim 6.2.a). Matris mikroyapısının esas olarak Al-Zn-Mg ve Cu' dan oluştuğu ve sırasıyla ağırlıkça % 93,06, % 3,622, % 2,14 ve % 1,178 konsantrasyona sahip olduğu belirlenmiştir (Resim 6.2.b). Resim 6.2.a'da 2. noktada görülen koyu renkli bileşiğin esas olarak Al (% 65,695) ile Si'dan (% 31,656) oluşan bir metaller arası bileşik olduğu tespit edilmiştir (Resim 6.2.c). 3. noktada görülen açık renkli bileşiğin ise esas olarak Fe (% 10,886) ile Al (81,228)'un meydana getirdiği ve aynı zamanda büyük oranda Cu (% 3,609) ve Si (% 3,102) içeren bir metaller arası bileşik olduğu belirlenmiştir (Resim 6.2.d).



Resim 6.2. a) Ekstrüze haldeki AA7075 alaşımlarının ekstrüze yönüne paralel SEM mikroyapısı, b) 1. noktanın EDS spektrumu (Al-Zn-Mg-Cu matris), c) 2. noktanın EDS spektrumu (Al-Si bileşiği) ve d) 3. noktanın EDS spektrumu (Al-Fe-Cu-Si bileşiği)

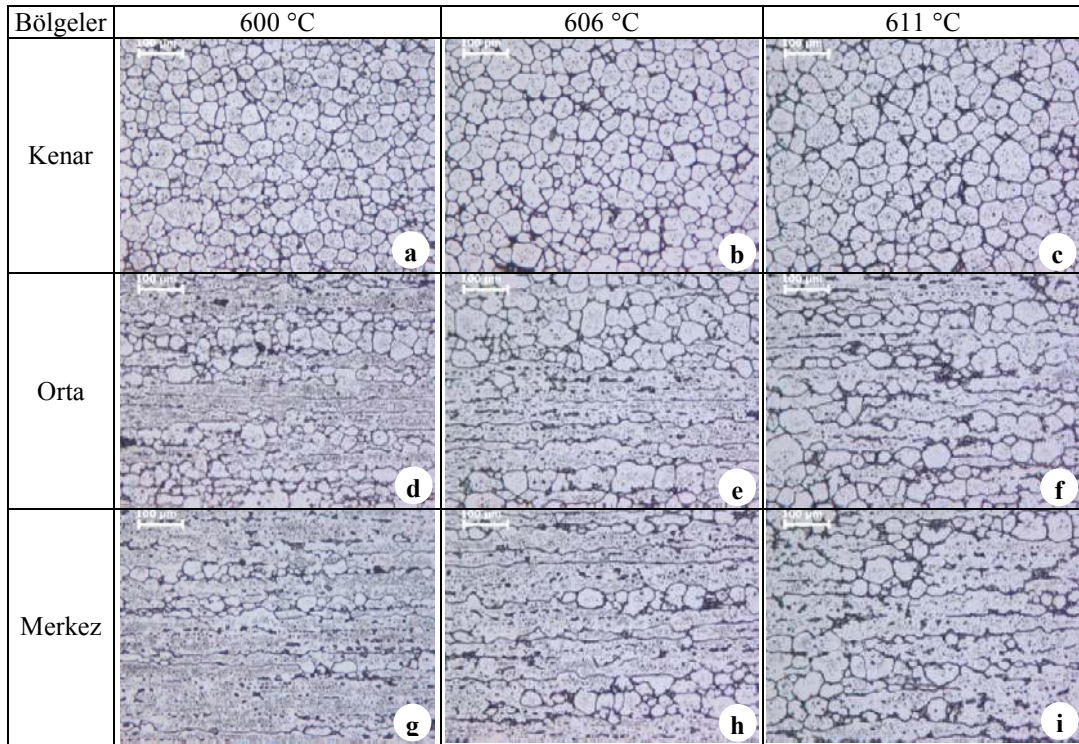


Resim 6.2.(Devam). a) Ekstrüze haldeki AA7075 alaşımlarının ekstrüze yönüne paralel SEM mikroyapısı, b) 1. noktanın EDS spektrumu (Al-Zn-Mg-Cu matris), c) 2. noktanın EDS spektrumu (Al-Si bileşiği) ve d) 3. noktanın EDS spektrumu (Al-Fe-Cu-Si bileşiği)

6.1.2. Ekstrüze halden yarı-katı sıcaklıktan soğutulmuş numunelerin mikroyapıları

Ekstrüze halden tiksotropik yapı (küremsi yapı) üretimini araştırmak amacıyla Ø40x55mm boyutlarındaki numuneler farklı yarı-katı sıcaklıklardan (600 °C, 606 °C ve 611 °C) hızla oda sıcaklığındaki suda soğutulmuşlardır.

Ekstrüze halden yarı-katı sıcaklıktan soğutulan numunelerin kenar bölgelerinde küresel, ince ve eşeksenli tanelerin varlığına rastlanmıştır (Resim 6.3.a-c). Bunun nedeni ekstrüzyon sırasında parçanın kalıptan geçerken kalıp duvarına sürtünmesinden dolayı kalıp duvarına yakın olan bölgelerde malzemenin daha çok deformasyona maruz kalmasıdır. Yüzeye yakın bölgelerdeki yüksek sürtünme kuvvetinden dolayı kenar bölgelere yakın olan alanlarda daha yüksek gerilme olduğu için yeniden ısıtma sırasında toparlanma ve yeniden kristalleşme için yeterli şartlar oluşmuştur. Kenardan uzaklaştıkça depolanmış iç enerji azalacağından bu bölgelerde toparlanma ve yeniden kristalleşme çok az gerçekleşir. Bu yüzden ekstrüze halden yarı-katı sıcaklığa ısıtılan numunelerin orta ve merkez bölgelerinde tamamıyla küresel yapı elde edilememiştir (Resim 6.3.d-f ve Resim 6.3.g-i). Mutlu, 2024 dövme Al alaşımında SIMA yöntemiyle tiksotropik yapı üretimini araştırdığı çalışmasında benzer sonuçları elde etmiştir [Mutlu, 2010].



Resim 6.3. Ekstrüze halden farklı yarı-katı sıcaklıklardan suda hızla soğutulmuş numunelerin mikroyapıları

Ekstrüze halden yarı-katı sıcaklıktan soğutulan numunelerde artan yarı-katı sıcaklıkla yeniden kristalleşmiş tanelerin varlığı gözlenmektedir (Resim 6.3.d-f ve Resim 6.3.g-i). Ancak çalışmalarda kullanılan en yüksek yarı-katı sıcaklıkta (611 °C) dahi, numunenin orta ve merkez bölgelerinde yeniden kristalleşmemiş tanelerin varlığı tespit edilmiştir (Resim 6.3.f ve Resim 6.3.i). Araştırmacılar bunun nedenini pinning etkisi yapan parçacıklara ve E fazına ($Al_{18}Mg_3Cr_2$) atfetmektedirler [Chayong ve ark., 2004, Atkinson ve ark., 2008-2]. Artan yarı-katı sıcaklıkla yeniden kristalleşemeyen taneler ekstrüze yönünden büyüyerek uzamıştır (Resim 6.3.f ve Resim 6.3.i). Ekstrüzyon doğrultusunda uzayan tanelerin, tane sınırlarında Fe içeren Mg_2Si fazının varlığı tespit edilmiştir. Chayong ve ark., 7075 alaşımında ekstrüze halden yarı-katı sıcaklığa ısıtmada benzer sonucu bulmuş ve bu sorunu üç kademeli indüksiyonla ısıtma ile çözdüklerini bildirmektedirler [Chayong ve ark., 2004]. Bu çalışmada ise, farklı iç gerilme enerjisi oluşturacak şekilde üç farklı soğuk deformasyon uygulanarak yeniden kristalleşmiş ince ve küresel taneler elde edilmiştir.

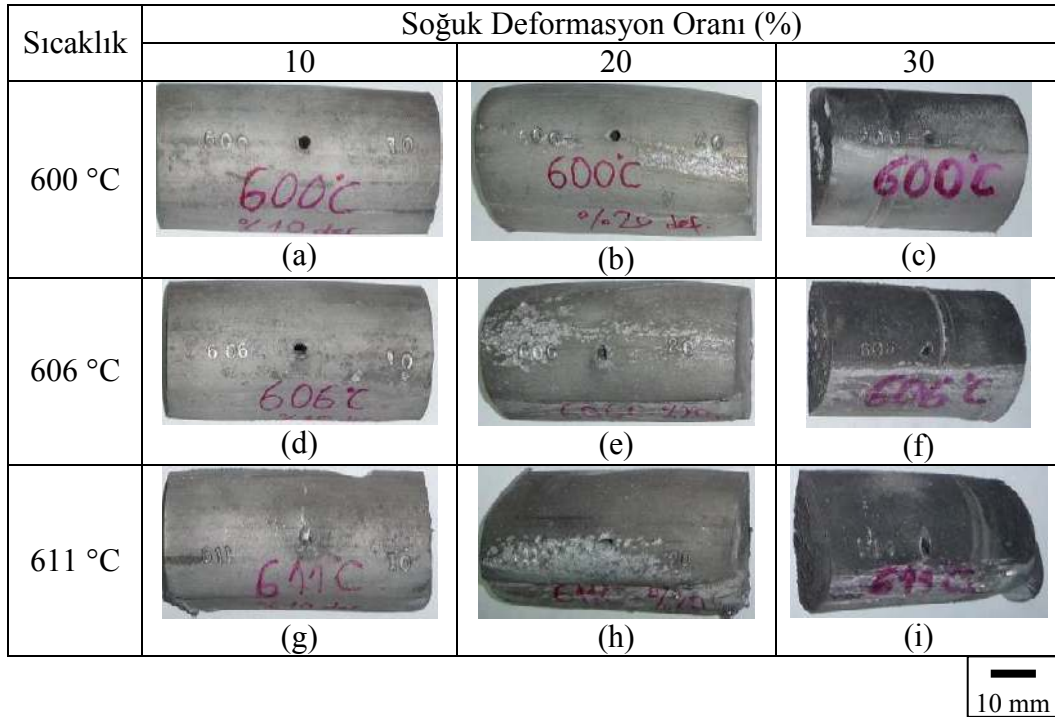
Ekstrüze halden yarı-katı bölgeye ısıtılan numunelerde en yüksek yarı-katı sıcaklıkta (611 °C) kısmi ergimenin meydana geldiği bölgelerde yeniden kristalleşme meydana geldiği (Resim 6.3.i) ve sıvı fazın varlığının yeniden kristalleşmeyi teşvik ettiği bildirilmektedirler [Atkinson ve ark., 2008-2]. Yarı-katı bölgede oluşan ilk sıvıda çökeltilerin reaksiyonu sonucu ve E fazının ve diğer tane sınırlarında pinning etkisi yapan parçacıkların sıvı fazda çözünmesiyle pinning etkisinin ortadan kalktığı bilinmektedir [Atkinson ve ark., 2008-2]. Bunun sonucunda yüksek yarı-katı sıcaklıkta (611 °C) yeniden kristalleşmiş tanelerin oluştuğu tespit edilmiştir (Resim 6.3.i) .

6.1.3. SIMA işlemi sonrası ön malzemelerin mikroyapıları

Farklı oranlarda soğuk deformasyon uygulanmış (% 10, %20 ve %30) ve daha sonra farklı yarı-katı sıcaklıklara (600 °C, 606 °C ve 611 °C) ısıtılmış numunelerin mikroyapı değişimlerini tespit etmek amacıyla numuneler yarı-katı sıcaklıktan hızla oda sıcaklığındaki suda soğutulmuşlardır. Suda soğutma sonrası numunelerin dış

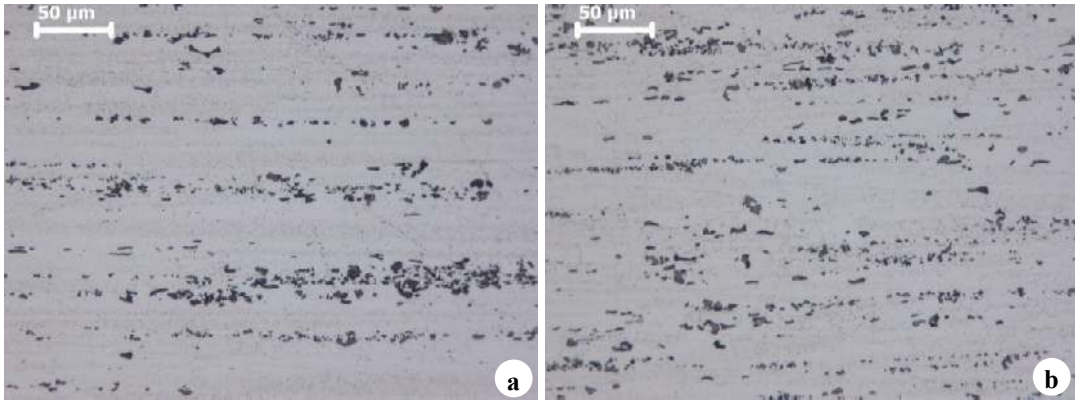
görünümleri Resim 6.4'te görülmektedir. 600 °C ve 606 °C yarı-katı sıcaklıklarda numuneler dış görünümünü muhafaza edebilmekte iken %50 sıvı oranına karşılık gelen 611 °C'den soğutulan numuneler yer çekiminin de etkisiyle dış görünümünü muhafaza edememekte ve sıvı fazın etkisiyle yüzeyde bombe oluşturmaktadırlar. Bu durum özellikle %20 ve %30 soğuk deformasyon uygulanmış 611 °C'den soğutulmuş ve numunelerde daha da belirgindir (Resim 6.4.g ve Resim 6.4.h).

Araştırmacılar dikey ısıtmada ve yüksek sıvı oranlarında numunenin kendi ağırlığının etkisiyle meydana gelen bu durumu “fil ayağı” oluşumu olarak adlandırmaktadırlar [Figueredo, 2001, Kang ve ark., 2003, Birol, 2007-2, Kirkwood ve ark., 2010]. Bu çalışmada kullanılan deney setinde indüksiyonla ısıtma yatay pozisyonda yapıldığından %50 sıvı oranına karşılık gelen 611 °C'de numunenin dış yüzeyinde fil ayağı yerine bombe oluşmuştur (Resim 6.4.g ve Resim 6.4.h). Araştırmacılar yatay tip indüksiyon bobiniyle ısıtmada, numunenin kendi ağırlığının etkisi ile fil ayağı oluşumu etkisinin nadiren görüldüğünü bildirmektedirler [Kang ve ark., 2003].

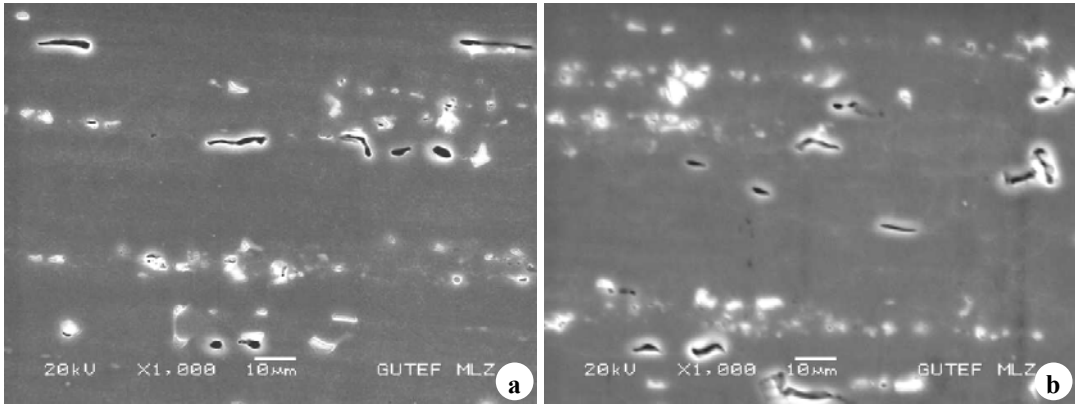


Resim 6.4. Farklı deformasyon oranları uygulanmış numunelerin yarı-katı sıcaklığa bağlı olarak dış görünüşleri

AA7075 alaşımının soğuk deformasyon sonrası mikroyapıları Resim 6.5 ve Resim 6.6'da verilmiştir. Farklı soğuk deformasyon oranının mikroyapıda çok büyük bir değişikliğe neden olmadığı tespit edilmiştir. Ancak ekstrüzyon yönüne paralel olan metaller arası bileşiklerin bantlı yapısının bozunduğu ve bantlı yapının dağıldığı belirlenmiştir (Resim 6.5.a-b). Resimlerden görülebileceği üzere dövme AA7075 alaşımında soğuk deformasyon sonrası mikro-boşluk gibi bir oluşuma rastlanmamıştır (Resim 6.6.a-b).



Resim 6.5. Ekstrüze halden soğuk deformasyona uğratılmış numunelerin mikroyapısı; a) %20 soğuk deformasyon ve b) %30 soğuk deformasyon

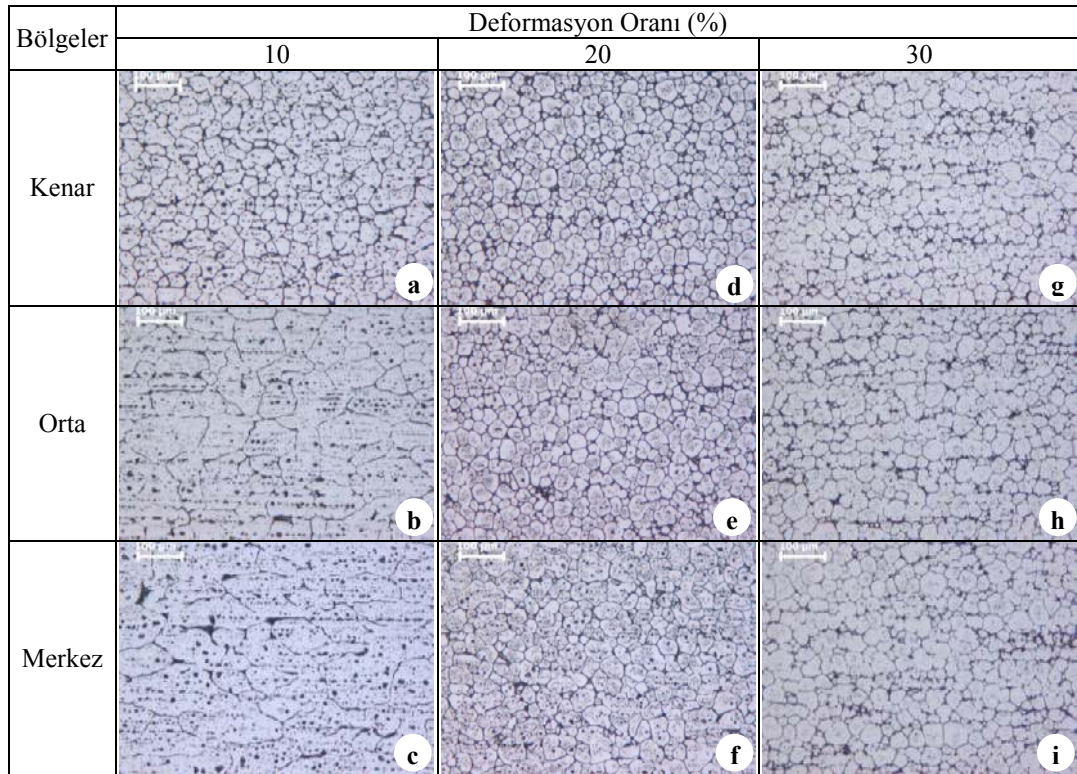


Resim 6.6. Ekstrüze halden soğuk deformasyona uğratılmış numunelerin SEM mikroyapısı; a) %20 soğuk deformasyon ve b) %30 soğuk deformasyon

Resim 6.7-6.9'da farklı deformasyon oranları uygulanmış ve farklı yarı-katı sıcaklıklardan soğutulmuş numunelerin farklı bölgelerindeki mikroyapı değişimleri görülmektedir. Resimlerden görülebileceği üzere artan yarı-katı sıcaklık ve soğuk

deformasyon miktarı ile küremsi yapı oluşumu daha da belirginleşmiştir (Resim 6.7, Resim 6.8 ve Resim 6.9).

Soğuk deformasyon ve takiben yarı-katı bölgeye ısıtma işlemi numunelerin her bir soğuk deformasyon oranı için kenar, orta ve merkez bölgelerinde yaklaşık olarak eşit tane boyutu üretmiştir (Resim 6.7.g-i, Resim 6.8.g-i ve Resim 6.9.g-i). Bu sonuçlar soğuk deformasyonun numunenin her bölgesine yayıldığını ve indüksiyon bobini ile ısıtmanın homojen olduğunu göstermektedir.

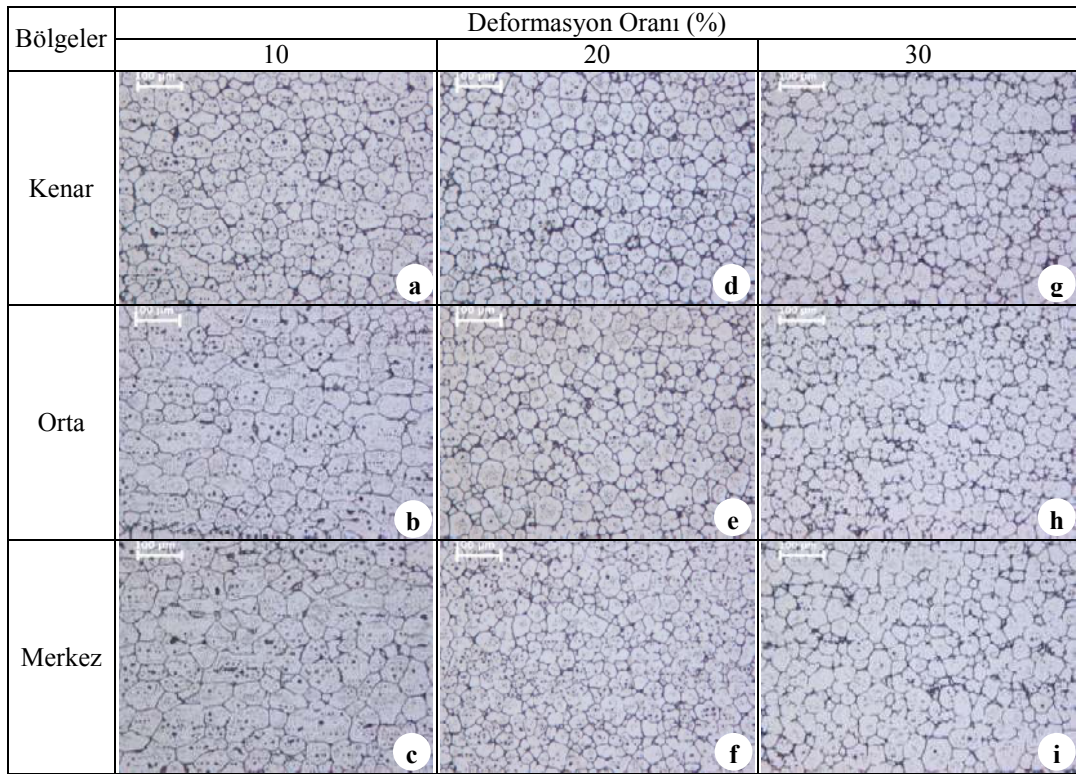


Resim 6.7. Farklı soğuk deformasyon oranları uygulanmış AA7075 alaşımında 600 °C'den suda hızlı soğutma sonucu oluşan mikroyapılar

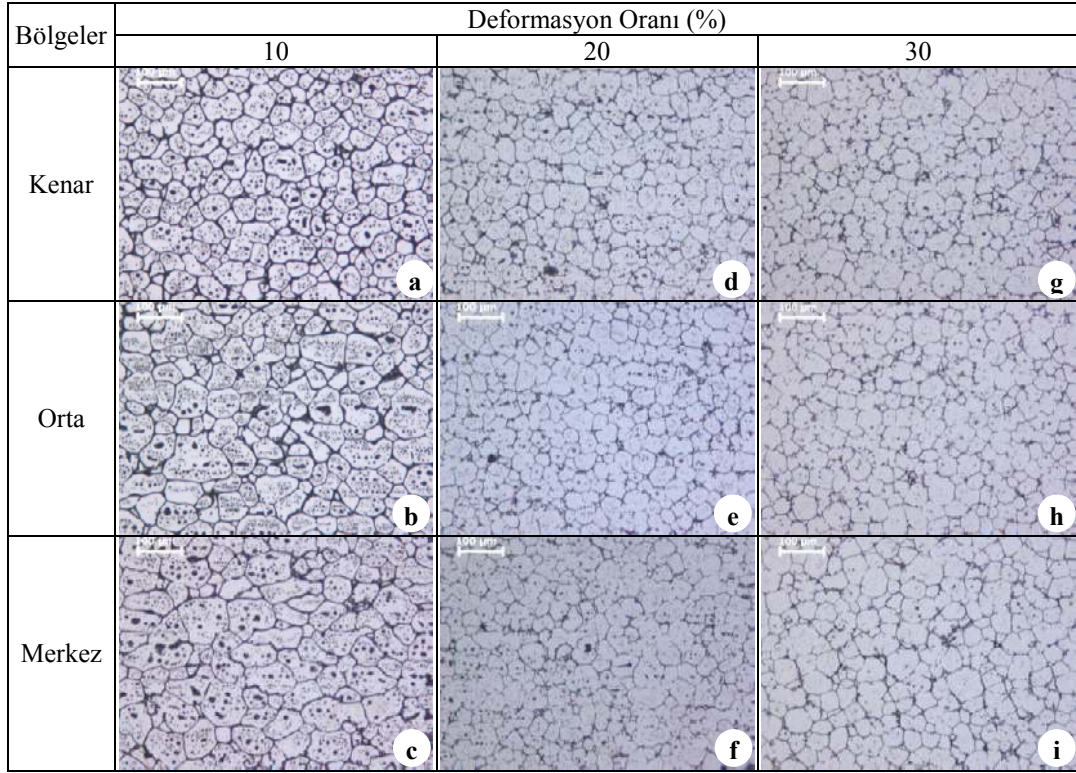
% 10 soğuk deforme edilmiş numunede oldukça kaba ve düşük küreselleşme oranına sahip tane yapısı görülürken (Resim 6.7.a-c, Resim 6.8.a-c ve Resim 6.9.a-c) %20 ve %30 soğuk deformasyon oranlarında ise küçük ve küremsi tane yapısı elde edilmiştir (Resim 6.7.g-i, Resim 6.8.g-i ve Resim 6.9.g-i). % 10 soğuk deforme edilmiş numunede yeterli olmayan iç gerilmeden dolayı yeniden kristalleşme

gerçekleşmemiştir. %20 ve %30 soğuk deformasyon uygulanmış numunelerde ise yeniden kristalleşme meydana gelmiş ve küresel taneler oluşmuştur.

Resim 6.7.a-c, Resim 6.8.a-c ve Resim 6.9.a-c’de % 10 soğuk deformasyondan sonra düşük küreselleşme gösteren mikroyapı görülmektedir. Bunun nedeni % 10 deforme edilmiş numunede düşük orandaki deformasyon nedeniyle yeterli olmayan depolanmış iç enerjidir. Depolanmış iç enerji seviyesi yeterli olmadığı için yarı-katı bölgeye ısıtırken yeniden kristalleşme esnasında yeni taneler çekirdeklenememiştir. Bunun yerine tane irileşmesi meydana gelmiştir. Resim 6.7-6.9.b-c %10 deforme edilmiş numunede yetersiz iç gerilmeden dolayı oluşan büyümüş taneler görülmektedir.

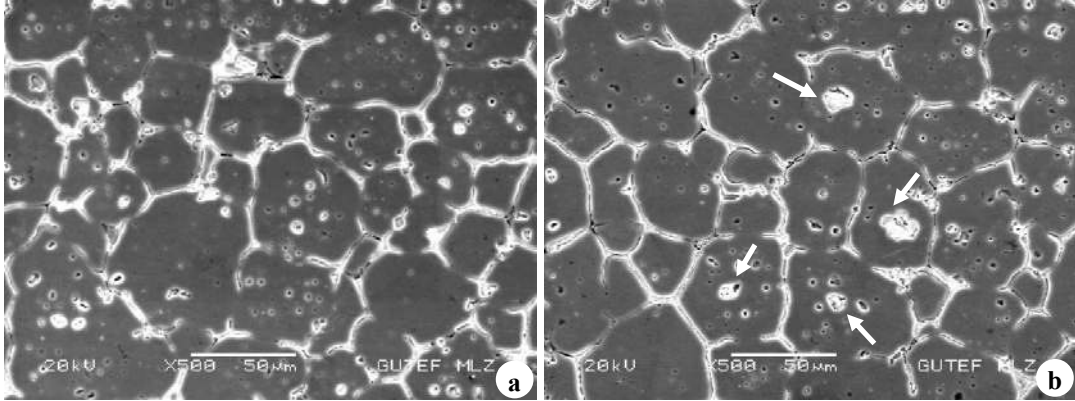


Resim 6.8. Farklı soğuk deformasyon oranları uygulanmış AA7075 alaşımında 606 °C’den suda hızlı soğutma sonucu oluşan mikroyapılar



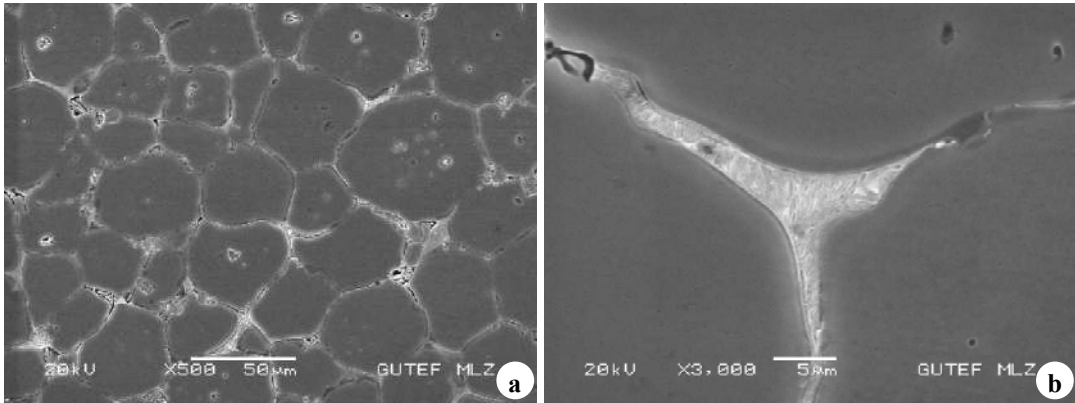
Resim 6.9. Farklı soğuk deformasyon oranları uygulanmış AA7075 alaşımında 611 °C'den suda hızlı soğutma sonucu oluşan mikroyapılar

%30 soğuk deforme edilmiş numune daha fazla depolanmış gerilme enerjisine sahip olduğundan aynı yarı-katı sıcaklıkta %20 soğuk deforme edilmiş numuneye göre daha fazla sıvı oranı üretmiştir. Bunun sonucunda %30 soğuk deforme edilmiş numunede tane sınırları %20 soğuk deforme edilmiş numuneye göre daha fazla ıslatılmıştır (Resim 6.10.a-b). Ayrıca %30 soğuk deforme edilmiş numunelerin tane boyutunun daha küçük olması nedeniyle kılcal etki (capillary action) ile sıvı faz tane sınırlarını %20 soğuk deforme edilmiş numunelere göre daha fazla ıslatmıştır. Ancak %30 soğuk deforme edilmiş numunede daha fazla olan sıvı oranından dolayı tane içlerinde daha fazla hapsolmuş sıvı faz varlığına rastlanmıştır (Resim 6.10.b). Birol, AA6061 alaşımında termomekanik işlemle tiksotropik yapı üretimini araştırdığı çalışmasında, farklı oranlarda ekstrüze ettiği numunelerde benzer durumdan söz etmektedir. Araştırmacı, aynı yarı-katı sıcaklıkta daha yüksek oranda ekstrüze edilen numunelerde tane sınırlarında tam ıslatma gerçekleşirken, daha az ekstrüze edilen numunelerde kısmi ıslatma meydana geldiğini bildirmektedir [Birol, 2007-2].



Resim 6.10. Farklı soğuk deformasyon uygulanmış numunelerin 600 °C'den suda soğutma sonrası SEM görüntüsü; a) %20 soğuk deformasyon ve b) %30 soğuk deformasyon

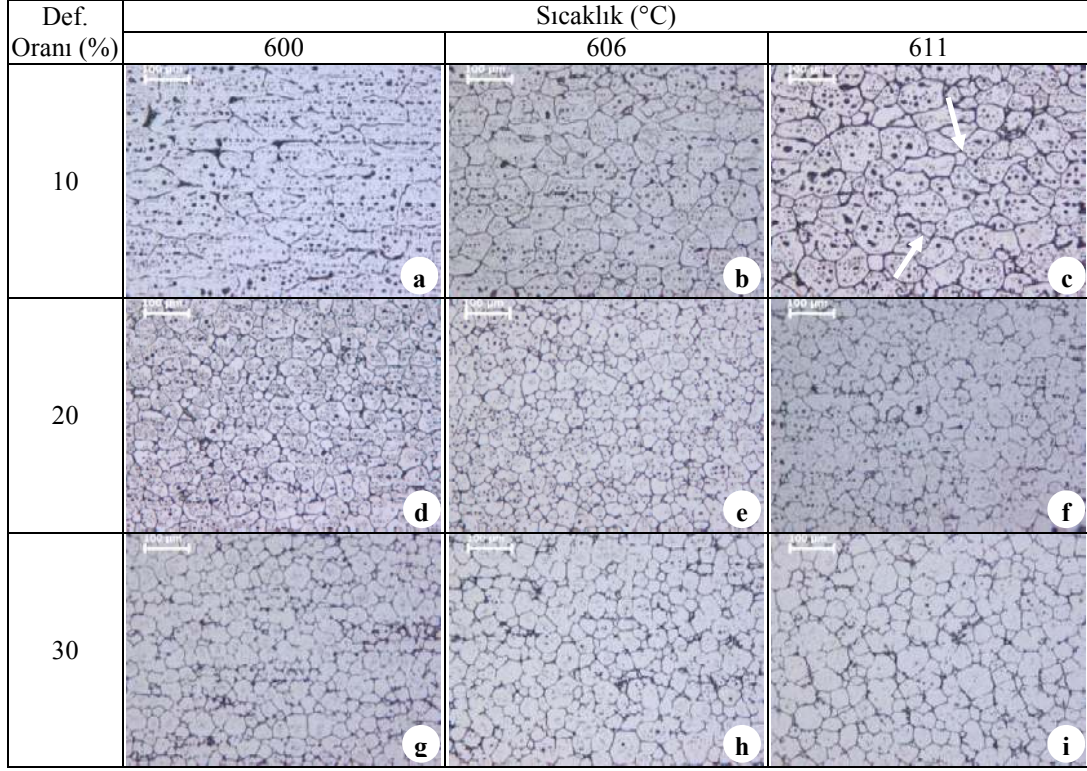
Soğuk deforme edilmiş numune yarı-katı sıcaklığa ısıtılırken yeniden kristalleşmiş taneler oluşmaktadır. Yeniden kristalleşmiş bu taneler eşeksenel (poligonal) taneli ve yüksek açılı tane sınırlarına sahiptir (Resim 6.11.a). Düşük ergime sıcaklığına sahip ötektik, tane sınırlarına nüfuz ederek yarı-katı sıcaklıkta tane yüzeylerini sararak ıslatmaktadır. Yarı-katı sıcaklıkta tane sınırlarındaki kısmi ergime üçlü birleşim noktalarında başlamakta ve tane sınırı boyunca devam etmektedir (Resim 6.11.b). Benzer durum Birol'un çalışmasında da tespit edilmiştir [Birol, 2007-2].



Resim 6.11. %20 soğuk deforme edilmiş AA7075 alaşımında 611 °C'den soğutma sonrası SEM görüntüleri; a) eşeksenel (poligonal) ve yüksek açılı tane sınırlarına sahip yapı, b) üçlü birleşim bölgesi oluşumu

Farklı soğuk deformasyon oranları uygulanmış numunelerde sıcaklığa bağlı olarak mikroyapı değişimi Resim 6.12' de verilmektedir. Mikroyapılardan görülebileceği

üzere artan yarı-katı sıcaklıkla tane boyutu artmaktadır (Resim 6.12.d-f ve Resim 6.12.g-i).

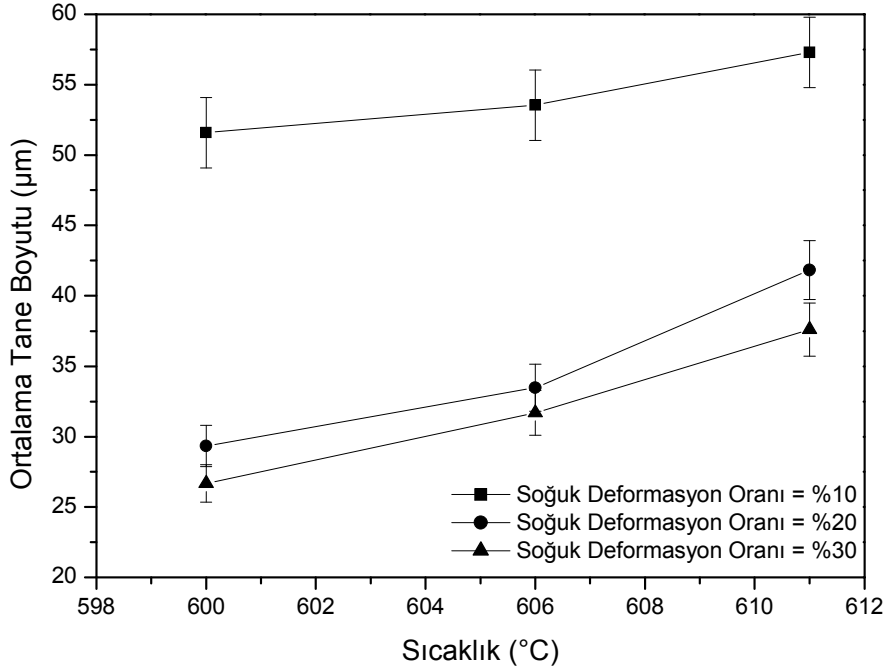


Resim 6.12. Farklı soğuk deformasyon oranları uygulanmış AA7075 alaşımında yarı katı sıcaklığa bağlı olarak oluşan mikroyapıları (merkez bölge)

% 10 deforme edilmiş ve yarı-katı sıcaklıktan soğutulan numune de ise yetersiz iç enerjiden sonucu oluşan büyümüş taneler görülmüştür (Resim 6.12.a-c). % 10 deforme edilmiş numunelerde artan yarı-katı sıcaklıkla büyümüş tane sınırlarında yeniden kristalleşmiş tanelerin varlığına rastlanmıştır (Resim 6.12.c). %20 ve %30 deforme edilmiş ve yarı-katı sıcaklıktan soğutulmuş numunelerde ise soğuk deformasyon sırasında yeterli depolanmış iç enerji sonucunda yeniden kristalleşmiş, küçük ve eşeksenli tanelerin varlığı gözlenmiştir (Resim 6.12.d-i).

Yarı-katı sıcaklıkla ve soğuk deformasyon oranı ile ortalama tane boyutundaki değişim Şekil 6.1 ve Şekil 6.2’de verilmiştir. Artan yarı-katı sıcaklıkla ortalama tane boyutu artarken (Şekil 6.1), artan soğuk deformasyon oranı ile ortalama tane boyutu azalmıştır (Şekil 6.2). Tane boyutu üzerine bu iki parametrenin etkin olduğu değişik

çalışmalarda bildirilmektedir [Türkeli, 1993, Atkinson ve ark., 2008-2, Sang-Yong ve ark., 2001].



Şekil 6.1. Yarı-katı sıcaklığa bağılı olarak tane boyutunun değışimi

Bu çalışmaya benzer şekilde Sang-Yong ve arkadaşları 7075 alaşımında SIMA işlemiyle ön malzeme üretiminde artan soğuk deformasyonla tane boyutunun azaldığını, artan yarı-katı sıcaklık ve yarı-katı sıcaklıkta bekleme süresiyle tane boyutunun arttığını tespit etmişlerdir [Sang-Yong ve ark., 2001].

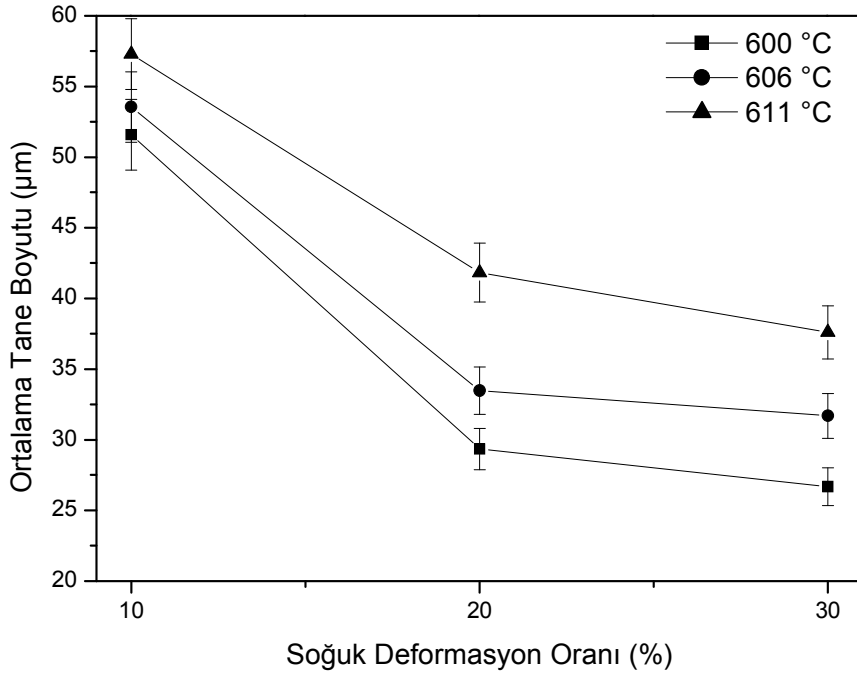
Artan sıcaklıkla tane boyutundaki artış, yüzey enerjisinin itici güç olduğı “kabalaşma” mekanizması ile açıklamaktadır [Türkeli, 1993]. Yarı katı sıcaklıkta bekletme zamanı katı difüzyonuna izin verecek kadar uzun olduğı zaman “Ostwald büyüme” (Ostwald ripening) mekanizması tane büyümesinde etkili olmaya başlamaktadır (Fan, 2002, Birol, 2007-2). Fakat bu çalışmada yarı-katı sıcaklıkta bekletme yapılmadığı için Ostwald büyüme mekanizması çok fazla etkili olmamıştır. Dolayısı ile artan sıcaklıkla tane kabalaşması görölmüştür. Artan sıcaklıkla taneler yüzey serbest enerji seviyelerini en aza indirmek için büyümektedirler. Taneler termodinamik olarak potansiyel arayüzeylerini en aza indirerek daha kararlı hale

gelmektedirler. Toplam tane sınırı (arayüzey) azaltıldığında toplam yüzey serbest enerjide azalır [Verhoeven, 1975, Porter ve Easterling, 2001].

% 10 soğuk deforme edilmiş numunede tane boyutunun %20 ve %30 soğuk deforme edilmiş numunelere göre daha büyük olmasının nedeni %10 soğuk deforme edilmiş numunede yetersiz iç enerjiden (gerilmeden) dolayı yeniden kristalleşme meydana gelmemiş bunun sonucunda taneler sıcaklığın etkisiyle büyümüştür. %20 ve %30 soğuk deforme edilmiş numunelerin tane boyutunun daha küçük olmasının nedeni; bu numunelerde gerçekleşen yeniden kristalleşmiş tanelere bağlanmaktadır.

Artan soğuk deformasyon oranı ile ortalama tane boyutunun küçülmesi (Şekil 6.2) yeniden kristalleşmede yüksek gerilme oranlarının neden olduğu yüksek çekirdeklenme miktarına atfedilmektedir [Verhoeven, 1975, Porter and Easterling, 2001]. Yeniden kristalleşmede soğuk deformasyonla arttırılan iç gerilme sonucu tanelerin büyüme hızı yavaşlarken çekirdeklenme hızı artar. Daha ince taneli yapılar daha yüksek çekirdeklenme miktarlarında (yüksek soğuk deformasyon oranlarında) elde edilebilmektedir [Verhoeven, 1975].

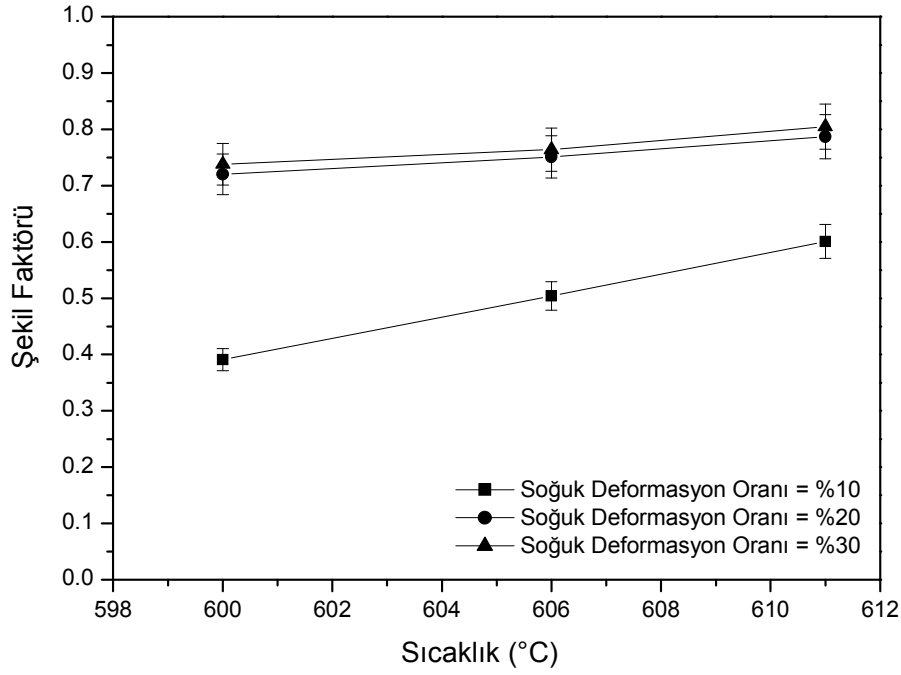
Tikso-şekillendirme için yarı-katı sıcaklıktaki ortalama tane boyutunun 100 μm 'dan küçük olması homojen malzeme akışının sağlanması, ince kesitlerin ve kalıp boşluğunun tamamen doldurulabilmesi için gereklidir [Kang ve ark., 1998, Garat ve ark., 1998, Witulski ve ark., 1998, Kim ve Kang, 2000, Jung ve Kang, 2000, Atkinson, ve ark., 2002, Chayong ve ark., 2004, Birol, 2007-2, Atkinson 2008-2]. Bu çalışmada, tikso-dökümle şekillendirme çalışmalarında %20 ve %30 soğuk deforme edilmiş numuneler kullanılmıştır. Bu numunelerde ortalama tane boyutu 25-45 μm arasında olduğundan tikso-dökümle şekillendirmeye uygun olduğu belirlenmiştir.



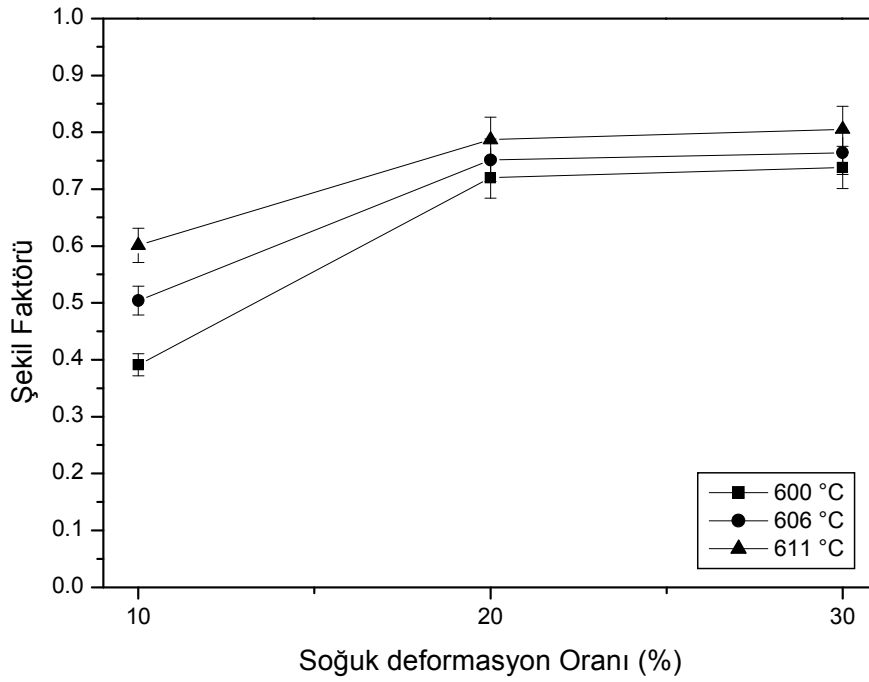
Şekil 6.2. Soğuk deformasyon oranına bağlı olarak tane boyutunun değişimi

Yarı-katı sıcaklıkla ve soğuk deformasyon oranı ile şekil faktöründeki değişim Şekil 6.3 ve Şekil 6.4'te verilmiştir. Artan yarı-katı sıcaklıkla (Şekil 6.3) ve soğuk deformasyon oranı (Şekil 6.4) ile birlikte şekil faktörü de artmıştır.

Artan yarı-katı sıcaklıkla şekil faktörünün artması, artan sıvı faz oranı ile açıklanmaktadır. Yüksek miktarda sıvı faz varlığı tanelerin daha da küreselleşmesine neden olmaktadır. Diğer bir deyişle, artan yarı-katı sıcaklıkla sıvı faz oranı artmakta bunun sonucunda tanelerin şekil faktörü de artmaktadır. Benzer şekilde Dong ve arkadaşları [Dong ve ark., 2003] artan yarı-katı sıcaklığın aynı alaşımında küreselleşme derecesini artırdığını bildirmektedir.



Şekil 6.3. Yarı-katı sıcaklığa bağlı olarak şekil faktörünün değişimi



Şekil 6.4. Soğuk deformasyon oranına bağlı olarak şekil faktörünün değişimi

%10 soğuk deforme edilmiş numunedeki düşük şekil faktörü oranı (0,4-0,6) bu numunede yetersiz iç enerjiden dolayı gerçekleşmemiş yeniden kristalleşmeye bağlıdır. Bu numunede yetersiz iç enerjiden dolayı tane büyümesi meydana gelmiş

olup poligonal taneler elde edilmiştir (bkz. Resim 6.8.d-f). Şekil 6.4'te görülebileceği üzere artan soğuk deformasyon oranı ile şekil faktörünün artması (0,7-0,8) %20 ve %30 soğuk deforme edilmiş numunelerde yeniden kristalleşmenin gerçekleşmiş olması dolayısıyla; ince, küremsi (eşeksenli) yapıdan kaynaklanmaktadır (bkz. Çizelge 6.5.g-m). Endüstriyel uygulamalarda başarılı bir tikso-şekillendirme için numunelerin (ön malzemelerin) 0,6'dan daha büyük şekil faktörüne sahip olmaları arzu edilmektedir [Friedrich ve ark., 2009, Kapranos ve ark., 2001]. Bu yüzden tikso-dökümle şekillendirme çalışmalarımızda şekil faktörü 0,6'dan daha büyük olan %20 ve %30 soğuk deforme edilmiş numuneler kullanılmıştır.

Soğuk deformasyon oranındaki %20'den %30'a artışta şekil faktöründeki değişimde 0,75'den 0,8'e yükselmiştir. Liu ve arkadaşları [Liu ve ark., 2003] yüksek dayanımlı dövme Al alaşımlarının tikso-şekillendirme çalışmasında, yarı-katı sıcaklıkta 0-5 dak beklemenin şekil faktörünü arttırdığını ancak uzun bekleme sürelerinin (5-30 dak) şekil faktöründe azalmaya neden olduğunu bildirmektedirler. Liu ve arkadaşlarının çalışmasına göre yarı-katı sıcaklıkta beklemenin şekil faktörü üzerine daha etkili olduğu anlaşılmaktadır. Ancak Önsel [Önsel, 2005-1], SIMA yöntemi ile ön malzeme üretiminde yarı-katı sıcaklığın küremsi yapıya sahip tiksotropik yapı oluşumunda bekleme süresinden daha etkili olduğunu vurgulamaktadır [Önsel, 2005-1]. Bu çalışmada artan yarı-katı sıcaklıkla şekil faktöründeki artışın daha belirgin olduğu tespit edilmiştir (Şekil 6.3). Öte yandan Liu ve arkadaşları [Liu ve ark., 2003] yarı-katı sıcaklıkta uzun bekleme sürelerinin numunenin merkezinde ve kenarında makro-segregasyona neden olduğu bildirmektedir [Liu ve ark., 2003].

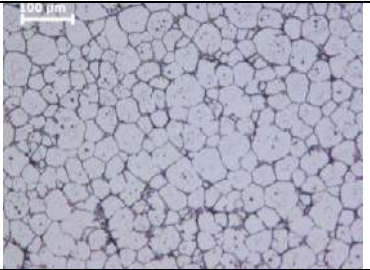
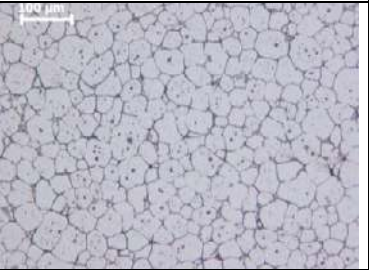
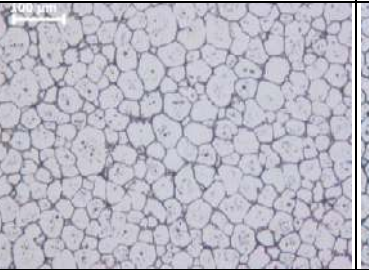
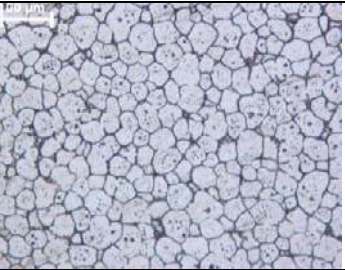
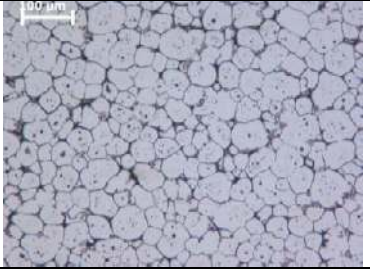
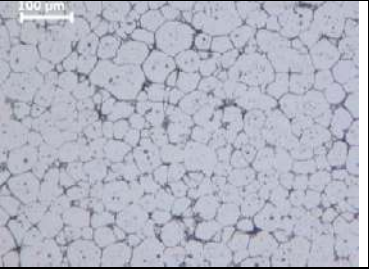
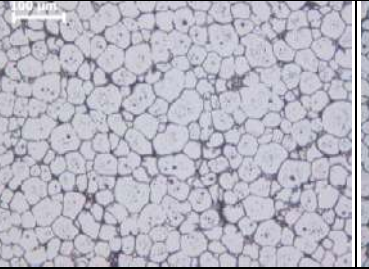
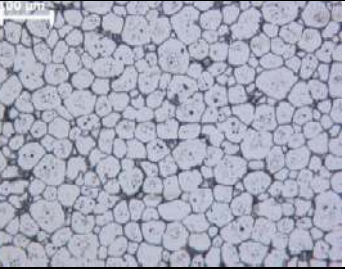
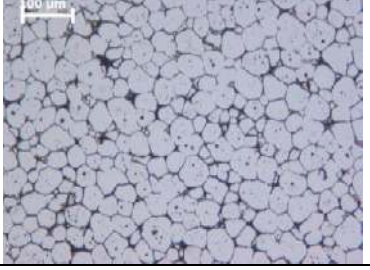
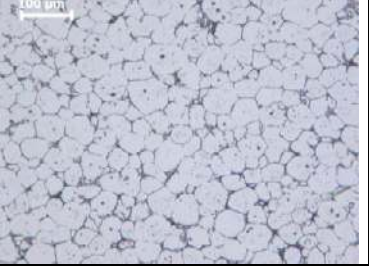
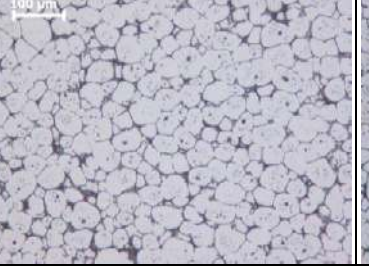
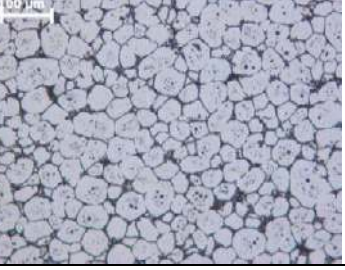
Birol, [Birol, 2007-2] farklı ekstrüze oranlarında deforme ettiği AA6061 alaşımında 635 °C yarı-katı sıcaklıkta 5 dakikadan fazla beklemenin tanelerin küreselliğini iyileştirmede ve yarı-katı sıcaklıkta uzun süre beklemenin şekil faktöründe belirgin bir değişime neden olmadığını ancak tane boyutunda belirgin artışa neden olduğunu bildirmektedir [Birol, 2007-2].

6.1.4. Tikso-dökümle üretilen numunelerin mikroyapıları

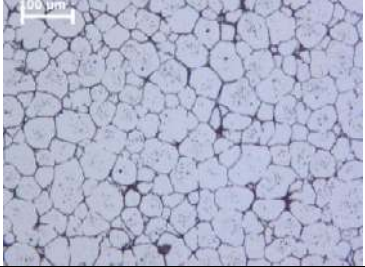
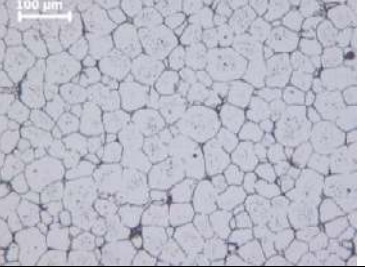
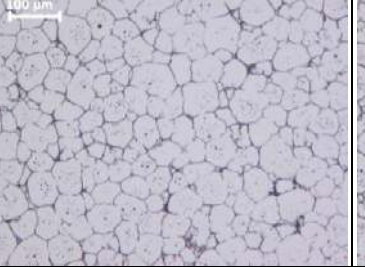
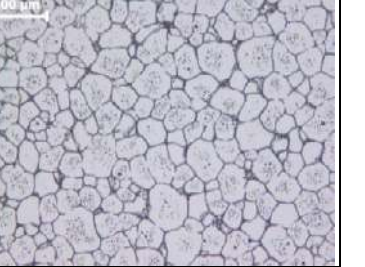
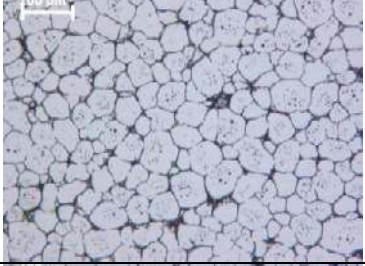
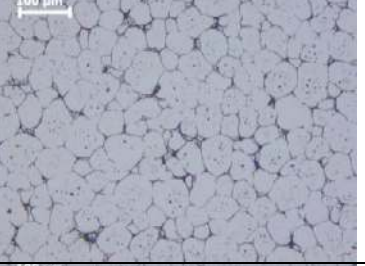
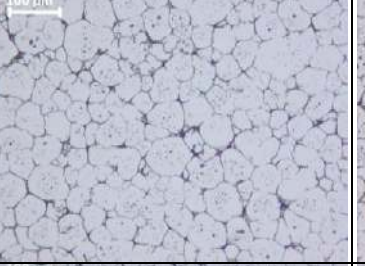
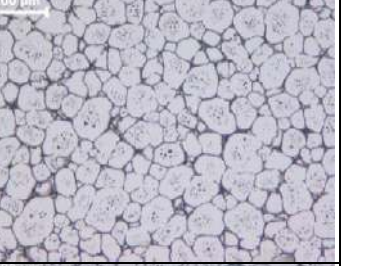
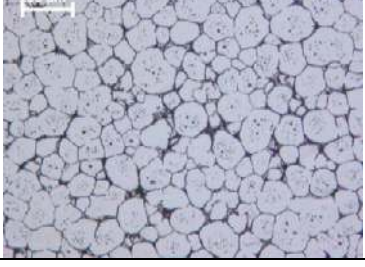
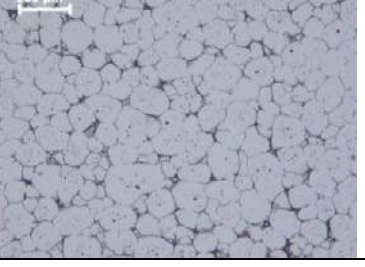
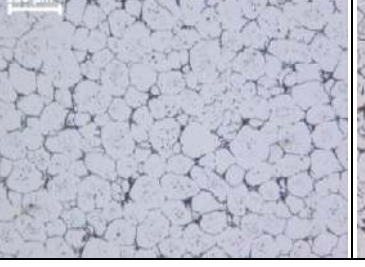
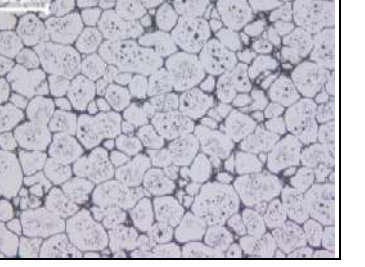
611 °C'den tikso-döküm sonrası piston hızına bağlı olarak mikroyapının bölgelere göre değişimlerinde önemli bir değişikliğin olmadığı ve mikroyapının homojen bir dağılım gösterdiği gözlenmiştir (Resim 6.13 ve Resim 6.14).

%20 (Resim 6.13) ve %30 (Resim 6.14) soğuk deforme edilmiş ön malzemelerden 611 °C'de tikso-döküm sonrası mikroyapılarının birbirinin benzeri olup, yapının tamamen yeniden kristalleşmiş, küremsi, ince ve eşeksenel tanelerden oluştuğu belirlenmiştir (Resim 6.13 ve Resim 6.14).

Chayong ve ark., 7075 alaşımının tikso-şekillendirme çalışmasında tek kademeli indüksiyonla ısıtmada tikso-şekillendirme sonrası mikroyapıda yeniden kristalleşmemiş tanelerin varlığına rastladıklarını bildirmektedir [Chayong ve ark., 2005]. Bu çalışmada tek kademeli indüksiyonla ısıtma ile tikso-şekillendirme yapılmasına rağmen yapıda yeniden kristalleşmemiş tane varlığına rastlanmamıştır. Bunun nedeni, %20 ve %30 soğuk deforme edilmiş numunelerde çok sayıda yeniden kristalleşme için yeterli çekirdeklenme potansiyeline ulaşıldığı ve böylelikle küçük yeniden kristalleşmiş tanelerin oluştuğu düşünülmektedir.

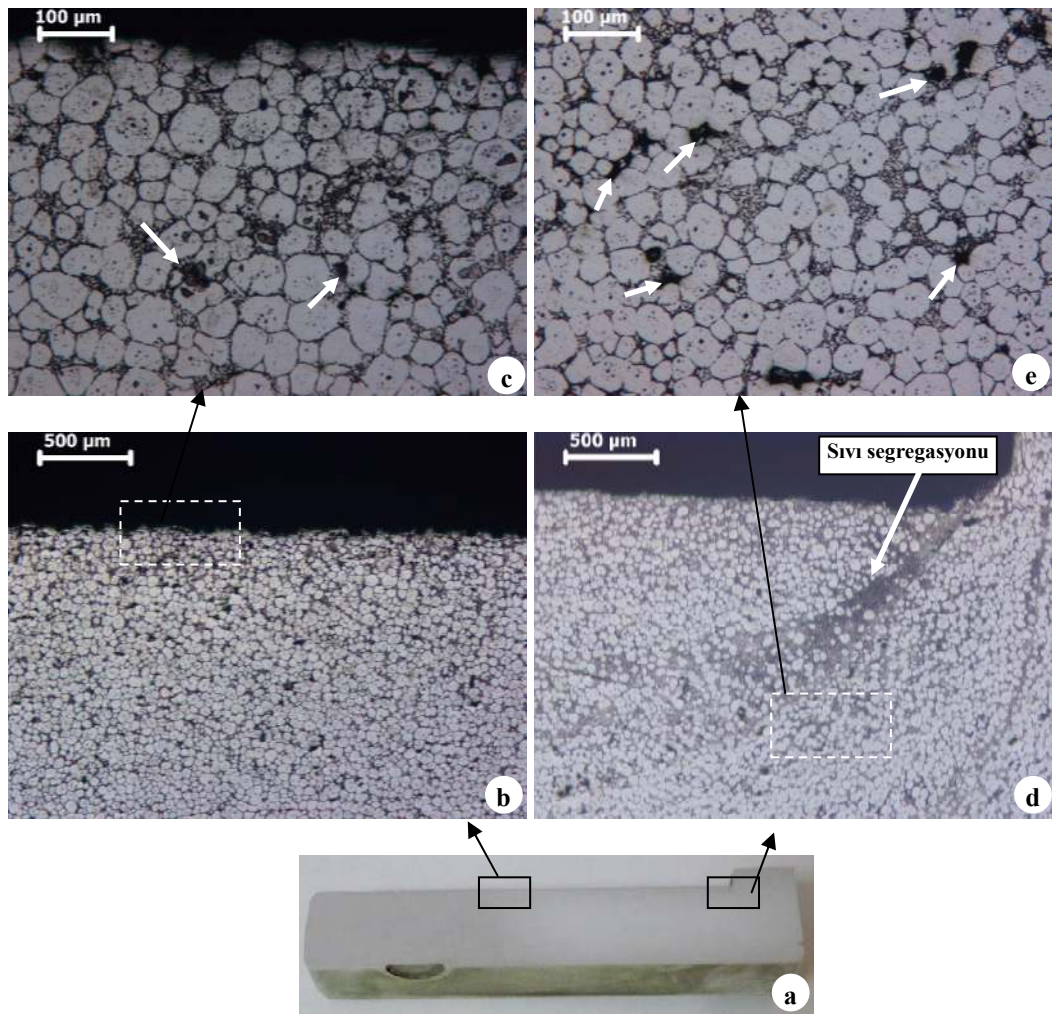
Bölgeler	Piston Hızı (m/s)			
	1	1.5	2	2.37
Kenar				
Orta				
Merkez				

Resim 6.13. %20 oranında soğuk deforme edilmiş ön malzemedan 611 °C’de tikso-dökümle şekillendirilmiş AA7075 alaşımında farklı piston hızlarında oluşan mikroyapılar

Bölgeler	Piston Hızı (m/s)			
	1	1.5	2	2.37
Kenar				
Orta				
Merkez				

Resim 6.14. %30 oranında soğuk deforme edilmiş ön malzemeden 611 °C’de tikso-dökümle şekillendirilmiş AA7075 alaşımında farklı piston hızlarında oluşan mikroyapılar

Tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin tamamında kalıbın keskin köşelerindeki bölgelerde sıvı segregasyonu oluşumu gözlenmiştir (Resim 6.15.d). Kirkwood ve arkadaşları da bu çalışmaya benzer şekilde, kalıptaki keskin köşelerin sıvı segregasyonuna neden olduğunu bildirmektedirler [Kirkwood ve ark., 2010]. Sıvı segregasyonun olduğu bölgelerde sıvı fazın katılaşması sonucu meydana gelen çekme gözeneklerinin varlığı tespit edilmiştir (Resim 6.15.e). Bu keskin köşelerdeki sıvı segregasyonu oluşumu kalıp tasarımıyla önlenabilir.



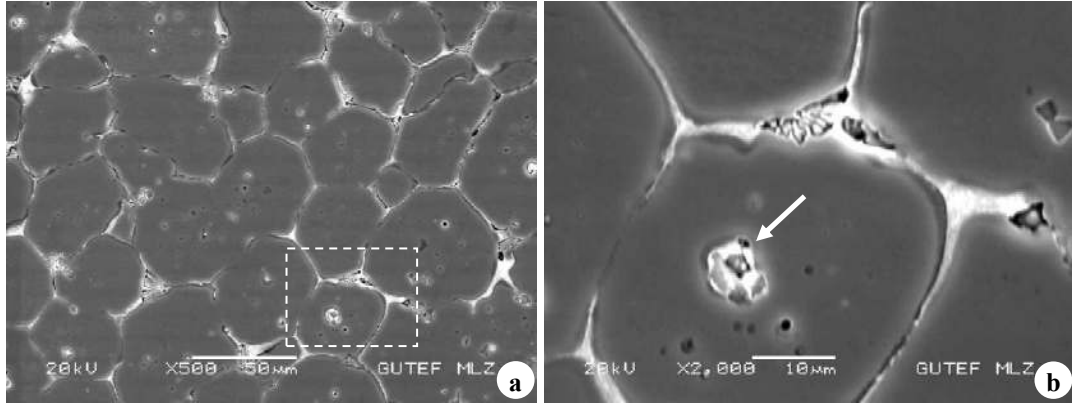
Resim 6.15. Tikso-dökümle şekillendirilmiş 20-611-1 kodlu numunenin mikroyapısı; a) numunenin boyuna kesit görünümü, b) dış yüzeylerde sıvı segregasyonu varlığı (X25 büyütme), d) dış yüzeylerde sıvı segregasyonunun neden olduğu çekme gözeneği (X100 büyütme), d) keskin köşelerin neden olduğu sıvı segregasyonu (X25 büyütme), e) keskin köşelerde sıvı segregasyonu nedeniyle oluşan çekme gözeneği (X100 büyütme)

Yarı-katı sıcaklıkta malzemelerin çift fazlı yapıda olması, basıncın etkisiyle fazların ayrışmasına neden olmaktadır [Mat, 2001]. Özellikle keskin köşelerde yoğun bir basınca maruz kalan yarı-katı haldeki malzemede bu bölgelerde belirgin bir şekilde sıvı segregasyonu meydana gelmektedir. Serbest yüzeylerde ise büyük bir gerilme olmaması ve düşük hidrostatik gerilmeler nedeniyle genellikle akış halindeki yarı-katı haldeki metallerin üstünde sıvıca zengin bir tabaka oluşmaktadır [Mat, 2001]. Chayong ve arkadaşları da [Chayong ve ark., 2005] benzer şekilde kalıptaki keskin köşelerin sıvı segregasyonuna neden olduğunu bildirmektedirler. Bu çalışmada da benzer şekilde kalıp duvarlarına yakın bölgelerde sıvı segregasyonun varlığı tespit edilmiştir (Resim 6.15.b-c). Vaneetveld ve arkadaşları [Vaneetveld ve ark., 2006] düşük sıvı oranlarında (% 15-16) dahi kalıbın keskin köşelerinde sıvı segregasyonu oluştuğunu ve buna bağlı olarak bu bölgelerde sıcak yırtılma ve çekme gözeneginin meydana geldiğini bildirmektedirler. Kang ve Lee, tikso dökümde sıvı segregasyonunun azaltılması için optimum yolluk sistemi (yolluk genişlik ve kalınlığı değişikliği) tasarımı ve katı oranın arttırılması ile çözülebileceğini bildirmektedir [Kang ve Lee, 2008].

Tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin dış yüzeylere yakın bölgelerde sıvı segregasyonun varlığı tespit edilmiştir (Resim 6.15.b). Bu bölgelerde yine çekme gözenegi varlığı da belirlenmiştir (Resim 6.15.c). Liu ve arkadaşları 2014 dövme alüminyum alaşımının tikso-şekillendirilmesinde benzer şekilde yüzeye yakın bölgelerde ve kalıbın dolum bitiş bölgelerinde sıvı segregasyonunun varlığına rastlandığını bildirmektedirler [Liu ve ark., 2004-2].

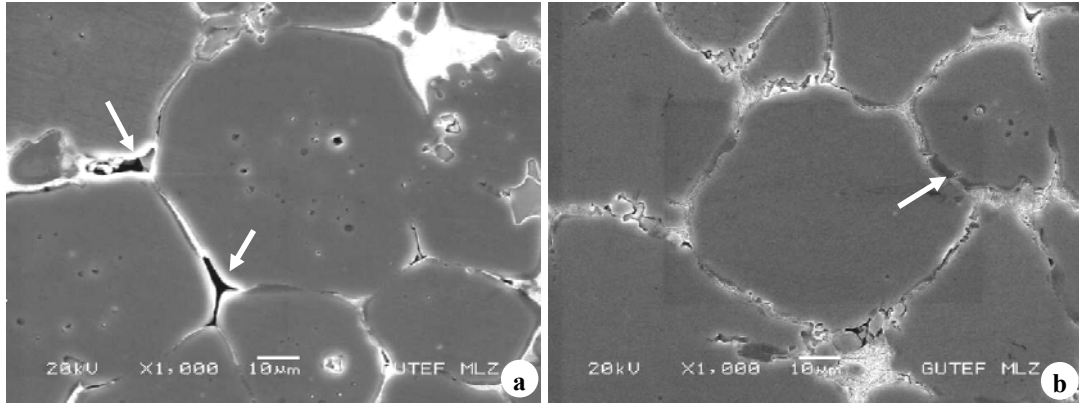
Tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerde katı fazın içerisinde sıvı havuzcuğu oluşumu gözlenmiştir (Resim 6.16). Yarı-katı sıcaklıkta taneler tane sınırlarının hareketi ile büyürken iki tane arasında kalan sıvı fazı içerisine almaktadır. Bunun sonucu olarak katı fazın içerisinde sıvı havuzcuğu oluşmaktadır. Liu ve arkadaşları, tikso-şekillendirilmiş 2014 alaşımında benzer şekilde tane içinde sıvı havuzcuğu oluşumundan söz etmektedirler [Liu ve ark., 2004-2]. Chayong ve arkadaşları da tikso-şekillendirilmiş AA7075 alaşımında, bu çalışmada olduğu gibi yüksek sıvı

oranlarında tane içinde hapsolmuş sıvı havuzcuğunun varlığından söz etmektedirler [Chayong ve ark., 2005].



Resim 6.16. Tikso-dökümle üretilen 20-611-1 kodlu numunede tane içinde hapsolmuş sıvı havuzcuğunun SEM görüntüsü; a) X500 büyütme ve b) X2000 büyütme

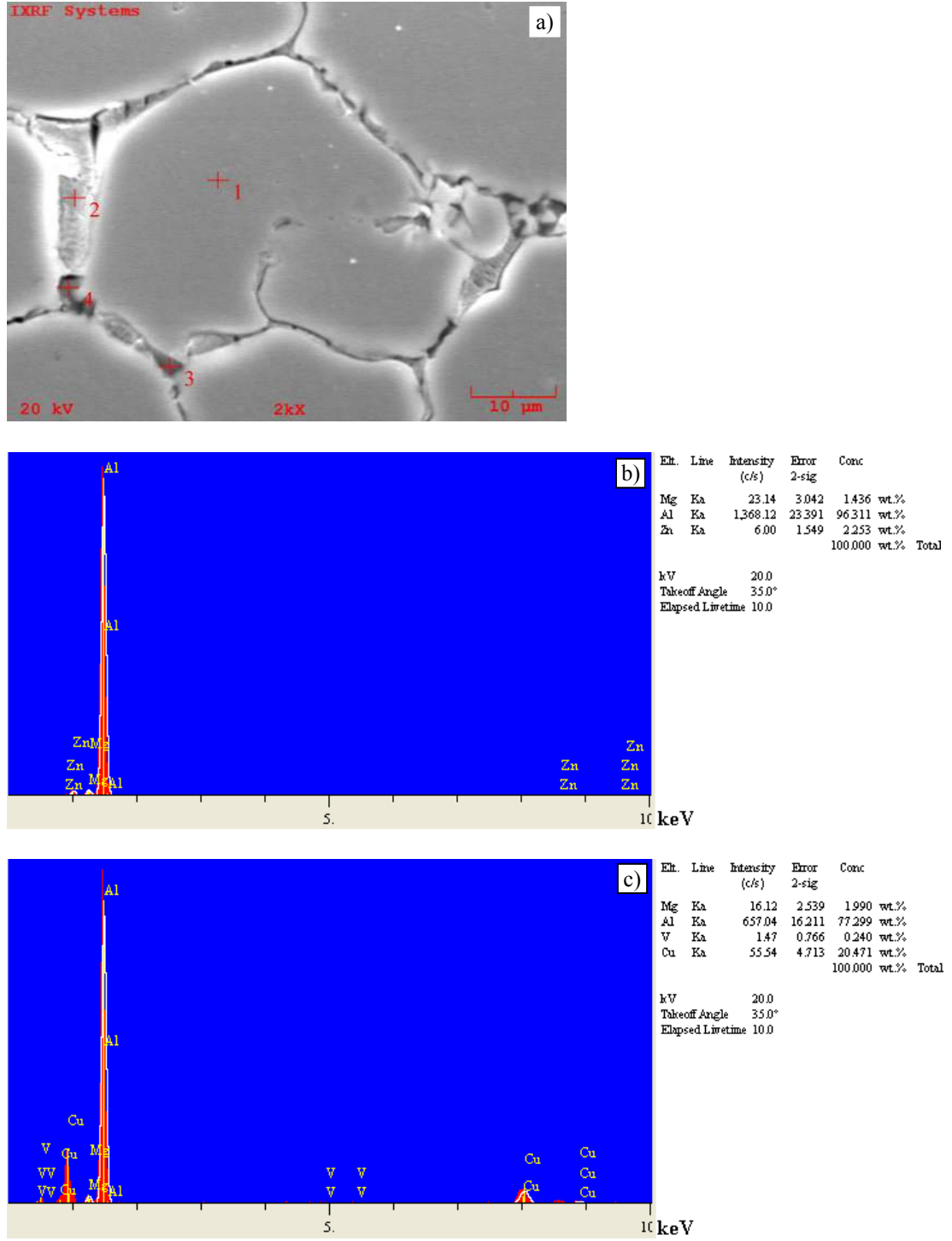
Farklı soğuk deformasyon oranlarından (%20 ve %30) tikso-dökümle şekillendirilen numunelerin mikroyapıları Resim 6.17’de verilmiştir. %20 ve %30 soğuk deforme edilmiş numunelerle yapılan tikso-döküm sonrası numunelerin mikroyapıları incelendiğinde, küremsi taneler arasının kılcal etki (capillary action) ile sıvı film tabakasıyla tamamen ıslatıldığı tespit edilmiştir. Ancak %20 soğuk deforme edilmiş numunelerle yapılan tikso-döküm sonrası numunenin mikroyapısında daha düşük orandaki sıvı faz nedeniyle üçlü birleşim noktalarında mikro-gözeneklerin varlığı tespit edilmiştir (Resim 6.17.a). Bu mikro-gözenek oluşumu sıvı fazın kılcal etkiyle katı taneler arasını ıslatması sonrası üçlü birleşim noktalarında sıvı fazın kalmamasına bağlanmaktadır. %30 soğuk deforme edilmiş numunede ise daha fazla sıvı faz olması nedeniyle daha az oranda mikro-gözenek varlığı belirlenmiştir (Resim 6.17.b). Ancak %30 soğuk deforme edilmiş numune kullanılarak tikso-dökümle üretilen numunelerde sıvı fazın fazla olması nedeniyle sıvı segregasyonu ve mikro-çekme gözeneklerinin daha fazla olduğu belirlenmiştir.



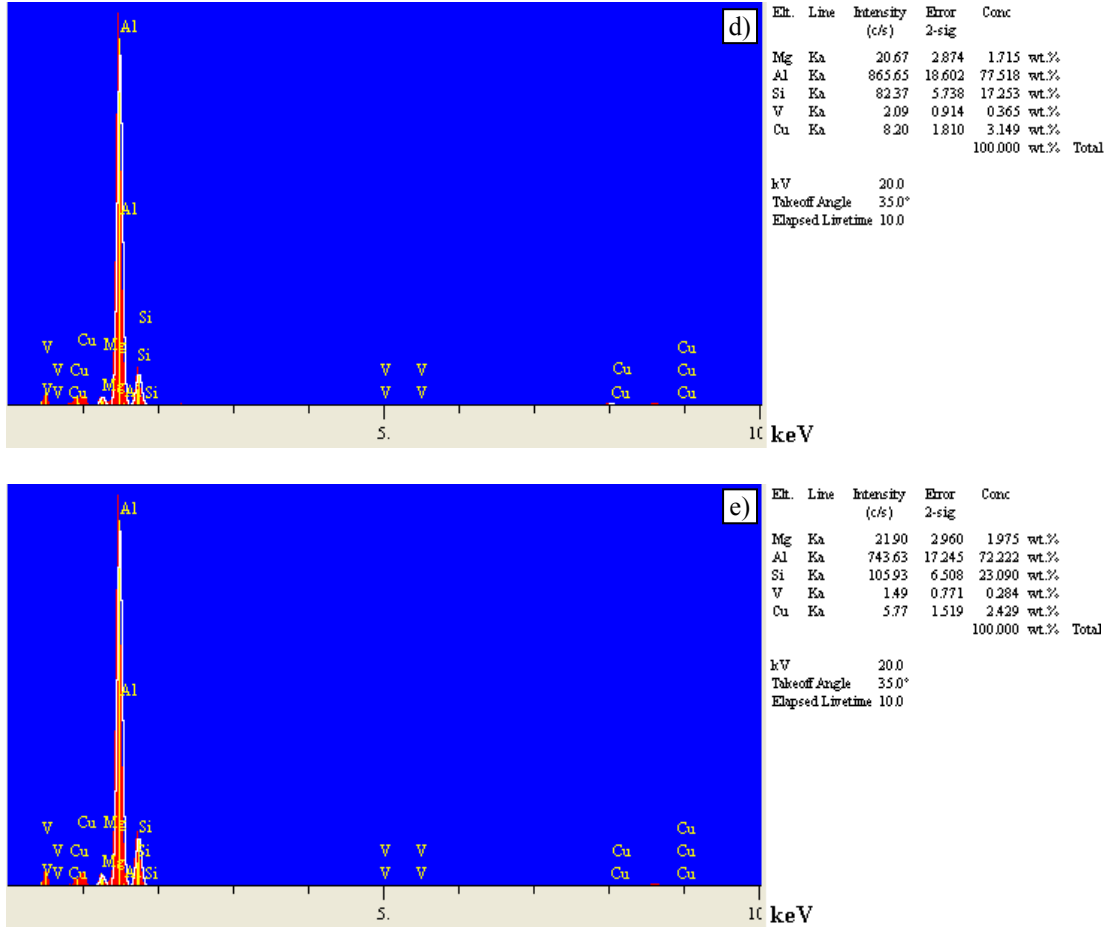
Resim 6.17. Farklı soğuk deformasyon oranlarına sahip tikso-dökümle üretilmiş numunelerin mikroyapısı a) %20 soğuk deformasyon (20-611-1), X1000 büyütme ve b) %30 soğuk deformasyon (30-611-1), X1000 büyütme

Resim 6.18'de tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin EDS ile mikroyapıda seçilen bölgelerin kimyasal analizini göstermektedir. Birincil α katı fazında Al-Zn-Mg'un varlığı tespit edilmiştir (Resim 6.18.b). Tane sınırlarında yüksek miktarda Al (% 77,299) ve Cu (%20,471) içeren düşük sıcaklıkta ergiyen Al-Cu ötektiği ve pinning etkisi yapan V'un (2. nokta % 0,24 V- 3. nokta % 0,365 V- 4. nokta % 0,284 V) varlığı tespit edilmiştir (Resim 6.18.c). Ayrıca tane sınırlarında yüksek oranda Si (3. nokta-% 17,253 Si ve 4. nokta-% 23,09 Si) varlığı dikkati çekmektedir (Resim 6.18.d ve Resim 6.18.e). Resim 6.18.a'da 3 ve 4 no.lu noktalarda görülen bileşiklerin Al ile Si ve Mg'un oluşturduğu metaller arası bileşik olduğu tahmin edilmektedir.

Liu ve arkadaşlarının yaptığı çalışmaya paralel olarak bu çalışmada, tikso-şekillendirilmiş 2014 alaşımında tane sınırlarındaki (küremsi taneler arasında) ötektikte daha fazla miktarda Cu, Mg ve Si varlığını EDS ile tespit etmişlerdir [Liu ve ark., 2004-2]. Yine Kırtay, [Kırtay, 1997-1] yarı katı-şekillendirme ile ürettiği ETİAL-44 (AA7075) alaşımında EDS ile tane sınırlarında Cu'ca zengin bölgelerin varlığını belirlemiştir.



Resim 6.18. Tikso-dökümle üretilen 30-611-2,37 kodlu numunede EDS analizi; a) SEM görüntüsü, b) 1. noktanın EDS spektrumu (Al-Zn-Mg Matris), c) 2. noktanın EDS spektrumu (Al-Cu ötektiği), d) 3. noktanın EDS spektrumu (Al-Si-Cu bileşiği) ve e) 4. noktanın EDS spektrumu (Al-Si-Cu-V bileşiği)



Resim 6.18.(Devam). Tikso-dökümle üretilen 30-611-2,37 kodlu numunede EDS analizi; a) SEM görüntüsü, b) 1. noktanın EDS spektrumu (Al-Zn-Mg Matris), c) 2. noktanın EDS spektrumu (Al-Cu ötektiği), d) 3. noktanın EDS spektrumu (Al-Si-Cu bileşiği) ve e) 4. noktanın EDS spektrumu (Al-Si-Cu-V bileşiği)

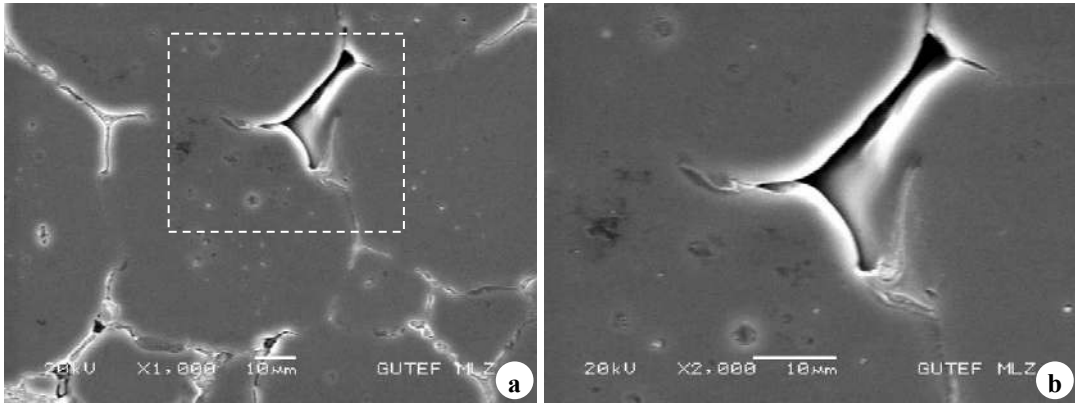
6.1.5. Tikso-dökümle üretilen numunelerde tespit edilen yapısal hatalar

Tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin mikroyapılarında;

- ✓ Mikro-gözenek (Resim 6.19),
- ✓ Mikro-çekme (Resim 6.20),
- ✓ Sıvı havuzcuğunda dendritik katılaşma (Resim 6.21),
- ✓ Sıvı fazda sıcak yırtılma (Resim 6.22),
- ✓ Mikro-segregasyon (Resim 6.23)
- ✓ Kalıbın keskin köşelerinde sıvı segregasyonu (Resim 6.24) olmak üzere 6 farklı döküm hatasına rastlanmıştır.

Tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin mikroyapıları incelendiğinde mikro-gözeneklerin özellikle üçlü birleşim noktalarında oluştuğu belirlenmiştir. Sıvı fazın kılcal etki tane sınırlarını ıslatması sonrası bu üçlü birleşim noktalarında sıvı faz kalmaması sonucu mikro-gözenekler oluşmuştur (Resim 6.19.a-b). Bu çalışmaya benzer olarak, Burke ve arkadaşları [Burke ve ark., 1998] tikso-şekillendirme ile üretilen AA7075 alaşımının mikroyapısında mikro-gözeneklerin varlığını bildirilmektedir.

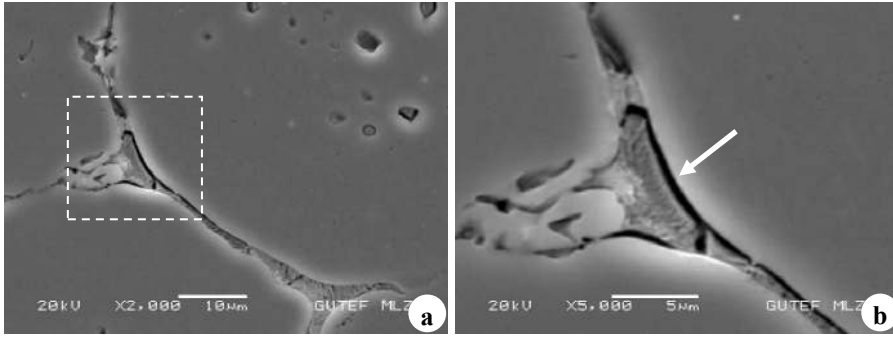
Akbaş'ın [Akbaş, 1995] AA7075 alaşımı ile yaptığı yarı-katı şekillendirme çalışmasında, tikso-şekillendirme sonrası mikroyapıda küçük boyutta ve çok miktarda gözeneklerin varlığı tespit edilmiştir. Bu gözeneklerin sıvı fazda çözünen hidrojen kaynaklı olduğu vurgulanmaktadır. Akbaş bu gözeneklerin giderilmesi için koruyucu inert atmosfer altında veya vakum altında ısıtma ve şekillendirme yapılması gerektiğini bildirmektedir [Akbaş, 1995].



Resim 6.19. Tikso-dökümle üretilen 30-611-1,5 kodlu numunede mikro-gözenek SEM görüntüsü a) X1000 büyütme ve b) X2000 büyütme

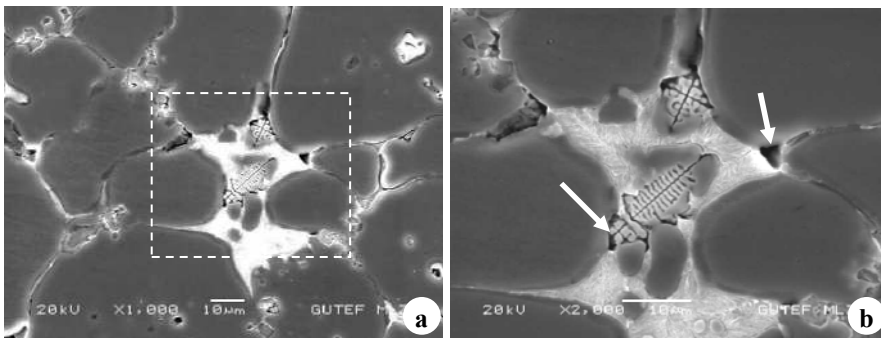
Kırtay, [Kırtay, 1997-1] tikso-şekillendirilmiş AA7075 alaşımında mikro-gözenek oluşumunu kalıbın iç yüzeylerinin yağlanması ve yüksek sıcaklıkta bu yağların yanması sonucu açığa çıkan gazlardan dolayı oluşan ek bir hidrojen kaynağı oluşmasına bağlamaktadır. Buna bağlı olarak mikroyapılarda mikro-gözenek oluşumunun gözlemlendiğini rapor etmektedir.

Tikso-dökümle şekillendirmede katı tane sınırlarında kalan sıvı fazın sürekli beslenebilmesi için gerekli sıvı yoktur. Dolayısıyla sıvı faz katılabilirken hacimce küçülmesi nedeniyle mikroyapıda çok ince dağılmış halde mikro-çekme gözeneklerinin varlığı belirlenmiştir (Resim 6.20). Chayong ve arkadaşları [Chayong ve ark., 2005] AA7075 alaşımının tikso-şekillendirme çalışmasında yarı-katı bölgede sıvı fazın katılması esnasında hacimce küçülmesinden ve yarı-katı bölgede sıvı ile besleme yapılamaması sonucu yapıda mikro-çekme gözeneklerinin oluştuğunu bildirmektedir.



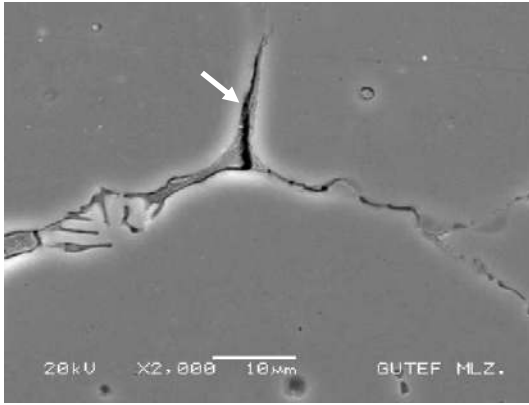
Resim 6.20. Tikso-dökümle üretilen 30-611-2,37 kodlu numunede sıvı fazda mikro-çekmenin SEM görüntüsü; a) X2000 büyütme ve b) X5000 büyütme

Tikso-dökümle şekillendirilmiş 7075 alaşımında sıvıca zengin bölgelerde sıvı havuzcuğunda dendritik katılmanın varlığı tespit edilmiştir (Resim 6.21). Dendritik katılmanın olduğu bölgelerde aynı zamanda mikro-çekme gözeneklerinin varlığı tespit edilmiştir (Resim 6.21.b).



Resim 6.21. Tikso-dökümle üretilen 20-611-1 kodlu numunede sıvı havuzcuğunda dendritik katılmanın SEM görüntüsü; a) X1000 büyütme ve b) X2000 büyütme

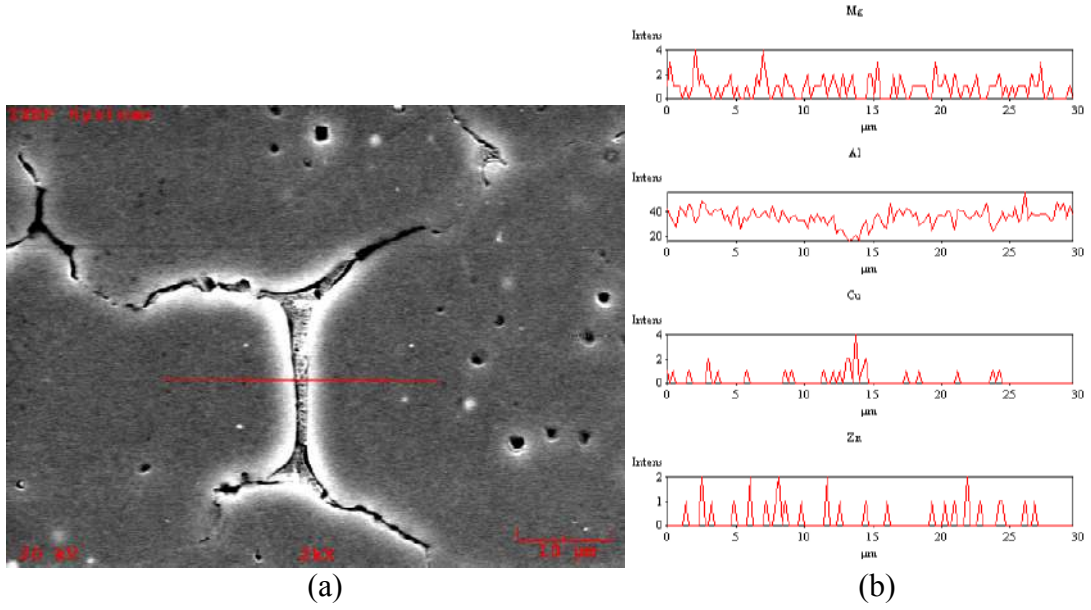
Tikso-dökümle şekillendirilmiş 7075 alaşımında sıvı fazca zengin bölgelerde mikro boyutta sıcak yırtılmanın olduğu tespit edilmiştir (Resim 6.22). Tane sınırlarındaki mikrosegregasyonun sıcak yırtılmaya neden olduğu bilinmektedir [Askeland, 1998]. Ayrıca katı ve sıvı faz arasındaki sıcaklık gradyanının ve katı fazın soğurken büzülmesinden dolayı katılaştan sıvı fazda sıcak yırtılmaya yol açtığı düşünülmektedir.



Resim 6.22. Tikso-dökümle üretilen 30-611-2,37 kodlu numunede sıvı fazda sıcak yırtılma oluşumunun SEM görüntüsü

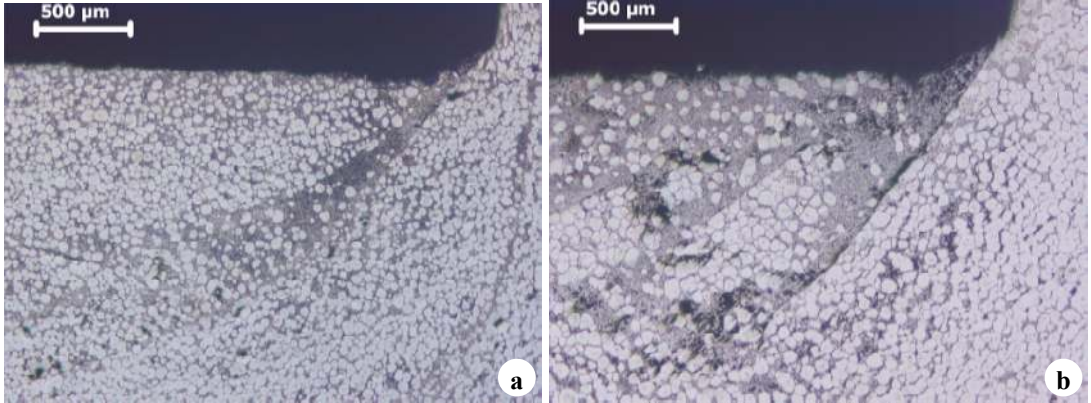
Tikso-döküm sonrası numunelerin mikroyapıları incelendiğinde tane sınırlarında Cu mikrosegregasyonuna rastlanmıştır (Resim 6.23.a-b). YMK kristal kafes yapısına sahip Cu, alüminyumun kristal kafesinde yer alan element olarak yer almaktadır ve alüminyumun kristal kafesini gerilmeye uğratmaktadır. Alüminyumun kristal kafesinde çözemediği fazla Cu atomları nispeten daha düzensiz ve boşluklu dizilime sahip olan tane sınırlarında yer bularak gerilme enerjisi en aza indirilmiş olur. Böylelikle tane sınırlarında Cu'ca zengin bölgeler, diğer bir tabirle tane sınırlarında Cu mikrosegregasyonu meydana gelmiş olur [Verhoeven, 1975].

Bu çalışmaya benzer şekilde Sang-Yong ve arkadaşlarının, 7075 alaşımında SIMA işlemiyle ön malzeme üretimi sonrası 590 °C'de yarı katı şekillendirilen numunede tane sınırlarında Cu içeriğinin daha fazla olduğunu Mg ve Al konsantrasyonunun daha az olduğunu tespit etmişlerdir [Sang-Yong ve ark., 2001].



Resim 6.23. Tikso-dökümle üretilen 30-611-2,37 kodlu numunede tane sınırlarında mikrosegregasyon oluşumu; a) SEM görüntüsü ve b) EDS çizgisel analiz sonuçları

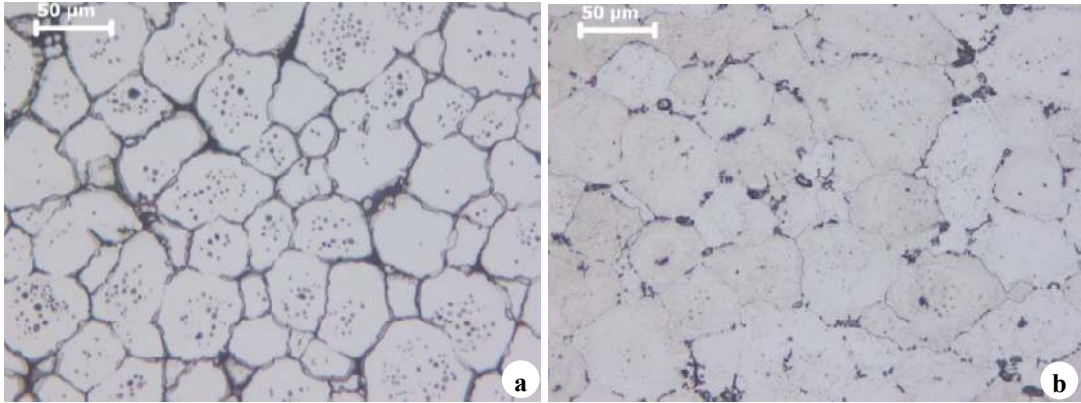
Tikso-dökümle şekillendirme sonrası numunelerin kalıbın keskin köşelerine denk gelen bölgeleri incelendiğinde sıvı segregasyonu varlığı tespit edilmiştir (Resim 6.24). %30 soğuk deforme edilmiş numunelerdeki sıvı segregasyonunun, %20 soğuk deforme edilmiş numunelere göre daha fazla olduğu belirlenmiştir. Bu sonuç, %30 soğuk deforme edilmiş numunelerde yarı-katı sıcaklıkta daha fazla sıvı faz oluştuğunun bir delilidir. Chayong ve arkadaşları [Chayong ve ark., 2005] keskin köşelerin sıvı segregasyonuna ve kalıp dolumunda biraz türbülansa neden olabileceğini bildirmektedir.



Resim 6.24. Tikso-dökümle şekillendirmede kalıbın keskin köşelerinde meydana gelen sıvı segregasyonu; a) 20-611-1 kodlu numune, büyütme X25 ve b) 30-611-1 kodlu numune, büyütme X25

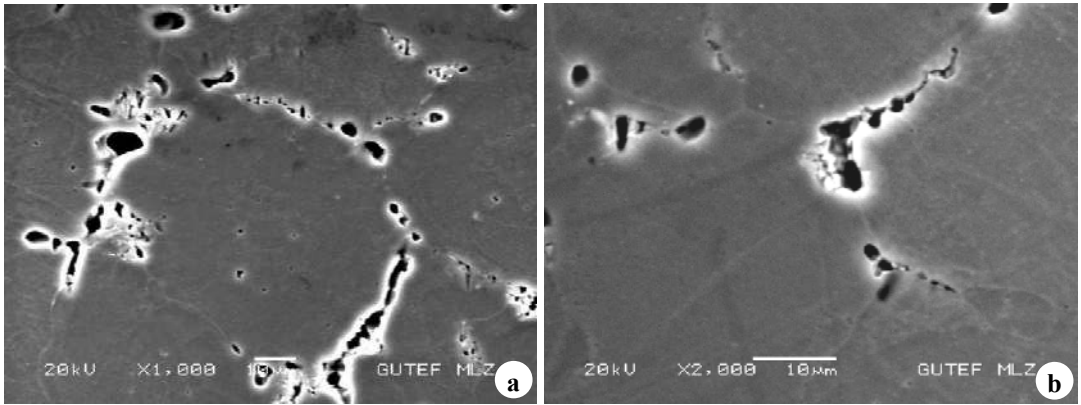
6.1.6. Tikso-dökümle üretilen numunelerin yaşlandırma ısıt işleminin sonrası mikroyapısı

Resim 6.25.a-b’de tikso-dökümle şekillendirilen 30-611-2,37 kodlu numunenin 16 saat çözeltiye alma işleminden sonra 24 saat yaşlandırma sonrası mikroyapısı görülmektedir. Mikroyapıdan görülebileceği üzere uzun süreli çözeltiye alma sonrası küremsi tane yapısının poligonal yapıya dönüştüğü ve tane boyutunun arttığı tespit edilmiştir. Ortalama tane boyutunun $45\ \mu\text{m}$ ’dan $60\ \mu\text{m}$ ’a çıktığı belirlenmiştir. Ayrıca küremsi katı fazın tane sınırları arasında yer alan sıvı fazın, T6 ısıt işlemi sonrası azaldığı ve yerini metaller arası bileşiğe bıraktığı tespit edilmiştir (Resim 6.25.b). Bu metaller arası bileşik mikroyapıda özellikle üçlü birleşim noktalarında yer almaktadır (Resim 6.26.b).



Resim 6.25. a) Tikso-dökümle üretilen 30-611-2,37 kodlu numunenin mikroyapısı; X200 büyütme ve b) aynı numunenin 16 saat çözeltiye alma + 24 saat yaşlandırma sonrası mikroyapısı, X200 büyütme

Araştırmacılar, tikso-şekillendirme ile üretilen Al alaşımlarının çözeltiye alma işleminde tane sınırlarındaki ikincil fazların uzun bekleme sürelerinde difüzyonla katı faza geçtiğini ve zamanla kaybolduğunu bildirmektedirler [Türkeli, 1997-1, Türkeli, 1997-2, Türkeli, 1998, Türkeli, 2002, Dışpınar ve Türkeli, 2006]. Dışpınar ve Türkeli, [Dışpınar ve Türkeli, 2006] 300-400 dak çözeltiye alma ısı işlemi sonrasında ikinci fazların çoğunlukla katı çözeltiye geçtiğini tespit etmiştir.



Resim 6.26. Tikso-dökümle üretilen 30-611-2,37 kodlu numunenin 16 saat çözeltiye alma + 24 saat yaşlandırma sonrası SEM görüntüsü; a) X1000 büyütme ve b) 2000 büyütme

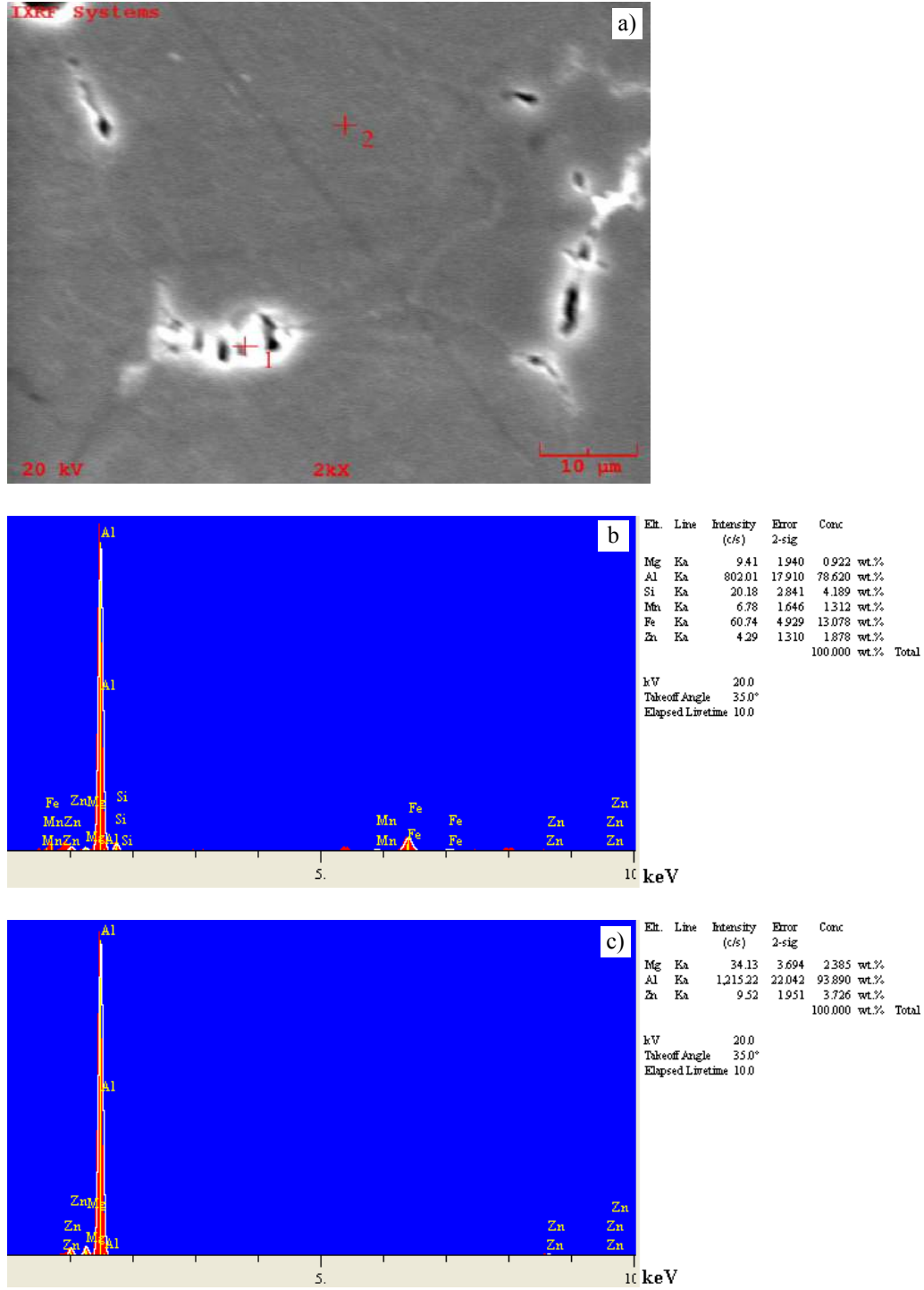
Burke ve arkadaşları [Burke ve ark., 1998], AA7075 alaşımının tikso-şekillendirme çalışmasında, tane sınırlarına segrege olan bakır, çinko ve magnezyum gibi alaşım

elementlerinin T6 ısıt işlemleri sonrası tekrar matris yapıya difüzyonla geçtiğini rapor etmektedir.

Liu ve arkadaşları [Liu ve ark., 2004] tikso-dökümle üretilen dövme Al alaşımlarında standart bir T6 ısıt işlemleri yerine daha uzun çözeltiye alarak yaşlandırmayı önermektedir. Araştırmacılar ikincil fazların tamamen çözünmesi için uzun çözeltiye alma sürelerinin gerekli olduğunu vurgulamaktadırlar.

Bu çalışmada mikrosegregasyon gibi yapısal kusurların giderilmesi veya en aza indirilmesi için uzun süreli çözeltiye alma ısıt işlemleri uygulanmıştır. Bilindiği üzere, mikrosegregasyon homojenizasyon ısıt işlemleri uygulanarak azaltılabilir. Bunun için döküm parça solidüs sıcaklığının altındaki bir sıcaklığa ısıtılır ve bu sıcaklıkta uzun süre tutulursa difüzyon gerçekleşir [Askeland, 1998].

Tikso-dökümle şekillendirilen ve yaşlandırma ısıt işlemleri uygulanan 30-611-2,37+T6 kodlu numunenin EDS ile noktasal elementel analiz sonuçları Resim 6.27'de görülmektedir. Resimden görülebileceği üzere 1. noktadaki bileşiğin esas olarak % 78,62 Al, % 13,078 Fe ve % 4,189 Si'dan oluştuğu tespit edilmiştir (Resim 6.27.b). Bu bileşiğin Al, Fe ve Si'un oluşturduğu Al_3FeSi olduğu tahmin edilmektedir. Eskin ve arkadaşları Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarında yarı katı sıcaklıkta tane sınırlarında düşük ergime sıcaklığına sahip ötektik ve Al_3FeSi metaller arası bileşiğinin oluştuğunu bildirmektedir [Eskin ve ark., 2004]. Matrisi oluşturan poligonal tanelerin esas olarak alüminyumca zengin Al-Zn-Mg katı çözeltisi olduğu belirlenmiştir (Resim 6.27.c).



Resim 6.27. Tikso-dökümle üretilen 30-611-2,37+T6 kodlu numunenin 16 saat çözeltiye alma + 24 saat yaşlandırma sonrası EDS analizi; a) SEM görüntüsü, b) 1. noktanın EDS spektrumu (Al_5FeSi metaller arası bileşiği) ve c) 2. noktanın EDS spektrumu (Al-Zn-Mg matris)

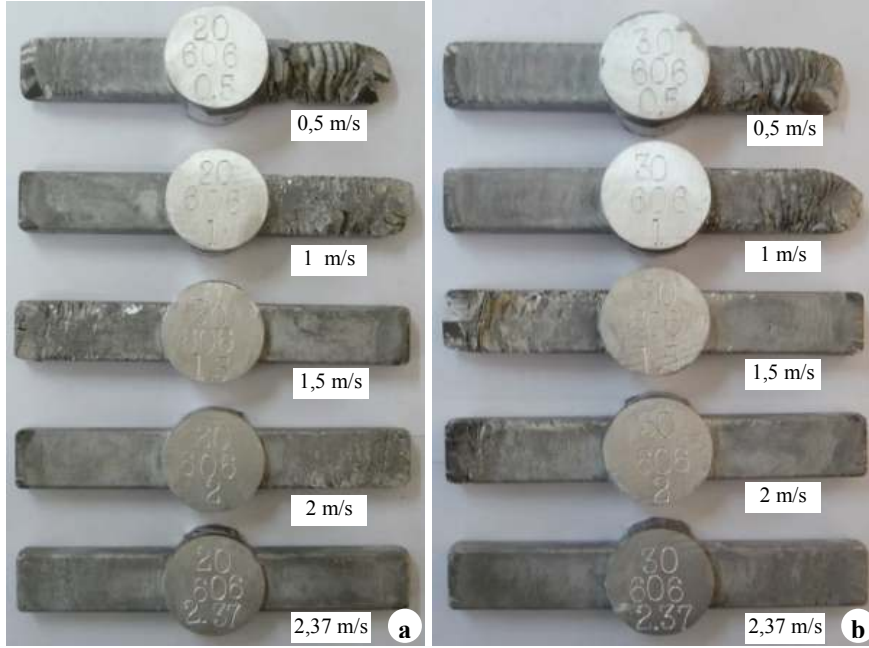
6.2. Tikso-dökümle Üretilen Numunelerin Dış Görünümleri ve Kalıp Doldurma Karakteristikleri

6.2.1. Yarı-katı sıcaklığın (% sıvı oranının) etkisi

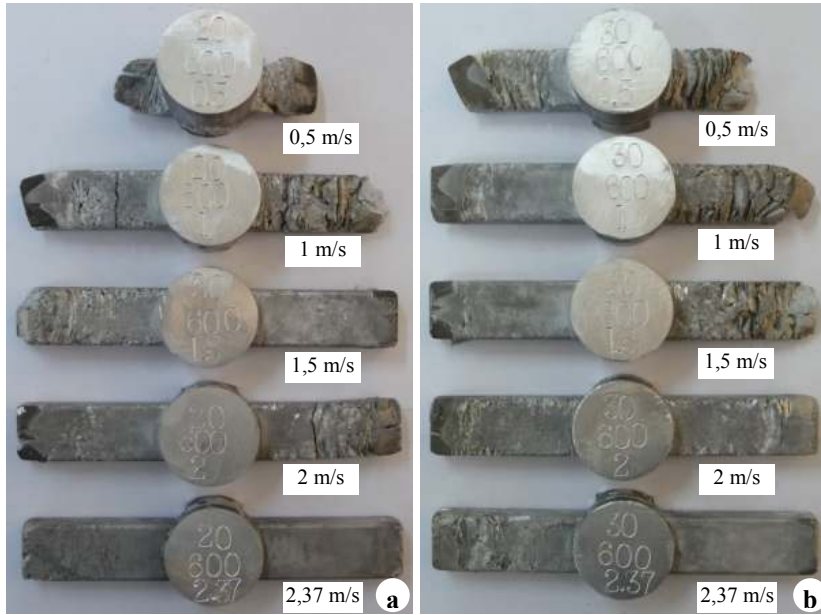
Yarı-katı sıcaklığa (% sıvı oranına) bağlı olarak tikso-dökümle şekillendirilen numunelerin dış görünüşleri Resim 6.28-Resim 6.30'da görülmektedir. %50 sıvı oranına karşılık gelen 611 °C'den (%50 sıvı oranı) şekillendirilmiş numuneler 0,5 m/s piston hızı hariç diğer bütün piston hızlarında kalıbı başarıyla doldurmuştur (Resim 6.30). 0,5 m/s'de yarı-katı metal kalıp boşluğuna yeterli hızda transfer edilemediğinden kalıp boşluğunu dolduramamıştır. Yarı-katı metal kalıp boşluğunda yavaş ilerlediği için kalıp yüzeyi ile daha uzun süreli temas etmesi nedeniyle sıcaklığı düşmektedir. Yarı-katı metalin sıcaklığının düşmesi sıvı oranını azaltacaktır. Sıvı oranının azalması da tiksotropik akışı zorlaştırmaktadır. Bunun sonucunda 0,5 m/s piston hızlarında, yarı-katı haldeki metal kalıp boşluğunu tamamen dolduramamıştır. Bu durum 606 °C (Resim 6.29) ve 600°C'lerden (Resim 6.30) tikso-dökümle şekillendirilen numunelerde daha belirgindir.



Resim 6.28. 611 °C'den tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin dış görünümü; a) %20 soğuk deformasyon ve b) %30 soğuk deformasyon



Resim 6.29. 606 °C'den tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin dış görünümü;
a) %20 soğuk deformasyon, b) %30 soğuk deformasyon



Resim 6.30. 600 °C'den tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin dış görünümü;
a) %20 soğuk deformasyon, b) %30 soğuk deformasyon

606 °C'den (%40 sıvı oranı) tikso-dökümle üretilen numunelerde 2 m/s ve 2,37 m/s piston hızlarında numune kalıbı doldururken (Resim 6.29), 600 °C'den (%30 sıvı

oranı) tikso-dökümle üretilen numunelerde sadece 2,37 m/s piston hızlarında numune kalıp boşluğunu doldurmuştur (Resim 6.30).

Yarı-katı haldeki numunenin kalıbı tam olarak dolduramamasının nedenlerinden biri kalıp sıcaklığının yeterli olmamasıdır. Nitekim Cho ve Kang [Cho ve Kang, 2000] tikso-şekillendirme çalışmalarında A356 alaşımı için kalıp sıcaklığının en az 300 °C ve AA2024 alaşımı için ise en az 350 °C olması gerektiğini bildirmektedirler. Bu çalışmada kullanılan akışkan ısıtmalı kalıp şartlandırıcı ile kalıp en fazla 150 °C'ye ısıtılabilmiştir. Bunun sonucunda özellikle düşük sıvı oranı (600 °C-%30 sıvı oranı) ve düşük piston hızlarında tikso-dökümle şekillendirilen numunelerde 150 °C'deki kalıp içerisinde erken katılaşmadan dolayı kalıp boşluğu tamamen doldurulamamıştır (Resim 6.29 ve Resim 6.35). %40 ve %50 sıvı oranlarında ve 2 m/s ve 2,37 m/s hızlarında ise yarı-katı haldeki numuneler kalıbı tamamen doldurmuştur. Araştırmacılar % katı oranının (f_s) diğer bir deyişle yarı-katı sıcaklığın, numunenin kalıbı doldurma davranışı üzerinde son derece etkili olduğunu bildirilmektedir [Kang ve Lee, 2008]. Özellikle ince kesitli Al alaşımlarının yarı-katı şekillendirmesinde kalıbın tamamen doldurulabilmesi için kalıp sıcaklığının artırılması önerilmektedir. Ayrıca yarı-katı haldeki metalin kalıp boşluğunu tamamen doldurabilmesi için kalıp sıcaklığının kalıbın her yerinde homojen olması gerektiği bildirilmektedir. [Kirkwood ve ark., 2010].

Yarı-katı haldeki metallerin şekillendirilmesinde diğer geleneksel döküm yöntemlerine göre işlem sıcaklığı daha düşük olduğundan malzemenin daha kalıp dolmadan erken katılaştığı bildirilmektedir [Mat, 2001]. Burke ve arkadaşları 7075 alaşımının tikso-şekillendirme çalışmasında, yarı-katı haldeki numunenin düşük ısı kapasitesine sahip olduğundan kalıp içerisinde daha erken (prematüre) katılaştığını ve kalıbı tamamen dolduramadığını bildirmektedirler [Burke ve ark., 1998]. Bu çalışmada da düşük sıvı oranına sahip 600 °C (%30 sıvı) ve 606 °C (%40 sıvı) sıcaklıklardan yapılan tikso-dökümle şekillendirme çalışmalarında yarı-katı metal hazne içerisinde erken katılaşarak kalıp boşluğunu tam olarak dolduramamıştır.

Kalıp boşluğunu tam olarak dolduramayan 600 °C (%30 sıvı) ve 606 °C (%40 sıvı) sıcaklıklarda yapılan tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin mekanik özellikleri incelenememiştir. Kalıp boşluğunu tamamen dolduran 611 °C’de (%50 sıvı oranı) tikso-dökümle şekillendirilen numunelerin mekanik özellikleri incelenmiştir.

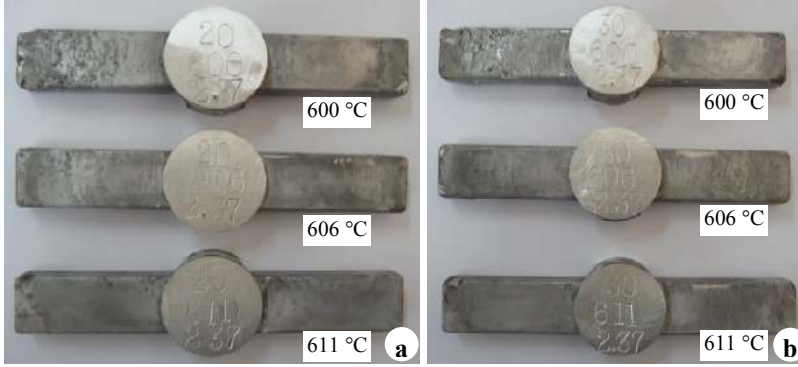
6.2.2. Piston hızının etkisi

Piston hızına bağlı olarak tikso-dökümle şekillendirilen numunelerin dış görünüşleri Resim 6.31-Resim 6.35’te verilmiştir. Bütün yarı-katı sıcaklıklardan 2,37 m/s piston hızıyla tikso-şekillendirilen numunelerin tamamı kalıp boşluğunu başarıyla doldurmuştur (Resim 6.31). Düşük yarı-katı sıcaklık (600 °C ve 606 °C) ve 2 m/s’nin altındaki piston hızları kalıp boşluğunu tamamen doldurmak için yeterli olmamıştır (Resim 6.32, Resim 6.33 ve Resim 6.34). Ancak 611 °C’den (%50 sıvı oranı) 1 m/s ve 1,5 m/s piston hızıyla tikso-dökümle şekillendirilen numuneler kalıp boşluğunu tamamen doldurmuştur (Resim 6.33 ve Resim 6.34). 0,5 m/s piston hızıyla tikso-dökümle şekillendirilen numunelerin hiç biri kalıp boşluğunu tamamen dolduramamıştır (Resim 6.35). Bunun nedeni 0,5 m/s gibi düşük piston hızlarında yarı-katı haldeki metalin kalıp boşluğuna ulaşmaya kadar soğuması sonucu erken katılaşmasına bağlanabilir.

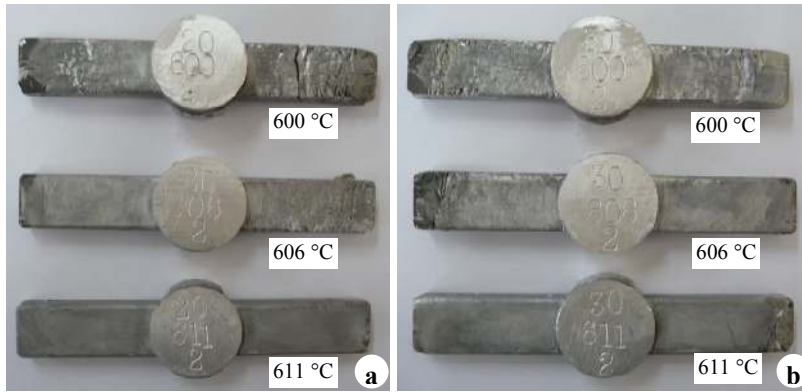
Yüksek piston hızlarında yarı-katı haldeki metalin kalıp boşluğunu daha iyi doldurmasının nedeni ise numunenin hazneden kalıp boşluğuna hızla transferi sayesinde yarı-katı haldeki metalin hızla şekillendirilmesinden kaynaklanmaktadır. Nitekim yüksek piston hızlarında (2,37 m/s) yarı katı haldeki numuneler kalıp boşluğunu tamamen doldurmuştur (Resim 6.31).

Yarı-katı haldeki numunenin yüksek piston hızlarında kalıbı daha iyi doldurmasının bir nedeni de artan piston hızı ile viskozitenin azalmasıdır. Nitekim Liu ve arkadaşları [Liu ve ark, 2003-2] yarı-katı haldeki numunenin hızlı basma ile viskozite ölçümlerinde farklı piston hızlarının viskozite üzerine etkisini araştırırken, artan piston hızı ile viskozitenin azaldığını deneysel olarak tespit etmişlerdir. Liu ve

arkadaşları deneysel çalışmasında sabit piston hızında artan yarı-katı sıcaklıkla (artan sıvı oranıyla) yine viskozite değerinin azaldığını bildirmektedir [Liu ve ark, 2003-2].



Resim 6.31. 2,37 m/s piston hızıyla tikso-şekillendirilmiş numunelerin dış görünümü; a) %20 soğuk deformasyon, b) %30 soğuk deformasyon



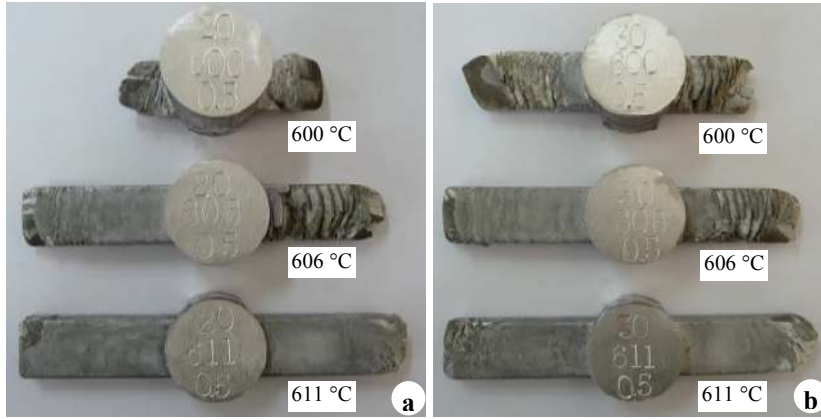
Resim 6.32. 2 m/s piston hızıyla tikso-şekillendirilmiş numunelerin dış görünümü; a) %20 soğuk deformasyon, b) %30 soğuk deformasyon



Resim 6.33. 1,5 m/s piston hızıyla tikso-şekillendirilmiş numunelerin dış görünümü; a) %20 soğuk deformasyon, b) %30 soğuk deformasyon



Resim 6.34. 1 m/s piston hızıyla tikso-şekillendirilmiş numunelerin dış görünümü;
a) %20 soğuk deformasyon, b) %30 soğuk deformasyon



Resim 6.35. 0,5 m/s piston hızıyla tikso-şekillendirilmiş numunelerin dış görünümü;
a) %20 soğuk deformasyon, b) %30 soğuk deformasyon

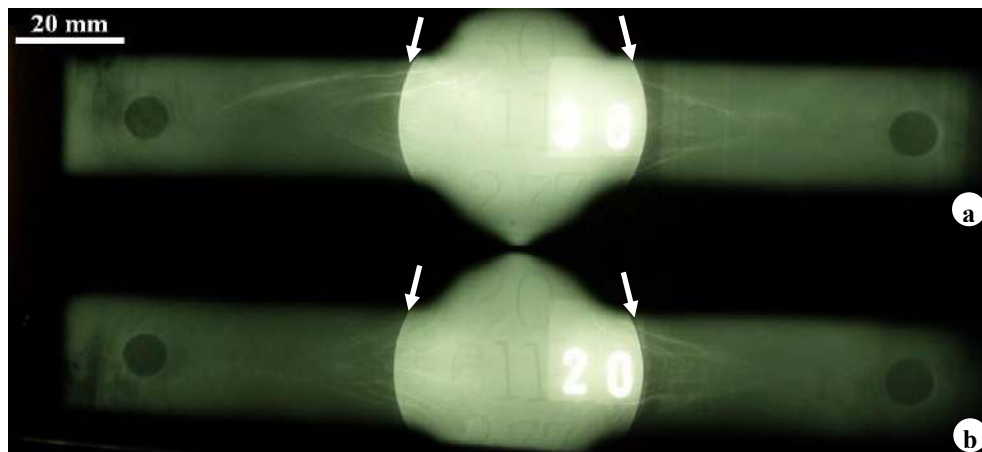
%30 soğuk deforme edilmiş numuneler %20 soğuk deforme edilmiş numunelere göre aynı piston hızlarında kalıbı daha iyi doldurmuştur. Bunun nedeni %30 soğuk deforme edilmiş numunelerin daha yüksek şekil faktörüne (bkz. Şekil 6.2) ve daha küçük tane boyutuna (bkz. Şekil 6.4) sahip olmalarıdır. 1'e yakın şekil faktörü ve küçük tane boyutları daha iyi akış özellikleri sergilediğinden %30 soğuk deforme edilmiş numuneler kalıbı daha fazla doldurmuştur (Resim 6.31-Resim 6.35). %30 soğuk deforme edilmiş numunelerin kalıbı daha fazla doldurmasının nedeni sahip oldukları iç gerilmenin %20 soğuk deforme edilmiş numunelerden daha fazla olmasından dolayı aynı yarı-katı sıcaklıkta %30 soğuk deforme edilmiş numunelerin daha fazla sıvı oranı üretmesine bağlanmaktadır.

YKMŞ çalışmalarında tikso-şekillendirme için piston hızından ziyade enjeksiyon basıncının en az 100 MPa veya üzeri olması gerektiğini bildirilmektedir [Kirkwood ve ark., 2010]. Bu çalışmada kullanılan 50 MPa enjeksiyon basıncının özellikle düşük sıvı oranına karşılık gelen yarı-katı sıcaklıklarda (600 °C ve 606 °C) kalıbı doldurmada yeterli olmadığı tespit edilmiştir.

Kalıbı tam olarak dolduramayan 0,5 m/s piston hızı hariç diğer bütün piston hızlarında (1 m/s, 1,5 m/s, 2 m/s, 2,37 m/s) tikso-dökümle şekillendirilen numunelerin mekanik özellikleri araştırılmıştır.

6.3. Tikso-dökümle Üretilen Numunelerin X-ışınları Radyografisi ile Tahribatsız Muayenesi

Resim 6.36.a-b’de %20 ve %30 soğuk deformasyon uygulanmış ve %50 sıvı oranına karşılık gelen 611 °C’de 2,37 m/s piston hızıyla tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin X-ışınları radyografi filmi görülmektedir. Resimlerden görülebileceği üzere numunelerde kalıbın keskin köşelerinin olduğu bölgelerde sıvı segregasyonunun neden olduğu sıcak yırtılma gözlenmektedir. Kalıbın keskin köşelerinde sıvı segregasyonu oluşumunun nedeni Bölüm 6.1.3’te anlatılmıştır.

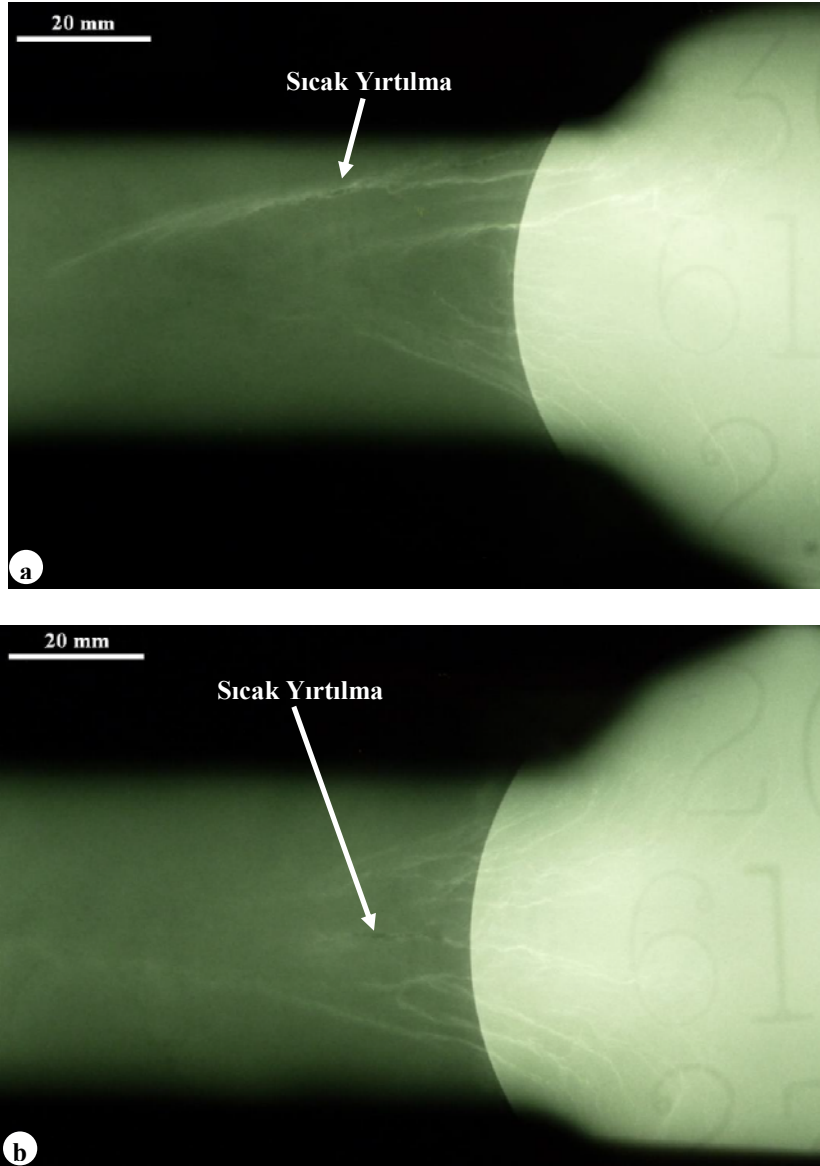


Resim 6.36. 2.37 m/s piston hızıyla tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin X-ışını radyografi film görüntüsü; a) %30 soğuk deformasyon, b) %20 soğuk deformasyon

Chayong ve arkadaşları [Chayong ve ark., 2005] 7075 alaşımının tikso-şekillendirilmesinde kalıptaki keskin köşelerinin sıvı segregasyonuna neden olduğunu bildirmektedirler. Chayong ve arkadaşlarının çalışmasına paralel olarak bu çalışmada kalıbın keskin köşelerinde sıvı segregasyonunun varlığı tespit edilmiştir (Resim 6.36).

%30 soğuk deforme edilerek tikso-dökümle şekillendirilmiş numuneler yarı-katı sıcaklıkta daha fazla sıvı faz ürettiğinden kalıbın keskin köşesinde daha fazla sıvı segregasyonu meydana gelmiş ve bunun sonucunda bu bölgelerde sıcak yırtılma gözlenmiştir (Resim 6.37.a). Buna karşın %20 soğuk deforme edilen numuneden tikso-dökümle şekillendirilen numunede daha az sıvı segregasyonu ve buna bağlı olarak daha küçük boyutlu sıcak yırtılmaya rastlanmıştır (Resim 6.37.b).

Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarının sıcak yırtılmaya yatkın olduğu ve sıcak yırtılma hassasiyetinin oldukça yüksek olduğu bilinmektedir. Özellikle %6 Zn içeren Al-Zn-Mg-Cu alaşımı en yüksek sıcak yırtılma hassasiyetine sahiptir. %0,5 Cu ilavesi sıcak yırtılma hassasiyetini en yüksek düzeye çıkarmaktadır [Eskin ve ark., 2004]. Eskin ve arkadaşlarının çalışmasına paralel şekilde bu çalışmada kullanılan Al-Zn-Mg-Cu esaslı AA7075 alaşımının tikso-dökümle şekillendirilmesinde kalıbın keskin köşelerinde sıvı segregasyonu meydana gelen bölgelerde sıcak yırtılma gözlenmiştir.



Resim 6.37. 2.37 m/s piston hızıyla tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin X-ışını radyografı film görüntüsü; a) %30 soğuk deformasyon, b) %20 soğuk deformasyon

6.4. Mekanik Test Sonuçları

6.4.1. Çekme testi sonuçları

%20 ve %30 soğuk deforme edilmiş ön malzemeler kullanılarak %50 sıvı oranında (611 °C’de) kalıbın tamamını doldurabilen ve 1 m/s, 1,5 m/s, 2 m/s, 2,37 m/s piston hızlarında tikso-dökümle üretilen numunelere çekme testi uygulanmıştır. Bu

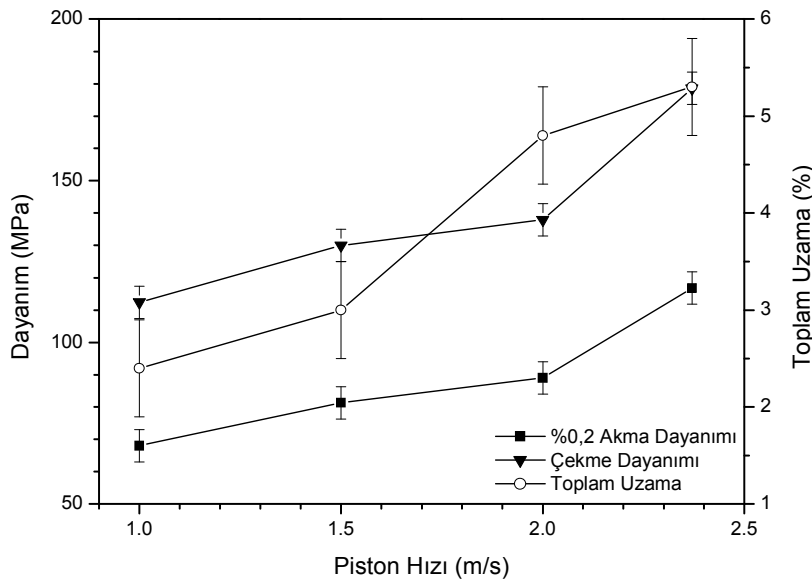
numunelere ait çekme testi sonuçları Çizelge 6.1’de verilmiştir. Tikso-dökümle üretilen numunelerin akma dayanımı, çekme dayanımı ve toplam % uzama değerleri ekstrüze haldeki ve dövme+T6 koşullarındaki 7075 Al alaşımından daha düşük çıkmıştır (Çizelge 6.1).

Çizelge 6.1. Tikso-dökümle üretilen numunelerin çekme testi sonuçları (ortalama değerler)

Numune Kodu	% 0,2 Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Toplam Uzama (%)
7075+T6 Ekstrüze halde	375,6	519,7	13,1
20-611-2,37	116,8	178,6	5,3
20-611-2	89	137,9	4,8
20-611-1,5	81,3	130	3
20-611-1	68	112,4	2,4
30-611-2,37	182,5	267,6	6,3
30-611-2	164	243,8	5,6
30-611-1,5	119,1	191,6	4,8
30-611-1	80,6	135,6	3,9
30-611-2,37+T6	342,1	511,3	9,0
7075-T6 [Kaufman, 2000]	505	575	11
7075-O [Kaufman, 2000]	103	228	17

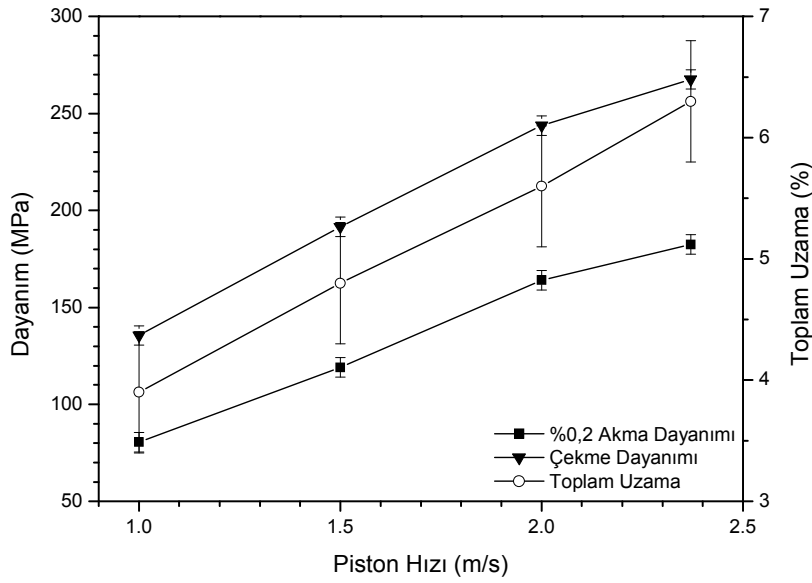
Tikso-dökümle şekillendirilen numunelerde artan piston hızıyla akma ve çekme dayanımının belirgin bir şekilde arttığı tespit edilmiştir (Çizelge 6.1). Tikso-dökümle üretilen numuneler içinde en yüksek dayanım 2,37 m/s piston hızında elde edilmiştir. Bu çalışmaya paralel olarak, Cho ve Kang [Cho ve Kang, 2000] yüksek piston hızlarında akma ve çekme dayanımının arttığını, bunun mikroyapının yoğunlaştırılmasına (daha az olan mikro-gözenek miktarına) atfetmektedirler [Cho ve Kang, 2000]. Öte yandan Chayong ve arkadaşları, piston hızının tikso-şekillendirilmiş numunelerin akma ve çekme dayanımı üzerine belirgin bir etkisi olmadığını ancak % uzama üzerine önemli etkiye sahip olduğunu ve 0,5 m/s -0,75 m/s arası piston hızlarının tikso-şekillendirme için uygun olduğunu tespit etmişlerdir [Chayong ve ark., 2005]. Bu çalışmada Chayong ve arkadaşlarının çalışmasına benzer şekilde artan piston hızıyla toplam % uzama değerleri belirgin bir şekilde artmıştır (Çizelge 6.1).

Şekil 6.5 ve Şekil 6.6’da sırasıyla %20 ve %30 soğuk deforme edilmiş numunelerden 611 °C’de tikso-dökümle üretilen numunelerde piston hızı ile akma dayanımı, çekme dayanımı ve toplam % uzama değerleri arasındaki ilişki verilmiştir. Şekillerden görülebileceği üzere artan piston hızıyla akma dayanımı, çekme dayanımı ve toplam % uzama değerleri artmıştır. Ancak %30 soğuk deforme edilmiş ön malzemeler kullanılarak 611 °C’den tikso-dökümle şekillendirilen numunelerin dayanım ve toplam % uzama değerleri, %20 soğuk deforme edilerek tikso-dökümle şekillendirilen numunelerden daha yüksek çıkmıştır. Bunun nedeni %30 soğuk deforme edilen numunelerin aynı yarı-katı sıcaklıkta %20 soğuk deforme edilen numunelerden daha fazla sıvı faz oranı üretmesidir (Resim 6.10). Aynı yarı-katı sıcaklıkta %30 soğuk deforme edilmiş numuneler daha fazla iç gerilme nedeniyle daha fazla sıvı faz üretmiştir. Bunun sonucu olarak, kılcal etki ile mikroyapıda katı-katı arayüzeyinde tam ıslatma gerçekleşmiş ve üçlü birleşim noktalarında yetersiz sıvı miktarının neden olacağı mikro gözenek oluşumu en aza indirilmiştir (Resim 6.17). %20 soğuk deforme edilerek tikso-dökümle şekillendirilen numunelerde ise daha düşük iç gerilme nedeniyle daha az sıvı faz varlığı üçlü birleşim noktalarında mikro-gözenek oluşumuna yol açmış bundan dolayı mekanik özellikler daha düşük çıkmıştır.



Şekil 6.5. %20 soğuk deformasyonla üretilen numunelerden tikso-dökümle üretilen numunelerin piston hızına bağlı mekanik özellikleri

Dövme bir Al alaşımı olan 6082 alaşımında tikso-şekillendirme sonrası düşük mekanik özellik değerleri sıvı segregasyonuna ve mikroyapının yeterince homojen olmamasına atfedilmektedir [Önsel, 2005-1, Bozkurt, 2005-2]. Tikso-şekillendirme ve T6 yaşlandırma ısıtma işlemi sonrası çekme testi sonuçlarının ekstrüze koşullardaki değerleri sağlamamasına karşın bu numunelerin sertlik değerlerinin beklentileri karşıladığını bildirmektedir [Önsel, 2005-1].



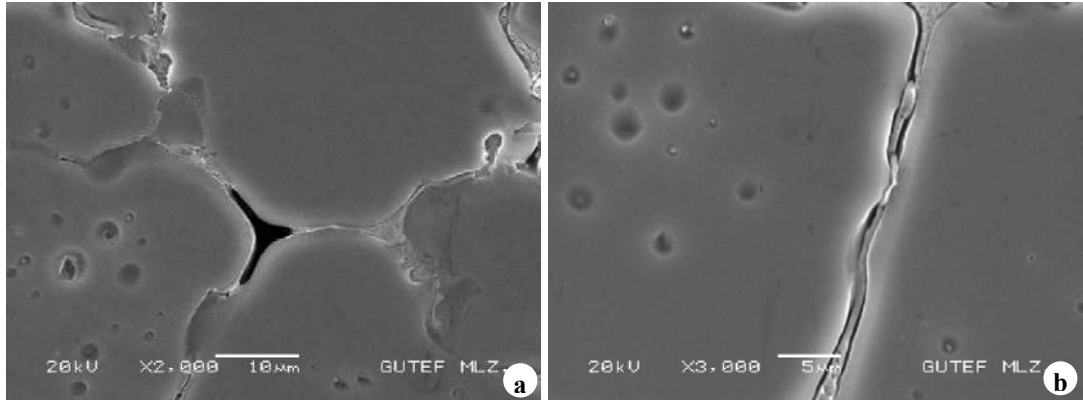
Şekil 6.6. %30 soğuk deformasyonla üretilen numunelerden tikso-dökümle üretilen numunelerin piston hızına bağlı mekanik özellikleri

Yapıdaki mikro-gözenek boyutunun çok küçük olması nedeniyle mikro-gözeneklerin toplam hacimsel oranını belirleyebilmek için yoğunluk ölçümü yapılmıştır. Yoğunluk ölçüm sonuçları Çizelge 6.2’de verilmiştir. Çizelgeden görüleceği üzere ekstrüze haldeki AA7075 alaşımının yoğunluğu $2,8 \text{ g/cm}^3$ olarak belirlenmiştir. Bu yoğunluk değerinin literatürle uyumlu olduğu tespit edilmiştir [Rooy, 1993].

Çizelge 6.2. Tikso-dökümle üretilmiş numunelerin yoğunlukları ve hacimsel boşluk değerleri

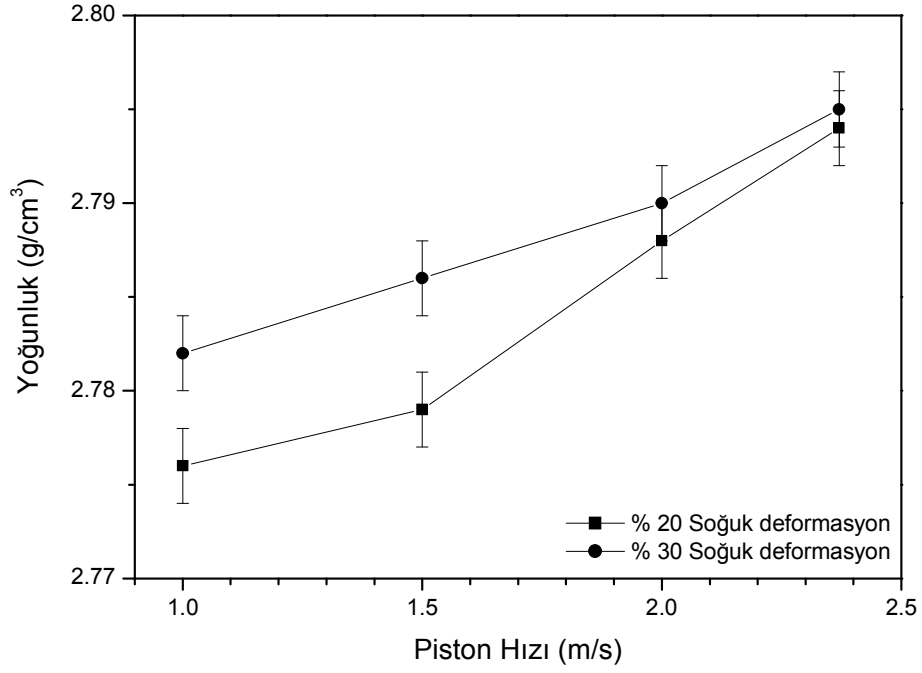
Numune Kodu	Yoğunluk (g/ cm ³)	Hacimsel boşluk (%)
Ekstrüze halde	2,800	0
20-611-2.37	2,794	0,20
20-611-2	2,788	0,43
20-611-1.5	2,779	0,76
20-611-1	2,776	0,87
30-611-2.37	2,795	0,17
30-611-2	2,790	0,36
30-611-1.5	2,786	0,51
30-611-1	2,782	0,64

%20 soğuk deforme edilerek tikso-dökümle şekillendirilen numunelerin yoğunluğunun ve %30 soğuk deforme edilerek tikso-dökümle şekillendirilen numunelerin yoğunluğundan daha düşük olduğu tespit edilmiştir (Çizelge 6.9). %20 soğuk deforme edilerek tikso-dökümle şekillendirilen numunelerin yoğunluğunun daha düşük olmasının nedeni; sıvı fazın kılcal etki nedeniyle katı taneler arasını ıslatması nedeniyle üçlü birleşim bölgelerinde sıvı faz kalmaması sonucu oluşan mikro-gözeneklere bağlanmaktadır (Resim 6.38.a). Bu mikro-gözeneklerin özellikle üçlü birleşim noktalarında yetersiz sıvı faz nedeniyle oluştuğu düşünülmektedir. Ayrıca katı taneler arasını ince bir film tabakası şeklinde ıslatan sıvı fazın katılaşırken mikro-çekme oluşumuna neden olduğu tespit edilmiştir (Resim 6.38.b). Tikso-dökümle şekillendirme sonrası numune soğurken katı tanelerinde büzülmesinin katı-sıvı arayüzeyinden mikro-gözenek oluşumuna neden olduğu düşünülmektedir. %20 soğuk deforme edilerek tikso-dökümle şekillendirilen numunelerde yoğunluğun düşük, hacimsel boşluğun fazla olması bu mikro-gözeneklerin varlığına bağlanmaktadır.

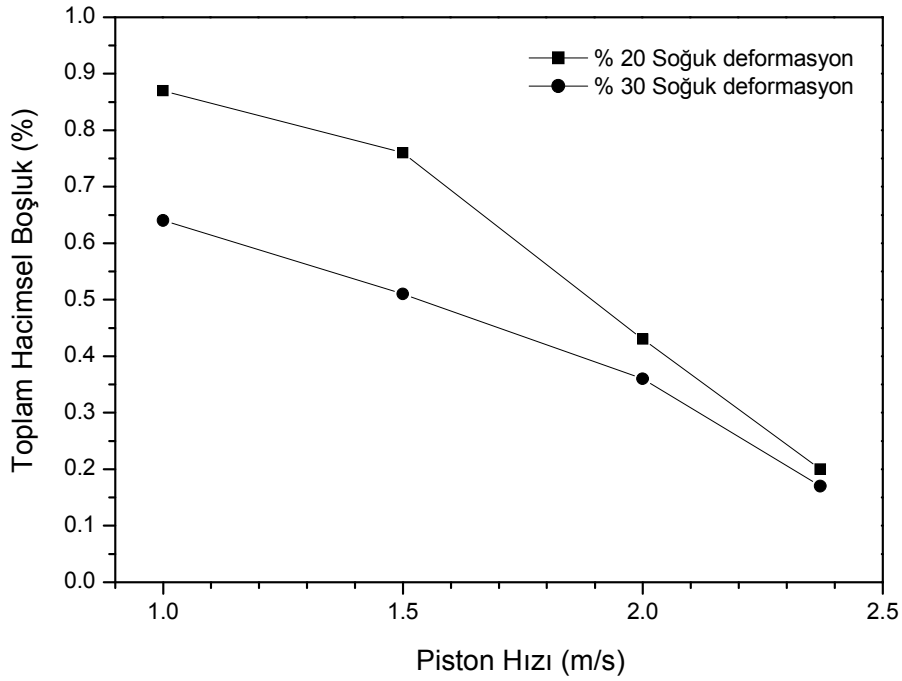


Resim 6.38. 20-611-2,37 kodlu numunede a) üçlü birleşim bölgelerinde yetersiz sıvı faz nedeniyle mikro-gözenek oluşumunun SEM görüntüsü ve b) katı-katı arayüzeyinde sıvı film tabakasının katılaşması sonucu mikro-çekme oluşumunun SEM görüntüsü

Tikso-dökümle üretilmiş numunelerde artan piston hızı ile yoğunluk değerleri artmaktadır (Şekil 6.7). Ayrıca piston hızının artması ile mikro-çekme ve mikro-gözenek gibi döküm hatalarının neden olduğu toplam hacimsel boşluk oranı azalmaktadır (Şekil 6.8). Yüksek piston hızlarında (2 m/s ve 2,37 m/s) yarı-katı haldeki numune kalıba hızla transfer edilip hızla şekillendirildiğinden bu numunelerde daha az mikro-gözenek olması sağlanmıştır. Diğer taraftan düşük piston hızlarında (1 m/s ve 1,5 m/s) ise yarı-katı haldeki numune kalıba transfer olana kadar sıvı fazda daha fazla mikro-çekme oluşmuş ve sonuçta düşük piston hızlarında daha fazla mikro-gözenekli yapı meydana gelmiştir. Araştırmacılar, yüksek piston hızlarında akma ve çekme dayanımının arttığını bunun mikroyapının yoğunlaştırılmasına, diğer bir tabirle daha az olan gözenek miktarına atfetmektedirler [Cho ve Kang, 2000].



Şekil 6.7. Tikso-dökümle üretilmiş numunelerde piston hızı ile yoğunluk arasındaki ilişki

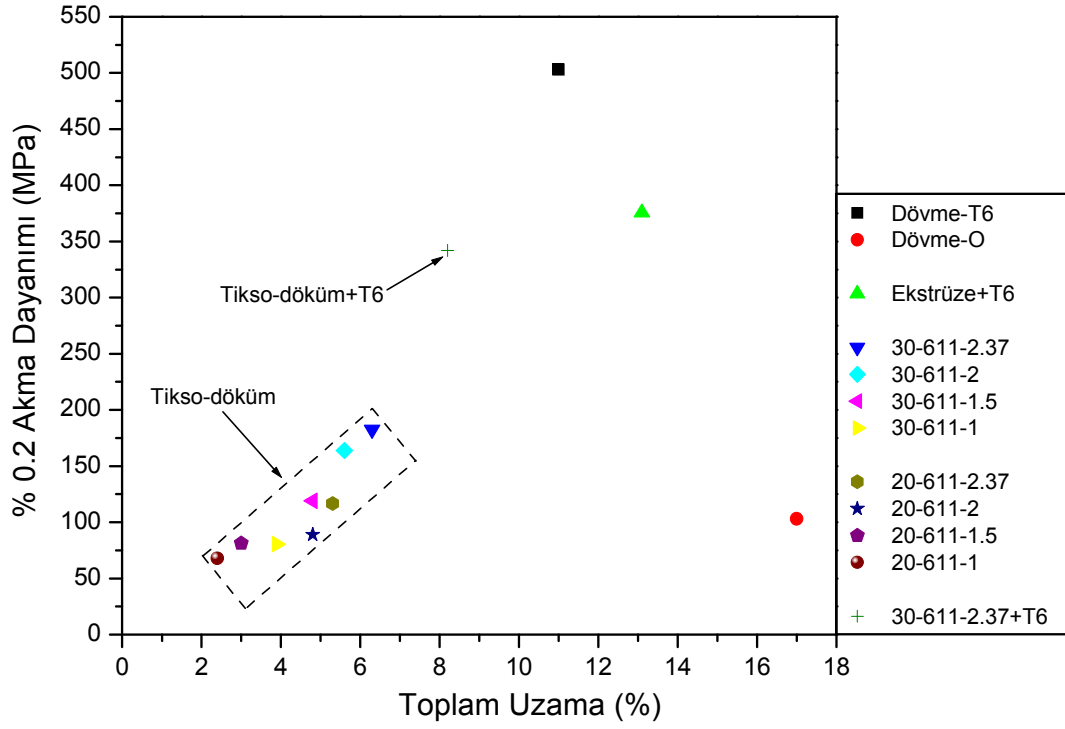


Şekil 6.8. Tikso-dökümle üretilmiş numunelerde piston hızı ile toplam hacimsel boşluk arasındaki ilişki

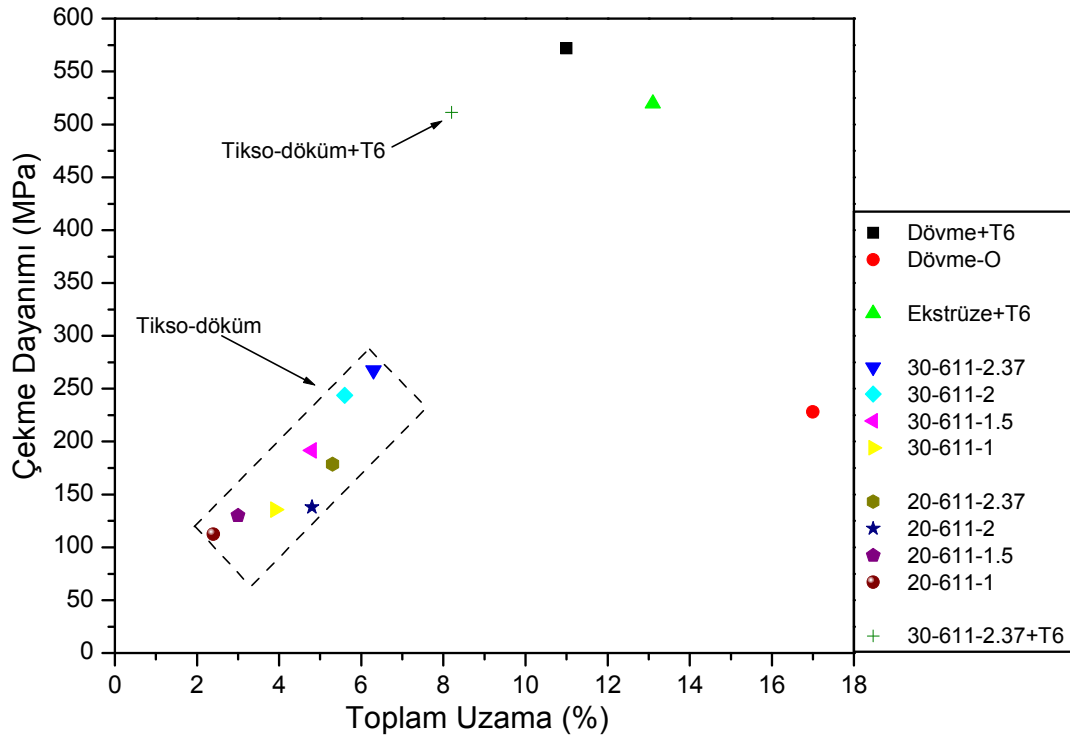
Kang ve Lee [Kang ve Lee, 2008], tikso-dökümle şekillendirmede uygulanan basıncın artırılmasıyla mikro-gözenegin % 4,3'ten % 0,27'ye düştüğünü ve 100 MPa basınçtan sonra ise yapıda hiç mikro-gözeneğe rastlanmadığını bildirmektedir. Araştırmacılar artırılan basınçla mekanik özelliklerde önemli iyileşmeler sağlandığını vurgulamaktadır. Kang ve Lee, tikso-dökümle üretilmiş numunelerde T6 yaşlandırma ısıtıl işleminin en yüksek dayanım sağladığını ancak % uzama değerinin heterojen olduğunu bildirmektedir. Araştırmacılar heterojen % uzama değerini yüksek sıvı oranlarında yarı-katı metalin kalıbı kompleks (çok azda olsa türbülanslı akışa) doldurmasına atfetmektedirler [Kang ve Lee, 2008].

Liu ve arkadaşları tikso-şekillendirme ile üretilen parçalardan standart T6 ısıtıl işlemi yerine uzun süre çözeltiye alma ve daha sonra yaşlandırmanın mekanik özellikleri (özellikle % uzamayı) daha fazla iyileştirdiğini rapor etmektedir [Liu ve ark., 2004-2].

Tikso-dökümle üretilen numuneler ile standart AA7075 alaşımının akma dayanımı ve çekme dayanımı değerleri ile % uzama değerlerin karşılaştırmalı olarak gösterimi Şekil 6.9 ve Şekil 6.10'de verilmektedir. Tikso-dökümle üretilen numunelerin düşük akma ve çekme dayanımı değerleri mikroyapıda var olan mikro-gözenek, mikro-çekme ve mikrosegregasyon gibi yapısal hatalara bağlanmaktadır (bkz. Bölüm 6.1.5). Ancak uzun süreli çözeltiye alma ve yaşlandırma sonrası dayanımdaki artış hem bu yapısal hataların giderilmesine hem de yaşlandırmayla çökelti mukavemetlenmesine atfedilmektedir. Araştırmacılar [Kırtay ve Türkeli, 1997-2], yarı-katı şekillendirme ile üretilmiş parçalarda çözeltiye alma süresini artırılması sayesinde mikro-gözeneklerin azaltılmasıyla daha iyi yorulma özellikleri elde edilebileceğini bildirmektedirler. Araştırmacılar dövme Al alaşımlarında çözeltiye alma ısıtıl işleminin çok önemli kritik bir parametre olduğunu vurgulamaktadırlar [Kırtay ve Türkeli, 1997-2].



Şekil 6.9. Tikso-dökümle üretilen numuneler ile standart AA7075 alaşımının akma dayanımı-% uzama değerlerinin karşılaştırılması



Şekil 6.10. Tikso-dökümle üretilen numuneler ile standart AA7075 alaşımının çekme dayanımı-% uzama değerlerinin karşılaştırılması

Chayong ve arkadaşları [Chayong ve ark., 2005] AA7075 alaşımının tikso-şekillendirme+T6 yaşlandırma ısıtma işlemi sonucu en yüksek akma dayanımını 478 MPa ve % 6,9 toplam uzama elde etmişlerdir. Bu çalışmada ise tikso-şekillendirme+T6 yaşlandırma ısıtma işlemi sonucu en yüksek 342,1 MPa akma dayanımı ve % 8,2 toplam uzama elde edilmiştir. Chayong ve arkadaşlarının [Chayong ve ark., 2005] yapmış olduğu çalışmada 3 kademeli indüksiyon ısıtma ve grafit kalıp kullanarak %30 sıvı oranında 0,5 m/s piston hızıyla AA 7075 alaşımını asal gaz atmosferi altında tikso-şekillendirmiştir. Asal gaz atmosferi altında düşük sıvı oranı ve grafit kalıp kullanarak tikso-şekillendirme sonrası daha yüksek akma dayanımı elde edilmesi mikroyapıdaki yapısal hataların (mikro-gözenek, mikro-çekme vb.) daha az olmasına bağlanmaktadır.

Tikso-dökümle üretilen numunelerin mekanik özelliklerinin düşük olmasının nedeni sıvı fazda çözünen hidrojene bağlanmaktadır [Akbaş, 1995, Kırtay, 1997-1, Kırtay ve Türkeli, 1997-2]. Araştırmacılar düşük sıvı oranlarında ($f_L = \%20 - \%30$) dahi sıvıda hidrojenin çözüldüğünü ve katılaşma sonrası hidrojenin mikro-gözenek oluşturduğunu [Kırtay ve Türkeli, 1997-2] ve yarı-katı şekillendirmede sıvı fazda çözünen hidrojen gazından dolayı mekanik özelliklerin düşük olduğu bildirilmektedir [Akbaş, 1995, Kırtay, 1997-1, Kırtay ve Türkeli, 1997-2].

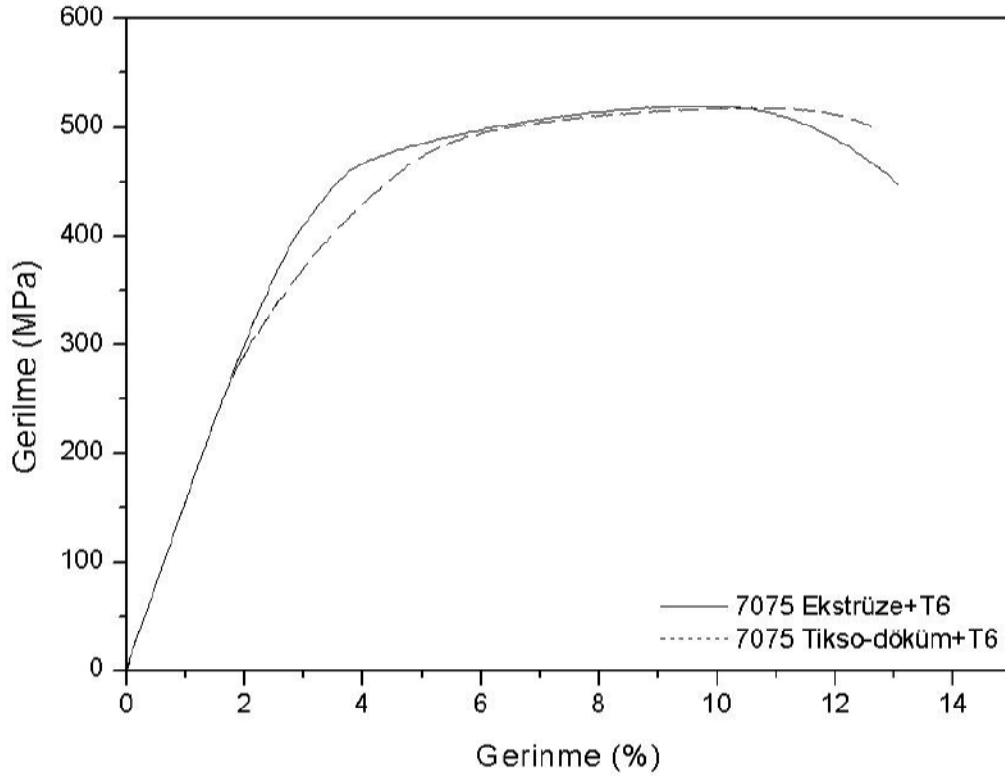
Sıvı alüminyumda yüksek miktardaki hidrojen çözünürlüğü katılaşma sonrasında önemli ölçüde azalmaktadır. Katı alüminyumdaki hidrojen çözünürlüğü sıvı alüminyumdakinin sadece 20'de biri kadardır. Bu çözünürlük farkı nedeniyle sıvı alüminyumdaki hidrojenin hemen hemen tamamı katılaşma sırasında çözelti dışına çıkmak ve moleküler hale geçmek durumunda olabilmektedir. Alüminyum levha dökümünde olduğu gibi katılaşma hızının yüksek olduğu uygulamalarda çözünürlük sınırından arta kalan hidrojen gazının büyük bir bölümü döküm levha yapısında mikro-gözenek olarak kalırken bir kısmı da alüminyumun kafes sisteminde sıkışır [Birol ve ark., 1997]. Tikso-şekillendirme işlemlerinde daha az olan sıvı oranı nedeniyle geleneksel döküm yöntemlerine göre daha hızlı katılaşma gerçekleştiğinden çözünürlük sınırından arta kalan hidrojen gazının büyük bir bölümü tikso-dökümle üretilen numunenin yapısında mikro-gözenek olarak

kalacaktır. Sonuç olarak yapıdaki bu mikro-gözenekler tikso-dökümle üretilen numunelerin mekanik özelliklerinin düşük olmasına neden olmaktadır.

Kırtay ve Türkeli [Kırtay ve Türkeli, 1997-2], yarı-katı şekillendirme sonrası mikroyapıdaki var olan gözenekleri sıvı fazın çözdüğü hidrojene bağlamaktadırlar. Çünkü düşük sıvı oranında katılaşma sonrası çekme gözenekliliğinin daha az olacağını bildirmektedirler. Ancak tikso-şekillendirme ile üretilmiş ETİAL-24 alaşımında yorulma dayanımının düşük olmasında çekme gözeneksi faktörünün de etkisi olduğunu vurgulamaktadırlar [Kırtay, 1997-1, Kırtay ve Türkeli, 1997-2].

Burke ve arkadaşları, [Burke ve ark., 1998] tikso-şekillendirme ile üretilen 7075 alaşımında, mikroyapıdaki var olan mikro-gözeneklerin parçanın yorulma özelliklerini kötü yönde etkilediği bildirilmektedirler.

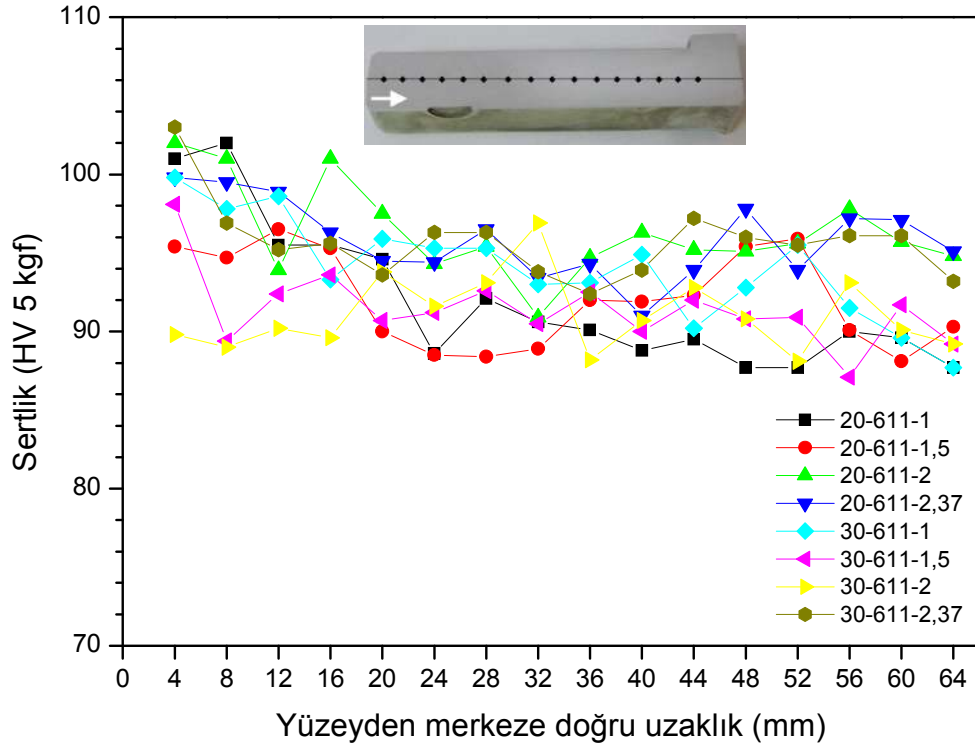
T6 koşullarındaki tikso-dökümle şekillendirilmiş numunenin akma (342,1 MPa) ve çekme dayanımı (511,3 MPa) ekstrüze koşullardaki numuneye ($\sigma_{akma}=375,6$ MPa ve $\sigma_{çekme}=519,7$) oldukça yakın olduğu ancak toplam % uzamasının biraz daha az olduğu belirlenmiştir (Şekil 6.11). 30-611-2,37+T6 numunenin toplam % uzamasının daha düşük olmasının nedeni mikroyapıda tane sınırlarındaki metaller arası bileşiklere bağlanmaktadır. Araştırmacılar, tikso-şekillendirme ile üretilen numunelerin yorulma dayanımının ekstrüze koşullardan düşük olmasını yaşlandırma sonrası tane sınırlarında kalan metallerarası bileşiklere ve mikro-gözeneklere bağlanmaktadır [Kırtay ve Türkeli, 1997-2]. Bu mekanik özellik değerleri ile tikso-döküm+T6 koşullarındaki AA7075 alaşımının, aynı kimyasal kompozisyona sahip ekstrüze haldeki alaşımın yerine rahatlıkla kullanılabileceği sonucu çıkarılabilir.



Şekil 6.11. Tikso-döküm+T6 ve ekstrüze+T6 koşullarındaki AA7075 alaşımının gerilim-gerinim eğrileri

6.4.2. Sertlik testi sonuçları

Tikso-dökümle şekillendirme sonrası numunelerin yüzeyden merkeze doğru sertlik değişimleri Şekil 6.12’de verilmiştir. Şekilden görülebileceği üzere yüzeyden merkeze doğru ilerledikçe sertlik 100 HV’den 90 HV’ye düşmektedir. Yüzeyden merkez bölgeye doğru ilerledikçe sertlikte meydana gelen küçük miktardaki azalma merkeze yakın bölgedeki sıvı segregasyonunun neden olduğu mikro-gözenekli yapıya bağlanmaktadır.



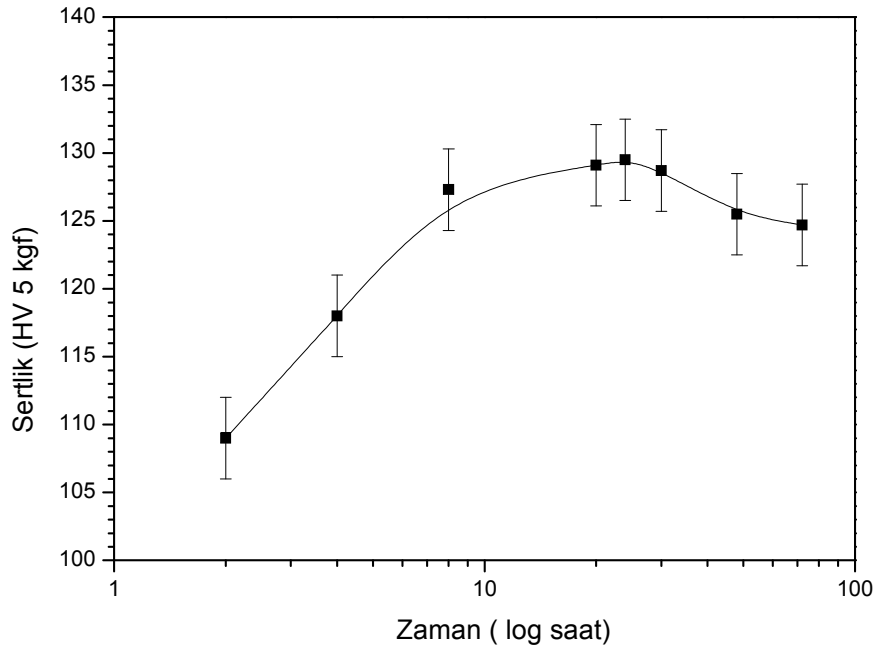
Şekil 6.12. Tikso-dökümle şekillendirilen numunelerde yüzeyden merkeze doğru sertliğin değişimi

Çizelge 6.3'te tikso-dökümle şekillendirilen numunelerin ortalama sertlik değerleri verilmiştir. Numunelerin ortalama sertlik değerleri 90-96 HV arasında olup tikso-dökümle şekillendirilen numunelerin boyuna kesiti doğrultusunda homojen bir sertlik dağılımının olduğu tespit edilmiştir (Şekil 6.12). Literatürde tikso-şekillendirme ile üretilen AA7075 alaşımının sertlik verilerinin oldukça sınırlı olduğu görülmektedir (bkz. Çizelge 4.2). Ancak bu çalışmada tikso-dökümle üretilen numunelerin sertliği (90-96 HV) ekstrüze koşullardaki numunenin sertliği (106 HV) ile karşılaştırıldığında aralarındaki farkın çok büyük olmadığı ve tikso-dökümle şekillendirilen numunelerin ekstrüze koşullarda gerekli olan sertlik değerini karşılayacağı söylenebilir.

Çizelge 6.3. Tikso-dökümle şekillendirilen numunelerin ortalama sertlik değerleri

Numune Kodu	Ortalama Sertlik Değeri (HV 5 kgf)
Ekstrüze halde	106
20-611-1	93
20-611-1,5	92,5
20-611-2	96,3
20-611-2,37	95,9
30-611-1	94,3
30-611-1,5	91,4
30-611-2	91,1
30-611-2,37	96,1
30-611-2,37+T6	129,5

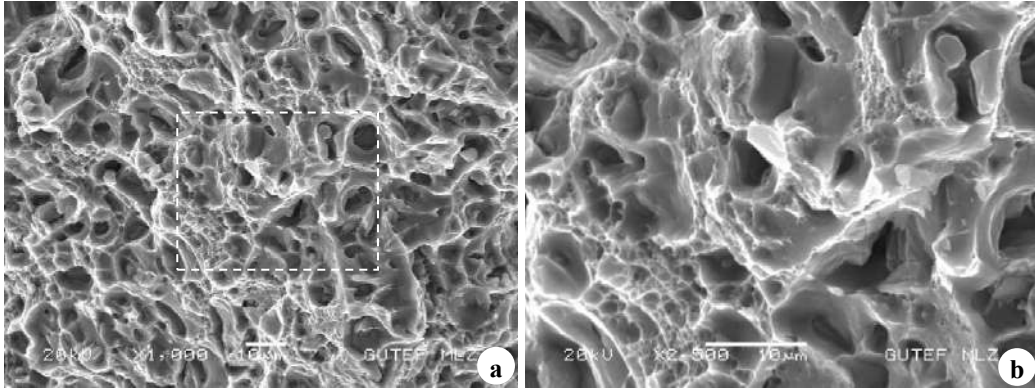
30-611-2,37 kodlu tikso-dökümle şekillendirilmiş numunenin 120 °C’de yaşlandırma ısıl işleminde zamana bağlı olarak sertlik değişimi Şekil 6.13’te verilmiştir. Zamana bağlı olarak sertlikteki artış çökelti mukavemetlenmesine atfedilmektedir. Eğriden görülebileceği üzere en yüksek sertlik değeri olan 129,5 HV 24 saat yaşlandırma süresinde elde edilmiştir. Bu yüzden tikso-dökümle şekillendirilen numuneler içinde en yüksek dayanımı sağlayan numune 120 °C’de 24 saat yaşlandırılmıştır.



Şekil 6.13. Tikso-dökümle şekillendirilen 30-611-2,37 kodlu numunede çözeltiye alma sonrası 120 °C’de yaşlandırmada sertliğin zamana bağlı olarak değişimi

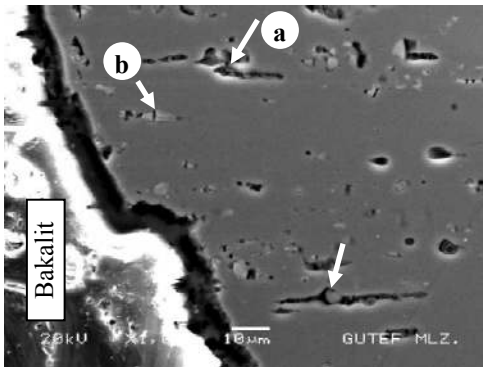
6.5. Tikso-dökümle Üretilen Numunelerin Çekme-Kırılma Davranışları

Ekstrüze halden çekme testi yapılan AA7075 alaşımının kırılma yüzeyinin büyük ve küçük çukurcuklar içeren bir yapıdan oluştuğu tespit edilmiştir (Resim 6.39). Bu çukurcuklu yapının sünek kopmanın bir göstergesi olduğu bilinmektedir.



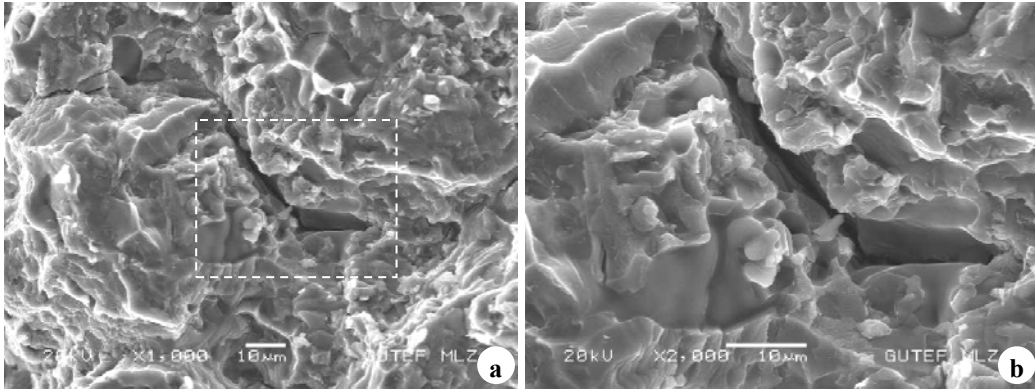
Resim 6.39. Ekstrüze halden test edilen AA7075 alaşımının çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü; a) X1000 büyütme ve b) X2500 büyütme

Resim 6.40 ekstrüze halden çekme testi yapılan AA7075 alaşımının çekme yönüne paralel boyuna kesitini göstermektedir. Çekme testi esnasında mikro-boşluk oluşumunun metaller arası bileşiklerle katı faz arayüzeyinden (Resim 6.40.a) veya metaller arası bileşiğin kırılma arayüzeyinde (Resim 6.40.b) başladığı tespit edilmiştir.



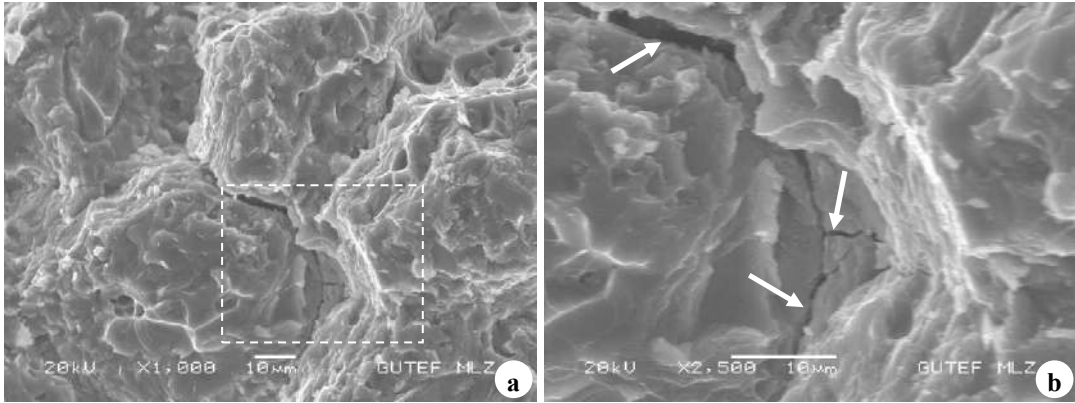
Resim 6.40. Ekstrüze halden test edilen AA7075 alaşımının çekme yönüne paralel boyuna kesit SEM görüntüsü, a) metaller arası bileşiklerle katı faz arayüzeyinden mikro boşluk oluşumu b) metaller arası bileşiğin kırılma arayüzeyinde mikro boşluk oluşumu

Tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin kırılma yüzeylerinde mikro-gözeneklerin varlığı dikkati çekmektedir (Resim 6.41). Bu mikro-gözeneklerin oluşum nedeni Bölüm 6.1.5'te detaylı bir şekilde anlatılmıştır. Tikso-dökümle üretilen numunelerin sergilediği düşük dayanım ve toplam % uzama değerlerinin kırılma yüzeylerinde tespit edilen ve yapıda var olan mikro-gözeneklerden kaynaklandığı düşünülmektedir.



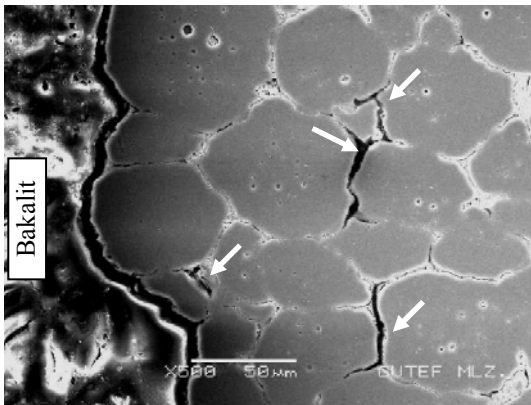
Resim 6.41. Tikso-dökümle şekillendirilmiş 30-611-1,5 kodlu numunesinin çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü; a) X1000 büyütme ve b) X2000 büyütme

Tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin kırık yüzeylerinde ayrılmanın sıvı-katı arayüzeyinden başladığı ve kırılma modunun taneler arasından (intergranular) gerçekleştiği tespit edilmiştir (Resim 6.42). Bu çalışmaya benzer şekilde Eskin ve arkadaşları [Eskin ve ark., 2004] yarı-katı halde şekillendirilmiş numunelerde tane sınırlarındaki Cu, Mg ve Zn segregasyonu nedeniyle kırılma modunun taneler arasından (intergranular) gerçekleştiğini bildirmektedirler.



Resim 6.42. Tikso-dökümle şekillendirilmiş 30-611-2,37 kodlu numunesinin çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü; a) X1000 büyütme ve b) X2500 büyütme

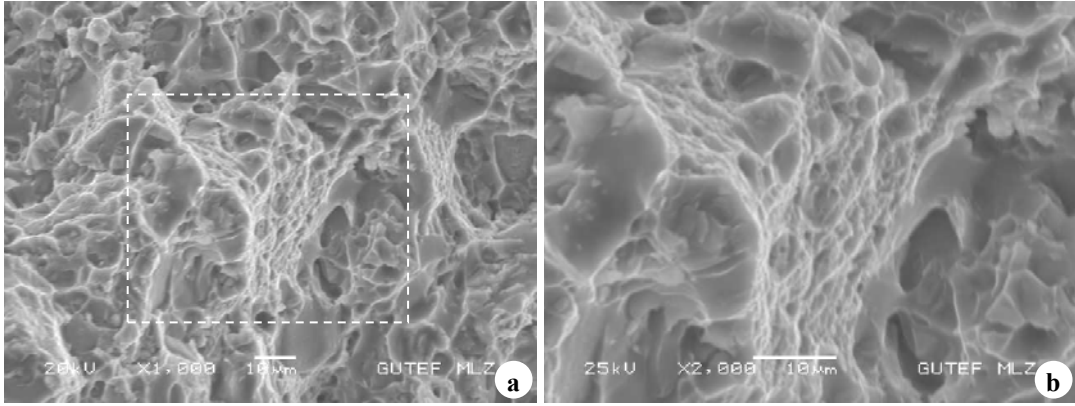
Tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin çekme testi sonrası çekme yönüne paralel boyuna kesiti incelendiğinde ayrılmanın ve mikro-boşluk oluşumunun sıvı fazın olduğu tane sınırlarında ve üçlü birleşim bölgelerinde başladığı ve tane sınırları boyunca ilerlediği tespit edilmiştir (Resim 6.43). Chayong ve arkadaşları [Chayong ve ark., 2005] AA7075 alaşımının tikso-şekillendirme çalışmasında çekme testi sonrası kesitini inceledikleri numunelerde mikro-boşluğun tane sınırları boyunca oluştuğunu ve kırılmanın kürelerin çevresinden başladığı bildirmektedirler.



Resim 6.43. Tikso-dökümle şekillendirilmiş 30-611-2,37 kodlu numunesinin çekme yönüne paralel boyuna kesit SEM görüntüsü

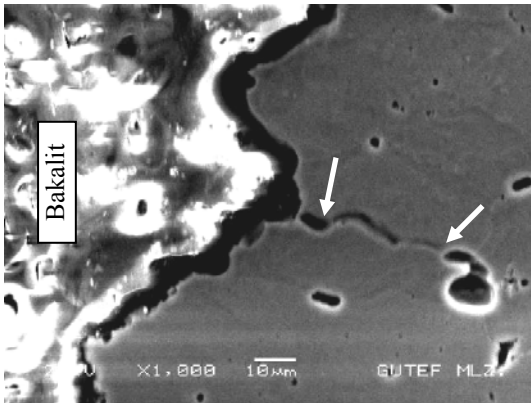
Tikso-dökümle şekillendirilmiş ve T6 yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış numunelerin kırık yüzeyleri incelendiğinde sünek kopmanın bir göstergesi olan küçük çukurcuklu yapının varlığı tespit edilmiştir (Resim 6.44). Nitekim T6

yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış, tikso-dökümle şekillendirilmiş 30-611-2,37+T6 kodlu numunenin toplam % 9'luk uzama değeri bu sonucu desteklemektedir.



Resim 6.44. Tikso-dökümle şekillendirilmiş ve T6 yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış 30-611-2,37+T6 kodlu numunesinin çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü; a) X1000 büyütme ve b) X2500 büyütme

Tikso-dökümle şekillendirilmiş ve T6 yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış numunelerin çekme testi sonrası çekme yönüne paralel boyuna kesiti incelendiğinde mikro-boşluk oluşumunun tane sınırlarındaki Al_5FeSi parçacıklarından başladığı ve çekme testi yönünde ilerlediği tespit edilmiştir (Resim 6.45).



Resim 6.45. Tikso-dökümle şekillendirilmiş ve T6 yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış 30-611-2,37+T6 kodlu numunesinin çekme yönüne paralel boyuna kesit SEM görüntüsü

7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

7.1. Sonuçlar

Basınçlı döküm makinesi ve indüksiyon ısıtma ünitesinin birlikte çalıştırıldığı yarı-katı şekillendirme ünitesinde, SIMA yöntemiyle %20 ve %30 soğuk deformasyon uygulanarak üretilen numuneler kullanılarak %30, %40 ve %50 sıvı oranına karşılık gelen sırasıyla 600 °C, 606 °C ve 611 °C yarı-katı sıcaklıklarda tikso-dökümle şekillendirme çalışmaları farklı piston hızlarında (0,5 m/s, 1 m/s, 1,5 m/s, 2 m/s ve 2,37 m/s) gerçekleştirilmiş ve aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir;

1. Al-Zn esaslı dövme bir alüminyum alaşımı olan AA7075 (ETİAL-44) alaşımı tikso-döküm yöntemiyle başarıyla şekillendirilebilmektedir.
2. SIMA yöntemi ile tiksotropik yapıya sahip ön malzeme üretiminde artan soğuk deformasyon oranı ile tane boyutu azalmış, şekil faktörü ise artmıştır. Artan soğuk deformasyon oranı ile ortalama tane boyutunun küçülmesi yeniden kristalleşmede yüksek gerilme oranlarının neden olduğu yüksek çekirdeklenme miktarına atfedilmektedir.
3. Ekstrüze halden tiksotropik yapı üretimi denemesinde %50 sıvı oranına karşılık gelen 611°C’de dahi numunelerin merkezinde halen yeniden kristalleşmemiş tanelerin varlığına rastlanmıştır. Ekstrüze halden yarı-katı sıcaklığa ısıtma ile tiksotropik yapı elde edilememiştir. Bunun nedeni kenardan merkeze doğru uzaklaştıkça azalan gerilmeye ve pinning etkisi yapan metaller arası bileşiklere bağlanmaktadır.
4. Artan yarı-katı sıcaklıkla tane boyutu artarken, şekil faktöründeki değişimin çok belirgin olmadığı ve %20 - %30 soğuk deforme edilen numunelerin şekil faktörünün 0,7-0,8 değerleri aralığında değiştiği belirlenmiştir. Artan yarı-katı sıcaklıkla şekil faktörünün artması, artan sıvı faz oranı ile açıklanmaktadır.
5. AA7075 alaşımında SIMA yöntemiyle homojen bir tiksotropik yapı üretimi için yaklaşık %20 oranında soğuk deformasyonun gerektiği tespit edilmiştir.

6. %20 oranında soğuk deformasyon uygulanan AA7075 alaşımında tiksotropik yapı üretimi için yarı-katı sıcaklıkta bekletmeye gerek yoktur. Bu sonuç malzemede yeterli oranda depolanmış olan iç enerjiye atfedilmektedir.
7. Basınçlı döküm makinesinde piston hızı arttıkça yarı-katı haldeki numunenin kalıp boşluğunu doldurma miktarı artmaktadır. Düşük piston hızları (0,5 m/s ve 1 m/s) ve düşük yarı-katı sıcaklıkta (600 °C) yarı-katı haldeki numune kalıbı tam olarak dolduramadan erken (prematüre) katılaşmaktadır. Bu sonuç, düşük piston hızlarında yarı-katı haldeki metalin haznedan kalıp boşluğuna ulaşmaya kadar soğuması sonucu erken katılaşmasına bağlanmaktadır.
8. Basınçlı döküm makinesi kullanılarak tikso-dökümle başarılı bir şekillendirme yapabilmek için numuneler en az %50 sıvı oranı üreten yarı-katı sıcaklıkta şekillendirilmelidir.
9. Tikso-döküm yöntemiyle üretilmiş numunelerde kalıbın keskin köşelerinde sıvı segregasyonu meydana gelmektedir. Yarı-katı sıcaklıkta malzemelerin çift fazlı yapıda olması, basıncın etkisiyle sıvı-katı fazların ayrışmasından kaynaklanmaktadır.
10. Basınçlı döküm makinesinde tikso-dökümle şekillendirmede piston hızı arttıkça toplam hacimsel boşluk miktarı azalmakta bunun sonucunda numunelerin mekanik özellikleri iyileşmektedir.
11. Tikso-döküm yöntemiyle üretilmiş numunelerin sertlik değerleri ekstrüze haldeki 7075 alüminyum alaşımının sertlik değerine oldukça yakın olduğu belirlenmiştir.
12. Tikso-döküm yöntemiyle üretilmiş numunelerin mikroyapılarında, mikro-gözenek, mikro-çekme, sıvı havuzcuğunda dendritik katılaşma, sıvı fazda sıcak yırtılma, mikrosegregasyon ve sıvı segregasyonu gibi döküm hatalarının varlığı tespit edilmiştir.
13. Tikso-döküm yöntemiyle üretilmiş numuneler çekme testi sonrası taneler arası kırılma modu sergilerken, tikso-döküm+T6 yaşlandırma ısıtma işlemi uygulanmış numunelerde sünek kopmanın bir göstergesi olan çukurcuklu kırılma yüzeyi belirlenmiştir.

14. Tikso-döküm yöntemiyle üretilmiş numunelerin mikroyapısında var olan döküm hatalarından dolayı mekanik özellikleri dövme ve ekstrüze haldeki 7075 alüminyum alaşımından daha düşüktür.
15. Uzun süreli çözeltiye alma ısıtıl işlemi ile azaltılan döküm hataları ve yaşlandırma ısıtıl işlemi ile sağlanan çökelti mukavemetlenmesi sonucu tikso-dökümle üretilen numunelerin mekanik özellikleri ekstrüze haldeki numune ile neredeyse aynı mekanik özellik değerleri sergilemektedir.

7.2. Öneriler

1. EMK karıştırma, ESP döküm ve RAP gibi farklı ön malzeme üretim yöntemleriyle üretilen numunelerle AA7075 alaşımının tikso-dökümle şekillendirme çalışmaları yapılabilir. Böylece farklı ön malzeme üretim yöntemlerinin 7075 alaşımının tikso-şekillendirilebilirliği araştırılabilir.
2. Tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerde mikro-gözeneklerin azaltılabilmesi için enjeksiyon basıncı mutlaka artırılmalıdır.
3. Düşük piston hızlarında yarı-katı sıcaklıktaki numunenin kalıbı tamamen doldurabilmesi için kalıbın en az 300 °C-350 °C'ye ısıtılması gerekmektedir. Farklı kalıp sıcaklıklarının tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine etkisi araştırılabilir.
4. Tikso-dökümle şekillendirilmiş numunelerin T6 ısıtıl işleminde 465 °C'de farklı çözeltiye alma sürelerinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisi araştırılabilir.
5. Tikso-dökümle şekillendirmede daha iyi mekanik özellikler elde etmek için asal gaz atmosferi altında şekillendirme yapılmalıdır.
6. Tikso-dökümle şekillendirmede keskin köşeler sıvı segregasyonuna neden olduğundan kalıp tasarımında mümkün oldukça yuvarlatılmış profiller kullanılmalıdır.

KAYNAKLAR

Adachi, M., Sasaki, H. and Harada, Y., “Methods and apparatus for shaping semi-solid metals” UBE Industries, ***Eurepean Patent***, Patent No: 0745694, (1996).

Akbaş, N., “Dövme alüminyum alaşımdan SIMA yöntemi ile non-dendritik malzeme üretimi ve ısıtıl işlemi”, Yüksek Lisans Tezi, ***İstanbul Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü***, İstanbul, 51-75 (1995).

Askeland, D.R. “The Science and Engineering of Materials 2nd ed.” Çev.: Erdoğan, M., ***Nobel Yayınları***, Ankara, 1: 169, 172, 270 (1998).

Asuke, F., “Rheocasting method and apparatus”, ***United States Patent***, Patent No: 5865240, USA, (1999).

Atkinson, H.V., Kapranos, P., Liu, D., Chayong S.A. and Kirkwood D.H. Thixoforming of normally wrought aluminium alloys”, ***Materials Science Forum***, 396-402 (3): 131-136 (2002).

Atkinson, H.V., “Modelling the semisolid processing of metallic alloys”, ***Progress in Materials Science***, 50 (3): 341-412 (2005).

Atkinson, H.V. and Liu, D., “Microstructural coarsening of semi-solid aluminium alloys”, ***Materials Science and Engineering A***, 496 (1-2):439-446 (2008-1).

Atkinson, H.V., Burke K. and Vaneetveld G., “Recrystallization in the semi-solid state in 7075 aluminium alloy”, ***Materials Science and Engineering A***, 490 : 266-276 (2008-2).

Avner, S.H., “Introduction to phsical metallurgy: nonferrous metals and alloys 2nd ed.”, ***Mc Graw Hill***, New York, 493 (1974).

Birol, Y., Çakır, O., Zeytin, H.K., Keskin, N. ve Özden, E., “Rafinasyon uygulamalarının sıvı alüminyum kalitesine etkisi” ***9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi Bildiriler Kitabı***, İstanbul, Türkiye, 1573-1578 (1997).

Birol, Y., Çakır, O. ve Alageyik, F., “Elektromanyetik karıştırma ile tiksotropik alüminyum biyet üretimi”, ***13.Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi Bildiriler Kitabı***, İstanbul, Türkiye, 1704-1712 (2006-1).

Birol, Y., “Production of AA 6082 feedstock for forming in the semi solid state”, ***Materials Science Forum***, 519-521: 1919-1924, (2006-2).

Birol, Y., Bozkurt, U. and Önsel, M., “AA6082 feedstock production for thixoforging”, ***TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)***, USA, 67-76 (2006-3).

Birol, Y., Çakır, O. ve Alageyik, F., “AA6061 alaşımında tiksotropik yapı elde edilmesi”, **13. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi Bildiriler Kitabı**, İstanbul, Türkiye, 1752-1759 (2006-4).

Birol, Y., “A357 thixoforming feedstock produced by cooling slope casting”, **Journal of Materials Processing Technology**, 186 (1-3): 94-101, (2007-1).

Birol, Y., “Thermomechanical processing of AA6061 billets for semi-solid forming”, **International Journal of Materials Research**, 98 (1): 53-59, (2007-2).

Birol, Y., “Thixoforming of non-dendritic AA6061 feedstock produced by low superheat casting with and without a cooling slope”, **International Journal of Materials Research**, 98 (10): 1019-1024 (2007-3).

Birol, Y., “The use of CrNiCo-based superalloy as die material in semi-solid processing of steels”, **Solid State Phenomena**, 141-143: 289-294 (2008-1).

Birol, Y., “Thixoforging experiments with 6082 extrusion feedstock”, **Journal of Alloys and Compounds**, 455 (1-2): 178-185 (2008-2).

Birol, Y., “Comparison of thixoformability of AA6082 reheated from the as-cast and extruded states”, **Journal of Alloys And Compounds**, 461(1-2): 132-138 (2008-3).

Birol, Y., “Cooling slope casting and thixoforming of hypereutectic A390 alloy”, **Journal of Materials Processing Technology**, 207 (1-3): 200-203, (2008-4).

Birol, Y., “A CrNiCo alloy as a potential tool material in semi-solid processing of steels”, **Steel Research International**, 80 (2): 165-171 (2009-1).

Birol, Y., “Ni-based superalloy as a potential tool material for thixoforming of steels”, **Ironmaking&Steelmaking**, 36 (7): 555-560 (2009-2).

Birol, Y., “Thermal fatigue testing of tool materials for thixoforging of steels”, **Steel Research International**, 80 (8):588-592 (2009-3).

Birol, Y., “Internal cooling to produce aluminium alloy slurries for rheocasting”, **Journal of Alloy and Compounds**, 480 (2): 365-368 (2009-4).

Birol, Y., “Production of Al-7Si-0.3Mg slurry for rheocasting via internal cooling of the melt below liquidus temperature”, **Metallic Materials**, 47 (9): 401-407 (2009-5).

Birol, Y., “Thermal fatigue testing of Inconel 617 and Stellite 6 alloys as potential tooling materials for thixoforming of steels” **Materials Science and Engineering A**, 527 (7-8):1938-1945 (2010).

Bozkurt, U., Birol, Y., Önsel, M., Çakır, O. ve Altıntaş, S., “Alüminyum alaşımlarında eğimli soğutma plakasında döküm yöntemiyle tiksotropik yapı elde edilmesi”, **12. Uluslararası Metalurji Malzeme Kongresi Bildiriler Kitabı**, İstanbul, Türkiye, 2036-2043 (2005-1).

Bozkurt, U., “Mechanical properties and microstructure evolution of thixoformed aluminum alloys”, Yüksek Lisans Tezi, **Boğaziçi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, 111 (2005-2).”

Burke, K.J., Atkinson, H.V. and McLelland, A.R.A., “Thixoforming of aluminium 7075”, **Proceedings of the Fifth International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites**, Colorado, USA, 549-556 (1998).

Camacho, A.M., Atkinson, H.V., Kapranos P. and Argent B.B., “Thermodynamic predictions of wrought alloy compositions amenable to semi-solid processing” **Acta Materialia**, 51 (8): 2319-2330 (2003).

Chayong, S., Atkinson, H.V. and Kapranos, P., “Multistep induction heating regimes for thixoforming 7075 aluminium alloy”, **Materials Science and Technology**, 20 (4): 490-496 (2004).

Chayong, S., Atkinson, H.V. and Kapranos, P., “Thixoforming 7075 aluminium alloys”, **Materials Science and Engineering A**, 390 (1-2): 3-12 (2005).

Chen, C.Y., Sekhar, J.A., Backman, D.G. and Mehrabian, R., “Thixoforging of aluminium alloys”, **Materials Science and Engineering**, 40 (2):265-272 (1979)

Cho, W.G. and Kang, C.G., “Mechanical properties and their microstructure evaluation in the thixoforming process of semi-solid aluminum alloys”, **Journal of Materials Processing Technology**, 105 (3): 269-277 (2000).

Dennis, W.H., “Demirden gayri metaller metalurjisi”, Çeviri: Tulgar, H.E., **Ofset Atölye**, İstanbul, 392 (1987).

Dışpınar, D. ve Türkeli A., “SİMA ile üretilmiş yarı-katı 2024 ve 7075 alüminyum alaşımlarının çözeltiye alma ısı işlemi”, **11. Uluslararası Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı**, Denizli, Türkiye, 792-798 (2006).

Dong, J., Cui, J.Z., Le, Q.C. and Lu, G.M., “Liquidus semi-continuous casting and thixoforming of a wrought aluminum alloy 7075” **Materials Science and Engineering A**, 345: 234-242 (2003).

Doutre, D., Hay, G., Wales, P. and Gabathuler, J.P. “SEED: A new process for semi solid forming”, **Canadian Metallurgical Quarterly**, 43 (2): 265-272, (2004).

Eskin D.G., Suyitno Kool, W.H. and Katgerman L., “Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys”, *Progress in Materials Science*, 49: 629-711 (2004).

Fan, Z., “Development of the rheo-diecasting process for magnesium alloys”, *Materials Science and Engineering A*, 413-414: 72-78 (2005).

Fan, Z., “Semisolid metal processing” *International Materials Reviews*, 47 (2): 49-85 (2002).

Fan, Z., Fang X. and Ji S., “Microstructure and mechanical properties of rheo-diecast (RDC) aluminium alloys”, *Materials Science and Engineering A*, 412: 2898-306, (2005).

Figueredo, A., “Science and technology of semi-solid metal processing” *North America Die Casting Association*, USA, 2.1-2.17, (2001).

Flemings, M.C., Riek, R.G. and Young, K.P., “Rheocasting”, *Materials Science and Engineering*, 25: 103-117 (1976).

Flemings, M.C. and Young K.P., “Rheocasting” Yearbook of Science and Technology, *McGraw-Hill*, New York, 49-58 (1978).

Flemings, M.C., “Behavior of metal alloys in the semisolid state”, *Metallurgical Transactions A*, 22 (5): 957-981 (1991).

Flemings, M.C. and Martinez R.A., “Principles of microstructural formation in semi-solid metal procesing”, *Solid State Phenomena*, 116-117: 1-8 (2006).

Friedrich B., Arnold A., Sauermann R., and Noll T., “Design of Al and Al-Li alloys for thixoforming”, Thixoforming, Hirt G.& Kopp. R. (Eds.), *Wiley-VCH Verlag GmbH&Co.*, Weinheim, 109 (2009).

Garat, M., Blais, S., Pluchon, C. and Loué, W.R., “Aluminium semi-solid processing: from the billet to the finished part”, *Proceedings of the Fifth International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, Colorado, USA, 27-31 (1998).

Gençalp, S., Kasman Ş. ve Saklakoğlu, N. “Soğutma plakasında döküm sırasında plaka açığı ve uzunluğunun mikroyapı gelişimine etkisinin incelenmesi”, *5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS'09) Bildiriler Kitabı*, Karabük, Türkiye, 784-788 (2009).

Goodwin, F. Guruswamy, S., Kainer K.U., Kammer C., Knabl W., Koethe A., Leichtfried, G., Schlamp G. Stickler R. and Warlimont H., “Metals” Springer Handbook of Condensed Matter and Materials Data, Part 3, *Springer*, Berlin Heidelberg, 183-184 (2005).

Haga, T. and Suzuki, S., "Casting of aluminium alloy ingots for thixoforming using a cooling slope", *Journal of Materials Processing Technology*, 118 (1-3): 169-172 (2001).

Hallstedt, B., Balitchev, E., Shimahara, H. and Neuschütz D., "Semi-solid processing of alloys: principles, thermodynamic selection criteria, applicability" *ISIJ International*, 46 (12): 1852-1857, (2006).

Hirt, G., Cremer, R., Winkelmann, A., Witulski, T. and Zillgen M., "Semi solid forming of aluminium alloys by direct forging and lateral extrusion", *Journal of Materials Processing Technology*, 45: 359-364 (1994).

Hirt, G., Shimahara, H., Seidl, I., Kütke, F., Abel, D., Schönbohm, A. and Kopp, R., "Semi-Solid Forging of 100Cr6 and X210CrW12 Steel", *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 54(1): 257-260 (2005).

Ji, S., Fan, Z., and Bevis, M.J., "Semi-solid processing of engineering alloys by a twin-screw rheomoulding process", *Materials Science and Engineering A*, 299 (1-2): 210-217 (2001).

Joly, P.A. and Mehrabian, R., "The rheology of a partially solid alloy", *Journal of Materials Science*, 11: 1393-1418 (1976).

Jung, H.K. and Kang, C.G., "Reheating process of cast and wrought aluminum alloys for thixoforging and their globularization mechanism", *Journal of Materials Processing Technology*, 104: 244-253 (2000).

Kang, S.S., Kang, C.G. and Do, Y.J., "Effect of reheating conditions of semi-solid aluminum alloy on globular microstructure", *Journal of Korean Society Technology Plasticity* 7 (3): 215-224 (1998).

Kang, C.G., Jung, Y.J. and Youn, S.W., "Horizontal reheating of aluminum alloys and semi-solid casting for a near net shape compressor component", *Journal of Materials Processing Technology*, 135: 158-171 (2003).

Kang, C.G. and Lee S.M., "Effect of solid fraction and pressure on microstructure and mechanical properties and reduction in liquid segregation in the thixo-die-casting process with Al-7 pct Si alloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39: 1213-1224 (2008).

Kapranos, P., Ward, P.J., Atkinson, H.V. and Kirkwood, D.H., "Near net shaping by semi-solid metal processing" *Materials and Design*, 21 (4): 387-394 (2000).

Kapranos, P., Liu, T.Y., Atkinson, H.V. and Kirkwood, D.H., "Investigation into the rapid compression of semi-solid alloy slugs", *Journal of Materials Processing Technology*, 111: 31-36 (2001).

Kaufman, J.G., “Introduction to aluminum alloys and tempers”, *ASM International*, Ohio, USA, 102 (2000).

Kenney, M.P., Courtois, J.A., Evans, R.D. Farroir, G.M., Kyonka, C.P., Koch, A.A. and Young, K.P., “Semisolid metal casting and forging”, Metals Handbook, *ASM*, Ohio, USA, 15: 327-338 (1988).

Kırtay, S., “ETİAL-24 ve ETİAL-44 alüminyum alaşımlarına yarı-katı halde şekil verilmesi, mikroyapı ve mekanik özelliklerin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 57-85 (1997-1).

Kırtay, S., ve Türkeli, A., “Yarı-katı halde şekil verilmiş ETİAL-24 dövme alüminyum alaşımının yorulma ve yaşlanma davranışları” **9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi Bildiriler Kitabı**, İstanbul, Türkiye, 1415-1420 (1997-2).

Kim, N.S. and Kang, C.G., “An investigation of flow characteristics considering the effect of viscosity variation in the thixoforming process”, *Journal of Materials Processing Technology*, 103: 237-246 (2000).

Kim, S.W., Kim, D.Y., Kim, W.G. and Woo, K.D., “The study on characteristics of heat treatment of the direct squeeze cast 7075 wrought Al alloy”, *Materials Science and Engineering A*, 304-306: 721-726 (2001).

Kim, S.K., Yoon, Y.Y. and Jo, H.H., “Novel thixoextrusion process for Al wrought alloys”, *Journal of Materials Processing Technology*, 187-188: 354–357 (2007).

Kirkwood, D.H., Sellars, C.M., and Boyed, L.G.E., “Thixotropic materials”, *United States Patent*, Patent No: 5133811, USA, (1992).

Kirkwood, D.H., “Semisolid metal processing” *International Materials Reviews*, 39 (5): 173-189 (1994).

Kirkwood, D.H., Suery, M., Kapranos, P., Atkinson, H.V. and Young, K.P., “Semi-solid processing of alloys”, *Springer-Verlag*, Berlin, Heidelberg, 118 (2010).

Kiuchi, M, and Sugiyama, S., “A new process to manufacture semi-solid alloys”, *ISIJ International*, 35 (6): 790-797 (1995).

Kopp, R., Winning, G. and Möller, T., “Thixoforging of aluminium alloys”, *METEC*, Düsseldorf, 1-6 (1999).

Kopp, R., Neudenberger, D. and Winning, G.,” Different concepts of thixoforging and experiments for rheological data”, *Journal of Materials Processing Technology*, 111 (1-3): 48-52 (2001).

Lashkari, O., and Ghomashchi, R., “The implication of rheological principles for characterization of semi-solid aluminum cast billets”, *Journal of Materials Science*, 41: 5958-5965 (2006).

Lewis, D., “Solidification defects revisited and semi-solid processing”, *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, 58 (6):12 (2006).

Liu, D., Atkinson, H.V., Kapranos, P., Jirattiticharoean, W. and Jones, H., “Microstructural evolution and tensile mechanical properties of thixoformed high performance aluminium alloys”, *Materials Science and Engineering A*, 361 (1-2): 213-224 (2003-1).

Liu, T.Y., Atkinson, H.V., Kapranos, P., Kirkwood, D.H. and Hogg, S.C., “Rapid compression of aluminum alloys and its relationship to thixoformability”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34: 1545-1554 (2003-2).

Liu, Y.Q., Das, A. and Fan, Z., “Thermodynamic predictions of Mg-Al-M (M=Zn, Mn, Si) alloy compositions amenable to semisolid metal processing”, *Materials Science and Technology*, 20:35-41 (2004-1).

Liu, D., Atkinson, H.V., Kapranos, P. and Jones, H., “Effect of heat treatment on properties of thixoformed high performance 2014 and 201 aluminium alloys”, *Journal of Materials Science*, 39: 99-105 (2004-2).

Liu, D., Atkinson, H.V. and Jones, H., “Thermodynamic Prediction of Thixoformability in Alloys Based on the Al-Si-Cu and Al-Si-Cu-Mg Systems”, *Acta Materialia*, 53: 807-819 (2005).

Martinez, R.A. and Flemings, M.C., “Evolution of particle morphology in the semisolid processing”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36 (8): 2205-2210 (2005).

Mat, M., “Yarı-katı metal eriyiklerin karakteristiklerinin incelenmesi” *TÜBİTAK Proje Raporu, MİSAG-124*, Niğde, 4-5 (2001).

Mondolfo, L.F., “Aluminum alloys structure and properties”, *Butterworths*, London, 399-406, 842-864 (1979).

Muenstermann, S., Uibel, K., Tonnesen, T., and Telle, R., “Semi-solid extrusion of steel grade X210CrW12 under isothermal conditions using ceramic dies”, *Journal of Materials Processing Technology*, 209 (7): 3640-3649 (2009).

Mutlu, İ., “AA2024 alaşımında tiksotropik yapı üretimi”, Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 49-51 (2010).

Nafisi, S. and Ghomashchi, R. "Boron-based refiners: advantages in semi-solid-metal casting of Al-Si alloys" *Materials Science and Engineering A*, 452-453: 437-444 (2007).

Nafisi, S. and Ghomashchi, R., "Semi-solid metal processing routes: an overview", *Canadian Metallurgical Quarterly*, 44 (3): 289-304 (2005).

Nijenhuis, K., McKinley, G., Spiegelberg, S., Barnes, H., Aksel, N., Heymann, L. and Odell J. "Non-Newtonian Flows", Springer Handbook of Experimental Fluid Mechanics, Tropea, C., Yarin, A. L., Foss, J.F. (Eds.) *Springer*, Berlin, Heidelberg, 661-662 (2007).

Ohno, A., Motegi, T. and Soda, H., Origin of the equiaxed crystals in castings, *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 11 (11):18-23 (1971).

Omar, M.Z., Palmiere, E.J., Howe, A.A., Atkinson, H.V. and Kapranos, P., "Thixoforming of a high performance HP9/4/30 steel" *Materials Science and Engineering A*, 395 (1-2):53-61 (2005).

Önsel, M., "The influence of heating conditions on semi-solid forming of aluminum alloys", Yüksek Lisans Tezi, *Boğaziçi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 90 (2005-1).

Önsel, M., Birol, Y., Bozkurt, U., Kubilay, C., ve Altıntaş, S., "Alüminyum alaşımlarında SIMA prosesiyle tiksotropik yapı elde edilmesi", *12. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi Bildiriler Kitabı*, İstanbul, Türkiye, 991-998 (2005-2).

Porter, D.A., and Easterling K.E. "Phase transformation in metals and alloys" *CRC Press*, UK, 131 (2001).

Püttgen, W., Hallstedt, B., Bleck, W., Löffler, J.F. and Uggowitzer, P.J., "On the microstructure and properties of 100Cr6 steel processed in the semi-solid state" *Acta Materialia*, 55 (19): 6553-6560 (2007).

Rachmat, R.S., Takano, H., Ikeya, N., Kamado, S. and Kojima, Y., "Application of semi-solid forming to 2024 and 7075 wrought aluminum billets fabricated by EMC process" *Solidification and Gravity*, 329(3): 487-492 (2000).

Rooy, E.L., "Properties of wrought aluminum an aluminum alloys", Properties and selection: nonferrous alloys and special purpose alloy, Davis, J.R., Allen, P., Lange, E.L. (Eds.), 2, *ASM Metals Handbook*, Ohio, USA, 116 (1993).

Saklakoglu, N., Saklakoglu, I. E., Tanoglu, M., Oztas, O. and Cubukcuoglu, O., "Mechanical properties and microstructural evaluation of AA5013 aluminum alloy treated in the semi-solid state by SIMA process", *Journal of Materials Processing Technology*, 148 (1): 103-107 (2004-1).

Saklakoğlu, İ.E., “SIMA prosesiyle yarı-katı halde küresel mikroyapı oluşumu”, *Metallurji Dergisi*, 138: 53-57 (2004-2).

Saklakoğlu, N., Çolakoğlu H. ve Gençalp S., “SIMA prosesi ile üretilmiş Al-4Zn-3Mg alaşımında mikroyapı gelişimi”, *Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi*, 6(3): 89-100 (2009).

Sang-Yong, L., Jung-Hwan, L. and Young-Seon, L., “Characterization of Al 7075 alloys after cold working and heating in the semi-solid temperature range” *Journal of Materials Processing Technology*, 111 (1-3): 42-47 (2001).

Sencer, B.H. ve Türkeli, A., Farklı Alüminyum alaşımlarından SIMA yöntemiyle non-dendritik malzeme üretimi, *Metallurji Dergisi*, 98 :44-50, (1995).

Sirong, Y., Dongcheng, L., Kim, N., “Microstructure evolution of SIMA processed AA2024”, *Materials Science and Engineering A*, 420 (1-2):165-170 (2006).

Skelland, A.H.P., “Non-newtonian fluids and heat transfer”, *John Wiley&Sons Inc.*, 6 (1960).

Song, Y.B. and Hong, C.P. “Grain refinement of 6061 alloy by the modified strain induced melt activated (SIMA) process for semi solid processing”, *Solid State Phenomena*, 119: 311-314 (2007).

Spencer, D.B., Mehrabian R. and Flemings M.C., “Rheological behavior of Sn-15 pct Pb in the crystallization range”, *Metallurgical Transaction A*, 3: 1925-1932, (1972).

Stevens, H., “Metallography and microstructures”, Metals Handbook, *ASM*, Ohio, USA, 9:368-369 (1992).

Tietmann, A., Bremer, T., Hirt, G. and Kopp, R., “Preliminary results in thixoforging aluminum wrought alloys”, *Proceedings of Second International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, Massachusetts, USA, 170-179 (1992).

Türkeli, A., “Yarı-katı halde döküm ve şekil verme”, *4. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı*, Denizli, Türkiye, 335-344 (1991).

Türkeli, A., 7001 dövme alüminyum alaşımından SIMA yöntemiyle tiksotropik malzeme üretimi, *5. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı*, Denizli, Türkiye, 52-62 (1993).

Türkeli, A., “Yarı-katı durumda döküm şekil verme ve rafinasyon prosesleri”, *Metallurji Dergisi*, 98:37-43, (1995).

Türkeli, A. and Akbaş, N., “Formation of non-dendritic structure in 7075 wrought aluminum alloy by SIMA process and effect of heat treatment”, *Proceedings of Fourth International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, Sheffield, UK, 71-74 (1996).

Türkeli, A., “Yarı-katı proseslerle üretilmiş non-dendritik dövme alüminyum alaşımlarında çözeltiye alma ısısal işlemi için geliştirilmiş analitik modeller”, *9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi Bildiriler Kitabı*, İstanbul, Türkiye, 1433-1438 (1997-1).

Türkeli, A. “Yarı-katı proseslerle üretilmiş non-dendritik dövme alüminyum alaşımlarında çözeltiye alma ısısal işleminin nümerik modellemesi”, *9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi Bildiriler Kitabı*, İstanbul, Türkiye, 1439-1444 (1997-2).

Türkeli, A., “Analytical modelling of solution heat treatment for spherical grain structures in wrought alloys”, *Proceedings of Fifth International Conference on the Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, Colorado, USA, 677-684 (1998).

Türkeli, A. ve Dışpınar, D., “Küremsi taneli dövme alüminyum alaşımlarında çözeltiye alma ısısal işlemi ve modellemesi”, *II. Isıl İşlem Sempozyumu*, İstanbul, Türkiye (2002).

Tzimas, E. and Zavaliangos, A., “Evaluation of volume fraction of solid in alloys formed by semisolid processing”, *Journal of Materials Science*, 35 (21): 5319-5329 (2000).

Tzimas, E. and Zavaliangos, A., “Materials selection for semisolid processing”, *Materials and Manufacturing Processes*, 14(2):217-230, (1999).

Vaneetveld, G., Rassili, A., Lecomte-Beckers, K. and Atkinson H.V., “Thixoforging of 7075 aluminium alloys at high solid fraction”, *Solid State Phenomena*, 116-117: 762-765 (2006).

Verhoeven, J.D., “Fundamentals of physical metallurgy”, *John Wiley & Sons Inc.*, Canada, 198, 200, 347 (1975).

Wang, S., Li, Y., Chen, W. and Zheng, X., “Microstructure evolution of semi-solid 2024 alloy during two-step reheating process”, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 18 (4): 784-788 (2008).

Witulski, T., Morjan, U., Niedick, I., and Hirt, G., “The thixoformability of aluminium alloys”, *Proceedings of the Fifth International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, Colorado, USA, 353-360 (1998).

Wu, Y.L., Froes, F.H. and Alvarez, A., “Microalloying of Sc, Ni and Ce in an advanced Al-Zn-Mg-Cu alloy”, *Metallurgical and Material Transactions A*, 30(4): 1017-1024 (1999).

Xia, K. and Tausig, G., “Liquidus casting of wrought aluminum alloy 2618 for thixoforming”, *Materials Science and Engineering A*, 246: 1-10 (1998).

Young, K.P., Curtis, P.K. and James .C., “Fine grained metal composition”, *United States Patent*, Patent No: 4415374, USA, (1983).

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : KILIÇLI, Volkan
 Uyuğu : T.C.
 Doğum tarihi ve yeri : 15.10.1980 Yalvaç/Isparta
 Medeni hali : Bekar
 Telefon : 0 (312) 202 87 61
 Faks : 0 (312) 212 00 59
 e-mail : vkilicli@gazi.edu.tr

Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet tarihi
Yüksek lisans	Gazi Üniv. Fen. Bil. Enst. Metal Eğt. Böl.	2004
Lisans	Gazi Üniv. Tek. Eğt. Fak. Metal Eğt. Böl.	2001
Lise	Polatlı Lisesi	1997

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
2002-	Gazi Üniversitesi	Araştırma Görevlisi

Yabancı Dil

İngilizce

Yayınlar

1. KILIÇLI V., ERDOĞAN M., “The Nature of the Tensile Fracture in Austempered Ductile Iron with Dual-Matrix Microstructure”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 19(1), 142-149, 2010.
2. SAHİN Y., KILIÇLI V., OZER M., ERDOĞAN M., A Comparative Study of Abrasive Wear Behaviour of Ductile Iron with Different Dual Matrix Structures, *Wear*, 268 (1-2), 153-165, 2010.

3. ERDOĞAN M., KILIÇLI V., DEMİR B., “Transformation Characteristics of Ductile Iron Austempered from Intercritical Annealing Temperature Ranges”, *Journal of Materials Science*, 44 (5), 1394-1403, 2009.
4. ERDOĞAN M., KILIÇLI V., DEMİR B., “Influence of Austenite Dispersion on Phase Transformation during Austempering in Ductile Cast Iron with Dual Matrix Structure”, *International Journal of Materials Research*, 99 (7), 751-760, 2008.
5. KILIÇLI V., ERDOĞAN M., “The Strain-Hardening Behavior of Partially Austenitized and Austempered Ductile Iron with Dual Matrix Structures”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 17 (2), 240-249, 2008.
6. KILIÇLI V., ERDOĞAN M., “Effect of Ausferrite Volume Fraction and its Morphology on the Tensile Properties of Partially Austenitized and Austempered Ductile Irons with Dual Matrix Structures”, *International Journal of Cast Metal Research*, December 22 (4), 202-214, 2007.
7. SAHİN Y., ERDOĞAN M., KILIÇLI V., “Wear behaviour of austempered ductile irons with dual matrix structures”, *Materials Science and Engineering A*, 444 (1-2), 31-38, 2007.
8. KILIÇLI V., ERDOĞAN M., “Tensile Properties of Partially Austenitized and Austempered Ductile Irons with Dual Matrix Structures”, *Materials Science and Technology*, 22 (8), 919-928, 2006.
9. KILIÇLI V., ERDOĞAN M., “Arakritik Sıcaklıklardan Östemperlenmiş Ferritik Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Yeni Ferrit Oluşumu”, *Gazi Üniversitesi Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 22 (4), 869-881, 2007.
10. GUR C.H., KILIÇLI V., ERDOĞAN M., Investigating the Austempering Parameters of Ductile Iron by Magnetic Barkhausen Noise Technique, *CD Proceedings of 17th World Conference on Non-destructive Testing*, October 25-28, 2008, Shanghai, China.
11. COŞKUN Ş., KILIÇLI V., ERDOĞAN M., Arakritik Östenitleme Sıcaklıklarından Farklı Hızlarda Soğutmanın Küresel Grafitli Dökme Demirin Mikroyapı ve Mekanik Özellikleri Üzerine Etkisi, *14. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi*, 16-19 Ekim 2008, İstanbul, Türkiye.
12. OVALI İ., KILIÇLI V., ERDOĞAN M., Çift Matris Yapılı Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Mikroyapı ve Yorulma Özellikleri, *14.*

Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 16-19 Ekim 2008, İstanbul, Türkiye.

13. KILIÇLI V., MOTORCU A.R., ERDOĞAN M., ŞAHİN Y., “Martensit Morfolojisinin Çift Fazlı AISI 4140 Çeliğinin Yüzey Pürüzlülüğü Üzerine Etkisi” *13. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi*, 411-418, 9-11 Kasım, 2006, İstanbul, Türkiye.
14. YEŞİL H., ERDOĞAN M., KILIÇLI V., MOTORCU A.R., “Soğuk Haddelenmiş St 44 Çeliğinin Frezelenmesinde Haddeme Yön ve Miktarının Yüzey Pürüzlülüğü Üzerine Etkisinin Deneysel Olarak İncelenmesi”, *4. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu*, 597-603, 28-30 Eylül, 2005, Konya, Türkiye.
15. KILIÇLI V., MOTORCU A.R., ERDOĞAN M., ŞAHİN Y., “AISI 4140 Çeliğinin İşlenmesinde Küreselleştirme Sıcaklık ve Süresinin Yüzey Pürüzlülüğü Üzerine Etkisinin Deneysel Olarak İncelenmesi”, *4. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu*, 645-650, 28-30 Eylül, 2005, Konya, Türkiye.
16. KILIÇLI V., CERAH M., ERDOĞAN M., “Küresel Grafitli Dökme Demirde Kritik Tavlama Sıcaklıklarından Su Verme ve Östemperleme Isıl İşlemlerinin Mikroyapı Oluşumuna Etkileri”, *4. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu*, 651-657, 28-30 Eylül, 2005, Konya, Türkiye.
17. KILIÇLI V., MOTORCU A.R., ERDOĞAN M., ŞAHİN Y., “Modelling of the Surface Roughness in Machining of AISI 4140 Steel”, *Proceedings of the International Scientific and Technical Conference Modern Problems of Mechanical Engineering and Instrumental Making*, 238-244, 2005, Baku, Azerbaijan.
18. KILIÇLI V., MOTORCU A.R., ERDOĞAN M., ŞAHİN Y., “Farklı Mikroyapılara Sahip AISI 4140 Çeliğinin İşlenmesinde Yüzey Pürüzlülüğü ve Talaş Atılabilirliğinin Deneysel Olarak İncelenmesi”, *11. Uluslararası Makine Tasarım ve İmalat Konferansı*, 875-890, 13-15 Ekim, 2004, Antalya, Türkiye.
19. KILIÇLI V., CERAH M., ERDOĞAN M., “Küresel Grafitli Dökme Demirde Çift Fazlı Matris Yapının Üretimi ve Martensit Hacim Oranı ve Morfolojisinin Kontrolü”, *1. Ulusal Metalurji ve Malzeme Günleri*, 143-152, 27-28 Mayıs, 2004, Eskişehir.

Hobiler

Dijital Fotoğraf Makineleri, Formula 1.