

DOKUZ EYLÜL ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

AlSi7MgCu0.5 ALAŞIMLI SİLİNDİR
KAPAKLARINDA ISIL İŞLEM SÜREÇLERİNİN
İYİLEŞTİRİLMESİ

Engin KILINÇ

Mart, 2018
İZMİR

AlSi7MgCu0.5 ALAŞIMLI SİLİNDİR KAPAKLARINDA ISIL İŞLEM SÜREÇLERİNİN İYİLEŞTİRİLMESİ

Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü

Yüksek Lisans Tezi

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Engin KILINÇ

Mart, 2018

İZMİR

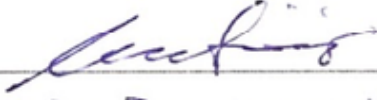
YÜKSEK LİSANS TEZİ SINAV SONUÇ FORMU

ENGİN KILINÇ tarafından YRD.DOÇ.DR. ESRA DOKUMACI yönetiminde hazırlanan “AlSi7MgCu0.5 ALAŞIMLI SİLİNDİR KAPAKLARININ ISIL İŞLEM SÜREÇLERİNİN İYİLEŞTİRİLMESİ” başlıklı tez tarafımızdan okunmuş, kapsamı ve niteliği açısından bir Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.



Yrd. Doç. Dr. Esra DOKUMACI

Yönetici



Prof. Dr. A. Bülent ÖZAY

Jüri Üyesi



Doç. Dr. Osman AKIHA

Jüri Üyesi



Prof. Dr. Kadriye ERTEKİN

Müdür

Fen Bilimleri Enstitüsü

TEŞEKKÜR

Bu çalışma süresince bana her türlü desteği veren, yoğun çalışma programı arasında her zaman yardımlarını esirgemeyen, önerileriyle daima katkı sağlayan, bununla birlikte diğer bilimsel konularda paylaştığı fikirlerle bana yol gösteren değerli tez danışmanım Yrd. Doç. Dr. Esra DOKUMACI'ya teşekkür ederim.

Cevher Döküm (NEMAK) firmasında çalıştığım sürede deneysel çalışmalara katkıda bulunan kıymetli mesai arkadaşlarım Serap AKBALIK'a, Alper ULUTAŞ'a ve Yasin İÇİN'e; yüksek lisans eğitimim sırasında bana destek olan bölüm yöneticim Seza GÜLER'e ve bölüm müdürüm Fikret ULCAY' a teşekkür ederim.

Döküm pratikleri, kalıp ve soğutma sistemlerinin ayarlanması ve diğer Ar-Ge çalışmalarında verdiği desteklerinden ötürü Chongqing QINAN Foundry Co. Dökümhane Uzmanı Erkan ERTAN'a teşekkür ederim.

Derin bilgi birikimi ve tecrübesini aktararak bu çalışma ve diğer Ar-Ge çalışmalarına büyük katkı sağlayan ve vizyonumu genişleten Pierburg China Operasyonlar Yönetim Direktörü Neşet KİREMİTÇİ'ye çok teşekkür ederim.

Alüminyum konusunda ülkemizin önde gelen isimlerinden olan ve TUBİTAK MAM Malzeme Enstitüsü, Alüminyum Ar-Ge Laboratuvarında yöneticisi olduğu sürede bana staj yapma fırsatı sunan değerli bilim insanı merhum Prof. Dr. Yücel BİROL'u büyük bir saygı ile anmaktayım. Çeşitli endüstriyel çalışma, bildiri ve makale hazırlığım sırasında sonsuz bilgi, tecrübe ve yardımları ile her zaman yanımda olduğu için teşekkürlerimi bir borç bilirim.

Her zaman yanımda olan ve beni aldığım her kararda destekleyen sevgili aileme sonsuz teşekkür ederim.

AlSi7MgCu0.5 ALAŞIMLI SİLİNDİR KAPAKLARININ ISIL İŞLEM SÜREÇLERİNİN İYİLEŞTİRİLMESİ

ÖZ

Silindir kapakları, içten yanmalı motorların en karmaşık ve aşırı yüke maruz kalan bileşenlerinden biridir. Bu nedenle, silindir kapağı alaşımlarının, oda sıcaklığında işleme ve montaj için yeterli mukavemet ve sertliğe, yüksek sıcaklık ve yüklerde dayanıma ve yanma ısısına daha hızlı ulaşmak için yüksek termal iletkenliğe sahip olması gerekmektedir. Bu özelliklerin yanı sıra emisyon kontrolü ve yakıt tasarrufu gereksinimi ile hafiflemek zorunda olan taşıtlarda en uygun malzeme alüminyum, en yaygın alüminyum alaşım uygulamalarından biri ise silindir kapakları olmuştur. Alüminyum döküm alaşımlarının silindir kapaklarında kullanımı ile dökme demire kıyasla önemli miktarda tasarruf sağlamaktadır.

Avrupa Alüminyum Birliği alüminyum esaslı otomotiv ürünlerinin karakteristik özelliklerini (yüksek mukavemet, yüksek düktilite vb.) geliştirmede ısıtılma işleminin önemini vurgulamıştır. T6 ısıtılma işlemi silindir kapak uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu çalışma kapsamında AlSi7MgCu0.5 alaşımlı V8 silindir kapaklarına standart T6 ısıtılma işleminin önemli adımları olan çözeltiye alma ve yaşlandırma tavı farklı sıcaklık ve sürelerde uygulanmıştır. Çalışmada mekanik özelliklerinden ödün vermeden AlSi7MgCu0.5 alaşımlı V8 silindir kapakları için ısıtılma işlem çevrim süresinin azaltılması amaçlanmıştır.

Bir dizi ısıtılma işlem denemesi sonucunda T6 ısıtılma işlem süreci 545°C'de 1 saat çözeltiye alma, ardından 180°C'de 3 saat yaşlandırma tavı olarak optimize edilmiştir. Bu şekilde ısıtılma işlemine tabi tutulan silindir kapaklarının mekanik özellikleri belirgin şekilde artarken, toplam ısıtılma işlem süresi standart ısıtılma işlemine göre 2,5 saat azalmıştır. Bu durum %61'lik bir kapasite artışı sağlamış ve büyük bir müşteri siparişinin üstlenilmesini mümkün kılmıştır.

Anahtar Kelimeler: Silindir kapak, ısıtılma işlem, mikroyapı, mekanik özellikler

IMPROVEMENT OF THE HEAT TREATMENT PRACTICE FOR CYLINDER HEADS MANUFACTURED FROM AlSi7MgCu0.5 ALLOY

ABSTRACT

Cylinder heads are one of the most complex and overloaded components of internal combustion engines. For this reason, cylinder head alloys must have high thermal conductivity, high temperature and load resistance, and combustion heat to achieve sufficient strength and hardness for processing and installation at room temperature. In addition these features, aluminum is the most suitable material for vehicles that have to lightweight with emission control and fuel saving requirements, and one of the most common aluminum alloy applications are cylinder heads. The use of aluminum casting alloys in cylinder heads saves a significant amount of money with compared to cast iron.

The European Aluminum Association has emphasized the importance of heat treatment to improve the characteristics (high strength, high ductility etc.) of aluminum based automotive products. T6 heat treatment is widely used in cylinder head applications. In this study, the solution heat treatment and aging annealing, which are important steps of the standard T6 heat treatment on AlSi7MgCu0.5 alloy V8 cylinder heads, were applied at different temperatures and durations. It is aimed to reduce the heat treatment cycle time for AlSi7MgCu0.5 alloy V8 cylinder heads without sacrificing mechanical properties in operation.

As a result, series of heat treatment experiments, the T6 heat treatment process was optimized for solution heat treatment 1 hour at 545 ° C, followed by aging 3 hours at 180 ° C. The mechanical properties of the cylinder heads thus heat treated significantly increased, while the total heat treatment time decreased by 2.5 hours compared to standard heat treatment. This provided a 61% capacity increase and made it possible to undertake a large customer order.

Keywords: Cylinder head, heat treatment, microstructure, mechanical properties

İÇİNDEKİLER

Sayfa

YÜKSEK LİSANS TEZİ SINAV SONUÇ FORMU.....	ii
TEŞEKKÜR.....	iii
ÖZ	iv
ABSTRACT.....	v
ŞEKİLLER LİSTESİ	ix
TABLolar LİSTESİ.....	xi
BÖLÜM BİR- GİRİŞ.....	1
BÖLÜM İKİ- TEORİK BİLGİLER VE LİTERATÜR TARAMASI	3
2.1 Alüminyum ve Alaşım Elementlerinin Alüminyuma Etkisi.....	3
2.1.1 Alüminyum	3
2.1.2 Asıl (Majör) Alaşım Elementleri	4
2.1.3 İkincil (Minör) Alaşım Elementleri	5
2.1.4 Mikroyapı Modifiye Edici Alaşım Elementleri	6
2.1.5 Empürite Elementleri	8
2.2 Alüminyum Alaşımlarının Gruplandırılması	9
2.2.1 Alüminyum- Bakır Alaşımları	10
2.2.2 Alüminyum- Silisyum Alaşımları.....	10
2.2.3 Alüminyum- Magnezyum Alaşımları	11
2.2.4 Alüminyum- Kalay Alaşımları	12
2.2.5 Alüminyum-Bakır-Silisyum Alaşımları.....	12
2.2.6 Alüminyum-Çinko-Magnezyum Alaşımları	13
2.3 Alüminyum ve Alaşımlarının Otomotiv Sektöründeki Önemi	13
2.4 Döküm Yöntemleri	15
2.4.1 Gravite Döküm Yöntemi.....	16
2.4.2 Silindir Kapak Dökümü	20

2.4.3 Silindir Kapak Dökümü İş Akış Şeması	21
2.5 Isıl İşlem.....	22
2.5.1 T6 Isıl İşlemi	22
2.5.1.1 Çözeltiyeye Alma İşlemi	23
2.5.1.2 Çözeltiyeye alma işlemi ve mikroyapı arasındaki ilişki	24
2.5.1.3 Su Verme İşlemi	27
2.5.1.4 Yaşlandırma	27
2.5.1.5 Yaşlandırma İşleminin Akma Mukavemeti ve Uzama Üzerindeki Etkisi	29
2.5.1.5.1 Akma Mukavemeti.....	29
2.5.1.5.2 Uzama	29
BÖLÜM ÜÇ- DENEYSEL ÇALIŞMA VE TASARIM	32
3.1 Ergitme ve Döküm İşlemi	32
3.2 AlSi7MgCu0.5 alaşımlı V8 Silindir Kapakların Isıl İşlemi.....	35
3.2.1 Dendritler arası mesafenin ısıtma işlemi ve mikroyapı üzerindeki etkisi.....	37
3.2.2 Bakırın ısıtma işlemi ve mikroyapı üzerindeki etkisi	37
3.3 Deney Tasarımı	37
3.3.1 Optimum Çözeltiyeye Alma İşlem Parametresinin Belirlenmesi.....	38
3.4 Uygulanan Testler.....	38
3.4.1 Diferansiyel Taramalı Kalorimetre Testi (DSC).....	38
3.4.2 Metalografik Numune Hazırlama ve İnceleme.....	39
3.4.3 Sertlik	40
3.4.3 Çekme Testi	41
BÖLÜM DÖRT- DENEYSEL SONUÇLAR	43
4.1 Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Analiz Sonucu	43
4.2 Grup 1 Numuneleri Mikroyapı İncelemeleri	43
4.2.1 Döküm Sonrası Mikroyapı İncelemesi	43
4.2.2 Isıl İşlemli V8 Silindir Kapak Mikroyapıları.....	45

4.2.3 Grup 1 Numuneleri Sertlik Sonuçları	46
4.2.4 Grup 1 Numuneleri Çekme Testi Sonuçları.....	46
4.3 Yaşlandırma Prosesinin Optimizasyonu	47
4.3.1 Deneysel Tasarım.....	48
4.3.2 Grup 2 Numuneleri Mikroyapı İncelemeleri	48
4.3.4 Grup 2 Numunelerinin Sertlik Sonuçları	50
4.3.5 Grup 2 Numunelerinin Çekme Testi Sonuçları	51
BÖLÜM BEŞ- SONUÇ VE ÖNERİLER.....	52
5.1 Öneriler	52
KAYNAKLAR	54
EKLER	54
EK 1: AlSi7MgCu0.5 alaşımlı V8 silindir kapaklarına uygulanan ısıt işlemler ve elde edilen sonuçlar	64

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1 Tane inceltici alaşım elementleri (a) ilave edilmemiş ve (b) ilave edilmiş döküm yapısı	6
Şekil 2.2 A357 alaşımının mikroyapı görüntüleri a) modifikasyon uygulanmamış b) 0.01% Sr	7
c) 0.02% Sr d) 0.03% Sr e) 0.05% Sr f) 0.1% Sr ile modifiye edilmiş	7
Şekil 2.3 AlFeSi fazı a) Al_3FeSi b) $KübikAl_{15}(MnFe)_3Si_2$	8
Şekil 2.4 a) Al-Si denge diyagramı b) ötektik altı alaşımın mikroyapısı c) ötektik alaşımın mikroyapısı d) ötektik üstü alaşımın mikroyapısı.....	12
Şekil 2.5 Poteyaj kalınlığının metal akışkanlığına etkisi	17
Şekil 2.6 (a) Çelik maçaya vakum ilavesi ve (b) maça başı bölgesindeki etkisi	18
Şekil 2.7 (a) Statik Döküm Hattı (b) Devirmeli Döküm Hattı.....	18
Şekil 2.8 Silindir Kapak İş Akış Şeması	21
Şekil 2.9 T6 Isıl İşlem Prosesi (Sundman ve diğerleri., 1985)	23
Şekil 2.10 Çözeltiye alma işleminin bir fonksiyonu olarak Al-Si-Mg alaşımı için dendrit kollarının merkezi olan Mg konsantrasyonunun arttırılması.....	26
Şekil 2.11 Çözeltiye alma işleminin bir fonksiyonu olarak Al-Si-Cu ve Al-Si-Cu-Mg alaşımları için dendrit kollarının merkezindeki konsantrasyon artışı	26
Şekil 2.12 170 ° C'de yapay yaşlandırma esnasında akma mukavemeti ve uzamanın değişimi a) Al-Si-Mg ve b) Al-Si-Cu-Mg alaşımları için	30
Şekil 2.13 Al-Si-Mg ve Al-Si-Cu-Mg alaşımları için akma mukavemeti ve uzama arasındaki ilişki	31
Şekil 3. 1 Poteyaj işlemi yapılmış döküm kalıbı.....	32
Şekil 3.2 Ergitme Fırını.....	33
Şekil 3.3 (a) Bekletme ocağı ve (b) modifikasyon işlemi.....	34
Şekil 3.4 V8 Silindir Kapak Döküm İşlemi	35
Şekil 3.5 V8 Silindir Kapakların Isıl İşlem İş Akışı	36
Şekil 3.6 Mikroskop Cihazı	40
Şekil 3.7 Sertlik Cihazı	41

Şekil 3.8 (a) Çekme Numuneleri ve (b) Çekme Testi Cihazı	42
Şekil 4.1 AlSi7MgCu0.5 alaşıımının DSC analizi.....	43
Şekil 4.2 AlSi7MgCu0.5 alaşıımının döküm mikroyapısı.....	44
Şekil 4.3 Silindir kapakların mikroyapıları (a) 490°C 5sa, (b) 530°C 4sa, (c) 540°C 2sa (d) 545°C 1sa.....	45
Şekil 4.2 Farklı Süre ve Sıcaklıklarda Yaşlandırma İşlemine Tabi Tutulmuş V8 Silindir Kapakların Mikroyapıları.....	49



TABLÖLAR LİSTESİ

Sayfa

Tablo 2.1 Alüminyum döküm alaşımlarının sınıflandırılması.....	10
Tablo 2.2 Farklı Döküm Proseslerinin Karşılaştırılması (Butler ve diğerleri., 2014) 16	
Tablo 2.3 Gravite Döküm Alaşımlarının T6 ısıt işlemleri parametreleri.....	31
Tablo 3. 1 AlSi7MgCu0.5 alaşımlarının kimyasal kompozisyonu.....	34
Tablo 3.2 T6 ısıt işlemleri AlSi7MgCu0.5 alaşımlı silindir kapakların müşteri şartnamesi.....	35
Tablo 3.1 Grup 1 Isıl İşlemleri Parametreleri	38
Tablo 4.1 Grup 1 Sertlik Değerleri	46
Tablo 4.2 Grup 1 Çekme Testi Sonuçları	47
Tablo 4.3 Grup 2 Isıl İşlemleri Parametreleri	48
Tablo 4.4 Grup 2 Sertlik Sonuçları	50
Tablo 4.5 Grup 2 Çekme Testi Sonuçları	51
Tablo 5.1 Standard ve alternatif T6 ısıt işlemleri için verimlilik hesaplaması	52

BÖLÜM BİR

GİRİŞ

Alüminyum, otomotiv endüstrisinde 1970 yılından itibaren ilk tercih edilen malzeme olmuştur (Gesing ve Wolanski, 2001b). Otomotiv sektöründe, diğer metallere göre alüminyumun kullanımı düşük yoğunluk, yüksek dayanıklılık, geri dönüşüm kolaylığı, yüksek korozyon direnci ve şekillendirilebilirlik açısından oldukça cazip görülmektedir (Birol, 2013). Otomotiv endüstrisinde kullanılan alüminyum miktarı son yıllarda %80 artmıştır (Kilinc ve Birol, 2015).

Son yirmi yılda ise mükemmel ısı iletkenliği ve düşük yoğunluk özellikleri ile alüminyum alaşımları silindir kapak uygulamalarında gri dökme demirin yerini neredeyse tamamen almıştır. Silindir kapak uygulamaları için çeşitli alüminyum döküm alaşımları tespit edilmiştir (A. A. Manual, 2004). Bazı otomobil üreticileri çok sünek birincil alaşımları tercih eder. Düşük demir içeriğine sahip AlSi7Mg0.3 (A356), uygun bir mukavemet ve süneklik kombinasyonu sunar, ancak bu alaşımın mukavemeti 250°C'nin üzerinde hızla düşer. Az miktarda empürite içeriğine sahip AlSi10Mg ve AlSi7Mg gibi alaşımların yüksek sıcaklık performanslarının düşük olması nedeniyle, özellikle yüksek performanslı dizel silindir kapakları için yeni Cu veya Ni içeren alaşımlar geliştirilmiştir (Garat ve Laslaz, 2007; Molina ve diğerleri., 2011). Bu alaşımlar zayıf besleme özelliğine rağmen süneklik ve yorulma performansını korurken yüksek sıcaklıklarda daha yüksek mukavemet sağlarlar (Y. Li ve diğerleri., 2006). Bu alaşımlarla üretilen silindir kapakları genellikle T6 ısıt işlemleri sonrası kullanılır. Bu alaşımlardan biri ise AlSi7MgCu0.5 alaşımıdır (Heusler ve diğerleri., 2001).

AlSiMg alaşımları tipik olarak 540 ile 550°C arasındaki sıcaklıklarda çözeltiye alınır (Zhang ve StJohn, 1995). Öte yandan, AlSiMgCu alaşımları, Cu-zengin ötektik fazların ön ergimesine maruz kalmamak için AlSiMg alaşımlarına göre nispeten daha düşük sıcaklıklarda çözeltiye alma işlemi uygulanmaktadır (Crowell ve Shivkumar, 1995; Mohamed ve Samuel, 2012b). Gerekli performansları elde etmek için, döküm sürecini ve T6 ısıt işlemini bütünüyle göz önüne almak çok önemlidir (Manente ve Timelli, 2011). T6 ısıt işlemi, hedeflenen mekanik özellikler için hayati önem

taşıırken, böyle bir ısıt işlemle ilgili ek maliyet ve süre göz ardı edilemez. Döküm işlemi normalde 6 dakikadan az sürer, buna karşın tipik bir T6 ısıt işlem çevrimi 10 saat kadar sürebilir. Bu durum, T6 ısıt işlem çevriminin toplam süresinin kısaltılmasının verimlilik ve imalat maliyeti üzerinde büyük bir etkisi olduğu anlamına gelir ve mekanik özelliklerde bir kayıp olmadan bunun sağlanması gerekmektedir.

Bu çalışma, yılda 140.000 adet müşteri siparişi konusu olan AlSi7MgCu0.5 alaşımlı V8 silindir kapağı üretiminde ısıt işlem tesisinin kapasitesinin artırılması ihtiyacından kaynaklanmaktadır. Çalışmanın yürütüldüğü ısıt işlem tesisinde, 490°C'de 5 saatlik bir çözeltiye alma işlemine dayanan standart T6 ısıt işlemi uygulanmaktadır. Çalışmanın hedefi malzemenin mekanik özelliklerinden ödün vermeksizin ısıt işlem çevrim süresini kısaltmak ve kapasiteyi arttırmaktır.

BÖLÜM İKİ

TEORİK BİLGİLER VE LİTERATÜR TARAMASI

2.1 Alüminyum ve Alaşım Elementlerinin Alüminyuma Etkisi

2.1.1 Alüminyum

Alüminyumun dayandığı üç temel özellik düşük yoğunluğu, uygun alaşımlama ve ısı işlemleriyle elde edilen yüksek mekanik dayanımı ve yüksek korozyon direncidir. Diğer özellikler arasında yüksek termal ve elektriksel iletkenlik, yüksek süneklik, düşük çalışma maliyeti, manyetik nötrlük ve yüksek hurda değeri bulunmaktadır (Wernick ve diğerleri., 1992).

Alüminyum, $34,5 \text{ N/mm}^2$ bir akma mukavemeti ve 90 N/mm^2 çekme mukavemetine sahip nispeten yumuşak bir metaldir. Alüminyum metalinden elde edilen yüksek mukavemetli ve oldukça sünek alaşımlar günümüz uygulamalarına öncülük etmektedir. Kullanım alanlarına paketlenme sektöründe çok ince folyo kullanımı, içecek kasalarında sünek malzeme kullanımı, elektrik sektöründe yüksek iletkenli alaşımlar, inşaat sektöründe düşük mukavemetli alaşımlar ve uçak ve otomotiv sektöründe yüksek mukavemetli alaşımlar örnek olarak verilebilir.

Doğal enerji rezervlerinin ve ekolojik dengenin korunmasına yönelik yasal düzenlemeler günümüzde yakıt tasarrufunu şart koşmaktadır. Bu konunun en yakından ilgilendirdiği sanayi kollarından biri de otomotiv sektörüdür. Kyoto Protokolüne göre otomobillerde CO_2 emisyon değerinin, 140 g/km seviyelerine azaltılması gerekmektedir. Daha az yakıt tüketecek, çevre dostu bir otomobil daha hafif olmalıdır. Tasarım değişiklikleri dışında bunu sağlayabilecek tek yol otomobil imalatında daha hafif malzeme kullanmaktır (Yucel Birol, 2009a).

Alüminyum güvenlikten ödün vermeden, konfordan vazgeçmeden, daha az yakıt tüketen çevre dostu bir otomobilin tasarımında kullanılabilecek en cazip konstrüksiyon malzemesidir. Alüminyum gövdeli taşıtların dayanım ve çarpışma-

güvenlik performans özellikleri çelik sacdan imal edilenlerden daha üstündür (Yucel Birol, 2009b).

Alüminyum ve alaşımları estetik bir görünüme sahiptir; Eloksal, boyama ve parlatma gibi yüzey işlemlerine mükemmel yanıt verir. Alüminyum ve alaşımları agresif atmosferik koşullara karşı dayanıklıdır ve yüksek korozyon direnci gösterir. Alüminyumun ışığı yansıtma özelliği dekoratif gövde uygulamaları, ısı yansıtma özelliği ise ısı radyasyona karşı ısı kalkanı uygulamaları için idealdir.

Orta büyüklükteki bir otomobil gövdesinde çelik sac yerine alüminyum levha kullanılması ile gövde ağırlığının, performansta bir eksilme meydana gelmeden yaklaşık %50 seviyelerinde, yani 140 kg kadar azaltılması mümkündür. Taşıt ağırlığındaki her %10'luk azalma, %6-8 seviyelerinde bir yakıt tasarrufu sağlar. Bu da taşıtın servis ömrü sonunda 2000 litrenin üstünde benzin tasarrufu anlamına gelir. 2 kg çeliğin yerine kullanılan her 1 kg alüminyum, tipik bir otomobilin trafik ömrü boyunca toplam egzoz emisyonunu yaklaşık 10 kg kadar azaltır (Johnson, 2000).

Günümüzde otomotiv uygulamalarında kullanılan alüminyumun yaklaşık %90'ı geri kazanılmakta ve kalite özelliklerinden hiçbir şey kaybetmeden aynı uygulamalarda tekrar değerlendirilmektedir. Binek otomobillerde kullanılan alüminyum miktarı toplam taşıt ağırlığının sadece %5- 10'u kadarken, taşıtın hurda değerinin yaklaşık %50'lik kısmı alüminyum parçalara aittir. Yoğunluk farkı hesaba katıldığında alüminyum çeliğe kıyasla 2,5 kat daha dayanıklı olup, çarpışma anında çarpışma enerjisini çeliğe kıyasla 2 kat daha fazla soğurmaktadır (Ridge, 1998).

2.1.2 Asıl (Majör) Alaşım Elementleri

Alüminyum alaşımlarında ana alaşım elementleri silisyum (Si), bakır (Cu) ve magnezyumdur (Mg). Silisyum; yüksek akışkanlık ve düşük çekinti eğilimi gibi iyi dökülebilirlik özelliklerini sağladığı için alüminyum döküm alaşımlarında bulunan önemli bir alaşım elementidir. Düşük bir yoğunluğa (2.34 g/cm^3) sahiptir. Silisyum, alüminyum içindeki çözünürlüğünün düşük olması nedeniyle sert bir faz olarak yapıda çöker ve alaşımın aşınma direncini artırır. Silisyumun otomotiv

uygulamalarında alüminyum döküm alaşımlarının aşınma direncini artırma özelliği gri dökme demir yerine seçilmelerinde önemli bir etken olmuştur. Silisyum miktarındaki artış alaşımın termal genleşme katsayısını azaltmaktadır. Buna ek olarak silisyum ilavesiyle alüminyum alaşımlarının işlenebilirliği düşmektedir. Silisyum diğer elementler ile alaşımın mukavemetini artırır ve alaşımı ısıl işlem prosesine uygun hale getirir (Brown, 1999).

Bakır; alüminyum döküm alaşımlarının mukavemet ve sertlik özelliklerini artırmada etkin bir rol oynamaktadır. Alaşımların işlenebilirliğini artırırken, bununla birlikte işleme süresince daha az çapak oluşumu ve daha iyi işleme yüzeyi sağlamaktadır. Silisyum içermeyen Al-Cu alaşımları katılaşma süresince zayıf akışkanlık göstermekle beraber sıcak yırtılma dirençleri de düşüktür. Ayrıca Cu ilavesinin alüminyum alaşımlarının korozyon direncini düşürdüğü bilinmektedir (Handbook, 2008).

Magnezyum; mukavemet ve sertlik artırmada etkilidir. Alüminyumun deformasyon sertleşmesi özelliğini geliştirdiği bilinmektedir. Alüminyum alaşımlarının korozyon direnci ve kaynaklanabilirlik özelliklerini artırır. Isıl işlem sonrasında, silisyum ile birlikte sertleştirici faz olan Mg_2Si fazının oluşumu ile alaşımın mukavemetini artırır. Ticari olarak geliştirilen Magsimal-59 (Rheinfelden Alüminyum), Maxalloy 59 (SAG), Alcan 11 (Alcan) gibi çeşitli Al-Mg alaşımları mevcuttur. Döküm sonrası oda sıcaklığında yüksek mukavemet ve düktilite özelliklerine sahip olduklarından dolayı Al-Mg alaşımlarına genellikle ısıl işlem uygulanmamaktadır (Rana ve diğerleri., 2012b).

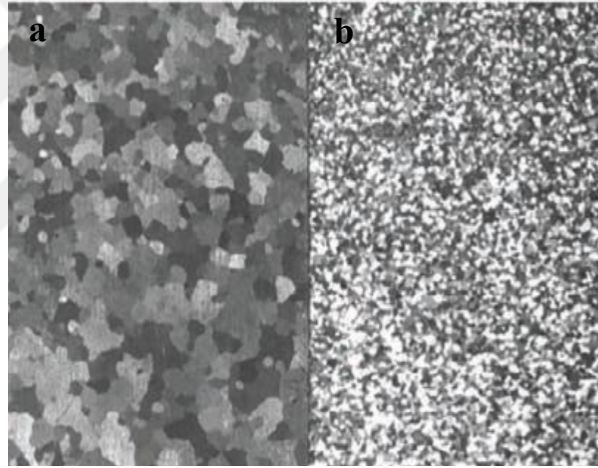
2.1.3 İkincil (Minör) Alaşım Elementleri

Nikel (Ni); yüksek işlem sıcaklıklarında mukavemet ve sertliği artırmaktadır. Alaşımın içerdiği silisyum miktarından daha fazla Ni ilavesi sertlik artırmada etkin değil iken, ötektik fazının içerdiği miktardan daha fazla nikel ilavesi sertliği artırmada etkin rol oynamaktadır. Nikel aynı zamanda alaşımın termal genleşme katsayısını azaltmaktadır.

Kalay (Sn); örneğin 8XX alaşımlarında olduğu gibi rulman ve burç malzemelerinde sürtünmeyi azalttığı için kullanılmaktadır. Alaşımın işlenebilirlik özelliğini artırmada da etkilidir. Kalay ilavesi bazı alaşım gruplarında çökeltme sertleşmesine etki etmektedir (Apelian, 2009).

2.1.4 Mikroyapı Modifiye Edici Alaşım Elementleri

Titanyum (Ti) ve Bor (B); özellikle Al-Si döküm alaşımlarında tane inceltici etkiye sahiptir. Ayrıca bu elementler katılaşma sonrası çatlak oluşumuna yatkın bölgelerdeki döküm hatasını en aza indirir. Şekil 2.1’de tane inceltici alaşım elementleri ilave edilmiş ve edilmemiş döküm yapıları görülmektedir. Tane inceltici alaşım elementleri ilave edilmemiş yapıda tane boyutu 3000 μm üstü iken; ilave edilmiş yapıda tane boyutu 300 μm altıdır.

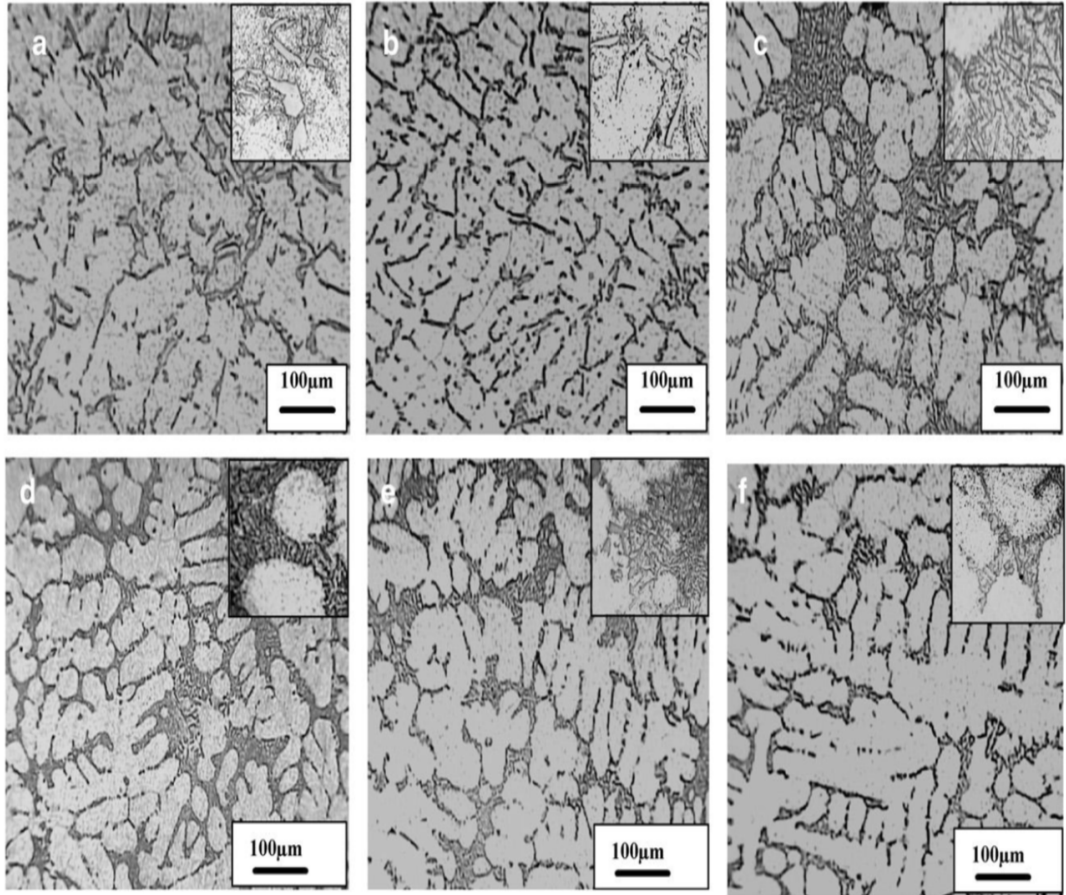


Şekil 2.1 Tane inceltici alaşım elementleri (a) ilave edilmemiş ve (b) ilave edilmiş döküm yapıları (Apelian, 2009)

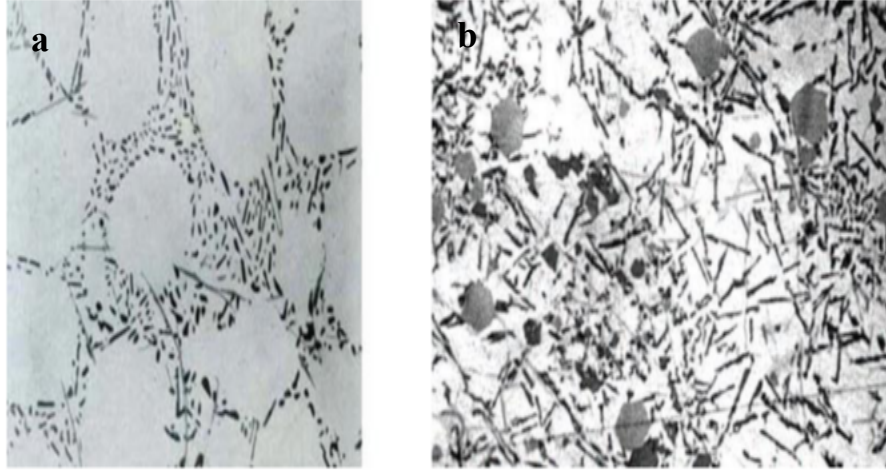
Stronsiyum (Sr), Sodyum (Na), Kadmiyum (Cd) ve Antimon (Sb); ötektik veya ötektik altı alüminyum döküm alaşımlarına ötektik silisyum fazlarını modifiye etmek amacıyla ilave edilir. Modifiye işlemi yapılmadığında, sıvı alüminyum içindeki ötektik Si fazları ince plakalar halinde sürekli büyüyerek katılaşmaktadır. Bu morfoloji mukavemet ve sünekliği olumsuz yönde etkilemektedir. A. Razaghia ve arkadaşları, stronsiyumun, alüminyum alaşımlarının çekme ve mikroyapı özellikleri üzerindeki etkisini incelemiştir. Şekil 2.2’de A357 alaşımına farklı miktarlarda Sr ilavesi sonrası çekilen mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Çalışma sonuçlarına göre, %0,03 Sr ilavesinin mikroyapı ve mekanik özellikleri geliştirdiği bulunmuştur.

Düşük Sr ilavelerinde etkili bir modifikasyona ulaşılammıştır. Yüksek Sr ilavesi, katılaşmanın yavaş olduğu kalın kesitli bölgelerde döküm porozitesinin oluşumuna sebep olmaktadır (Rana ve diğerleri., 2012a).

Mangan (Mn) ve Krom (Cr); Al_3FeSi fazının daha kübik forma modifikasyonu için ilave edilmektedir. Böylece daha sünek bir yapı elde edilmektedir. Eğer alaşım içindeki Fe oranı yaklaşık %0,45 ise, Mn demir içeriğinin en az yarısı kadar olmalıdır. Mn ilavesi alaşımın yorulma direncini ve korozyon direncini artırmaktadır. Şekil 2.3'te Mn ilavesi sonrası modifiye olmuş Al_3FeSi fazı görülmektedir.



Şekil 2.2 A357 alaşımının mikroyapı görüntüleri a) modifikasyon uygulanmamış b) 0.01% Sr c) 0.02% Sr d) 0.03% Sr e) 0.05% Sr f) 0.1% Sr ile modifiye edilmiş (Rana ve diğerleri., 2012a)



Şekil 2.3 AlFeSi fazı a) Al_5FeSi b) $KübikAl_{15}(MnFe)_3Si_2$ (Apelian, 2009)

2.1.5 Empürite Elementleri

Demir (Fe); Al-Si alaşımlarının mekanik özellikleri, sünekliği ve kırılma tokluğu üzerindeki olumsuz etkilerini önlemek için minimum tutulması gereken alaşım elementidir. Al-Si döküm alaşımlarında, iğnemsî morfolojideki β - Al_5FeSi fazının oluşumu nedeniyle, yapı içerisinde gerilme konsantrasyonu yaratarak, mekanik özellikleri düşürmektedir. Al-Si alaşımlarının içindeki Fe seviyesine bakılmaksızın T6 ısıt işlemleri ile mekanik özellikleri artırılabilir fakat daha düşük Fe seviyelerinde elde edilecek mekanik özellikler ısıt işlemleri ile birlikte daha iyi sonuç vermektedir. Demir oranının kritik seviyeden yüksek olması döküm parçasının sünekliğinde ciddi düşüşe sebep olur. Aynı zamanda çekinti porozitesi, sızdırma gibi döküm hatalarına ve dolayısıyla fire ürün artışına yol açarak üretim performansını doğrudan etkiler. Kritik Fe oranı % Si miktarının 0,075 katı olarak tanımlanır. Eğer katılaşma/soğuma hızı yüksek basınçlı döküm yönteminde olduğu gibi çok yüksek ise kritik Fe içeriği pek önemli değildir. Ancak gravite döküm ve kum döküm yöntemleri gibi katılaşma/soğuma hızının yavaş olduğu durumlarda kritik Fe seviyesi döküm problemlerine neden olur (Association, 1984).

Çinko (Zn); ağır metal olarak tanımlanmaktadır ve alaşımın kütle yoğunluğunu artırmaktadır. Isıl işlemleri uygulamaya elverişli ve doğal yaşlandırılan Mg ve Cu

içerikli alaşımlara Zn ilavesi alaşımlarda mukavemet ve sünekliği artırmaktadır. (Apelian, 2009).

2.2 Alüminyum Alaşımlarının Gruplandırılması

Alüminyum alaşımları, dövme ve döküm alaşımları olmak üzere iki gruba ayrılır. Alüminyum döküm alaşımlarının Alüminyum Birliği tarafından yapılan sınıflandırılması Tablo 2.1’de gösterilmektedir.

Bu sınıflandırmaya göre, ilk rakam alaşım grubunu belirtir ve ana alaşım elementini göstermektedir. İkinci ve üçüncü rakamlar ise özel alaşımları tanımlamak için kullanılmakta ya da “1xx.x” serisi için saflığı ifade etmektedir. Her alaşım numarasında ondalıktan sonraki basamak ürün formunu göstermektedir. Ondalıktan sonraki sıfır (0), döküm parçanın kendisini; ondalıktan sonraki bir (1) XXX.0 ürününü elde etmek için kullanılan ingotun kimyasal limitlerini belirtmektedir. Ondalıktan sonraki (2) yine aynı şekilde XXX.0 ürününü elde etmek için kullanılan ingotu belirtmektedir, fakat XXX.1 serisinden farklı olarak daha spesifik kimyasal limitlere sahip olduğunu belirtmektedir. Genellikle XXX.1 ikincil alüminyumun kimyasal limitlerini gösterirken, XXX.2 birincil alüminyumun kimyasal limitlerini ifade etmektedir. Örneğin; 380.0 alaşımı, 380.1 ikincil ingot alaşımı ile birlikte kalıba döküm metoduyla üretildiğini ve 356.0 alaşımının sıkıştırılmalı döküm yöntemiyle 356.2 ingotundan üretildiğini ifade edebiliriz (Apelian, 2009).

Alüminyum döküm alaşımları aşağıda belirtilen özelliklerinden dolayı metal endüstrisinde oldukça yaygın kullanıma sahiptir. Bu alaşımlar;

- İnce kesitlerin dolumunda iyi akışkanlık göstermesi,
- Birçok metale göre daha düşük ergime noktasına sahip olması,
- Ergimiş alüminyumdan kalıba hızlı ısı transferini sağlayarak daha az sürede döküm çevrimini sağlaması,
- Kimyasal kararlılığı nedeniyle tercih edilmektedir.

Tablo 2.1 Alüminyum döküm alaşımlarının sınıflandırılması

Seri Numarası	Alaşım Tipi
1XX.X	99.0% Al
2XX.X	Al + Cu
3XX.X	Al + Si + Mg, Al + Si + Cu, Al + Si + Mg + Cu
4XX.X	Al + Si
5XX.X	Al + Mg
7XX.X	Al + Zn
8XX.X	Al + Sn

2.2.1 Alüminyum- Bakır Alaşımları

Bu alaşım grubunun dökülebilirlik özelliği zayıf olduğu için dikkatli yolluk tasarımı ve daha geniş besleyici gerektirmektedir. Birçok Al-Cu alaşımı kum döküm yöntemiyle üretilmektedir. Fakat gravite döküm yönteminin kullanıldığı proseslerde akışkanlığın artması için mutlaka silisyum ilavesi yapılmalıdır. Silindir kapak, silindir blok ve piston uygulamalarında %9-11 Cu içeren Al-Cu alaşımları yüksek sıcaklık mukavemeti ve aşınma direnci nedeniyle tercih edilmektedir (Kaufman ve Rooy, 2004)

Bakır oranı %4-5 Cu olan Si ve Mg elementlerini içeren alaşımlar ısıtıl işlem sonrası yüksek mekanik özelliklere ve sünekliğe sahip olmaktadır. Az miktarda Mn ilavesi ile birlikte alaşım içindeki demirin mekanik özelliklere olumsuz etkisini silisyum ile birlikte bileşik oluşturarak (MnFeSi) azaltmaktadır.

2.2.2 Alüminyum- Silisyum Alaşımları

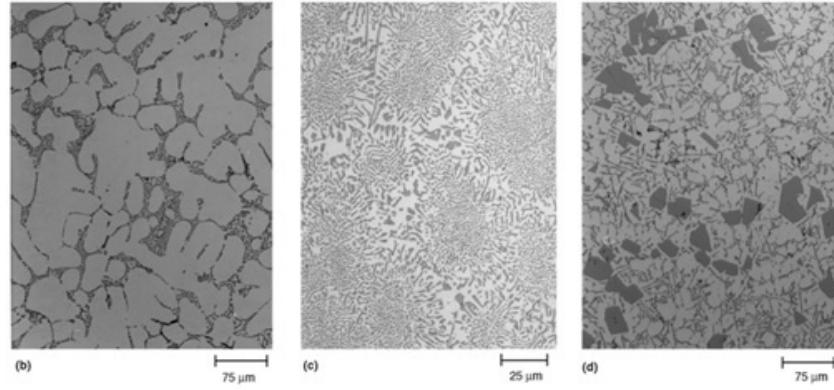
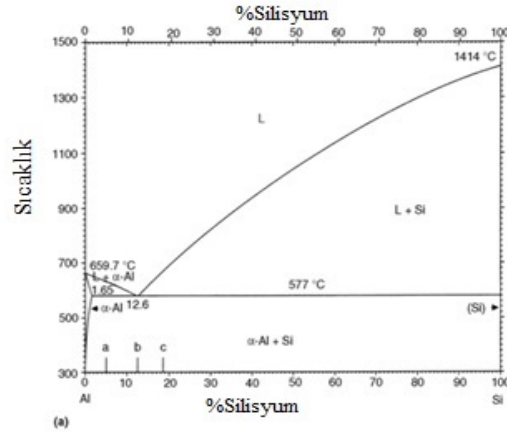
İyi dökülebilirlik ve iyi korozyon direncinin gerektirdiği uygulamalarda Cu içermeyen alaşımlar tercih edilmektedir. Yüksek mukavemet ve sertlik gerektiren uygulamalarda Mg ilave edilir ve alaşım ısıtıl işlem sonrası yüksek mekanik

özelliklere sahip olur. Aynı zamanda bu alaşımların mukavemeti ve sünekliği modifikasyon işlemi ile artmaktadır.

Şekil 2.4'te Al-Si denge diyagramı ve ötektik altı, ötektik ve ötektik üstü mikro yapılara örnek görüntüler verilmiştir. Bilindiği gibi, % 12'den az Si içeren alaşımlar ötektik altı; % 12 Si içeren alaşımlar ötektik; % 12'den yüksek Si içeren alaşımlar ise ötektik üstü alaşımlar olarak tanımlanmaktadır (Warmuzek, 2004).

2.2.3 Alüminyum- Magnezyum Alaşımları

Gemicilik ve marina işletmelerinde yüksek korozyon direncinin gerektiği uygulamalarda oldukça avantaj sağlamaktadır. Kaynak yapmaya elverişli olduklarından dolayı mimari, inşaat ve dekoratif uygulamalarda tercih edilmektedir. Al-Si alaşımları ile kıyaslandığında döküm prosesi sırasında daha fazla soğutma ve geniş besleyicilere ihtiyaç duyulmaktadır. Ergimiş Al-Mg sıvıları oksitlenmeye yatkın olduğundan ergitme ve döküm pratiklerinde oldukça dikkatli olmak gerekmektedir. Zayıf dökülebilirlik özelliği ve magnezyumun oksitlenmeye yatkın olması üretimde zorluklar oluşturmakta ve maliyeti artırmaktadır (Murray, 1982).



Şekil 2.4 a) Al-Si denge diyagramı b) ötektik altı alaşımların mikroyapısı c) ötektik alaşımların mikroyapısı d) ötektik üstü alaşımların mikroyapısı (Warmuzek, 2004)

2.2.4 Alüminyum- Kalay Alaşımları

%6 Sn içeren Al alaşımları rulman üretiminde kullanılır. Üretim metodu olarak kum ve gravite döküm tercih edilir (Kearney ve Rooy, 1992a). Özellikle rulmanlarda bu alaşıma bakır da eklenmesi, alaşımların ısı işleme görebilir ve çökelmeyle sertleşebilir hale gelmesini sağlamaktadır. Aynı zamanda alaşıma düşük miktarlarda bizmut, kurşun ya da kadmiyum eklenmesi, malzemenin kolay işlenebilir bir hale gelmesine yardımcı olmaktadır.

2.2.5 Alüminyum-Bakır-Silisyum Alaşımları

En çok kullanılan döküm alaşımlarıdır. Bakır mukavemeti artırırken silisyum dökülebilirliği iyileştirmektedir. Bu özellikleriyle gravite döküm ve yüksek basınçlı döküm uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır. %3-4 Cu ve Mg içeren

alaşımlara ısıtıl işlem uygulanmaktadır. Yüksek silisyum (>%10) içeren alaşımlar düşük termal çekme özellikleri ile bazı yüksek sıcaklık uygulamalarında tercih edilmektedir. %12-13 Si içeren alaşımlar mükemmel aşınma direnci göstermektedir. Motor blok ve piston üretimlerinde genellikle bu alaşımlar tercih edilmektedir.

2.2.6 Alüminyum-Çinko-Magnezyum Alaşımları

Döküm sonrası 20-30 gün boyunca doğal yaşlandırmaya tabi tutulduklarında yüksek mukavemet değerlerine sahip olmaktadır. Suni yaşlandırma işlemi ile mukavimleştirme işlemi hızlandırılabilir. Al-Cu ve Al-Si-Mg alaşımlarında yüksek sıcaklıkta uygulanan çözeltiye alma ve oda sıcaklığında su verme prosesleri birçok Al-Zn-Mg alaşımları için gerekli değildir.

2.3 Alüminyum ve Alaşımlarının Otomotiv Sektöründeki Önemi

Yabancı otomotiv ve metalurji şirketleri, iki yüz yılı aşkın bir süredir hükümetlerinin desteği ile alüminyum alaşımlarının otomobil yapısına dahil edilmesine çalışmaktadır. Uluslararası Otomobil Birliği (IAA), bu çalışmaların sonuçlarını 1981 Frankfurt Sergisi'nde sunmuştur (Anonim, 1997; Matthews, 1997). Bir dizi prototip çalışmaları sonucu geliştirilen Al-Si-Mg sistemine ait döküm alaşımlarının motor bileşenlerinden silindir kapak ve motor blokları (dizel dahil olanlar), şanzımanlar, süspansiyon parçaları ve jantlar çeşitli şirketler (Unicar HAG, Porsche 960, Porsche 928, VW, Audi, Daimler-Benz, Niesman Motor Homes, VAW Leichtmetall GmbH, Volvo, Motor Panoları Coventry Ltd, Cleff, Alcoa, Magirus) tarafından sergide tanılmıştır. 1990'da alüminyum üreticiler otomotiv pazarındaki çelik döküm şirketleri ile aktif olarak rekabet etmeye başlamıştır (Matthews, 1997).

1995 yılında Kuzey Amerika'nın otomotiv endüstrisindeki alüminyum tüketimi 1313 bin tona ulaşmış, bu durum 1993'deki üretim seviyesini %15'in üzerine çıkarmıştır. Ortalama olarak, bir otomobil başına alüminyum parça miktarı 1995'de 90 kg'dan 1997'de 113-136 kg'a; Avrupa'da aynı dönemde 60 kg'dan 72,5 kg'a artış göstermiştir. (Sherman, 2000; Tymkiw, 1997). 1994 yılında Avrupa'daki otomotiv

endüstrisi, 65 bin parçayı haddeleme yöntemiyle üretirken basınçlı döküm metodu ile 1 milyon ton sıvı metal kullanılmıştır ve bu da Avrupa'daki toplam alüminyumun %18'ine karşılık gelmektedir. 2005 yılında otomotiv endüstrisinde alüminyum tüketimi 2 milyon tona ulaşmış ve her arabada 130-150 kg alüminyum alaşım parçası kullanılmıştır (Sotome, 1998). 1995 yılında bir arabadaki alüminyum kütle fraksiyonu yaklaşık %6 olarak hesaplanmış ve alüminyum parçalar motor bileşenlerindeki çelik parçaların yerini almaya başlamıştır. Bununla birlikte, otomobil gövdelerinde alüminyum alaşımlı levha ve pres yarı ürünlerin kullanılması ile ağırlıkta yaklaşık %45 kazanç sağlanmıştır. Büyük ölçekli üretimlerde alüminyum ve alaşımlarının kullanımı maliyet açısından avantaj sağlamıştır.

Otomotiv şirketleri de uçak ve uzay endüstrileri tarafından oldukça başarılı bir şekilde kullanılan, modüler tasarım ilkesine dönmüştür. En büyük alüminyum üreticisi olan Alcoa (ABD), Audi otomobillerinin gövde yapılarını imal etmek için Avrupa'da bir tesis kurmuştur (Lothar, 1994). Metalurji fabrikalarında, üretim optimizasyonları ve üretim hatlarının yeniden düzenlemesi ve bununla birlikte alüminyum alaşımlarının tekrar kullanılabilirliği ek maliyetlerinin minimize edilmesine olanak sağlayarak ilave kazanç elde etmeyi mümkün kılmıştır (Furrer ve Bloeck, 1997).

1993 yılında Audi, alüminyum gövde ile yeni bir otomobil üretmiştir. Bu otomobilin gövde panelleri ve gövde tabanı da alüminyumdan üretilmiştir (Reiter, 1994). Fransız (Pechiney Renabu), Amerikan (Raizer) ve Japon (Furukana) şirketler, Audi A8 modelinin üretiminden sonra tamamen alüminyum gövde üretimine yönelmişlerdir (Gehmecker, 1994).

1997 yılında Audi, 100 km'de 3 litrelik bir yakıt ekonomisi ile Audi A12 modelini sunarak otomobil mühendisliğinde yeni bir gelişmeye imza atmıştır (Trindyuk, 1998). 2000 yılında şirket tamamen alüminyum gövde Audi A2 model otomobil üretmeye başlamıştır. Arabanın benzinli ve turbo dizel iki adet 1,4 litrelik 75 beygir gücü motoru bulunmaktadır. Yine 2000 yılında General Motors, GM Precept konsept, 100

km'de 2,6 litre tüketen bir hibrid motora sahip, alüminyum alaşımdan üretilmiş otomobili tanıtmıştır (Fridlyander ve diğerleri., 2002).

1970'lerin ortalarından bu yana öncü olan Nissan, gelişmiş bir FEV aracı (Future Electric Vehicle) üretmiştir. Çelik yerine alüminyum alaşımdan üretilen bu elektromobil gövdesi, 200 kg'lık hızlı şarjlı nikel-kadmiyum akümülatör bataryası dahil olmak üzere tam donanımlı ve yakıtlı bir otomobilin ağırlığını 900 kg'a düşürmüştür (Adamchuk ve Burenyuk, 1998). Çelik parçalar yerine alüminyum parçaların kullanılması, aracın toplam ağırlığını %20-25 azaltmıştır (Cornille, 1993).

2.4 Döküm Yöntemleri

Alüminyum döküm alaşımları yüksek basınçlı döküm, alçak basınçlı döküm, gravite döküm, vakumlu döküm, santrifüj döküm, kum kalıba döküm, kayıp köpük döküm ve hassas döküm olmak üzere çeşitli yöntemler ile üretilmektedir. (Kearney ve Rooy, 1992b). Metal kalıba döküm prosesi ise üç farklı döküm yöntemiyle gerçekleşir. Bunlar; kalıcı kalıba döküm veya gravite döküm, alçak basınçlı döküm ve yüksek basınçlı döküm yöntemleridir. Bu üç proses arasındaki temel fark ergimiş metalin kalıba dolumu sırasındaki basınç değerleridir. Gravite döküm prosesinde, ergimiş metal kalıba yerçekimi etkisiyle dolmaktadır ve sıvı metal atmosfer basıncı altında katılaşmaktadır. Alçak basınç prosesinde sıvı metal kalıba 0,1 MPa altındaki basınç değerleri ile dolmaktadır. Yüksek basınçlı dökümde ise 7 MPa üstünde hidrolik basınç ile ergimiş metal kalıba dolmaktadır (Campbell, 2015).

Metal kalıba döküm yöntemi genellikle düşük ergime sıcaklığına sahip metallerin (Zn, Pb vb.) ve hafif metal alaşımlarının (Mg, Al vb) dökümünde kullanılmaktadır. Metal kalıba döküm yönteminin avantajları yüksek üretim hızları, parça maliyetinin düşük olması ve son ürün için yapılacak işleme proseslerinin minimize edilmesi olarak belirtilebilir. Tablo 2.2'de farklı döküm yöntemlerinin karşılaştırılması verilmektedir (Butler ve diğerleri., 2014).

Tablo 2.2 Farklı döküm proseslerinin karşılaştırılması (Butler ve diğerleri., 2014)

Özellik	Kum Döküm	Hassas Döküm	Gravite Döküm	Alçak Basınçlı Döküm	Yüksek Basınçlı Döküm
Çevrim Süresi	2	1	3	3	4
Yatırım Maliyeti	4	2	3	2	1
Prototip/Tasarım değişikliği için gerekli süre	4	2	1	1	1
Proses verimliliği	1	1	2	4	3
Otomasyon seviyesi	2-3	1	3	4	4
Isıl İşlem	4	4	4	4	1
Kaynak yapılabirlik	2-3	3		3	1
Yüzey Kalitesi	1	2	3	4	4

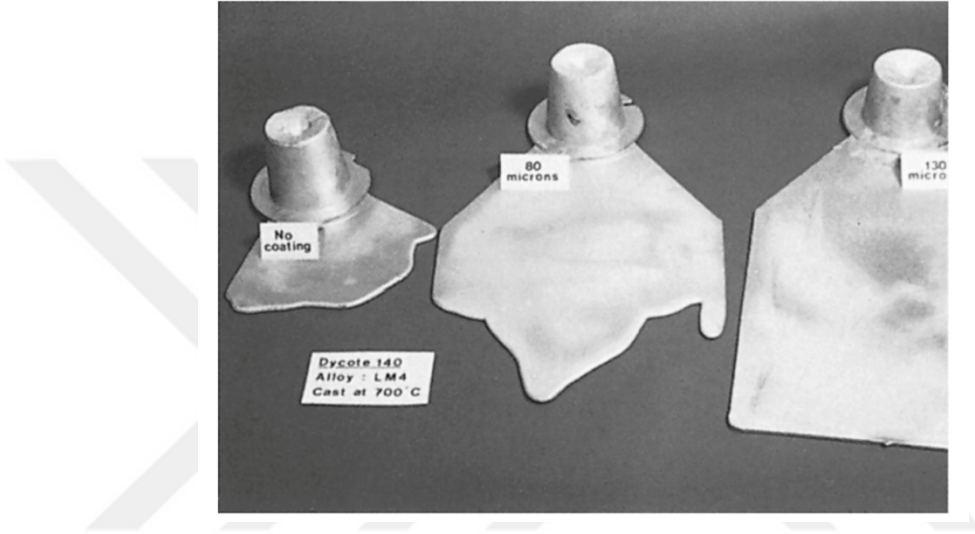
4: Mükemmel 3: İyi 2: Makul 1: Kötü

2.4.1 Gravite Döküm Yöntemi

Bu yöntemde, ergimiş metal yerçekimi etkisiyle refrakter kaplı bir kalıba dökülmektedir. Bu teknik kalıcı kalıba döküm olarak da bilinmektedir. Döküm kalıpları, ince taneli perlitik dökme demir veya düşük alaşımlı çelikten üretilmiştir. Kalıp içinde yer alan basit söküp takılabilir maçalar yüksek alaşımlı çeliklerden üretilmiştir. Karmaşık ürünlere şeklini vermek amacıyla reçine bağlı kum maçalar da kullanılmaktadır.

Gravite döküm prosesi, üretim adedinin yüksek olduğu parçalarda kullanılır. Manifoldlar, silindir kapaklar, yağ pompaları vb. gibi ürünler bu yöntem ile üretilir. Döküm parçası ağırlığı 1 kg ile 50 kg arasında değişmektedir. Ergimiş alüminyumun

döküm kalıbına yapışmasını engellemek ve aynı zamanda metal ısısının kontrollü bir şekilde transferini sağlamak amacıyla kalıplar refrakter boya ile kaplanır. Bu işleme poteyaj denir. Poteyaj işlemi 120°C-200°C çalışma sıcaklığında kalıba uygulanır ve bu işlemden sonra kalıp tekrar ısıtılır. Poteyaj işlemi kalıp yüzeyini korur, kalıptan döküm parçasını çıkarmayı kolaylaştırır ve metal ile kalıp arasında kontrollü ısı akışını sağlar. Şekil 2.5'te poteyaj kalınlığının sıvı alüminyumun metal kalıp içindeki akışkanlığı etkisi gösterilmektedir.



Şekil 2.5 Poteyaj kalınlığının metal akışkanlığına etkisi (Brown, 1999)

Döküm kalıbının filtre ve vakum sistemleri, döküm parçasının kalitesi ve verimli bir üretim için oldukça önemlidir. Filtre ve vakum sistemleri döküm işlemi sırasında metal ve maça gazının kalıptan atılmasını sağlamalıdır ve gaz çıkışları için yeterli ölçüde ve sayıda olmalıdır. Şekil 2.6'de çelik maçada yer alan vakumun maça başı bölgesine etkisi görülmektedir. Maça başları kum kalma, reçine ve metal kalma problemlerinin en sık yaşandığı bölgelerdir ve uygun vakum sistemi bu hataları minimize ederek, verimliliği artırmaktadır.



Şekil 2.6 (a) Çelik maçaaya vakum ilavesi ve (b) Maça başı bölgesindeki etkisi (Kişisel arşiv, 2015)

Gravite döküm yöntemi statik ve devirmeli döküm sistemi olmak üzere ikiye ayrılmaktadır. Statik döküm sistemi oldukça geleneksel bir yöntemdir ve ergimiş metal doğrudan kalıp boşluğuna dolar. Bu sistemde kalıp ve döküm hattı yatay pozisyonundadır (Şekil 2.7a). Devirmeli döküm sisteminde ise kalıp döküm kepçesi ile temas etmeden önce dikey pozisyona gelir ve döküm kepçesi kalıba yerleştikten sonra yatay pozisyona doğru hareket ederek sıvı metalin kalıp içerisine dolmasını sağlar (Şekil 2.7b).



Şekil 2.7 (a) Statik döküm hattı (b) Devirmeli döküm hattı (Kişisel arşiv, 2015)

Gravite dökümün avantajları;

- Yüksek üretim verimliliği ve döküm kalitesi,
- Üretim hatlarına tam mekanize robotların adapte edilmesi,
- İnce et kalınlıklı parçaların üretimi,
- Gelişmiş mekanik özelliklere sahip ürün eldesi şeklinde belirtilebilir.

Gravite döküm yönteminin parametreleri özellikle katılaşma ve mekanik özellikler olmak üzere döküm kalitesini etkilemektedir. Yeni alaşımlar üzerine yapılan çalışmalar, mevcut alaşımların optimizasyonu, katılaşma prosesi, mekanik özellikler üzerinde yapılan bazı literatür çalışmaları ve elde edilen sonuçlar şu şekildedir özetlenmektedir;

- 1- Alaşım içinde çözünmüş Cu'nun alüminyum alaşımlarının mukavemet ve süneklik değerlerinde büyük artış sağladığı görülmüştür (Mondolfo, 1976).
- 2- Magnezyumun diğer elementlerle reaksiyona girmeye çok yatkın olduğu ve sonucunda inklüzyon ve intermetalik yapılar oluşturarak, alaşımların akışkanlığı ve mekanik özelliklerine etki ettiği açıklanmıştır (Gruzleski ve Closset, 1990).
- 3- Alaşım içinde Fe varlığının zararlı olduğu ve olabildiğince düşük seviyede tutulması gerektiği açıklanmıştır (Backerud ve diğerleri., 1990).
- 4- Mn'nin yüksek sıcaklık özelliklerini, yorulma direncini artırdığı ve katılaşma çekintisini azalttığı; Ni'nin Al-Si alaşımlarında oda sıcaklığı ve belirli sıcaklıklarda alaşımın mukavemeti ve sünekliği artırdığı; Zn'un yüksek sıcaklık mukavemetini azalttığını ve bununla birlikte sıcak yırtılma hatasını artırdığını fakat işlenebilirliği iyileştirdiği ve Pb'un, Al-Mg alaşımlarında mukavemet ve korozyon direncinde hiçbir kayıp olmadan işlenebilirliği iyileştirdiği açıklanmıştır (Iyer ve Sadhu, 2000).
- 5- Alaşım kompozisyonu, gaz alma prosesi ve döküm sıcaklığının Al-Si-Mg alaşımlarının akışkanlığına etki ettiği açıklanmıştır (Tiwari, 1998).
- 6- Cr, Al-Si alaşımlarının oda sıcaklığı ve belirli sıcaklıklarda mukavemetini artırırken sünekliğini azalttığı açıklanmıştır.

- 7- Döküm proseslerinin mekanik özellikler üzerinde etkisi olduğu açıklamıştır. Elastisite, sertlik, kopma, akma, darbe ve yorulma mukavemeti tamamen et kalınlığına bağlı olduğu belirtilmiştir (Babington ve Kleppinger, 1951).
- 8- Al-Si alaşımlarında katılaşmanın, sıvı metalin termal iletkenliğine bağlı olduğu açıklanmıştır (Mazumdar ve diğerleri., 1990).
- 9- Gravite döküm metodunda döküm sıcaklığı, kalıp sıcaklığı ve alaşımın termal iletkenliğin metal akış hızını etkilediği bulunmuştur (Venik, 1961).

Gravite Döküm, yüksek özellikli otomotiv parçaların üretiminde kullanılan standart prosesler yöntemlerinden biridir. Büyük miktardaki üretimler için hassas ve öncü bir teknolojidir. Gravite döküm yöntemiyle üretilen en önemli ürün silindir kapaklardır ve silindir kapak alaşım seçimi oldukça önemlidir (Gesing ve Wolanski, 2001a).

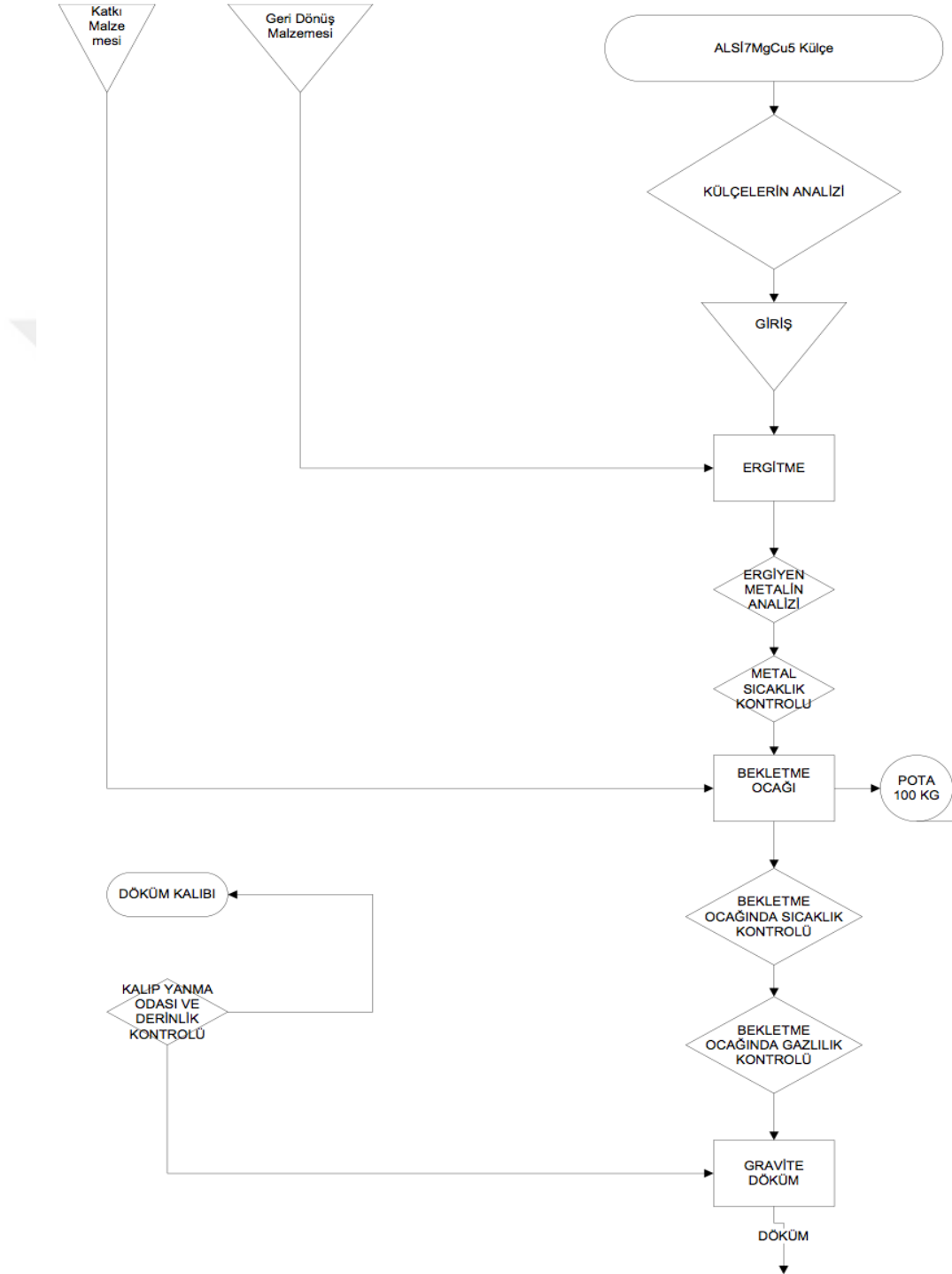
2.4.2 Silindir Kapak Dökümü

Silindir kapak, içten yanmalı motorların en önemli bileşenlerinden biridir. Silindir kapakların temel işlevi, kapak contasının silindirlerini kapatarak motorun çalışması için yeterli basıncı oluşturmaktır. Silindir kapaklar, kendisine etki eden gaz kuvvetlerini eşit bir şekilde dağıtmak için oldukça güçlü ve rijit olmak zorundadır. Silindir kapak içinde yanma gazı, soğutma sıvısı ve motor yağı farklı üç kanal içinde dolaşmaktadır. Bu kanallar oldukça karmaşık bir geometriye sahip olduğundan silindir kapaklar genellikle gravite ve alçak basınç yöntemiyle üretilmektedir (T. A. A. Manual, 2002).

Günümüzde yüksek özellikli yeni motorların üretilmesi, motor bileşeni üreticilerinin yeni zorluklarla karşılaşmasına yol açmıştır. Motor bileşenlerinden biri olan silindir kapak, en önemli otomotiv uygulamalarından biridir. Mevcut üretim prosesleri ile üretilen silindir kapaklar daha yüksek sıcaklık ve yüklerde çalışmaya dayanıklı olmak zorundadır (Y Birol ve Ebrinc, 2008).

2.4.3 Silindir Kapak Dökümü İş Akış Şeması

Cevher Döküm Sanayii silindir kapak dökümü iş akış şeması Şekil 2.8’de gösterilmektedir.



Şekil 2.8 Silindir Kapak İş Akış Şeması

2.5 Isıl İşlem

Alüminyum alaşımlarından beklenen mekanik ve fiziksel özellikleri elde etmek için uygulanan ısıt işlemler pratikleri en önemli proseslerden biridir. Maksimum mukavemete ulaşmak amacıyla, uygun alaşım kompozisyonu için çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma gibi bir dizi işlemi içeren gerekli pratik ısıt işlem olarak tanımlanır. Her durumda, aşağıdaki hedeflerden bir veya birkaçı ısıt işlem seçimi için temel oluşturmaktadır;

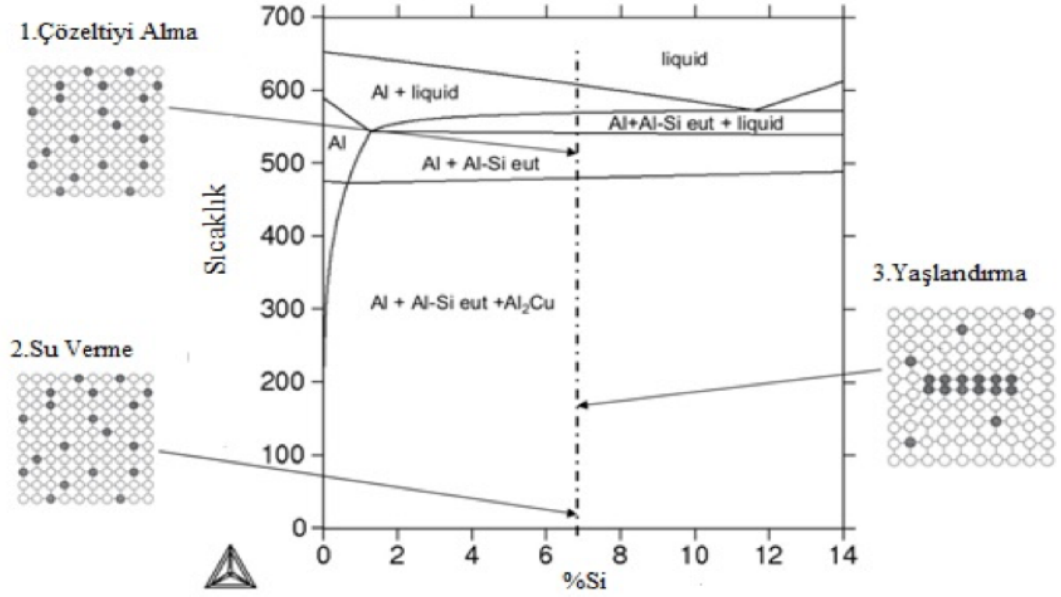
- İşlenebilirliği geliştirmek için sertliğin artırılması,
- Mukavemeti artırmak,
- Mekanik ve fiziksel özellikleri stabilize etmek,
- Boyutsal kararlılığın sağlanması,
- Döküm, su verme, işleme, kaynak ve diğer işlemler sonrası parçada oluşan gerilimi gidermek.

Bu hedeflerin başarısı için, parçalara tavlama, çözeltiye alma, su verme, çökelti sertleştirme, aşırı yaşlandırma veya bu işlemlerin kombinasyonu uygulanır. Rulman gibi basit şekilli uygulamalarda ısıt işlem ayrıca plastik deformasyon pratiği de içermektedir (Joseph R Davis, 1993).

2.5.1 T6 Isıl İşlemi

T6 ısıt işlemi aşağıdaki adımları içerir ve Şekil 2.9'da bu adımlar gösterilmektedir;

- 1) Çözeltiye alma işlemi;
- 2) Su verme işlemi; çözünen atomlar ve boşluklarda aşırı doymuş katı çözelti elde etme amacıyla yapılır.
- 3) Yaşlandırma işlemi; aşırı doymuş katı çözeltinin çözünmesi ve uniform şekilde yapıda dağıtma amacıyla yapılır (Crowell ve Shivkumar, 1995; A. Dons ve diğerleri., 2000)



Şekil 2.9 T6 Isıl İşlem Prosesi (Sundman ve diğerleri., 1985)

2.5.1.1 Çözeltiyi Alma İşlemi

Çözeltiyi alma işlemi için gerekli süre, döküm mikroyapısına, yani boyutlararası metalik fazların dağılımı ve türüne ve Si parçacıklarının morfolojisine ve ayrıca kullanılan sıcaklık değerine bağlıdır. Yüksek bir çözeltiyi alma sıcaklığı, daha hızlı bir çözünme, homojenleştirme, küreselleştirme sağlar ve alaşım elementlerinin çözünürlüğü daha yüksektir ve bu da suni yaşlanmadan sonra daha yüksek bir akma mukavemetine neden olacaktır. Kullanılabilecek sıcaklık, ayrışmaya bağlı olarak çözünen elementler bakımından zengin olan son katılaşmış ergiyikten oluşan ön ergime fazları ile sınırlanır. Bölgesel ergime bozunmaya ve önemli ölçüde mekanik özelliklerin azalmasına neden olur.

Döküm Al-Si-Mg alaşımlarına 540-550°C'de çözeltiyi alma işlem sıcaklığı uygulanabilirken (Shivkumar Ricci ve diğerleri., 1990), Cu ihtiva eden alaşımlar, Cu içeren fazların bölgesel olarak ergimesinden dolayı daha düşük bir sıcaklıkta çözeltiyi alma işlemi uygulanmalıdır. Düşük Mg konsantrasyonlu bir A319 alaşımında Cu ihtiva eden fazlar 519°C'de ergimeye başlarken, 0.5% Mg içeren A319 alaşımında Q fazının varlığına bağlı olarak ergime 505°C'de başlar. Bölgesel

ergime olmadan kullanılabilen kesin sıcaklık katılaşma hızına ve çözelti alma sıcaklığı için uygulanan ısı derecesine bağlıdır (Samuel, 1998).

Cu içeren alaşımlarda, mukavemeti ve sünekliği arttırmak için iki aşamalı bir çözelti alma işlemi kullanılabilir. Alaşım, ilk olarak Cu bakımından zengin fazları çözmek için düşük sıcaklıkta çözeltiye alma işlemi uygulanır ve daha sonra homojenizasyon ve küreselleştirme hızını arttırmak için daha yüksek bir sıcaklıkta işleme tabi tutulur (Sokolowski ve diğerleri., 1995).

Bir çözelti alma işlemi sırasında tüm fazlar çözülmez. Çeşitli Mg içeriği ve yüksek Cu konsantrasyonuna (3.5-4.4%) sahip alaşımlar için 500°C'de çözeltiye alma işlemi uygulandığında Q fazının kararlı olduğu veya çok yavaş çözündüğü belirtilmiştir (Han ve diğerleri., 2008; Lasa ve Rodriguez-Ibabe, 2004). Mg konsantrasyonu düşük olduğunda (0.3-0.4%), π -Fe fazı katı çözültide β -Fe fazı ve Mg'a dönüşür. Mg konsantrasyonu yüksek olduğunda (0.6-0.7%) (Taylor ve diğerleri., 2000) dönüşüm gerçekleşmez veya tersine çevrilebilir.

2.5.1.2 Çözeltiye alma işlemi ve mikroyapı arasındaki ilişki

Çözünme ve homojenleştirme işleminin sonuçları, mikroyapının iriliğine (yani, difüzyon mesafesine), çözünen elementlerin türüne ve fazların kararlılığının kullanılan sıcaklık ve süresinin kombinasyonuna bağlıdır. Mikroyapı iriliğinin çözünme ve homojenizasyon için gerekli süreyi etkilediği bilinmektedir (Lasa ve Rodriguez-Ibabe, 2004; Rometsch ve diğerleri., 1999).

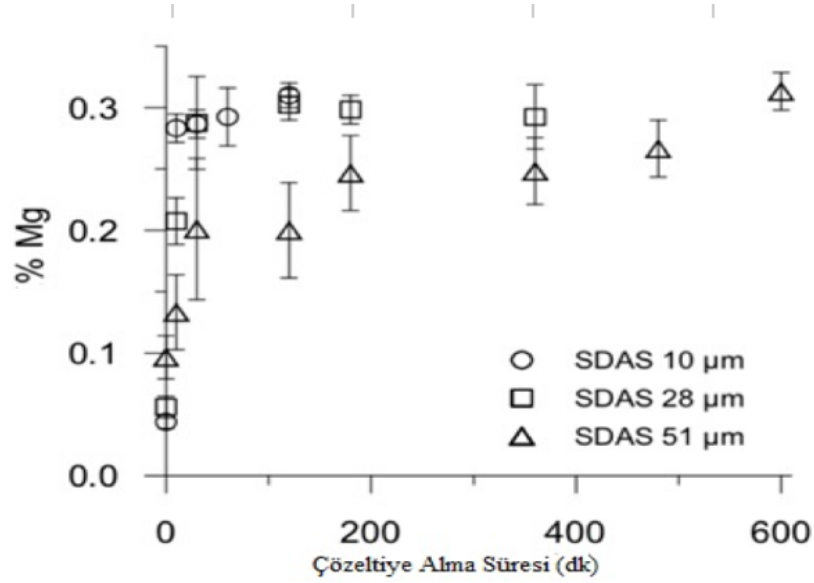
Çözünme ve homojenizasyon için gerekli olan süre, mikroyapının tane iriliğine bağlıdır. Cu içeren alaşımlarda ince tane yapılı mikroyapılarda tam çözünme ve homojenizasyon işlemi için 495°C sıcaklıkta 10-30 dakika süre yeterliyken, iri taneli mikroyapılar için 10 saatten fazla zaman gerekmektedir ve 10 saat sonra halen yapılarda çözünmemiş Al_2Cu parçacıkları yer alabilmektedir. %3-4 Cu ve SDAS 40-60 μm olan alaşımlar için çözeltiye alma işlemi için 490-505°C sıcaklık aralığında 8-12 saat süresinin gerektiği rapor edilmiştir (Z. Li ve diğerleri., 2003; G. Wang ve

diğerleri., 2003). Al-Si-Cu-Mg alaşımında katılaşma sırasında oluşan Q fazının 495°C'de kararlı olduğu gözlemlenmiştir.

Kararlı bir Q fazının varlığı, Cu konsantrasyonu üzerinde küçük bir etkiye sahipken, Mg konsantrasyonu üzerinde büyük bir etkiye sahiptir. Yüksek Cu konsantrasyonuna (%3.5-4.4) ve çeşitli Mg konsantrasyonlarına sahip olan alaşımlar için 500°C sıcaklıkta Q fazının kararlı veya yavaş olarak çözünmekte olduğu belirtilmiştir (Han ve diğerleri., 2008).

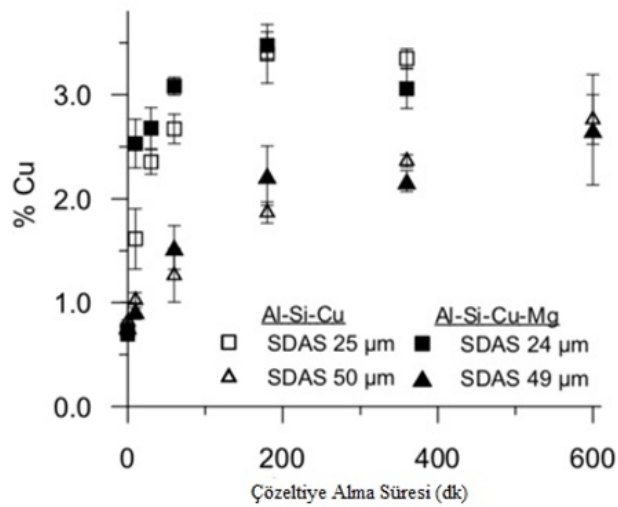
Al-Si-Mg alaşımının homojenleşmesi ve çözünme süreci, daha yüksek sıcaklıklarda Mg'nin daha hızlı yayınması nedeniyle Cu içeren alaşımlara göre daha hızlıdır. 530°C'de çözelti alma işlemi yapıldığında ve matristeki Mg konsantrasyonu hızla arttığında π -Fe fazı, β -Fe fazı ve Mg'ye dönüşmektedir (A. Dons ve diğerleri., 2000; Taylor ve diğerleri., 2000).

Çözeltiye alma işleminin ardından uygulanan suni yaşlandırma sırasında β'' (Mg₂Si) fazı oluştuğu için Al-Si-Mg ve Al-Si-Cu-Mg alaşımları için önemlidir. Çeşitli çözeltiye alma işlem sürelerinden sonra Al-Si-Mg alaşımı için dendrit kollarının merkezinde bulunan Mg konsantrasyonu şekil 2.10'da gösterilmiştir. Al-Si-Mg alaşımı için küresel difüzyon alanının yarıçapını hesaplamak için π -Fe fazları arasındaki mesafe kullanılmıştır. Katılaşmadan sonraki ilk Mg konsantrasyonu, kısa çözeltiye alma sürelerinde bir etkisi olan mikroyapının tüm tane irilikleri için aynı değildir. Dendrit kollarındaki homojenizasyonun hızlı seviyede olması ve π -Fe fazlarının çözünmesi ile Mg konsantrasyonunda devam eden artış ile bu fark hızlı bir şekilde ortaya çıkmaktadır.



Şekil 2.10 Çözeltiye alma işleminin bir fonksiyonu olarak Al-Si-Mg alaşımı için dendrit kollarının merkezi olan Mg konsantrasyonunun arttırılması

Çeşitli çözeltiye alma işlem sürelerinden sonra Al-Si-Cu ve Al-Si-Cu-Mg alaşımları için dendrit kollarının merkezinde Cu konsantrasyonundaki artış Şekil 2.11'de gösterilmiştir. Şekil 2.12'den görülebileceği gibi, 1 saate kadar olan çözeltiye alma işlem süresi boyunca Cu konsantrasyonu, Al-Si-Cu-Mg alaşımı için Al-Si-Cu alaşımına kıyasla biraz daha hızlı artmaktadır. α -Al fazı içinde Cu'nun daha hızlı bir şekilde yayınması, katı çözelti içinde Mg'nin mevcut olması gözardı edilerek Al-Si-Cu-Mg alaşımında için yalnızca kısa çözeltiye alma işlemi için gözlemlenmiştir.



Şekil 2.11 Çözeltiye alma işleminin bir fonksiyonu olarak Al-Si-Cu ve Al-Si-Cu-Mg alaşımları için dendrit kollarının merkezindeki konsantrasyon artışı

Fırın sıcaklığı ve ısıtma hızındaki deneysel değişiklikler gözlemlenen farklılıklara neden olmuş olabilir. Daha iri mikroyapılar (SDAS 25 μm ve 50 μm) için çözeltiye alma işlemi sırasında Cu içeren alaşımlarda $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ plakalarından Al_7FeCu_2 plakalarına dönüşüm gözlemlenmiştir (Cerri ve diğerleri., 2000; A. L. Dons, 2001). 495°C'de kararlı görünen daha ince mikroyapılarda (SDAS 10 μm ve 25 μm), AlCuFeSi fazı gözlemlenmiştir.

2.5.1.3 Su Verme İşlemi

Su verme işleminin amacı, yüksek çözelti işlem sıcaklığından oda sıcaklığına soğutulması süresince döküm parçadaki çökeltiyi tutmaktır. Su verme hızı yeterince yüksekse, katı çözelti ve boşluklarda yüksek bir konsantrasyonda çözünen madde kalır. Al-Si döküm alaşımlarında; Si, matristen ötektik Si parçacıklarına dağılabilir ve Mg_2Si fazları, ötektik Si parçacıkları veya matrisinde oluşabilir (Tiryakioğlu ve Shuey, 2007).

Su verme hızı, Al-Si döküm alaşımları için 450°C ile 200°C arasındaki sıcaklık aralığında aşırı doyma derecesi ve yüksek difüzyon hızından dolayı kritiktir. Yüksek sıcaklıklarda aşırı doymuşluk çok düşüktür ve düşük sıcaklıklarda difüzyon hızı çok yavaştır ve çökeltme kritiktir. 4°C/s, akma direncinin yavaşça arttığı sınırlayıcı bir su verme hızıdır (Rometscht ve Schaffer, 2000; Seifeddine ve diğerleri., 2007).

2.5.1.4 Yaşlandırma

Genel ve basitleştirilmiş bir çökelti sırası aşağıdaki gibi tanımlanabilir. Çözeltiye alma işleminden ve su verme işleminden sonra, matris, çözünen atomların ve boşlukların yüksek doymuşluğuna sahiptir. GP bölgelerinde gelişmeye başlayan ve aşırı doymuş matristen hızlı bir şekilde dönüşen Si ve Mg atomlarınca zenginleşmiş kümeler oluşur. GP bölgeleri çözündüğünde, GP bölgelerinden veya aşırı doymuş matristen yarı kararlı çökelti oluşur. Çökelti, aşırı doymuş katı çözeltiden çökeltilere atomların difüzyonuyla büyür. Birbirini takip her adımın uzunluğu, termal geçmişe, alaşım bileşimine ve suni yaşlandırma sıcaklığına bağlıdır.

Al-Si-Mg alaşımları ilk olarak Mg ve Si atomlarının ayrı kümelerini oluşturarak ayrılır ve daha sonra ortak kümeler oluşturarak gelişir (Edwards ve diğerleri., 1998). GP bölgeleri bu ortak kümelerden oluşmaya başlamakla beraber, en büyük mukavemet katkısına sahip faz olan uzatan ve β -Mg₅Si₆ fazına sahiptir. Aşırı yaşlanma ile bazı β'' fazları, çubuk şeklinde β' fazına dönüşürler. Çökelti oluşumu boyunca Mg:Si oranı artar (Maruyama ve diğerleri., 1997).

Al-Si-Cu-Mg alaşımları için çökelti oluşum sırası benzerdir, ancak Q" fazı ve θ' fazı da oluşabileceği için daha karmaşıktır. Cu, oluşan β'' fazının fraksiyonunu artırabilir, ancak aynı zamanda β'' fazına kıyasla daha düşük bir mukavemet katkısına sahip Q" fazını (Y. Li ve diğerleri., 2006; G. Wang ve diğerleri., 2007) da oluşturabilir. Bu nedenle Q" fazı yerine β'' fazı tercih edilir. Dövme alaşımlar için Q" fazının fraksiyonunun doğal yaşlanma ve suni yaşlanma zamanı ve sıcaklığı ile arttığı gösterilmiştir (X. Wang ve diğerleri., 2003; X. Wang ve diğerleri., 2006).

Al-Si-Cu alaşımlarındaki çökelti oluşumu, Si parçacıkları ile α -Al matrisi arasındaki termal genleşme farkından dolayı su verme süresince oluşan yüksek yer değiştirmelerden etkilenir. Dendritlerin merkezinde ince ve eşit dağılmış θ'' fazları oluşurken Si parçacıklarına yakın dislokasyonlarda iri θ' fazları oluşur. İri θ' fazlarının önemsiz bir mukavemet katkısı vardır ve Cu atomlarının kaybı olarak görülebilir ve bu da θ'' fazlarının oranını arttırabilir (Kang ve diğerleri., 1999).

Bu üç alaşım grubu, su verme veya doğal yaşlandırılmış koşullardaki akma mukavemeti ile suni yaşlandırmada şartlarındaki akma mukavemeti karşılaştırıldığında farklı yaşlandırma sertleştirme sonuçları göstermektedir. Yaşlandırma sertleştirme, oluşan çökellerin oranına, boyutuna, dağılımına ve tutarlılığına bağlıdır. Al-Si-Cu-Mg alaşımları ve Al-Si-Mg alaşımları genel olarak yüksek yaşlandırma sertleşmesine sahipken, Al-Si-Cu alaşımları yavaş yavaş ve düşük yaşlandırma sertleşmesine sahiptir.

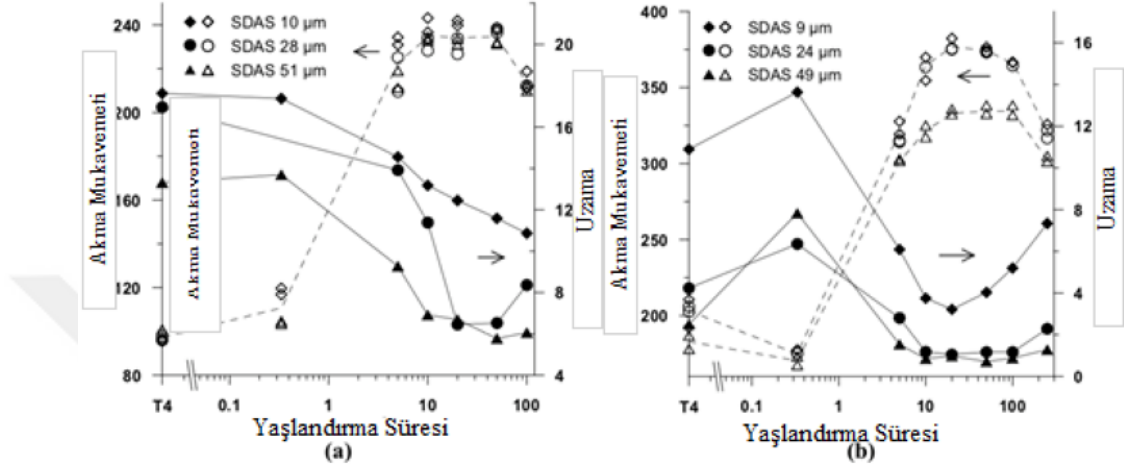
2.5.1.5 Yaşlandırma İşleminin Akma Mukavemeti ve Uzama Üzerindeki Etkisi

2.5.1.5.1 Akma Mukavemeti. AlSiMg alaşımlarının çökelme sertleşmesi, AlSiCu alaşımlarına göre yüksek ve hızlıdır. Yapıda Mg ve Cu beraber mevcut olduğunda en yüksek çökelme sertleştirilmesi elde edilir. Al-Si-Cu-Mg alaşımlarında β'' fazı veya Q" fazı oluşabilir veya bunların bir kombinasyonu olabilir (Y. Li ve diğerleri., 2006). Q" fazının uygulanan uzun yaşlandırma süreleri ile bağlantılı olarak akma mukavemetinin değerlerinde oldukça etkili olduğu açıklanmıştır (G. Wang ve diğerleri., 2007). Al-Si-Cu-Mg alaşımlarında en yüksek akma mukavemeti değerinin elde edildiği süre Al-Si-Mg alaşımına göre daha uzundur ve bu da Q" fazının varlığını belirtir. Q" fazının oluşumu suni yaşlanmadan önce doğal yaşlandırmanın bir sonucu olabilir (X. Wang ve diğerleri., 2006).

Çözeltiye alma işlem süresi, tam çözünme ve homojenizasyon elde etmek için yeterince uzun seçildiğinde, mikroyapının tane iriliğinin akma dayanımı üzerinde büyük bir etkisi olmadığı açıklanmıştır. 170°C'de yaşlandırılmış Al-Si-Mg alaşımı için en iri ve en ince mikroyapı arasındaki akma mukavemeti farkı 7 MPa'dır, Şekil 2.12(a). Cu içeren alaşımların en iri mikroyapıları için çözeltiye alma işlem süresi, katı çözeltide daha düşük bir Cu konsantrasyonuna ve suni yaşlanmadan sonra daha düşük bir akma mukavemetine neden olacak kadar uzun sürmemiştir, bakınız Şekil 2.12(b). SDAS 10 μ m ve SDAS 25 μ m numuneleri için en yüksek akma mukavemeti farkı, 170° C veya 210° C'de yaşlandırma sıcaklığı için 1-7 MPa olduğu görülmüştür.

2.5.1.5.2 Uzama. Akma dayanımı artışı, genelde boyun eğilimi gösteren bir malzeme için sünekliğin azalmasına neden olur (Cerri ve diğerleri., 2000). Al-Si-Mg alaşımının uzaması, yaşlandırma esnasında akma mukavemeti arttığında azalır. Bununla birlikte uzama, akma dayanımı platodan sonra akma direnci azalmaya başladığında doğrudan artmaz, ancak başlangıçtaki fazlalık sırasında düşük kalır, Şekil 2.12(a). 210°C'de 5 saat daha fazla aşırı yaşlandırma işleminde, uzama biraz yükselir. Tiryakioğlu ve arkadaşlarının yaptığı araştırmada, aşırı yaşlandırma işlemi ile elde edilen uzama değeri, yetersiz yaşlandırma işlemi ile elde edilen uzama değerine göre daha az olduğu açıklanmıştır (Tiryakioğlu ve diğerleri., 2004).

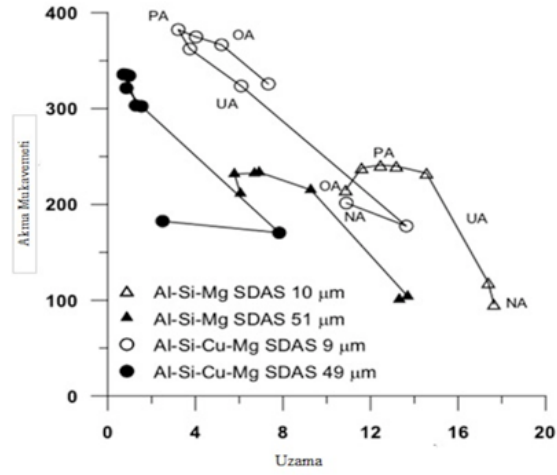
İnce taneli mikroyapıya sahip Al-Si-Cu-Mg alaşımlarının numuneleri, çekme testi esnasında boyun vermeden önce ilk olarak iri taneler plastik deformasyona başlar. Al-Si-Cu-Mg alaşımlarının ince taneli mikroyapıları için Şekil 2.13(b)'de gösterildiği üzere yaşlandırma işlemi ile birlikte uzama değerleri artarken akma mukavemetinde azalma meydana gelecektir.



Şekil 2.12 170 ° C'de yapay yaşlandırma esnasında akma mukavemeti ve uzamanın değişimi a) Al-Si-Mg ve b) Al-Si-Cu-Mg alaşımları için

Al-Si-Cu-Mg alaşımının iki iri taneli mikroyapısı 170°C'de 10 saat ila 100 saat arasındaki yaşlandırma süreleri için düşük bir uzama değerine, yaklaşık %1'dir. Yaşlandırma süreleri arttıkça akma mukavemetinde artış meydana gelmektedir.

Yaşlandırma işlemi uygulanmış Al-Si-Mg alaşımları ve Al-Si-Cu-Mg alaşımları mekanik açıdan karşılaştırıldığında Al-Si-Mg alaşımları daha iyi bir akma mukavemeti ve uzama değerlerine sahiptir, (Şekil 2.13). Al-Si-Mg alaşımları gerekli mukavemete ulaşabildikleri sürece, Al-Si-Cu-Mg alaşımlarının yerine tercih edilmektedir.



Şekil 2.13 Al-Si-Mg ve Al-Si-Cu-Mg alaşımları için akma mukavemeti ve uzama arasındaki ilişki

Tablo 2.3’ de ise gravite döküm üretiminde yaygın olarak kullanılan bazı alaşımların T6 ısıtma işlem parametreleri verilmiştir (Kearney ve Rooy, 1992b).

Tablo 2.3 Gravite Döküm Alaşımlarının T6 ısıtma işlem parametreleri

Alaşım	Çözeltiye Alma Sıcaklığı	Çözeltiye Alma Süresi	Yaşlandırma Sıcaklığı	Yaşlandırma Süresi
296	510	8	155	1-8
319	505	4-12	155	2-5
333	505	6-12	155	2-5
355	525	4-12	155	2-5
357	540	8	175	6
851	480	6	220	4

BÖLÜM ÜÇ

DENEYSEL ÇALIŞMA VE TASARIM

Bu tez çalışması kapsamında, Cevher Döküm Çiğli tesisinde büyük otomotiv firmalarının önemli uygulamalarında yer alan ve ısıtılma işlemi ile birlikte üstün mekanik özelliklere sahip AlSi7MgCu0.5 alaşımlı V8 silindir kapakların üretimi yapılarak, T6 ısıtılma işlemi uygulanmıştır.

3.1 Ergitme ve Döküm İşlemi

Döküm işlemi öncesi döküm kalıbı gaz beki yardımıyla sabit 180°C'de 2 saat süresince ısıtılmıştır. Daha sonra ise, kalıp içindeki sıvı metal akışkanlığında etkin rol oynayan ve aynı zamanda sıvı metal ve kalıp arasında termal bariyer görevi gören poteyaj işlemi yapılmıştır. Besleyici bölgelerine DYCOTE 36, yanma odası bölgesine silolin ve yolluk bölgelerine DYCOTE 34 ile birlikte kepçe boyası uygulanmıştır. Poteyaj işlemi sonrası döküm kalıbı (Şekil 3.1) 450°C'ye sabitlenerek 2 saat süresince ısıtılmıştır. Döküm işlemi öncesi ön ısıtılma yapılmasının amacı dökülen rejim parçaların sayısının en aza indirgenmesi açısından oldukça önem arz etmektedir.



Şekil 3.1 Poteyaj işlemi yapılmış döküm kalıbı (Kişisel arşiv, 2015)

AlSi7MgCu0.5 bazlı külçeler Şekil 3.2 de gösterilen STRIKO ergitme fırınında 770°C’de ergitilmiştir. Ergitme sonrası transfer potasına aktarılan sıvı alüminyum yüzeydeki oksitler bir kepçe yardımıyla temizlenmiştir. Sıvı metalin bekletme ocağına transferi öncesi pirometre ile sıcaklığı ölçülmüştür ve sonrasında bekletme ocağına transfer edilmiştir (Şekil 3.3 (a)).



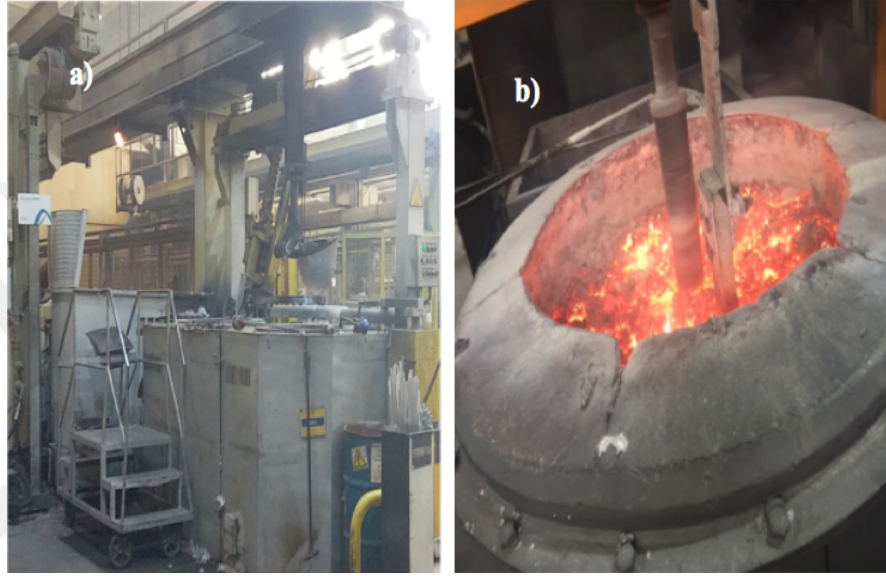
Şekil 3.2 Ergitme Fırını (Kişisel arşiv, 2015)

Sıvı alüminyumun akışkanlığı, besleme karakteristiği ve tane yapısını önemli derecede etkileyen prosesler tane inceltme ve modifikasyon işlemleridir. Dökümhane uygulamalarında AlTiB master alaşımları yaygın olarak kullanılmaktadır ve bu çalışmada AlTi₅B₁ tane inceltici olarak kullanılırken, modifikasyon işlemi için AlSr15 kullanılmıştır. Sıvı metale modifikasyon ve tane inceltici master alaşımların ilavesi sonrası homojen bir yapı elde etmek için 400 rpm hızındaki rotor ile karıştırma işlemi uygulanırken aynı zamanda sıvı metal içindeki oksit ve gazları gidermek amacıyla 15 lt/dk azot gazı geçirilmiştir. Şekil 3.3(b)’de gösterilen modifikasyon işlemi sonrası sıvı metal yüzeyinde oluşan cüruf temizlenmiştir ve

kimyasal kompozisyon uygunluğunu kontrol etmek amacıyla optik emisyon spektrometresi (OES) analizi yapılmıştır. OES analizi Tablo 3.1’de verilmiştir.

Tablo 3.1 AlSi7MgCu0.5 alaşımının kimyasal kompozisyonu

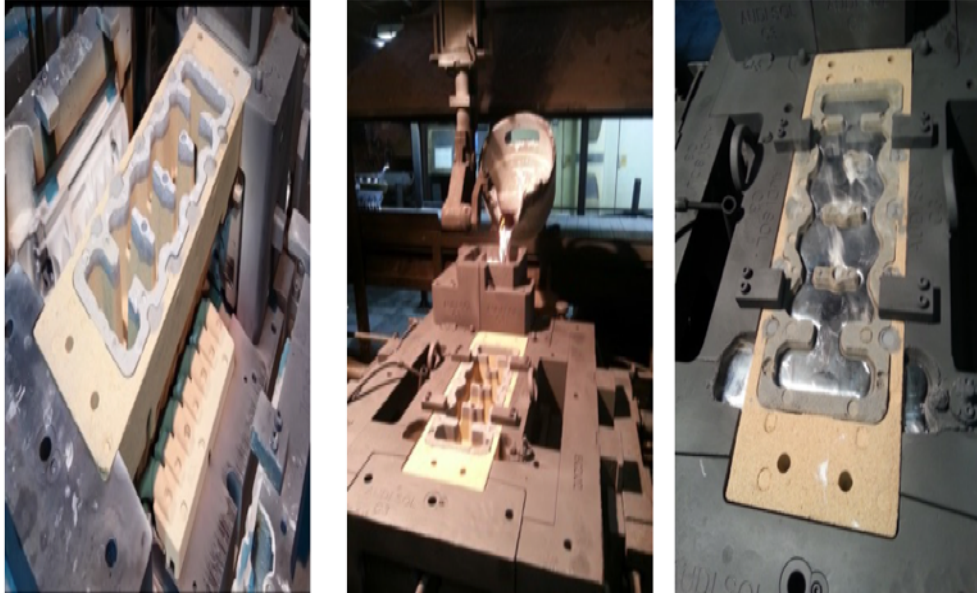
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Ni	Sr	Al
6.88	0.22	0.52	0.02	0.38	0.02	0.05	0.01	0.01	0.017	Kalan



Şekil 3.3 (a) Bekletme ocağı ve (b) modifikasyon işlemi (Kişisel arşiv, 2015)

Modifikasyon sonrası sıvı metal 10 dakika süresince bekletilmiştir. Bunun nedeni AlSr15 master alaşımı içinde geç çözünmesidir. AlSi6Cu4 alaşımında yapılan çalışmada bu gözlemlenmiştir (E Kilinc ve diğerleri., 2017). OES ve K-mold analizi uygunluğu sonrasında döküm kalıbına maçalar yerleştirilerek döküm işlemine başlanılmıştır.

V8 silindir kapaklar gravite döküm yöntemi ile 760°C döküm sıcaklığında dökülmüştür. 760°C’nin altında yapılan dökümlerde silindir kapakların yolluk tasarımına bağlı besleyici problemleri oluşmaktadır. Şekil 3.4’te sırasıyla maçanın yerleştirilmesi, döküm kepçesi ile sıvı metalin kalıba aktarımı ve katılaşma aşamaları yer almaktadır.



Şekil 3.4 V8 Silindir Kapak Döküm İşlemi (Kişisel arşiv, 2015)

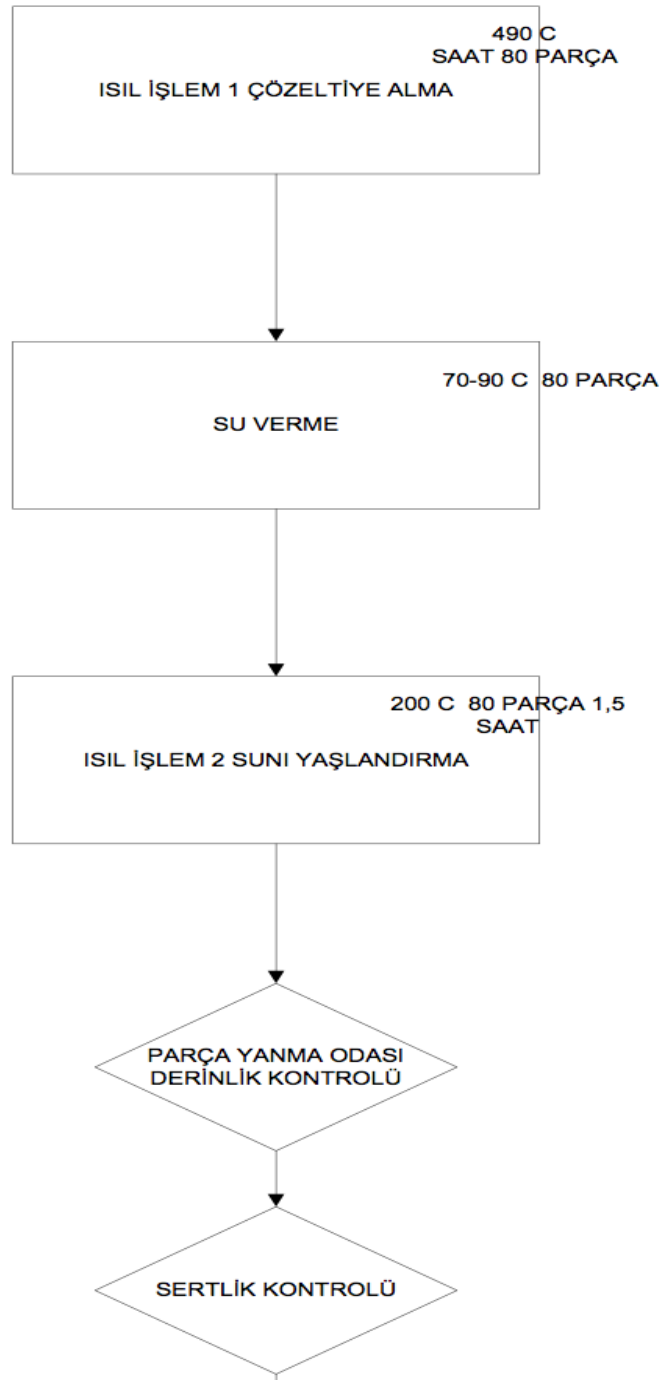
Yüksek sıcaklıktaki dökümlerin potansiyel riskleri bölgesel soğutma ve vakum uygulamaları ile giderilmiştir. V8 silindir kapaklarının güç oranı 100-110 kW/lt'dir. Her döküm parçası, besleyiciyi de içeren yaklaşık 36 kg ağırlığa ve işleme sonrası 22 kg ağırlığa sahiptir. İşleme sonrası silindir kapaklara bir dizi ısıl işlem uygulanmıştır.

3.2 AlSi7MgCu0.5 alaşımlı V8 Silindir Kapakların Isıl İşlemi

V8 silindir kapakların ısıl işlemi kuyu tipi fırınlarda yapılmıştır. Isıl işlem sepetine en altta 3, ortada 3 ve en üstte 3 adet olmak üzere 9 adet silindir kapak yerleştirilmiştir. Isıl işlem iş akış şeması Şekil 3.5'te verilmiştir. T6 ısıl işlemli silindir kapakların müşteri şartnamesi Tablo 3.2'de gösterilmiştir.

Tablo 3.2 T6 ısıl işlemli AlSi7MgCu0.5 alaşımlı silindir kapakların müşteri şartnamesi

Rp 0,2 (MPa)	Rm (MPa)	A5 (%)	Sertlik (HB)
> 230	> 280	> 1.5	> 90



Şekil 3.5 V8 Silindir Kapakların Isıl İşlem İş Akışı

T6 ısıtım işlemi prosedürünün adımları olan çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma işlemleri mekanik özellikler üzerinde önemli rol oynamaktadır. T6 ısıtım işlemi optimizasyonunun yanı sıra döküm parçanın dendritler arası mesafesi (SDAS) ve alaşımdaki bakır miktarının mekanik özellikler üzerindeki etkisi oldukça önemlidir.

3.2.1 Dendritler arası mesafenin ısıt işlem ve mikroyapı üzerindeki etkisi

Dendritler arası mesafe (SDAS) mekanik özelliklere doğrudan etki yapmakla beraber çözeltiye alma sıcaklığının optimizasyonunda rol oynayan kritik bir parametredir. Daha küçük SDAS, daha düşük çözeltiye alma sıcaklığına ve süreye olanak sağlamaktadır. 40 µm SDAS'a sahip bir A356 alaşımında Mg₂Si fazlarının çözünmesi için 540°C sıcaklıkta 15 dk çözeltiye alma süresi yeterli iken, 50 µm SDAS'a sahip alaşım için aynı sıcaklıkta 50 dk çözeltiye alma süresi gerekmektedir (Sjölander ve Seifeddine, 2010).

3.2.2 Bakırın ısıt işlem ve mikroyapı üzerindeki etkisi

Bakır mekanik özellikleri artırmadaki potansiyeli ile büyük ilgi görmektedir ve Cu katkılı AlSiMg alaşımlarında çözeltiye alma işleminin optimizasyonu üzerinde çalışmalar yapılmıştır (Sjölander ve Seifeddine, 2014). Tipik olarak 540-550°C arasında çözeltiye alma sıcaklığı uygulanan AlSiMg alaşımlarının aksine, AlSi7MgCu0.5 alaşımı, Cu ötektik fazlarının ergime riskini ortadan kaldırmak amacıyla AlSiMg alaşımına göre daha düşük sıcaklıklarda çözeltiye alma işlemi uygulanmaktadır. %0,5 Mg içeren A319 alaşımındaki Q-Al5Mg8Cu2Si6 fazının 505°C'de ergimeye başladığı açıklanmıştır (Samuel, 1998). Bununla birlikte farklı Mg düzeyleri ve yüksek Cu konsantrasyonlarına sahip çeşitli alaşımlardaki Q fazı, 500°C'deki çözeltiye alma işlem sıcaklıklarında çok yavaş çözünmektedir (Mohamed ve Samuel, 2012a). AlSiMgCu alaşımlarında 495°C'de çözünmemiş Q fazının bulunduğu açıklanmakla beraber, Al₂Cu fazları arasındaki mesafe çözeltiye alma işlem süresinin belirlenmesinde etkin rol oynamaktadır.

3.3 Deney Tasarımı

V8 silindir kapaklar optimum çözeltiye alma işlem prosesini belirlemek amacıyla bir dizi T6 ısıt işlem denemelerine tabi tutulmuştur. Optimum çözeltiye alma işlem parametresi (Grup 1 deneyleri) belirlenirken sertlik, diferansiyel taramalı kalorimetre testi, mikroyapı ve çekme testleri uygulanmıştır. Elde edilen sonuçlar karşılaştırılarak, optimum parametre belirlenmiş ve bir dizi yaşlandırma işlemi yapılmıştır. Yaşlandırma işlem parametreleri Bölüm 4.4'te ayrıntılı olarak verilecektir. Çözeltiye alma ve yaşlandırma işlemlerinin optimizasyonu (Grup 2

deneyleri) sırasıyla yapılarak elde edilen sonuçlara göre T6 ısıtım işlemi optimize edilmiştir.

3.3.1 Optimum Çözeltiye Alma İşlem Parametresinin Belirlenmesi

Standart T6 ısıtım işlemi, 490°C'de 5 saat süreyle çözelti ısıtım işlemi ve bunu takiben 200°C'de 90 dakika suni yaşlandırma işleminden oluşmaktadır. Çözeltiye alma işlem sıcaklığı kademeli olarak 490°C'den 545°C'ye yükseltilirken çözeltiye alma işlem sıcaklığındaki süre 5'den 1 saate düşürülmüştür. Bu çözeltiye alma işlem döngülerini, 160-210°C arasında suni yaşlandırma döngüleri ve 1.5-5 saat arasındaki yaşlandırma süreleri izlemiştir. Tablo 3.1'de T6 ısıtım işlem parametreleri gösterilmektedir.

Tablo 3.1 Grup 1 Isıtım İşlem Parametreleri

Çözeltiye Alma İşlemi		Yaşlandırma İşlemi	
Sıcaklık (°C)	Süre (s)	Sıcaklık (°C)	Süre (s)
Grup # 1 T6 Isıtım İşlemleri			
*490	5	200	1.5
530	4	210	2.2
530	4	190	2.2
540	2	160	5
545	1	160	5

3.4 Uygulanan Testler

3.4.1 Diferansiyel Taramalı Kalorimetre Testi (DSC)

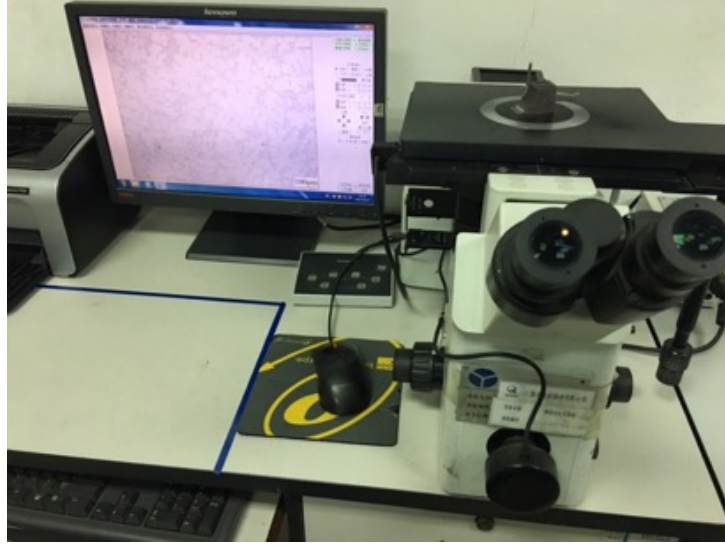
Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC), malzeme içindeki geçişler ile sıcaklık ve ısı akışlarının kontrollü bir atmosferde zaman ve sıcaklığın bir fonksiyonu olarak ölçüldüğü bir tekniktir. DSC tekniği, yarı kararlı ve kararlı çökeltiler ile GP bölgesi formu gibi çeşitli dönüşümler üzerinde çalışılmasına olanak sağlamıştır. Bu ölçümler ısı kapasitesindeki değişimler, ekzotermik veya endotermik prosesleri içeren kimyasal ve fiziksel değişimler hakkında sayılabilen ve ölçülebilen bilgiler vermektedir (George, 2009).

DSC analizi için numune döküm halindeki V8 silindir kapağın yanma odasından 1 mm kalınlığında ve 8 mm çap boyutunda hazırlanmıştır. DSC analizi Mettler model cihaz kullanılarak yapılmıştır. Cihazın numune gözüne hazırlanan örnek yerleştirilirken referans gözüne de süper saflıkta alüminyum numune yerleştirilmiştir. DSC analizi argon atmosferi altında, dakikada 10°C sıcaklık artış parametresi ile 600°C'ye ısıtılarak gerçekleştirilmiştir.

3.4.2 Metalografik Numune Hazırlama ve İnceleme

Optik mikroskop, mikroyapı çalışması için en önemli araç olmaya devam etmektedir. Mikroyapının tüm incelemeleri, 100x gibi düşük büyütmeyle başlayan ışık mikroskobu ile başlamalı ve mikroyapının temel özelliklerinin etkin bir şekilde değerlendirilmesi için aşamalı olarak daha yüksek büyütmeler uygulanmalıdır. Çoğu mikroyapı, ışık mikroskobu ile gözlemlenebilir ve özelliklerine göre tanımlanabilir. Bilinmeyen bileşenlerin tanımlanması, matrise göre sertliklerinin gözlemlenmesi, doğal renkleri, polarize ışığa tepkileri ve dağılayıcı çözeltilerine verdikleri tepkilerle desteklenebilir. Bu gözlemler incelenen materyalin fiziksel metalürjisi ile ilgili bilinen detaylarla karşılaştırılmıştır (Gifkins, 1970; Phillips, 1971).

Döküm halindeki ve ısıtılmalı V8 silindir kapakların yanma odaları bölgelerinden kesit alınarak standart metalografik tekniklerle numuneler hazırlanmıştır. Numuneler SiC zımpara kâğıdı ile zımparalanmıştır ve 0,25 µm elmas pasta ile parlatılmıştır. Mikroyapı incelemesi için numuneler %0,5 HF çözeltisi ile dağlandıktan sonra Olympus GX41 model optik mikroskop (Şekil 3.6) ile incelenmiştir.



Şekil 3.6 Mikroskop Cihazı (Kişisel arşiv, 2015)

3.4.3 Sertlik

Sertlik testi, bir malzemenin mekanik olarak karakterize edilmesinde kullanılan en basit ve en ucuz yöntemdir; çünkü ayrıntılı bir numune hazırlama gerektirmez, oldukça ucuz test ekipmanı içerir ve nispeten hızlıdır. Teorik ve deneysel araştırmalar, nihai gerilme mukavemeti, akma dayanımı ve gerinim sertleştirme katsayısı (Chang ve diğerleri., 1976; Lai ve Lim, 1991) ve yorulma mukavemeti ve sünme (Kohlhöfe ve Penny, 1995) gibi malzemelerin sertliği ve diğer mekanik özellikleri arasında oldukça doğru nicel ilişkilere neden olmuştur. Bu ilişkiler, bu özelliklerin, imalatın orta ve son aşamalarında kalite kontrolünde yeterli bir doğrulukla ölçülmesine yardımcı olur.

Isıl işleme tabi tutulmuş V8 silindir kapakların sertliği Emco marka Brinel sertlik cihazında (Şekil 3.7) 250 kg yük altında 5 mm çapında bir bilya ile 4 farklı bölgeden ölçülmüştür. Bu dört bölgenin ikisi besleyici altı ve diğer ikisi ise yanma odasıdır. Tüm ölçümlerin ortalaması alınmıştır.

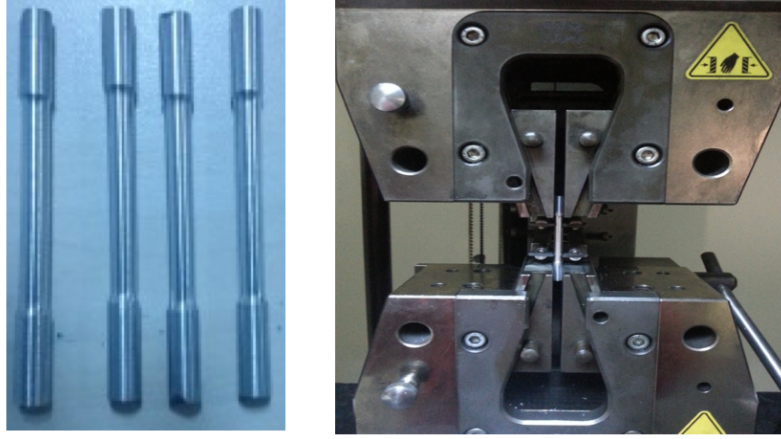


Şekil 3.7 Sertlik Cihazı (Kişisel arşiv, 2015)

3.4.3 Çekme Testi

Çekme özellikleri genellikle yeni malzemeler ve prosesler geliştirilirken ölçülür, böylece farklı malzemeler ve işlemler karşılaştırılabilir. Son olarak, çekme özellikleri genellikle bir malzemenin tek eksenli gerilim dışında yükleme şekilleri altında davranışını tahmin etmek için kullanılır. İlgili mukavemet, kayda değer plastik deformasyona neden olan stres veya malzemenin dayanabileceği azami gerilme açısından ölçülebilir. Bu mukavemet önlemleri, mühendislik tasarımında (güvenlik faktörleri şeklinde) dikkatle kullanılmaktadır. Malzemenin sünekliği, çekme numunesi kırılmadan önce ne kadar deforme olabileceğinin bir ölçüsüdür (J.R. Davis, 2004).

Şekil 3.8 (a)'da verilen çekme testi numuneleri T6 ısıtılmış V8 silindirik kapakların yanma odası yüzeyinden DIN 50125 standardına göre hazırlanmıştır. Çekme numuneleri Zwick Z100 model çekme testi cihazında (Şekil 3.8 b) oda sıcaklığında 5 mm/dk hız ile test edilmiştir.



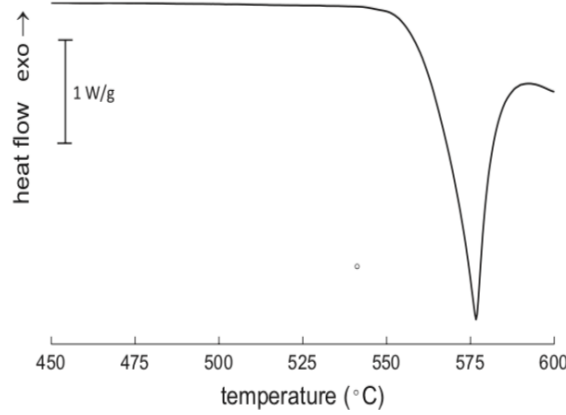
Şekil 3.8 (a) Çekme Numuneleri ve (b) Çekme Testi Cihazı (Kişisel arşiv, 2015)

BÖLÜM DÖRT

DENEYSEL SONUÇLAR

4.1 Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) Analiz Sonucu

Diferansiyel taramalı kalorimetre testi, özellikle yüksek bakır içeren alaşımlarda hangi sıcaklıkta ergimenin başlayacağı hakkında bilgi vermektedir. Literatürde yüksek bakır içeren alaşımların çözeltiye alma sıcaklıkları çift kademeli olarak gerçekleşmektedir. Düşük sıcaklıklarda yapıldığından ötürü Al_2Cu fazının çözünmesi için gerekli olan süre fazladır. Yapıda çözünmemiş bakır fazları yer almaktadır ve bu durum mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilemektedir. Şekil 4.1’de döküm parçanın DSC analiz sonucu yer almaktadır, analiz incelendiğinde $550^{\circ}C$ ’de Cu fazının ergimeye başladığı görülmekle beraber seçilmiş çözeltiye alma sıcaklıkları için risk olmadığı tespit edilmiştir.

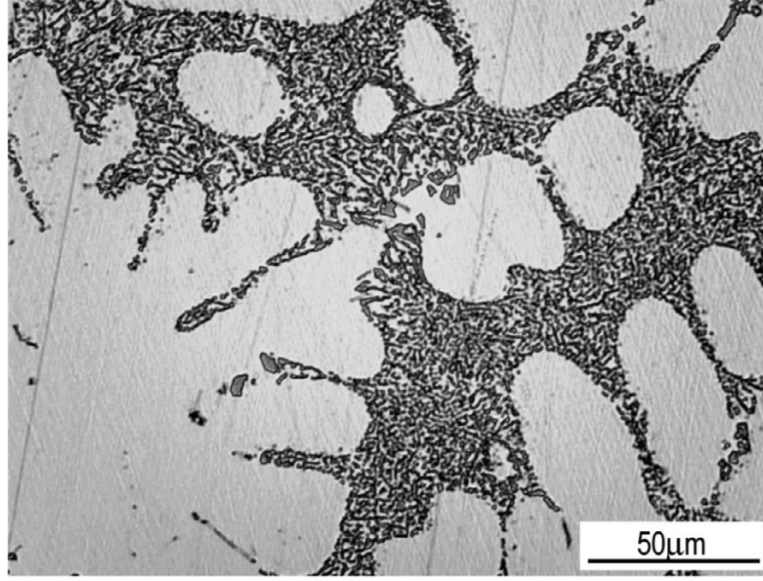


Şekil 4.1 AlSi7MgCu0.5 alaşımının DSC analizi

4.2 Grup 1 Numuneleri Mikroyapı İncelemeleri

4.2.1 Döküm Sonrası Mikroyapı İncelemesi

Şekil 4.2’de V8 silindir kapakların yanma odasından alınan AlSi7MgCu0.5 alaşım numunesinin döküm sonrası optik mikroskop görüntüsü verilmiştir.



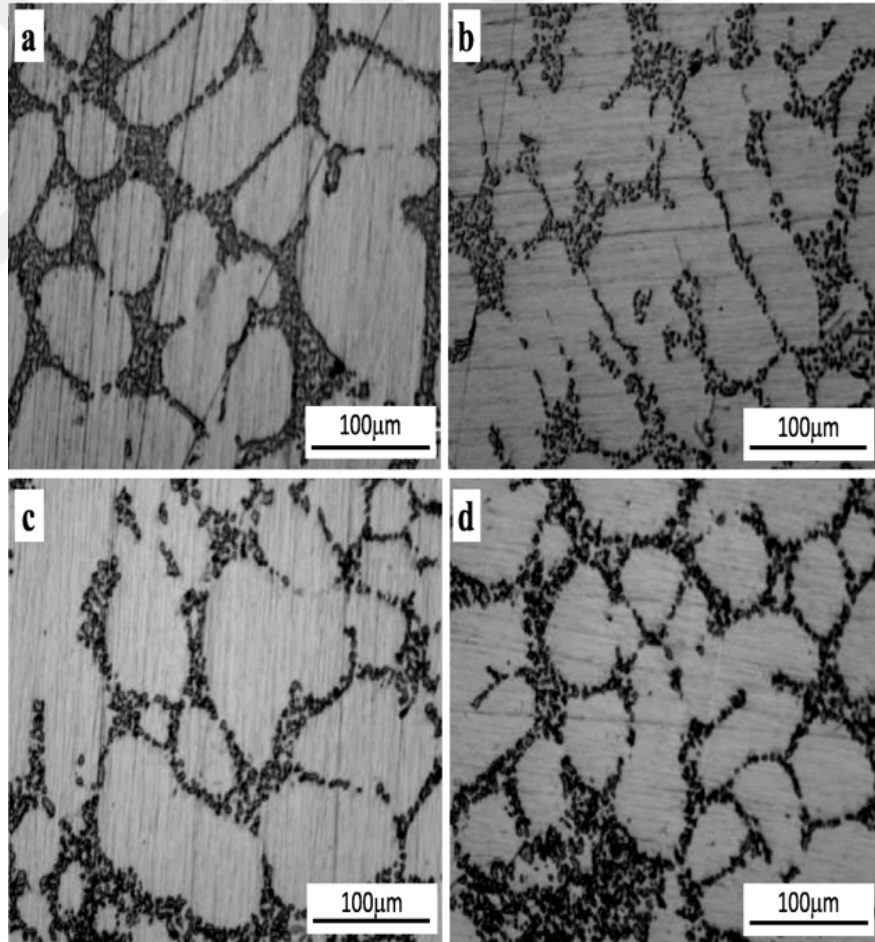
Şekil 4.2 AlSi7MgCu0.5 alaşımlarının döküm mikroyapısı

Mikroyapı incelendiğinde iğnemsî yapıların yer almadığı gözlemlenmekle beraber alaşımların iyi bir modifikasyon sürecine sahip olduğu görülmektedir. Modifikasyon sırasında kullanılan stronsiyum seviyesi alaşımların sahip olduğu silisyum ve bakır seviyesi ile beraber yakın ilişki içerisinde. Sr, iğnemsî Si fazlarını küreselleştirerek ötektik besleme etkinliğini artırmaktadır. Yüksek seviyelerde Sr kullanımı, %3-4 Cu içeren alüminyum döküm parçalarda poroziteyi artırmakta ve parçanın mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilemektedir. Modifikasyonlu ve modifikasyonsuz T6 ısıtım işlemi yapılan parçalarda modifikasyonun parçanın mekanik özelliklerini artırdığı raporlanmıştır. Bununla birlikte iyi bir modifikasyon süreci T6 ısıtım işlemi prosedürünün en önemli parametresi olan çözeltiye alma işlemi süresini doğrudan etkilemektedir ve çözeltiye alma işlemi süresinin kısaltılmasına öncülük etmektedir.

Döküm parçanın dendritler arası mesafesi (SDAS) $45 \pm 5 \mu\text{m}$ olarak hesaplanmıştır ve literatürde gravite döküm yönteminde 100°C/s soğutma hızı ile parçalardaki dendritler arası mesafe 30-70 μm olarak hesaplanmıştır. SDAS mekanik özellikler üzerinde oldukça etkili olmakla beraber, SDAS kısaltıldıkça çözeltiye alma işleminin sıcaklık ve süresi azaltılmasına öncülük etmektedir.

4.2.2 Isıl İşlemlili V8 Silindir Kapak Mikroyapıları

Farklı T6 ısıt işlemlili uygulanmış V8 silindir kapakların mikroyapıları (Şekil 4.3) incelendiğinde artan çözeltiye alma işlem sıcaklıklarında bazı ötektik silisyum partiküllerinin irileştiği gözlemlenmiştir. Üç alternatif çözeltiye alma işlem sıcaklıkları sonucunda hesaplanan ortalama Si partikül boyutları 530°C için %15, 540°C için %42 ve 545°C için %58 civarındadır. A356.2 alaşımının 540°C üstündeki çözeltiye alma işlem sıcaklıklarında yapılan çalışmalarında oldukça yüksek irileşme olduğu raporlanmıştır (Shivkumar Ricci Jr ve diğerleri., 1990). Elde edilen sonuçların literatürle uyumlu olduğu görülmektedir. Bununla birlikte yüksek çözeltiye alma işlem sıcaklıklarında bakırın difüzyon hızı ve çözünmesi önemli derecede artacaktır ki, bu mikroyapı ve mekanik özellikler açısından oldukça önem arz etmektedir.



Şekil 4.1 Silindir kapakların mikroyapıları (a) 490°C 5sa, (b) 530°C 4sa, (c) 540°C 2sa (d) 545°C 1sa

4.2.3 Grup 1 Numuneleri Sertlik Sonuçları

Tablo 4.1’de verilen farklı T6 ısıtıl işlemli V8 silindir kapakların sertlik sonuçları irdelendiğinde rutin prosese göre, 530°C 4 saat ve 545°C 1 saat çözeltiye alma işlem sürelerine sahip parçaların daha yüksek sertlik değerine sahip olduğu görülmektedir. Artan çözeltiye alma işlem sıcaklığı ve sürelerinde sertlik değerlerinin artması alaşımdaki Cu ve Mg intermetalik bileşikleri daha fazla çözünmesine, alaşım elementleri daha iyi homojenize olmasına ve ötektik Si partiküllerinin küreselleşmesine bağlıdır.

Tablo 4.1 Grup 1 Sertlik Değerleri

Çözeltiye alma sıcaklığı		Yaşlandırma işlemi		Sertlik
Sıcaklık(°C)	süre (s)	Sıcaklık (°C)	süre (s)	(HB)
Grup # 1 T6 ısıtıl işlemleri				
*490	5	200	1.5	98.5 ± 4.3
530	4	210	2.2	105.0 ± 2.6
530	4	190	2.2	111.0 ± 3.7
540	2	160	5	106.0 ± 4.0
545	1	160	5	108.0 ± 5.9

4.2.4 Grup 1 Numuneleri Çekme Testi Sonuçları

Silindir kapakların yanma odası çevresi motorun ısınması ve soğuması sırasında yüksek sıcaklıklara ve ısıtıl yorulmalara maruz kalmaktadır. Grup 1 ısıtıl işlemli V8 silindir kapakların Tablo 4.2’de verilen çekme testi sonuçları incelendiğinde, rutin prosese göre çekme mukavemeti ve uzama değerlerinin arttığı görülmektedir. Bu da malzemenin daha yüksek süneklik ve daha düşük çevrimsel yorulma direncine sahip olduğunu gösterir. Aynı zamanda her iki değerde de artış olması deformasyon sertleşmesinin de arttığının bir göstergesidir.

Tablo 4.2 Grup 1 Çekme Testi Sonuçları

Çözeltiliye alma sıcaklığı		Yaşlandırma işlemi		Rp	Rm	A5
Sıcaklık(°C)	süre (s)	Sıcaklık (°C)	süre (s)	(MPa)	(MPa)	(%)
490	5	200	1.5	260.1 ± 6.8	317.4 ± 4.5	3.92 ± 0.8
530	4	210	2.2	270.7 ± 2.8	326.3 ± 7.1	3.0 ± 1.0
530	4	190	2.2	262.6 ± 3.6	316.1 ± 2.1	3.81 ± 0.4
540	2	160	5	243.2 ± 0.6	320.4 ± 1.4	5.75 ± 1.1
545	1	160	5	237.8 ± 1.78	322.5 ± 6.8	6.35 ± 1.0

Yüksek çözeltiliye alma sıcaklığı ve göreceli olarak düşük yaşlandırma sıcaklıklarında V8 silindir kapaklar daha yüksek uzama değerine sahiptir. 530°C 4 saat çözeltiliye alma işlemi görmüş silindir kapakların yaşlandırma sıcaklığı azaldıkça uzama değerinin arttığı görülmektedir. 160°C 5 saat yaşlandırma sıcaklığına tabi tutulmuş silindir kapaklarında ise artan çözeltiliye alma sıcaklığı ve azalan süre kombinasyonunda akma mukavemeti azalırken çekme mukavemeti ve uzama değerinde artış görülmektedir.

Yukarıdaki hususlar ışığında, en kısa çözeltiliye alma işlem süresine eşlik eden çözeltiliye alma işlem sıcaklığı (545°C) hem teknik hem de verimlilik açısından seçilmiştir. Ek olarak, mevcut ısıtım tesisinin kapasitesi sınırlı olduğundan, çözeltiliye alma işlem prosesinin optimizasyonu bu çalışmada oldukça önemli bir husustur.

4.3 Yaşlandırma Prosesinin Optimizasyonu

Yaşlandırma prosesi, silindir kapakların sertlik, korozyon direnci ve mekanik özelliklerini etkileyen en önemli parametrelerden biridir. Bu bölümde, 160-200°C arasındaki sıcaklık ve 3-7 saat arasındaki sürelerde yaşlandırma işlemi uygulanan V8

silindir kapaklarının mikroyapı, sertlik ve çekme testi sonuçları incelenerek optimum yaşlandırma prosesi belirlenmiştir.

4.3.1 Deneyisel Tasarım

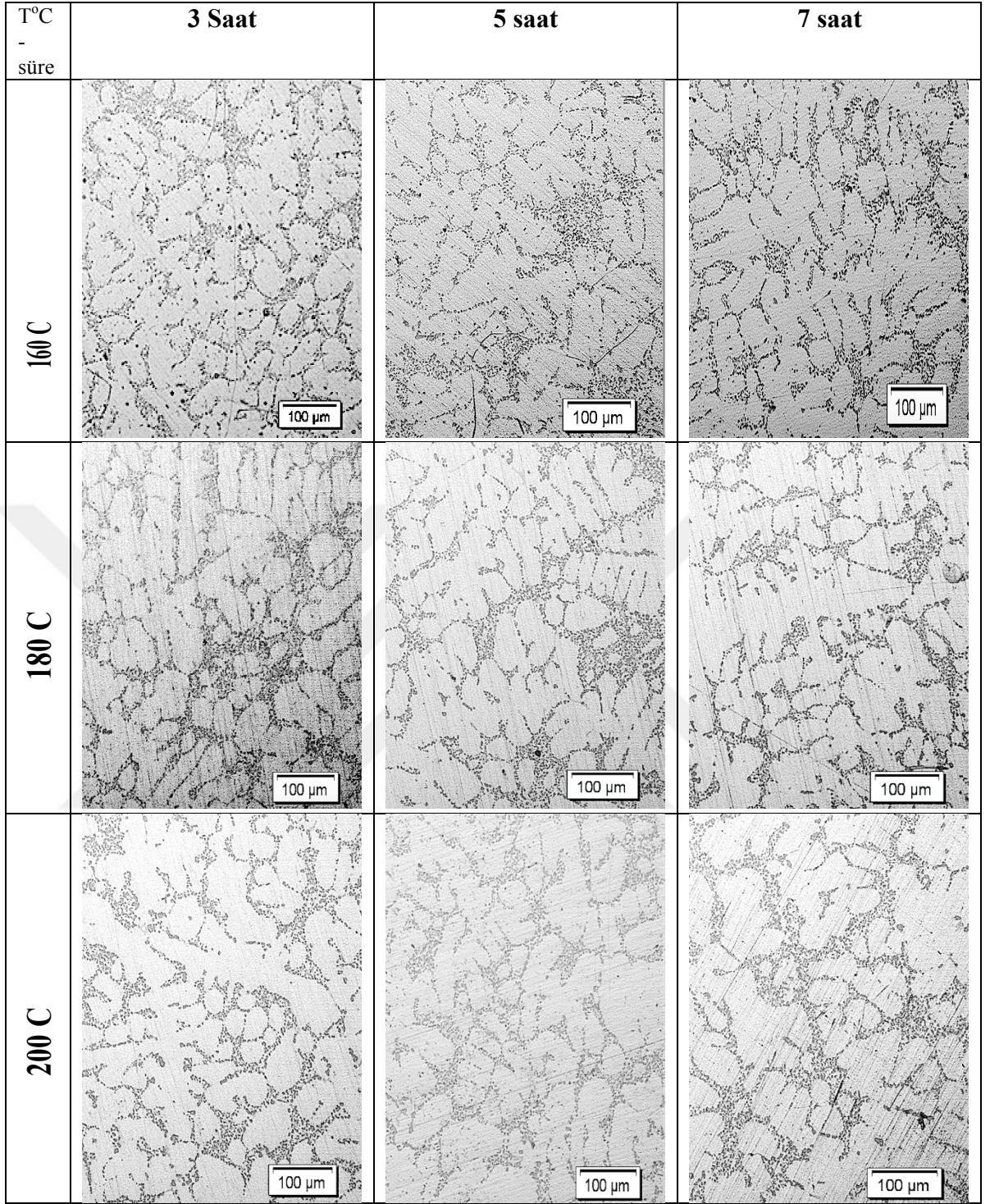
Grup 2 T6 ısıtıl işlem parametreleri Tablo 4.3’de gösterilmektedir. Her bir ısıtıl işlem için 9 adet V8 silindir kapak kullanılmıştır.

Tablo 4.3 Grup 2 Isıl İşlem Parametreleri

Çözeltiye alma sıcaklığı		Yaşlandırma işlemi	
Sıcaklık(°C)	süre (s)	Sıcaklık (°C)	süre (s)
Grup # 2 T6 ısıtıl işlemleri			
545	1	160	3
			5
			7
		180	3
			5
			7
		200	3
			5
			7

4.3.2 Grup 2 Numuneleri Mikroyapı İncelemeleri

V8 silindir kapakların mikroyapıları incelendiğinde 3 saat süreli mikroyapılarda artan yaşlandırma sıcaklığı ile birlikte yapı içerisindeki Mg_2Si fazının çökmesinin ve matris içinde dağılımının daha iyi olduğu gözlemlenmiştir. Düşük sıcaklıktaki (160°C) yaşlandırma prosesinde artan süre ile birlikte tane yapılarının eş eksenli olduğu görülmüştür. Yüksek sıcaklıklarda Mg_2Si fazının çözünmesi daha fazladır ve



Şekil 4.2 Farklı Süre ve Sıcaklıklarda Yaşlandırma İşlemine Tabi Tutulmuş V8 Silindir Kapakların Mikroyapıları

matristeki aşırı doyma bu fazda irileşmeye neden olarak yapı morfolojisini ve dolayısıyla sünekliği göreceli olarak olumsuz etkilemektedir.

4.3.4 Grup 2 Numunelerinin Sertlik Sonuçları

V8 silindir kapaklarının sertlik sonuçları irdelendiğinde 180°C yaşlandırma sıcaklığı için en yüksek sertlik 5 saat süre sonunda elde edilirken, yaşlandırma işleminin süresinin uzatılması aşırı yaşlanmaya neden olarak sertlikte düşüş meydana getirmektedir. 200°C yaşlandırma sıcaklığında teste tabi tutulan silindir kapakların sertliğinin 3 saat sonrası azaldığı sonucuna varılmıştır ki bu da yüksek sıcaklıklarda aşırı yaşlanmanın olduğunu ortaya koymaktadır. 160°C’de uygulanan yaşlandırma prosesinde artan süre ile birlikte sertlik değerinin de arttığı gözlemlenmiştir. Göreceli olarak düşük yaşlandırma sıcaklıklarında daha iyi sertlik sonuçları elde edilmiştir. Grup 2 ısıtıl işlem görmüş silindir kapaklarının metalografik analizi yaşlandırılmış numunelerde intragranüler β/β' çökmesi için herhangi bir kanıt göstermemektedir (Tablo 4.4).

Tablo 4.4 Grup 2 Sertlik Sonuçları

Çözeltiliye alma sıcaklığı		Yaşlandırma işlemi		Sertlik
Sıcaklık(°C)	süre (s)	Sıcaklık (°C)	süre (s)	(HB)
Grup # 2 T6 ısıtıl işlemleri				
545	1	160	3	95.8 ± 5.5
			5	108.0 ± 5.9
			7	113.2 ± 4.3
		180	3	105.7 ± 3.6
			5	107.0 ± 3.0
			7	105.0 ± 4.0
		200	3	110.9 ± 5.4
			5	111.1 ± 5.0
			7	100.0 ± 4.5

4.3.5 Grup 2 Numunelerinin Çekme Testi Sonuçları

160°C'de 3 saatlik bir yaşlandırma döngüsü kullanan silindir kapaklar istenen mekanik değerlere ulaşamamıştır. Tablo 4.5'te, 160°C'de 7 saat süre ile yaşlandırılan silindir kapaklarında en yüksek uzama değeri elde edilmiştir. Yaşlandırma süresi arttıkça çekme mukavemeti, sertlik ve uzama değerleri artmaktadır. En yüksek çekme mukavemetleri, yaşlandırma sıcaklığı 180°C'de 5 saatte elde edilmiştir.

Tablo 4.5 Grup 2 Çekme Testi Sonuçları

Çözeltilme sıcaklığı		Yaşlandırma işlemi		Rp	Rm	A5
Sıcaklık(°C)	süre (s)	Sıcaklık (°C)	süre (s)	(MPa)	(MPa)	(%)
Grup # 2 T6 ısıt işlemleri						
545	1	160	3	210.6 ± 3.6	318.1 ± 9.2	5.6 ± 0.2
			5	237.8 ± 1.8	322.5 ± 6.8	6.4 ± 1.0
			7	257.1 ± 9.0	333.8 ± 6.7	11.1 ± 2.7
		180	3	281.0 ± 4.1	344.2 ± 7.4	5.2 ± 1.7
			5	290.4 ± 1.9	353.8 ± 2.2	5.3 ± 0.6
			7	270.8 ± 3.0	312.4 ± 8.2	3.8 ± 0.6
		200	3	262.5 ± 3.6	300.4 ± 0.5	2.3 ± 0.8
			5	261.5 ± 2.7	302.0 ± 1.4	3.8 ± 1.1
			7	270.6 ± 2.6	300.3 ± 0.6	2.0 ± 0.3

BÖLÜM BEŞ

SONUÇ VE ÖNERİLER

V8 silindir kapakları için kullanılan 9 yaşlandırma işleminden 160°C'de 5 ve 7 ve 180°C'de 3 ve 5 saat teknik olarak potansiyel alternatifler olarak tanımlanmaktadır. T6 ısıtım işlem süresinin azaltılması bu çalışmada önemli bir ölçüt olduğundan, 180°C'de 3 saatlik yaşlandırma işlemi seçilmiştir. Toplam ısıtım işlem süresi, standart ısıtım işleme göre 2,5 saat azaltılmıştır. Bu, %61'lik bir kapasite artışı anlamına gelmektedir (Tablo 5.1).

Tablo 5.1 Standard ve alternatif T6 ısıtım işlemleri için verimlilik hesaplaması

	<u>T6 ısıtım işlemi</u>	T6 ısıtım işleminin toplam zamanı	# ısıtım işlem sayısı / # ısıtım işlemli silindir kapakların sayısı	Verimlilik (%)	Kapasite değişimi (%)
std	490 °C/5 h → 200 °C/1.5 h	6.5 h	1064 / 25536	100	0
Alt	545 °C 1 h → 180 °C 3 h	4 h	1728 / 41472	161	+61

5.1 Öneriler

Çözeltiliye alma sıcaklığı artırılarak ve çözeltiliye alma işlem süresi kısaltılarak yapılan ısıtım işlem optimizasyonlarında başarılı sonuçlar elde edilmiştir.

Döküm metodu çözeltiliye alma sıcaklığı ve süresini etkileyen önemli bir prosestir. Devirmeli döküm hattı ile yapılacak döküm işlemlerinde silindir kapaklar daha ince taneli yapıya sahip olacaktır ve uygulanacak ısıtım işlem öncesi ve sonrası daha yüksek mekanik özellikler elde edilebileceği söylenebilir.

Daha kısa süreli çözeltiliye alma süreleri optimize edilerek mekanik özelliklerden ödün vermeden ısıtım işlem sürelerinde iyileştirmeler yapılabilir.

Bu çalışmada su verme ortamı kullanılmıştır. Su verme ortamında hava kullanılması uzama değerlerinde daha yüksek sonuçlar elde edilebilir.

Modifikasyon ve tane inceltme süreçlerinde farklı master alaşımlar (Zr, V, Cr, B vb.) kullanılarak elde edilecek daha ince tane yapılı silindir kapaklarda mekanik özellikler daha yüksek olacaktır.



KAYNAKLAR

Adamchuk, V. V., Burenyuk, M. R. (1998). Safety and tendency of development of automotive design. *Avtomob. Prom.* 5, 18-20.

Anonim. (1997). *Die neue Lust aufs Auto*. Paper presented at the Autofachmann: IAA Frankfurt.

Apelian, D. (2009). *Aluminum Cast Alloys: Enabling Tools for Improved Performance*: NADCA.

Association, A. (1984). *Aluminum: properties and physical metallurgy*: ASM International.

Babington, W., Kleppinger, D. (1951). *Aluminium Diecastings—The Effect of Process Variables on Their Properties*. Paper presented at the Proceeding of ASTM.

Backerud, L., Chai, G., Tamminen, J. (1990). Solidification characteristics of aluminum alloys. Vol. 2. Foundry alloys. *American Foundrymen's Society, Inc.*, 1990, 266.

Birol, Y. (2009a). Otomotivde Alüminyum Mucizesi. *Bilim ve Teknik*.

Birol, Y. (2009b). *OTOMOTİV SANAYİNDE ALÜMİNYUM LEVHA UYGULAMALARI*. Paper presented at the 5. Alüminyum Sempozyumu, Istanbul.

Birol, Y. (2013). Precipitation during homogenization cooling in AlMgSi alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 23(7), 1875-1881.

Birol, Y., Ebrinc, A. (2008). Fatigue failures in low pressure die cast AlSi10Mg cylinder heads. *International Journal of Cast Metals Research*, 21(6), 408-415.

- Brown, J. (1999). *Foseco non-ferrous foundryman's handbook*: Butterworth-Heinemann.
- Butler, W., Timelli, G., Battaglia, E., Bonollo, F. (2014). Die Casting (Permanent Mold). *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*.
- Campbell, J. (2015). *Complete casting handbook: metal casting processes, metallurgy, techniques and design*: Butterworth-Heinemann.
- Cerri, E., Evangelista, E., Spigarelli, S., Cavaliere, P., DeRiccardis, F. (2000). Effects of thermal treatments on microstructure and mechanical properties in a thixocast 319 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 284(1), 254-260.
- Chang, S., Jahn, M., Wan, C., Lee, J., Hsu, T. (1976). The determination of tensile properties from hardness measurements for Al-Zn-Mg alloys. *Journal of materials science*, 11(4), 623-630.
- Cornille, H. (1993). *A High Volume Automotive Body Structure: The Benefits and the Challenges*. Paper presented at the International Body Engineer's Conference, Detroit, Mich.
- Crowell, N., Shivkumar, S. (1995). Solution Treatment Effects in Cast Al-Si-Cu Alloys (95-107). *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 103, 721-726.
- Davis, J. R. (1993). *Aluminum and aluminum alloys*: ASM international.
- Davis, J. R. (2004). *Tensile Testing* (Second ed.). Materials Park, Ohio: ASM International.

- Dons, A., Pedersen, L., Brusethaug, S. (2000). Special 2000: The international aluminium casting industry-Modelling the microstructure of heat treated AlSi-foundry alloys. *Aluminium-Dusseldorf*, 76(4), 294-297.
- Dons, A. L. (2001). The Alstruc homogenization model for industrial aluminum alloys. *Journal of light metals*, 1(2), 133-149.
- Edwards, G., Stiller, K., Dunlop, G., Couper, M. (1998). The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys. *Acta materialia*, 46(11), 3893-3904.
- Fridlyander, I. N., Sister, V. G., Grushko, O. E., Berstenev, V. V., Sheveleva, L. M., Ivanova, L. A. (2002). Aluminum alloys: promising materials in the automotive industry. *Metal science and heat treatment*, 44(99), 365-370.
- Furrer, P., Bloeck, M. (1997). Pre-coated aluminum sheet for automobile bodies : potentials and limits. *Surfaces*(272), 57-61.
- Garat, M., Laslaz, G. (2007). Improved aluminum alloys for common rail diesel cylinder heads. *AFS Transactions*, 115, 89-96.
- Gehmecker, H. (1994). All for Alu. *Automob. Ind*, 39(2), 82-83.
- George, Y. L. (2009). *Effect of Ageing Heat Treatment on the Hardness and Tensile Properties of Aluminum A356.2 Casting Alloy*. (M.A.SC Thesis), McMaster University,
- Gesing, A., Wolanski, R. (2001a). Recycling light metals from end-of-life vehicle. *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, 53(11), 21-23.
- Gesing, A., Wolanski, R. (2001b). Recycling light metals from end-of-life vehicle. *JOM*, 53(11), 21-23.

- Gifkins, R. C. (1970). *Optical microscopy of metals*: American Elsevier.
- Gruzleski, J. E., Closset, B. M. (1990). *The treatment of liquid aluminum-silicon alloys*: Amer Foundry Society.
- Han, Y., Samuel, A., Samuel, F., Doty, H. (2008). Dissolution of Al₂Cu phase in non-modified and Sr modified 319 type alloys. *International Journal of Cast Metals Research*, 21(5), 387-393.
- Handbook, A. (2008). Volume 15 Casting. *Materials Park: ASM International*, 416-522.
- Heusler, L., Feikus, F., Otte, M. (2001). Alloy and casting process optimization for engine block application. *AFS Transactions*, 109, 443-451.
- Iyer, A., Sadhu, P. (2000). Effect of Alloying Elements And Impurities on Aluminium Die Casting. *Indian Foundry Journal*, 46(2), 31-37.
- Johnson, P. (2000). *Lightweighting with Aluminium-Trends and Advantages in the Automotive Sector*. Paper presented at the Aluminium 2000, Essen, Germany.
- Kang, H., Kida, M., Miyahara, H., Ogi, K. (1999). Hoyt Memorial Lecture-Age-Hardening Characteristics of Al-Si-Cu-Base Cast Alloys (99-27). *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 107, 507-516.
- Kaufman, J. G., Rooy, E. L. (2004). *Aluminum alloy castings: properties, processes, and applications*: Asm International.
- Kearney, A., Rooy, E. L. (1992a). Alloy Groupings and Designations. In *ASM Handbook, Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials* (2 ed., Vol. 2, pp. 488-491): ASM International.

- Kearney, A., Rooy, E. L. (1992b). Aluminum Foundry Products. In *ASM Handbook, Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials* (2 ed., Vol. 2, pp. 484): ASM International.
- Kilinc, E., Akbalik, S., Birol, Y. (2017). Optimization of the Strontium Modification Process in Gravity Permanent Mould Tilt Cast AlSi6Cu4 Cylinder Heads. *International Journal of Metalcasting*, 1-9.
- Kohlhöfe, W., Penny, R. (1995). Dynamic hardness testing of metals. *International journal of pressure vessels and piping*, 61(1), 65-75.
- Lai, M., Lim, K. (1991). On the prediction of tensile properties from hardness tests. *Journal of materials science*, 26(8), 2031-2036.
- Lasa, L., Rodriguez-Ibabe, J. (2004). Evolution of the main intermetallic phases in Al-Si-Cu-Mg casting alloys during solution treatment. *Journal of materials science*, 39(4), 1343-1355.
- Li, Y., Brusethaug, S., Olsen, A. (2006). Influence of Cu on the mechanical properties and precipitation behavior of AlSi7Mg0.5 alloy during aging treatment. *Scripta Materialia*, 54(1), 99-103.
- Li, Z., Samuel, A., Samuel, F., Ravindran, C., Valtierra, S. (2003). Effect of alloying elements on the segregation and dissolution of CuAl₂ phase in Al-Si-Cu 319 alloys. *Journal of materials science*, 38(6), 1203-1218.
- Lothar, H. V. (1994). Chancen für aluminium in automobilbau steigen. *Maschinenmarkt*, 100(37), 8.
- Manente, A., Timelli, G. (2011). Optimizing the heat treatment process of cast aluminium alloys. In *Recent Trends in Processing and Degradation of Aluminium Alloys*: InTech.

- Manual, A. A. (2004). *Cylinder Heads*. Retrieved from <https://europeanaluminium.eu/media/1580/aam-applications-power-train-4-cylinder-head.pdf>
- Manual, T. A. A. (2002). *Applications-Powertrain, 4. Cylinder Head*.
- Maruyama, N., Uemori, R., Hashimoto, N., Saga, M., Kikuchi, M. (1997). Effect of silicon addition on the composition and structure of fine-scale precipitates in Al-Mg-Si alloys. *Scripta materialia*, 36(1), 89-93.
- Matthews, A. (1997). Materials competition in the automotive industry. *Steel Times*, 225(4), 141.
- Mazumdar, B., Goswami, R., Chatopadhyay, K. (1990). The nature and Solidification Characteristics of Monolithic Systems with Special Reference to Al-alloys. *Metals Materials and Processes*, 2(4), 293-308.
- Mohamed, A., Samuel, F. (2012a). Influence of Mg and solution heat treatment on the occurrence of incipient melting in Al-Si-Cu-Mg cast alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 543, 22-34.
- Mohamed, A., Samuel, F. (2012b). A review on the heat treatment of Al-Si-Cu/Mg casting alloys. In *Heat Treatment-Conventional and Novel Applications*: InTech.
- Molina, R., Amalberto, P., Rosso, M. (2011). Mechanical characterization of aluminium alloys for high temperature applications Part1: Al-Si-Cu alloys. *Metallurgical Science and Tecnology*, 29(1).
- Mondolfo, L. (1976). *Aluminium Alloys Structure and Properties*, Butter Worths London-Boston. In: Sydney-Wellington-Durban-Toronto.

- Murray, J. L. (1982). The Al– Mg (aluminum– magnesium) system. *Journal of Phase Equilibria*, 3(1), 60.
- Phillips, V. (1971). *Modern Metallographic Techniques and Their Applications* Interscience. *New York*.
- Rana, R., Purohit, R., Das, S. (2012a). Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites.
- Rana, R., Purohit, R., Das, S. (2012b). Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites. *International Journal of Scientific and Research Publications*, 2(6), 1-7.
- Reiter, K. (1994). The new body concept in aluminum. *Werkstatt und Betrieb*, 127(9), 733-735.
- Ridge, L. (1998). *paper no. 982185*. Paper presented at the Society of Automotive Engineers, Graz.
- Rometsch, P., Arnberg, L., Zhang, D. (1999). Modelling dissolution of Mg₂Si and homogenisation in Al-Si-Mg casting alloys. *International Journal of Cast Metals Research*, 12(1), 1-8.
- Rometscht, P., Schaffer, G. (2000). Quench modelling of Al-7Si-Mg casting alloys. *International Journal of Cast Metals Research*, 12(6), 431-439.
- Samuel, F. (1998). Incipient melting of Al₅Mg₈Si₆Cu₂ and Al₂Cu intermetallics in unmodified and strontium-modified Al–Si–Cu–Mg (319) alloys during solution heat treatment. *Journal of Materials Science*, 33(9), 2283-2297.

- Seifeddine, S., Timelli, G., Svensson, I. L. (2007). The Influence of Quench Rate on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminium Alloys A356 and A354. *Giessereiforschung (International Foundry Research)*, 59(1), 12-21.
- Sherman, A. M. (2000). *Trends in automotive applications for aluminum*. Paper presented at the Aluminium Alloys: ICAA-7, Virginia, USA.
- Shivkumar, S., Ricci Jr, S., Apelian, D. (1990). Influence of solution parameters and simplified supersaturation treatments on tensile properties of A356 Alloy. *AFS Transactions*, 98, 913-922.
- Shivkumar, S., Ricci, S., Keller, C., Apelian, D. (1990). Effect of solution treatment parameters on tensile properties of cast aluminum alloys. *Journal of Heat Treating*, 8(1), 63-70.
- Sjölander, E., Seifeddine, S. (2010). Optimisation of solution treatment of cast Al–Si–Cu alloys. *Materials & design*, 31, S44-S49.
- Sjölander, E., Seifeddine, S. (2014). Optimization of solution treatment of cast Al-7Si-0.3 Mg and Al-8Si-3Cu-0.5 Mg alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45(4), 1916-1927.
- Sokolowski, J. H., Sun, X., Byczynski, G., Northwood, D., Penrod, D., Thomas, R., Esseltine, A. (1995). The removal of copper-phase segregation and the subsequent improvement in mechanical properties of cast 319 aluminium alloys by a two-stage solution heat treatment. *Journal of Materials Processing Technology*, 53(1-2), 385-392.
- Sotome, T., Ohtaki, M. (1998). *Application of fractional crystallization for refining of molten aluminum scrap*. Paper presented at the ICAA-6: 6 th International Conference on Aluminium Alloys.

- Taylor, J. A., StJohn, D. H., Barresi, J., Couper, M. J. (2000). *Influence of Mg content on the microstructure and solid solution chemistry of Al-7% Si-Mg casting alloys during solution treatment*. Paper presented at the Materials science forum.
- Tiryakioğlu, M., Campbell, J., Staley, J. T. (2004). Evaluating structural integrity of cast Al-7% Si-Mg alloys via work hardening characteristics: 1. Concept of target properties. *Materials Science and Engineering: A*, 368(1), 205-211.
- Tiryakioğlu, M., Shuey, R. T. (2007). Quench sensitivity of an Al-7 pct Si-0.6 pct Mg alloy: Characterization and modeling. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 38(4), 575-582.
- Tiwari, S. (1998). On fluidity characteristics of metal and alloys. *Indian Foundry Journal*, 44, TP-77.
- Trindyuk, L. M., Petrov, R.L/. (1998). Materials in Vehicle. *Avtomob. Prom.*, 6, 30-33.
- Tymkiw, C. (1997). Growth expected in vehicles and construction. *Met. Bull*(81), 18.
- Venik, A. I. (1961). Analysis of Metal Flow in Die Casting. *Machinery*, 99, 1501-1505.
- Wang, G., Bian, X., Wang, W., Zhang, J. (2003). Influence of Cu and minor elements on solution treatment of Al-Si-Cu-Mg cast alloys. *Materials Letters*, 57(24), 4083-4087.
- Wang, G., Sun, Q., Feng, L., Hui, L., Jing, C. (2007). Influence of Cu content on ageing behavior of AlSiMgCu cast alloys. *Materials & design*, 28(3), 1001-1005.

- Wang, X., Embury, J., Poole, W., Esmaeili, S., Lloyd, D. (2003). Precipitation strengthening of the aluminum alloy AA6111. *Metallurgical and materials transactions A*, 34(12), 2913-2924.
- Wang, X., Esmaeili, S., Lloyd, D. J. (2006). The sequence of precipitation in the Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111. *Metallurgical and materials transactions A*, 37(9), 2691-2699.
- Warmuzek, M. (2004). *Aluminum-silicon casting alloys: an atlas of microfractographs*: ASM international.
- Wernick, S., Pinner, R., Sheasby, P. G. (1992). The surface treatment and finishing of aluminum and its alloys. *S. Wernick, R. Pinner, and P. G. Sheasby, 1320 pages, 5 th edition, 2 volumes, 492 illustrations, 230 tables and 2534 references. Price. 170(US\$ 340. 00). Book.*
- Zhang, D. L., StJohn, D. H. (1995). The effect of composition and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of cast Al-7 wt%Si-Mg alloys. *Casting & Solidification of Light Alloys, Gold Coast, IMMA*, 21-25.

EKLER**EK 1: AlSi7MgCu0.5 alaşımlı V8 silindir kapaklarına uygulanan ısıt işlemler ve elde edilen sonuçlar**

Çözeltiye alma sıcaklığı		Yaşlandırma işlemi		Rp	Rm	A5	Sertlik
Sıcaklık(°C)	süre (s)	Sıcaklık (°C)	süre (s)	(MPa)	(MPa)	(%)	(HB)
Group # 1 T6 ısıt işlemleri							
*490	5	200	1.5	260.1 ± 6.8	317.4 ± 4.5	3.92 ± 0.8	98.5 ± 4.3
530	4	210	2.2	270.7 ± 2.8	326.3 ± 7.1	3.0 ± 1.0	105.0 ± 2.6
530	4	190	2.2	262.6 ± 3.6	316.1 ± 2.1	3.81 ± 0.4	111.0 ± 3.7
540	2	160	5	243.2 ± 0.6	320.4 ± 1.4	5.75 ± 1.1	106.0 ± 4.0
545	1	160	5	237.8 ± 1.78	322.5 ± 6.8	6.35 ± 1.0	108.0 ± 5.9
Group # 2 T6 ısıt işlemleri							
545	1	160	3	210.6 ± 3.6	318.1 ± 9.2	5.6 ± 0.2	95.8 ± 5.5
			5	237.8 ± 1.8	322.5 ± 6.8	6.4 ± 1.0	108.0 ± 5.9
			7	257.1 ± 9.0	333.8 ± 6.7	11.1 ± 2.7	113.2 ± 4.3
		180	3	281.0 ± 4.1	344.2 ± 7.4	5.2 ± 1.7	105.7 ± 3.6
			5	290.4 ± 1.9	353.8 ± 2.2	5.3 ± 0.6	107.0 ± 3.0
			7	270.8 ± 3.0	312.4 ± 8.2	3.8 ± 0.6	105.0 ± 4.0
		200	3	262.5 ± 3.6	300.4 ± 0.5	2.3 ± 0.8	110.9 ± 5.4
			5	261.5 ± 2.7	302.0 ± 1.4	3.8 ± 1.1	111.1 ± 5.0
			7	270.6 ± 2.6	300.3 ± 0.6	2.0 ± 0.3	100.0 ± 4.5