6013 ALÜMİNYUM ALAŞIMININ ÖZELLİKLERİNE ISIL İŞLEM VE DEFORMASYON PARAMETRELERİNİN ETKİLERİ

Yüksek Lisans Tezi

Nurşah KOÇDAĞ

Eskişehir 2019

6013 ALÜMİNYUM ALAŞIMININ ÖZELLİKLERİNE ISIL İŞLEM VE DEFORMASYON PARAMETRELERİNİN ETKİLERİ

Nurşah KOÇDAĞ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Dr.Öğr.Üyesi Gül İpek SELİMOĞLU

Eskişehir

Eskişehir Teknik Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Aralık 2019

JÜRİ VE ENSTİTÜ ONAYI

Nurşah KOÇDAĞ'ın "6013 Alüminyum Alaşımının Özelliklerine Isıl İşlem Ve Deformasyon Parametrelerinin Etkileri" başlıklı tezi 03/12/2019 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından değerlendirilerek "Eskişehir Teknik Üniversitesi Lisansüstü Eğitim-Öğretim ve Sınav Yönetmeliği"nin ilgili maddeleri uyarınca, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri	**Unvanı Adı Soyadı**	**İmza**
Üye (Tez Danışmanı)	: Dr.Öğr.Üyesi Gül İpek SELİMOĞLU	_____
Üye	: Dr.Öğr.Üyesi Nurşen KOÇ	_____
Üye	: Dr.Öğr.Üyesi Emrah DÖLEKÇEKİÇ	_____

Prof. Dr Murat TANIŞLI

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

ÖZET

6013 ALÜMİNYUM ALAŞIMININ ÖZELLİKLERİNE ISIL İŞLEM VE DEFORMASYON PARAMETRELERİNİN ETKİLERİ

Nurşah KOÇDAĞ

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı

Eskişehir Teknik Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Aralık 2019

Danışman: Dr.Öğr.Üyesi Gül İpek SELİMOĞLU

Alüminyum ve alaşımları, düşük yoğunluk, yüksek spesifik dayanç ve korozyon direnci gibi özellikleri sayesinde günümüzde özellikle otomotiv ve havacılık-uzay endüstrisinde en çok kullanılan malzemelerdendir. 6XXX serisi alüminyum alaşımlarından olan 6013, ilk olarak havacılık endüstrisinde kullanılmak üzere geliştirilmiş, daha yakın zamanda ise otomotiv endüstrisinde 6061 alaşımına alternatif olarak kullanılmıştır. 6013 gibi çökelmeyle sertleşebilen alüminyum alaşımlarında deformasyonun yaşlandırma kinetiğine etkisi yaygınlıkla araştırılan konulardandır. Son dönemlerde ise literatürde kriyojenik deformasyon üzerine çalışmalar ivme kazanmıştır. Kriyojenik sıcaklıklarda dinamik geri kazanımın baskılanması ile elde edilen ultra ince taneli yapı ile yaşlandırma ısıl işlemi sonucu oluşan çökeltilerin bileşke etkisi sayesinde yüksek mukavemetle süneklik bir arada elde edilebilmektedir. Bu çalışma kapsamında, daha önce literatürde ele alınamamış olan hem oda sıcaklığında hem de kriyojenik sıcaklıkta (-196°C) haddelemenin 6013 alaşımının yaşlanma davranışına ve mekanik özelliklerine etkisi incelenmiştir. Bu amaçla, 480°C'de 1 saat çözeltiye alınan plakalar, %25-75 arası değişen deformasyon miktarlarında haddelendikten sonra 190°C'de değişen sürelerde yapay yaşlandırılmıştır. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve X-ışını difraksiyonu (XRD) analizleri ile sertlik ve çekme testleri kullanılarak mikroyapısal ve mekanik özellikler değerlendirilmiştir. Yapılan analizler neticesinde artan deformasyon miktarı ve düşen deformasyon sıcaklığı ile birlikte pik yaşlanma süresinin kısaldığı, en yüksek mukavemetin ise %75 kriyojenik deformasyon sonrasında elde edildiği tespit edilmiştir.

Anahtar Sözcükler: Kriyojenik, Haddeleme, Yaşlandırma, Termomekanik işlem, Çökelme sertleşmesi.

ABSTRACT

THE EFFECTS OF HEAT TREATMENT AND DEFORMATION PARAMETERS ON THE PROPERTIES OF 6013 ALUMINUM ALLOY

Nurşah KOÇDAĞ

Material Science and Engineering Department

Eskişehir Technical University, Institute of Graduate Programs, December 2019

Supervisor: Asst.Prof.Dr. Gül İpek SELİMOĞLU

Aluminum and its alloys are among the most widely used materials, especially in the automotive and aerospace industries due to their low density, high specific strength and corrosion resistance. 6013, one of the 6XXX series aluminum alloys, which was first developed for the aerospace industry, has recently been used as an alternative to 6061 alloy in the automotive industry. The effect of deformation on aging kinetics in precipitation hardenable aluminum alloys, such as 6013, is one of the most widely studied subjects. Recently, studies on cryogenic deformation have gained momentum in the literature. High strength and ductility can be obtained together due to the combined effect of ultra-fine grain structure, due to the suppression of dynamic recovery at cryogenic temperature, and precipitates that formed by aging heat treatment. In this study, the effect of rolling at both room temperature and cryogenic temperature (-196 °C) on aging behavior and mechanical properties of 6013 alloy, which has not been studied in literature before, was investigated. With this aim, the plates, which solutionized for 1 hour at 480 °C, were artificially aged for varying times at 190°C after rolling with deformation amounts ranging from 25% to 75%. Microstructural and mechanical properties were evaluated using scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffraction (XRD) analyses, hardness and tensile tests. As a result of the analyses, it was observed that peak aging time was shortened with increasing deformation amount and decrease in deformation temperature, and the highest strength was obtained after 75% cryogenic deformation.

Keywords: Cryogenic, Rolling, Aging, Thermomechanical process, Precipitation hardening.

03/12/2019

ETİK İLKE VE KURALLARA UYGUNLUK BEYANNAMESİ

Bu tezin bana ait, özgün bir çalışma olduğunu; çalışmamın hazırlık, veri toplama, analiz ve bilgilerin sunumu olmak üzere tüm aşamalarında bilimsel etik ilke ve kurallara uygun davrandığımı; bu çalışma kapsamında elde edilen tüm veri ve bilgiler için kaynak gösterdiğimi ve bu kaynaklara kaynakçada yer verdiğimi; bu çalışmanın Eskişehir Teknik Üniversitesi tarafından kullanılan "bilimsel intihal tespit programı"yla tarandığını ve hiçbir şekilde "intihal içermediğini" beyan ederim. Herhangi bir zamanda, çalışmamla ilgili yaptığım bu beyana aykırı bir durumun saptanması durumunda, ortaya çıkacak tüm ahlaki ve hukuki sonuçları kabul ettiğimi bildiririm.

.....

Nurşah KOÇDAĞ

TEŞEKKÜR

Öncelikle, yüksek lisans eğitimim boyunca her türlü teorik ve deneysel açıdan desteğini benden eksik etmeyen, sonsuz sabrıyla birçok faydalı bilgi öğreten, akademik kimliğinin yanında bana bir danışmandan önce arkadaş olup motive eden, çok saygı ve sevgi duyduğum kıymetli danışmanım Dr. Öğr. Üyesi Gül İpek SELİMOĞLU'na,

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Bölümü'nde gerçekleştirdiğim tüm çalışma ve analizler sırasında bilgi ve tecrübe kazanmamı sağlayan, yardımlarını esirgemeyen tüm bölüm personeline,

Çalışmam süresince desteğini esirgemeyen sevgili hocam Doç. Dr. Hakan GAŞAN'a,

Tüm eğitim hayatım boyunca benden maddi ve manevi desteklerini esirgemeyen, her zaman yanımda, olan en büyük destekçilerim annem Sıdıka KOÇDAĞ'a, babam Reşat KOÇDAĞ'a, kardeşlerim Tahsin KOÇDAĞ ve Nilay KOÇDAĞ'a,

Sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Nurşah KOÇDAĞ

Aralık 2019

İÇiNDEKiLER

Sayfa

BAŞLIK SAYFASI i

JÜRİ VE ENSTİTÜ ONAYI ii

ÖZET iii

ABSTRACT iv

ETİK İLKE VE KURALLARA UYGUNLUK BEYANNAMESİ v

TEŞEKKÜR vi

İÇiNDEKiLER vii

TABLOLAR DİZİNİ ix

ŞEKİLLER DİZİNİ x

1. GİRİŞ 1

2. ALÜMİNYUM 3

3. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ SINIFLANDIRILMASI 5

3.1. Alaşım Elementine Göre Sınıflandırma 6

3.1.1. Alüminyum 1XXX serisi 6

3.1.2. Alüminyum 2XXX serisi 6

3.1.3. Alüminyum 3XXX serisi 6

3.1.4. Alüminyum 4XXX serisi 6

3.1.5. Alüminyum 5XXX serisi 6

3.1.6. Alüminyum 6XXX serisi 7

3.1.7. Alüminyum 7XXX serisi 7

3.1.8. Alüminyum 8XXX serisi 7

3.2. Isıl İşlem Durumuna Göre Sınıflandırma 7

4. 6013 ALÜMİNYUM ALAŞIMI 9

Sayfa

5. ISIL İŞLEM **11**

5.1. Çözeltiye Alma **13**

5.2. Su Verme **14**

5.3. Yaşlandırma **16**

5.3.1. Doğal yaşlandırma **19**

5.3.2. Yapay yaşlandırma **20**

6. TERMOMEKANİK İŞLEM **24**

7. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI **28**

8. MATERYAL VE YÖNTEM **31**

8.1. Isıl İşlem **31**

8.2. Termomekanik İşlem **31**

8.3. Karakterizasyon Çalışmaları **32**

9. BULGULAR VE TARTIŞMA **33**

9.1. Sertlik Testlerinin Sonuçları **33**

9.2. XRD Sonuçları **37**

9.3. SEM ve TEM Analizi Sonuçları **39**

9.4. Çekme Testi Sonuçları **44**

10. SONUÇLAR **46**

KAYNAKÇA **47**

TABLOLAR DİZİNİ

Sayfa

Tablo 2.1. Saf alüminyumun özellikleri ……... 4

Tablo 3.1. Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması …… 5

Tablo 3.2. Alüminyum alaşımlarının ısıl işlem uygulanabilirliğine göre sınıflandırılması …….. 8

Tablo 3.3. T sınıfı ısıl işlem kodlarının açılımı …… 8

Tablo 4.1. 6013 alüminyum alaşımı kompozisyonu ……..... 10

Tablo 8.1. Plakadan alınan elementel analizi sonucu ……... 31

Tablo 9.1. Soğuk deforme edilen ve yapay yaşlandırılan plakaların sertlik değerleri …….. 35

Tablo 9.2. Kriyo-haddelleme ve yapay yaşlanmanın plakaların sertlik değerlerine etkileri …….. 36

Tablo 9.3. Pik sertlik değerlerinin elde edildiği plakaların çekme testi sonuçları……... 44

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 5.1. Çökeltiyle karşılaşan dislokasyon davranışı: a) kesme b) halka mekanizmaları …… 12

Şekil 5.2. Al-Mg_2Si faz diyagramı …… 13

Şekil 5.3. Alüminyum alaşımının a) çözeltiye alma öncesi b) çözünme evresi başladığında ve c) çözünme tamamlandığında mikroyapı evrimleri…….. 13

Şekil 5.4. 6351 alüminyum alaşımının TTT eğrisi ……. 16

Şekil 5.5. Al-Cu alaşımında θ", θ' ve θ'nın yapısı ……... 19

Şekil 5.6. Yaşlandırma işlemi için sıcaklık aralıkları ve ikili alüminyum alaşımlar için ilgili solvüs hatları ……..... 21

Şekil 5.7. Alüminyum alaşımlarının yaşlandırılması sırasında yapıların şematik gösterimi; a) uyumlu GP bölgesi, b) ara faz çökeltisi, c)ana çökelti ……. 22

Şekil 5.8. Alüminyum alaşımları için tipik yaşlanma eğrisi …… 23

Şekil 6.1. 6XXX serisi alüminyum alaşımının termomekanik prosesi …… 27

Şekil 7.1. (a) Kriyo-haddelenmiş ve ardından sırasıyla (b) 150 °C, (c) 200 °C, (d) 250 °C, (e) 300 °C, (f) 350 °C 'de tavlanmış numunenin kristalografik oryantasyon haritası (IPF) ……..... 29

Şekil 8.1. Çekme testi için hazırlanan numunelerin ASTM E8/E8M-15a standardına uygun ölçüleri …….. 32

Şekil 9.1. Yapay yaşlanma süresinin 6013 plakalarının sertliğine etkisi …..... 33

Şekil 9.2. Soğuk deformasyonun yapay yaşlanma davranışına etkisi ……. 34

Şekil 9.3. Kriyo-haddeleme sonrasındaki yapay yaşlanmanın 6013 plakanın sertliğine etkisi ……..... 36

Şekil 9.4. Soğuk deformasyon sonrası 125°C'de yaşlandırmanın 6013 plakanın sertliğine etkisi …… 37

Şekil 9.5. Farklı ısıl ve termomekanik işlem koşularında üretilen 6013 plakalara ait X-ray difraktogramları ……... 38

Sayfa

Şekil 9.6. 190°C'de 4 saat yaşlandırılan plakanın SEM mikrografı (25000X)……... 39

Şekil 9.7. %50 kriyo-haddelenen plakanın SEM mikrografı (50000X) ……..... 40

Şekil 9.8. %75 kriyo- haddelenen plakanın SEM mikrografı (75000X) …… 41

Şekil 9.9. %75 kriyo- haddelenen plakanın TEM mikrografı …… 42

Şekil 9.10. (a) %25, (b) %50, (c) %75 soğuk haddelenen plakaların SEM mikrografları (80000X) ……. 44

1. GİRİŞ

Alüminyum alaşımları, otomotiv ve havacılık uygulamalarında yüksek spesifik mukavemetli korozyon dayanımlı yapıların üretilmesinde yaygın olarak kullanılmaktadır. 6XXX serisi alaşımlar (Al-Mg–Si) da nispeten yüksek spesifik mukavemetlerinin yanısıra iyi şekillendirilebilirliği, kaynaklanabilirliği ve korozyon direnci nedeniyle yoğun olarak çalışılmaktadır. Bahsedilen avantajlarına rağmen, söz konusu alaşımlar çok yüksek mukavemet ve aşınma dayancı gerektiren uygulamaların gereklerini karşılayamamaktadır. Bu nedenle, plastik deformasyon ve ısıl işlem parametrelerini geliştirerek ultra ince taneli / nanoyapılı malzemenin geliştirilmesi üzerine yapılan çalışmalar ivme kazanmıştır.

6XXX serisi alaşımlar için ana güçlendirme mekanizması çökelme sertleşmesidir. 6XXX serisi alaşımların yapay yaşlandırma işlemi sonucunda dislokasyonların hareketini engellemek için çok sayıda nano boyutta çökeltiler oluşturulabilmektedir. Ancak, tane yapısının plastik deformasyon ile ultra ince tane yapısına rafine edilmesiyle mekanik özelliklerin daha da gelişmesi sağlanmaktadır. Tane büyüklükleri 0.1 ila 1 μm arasında değişen alaşımlar, geleneksel iri taneli alaşımlara kıyasla üstün mekanik performansa sahiptir.

Son yıllarda, polikristalin malzemelerde ince tane elde etmek için eş kanallı açısal presleme (equichannel angular pressing, ECAP), yüksek basınçla bükme (high pressure torsion, HPT) ve birikimli hadde yapıştırması (accumulative roll bonding, ARB) gibi ağır plastik deformasyon teknikleri yoğun şekilde çalışılmıştır. Bununla birlikte, ağır plastik deformasyon süreçleri büyük miktarda plastik gerilme ve özel deneysel prosedürler gerektirmektedir. Son zamanlarda, kriyojenik sıcaklıkta (sıvı azot sıcaklığı) geleneksel haddeleme işlemiyle ultra ince taneli malzemeler üretilebildiği ve bu yöntemin mevcut endüstriyel hatlara kolayca uyarlanabileceği görülmüştür. Kriyo-haddelemeyi takiben düşük sıcaklıkta uygulanan tavlama işlemi ile nispeten yüksek mukavemet korunurken süneklik de artırılabilmektedir. Kriyo-haddeleme sırasında dinamik toparlanmanın baskılanması, oda sıcaklığında haddeleme sırasındaki deformasyona kıyasla daha büyük dislokasyon birikimine yol açmaktadır. Bu sayede, kriyo-haddeleme ile ultra ince taneli yapı elde etmek için, diğer ağır plastik deformasyon işlemlerine nazaran daha az plastik gerilme yeterli olmaktadır.

Bu yöntem, tavlama sırasında yeniden çekirdeklenmenin yanı sıra çökelti oluşturabilme potansiyelini göz önünde bulundurarak yaşlandırılabilen alaşımların mekanik özelliklerini iyileştirmede daha etkilidir.

Literatür taraması sırasında, 6013 alüminyum alaşımının kriyojenik deformasyonu üzerine halihazırda yapılmış bir çalışmaya rastlanmamıştır. Öte yandan, kriyojenik deformasyonun yaşlanma davranışı üzerine etkisinin karakterize edilmesiyle birlikte sadece üretim maliyetlerini düşürmekle kalmayıp, 6013 alaşımının mekanik performansını da iyileştirerek kullanım alanlarının yaygınlaşacağı öngörülmektedir. Bu nedenle, bu çalışma kapsamında, 6013 alaşımının mekanik özellikleri ve içyapısına kriyojenik ve oda sıcaklığında haddelemenin etkileri incelenmiştir.

2. ALÜMİNYUM

Alüminyum uygulama alanı çok geniş bir mühendislik malzemesidir [1]. Doğada boksit halinde bulunur ve yerkabuğunun % 8'ini oluşturur. Alüminyum, yeryüzünde oksijen ve silisyumdan sonra en çok bulunan üçüncü element olmasına rağmen, endüstriyel çapta üretimi 1886 yılında elektroliz yönteminin kullanılmaya başlanmasıyla gerçekleşmiştir. Alüminyumu oksit halindeki bileşiğinden ilk ayıran ve elde eden kişi 1808 yılında Sir Humprey Davy olmuştur [1].

Alüminyum, demir esaslı malzemelerden sonra, mekanik özelliklerinin üstünlüğü nedeniyle, çağımızın en çok kullanılan metalidir [2]. Alüminyum 2.7 g/cm^3 yoğunluğu dolayısıyla çeliklerin yaklaşık üçte biri (7.83 g/cm^3) yoğunluğa sahiptir. Alüminyum ve alaşımlarının sağladığı benzersiz özellik kombinasyonları, alüminyumu yumuşak, yüksek esnekliğe sahip sarma folyolarından en zorlu mühendislik uygulamalarına kadar çok çeşitli kullanımlar için çok yönlü, ekonomik ve çekici metalik malzemelerden biri yapar. Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımları, uçaklardan trenlere, otobüslerden kamyonlara, hatta dünyanın en yüksek gökdelenlerinden bazılarına kadar yüksek spesifik mukavemet ve sünekliğin gerekli olduğu yüzlerce günlük uygulamada kullanılmaktadır.

Alüminyumun özellikleri (Tablo 2.1) birçok durumda onun ideal ve ekonomik bir malzeme olmasını sağlamaktadır. Alüminyumun;

- Uygun mekanik özelliklerle birlikte düşük ağırlığı,
- Korozyona karşı dayanımı,
- Alaşımlarının sağlamlık ve yumuşaklık açısından son derece çeşitli olması,
- Kimyasallara karşı dayanımı,
- Enerji absorblama yeteneği,
- Geri dönüşebilir olması,
- Yüksek elektrik ve ısı iletkenliği,
- Parlama ve alev almazlık,
- Magnetik nötralite,
- Kolay işlenebilme ve biçimlendirilebilmesi,
- Çok farklı yöntemlerle yüzey işlemlerine uygunluğu,

kullanımının çok büyük bir hızla yaygınlaşmasına neden olmuş, böylelikle alüminyumu 21. yüzyıla damgasını vuran bir metal yapmıştır [1].

Tablo 2.1. *Saf alüminyumun özellikleri [3].*

Atom Numarası	13
Atom Ağırlığı (g/mol)	26,98
Kafes Yapısı	Yüzey Merkezli Kübik (YMK)
Yoğunluğu (g/cm^3)	2,7
Ergime Sıcaklığı (°C)	660
Yeniden Kristalleşme Sıcaklığı (°C)	150-300
Buharlaşma Sıcaklığı (°C)	2450
Özgül Isısı (cal/gr°C)	0,224
Elastisite Modülü , E (GPa)	70
Kayma Modülü , G (GPa)	26
Çekme Mukavemeti (MPa)	40-90
Akma Mukavemeti (MPa)	10-30
Kopma Uzaması (%)	30-40
Isı İletkenliği , ƛ ((W/m-K)	247

3. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ SINIFLANDIRILMASI

Alüminyum alaşımlarının mekanik, fiziksel ve kimyasal özellikleri, bileşim ve mikroyapıya bağlı olarak geniş bir yelpazede değişim göstermektedir. Seçilmiş elementlerin saf alüminyuma eklenmesi, mekanik özelliklerini ve kullanışlılığını büyük ölçüde arttırır. Alüminyum ile kullanılan başlıca alaşım elementleri bakır, manganez, çinko, silisyum, magnezyum ve lityumdur [4]. Genellikle eklenen alaşım elementinin yapı içerisinde miktarının artması ile mukavemet de artar fakat bu durum sıklıkla malzemenin şekillendirilebilme kabiliyetinin azalmasına sebep olur.

Alüminyum alaşımları döküm ve işlenmiş alaşımlar olarak ikiye ayrılmaktadır [5]. Alüminyum alaşımlarının isimlendirilmesi hem üretim yöntemine hem de ana alaşım elementine bağlı olarak yapılmaktadır (Tablo 3.1).

Tablo 3.1. *Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması [5].*

İşlenmiş Alüminyum Alaşımları	
Ana Alaşım Elementleri	*Alaşım Türü*
Saf Al (%99)	1XXX
Al – Bakır	2XXX
Al – Mangan	3XXX
Al – Silisyum	4XXX
Al – Magnezyum	5XXX
Al – Magnezyum ve Silisyum	6XXX
Al – Çinko	7XXX
Al – Diğer Elementler (Li)	8XXX
Döküm Alüminyum Alaşımları	
Ana Alaşım Elementleri	*Alaşım Türü*
Saf Al (%99)	1XX.X
Al – Bakır	2XX.X
Al – Silisyum ve Bakır veya Magnezyum	3XX.X
Al – Silisyum	4XX.X
Al – Magnezyum	5XX.X
Al – Çinko	7XX.X
Al – Kalay	8XX.X

3.1. Alaşım Elementine Göre Sınıflandırma

3.1.1. Alüminyum 1XXX serisi

Ticari saflıktaki (minimum %99) alüminyumdur. Empürite olarak çok az miktarda demir ve silisyum içermektedir. Korozyon direnci, elektrik iletkenliği ve şekillendirilebilirliği iyidir [1].

3.1.2. Alüminyum 2XXX serisi

Esas alaşım elementi bakırdır. Korozyon dirençleri diğer seriler kadar iyi değildir. Ancak ısıl işlem uygulanabildiği için dayanımları yüksektir. 2XXX serisi alaşımları genellikle yüksek spesifik mukavemetin önemli olduğu parçalar ve yapılar için tercih edilmekte; bu nedenle de genellikle havacılık ve otomotiv sanayilerinde kullanılmaktadır [6].

3.1.3. Alüminyum 3XXX serisi

Serinin ana alaşım elementi mangandır. Düşük oranda da olsa dayanımı arttırmaktadır. Yaşlandırmaya uygun olmadıkları için dayançları soğuk deformasyon ile arttırılabilir. Korozyon dirençleri yüksektir. Mimari alanlarda, araç kaplamalarında, depo tanklarında ve konstrüksiyonda kullanılırlar [6].

3.1.4. Alüminyum 4XXX serisi

Esas alaşım elementi silisyumdur. Silisyum ergime noktasını düşürmekte ve kaynaklanabilirliği, lehimlenebilirliği arttırmaktadır. Isıl genleşme katsayısı düşük, aşınma direnci yüksektir. 4XXX serisi alüminyum alaşımları, kaynaklı yapılarda, levha üretiminde, otomobil parçaları üretiminde kullanılmaktadır [7].

3.1.5. Alüminyum 5XXX serisi

Alüminyum – magnezyum alaşımlarıdır. Yaşlandırma ısıl işlemine tabii tutulmazlar. Eser miktarda mangan eklenerek sertlik değeri arttırılabilir. İyi kaynaklanabilirliğe sahiptir. Dayanımı yüksektir. Tuzlu suda korozyon direnci yüksektir. Soğuk işlem ile mukavemeti fazlasıyla yükseltilebilir. Ev aletlerinde, mimarlık ve dekorasyonda, süslemelerde, gemilerde kullanılmaktadır. Ayrıca otomobil, tren vagonları, zırhlama, depo tankları, kazanlar, sac, ekstrüzyon ürünleri, dövme parçalar, içi boş

elemanlar halinde kullanılabilmektedir [6].

3.1.6. Alüminyum 6XXX serisi

6XXX seris alaşımlar, içyapılarında magnezyum silisit (Mg_2Si) oluşturacak oranlarda Mg ve Si içeren, ısıl işlem uygulanabilen alaşımlardır. Yüksek süneklik gösterirler. Isıl işlem uygulanabilen bu gruptaki alaşımlara çözeltiye alma işleminden sonra yapay yaşlandırma işlemi (T6 işlemi) uygulandığında alaşımların dayanımları önemli ölçüde arttırılabilir. Şekil değiştirebilirliği yüksektir. Ayrıca kaynaklanabilen ve korozyon dirençli alaşımlardır. Mimari uygulamalar, ulaşım endüstrisi, köprüler ve kaynaklı yapılar bu alaşımların uygulama alanlarıdır [7]. Özellikle havacılık ve otomotiv sanayisinde kullanımı önemli yer tutmaktadır.

3.1.7. Alüminyum 7XXX serisi

Ana alaşım elementi çinkodur. Ayrıca magnezyum ve/veya bakır da içerirler. Alüminyum alaşımları arasında en yüksek mukavemete sahip olan seridir. Yüksek dayanımlıdır ve yaşlandırılabilir. 7XXX alaşımları uçak gövde yapılarında, yüksek gerilme altında çalışan parçalarda, askeri köprüler, zırh levhaları, ağır taşıt ve vagonlarda kullanılan ekstrüzyon ürünleri gibi alanlarda, haddelenmiş levha ve sac, ekstrüzyon ürünleri, dövme parçalar halinde kullanılmaktadır [7].

3.1.8. Alüminyum 8XXX serisi

Diğer seriler dışında kalan ana alaşım elementleri bu seri altında isimlendirilmektedir. Bu grubun en önemli elementleri lityum ve demirdir. Eser miktarda kalay eklentisi de yapılabilmektedir. Üretim maliyetleri diğer serilere kıyasla daha yüksektir. Havacılık ve uzay yapılarında kullanılmaktadır [6].

3.2. Isıl İşlem Durumuna Göre Sınıflandırma

Alüminyum alaşımları faz çözünürlüklerine bağlı olarak yaşlandırma ısıl işlemine uygunluk göstermektedir. Yaşlandırlabilirliğine göre sınıflandırılan işlenmiş alüminyum alaşımları Tablo 3.2'de gösterilmiştir.

Tablo 3.2. *Alüminyum alaşımlarının ısıl işlem uygulanabilirliğine göre sınıflandırılması*.

Yaşlandırılabilen alaşımlar	Yaşlandırılamayan alaşımlar
2XXX	1XXX
6XXX	3XXX
7XXX	4XXX
8XXX	5XXX

Literatürde temel olarak 5 çeşit ısıl işlem gösterimi kullanılmaktadır. Kodlamalar şu şekilde ifade edilmektedir:

O: Tavlanmış,

F: Mekanik veya ısıl işlem görmemiş (döküm, dövülmüş vb.) halde,

H: Soğuk işlem görmüş (Sertleştirilmiş),

W: Çözeltiye alınmış,

T: Yaşlandırılmış.

En sık karşılaşılan kodlardan T sınıfının açılımı ise Tablo 3.3'de verilmiştir.

Tablo 3.3. *T sınıfı ısıl işlem kodlarının açılımı [8]*.

Isıl İşlem Numarası	**Yapılan İşlem**
T1	Sıcak şekillendirme sonrası soğumuş ve doğal olarak yaşlanmış
T2	Sıcak şekillendirme sonrası soğumuş, soğuk deformasyon uygulanmış, doğal olarak yaşlanmış
T3	Çözeltiye alınmış, soğuk işlenmiş ve doğal yaşlandırma uygulanmış
T4	Çözeltiye alınmış ve doğal yaşlanmış
T5	Sıcak şekillendirme sonrası soğumuş ve yapay yaşlandırılmış
T6	Çözeltiye alınmış ve yapay yaşlanmış
T7	Çözeltiye alınmış ve stabilize edilmiş (aşırı yaşlanmış)
T8	Çözeltiye alınmış, soğuk işlenmiş, yapay yaşlandırılmış,
T9	Çözeltiye alınmış, yapay yaşlandırılmış ve soğuk işlem uygulanmış
T10	Sıcak şekillendirme sonrası soğumuş, soğuk işlem uygulanmış, yapay yaşlanmış.

4. 6013 ALÜMİNYUM ALAŞIMI

Otomotiv endüstrisinde alüminyum alaşımlarının kullanımı son yıllarda artmıştır. Dünya çapındaki bu eğilimin nedenleri arasında, bileşenlerin ağırlığının ve kirletici gazların emisyonunun önemli ölçüde azaltılması ihtiyacı ile yakıt tasarrufu elde etme zorunluluğu bulunmaktadır. 6XXX serisi alüminyum alaşımları (Al-Mg-Si) bu amaç için en çok kullanılanlardan biridir.

Al-Mg-Si alaşımları, yaşlandırılabilirlikleri sayesinde yüksek mukavemetin yanısıra yüksek süneklikleri ekstrüzyon, haddeleme gibi şekillendirme yöntemlerine uygunlukları dolayısıyla en yaygın kullanılan alüminyum alaşımlarındandır [9].

Yüksek işlenebilirliklerinin yanı sıra Al-Cu ve Al-Zn-Mg gibi diğer ısıl işlem görebilen sert alaşımlara kıyasla, Al-Mg-Si alaşımları daha iyi kaynak kabiliyeti ve korozyon direnci göstermektedir. Bununla birlikte dayanımları, örneğin uçak endüstrisinde kullanılan Al-Cu alaşımlarından (2XXX serisi) çok daha düşüktür [10].

6013 alüminyum alaşımı ilk olarak uçak endüstrisinde kullanılmak üzere geliştirilmiştir ve daha yakın zamanda, otomotiv endüstrisinde 6061 alaşımına bir alternatif olarak kullanılmıştır [9]. 6013 alaşımı, otomotiv endüstrisinde, tekerlekler, paneller ve hatta araç iskeleti gibi çeşitli otomobil parçalarının imalatı için kullanılmaktadır. Hafif alaşımların kullanılması önemli miktarda yakıt tasarrufu ve kirletici gaz emisyonlarının azaltılmasını sağlar [11]. Ayrıca 6013-T6 alaşımı, 2024 alaşımı için de potansiyel bir ikamedir. Spesifik mekanik özelliklerinin yüksek olması nedeniyle uçak yapılarında ve taşımacılık endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır [10].

Bununla birlikte, nispeten yeni bir alaşım olan 6013-T6, karşılaştırılabilir kırılma tokluğu ve yorulma çatlak büyüme oranına karşı direnci ile Alclad 2024-T3'ten %12 daha yüksek bir güce sahiptir ve kaplanması gerekmez. Öte yandan, 6013 alaşımı, serinin diğer alaşımlarına kıyasla, daha fazla bakır içerir, bu da mukavemet özelliklerini artırır. İçeriğindeki bakırdan dolayı 6013-T6 alaşımı, bazı 6XXX alaşımları gibi, çökelme sertleşmesi sırasında tane sınırlarında çökeltisiz bölgele (PFZ) oluşturma eğilimindedir, bu da 6013-T6 alaşımını taneler arası korozyona karşı duyarlı hale getirmektedir [12]. 6013 alaşımının kimyasal kompozisyonu Tablo 4.1'de verilmiştir.

Tablo 4.1. *6013 alüminyum alaşımı kompozisyonu [13].*

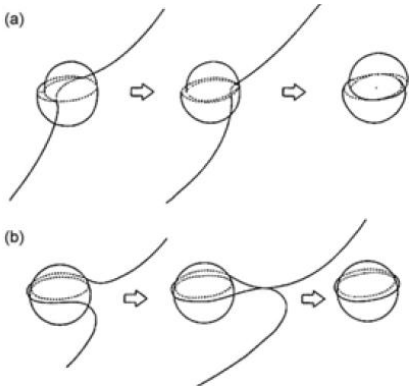
Mg	Si	Cu	Mn	Cr	Fe	Zn	Ti	Al
0,8-1,2	0,6-1,0	0,6-1,1	0,2-0,8	0,1	0,5	0,25	0,1	Kalan

Lockheed, ABD donanmasının P-7A uçağının gövdesi için 6013-T6'yı kullanmıştır. P-7A, 6013 alaşımını uygulandığı, büyük bir üretici tarafından üretilen ilk uçaktır. Lockheed ve Alcoa laboratuvarda yapılan testlerle, kaplanmamış 6013-T6 levhanın, kaplanmış 2024-T3 veya T4'ün yerini alabileceğini, benzer veya daha iyi mekanik özellikler ve şekillendirilebilirlik ile geliştirilmiş korozyon direncini sağladığını ortaya koymuştur [14].

5. ISIL İŞLEM

Metal malzemelerin mukavemetini arttırmak, mekanik ve fiziksel özelliklerini geliştirmek için birçok yöntem bulunmaktadır. Bu yöntemlerden biri de ışıl işlemdir. 6XXX serisi alüminyum alaşımlarının özelliklerinin geliştirmek için uygulanan en yaygın ısıl işlem çökelme sertleşmesi diğer bir değişle yaşlandırma ısıl işlemidir. Çökelme sertleşmesinin ana amacı, çökeltilerin matriste homojen dağılımını sağlayarak çökelti-dislokasyon etkileşimi sonucunda dislokasyon hareketliliğini kısıtlamaktır. [15]. Mukavemet ve sertlik, sünek yapıdaki matris fazı içerisinde yüksek sertliğe sahip ikinci bir fazın çok küçük, düzgün dağılmış parçacıklarının oluşturulmasıyla arttırılabilmektedir [16]. Çökelme sertleşmesi ile oluşan ikincil fazlar yani çökeltiler ne kadar ince ve çökelme yoğunluğu ne kadar çok ise, yaşlandırılan alaşımın dayanımı o kadar yüksek olmaktadır [15]. Çökelme sertleşmesinin gerçekleşebilmesi için ikincil elementin ana faz içerisinde yüksek sıcaklıkta çözünebilir olması, azalan sıcaklıkla çözünebilirliğin düşüş göstermesi gerekmektedir.

Yaşlandırma ile oluşan çökeltiler dislokasyonların önünde bir engel gibi davranmaktadır. Dislokasyonlar, çökeltileri geçmek ve hareketlerine devam etmek için, enerji tüketmektedir. Bu, malzemenin mukavemetinde bir artışa yol açmaktadır. Çünkü çökeltileri geçmek için daha fazla enerji harcanması gerekmektedir. Çökeltiler, dislokasyonların hareketini geciktirmek veya engellemek için iki farklı şekilde davranabilmektedir. Çökeltiler ya dislokasyonlar tarafından kesilebilmekte ya da kesilmeye karşı direnç göstermektedir (Şekil 5.1). Bağdaşık olmayan ara yüzeye sahip fazlarda diskolasyonlar çökeltileri kesememekte ve çökeltilerin etrafında dislokasyon halkaları oluşturmaktadır. Bu durum bir sonraki dislokasyon hareketi için daha çok enerji ihtiyacı gerektirmektedir. Bağdaşık ara yüzeylerde ise çökeltiler dislokasyonlar tarafından kesilebilmektedir. Çökelti konsantrasyonu bağdaşık olmayan ara yüzeylere göre daha fazla olduğu için bağdaşık ara yüzeylerde daha fazla enerjiye ihtiyaç duyulmaktadır. Bağdaşık ara yüzeye sahip alaşımlar daha iyi mekanik özellikler göstermektedir [17].



Şekil 5.1. *Çökeltiyle karşılaşan dislokasyon davranışı: a) kesme b) halka mekanizmaları [17].*

Tepe sertliğine kadar yaşlandırılan alaşımların akma dayanımında hafif bir azalma görülmesine rağmen, gerinim sertleşmesi önemli ölçüde artmaktadır. Aşırı yaşlanma durumunda çökeltiler büyümekte ve bağdaşık olmayan faz sınırlarına sahip olmaktadır. Bu durumda dislokasyonların çökeltileri kesemediği, fakat onları atlayacak şekilde çökeltilerin etrafında halka mekanizması sergilediği görülmektedir. Bu da mukavemeti önemli ölçüde azaltmaktadır [16-17].

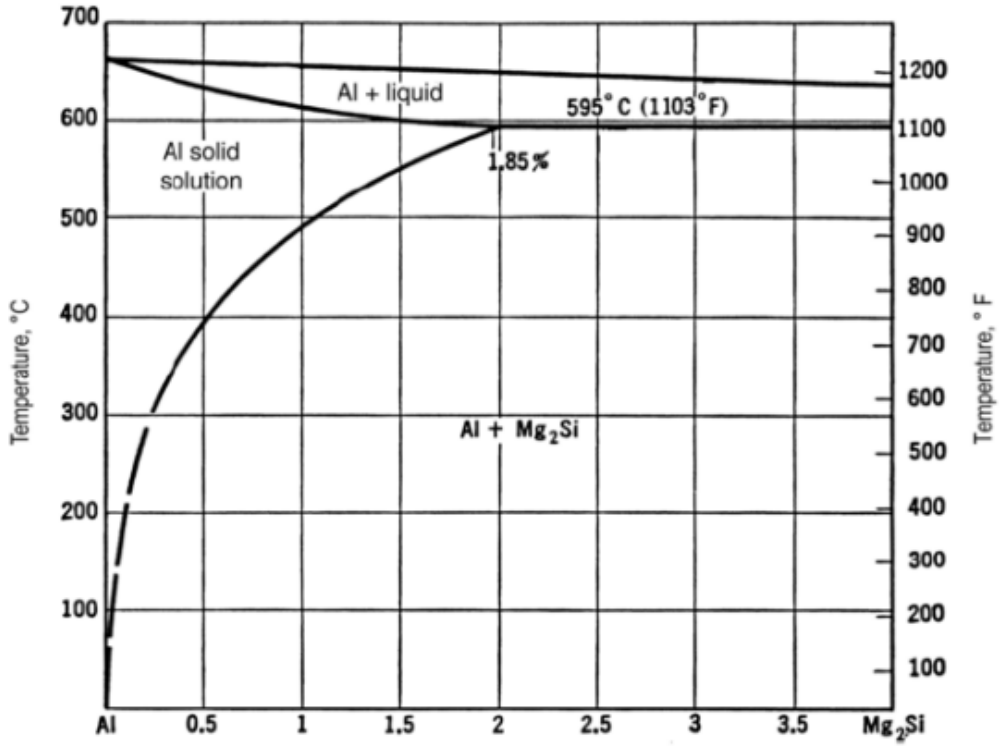
6XXX serisi alüminyum alaşımının çökelme sertleşmesi ısıl işlemi 3 aşamadan oluşmaktadır [15]. Bunlar;

I. Çözeltiye alma: Alaşımın yapısındaki bileşenlerin ve ara bileşiklerin α-alüminyum matrisinde çözündürülmesi işlemidir.

II. Su verme: Çözeltiye alma sonrasında elde edilen tek fazlı yapının oda sıcaklığında korunabilmesi için su verme işlemi ile difüzyon engellenir.

III. Yaşlandırma: İkincil faz(lar)ın oda sıcaklığında (doğal yaşlanma) veya yüksek sıcaklıkta (yapay yaşlanma) çökelmesi işlemidir.

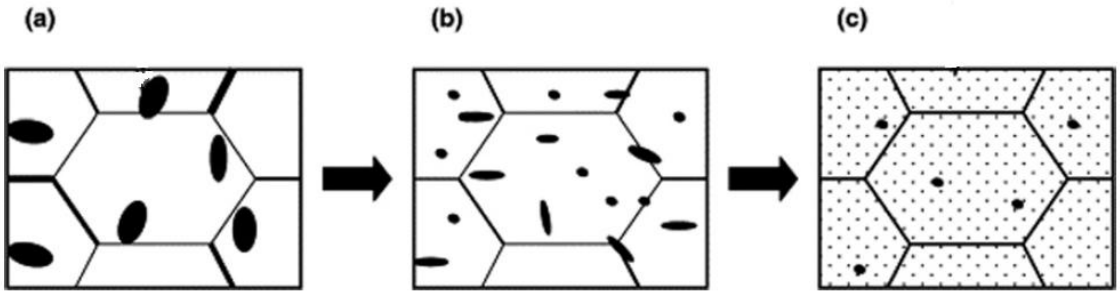
6XXX serisi alüminyum alaşımının çökelme sertleşmesi ısıl işlemi için kullanılabilecek Al-Mg_2Si faz diyagramı Şekil 5.2'de verilmiştir.



Şekil 5.2. *Al-Mg_2Si faz diyagramı [18].*

5.1. Çözeltiye Alma

Çözeltiye alma ısıl işleminin temel amacı aşırı doymuş bir katı çözelti elde etmektir. Çökelme sertleşmesinin gerçekleşebilmesi için, yapıdaki alaşım elementleri ve ara bileşiklerin ana faz içinde çözündüğü katı bir çözeltinin oluşturulması gerekmektedir (Şekil 5.3) [15]. Çözeltiye alma işleminde sıcaklık ve zaman en önemli parametrelerdir. Optimum çözelti sıcaklığı alaşım bileşimi, solvüs konumu ve ötektik sıcaklık ile belirlenmektedir [19].



Şekil 5.3. *Alüminyum alaşımının a) çözeltiye alma öncesi b) çözünme evresi başladığında ve c) çözünme tamamlandığında mikroyapı evrimleri [19].*

Çözeltiye alma sıcaklığı, ötektik bileşenleri eritmeden katı çözünürlük eğrisinin üzerinde olmalıdır. Ötektik sıcaklığın aşılması, ötektik fazların erimesine neden olabilmekte, bu da mekanik özellikleri olumsuz yönde etkileyebilmektedir. Aşırı ısınma, özellikle faz diyagramının solvüs sıcaklık çizgisi aşıldığında meydana gelmekte, tane sınırlarında lokal erime oluşabilmektedir. Bu da düşük mukavemet ve kırılma tokluğu ile sonuçlanmaktadır [12, 19].

Öte yandan, eğer çözeltiye alma sıcaklığı çok düşükse, çözelti homojen olmayacaktır ve alaşımdan beklenildiği kadar yüksek bir dayanım geliştirilemeyecektir [12].

Çözeltiye alma işleminin süresi de önem arz etmektedir. Süre tamamen homojen bir yapıya ulaşmak için yeterli olmalıdır. Süre, kimyasal bileşim, sıcaklık, kesit boyutu ve çözünmesi gereken fazlar gibi çeşitli parametrelere bağlıdır. Bilindiği üzere difüzyon sıcaklığa üstel olarak bağlıdır; sıcaklık arttıkça, difüzyon hızlanmakta ve bu nedenle süre kısalmaktadır. Çözeltiye alma süresi, difüzyonun dengede bir katı çözeltisi oluşturması için yeterince uzun olmalıdır [12, 17].

Düzgün seçilmiş bir çözeltiye alma süresi, düzensiz çökeltileri ve artık gerilmeleri azaltmaya yardımcı olmaktadır. Daha uzun bir süre genellikle, düşük çözeltiye alma sıcaklığında çözülmeyen sert partiküllerin kabalaşmasına neden olabilmektedir [19].

Çözelti alma işlemi için kullanılan fırının temiz ve nemsiz olması gerekmektedir. Nemin varlığı, hidrojenin alüminyum alaşımlarınca emilmesine neden olabilir. Kükürt bileşikleri ise koruyucu yüzey oksidini parçalayabilir ve alaşımın hidrojen emilimine daha duyarlı olmasını sebebiyet verebilir [12].

Çözeltiye alınmış alaşıma deformasyon uygulanması daha kolay olmaktadır. Elde edilen homojen tek fazlı yapıda süneklik artmakta ve dislokasyonların önünde çok az engel kalacağı için deformasyon kabiliyeti artmaktadır [19].

5.2. Su Verme

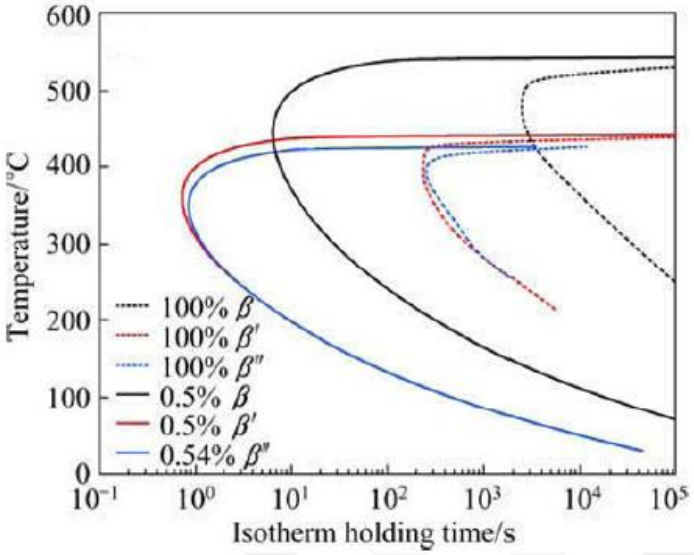
Su verme, yaşlandırma ısıl işleminin kritik bir adımıdır. Parçanın çözeltiye alınmasının ardından genellikle oda sıcaklığına soğutulmasını içeren bir işlemdir [19]. Alüminyum alaşımlarında çoğunlukla oda sıcaklığında su ile soğutma tercih

edilmektedir. Su verme sırasında aşırı doygun katı çözeltinin yanı sıra yapıdaki boşlukların da muhafaza edilmesi gerekmektedir [15]. Kafes yapısındaki boşluklar difüzyon için elverişli bir ortam yaratmakta ve nihayetinde yaşlanma sırasında çökelti oluşumunu teşvik etmektedir.

Su verme işlemindeki en önemli parametre su verme hızıdır. Su verme hızı, mikroyapı dağılımı için çok önemli bir faktör olup elde edilebilecek toplam dayanımı etkilemektedir. Su verme hızının, çözünen maddelerin tümünü alüminyumun katı çözeltisinde tutacak kadar yüksek olması gerekir. Genel olarak su verme hızı arttıkça, daha iyi mukavemet ve tokluk kombinasyonları elde edilir. Ayrıca stres korozyonu ve korozyon direnci hızlı su verme sonrasında daha iyidir. Bununla birlikte, aşırı hızlı su verme hızı, ince numunelerin yüksek seviyede kalıntı gerilme içermesine, çarpılmasına ve/veya bükülmesine yol açmakta; kalın parçaların ise kırılma eğilimini arttırmaktadır. Hızlı su verildiğinde parçanın merkezi yüzeyden daha yavaş soğur. Hızlı soğumuş yüzey büzülür. Merkez sıcak kaldığı için (sünek ve yumuşak), büzülen yüzey merkeze basma kuvveti uygular. Zamanla merkez soğur, çekilmesi yüzey tarafından engellenir, su verilmiş kısım içerisinde kalıntı gerilme oluşur. Kalıntı gerilmeler, çarpılma, şekil değiştirme, kırılma gibi etkilere neden olur. Kalıntı gerilmelerden doğan problemleri azaltmak için yaşlandırma ile mukavemetlendirilebilen alaşımlar gereğinden hızlı soğutulmazlar.

Öte yandan, su verme yavaş olursa, çözünenler çökelmeye başlayabilir. Su verme sırasında çökelme gerçekleşir ise yaşlanma sırasında çökelti sayısı azalır ve istenilen mukavemet ve dayanımın elde edilmemesine sebebiyet verebilir. Korozyon direnci de olumsuz yönden etkilenir [19].

Sonuç olarak, alaşımın mekanik özelliklerini azami seviyeye çıkarırken, kalıntı gerilimi en aza indirmek için uygun bir su verme hızı gereklidir. Alüminyum alaşımlarının su verme hassasiyetini belirlemek için; sıcaklık - zaman - dönüşüm (TTT) eğrileri kullanılır. Bu eğriler kullanım koşullarındaki malzeme davranışını anlamak ve yapı evrimini kontrol etmek için temel bir unsurdur. TTT eğrisi ısıl işlem parametrelerinin tayinini ve oluşabilecek yapının tahmin edilmesini sağlar (Şekil 5.4) [20]. TTT eğrilerinin üst sınırlarından kritik çözeltiye alma sıcaklığı belirlenir. Aşırı doygun katı çözelti elde edilebilmesi için çözeltiye alındıktan sonra su verme işlemi TTT eğrilerinin burun kısımlarına teğet olarak, temas etmeden gerçekleşmelidir.



Şekil 5.4. *6351 alüminyum alaşımının TTT eğrisi [20].*

Su verme işlemi sırasında çökelmeden kaçınmak için, iki gereksinimin karşılanması gerekir. İlk olarak, çözeltiye alma işleminin gerçekleştirildiği fırından su verme tankına transfer süresi asgariye indirilmelidir. Ayrıca, su verme tankının yeterli termal ataleti olması gerekmektedir, böylece soğutma suyu aşırı derecede ısınmaz ve kesintiye uğramış bir su vermeye neden olunmaz [15].

Su verilmiş aşırı doygun katı çözeltideki boşluklar, yaşlanma gibi dayanım arttırıcı işlemlerde önemli bir rol oynamaktadır. Su verme işlemi çok hızlı bir şekilde gerçekleştirildiğinde atomik boşluk konsantrasyonu denge koşullarına ulaşamaz. Bu boşluklar yaşlanma sırasında atomların difüzyon hızını arttırmaya yardımcı olmaktadır. GP bölgelerinin çok düşük yaşlanma sıcaklığında hatta oda sıcaklığında oluşmasını sağlayan bu yüksek atomik boşluk konsantrasyonudur [19].

5.3. Yaşlandırma

Çökelme sertleşmesi ısıl işleminin son adımı yaşlandırmadır. Çözeltiye alınıp ardından su verilerek elde edilen aşırı doygun katı çözelti bu aşamada ayrışmaya başlar. Su verilmiş alaşımın belirli bir sıcaklığa ısıtılması (yapay) ya da oda sıcaklığında bekletilmesi (doğal) sonucunda çökeltilerin oluşmasına yaşlandırma denilmektedir.

Alüminyum alaşımları için yapay yaşlandırma sıcaklığı 75 – 230°C aralığında değişmektedir.

Çökelme sertleşmesi ısıl işleminin ana amacı, dislokasyonların çökeltiler ile etkileşimi sonucunda mukavemet ve sertliği arttırmaktır. Bu amaç yaşlandırma aşaması ile gerçekleştirilmektedir.

Hızlı su verme, çökelme için itici güç sağlayan, aşırı doymuş bir katı çözeltiyle sonuçlanır. Başlangıçtaki atom boşluklarında yeterli sayıda atomlar kümelenip bu başlangıçtaki boşluk kümelerine yayıldıktan sonra, tutarlı çökeltiler oluşur. Su verilmiş alaşım ne kadar yüksek aşırı doygunluk seviyesine ulaşır ise yaşlandırma aşamasında o kadar çok yoğunlukta çökelme gerçekleşmektedir. Yani aşırı doygunluk seviyesi arttıkça sistemin enerjisi de artmaktadır. Sistem enerjisini azaltmak için yüksek itki kuvveti altında hızlı çekirdeklenme eğilimindedir [15].

Çözünmemiş intermetalik fazlar var ise mekanik özellikleri etkiler. Bir malzemenin mekanik özellikleri esas olarak malzemenin yapısındaki dislokasyon hareketinden kaynaklanmaktadır. Bu hareket, çökeltilerin, tane sınırlarının ve deformasyon sertleşmesinin varlığı ile yavaşlatılabilir. Yaşlandırılabilen alaşımlar söz konusu olduğunda ana güçlendirme mekanizması çökeltilerdir. Çökeltileri geçmek ve hareketlerine devam etmek için, dislokasyonlar enerji tüketir. Bu, malzemenin mukavemetinde bir artışa yol açar, çünkü dislokasyonların çökeltileri geçmesi için daha fazla enerji verilmesi gerekir [17].

Birçok alaşımda denge çökeltileri baştan oluşmaz, ancak işlem sırasında farklı çökeltilerin bir dizisi oluşur. Al-Mg-Si alaşımlarının yaşlandırma işlemi sırasında çökelme sekansı genellikle şöyledir [19];

Aşırı doymuş Al katı çözelti → kümelenmiş Si ve Mg atomları → Mg kümelerinin çözünmesi → GP bölgeleri → β" → β' → β (Mg_2Si)

Bu çökelme sekansı doğal yaşlanmada farklılık gösterebilmektedir [19].

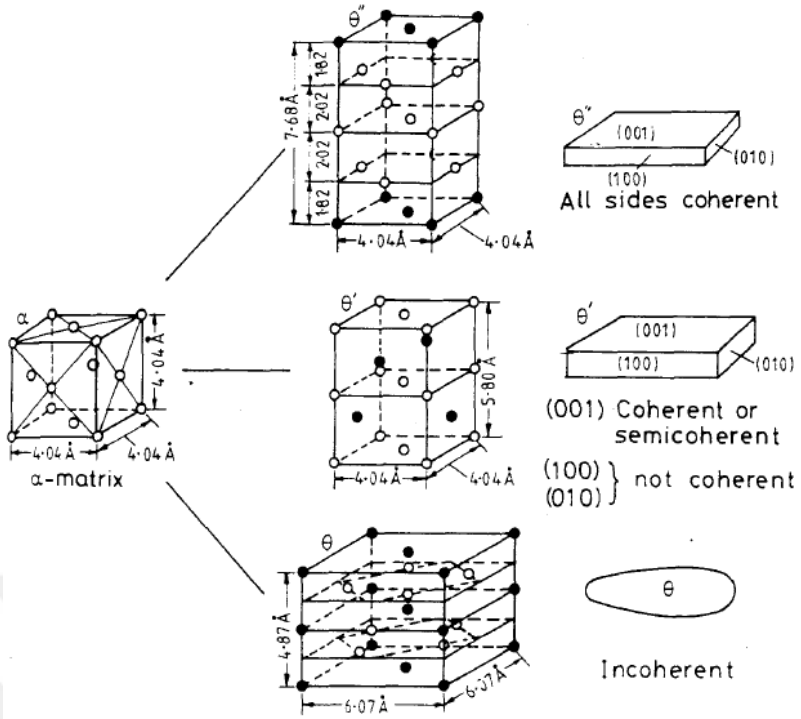
Genellikle ilk aşamada Guiner-Preston (GP) bölgeleri oluşur. GP bölgeleri, kafes yapısıyla uyumlu ve malzemede dağılmış çözünen atom gruplarıdır. GP bölgeleri yaşlanma sırasında denge çökeltilerinin oluşumunun ilk basamağıdır. GP bölgeleri, akma dayanımı ve sertlik gibi çeşitli mekanik özellikleri arttırır [17].

Bir sonraki adım GP bölgelerinden daha büyük olan yarı uyumlu ara faz çökeltileridir. Bu çökeltiler, GP bölgelerinde veya dislokasyon gibi kristalimsi kusurlarda çekirdeklenebilir. Nihai çökelti, bağdaşık olmayan arayüzeyli ve en büyük boyuttadır. Bu son aşama dayanıma daha az katkıda bulunur. GP bölgelerinin ve ara faz çökeltilerinin ince dağılımından maksimum dayanım elde edilir. Bir Al – Si - Mg alaşımı durumunda, ana çökelti β - Mg_2Si fazıdır [17-19].

Yaşlandırmanın etkisi, aşırı doygun katı çözeltideki Mg:Si oranına bağlıdır. Silisyumun fazlalığı (Mg_2Si fazının stokiyometrisi ile ilgili olarak), çökelme kinetiğini ve faz bileşimini önemli ölçüde değiştirebilir. Ara fazların bileşimi yani Mg:Si oranı Mg_2Si'den farklıdır. GP bölgeleri, β″, β', β serilerinde oran giderek artmaktadır. Aşırı doygun katı çözeltinin ayrışması, β (Mg_2Si) fazının yanısıra serbest Si'nin (fazla olan alaşımlarda) çökelmesine neden olur.

Fazla silisyumlu alaşımlarda ve β" çökeltme aşamasında maksimum kuvvet elde edilir. Bunun nedenleri tam olarak bilinmemekle birlikte silisyum kümelerinin, bağdaşık arayüzeye sahip, faz için çekirdeklenme bölgeleri olarak işlev gördükleri kabul edilmektedir [15].

Al-Mg-Si katı çözeltisi oda sıcaklığında bile yaşlanabilmektedir. Mg_2Si (β) fazının oluşması için Mg:Si oranının en az 1.73 olması gerekmektedir. l.73'ün üzerinde Mg:Si oranına sahip alaşımlarda çökelme sistemetiği şu aşamalarda ilerler: $<l00>_{Al}$ kristal yönü boyunca ara faz çökelti bölgelerin oluşumu; β" ara fazının çökelmesi; β" ara fazından β' ara fazına geçiş ve denge kübik β fazının oluşması şeklindedir [21]. Al – Mg – Si alaşımlarındaki faz dönüşümleri Şekil 5.5'te benzer bir sistem olan Al – Cu sisteminin dönüşümü ile gösterilmiştir.



Şekil 5.5. *Al-Cu alaşımında θ'', θ' ve θ'nın yapısı [21].*

Yaşlandırma işlemi doğal ve yapay yaşlandırma olarak iki şekilde gerçekleştirilebilmektedir.

5.3.1. Doğal yaşlandırma

Oda sıcaklığında gerçekleşen yaşlandırma işlemine doğal yaşlandırma denilmektedir. Sıcaklığın düşük olmasından kaynaklı olarak difüzyon hızı düşüktür. Bu sebepten dolayı çökeltilerin oluşması uzun zaman almaktadır.

Kompozisyon, doğal yaşlanmada önemli bir rol oynamaktadır. Örneğin; 2xxx serisi alüminyum alaşımları, genellikle 5 günde azami dayanıma ulaşılabilirken 6xxx ve 7xxx serisi alaşımlarında çökelme genellikle çok daha uzun zaman almaktadır. 6016 alüminyum alaşımı buna bir örnektir. Bu alaşımın doğal yaşlanma sonucu azami dayanımı 1 yılda elde edilmektedir. Bununla birlikte, bir istisna olarak, 6014 alüminyum alaşımının doğal yaşlanma ile 1 günde azami sertliğe ulaştığı bilinmektedir [19].

Aşırı doygun katı çözelti dengeden çok uzak olduğundan doğal yaşlanmada bile atomların kümelenmesine neden olur. Bu, doğal yaşlanma sırasında sertlikte belirgin bir

artışla kanıtlanmaktadır. Al – Mg – Si alaşımlarında doğal yaşlanma, Mg ve Si atom kümelerinin oluşması ve ardından GP bölgelerinin büyümesiyle devam eder. Mg ve Si atomla kümeleri, alüminyum alaşımlarında baskın dayanım arttırıcı faz olarak bilinen β″ ara fazının çökelmesi üzerinde önemli bir etkiye sahiptir [22]. Doğal yaşlanma sırasında oluşan kümeler bazen asıl dayanımı veren β″ fazının oluşmasına engel olabillir. Mg ve Si yönünden zengin alaşımlar (Mg + Si > % 1 kütlece), doğal yaşlanma sırasında β″ çökeltilerinin oluşumunu olumsuz yönde etkilemektedir. Doğal yaşlanmada çeşitli Mg / Si oranlarına sahip kümeler oluşabilir. Bu kümelerin oluşumu yapıdaki Mg / Si oranına bağlıdır. Mg oranı yüksek alaşımlar daha daha çok Mg açısından zengin küme yoğunluğu üretirken, Si oranı yüksek alaşımlar sıklıkla Si açısından zengin kümelerin oluşumunu sergiler. Si açısından zengin kümeler β″ çökeltilerinin çekirdeklenmesini geciktirebilmektedir. Bu durum dayanımın düşük olmasınına sebebiyet vermektedir [23].

Doğal yaşlanma sırasında Mg ve Si kümelerinin artması ve/veya atomik boşluk konsantrasyonundaki bir azalma β″ ara faz çökeltilerinin çekirdeklenmesini engelleyebilir.

Su verme sonrasındaki atomik boşluk konsantrasyonu yaşlanma sürecinde önemli rol oynamaktadır. Eğer Mg ve Si kümeleri oluşurken matristeki atomik boşluk konsantrasyonunu düşürürse difüzyonun yavaşlamasıyla β″ gibi çökeltilerin gelişmesini engelleyebilir [24].

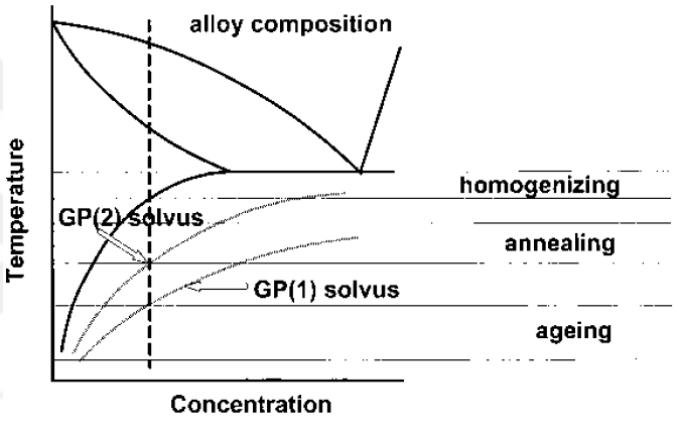
Bu sebeplerden dolayı doğal yaşlandırılmış numuneler yapay yaşlandırılanlara göre daha düşük dayanım gösterebilmektedir.

5.3.2. Yapay yaşlandırma

Isıl işlem görebilen ticari alüminyum alaşımların çoğu, istenen mekanik özellikleri elde etmek için yüksek bir sıcaklıkta yapay olarak yaşlandırılır. Doğal yaşlandırmadan farklı olarak çökelme daha hızlı gerçekleşmektedir. Yaşlandırma işleminde, diğer tüm difüzyona bağlı işlemlerde olduğu gibi Arrhenius kuralı geçerli olduğundan sıcaklıkla birlikte atomların hareketliliği üstel olarak artmaktadır. Bu da çökelmenin daha kısa sürelerde gerçekleşmesine olanak tanır [19].

Alüminyum alaşımları için yapay yaşlandırma sıcaklığı alaşım kompozisyonu ve uygulanma alanına bağlı olarak değişmekle birlikte genellikle 75 – 230°C arasında

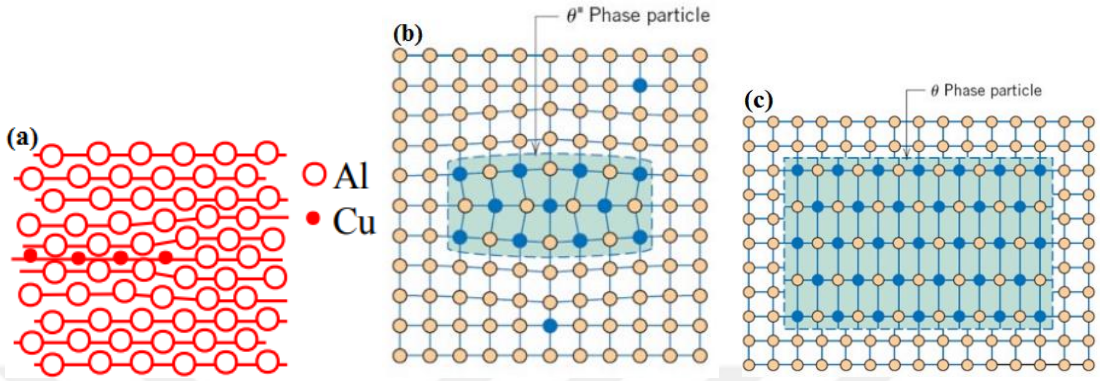
değişir. Yapay yaşlandırma süresi ise yine kompozisyon ve uygulama alanına bağlı olarak 30 dakika ila 48 saat aralığında değişim göstermektedir. Bu iki parametre yapay yaşlandırma için de önem arz etmektedir. Daha uzun süre veya gereksiz olarak daha yüksek sıcaklık, sertleşmeyi olumsuz etkileyen büyük çökeltilere neden olabilir. Yüksek sıcaklıklarda, β" fazı, β' fazına dönüşmektedir [17]. Bu dönüşüm mekanik özelliklerde dayanım olarak daha düşük bir artış sağlar, çünkü daha büyüktür. Bu yüzden, azami değerlere ulaşmayı sağlayan sıcaklık-zaman kombinasyonunu bulmak gerekir. Yapay yaşlandırma sıcaklığının GP (2) solvüs çizgisinin altında olması gerekir (Şekil 5.6) [15].



Şekil 5.6. *Yaşlandırma işlemi için sıcaklık aralıkları ve ikili alüminyum alaşımlar için ilgili solvüs hatları [15].*

Al – Mg – Si alaşımlarının yapay yaşlandırılmasında da ilk olarak GP bölgeleri oluşmaktadır. GP bölgeleri için tipik boyut 1-5 nm'dir. GP bölgeleri, ayrı bir fazdan ziyade konsantrasyondaki lokal farklılıklar gibidir [15]. Bu bölgeler, kafes yapısına uygun ve malzemede dağılmış, çözünen zengini atom gruplarıdır. Bu atom gruplarının boyutu matris atomlarınınkinden farklı olduğu için kafes yapısında gerinimlere neden olmaktadırlar (Şekil 5.7 (a)). GP bölgeleri yarı-kararlıdırlar ve daha kararlı bir faz varlığında çözünürler. Isıl işlemin devam etmesiyle, yine yarı-kararlı olan çökeltiler oluşur ve bu sayede dayanım artar [17]. Çökelme sırasında ilk oluşan ara faz çökeltileri matris ile yarı uyumludur. Ara faz çökeltileri kendi kristal yapısına sahiptir ve sadece belirli kristalografik yönler boyunca matris ile bağdaşıklık faz sınırını korur (Şekil 5.7 (b)). Böylece matris yapısına bağlı kalırken dislokasyon hareketlerini yavaşlatabilirler.

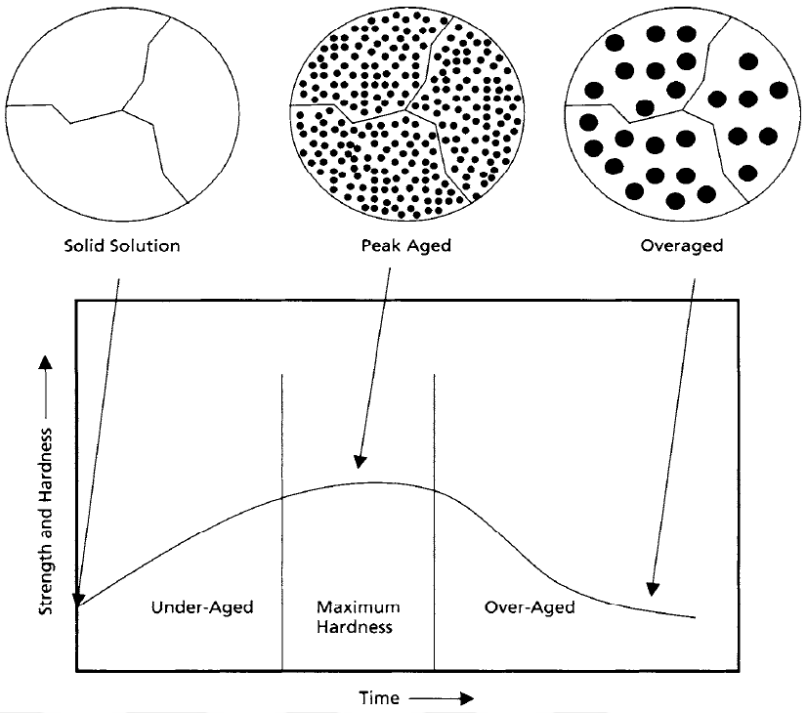
Çökelme sekansındaki son yapı, mukavemet özellikleri üzerinde marjinal bir etkiye sahip kaba denge çökeltilerinden oluşur (Şekil 5.7 (c)) [15].



Şekil 5.7. *Alüminyum alaşımlarının yaşlandırılması sırasında yapıların şematik gösterimi; a) uyumlu GP bölgesi; b) ara faz çökeltisi; c)ana çökelti [15].*

6xxx serisinin ticari alaşımlarının çoğunda, su verme işleminden sonra doğal yaşlanma meydana gelir ve bu durum, alaşım yapay yaşlandırılırken olumsuz bir etki yaratır. β" çökeltilerinin oluşmasını engeller veya zorlaştırır. Ancak, ısıl işlem tesislerinde yaşlandırma ısıl işlemi için parçaların taşınması veya kaydırılması gibi lojistik desteklerin çeşitliliği nedeniyle doğal yaşlanma bazen kaçınılmazdır [19].

Doğal yaşlanma sırasında mukavemet artışı sürekli iken yapay yaşlanma sırasında, mukavemet ve sertlik maksimum değere ulaştıktan sonra düşüşe geçer. Uzun yaşlanma sürelerinden sonra veya yüksek yaşlanma sıcaklıklarında dayanımdaki azalmaya aşırı yaşlanma denir. β" en yüksek dayanım sağlayan çökeltilerdir. Boyutları nispeten daha küçük olduğundan dolayı homojen dağılım sergileyerek dislokasyonlar ile daha sık etkileşime geçer ve böylelikle mukavemeti arttırırlar. Öte yandan, β fazı daha büyük boyutu sebebiyle daha az sayıda oluşabilmekte ve dislokasyonlar ile sınırlı etkileşim yaratabilmektedir. Bu nedenle de aşırı yaşlandırma sonrasında mukavemetin azalmasına neden olmaktadır (Şekil 5.8) [12].



Şekil 5.8. *Alüminyum alaşımları için tipik yaşlanma eğrisi [12].*

En mukavim alaşımlar, çökeltme sertleşmesi ve deformasyon sertleşmesinin etkileri birleştirilerek üretilir. Eğer plastik deformasyon yaşlanma işleminden önce uygulanırsa, çökeltiler matriks içinde dislokasyonlarda çekirdeklenebilirler ve daha ince bir dispersiyon oluşur. İnce, kuvvetli, dağılmış çökeltiler içeren alaşımlar çok yüksek mukavemet sağlayabilirler.

6. TERMOMEKANİK İŞLEM

Tüm saf metaller gibi, saf alüminyum da düşük bir dayanıma sahiptir. Deformasyon ve kırılmaya karşı direncin gerekli olduğu uygulamalarda kolayca kullanılmamaktadır. Bu nedenle, öncelikle dayanımı artırmak için alüminyuma başka elementler eklenmektedir. Yüksek mukavemet ile birlikte düşük yoğunluğu, alüminyum alaşımlarını spesifik mukavemetin (mukavemet / yoğunluk oranı) önemli bir tasarım konusu olduğu uygulamalarda çekici kılmıştır. Alüminyum alaşımlarının özellikleri, katılaşma, ısıl işlemler ve deformasyon işlemi (işlenmiş ürünler için) sırasında geliştirilen mikroyapısal özellikler ile kimyasal bileşimin karmaşık bir etkileşimine bağlıdır.

Döküm ve şekillendirilmiş olarak iki gruba ayrılan alüminyum alaşımlarından döküm alaşımları özel dökümhane tekniklerinin uygulanmasıyla kompleks geometrik şekillerde üretilebilmekte ve istenilen özellikler elde edilebilmektedir. Şekillendirilmiş alüminyum alaşımlarında ürünler sıcak ve soğuk deformasyon (plastik şekil verme) ile üretilebilmektedir. Alüminyum alaşımlarında sertleştirme işlemi hem uygulanmış plastik deformasyon ile mikroyapı evriminin anlaşılması hem de çok çeşitli uygulamalar için alüminyum alaşımlarının şekillendirilebilirliğinin optimize edilmesi için pratik değerlendirme açısından önemlidir [25]. Deformasyon prosesleri sıcak ve soğuk haddeleme, çekme, dövme ve ekstrüzyondur. Soğuk deformasyon metalin yeniden kristalleşme sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda yapılan işlemlerdir. Soğuk deformasyon ile alaşımların dayanımı önemli miktarda arttırılabilmektedir [15]. Deformasyon miktarı (DM) yüzde olarak aşağıdaki gibi hesaplanabilmektedir;

$$\%DM = \left(\frac{A_0 - A_d}{A_0}\right) x100$$

A_0, deformasyon öncesi kesit alanı ve A_d, deformasyon sonrası kesit alanını ifade etmektedir [26].

Alüminyum alaşımlarının ticari termomekanik işlenmesi sırasında önemli mikroyapısal değişiklikler meydana gelmektedir. 2XXX, 6XXX ve 7XXX serilerini içeren ısıl işlem uygulanabilen alaşımlarda, kuvvetlendirme esas olarak çökelme olaylarından kaynaklanmaktadır. Bununla birlikte, kristalografik doku ve tane büyüklüğü, yeniden kristalleşme ile aynı anda meydana gelen çökelme işlemlerinden

güçlü bir şekilde etkilenmektedir. Bu nedenle, bu alaşımların işlenmesinde çeşitli mikroyapılar ve özellikler üretmek için daha büyük bir esneklik bulunmaktadır [27].

Metaller plastik olarak deforme olduğunda, deformasyon enerjisinin bir kısmı (yaklaşık % 5) dahili olarak tutulur; kalan kısım ısı olarak verilir. Depolanan bu enerjinin büyük kısmı dislokasyonlarla ilişkili gerilme enerjisidir [26]. Makroskopik olarak plastik deformasyon, çok sayıda dislokasyon hareketine karşılık geldiğinden, bir metalin plastik olarak deforme olma özelliği, dislokasyonların hareket etme yeteneğine bağlıdır. Sertlik ve dayanım, plastik deformasyonun meydana gelme kolaylığı ile ilgili olduğu için, dislokasyon hareketlerinin azaltılmasıyla mekanik dayanım arttırılabilmektedir. Dislokasyon hareketilerini kısıtlamak veya zorlaştırmak malzemeyi daha sert ve daha güçlü hale getirmektedir [26].

Plastik şekil değiştirme sırasındaki dislokasyon hareketi ve dislokasyonların etkileşiminin çoğalması, plastik akmaya karşı direncin artmasına neden olmaktadır. Deformasyon uygulanmaya devam ettikçe iç gerilmeler yeni depolanan dislokasyonların eklenmesiyle sürekli olarak artmaktadır [28].

Deformasyon sırasında dislokasyonlar yüksek açılı tane sınırlarında yığılma eğilimindedir. İnce taneli malzemeler kaba taneli olanlara kıyasla daha serttir. Çünkü dislokasyonların hareketini engellemek için daha büyük tane sınırı alanına sahiptir. Deforme edilmiş bir yapıya ısı verilmesi durumunda, depolanan iç gerilme enerjisinin bir kısmı, yüksek sıcaklıkta artan atomik difüzyonun bir sonucu olarak yer değiştirme hareketi sayesinde gevşemektedir. Dislokasyonların sayısında bir miktar azalma gerçekleşmekte ve dislokasyon konfigürasyonları düşük gerilimli enerjilere sahip olacak şekilde yeniden konumlanmaktadır.

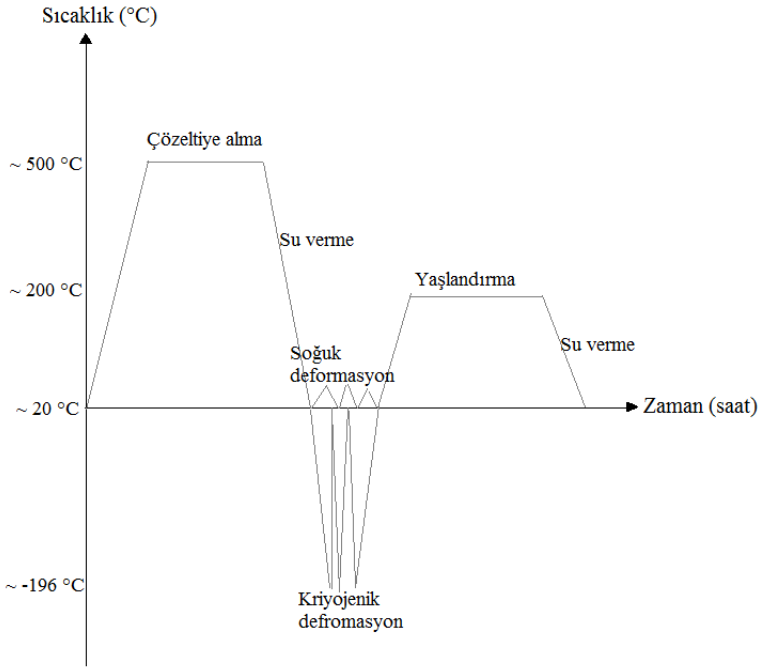
Toparlanma tamamlandıktan sonra bile, taneler hala oldukça yüksek bir dislokasyon yoğunluğuna ve buna bağlı olarak artmış bir depolanmış enerji miktarına sahiptirler. Yeniden çekirdeklenme, yapıda düşük dislokasyon yoğunluğuna sahip yeni tanelerin oluşturulmasıdır. Bu yeni tane yapısını üretmek için itici güç iç enerjideki farktır. Yeni taneler çok küçük çekirdekler olarak oluşur ve ana maddeyi tamamen tüketene kadar büyür, kısa mesafeli difüzyon içeren süreçlerdir. Soğuk deformasyon yüzdesinin arttırılması, itici gücü artıracağı için yeniden kristalleşme sıcaklığını düşürür. Yeniden kristalleşme saf metallerde alaşımlardan daha hızlı ilerlemektedir.

Yeniden kristalleşme tamamlandıktan sonra, metalik parça yüksek sıcaklıkta bırakılırsa, taneler büyümeye devam etmektedir. Tanelerin büyüklüğü arttıkça, toplam tane sınır alanı azalmakta, bu da toplam enerjide bir azalmaya sebep olmaktadır. Sıcaklık arttıkça tane büyümesi daha hızlı ilerlemektedir. İnce taneli bir metalin oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri genellikle kaba taneli olanlardan daha üstündür (Hall-Petch denkliği) [26].

Bu nedenle, metallerin ağır plastik deformasyon (SPD) ile işlenmesi caziptir. Şiddetli plastik deformasyon teknikleri daha küçük boyutlu tane yapıları sağlamaktadır [29]. Ultra ince taneli metalik malzemeler, iyi süneklik ve tokluk ile birlikte yüksek mukavemet sergilemektedir. Ağır plastik deformasyon teknikleri; eş kanallı açısal presleme (equichannel angular pressing, ECAP), yüksek basınçla bükme (high pressure torsion, HPT) ve birikimli hadde yapıştırmasıdır (accumulative roll bonding, ARB).

Öte yandan, yaşlandırma ile sertleşebilen alaşımların oda sıcaklığında şiddetli plastik deforme edilmesi genellikle zor olmaktadır. Çünkü çökelti oluşumu, dislokasyon hareketini kısıtlayarak metal malzemelerin deformasyonunu zorlaştırmaktadır. Çökelti boyutu büyük ise kesilemeyen çökelti, küçük ise kesilebilir çökelti olarak adlandırılmaktadır. Kesilebilen çökeltiler genellikle daha mukavim bir yapı yaratmaktadır. Dislokasyonun karşılaştığı çökelti sayısı ne kadar çok ve küçük ise dayanım artışı bununla orantılı olarak artmakta ve deformasyon zorlaşmaktadır. Çökeltilerin büyümesi ve sayısının azalması dislokasyonların önündeki engelleri azaltmaktadır [30].

Son zamanlarda, kriyojenik (sıvı azot) sıcaklıkta deformasyon (haddeleme) ve düşük sıcaklıkta ısıl işlem ile de alüminyum alaşımlarında ultra ince taneli mikroyapıların üretilebildiği gözlemlenmiştir. Kriyojenik deformasyon sırasında dinamik toparlanmanın baskılanması, yüksek bir dislokasyon yoğunluğuna yol açmaktadır [31]. Öte yandan, dislokasyon hareketliliği kısıtlanmakta, difüzyon zorlaşmaktadır. Bu durum da doğal yaşlanmanın önüne geçilmesini sağlamaktadır. Böylelikle daha homojen ve ince tane yapısı elde edilebilmektedir. Çökelme sertleşmesi uygulanabilen alaşımlarda yüksek mukavemet ve süneklik kombinasyonunun, kriyojenik sıcaklıkta ağır plastik deformasyon sonrasında yaşlandırma ısıl işlemiyle elde edilebileceğini görülmüştür [32]. Şekil 6.1'de 6XXX serisi alüminyum alaşımına ait bahsedilen termomekanik prosese bir örnek verilmiştir.



Şekil 6.1. *6XXX serisi alüminyum alaşımının termomekanik prosesi.*

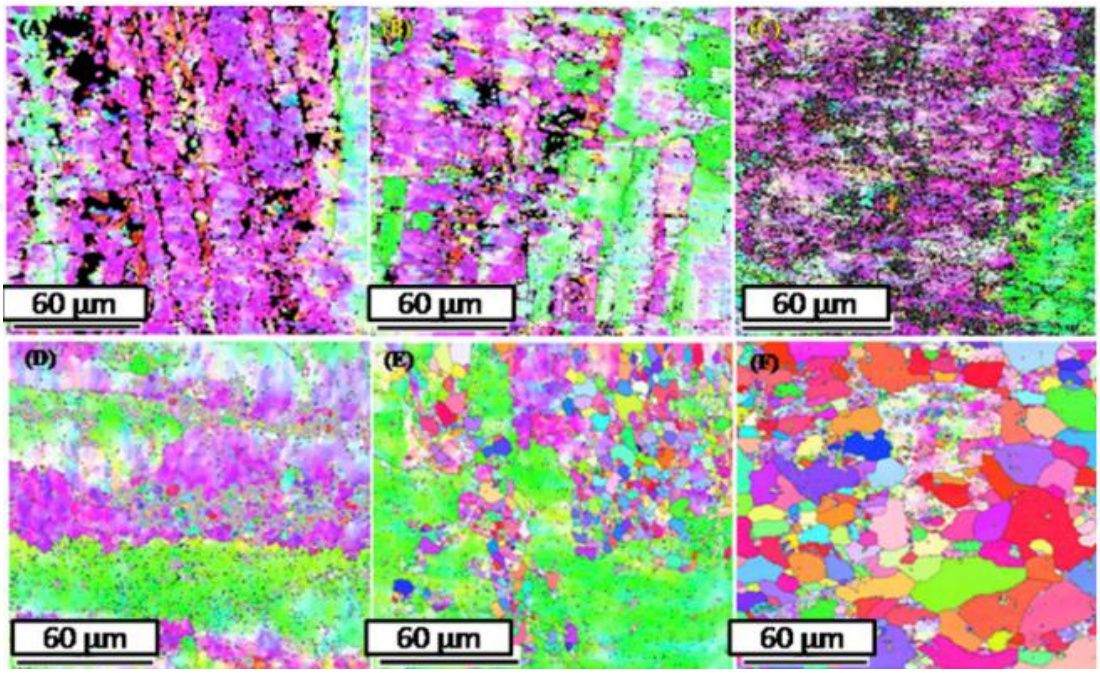
7. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Braun, 6013-T6 alaşımı ile yaptığı çalışmada alaşımın, 191°C'de 3 ila 100 saat arasında değişen sürelerde aşırı yaşlanmasını sağlamıştır [33]. Ayrıca T6 durumundaki alaşım 85-150°C aralığında değişen sıcaklıklarda 3000 saate kadar tutularak daha düşük sıcaklıklardaki uzun dönem performansını incelenmiştir. Yapılan DSC ve TEM analizleri sonucunda çökelti yapısının 191 °C'de aşırı yaşlandırma ile değiştiği ancak 85 ve 100°C'de 2000 saat tutulsa bile alaşımın yapısında önemli bir değişim olmadığı tespit edilmiştir. 120 ve 150 °C'de 1000 saat bekletilen plakalarda tane sınırında çökelti oluşumu gözlemlenmiştir. Öte yandan, 85-150 °C arasındaki sıcaklıklara uzun süreli maruz kalmak mekanik özelliklerde önemli bir etki yaratmazken 191 °C'de 100 saat aşırı yaşlandırma sonrasında mukavemette ve süneklikte düşüş gözlemlenmiştir.

Literatürde 6013 alaşımı üzerine yapılan çalışmalar genellikle korozyon direnci üzerine odaklanırken sınırlı termomekanik çalışmalardan biri olan 6013-T6 alaşımının plastik deformasyon ve yaşlanma davranışını incelediği Liu ve ark. çalışmalarında, alaşıma 560 °C'de 2 saat çözeltiye alma işlemi uygulamıştır [13,30]. Oda sıcaklığı, 110 °C, 170 °C, 191 °C ve 300 °C'de eş kanallı açısal presleme (ECAP) işlemi gerçekleştirilmiştir. Karşılaştırma için çözeltiye alınmış numunelere 191 °C'de 10 dakika ila 25 saat arasında değişen sürelerle yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Tepe sertlik değerine 4 saat yaşlandırma işlemi sonucunda ulaşılmıştır. ECAP numunelerinde ise yapay yaşlandırılmış numunelerin yaklaşık 1.6 katı sertlik elde edilmiştir. ECAP sıcaklığının oda sıcaklığından 191°C'ye artması ile tane boyutlarınında 66 nm'den 168 nm'ye doğru arttığı gözlemlenmiştir. 170 °C'de ise mikro gerilim diğer sıcaklıklara göre en yüksek değere çıkmaktadır. ECAP alaşımındaki çok yüksek mukavemetin, ECAP sırasındaki dinamik toparlanmadan kaynaklanan çökelme sertleşmesinin yanı sıra tane boyutu kuvvetlendirmesi ve dislokasyon kuvvetlendirmesi ile ilgili olduğu düşünülmektedir.

Öte yandan, literatürde 6013 alaşımının kriyojenik deformasyonu üzerine yapılan bir çalışmaya rastlanmamıştır. 6XXX serisi alüminyum alaşımları üzerine yapılan kriyo-haddeleme çalışmaları incelendiğinde ise çözeltiye alma sıcaklığı olarak genellikle 500-550 °C aralığı kullanılmıştır [34-40]. Kumar *ve ark.* 6082 alaşımı üzerine çalışması incelendiğinde kriyo-haddeleme ile ultra ince tane yapısı elde edildiği, kriyo-haddeleme sonrasında yapılan tavlama işlemleri ile de tane büyümesinin 300 °C'de başladığı

görülmüştür (Şekil 7.1) [34]. Söz konusu çalışma sonucunda optimum sertlik, süneklik ve mukavemete kriyo-haddeleme sonrasında 150 °C'de 1 saat tavlama ile erişildiği gözlemlenmiştir. Öte yandan, kriyo-haddeleme sonrasında T6 ısıl işlem koşuluna göre daha yüksek korozyon dayancı gözlemlenirken tavlamanın korozyon direncini daha da yükselttiği tespit edilmiştir.



Şekil 7.1. *(a) Kriyo-haddelenmiş ve ardından sırasıyla (b) 150 °C, (c) 200 °C, (d) 250 °C, (e) 300 °C, (f) 350 °C 'de tavlanmış numunenin kristalografik oryantasyon haritası (IPF) [34].*

Öte yandan, Kumar ve Kumar'ın 6082 alaşımı üzerine yaptıkları bir başka çalışmada oda sıcaklığında ve kriyojenik sıcaklıkta (-196 °C) %40, %70 ve %90 oranındaki haddeleme sonrasında 140-190°C'de yaşlandırma işlemi uygulanmıştır [35]. Oda sıcaklığında haddeleme, kriyo-haddelemeye göre daha düşük sertlik değeri verirken tepe sertlik değerine %90 kriyo-haddeleme sonrasında 160°C'de 14 saat yaşlandırma işlemi ile ulaşılmıştır.

Krishna *ve ark.* tarafından 6063 alaşımına uygulanan kriyo-haddeleme sonrasındaki bulgular 6082 alaşımı üzerine yapılan çalışmaları desteklemektedir [36]. Kriyo-haddelenmiş alaşımlarda dislokasyon yoğunluğu artmış ve mikro-gerilim azalmıştır. Deformasyon sıcaklığının oda sıcaklığından -196 °C'ye düşürülmesi aynı

deformasyon miktarlarında daha yüksek dislokasyon yoğunluğu ve tavlama sırasında daha çok çekirdeklenen tane ile daha düşük tane boyutu elde edilebildiğinden dolayı kriyo-haddelenmiş numuneler daha yüksek sertlik ve mukavemet sergilemiştir.

Panigrahi *ve ark.* yaptıkları çalışmada farklı deformasyon oranlarında kriyo-haddelmenin 6063 alaşımının özelliklerine etkisini incelemiştir [37]. Yüksek deformasyon oranlarında kriyo-haddeleme ile ultra ince tane yapısı ve yüksek dislokasyon yoğunluğu oluşturulmasının yanında dinamik toparlanmanın etkili bir şekilde baskılandığı ortaya koyulmuştur. Yüksek açılı sınırlara sahip ultra ince taneli 6063 alaşımının üretilmesinde 3.6 gerçek gerilme değerinin limit değer olduğu bulunmuştur.

6063 alaşımı üzerine yapılan bir başka çalışmada ise alaşımın haddelenme öncesinde sıvı azotta bekletilme süresi incelenmiş ve 30 dakikanın ideal olduğunu bulunmuştur [38].

Rao ve Jayaganthan'ın 6061 alaşımı üzerine yaptıkları çalışmada ise kriyo-haddelemeyi müteakiben 145°C'de ılık haddelemenin kriyo-haddelemeye kıyasla sertlik, dayanç ve süneklikte artış meydana getirdiği, bu artışın 125°C'de kısmi yaşlandırma sonrasında ise daha da arttığı gözlemlenmiştir [39].

Das *ve ark.* yaptıkları çalışmada 6063 alaşımını 530°C'de 1 saat çözeltiye aldıktan sonra 20 dakika boyunca sıvı azot içine daldırmıştır ve farklı deformasyon oranlarında kriyo-haddelemiştir [40]. Her bir geçişten sonra plakalar, ilave bir indirgemeden önce 5 dakika boyunca sıvı azot içine daldırılmıştır. Kriyo-haddelemede her geçişte yaklaşık % 10-15 oranında kalınlık azalması sağlanmıştır. Plakaların 220 °C'de farklı sürelerde yaşlanmasını gözlemlemiştir. En iyi mekanik özellikler %70 kriyo-haddeleme sonrasında elde edilmiştir. % 70 kriyo-haddelemeden sonra 100-800 nm'lik tane büyüklüğüne sahip ciddi ultra ince tanecikler oluşmuştur. Kriyo-haddelme sonrasında sertlik, akma dayanımı ve gerilme mukavemetinin arttığı, geliştirilmiş mukavemete sahip ultra ince taneli mikro yapı gözlemlenmiştir. 15 saat yaşlandırmanın aşırı yaşlanma olduğu ve mekanik özelliklerin azalmasına sebep olduğu görülmüştür.

8. MATERYAL VE YÖNTEM

Ticari 6013 alaşımı Garanti Alüminyum Ltd.'den 5 mm kalınlığında, 100 mm uzunluğunda ve 50 mm genişliğinde plakalar şeklinde temin edilmiştir. Alınan plakaların elementel analizi UV-VIS spektrometresi (SPEKTROMAXx, Spectro Analytical Instruments GmbH, Almanya) ile yapılmıştır. Tablo 8.1'de yapılan 5 ölçümün ortalaması verilmiştir.

Tablo 8.1. *Plakadan alınan elementel analiz sonucu.*

Element	Si	Mg	Cu	Mn	Fe	Cr	Zn	Ti	Al
% (ağırlıkça)	0,87	0,81	0,64	0,43	0,52	0,02	0,18	0,01	Kalan

8.1. Isıl İşlem

Isıl işlem aşamaları MSE marka atmosfer kontrollü ısıl işlem fırını kullanılarak gerçekleştirilmiştir. 6013 plakaların çözeltiye alınması 480°C'de 1 saatte gerçekleştirilmiştir. Çözeltiye alma sonrası su verilen plakalar hem doğal hem de yapay olarak yaşlandırılmıştır. Doğal yaşlandırılan plakanın sertlik değişimi 30 gün boyunca kaydedilmiştir. Diğer yandan yapay yaşlandırma 190°C'de sırasıyla 2, 4 ve 6 (ÇA-2, ÇA-4, ÇA-6) saat süreyle gerçekleştirilmiştir.

8.2. Termomekanik İşlem

Oda sıcaklığındaki deformasyonun etkisini analiz etmek için çözeltiye alınan plakalara haddeleme yöntemi ile (Durston FSM160, İngiltere) %25, %50 ve %75 deformasyon uygulanmıştır (ÇA+25, ÇA+50, ÇA+75). Haddeleme işlemi sırasında her pasoda yaklaşık %12-14 deformasyon uygulanmıştır. Ayrıca kriyojenik sıcaklıklardaki deformasyonun etkisini kıyaslamak amacıyla aynı işlem çözeltiye alma işlemi sonrasında sıvı azotta (-196 °C) 20 dakika bekletilen plakalar ile tekrarlanmıştır (ÇA+K25, ÇA+K50, ÇA+K75). Kriyojenik deformasyon sırasında ısı iletimini minimize etmek için sıvı azot tankından alınan plakalar hızlıca haddelenip tekrar azot tankına yerleştirilmiştir. Her bir pasodan sonra plakalar 5 dakika kadar azot tankında bekletilmiştir. Termomekanik işlemler sonrasındaki yapay yaşlandırma sıcaklığı ise 190°C'de sabit tutulmuştur.

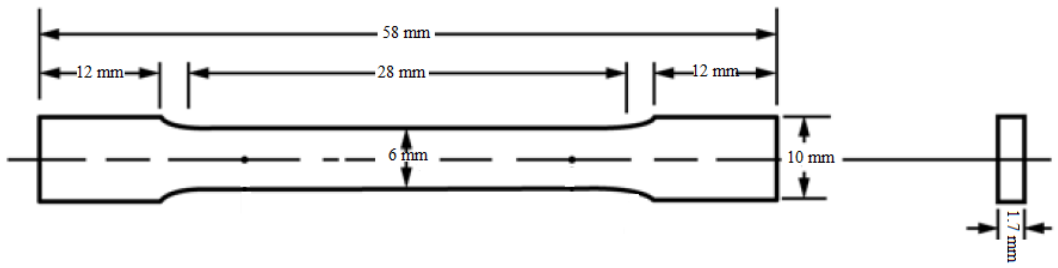
8.3. Karakterizasyon Çalışmaları

Sertlik analizi hem pratik ve tekrar edilebilir hem de sonuçları mekanik dayanç ile ilintilenebilir olduğu için tüm plakalara EMCO TEST (Prüfmaschinen GmbH, Avusturya) mikro-sertlik cihazı ile Vickers sertlik testleri uygulanmıştır. Mikro-sertlik ölçümü için 10 saniye bekletme süresi boyunca 2 kg yük uygulanarak her koşul için en az 5 ölçüm alınmıştır.

Plakalarda faz analizi için X-ışınları difraktometresi (XRD) (MiniFlex600, Rigaku, Japonya) kullanılmıştır. XRD analizinde Cu-Kα ışınımı, 40 kV ve 15 mA'de uygulanmıştır. Analiz 2°/dk tarama hızıyla 30-90° aralığındaki 2θ açısı ile gerçekleştirilmiştir.

Mikroyapısal karakterizasyon için hem taramalı elektron mikroskopu (SEM) hem de geçirimli elektron mikroskopundan (TEM) faydalanılmıştır. Bahsi geçen analizler için sırasıyla Zeiss (Supra 50VP, Oberkochen, Almanya) marka SEM cihazı ve Jeol (JEM 2100F, Tokyo, Japonya) marka TEM cihazında faydalanılmıştır. Her iki analiz için elektroparlatma yöntemi (Struers TenuPol-5, Danimarka) ile hazırlanan numuneler kullanılmıştır. Elektroparlatma işlemi, 150 mikrona inceltilen 3 mm çapındaki disklere, 30:70 nitrik asit-metanol solüsyonunda, -20 - -25°C aralığında, 8V gerilim altında uygulanmıştır.

Çekme testleri ise Instron (5581 series, Boston, ABD) çekme cihazı ile oda sıcaklığında yapılmıştır. Haddelenen numunelerden çekme yönüne paralel yüzeyden çekme numuneleri alınmıştır. Numuneler ASTM E8/E8M-15a standartlarına uygun (Şekil 8.1) olarak 28 mm mastar uzunluğunda hazırlanmış ve 1 mm/dakika çekme hızı ile test edilmiştir. Her durum için en az üç numune test edilmiştir.



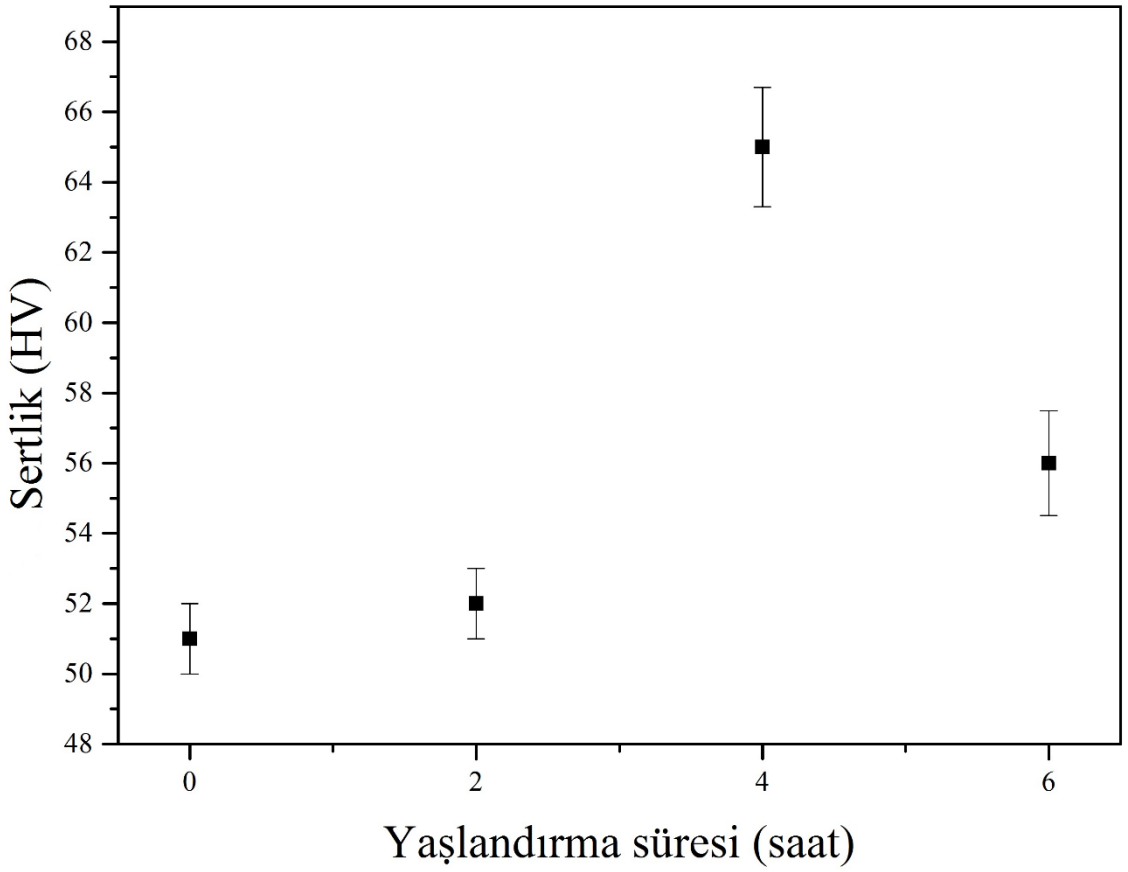
Şekil 8.1. *Çekme testi için hazırlanan numunelerin ASTM E8/E8M-15a standardına uygun ölçüleri [41].*

9. BULGULAR VE TARTIŞMA

9.1. Sertlik Testlerinin Sonuçları

Çözeltiye alma sonrasında 51 HV olan sertlik, 30 gün doğal yaşlandırma sonrasında 54 HV değerine ulaşmıştır.

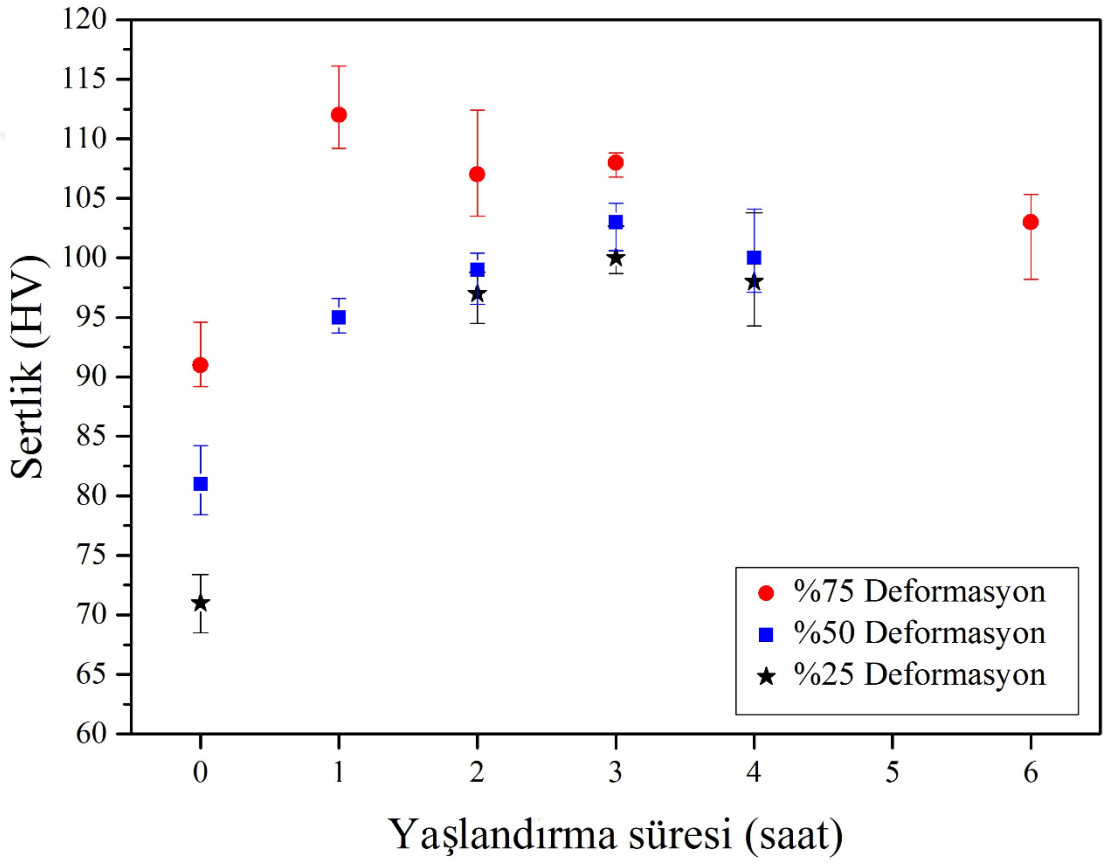
Öte yandan, 190°C'deki yapay yaşlandırma işlemi ile azami sertlik değeri olan 65 HV'ye 4 saat sonucunda ulaşıldığı görülmüştür (Şekil 9.1). Yaşlandırma süresinin 6 saate çıkartılması, aşırı yaşlanmaya bağlı sertlik düşüşü ile sonuçlanmıştır.



Şekil 9.1. *Yapay yaşlanma süresinin 6013 plakalarının sertliğine etkisi.*

Soğuk haddelemenin azami sertliğe ve yaşlanma süresine etkisi ise Şekil 9.2'de verilmiştir. Uygulanan deformasyon, beklenildiği üzere, yaşlandırma öncesinde plakanın sertliğinde deformasyon miktarı ile doğru orantılı bir artış meydana getirmiştir. Akabinde uygulanan yaşlandırma ısıl işlemi ise deformasyon sayesinde sertlik değerinde % 166

(112 HV) artış elde edilebileceğini göstermiştir. Yaşlandırma sonrasında elde edilebilen azami sertlik de deformasyon miktarıyla orantılı bir artış göstermiştir. Ayrıca, soğuk deformasyon pik yaşlanma süresinde azalmaya sebep olmuştur. Termomekanik işlem sonrası pik yaşlanma süresi 4 saatten 1 saate kadar düşmüştür (Şekil 9.2). Soğuk deforme edilen ve akabinde yapay yaşlandırılan plakaların sertlik değerleri Tablo 9.1'de sapma miktarları ile birlikte verilmiştir.

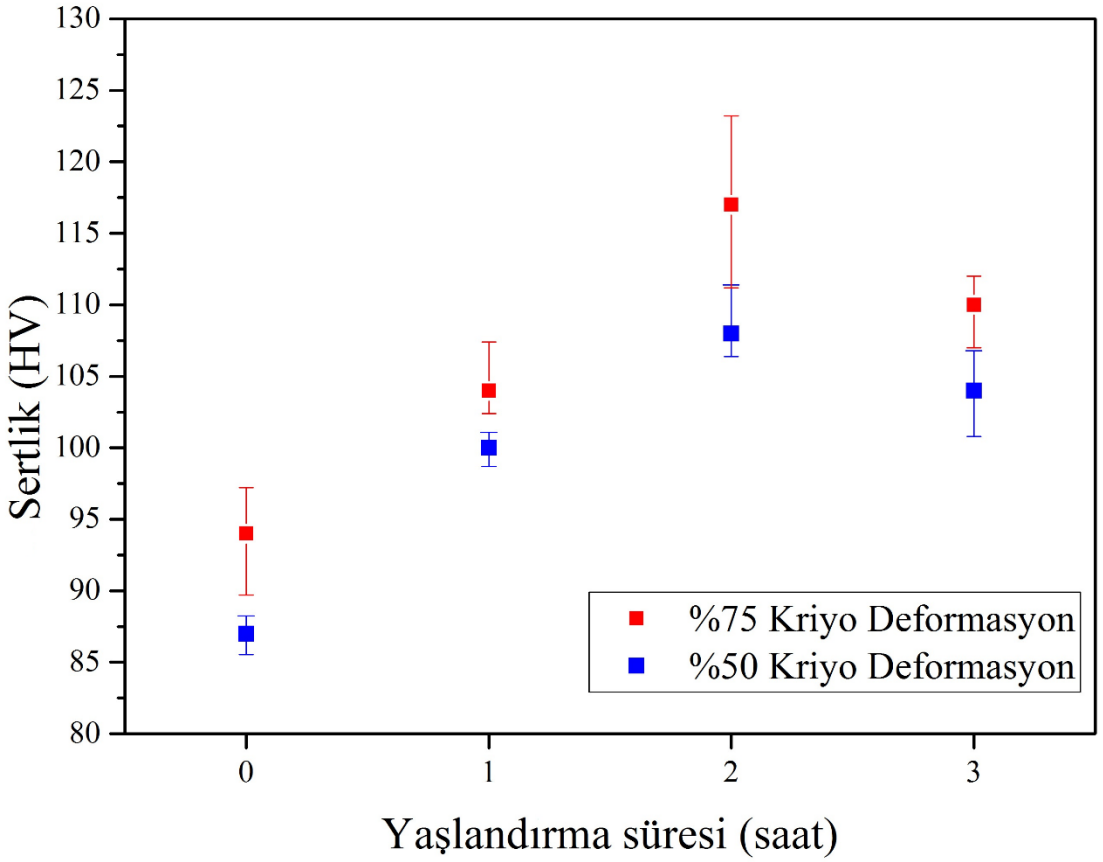


Şekil 9.2. *Soğuk deformasyonun yapay yaşlanma davranışına etkisi.*

Tablo 9.1. *Soğuk deforme edilen ve yapay yaşlandırılan plakaların sertlik değerleri.*

Yaşlandırma süresi (Saat)	%25 deformasyon sonrası sertlik (HV)	Pozitif sapma değeri	Negatif sapma değeri
0	71	2	3
2	97	2	3
3	100	3	1
4	98	2	3
Yaşlandırma süresi (Saat)	%50 deformasyon sonrası sertlik (HV)	Pozitif sapma değeri	Negatif sapma değeri
0	81	3	3
1	95	2	1
2	99	1	3
3	103	2	2
4	100	3	2
Yaşlandırma süresi (Saat)	%75 deformasyon sonrası sertlik (HV)	Pozitif sapma değeri	Negatif sapma değeri
0	91	3	2
1	112	3	2
2	106	3	3
3	108	1	1
6	103	2	3

Oda sıcaklığında uygulanan haddeleme sonuçlarıyla uyumlu bir şekilde kriyo-haddeleme işlemi de deformasyon miktarıyla doğru orantılı bir şekilde sertlikte artış yaratmıştır (Tablo 9.2). Ayrıca uygulanan tüm işlemler içerisinde pik sertlik kriyo-haddeleme sayesinde elde edilmiştir (Şekil 9.3). Pik sertlik değerinin (117 HV) %75 deformasyondan sonra 190°C'de 2 saat yaşlandırma sonucunda elde edildiği görülmüştür. 190°C'de 2 saatten uzun süren yaşlandırma sonrasında sertlik değerinin azaldığı görülmüştür. Bu düşüş, β' fazından β fazına dönüşüme bağlanmaktadır [32].

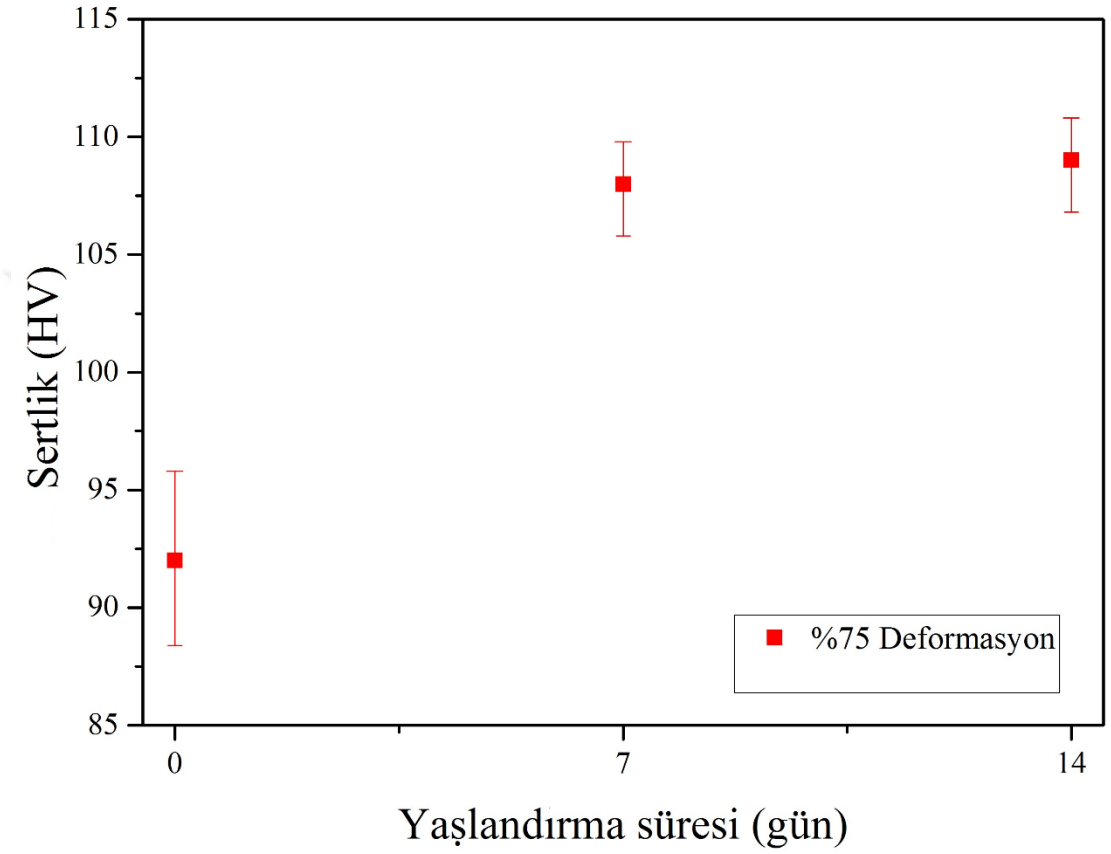


Şekil 9.3. *Kriyo-haddeleme sonrasındaki yapay yaşlanmanın 6013 plakanın sertliğine etkisi.*

Tablo 9.2. *Kriyo-haddeleme ve yapay yaşlanmanın plakaların sertlik değerlerine etkileri.*

Yaşlandırma süresi (Saat)	%50 kriyo-deformasyon sonrası sertlik (HV)	Pozitif sapma değeri	Negatif sapma değeri
0	87	1	2
1	100	1	1
2	108	3	2
3	104	3	3
Yaşlandırma süresi (Saat)	%75 Kriyo-deformasyon sonrası sertlik(HV)	Pozitif sapma değeri	Negatif sapma değeri
0	94	3	4
1	104	3	2
2	117	3	4
3	110	2	3

Öte yandan, yaşlandırma sıcaklığının etkisini gözlemlemek için oda sıcaklığında %75 deforme edilen plakalar 125°C'de 14 gün süre ile yaşlandırılmıştır (Şekil 9.4). 125°C'de yaşlandırılan plakaların sertlik değerleri 190°C'de yaşlandırılan plakaların sertliğine yakın sonuçlar vermiştir. Ancak pik yaşlanma süresi, beklendiği üzere, düşen sıcaklıkla birlikte 1-3 saatten 7 güne uzamıştır.



Şekil 9.4. *Soğuk deformasyon sonrası 125°C'de yaşlandırmanın 6013 plakanın sertliğine etkisi.*

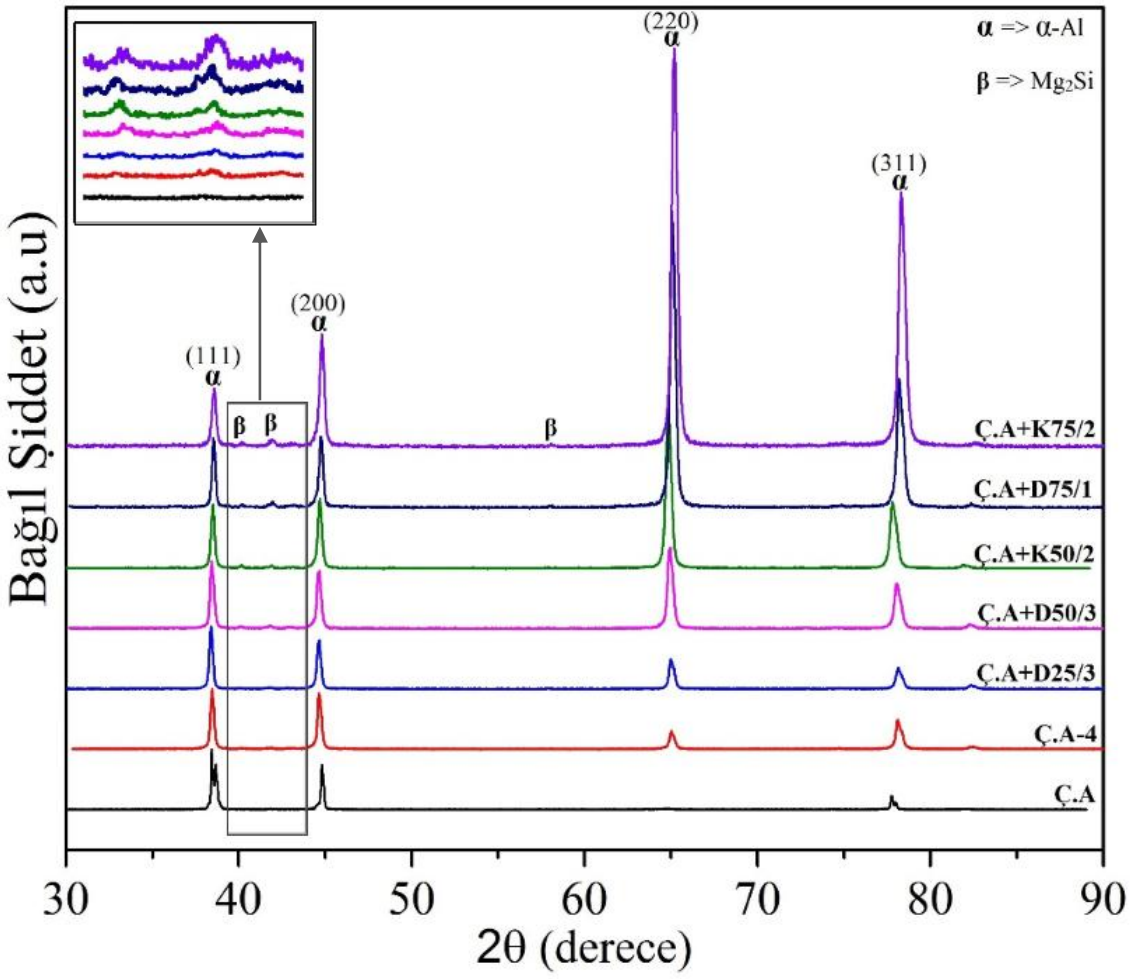
9.2. XRD Sonuçları

Farklı koşullarda ısıl ve termomekanik işlem görmüş 6013 alaşımlarına uygulanan XRD analiz sonuçları Şekil 9.5'te verilmiştir. Kullanılan kodlama sisteminde "Ç.A." çözeltiye almayı, "D" ve "K" sırasıyla oda sıcaklığında ve kriyojenik deformasyonu belirtirken takip eden rakamlar (örneğin D50/3) sırasıyla deformasyon yüzdesi (%50) ile yapay yaşlandırma süresini (3 saat) ifade etmektedir.

Çözeltiye alınan plakada, çözeltiye alınıp 190°C'de 4 saat yaşlandırılan ve %25-50 soğuk deforme edilen 6013 alaşımında da sadece α-Al pikleri görülmüştür. Çökeltilere ait pikler (Mg_2Si) ancak %50 deformasyon miktarı sonrasında uygulanan yapay

yaşlandırma ile seçilebilir hale gelmiştir. Bu durum Al alaşımlarında sık rastlanan bir durumdur. Çünkü çökelti pikleri ya α-Al pikleriyle çakışmakta veya çok düşük yoğunlukları sebebiyle (~1.6) arka plan gürültüsünden ayırt edilememektedir [42,43]. Şekil 9.5 üzerinde gösterilen β piklerinin büyütülmüş görüntüsünden de anlaşılacağı üzere deformasyon miktarının artışı ve deformasyon sıcaklığının düşüşü β pik şiddetinin, dolayısıyla da β miktarının artışına sebep olmuştur.

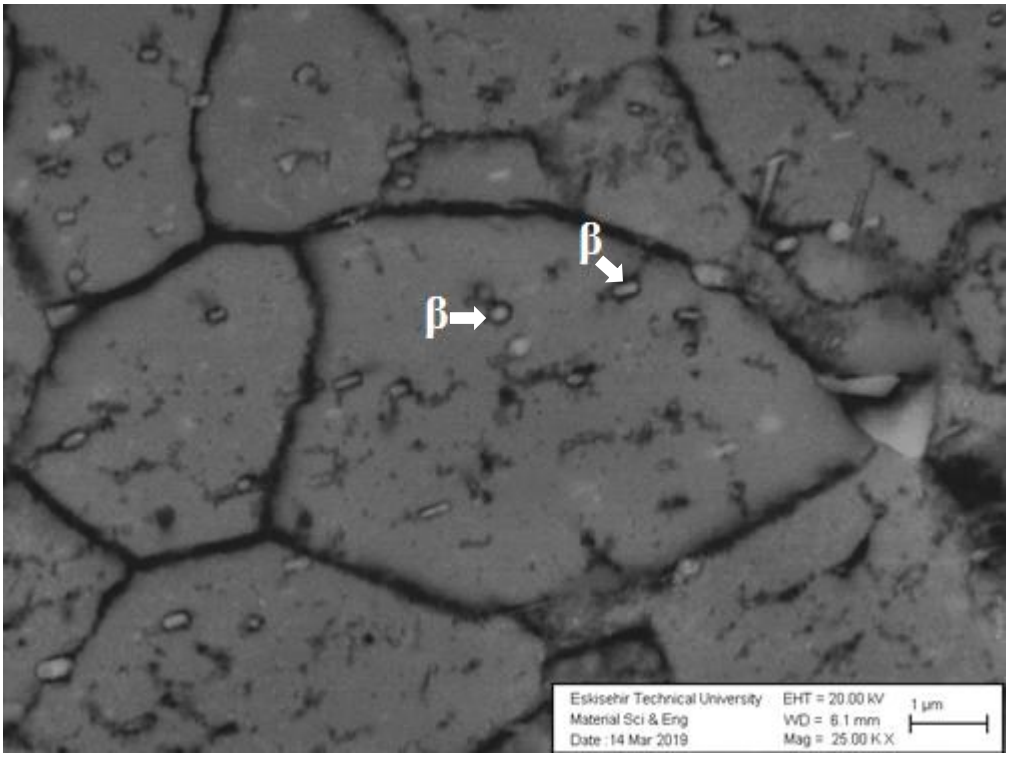
Ayrıca kriyo-haddelenen plakalarda (220) ve (311) düzleminde α-Al pik şiddetinin arttığı görülmektedir. Yapılan literatür araştırması sonucunda, bu değişimin deformasyona bağlı olarak tanelerin söz konusu düzlemler yönünde tercihli bir yönelme oluşturmasından kaynaklı olduğu düşünülmektedir [36].



Şekil 9.5. *Farklı ısıl ve termomekanik işlem koşullarında üretilen 6013 plakalara ait X-ray difraktogramları.*

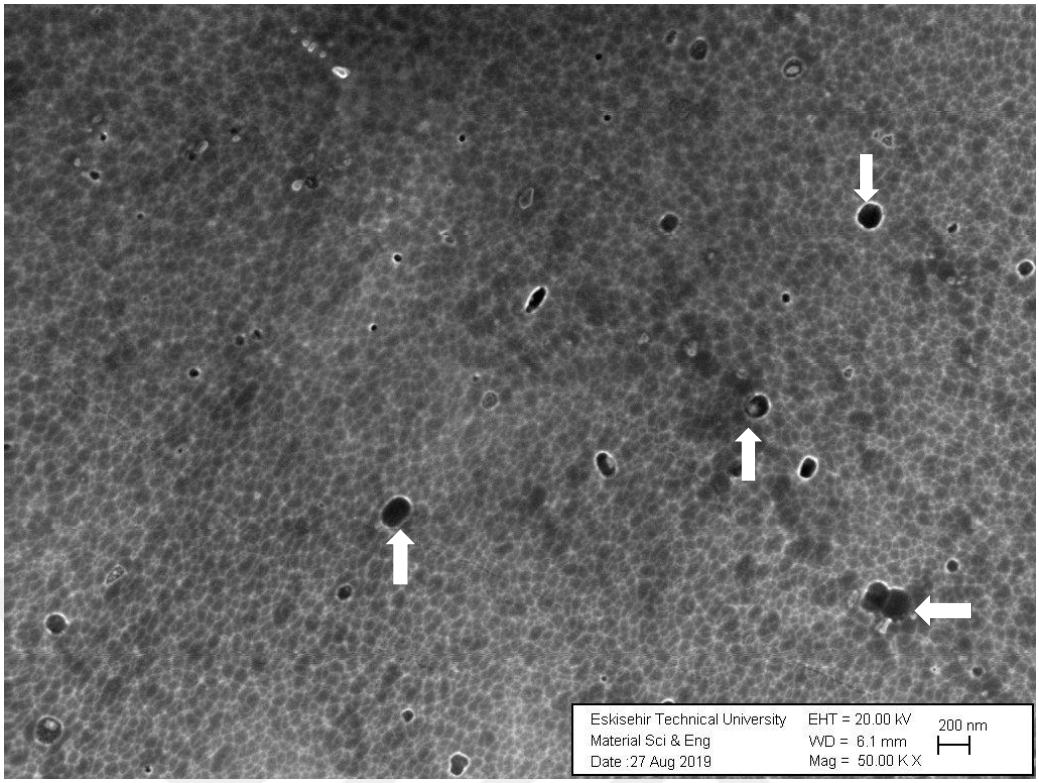
9.3. SEM ve TEM Analizi Sonuçları

Çözeltiye alınıp 190°C'de 4 saat yaşlandırılan plakanın SEM görüntüsü Şekil 9.6'da verilmiştir. β çökeltilerinin varlığı net şekilde görülmüştür. Tane boyutunun ~4 µm civarında olduğu tespit edilmiştir.



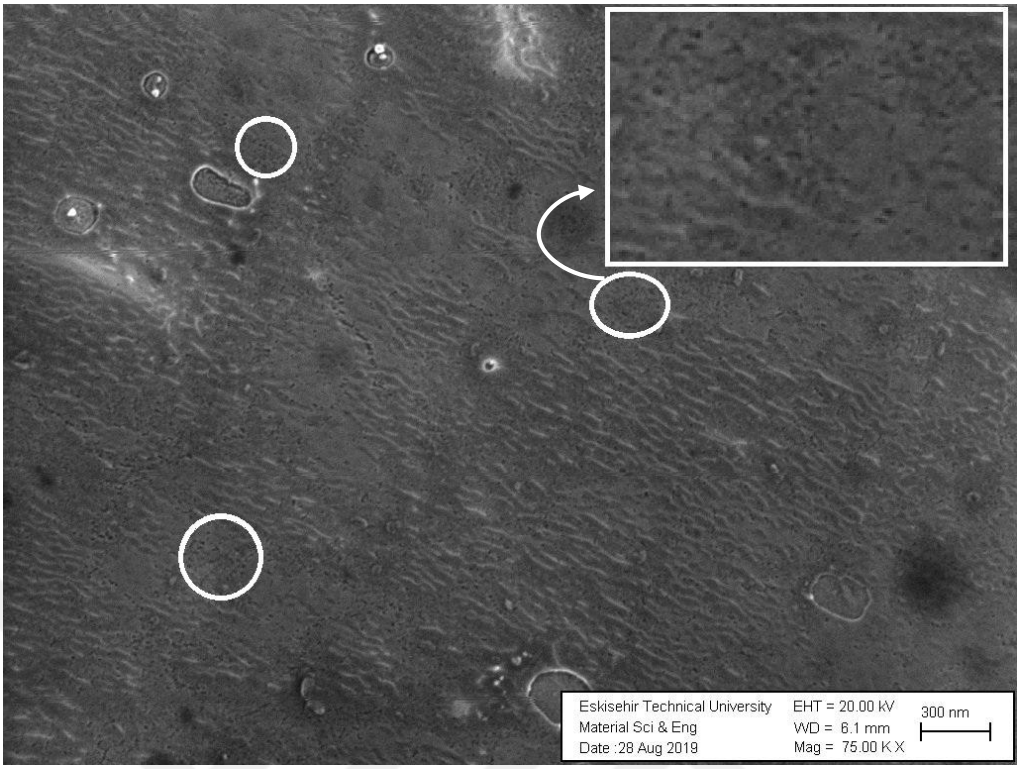
Şekil 9.6. *190°C'de 4 saat yaşlandırılan plakanın SEM mikrografi (25000X).*

Pik sertlik değerlerinin elde edildiği, %50 ve %75 kriyo-haddelenip 2 saat yaşlandırılan plakaların SEM görüntüleri, sırasıyla Şekil 9.7 ve Şekil 9.8'de verilmiştir. Her iki şekilde yer alan işaretli yuvarlaklar ve çubuklar elektroparlatma sırasında oluşan yüzey hatalarıdır. Şekil 9.7'den görüleceği üzere %50 kriyojenik deformasyon sonrasında depolanan yüksek dislokasyon miktarı sayesinde ortalama boyutu 100 nm olan taneler elde edilmiştir. Çökeltilerin SEM çözünürlüğünde görülemeyecek kadar küçük olması (yaklaşık 20 nm) sebebiyle mevcut görüntülerde çökeltiler net bir şekilde ayırt edilememektedir. Şekil 9.8'de ise %75 kriyojenik deformasyon sonrasında uygulanan 2 saatlik yaşlandırma ile yeniden çekirdeklenme tamamlanamadığı için deformasyon tekstürünün korunduğu gözlemlenmiştir.



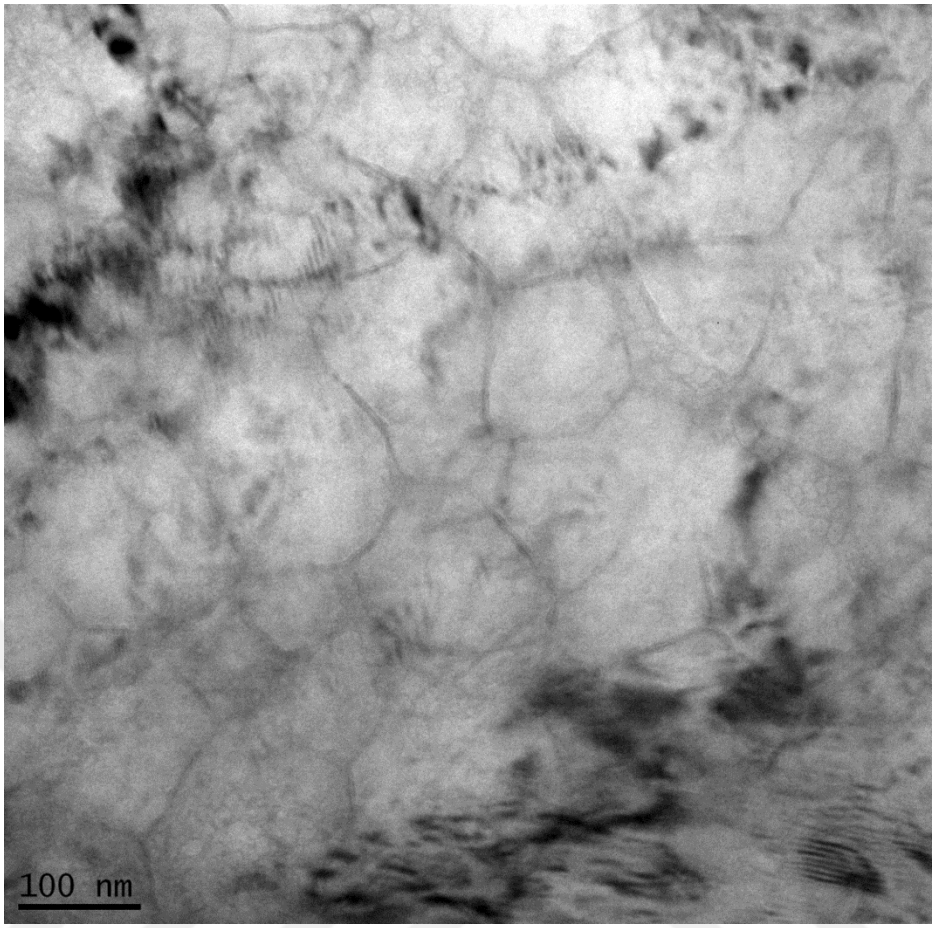
Şekil 9.7. *%50 kriyo-haddelenen plakanın SEM mikrografı (50000X).*

Öte yandan, Şekil 9.8'de büyütülmüş olarak verilen kısımdan da görüleceği üzere çökelti olması muhtemel bazı yapılar tespit edilmiştir ancak boyutlarının çok küçük olması ve şekillerinin net olarak SEM ile algılanamaması sebebiyle kesin bilgi edinilememektedir.



Şekil 9.8. *%75 kriyo- haddelenen plakanın SEM mikrografı (75000X).*

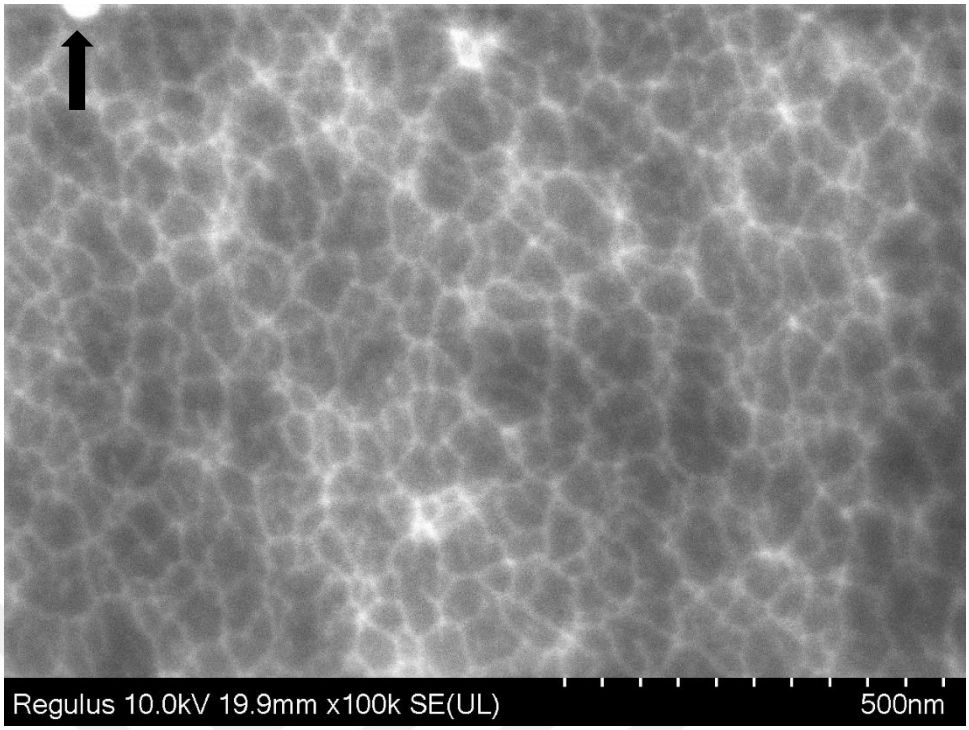
Bu nedenle, çökelti boyut ve dağılımının analizi amacıyla aynı plakadan alınan numuneye TEM analizi yapılmıştır. Elde edilen görüntülerde (Şekil 9.9) SEM mikrograflarının aksine yeniden çekirdeklenmiş tanelere rastlanmıştır. Tane boyutunun ~100 nm civarında olduğu görülmüştür. Ancak tane sınırlarındaki kalınlaşma haricinde çökelti oluşumu açısından bir bulguya rastlanmamıştır. Bu durumun, halihazırda tespiti zor olan 20 nm boyutlu ve iğnemsi yapıdaki β'' çökeltilerinin, ultra ince tane yapısı sebebiyle tane sınırlarında oluşmayı tercih etmesinden kaynaklanabileceği gibi elektroparlatma işlemi sırasında tercihli olarak çözünmesinde de kaynaklanmış olabileceği değerlendirilmektedir.



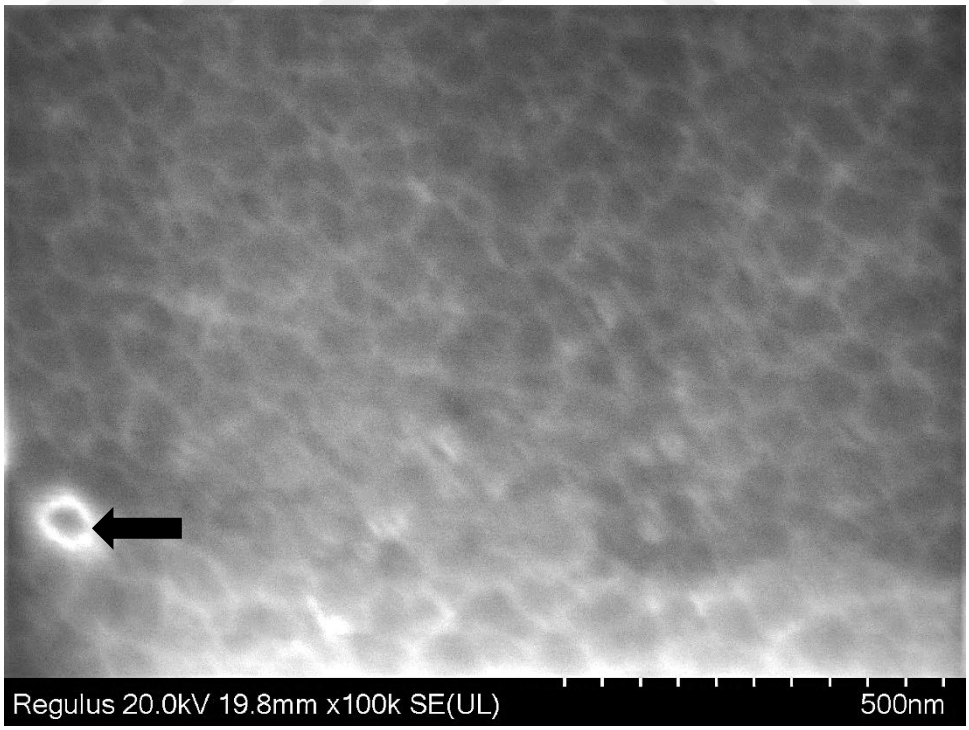
Şekil 9.9. *%75 kriyo- haddelenen plakanın TEM mikrografı.*

Öte yandan, oda sıcaklığında %25, %50 ve %75 deformasyon sonrasında yapay yaşlandırma sırasında pik sertlik değerlerine ulaşan plakaların içyapıları da SEM ile incelenmiştir (Şekil 9.10). Şekil 9.10'da işaretli bölgeler elektro parlatma sırasında oluşan yüzey hatalarıdır.

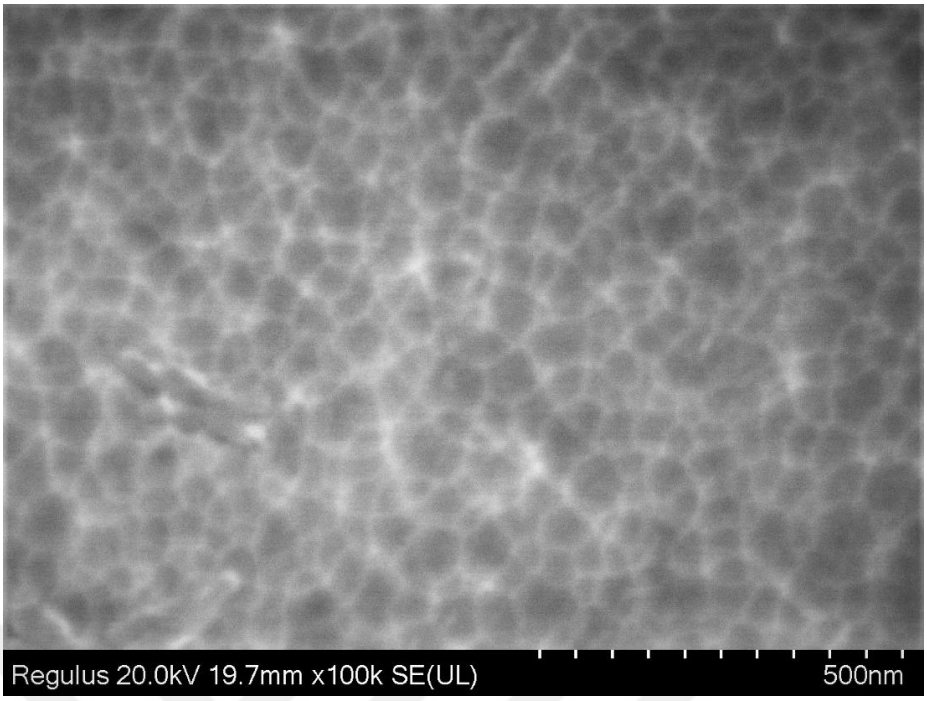
Oda sıcaklığında haddeleme sonrasında uygulanan yaşlandırma ısıl işlemi sonucunda tüm plakalarda yeniden çekirdeklenmenin tamamlandığı ve ortalama tane boyutunun 100 nm ya da altında olduğu görülmüştür. Alınan görüntülerin SEM'in çözünürlük limitlerinde olması sebebiyle tane boyutları arasında sağlıklı bir kıyaslama yapılamamıştır.


Regulus 10.0kV 19.9mm x100k SE(UL)
500nm

(a)


Regulus 20.0kV 19.8mm x100k SE(UL)
500nm

(b)



(c)

Şekil 9.10. *(a) %25, (b) %50, (c) %75 soğuk haddelenen plakaların SEM mikrografları (100000X).*

9.4. Çekme Testi Sonuçları

Pik sertlik değerlerinin elde edildiği plakaların mekanik performansını değerlendirmek üzere farklı plakalara çekme testleri uygulanmıştır (Tablo 9.3). Kullanılan kodlama sisteminde "Ç.A." çözeltiye almayı, "D" ve "K" sırasıyla oda sıcaklığında ve kriyojenik deformasyonu belirtirken takip eden rakamlar (örneğin D50/3) sırasıyla deformasyon yüzdesi (%50) ile yapay yaşlandırma süresini (3 saat) ifade etmektedir.

Tablo 9.3. *Pik sertlik değerlerinin elde edildiği plakaların çekme testi sonuçları.*

Plaka	Akma dayanımı (MPa)	Nihai çekme dayanımı (MPa)	Gerinim (%)
Ç.A+D50/3	302±9	339±5	20±1
Ç.A+K50/2	317±2	354±2	19.4±1
Ç.A+D75/1	309±6	326±6	13.6±1
Ç.A+K75/2	327±3	363±7	14.2±2

Deformasyon miktarının %50'den %75'e çıkartılması ile birlikte süneklikte önemli bir düşüş gözlemlenmiştir. Bu değişime paralel olarak artan deformasyon miktarı ile birlikte dayançta artış olması beklenmektedir. Bu durum kriyojenik deformasyon ile elde edilen sonuçlar kıyaslandığında geçerli olsa dahi oda sıcaklığında uygulanan deformasyonun %75'e çıkartılması sadece akma dayanımında ufak bir artış meydana getirmiş, azami çekme dayanımında ise düşüş gözlemlenmiştir. Bu durum, oda sıcaklığında deformasyon sırasında artan depolanan enerjinin yeniden toparlanmayı aktive edeceği yönündeki teorilerle uyum göstermektedir [35]. Deformasyon miktarı belirli bir eşiği aştığında yaşlandırma öncesinde toparlanmanın gerçekleştiği ve bu durumun yaşlandırma sonrasındaki dayanımı düşürüyor olabileceği değerlendirilmektedir. Ancak bu konuda kesin yargıya varmak daha ileri analizler gerektirdiği için bu çalışmanın kapsamı dışında bırakılmıştır.

Öte yandan, en yüksek azami çekme dayanımı %75 kriyo-haddeleme sonucunda elde edilmiştir. Kriyo-haddelenen plakalar, oda sıcaklığında haddelenen plakalara kıyasla daha iyi dayanım değerleri gösterirken süneklikte önemli bir kayıp yaşamadıkları görülmüştür. Bu durum, dinamik toparlanmanın baskılanması sonucunda elde edilen yüksek dislokasyon yoğunluğu sayesinde yaşlandırma işlemi sırasında plakalarda oluşan ultra ince taneler ve çökeltiler ile yaşlandırma sonrasında bile korunan yüksek dislokasyon yoğunluğuna atfedilmiştir [44].

10. SONUÇLAR

Bu çalışmada kriyo-haddeleme, oda sıcaklığında haddeleme ve yaşlandırmanın 6013 alüminyum alaşımının mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerine etkisi incelenmiştir.

İncelenen tüm deformasyon koşulları için yaşlandırma ısıl işlemi sonucunda nanometre boyutlarında ultra ince tane yapısı elde edildiği görülmüştür. Öte yandan, aynı deformasyon miktarında kriyo-haddelenen plakaların mekanik özelliklerinin oda sıcaklığında haddelenen plakalara kıyasla daha iyi olduğu gözlemlenmiştir. Ayrıca artan kriyojenik deformasyon miktarı beklenildiği üzere dayançta artış, süneklikte ise düşüş meydana getirmiştir.

Kriyo-haddelenen plakaların pik yapay yaşlanma koşulları 190°C 2 saat olarak bulunmuştur. Oda sıcaklığında haddelenen plakalarda ise 190°C'de 3 saat yaşlandırma sonucunda pik değerler elde edilmiştir. Yaşlanma süresindeki bu düşüşün kriyo-haddeleme sırasında dinamik geri kazanımın etkili bir şekilde bastırılmasından kaynaklandığı değerlendirilmiştir.

Hem dayançta elde edilen artış hem de ısıl işlem süresindeki düşüş dikkate alındığında haddeleme öncesine küçük yatırım maliyetiyle eklenebilecek soğutma ünitelerinin önemli avantajlar sağlayacağı görülmektedir.

KAYNAKÇA

[1] Tekin, R. (2014). *AA 2014, AA6082 Alüminyum Alaşımlarının Oksidasyonu Ve Mekanik Özelliklerin İncelenmesi.* Yüksek Lisans Tezi. Afyon: Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.

[2] Erdoğan, A.A. (2018). *AA 6082-T6 Alüminyum Alaşımının Erozif Aşınma Davranışlarının İncelenmesi.* Yüksek Lisans Tezi. Kocaeli: Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.

[3] Demirtaş, H. (2009). *6061 Alüminyum Alaşımlarında Ara Verilerek Yapılan Yaşlandırma İşleminin Malzeme Mekanik Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi.* Yüksek Lisans Tezi. Niğde: Niğde Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.

[4] Davis, J.R. (1999). *Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys.* ABD: ASM International.

[5] Tufan, M. (2011). *AA6082 Alüminyum Alaşımlarında Yaşlandırma Isıl İşleminin İşlenebilirliği Ve Yüzey Pürüzlülüğüne Etkisinin İncelenmesi.* Yüksek Lisans Tezi. Karabük: Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.

[6] Doruk, E. (2015). *AA 6082 Alüminyum Alaşımının Yorulma Davranışı Üzerine Temper Durumunun Etkisi.* Yüksek Lisans Tezi. Bolu: Abant İzzet Baysal Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.

[7] Akkaş, G. (2012). *AA 6013-T651 Alüminyum Alaşımında Sürtünme Karıştırma Kaynağının, Mikroyapı Ve Mekanik Özellikleri Üzerindeki Etkileri.* Yüksek Lisans Tezi. Kayseri: Erciyes Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.

[8] Geçkinli, L.F. (2002). Alüminyum ve Alaşımlarının Isıl İşlemi. *2. Isıl İşlem Sempozyumu*, İstanbul, Türkiye, Şubat 07 – 08.

[9] Abdala, M.R.W.S., Blas, J.C.G., Barnosa, C., Acselrad, O. (2008). Thermoelectrical power analysis of precipitation in 6013 aluminum alloy. *Materials Characterization*, 59 (3), 271-277.

[10] Xıao, G., Yang, Q.W., Lı, L.X. (2016). Modeling constitutive relationship of 6013 aluminum alloy during hot plane strain compression based on Kriging method. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China,* 26 (4), 1096-1104.

[11] Barbosa, C., Dille, J., Delplancke, J.L., Rebello, J.M.A., Acselrad, O. (2006). A microstructural study of flash welded and aged 6061 and 6013 aluminum alloys. *Materials Characterization*, 57, 187-192.

[12] Campbell F.C. (2006). *Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials*. Netherlands: Elsevier.

[13] Liu, M., Wu, Z., Yang, R., Wei, J., Yu, Y., Skaret, P.C., Roven, H.J. (2015). DSC analyses of static and dynamic precipitation of an Al-Mg-Si-Cu aluminum alloy. *Progress in natural science: Materials international,* 25 (2), 153-158.

[14] Kaneko, R.S., Bakow, L., Lee, E.W. (1990). *Aluminum alloy 6013 sheet for new U.S. Navy aircraft*. JOM, 42 (5), 16-18.

[15] Totten, G.E., MacKenzie, D.S. (2003). *Handbook of Aluminum Volume 1 Physical Metallurgy and Processes*. USA: Marcel Dekker.

[16] Dieter, G.E. (1988). *Mechanical Metallurgy.* UK: McGraw-Hill.

[17] Fracasso, F. (2010). *Influence of Quench Rate on the Hardness Obtaıned After Artificial Ageıng of an Al-Si-Mg Alloy.* Tez Çalışması. İsveç: Jönköping Teknik Üniversitesi, Teknoloji Enstitüsü.

[18] Amado, M.N., Daroqui, F. (2014). Revision of The Solvus Limit of Al-Mg2Si Pseudo Binary Phase Diagram. *Procedia Materials Science,* 8, 1079-1088.

[19] Rashed, H.M.M.A., Rashid, A.K.M.B. (2017). 2.12 Heat Treatment of Aluminum Alloys. M.S.J. Hashmi and I.A. Choudhury (editörler). *Comprehensive Materials Finishing* (337-371). Canada: Elsevier.

[20] Lı, S.L., Huang, Z.Q., Chen, W.P., Lıu, Z.M., Qı W.J. (2013). Quench sensitivity of 6351 aluminum alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China,* 23 (1), 46-52.

[21] Porter, D.A., Easterling, K.E. (1992). *Phase Transformations in Metals and Alloys.* UK: Chapman & Hall.

[22] Aruga, Y., Kim, S.N., Kozuka, M., Kobayashi, E., Sato, T. (2018). Effects of cluster characteristics on two-step aging behavior in Al-Mg-Si alloys with different Mg/Si ratios and natural aging periods. *Materials Science and Engineering: A,* 718, 371-376.

[23] Aruga, Y., Kozuka, M., Takaki, Y., Sato, T. (2016). Effects of natural aging after pre-aging on clustering and bake-hardening behavior in an Al–Mg–Si alloy. *Scripta Materialia,* 116, 82-86.

[24] Lai, Y.X., Jiang, B.C., Liu, C.H., Chen, Z.K., Wu, C.L., Chen, J.H. (2017). Low-alloy-correlated reversal of the precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys. *Journal of Alloys and Compounds,* 701, 94-98.

[25] Poole, W.J., Embury, J.D., Lloyd, D.J. (2011). *Fundamentals of aluminium metallurgy*. Cambridge, MA: Woodhead Publishing.

[26] Callister, W.D. (2007). *Materials Science and Engineering An Introduction*. (7). USA: John Wiley & Sons.

[27] Totten, G.E., MacKenzie, D.S. (2003). *Handbook of Aluminum Volume 2 alloy production and materials manufacturing*. USA: Marcel Dekker.

[28] Kocks, U.F., Mecking, H. (2003). Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case. *Progress in Materials Science,* 48 (3), 171-273.

[29] Chinh, N.Q., Gubicza, J., Czeppe, T., Lendvai, J., Xu, C., Valiev, R.Z., Langdon, T.G. (2009). Developing a strategy for the processing of age-hardenable alloys by ECAP at room temperature. *Materials Science and Engineering: A,* 516 (1-2), 248-252.

[30] Liu, M.P., Jiang, T.H., Wang, J., Llu, Q., Wu, Z.J., Yu, Y., Skarte, P.C., Roven, H.J. (2014). Aging behavior and mechanical properties of 6013 aluminum alloy processed by severe plastic deformation. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China,* 24 (12), 3858-3865.

[31] Niranjani, V.L., Kumar, K.C.H., Sarma, V.S. (2009). Development of high strength Al–Mg–Si AA6061 alloy through cold rolling and ageing. *Materials Science and Engineering: A,* 515 (1-2), 169-174.

[32] Huang, Y.C., Yan, X.Y., Qlu, T. (2016). Microstructure and mechanical properties of cryo-rolled AA6061 Al alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 26 (1), 12-18.

[33] Braun, R. (2006) Investigations on the long term stability of 6013 T6 sheet. *Materials characterization,* 56, 85-95.

[34] Kumar, N., Rao, P.N., Jayaganthan, R., Brokmeier, H.G. (2015). Effect of cryorolling and annealing on recovery, recrystallisation, grain growth and their influence on mechanical and corrosion behaviour of 6082 Al alloy. *Materials chemistry and physics*, 165, 177-187.

[35] Kumar, V., Kumar, D. (2017). Investigation of tensile behaviour of cryorolled and room temperature rolled 6082 Al alloy. *Materials Science and Engineering: A*,691, 211-217.

[36] Krishna, N.N., Ashfaq, M., Susila, P., Sivaprasad, K., Venkateswarlu, K. (2015). Mechanical anisotropy and microstructural changes during cryorolling of Al-Mg-Si alloy. *Materials characterization,* 107, 302-308.

[37] Panigrahi, S.K., Jayaganthan, R., Chawla, V. (2008). Effect of cryorolling on microstructure of Al–Mg–Si alloy. *Materials Letters*, 62, 2626-2629.

[38] Panigrahi, S.K., Jayaganthan, R. (2011). Development of ultrafine-grained Al 6063 alloy by cryorolling with the optimized initial heat treatment conditions. *Materials and design*, 32, 2172-2180.

[39] Rao, P.N., Jayaganthan, R. (2012). Effects of warm Rolling and ageing after cryogenic rolling on mechanical properties and microstructure of Al 6061 alloy. *Materials and design*, 39, 226-233.

[40] Das, M., Pal, T.K., Das, G. (2012). Effect of aging and cryo rolling on microstructural characterization and mechanical properties of precipitation hardenable 6063Al alloy. *Materials Science and Engineering: A,* 552, 31-35.

[41] American Society for Testing and Materials. (2015). *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.* ABD.

[42] Mirzaei, M., Roshan, M.R., Jenabali Jahromi, S.A. (2014). Microstructure and mechanical properties relation in cold rolled Al 2024 alloy determined by X-ray line profile analysis. *Materials Science & Engineering A,* 620, 44-49.

[43] Kim, S.W., Hao, H. (2003). Microstructure and Fatigue Characteristics of Direct Chill Cast and Electromagnetic Cast 2024 Al Alloy Ingots. *Metallurgical and materials Transactions A*, 34A, 1537-1543.

[44] Panigrahi, S.K., Jayaganthan, R. (2008). A study on the mechanical properties of cryorolled Al–Mg–Si alloy. *Materials Science and Engineering: A,*480,299-305.