

HOMOJENİZASYONUN AA 6063 ALÜMİNYUM ALAŞIMININ

İÇYAPISI VE ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

DOKTORA TEZİ

Y.Müh.Sema ONURLU

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 28 Haziran 1993

Tezin Savunulduğu Tarih : 8 Ekim 1993

Tez Danışmanı : Prof.Dr.Adnan TEKİN

Diğer Jüri Üyeleri : Prof.Dr.Mehmet KOZ

: Prof.Dr.E.Sabri KAYALI

EKİM 1993

ÖNSÖZ

Alüminyum parçaların ekstrüzyon yöntemi ile üretiminde en fazla kullanılan alaşım olan AA 6063'ün homojenleştirilmesi sürecinin optimizasyonu ile en yüksek verim ve en iyi özelliklerde malzeme elde edilmesi amaçlanmaktadır.

Bu çalışmada, AA 6063 alüminyum alaşımının mikroyapısında ısıtılma işlemine bağlı olarak yeralan değişimler, ve bu değişimlerin ekstrüzyon parametrelerine etkisi araştırılmıştır.

Tezimin yönetilmesinin üstlenerek, doktora çalışmaya başlama olanağını sağlayan ve çalışmalarımı yönlendiren değerli hocam Prof. Dr. Adnan Tekin'e, görev yapmakta olduğum sırada doktora yapma iznini veren TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi yetkililerine, deneylerimi sürdürdüğüm Marmara Araştırma Merkezi Malzeme Bölümü Laboratuvarları çalışanlarına, deneylerim sırasında katkı ve yardımlarını esirgemeyen yakın çalışma arkadaşlarım, Orhan İpek, Oğuz Oral ve Mehmet Berk'e, verdikleri destek için Mak. Yük. Müh. Sinan Onurlu ve Doç. Dr. Hüseyin Yörücü'ye, gösterdikleri sabır ve anlayış için aileme teşekkürlerimi sunarım.

Yük. Müh. Sema Onurlu

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET.....	v
SUMMARY.....	vi
BÖLÜM 1. GİRİŞ.....	1
BÖLÜM 2. 6000 SERİSİ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI.....	7
2.1. 6000 Serisi Standartlar.....	7
2.2. AA 6063'ün Kimyasal Bileşiminin Özelliklerine Etkisi.....	10
2.2.1. AA 6063'ün Homojenleştirilmesi..	14
2.3. Ekstrüzyon.....	17
2.3.1. Alüminyum Alaşımlarının Ekstrüzyon Yapılabilirliği.....	18
2.3.2. Homojenleştirme Sonrası Soğuma Hızının AA 6063'ün Ekstrüzyon Parametrelerine Etkisi.....	20
BÖLÜM 3. DENEYSEL ÇALIŞMA.....	29
3.1. Deneylerde Kullanılan Malzeme.....	29
3.2. Deneylerde Kullanılan Cihaz ve Teknikler.....	29
3.3. Deney Sonuçları.....	33
3.3.1. Döküm Sonrası Yapı.....	33
3.3.2. Katı Çözeltiye Alma.....	40
3.3.3. Homojenleştirme Sonrası Soğuma Hızının Seçimi.....	45

3.3.4. X-ışını Difraksiyon	
Analizleri.....	52
3.3.5. Elektron Difraksiyon	
Analizleri.....	56
3.3.6. Ekstrüzyon Deneyleri.....	56
BÖLÜM 4. TARTIŞMA.....	61
4.1. Döküm Sonrası Yapıdaki	
Çökeltilerin Isıl İşleme	
Değişimi.....	61
4.2. Homojenleştirme Sonrası Soğuma	
Hızının Mikroyapıya Etkisi.....	70
4.3. Homojenleştirme Sonrası Soğuma	
Hızının Ekstrüzyon	
Parametrelerine Etkisi.....	72
BÖLÜM 5. SONUÇ.....	75
KAYNAKLAR.....	77
EK A. X-Işını Difraksiyon analizlerine	
ait paternler.....	80
ÖZGEÇMİŞ.....	83

ÖZET

Mimari uygulamalarda yaygın olarak kullanılan AA 6063 alüminyum alaşımının şekillendirilmesinde en fazla kullanılan üretim yöntemi ekstrüzyondur. Ekstrüzyonla üretim sırasında, düşük ekstrüzyon yükünde yüksek ekstrüzyon hızlarına ulaşılması ve temiz bir ürün yüzeyi elde edilmesi amaçlanır. Malzemeye ekstrüzyon öncesi uygulanan homojenleştirme işlemi ile ürün yüzeyinin temiz olması, homojenleştirme sonrası uygulanan kontrollü soğutma ile de ekstrüzyon hızını belirleyen mikroyapının elde edilmesi sağlanmaktadır.

Homojenleştirme sırasında döküm yapıda mevcut olan çökeltilerin bileşiminde bulunan Mg'un tamamı ve Si'un bir kısmı katı çözeltiye geçmektedir. Homojenleştirme süreci sonunda uygulanan hızlı soğutma Mg ve Si'un katı çözeltide kalmasına neden olurken, kontrollü soğutma ile Mg_2Si çökeltileri oluşturulmaktadır. Ekstrüzyon sürecinde yüksek hızlara ulaşılması, Mg_2Si çökeltilerinin ekstrüzyon sürecinde yeniden katı çözeltiye geçmesine bağlıdır. Ürün yüzeyinin temizliğini ise malzemede bulunan Al-Fe-Si fazlarının kristal yapısı belirlemektedir.

Bu çalışmada, beş ayrı sıcaklık ve bu sıcaklıklarda beş ayrı süre kullanılarak homojenleştirme deneyleri yapılmış, döküm yapıda bulunan fazların süre ve sıcaklığa bağlı olarak değişimi X-ışını ve elektron difraksiyon yöntemleri ile saptanmış, boyut dağılım analizleri Taramalı Elektron Mikroskop'a bağlı görüntü analiz sistemi ile gerçekleştirilmiştir. Homojenleştirme deneyleri sonuçlarına göre seçilen bir homojenleştirme sıcaklık ve süresi için üç ayrı hızda soğutma deneyleri yapılmıştır. Bu deneyler sonucunda oluşan mikroyapılar Taramalı Elektron Mikroskop ve Transmisyon Elektron Mikroskop ile incelenmişlerdir. Homojenleştirme ve soğutma hızının ekstrüzyon parametrelerine etkisini incelemek amacıyla da iki ayrı redüksiyon oranı ve üç ayrı hız kullanılarak bir dizi ekstrüzyon deneyi gerçekleştirilmiştir.

Elde edilen sonuçlarla, AA 6063 alaşımına ekonomik bir üretim yöntemi olan ekstrüzyonun uygulanmasında en yüksek verimin alınabilmesi için gerekli koşullar irdelenmiştir.

EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF AA 6063 ALUMINIUM ALLOY

SUMMARY

Aluminium and most of its alloys are extensively used in forming by extrusion processing. Heat treatable AA 6000 series (Al-Mg-Si) alloys are the most popular alloys for producing shapes by extrusion and AA 6063 constitutes about seventy percent of all aluminium extrudates.

Chemical composition, microstructural properties and thermal and mechanical treatments applied are the parameters that determine the formability of a material. Homogenisation is an elevated temperature treatment which changes the structure of an as cast ingot to make it more amenable to hot deformation so that higher strength and better surface finish is achieved upon deformation. As the main objective in extrusion processing is to obtain a product with desirable properties at maximum extrusion speed, careful control of all aspects of operation is required. These include casting of the ingot, homogenisation treatment, reheating to extrusion temperature, extrusion and post-extrusion treatments.

Besides its high extrudability, AA 6063 combines excellent corrosion resistance and good finishing characteristics with improved mechanical properties. Since AA 6063 possesses good surface finish it is suitable for anodic coating without any further surface processing. As a consequence of these properties AA 6063 is widely used for architectural purposes.

Magnesium and silicon are the main alloying elements used in AA 6063 alloy and combine to form the stoichiometric Mg_2Si precipitates. It is well known that, mechanical properties of AA 6063 are highly dependent on the Mg_2Si content. While mechanical properties are improved by the increase in Mg_2Si content, extrudability is decreased. The minimum amount of Mg_2Si content required for solid solution hardening of AA 6063 alloy is 0.3%.

Silicon combines with iron in preference to magnesium and iron is always present as impurity in aluminium alloys. If silicon content of the alloy is below the

minimum amount required to form the Mg_2Si precipitates, mechanical properties will be adversely affected. For this reason the alloy should always contain excess silicon. Otherwise, the quantity of Mg_2Si precipitates will be lower than the amount required for achieving the minimum strength values specified.

Iron that is present in all aluminium alloys will combine with both aluminium and silicon to form a large variety of phases during solidification or subsequent thermomechanical processing and these phases determine the properties of the alloy such as recovery and recrystallisation behaviour, texture, electrical resistance, surface finish. Besides equilibrium $\theta-Al_{13}Fe_4$, Al_8Fe_2Si and $\beta-Al_5FeSi$ intermetallic phases, various non-equilibrium phases may form depending upon the exact composition of the alloy and the cooling rate after the casting of the ingot.

Extrudability of an ingot is increased by homogenisation treatment during which magnesium and some of the silicon present in the intermetallic phases are taken into solid solution. Through this process, Mg contained in the precipitates will be taken into solid solution and $\beta-AlFeSi$ phase which is known to have detrimental effects on the surface finish of extrudates is transformed into more favourable $\alpha-AlFeSi$ phase and both the aspect ratio of the phases and the Fe/Si ratio are decreased. Magnesium and silicon in solid solution will combine to form Mg_2Si depending upon the subsequent cooling rate which determines the size of the component. While the size of Mg_2Si precipitates is determined by the cooling rate, extrusion rate is determined by the size of Mg_2Si precipitates. Mg_2Si precipitates should be small enough in order to get into solid solution during extrusion processing.

Etial 60 which is produced by Etibank Seydişehir Aluminium Plants and whose composition limits are stated to be within the composition limits of AA 6063 is selected as experimental material in present investigation.

Since the microstructure of the as cast structure will determine the microstructure of homogenised structure, as cast ingots was examined with scanning electron microscope (SEM) for the beginning. Energy dispersive X-ray analyses (EDAX) carried out by the EDAX attachment of SEM revealed that compositionally two different precipitates were present in as cast structure. These were quaternary $AlMgFeSi$ and ternary $AlFeSi$ phases and of the other phases that may be present in dilute aluminium alloys, neither binary $AlFe$ precipitates nor Mg_2Si phase were found to exist. The exact composition of precipitates could not be determined by EDAX analyses as

the smallest dimension of the precipitates were smaller than the probe size used. For this reason matrix always contributed the spectrum acquired and X-ray diffraction and electron diffraction analyses were found to be essential for the determination of the phases present in both as cast and homogenised structures.

The morphology of the precipitates at the mold casting interface were found to be different than the morphology of the precipitates at the grain interior. However, as the width of this region was 50 μ m at most which is at thickness that will easily be removed during extrusion it will not have any effect on the extrusion properties.

Thin foil specimens prepared from as cast structure were investigated with transmission electron microscope (TEM). SEM and TEM studies showed that second phase particles were mainly formed along the grain boundaries as continuous precipitates with high aspect ratio. There existed few Al-Fe-Si precipitates spherical in shape within the grains and the rate developed during the cooling of the ingot prevented the formation of Mg₂Si precipitates.

Inorder to determine the effect of time and temperature on homogenisation, heat treatments at five different temperature and five different time at each temperature were applied. The tempertures selected were 550, 560, 570, 580, 590°C and 0.5, 1, 2, 4, 8 hr intervals were applied for each temperature. The pieces were water quenched after heat treatment and the structure of the phases are examined using SEM and TEM and EDAX analyses of the precipitates were performed using SEM. It is concluded from the EDAX analyses that magnesium present in the precipitates could readily be taken into solid solution. Mg bearing particles were not detected to be present even in the specimen received from the piece that was heat treated at the lowest temperature for the shortest time. However, complete transformation of detrimental β -AlFeSi phase to more favourable α -AlFeSi phase and hence Si to be solutionised is a time consuming process and is increased with the increase in time and temperature of heat treatment. Meanwhile, aspect ratio of the precipitates changed as well and the change in % area distribution of the particles with applied heat treatment was performed using the image analysis attachment of SEM. The analyses showed that major change in the areal distribution of the phases i.e. the aspect ratio took place during the heating of the ingot to the homogenisation temperature. TEM investigations of the homogenised samples showed that the formation of Mg₂Si precipitates is prohibited by quenching applied following the homogenisation.

As the exact composition of the precipitates could not be determined due to their size and X-ray diffraction and electron diffraction was found to be essential for the determination of the phases, selective dissolution of the matrix was applied to both as cast and homogenised structures. The second phase particles that were extracted from the matrix by selective dissolution were centrifugally precipitated. X-ray analysis of the remaining particles revealed that, from the ternary AlFeSi phases β -AlFeSi was present in as cast structure and AlMgFeSi phase could not be detected due to the reason that this phase is in minor amount in the alloy. Although the transformation of the β -AlFeSi phase to α -AlFeSi starts at the homogenisation temperature of 550°C which is the lowest homogenisation temperature applied, complete transformation did not take place at any of the times applied at this temperature. After a homogenisation treatment of 4 hours at 570°C complete transformation of the phase is obtained. As expected, within the temperature and time intervals applied complete transformation took place at higher homogenisation temperatures at shorter time intervals.

As stated before, Mg_2Si precipitates determine the mechanical properties of the extrudates. To achieve high extrusion speeds at constant load, Mg_2Si precipitates should be present in the homogenised structure which will be taken into solid solution during extrusion and hardening of the extrudates will take place during the cooling of the product. For this reason homogenised ingots should either be quenched and a subsequent aging process applied or they should be cooled at a controlled rate after homogenisation so that an optimum structure can be formed. To determine a rate of cooling that will provide high extrusion rates, cooling at five different rates were performed. Among these, three different rates were selected according to the hardness values measured. The structures developed were examined using SEM and TEM techniques and it is observed that while quenching prohibits Mg_2Si formation and leads to higher hardness, lower cooling rates leads to a fine distribution of the phase within the structure and the hardness is lower with respect to quenched sample. The size of the Mg_2Si phases could not be measured since the precipitates were transformed into a hydroxide component during the electrolytic polishing applied for thin foil preparation of the specimens required for TEM investigations.

Since Mg_2Si distribution is important in determining the extrusion speed, extrusion experiments were performed using two different reduction ratios for each cooling rate. It is revealed that as the cooling rate after

homogenisation decreases rate of extrusion increases and for the selected cooling rates extrusion is carried out

successfully, resulting in good surface finish.

It is concluded from the present study that of the various phases that may be present in dilute aluminium alloys, only β -AlFeSi is present in semicontinuously cast Etial 60 aluminium alloy whose composition fits the AA 6063 specifications. This phase can completely be transformed into α -AlFeSi phase which is more favourable for extrusion processing by appropriate homogenisation treatment. While the transformation was determined to be complete at a heat treatment of 4 hr at 570°C it was completed at 590°C within 0.5 hr. However, at homogenisation temperatures lower than 570°C entire transformation of the phase did not occur even at the longest time of 8 hr applied. The aspect ratio of the AlFeSi phases is decreased mainly during the heating of the ingot to the homogenisation temperature, i.e., an important amount of decrease in aspect ratio is realised before the completion of the transformation of AlFeSi phases. For this reason it is concluded that there is not a relation between phase transformation and size change.

For the formation Mg_2Si phase which determines the extrudability and the strength of the material, both magnesium that exists in the AlMgFeSi phase and silicon that exists in AlMgFeSi and AlFeSi phases should be taken into solid solution during homogenisation treatment. Magnesium can readily be solutionized but time is required for silicon to get into solid solution. Due to this reason, homogenisation treatment to be performed at temperatures higher than 570°C and for relatively longer times is required not only for the completion of the phase transformation but for Si to get into solid solution as well.

Formation of Mg_2Si precipitates can be achieved either by application of an aging treatment to a quenched ingot or by controlled cooling after homogenisation. However, controlled cooling after homogenisation is preferred due to economical reasons. The microstructures thus achieved will lead to the application of lower loads during extrusion and maximum strength of the extrudates will be obtained.

Cooling rates applied during the experiments revealed that as the rate of cooling is decreased, extrudability is increased but the fact that Mg_2Si precipitates may be far too coarsened by the application of very slow rates should be considered in industrial applications. For this reason in practice, cooling rates after homogenisation treatment should not be much lower than the cooling rate of 2°C/min which is the lowest cooling rate applied in this study.

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Demirdışı metaller arasında üretimi en fazla olan alüminyum ve alaşımlarında birarada bulunan seçkin malzeme özellikleri, bu malzemelerin çok değişik uygulama alanlarında aranan ürünler olmasına neden olmuştur. Seçkin malzeme özellikleri dışında ham maddesinin kolay bulunabilir olması, üretim tekniklerinin gelişmiş olması ve ucuzluğu alüminyum tüketiminin yüksek oluşunun diğer nedenleridir.

Alüminyumun birçok metalle alaşım yapabilmesi özel uygulamalar için gerekli özelliklerin elde edilmesini sağlamaktadır. Alüminyum esaslı malzemelerin en önemli özelliklerinden birisi, yoğunluklarının düşük olmasına karşılık dayanım/yoğunluk oranlarının yüksek olmasıdır. Metallerin mekanik özellikleri mikroyapılarına, bu da malzemenin bileşimine, katılaşma sürecine ve katılaşma sonrası uygulanan ısı işlemlere ve mekanik şekillendirme süreçlerine bağlıdır.

Alüminyum ve çoğu alaşımı diğer malzemelere göre kolay şekillendirilebilir. Ticari saf alüminyum hafif, sünek, yumuşak, işlenebilirliği ve korozyon direnci yüksek bir malzemedir. Saf alüminyum çok yumuşak bir malzeme olmakla birlikte, dayanımı, soğuk şekillendirme süreçleri uygulanarak önemli ölçüde artırılabilir. Dayanımı artırmanın diğer bir yolu da katı çözelti sertleşmesi yapabilecek magnezyum, silisyum, bakır, çinko, manganez gibi elementlerle alaşımlandırma yapmaktır.

Uygulanacak ısıtıl işlemlerle de yaşlanma sertleşmesi oluşturularak yüksek dayanım değerleri elde edilir. Yüksek saflıktaki alüminyumun çekme dayanımı yaklaşık 50 MPa iken yaşlandırılmış durumdaki Al-ZnMgCu1.5 alaşımlarının çekme dayanımı 600-700 MPa değerlerine ulaşmaktadır. Alüminyum ve alaşımları bu özellikleri nedeniyle dayanımın yanında hafifliğin de önemli olduğu uzay araçları ve uçak konstrüksiyonları gibi uygulamalarda önemli yer tutmaktadırlar. Kolay şekillendirilebilir olmaları nedeniyle alüminyum ve alaşımları ekstrüzyon endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadırlar.

Alüminyumun diğer önemli özellikleri de ısıtıl ve elektriksel iletkenliğinin yüksek olması, manyetiklik özelliği olmaması, korozyon direncinin yüksek olması ve mekanik şekillendirme sonrası temiz yüzey elde edilebilmesidir. Manyetik olmaması elektrik ve elektronik endüstrisindeki bazı özel uygulamalar açısından önemlidir. Yüksek korozyon direnci sayesinde ise tatlı ve tuzlu su, çeşitli kimyasal madde ve hava gibi çok değişik ortamlarda rahatlıkla kullanılabilmekte, anodik kaplama ile de dekoratif ürünler oluşturulmaktadır. Anodik kaplamada amaç, alüminyumun yüzeyinde oluşan oksit tabakasının kalınlaştırılması yoluyla, malzemenin korozyon direncinin artırılmasıdır. Mekanik şekillendirme sonrası yüzeyin temizliği ise anodik kaplamanın kalitesini belirleyen önemli etkenlerden birisidir. İyi ekstrüzyon yapılabilirlik, mekanik şekillendirmeden sonra temiz yüzey elde edilebilmesi, hava ortamında korozyona dayanıklılık ve anodik kaplamaya uygunluk özelliklerinin biraraya gelmesiyle alüminyum ve alaşımları mimari uygulamalarda önem kazanmıştır.

Alüminyum-magnezyum-silisyum (Al-Mg-Si) veya alüminyum-magnezyum silisür (Al-Mg₂Si) alaşımları olarak da bilinen AA 6000 serisi alaşımlar alüminyum ekstrüzyon

endüstrisinde en fazla kullanılan alaşımlardır. Yaşlandırılabilir alüminyum alaşımlarından olan 6000 serisi alaşımları iyi ekstrüzyon yapılabilirlik, iyi kaynak edilebilirlik özellikleri yanında korozyon dirençlerinin yüksek oluşu, sıcak şekillendirme sonrası yüzeylerinin anodik kaplama için yeterli temizlikte olması ve orta derecede ürün dayanımı elde edilebilmesi için uygulanan süreçlerin düşük maliyetli olması ile bilinirler. Ekstrüzyon ile üretilen alüminyum ürünlerinin yüzde sekseninden fazlasını AA 6000 serisi alaşımlar, yüzde yetmişini de bu alaşımlardan AA 6063 alaşımı oluşturmaktadır.

Bir malzemenin şekillendirilebilme özelliği alaşımın kimyasal bileşimi, metalin yapısı ve uygulanan ısı ve mekanik işlemlerle belirlenir. Örneğin, homojenleştirilen ingotların ekstrüzyonu homojenleştirilmemiş ingotlara göre daha düşük basınç uygulanarak gerçekleştirilir. Homojenleştirme, ingotun döküm sonrası yapısını değiştirmek amacıyla uygulanan bir yüksek sıcaklık sürecidir. Böylece hem şekil değişimi daha kolay gerçekleştirilir, hem daha yüksek bir dayanım elde edilir hem de ürün yüzeyinin daha temiz olması sağlanır. Artan sertliğe göre sıralanan bir dizi alüminyum alaşımının ekstrüzyon yapılabilirliği ve mekanik özellikleri Tablo 1.1'de, kimyasal bileşim sınırları Tablo 1.2'de gösterilmiştir [1].

Ekstrüzyon sürecinde en yüksek üretim hızında en iyi yüzey ve mekanik özelliklerin elde edilmesi amaçlandığından, ingotun dökümünden başlayarak homojenleştirilmesi, ekstrüzyon sıcaklığına yeniden ısıtılması, ekstrüzyon sırası ve sonrası işlemlerin dikkatli kontrolü gereklidir.

Bu çalışmada, ekstrüzyonla şekillendirilen alüminyum alaşımları içinde en fazla kullanılan alaşım olan AA 6063'ün spesifikasyonlarına uygun olarak Etibank Seydişehir Alüminyum İşletmeleri tarafından üretilen Etial 60 alaşımının, uygulanan ısıtma işlemi bağılı olarak mikroyapısında oluşan değişiklikler incelenmiştir. Laboratuvar koşullarında, ürün kalitesinde bozulma olmaksızın en yüksek üretim hızının elde edilebileceği en uygun mikroyapının belirlenmesi için uygulanması gereken homojenleştirme sıcaklık ve süresi ile homojenleştirme sonrası uygulanması gereken soğutma hızının seçilmesi amacıyla önce homojenleştirme, bunu takiben de soğutma deneyleri yapılmış, her deney sonrası oluşan mikroyapılar incelenerek malzemeye uygulanan ısıtma işlem koşullarına bağılı olarak malzemedeki metallerarası bileşiklerin değişimi saptanmıştır. Bulgular değerlendirilerek, bu çalışmaların ekstrüzyon yapılabilirliğe etkisini göstermek amacıyla da bir dizi ekstrüzyon deneyi gerçekleştirilmiştir.

Tablo 1.1. Bazı alüminyum ekstrüzyon alaşımlarının özellikleri[1]

AA Alaşımı	Göreceli Ekstrüzyon Basıncı ¹	Tipik Ekstrüzyon Hızı (m/dak)	Temper Durumu ⁵	U.T.S. (Mpa)	% 0.2 Akma (MPa)	% Uzama (50.8mm)
1050	1.00	33-100 ²	F	73	24	53
6063	1.25	25-57	T6	228	200	12
6061	1.50	8-25 ³	T6	303	283	15
2024	2.15	2-4 ³	T4	545-559 ⁴	414-434 ⁴	12
7075	2.10	1-2 ³	T6	607-634 ⁴	559-586 ⁴	8-9 ⁴

¹ 1050 1.00 olarak alındığında

² Karmaşık, içi boş kesitlerle daha basit şekilleri kapsayan bir aralık gösterilmiştir

³ Karmaşık şekillerle daha basit şekilleri kapsayan bir aralık gösterilmiştir

⁴ 2024 ile 7975 için özellikler kesit kalınlığına bağlıdır

⁵ F Üretimden sonra işlem görmemiş

T4 Katı çözeltiye alındıktan sonra doğal yaşlandırılmış

T6 Katı çözeltiye alındıktan sonra yapay yaşlandırılmış

Tablo 1.2. Tablo 1.1'de özelliklikleri verilen bazı alüminyum alaşımlarının kimyasal bileşim sınırları (% ağırlık olarak)¹ [1]

AA Alaşımlı	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Zn	Cr	Diğer elementler herbiri toplam
1050	0.05	0.40	0.05	0.05	0.25	0.05	-	0.03
6063	0.10	0.35	0.45-0.90	0.10	0.20-0.60	0.10	0.10	0.05
6061	0.15-0.40	0.70	0.80-1.20	0.15	0.40-0.80	0.25	0.04-0.35	0.05
2024	3.80-4.90	0.50	1.20-1.80	0.30-0.90	0.50	0.25	0.10	0.05
7075	1.20-2.00	0.50	2.10-2.90	0.30	0.40	5.10-6.10	0.18-0.28	0.05

¹ Bileşim için bir aralık verilmeyen elementlerin maksimum değerleri verilmiştir

BÖLÜM 2

6000 SERİSİ ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI

2.1. 6000 Serisi Standartlar

Bileşimi AA 6000 Serisine yakın standart alaşımlar Türkiye ve diğer Avrupa ülkeleri ile ABD, Kanada ve Japonya'yı kapsayacak şekilde taranmıştır [2-7]. Bu alaşımlardan AA 6063'ün bileşimine uygun olanların gruplaması Tablo 2.1'de, standartların kullanıldığı ülkelere göre yapılan gruplaması ise Tablo 2.2'de görülmektedir. AA 6063 kodlu alaşımın bileşimi ISO AlMg0.5Si ile aynıdır ancak, dört rakamlı AA kodları alfanümerik kodlara göre daha basit olduğundan, daha yaygın olarak kullanılmaktadır.

Bu alaşımlardaki alaşım elementlerinden silisyumun malzemedeki oranı yüzde 0.2 ile 0.7 arasında, magnezyumunun oranı ise yüzde 0.35 ile 0.9 arasında değişmektedir. AA 6000 serisi alüminyum alaşımlarındaki en önemli kalıntı elementi demir için bazı standartlarda alt ve üst sınırlar belirlenmiş, diğerlerinde ise yalnız üst sınır verilmiştir. Kalıntı elementlerinden titanyum ile çinkonun miktarının genelde yüzde 0.1 ile 0.2 'nin altında olması istenilmekle birlikte, bazı standartlarda toplamı yüzde 0.15'in altında olması gereken "diğer kalıntılar" grubuna dahil edilmişlerdir. Kalıntı elementlerinden bakır ile kromun ağırlığının yüzde 0.05 ile 0.12'in altında olması istenirken alaşımdaki mangan miktarının alt ve üst sınırları arasındaki fark geniş olup, yüzde 0.1 ile 0.3 arasında değişmektedir.

Tablo 2.1. Etial 60'a benzer bileşimdeki diğer standart alaşımlar [2-7]

No	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ülkeler
1	0.20-0.60	0.35	0.10	0.10	0.45-0.90	0.1	0.10	0.10	2, 9, 13,
2	0.30-0.70	0.50	0.10	0.10	0.40-0.90	-	0.20	0.02-0.20	17
3	0.50-0.60	0.30	0.10	0.10	0.45-0.60	0.05	0.15	0.10	12
4	0.30-0.60	0.20-0.40	0.05	-	0.40-0.60	-	0.05-0.15	-	4
5	0.30-0.70	0.40	0.10	0.10	0.40-0.90	-	0.20	0.2	5
6	0.30-0.70	0.35	0.10	0.10	0.45-0.90	0.10	0.20	-	Ti+Zr=0.20 10
7	0.30-0.60	0.10-0.30	0.10	0.10	1.35-0.60	0.05	0.15	0.10	1, 3, 6, 7
8	0.30-0.70	0.50	0.10	0.30	0.40-0.90	0.10	0.20	0.20	15, 17
9	0.35-0.70	0.30	0.05	0.10	0.40-0.80	0.05	0.20	0.10	16, 3
10	0.30-0.60	0.35	0.10	0.10	0.45-0.90	0.10	0.10	0.15	11
11	0.30-0.70	0.50	0.10	0.10	0.40-0.90	-	0.20	-	18
12	0.30-0.70	0.50	0.10	0.30	0.40-0.90	0.10	0.20	0.10	Ti+Zr=0.20 19, 20
13 ¹	0.30-0.70	0.30	0.10	0.20	0.40-0.90	0.05	0.10	0.10	

¹ Etial 60'a ait değerlerdir.

² Bütün standart alaşımlarda diğer kalıntı elementlerinin her biri %0.05, toplamaları %0.15'den az olmalıdır. 4 ve 1no'lu alaşımlar için bu limitler belirtilmemiştir.

³ Ülkeler Tablo 2.2'de gösterilmiştir

Tablo 2.2. Etial 60'a benzer bileşimdeki alaşımların
ülkelere göre dağılımı [2-7]

No	Ülke	Alaşımların Adı*	Standart Adları
1	Avusturya	AlMgSi0.5 (7)	ÖNORM M3426 M3430
2	ABD	AA 6063 (1)	AA, ASTM, ASME, ASM
3	Almanya	AlMgSi0.5 (7) 3.3206 (9)	DIN 1725
4	Çekoslovakya	424405 (4)	ASN 424405
5	Fransa	6060 (7)	NF A 50-411
6	İngiltere	6063 (1)	BS 1471-1475
7	İtalya	3569-66 (7)	UNI P-AlMgSi
8	ISO	Al-Mg0.5Si (1)	ISO R 209
9	İspanya	L 3441 (6)	UNE 38337
10	İsveç	4103 (7) 4104 (11)	SIS (4103) (4104)
11	İsviçre	AlMgSi0.5 (3)	VSM 10905
12	Japonya	A 6063 (1)	JIS A 6063
13	Kanada	6063 (1)	CSA HA
14	Macaristan	AlMgSi (8)	MSZ 3747-1
15	Norveç	17310 (9)	NS (17310)
16	Polonya	PA 38 (2)	PN H-88026
17	B.D.T.	1310 (11)	GOST 4784
18	Türkiye	AlMgSi (12)	TS 412
19	Yugoslavya	AlMgSi0.5 (12)	JUSC.C1.100

* Parantez içindeki rakamlar Tablo 2.1'deki bileşimleri göstermektedir

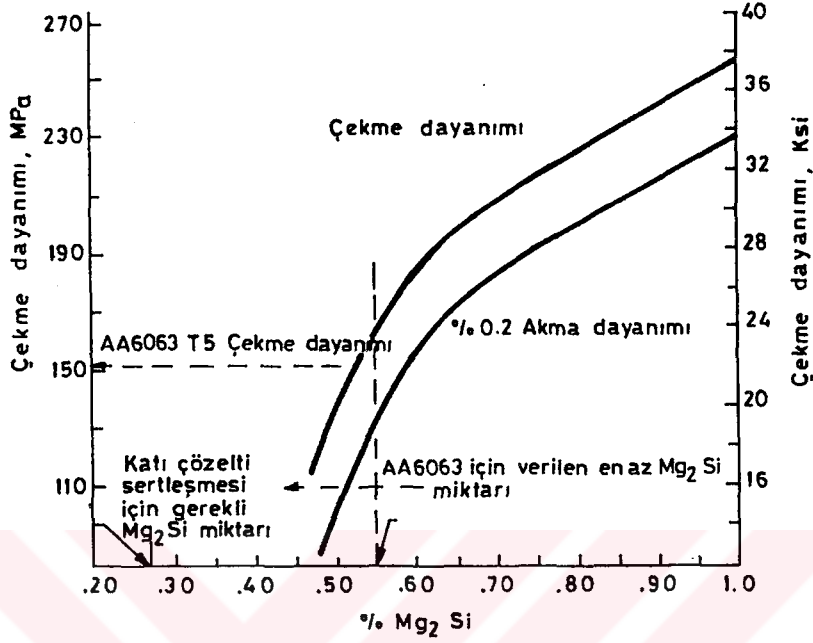
Alaşım elementleri malzemenin ısı, fiziksel, elektriksel ve mekanik özelliklerini belirleyeceğinden, malzemenin bileşimi uygulama alanına göre seçilecektir.

2.2. AA 6063'ün Kimyasal Bileşiminin Özelliklerine Etkisi

Daha önce de belirtildiği gibi, AA 6063 alaşımı ekstrüzyonla üretilen alüminyum ürünlerinin büyük çoğunluğunu oluşturmaktadır ve yüzey kalitelerinin iyi olması nedeniyle anodik kaplama için uygun bir alaşımdır. AA 6063 ekstrüzyon ürünleri yüzey kalitelerinin iyi olmasından başka korozyona dayanıklı malzemelerdir ve iyi mekanik özelliklere sahiptirler. Bu özellikleri nedeniyle mimari uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadırlar.

AA 6063 alaşımında alaşım elementi olarak magnezyum ve silisyum kullanılır ve birleşmeleri sonucu Mg_2Si çökeltileri oluşur. Alaşımda demir kontrollü safsızlık, diğer elementler ise düşük miktardaki safsızlıklar olarak bulunur.

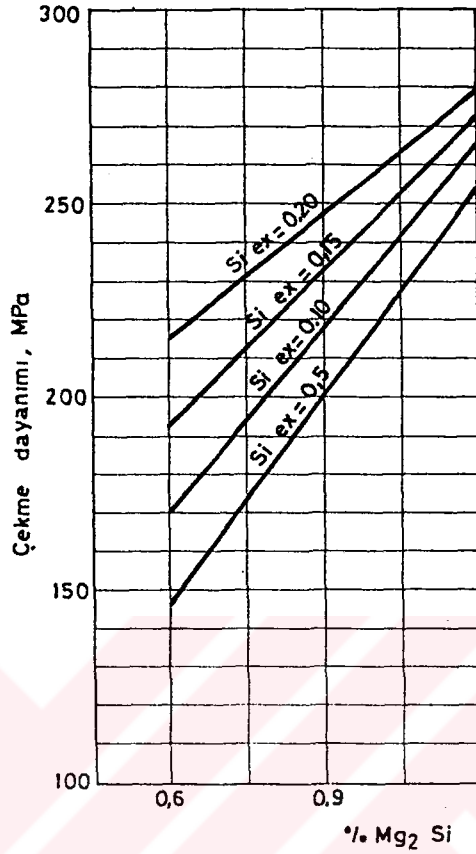
AA 6063'ün mekanik özelliklerinin Mg_2Si miktarına bağlı olduğu bilinmektedir. Mekanik özellikler artan Mg_2Si miktarı ile iyileşmekte buna karşılık ekstrüzyon yapılabirlik azalmaktadır [1,8,9]. Şekil 2.1'de AA 6063'ün dayanımının alaşımdaki Mg_2Si miktarı ile değişimi görülmektedir[1]. Şekilden de anlaşılacağı gibi Mg_2Si miktarı yüzde 0.65'in altına indiğinde malzemenin dayanımı hızla azalmaktadır. AA 6000 serisi alüminyum alaşımlarında magnezyum ve silisyum 1.73:1 oranında stokiyometrik olarak birleşip denge diyagramının kararlı α -fazı olan Mg_2Si çökeltilisini oluşturmaktadır. Silisyumun alaşımda stokiyometrik bileşiği oluşturacak miktardan fazla olması durumunda dayanım artmaktadır. Buna karşılık, bu oranda magnezyumun lehine bir artış olduğunda dayanım azalmaktadır. Ayrıca, ekstrüzyon yapılabirlik de magnezyum artışından olumsuz yönde



Şekil 2.1. AA 6063'ün çekme dayanımının Mg_2Si miktarı ile değişimi [1]

etkilenmektedir [10,11]. Ancak, yüksek dayanım değerleri elde etmek amacıyla alaşımdaki silisyum miktarının artırılması durumunda silisyumun çökmesi sonucu yüzeyde 'dark spots' olarak adlandırılan hatalar oluşabileceği gözönünde bulundurulmalıdır. Şekil 2.2 'de Mg_2Si miktarı ve fazla silisyumun AA 6063'ün çekme dayanımına etkisi görülmektedir [12]. Fazla silisyum, yaşlandırma süreci sırasında çekirdeklenme hızını arttırarak çökelti morfolojisini düzenlemekte ve böylece de dayanımın artmasını sağlamaktadır.

AA 6063 alaşımında katı çözelti sertleşmesi için gerekli olan Mg_2Si miktarı yüzde 0.3'dür [1]. Malzemede kontrollü safsızlık olarak bulunan demir, bir kısım



Şekil 2.2. Mg₂Si miktarı ve fazla silisyumun AA 6063'ün çekme dayanımına etkisi [12]

silisyum ile birleşir ve magnezyum /silisyum oranını değiştirir. Bu nedenle malzemede hem demir hem de magnezyumla birleşmeye yetecek kadar silisyum bulunmalıdır. Aksi taktirde, magnezyumun tamamı silisyum ile birleşip Mg₂Si çökeltilerini oluşturmayacak bunun sonucu olarak da alaşımın dayanımı AA 6063 için belirlenmiş olan dayanım değerlerinin altında kalacaktır.

Döküm sonrası soğuma, homojenleştirme sonrası soğuma ya da daha sonraki ısı ve mekanik süreçler sırasında alüminyum alaşımlarındaki en önemli safsızlık olarak bulunan demir, alüminyum ve silisyum ile birleşerek malzemenin toparlanma, yeniden kristalleşme, doku,

şekillendirilebilirlik, yüzey temizliği ve elektrik direnci gibi özelliklerini etkileyen çeşitli fazlar oluşturur. Alüminyum alaşımlarında oluşan bu Al-Fe ve Al-Fe-Si metallerarası bileşiklerin morfolojileri, kristal yapıları ve bileşimleri ürünün mekanik özelliklerini, korozyon direncini ve yüzey kalitesini belirleyeceğinden üzerinde yoğun araştırmalar yapılmaktadır. Ancak, bu bileşiklerin miktarlarının azlığı ve boyutlarının küçüklüğü, incelenmelerini zorlaştırmaktadır. Al-Fe-Si üçlü sisteminin incelenmesi 1921'de başlamış olduğu halde sistemin karmaşıklığı nedeniyle henüz yeterince anlaşılmış değildir [13-20]. Seyreltik Al-Fe-Si alaşımlarının yavaş soğuması sırasında oluşan kararlı metallerarası bileşikler θ -Al₁₃Fe₄, Al₈Fe₂Si ve β -Al₅FeSi fazlarıdır [21]. Bunlardan başka, alaşımın soğuma hızına ve bileşimine bağlı olarak bazı kararsız fazlar da oluşabilir. Tablo 2.3'de Al-Fe-Si sistemi üzerinde yapılan çeşitli çalışmalarda gözlenmiş olan fazlar listelenmiştir [22]. Tabloda tanımlanamayan bazı fazlar bulunmasının nedeni ise bu faz kristallerinin küçük ve genellikle yarı kararlı olmaları dışında X-ışınları analizi için yeterli miktarda malzeme elde edilmesinin de zorluğudur. Sürekli dökümle üretilen AlMgSi0.5 alaşımları üzerinde yapılan bir çalışmada malzemenin kristalleşme özellikleri ile birlikte oluşan fazların yapısı da incelenmiştir [23]. Sürekli döküm yöntemiyle üretilen bir kütüğün homojenliği arayüzey geometrisi ile tanımlanır. Sözü edilen çalışmada aynı arayüzey geometrisinin kütüğün tane büyüklüğü ve hücre yapısının aynı olmasını sağladığı, ancak, soğuma hızına bağlı olarak katı çözelti konsantrasyonu ve fazların değişiklik gösterdiği saptanmıştır. Çalışmada gözlenen fazlar ve bunlara ait kristal yapıları Tablo 2.4 'de görülmektedir. Buna göre döküm yapıda genellikle Al-Fe-Si fazları bulunmakta, katılaşma süresi uzadıkça Mg₂Si fazı ortaya çıkmaktadır.

Tablo 2.3. AlFeSi alaşımlarında gözlenen fazlar ve bunlara ait kristal yapılar [22]

Faz	Kristal Yapı	Kafes Parametreleri ¹
Al_3Fe $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$	C-merkezli monoklinik (C 2/m)	$a=15.49$, $b=8.08$, $c=12.48$, $\beta=107.75$
Al_mFe	hmt	$a=8.84$, $c=21.60$
Al_9Fe_2	monoklinik	$a=8.90$, $b=6.35$, $c=6.32$, $\beta=93.4$
Al_6Fe	C-merkezli ortorombik	$a=6.49$, $b=7.44$, $c=8.79$
Al_xFe	bilinmiyor	bilinmiyor
$\alpha\text{-AlFeSi}$	hmk	$a=12.56$
$\alpha\text{-AlFeSi}$	basit kübik	$a=12.52$
$\alpha'\text{-AlFeSi}$	hegzagonal	$a=12.30$, $c=26.20$
$\alpha''\text{-AlFeSi}$ $q_1\text{AlFeSi}$	C-merkezli ortorombik	$a=12.70$, $b=36.20$, $c=12.70$
$\alpha_r\text{-AlFeSi}$	C-merkezli monoklinik	$a=27.95$, $b=30.62$, $c=20.73$, $\beta=97.74$
$q_2\text{AlFeSi}$	monoklinik	$a=12.50$, $b=12.30$, $c=19.70$, $\beta=111$
$\beta\text{-AlFeSi}$	monoklinik	$a=6.12$, $b=6.12$ $c=41.50$, $\alpha=91$
$\beta^*\text{-AlFeSi}$	monoklinik	$a=8.90$, $b=4.90$, $c=41.60$, $\beta=92$
Al_3FeSi $\gamma\text{-AlFeSi}$	C-merkezli monoklinik	$a=17.80$, $b=10.25$, $c=8.90$, $\beta=132$
Al_4FeSi_2 $\delta\text{-AlFeSi}$	tetragonal	$a=6.14$, $c=9.48$

¹ Kafes kenar uzunlukları °A, açılar derece cinsindendir

Tablo 2.4. Döküm yapıda gözlenen fazlar ile kristalleşme özellikleri [23]

Katılaşma süresi (sn)	Soğuma hızı ($^{\circ}\text{C}/\text{sn}$)	Döküm yapıda gözlenen fazlar
13.4	6.12	α (küçük) ¹ +az γ^2 +Mg ₂ Si
11.7	8.28	α (küçük) ¹ +az γ^2 +Mg ₂ Si
9.53	9.87	α (küçük) ¹ + α (hegzagonal) ³
8.25	13.83	α (küçük) ¹ +çok γ^2
7.42	15.75	α (küçük) ¹ +az γ^2
6.66	20.67	α (küçük) ¹

¹ Fe %31.9, Si %5.6

² Fe %35, Si%14

³ Fe %31, Si%9

Al-Mg-Si alaşımlarında manganez, krom, zirkonyum gibi dispersoid oluşturan elementler bulunduğunda, homojenleştirme işlemi sırasında dispersoidler oluşacaktır [24-26]. Bu dispersoidler ekstrüzyon sürecinde ince bir alttane yapısı oluşturarak yeniden kristalleşmeyi önler ve ekstrüzyon sonrasında lifli yapının korunması sağlanır. Oluşan bu altyapı da sonraki yaşlandırma işlemi ile oluşacak dayanım artışının daha fazla olmasına neden olur. Ancak dispersoid oluşturan elementler alaşımı suvermeye daha duyarlı yaparlar. Bu da yaşlandırma işleminden sonraki soğuma hızının azalması durumunda, yaşlandırma işlemi ile elde edilebilecek dayanımın azalmasına neden olur. Altyapı oluşumu, suverme duyarlılığının artmasının neden olacağı kaybı, süneklik ve tokluğu artırarak karşılar.

Krom, manganez, zirkonyum, demir ve bakırın Al-Mg-Si alaşımlarında tokluğu nasıl etkilediğini araştıran bir çalışmada, akma dayanımı arttıkça çentik duyarlılığının

azaldığı görülmüştür. Katı çözeltideki bakırın tokluğa hiç bir etkisi yokken, manganez ve zirkonyum ilavesi ile tokluk artmaktadır [27]. Alaşımın dayanımını artırdığı bilinen silisyum ve bakırın etkisi toplanır özellik göstermektedir. Ancak, bakır sünekliği olumlu yönde etkilerken, fazla silisyum sünekliğin azalmasına neden olmaktadır. Transmisyon elektron mikroskopla (TEM) yapılan incelemeler de bakır ilavesinin çökelti morfolojisini değiştirerek yaşlanma özelliğini olumlu yönde etkilediğini göstermiştir [25]. Buradan da anlaşılabileceği gibi, hem magnezyumla stokiometrik olarak birleşmeye yetecek denge miktar hem de fazla silisyum içeren alaşımlara bakır ilavesi avantajlıdır. Bakır ilavesi denge miktarda silisyum içeren alaşımlarda kırılmanın taneler içinden olmasını sağlar. Fazla silisyumun önemli bir miktarı tane sınırlarında elementel silisyum olarak çökelerak tanelerarası kırılmaya neden olmaktadır. Ayrıca silisyum Mg_2Si morfolojisini incelterek dayanımın artmasına, buna karşılık sünekliğin azalmasına neden olmaktadır. Bakır da Mg_2Si çökelti morfolojisini etkileyerek dayanımı artırmakta ancak sünekliği azaltmaktadır.

2.2.1. AA 6063'ün Homojenleştirilmesi

Daha önce de belirtildiği gibi homojenleştirilmiş takozların ekstrüzyon yapılabilirliği, homojenleştirilmemiş olanlara oranla daha iyidir [9]. Homojenleştirme işleminde amaç, dendritik yapıdaki konsantrasyon farklılıklarının giderilmesi, katılaşma sırasında oluşan kararsız fazların çözünmesi ve alaşımın ekstrüzyon parametrelerini olumlu yönde etkileyen kararlı çökeltilerin oluşturulmasıdır. Karmaşık alaşım sistemlerinde kararsız bileşiklerin yanında malzemenin sünekliğini azaltan ve çözünmeyen kararlı fazlar da bulunur. Homojenleştirme işlemi ile bu fazların boy/en

oranlarının (aspect ratio) azaltılması sağlanarak süneklik artırılır.

Elektron mikroprob analizi (EPMA) ile döküm yapısı üzerinde yapılan bir çalışmada [28] AlMgSi, MgSi ve AlFeSi fazlarının mikroyapıda eşit olmayan bir dağılım gösterdikleri saptanmıştır. MgSi'nin konsantrasyonu ise Mg₂Si'nin stokiometrik oranı olan 1.73:1'den farklıdır. Homojenleştirme işlemi ile magnezyum ve silisyumun dendrit kolları arasında eş dağılımı sağlanmaktadır. AlFeSi fazlarının hacimsel oranı ise ısıtma işlemi sonucunda pek değişmemekte ancak parçalanmaktadır. AA 6000 serisi alaşımlardan 6061 alaşımında da çözünmez demir bileşiklerinden ince uzun yapıda olan β -AlFeSi'ler küresel şekilli α -AlFeSi'ye dönüşürse ekstrüzyon yapılabilirliğinin arttığı görülmüştür [29].

Elektron mikroprob analizi ve elektrik direnci deneyleri ile kararsız AlMgSi ve AlMgFe fazlarının homojenleştirme işlemi sırasında ilk 1/2 saat içinde çözüldükleri saptanmıştır [30]. Dendritler arasındaki magnezyum ve silisyum konsantrasyon gradyanı ise ancak 570°C'da 2.5 saat bekleme süresi sonunda eşitlenmektedir. Isıtma işlemi sırasında AlFeSi fazlarının da kimyasal bileşimi değişerek kararlı AlFeSi (Fe/Si=4) fazı oluşmaktadır. Tane sınırlarında bulunan bu fazların şekillerinin ince uzundan, parçalanarak küresele dönüşümü de aynı sürenin sonunda yavaşlamaktadır.

2.3. Ekstrüzyon

Uçak endüstrisindeki gelişmesiyle önem kazanan ekstrüzyon süreci, uçak tasarımcıları için çeşitli kesitlerde profillerin elde edilmesini sağlayan en ekonomik üretim yöntemi olmuştur. Yöntemin avantajlarının zamanla mimari ve yapı tasarımcıları tarafından da farke-

dilmesiyle ekstrüzyon ürünlerine olan talep hızla artmıştır.

En çok hafif metal endüstrisinde kullanılan bir üretim yöntemi olan ekstrüzyon, takoz olarak adlandırılan silindirik şeklindeki bir ingotun kovan olarak adlandırılan bir alıcı içinde sıkıştırılarak bir kalıptan geçirilmesi ile kesit alanının daraltılmasını sağlayan bir metal şekillendirme yöntemidir. Bu yöntemle hem ekonomik hem de istenen özelliklerde bir ürün elde edilebilmesi için, yöntem değişkenleri ile ürün özellikleri arasındaki ilişkinin iyi bilinmesi gerekmektedir. Ürün özellikleri de döküm yapı, ekstrüzyon öncesinde ve sonrasında uygulanan ısı, mekanik, kimyasal ve benzeri işlemlerle belirlenmektedir.

2.3.1. Alüminyum Alaşımlarının Ekstrüzyon Yapılabilirliği

Ekstrüzyon yapılabilirlik, bir ekstrüzyon ürününde yırtılma olmadan uygulanabilecek en yüksek ekstrüzyon hızı olarak tanımlanabilir. Alüminyum alaşımlarında kimyasal bileşim ve ingot homojenleştirmenin ekstrüzyon yapılabilirlik üzerinde önemli etkisi vardır.

Düz kalıp kullanılarak ve yağlamasız yapılan alüminyum ekstrüzyonunda, malzeme, kesme kuvvetleri ile şekil değiştirerek ürünü oluşturur. Bu kesme kuvvetlerinin doğurduğu artık iş ve plastik şekil değiştirme işi üründe sıcaklık artışına neden olur. Sıcaklık artışının miktarını, malzemenin şekil değiştirme direnci, takoz boyu ve sıcaklığı, ekstrüzyon hızı ile oranı ve takım sıcaklıkları belirler. Bu değişkenler ekstrüzyon sırasında yapılan iş ve ısı kayıplarını kontrol eder. Yapılan şekil değişimi işi ekstrüzyon oranı, hızı ve takoz boyu arttıkça artar, takoz sıcaklığı-

ğının artırılması ve malzeme dayanımının azalması ile azalır. Isı kayıpları, takoz sıcaklığı ile takım sıcaklıkları arasındaki farka ve ekstrüzyon hızı ile takoz boyunun belirlediği işlem süresine bağlıdır.

Ekstrüzyon sırasında meydana gelen bu sıcaklık artışı AA 2000, 6000, 7000 serisi gibi alüminyum alaşımlarında üründe yırtılmalara sebep olduğu gibi aynı zamanda da ürün yüzeyinde istenmeyen iri taneli bir yapının oluşmasına da yol açar. Sıcaklık artışının iyi kontrol edilebilmesi için ekstrüzyon öncesinde uygulanan ve malzemenin yüksek sıcaklık dayanım özelliklerini etkileyen homojenleştirme, soğutma gibi işlemler ile ekstrüzyon yöntem değişkenlerinin optimizasyonu söz konusudur.

Ekstrüzyon hızında elde edilebilecek artış profil kesitinin karmaşıklığına ve presin hız kapasitesine büyük ölçüde bağlıdır. Ortası boş kesitli profillerle, dolu kesitli profiller arasında oldukça büyük hız farkları gözlenir. Ekstrüzyon hızı alaşımın sıcak kırılgenliğiyle sınırlanmasının yanı sıra, ekstrüzyon sıcaklığı ve profil et kalınlığından da etkilenir. Genelleme yapmak gerekirse, profil kesiti karmaşıklaştıkça, et kalınlığı azaldıkça ve profil köşe yarıçapları azaldıkça profil yüzeyinin yırtılması kolaylaşır. Kalıp ağzında oluşan sürtünme kalıp-ürün arayüzeyinde metal akışını engellediğinden, profil kesitinin iç kısımları daha hızlı hareket eder. Bu hız farklılıkları metalin dayanımını aşan çekme gerilmelerine neden olarak metalde çatlamalara yol açar.

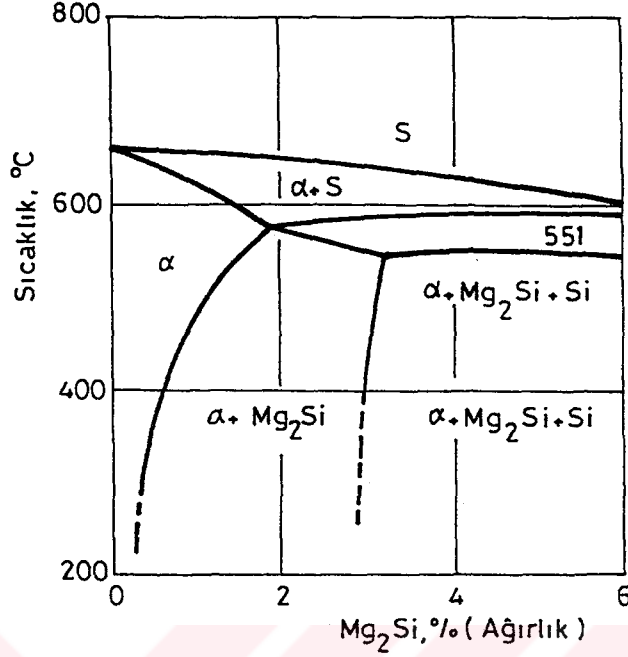
Ekstrüzyonla ekonomik bir üretim yapılabilmesi birim zamanda daha çok ürün elde edilmesi ile mümkündür. Bunu sağlamak için kullanılan malzemenin ekstrüzyon yapılabilirliğinin artırılması gerekir. Ekstrüzyon basıncı takozun şişirilmesi sırasında hızla artarak en yüksek de-

ğerine ulaşır ve metalin kalıp içinden akmasıyla birlikte, önce hızla daha sonra takozun kısalmasıyla yavaş ve doğrusal olarak düşer. Pres kapasitesinin belirli olması nedeniyle, basıncın düşürülmesi için alınacak önlemler ekstrüzyon hızının artırılmasını sağlayacaktır. Ekstrüzyon basıncını kalıp (dolayısıyla ekstrüzyon oranı, kalıp tasarımı, profil kesiti), alaşımın mikroyapısı, takoz sıcaklığı ve takoz boyu etkilmektedir.

2.3.2. Homojenleştirme Sonrası Soğuma Hızının AA 6063'ün Ekstrüzyon Parametrelerine Etkisi ve AA 6063'ün Ekstrüzyonu

AA 6063 takozlarının homojenleştirmeden sonraki soğuma hızının ekstrüzyon yükü, mekanik özellikler ve ürünün yüzey kalitesi, dolayısıyla da presin üretkenliği üzerinde önemli bir etkisi vardır. Bu nedenle, şekil değişimi parametreleri ve mekanik özellikler de seçilen soğuma hızı ile belirlenir. Üç elementli bir sistem olan AlMgSi alaşımlarının çoğunluğu Al-Mg₂Si-Si üçlü sisteminin içindedir. Mg₂Si'nin alüminyum içindeki çözünürlüğü Şekil 2.3 'de gösterilmiştir[31]. Şekilden de anlaşılacağı gibi, çözünürlük sıcaklığın azalması ile azalmaktadır.

Ekstrüzyonda kullanılan Al-Mg-Si alaşımlarının çoğu Al-Mg₂Si faz diyagramının α katı çözelti bölgesinde bulunur. Silisyum ve magnezyum ötektik sıcaklıkta, çözünürlüğü yüzde 1.85 olan Mg₂Si bileşiğini oluşturur. 550°C'ın üzerindeki sıcaklıklarda magnezyum ve silisyumun katı çözeltiye alınması ve yapı içerisinde dengeli dağılımı kolaylıkla sağlanabilmektedir. Ancak, homojenleştirmeden sonraki soğuma hızı çok yavaşsa örneğin, 1.6°C/dak'dan daha düşükse çok miktarda iri Mg₂Si çökelecektir[1]. Bu durumda şekil değişimi direnci azalacak, ekstrüzyon hızı artacak ancak ekstrüzyon ürününün mekanik özellikleri yetersiz olacaktır. Buna

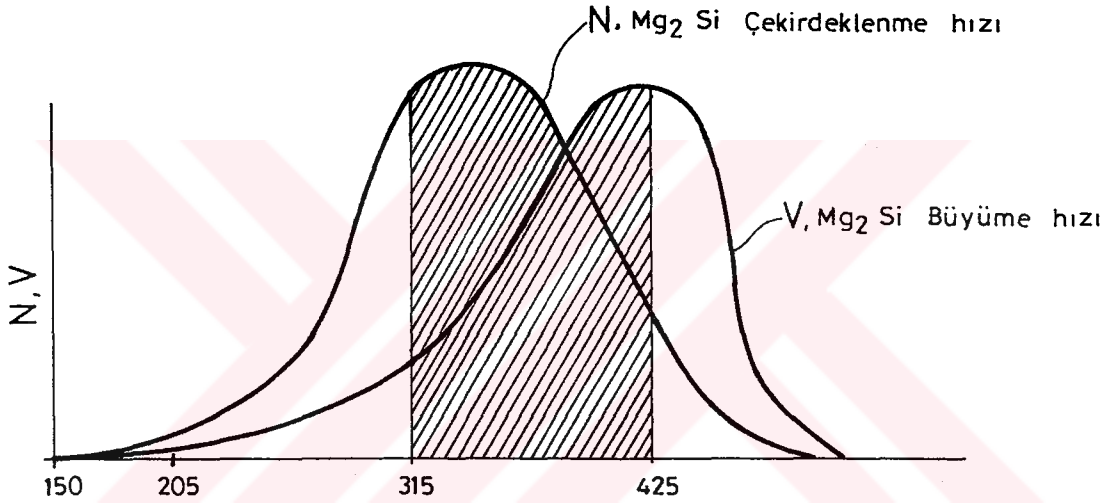


Şekil 2.3. Mg_2Si 'ün alüminyumda çözünürlüğü [31]

karşılık $8.5^{\circ}C/dak$ gibi çok hızlı bir soğutma uygulandığında da Mg_2Si ile aşırı doymuş bir çözelti elde edilecektir [12]. Bu durumda da şekil değişimine direnç artacak ve ekstrüzyon hızı azalacaktır. Bu nedenle ekstrüzyon sırasında kolayca çözünecek ve pres çıkışında tamamiyle katı çözeltiye geçebilecek büyüklükte Mg_2Si çökeltilerini oluşturacak uygun bir soğutma hızı bulunmalıdır.

Konuyu iyi anlayabilmek için AA 6063 alaşımında Mg_2Si çökeltilerinin çekirdeklenme ve büyüme hızlarının incelenmesi gerekir [32]. Şekil 2.4 'de AA 6063 alaşımı için Mg_2Si 'nin çekirdeklenme hızının sıcaklıkla değişimi görülmektedir. Şekilden de anlaşıldığı gibi, çekirdeklenme hızı $310-350^{\circ}C$ arasında en yüksek değerlere ulaşmaktadır. Büyümenin yayınma gerektiren bir süreç olması nedeniyle de büyüme hızı yüksek sıcaklıklarda daha etkilidir. Çekirdeklenme ve büyümenin birlikte en yüksek

hızda olduğu sıcaklık aralığı da 315-425°C'dir ve çökelme aralığı olarak adlandırılabilir. Alaşım homojenleştirme sonrası soğuma sırasında çökelme aralığından 2.8°C/dak ile 5.6°C/dak arasında bir hızda geçerse, yeterince ince bir çökelti dağılımı oluşacaktır. Bu da ekstrüzyonun daha düşük bir sıcaklıkta gerçekleştirilebilmesini mümkün kılacaktır.

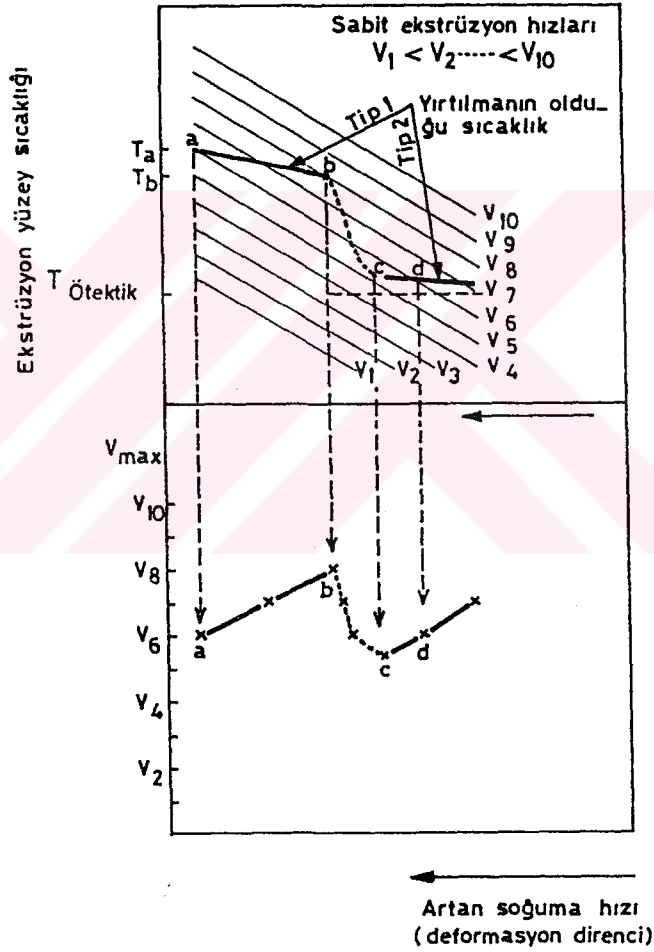


Şekil 2.4. AA 6063 alaşımında Mg_2Si çökeltilerinin çekirdeklenme ve büyüme hızının sıcaklıkla değişimi [32]

Seçilen herhangi bir ekstrüzyon hızında ekstrüzyon sıcaklığı artan şekil değişimi direnci ile artmaktadır. Malzemenin şekil değişimine direnci de homojenleştirmeden sonraki soğuma hızı veya katı çözeltideki magnezyum ve silisyum miktarı ile artmaktadır. Ekstrüzyon sıcaklığı da ekstrüzyon hızı arttıkça artacaktır. Reiso [9] ekstrüzyon sırasındaki yırtılmaları açıklamak için bir model önermiştir. Modele göre, Mg_2Si çökeltileri iri olduğu zaman, yırtılma iç kısımlarda, Mg_2Si çözünmüş

durumda olduğunda ise yırtılmalar ekstrüzyon yüzeyinde olmaktadır. Yüzeydeki yırtılmalar, 1. tür, iç kısımlardaki yırtılmalar ise 2. tür yırtılma olarak adlandırılmıştır.

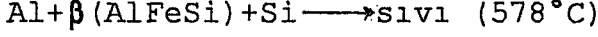
Şekil 2.5'de ekstrüzyon hızının homojenleştirmeden sonraki soğuma hızı ile değişimi görülmektedir.



Şekil 2.5. Seçilen bir bileşim için en yüksek ekstrüzyon hızının homojenleştirmeden sonraki soğuma hızı ile değişimi [9]

Magnezyum ve silisyumun tamamının katı çözeltide kalmasının sağlanabildiği en yüksek soğuma hızında V_6 eks-

trüzyon hızı elde edilecektir. Ancak bu hızda ekstrüzyon yapılabilmesi için T_a gibi bir ekstrüzyon sıcaklığına çıkılmalıdır. Bu sıcaklıkta alüminyum matrisin dayanımı ekstrüzyon sırasında oluşan sürtünme kuvvetlerinden daha az olacağından 1. tür yırtılma görülecektir. Daha yavaş bir soğuma hızı b' 'de bir miktar Mg_2Si çökelecektir. Takoz ekstrüzyon kalıbına girdiği anda takozda bulunan bu ince çökelti, ekstrüzyon sırasındaki sıcaklık artışına bağlı olarak çözünecekler ve katı çözeltideki magnezyum ve silisyum miktarı artacaktır. Bu yapının şekil değişimine direnci a soğuma hızındakinden daha düşük olacağından ekstrüzyon kalıbında T_b sıcaklığına erişilmeden V_8 ekstrüzyon hızına ulaşılmış olacaktır. c soğuma hızında ise ekstrüzyon sırasında tamamen çözünemeyecek kadar iri Mg_2Si çökelti,leri oluşacaktır. Bu çökelti,lerin iki şekilde 2. tür yırtılmaya neden olabilecekleri düşünülmektedir. Kalıp yüzeyine yakın bölgelerde, gerilmelerin en yüksek değerine ulaştığı yerlerde Mg_2Si çökelti,leri gerilme yoğunlaşmasına ve buna bağlı yırtılmaya neden olacaklardır. Bunun sonucu olarak da ya yüzeyin altındaki boşluklar ortaya çıkacak, ya da Mg_2Si fazı diğer elementlerle birleşerek düşük sıcaklıkta sıvılaşı,an ötektik bölgeler oluşturacaktır. Homojenleştirme sıcaklığından soğuma sırasında takozun tane sınırlarında $AlFeSi$ fazları oluşabilirler. Soğuma hızı yeterince yavaş ise $AlFeSi$ çökelti,leri etrafında Mg_2Si fazları büyüyecektir. Takozun ekstrüzyon sıcaklığına yeniden ısıtılması sırasında yüksek ısıtma hızları uygulanacağından ve ekstrüzyon sırasındaki sıcaklık artışları hızlı olacağından çözeltiye geçmeye yeterli zaman olmayacak ve bu nedenle ötektik erimeye yol açılacaktır. Ötektik erime sırasında yer alacak ötektik tepkimeler şu denklemlerle ifade edilebilir [31].



Bu durumda malzemenin dayanımı önemli ölçüde azalacağından beklenenden daha düşük bir hızda yırtılma görülecektir.

Soğuma hızı c'den d'ye düşürüldüğünde daha fazla sayıda ve iri Mg_2Si bileşiği oluşacaktır. Bu durum, alaşım için katı çözeltide daha az magnezyum ve silisyum kalması ve matris dayanımının daha düşük olması demektir. Böylece, yırtılmayla sonuçlanacak bir sıcaklığa ulaşılmadan yüksek hızda ekstrüzyon yapılabilir.

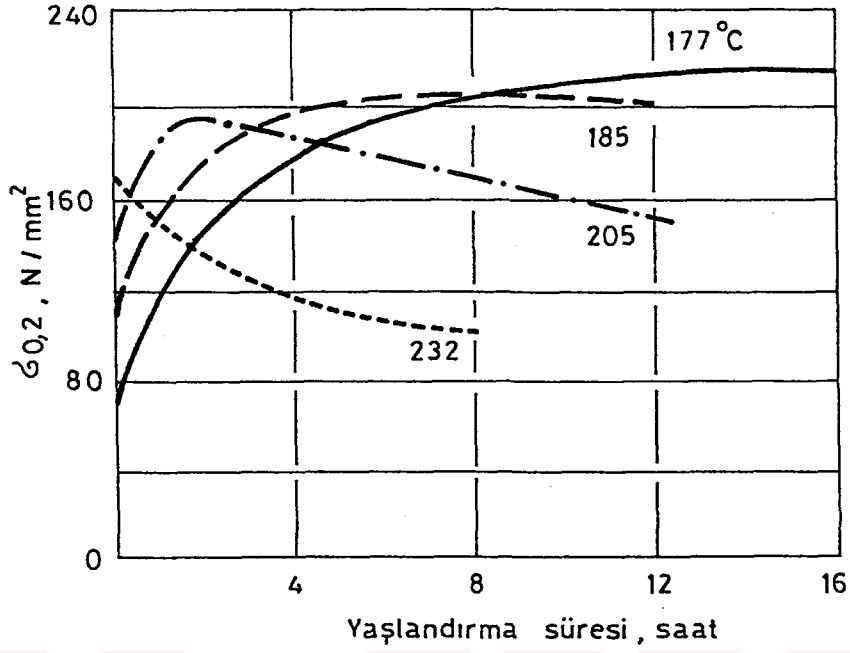
Anlatılan modelden [9] ve diğer çalışmalardan [1,10,32,33] anlaşılabileceği gibi, ekstrüzyon için en uygun takoz mikroyapısında, ekstrüzyon sırasında kolayca çözeltiye geçebilecek büyüklükte Mg_2Si çökelti bulundurulmalıdır. İstenilen büyüklükte çökelti oluşumu homojenleştirmeden sonraki soğuma hızının iyi kontrol edilmesi ya da alaşımın bileşiminin değiştirilmesi ile sağlanabilir. Amaç, fazların çökeltme hızını artırmaktır. Ancak, bileşimde bir değişiklik yaparken, malzeme özelliklerinde meydana gelebilecek diğer değişiklikler de gözönüne alınmalıdır.

Uygulamada, AA 6063 alaşımından sürekli döküm yöntemiyle üretilen takozlar $560-580^\circ\text{C}$ arasında homojenleştirilirler. Takozların homojenleştirilmesi aynı zamanda malzemenin son dayanımını da etkiler. Daha önce de belirtildiği gibi takozların homojenleştirilerek şekillendirilmesi ile, ekstrüzyon ürününün dayanımı, homojenleştirilmemiş takozların ekstrüzyonu sonucunda elde edilebilecek dayanım değerlerinden daha yüksek değerlere ulaşır.

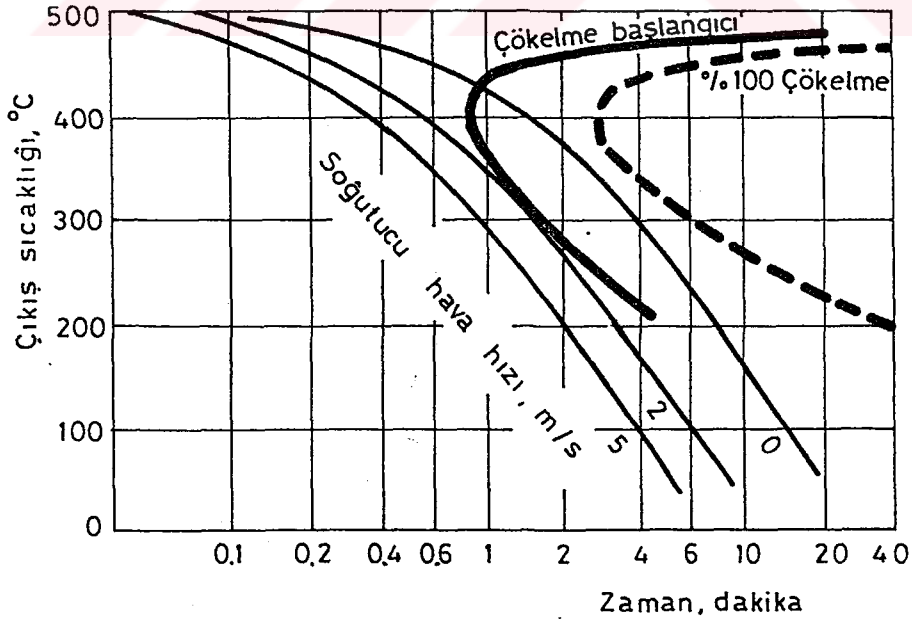
Döküm sonrasında takozların yüzey kaliteleri iyi olduğundan ekstrüzyon süreci öncesinde herhangi bir yüzey düzeltilme işlemi gerekli olmayacaktır. Ekstrüzyon sırasında yüzeyden ince bir tabaka sıyrılarak artık ile birlikte kaldırılır. En yüksek ekstrüzyon hızına ulaşabilmek için takoz sıcaklığı olabildiğince düşük tutulur. Çökelmeyi en yüksek hızda tutabilmek için takozların işlem sıcaklığına hızla ısıtılması gereklidir. Isıtmada gaz veya endüksiyon ocağı kullanılmasının nedeni budur. Takoz sıcaklığı ve ekstrüzyon hızı iyi seçilerek ekstrüzyon sırasında şekil değiştirme bölgesindeki sıcaklığın katı çözelti sıcaklığının üzerinde olması sağlanır ($\approx 250^{\circ}\text{C}$). Böylece ince Mg_2Si çökeltileri tekrar çözünürler. Bu sırada pres çıkışında soğutma işlemi uygulanır. Soğutma su veya havayla sağlanabilir.

Yaşlandırılabilir AlMgSi alaşımlarında dayanım yaşlanma sıcaklığı ve süresine bağlıdır. Şekil 2.6'da AlMgSi0.5 alaşımı için çeşitli sıcaklıklardaki yaşlanma sertleşmesi eğrileri verilmiştir [26]. Akma dayanımı, $\sigma_{0.2}$, yaşlanma süresi ve sıcaklığı ile değişmektedir. Bu alaşım için optimum yaşlandırma sıcaklığı 180°C , süresi ise yaklaşık 8 saattir.

Pres çıkışında soğutulan ürünlerdeki Mg_2Si 'nin çökelme eğiliminin en yüksek olduğu sıcaklık aralığı 425°C ile 270°C arasındadır. Dolayısıyla soğutmanın bu aralıkta özellikle hızlı olması gerekir. Tam sertleşme için ortalama $70^{\circ}\text{C}/\text{dak'lık}$ bir soğutma hızı yeterlidir. Şekil 2.7'de görülen zaman sıcaklık çökelme diyagramı çeşitli soğuma hızlarındaki çökelme durumunu göstermektedir [34].



Şekil 2.6. AlMgSi0.5'in yaşlanma sertleşmesi eğrisi [26]



Şekil 2.7. AlMgSi0.5'in zaman-sıcaklık çökeltme diyagramı [34]

AlMgSi0.5'in çekme dayanımı ekstrüzyon sonrası en az 140N/mm²'dir. Alaşımın çekme dayanımı profillerin hızla oda sıcaklığına indirilmesini takiben uygulanan yaşlandırma işlemi ile en az 220N/mm²'ye yükseltilebilir.



BÖLÜM 3

DENEYSEL ÇALIŞMA

3.1. Deneylerde Kullanılan Malzeme

Etibank Seydişehir Alüminyum İşletmesinde üretilen ve ürün kataloğunda AA 6063 alaşımına uygun olduğu belirtilen Etial 60 alaşımı deney malzemesi olarak seçilmiştir. Etibank Seydişehir Alüminyum İşletmesinden temin edilen döküm halindeki kütüklerin bileşimi Tablo 3.1'de verilmiştir.

Tablo 3.1 Deneylerde kullanılan malzemenin bileşimi

Fe	Si	Mn	Mg	Cu	Ti	Al
0.24	0.28	0.014	0.54	0.005	0.009	kalan

3.2. Deneylerde Kullanılan Cihaz ve Teknikler

Homojenleştirme deneylerinde 110 mm. çapında döküm halindeki silindirik kütüklerden 15 mm. kalınlığında kesilen diskler kullanılmıştır. Homojenleştirme işlemlerinin yapıldığı hava sirkülasyonlu Fulmina fırında hassas sıcaklık kontrolü yapabilmek için orantılı, integral ve diferansiyel kontrol yapabilen Eurotherm 211 programlı kontrol cihazı kullanılmıştır. Numune sıcaklıkları test numunesi içine matkapla açılmış bir deliğe yerleştirilen ısı çifti (termokupl) ile ölçülmüş, numune sıcaklığı işlem süresince bir grafik kaydedici ile çizilmiştir. Numune sıcaklığının $\pm 2^{\circ}\text{C}$ değişme gösterdiği saptanmıştır.

Homojenleştirme deneylerinde 550°C ile 590°C arasında 10°C aralıklı beş ayrı sıcaklık uygulanmıştır. Her sıcaklıkta ise 1/2, 1, 2, 4 ve 8 saat olarak seçilen beş ayrı süre denenmiştir. Endüstriyel uygulamalara yakın olması amacıyla numuneler homojenleştirme sıcaklığına 8 saatte lineer bir hızla ısıtılmışlardır. Bu sıcaklık ve süreler sonunda fırından çıkartılan örnekler suda soğutularak sertlikleri ölçülmüş ve mikroyapıları incelenmiştir.

Sertlik ölçümleri Karl Frank Universal sertlik ölçüm cihazında yapılmıştır. Brinell cinsinden yapılan ölçümlerde 5 mm. çapında bilya, 250 kg. yük kullanılmış, basma süresi 30 saniye tutulmuştur. Her numune için 3-4 ölçümün ortalaması sertlik değeri olarak alınmıştır.

Optik mikroskop ve Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) incelemeleri için kütük kenarından ve ortasından ikişer numune alınmış, bakalite gömülerek mekanik olarak parlatılmışlardır. Dağlama için 1ml HF(%48)+200ml su çözeltisi kullanılmıştır. SEM incelemeleri için numuneler Edwards yüksek vakum kaplama cihazında 200 nm kalınlığında karbon filmle kaplanmıştır. SEM incelemelerinde Jeol 840 Taramalı Elektron Mikroskobu ve buna bağlı Tracor Northern TN-2000 mikroanaliz sistemi kullanılmıştır.

Transmisyon Elektron Mikroskop (TEM) numuneleri hazırlanması için yavaş hızda çalışan testerede elmas disk kullanılarak 500 µm kalınlığında kesilen dilimlerden 3mm çaplı diskler çıkartılmış, bu diskler mekanik olarak 250 µm kalınlığa inceltilmişlerdir. Son inceltme işlemi için elektrolitik parlatma yöntemi kullanılmıştır. Tenupol elektrolitik parlatma cihazında %30 HNO₃+ %70 metanol çözeltisi elektrolit olarak kullanılmış ve -30°C ortam sıcaklığında 1.8 A akım geçirilerek numuneler inceltmiştir. TEM incelemeleri Jeol 100C Transmisyon Elektron Mikroskobunda yapılmıştır.

Homojenleştirme sonrası suda soğutulan numunelerin yapısında bulunan çökeltilerin boyut ve dağılım analizleri SEM'a bağlı Tracor Northern TN-1310 sistemi ile gerçekleştirilmiştir. Yine bu çökeltilerin ısıtma işlem koşulları ile değişimini belirlemek amacıyla matrisin çözündürülüp metallerarası bileşiklerin çözeltide kalmasını sağlamak için selektif çözündürme işlemi uygulanmıştır. Elektrolitik olarak gerçekleştirilen ve elektrolit olarak 15 gr 8-hidroksikinolin, 80 ml kloroform, 60 gr benzoik asit ve 200 ml metanol çözeltisi [35] kullanılan işlemde, 100 A/m² akım uygulanmış ve karşı elektrod olarak malzemenin kendisi kullanılmıştır. Elde edilen çözeltilerdeki parçacıklar santrifüj yöntemi ile çöktürülmüş, çökelti 4 kez metanol 1 kez de kloroformla yıkanmış ve yine her yıkama işlemi aşamasında santrifüj yöntemi ile çöktürme uygulanmıştır. Elde edilen sınırlı miktardaki çökeltiler alkol ortamında dağıtılarak lam üzerine alınmış ve Philips X-ışını difraktometre cihazında Co tüp kullanılarak faz analizleri yapılmıştır. Selektif çözündürme sırasında matris dışında parçacıklarda da çözünme olup olmadığının araştırılması için elde edilen süzüntülerden birinde Philips X-ışını spektrometre cihazı ile ağır element analizi gerçekleştirilmiştir. Yapılan analizde malzemede bulunan ve çökeltileri oluşturan en önemli safsızlık olan demir ya da diğer alaşım elementlerinden herhangi birine ait pike rastlanmamıştır. Buradan da selektif çözündürme için kullanılan elektrolitin uygun seçildiği, çözündürmenin de başarılı olduğu sonucuna varılmıştır. Elektron difraksiyonu ile de faz analizleri yapılması amacıyla çökeltiler etil alkol içinde ultrasonik karıştırıcı yardımıyla asıltıya alınmış ve taşıyıcı karbon film kaplı bakır gridler asıltıya daldırılıp kurumaya bırakılmışlardır. Böylece hazırlanan TEM örnekleri de yine Jeol 100C Transmisyon Elektron Mikroskopunda 100 keV voltaj kullanılarak incelenmişlerdir.

Homojenleştirme sonrası uygun mikroyapının elde edilebileceği soğutma hızının saptanması amacıyla yapılan soğutma işlemi bir fırın tuğlası boyunca ufak delikler açılmış bir düzenek ile sağlanmıştır. Boru sisteminin ortasındaki tuğlanın üzerine yerleştirilen kütük, boruların içinden geçirilen hava veya suyun püskürtülmesi ile soğutulmuştur. Soğuma sırasında kütüğün merkezine gömülen K-tipi (kromel-alumel) ısı çifti yardımıyla sıcaklık sürekli kaydedilmiştir. Bu takozlardan hazırlanan örnekler TEM incelemeleri için daha önce bahsedilen şekilde hazırlanmıştır.

Homojenleştirme sonrası soğuma hızının ekstrüzyon yapılabilirlik üstündeki etkisini incelemek amacıyla, yukarıda anlatılan soğutma deneylerinde saptanan hızlar arasından birbirinden farklı üç soğutma hızı seçilerek ekstrüzyon deneyleri yapılmıştır. Ekstrüzyon deneyleri iki farklı indirgeme (redüksiyon) oranı (R) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. R=25 ve R=65 olarak uygulanan her bir ekstrüzyon oranı için 3 değişik ekstrüzyon hızı kullanılmıştır. 500 tonluk Enesco dikey ekstrüzyon presinde yuvarlak çubuk olarak gerçekleştirilen ekstrüzyon deneylerinde presin hız kapasitesi gözönüne alınarak 15.6 mm/sn, 10.8 mm/sn ve 6.2 mm/snlik hızlar uygulanmıştır. Deneylerde HBM basınç ölçer (pressure transducer) ile ekstrüzyon basıncı, Industrial Transducers doğrusal ölçme cihazı (linear transducer) ile de zımba ilerlemesi ölçülmüştür.

Takozlar ekstrüzyon sıcaklığına elektrik dirençli Naber fırınında ısıtılmış ve sıcaklıkları K-tipi ısı çifti ile ölçülmüştür. Deneylerde takoz, kovan ve kalıp ilk sıcaklığı sabit tutulmuştur. Takoz sıcaklığının sabit tutulması için izlenen yöntemde, 460°C sıcaklığa kadar ısıtılan takozlar fırından çıkartılmış ve sıcaklık ölçümüne devam edilmiştir. Sıcaklıkları 455°C'a düştüğünde kovana

yerleştirilerek sıcaklık 450°C'a düşünceye kadar geçen zaman saptanmıştır. Bu süre 30 saniye olup ekstrüzyon deneyleri sırasında takozlar kovana yerleştirildikten 30 saniye sonra basılmış ve böylece ekstrüzyon başlama sıcaklığının bütün deneylerde sabit olması sağlanmıştır. 25 ekstrüzyon oranının kullanıldığı deneyler her soğuma hızı için, 65 ekstrüzyon oranının kullanıldığı deneyler ise 5°C/dak ve 2°C/dak'lık soğuma hızları için gerçekleştirilmiştir.

Homojenleştirme sıcaklığının ekstrüzyon yapılabilirliğe etkisini incelemek amacıyla, en düşük sıcaklıkta 8 saat süreyle homojenleştirilen ve 5°C/dak hızla soğutulan bir kütük ve R=65 indirgeme oran kullanılarak diğer deneylerdeki ekstrüzyon parametrelerinin uygulandığı bir ekstrüzyon deneyi gerçekleştirilmiştir.

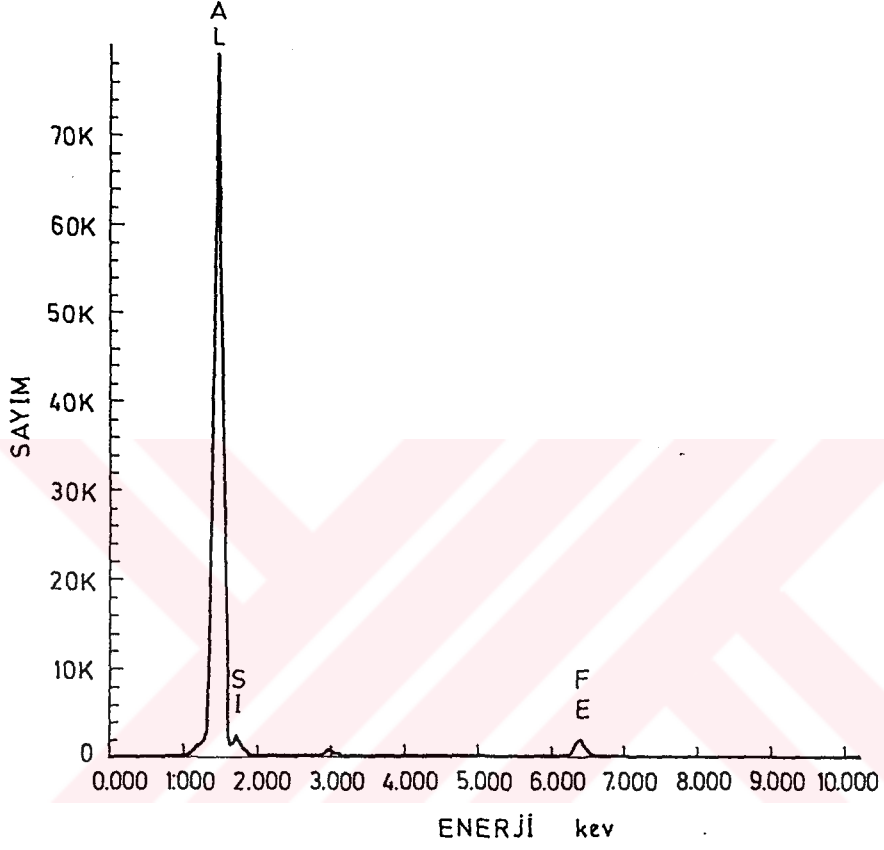
3.3. Deney Sonuçları

Bu bölümde Etial 60'ın kontrollu olarak homojenleştirilmesi ile alaşımın mikroyapısında meydana gelen değişiklikler ve ekstrüzyon yapılabilirliğin buna bağlı olarak değişimini belirlemek amacıyla yapılan mikroyapı karakterizasyon çalışması ile bir dizi ekstrüzyon deneylerinin sonuçları sunulmuştur.

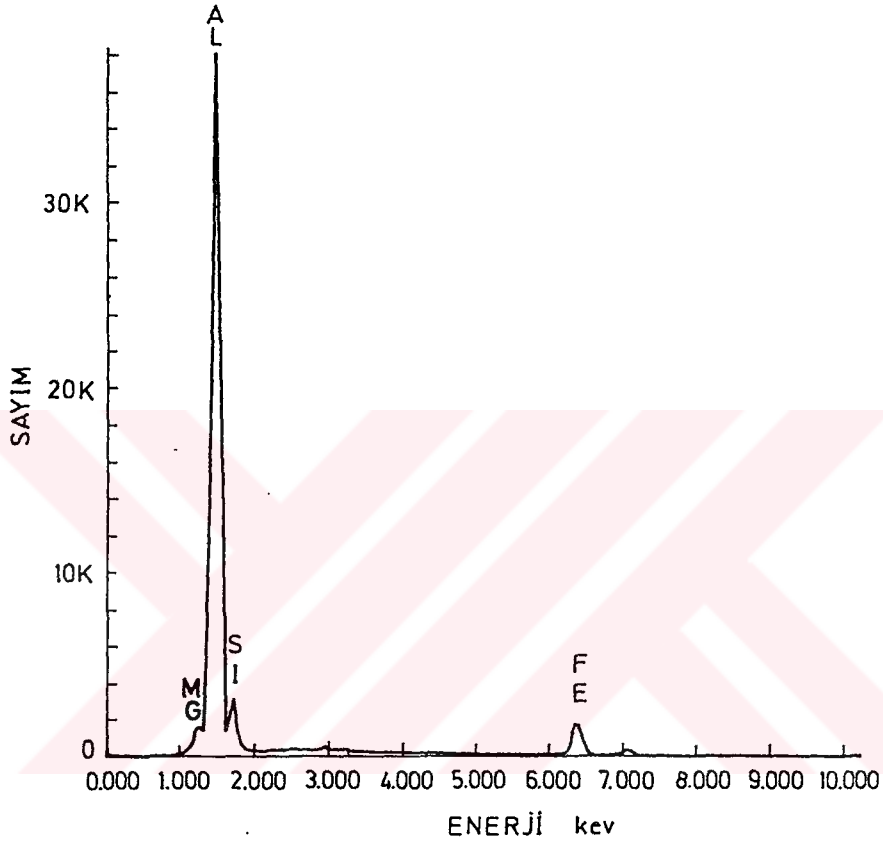
3.3.1. Döküm Sonrası Yapı

Homojenleştirme işlemleri sırasında oluşacak değişiklikler öncelikle döküm sonrası yapı tarafından belirleneceğinden, ilk aşamada döküm sonrası yapının karakterizasyonu yapılmıştır. Bu amaçla, döküm sonrası yapıdaki kütüklerin kenar ve ortalarından alınan örnekler SEM ve TEM'da incelenmişlerdir. SEM'da yapılan enerji dağılımlı X-ışını (EDX) analizi ile döküm sonrası yapıda kimyasal bileşim açısından farklı iki tür çökelti saptanmıştır. Bunlar Al, Fe, Si ve Al, Mg, Fe, Si içeren

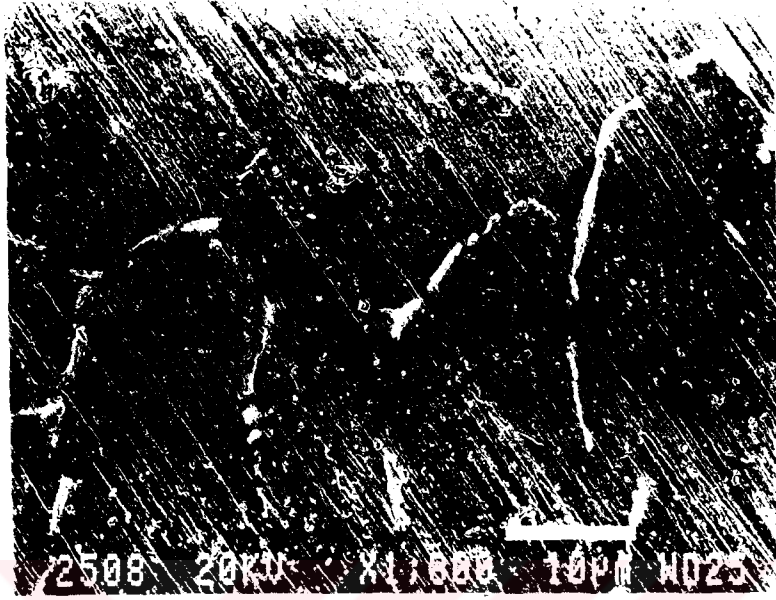
fazlar olup tane sınırları boyunca uzanan ince, uzun, sürekli çökeltiler halindedir. Ayrıca tane içlerinde bileşiminde sadece Al-Fe-Si bulunan çökeltiler vardır. Alaşımdaki magnezyum, alüminyum ve demir ile birlikte AlMgFeSi fazlarında yer almış, ayrıca Mg_2Si çökeltileri oluşturmamıştır. Şekil 3.1 ve 3.2'de AlFeSi ve AlMgFeSi fazlarından SEM EDX analiz spektrometresinde nokta analizi ile elde edilen spektrumlara ait örnekler görülmektedir. Tane boyutlarının prob çapından küçük olması nedeniyle çökeltilerden alınan spektrumlara matrisdeki alüminyum da katkıda bulunduğundan spektrumlardaki alüminyum miktarı çökeltilerde olduğundan fazla görülmektedir. Bu nedenle, çökeltilere ait spektrumlarda analiz yapılarak bileşimlerin belirlenmesi olanaklı değildir. Şekil 3.3'de çökeltilerin SEM ikincil elektron görüntüleri Şekil 3.4'de ise TEM aydınlık alan görüntüleri verilmiştir. Yine çökelti boyutlarının çok küçük olması elektron difraksiyon yöntemiyle bu parçacıkların faz analizinin yapılmasına olanak vermemiştir. Kütüklerin dış yüzeylerinden alınan örneklerde yapılan SEM incelemelerinde, döküm kalıp arayüzeyine yakın bölgelerde çökelti morfolojisinin değiştiği gözlenmiştir. EDX analizleri ile de çökeltilerde AlFeSi fazların dışında AlFe fazlarının olup olmadığı araştırılmış, ancak, çökeltilerde her zaman demir ile silisyumun birlikte bulunduğu saptanmıştır. Şekil 3.5'de yapılan analizlere örnek bir spektrum verilmiştir. Şekil 3.6'da SEM görüntüleri verilen döküm kalıp arayüzeyindeki çökelti bölgesi en kalın olduğu yerde 50 μm 'yi geçmemektedir. Bu da ekstrüzyon sırasında kalıpla birlikte kolayca sıyrılıp atılabilecek bir kalınlıktır. Bu nedenle bu bölgedeki morfoloji değişikliği ekstrüzyon parametrelerini dolayısıyla da ürün kalitesini etkilemeyecektir.



Şekil 3.1. Döküm yapıda bulunan AlFeSi içeren fazlara ait EDX spektrum örneği



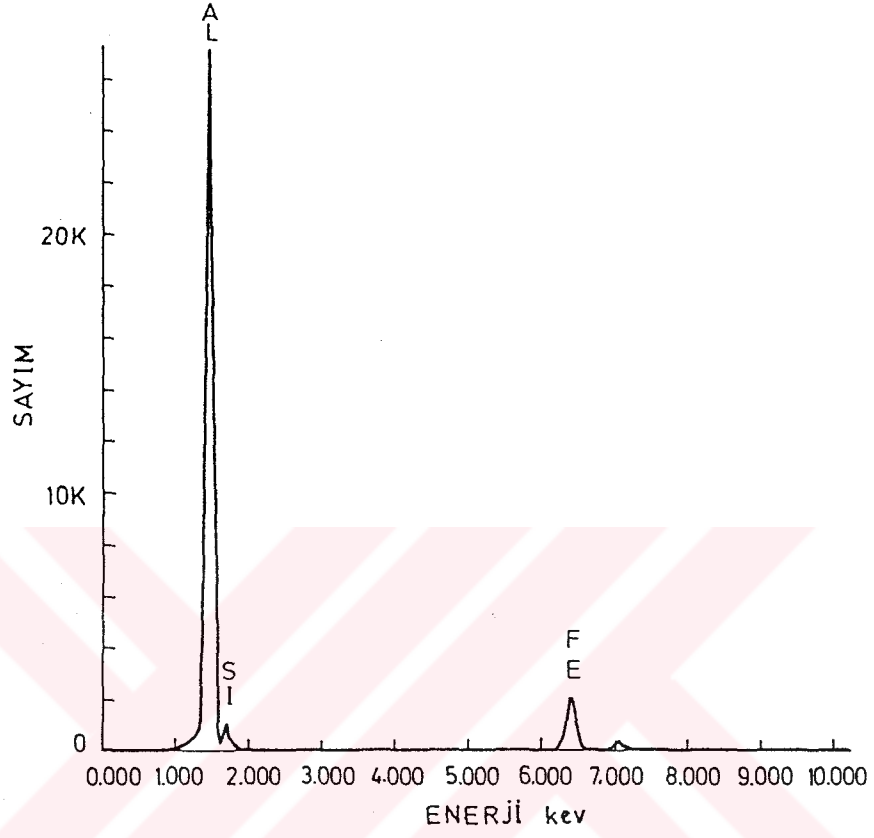
Şekil 3.2. Döküm yapıda bulunan AlMgFeSi içeren fazlara ait EDX spektrum örneği



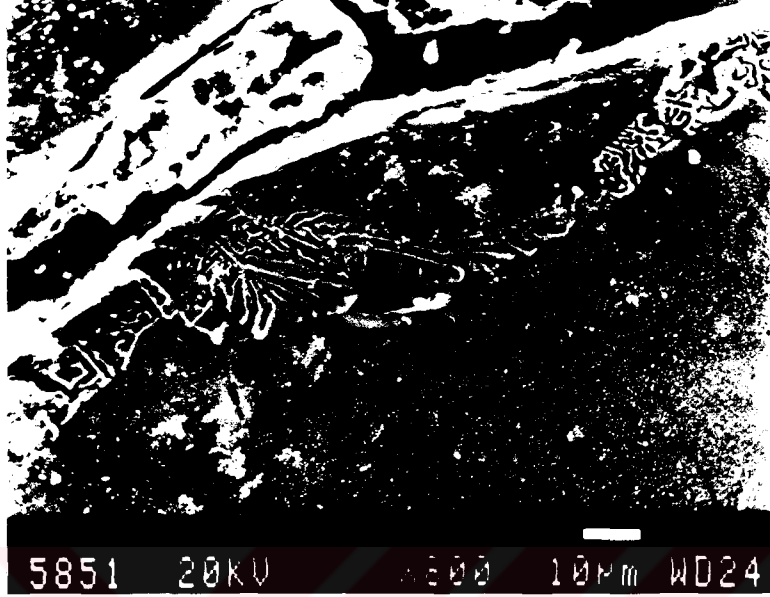
Şekil 3.3. Döküm yapıda bulunan çökeltilerin SEM ikincil elektron görüntüsü. a ile işaretli tane içi ve b ile işaretli tane sınırı çökeltiler



Şekil 3.4. Döküm yapıda bulunan tane sınırı çökeltilerin TEM aydınlık alan görüntüsü



Şekil 3.5. Döküm kalıp arayüzeyindeki çökeltilerden alınan EDX analizlerine örnek spektrum



(a)



(b)

Şekil 3.6. (a) ve (b) Döküm kalıp arayüzeyindeki çökeltilerin SEM ikincil elektron görüntüleri

3.3.2. Katı Çözeltiye Alma

Homojenleştirme işleminde ilk aşama, alaşım içindeki çökeltilerin katı çözeltiye alınmasıdır. Bu işlemin hızlı yapılabilmesi için sıcaklığın yüksek tutulması gerekir. Öte yandan, ötektik bileşimdeki bölgelerin sıvı faza dönüşmesinin de kesinlikle önlenmesi gerektiğinden homojenleştirme sıcaklığına bir üst sınır getirilmektedir. Literatürde AA 6063 alaşımı için çok değişik homojenleştirme sıcaklıkları önerilmektedir [1,9]. Homojenleştirme süresi ise parça boyutlarına göre değişecektir. Laboratuvar çapındaki deneylerde genellikle en yüksek homojenleştirme sıcaklığı 580°C, süresi ise 2-4 saatlik sürelerdir.

AA 6063'ün katı çözeltiye alınması işleminde uygun homojenleştirme sıcaklık ve süresinin saptanması amacıyla 550°C ile 590°C arasındaki 10°C aralıklı beş ayrı sıcaklık ve 1/2, 1, 2, 4 ve 8 saatlik beş ayrı sürede gerçekleştirilen deneylerden sonra bütün örneklerin mikroyapıları SEM ve TEM'de incelenmişlerdir. SEM EDX analizi ile yapılan incelemelerde döküm yapıdaki çökeltilerde görülen magnezyumun hızla çözündüğü, denenen en düşük sıcaklık olan 550°C'da en kısa süre olan 1/2 saatten sonra dahi bu çökeltilerdeki magnezyumun tamamıyla çözeltiye geçtiği saptanmıştır. AlFeSi fazları morfolojisi de homojenleştirme sıcaklığı ve süresiyle değişmektedir. Süre ve sıcaklık arttıkça ince uzun fazlar parçalanmakta ve boy/en (aspect ratio) oranları azalmaktadır. Şekil 3.7' ve 3.8'de 550°C ve 580°C'da 1/2 saat ve 8 saat homojenleştirilen örneklerden SEM'da alınan mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Bu şekiller Şekil 3.3'de gösterilen döküm yapı ile karşılaştırıldığında görüldüğü süresi ve sıcaklığı arttıkça ince uzun fazlar parçalanmakta ve boy/en oranları azalmaktadır.

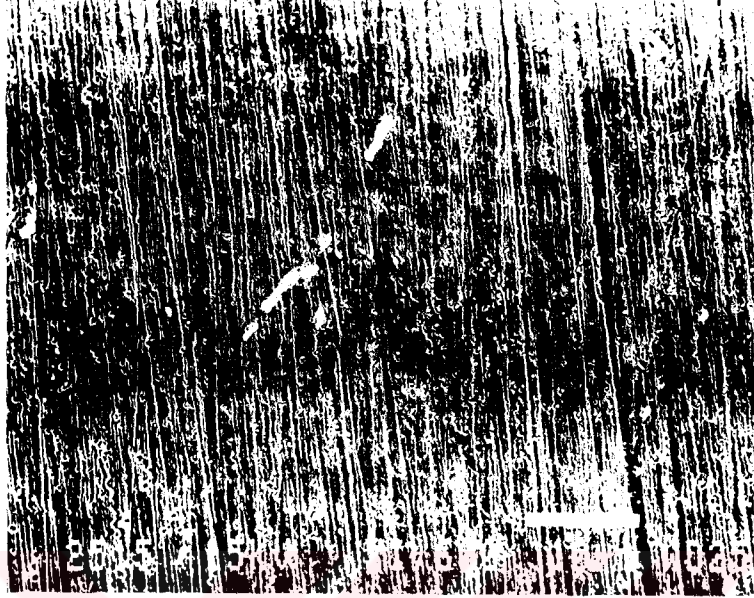


(a)



(b)

Şekil 3.7. 550°C'da (a) 1/2 ve (b) 8 saat süreyle homojenleştirilen örneklerin SEM ikincil elektron görüntüleri. Süre arttıkça çökeltilerin biçimi ince uzundan küresele dönüşmektedir



(a)

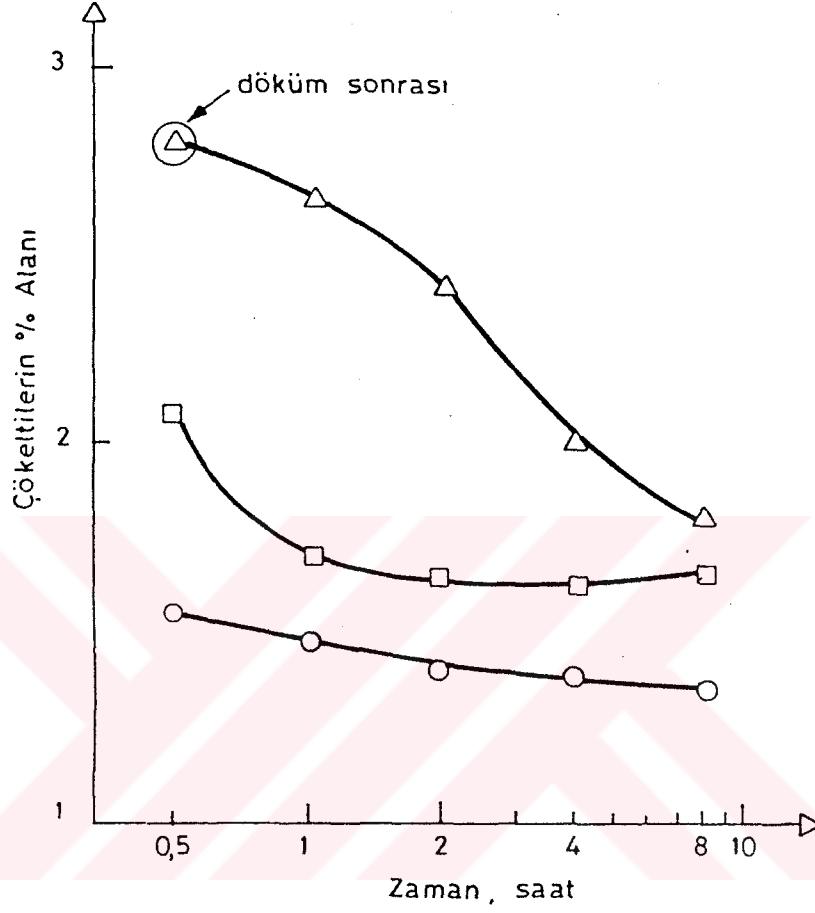


(b)

Şekil 3.8. 580°C'da (a) 1/2 saat ve (b) 8 saat süreyle homojenleştirilen örneklerin SEM ikincil elektron görüntüleri. Yüksek sıcaklıkta süre arttıkça küreselleşmedeki artış belirginleşmektedir.

Homojenleştirme işlemi 560°C ve 590°C'da gerçekleştirilen numunelerdeki AlFeSi çökeltiilerin alandaki dağılım yüzdeleri görüntü analiz teknikleriyle ölçülmüşlerdir. Çökeltiilerin sayımı ve değerlendirilmesi için PRC (Particule Recognition and Characterization) ve PRP (Particulate Reanalysis Program) isimli iki ayrı program kullanılmıştır. PRC programı SEM'a bağlı TN-1310 sayısal tarama jeneratörü ile bağlantılı çalışan, Flextran dilinde yazılmış bir programdır. Görüntüdeki çökeltiilerin algılanması cihazdan alınan video sinyalinin belirlenen bir eşik aralığı ile karşılaştırılması ile sağlanmaktadır. Video sinyali belirlenen aralıkta kaldığında parçacık var olarak algılanmakta, merkezi bulunmakta ve bu merkez etrafında sekiz değişik çap boyunca ölçüm yapılmaktadır. Elde edilen bu veri ile ortalama çap, maksimum çap, minimum çap bulunmakta ve her parçacığın alanı ve çevresi hesaplanarak tüm değerler hafızaya kaydedilmektedir. Boyutlandırma işlemi tamamlandıktan sonra elektron demeti tekrar parçacık merkezine taşınarak analiz spektrumu toplanmakta ve analiz sonuçlarına göre değişik tiplerin sınıflandırılması yapılmaktadır. PRP ile de PRC ile oluşturulan verilerin yeniden değerlendirilmesi sağlanmakta ve dağılım histogramları oluşturulabilmektedir.

Görüntü analiz teknikleri ile ölçümleri yapılan örneklerde çökelti yüzdesinin homojenleştirme süresi ile değişimi Şekil 3.9'daki grafikte görülmektedir. Şekilde 560°C için iki ayrı eğri bulunmaktadır. Üstteki eğride numune 560°C'a ani olarak, alttaki eğride ise 8 saatte lineer hızla ısıtılmıştır. İki eğri arasındaki fark 8 saatlik ısınma süresi içinde çökeltiilerin morfolojisinde önemli ölçüde değişimin yer aldığını göstermektedir. 560°C ile 580°C'a ait eğriler arasındaki değişim ise buna oranla daha azdır.



Şekil 3.9. Çökeltilerin alandaki dağılımının homojenleştirme sıcaklığı ve süresi ile değişimi

- Δ 560°C'a ani olarak ısıtılan numune
- 560°C'a 6 saatte lineer hızla ısıtılan numune
- 590°C'a 8 saatte lineer hızla ısıtılan numune

3.3.3. Homojenleştirme Sorası Soğuma Hızının Seçimi

Uygun sıcaklık ve sürede homojenleştirme işlemi gerçekleştirilen kütüklerde ekstrüzyon için en uygun mikroyapının elde edilmesi için uygun bir soğutma hızı seçilmelidir. Ticari uygulamalara yakın olması nedeniyle seçilen 580°C'da 6 saat süre homojenleştirme işlemi yapılan kütüklere uygulanan değişik soğutma şekilleri ve bunlarda elde edilen soğutma hızları Tablo 3.2'de gösterilmiştir. Soğutma ön deneylerinden sonra, soğutma örneklerinin sertlikleri alınmış ve elde edilen sonuçlara göre (Tablo 3.3) su püskürtme, durgun havada ve 200°C fırında olmak üzere üç farklı soğutma ortamı seçilmiştir. S1, S2, S3 kodlarıyla tanımlanan kütüklerin soğutma hızları Tablo 3.4'de görülmektedir.

Tablo 3.2. Soğutma şekillerine göre saptanan soğutma hızları

Soğutma Şekli	Soğuma hızı (°C/dak)
Su püskürtme : 2 atü	430-760
Hava üfleme : 4 atü	31
Hava üfleme : 2 atü	25
Hava üfleme : 1 atü	21
Hava üfleme : 0.5 atü	13
Durgun havada	5
200°C fırında	2

Tablo 3.3. Soğutma deneyleri sonrası saptanan sertlikler

Soğuma hızı ($^{\circ}\text{C}/\text{dak}$)	Sertlik (BSD)
430-760	49
5	45
2	42

Tablo 3.4. Ekstrüzyon deneyleri için seçilen soğutma hızları

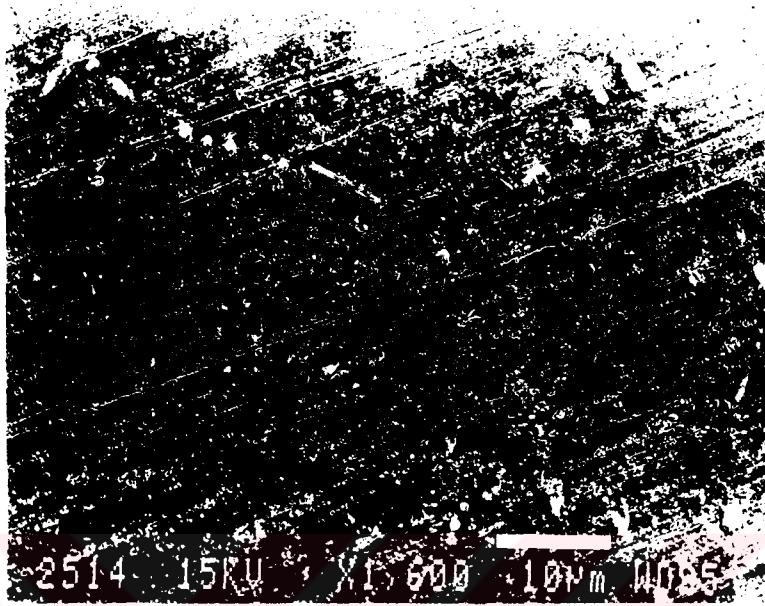
Kütük Kodu	Soğuma hızı ($^{\circ}\text{C}/\text{dak}$)
S1	430-760
S2	5
S3	2

Seçilen soğuma hızlarının tekrarlanabilirliğini saptamak için S2 ve S3 kodlu deneyler yeniden yapılmıştır. Bu deneylerde elde edilen soğuma hızları Tablo 3.5'de verilmiştir. Tablodan da görüldüğü gibi, soğutma hızları iyi kontrol edilmektedir.

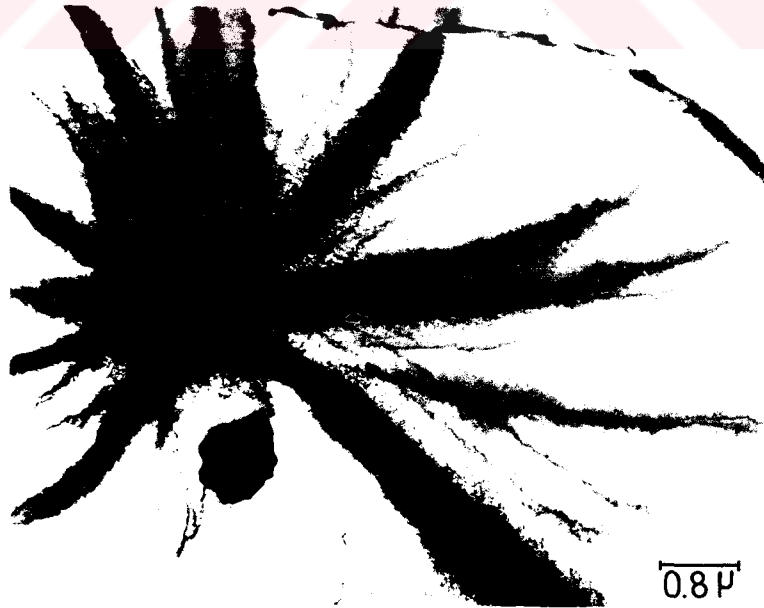
Tablo 3.5. Soğutma deneylerinin tekrarında elde edilen sonuçlar

Numune Kodu	Soğuma hızı (°C/dak)
S2-1	4.9
S2-2	4.9
S2-3	5.0
S3-1	1.5
S3-2	2.0
S3-3	2.1

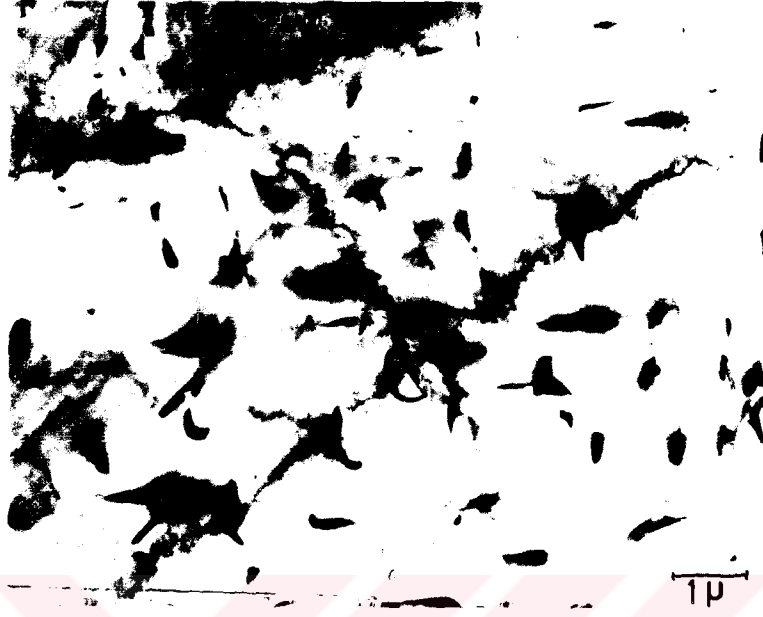
Üç ayrı hızda soğutulan numuneler SEM'da incelenmişlerdir. SEM incelemesi ve EDX nokta analizi ile numunelerde tane sınırlarında AlFeSi çökeltileri olduğu saptanmış, tane içlerinde oluşması beklenen Mg_2Si çökelti SEM'da gözlenmiştir. Bu numunelerdeki mikroyapıya bir örnek olarak S2 (5°C/dak) hızında soğutulan numuneye ait mikroyapı Şekil 3.10'da görülmektedir. Aynı örneklerden bu kez TEM numuneleri hazırlanmıştır. S1 kodlu su püskürtme ile hızlı soğutulan örnekte tane içlerinde çökelti bulunmamaktadır (Şekil 3.11). S2 (5°C/dak) ve S3 (2°C/dak) soğutma hızlarında soğutulmuş örneklerin TEM'da çekilen mikroyapı fotoğrafları ise Şekil 3.12.(a) ve (b)'de görülmektedir. Fotoğraflardan da anlaşılacağı gibi bu soğutma hızlarında tane içlerinde çökelti ortaya çıkmıştır. Düşük büyütme hızlarında yönlenmiş izlenimi veren çökelti yüksek büyütme hızlarında incelendiğinde kurdelemsi bir görünümde dirler (Şekil 3.13). Bu çökelti tanınabilmesi için yapılan TEM seçilmiş alan difraksiyon çalışmasında (Şekil 3.14, 3.15) ikinci bir faza ait olduğu belirlenen kırınım alınamamıştır. Yine bu örneklerde mikrodifraksiyon çalışması yapılmış ancak bu çalışmada da çökelti den difraksiyon alınamamıştır (Şekil 3.16).



Şekil 3.10. S2 (5°C/dak) hızında soğutulan numunenin SEM ikincil elektron görüntüsü



Şekil 3.11. S1 hızında (suda) soğutulan numunenin TEM aydınlık alan görüntüsü



(a)



(b)

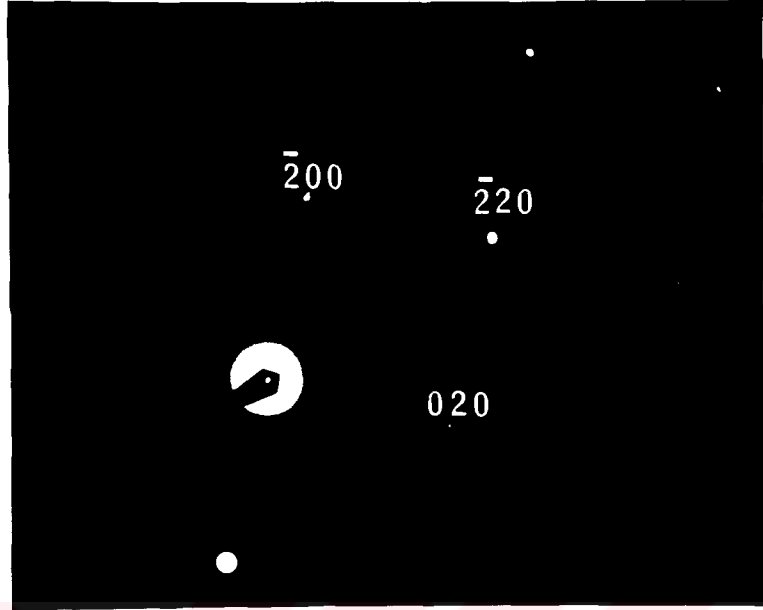
Şekil 3.12. (a) S2 (5°C/dak) ve (b) S3 (2°C/dak) hızlarında soğutulan numunelerin TEM aydınlık alan görüntüleri



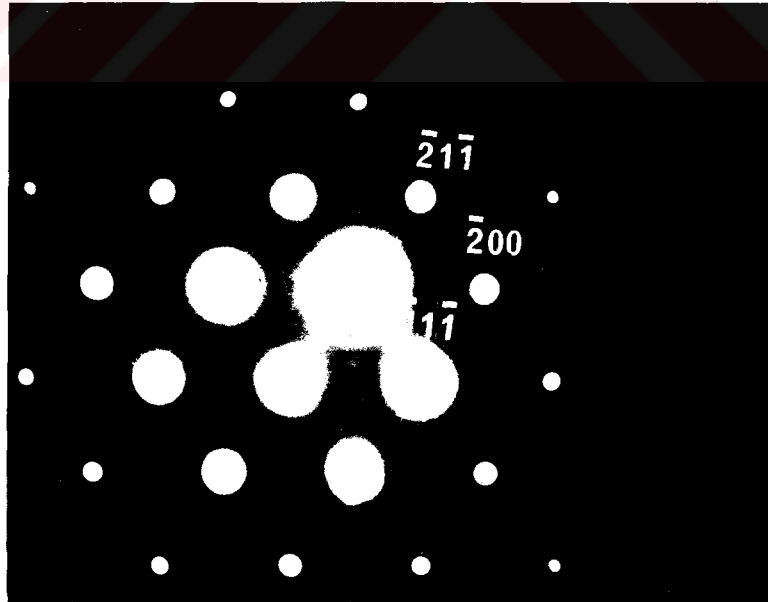
Şekil 3.13. S2 (5°C/dak) hızında soğutulan numunedeki çökeltilerin yüksek büyütmedeki TEM aydınlık alan görüntüsü



Şekil 3.14. S2 (5°C/dak) hızında soğutulmuş numuneden alınan seçilmiş alan görüntüsü



Şekil 3.15. Şekil 3.14'deki seçilmiş alandan alınan elektron difraksiyon paterni. Zon eksenini [001]

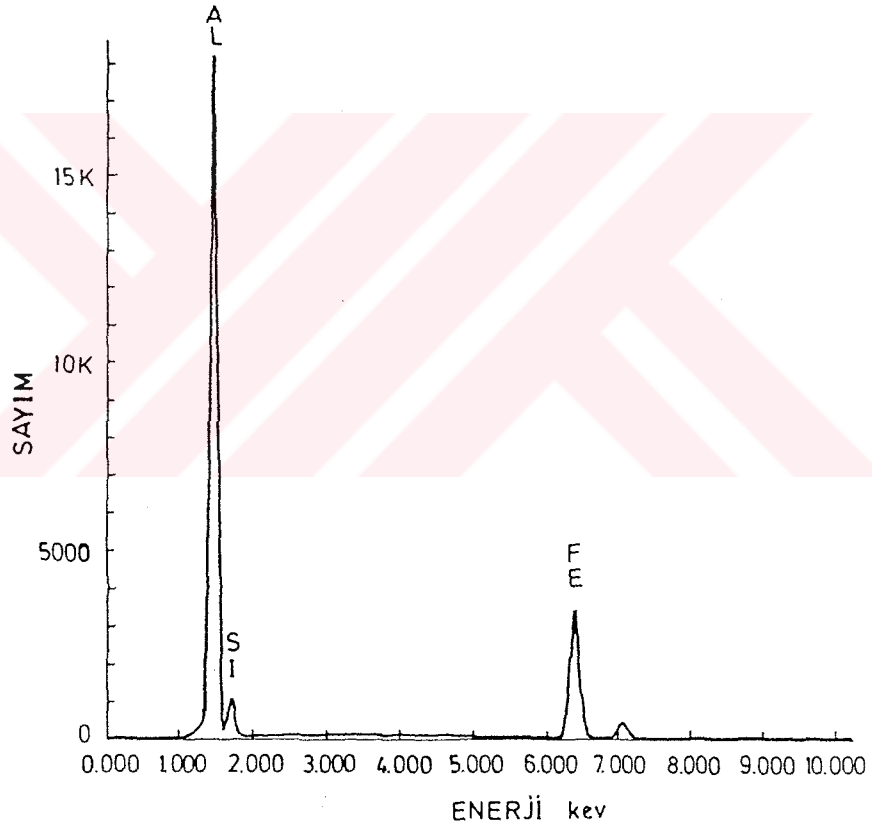


Şekil 3.16. Şekil 3.13'de görülen çökeltiye probun odaklanmasıyla elde edilen mikrodifraksiyon paterni. Zon eksenini [011]

3.3.4. X-ışını Difraksiyon Analizleri

Literatürde [13,21,29] alüminyum alaşımlarının ekstrüzyon yapılabilirliğini ve ürünlerin yüzey kalitelerini olumsuz yönde etkilediği belirtilen AlFeSi fazlarının kullanılan alaşımdaki bileşimlerini ve bu fazların ısıtılma işlem koşullarına bağlı olarak değişimini belirleyebilmek amacıyla, selektif çözündürme işlemi ile elde edilen çökeltilerde X-ışını analizleri yapılmıştır. Bu analizlere ait difraksiyon grafiklerinde yapılan incelemede, elde edilen piklerin Al, β -AlFeSi ve α -AlFeSi fazlarına ait düzlemlerin pikleri olduğu belirlenmiştir. Ancak piklerde çakışma söz konusu olduğundan fazların tanımlanabilmesine yardımcı olması için çökeltilerin kimyasal analizlerinin SEM EDX cihazı ile yarı kantitatif olarak yapılmasına karar verilmiştir. EDX spektrometresi ile Na ve atom ağırlığı daha yüksek olan elementler saptanabildiğinden, numuneler karbon taşıyıcıların üzerine alınmıştır. Elde edilen çökeltilerin tümünden hazırlanan numunelerin yarı kantitatif analizleri yapılmıştır. Yarı kantitatif analizler SEM'a bağlı Tracor Northern TN-2000 analiz sistemine ait standartsız yarı kantitatif analiz programı ile gerçekleştirilmiştir. Bu programda EDX analiz spektrumlarındaki piklerin altında kalan alanların birbirlerine oranlanması yoluyla, analizi yapılan malzemedeki elementlerin ağırlıkça yüzdeleri belirlenmektedir. Döküm yapıdaki analize ait spektrum Şekil 3.17'de yarı kantitatif analizin sonucu ise Tablo 3.6'da görülmektedir. Bu analize göre Fe/Si oranı 2.45'e eşittir. Sıcaklık ve süre arttıkça Fe/Si oranının arttığı yine bu analizlerle belirlenmiştir. Örneğin 550°C 'da 1/2 saat homojenleştirme sonunda bu oran 5.37 iken 580°C'da 8 saat homojenleştirilen numunedeki Fe/Si oranı 8.68'e ulaşmaktadır. β -AlFeSi'deki Fe/Si oranı 2.045 iken bu oran α -AlFeSi'de 3.68 dir. Yarı kantitatif analiz sonuçları ve X-ışını analizleri karşılaştırılarak bulunduğu saptanan

fazların her sıcaklık ve süreye göre dağılımı Tablo 3.7'de verilmiştir. Tablodan da görüldüğü gibi sıcaklık ve süre arttıkça $\beta \rightarrow \alpha$ dönüşümü artmaktadır.



Şekil 3.17. Döküm sonrası yapıda selektif çözündürme sonucunda elde edilen çökeltilerden alınan EDX analiz spektrumu

Tablo 3.6. Döküm sonrası yapıda selektif çözündürme sonucunda elde edilen spektrumda yapılan yarı kantitatif analiz sonucu

element	% ağırlık
Al	65.65
Si	9.80
Mn	0.48
Fe	24.07

Tablo 3.7. AlFeSi fazların sıcaklık ve süreye göre dağılımı

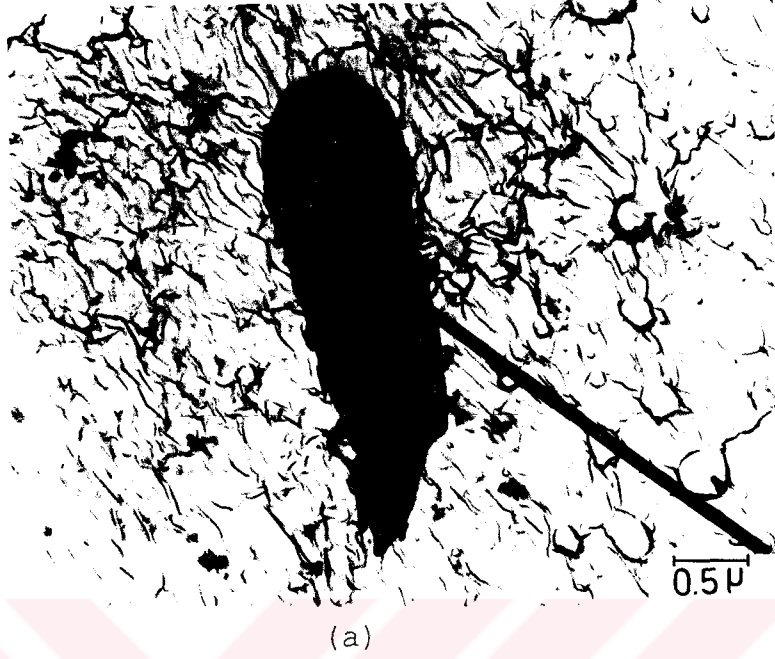
Sıcaklık (°C)	Süre (saat)	Fazlar
Döküm yapı	-	β
550	0.5	β
550	1	$\beta + \alpha$
550	2	$\beta + \alpha$
550	4	$\beta + \alpha$
550	8	$\beta + \alpha$
560	0.5	$\beta + \alpha$
560	1	$\beta + \alpha$
560	2	$\beta + \alpha$
560	4	$\beta + \alpha$
560	8	$\beta + \alpha$
570	0.5	$\beta + \alpha$
570	1	$\beta + \alpha$
570	2	$\beta + \alpha$
570	4	α
570	8	α
580	0.5	$\beta + \alpha$
580	1	α
580	2	α
580	4	α
580	8	α
590	0.5	α
590	1	α
590	2	α
590	4	α
590	8	α

3.3.5. Elektron Difraksiyon Analizleri

X-ışını analizlerinde piklerde görülen çakışma nedeniyle çökelti fazlarının incelenmesi için elektron difraksiyon analizi yapılması da gerekli görülmüştür. Bu amaçla, her bir ısıtma işlem koşulu için, selektif çözündürmede elde edilen ve taşıyıcı karbon film kaplı bakır gridler üzerine alınan çökelti parçacıklarında elektron difraksiyon çalışması gerçekleştirilmiştir. Çalışma sonucunda döküm sonrası yapıda β -AlFeSi tesbit edilmiş, α -AlFeSi ve AlMgSiFe fazına rastlanmamıştır. X-ışını analizlerine göre her iki fazın da tesbit edildiği ısıtma işlem koşullarından hazırlanan numunelerde elektron difraksiyonu ile de aynı durum doğrulanmıştır. X-ışını difraksiyon analiz sonuçlarına göre, $\beta \rightarrow \alpha$ dönüşümünün tamamlandığı şartlarda ısıtma işlemi yapılan numunelere ait çökelti parçacıklarında yapılan elektron difraksiyonu çalışması, çökelti parçacıklarının α -AlFeSi'dan ibaret olduğunu göstermiştir. Fazlarda yapılan elektron difraksiyon çalışmasına bir örnek olarak Şekil 3.18 (a) ve (b)'de β -AlFeSi fazının görüntüsü ve bu parçacıktan alınan elektron difraksiyon paterni, Şekil 3.19 (a) ve (b)'de ise α -AlFeSi fazının görüntüsü ve bu parçacıktan alınan elektron difraksiyon paterni verilmiştir.

3.3.6. Ekstrüzyon Deneyleri

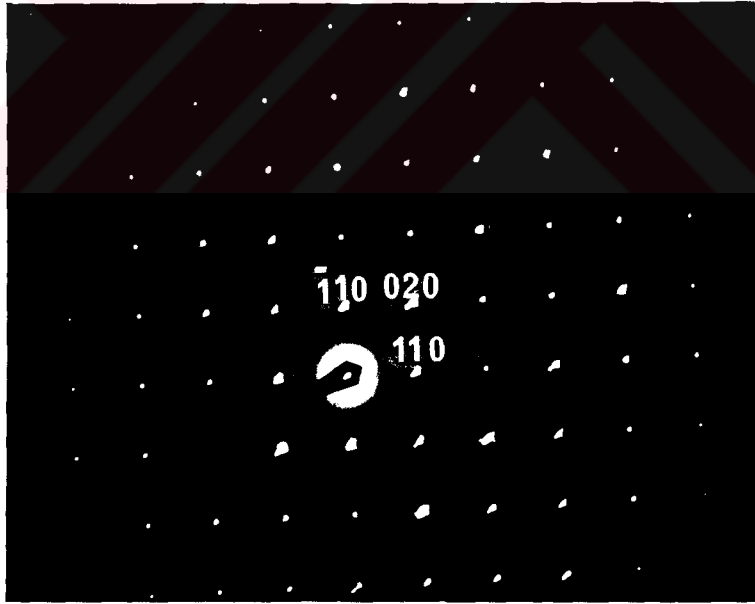
Homojenleştirme ve soğutma hızının ekstrüzyon yapılabilirliğe etkisinin belirlenebilmesi için ticari uygulamalara yakın olması nedeniyle 580°C'da 6 saat süreyle homojenleştirilen numuneler daha önce belirlenen hızlarda soğutulmuş ekstrüzyon deneyleri yapılmıştır. X-ışını difraksiyon analizleri sonuçlarına göre de bu süre ve sıcaklıkta AlFeSi çökeltilerinin tamamının α fazına dönüştüğü belirlenmiş olduğundan seçilen sıcaklık ve süre homojenleştirme sırasında elde edilmesi istenen yapıya



Şekil 3.18 (a) Karbon film kaplı taşıyıcı bakır grid üzerine alınan monoklinik β -AlFeSi fazının görüntüsü. (b) β -AlFeSi fazından alınan difraksiyon paterni. Zon eksen $[001]$



(a)



(b)

Şekil 3.19. (a) Karbon film kaplı taşıyıcı bakır grid üzerine alınmış α -AlFeSi fazına örnek bir TEM görüntüsü, (b) bu fazın elektron difraksiyon paterni. Zon eksenini [001]

uygundur.

Ekstrüzyon deneylerinin sonuçları ekstrüzyon oranı $R=25$ ve üç ayrı soğutma hızı için Tablo 3.8'de $R=65$ ve iki ayrı soğutma hızı için Tablo 3.9'da görülmektedir. Homojenleştirme sıcaklığının ekstrüzyon yapılabilirlik üzerindeki etkisini görmek amacıyla yapılan ve 550°C 'da 8 saat süreyle homojenleştirildikten sonra $5^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızla soğutulan kütükle $R=65$ ekstrüzyon oranı ve diğer ekstrüzyon deneylerinde kullanılan hızlarda gerçekleştirilen deneyin sonuçları ise Tablo 3.10'dadır.

Tablo 3.8. $R=25$ oranında üç ayrı soğutma ve üç ayrı hız kullanılarak yapılan ekstrüzyon deneylerinin sonuçları

Soğutma hızı ($^{\circ}\text{C}/\text{dak}$)	Takoz no	Ekstrüzyon hızı (mm/sn)	Ekstrüzyon yükü (Ton)
430-760	1	6.2	292
430-760	2	10.8	302
430-760	3	15.6	310
5	1	6.2	285
5	2	10.8	296
5	3	15.6	306
2	1	6.2	277
2	2	10.8	293
2	3	15.6	300

Tablo 3.9. R=65 oranında iki ayrı soğutma ve üç ayrı hız kullanılarak yapılan ekstrüzyon deneylerinin sonuçları

Soğuma hızı (°C/dak)	Takoz no	Ekstrüzyon hızı (mm/sn)	Ekstrüzyon yükü (Ton)
5	1	6.2	382
5	2	10.8	395
5	3	15.6	403
2	1	6.2	366
2	2	10.8	388
2	3	15.6	400

Tablo 3.10. 550°C'da 6 saat süreyle homojenleştirilen ve 5°C/dak hızla soğutularak R=65 ekstrüzyon oranında basılan takozlarda elde edilen sonuçlar

Takoz no	Basma hızı (mm/sn)	Ekstrüzyon yükü (Ton)
1	6.2	367
2	10.8	383
3	15.6	401

BÖLÜM 4

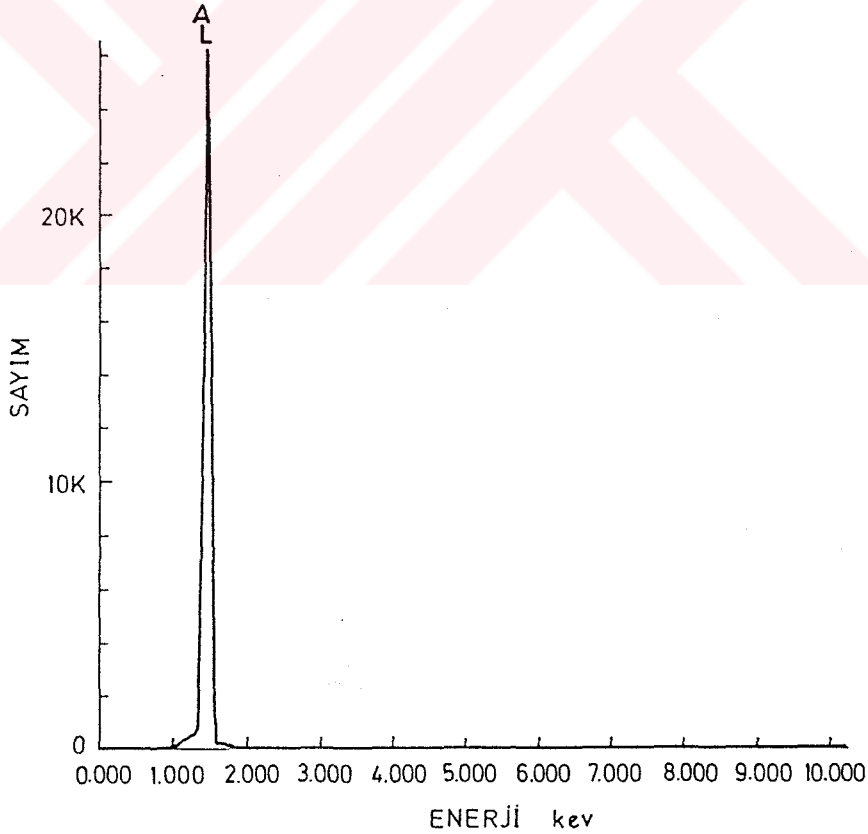
TARTIŞMA

4.1. Döküm Sonrası Yapıdaki Çökeltilerin Isıl İşleme Değişimi

Döküm sonrası yapının Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) ile yapılan incelemesinde tane sınırları boyunca uzanan boy/en oranı (aspect ratio) yüksek ince uzun çökelti ve tane içlerinde ise boy/en oranı düşük küresel şekilli çökelti taneleri bulunduğu saptanmıştır. Döküm sonrası yapıda tane içlerinde bulunan çökelti miktarı tane sınırlarında bulunan çökeltiye göre çok daha azdır. Yapıda çökelti, tercihi olarak, tane sınırları boyunca uzanan ve ekstrüzyon parametreleri üzerinde olumsuz etkileri bilinmekte olan [13, 21, 29] ince, uzun ve sürekli fazlar halinde yer almaktadır. Mikroyapının SEM' da incelenmesi sırasında yapılan çok sayıda kalitatif EDX analizleri ile çökelti genelde Al-Fe-Si içeren fazlar olduğu, bunun yanında, sayıca az olmakla birlikte, Al-Mg-Fe-Si içeren fazlar da bulunduğu belirlenmiştir. Yapıda bulunan çökelti faz tanımlanması için, SEM'da yapılan EDX analizlerinin kullanılması uygun değildir. Çünkü çökelti analizi sırasında küçültülerek çökelti tanesi üzerinde sabitleştirilen probun çapı çökelti tanelerinin küçük boyutundan yani eninden daha büyüktür ve yapılan analizin spektrumuna her zaman anayapı da katkıda bulunmaktadır.

SEM incelemelerinde karşılaşılan bu durumdan ötürü, çökelti dağılımı ile ilgili kantitatif bir yaklaşımda bulunulmamış, gözlemlerle yetinilmiştir. Malzemenin anayapısında yine EDX ile yapılan kalitatif analiz ise

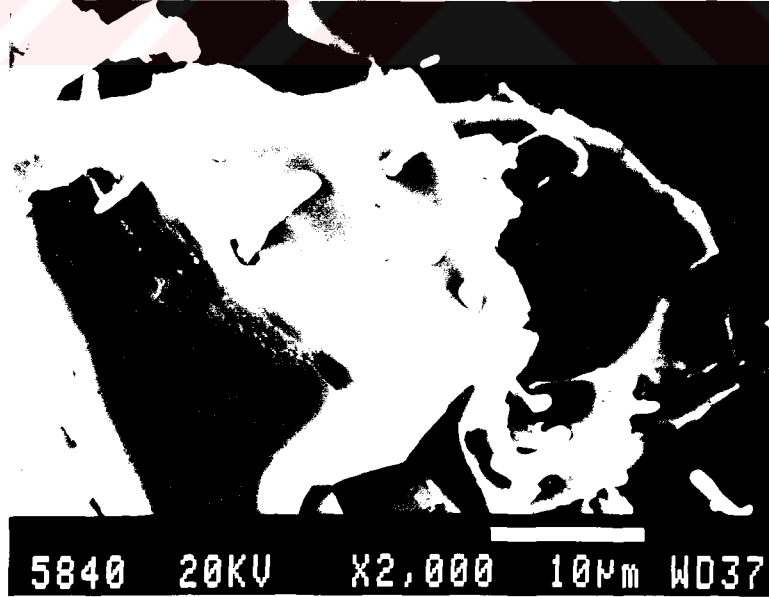
anayapının alüminyumdan ibaret olduğunu göstermektedir (Şekil 4.1.). Bu sonuçlara göre, malzemede bulunan Fe ve Si katılaşma sırasında Al ile birleşerek Al-Fe-Si içeren fazları oluşturmuş, malzeme bileşiminde bulunan az miktarda Mg ise yine Al, Fe ve Si ile birleşerek Al-Mg-Fe-Si dörtlü fazının içinde yer almıştır. Al ve Fe'in birleşmesiyle oluşan ve seyreltik alüminyum alaşımlarında bulunduğu bildirilen [22] Al-Fe ikili fazlarına ise rastlanmamıştır. Döküm sonrası katılaşma sırasında gelişen soğuma hızları da bu alaşımın mikroyapısında bulunabilecek ve ekstrüzyon yapılabilirliği belirleyen bir diğer faz olan Mg_2Si çökeltilerinin oluşmasına elvermemiştir.



Şekil 4.1. Alüminyum matrinden alınan EDS spektrumu

Çökelti fazlarının tesbiti için SEM teknikleri yetersiz olduğundan X-ışını difraksiyon yönteminin uygulanması gerekli görülmüştür. Döküm sonrası yapıdan hazırlanan ve matrisin selektif olarak çözündürülmesi ile elde edilen çökeltielerde yapılan X-ışını difraktometresiyle yapılan faz analizinde ise sadece monoklinik β -AlFeSi fazına ait pikler belirlenmiştir. Al-Mg-Fe-Si fazının X-ışını difraksiyonu ile saptanamamasının nedeni ise bu fazın mikroyapıda çok yoğun olarak bulunmaması ve selektif çözündürme ile elde edilebilen çökelti miktarının azlığıdır.

Selektif çözündürme uygulanmış olan örneklerden birisinin yüzeyinden alınan SEM ikincil elektron görüntüsü Şekil 4.2 'de verilmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi, matrisin kübik düzlemleri tercihli olarak çözünürken, çökeltieler şekillerini korumaktadır.



Şekil 4.2. Selektif çözündürme uygulanan numunelerin birinden alınan SEM ikincil elektron görüntüsü

Selektif çözündürme sırasında çökeltilerin etkilenmediklerinden emin olmak amacıyla, işlemten sonra santrifüjle çöktürme sırasında çökeltilen ayrılan süzüntüde, X-ışını spektrometresi ile Ti ve daha ağır elementlerin saptanabildiği kalitatif ağır element analizi yapılmış ve olası bir çözünme sonucunda çökeltilerin bileşiminde yer alan Fe'in çözeltiye geçip geçmediği araştırılmıştır. Yapılan çözümlemede Fe elementine ait herhangi bir pik elde edilmemiştir. Bu inceleme ve analizlere göre selektif çözündürme işleminde elektrolit olarak kullanılan hidroksikinolin, kloroform, benzoik asit, metanol çözeltisinin başarılı sonuç verdiği ve matris ile birlikte çökeltilerin de etkilenmesinin söz konusu olmadığı saptanmıştır. Ancak 8 saat çözündürme işleminden sonra 0.4 gram olarak ölçülen malzemedeki ağırlık kaybının gösterdiği gibi kullanılan elektrolit ile matrisin çözünmesi çok yavaş gerçekleşmektedir.

Mikroyapıda bulunabilecek çökeltilerin miktarı alaşımdaki elementlerin miktarına bağlıdır. Araştırmada kullanılan malzemenin analizi ve mikroyapı incelendiğinde mikroyapıda oluşabilecek çökeltilerin miktarının da az olacağı görülmektedir. Selektif çözündürme sonucunda malzemedeki ağırlık kaybına bakıldığında, çözündürme işlemi ile elde edilebilecek çökelti miktarının sınırlı olacağı açıkça bellidir. Elde edilen bu az miktardaki çökeltide daha fazla kayba neden olmamak için herhangi bir ağırlık ölçümü yapılmamıştır. Malzemede bulunan çökeltilerin genellikle Al-Fe-Si'lu fazlar olduğu, Al-Mg-Fe-Si fazının ise çökeltilerde daha seyrek rastlanan faz olduğu gözönünde bulundurulduğunda, Al-Mg-Fe-Si dörütlü fazının X-ışını difraksiyon analizi ile saptanamayacağı görülmektedir.

ASTM Powder Diffraction File'a göre alaşımda bulunabilecek çökeltilerin X-ışını piklerinin bazılarına ait 2 θ değeri birbiriyle çok yakındır. Çökeltilerin azlığı nedeniyle analiz öncesinde tane boyutunun homojen-

leştirilmesi amacıyla öğütme işlemi de yapılamamıştır. Bu nedenle de ASTM Powder Diffraction File'da gösterilen düzlemlerin tümünden difraksiyon elde edilememektedir. Yapılan difraksiyon analizlerine örnek olarak, Ek A'da verilen spektrumlar döküm sonrası yapı ile 550°C ve 590°C da öngörölen tüm zamanlarda gerçekleştirilen ısııl işlem koşullarında oluşan çökeltileri karşılaştırmalı olarak göstermektedir.

X-ışının difraksiyon analizleri incelendiğinde en şiddetli piklerin hem α -AlFeSi hem de β -AlFeSi fazlarından başka alüminyuma ait piklere de uyduğu görölmüş ve X-ışını difraksiyon paternlerinin doğru değerlendirilebilmesi amacıyla kimyasal analiz yapılması gerekli bulunmuştur. Elde edilen çökeltilerin miktarı sınırlı olduğundan, kimyasal analizlerin yine SEM'a bağlı EDX sistemi ile yapılması yoluna gidilmiştir. ökeltilerde yapılan yarı kantitatif analizlerin sonuçları ve Fe/Si oranları Tablo 4.1'de verilmiştir. Analizde elde edilen Al miktarları ve Fe/Si oranları ve incelendiğinde Fe/Si oranının ısııl işlem süresi ve sıcaklığı arttıkça azaldığı, Al miktarının da her iki Al-Fe-Si fazında olduğundan fazla olduğu görölmüştür. EDX sisteminde prob çapı küültölerek yapılan noktasal analizlerde sadece alüminyum içeren parçacıklara da rastlanmıştır. Bu sonuçtan yola çıkarak selektif özöndürme sırasında alüminyum matrisden ayrılan bazı parçacıkların da çözelti içinde kaldığına karar verilmiştir. Matrisden ayrılan parçacıkların miktarı da belirlenemeyeceğinden, yapılan yarı kantitatif analizler de fazların bileşimi hakkında doğru sonuç vermeyecektir. Bunun dışında, kullanılan yarı kantitatif analiz programı, elde edilen piklerin birbirleriyle karşılaştırılması esasına dayanan bir program olduğu için, Fe/Si oranı da tam kantitatif bir değer oluşurmamaktadır. Ancak, kalitatif olarak, homojenleştirme sıcaklık ve süresi arttıkça Fe/Si oranının artma eğilimi gösterdiği değerlendirmesi doğru bir değerlendirme olacaktır.

X-ışını difraksiyon analizlerinin sonuçlarının doğruluğunun desteklenmesi amacıyla yukarıda anlatılan EDX analizlerinin dışında elektron difraksiyon çalışması da yapılması gerekli bulunmuştur. Elektron difraksiyon çalışmasının sonuçlarına göre de döküm sonrası yapıdaki Al-Fe-Si çökeltileri β -AlFeSi olup, ısıtıl işlemle α -AlFeSi'a dönüşmektedirler. Kimyasal analiz sonuçlarına göre çökeltelerde Al, Fe, Si'un dışında Mn de bulunmaktadır. AA 6063 alaşımlarında bulunan Mn'in β -AlFeSi'un α -AlFeSi'a dönüşümünü hızlandırdığı ve bu alaşımda bulunabilecek miktarların da tokluğa olumsuz etkisi olmaksızın dönüşümü hızlandırdığı için yararlı olduğu gösterilmiştir [36]. α -AlFeSi fazının α -AlMnSi fazının izomorfı olduğu ve Mn atomları ile Fe atomlarının yer değiştirmesinin çok geniş bir ağırlık yüzdesinde olabileceği bilinmektedir [37]. Ancak, konu ile ilgili literatürlerde β -AlFeSi fazında Mn elementinin de yer alıp almadığı ya da kristal yapılardaki benzerliğe dair bir veriye rastlanmamıştır. Al-Fe-Si fazlarından sadece β -AlFeSi fazının bulunduğu döküm sonrası yapıdan elde edilen çökeltelerde SEM EDX sistemi ile yapılan noktasal analizler de çökeltelerde Mn'in varolduğunu göstermiştir (Şekil 4.3). Elektron difraksiyon ve X-ışını difraksiyon çalışmaları da bu yapıdaki çökelti fazının β -AlFeSi fazı olduğunu doğrulamaktadır. Bu durumda, alaşımdaki Mn'in β -AlFeSi fazı içinde yer aldığı kanısına varılmıştır.

Tablo 4.1. Selektif çözündürme sonucunda elde edilen parçacıklarda yapılan yarı kantitatif analiz sonuçları

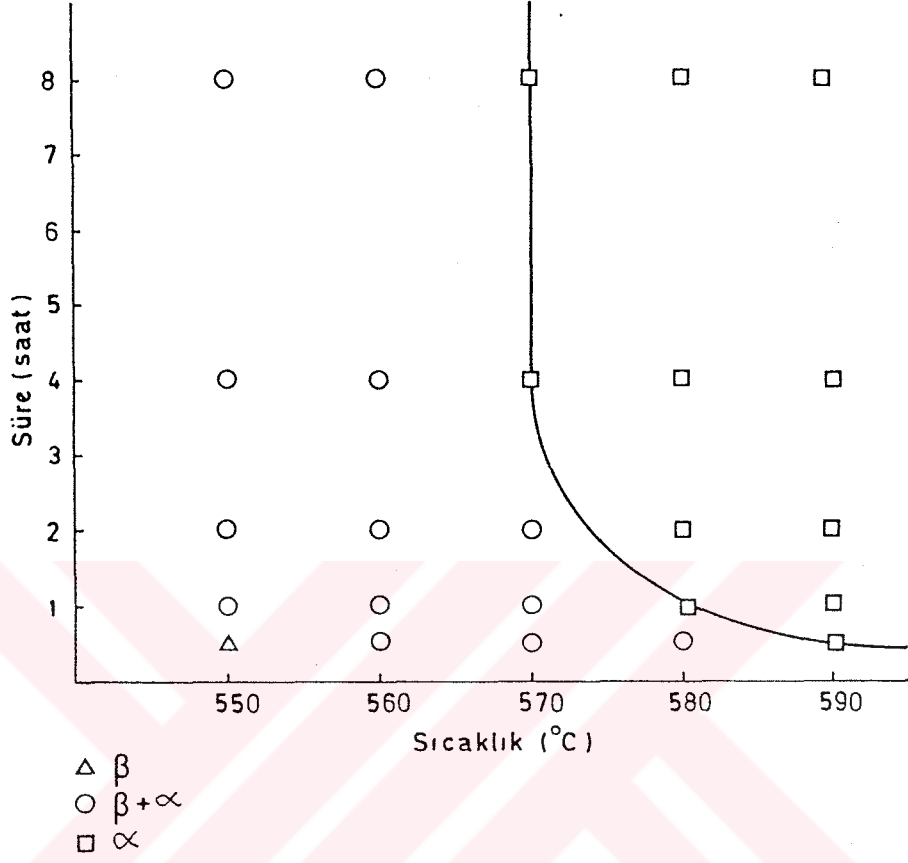
Sıcaklık (°C)	Süre (saat)	Si	element Fe	(%ağ) Mn	Al	Fe/Si
Döküm	-	9.81	24.06	0.46	65.66	2.45
550	0.5	7.64	21.89	0.39	70.08	2.86
550	1	8.58	27.64	0.44	63.34	3.22
550	2	5.81	31.24	0.75	62.21	5.37
550	4	4.24	38.56	1.38	55.82	9.09
550	8	7.82	28.23	0.54	63.41	3.61
560	0.5	6.81	29.47	0.66	63.06	4.33
560	1	6.69	27.44	0.53	65.34	4.10
560	2	5.02	32.28	0.89	61.81	6.43
560	4	4.36	28.09	0.94	66.61	6.44
560	8	3.47	24.42	0.77	71.34	7.04
570	0.5	8.59	31.25	0.46	59.70	3.60
570	1	5.66	22.37	0.69	71.28	3.95
570	2	4.95	26.74	0.71	67.61	5.40
570	4	3.59	24.89	0.87	70.66	6.93
570	8	4.45	26.44	1.19	67.92	5.94
580	0.5	5.98	25.17	0.67	68.18	4.21
580	1	4.38	23.36	0.65	71.61	5.33
580	2	5.66	29.49	0.81	64.04	5.20
580	4	4.47	26.29	1.03	68.20	5.88
580	8	3.48	21.76	0.91	73.85	6.25
590	0.5	4.25	23.03	0.86	71.86	5.42
590	1	4.47	26.29	1.03	68.20	5.88
590	2	3.07	26.65	1.01	69.28	8.68
590	4	3.00	23.42	0.91	72.67	7.81
590	8	3.35	29.47	1.31	65.47	7.86

Bilindiği gibi, ısıtıl işlem sırasında çökeltilerdeki faz dönüşümü ile birlikte çökelti parçalanmakta ve küreselleşmektedirler. Buna bağlı olarak da alanları azalmaktadır. Bu çalışma sırasında SEM'a bağlı görüntü analiz sistemi yardımıyla gerçekleştirilen parçacıkların alandaki dağılımı ve buna bağlı olarak boyutları ile faz analizlerini birlikte değerlendirerek, β -AlFeSi'dan α -AlFeSi'a dönüşümün tamamlandığı kritik bir değer tesbit edilmesi amaçlanmıştır. Böylece, ekstrüzyon için uygun mikroyapının oluşup oluşmadığına faz analizi yapılmaksızın karar verilmesi sağlanabilecektir. Ancak, yapılan X-ışını analizleri faz dönüşümünün yüzde olarak tesbit edilmesine olanak vermediğinden, kritik bir yüzdeye karşılık gelen kritik bir dağılım saptanamamış, sadece ısıtıl işlem sıcaklığına ısıtılma sırasında boyut değişiminin çok önemli bir oranda olduğu bulunmuştur. Şekil 3.9'da da görüldüğü gibi, 560°C'a ani olarak ısıtılan numune ile endüstriyel uygulamalarda olduğu gibi 560°C'a 8 saatte lineer hızla ısıtılan numunenin çökeltilerin alandaki dağılımı karşılaştırıldığında, ikisi arasındaki fark 590°C'a 8 saatte lineer hızla ısıtılan numuneye göre çok daha büyüktür. Tablo 3.7'de gösterilen AlFeSi fazların sıcaklık ve süreye göre dağılımı incelendiğinde ise 560°C'da hiç bir sürede faz dönüşümünün tamamlanmadığı görülmektedir. Bu sonuçlardan da anlaşıldığı gibi boyutdaki değişimin önemli miktarı malzemenin homojenleştirme sıcaklığına ısıtılması sırasında olmakta ve bu esnada dönüşüm henüz sürmektedir.

SEM'la yapılan incelemelere göre döküm kalıp arayüzeyinde çökelti morfolojisi değişmektedir. İnceleme sonucunda morfolojinin değişik olduğu bölgenin kalınlığının en geniş olduğu yerde 100µm'yi geçmediği anlaşılmıştır. Bu kalınlık ekstrüzyon süreci sırasında sıyrılarak atılacak olan bölge içinde yer alacağından ekstrüzyon parametreleri üzerinde herhangi bir etkisi olmayacaktır ve üçüncü bölümde de belirtildiği gibi bölgenin özellikleri üzerinde durulmamıştır. Döküm kalıp arayüzeyinde yeralan bu bölge

dışında tüm kütüğün mikroyapı özellikleri aynıdır ve çökelti tane sınırları boyunca uzanan ince uzun fazlar halindedir.

Isıl işlemin döküm sonrası yapıya etkisini araştırmak amacıyla, ısıtıl işlem uygulanmış numunelerde SEM ve TEM ile mikroyapı incelemeleri ve X-ışını difraksiyon analizleri yapılmıştır. Bu numunelerde yapılan SEM EDX analizlerinde Mg içeren çökelti fazlarına rastlanmamıştır. Buradan da Mg'un seçilen ısıtıl işlem koşullarında uygulanan en kısa süre ve en düşük sıcaklıkta bile kolayca katı çözeltiye geçtiği sonucuna varılmıştır. Ancak, Mg ve Si'un birleşerek Mg_2Si çökeltiğini oluşturabilmesi için Al-Fe-Si çökeltiğinde bulunan Si'un bir kısmının da katı çözelti içinde çözünmesi gerekmektedir. Katı çözeltiye geçen Si miktarı ise alaşımdaki Mg stokiometrik olarak birleşmeye yetecek miktarda olmalıdır. Aynı zamanda ekstrüzyon ürünündeki hataların nedeni olabilecek β -AlFeSi fazının da uygulanacak ısıtıl işlemle ekstrüzyon sürecinde tercih edilen α -AlFeSi fazına dönüştürülmesi gerekmektedir. Isıl işlem uygulanan numunelerdeki çökeltiğin X-ışını difraksiyon analizinde saptanan fazların gösterildiği Tablo 3.7 ve dönüşümün tamamlandığı sıcaklık ve süreleri gösteren Şekil 4.4 incelendiğinde de görüleceği gibi dönüşümün tamamlanması Mg'un çözünmesi kadar süratli bir işlem değildir. Dönüşümün kısa sürede tamamlanması için yüksek homojenleştirme sıcaklıkları kullanılmalıdır.



Şekil 4.3. β -AlFeSi α -AlFeSi dönüşümünün tamamlandığı sıcaklık ve süreler

4.2. Homojenleştirme Sonrası Soğuma Hızının Mikroyapıya Etkisi

Bileşimi AA 6063 alaşımına uygun kütüklerin ekstrüzyonlarının yüksek hızlarda yapılabilmesi için uygun mikroyapıda olmaları gerekmektedir. Ekstrüzyon hızını belirleyen önemli etkenlerden birisi de mikroyapıdaki Mg_2Si çökeltilerin özellikleridir. Homojenleştirme işleminden sonra uygulanacak olan soğutma hızı, homojenleştirme sırasında katı çözeltiye geçen Mg ve Si'un birleşerek ekstrüzyonda en yüksek hızı sağlayabilecek büyüklükteki

Mg₂Si çökeltilerinin oluşmasına yetecek şekilde seçilmelidir. Ekstrüzyon sonrası yüzey özelliklerini belirleyen β -AlFeSi α -AlFeSi dönüşümünün tamamlandığı tesbit edilen sıcaklıklardan 580°C aynı zamanda endüstriyel uygulamalarda da kullanılan bir sıcaklıktır. Homojenleştirme deneylerinin yapıldığı numunelerin boyutlarının ekstrüzyon yapılacak kütüklerin boyutlarından farklı olması ve yine endüstriyel uygulamalar gözönüne alınarak 580°C'da 6 saat olarak seçilen homojenleştirme işlemi sonrasında yapılan soğutma hızı deneyleri ile ulaşılan sertlik değerleri incelenmiştir. Bu sonuçlara göre suda soğutma ile elde edilen 49 BSD'nden daha düşük olan ve 5°C/dak'lık soğutma hızının sağlandığı durgun havada ve 2°C/dak'lık soğutma hızının sağlandığı 200°C, fırında soğutma uygulamaları katı çözelti sertleşmesi sonrasında Mg₂Si çökeltilerinin oluştuğu ve sertlikteki azalmayla sonuçlanan soğutma hızları olarak seçilmişlerdir. Seçilen soğutma hızlarında oluşan Mg₂Si çökeltilerinin boyutları SEM incelenmesi için uygun değildir. Bu çökeltilerin mikroyapıdaki dağılımı ancak TEM incelemesi ile mümkün olabilmıştır. Suda soğutma uygulanan numunenin mikroyapısında Mg₂Si çökeltilere rastlanmazken, diğer iki soğutma hızında tane içlerinde çökeltiler olduğu belirlenmiştir. Çökeltilerin faz analizinin TEM elektron difraksiyon çalışması ile yapılması ise mümkün olmamıştır. Çökeltilerin bulunduğu alanlardan alınan seçilmiş alan difraksiyonu ile yapılan çalışmada alüminyumdan başka bir faza ait olan difraksiyon noktaları elde edilememiştir. Çökelti tanelerinde yapılan mikrodifraksiyon çalışmasında da farklı bir sonuç elde edilememiş, difraksiyonda sadece alüminyuma ait noktalar olduğu bulunmuştur. Mg₂Si çökeltilerinden difraksiyon alınamamasının nedeni ise elektrolitik parlatma sırasında Mg₂Si çökeltilerinin dönüşüme uğramasıdır [38]. Hafif elementlerin de analizinin yapılabildiği bir kristalle donatılmış bir TEM ile Jensen'in yaptığı bu çalışmada elektrolitik inceltme için HNO₃+metanol çözeltisi kullanıldığında Mg₂Si çökelti-

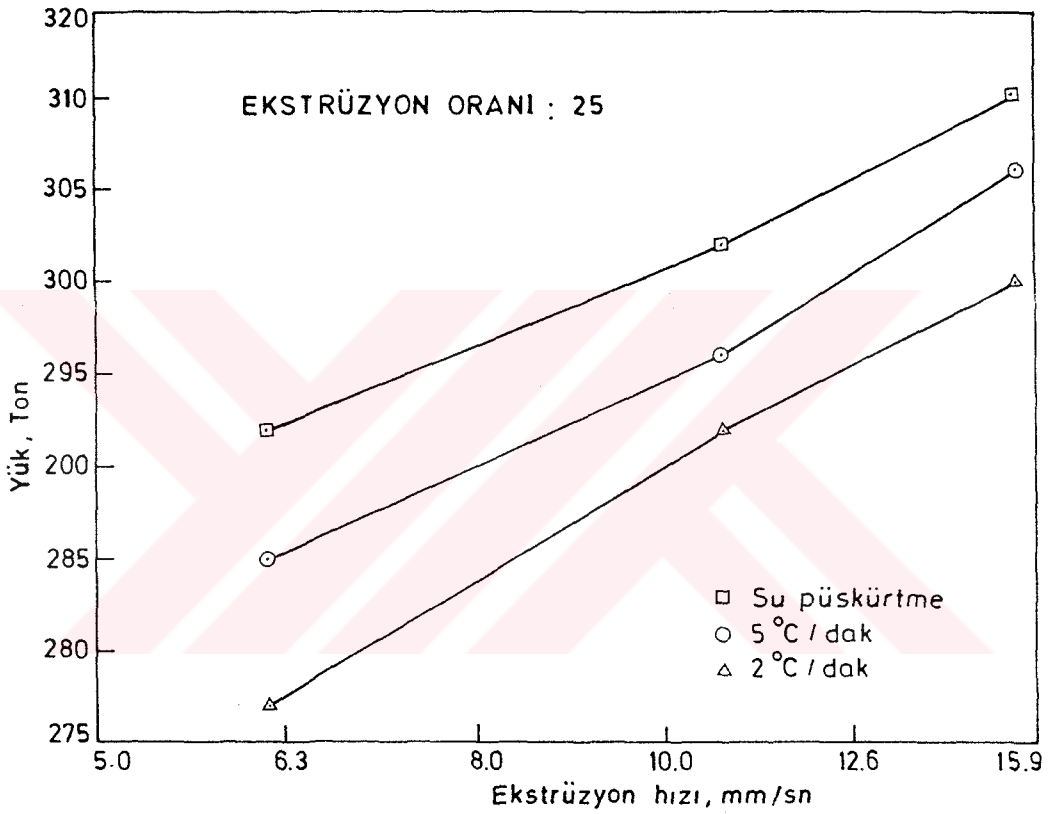
lerinin amorf Si-O-(OH) fazına dönüştüğü belirlenmiştir. Bu dönüşüm sırasında ortaya çıkan az miktardaki $Mg(OH)_2$ 'nin de elektrolitte çözündüğü bildirilmekte, Mg_2Si çökeltilelerinin de yüksek büyütmelemlerde (Şekil 3.13) açıkça görülebilen kurdelemsi şekillerine ise amorf faza dönüşüm sırasında ortaya çıkan gerilmelerin neden olduğu anlatılmaktadır.

Mg_2Si çökeltiilerinde difraksiyon çalışması gerçekleştirilememesi nedeniyle çökeltiilerin büyüklüğü ile ilgili kantitatif bir değerlendirme yapılamamıştır. Buna karşılık, mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 3.12 (a) ve (b)) görüldüğü gibi, dönüşüme uğrayan çökeltiilerin soğuma hızı azaldıkça boylarının arttığı ancak sayılarının azaldığı sonucuna varılmaktadır. Ekstrüzyonun yüksek hızlarda başarıyla gerçekleştirilebilmesi için mikroyapıda bulunan Mg_2Si çökeltiilerinin ekstrüzyon sıcaklığına ısıtma ve bunu izleyen ekstrüzyon süreci sırasında çözeltiye geçebilecek büyüklükte olması gerektiği bilinmektedir. Böylece hem ekstrüzyon sürecinin üretkenliği arttırılacak hem de ekstrüzyon ürününün mekanik özelliklerinin de optimum değerlere ulaşması koyaca sağlanabilecektir.

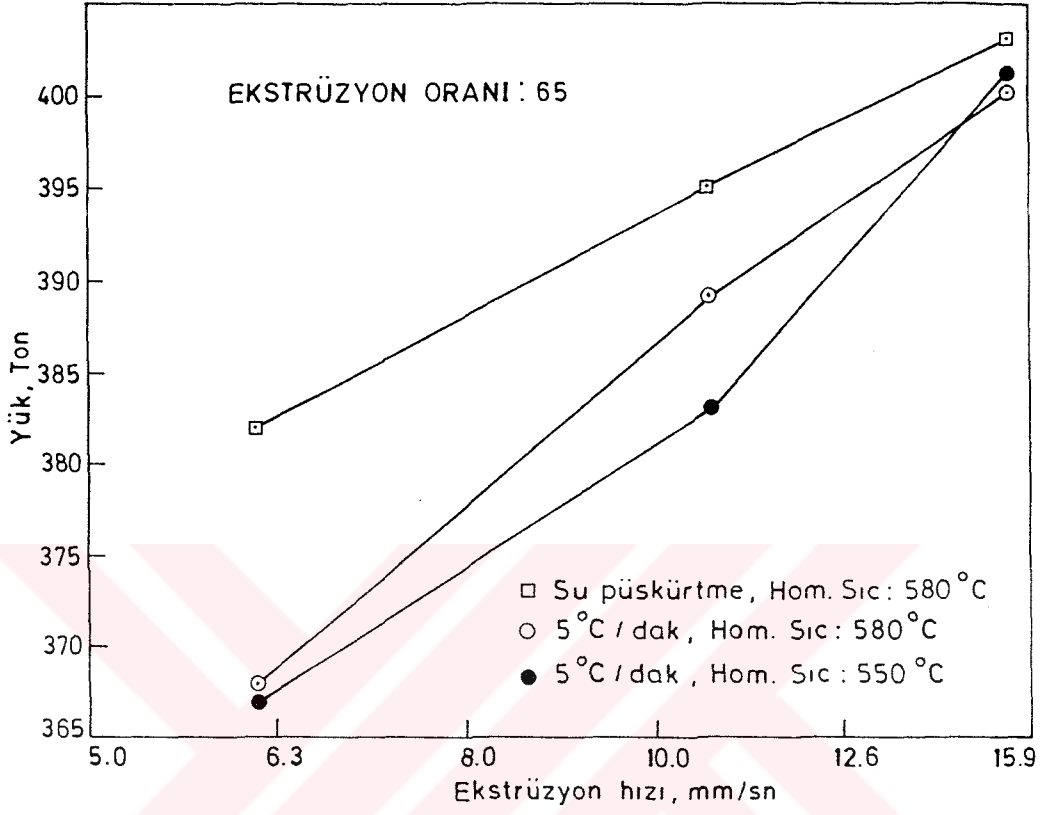
4.3. Homojenleştirme Sonrası Soğutma Hızlarının Ekstrüzyon Parametrelerine Etkisi

Homojenleştirme sonrası uygulanan soğutma hızlarıyla elde edilen mikroyapıların ekstrüzyon parametrelerine etkilerinin incelenmesi için yapılan ekstrüzyon deneylerinin sonuçları incelendiğinde, soğuma hızının azalmasıyla ekstrüzyon yükünün azaldığı görülmektedir. Soğuma hızı azaldıkça Mg_2Si çökeltiilerinin büyüklüğü artmakta, bu da beklenildiği gibi, sabit ekstrüzyon hızında daha düşük yüklerle ekstrüzyonun gerçekleştirilmesini sağlamaktadır. Soğuma hızının ekstrüzyon yapılabirlik üzerindeki etkisini daha iyi açıklayabilmek amacıyla ekstrüzyon hızı bazında bir karşılaştırma yapılması daha

uygundur. Bu amaçla 25 ve 65 ekstrüzyon oranında yapılan deneyler için log hız-yük eğrileri çizilmiştir (Şekil 4.5, 4.6). Hız-yük eğrileri incelendiğinde, sabit ekstrüzyon yükünde, düşük soğuma hızının yüksek soğuma hızına oranla, daha yüksek bir ekstrüzyon hızı sağladığı açıkça görülmektedir.



Şekil 4.4. R=25 ekstrüzyon oranında ekstrüzyon yükünün basma hızı ve homojenleştirme sonrası soğuma hızı ile değişimi



Şekil 4.5. R=65 ekstrüzyon oranında ekstrüzyon yükünün basma hızı ve homojenleştirme sonrası soğuma hızı ile değişimi

BÖLÜM 5

SONUÇ

1. Seydişehir Alüminyum İşletmelerinde yarı sürekli dökümle üretilen ve AA 6063 standardına uygun olduğu bildirilen Etial 60 alüminyum alaşımının döküm sonrası yapısında bulunan β -AlFeSi fazının tamamının ekstrüzyon için tercih edilen α -AlFeSi fazına dönüştürülmesi mümkündür. Bu dönüşüm, uygulanan deney koşullarında 570°C'da 4 saatte tamamlanırken, 580°C'da 1 saatte, 590°C ise 1/2 saatte tamamlanmaktadır. Ancak, 570°C'dan düşük sıcaklıklarda uygulanan en uzun süre olan 8 saat sonunda bile dönüşüm tamamlanmamıştır.

2. Isıl işlem sırasında AlFeSi fazındaki boyut değişiminin en önemli kısmı ekstrüzyonda kullanılacak kütüğün homojenleştirme sıcaklığına ısıtılması sırasında gerçekleşmektedir. Bu nedenle boyut değişimi ile faz dönüşümü arasında bir ilişki olmadığı sonucuna varılmıştır.

3. Çalışmada kullanılan alüminyum alaşımının ekstrüzyon yapılabilirliğini ve sertleşebilirliğini belirleyen faz olan Mg_2Si 'un oluşması için malzemenin döküm sonrası yapısında bulunan dörtlü Al-Mg-Fe-Si fazında bulunan ve kısa sürede katı çözeltiliye geçebilen Mg yanında, Si de katı çözeltide olmalıdır. Bu nedenle uygulanan ısıl işlem sürecinde Mg'un tamamıyla birleşmeye yetecek kadar Si'un da katı çözeltiliye geçmesi gerekmektedir. Dolayısıyla, 570°C ve üzerindeki sıcaklıklarda uzun süreli ısıl işlem sadece β -AlFeSi'un α -AlFeSi'a dönüşmesi için değil Si'un katı çözeltiliye geçmesi için de gereklidir.

4. Katı çözeltideki Mg ve Si'un birleşerek Mg_2Si çökeltilerini oluşturmaları, ani soğutulan bir numuneye yaşlandırma işlemi uygulanarak gerçekleştirilebileceği gibi kontrollü soğutma ile de istenilen mikroyapının oluşması sağlanabilir. Böylece daha ekonomik bir üretim gerçekleştirilebilir.

5. Isıl işlemle uygun mikroyapının elde edildiği kütüklerin ekstrüzyonu düşük yüklerle gerçekleştirilirken, maksimum ürün dayanımına da ulaşılması sağlanacaktır.

6. Deneyler sırasında uygulanan soğutma hızları için soğuma hızı azaldıkça ekstrüzyon için daha uygun bir mikroyapı elde edildiği sonucuna varılmıştır. Ancak, soğuma hızının çok azalması durumunda Mg_2Si çökeltileri çok irileşerek ekstrüzyon ürününde hatalara neden olacaktır. Bu nedenle, pratikte, bu çalışmada uygulanan en yavaş soğuma hızı olan $2^{\circ}C/dak$ 'nın çok altına inilmemesi gerekmektedir.

7. AA 6063 ve bu alaşıma uygun alaşımlarda bulunan ve $\beta-AlFeSi$ fazının dönüşümü üzerinde olumlu etkisi bilinen Mn'in bu fazın içinde yer aldığı sonucuna varılmıştır.

KAYNAKLAR

[1] Barry, W.G., Hains, R.W., "Current and New AA 6000 Series Extrusion Alloys", Proc. 2nd Int. Aluminium Extrusion Technol. Seminar, Atlanta, Vol.1, 271-284, 1977.

[2] Hufnagel, W., "Key to Aluminium Alloys" Comp and Proc. Aluminium Verlag, Dusseldorf, 1982.

[3] ASTM Standard Specification for Aluminium and Aluminium Alloy Extruded Bars, Rods, Wire Shapes and Tubes. Designation B221-85
Designation B221-85 (metric)

[4] Aluminium Alloys, Wrought Alloys, DIN 1725.

[5] Aluminium Extruded Sections (Highest Grade Aluminium, High Grade Aluminium and Aluminium Wrought Alloys) Strength Properties, DIN 1748.

[6] Türk Standartları "Biçimlenebilen Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları Kimyasal Bileşim" TS 412, Nisan 1975.

[7] British Standard Specification for Wrought Aluminium and Aluminium Alloys
BS 1471 Çekme Boru (1972)
BS 1472 Dövme (1972)
BS 1474 Çubuk, Ekstrüzyon Yuvarlak Boru ve Profiller (1972)

[8] Walters, V.R., Franz, E.C. "Recent Developments in Intermediate and High Strength 6XXX Series Alloys" Aluminium, 61, 261-265, 1985.

[9] Reiso, O., "The Effect of Composition and Homogenisation Treatment on Extrudability of AlMgSi Alloys" ET'84 Extrusion Productivity Through Automation. The Aluminium Association, USA, Vol.1, 31-40, 1984.

[10] Zoller, V.H., Ried, A., "Metallkundliche Grundlagen der Leicht Preßbaren AlMgSi-Legierungen" Aluminium, 51, 1, 62-629, 1965.

[11] Baumgarten, J., "Investigation of Some Steps in the Production of Al-Mg₂Si Extrusions with High Quality" ET'84 Extrusion Productivity Through Automation, The Aluminium Association USA, Vol.2, 4-48, 1984.

[12] Marchive, D., "High Extrudability Alloys in the 6000 Series" Light Metal Age, 41, 6-10, 1983.

[13] Stefaniay, V., Griger, A., Turmezey, T., "Intermetallic Phases in the Aluminium-side Corner of the

AlFeSi-alloy System", J.Mater.Sci. 22, 539-546, 1978.

[14] Rivlin, V.G., Raynor, G.V., "Phase Equilibria in Iron Ternary Alloys 4:Critical evaluation of Constitution of Aluminium-Iron-Silicon System", Int.Met.Rev., 3, 133-152, 1981.

[15] Liu, P., Thorvaldsson, T., Dunlop, G.L., "Formation of Intermetallic Compounds During Solidification of Dilute Al-Fe-Si Alloys", Mater.Sci.Technol. 2, 10, 1009-1018, 1986.

[16] Liu, P., Dunlop, G.L., "Crystallographic Orientation Relationships For Al-Fe and Al-Fe-Si Precipitates in Aluminium", Acta Metall., 36, 6, 1481-1489, 1988.

[17] Dons, A.L., "AlFeSi-Particles in Commercial Pure Aluminium", Z.Metallkde., 75, 170-174, 1984.

[18] Dons, A.L., "AlFeSi-Particles in Commercial Pure Aluminium II", Z.Metallkde., 77, 126-130, 1986.

[19] Gustafsson, G., Thorvaldsson, T., Dunlop, G.L., "The Influence of Fe and Cr on the Microstructure of Cast Al-Si-Mg Alloys", Met. Trans. A, 17A, 1, 45-52, 1986.

[20] Westengen, H., "Formation of Intermetallic Compounds During DC Casting of a Commercial Purity Al-Fe-Si Alloy", Z.Metallkde., 73, 360-368, 1982.

[21] Mondolfo, L.F., "Aluminium Alloys-Structure and Properties", Butterworths, London, 1976.

[22] Skjerpe, P., "Intermetallic Phases Formed During DC-Casting of an Al-0.25 Wt Pct Fe-0.13 Wt Pct Si Alloy", Met.Trans. A, 18A, 2, 189-200, 1987.

[23] Hidvegi, E., Griger, A., Csurbakova, T., "Characterization of the Crystallization of an AlMgSi0.5 Alloy in Continuous Billet Casting" Aluminium, 60, 8, 603-606, 1984.

[24] Ohori, K., Takeuchi, Y., Matsuyama, H., "Combination Effect of Mn and Zr Additions on the Properties of AlMgSi Alloys", Proc. 3rd Int. Aluminium Extrusion Technology Seminar, Vol.1., Atlanta, 63-67, 1984.

[25] Evans, D.W., Aucote, J., "The Influence of Silicon Content and Copper, Iron and Manganese Additions on the Relationship Between Structure and Toughness in Aluminium-Magnesium-Silicon Alloys" Proc. 3rd Int. Aluminium Extrusion Technology Seminar, Vol.1, Atlanta, 53-63, 1984.

[26] Lang, G. and Castle, A.F., "Influence of Copper, Manganese and Chromium Additions on the Extrudability of

AlMgSi0.5 Alloys", Light Metal Age, 2, 26-28, 1978.

[27] Scharf, G., Grzemba, B., "Notch Sensitivity in Wrought AlMgSi Alloys" Proc. 3rd Int. Aluminium Extrusion Technology Seminar, Vol.1, Atlanta, 47-52, 1984.

[28] Stefaniay, V., Sapsal, L., Gillemot, L., Dekany, E., "Investigation of the Processes Occuring During the Homogenisation Treatment of the Alloy AlMgSi0.5 by Electron Probe Microanalysis" Aluminium, 59, 1, 8-12, 1983.

[29] Beatty, E.C., "How Billet Structures Affect the Extrusion Performance Of 6061 Alloy" Light Metal Age, 12, 5-8, 1977.

[30] Lendvai-Nyeky, A., Sapsal, V., Stefaniay, V., "Investigation of Homogenisation Phenomena of AlMgSi Ingots", Conf.7. Int.Light Metal Congress, Leoben, Vienna, 64-65, 1981.

[31] Equilibrium Diagrams of Aluminium Alloy Systems, The Aluminium Development Association, London, 100, 139, 1961.

[32] United States Patent Office, 2, 222, 227.

[33] Lang, G., Castle, A.F., "Effect of Rate of Cooling After Homogenisation on Direct Extrusion Parameters of 6063 (Al-Mg-Si) Billets" Met. Technol., 12, 434-438, 1978.

[34] Altıntaş, S., "AlMgSi0.5 Ekstrüzyonu ve Mekanik Özelliklerine Etki Eden Parametreler" Boğaziçi Üniversitesi Araştırma Raporu, 1984.

[35] Hodgson, P., Parker, P.A., "The Composition of Insoluble Intermetallic Phases in Aluminium Alloy 6010", J. Mater.Sci., 16, 1343-1348, 1981.

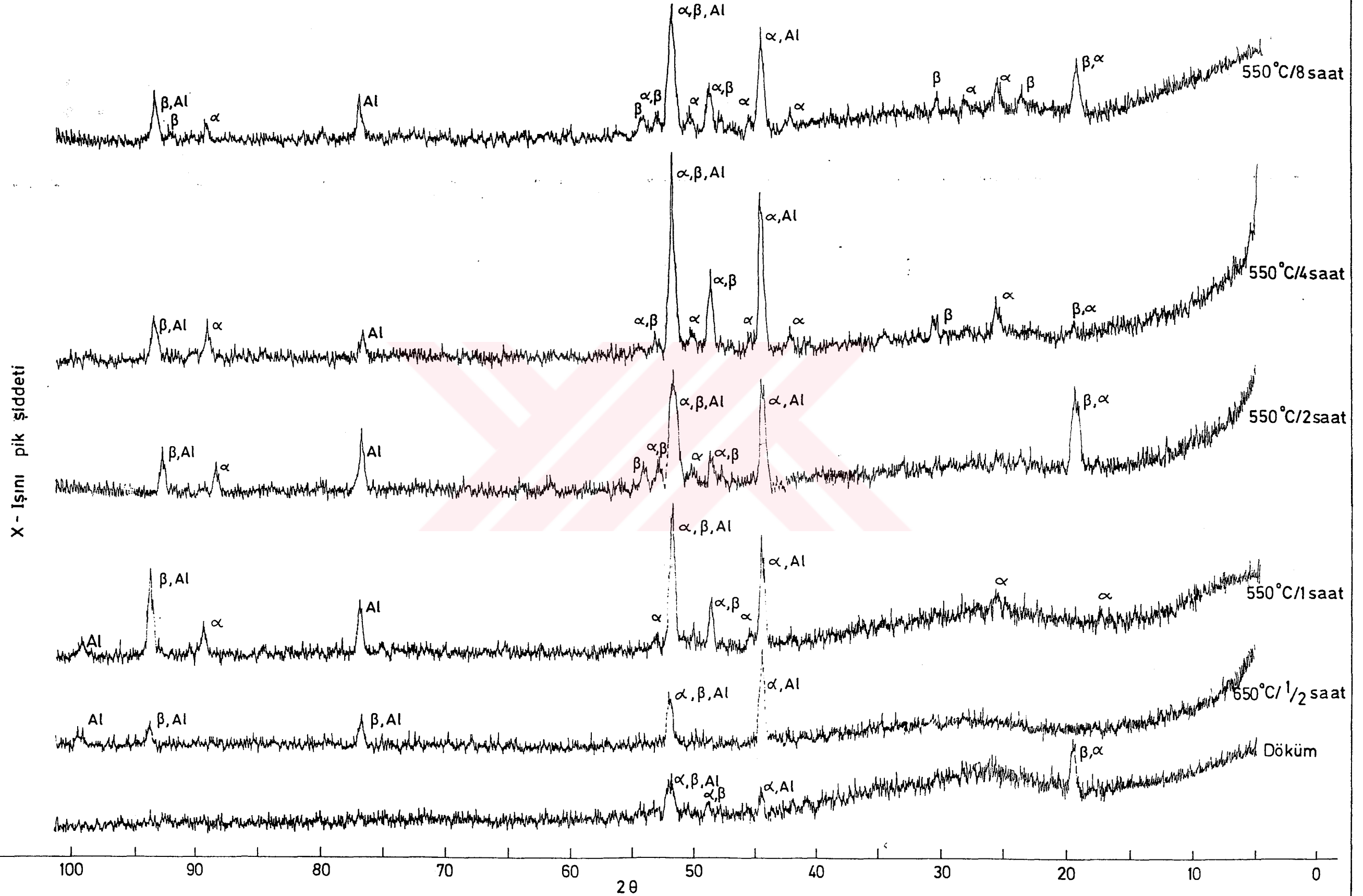
[36] Muslin, I., Celliers, O.C., "The Role of Manganese in 6000 Alloys - Effect of Quench Sensitivity in 6063", Light Metals, 951-954, 1990.

[37] Pearson, B.W., "A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys, International Series of Monographs on Metal Physics and Physical Metallurgy", ed. G.V. Raynor, 1964.

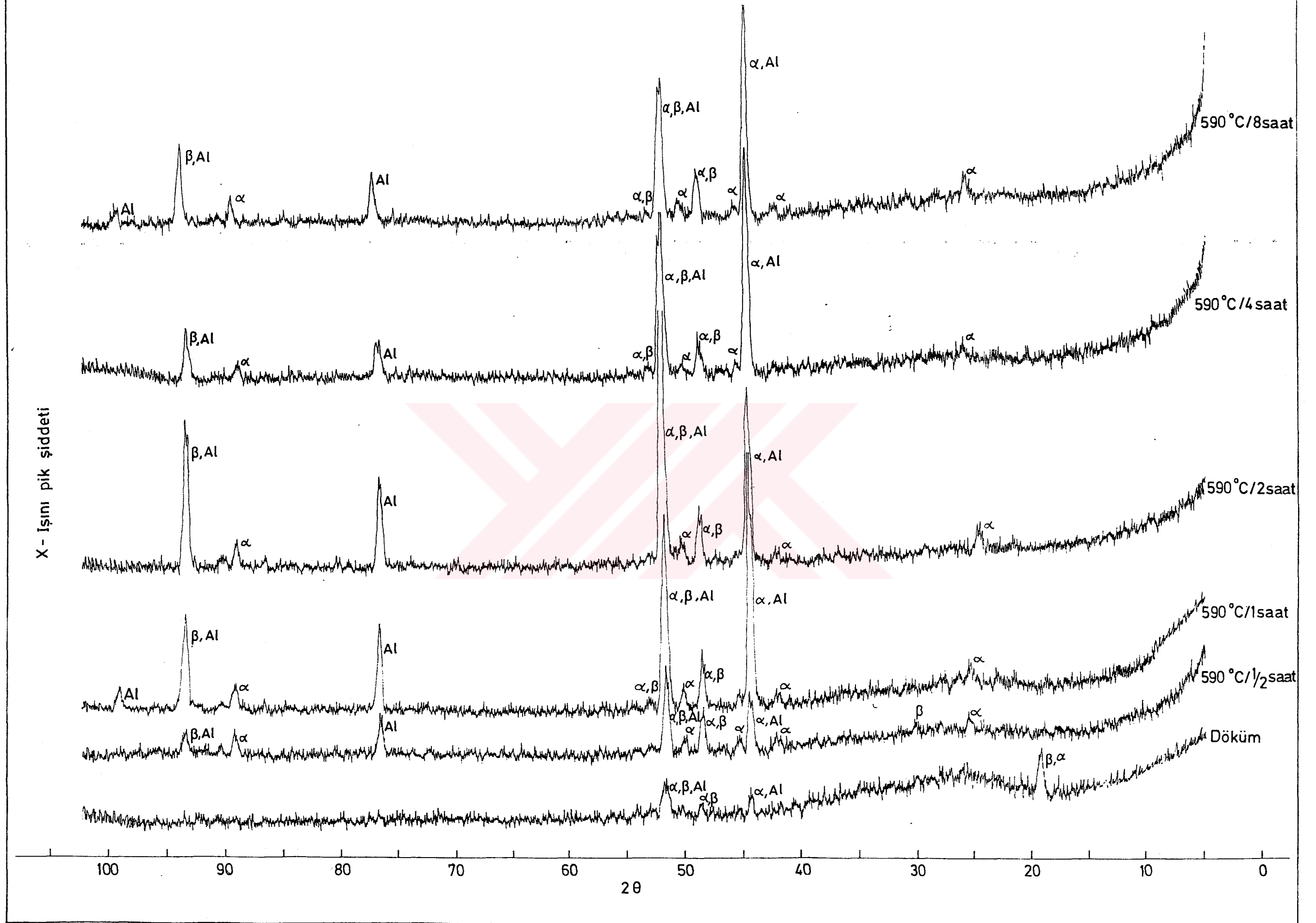
[38] Jensen, C.L., "Transformation of Mg₂Si During TEM Foil Preperation", Metallography, 20, 335-346, 1987.

A decorative background element consisting of several parallel, diagonal pink stripes that span across the middle of the page.

EK A



Ek A.1. Döküm sonrası ve 550°C'da homojenleştirilen örneklerden selektif çözündürme sonucunda elde edilen parçacıklarda yapılan X-ışını difraksiyon analizlerine ait paternler



Ek A.2. Döküm sonrası ve 590°C'da homojenleştirilen örneklerden selektif çözündürme sonucunda elde edilen parçacıklarda yapılan X-ışını difraksiyon analizlerine ait paternler

ÖZGEÇMİŞ

1957 yılında Ankara'da doğan Sema Onurlu, ilk orta ve lise öğrenimini TED Ankara Kolejinde tamamlamıştır. 1975 yılında kaydolduğu O.D.T.Ü. Metalurji Mühendisliği Bölümü'nden 1981 yılında lisans derecesi almış ve aynı yıl bu bölümde yüksek lisans öğrenimine başlamıştır. 1983 yılında yüksek lisans derecesini aldıktan sonra yine aynı yıl TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi Malzeme Araştırma Bölümünde araştırma asistanı olarak göreve başlamıştır. Halen görevini sürdürmekte olduğu Merkezden 1986 yılında verilen izinle İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Kimya-Metalurji Ana Bilim Dalı Malzeme Programında doktora programına kaydolmuştur. Türkçe ve İngilizce olmak üzere ondokuz adet yayını vardır.