

YAŞLANDIRMA İLE SERTLEŞTİRİLEBİLEN MAGNEZYUM-ALÜMİNYUM
ALAŞIMLARININ ÖZELLİKLERİNİN GELİŞTİRİLMESİ

14324

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Met.Müh. Hanım DOĞAN

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 21 OCAK 1991

Tezin Savunulduğu Tarih : 8 ŞUBAT 1991

Tez Danışmanı : Prof.Dr. Niyazi ERUSLU

Diğer Jüri Üyeleri : Prof.Dr.E.Sabri KAYALI

: Prof.Dr. Adnan TEKİN

ŞUBAT 1991

ÖNSÖZ

Tezimin her aşamasında fikir ve önerilerinden yararlandığım değerli hocam Sayın Prof.Dr. Niyazi ERUSLU'ya sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Deneylerin yürütülmesi sırasında bana yardımcı olan Sayın Hocam Yrd.Doç.Dr. Ahmet ALTMIŞOĞLU'na teşekkür ederim. Bu tezin yürütülmesinde büyük yardımlarını gördüğüm değerli arkadaşlarım Yük.Müh. Atakan BOZBIYIK'a , Yük.Müh.Çağatay KESTİR'e ve Yük. Müh. Ayfer ALTMIŞOĞLU'na Yük.Müh. Levent CANOĞULLARI'na ve Teknisyen Faruk GÖK'e teşekkür ederim.

Ayrıca Korozyon Laboratuvarı, X-İşinlar Laboratuvarı ve Elektron Mikroskobu Laboratuvarı çalışanlarına ve bu tezin yazımını özenle yapan Sayın Zeynep KILIÇ'a teşekkür ederim.

OCAK 1991

Met.Müh. Hanım DOĞAN

İÇİNDEKİLER

ÖZET.....	V
SUMMARY.....	VI
BÖLÜM 1. GİRİŞ VE AMAÇ.....	1
BÖLÜM 2. MAGNEZYUM ALAŞIMLARI.....	3
2.1. Döküm Alaşımları.....	3
2.2. Dövme Alaşımları.....	6
BÖLÜM 3. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ ERGİTİLMESİ VE DÖKÜMÜ.....	10
3.1. Ergitme.....	10
3.2. Tane Küçültme.....	13
3.3. Döküm.....	15
3.3.1. Kum Kalıba Döküm.....	15
3.3.2. Hassas Döküm.....	18
3.3.3. Metal Kalıba Döküm.....	19
3.3.4. Basıncılı Döküm.....	20
BÖLÜM 4. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ MEKANİK ÖZELLİKLERİ VE KOROZYONU.....	22
4.1. Basma Mukavemeti.....	22
4.2. Yatak Mukavemeti.....	22
4.3. Kesme Mukavemeti.....	22
4.4. Sertlik ve Aşınma Direnci.....	23
4.5. Yorulma Mukavemeti.....	24
4.6. Magnezyum Alaşımlarının Korozyonu.....	26
BÖLÜM 5. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ KULLANIM ALANLARI.....	28
5.1. Uçak ve Uzay Sanayiinde Kullanım.....	28
5.2. Kara Taşımacılığı.....	29
5.3. Matbaacılık.....	31
5.4. Tekstil Sanayii.....	32
5.5. Optik Endüstrisi.....	32
5.6. Nükleer Enerji.....	32

BÖLÜM 6. ÇÖKELME SERTLEŞMESİ.....	33
6.1. Çökelme Mekanizması.....	37
6.2. Yaşlanmanın Özelliklere Etkisi.....	45
6.2.1. Sertlik.....	45
6.2.2. Çekme Mukavemeti.....	48
6.2.3. Elektrik Direnci.....	49
6.3. Mg-Al Alaşımlarında Çökelme Sertleşmesi..	51
BÖLÜM 7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	59
7.1. Deneylerde Kullanılan Cihaz ve Malzemeler.....	59
7.2. Deneylerin Yapılışı.....	61
7.2.1. Kalıp Hazırlanması, Ergitme ve Döküm..	61
7.2.2. Isıl İşlem.....	63
BÖLÜM 8. DENEYSEL SONUÇLAR.....	64
8.1. Metalografik İnceleme.....	64
8.2. X-Işınları Çalışması.....	70
8.3. Sertlik.....	72
8.4. Taramalı Elektron Mikroskobu Çalışması..	76
BÖLÜM 9. DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ.....	79
SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	82
KAYNAKLAR.....	84
EKLER.....	86
ÖZGEÇMİŞ.....	88

ÖZET

Mukavemet/yoğunluk oranı yüksek olan magnezyum alüminyum alaşımlarının katılaşma ve yaşlanma özelliklerinin incelenmesine esas teşkil etmek üzere magnezyum alaşımlarının ergitilmesi ve dökümü, mekanik özellikleri, kullanım alanlarına değinilmiştir. Çökelme sertleşmesi mekanizmaları açıklanmıştır.

% 6'dan % 12'ye kadar alüminyum içeren magnezyum alaşımlarının dökümyapısının dendritik olduğu görülmüştür. Bu alaşımlar 420°C 'ta 22 saat homojenleştirme işleminden sonra $150-300^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkları arasında değişik sürelerde yaşlandırma işlemlerine tabi tutulmuşlardır. İşlemler sonucunda, magnezyum alaşımlarının hem sürekli hem süreksiz çökelme gösterdiği görülmüştür. Alüminyum içeriği ve yaşlanma süresinin artmasıyla süreksiz çökelme oranının arttığı gözlenmiştir.

Yaşlandırma işlemleri sonucunda yapılan X-ışınları çalışmalarında sertliğin artmasını sağlayan çökelti fazının $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ olduğu tesbit edilmiştir.

$150-300^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkları arasında yapılan yaşlandırma işlemleri sonunda en iyi sertlik değerleri 200°C 'taki yaşlandırma işleminde elde edilmiştir. Ayrıca magnezyum alaşımlarında alüminyum içeriğinin artmasıyla sertlikte bir artış gözlenmiştir.

THE DEVELOPMENT OF MAGNESIUM-ALUMINIUM ALLOYS AGE HARDENED

SUMMARY

Magnesium-aluminium alloys are characterised by good castability, excellent machinability and good hot formability. In addition of this properties the high strength to weight ratios of casting and stiffness of weight ratios of the wrought alloys make these alloys an attractive choice for many engineering applications.

Magnesium-aluminium alloys are attracted attention on the basis for age hardening properties, the literature contains many works on age hardening phenomena of the alloys. First investigation on this phenomena have been carried out by Meissner, Archer, Gann, and Schmid and Siebel. The correlation between precipitation and hardening has been shown by Talbot and Norton, who studied an alloy with 9.6 per cent Al. Metallographic investigation of magnesium-aluminium alloys aged at various temperature for a variety of period have been carried out by Fox and Lardner, and Frebel, Behler and Predel. The precipitation process and age hardening mechanism in magnesium-aluminium alloys have been studied by Clark.

The mechanical properties of magnesium-aluminium alloys are improved by age hardening phenomena; having hold at 420°C has the effect of taking most of aluminium into solid solution if the alloy is then heated at temperatures in the range 150° to 250°C for several hours, precipitation occurs, and the mechanical properties are improved, as a result of the precipitation, the hardness increases. It can be clearly seen from the form of the solubility curve for aluminium in magnesium, all alloys containing more than 2 per cent of aluminium would exhibit precipitation hardening, but in practice, the small increase in hardness were observed in magnesium-

aluminium alloys having aluminium in the range of 4 per cent to 6 per cent Al. For this reason, practical alloys rarely contain less than 6 per cent of aluminium.

In magnesium-aluminium alloys, both general (continuous) and cellular (discontinuous) precipitation occur at various age hardening temperatures. The continuous precipitation shows a Widmanstätten or crystallographically oriented structure in its overaged conditions, the discontinuous precipitation shows a structure which starts at grain boundaries. In magnesium-aluminium alloys cellular precipitation is not a low temperature process as in other solid solution systems, but occurs simultaneously with the general precipitation over a wide temperature range.

It has been reported by most of the investigator that during ageing phenomena in magnesium-aluminium alloys, the only precipitate is non coherent equilibrium $Mg_{17}Al_{12}$ phase. No zones or intermediate precipitates have been reported.

The tensile strength of magnesium-aluminium alloys were investigated by Fox.. It has been reported as a function of aluminium, in the solution treated condition ultimate tensile strength values up to 24 kg/mm² and an elongation of 10 %, can be obtained for an alloy containing 10 % wt aluminium, but the 0.2 % proof stress is rather low, 7 kg/mm². In the fully heat-treated condition the ultimate tensile strength values are observed to be unchanged, on the other hand 0.2 % proof stress is increased to 10 kg/mm², and the ductility is dramatically reduced.

Orientation relationships between the precipitate types and matrix in magnesium-aluminium alloys have been determined by Crawley and Milliken. They have found that, in continuous precipitation the orientation relationship is of the type $[III]_{ppt} // [2\bar{1}10]_{matrix}$ and $[0\bar{1}1]_{ppt} // [0001]_{matrix}$. In discontinuous precipitation, precipitates have the same type of orientation relationship with the matrix as the continuous precipitate.

In the present investigation magnesium-aluminium alloys were manufactured in centrifugal investment casting machine by using lost wax technique. Firstly a wax pattern of casting part is obtained in a wax injection machine. The pattern is cleaned and polished by torch, and the pattern assembled. The pattern assemble then is placed into the stainless steel flask

Second step is to form investment mould. In order to obtain investment mould, a special mixture of gypsum is added to water then mixed 30 second manually afterwards 3 minutes by mixer. Before the gypsum is set, it is put into vacuum chamber for a period of 150 seconds in order to eliminate air bubbles and poured into the flask which contains pattern assemble and the flask containing pattern assemble together with plaster mould evacuated for one minute.

Prepared plaster mould then is subjected to dewaxing treatment for a period of two hours at 150°C temperature and firing treatment for a period of three hours at 730°C temperature, thus mould cavity is obtained. Meantime, centrifugal casting machine is prepared for casting, by starting to heat the empty crucible in which the alloy is going to melt. When the temperature of crucible is reached to 500°C , small pieces of magnesium and aluminium is charged into the crucible. Then the system is heated up all the charge is melted.

During melting argon gases introduces into the system because of oxidation tendency of magnesium alloys. When melting is completed the flask is taken from the dewaxing furnace and is placed into centrifugal casting machine. Then machine is started to turn and melted metal is forced to fill into mould cavity by means of applied centrifugal force. Finally the plaster mould is taken out from the system and it is broken in order to get the casting part out of plaster mould then the gating system is cut of. Thus casting part is obtained which has dimension of $100 \times 90 \times 4$ mm.

In present investigation the magnesium alloys with aluminium content from 6% wt to 12 % wt. was selected for study because these alloys is fairly easy to homogenize after centrifugal casting and yet offers a wide temperature range for precipitation.

The precipitation behaviour of magnesium-aluminium alloys containing 6 wt % Al to 12 wt % Al was investigated by metallographic and X ray method, and hardness measurements.

Specimens were solution annealed for 22 hours at 420°C temperature in a resistance furnace and quenched in water. Age hardening treatments at 150, 200, 250 and 300°C were conducted in resistance furnaces for a period of 1 hour to 100 hour and terminated by air cooling. Both solution annealing and age hardening treatments, specimens put into graphite crucible containing fine graphite powder to prevent oxidation.

Hardness was measured as a function of aging time on vickers hardness tester by using a load of 10 kg. Five readings were taken on samples for each aging condition. The microstructure of the aged specimens were examined in an optical microscope after mounting, polishing and etching by using nital reagent.

The precipitation phase was determined in a Philips X-Ray diffractometer operating at 40 kV. JEOL 3304 model Scanning electron microscope was used in order to determine the variation of aluminium content in the structure.

The microstructure of casting magnesium aluminium alloys containing 6 wt% to 12 wt % Al was shown in fig. 8.1 and fig. 8.2 the microstructure of as cast condition had dendritic structure. It was also seen that the dendritic microstructure was decreased as the temperature of the mould decreased.

The microstructure examination showed that continuous and discontinuous precipitation were both observed in age hardened magnesium-aluminium alloys. The microstructure of continuous and discontinuous precipitation was shown in fig. 8.4. It was observed that the longer aging times and the higher aluminium contents lead to the higher the amount of discontinuous precipitation. And a mosaic-like type of precipitate occurred at the higher aluminium content and the longer aging times. This type of microstructures were shown in fig. 8.7 and fig 8.8.

The precipitation processes in magnesium aluminium alloys have been observed by the formation of $Mg_{17}Al_{12}$ plates of equilibrium phase without the intervention of transition phase of GP zones by Xray investigation. The amount of precipitate phase increased as a function of aluminium content and annealing time. No intermediate phase was observed in this investigation.

The age hardening curves for Mg-6wt % Al to Mg-11.5 wt% Al alloys at $150^{\circ}C$ were shown in fig 8.11. An appreciable increase of hardness were obtained alloys containing above 8 wt % Al. as shown in fig. 8.11. At aging treatment at $200^{\circ}C$, hardness of alloy was observed to increase appreciable more than aging at $150^{\circ}C$. These could be clearly seen in fig 8.12. No overaging effect were observed at $150^{\circ}C$ and $200^{\circ}C$ aging temperature within the test periods.

Hardness curves for $250^{\circ}C$ aging temperature showed that hardness results for $250^{\circ}C$ aging treatment was slightly lower than $200^{\circ}C$ aging as shown in fig 8.13. At this aging tmeperature 11.5 wt % Al alloy was found to incese in hardness to a peak value after 3 hr, and then to decrease in hardness up to 100 hour. Thus overaging effect was observed at this alloy. The age hardening curves for $300^{\circ}C$ aging temperature showed that there were an appreciable increase of hardness below 9 wt% Al as shown in fig. 8.14. The initial rate of hardening was higher at this aging temperature.

The general conclusions which may be drawn from the present investigation are that the rate of hardening on ageing at a given temperature increases as the aluminium content increases, the highest hardness values are determined at $200^{\circ}C$ aging temperature.

General analysis and chemical point analysis on a straight line was determined by scanning electron microscope. The difference between maximum and minimum aluminium solute content of magnesium-aluminium alloys containing from 6 wt % Al up to 12 wt % Al was shown to have two minimum values as seen in fig. 8.15.

BÖLÜM 1. GİRİŞ VE AMAÇ

Günümüz teknolojisinde enerji tasarrufunun ön plana çıkmasına paralel olarak düşük yoğunluklu yüksek mukavemetli alaşımlara ilgi artmıştır. Bu alaşımlardan en fazla dikkati çeken magnezyum alaşımlarıdır.

Magnezyum alaşımları, bütün geleneksel döküm yöntemleri kum, metal, kabuk, hassas ve basınçlı döküm ile üretilerler. Magnezyumun oksidasyona olan eğilimi yüzünden ergitme ve döküm işlemlerinin iyi sonuç vermesi için flakslı ve flaksız olmak üzere iki tip döküm yöntemi geliştirilmiştir. Bu yöntemlerin uygulanması ise maliyetin artmasına neden olur.

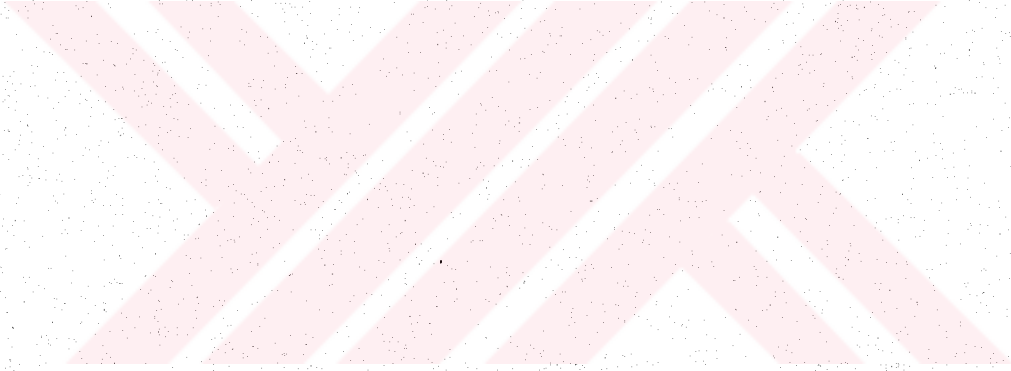
Kum kalıba ve metal kalıba döküm yöntemiyle üretilen parçaların mekanik özellikleri birbirine yakındır. Metal kalıba döküm dar boyut toleransına rağmen daha iyi döküm yüzeyi sağlamaktadır.

Magnezyum alaşımlarının diğer mühendislik malzemelerine göre üretim maliyetleri çok fazla olmasına rağmen, daha kolay, daha hızlı, daha uzun kalıp ömrü ile dökülebilmesi ve kolay, daha kolay, daha hızlı işlenebilmesinden dolayı kullanımları giderek artmaktadır.

Magnezyum alaşımları uçak, uydu, roket, kara taşımacılığı, matbaacılık, nükleer enerjinin yakıt birimleri optik ve tekstil endüstrisinde olmak üzere geniş kullanım alanlarına sahiptir. Özellikle yüksek sıcaklıklardaki mukavemet ve tokluk özellikleri hafiflik özelliğiyle

birleştirildiğinde uçak ve uzay sanayiinde büyük bir önem taşımaktadır.

Bu alaşımların mekanik özellikleri açısından potansiyel kullanım sahası bulan magnezyum-alüminyum alaşımları ise çok az incelenmiştir. Yüksek frekans ünitesi kullanarak küçük çapta ön denemeler yapılarak uygun magnezyum-alüminyum bileşim aralığı belirlenmiş daha sonra % 6-12 Al içeren magnezyum-alüminyum alaşımları santrifüj hassas döküm yöntemi ile dökülmüş, döküm yapısı incelendikten sonra mekanik özellikleri iyileştirmek amacıyla en uygun ısıt işlemleri ve yaşlandırma şartları belirlenmiştir.



BÖLÜM 2. MAGNEZYUM ALAŞIMLARI

Magnezyum alaşımları uçak, uydu, roket, kara taşımacılığı, matbaacılık, nükleer enerji alanının yakıt birimleri, optik ve tekstil endüstrisinde kullanım alanı bulur. Özellikle yüksek sıcaklıklardaki mukavemet, tokluk özellikleri hafiflik özelliğiyle birleştiğinde uçak ve uzay sanayiinde büyük önem taşır.

Magnezyum alaşımlarının ASTM standartları tarafından gösterilmesinde, ilk iki harf alaşım elementlerini simgeler. Bunlar A:Alüminyum, B:Bismut, Q:Gümüş, H:Toryum, K:Zirkonyum, L:Lityum, M:Manganez, N:Nikel, Z:Çinko vs olarak kodlanmıştır. Alaşım miktarı en fazla olan elemente karşılık gelen harf, ilk harf olarak verilir. Alaşım elementlerinin ağırlık yüzdelerine göre nominal bileşimini temsil eden ve harften sonra gelen rakamlar en yakın tamsayıya dönüştürülerek verilir. A,B,C gibi rakamlardan sonra gelen harfler belirli bir oranda bileşimde meydana gelen değişimi ifade eder. Bundan sonraki kısım ise alaşımın ısıtılma işlem durumunu gösterir. Magnezyum alaşımları döküm ve dövme alaşımları olmak üzere ikiye ayrılır [1].

2.1. Döküm Alaşımları

Kum ve metal kalıba dökülen Mg-Al-Mn(AM), Mg-Al-Zn(AZ), Mg-Nadir Toprak Metaller-Zr (EK,EZ,ZE), Mg-Zn-Zr(ZK) ve Mg-Th-Zr (HK, HZ,ZH) olarak verilen beş alaşım sistemi vardır.

AZ91C ve AZ81A çoğu zaman AZ63'ün yerini almakta ve 120°C'a kadar iyi süneklik ve akma mukavemeti göstermektedir. Benzer şekilde AZ92A da AM100A'nın yerini almaktadır. Bütün Mg-Al-Zn alaşımlarında, alüminyum miktarındaki bir artış, akma mukavemetini yükseltirken sünekliği düşürür. Bu alaşımların dökülebilme özellikleri iyidir.

AZ91A ve AZ91B basınçlı döküm alaşımları arasındaki fark, mekanik özellikleri etkilemeyen % 0.3 gibi Cu içeriğidir. Yüksek bakır içeriğinden dolayı AZ91B'nin tuzlu sudaki korozyon direnci düşüktür. Bununla beraber bu pratikte nadiren önem kazanır. Basınçlı döküm alaşımı olan AM60A alaşımı AZ91 A ve AZ91 B alaşımlarından daha iyi uzama ve tokluk özelliğine sahipken çekme ve akma dayanımları daha düşüktür.

ZK ve ZH alaşımları döküm alaşımlarının akma mukavemetlerini yükseltmek için geliştirilmişlerdir. Bunlar kompleks şekillerde dökülebilmelerine rağmen maliyetleri AZ serilerinden çok daha fazladır. ZK ve ZH alaşımları ZK51 A ve ZK61 A olarak iki ayrı tipte kullanılırlar. ZK61 A'nın çinko içeriği ZK51 A'dan çok fazla olmasına karşın mukavemeti önemli derecede büyüktür. Yapay yaşlandırma işleminden sonra her ikisinin de sünekliği artar. Sünekliği düşürmeden, çözeltiye alma ısı işlemine ilaveten yapay yaşlandırma ile ZK61 A'nın mukavemeti artırılır. Bu iki alaşımın yorulma mukavemeti, Mg-Al-Zn alaşımlarına eşittir ve mikroporozite ile sıcak yırtılmaya karşı çok hassastırlar. Kaynak özellikleri Mg-Al-Zn alaşımlarından daha azdır. Th veya nadir toprak metalleri ilave edilerek bu durum ortadan kaldırılır.

ZE41 alaşımı iyi mukavemet ve iyi kaynak yapılabilirlik özellikleri için geliştirilmiştir. Yorulma ve

sürünme özellikleri iyidir ve 160°C 'a kadar kullanılır. ZE63 A alaşımı ise uygulanan ısıtma işlem sonucu mükemmel çekme ve akma mukavemetine sahiptir. Döküm özellikleri son derece iyidir.

Mg-Nadir toprak metalleri-Zr alaşımları $175-260^{\circ}\text{C}$ arasındaki sıcaklıklarda kullanılır. Yüksek sıcaklık mukavemetleri, Mg-Al-Zn alaşımlarından fazla olduğu için ağırlıktan tasarruf olanağı vardır. EK30 A, EK41 A ve EZ33 A alaşımlarının özellikleri arasında çok az fark vardır. Yüksek sıcaklıklara maruz kaldıklarında EZ33A'nın diğer iki alaşıma nazaran mukavemeti daha karardır.

Mg-Nadir toprak metalleri-Zr dökümleri genellikle porozite içermezler fakat enklüzyonlara karşı Mg-Al-Zn alaşımlarından daha hassastırlar. Bu nedenle bazı dizaynlarının dökümü, Mg-Al-Zn alaşımlarına nazaran çok daha zordur.

Mg-Nadir toprak metalleri-Zr sisteminin özelliklerinden daha üstün özellikler istendiği yerlerde çinko lu ve çinko'suz Mg-Th-Zr alaşımlarının 200 ve üzerindeki yüksek sıcaklıklarda kullanımına geçilmiştir. Bu grup alaşımlar birçok uygulamalar için $345-370^{\circ}\text{C}$ 'ye kadar kullanılmıştır. ZH62 A bir istisna olarak oda sıcaklığında kullanılır.

Mg-Th-Zr alaşımları, oksit enklüzyonları ve türbi-lansın neden olduğu hataları kontrol etmek zor olduğundan Mg-Nadir toprak metali alaşımlarından daha zor dökülür. Mg-Th-Zr alaşımlarında, özellikle hızlı döküm gerektiren ince parçaların dökümünde enklüzyonlara dikkat etmek gerekir. Bu alaşımların normal bir et kalınlığına sahip kompleks parçaların üretimi için döküm kabiliyetleri yeterlidir.

260°C ve biraz üzerindeki sıcaklıklardaki sürünme özellikleri bakımından HK31A, HZ32A'ya eşittir. HK31A'nın çekme ve akma mukavemeti 370°C'ye kadar yüksektir. Bununla beraber yüksek sıcaklıklarda HZ32A'nın mukavemet stabilitesi, HK31A'dan yüksektir.

QE22A 204°C'a kadar olan sıcaklıklarda yüksek çekme ve akma dayanımına sahiptir. QH21 A oda sıcaklığında QE22 A ile aynı özelliklere sahiptir. QE22 A ve QH21 A'nın döküm ve kaynak özellikleri iyidir. Fakat gümüş içeriğinden dolayı biraz pahalıdırlar [1]. Tablo 2.1'de bazı döküm alaşımlarının bileşimleri, mekanik özellikleri verilmiştir.

2.2. Dövme Alaşımları

Magnezyum dövme alaşımları çubuklar, profiller, teller, saçlar, plakalar ve dövme parçalar olarak üretilirler.

Ekstrüzyonla üretilen normal mukavemet istenen çubuk ve profiller AZ alaşımlarıdır. AZ alaşımlarının mukavemeti ısıtma işlemiyle artırılır. AZ31 B, iyi şekil alabilme kabiliyetiyle orta mukavemet gerektiren yerlerde geniş bir şekilde kullanılır. AZ61A ve AZ80 A yüksek çekme mukavemetine sahiptir. Yüksek mukavemet için süneklikten fedakarlık edilerek yapay olarak yaşlandırılırlar. Yüksek mukavemet ve iyi tokluk istenen yerlerde ZK60 A ve ZK60 B kullanılır. ZK60B yüksek mukavemetli bir alaşımdır. ZK60A alaşımları ısıtma işlemi tabii tutulabilir ve yapay olarak yaşlandırılırlarsa kullanılırlar. HM31A alaşımı 150-425°C sıcaklıkları arasında iyi sürünme direnci ve iyi mukavemet gerektiren uygulamalarda kullanılır.

TABLO: 2.1. Bazı Magnezyum Döküm Alaşımlarının Bileşimleri Ve Mekanik Özellikleri [2].

ASTM No	Al	Zn	Mn	BİLEŞİM Zr	RE	Nd	Th	Ag	Akma gerilimi kg/mm ²	Çekme gerilimi kg/mm ²	Uzama %
AZ63	6	3	0.3						7.66-11.23	18.37-23.48	3-4
AZ81	8	0.5	0.3						8.17	14.29-22.46	3-7
AZ91	9.5	0.5	0.3						8.17-12.25	13.78-23.48	2-5
ZK51		4.5		0.7					14.29	23.99	5
ZK61		6		0.7					17.86	28.07	5
ZE41		4.2		0.7	1.3				13.78	18.37	2
EZ33		2.7		0.7	3.2				9.7-10.20	14.29-15.82	3
HK31				0.7			3.2		9.19	18.88	4
HZ32		2.2		0.7			3.2		9.19	18.88	4
QE22				0.7		2.5		2.5	18.88	24.50	2
QH21				0.7		1	1	2.5	18.88	24.50	2

M1A, AZ31, AZ61A, AZ80A ve ZK60A alaşımları genellikle preste dövülürler ancak M1A ve AZ31B alaşımları çekiçle dövülmeye daha uygundurlar.

Bununla birlikte Mg-Mn alaşımı olan M1A'nın kullanımında bir azalma vardır. AZ80A'nın mukavemeti AZ61A'dan daha fazladır ve düşük deformasyon hızı gerektirir. ZK60A, AZ80 ile aynı mukavemete sahip olmasına rağmen, sünekliği büyüktür. Bunların özelliklerini iyileştirmek için yapay yaşlandırma işlemi uygulanır. HM21A, yapay yaşlandırılmış şartlarda ve 370 -425°C arasındaki sıcaklıklarda sürünme direnci istenen uygulamalarda kullanılır. ZK60A diğer yüksek mukavemetli alaşımlardan daha fazla dövülebilme kabiliyetine sahiptir.

Saçlar ve plakalar, Mg-Al-Zn, Mg-Th ve Mg-Nadir toprak metal alaşımlarından haddelenerek rulo haline getirilir. Saç ve plaka için en fazla kullanılan alaşım, AZ31B çeşitli ölçülerde ve sertliklerde elde edilebilir. Bu saç veya plaka 100°C'a kadar kullanılabilir. HK31A ve HM21A, 315-345°C sıcaklıkları arasında kullanım alanı bulur. HM21A mükemmel mukavemet ve sürünme direncine sahiptir [1].

Tablo 2.2'de bazı dövme alaşımlarının bileşimleri, mekanik özellikleri verilmiştir.

TABLO: 2.2. Bazı Magnezyum Dövmeye Alaşımlarının Bileşimleri Ve Mekanik Özellikleri [2].

ASTM No	Al	Zn	Mn	Zr	Th	Li	Akma gerilimi kg/mm ²	Çekme gerilimi kg/mm ²	Uzama %
M1			1.5				7.14-10.72	20.42-23.48	4
AZ31	3	1	0.3				10.72-16.33	20.42-25.52	4-11
AZ61	6.5	1	0.3				16.33-18.37	26.54-28.07	7
AZ80	8.5	0.5	0.2				20.42	29.60	6
ZM21		2	1				12.25-16.84	20.42-25.52	6-11
LA141	1.2		0.15			14	9.7	11.74	10
ZK31		3		0.6			20.93-21.44	29.60-30.11	7-8
ZK61		6		0.8			16.33-24.5	28.07-31.13	4-7
HK31				0.7	3.2		17.35-18.37	23.48-26.03	4
HM21			0.8		2		13.78-18.37	21.94-26.03	3-6
HZ11		0.6		0.6	0.8		12.25-13.27	21.94-13.27	6-7

BÖLÜM 3. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ ERGİTİLMESİ VE DÖKÜMÜ

Magnezyumun oksidasyona olan eğilimi yüzünden ergitme ve döküm işlemlerinin iyi sonuç vermesi için iki tip ergitme ve döküm yöntemi geliştirilmiştir. Flakslı ve flakssız olarak ergitme yapılabilir. Magnezyum alaşımlarında tane küçültme de ergitme işlemi sırasında gerçekleştirilir.

3.1. Ergitme

Magnezyum alaşımlarının ergitme ve tutma işlemlerinde alüminyum için kullanılanlara benzer endirek olarak ısıtılan pota tipi fırınlar kullanılmaktadır. Magnezyum alaşımlarının alüminyum alaşımlarından farklı kimyasal ve fiziksel özellikleri, değişik pota materyalleri ve refrakter astarı kullanımını gerekli kılar.

Ergimiş magnezyum, demir ile alüminyumda olduğu gibi etkileşime girmez ve bu yüzden magnezyumun çelik potalarda ergitme ve tutma işlemleri yapılabilir. Ancak ergimiş magnezyum ile FeO arasında bir reaksiyon olasılığı da mevcuttur. Fırının alt kısımlarında tufal oluşumundan kaçınılmalıdır. Son yıllarda tufal oluşumunu önlemek için çelik pota NiCr alaşımıyla kaplanmaktadır [3].

Fırın astar refrakterinin seçimi magnezyumda çok önemlidir. Çünkü ergimiş magnezyum bazı refrakterlerle hemen reaksiyona girer. Alüminası yüksek refrakterler ve yoğunluğu yüksek "superduty" tuğlaları magnezyumda iyi sonuç verirler.

Magnezyum ergimeye başladığında oksidasyona karşı metal yüzeyi korunmadığı taktirde oksitlenir ve yanar. Böylece ergimiş metal yüzeyinde geçirgen bir oksit tabakası oluşur. Bu tabaka alüminyum alaşımlarındaki oksit tabakasından farklı olarak oksijenin geçişine izin verir ve yüzeydeki oksit tabakasının altında yanmayı sağlar. Bu yüzden magnezyum alaşımlarını ergitmek ve dökmek için flakslı ve flaksız olmak üzere iki yöntem kullanılır[4].

Magnezyumun ergitilmesinde en önemli husus, magnezyumu oksijenden uzaklaştırmaktır. Koruma flaks metodları geliştirilerek sağlanmıştır. Magnezyum alaşımları için ayrı flakslar vardır. Flaksların kullanımı alaşımların tipine göre sınırlandırılmıştır. Tablo 3.1'de Dow Chemical Company tarafından geliştirilen flaks bileşimleri verilmiştir.

TABLO: 3.1. Magnezyum Dökümü İçin Geliştirilen Flaks Bileşimleri [4]

Dow No	KCl	MgCl ₂	BaCl ₂	CaCl ₂	CaF ₂	MgO	MnCl ₂
230	55	34	9		2		
310	20	50			15	15	
311	30.5	29	8.5		10.5	11.5	
220	57		12.5	28	2.5		
250	23		2.5		2.5		72
320					13	11	76
232	37.5	42	4.5		8.5	7.5	
234	25	50	20		5		

220 ve 230 tipi akışkanlığı yüksek flakslar ergimiş metal üzerine ilave edilir ve yüzeyde bir sıvı tabakası oluştururlar. Bu flakslar alaşımlandırma ve bekletme için çok uygundurlar.

Koyulaştırılmış 310 ise zamanla ergimiş metal üzerinde kalıba döküm esnasında kolayca sıyrılabilen yarı katı bir kabuk meydana getirir. Böylece dökümün flaksla kirlenmesi riski akışkanlığı yüksek flakslardan daha az olur. Bu flaks, ergitme işleminin potada yapıldığı dökümler için çok uygundur.

250 ve 320 tipi flakslar açık pota fırınlarında alaşımın manganez içeriğini arttırmak ve kontrol etmek için kullanılır. 220, 232 ve 234 tipi flakslar basınçlı dökümün soğuk kamaralı tipinde kullanılırlar. Bunlar tane küçültme ve çok az yüzey koruması sağlarlar. Bu proseste oksidasyon sülfürdioksit örtü ile önlenir.

230 ve 310 flaksları, MgAl esaslı alaşımların korunmasında kullanılır. Her iki flaks da fazla miktarda $MgCl_2$ içerir. Nadir toprak metalleri ve toryum içeren alaşımlar $MgCl_2$ 'ü düşük flakslarla kullanılırlar. Bu alaşımlar için en uygun flaks 311 tipi flakstır. Nadir toprak metalleri veya toryumun oksidasyona eğilimi yüzünden yeterli miktarda flaks kullanılmalıdır [4].

Flaks tekniği özellikle basınçlı dökümde bazı operasyon zorlukları yaratır. Bu yüzden flakssız ergitme ve döküm tekniği geliştirilmiştir. Bu proses, alaşım tipine, ergitme ve döküm prosesine bağlı olarak hava/sülfür hekzaflorür gazı veya hava/karbondioksit/sülfür hekzaflorür gaz karışımının kullanımından ibarettir [3].

Flakssız metod kullanılan ergitme prosesinin basınçlı döküme daha uygun olduğu kanıtlanmıştır ve pratikteki ergitme kayıpları nispeten azaltılmıştır. Flakslı ergitmedeki yüksek ergitme kayıplarının nedenlerinden başlıcası, potanın altındaki posada var olan metal ve bu metalin kazanımının zorluğudur. Flakssız

metotta flaksın yokluğu potanın altındaki posa miktarını önemli ölçüde azaltır.

Hidrojen magnezyum içerisinde en az çözünen gaz olmasına rağmen katı eriyik içerisinde yüksek çözünürlüğe sahiptir. Hidrojen, nemli flakslarda bulunan suyun buharlaşmasıyla veya korozyona uğramış hurda ve ingotlarla sisteme girer. Bu problemin ortadan kaldırılması kullanılan malzemelerin doğru seçimi ile yakından ilgilidir. Düşük hidrojen içeriği MgAl ve MgAlZn alaşımlarında yaygın olan gaz porozitelerini azaltır. Bu alaşımlardaki gazların uzaklaştırılması klor ile gerçekleştirilmektedir. Gazların uzaklaştırılması için gereken sıcaklık aralığı $725-750^{\circ}\text{C}$ 'tır. Hidrojen zirkonyumlu döküm alaşımlarında pek problem yaratmamaktadır. Çünkü zirkonyum, hidrojeni ZrH_2 şeklinde sistemden uzaklaştırılabilir. Bu nedenle zirkonyumlu alaşımlarda gaz giderme işlemi gerekmez [2].

3.2. Tane Küçültme

Magnezyum alaşımlarında ince taneli döküm yapısı (1) metali birkaç dakika $900-925^{\circ}\text{C}$ 'a aşırı ısıtmak ve sonra $730-840^{\circ}\text{C}$ 'taki döküm sıcaklığına getirmek, (2) hidrokarbon veya diğer organik bileşikler ile karbonun $760-788^{\circ}\text{C}$ 'taki ilavesi (3) alaşıma %0.6 -0.8 Zr ilavesiyle sağlanır [4].

MgAl esaslı alaşımlar büyük ve değişken tane boyutuna sahiptirler. Bu alaşımlar zirkonyum içermediklerinden dolayı bu grup alaşımlar ya aşırı ısıtma ya da karbon ilavesi işlemine tabi tutulurlar. Bu iki işlem birlikte kullanılmaz çünkü tane büyümesi çoğunlukla bileşimden kaynaklanır.

MgAl esaslı alaşımlarda kullanılan diğ er bir yöntem ise Almanya'da düşük oranda susuz $FeCl_3$ 'un sıvı metale ilavesi ile gerçekleştirilmiş ve tanelerin küçülmesi, demir içeren bileşiklerin çekirdeklenmesi şeklinde meydana gelmiştir. Ancak $FeCl_3$ 'un havadan emdiği su ile eriyebilmesi bu iş i riskli hale sokmuştur. %0.005'lik demirin varlığı, alaşımın korozyon direncini azaltır. Magnanez ilavesi de her ne kadar bu problemin oluşumunu azaltsada, efektif olarak $FeCl_3$ 'ün tane küçültmesini önlemektedir.

Ana alaşım elementi alüminyum olan magnezyum alaşımlarında, hızla buharlaşan karbonlu bileşikleri ergetmek ve heksakloreteni ilave etmek için kullanılan en yaygın metod, sıkıştırılmış karbon tozunu eritilmiş metalin altında tutarak karbon ve klorürlere doğru değişmesini sağlamak şeklinde gerçekleştirilir.

Tane küçültme, sıvı metal içinde Al_4C_3 veya AlN. Al_4C_3 şeklindeki aşılama ile sağlanabilir. Zirkonyumun tane küçültmedeki etkisi her ne kadar belli değil ise de magnezyuma yakın olan heksagonal zirkonyumun kafes parametreleri değerlerine dikkat edilmelidir (Zr $a=3.23A^{\circ}$ $c=5.14A^{\circ}$, Mg $a=3.2A^{\circ}$ $c=5A^{\circ}$). Bu durum, zirkonyumun magnezyumda çekirdeklenmesi fikrinin oluşmasına neden olmuş ve yapılan mikroprob analizleriyle magnezyum taneleri içerisinde zirkonyum varlığı bulunmuştur. Zirkonyumun magnezyum taneleri içinde çok bulunmasının nedeni, sıvı fazdan peritektik sıcaklıkta ayrılıp daha sonra oluşacak zengin zirkonyum katı eriyiğine çekirdek görevi gördüğü şeklinde açıklanmıştır. Yeterli tane küçültmesi zirkonyum elementinin düşük miktarda olması ile gerçekleştiğ inden, zirkonyumun çökelmesi veya bileşiklerinin oluşumu düşünülemez. Zirkonyumun ergimiş metal içerisinde çökelmesini ve katı eriyik içerisinde maksimum oranda bulunmasını sağlamak, ancak ergimiş

metalin altında zirkonyumun tutulması ile olur [2].

Tane küçültmek için, alaşımı yüksek sıcaklığa aşırı ısıtma ve döküm sıcaklığına hızla inme yöntemi artık pek kullanılmamaktadır. Çünkü yüksek sıcaklık potadaki demir içeriğini arttırabilir ve potanın ömrünü azaltır. Bu yöntemin yerini hekzakloreten ve hekzaklorbenzin kullanımı almıştır. Bu materyaller tabletler şeklinde sisteme ilave edilir ve gaz giderme ile tane küçültme sağlar [3].

3.3. Döküm

Magnezyum alaşımları hemen hemen bütün geleneksel döküm yöntemleri (Kum, metal, kabuk, hassas ve basınçlı döküm) ile dökülebilirler. Bir parçanın döküm metodunun seçimi istenilen özellik, döküm sayısı, alaşımın özellikleri gibi faktörlerin konfigürasyonuna bağlıdır.

3.3.1. Kum Kalıba Döküm

Bu yöntemde döküm ağırlığı, 20 gramdan 1400 kg'a kadar geniş bir aralığı kapsar. Kum kalıp yönteminin başarılı sonuç vermesi metal/kalıp reaksiyonlarının önlenmesine bağlıdır. Bu reaksiyonlar kalıp ve maça üretiminde kullanılan kum karışımına uygun inhibitör ilavesi yapılarak önlenmiştir. İnhibitör ilavesi, sülfür, borik asit, potasyum fluoroborat ve amonyum fluosilikat'ın tekbaşına veya birkaçının birlikte kullanımından ibarettir.

Metal/kalıp reaksiyonunu önlemek için kuma ilave edilecek inhibitör miktarı, kumun nem içeriğine, döküm sıcaklığına ve döküm kesit kalınlığına bağlıdır. Yüksek döküm sıcaklıkları yüksek reaktivlik ve daha fazla

inhibitör ilavesi gerektirir. Döküm kesitinin büyük olması soğuma hızının yavaş olmasına neden olur. İnhibitörler, özellikle daha uçucu olanları, kalıp yüzeyinden kolayca kaybolurlar ve bu yüzden büyük kesitten uzakta kalıp bölgesine tekrar ilave edilmeleri gerekir.

Yaş kum kalıplama prosesi, kum dökümlerin geniş aralıklardaki üretimi için yaygın olarak kullanılmaktadır. Bazı sınırlamalar vardır fakat kum tekrar kullanılacağı için ekonomiktir. Kumu tekrar kullanmak için nemini, inhibitörünü ve karışıma gerekli olan su miktarını azaltmak, kumu kurumadan önlemek için ilave edilen glikol içeriğini yenilemek ve sonra uygun kum karışımının yapılması gerekir.

Kalıplama kumları; metal/kalıp arayüzeyinden kalıp gazlarının uzaklaşmasını sağlamak için yüksek gaz geçirgenliğine sahip olmalıdır. (60-80 AFS tane inceliği) Bu oldukça önemlidir çünkü çoğu ilaveler gaz geçirgenliğini azaltıcı etki gösterirler. Ancak bu büyük taneli kumlar, kaba döküm yüzeyinin meydana gelmesine neden olurlar. Bu yüzden kum seçimi bir yandan iyi döküm yüzeyine diğer yandan oluşan kalıp gazlarının çıkışını sağlayacak özellikleri taşımalıdır.

Doğal olarak bağlanmış kum, küçük kalıplar için kullanılabilir fakat yüksek kil içeriği ve zayıf uniformluk yüzünden iyi sonuçlar almak için çok dikkatli kontrol etmek gerekir. Daha iyi ve uygun sonuçlar sentetik kum karışımının kullanılmasıyla elde edilir. Silika kumu bentonit ilavesiyle kullanılır. Tipik bir kum karışımı % 2-4 bentonit , % 4-5 inhibitör içerir [4].

Kum kalıba dökümde maça yapımı, işlemin en önemli kademelerinden biridir. İdeal olarak, maça kum karışımının boyutsal hassasiyeti sağlayacak yüksek yaş mukavemete, yüksek dağılabilirliğe, yüksek sıcak mukavemete ve geçirgenliğe sahip olmalıdır. Bu istenilen özelliklerin optimumu kaba taneli kumda sentetik bağlayıcı ve üre formaldehit kullanımıyla elde edilir. Maçanın doğal havalandırılması, maçanın içinde açılan havalandırma kanalının ilavesiyle sağlanır. Bu kanallar, maça başlıklarının yardımıyla gazları kalıp dışına hızla çıkarabilirler.

Yaş kum kalıplama, kum döküm proseslerinin en ucuz olanıdır. Çünkü her seferinde çok az miktarda ilaveler gerekir ve kumu tekrar işlemek için pahalı reklamasyon sistemlerine gerek yoktur. Bununla birlikte bu proses fazla kompleks döküm parçalarının üretimine izin vermez. Aynı zamanda çoğu uygulamalar için boyutsal kararlılık istenen dökümlerin üretimine olanak sağlamaz.

Kalıp ve maça yapım alanındaki ilerlemelerle bu sakıncalar ortadan kaldırılmış ve kabuk kalıplama prosesi geliştirilmiştir. CO_2 /silikat prosesi de kullanım alanına girmiştir. Bu proseslerin her biri dökümlerin boyutsal kararlılık ve kalitesini arttırmıştır. Maçalar için geliştirilen CO_2 /silikat prosesi boyutsal kararlılık geliştirilip iyi kırılma sağlanarak kalıplara da adapte edilmiştir. Ayrıca bunların reklamasyonunun çok zor olduğu da kanıtlanmıştır. CO_2 /silikat prosesinde, kalıplara gaz verildikten sonra yaş kum kalıptan daha az nem içeriği olduğu görülmüştür. Bu yüzden inhibitör ilavesi miktarını azaltmak mümkündür. Bu gelişmeleri fenolik, furan, kimyasal reçineler ve gazla sertleştirilmiş tiplerdeki gelişmeler izlemiştir [3].

Magnezyum alaşımlarında yolluklandırma ve besleme diğer metallerin dökümünden daha çok ayrıntılıdır. Metalin düşük yoğunluğu ve düşük spesifik ısısı, daha büyük ergimiş metal başlığı ve katılaşma sırasında daha kısa hareket mesafesi gerektirir. Sıvı metalin oksidasyona karşı olan eğilimi üst döküm metodunun kullanımını engeller. Eğer metal döküme üstten beslenirse oksitler içeri girer.

Ergimiş metal potadan alındığında kalıp kükürtdioksit gazıyla doldurulur. Pota flaksı ergimiş metal yüzeyinden alınır ve metal dökülür. Dökümün katılaşma hızı, bölgesel olarak metalik çil veya zirkonyum kumu kullanılarak arttırılabilir. Fakat uygun yolluk ve besleyicilerin dizaynı ile bu gereksinimler azaltılır [4].

3.3.2. Hassas Döküm

Hassas döküm yönteminde, harcanan bir modelin etrafı, oda sıcaklığında sertleşen bir refrakter çamurla sarılarak hazırlanan bir kalıp kullanılır. Genellikle balmumu veya plastikten hazırlanan model daha sonra ergitilerek veya yakılarak kalıp boşluğu meydana getirilir.

Çok kompleks, ince kesitli, iyi yüzey özelliklerinin istendiği parçalar hassas döküm yöntemi ile üretilirler. Bu yöntemde dar ve ince kesitler kum döküme göre daha iyi dökülürler. Hassas dökümün dezavantajı dökümün maliyetidir. Aynı zamanda üretilecek parçanın boyutlarında çok büyük sınırlamalar vardır.

Kum kalıba dökülen alaşımlar bu yöntemle de dökülebilirler. Kullanılan prosesler birbirinden çok farklıdır. Kum kalıba dökümde modeller tahta veya metaldendir

ve tekrar kullanılabilirler. Hassas dökümde ise kullanılan model mumdan yapılır ve bu model yakılarak kalıp boşluğu oluşturulur, dolayısıyla harcanan model sözkonusudur. Aynı zamanda diğer özelliklerin yanında tek parça kalıp kullanıldığından ayırma yüzeyi yoktur bu da boyutsal hassasiyet özelliğinde büyük gelişme sağlar [3].

3.3.3. Metal Kalıba Döküm

Metal kalıba döküm yöntemi bir döküm parçasından çok sayıda üretmek için defalarca kullanılan metal bir kalıp ile yapılan döküm türüdür. Sıvı metal, kalıp içine yerçekimi etkisiyle dolar. Basit maçalar metalden, kompleks şekilli maçalar ise kum karışımı veya alçıdan yapılabilir bunlara bağlı olarak iki tip metal kalıp yöntemi sözkonusudur.

Kalıbın dökme demirden yapılması yüzünden kalıbın tekrar tekrar kullanılması kum döküme göre çok büyük bir avantaj teşkil eder. Bununla birlikte istenilen döküm sayısı kalıbın başlangıç maliyetini karşılamalıdır. Yüzey düzgünlüğü ve boyut toleransları kum döküme göre daha iyidir. Kum döküme uygun olan alaşımların hemen hemen hepsi bu prosesin kullanımına uygundur. Tek istisna nadir toprak metalleri içermeyen sıcak yırtılmaya maruz olan çinko alaşımlarıdır.

Magnezyum alaşımları sıcak yırtılmaya karşı oldukça hassastırlar. Dolayısıyla döküm parçasında bir kısmın kalınlığı ile ona bağlı kısmın kalınlığı arasındaki fark büyük ise kalıp dizaynında özel dikkat gerekir. Dökülecek parçanın şeklinde de sınırlamalar vardır. Özellikle derin yivler ve kompleks maçalama pratik değildir. Bu prosesin bir dezavantajı da kalıp yapıldıktan sonra döküm dizaynında değişiklik yapmanın zor

oluşudur. Fakat hızlı katılaşmadan ötürü mekanik özellikler kum kalıptan elde edilenden daha iyidir [3].

3.3.4. Basınçlı Döküm

Basınçlı döküm, sıvı metalin basınç altında metal kalıba doldurulması esasına dayanır. Kompleks şekilli parçaların üretimi için uygundur. Aynı zamanda hızlı üretime olanak veren bir prosestir. Bu prosesle dökülecek alaşımlar kum dökümüyle dökülecek olanlardan daha çok sınırlanmıştır. Basınçlı dökümle dökülen tipik magnezyum alaşımları AZ91A, AZ91B, AZ91E, AM60, AS41 ve AZ61'dir.

Magnezyumun basınçlı dökümü, alüminyumun basınçlı dökümü ile kıyaslandığında iki avantaj sözkonusudur. Ergimiş magnezyum, alüminyumda olduğu gibi kalıba kaymaz. Kalıplar alüminyumdan iki veya üç kez daha fazla uzun ömürlüdür. Aynı zamanda magnezyum alüminyumdan dört kat daha hızlı işlenebilir. Bu faktörler magnezyum alüminyumdan 2/3 daha hafif olması özelliğiyle de birleştirilirse özellikle otomobil alanında, magnezyumun basınçlı dökümde gittikçe artan popülerliği anlaşılabilir. Magnezyumun mükemmel işlenme özelliğini; işlenme süresinde azalma, kullanılan alet ömrünün diğer ticari metallere 5 kez daha fazla olması, mükemmel yüzey özelliği ve düşük işleme maliyeti gibi avantajlar izler.

Basınçlı dökümde sıcak ve soğuk kamaralı olmak üzere iki metod kullanılmaktadır. Soğuk kamaralı metod daha çok tercih edilir. Çünkü yüksek enjeksiyon basıncı kullanılır. Makinalar magnezyumla suyun etkileşime girmeyeceği şekilde dizayn edilmiştir. Kalıpların yapımında kullanılan materyaller alüminyum için kullanılanlara benzer. Magnezyum için kalıplar sıcak iş takım çeliğinden yapılırlar. Kalıpların yüzeyleri genellikle nitrürlenir.

Optimum kalıp sıcaklığı $260 \pm 14^{\circ}\text{C}$ 'dir. Kalıplar bu sıcaklık aralığına ön ısıtıldıktan sonra dökümün sağladığı ısı istenilen sıcaklığı sağlamak için yeterlidir. Gerçekte bu aralık içinde kalmak için kalıbın soğutulmasına gerek vardır. Kalıp sıcaklığı üzerindeki kontroller kaliteli bir döküm sağlamak için gereklidir. Eğer kalıp sıcaklığı çok düşükse katmer, eğer çok yüksekse sıcak yırtılma ve çekilme hataları meydana gelebilir. Basınçlı dökümle sağlam magnezyum alaşımının üretimi için alaşım flaks veya oksit gibi herhangi bir kirlilikten uzak olmalıdır. Aynı zamanda metalin temiz olması, korozyon direncini artırır.

Basınçlı magnezyum döküm alaşımlarının tane küçültme işlemi, flaks ilaveli ergimiş şarjı 705°C 'a ısıtmak ve flaksın var olan oksiti absorplamasına izin vererek ergimiş metali karıştırmaktan ibarettir. Ergimiş metal sonra 10-15 dk. potanın altına posanın çökmesini sağlamak için beklenir.

Kullanılan flaks; magnezyum klorür, potasyum ve diğer klorürler ile çok az miktarda kalsiyum florür karışımından ibarettir. Flaksın miktarı şarjın temizliğine bağlı olarak ergimiş metalin %1-3'ü kadardır. Flakslı proseste, ergimiş metalin kirliliği döküm sonrasında korozyona neden olabilir.

Flakssız basınçlı döküm yöntemi çok popülerdir. Flaksla meydana gelen flaks enklüzyonlarına bağlı korozyon riski gibi birçok problemi çözer. Aynı zamanda ergitme kayıpları bakımından flakssız proses kullanımının ekonomik avantajları vardır [3].

BÖLÜM 4. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ MEKANİK ÖZELLİKLERİ VE KOROZYONU

Magnezyum alaşımlarının hassas ve kabuk kalıba dökümlerinin çekme mukavemetleri, kum ve metal kalıba dökümlerinkine yakındır. Akma ve kopma mukavemetleri ile % uzama miktarı, soğuma hızlarına bağlı olarak değişmekte ise de genel olarak kum kalıba dökülen dökümlerden düşük olmaktadır [1]. Magnezyum alaşımlarının çekme, basma, yatak, kesme ve roswell sertlik değerleri Tablo 4.1'de gösterilmiştir.

4.1. Basma Mukavemeti

Dökümlerin çekme ve basma mukavemetleri yaklaşık olarak birbirine eşittir. Ancak dövme alaşımlarında basma mukavemeti, çekme mukavemetinden oldukça küçüktür. Basma mukavemetinin çekme mukavemetine oranı, M1A alaşımı için 0.4'tür diğer alaşımlar için bu oran 0.7'dir.

4.2. Yatak Mukavemeti

Yatak mukavemeti, civatalı ve perçinli bağlantıların dizaynında özellikle önem kazanmaktadır. Magnezyum alaşımlarının yatak mukavemetinin 5.63 -18.3kg/mm² değerleri arasında değiştiği Tablo 4.1'de görülmektedir.

4.3. Kesme Mukavemeti

Dikiş bağlantıları ve nokta kaynakları gibi magnezyum parçalarındaki bağlantı dizaynında kesme mukavemeti önem kazanmaktadır. Tablo 4.1'deki döküm ve dövme alaşımlarının kesme mukavemeti değerleri, dayanıklı

çubuklar kullanılarak çift kesme metodu ile bulunmuştur. Saçlar ve AZ80-T5 profil şekillerin kesme mukavemeti değerleri, düz numuneler kullanılarak zimba metodu ile bulunmuştur.

4. 4. Sertlik Ve Aşınma Direnci

Yüksek derecede sürtünme aşınmasına maruz olma hariç, magnezyumun her türlü yapısal kullanım için sertliği yeterlidir. Tablo 4.1'de görüldüğü gibi sertlik değerlerinde oldukça büyük farklılıklar ortaya çıkmasına rağmen, aşınma değerleri ancak % 15-20 arasında değişmektedir.

Magnezyumun sürtünme, civataların sıkça değişmesi ve ağır yük gibi nedenlerden dolayı aşınmaya maruz kalması halinde çelik, bronz veya diğer metaldışı materyallerle korunması gerekir. Koruma bu tür materyallerin mekanik olarak preslenmesi, perçinleme ve civatalanması şeklinde gerçekleştirilir. Magnezyumun yatak malzemesi olarak kullanılabilmesi için uygulanan yük 1.408 kg/mm^2 'yi aşmamalı, miller sertleştirilmeli, yeterli yağlama yapılmalı ve çalışma sıcaklığı 105°C 'yi aşmamalıdır.

4.5. Yorulma Mukavemeti

Magnezyumun yorulma mukavemeti diğer metallerde olduğu gibi oldukça geniş bir dağılım göstermektedir. S-N eğrilerinin eğimi sürekli değişim göstermekte ve 10-100 milyon çevrimde de yatay eksene paralel olmaktadır.

Dövülmüş parçaların yorulma dayanımı dökülmüş parçalardan daha yüksektir. Keskin çentikler, aşınmalar veya korozyon, alaşımın kimyasal bileşimi ve ısıtılma işleminden daha fazla yorulma ömrünü etkiler.

TABLO: 4.1. Magnezyum Alaşımlarının Mekanik Özellikleri [3].

BİLEŞİM										
Al	Mn	Zn	Th	Zr	Diğerleri	Çekme kg/mm ²	Basma kg/mm ²	Kesme kg/mm ²	Yatak kg/mm ²	Rocwell B sertlik
KUM VE METAL KALIBA DÖKÜM ALAŞIMLARI										
AM100A-T6	10.0	0.1				15.48	15.48			69
AZ63A-T6	6.0	0.15	3.0			13.37	13.37	36.61	14.78	73
AZ81A-T4	7.6	0.13	0.7			8.45	8.45	30.98	12.67	55
AZ91C-T6	8.7	0.13	0.7			14.78	14.78	36.61	14.78	66
AZ92A-T6	9.0	0.10	2.8			15.48	15.48	45.76	15.48	84
EZ33A-T5			2.7		0.6	3.3RE	11.26	28.16	14.78	50
HK31A-T6				3.3	0.7		10.56	28.16	14.78	55
HZ32A-T5			2.1	3.3	0.7		9.15	26.05		57
KIA-F					0.7		5.63	12.67	5.63	
QE22A-T6					0.7	2.5Ag	19.71			80
QH21A-T6				6.0	0.7	2.5Ag	21.12			
ZE41A-T5		4.2			0.7	1.2RE	14.08	35.90	16.19	62
ZE63A-T6		5.8			0.7	2.6RE	19.71			60
ZH62A-T5		5.7	1.8		0.7		17.6	34.50	16.9	70
ZK51A-T5		4.6			0.7		16.9	33.09	16.9	65
ZK61A-T5		6.0			0.7		19		17.6	68
ZK61A-T6		6.0			0.7		19.71		18.3	70

TABLO: 4.1.a. Magnezyum Alaşımlarının Mekanik Özellikleri [3].

BİLEŞİM												
Al	Mn	Zn	Th	Zr	Diğerleri	Çekme kg/mm ²	Basma kg/mm ²	Kesme kg/mm ²	Yatak kg/mm ²	Rockwell B sertlik		
BASINÇLI DÖKÜM ALAŞIMLARI												
AM60A-f	6.0	0.13				11.97	11.97					
AZ91A ve B-F	9.0	0.13	0.7			15.48	16.9		14.08	63		
EKSTRÜZYON, ÇUBUK VE PROFİLLER												
MIA-F		1.2				18.3	8.45	19.71	12.67	44		
AZ31B-F	3.0		1.0			20.41	9.86	10.56	13.37	49		
AZ61A-F	6.5		1.0			23.23	13.37	11.26	14.08	60		
AZ80A-T5	8.5		0.5			28.16	24.64	4.93	16.9	82		
HM31A-F		1.2		3.0		23.23	19	7.04	15.48			
ZK21A			2.3		0.45	19.71	14.08	2.82				
ZK40A-T5			4.0		0.45	26.04	14.08	2.82				
ZK60A-T5			5.5		0.45	30.98	25.34	7.74	18.3	88		
SAÇ VE PLAKA												
A23B-H24	3.0		1.0			22.53	18.3	33.09	16.19	73		
HK31A-H24				3.0	0.6	20.41	16.19	28.86	14.08	68		
HM21A-T8		0.6		2.0		17.6	33.37	27.54	12.67			

ZK60A-T5 alaşımının ğentiksiz bir deney parĝası ile 500 bin ĝevrim iĝin yorulma mukavemeti 11.264 kg/mm^2 olmasına raĝmen, 0.025 cm ĝapında bir ĝentik aĝılması halinde yorulma mukavemeti 2.816 kg/mm^2 olmaktadır. Bu durumda ĝentik faktörü $(2.816 / 11.264) : 0.25$ 'tir. 100 bin yorulma ĝevrimi gibi kısa yorulma süreleri iĝin ĝentik faktörü yaklaşık 0.48 olmaktadır. Ğatlaĝın büyüklüĝü azaldıkĝa yorulma limiti üzerindeki etkisi de büyük oranda azalır. Örneĝin, 0.12 cm ĝapındaki yarı dairesel bir ĝatlak yorulma limitini $\% 20$ oranında azalttıĝı halde, bir V ĝentiĝi $\% 75$ oranında azaltmaktadır.

4.6. Magnezyum Alaşımlarının Korozyonu

Magnezyum alaşımlarının korozyon hızı alüminyum ile ĝelik arasında yer almaktadır. Magnezyum üzerinde oluşan oksit filmi, kırsal ve endüstriyel ortamlarda önemli ölçüde yüzey koruması sağlamaktadır.

İlk magnezyum alaşımları, iĝerisinde bulunan demir ve nikel gibi safsızlıklardan dolayı hızlı bir şekilde korozyona maruz kalmıştır. Demir iĝeriĝi $\% 0.17$ 'den fazla olan alaşımlarda bu etki daha belirgin bir şekilde gözlenmiştir. Nikel, demire nazaran daha az zararlıdır. Bu elementlerin magnezyum üretimi esnasında kontrolü, gelişen teknolojiler yardımıyla yapılabilmektedir. Magnezyum alaşımlarına düşük oranda zirkonyum ilavesi ile alaşımda var olan safsızlıkların zararlı etkisi minimum değere indirilmektedir.

Magnezyum, kromik ve hidrofluorik asit hariĝ bütün asitler tarafından kolayca ĝözünür. Hidrofluorik asit ile reaksiyona girdiĝinde diĝer asitlerden farklı olarak, ĝözünmeyi önleyen koruyucu MgF_2 oluşturmaktadır. ortam $\text{pH}=10.5$ olan durumlarda Mg(OH)_2 oluşumu ile alkali

atomların göstereceği korozyona karşı yüksek dirence sahiptir. Klorür iyonları, sülfat ve nitrat iyonları gibi magnezyumun sulu çözeltilerde hızla çözünmesine neden olur. Çözünebilir florürler ise magnezyumun üzerinde kimyasal olarak etkisizdir. Organik çözeltiler metil alkol ve glikol magnezyumu çözmesine rağmen etil alkol, metilol ispiirtoları ve çözücü maddeler magnezyumu çözmezler.

Alaşımların korozyon davranışı bileşimleriyle değişir. Bazı magnezyum alaşımları çekme gerilmesine tabi tutulduğunda, damıtık su, seyreltik klorürler ve diğer bazı çözeltilerde dahi gerilmeli korozyon çatlamasına karşı hassas olabilmektedir. Oluşan çatlama taneler arasında meydana gelmektedir. Zirkonyum içeren magnezyum alaşımlarında gerilmeli korozyon çatlaması sadece alaşımın akma gerilimlerinde oluşur ve önemli bir problem yaratmaz. Dövme ürünlerinde, dökme ürünlerine kıyasla daha yüksek gerilmeli korozyon çatlaması görülür. Bu nedenle elde edilen ürünlerde korozif ortama karşı direnç az ise, gerilmeli korozyon çatlamasını azaltmak için gerilim giderme işleminin yapılması gerekir.

Magnezyumu korozyondan korumak için uygulanması gereken metodlar, florür anodizasyonu, epoksi reçinelerle kaplama, standart boyalar ile yüzey koruma, camı emayeleme, elektrolitik kaplamadır. Bunlardan başka yüzeyi temizlemek ve pasivize etmek amacıyla parçalar krom bileşiği içeren solusyona daldırılarak yüzeyinde $Mg(OH)_2$ filmi oluşturularak da korunabilirler. Ayrıca korozyondan koruma amacına ilaveten, aşınma direncini de arttırmak için seramik şeklinde bir tabaka oluşumunu sağlayan elektrolitik anodizasyon işlemi de bu korunma metodlarına eklenebilir [2].

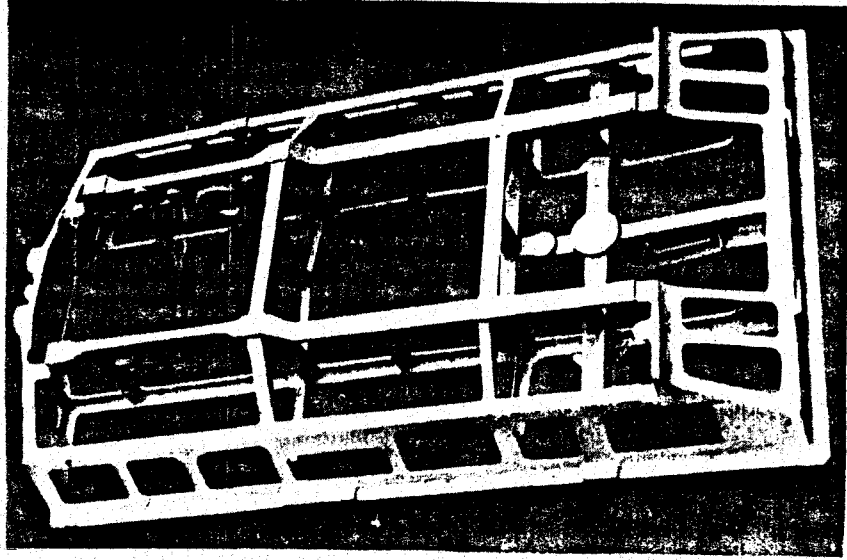
BÖLÜM 5. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ KULLANIM ALANLARI

Magnezyum alaşımlarının kullanım alanları uzay ve uçak sanayi, kara taşımacılığı, matbaacılık, tekstil sanayi, optik endüstrisi, nükleer enerji olarak sıralanabilir [5].

5.1. Uzay ve Uçak Sanayinde Kullanım

Magnezyum alaşımları; uçak motorlarında, uçak iskeletlerinde ve iniş takımlarında yoğun biçimde kullanılmaktadır. Uygun sıcaklık, yorulma ve çarpmaya karşı iyi özellikleri ve kolay işlenebilmesi yanında magnezyumun kullanmasını gerektiren ana faktörler kopma mukavemeti/ ağırlık ve dövülmüş parçalardaki burkulma dayanımı/ağırlık oranıdır.

Uçak sanayi, magnezyum için önemli bir pazar oluşturmuş ve zirkonyum alaşımlarının geliştirilmesini teşvik etmiştir. Zirkonyum alaşımlı dökümlerin kullanımı yıllar içinde gelişmiş ve günümüzde bütün İngiliz uçaklarının döküm parçalarının 3/4'ü zirkonyum tipinde olmuştur. Şekil 5.1'de magnezyum alaşımından yapılmış uçak iskeleti görülmektedir.



ŞEKİL: 5.1. Mg Alaşımından Yapılmış Uçak İskeleti [6].

Magnezyum alaşımları ayrıca roket ve füzelerde de kullanılmaktadır. Skylark adlı araştırma roketinde ZRE1 döküm alaşımı kullanılmıştır. Amerikan uydularında da büyük oranlarda magnezyum alaşımları kullanımı söz konusudur. Şekil 5.2'de magnezyum alaşımından yapılmış helikopter pervanesi için yapılan dişli kutusu yatağı görülmektedir.

5.2. Kara Taşımacılığı

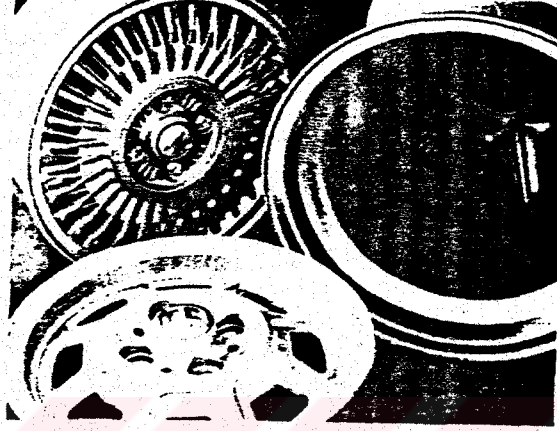
Magnezyum döküm ürünlerinin kara taşımacılığında başarılı bir şekilde kullanılışının uzun bir geçmişi vardır. 1930'dan beri Londra otobüslerinde kullanılan ağır dizel motoru için motor karteri ve traktör vites kutusu magnezyum alaşımlarından üretilmektedir. Ağır kara taşımacılığına kullanılan uygulamalar dişli kutuları, debriyaj veya kavrama karteri, çamur kollektörleri, şasi parçaları, tekerlekler ve kamyon karoseri elemanlarını içerir.



ŞEKİL: 5.2. Helikopter Pervanesi İçin Magnezyum Alaşımından Yapılmış Dişli Kutusu Yatağı [6].

Otomobil uygulamaları, preslenmiş döküm kanatları, döküm pencere kelepçeleri ve pres dökümden levha blokları içermektedir. Yarış otomobilleri alanında, magnezyum otomobil kaporta ve döküm tekerlekleri içeren bazı ilginç uygulamalar da mevcuttur. Şekil 5.3'de magnezyum alaşımından yapılmış araba tekerlekleri görülmektedir.

Ayrıca İngiltere'de motorsiklet ve skuterlerde magnezyum alaşımlarından yapılmış parçalar kullanılmaktadır. Bu uygulamalar, motor karterleri, dişli kutuları, ön karejanslar çeşitli kapaklar, zincir kutuları, tekerlek göbekleri ve fren plakalarını içermektedir.



ŞEKİL: 5.3. Magnezyum Alaşımından Yapılmış Araba Tekerlek Göbekleri [6].

5.3. Matbaacılık

Dow Chemical firması tarafından geliştirilmiş hızlı aşındırıcı ile birlikte kullanıldığı taktirde, AZ21'den yapılmış matbaa plakaları çok başarılı bulunmuş, bakır ve çinkoya göre avantajlı olmuştur. Ancak konvansiyonel metallerin aşındırılmasıyla ilgili yeni gelişmeleri takiben avantaj büyük oranda azalmıştır.

Diğer matbaacılık uygulamalarını hafiflik ve sertliğin önem kazandığı silindirler ve baskı yatak plakaları teşkil etmektedir.

5.4. Tekstil Sanayi

Magnezyum alaşımlarının önemli kullanım alanlarından birisi de tekstilde kullanılan yüksek hızlı çözü silindirleridir. Tekstil endüstrisinde çeşitli tiplerde basınçlı dökümle üretilmiş bobin ve masuralar da gene magnezyum alaşımlarından yapılmaktadır.

5.5. Optik Endüstrisi

Çeşitli kamera gövdelerinde ve dürbün çerçevelerinde magnezyum pres dökümler kullanılmıştır. Bir televizyon kamerası 12 preslenmiş sac parça içermektedir. Ayrıca sinema makinasının temel ve ana gövde tertibatı, üç adet pres dökümden imal edilmektedir.

5.6. Nükleer Enerji

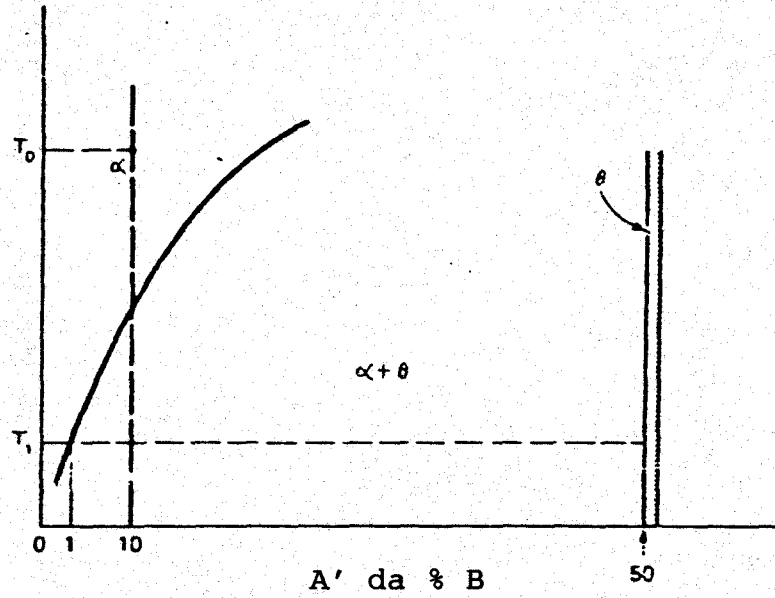
Magnezyum alaşımları, reaktörlerde kanal astar tüpü ve uç kapağı, uç donanımı ekleme parçası, mesnet kavrama kolu gibi yardımcı parçalarda kullanılmaktadır.

BÖLÜM 6. ÇÖKELME SERTLEŞMESİ

Çökelme sertleşmesi, genellikle demirdışı metallerde uygulanan tek faz matriks içinde sert ikinci faz parçacıklarının rastgele çökmesi sonucu malzemenin mukavemetini arttırmada yaygın olarak kullanılan bir yöntemdir.

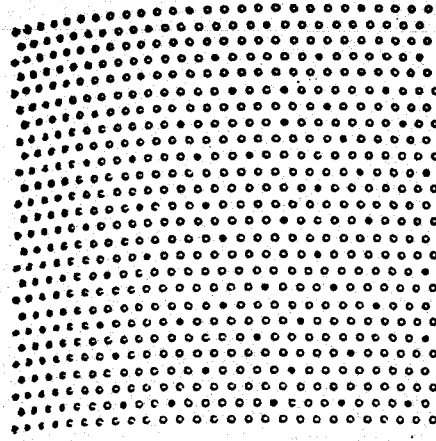
İnce taneli çökelti fazlarının elde edilmesi için yüksek sıcaklık fazına sahip alaşımların düşük sıcaklıklarda yaşlandırılmaları gerekir. Çökelme sertleşmesi olayının anlaşılabilmesi için katı eriyikten çökelmenin nasıl meydana geldiğinin bilinmesi gerekir.

Şekil 6.1'de ikili bir faz diyagramının A elementince zengin bölümü gösterilmiştir. % 10 B içeren alaşım T_0 sıcaklığına, tek fazlı bölgeye, aşırı doymuş yapı elde edilinceye kadar ısıtılır ve sonra hızlı T_1 sıcaklığına, α ve θ 'dan oluşan iki fazlı bölgeye, soğutulur. α , 10B içerdiğinden dolayı başlangıçta T_1 sıcaklığında aşırı doymuştur fakat eriyebilirlik T_1 'de yalnızca % 1B'dir. T_1 sıcaklığında zamanda B atomlarının bazıları θ parçacığı oluşturmak için A atomlarının bazılarıyla etkileşime girer ve α 'nın B içeriği azalır, % 1'e iner.

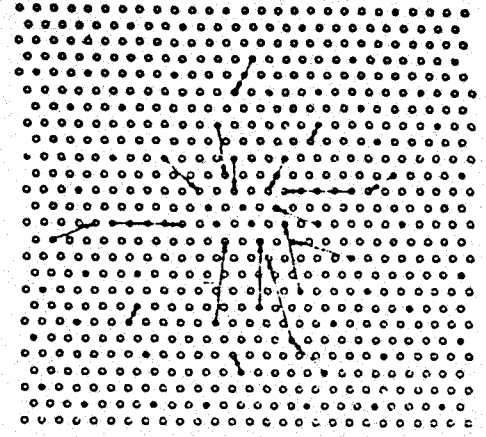


ŞEKİL: 6.1. AB Denge Diyagramının A Elementince Zengin Köşesi [7].

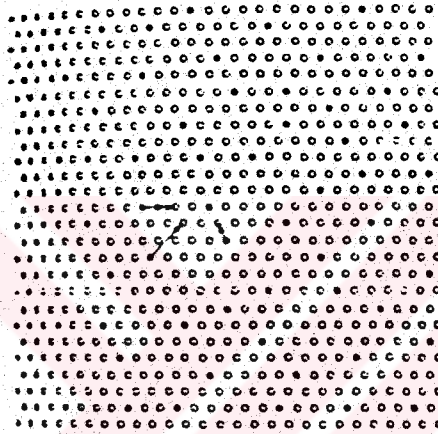
Şekil 6.2'de aşırı doğmuş α 'da meydana gelen θ kristalinin oluşumu ve atom hareketleri şematik olarak gösterilmiştir. Gerçekte atomlar latiste boşluk mekanizmasıyla hareket ederler fakat şekil uygunluğu açısından boşluklar gösterilmemiştir. Küçük bir grup atom θ latisine sahip bir bölge oluşturur. θ 'yı çevreleyen α 'nın B içeriğinin azalmasına neden olur. Dolayısıyla B bileşim gradyantı α içinde oluşur. Bu gradyant sonra B atomlarını α -B arayüzeyine doğru sürükler. Gradyant 6.2. f'de gösterilmiştir. Bu durum çökelti oluşumunun oldukça erken safhalarını gösterir. ve (e)'de henüz dengeye ulaşılmamıştır.



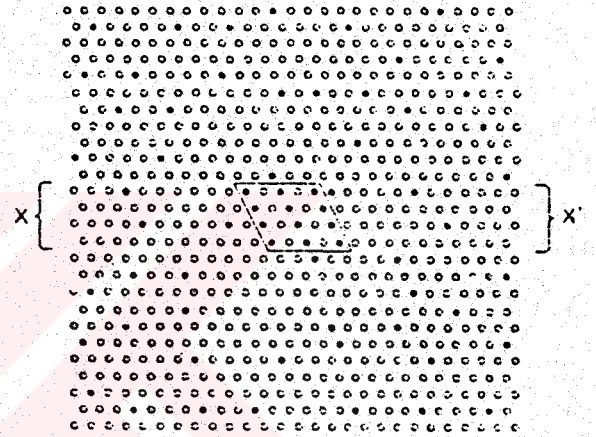
(a) %10B içeren A ve B atomlarının dizilişi



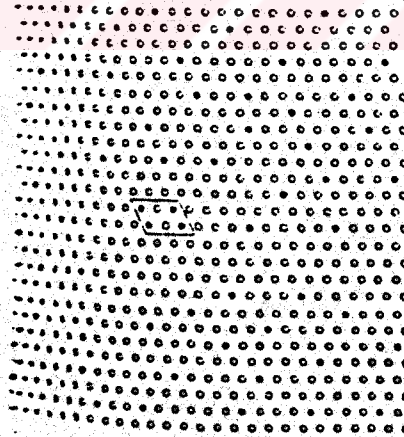
(d) Oklarla gösterilen atomların yeni konumlara hareketi



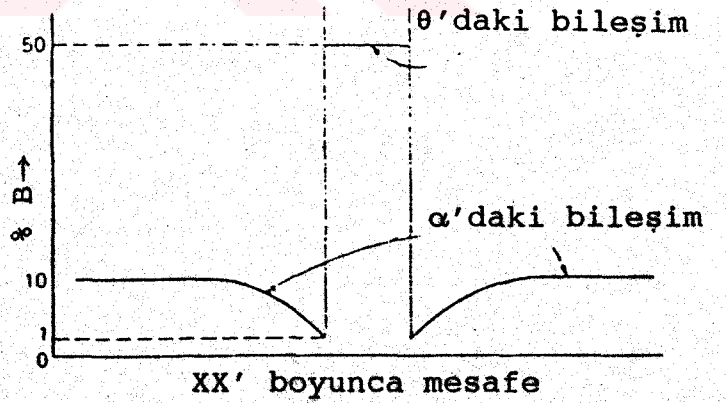
(b) Oklarla gösterilen yeni konuma giden üç atom



(e) Boyutu artmış Θ kristali



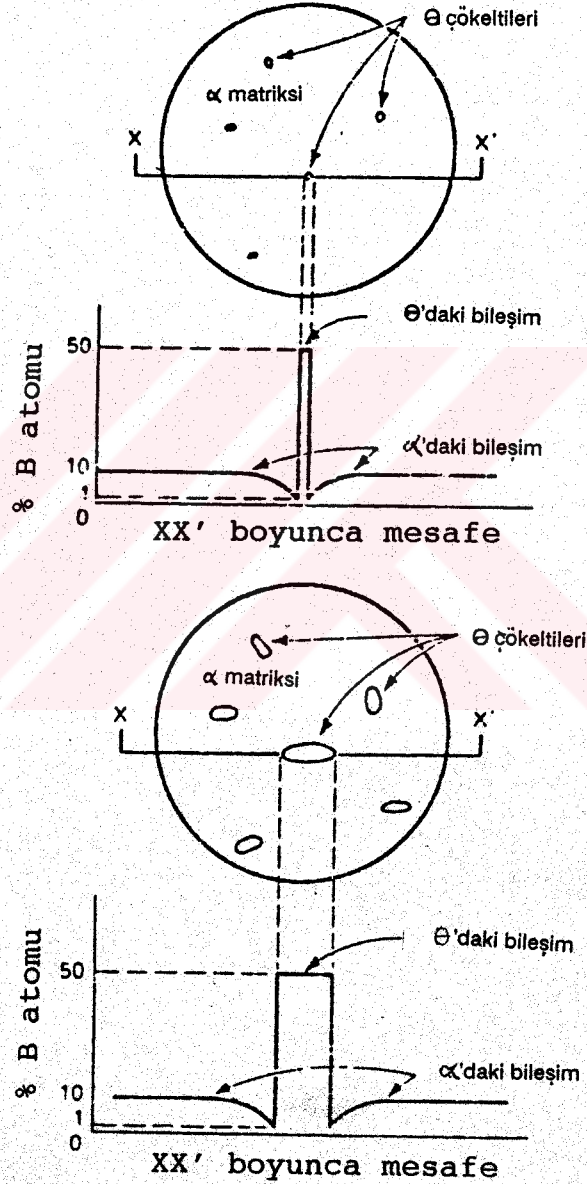
(c) Yeni oluşan Θ çökteltisi



(f)

ŞEKİL: 6.2. Aşırı Doymuş Katı Eriyikten Çökelme Mekanizmasının Şematik Gösterim� zaman (a)'dan (e)'ye artmaktadır fakat (e)'de denge elde edilemez [7].

Şekil 6.3 çökelti büyüdüğünde α matriksi bileşim gradyantının değişmediğini şematik olarak göstermektedir. Büyüme hızı difüzyon prosesiyle kontrol edilir. Sonunda bileşim gradyant bölgesi, komşu çökeltilerle üst üste gelmeye başlar ve azalır. Büyüme hızı düş-tükçe kimyasal denge, % 1B içeren matrikste sağlanır [7].

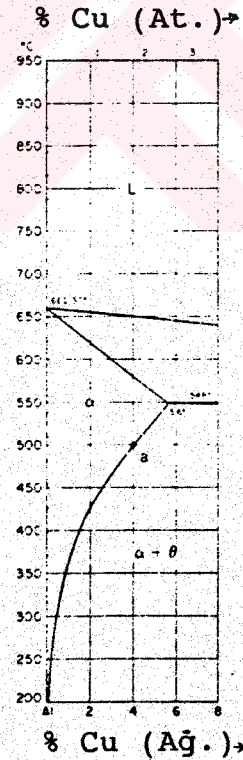


ŞEKİL: 6.3. Çökelti Büyüdüğünde, α Matriksi İçindeki Bileşim Gradyantının Değişmediğinin Şematik Gösterilişi [7].

6.1. Çökelme Mekanizması

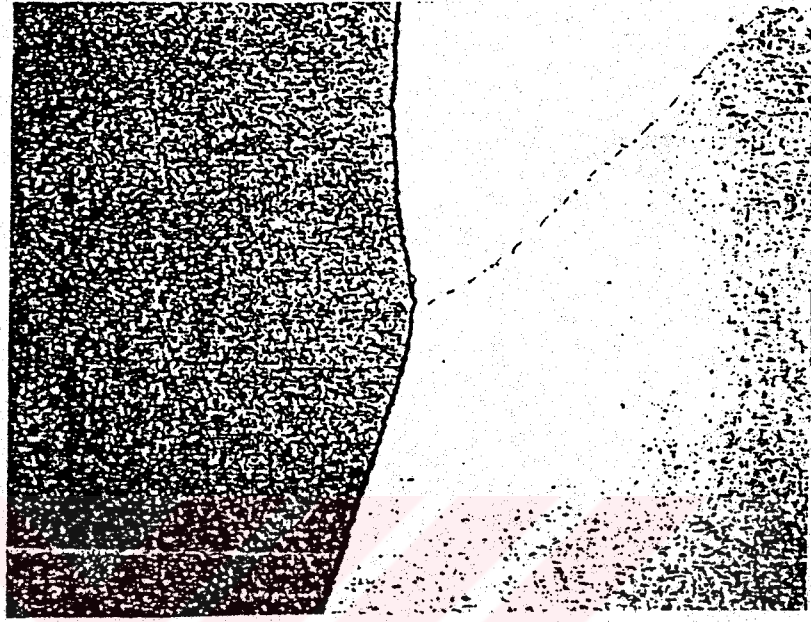
Çökelme mekanizmasının tam olarak anlaşılması için Al-Cu ikili sisteminin incelenmesi yararlıdır. Şekil 6.4'de Al-Cu denge diyagramının alüminyum bakımından zengin köşesi gösterilmektedir.

Al-5Cu alaşımı 545°C 'ta uzun süre tutulursa tek fazlı yapı olan α yapısı elde edilir. Alaşım sonra 20°C 'a yavaş bir şekilde soğutulursa çökelme meydana gelir. Ve mikroyapı α matriksinde çökelen θ parçacıklarından ibarettir. Çökelti hem α tane sınırında hem de tanelerde meydana gelir. Tanelerde oluşan çökelti-tilerin bazıları birbirine paraleldir ve araştırmalar sonunda bu çökelti-tilerin α 'nın $\{111\}$ düzlemine paralel plaka şeklinde Widmanstöten yapısı oluşturduğu saptanmıştır.



ŞEKİL: 6.4. Al-Cu Denge Diyagramının Alüminyum Bakımından Zengin Köşesi [7].

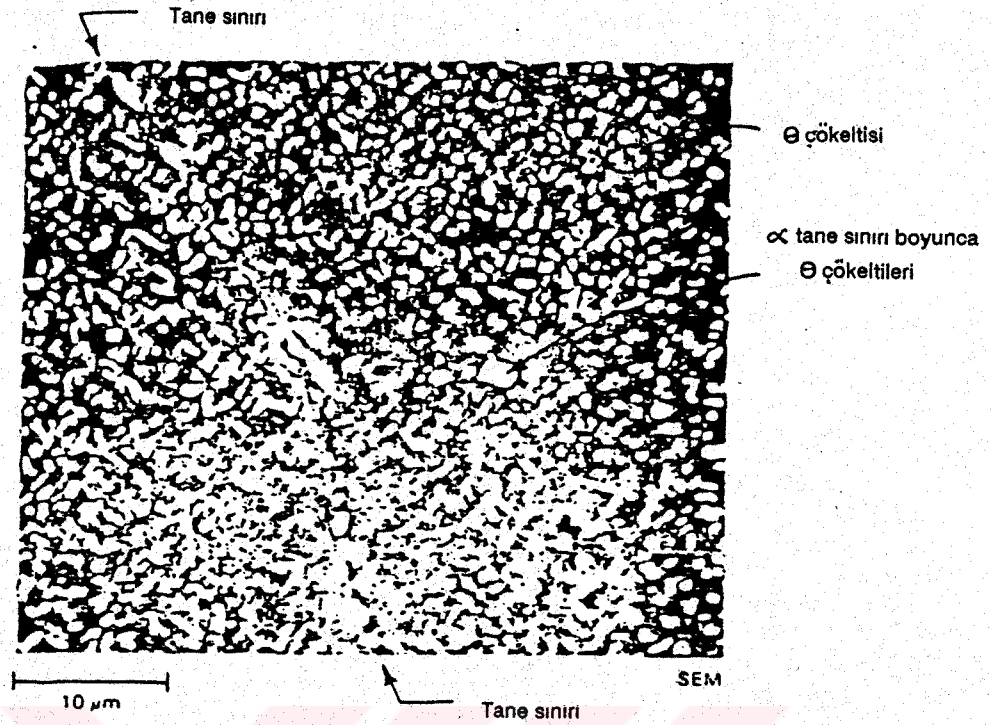
Eğer α tek fazlı yapı 20°C 'a hızla soğutulursa θ çökeltisinin oluşumu önlenir. Ayrıca 20°C 'ta çökeltme hızı yavaştır. Böylece Şekil 6.5'de görülen tek fazlı α 'dan oluşan mikroyapı elde edilir.



ŞEKİL: 6.5. Al-5Cu Alaşımının 545°C 'ta Uzun Süre Tutulup Sonra Hızla Su Verildiği Mikroyapı. Büyültme $150\times$ [7].

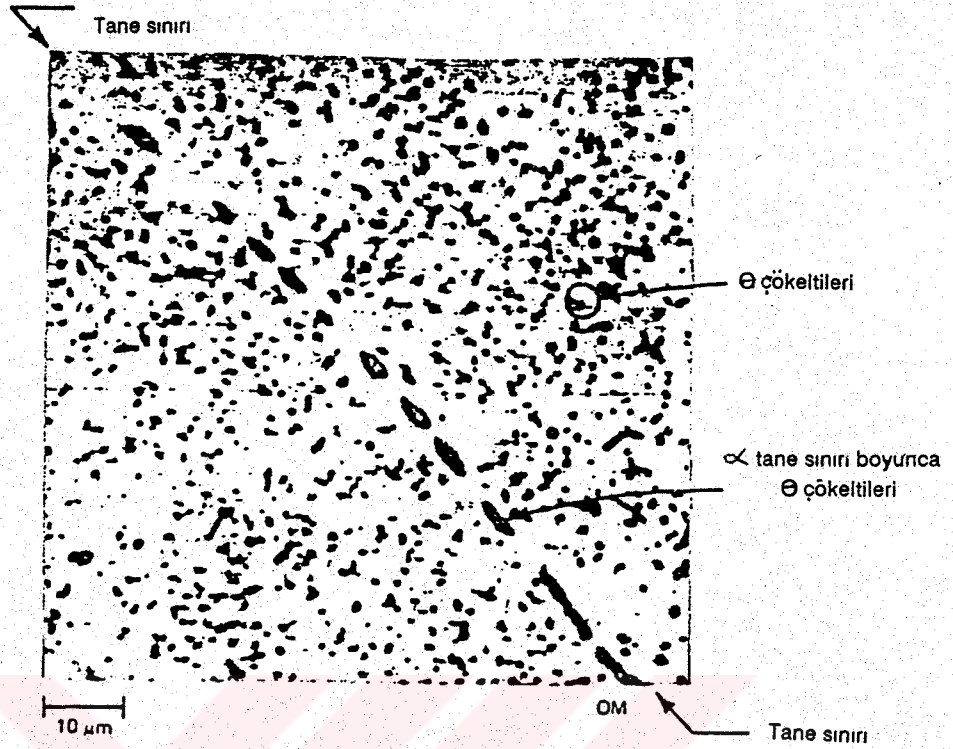
Alaşım 20°C 'a hızla soğutmada sonra 300°C 'ta 12 saat tutulup tekrar 20°C 'a hızla soğutulduğunda Şekil 6.6.'deki gibi oldukça ince taneli mikroyapı gözlenir. θ çökeltilerini belirgin bir şekilde görmek için yüksek büyültme gereklidir.

Eğer alaşım 400°C 'ta 12 saat tutulursa yapı kabalaşır ve θ parçacıkları optik mikroskopta ayırt edilebilir (Şekil 6.7).



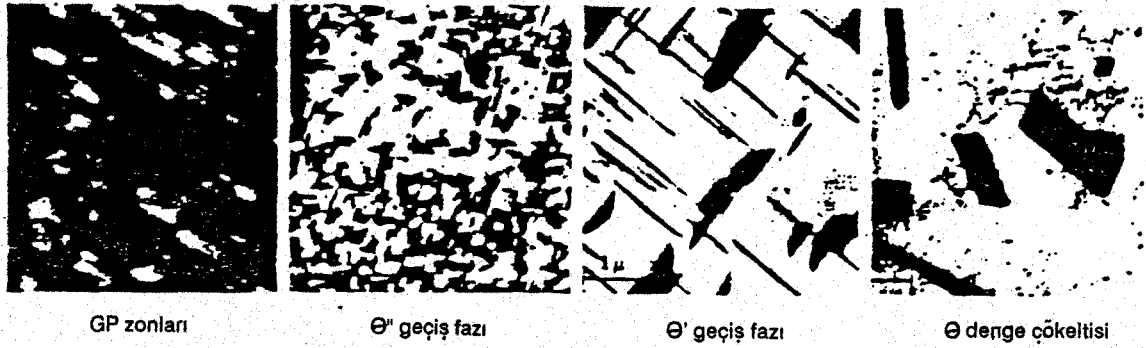
ŞEKİL: 6.6. 545°C'ta Uzun Sure Tutulup Hızla 20°C'a Soğutulduktan Sonra 300°C'ta 12 Saat Tutulup Tekrar 20°C'a Hızla Soğutulan Al-5Cu Alaşımının Mikroyapısı [7].

Şekil 6.7'de büyük parçacıkların tane sınırlarında olduğu görülmektedir. Bu difüzyonun daha hızlı ve atomların daha hareketli olduğu tane sınırlarındaki yüksek çekirdeklenme hızının göstergesidir. Böylece çekirdeklenme önce tane sınırlarında başlamakta ve daha sonra tane içlerine ilerlemektedir. $\propto$ tane sınırlarında parçacıkların ilk çekirdeklenmesi ve büyümesi eriyik (Bakır atomları) sınırına yakın bölgeyi azaltır. Ve böylece bu bölge matriks bileşimine yakın olur. Bölgede matrikste Θ çekirdeklenmesi başladığında hiçbir çökelti oluşmaz. Bu bazen tane sınırlarının her iki yanında çökeltinin bulunmadığı zon oluşturur.



ŞEKİL: 6.7. 545°C'ta Uzun Süre Tutulup Hızla 20°C a Soğutulduktan Sonra 400°C'ta 12 Saat Tutulup Tekrar 20°C'a Hızla Soğutulan Al-5Cu Alaşımının Mikroyapısı [7].

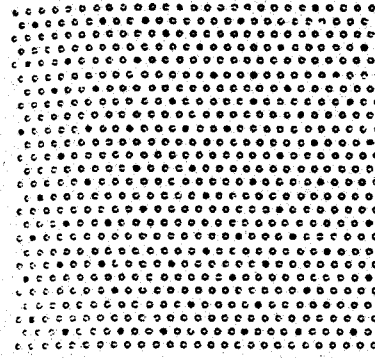
Çökelme sıcaklığında zamanın fonksiyonu olarak % 5 Cu içeren alaşımın sertliği maksimum bir noktaya ulaşır. Bu maksimum durum çökeltiler Şekil 6.6 ve 6.7 de görüldüğü gibi oldukça kaba yapı oluşturmada önce meydana gelir. Çökeltilerin başlangıç safhasını göstermek için elektron mikroskobuna gereksinim vardır ve Şekil 6.8'de böyle bir mikroyapı görülmektedir. Oldukça erken safhalarda saf bakırın oluşturduğu ince plakalar Guinier-Preston bölgeleri olarak tanımlanırlar. Bu oluşumu θ'' olarak adlandırılan bakır ve AlCu karışımını içeren daha kalın bölgelerin oluşumu izler. Bu iki safhada çökelti atomları matrikse bağlı kalır fakat elastik gerilme oluşur. Sonraki safhada θ'' , θ' geçiş fazına dönüşür. Bu safha genellikle maksimum sertliğe



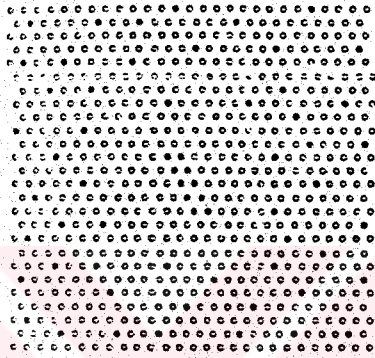
ŞEKİL: 6.8. Al-4.Cu Alaşıımında Yaşlanma Süresinin Artışı İle Oluşan ökeltilerin TEM Görüntüleri [7].

karşı gelir ve çökelti optik mikroskobunda görülmeye başlar. Matriks ve θ' arasındaki bazı arayüzeylerde hala atomsal yönlenme ve elastik gerilme mevcuttur. Sonunda ökelti büyümeye başlar ve elastik gerilme arayüzey dislokasyonlarının oluşumuyla giderilir. θ' kristal yapısı, θ denge fazına dönüşür. Bu safhadan itibaren çökelti büyümeye, kabalaşmaya başlar. θ miktarı denge miktarında kalır fakat θ parçacıklarının sayısı azalır, komşu parçacıklar arasındaki uzaklık artar. Bu mukavemetin azalmasına neden olur. Şekil 6.6 ve 6.7'deki mikroyapılar bu kabalaşma safhasındaki mikroyapılardır.

Çökelme prosesi şematik olarak Şekil 6.9'da gösterilmektedir. Başlangıçta B atomları ince plakalı yapıyı, GP bölgelerini, oluşturmak için ayrılmaya başlar. Bu B ve A tabakalarındaki plakaları kalınlaştırır, θ'' yapısını değiştirir. θ'' çökelti boyutta artış gösterdiklerinde kristal yapıları θ' ökeltisini verecek şekilde değişir. θ' çökeltisi matriksle uyum içinde olan arayüzeye sahiptir. Gerilme giderilince arayüzey uyumlu olmaya başlar. Aynı zamanda θ' 'nin kristal yapısı ve kimyasal bileşimi θ' 'ninkine değru değişir.

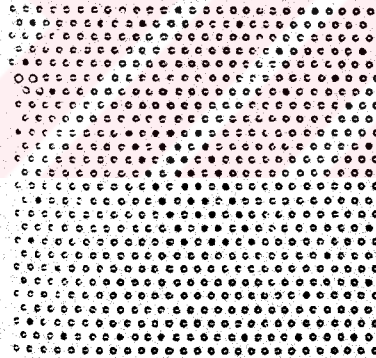


(a) Katı eriyik %10 B



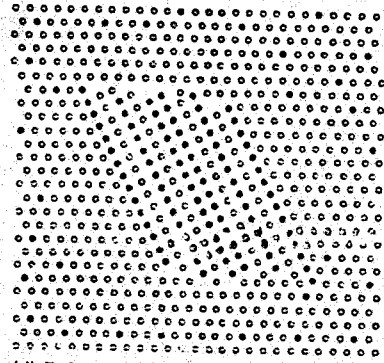
(b) B atomları içeren GP zonu oluşur

B atomları bu zona yayılır.

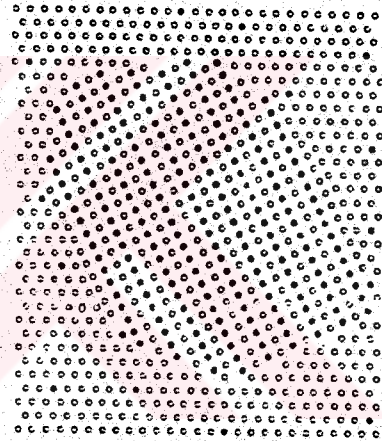


(c) B atomları θ'' oluşturmak için

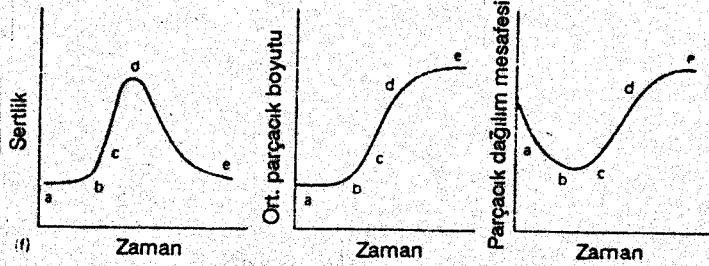
GP zonuna doğru giderler.



(d) Daha fazla B atomu θ'' bölgesine yayılır
ve kristal yapıda bir değişim olur.



(e) Daha fazla B atomu θ' bölgesine yayılır
ve uyumsuz arayüzeyde denge fazı θ oluşur.



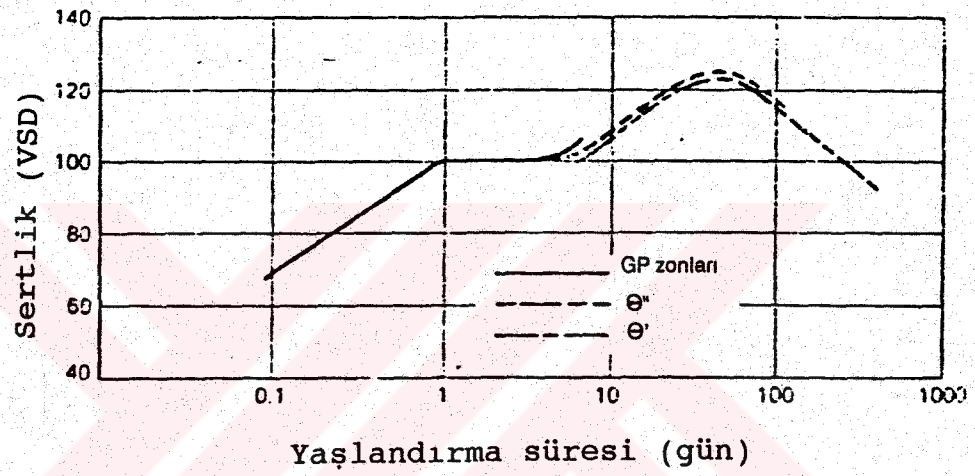
ŞEKİL: 6.9. Çökeltme Prosesinin Şematik Gösterimi [7].

Kaba θ parçacıkları boyutta bir artış gösterirken küçük θ parçacıkları kaybolur ve yapı kabalaşır.

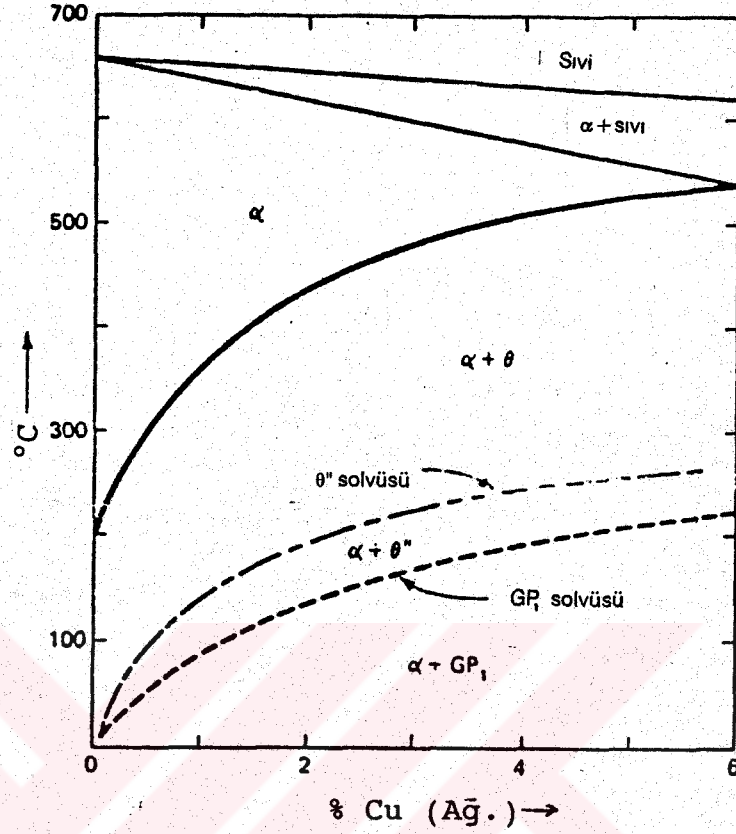
Bu yapısal değişikliklerin sertlik eğrisi ile ilişkisi AlCu alaşımı için Şekil 6.10'da gösterilmiştir. Şekilde değişik safhaların üst üste geldiği de görülmektedir.

Sertleşmenin ilk safhası GP zonlarının oluşumu yüzündendir ve sertlikte artış θ'' oluşunca meydana gelir. Maksimum sertlik değeri hem θ' hem θ'' 'nin varlığıyla elde edilir. θ' kabalaşınca sertlikte düşme görülür ve en sonunda θ gözlenir. Yaşlanma süresi θ oluşturacak kadar yeterince uzun değildir.

Termodinamik deliller göstermiştir ki, GP zonlarıyla, θ'' ve θ' , metastabl dengedeki matriksin kimyasal bileşimi θ' yla dengedekinden daha büyüktür. Bu Şekil 6.11'de gösterilmektedir. Bu eğriler α katı eriyiğinin yüksek sıcaklıklarda GP zonları veya θ'' oluşturmaksızın çökeleceğini belirtir. Eğer alaşım GP zonları oluşturmak için yaşlandırılır ve sonra GP solvüsünün üzerinde fakat denge solvüsünün altında ısıtılırsa, Al-Cu için ısıtma 250°C 'nin üzerinde fakat 500°C 'in altında, GP zonları kaybolur ve alaşım yumuşar. Bu proses geri dönüşüm olarak adlandırılır ve alaşım θ' veya θ çökelediğinde tekrar sertleşir [7].



ŞEKİL: 6.10. Al-4Cu Alaşımının 130°C Üzerindeki Yaşlandırma Sıcaklığında Oluşan Değişik Çökeltilerinin Sertlik Eğrileri [7].



ŞEKİL: 6.11. Denge Ve Metastabl Denge Solvüsü Gösteren Al-Cu Faz Diyagramının Al Bakımından zengin Bölgesi [7].

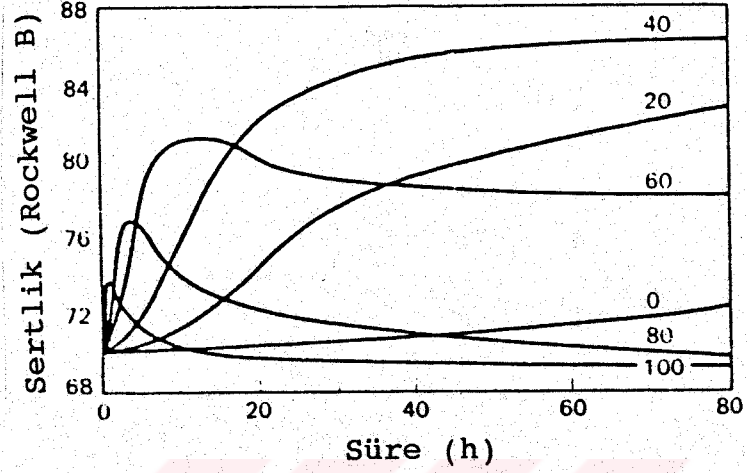
6.2. Yaşlanmanın Özelliklere Etkisi

Çökelme yaşlanması sonucunda malzemenin mekanik özelliklerinde değişimler olmaktadır. Bu olay malzemede sertleşme meydana getirir. Sertliğe bağlı olarak diğer mekanik özellikler de aynı yönde değişim gösterirler. Çökelme yaşlanması aynı zamanda malzemenin elektrik direncini de etkiler.

6.2.1. Sertlik

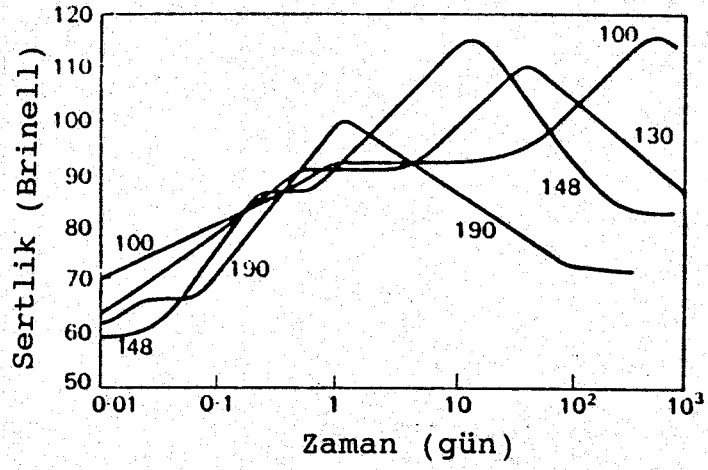
Çökelme olayının denge fazının katı eriyikten kolay çökelme ve büyümesiyle olduğu durumda sertlik-yaşlanma

eğrisi tek bir sertleşme pikinden ibarettir. Düşük aşırı doymuşluk ve yüksek yaşlanma sıcaklıklarında elde edilen bu tür sertlik-yaşlanma eğrisi şekil 6.12' de görülmektedir.

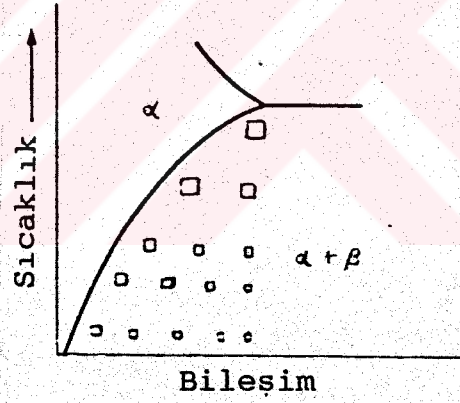


ŞEKİL: 6.12. Farklı Sıcaklıklarda Yaşlandırılan Fe-0.06%C Alaşımının Sertlik Eğrileri [8].

Yüksek aşırı doymuşluk ve düşük yaşlanma sıcaklıklarında ise alaşım Şekil 6.13'de görüldüğü gibi iki veya daha fazla sertleşme pikine sahip olabilirler. Şekil 6.12'de yaşlanma hızının artan yaşlanma sıcaklığıyla arttığını ve yaşlanma sıcaklığının artmasıyla sertlik pikinin küçüldüğü görülmektedir. Yaşlanma hızının artışı, sıcaklık yükseldiğinde matrikse doğru eriyik atomlarının difüzyon hızının artmasıyla ve yüksek yaşlanma sıcaklıklarındaki büyük parçacıkların oluşumuna bağlı olarak sertlik pikinin düşmesiyle ilgilidir. Şekil 6.14. 'da yaşlanma sıcaklığı-çökelti boyutu arasındaki ilişki verilmiştir [8].



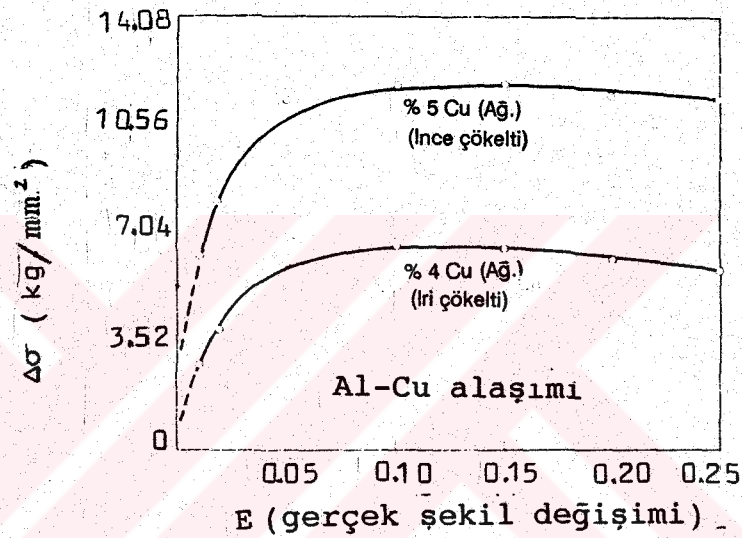
ŞEKİL: 6.13. Farklı Sıcaklıklarda Yaşlandırılan Al-4%Cu Alaşımının Sertlik Eğrileri [8].



ŞEKİL: 6.14. Yaşlanma Sıcaklığıyla Çökelti Boyutunun Değişimi [8].

6.2.2. Çekme Mukavemeti

Hem polikristal hem de tek kristallerdeki ikinci sert uyumsuz bir parçacığın varlığı akma mukavemetinde artış meydana getirir. Şekil 6.15'de alüminyumda CuAl_2 'nin iki şekilde dağılımının akma mukavemetine etkisi görülmektedir. σ değerinin ince çökeltiler içeren durumda daha yüksek olduğu ve belli bir gerilmede sabit olduğu görülmektedir.



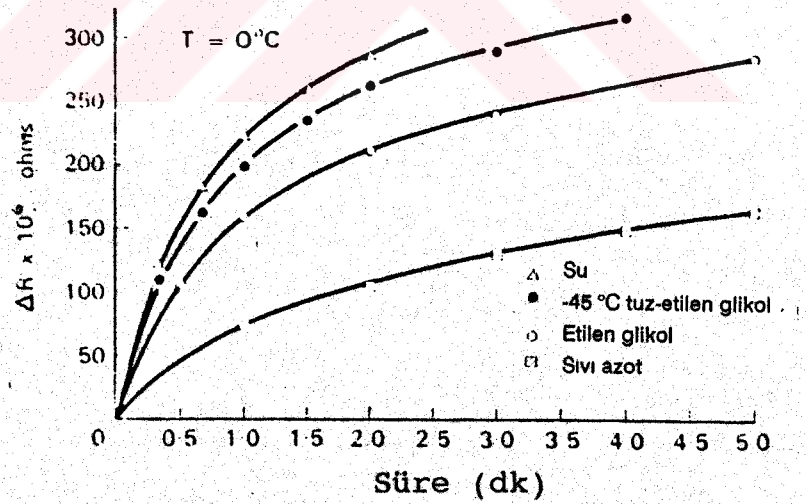
ŞEKİL: 6.15. Alüminyumda İki Farklı Şekilde Dağılan CuAl_2 'nin Akma Mukavemeti Eğrileri $\Delta\sigma$, Sertleşmiş Alaşımın Akma Gerilmesindeki Artışı Göstermektedir [8].

Uyumlu çökeltiler içeren alaşımlar ve uyumsuz çökeltiler içeren alaşımların arasındaki fark bu iki durumdaki parçacık-dislokasyon etkileşimindeki değişiklikten kaynaklanır. Eğer alaşım ince bir şekilde dağılmış tamamen uyumlu parçacıklar içeriyorsa kayma dislokasyonları parçacığı geçebilir ve kesebilir böylece deformasyon saf metallerdeki gibi olur. Eğer çökeltiler sert ve uyumsuz ise dislokasyonlar sadece bazı halkalar bırakarak geçebilir böylece çok hızlı sertleşme

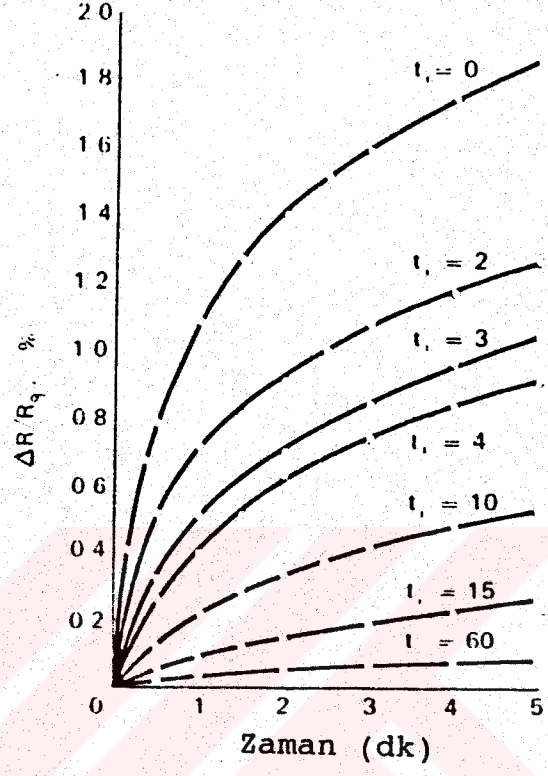
dislokasyon yoğunluğunun artış hızına bağlı olarak deformasyonun başlamasıyla görülebilir [8].

6.2.3. Elektrik Direnci

Yaşlanma sadece malzemelerin mekanik özelliklerini etkilemez aynı zamanda elektrik direncine de etki eder. Oda sıcaklığında AlCu sisteminde su verilmiş alaşımanın direnci başlangıçta çok hızlı bir artış gösterir. Bu çok hızlı artış su verme ile meydana gelen büyük boşluklardan kaynaklanır. Yani yüksek solusyona alma sıcaklıklarında ve hızlı soğutma hızlarında, aşırı doymuş katı eriyiğin boşluk içeriğinde bir artış olur. Şekil 6.16' de direnç su verme hızının etkisi görülmektedir. Eğer su verme 200°C'de birkaç dakika gibi bir ara tutma işleminden sonra yapılmışsa boşluklarda bir azalma görülür (Şekil 6.17).



ŞEKİL: 6.16. Al-2%Cu Alaşımasının Direncine Su Verme Ortamlarının Etkisi [8].



ŞEKİL: 6.17. 200°C'ta Birkaç Dakika Ara Tutma İşleminin Sonra Direnç-Süre İlişkisi.[8].

6.3. Magnezyum-Alüminyum Alaşımlarında Çökelme Sertleşmesi

Magnezyum alaşımları genel olarak üç tip çökelme davranışı gösterirler.

1)- Katı eriyik matriksiyle çok az veya hiç kristallografik uyum göstermeyen eriyen bakımından zengin denge fazının itilmesi. Biraz dispersiyon sertleşmesi olmasına rağmen yaşlanma sertleşmesi ihmal edilebilir düzeydedir. Bu gruba örnek MgSn, MgPb ve MgMn alaşımları verilebilir. Bu yüzden magnezyum alaşımlarında kurşun ve kalayın kullanımı yaygın değildir. Ayrıca MgAl alaşımları da bazı bileşim aralıklarında ve belli koşullar altında bu davranışı gösterirler.

2)- Yaşlanma sertleşmesi sağlayan ve katı eriyik matriksiyle uyumlu olan dengesiz veya geçiş fazının oluşumu. Bu tip uyumlu çökelme MgZn, MgLiZn, MgLiAl ve MgCe Sistemlerinde görülebilir.

3)- Geisler tarafından yeniden kristalleşme reaksiyonu olarak da isimlendirilen süreksiz çökelme. Hücrel çökelme kavramı da Turnbull tarafından ortaya atılmıştır. MgAl, MgLiZn, MgLiAl ve ticari MgAlZn sistemleri bu gruba örnek verilebilir [4].

Magnezyum alaşımlarındaki çökelme prosesleri Tablo-6.1'de verilmiştir. MgAl alaşımlarının yaşlandırılması üzerine birçok araştırma yapılmıştır. MgAl sisteminde alaşımı 420°C'ta belli bir süre tutma alüminyumun çoğunu katı eriyik içine almayı sağlar. Eğer alaşım 150-250°C aralığındaki sıcaklıklarda uygun sürelerde tutulursa çökelme yaşlanması meydana gelir. MgAl denge diyagramında %2'den fazla alüminyum içeren alaşımlarda bu olay beklenir, fakat pratikte hissedilebilir

TABLO: 6.1. Magnezyum Alaşımlarında Çökeltme Prosesleri [2]

Alaşımlar sistemi	Çökeltme süreci	
Mg-Al	SSSS → Mg ₁₇ Al ₁₂	Denge çökeltisi (0001) _{Mg} düzleminde çökertilebilir.
Mg-Zn	SSSS → GP zonları Diskler//(000.1) _{Mg} (uyumlu)	→ MgZn ₂ Çubuklar //(0001) _{Mg} sph a=5.2 Å ⁰ c=8.5 Å ⁰ (uyumlu)
Mg-RE (Nd)	SSSS → GP zonları (Mg-Nd) Düzlem //(1010) _{Mg} (uyumlu)	→ MgZn ₃ Diskler//(0001) _{Mg} (1120) _{MgZn₂} //(1010) _{Mg} sph a=5.2 Å ⁰ c=8.48 Å ⁰ (yari uyumlu)
Mg-Th	SSSS → β' Mg ₂ Th? sph DO ₁₉ superlatis Diskler//(1010) _{Mg} (uyumlu)	→ β' Mg ₂ Nd VMK a=7.36 Å ⁰ (0.11) _{β'} //(0001) _{Mg} (TIT) _{β'} //(2110) _{Mg} (yari uyumlu)
Mg-Ag-RE (Nd)	SSSS → GP zonları GP zonları çubuk şekli//(0001) _{Mg} (uyumlu)	→ β Mg ₂₃ Th ₆ VMK (yari uyumlu)
SSSS= Aşırı doymuş katı eriyik	GP zonları Elipsoidal//(0001) _{Mg} (uyumlu)	→ Mg ₁₂ Nd ₃ Ag Kompleks Hekzagonal

sertlik artışı % 4 veya % 6 Al içeren alaşımlarda bazı koşullara bağlı olarak görülür. Bu nedenden ötürü pratikteki alaşımlar nadiren % 6 Al'dan az alüminyum içerirler. Bu durum çökelme hızının, çökelme sıcaklığı ve bu sıcaklıktaki aşırı doymuşluk derecesine bağlı olduğu düşünülürse anlaşılabilir. Sıcaklık ve aşırı doymuşluk etkileri verilen bileşimdeki bir alaşım için birbirlerinin karıştıdır, dahayüksek sıcaklıklarda daha hızlı difüzyondan dolayı aşırı doymuşluk derecesi daha düşüktür. Aynı zamanda alaşımın tane boyutunun, çökelme hızını etkilediği de bulunmuştur daha küçük taneli numunelerde hız daha büyüktür. Genelde sabit tane boyutuna sahip belli bileşimdeki alaşım için, maksimum sertlik için gerekli logaritmik zaman sıcaklığın tersiyle orantılıdır. Bu sistemlerde $t = c e^{m/T}$ bağıntısı yazılabilir. c ve m her bir alaşım sistemi için saptanan sabitlerdir. % 10 Al içeren bir alaşımdaki deneysel çalışmalardan bu tip bir ilişkinin geçerli olduğu görülmüştür. Buradan 100°C'ta maksimum sertlik elde etmek için 40 saatlik bir yaşlanma süresi gerekirken oda sıcaklığında 40 yıl gerekli olduğu sonucu çıkar. Bu yüzden oda sıcaklığında, su verilip bekletilmiş magnezyum-alüminyum alaşımlarında sertleşme meydana gelmez [9].

Magnezyum-alüminyum alaşımlarının yaşlandırılması üzerine ilk çalışmalar Meissner, Archer, Gann, Schmid ve Siebel tarafından yapılmıştır. Fox ve Lardner %4, 6, 8, 10 ve 12 Al içeren alaşımları solusyona aldıktan sonra 150-250°C sıcaklıkları aralığında yaşlandırmışlar ve 150°C'ta sertlikte belirgin bir artışın yalnız % 6'dan fazla Al içeren alaşımlarda elde edildiğini bulmuşlardır.

Çökelme ve sertleşme arasındaki yakın ilişki ise Talbot ve Norton tarafından incelenmiştir. Bu

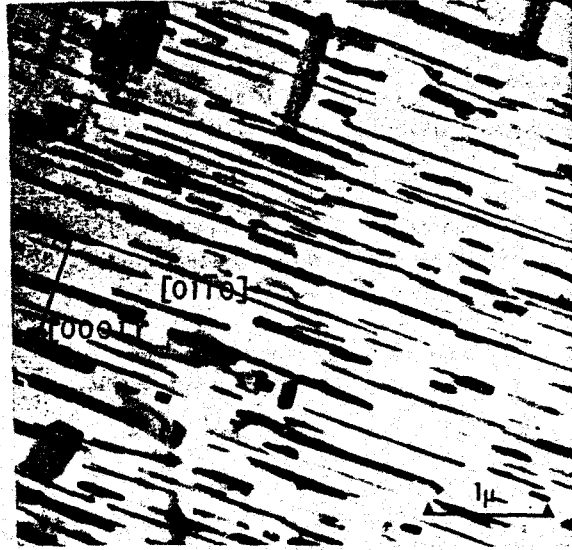
araştırmacılar % 9.6Al bileşimindeki alaşım sisteminde çalışmışlar, sertleşmenin, ilk önce tane sınırlarında sonra tanelerin içerisindeki çökelmeyle olduğunu bulmuşlardır.

Bullian ve Farhrehorst ise çökelme şeklini araştırmışlardır. % 8'den daha düşük alüminyum bileşimlerinde ve 200°C altındaki sıcaklıklarda, çökelme tane sınırlarında meydana gelir. %8 Al'u aşan bileşimlerde özellikle yüksek sıcaklıklarda kristallografik çökelme, tane içlerinde henüz çökelmemiş bölgelerde meydana gelir ve mozaik şekilli bir çökelti yapısı meydana gelir [9].

MgAl ve MgAlZn sistemlerinde çeşitli sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işlemleri sonucunda hem sürekli hem de süreksiz (hücrel) çökelmenin meydana geldiği gözlenmiştir [4].

Magnezyum-alüminyum alaşımlarının yaşlandırılmasında oluşan tek çökelti fazı uyumsuz $Mg_{17}Al_{12}$ denge fazıdır. Çok düşük sıcaklıklarda veya çökelme işleminin başlangıç safhalarında bile GP zonları oluşumuna rastlanmıştır. Şekil 6.18'de 180°C 'ta 8 gün tutularak yaşlandırılmış bir alaşımdaki sürekli çökelti görülmektedir. Şekilden $Mg_{17}Al_{12}$ çökelti levhalarının taban düzlemine paralel olduğu görülmektedir [10].

Morfolojisi iyi bir şekilde görülebilen bir levhada Magnezyum katı eriyik matriksi ve $Mg_{17}Al_{12}$ levhaları arasında bir oryantasyon ilişkisinin var olduğu görülebilir. Crawley ve Milliken adlı araştırmacıların yaptıkları çalışmalar sonunda şu matriks-çökelti oryantasyon ilişkisi bulunmuştur.



ŞEKİL: 6.18. 180°C'ta 192 Saat Yaşlandırılmış
Alaşımında Mg₁₇Al₁₂ Çökeltileri.[10]

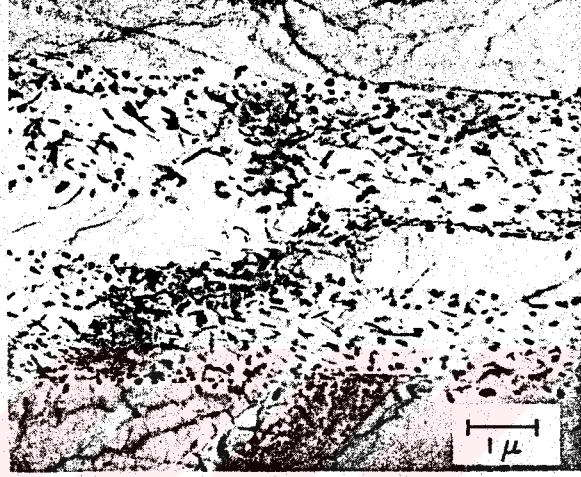
$[111]$ çökelti // $[2\bar{1}\bar{1}0]$ matriks
 $[0\bar{1}\bar{1}]$ çökelti // $[0001]$ matriks

Burada karışık matriks oryantasyonu için $[2\bar{1}\bar{1}0]$ yerine $[\bar{1}2\bar{1}0]$ veya $[\bar{1}\bar{1}20]$ ve $[0001]$ yerine $[000\bar{1}]$ konulabilir. Aynı zamanda ana çökeltiye dik az miktarda ikinci bir çökelti varlığı da sözkonusudur. Bu çökeltiler incelenmiş ve aşağıdaki oryantasyon tipini gösteren Mg₁₇Al₁₂ olduğu görülmüştür.

$[2\bar{1}\bar{1}]$ çökelti // $[2\bar{1}\bar{1}0]$ matriks
 $[1\bar{1}\bar{1}]$ çökelti // $[0001]$ matriks

Mg₁₇Al₁₂ levhaları dislokasyonlarda çekirdeklenir. Solusiyona alma işleminden sonra su verilmiş numunelerde çok az dislokasyon bulunur. Ancak Mg₁₇Al₁₂ levhalarının

büyümesi ilave çekirdeklenme bölgeleri meydana getirir. Daha önce soğuk işlem görmüş yapıya dislokasyonların girişi, verilen yaşlanma süresince çökelti yoğunluğunu önemli ölçüde arttırır. Şekil 6.19'da görüleceği gibi arayüzeylerde ve $\{10\bar{1}2\}$ ikizlerinde çekirdekleşme daha fazla görülür [10].

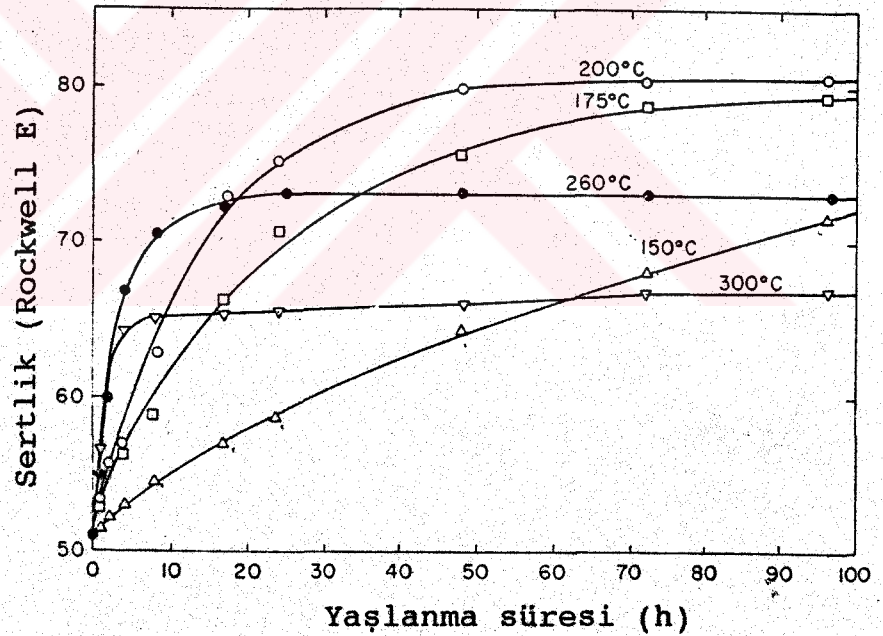


ŞEKİL: 6.19. $\{10\bar{1}2\}$ İkizleri içinde $Mg_{17}Al_{12}$ 'nin Tercihli Çökmesi. Alaşım Solusyona Alınıp % 4 Gerilme Uygulandıktan Sonra $175^{\circ}C$ 'ta 4 Saat Yaşlandırılmış tır [10].

İkizlerin olmadığı yerlerde çökelti miktarı azdır. Bu ikizlerin oluşumu ve ikiz arayüzeylerinin hakkında çok az şey bilinmektedir. Ancak yüksek yaşlanma sıcaklıklarının başlangıcında ikiz arayüzeylerindeki dislokasyonların lokal dizilmesi, çökeltilerin çekirdeklenmesi için lokal olarak düzensiz bölgeler meydana getirmektedir. $\{10\bar{1}2\}$ ikizlerinde dislokasyon yoğunluğu yüksektir. Bu muhtemelen arayüzeyden uzak ikizlerde tercihli yönelme meydana getirir. Soğuk işlem görmüş malzemelerde tercihli çekirdeklenme ikizlenmemiş matriksteki dislokasyonlarda, tane sınırlarında ve $\{10\bar{1}2\}$ ikiz arayüzeylerinde meydana gelir. Bu yüzden çok az soğuk işlem miktarı bile sertliği arttırır.

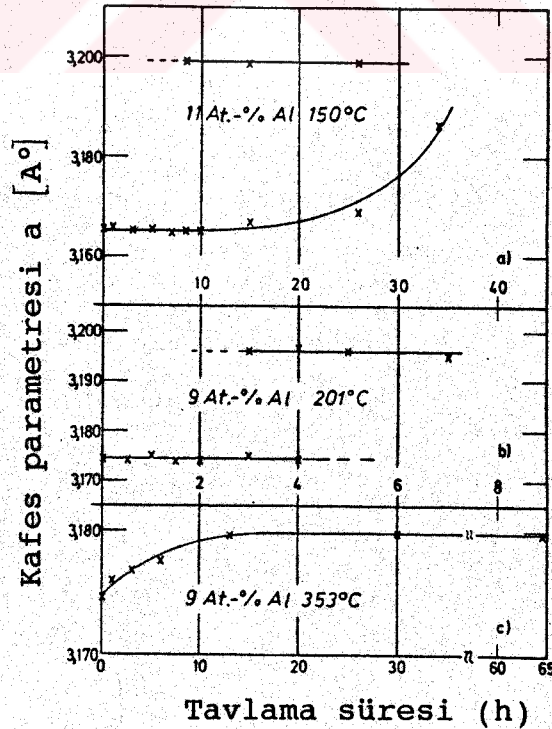
Magnezyum- alüminyum alaşımlarındaki süreksiz çökeltme ise yüksek sıcaklık aralığında sürekli çökeltme ile aynı miktarlarda ve aynı zamanda meydana gelebilir. Süreksiz çökelti levhaları da sürekli çökelti gibi mat-riksle aynı oryantasyon ilişkisine sahiptir.

Şekil 6.20'de Clark tarafından % 9 Al içeren MgAl alaşımının sertlik-yaşlandırma zamanı eğrileri verilmiştir. 150-200°C arasındaki sıcaklıklarda yapılan yaşlanma sonunda elde edilen maksimum sertlikler aynıdır. 150°C'a ait eğri ile 175 ve 200°C'a ait eğriler 450 saatte birleşirler. Bu sıcaklıklarda aşırı yaşlanma olayı meydana gelmez [11].



ŞEKİL: 6.20. Mg-9%Al Alaşımının Yaşlanma Zamanına Göre Sertliğinin Değişimi [11].

M.Frebel, K Behler ve P. Predel adlı araştırmacılar magnezyum-alüminyum alaşımlarının yaşlanma sürelerine bağlı olarak kafes parametresinde meydana gelen değişimi incelemişlerdir. Şekil 6.21'de bu ilişki verilmiştir. Magnezyum-alüminyum alaşımının kafes parametresi eğrisinin değişimi çökelme sıcaklığı ve zamana bağlıdır. Nisbeten düşük sıcaklıklarda (150°C) 10 saatten sonra kafes parametresinde değişim meydana gelmiştir. Burada süresiz çökelmenin oluşumundan sonra aşırı doymuş matrikste meydana gelen sürekli kafes parametresinde değişikliğe neden olmaktadır. (Şekil 6.2.a) Orta yaşlandırma sıcaklığında (201°C) süresiz çökelme süresi, sürekliye göre kısadır. Ve aşırı doymuş matriksin değerlerinde değişiklik ölçülememiştir. (Şekil: 6.21.b) Yüksek sıcaklıklarda (353°C) ise her iki reaksiyon için bekleme süreleri eşittir. Bazen sürekli reaksiyon, süresiz reaksiyonlardan önce oluşur. Kafes parametresinin değişimi, sürekli çökelme reaksiyonuna benzer. (Şekil 6.21.c) [12].



ŞEKİL: 6.21. Yaşlanma Süresine Bağlı Olarak Kafes Parametresinin Değişimi [12].

BÖLÜM 7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Son yıllarda mukavemet/yoğunluk oranı yüksek olduğundan dolayı üzerinde çok sayıda araştırma yapılan magnezyum alüminyum alaşımlarının katılaşma ve sertleşme mekanizmaları incelenmiştir. Bu amaçla optik mikroskobu, X-ışınları, taramalı elektron mikroskobu ve sertlik ölçümleri çalışmaları yapılmıştır.

7.1. Deneylerde Kullanılan Cihaz ve Malzemeler

Magnezyum alaşımlarının ergitme ve döküm işlemleri santrifüj hassas döküm cihazı ile yapılmıştır. SD 500 tipi santrifüj döküm cihazının normal yük altındaki gücü 1.6 kW iken geçici aşırı yük altındaki gücü 2.2 kW'tır. Grafit potanın maksimum sıcaklığı 1300°C 'tır ve düşük gerilimli akımla direkt olarak ısınır. Makinanın ısınma süresi 10 dakika ve 1000°C 'ta şarjın erimesi 5 dakikada gerçekleşmektedir. Maksimum 1200 gr altın veya 750 gr. gümüş ergitme kapasitesine sahiptir.

Kalıpların hazırlanmasında, aqua yeşili enjeksiyon mumu, kuyumcu tipi mum enjeksiyon makinesi, kerr döküm alçısı (Satin cost 20), mum giderme fırını, mikser, vakumlama cihazı kullanılmıştır.

Magnezyum-alüminyum alaşımları, % 99.99 saflıktaki magnezyum (% 0.0286 Fe, % 0.00187 Mn, % 0.0027 Ni, % 0.00156 Zn, % 0.00067 Cu, % 0.0038 Pb) ve % 99.99 saflıktaki alüminyum kullanarak elde edilmiştir. Tablo 7.1' de bu alaşımların bileşimleri verilmiştir.

TABLO: 7.1. İncelenen Alaşımların Alüminyum İçerikleri.

Numune No	1	2	3	4	5	6	7	8
%Al(Ağ).	5.97	7.00	7.78	8.35	9.15	9.7	10.83	11.50

Metalografik işlemler için, numuneler polyester reçine içine alınmıştır. Hazırlanan numuneleri zımparalamak için 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 numaralı "Struers" marka zımparalar ve parlatma için ise demirdışı grubu için kullanılan alümina parlatma pastası, keçe kullanılmıştır. Zımparalama ve parlatma işlemleri struers marka döner diskli parlatma cihazında yapılmıştır. Dağlayıcı olarak % 2 HNO_3 'luk nital kullanılmıştır ve numunelerin mikroyapı fotoğrafları "Zeiss" marka mikroskopta çekilmiştir.

Yaşlandırma işlemleri hassas olarak sıcaklık kontrolü Heraeus marka direnç fırınında yapılmıştır. Numuneler 2.5 cm çapında 7 cm yüksekliğindeki grafit pota içinde yaşlandırılmıştır. Sıcaklık ayrıca Ni-NiCr dijital termokuplu ile de sürekli kontrol edilmiştir.

Sertlik ölçümleri, Vickers sertlik cihazında 10 kg yük ve elmas piramit uç kullanılarak yapılmıştır. X Işınları çalışmaları PW 1140/90 model Philips marka 40 kV'lık X ışınları difraktometresi kullanarak gerçekleştirilmiştir.

Ayrıca numunelerdeki segregasyon tesbiti için yapılan yapı analizi ve belirli bir doğrultudaki nokta analizi JEOL 3304 model taramalı elektron mikroskopunda yapılmıştır.

7.2. Deneylerin Yapılışı

Deneylerde kullanılan alaşımların ergitme ve döküm işlemleri, santrifüj hassas döküm ünitesinde yapılmıştır. Homojenleştirme işlemi için numuneler sıcaklık kontrollü Hereaus marka direnç fırınında 420°C sıcaklığında 22 saat süreyle tutulmuştur. Yaşlandırma işlemleri ise numunelerine Hereaus marka direnç fırınında $150-300^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkları arasında değişik sürelerde tutulmasıyla gerçekleştirilmiştir.

7.2.1. Kalıp Hazırlanması, Ergitme ve Döküm

Deneylerde kullanılan numuneler, kayıp mum döküm yöntemiyle hazırlanmıştır. Bu yöntem model yapımı, yolluklandırma, modelin alçılanması, mum giderme ve döküm kademelerinden ibarettir.

Önce döküm parçasının, mum enjeksiyon makinesinde mumdan bir modeli yapılmıştır. Bu model temizlenip havaya yardımıyla yolluklandırıldıktan sonra derece içine alınmıştır. Model dereceye tam ortalanarak ve yanlarda en az 9.5 mm üstte de 13 mm boşluk kalacak şekilde yerleştirilmiştir. Kullanılan derece paslanmaz çelikten yapılmış olup 9cm çapında ve 13 cm yüksekliğindedir.

Modelin alçılanma kademesinde, modeli çepeçevre sarak kalıbı oluşturacak kaplayıcı malzeme, ısıya dayanıklı özel bir döküm alçısıdır. Alçı suyla karıştırıldıktan ve dereceye döküldükten sonra donup sertleşir. Karışım hazırlanırken alçı $21-24^{\circ}\text{C}$ 'daki suya ilave edilmiştir. 30 saniye elle, 3,5 dakika ise mikserle karıştırılmıştır. Alçı karıştırılan kaptaki 1.5 dakika vakumlanmış ve süre tamamlandıktan sonra dereceye boşaltılmıştır. Vakumlama işlemine alçı derecedeyken bir dakika süreyle tekrar devam edilmiştir. Derece vakumlama işlemi bittikten sonra

titreşimsiz bir yüzeye alınmış ve bir saat alçının donması için bekletilmiştir. Bekleme işlemi bitince derece alt lastiği çıkarılmış ve kalıbın orta boşluğunda, derecenin çeperlerinde kalan alçı artıkları kazınmıştır.

Hazırlanan kalıp mum giderme işlemine tabi tutulmuştur. İşlem sonunda döküm sırasında metalle dolacak olan boşluk elde edilmiştir. Bu kademede derece 150°C'a kadar önceden ısıtılmış mum giderme fırınına sap deliği altta kalacak şekilde dikine yerleştirilmiş ve 2 saat bu sıcaklıkta bekletilerek mum indirme işlemi gerçekleştirilmiştir. Derece 2 saat 370°C'ta bekletilip fırın sıcaklığı yavaş yavaş 730°C'a çıkartılmış ve bu sıcaklıkta 3 saat tutularak pişirme işlemi tamamlandıktan sonra 200°C'taki döküm sıcaklığına getirilerek bekletilmiştir.

Bu sırada santrifüj döküm makinesinin şalteri açılmış ve potanın çabuk ısınması için şalter en son kademeye getirilmiştir. Ampermetrenin 15 amperi geçmemesine dikkat edilmiştir. Bu yüzden şalter kademesi aralıklı olarak düşürülmüştür. Pota sıcaklığı 500°C'a gelmeden önceden miktarı ayarlanmış ve uygun olarak kesilmiş metal potaya konulup ergimesi beklenmiştir. Bu arada magnezyum oksidasyona karşı olan eğiliminden dolayı korumak için ergitme işlemi tamamlanana kadar sisteme sürekli argon gazı verilmiştir. Ergitme işlemi tamamlandığında ergimiş metal üzerindeki oksitler alınmıştır.

Bu sırada 200°C sıcaklığına getirilmiş derece fırından alınmış ve doldurma deliği altta kalacak, potayı ortalayacak şekilde makinaya yerleştirilmiştir. Dereceyi koruyan şapka, millerden geçirilerek makinaya takılmış ve vida yardımıyla ergimiş metal pota üzerine sabitlenmiştir. Ayrıca kalıbın oynamaması için kelebek somunlarla ikinci bir sıkıştırma yapılmıştır. Bu işlemlerin son derece

çabuk bir şekilde yapılmasına özen gösterilmiştir. Döküm makinasının ana tablası iki tur kadar döndürüldükten sonra derecenin bağlı olduğu kafa yatay konuma getirilmiş ve böylece potadaki ergimiş metal santrifüj kuvvetiyle dereceye dolmuş, döküm gerçekleştirilmiştir. Daha sonra alçı kalıp kırılarak döküm dışarı alınmıştır.

7.2.2. Isıl İşlem

Döküm sonrasında elde edilen numuneler bir çelik kaba konulmuş ve numuneler oksidasyondan korunmak için grafit tozuna gömülmüştür. Numuneler sıcaklık kontrollü direnç fırınında, 420°C 'ta 22 saat homojenleştirme işlemine tabi tutulmuşlardır. Sıcaklık ayrıca Ni-NiCr termokuplu ile de kontrol edilmiştir. Homojenleştirme işlemi sonunda tüm numuneler 20°C 'taki suya atılarak soğutulmuştur.

Farklı alüminyum içeriğine sahip numuneler su verme işleminden sonra $15 \times 15 \times 3 \text{ mm}$ boyutlarında kesilerek yaşlandırma işlemlerine hazırlanmıştır.

Yaşlandırma işlemi, numuneleri $150-200-250-300^{\circ}\text{C}$ sıcaklıklarında 1,3,6,13,25,50 ve 100 saat tutmak suretiyle gerçekleştirilmiştir. Yaşlandırmada 2.5cm çapında 7cm yüksekliğindeki grafit potalar kullanılmıştır. Numuneler yine oksidasyondan korumak için grafit tozuna gömülmüşlerdir.

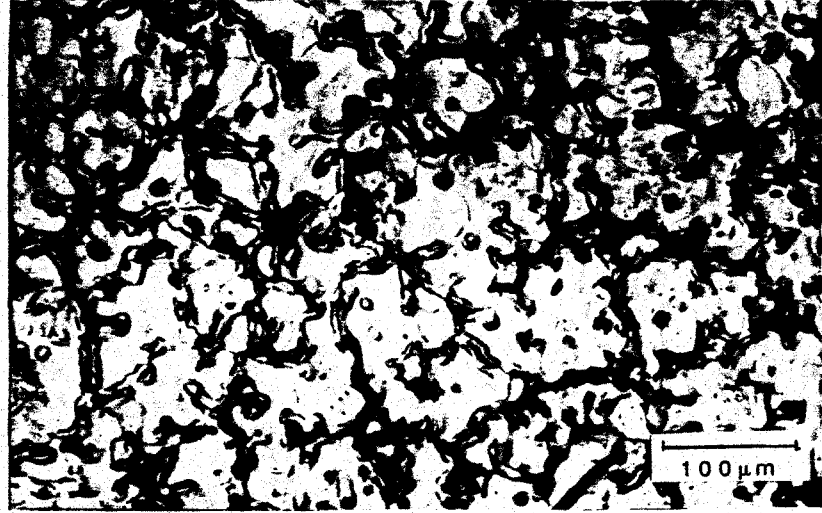
BÖLÜM 8. DENEYSEL SONUÇLAR

Çeşitli bileşimlerdeki magnezyum alüminyum alaşımlarındaki çökelme yaşanması olayı, metalografik inceleme X ışınları, sertlik ölçümleri ile incelenmiştir. Taramalı elektron mikroskopunda alaşımların segregasyon durumuna bakılmıştır.

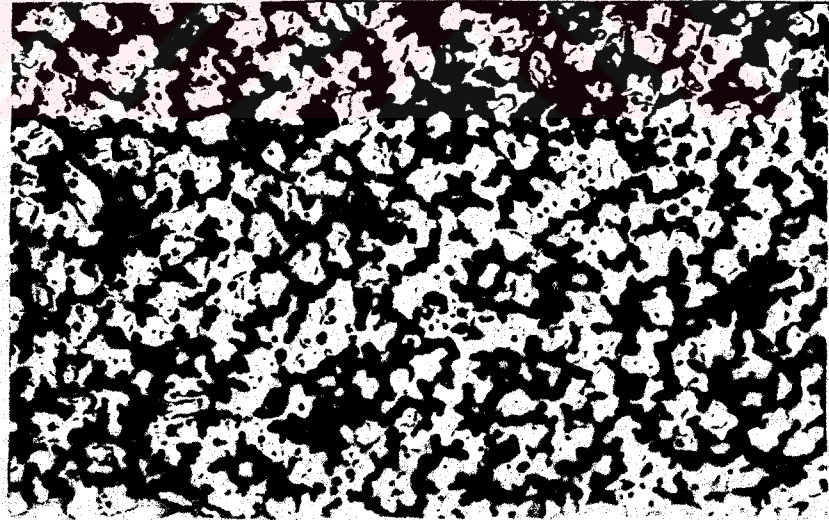
8.1. Metalografik İnceleme

Reçineye alınmış numuneler metalografik olarak parlatılmıştır. %2 HNO₃ içeren nital reaktifi ile dağlandıktan sonra optik mikroskopunda mikroyapı fotoğrafları çekilmiştir. %6'dan %12'ye kadar alüminyum içeren magnezyum alaşımlarının döküm mikroyapıları incelendiğinde dendritik olduğu görülmüştür. Şekil 8.1'de döküm sıcaklığı 750°C olan %11 Al içeren alaşımın kalıp sıcaklığı 200°C olan alçı kalıba dökülmesiyle elde edilen yapı görülmektedir. Şekil 8.2'de ise döküm sıcaklığı aynı olan alaşımın kalıp sıcaklığı 150°C olan alçı kalıba dökülmesiyle elde edilen yapı verilmiştir. Şekil 8.1 ve 8.2'den görüleceği gibi kalıp sıcaklığı düştükçe dendritik yapı incelmektedir.

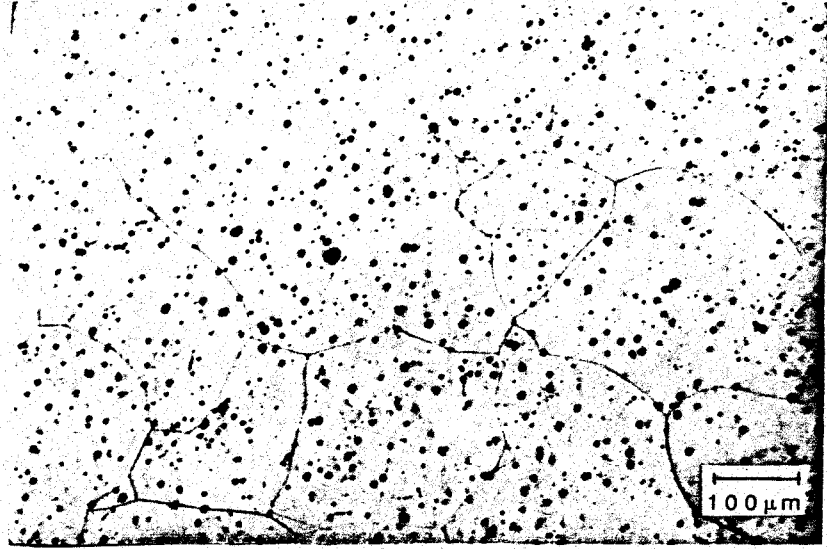
Magnezyum alüminyum alaşımlarında 150-300°C sıcaklıkları arasında yapılan yaşlandırma işlemleri sonucunda elde edilen mikroyapılardan bu alaşımlarda hem sürekli hem de süreksiz (hücreli) çökelmenin meydana geldiği görülmüştür. Sürekli çökelme yapısına ait mikroyapı Şekil 8.3'de verilmiştir. Hem sürekli hem de süreksiz çökelme içeren mikroyapı ise Şekil 8.4'te görülmektedir.



ŞEKİL: 8.1. % 11 Al İçeren Magnezyum Alaşımının 750°C Döküm Sıcaklığı, 200°C Kalıp Sıcaklığı Koşullarında Elde Edilen Numunesinin Nital Reaktifi İle Dağlanmış Durumdaki Döküm Mikroyapısı.



ŞEKİL: 8.2. % 11 Al İçeren Magnezyum Alaşımının 750°C Döküm Sıcaklığı, 150°C Kalıp Sıcaklığı Koşullarında Elde Edilen Numunesinin Nital Reaktifi İle Dağlanmış Durumundaki Döküm Mikroyapısı.



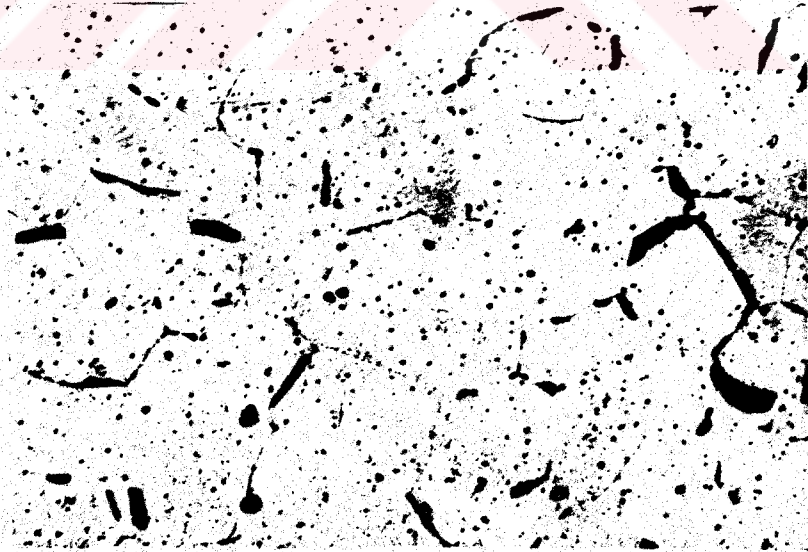
ŞEKİL: 8.3. Mg % 7 Al Alaşımının 200°C'ta 1 Saat Yaşlandırılmış Numunesinin Nital Reaktifi İle Dağlanmış Durumdaki Mikro-yapısı.



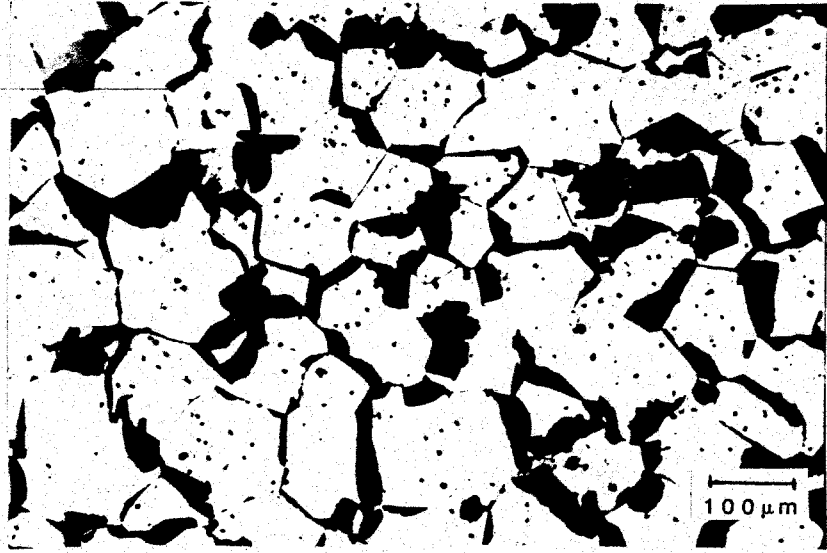
ŞEKİL: 8.4. Mg-% 11.5 Al Alaşımının 150°C'ta 6 Saat Yaşlandırılmış Numunesinin Nital Reaktifi İle Dağlanmış Durumdaki Mikroyapısı.

Sadece sürekli çökelmenin görüldüğü çökelme tipi 150 ve 300°C'taki sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işleminde % 9'dan az alüminyum içeren alaşımlarda kısa süren yaşlandırma sürelerinde gözlenmiştir. 200 ve 250°C'taki yaşlandırmada ise sadece % 6 Al'i içeren alaşımda sürekli çökelme görülmüştür. Bu çökelme tipine ait mikroyapı Şekil 8.3'te verilmiştir.

Sürekli ve süreksiz çökelme tipi ise 150°C'ta %9'dan fazla alüminyum içeren alaşımlarda elde edilmiştir. Ayrıca bu sıcaklıkta % 9'dan az alüminyum içeriklerinde uzun süren yaşlandırma sürelerinde de bu yapıya rastlanmıştır. 200°C'taki yaşlandırma işleminde % 7'den fazla alüminyum içeren alaşımlarda çok uzun yaşlandırma süreleri hariç sürekli ve süreksiz çökelme yapısı görülmüştür. 250°C'taki kısa yaşlandırma sürelerinde % 9.5 Al içeriğine kadar bu yapı gözlenmiştir. Bu çökelme tipinde yaşlanma süresi arttığında süreksiz çökelme oranının arttığı tesbit edilmiştir. Sürekli ve süreksiz çökelme tipine ait mikroyapılar Şekil 8.5 ve Şekil 8.6'te verilmiştir.

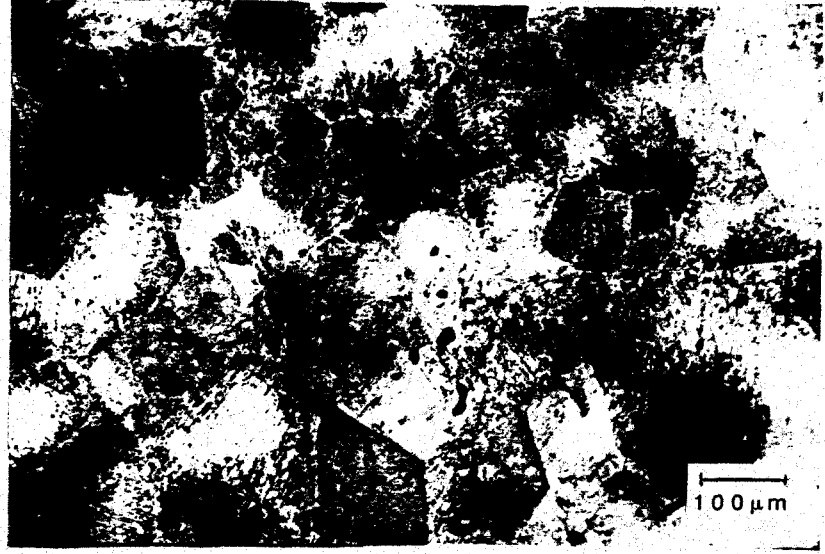


ŞEKİL: 8.5. Mg % 9 Al Alaşımının 150°C'ta 6 saat Yaşlandırılmış Numunesinin Nital Reaktifi İle Dağlanmış Durumdaki Mikro yapısı.



ŞEKİL: 8.6. Mg % 9.5 Al Alaşımının 150°C'ta 25 Saat Yaşlandırılmış Numunesinin Nital Reaktifi İle Dağlanmış Durumdaki Mikro yapısı.

Yaşlandırma süresi ve alüminyum içeriğinin artmasıyla mozaik şeklinde olan mikroyapılar elde edilmiştir. 200°C'ta % 9.5 , 250°C'ta % 8.5 ve 300°C'ta % 8'den fazla alüminyum içeren alaşımların uzun süren yaşlandırma işlemlerinde bu tür mikroyapılara rastlanmıştır. Mozaik şeklindeki mikroyapılar Şekil 8.7 ve Şekil 8.8'de verilmiştir.



ŞEKİL: 8.7. Mg-% 8Al Alaşımının 250°C'ta 13 Saat Yaşlandırılmış Numunesinin Nital Reaktifi İle Dağlanmış Durumdaki Mikro yapısı.

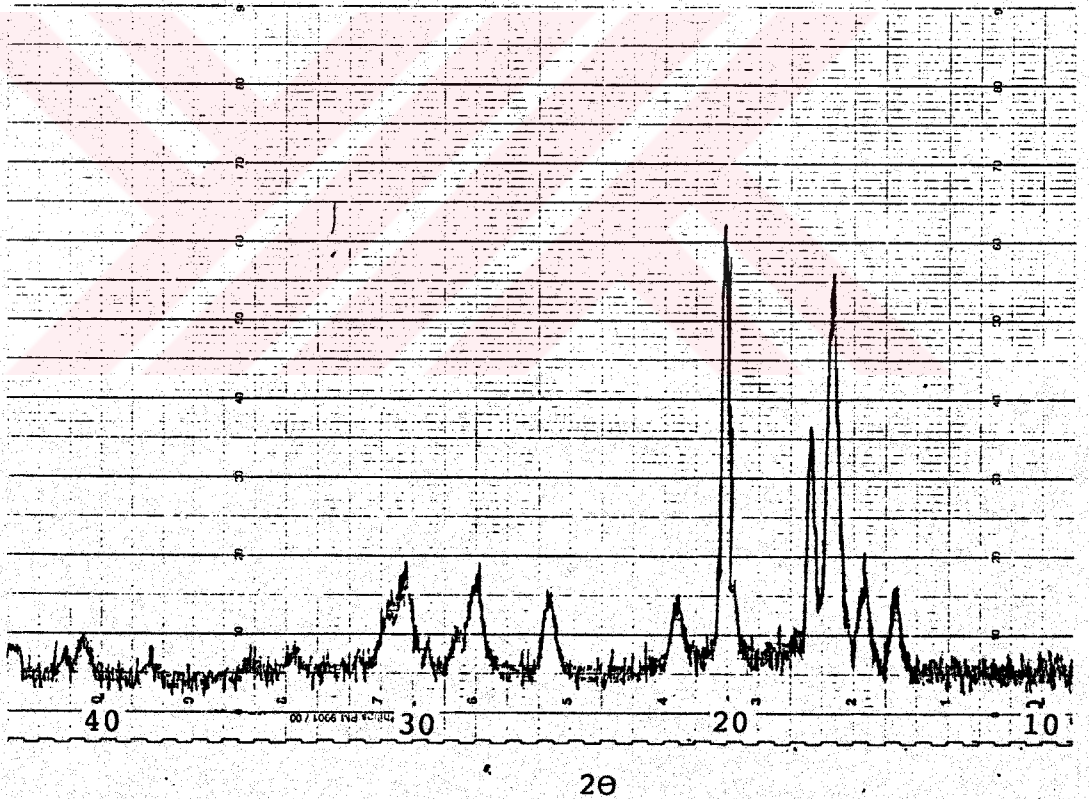


ŞEKİL: 8.8. Mg-% 9 Al Alaşımlarının 300°C'ta 6 Saat Yaşlandırılmış Numunesinin Nital reaktifi İle Dağlanmış Durumdaki Mikro yapısı.

8.2. X Işınları Çalışması

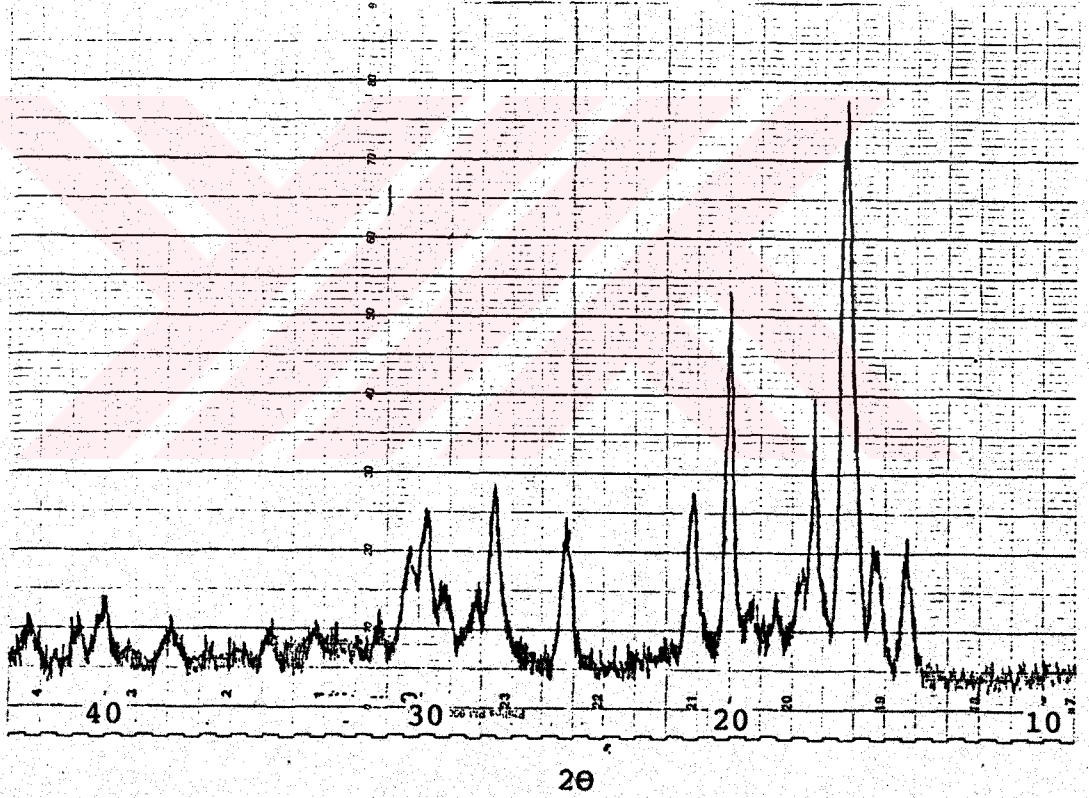
Çeşitli oranlarda alüminyum içeren magnezyum alaşımlarının dökümden ve yaşlandırma işlemlerinden sonraki yapıları X ışınları difraktometresi ile incelenmiştir.

% 6'dan % 12'ye kadar alüminyum içeren magnezyum alaşımlarının dökümden hemen sonra yapılan X ışınları incelemesinde aynı difraksiyon paternleri elde edilmiştir. Şekil 8.9'da döküm sonrasında elde edilen difraksiyon paterni verilmektedir. Bu paternde herhangi bir çökelti fazı difraksiyon pikine rastlanmamıştır.



ŞEKİL: 8.9. Mg%9 Al İçeren Alaşımın Dökümden Hemen Sonra Elde Edilen Difraksiyon Paterni.

150°C - 300°C'ta yapılan yaşlandırma işlemlerinden sonra elde edilen difraksiyon paternlerinde çökelti fazı difraksiyon piklerine rastlanmıştır. % 9 Aliçeren alaşımın 200°C'ta 50 saat yaşlandırılmasından sonra elde edilen difraksiyon paterni Şekil 8.10'da verilmiştir. Çökelti fazı ait difraksiyon piklerinin $Mg_{17}Al_{12}$ bileşiğine ait olduğu tesbit edilmiştir. $Mg_{17}Al_{12}$ çökelti fazına ait difraksiyon piklerinin alüminyum içeriği ve yaşlandırma süresi arttıkça kuvvetlendiği gözlenmiştir. Farklı yaşlanma sıcaklığı ve sürelerinde $Mg_{17}Al_{12}$ 'den başka herhangi bir çökelti pikine rastlanmamıştır.



ŞEKİL: 8.10. Mg % 9 Al Alaşımının 200°C'ta 50 Saat Yaşlandırılmış Numunesinden Elde Edilen Difraksiyon Paterni.

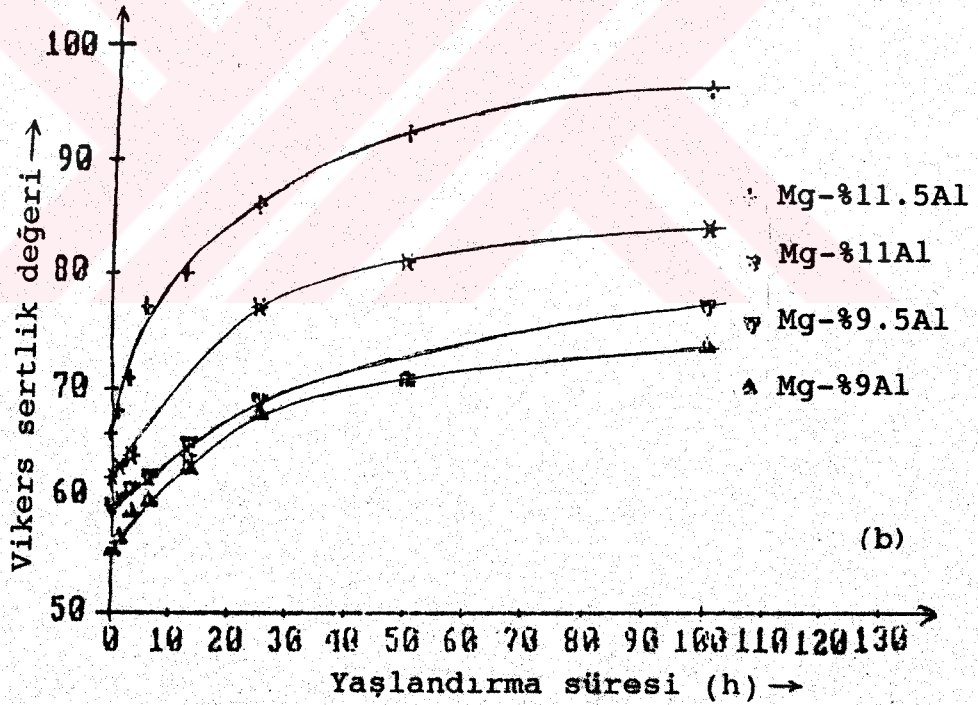
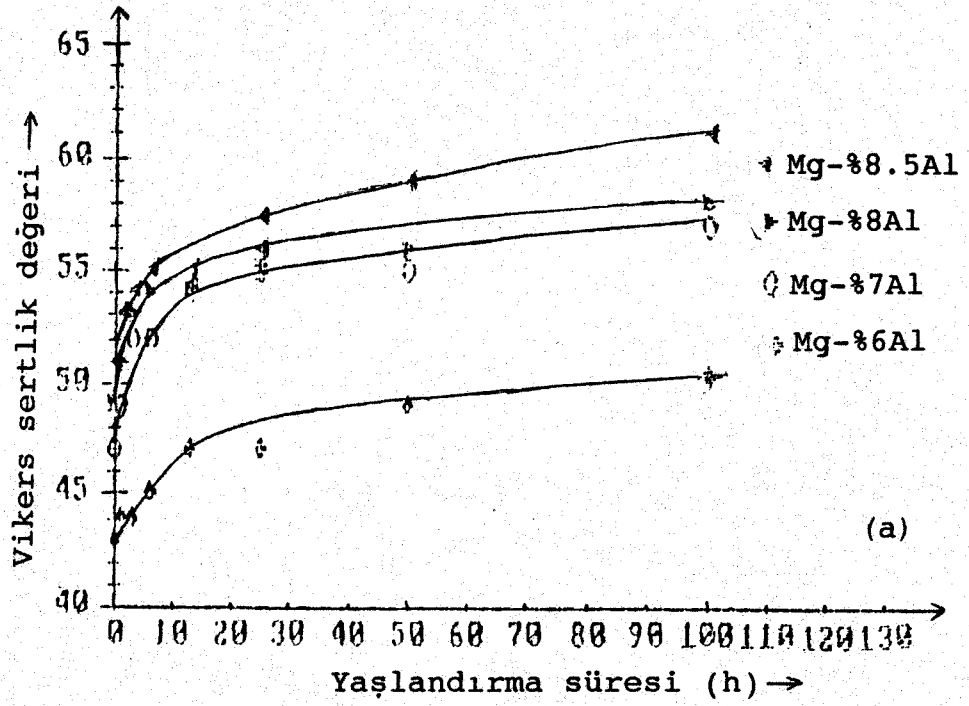
8.3. Sertlik

% 6'dan % 12'ye kadar alüminyum içeren magnezyum alaşımları 420°C'ta 22 saat homojenleştirilip su verdikten sonra 150,200,250,300°C sıcaklıklarında yaşlandırma işlemine tabi tutulmuşlardır. Bu işlem sonunda 10 kg yük ve Vickers piramit uç kullanılarak her bir numune için en az beş değer ölçülerek Vickers sertlik değerleri belirlenmiştir.

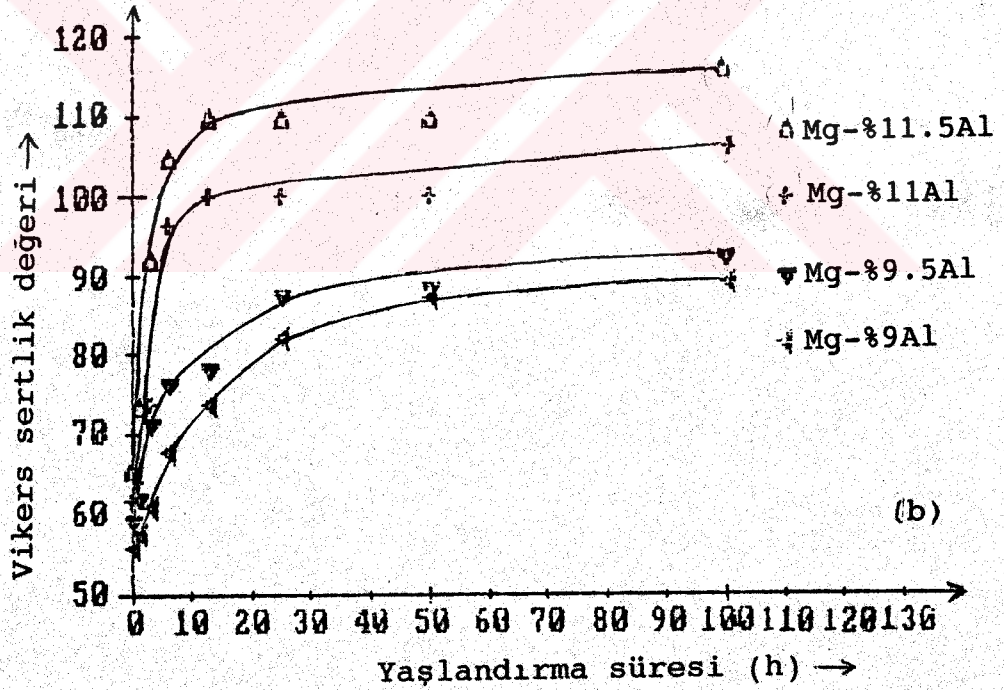
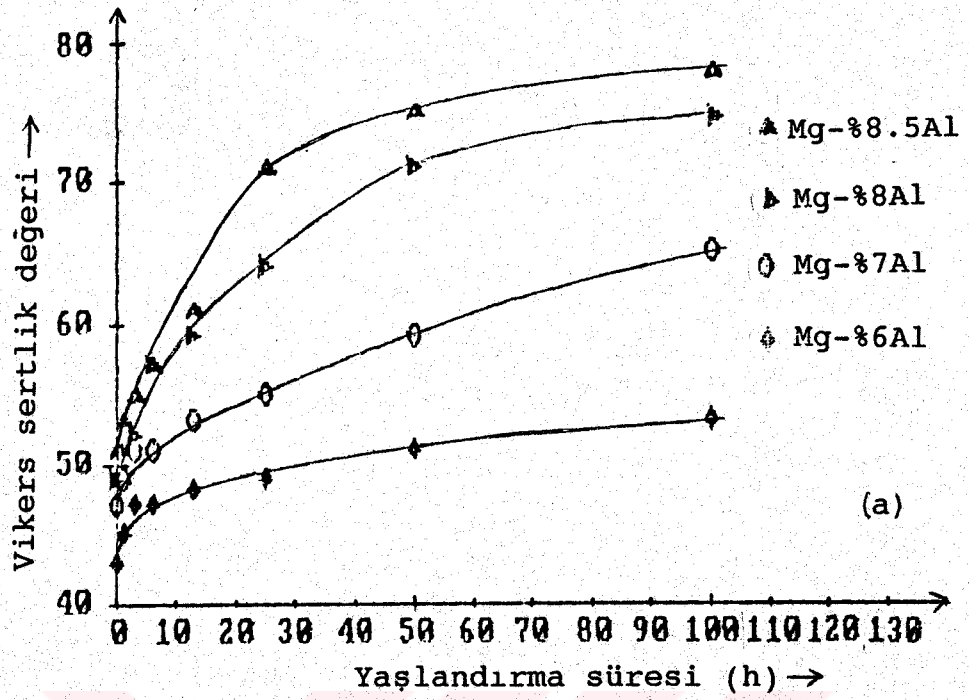
150°C sıcaklığında yapılan yaşlandırma işlemlerinde sertlikte çok belirgin bir artış % 8'den fazla alüminyum içeren alaşımlarda elde edilmiştir. 150°C'ta yapılan yaşlandırma sonunda yaşlanma süresine bağlı olarak elde edilen sertlik eğrileri Şekil 8.11'de verilmiştir. Şekil 8.11'den görüleceği gibi % 6 Al içeren alaşımın yaşlandırma özelliği çok zayıftır.

200°C'taki yaşlandırmada yine % 6 Al içeren alaşımda sertlik artışı diğerlerine göre azdır. Şekil 8.12'da 200°C'taki yaşlandırma işleminde yaşlanma süresine bağlı olarak elde edilen sertlik eğrileri verilmiştir. % 8.5'tan fazla alüminyum içeren alaşımlarda 25 saate kadar olan yaşlanma sürelerinde sertleşmenin daha hızlı olduğu bu yaşlandırma süresinden sonra daha yavaş olduğu görülmektedir. % 9'dan düşük alüminyum içeren alaşımlarda ise tüm yaşlanma sürelerinde belirgin bir sertlik artışı mevcuttur. Şekil 8.11 ve 8.12'dan da görüleceği gibi gerek 150°C gerekse 200°C'taki yaşlandırma işleminde aşırı yaşlanma olayına rastlanmamıştır.

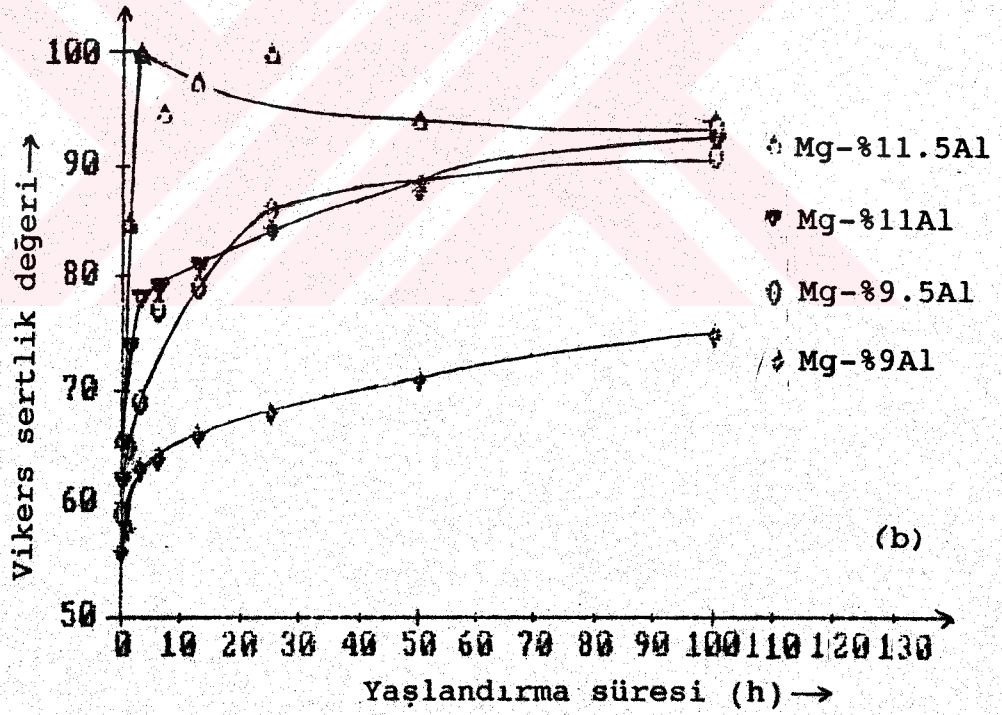
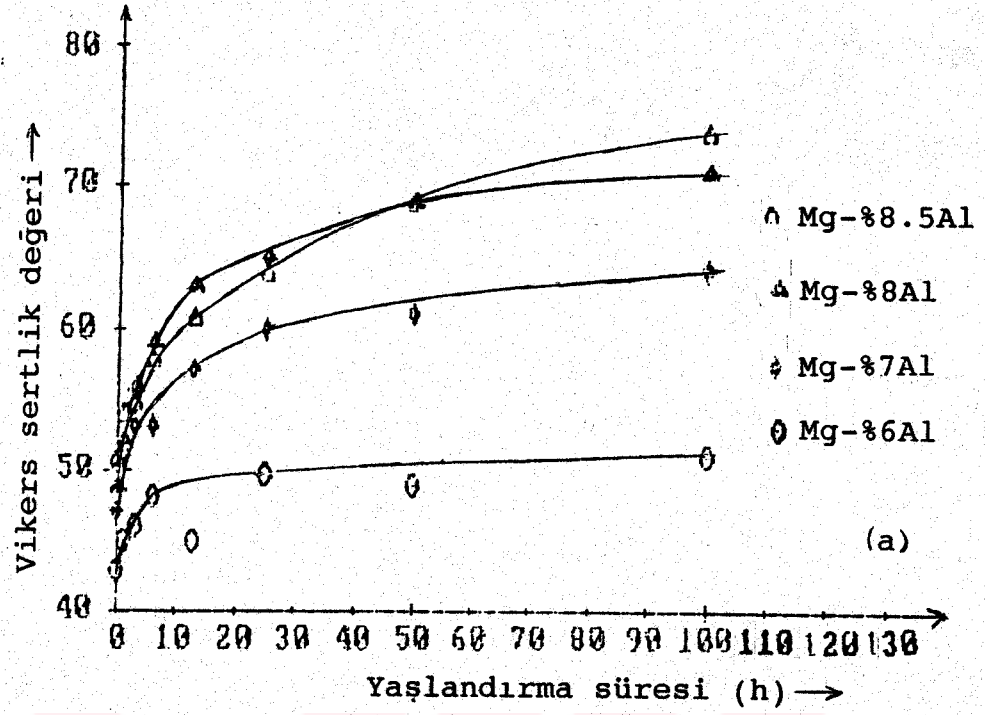
250°C'ta yapılan yaşlandırmada % 11.5 Al'dan daha az alüminyum içeren alaşımlarda belirgin bir sertlik artışının olduğu Şekil 8.11'de görülmektedir. Bu sıcaklıkta elde edilen sertlik değerleri 200°C'ta elde edilenlerden biraz düşüktür. Ayrıca bu yaşlandırma



ŞEKİL: 8.11. Farklı Bileşimlerdeki MgAl Alaşımlarının 150°C'da Yapılan Yaşlandırma İşleminde, Yaşlandırma Süresine Bağlı Olarak Elde Edilen Sertlik Eğrileri (a,b).



ŞEKİL: 8.12. Farklı Bileşimlerdeki MgAl Alaşımlarının 200°C'da Yapılan Yaşlandırma İşleminde, Yaşlandırma Süresine Bağlı Olarak Elde Edilen Sertlik Eğrileri (a,b).



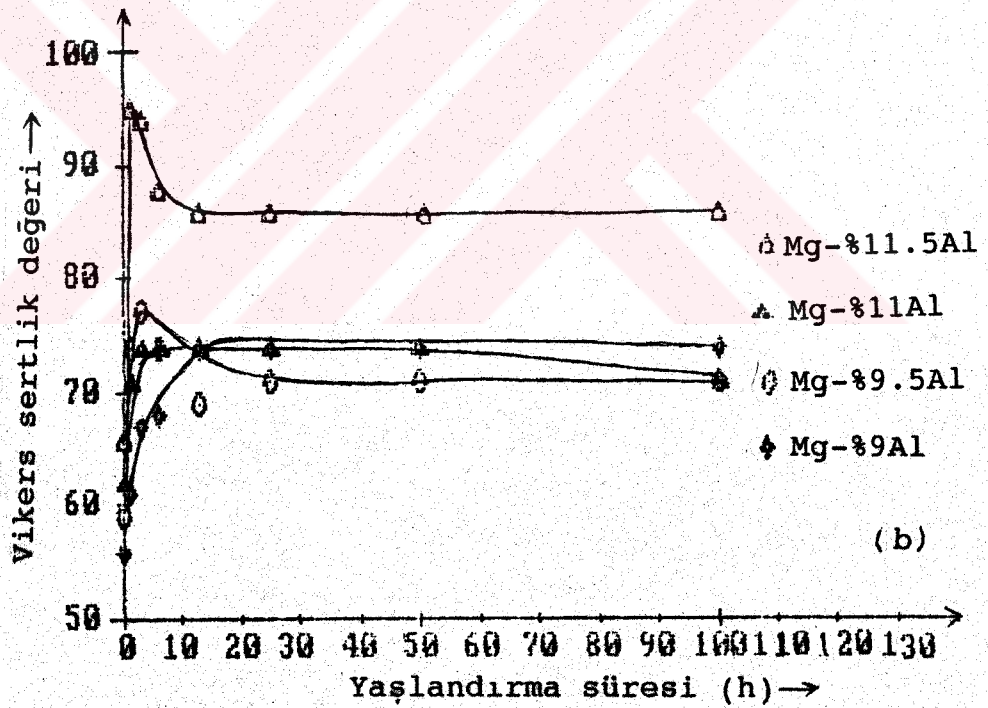
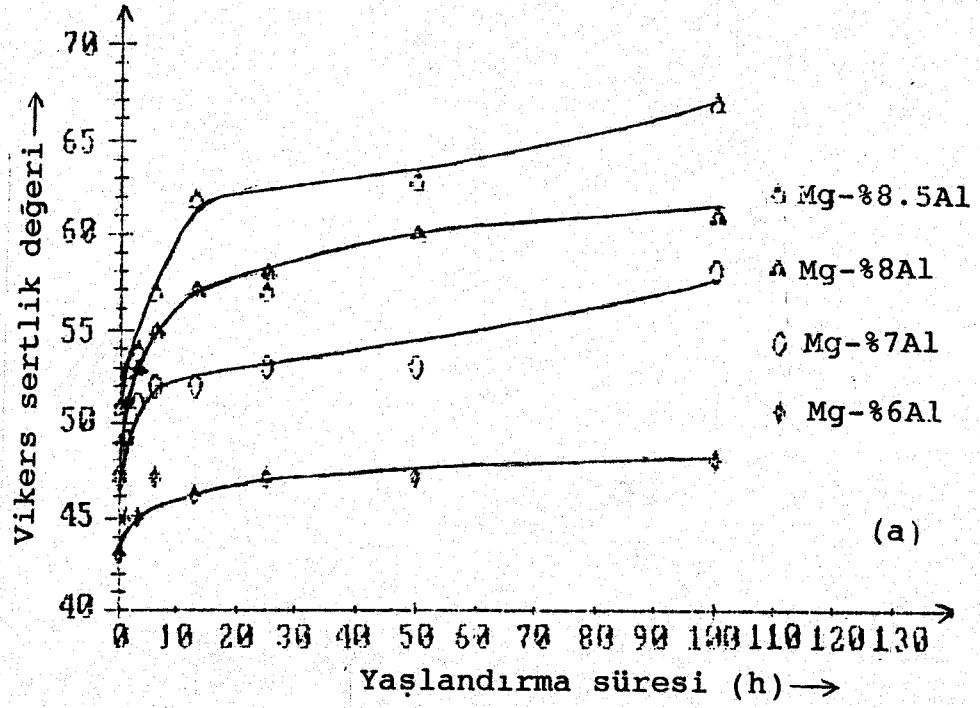
ŞEKİL: 8.13. Farklı Bileşimlerdeki MgAl Alaşımlarının 250°C'da Yapılan Yaşlandırma İşleninde, Yaşlandırma Süresine Bağlı Olarak Elde Edilen Sertlik Eğrileri (a,b).

sıcaklığında % 11.5 Al içeren alaşımda ilk üç saat yaşlanma sonrası sertlikte artış meydana gelmiş, 6 saat yaşlandırmadan sonra ise sertlikte düşme görülmüştür.

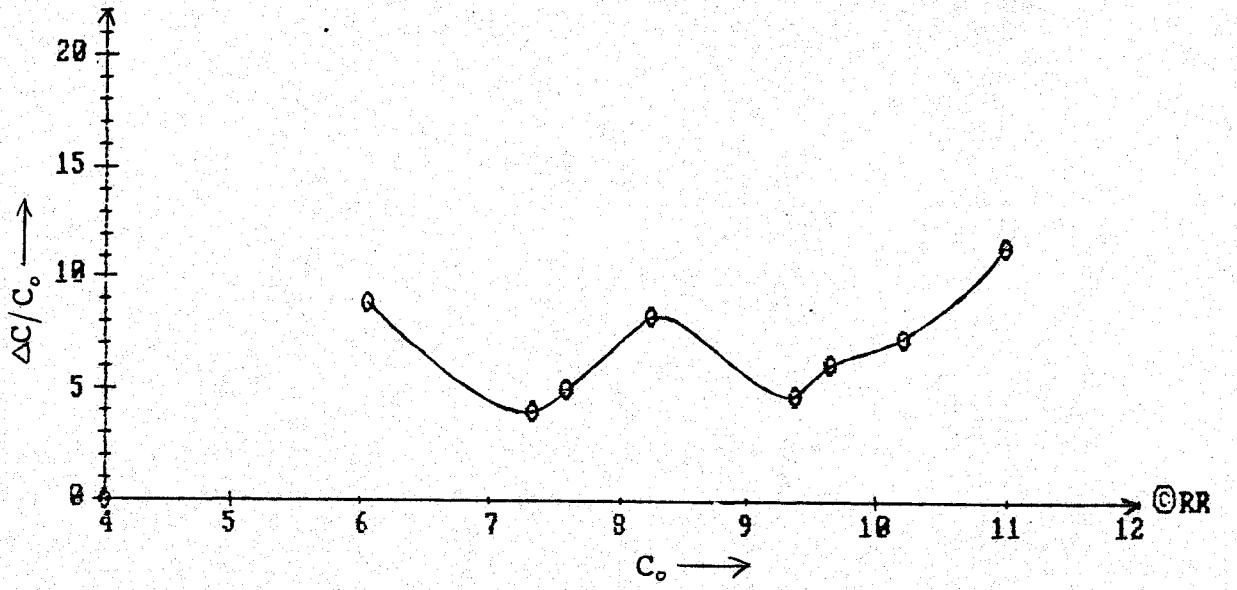
300°C sıcaklığında yapılan yaşlandırma işleminde % 9'a kadar alüminyum içeren alaşımlarda sertlikte belirgin bir artış olmaktadır. Bu durum Şekil 8.14'de görülmektedir. Bu sertlik değerleri 250°C'ta elde edilenlerden daha düşüktür. % 9 Al içeren alaşımda 13 saat yaşlanma sonrası sertlikte bir artış görülmüş ve bundan sonraki yaşlanma sürelerinde sertlik değeri aynı kalmıştır. % 9.5 ve % 11 Al içeren alaşımlarda ilk üç saat yaşlanma sonrası sertlikte artış meydana gelmiştir. % 9.5 Al içeren alaşımda 25 saat sonrasına kadar sertlikte bir düşme olup bu süreden sonra sertlik değeri sabit kalırken % 11 Al içeren alaşımda ise üç saat sonrasındaki yaşlanma sürelerinde sabit kalmıştır. % 11.50 Al içeren alaşımda bir saat yaşlandırmadan sonra sertlikte büyük bir artış elde edilmiş fakat bu değer üç saat yaşlanma sonrası düşmeye başlamış ve 13 saatlik yaşlandırma sonrasında sabit kalmıştır.

8.4. Taramalı Elektron Mikroskobu

8 Değişik bileşime sahip magnezyum-alüminyum alaşımlarının yapı analizi ve belirli bir doğrultudaki nokta analizi Taramalı elektron mikroskobunda yapılmıştır. Elde edilen nokta analiz sonuçlarının maksimum ve minimum değerleri arasındaki farkın (ΔC), numunenin yapı analizine (Co) bölünmesiyle bulunan değerler alüminyum miktarının artışına bağlı olarak bir eğri halinde Şekil 8.15'te verilmiştir. Şekil 8.15'ten görüleceği gibi eğri iki minimum göstermektedir.



ŞEKİL: 8.14. Farklı Bileşimlerdeki MgAl Alaşımlarının 300°C'da Yapılan Yaşlandırma İşleminde, Yaşlandırma Süresine Bağlı Olarak Elde Edilen Sertlik Eğrileri (a,b).



ŞEKİL: 8.15. Farklı Bileşimlerdeki MgAl Alaşımlarının Nokta Analizlerinin, Yapı Analiz İle Değişimi.

BÖLÜM 9. DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ

% 6'dan % 12'ye kadar alüminyum içeren magnezyum alaşımlarının döküm mikroyapıları incelendiğinde yapının dendritik olduğu görülmüştür. Döküm sıcaklıkları aynı tutulan alaşımın kalıp sıcaklığı değiştirildiğinde dendritlerin boyutlarında bir değişim olduğu gözlenmiştir. Bu durum katılaşma hızının farklılığından kaynaklanmaktadır. Kalıp sıcaklığı 200°C 'tan 150°C 'a düştüğünde katılaşma hızı artacağından meydana gelen dendritler daha ince olacaktır.

Değişik bileşimlerdeki magnezyum alüminyum alaşımlarının $150-300^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkları arasında yapılan yaşlandırma işlemi sonucu elde edilen mikroyapılardan bu alaşımların sürekli ve süreksiz çökeltme gösterdiği görülmüştür. Sadece sürekli çökeltme gösteren mikroyapıda çökelti fazının tane içinde olduğu gözlenmiştir. Bu tip çökeltmeye 150°C 'ta % 9'dan düşük alüminyum içeriklerinde ve kısa süren yaşlandırma sürelerinde rastlanmıştır. Bu durum düşük sıcaklıklarda yayınmanın zor olması yüzünden çökeltmenin tane içinde olacağı ile açıklanabilir. Süreksiz ve sürekli çökeltme gösteren mikroyapı tipine $200-250^{\circ}\text{C}$ 'taki kısa süren yaşlandırma sürelerinde ve 150°C 'ta uzun süren yaşlandırma koşullarında rastlanmıştır. $200-250^{\circ}\text{C}$ ta alüminyum içeriğinin artmasıyla uzun süren yaşlandırma işlemlerinde mikroyapı mozaik bir görünüm kazanmaktadır. Süreksiz çökeltme tipinin temel karakteristiği çökeltmenin tane sınırlarında başlamış olmasıdır. Yayınmanın tane sınırlarında daha kolay olduğu ve sıcaklık yükseldikçe yayınmanın hızlanacağı düşünülürse $200-250^{\circ}\text{C}$ 'taki sıcaklıklarda süreksiz çökeltmenin meydana geleceği

anlaşılabilir. Yapılan çalışmalarda yaşlanma süresi arttıkça süreksiz çökelme oranının da arttığı gözlenmiştir. Gene bu durum yayınmanın sıcaklık ve süreyle artmasıyla açıklanabilir.

Değişik oranlarda alüminyum içeren magnezyum alaşımlarının dökümden hemen sonra yapılan X ışınları incelemesinde aynı difraksiyon paternleri elde edilmiştir. Bu difraksiyon paternlerinin magnezyum pikinden başka çökelti fazı içermediği görülmüştür. Fakat bu yapıda hiçbir çökelti parçacığının bulunmadığı anlamına gelmez. Çünkü eğer çökelti parçacıkları çok küçük ve oranı çok az ise difraksiyonpiki vermezler. Ayrıca dökümden sonra elde edilen mikroyapıda küçük parçacıkların var olduğu görülmektedir ve literatürde bu parçacıkların $Mg_{17}Al_{12}$ olduğu belirlenmiştir [13,14,15]. 150-300°C arasındaki sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işlemleri sonunda elde edilen difraksiyon paternlerinde magnezyum piklerinden başka difraksiyon piklerine rastlanmıştır. X-ışınları incelemeleri sonunda bu piklerin $Mg_{17}Al_{12}$ fazına ait olduğu tesbit edilmiştir. Bu çökelti fazına ait piklerin alaşımın alüminyum içeriği ve yaşlanma süresi arttıkça kuvvetlendiği gözlenmiştir. Bu durum çökelti fazının miktarının arttığını göstermektedir. Yaşlandırma işlemleri sonunda elde edilen mikroyapılardan da alüminyum içeriği ve yaşlanma süresi arttığında çökeltilerin oranının artışının gözlenmesi bu X ışınları çalışmasını desteklemektedir.

150-300°C arasındaki sıcaklıklarda yapılan yaşlanma işlemleri sonucunda elde edilen sertlik değerlerinden alüminyum içeriğinin ve yaşlandırma süresinin artışıyla sertliğin arttığı görülmüştür. Sertliğin artışı yaşlanma süresinin artışıyla oluşan $Mg_{17}Al_{12}$ çökeltilerinin oranının artmasıyla açıklanabilir. Yaşlandırma sonrasında elde

edilen mikroyapılardan da alüminyum içeriği ve yaşlandırma süresi arttıkça çökeltilerin oranının arttığı gözlenmiştir. 300⁰C'ta yapılan yaşlanma işlemi sonucu elde edilen sertlik değerlerinde bir düşme görülmüştür. Bu düşme ise çökelti parçacıklarının boyutlarının yaşlandırma süresi arttıkça büyümesi ile açıklanabilir.

Numunelerdeki segregasyon tesbiti için Taramalı elektron mikroskopunda yapılan çalışmalar sonunda numunelerde segregasyonun var olduğu görülmüştür. Segregasyon olayı katılaşma hızıyla ilgili olduğundan dolayı, bu olayı önlemek için katılaşma hızının arttırılması gerekir. Bu yüzden kalıp sıcaklığının daha düşük olması gerektiği söylenebilir ancak düşük kalıp sıcaklığına sahip dökümlerde ise metalin beslenebilme problemi ortaya çıkmaktadır.

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

1)- Santrifüj hassas döküm yöntemi kullanarak % 6- % 12 arası alüminyum içeren magnezyum alaşımları elde edilmiştir. Bu alaşımların döküm mikroyapısının dendritik olduğu ve döküm sıcaklığı aynı olmak koşuluyla kalıp sıcaklığı düşürüldüğünde dendritlerin incelendiği gözlenmiştir.

2)- % 6-12 Al içeren magnezyum alaşımlarında alüminyum katı eriyik içine almak üzere yapılan homojenleştirme ısıtma işlemi için en uygun sıcaklık 420°C olarak tesbit edilmiştir. Deneylerde kullanılan tüm alaşımlar 420°C 'ta homojenleştirme işlemine tabi tutulmuşlardır.

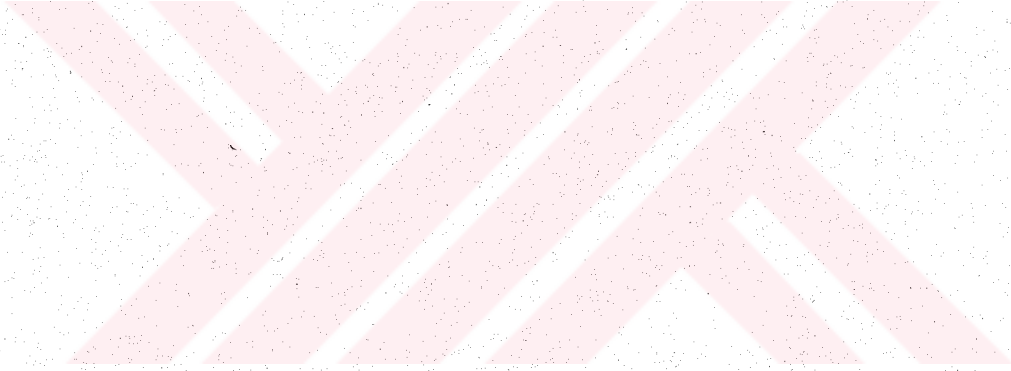
3)- Magnezyum-alüminyum alaşımlarında en iyi özellikleri veren yaşlandırma sıcaklığını belirlemek için 150, 200, 250, 300°C sıcaklıklarında yapılan yaşlandırma işlemleri sonunda en iyi sertlik değerlerinin 200°C 'ta yapılan yaşlandırma sonucu elde edildiği görülmüştür.

4)- Farklı bileşimlerdeki magnezyum-alüminyum alaşımlarının yaşlandırma işlemleri sonunda alaşımdaki alüminyum içeriğinin artmasıyla sertliğin arttığı ve en iyi sertlik değerinin 200°C 'taki yaşlandırma sıcaklığında % 11.5 Al içeren alaşımda elde edildiği görülmüştür.

5)- Magnezyum-alüminyum alaşımlarında çeşitli sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işlemleri sonunda bu alaşımlarda hem sürekli hem de süreksiz çökelme tipine rastlanmıştır. Ayrıca alüminyum içeriği ve yaşlanma süresi arttığında süreksiz çökelme oranının arttığı gözlenmiştir.

6)- Yapılan X ışınları çalışmasında sertliğin artmasını sağlayan çökelti fazının $Mg_{17}Al_{12}$ olduğu tesbit edilmiştir. X ışınları incelemesinde bu çökelti fazından başka çökelti fazına rastlanmamıştır.

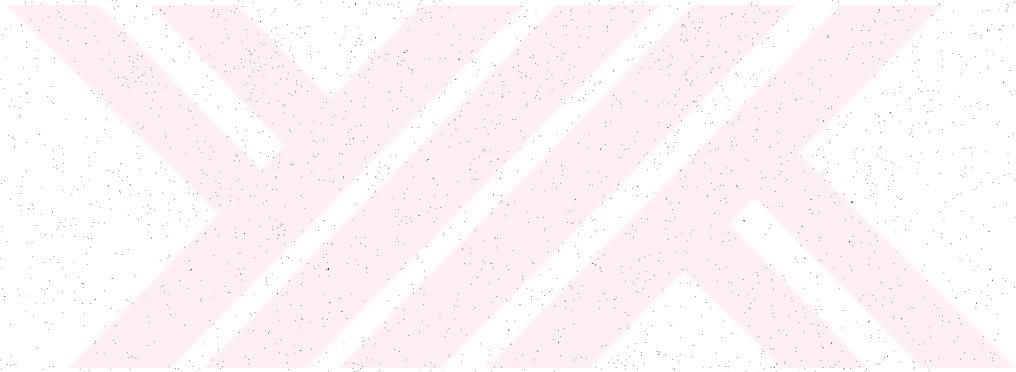
7)- Taramalı elektron mikroskopunda çeşitli bileşimlerdeki magnezyum-alüminyum alaşımlarındaki bileşim farklılıklarını belirlemek için elektron prob analizi sonucunda relatif alüminyum dağılımının % 7.5 Al ve % 9.5 bileşimlerinde en düşük olduğu görülmüştür.



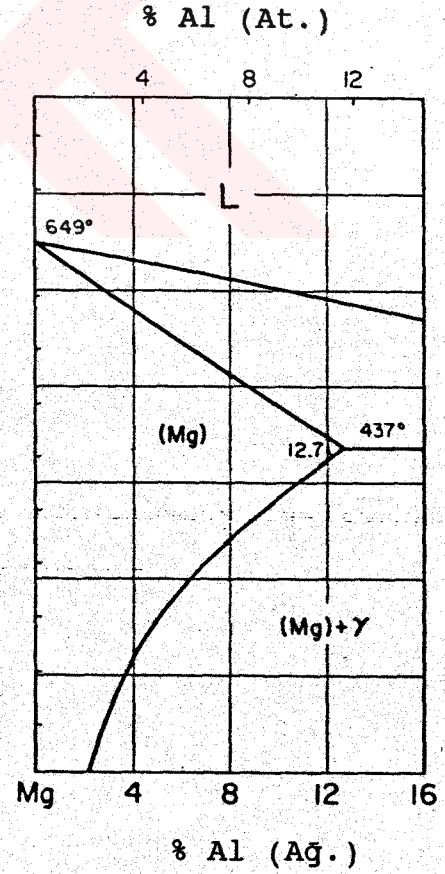
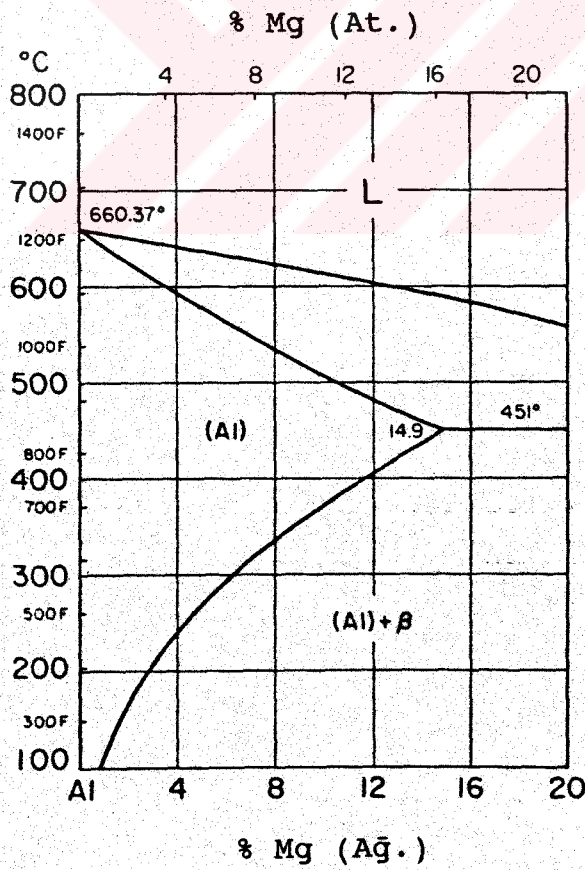
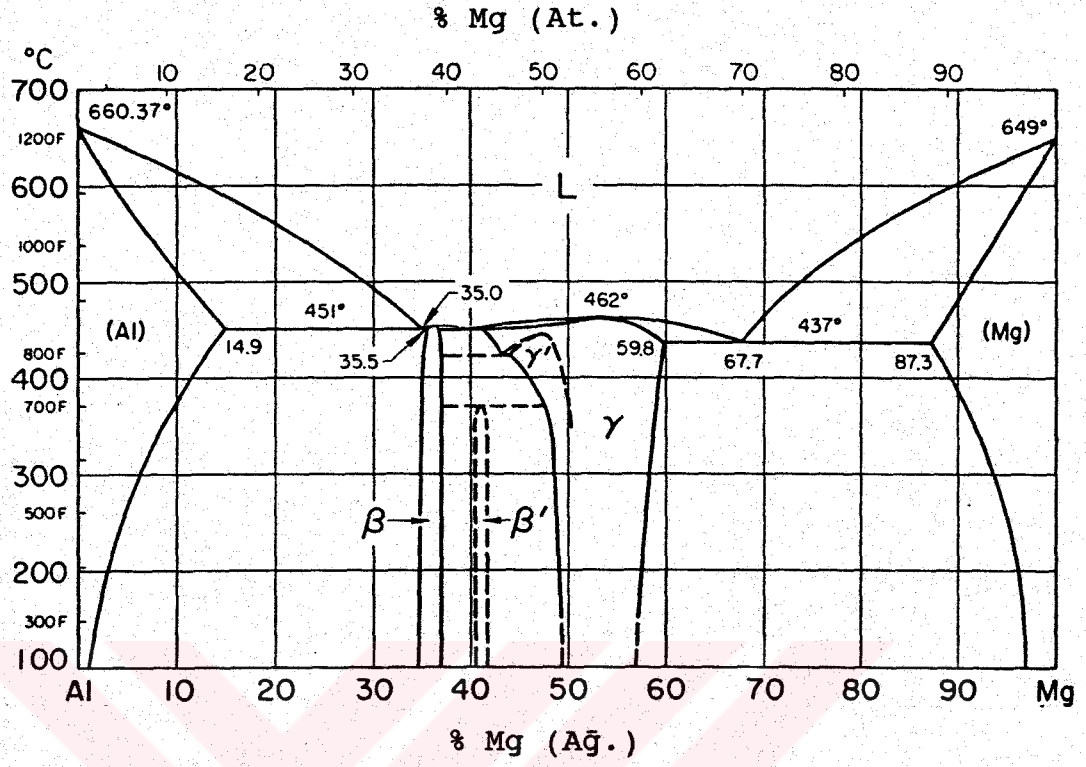
KAYNAKLAR

- [1] American Society of Metals., "Selection and Application of Magnesium and Magnesium Alloys. "Metals Handbook Vol.2, 1979. 525-534.
- [2] POLMEAR, I.J., "Light Alloys " Metallurgy of the Light Metals, 1981. 126-141.
- [3] American Society of Metals "Magnesium and Magnesium Alloys" Vol 15, 1988, 798-810.
- [4] SHELDON, R.C., "Magnesium and its Alloys" 1960, 126-151.
- [5] EMLEY, E.F., "Principles of Magnesium Technology" 1966, 787-856.
- [6] ZEUMER, N., FUCHS, H., and BETS, G., "New Developments in Casting of Magnesium" The Institute of Metals, 1987, 18-25.
- [7] BROOKS, C.R., "Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys" 1982, 95-115.
- [8] MARTIN, J.W., "Precipitation Hardening" Pergamon Press 1968, 3-39.
- [9] RAYNOR, G.V., The Physical Metallurgy of Magnesium and its Alloys 1959, 342-349.
- [10] CRAWLEY, A.F., and MILLIKEN, K.S., "Precipitation Morphology and Orientation Relationships in an Aged Mg-9% Al- 1%Zn- 0.3% Mn ALLOY" Acta Metallurgica, Vol 22. 1974, 557-562.
- [11] CLARK, J.B., "Age Hardening In a Mg-9Wt% Al Alloy" Acta Metallurgica , Vol 16, 1968, 141-152.

- [12] FREBEL, M., BEHLER, K., and PREDEL, B., "The Precipitation Behaviour of Magnesium-Aluminium Solid Solutions" Zeitschrift fuer Metallkunde, 1976, 228-234.
- [13] LORIMER, G.W., "Structure-Property Relationships in Cast Magnesium Alloys, The Institute of Metals, 1987, 47-53.
- [14] LAGOWSKI, B., "Ag ing of Mg. 9Al-Zn Alloys" AFS Transactions, 1971, 115-120.
- [15] CLOW, B.B., "The Magnesium Outlook", The Institute of Metals, 1987, 1-6.



EK-1 MgAl İkili Denge Diyagramı



EK-2

4-0770 MINOR CORRECTION

d	2.45	2.61	2.77	2.93	1g
4-0770	100	41	25	35	
4-0770					
Rad. CuK α_1	A 1.57025	Fiber	11		
Dia.	Cut off	Coll.			
I/I $_0$	G. C. DIFFRACTOMETER	d corr. abs.?			
Ref.	BRANTON AND TANGE, J. CELL. PHYSICS, 1957				
Syn. HEXAGONAL	S.G. 2-6 ps α /sec				
a $_0$ 2.215 b $_0$	c $_0$ 4.710 A	C 1.623			
s	β	γ	Z		
Ref.	1317.				
s	n α β	β γ	Sign		
2V	D 1.727 mp	Color			
Ref.	1317.				
SHULL, PHYS. REV. 129, 561-66 (1957)					
SPECTROGRAPHIC ANALYSIS BASES ON 421136 AND					
TRACES OF AL, Cu, Fe, Li					
AT 2600					
TO REPLACE 1-1141, 1-1148					

1322

1-1128 MAJOR CORRECTION

d	2.48	2.24	1.43	2.80	Al $_2$ Si $_2$
1-1128	100	33	33	18	
1-1128					
Rad. MoK α	A 0.709	Filter ZnO $_2$			
Dia.	16 INCHES Cut off	Coll.			
I/I $_0$	CALIBRATED STRIPS	d corr. abs.?	No		
Ref.	H				
Syn.		S.G.			
a $_0$	b $_0$	c $_0$	A		
s	β	γ	Z		
Ref.					
s	n α β	β γ	Sign		
2V	D	mp	Color		
Ref.					
THIS MAY BE γ -AL $_2$ Si $_2$ BECAUSE THE D VALUES					
CAN BE INDEXED ON AN I-CELL WITH $\lambda_0=10.56\text{\AA}$					
(JVS).					

341

YAŞLANDIRMA İLE SERTLEŞTİRİLEBİLEN MAGNEZYUM -ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ ÖZELLİKLERİNİN GELİŞTİRİLMESİ

Hanım DOĞAN

Anahtar Kelimeler: Sürekli çökelme, Süreksiz çökelme, $Mg_{17}Al_{12}$ fazı, Alüminyum içeriği, Yaşlandırma süresi.

Özet: %6'dan %12'ye kadar alüminyum içeren magnezyum alaşımlarının çökelme yaşlanması olayı metalografik, X ışınları ve sertlik ölçümleri çalışmalarıyla incelenmiştir. Mikroyapı çalışmaları yaşlandırılmış magnezyum alüminyum alaşımlarında hem sürekli hem de süreksiz çökelmenin meydana geldiğini göstermiştir. X-ışınları incelemesi sonunda oluşan çökelti fazının $Mg_{17}Al_{12}$ olduğu görülmüştür. Sertlik ölçümleri ise sertliğin alüminyum içeriği ve yaşlanma süresinin artışı ile arttığını göstermiştir.

THE DEVELOPMENT OF MAGNESIUM-ALUMINIUM ALLOYS AGE HARDENED

Hanım DOĞAN

Keywords: Continuous precipitation , Discontinuous precipitation, $Mg_{17}Al_{12}$ phase, Aluminium content, Aging time.

Abstract: The precipitation behaviour of magnesium-aluminium alloys containing 6 wt % Al to 12 wt %Al was investigated by means of metallographic and X ray methods, and measurements of hardness. The microstructure examination showed that continuous and discontinuous precipitation were both observed in age hardened magnesium-aluminium alloys. The precipitation processes in magnesium-aluminium alloys have been observed by the formation of $Mg_{17}Al_{12}$ equilibrium phase by X ray investigation. The hardness measurements showed that the rate of hardening on ageing at a given temperature increases as the aluminium content and aging time increases.

ÖZGEÇMİŞ

Hanım DOĞAN 1964 yılında Elbistan'da doğmuştur. Lise eğitimini 1982 yılında Bakırköy Lisesi'nde tamamladıktan sonra aynı yıl İ.T.Ü. Kimya-Metalurji Fakültesi, Metalurji Mühendisliği Bölümü'nü kazanmış; 1986 yılında bu bölümden Metalurji Mühendisi ünvanıyla mezun olmuştur. 1987 yılında İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı Malzeme Programında yüksek lisans eğitimine başlamıştır.

