

AZ91 Magnezyum Alaşımında Soğuma Hızlarının Mekanik ve Korozyon Özelliklerine Etkisi

Effect of Cooling Rates on Mechanical and Corrosion Behaviour of AZ91 Magnesium Alloys

Şennur CANDAN^{1*}, Muhammed ÇELİK², Ercan CANDAN³

Özet- Bu çalışmada, AZ91 Mg alaşımlarında soğuma hızlarının mikroyapı, mekanik ve korozyon özellikleri üzerine etkisi araştırılmıştır. Bu amaçla alaşımlar; dört farklı soğuma hızı veren kademeli dökme demir kalıba dökülmüştür. Mg numunelerin mikroyapıları; optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (SEM), mekanik testleri; sertlik, çekme deneyleri ve korozyon davranışları; daldırma deneyi ve potansiyostat/galvanostat cihazından elde edilen polarizasyon eğrileri yardımı ile değerlendirilmiştir. Korozyon deneylerinde %3.5 NaCl çözeltisi kullanılmıştır.

Mekanik deney sonuçları, soğuma hızının artması ile alaşımların çekme, akma dayanımları ve sertliğinin arttığını göstermiştir. Soğuma hızına bağlı mekanik özelliklerdeki artış, tane yapısındaki incelemelere dayandırılmıştır. Korozyon kaybı sonuçları; soğuma hızının artışı ile alaşımların korozyon dayanımının arttığını göstermiştir. Aynı zamanda, polarizasyon testleri, soğuma hızının artmasına paralel olarak alaşımların korozyon akımının (I_{kor}) azaldığını göstermiştir. I_{kor} değerindeki iyileşme, hızlı soğumadan dolayı mikroyapı içerisindeki intermetalik β ($Mg_{17}Al_{12}$) fazının azalması ve ağ şeklinin bozulması ile birlikte mikroporozite oranındaki düşüşe dayandırılmıştır.

Anahtar Kelimeler- Magnezyum Alaşımları, AZ91, Soğuma Hızı, Korozyon, Mekanik Özellikler

Abstract- In this study, effects of cooling rates on microstructure, mechanical and corrosion properties of AZ91 Mg alloys have been investigated. The cooling rates were enabled on the basis of various solidification velocities of the molten alloys by using four stage step mould. The microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of Mg alloys were investigated by using optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM), hardness, tensile tests, immersion tests and electrochemical polarization experiments. The corrosion behaviour was evaluated by immersion test in 3.5% NaCl solution.

The results from the mechanical tests showed that tensile and yield strengths increased with increasing cooling rates of the alloys. This was attributed to formation of finer grains resulted by faster cooling rates. The results from the immersion tests showed that corrosion resistance of alloy increases progressively with increasing cooling rates. In addition, polarisation tests showed that corrosion current densities (I_{corr}) of AZ91 alloy were decreased with increasing cooling rates. Higher corrosion resistant is attributed to reduction in the amount of β ($Mg_{17}Al_{12}$) phases as well as disruption of its network formation along side with reduced microporosity promoted by faster cooling rates in the microstructure.

Keywords- Magnesium alloys, AZ91, The Cooling Rate, Corrosion, Mechanical Properties

I. GİRİŞ

Magnezyum (Mg) günümüzde konstrüksiyon malzemesi olarak kullanılan metalik malzemeler içinde en hafif olanıdır. Mg temelli alaşımlar, düşük yoğunluğundan dolayı mikroelektronik, telekomünikasyon, uzay ve otomobil endüstrisi gibi birçok mühendislik alanında kullanım alanlarına sahiptir [1-3]. Aynı zamanda Mg, çok düşük toksik özelliği nedeniyle biyo-uyumlu ve biyo-çözünür bir metaldir. Çözünebilir metalik biyomalzemelerin, gelecekteki ortopedik implant uygulamalarında plaka ve vida yapımında potansiyel implant malzemeler olarak kullanılması öngörülmektedir [4-6].

^{1*}Sorumlu yazar iletişim: sennur.candan@bilecik.edu.tr

Makine ve İmalat Mühendisliği, Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi, 11210 Gülümbe, Bilecik

^{2,3}İletişim: ²c.mhmm25@gmail.com, ³ercan.candan@bilecik.edu.tr

Makine ve İmalat Mühendisliği, Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi, 11210 Gülümbe, Bilecik

AZ91 Mg alaşımı (Mg-%9Al-%1Zn) daha iyi döküm ve mekanik özellikleri nedeniyle diğer Mg alaşımlarına göre daha yaygın kullanılmaktadır [7]. Yüksek mukavemet/ağırlık oranı gibi iyi mekanik özelliklerine rağmen, elektrokimyasal olarak oldukça aktif bir metal olmasından kaynaklanan kötü korozyon özellikleri, Mg ve alaşımlarının herhangi bir koruma uygulanmadan kullanılmalarını sınırlandırmaktadır [8,9]. Bu alaşımlarının mekanik, döküm ve korozyon özelliklerini geliştirmek amacıyla az miktarda Ca, Si, Sr, Sb, Ce, La, B, Sn, Y, Pb, Ti, veya Bi katılarak mikro alaşımlandırma yapılmaktadır [10-24].

Literatürde, AZ serisi, özellikle AZ91, Mg alaşımında bulunan $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik (β -intermetalik) fazının malzemenin mekanik ve korozyon özelliklerine etkisi geniş olarak çalışılmıştır [25-29]. Song vd. [26] yaptığı çalışmada; AZ21, AZ91 ve AZ501'in korozyon davranışlarını kıyaslamışlardır. Bu çalışma sonuçlarında, korozyon hızının AZ501, AZ21, AZ91 şeklindeki sırayla değiştiği ve bunun, alaşımların mikroyapılarındaki farklılıktan kaynaklandığını belirlemişlerdir. Witte vd. [5], yaptıkları çalışmalarda; sadece Al ve Zn içeren (AZ31 ve AZ91) iki alaşımı ve çeşitli bileşimlerde nadir toprak elementleri içeren WE43 ve LAE442 alaşımların vücut içerisindeki çözünme davranışlarını incelemek amacıyla karşılaştırmışlardır. Çalışma sonucunda, LAE442 alaşımında korozyonun en yavaş gerçekleştiği, AZ31, AZ91 ve WE43 alaşımlarının ise benzer hızlarda çözündüğü belirtilmiştir. Bir diğer çalışmada, potansiyodinamik polarizasyon tekniği kullanarak saf Mg, saf Al, AZ21, AZ501 ve AZ91 Mg alaşımının pH 7 ve pH 11'de Cl^- iyonu varlığında ve Cl^- suz ortamda H_3PO_4 tampon çözeltisi içerisinde anodik davranışlarını Anık vd. [29] incelemiştir. AZ91 alaşımındaki ötektik faz karışımının pH 7' de korozyon direncini arttırmasına karşılık pH 11' de bu özelliğini kaybettiği ve asıl korozyona uğrayan bölge olduğu rapor edilmiştir. Cl^- iyonu konsantrasyonu arttırıldıkça bölgesel korozyon saldırılarının pH 7 ve pH 11' in her ikisinde de arttığı tespit edilmiştir.

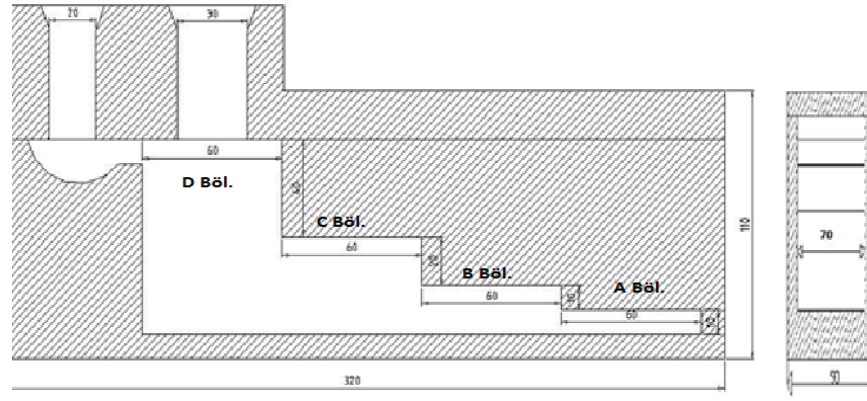
Literatürdeki her bir çalışma, AZ91 alaşımındaki Al miktarını değiştirmek suretiyle yapılmıştır. Oysa, Al miktarındaki değişiklik β -intermetalik fazı miktarını değiştirmekle kalmadığı gibi matris içerisindeki katı eriyiklik sınırını da değiştirmektedir. Bu noktadan yapılan mekanik ve korozyon kıyaslamaları matris içerisindeki sadece β -intermetalik fazının etkisine dayandırılmaktadır. Oysa, matrisin bileşimi de göz önünde bulundurulması gereken en önemli unsurdur.

Literatürde, AZ serisi Mg alaşımlarının mekanik ve korozyon dayanımları arttırmak amacı ile mikro alaşımlandırmanın dışında hızlı soğutma prosesleri yardımıyla mikroyapının inceltilmesine yönelik çalışmalar oldukça kısıtlıdır [12,30]. AZ91 alaşımının anodik davranışına alaşımlandırmanın ve hızlı soğutmanın etkisi üzerine Tanrıverdi [12] tarafından yapılan çalışmada pH 7'de soğutma hızının artmasıyla AZ91 alaşımın korozyon direncinin arttığı rapor edilmiştir. Rapor edilen çalışmada [12], şerit ve döküm numuneler kıyaslanmakta olup soğutma hızı çalışması üretim yöntemleri bakımından bu çalışmadan tamamen farklıdır.

Bu çalışmada ise, AZ91 Mg alaşımı içerisindeki Al ve Zn miktarı sabit tutularak farklı soğuma hızlarında üretilen farklı miktarda katı eriyik Al içeren matrisin mekanik ve korozyon özelliklerini nasıl etkilediğinin araştırılması hedeflenmiştir.

II. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Magnezyum alaşımlarının üretimi için %99,9 saflıkta Mg ve Al kullanılmıştır. Mg-Al-Zn (AZ91) esaslı alaşımın hazırlanması ön alaşım ile gerçekleştirilmiştir. Hazırlanan ön alaşımlardan ikinci bir ergitme ile deney numunelerinin dökümü yapılmıştır. Üretim yöntemi ve proses parametrelerinin detayları Ünal [14] ve Elen [16] tarafından daha önce rapor edilmiştir. Kısaca, ergiyik Mg alaşımı 720°C de kademe şeklindeki kalıba (Şekil 1) SF_6 gazı altında dökülerek elde edilmiştir. Kalıptaki soğuma hızları A, B, C ve D bölgeleri için sırasıyla 8, 4, 2 ve 1.5 °C/s olarak ölçülmüştür. Mikroyapı incelemeleri Optik mikroskop ve Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) kullanılarak yapılmıştır. Çekme deney numuneleri ASTM E 8M-99 standartlarına göre hazırlanmıştır. Çekme deneyi, SHIMADZU marka çekme cihazında ve 0.5 mm/dk çekme hızında 50 kN çekme kuvvetiyle yapılmıştır. Sertlik deneyleri HMV model SHIMADZU marka dijital sertlik cihazında elmas kare piramit uç kullanılmış ve 2 kg yük 10 sn olarak belirlenmiştir. Numunelerin bir ucundan diğer ucuna 5 farklı noktadan sertlik ölçümleri yapılmış ve bu ölçümlerin ortalamaları alınmıştır.



Şekil 1. Kademeli kalıp kesiti

Daldırma deneyi için numunelerin yüzeyleri, sırası ile 600, 800, 1000 ve 1200 mesh SiC zımpara ile zımparalanmış ve 1 μm Al_2O_3 pasta ile parlatılmıştır. Deney öncesi numuneler saf suda 5 dakika ultrasonik olarak temizlenip, alkol ile durulanmış ve kurutulduktan sonra 0,001g hassasiyetindeki terazi ile tartılmıştır.

Numuneler, 300 ml %3.5 NaCl çözelti içerisinde (oda sıcaklığında) 3 gün bekletilmiştir. Kaplar belirli zaman aralıklarıyla çalkalanarak 3. gün sonunda numuneler çözülden çıkartılmıştır. Çözülden çıkarılan numuneler, plastik fırça ile temizlenip, saf su ve alkol ile ultrasonik olarak 3 dk temizlendikten sonra kurutulmuştur. Kurutulan numuneler tekrar hassas terazide tartılmıştır.

Elektrokimyasal korozyon testlerine başlamadan önce, deney numunelerinin (çalışma elektrodu) iletkenliği sağlayabilmek için arka yüzeyine 1.5 mm çapında 300 mm uzunluğunda bakır tel lehimlenmiş ve yalnızca elektrolit ile temasta olan yüzeyleri (yüzey alanı 0.5 cm^2) açıkta kalacak şekilde epoksi ile kaplanmıştır. Numunelerin yüzeyleri, ağırlık kaybı deneylerinde olduğu gibi hazırlanmıştır.

Korozyon incelemelerinde DC105 Korozyon Analiz yazılımına sahip bilgisayar kontrollü Gamry model PC4/300 mA potansiyostat/galvonostat kullanılmıştır. Deney hücresi olarak 400 ml beher kap kullanılmıştır. Deney hücresi içerisine, çalışma elektrotu olarak deney numuneleri, karşı elektrot görevini yapan 6 mm çapında karbon elektrot ve referans elektrot olarak da doygun kalomel elektrot (SCE) yerleştirilmiştir.

Deney çalışmalarının tümünde, öncelikle sistemden akım geçmeksizin, %3,5 NaCl çözeltisinin içine çalışma elektrodunun ve referans elektrodunun daldırılmasından itibaren ikisi arasındaki korozyon potansiyellerinin mV olarak değişimi ilk 45 dk süreyle, zamana karşı ölçülmüştür. Denge potansiyeline (E_{kor}) ulaşıldıktan sonra potansiyodinamik polarizasyon eğrileri, -2 V'dan 0.2V'a kadar 1 mVs^{-1} tarama aralığında katodikten anodik yöne doğru kaydedilmiştir. Tüm deneyler, her bir soğuma bölgesi için en az ikişer defa olmak üzere polarizasyon eğrileri birbirlerini doğrulayınca kadar tekrar edilmiştir. Tafel eğrilerinden korozyon potansiyeli (E_{kor}), korozyon akım yoğunluğu (I_{kor}) ve korozyon hızı (CR) hesaplanmıştır.

III. SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME

A. Mikroyapı

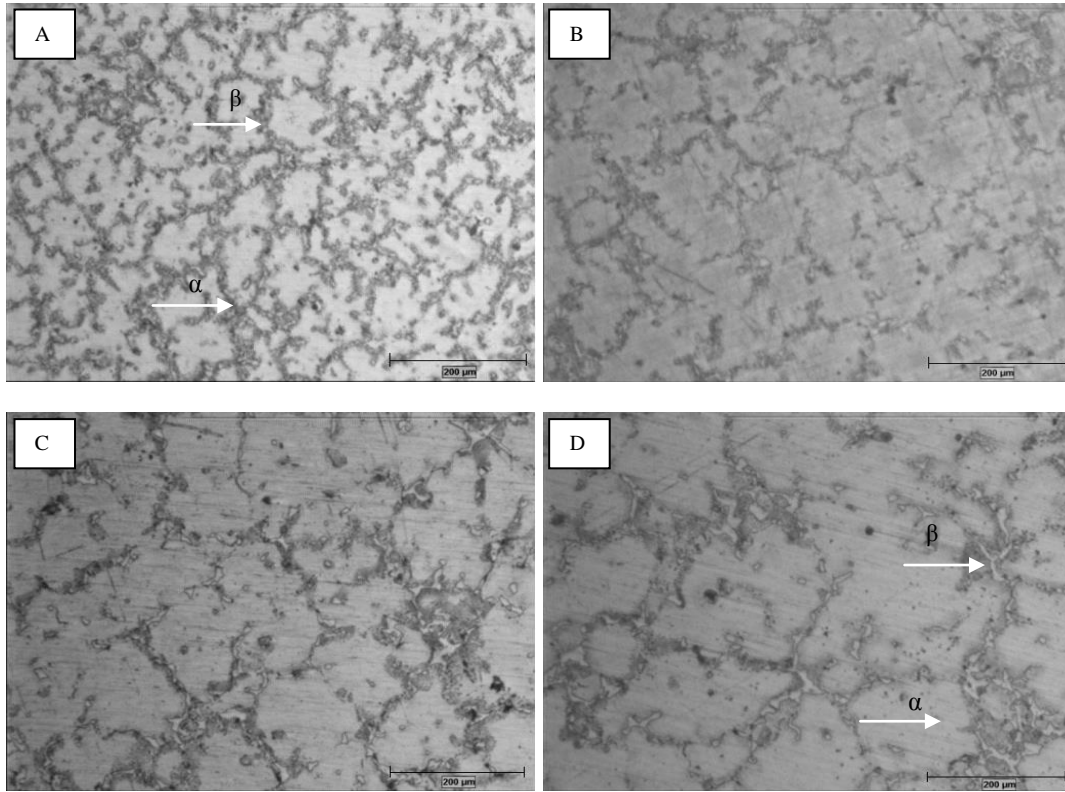
AZ91 Mg alaşımının soğuma hızlarına bağlı mikroyapı görüntüleri Şekil 2'de görülmektedir. Kademeli kalıp uygulamasında genel olarak hızlı ve yavaş soğuyan kesitler arasında mikroyapı açısından belirgin bir fark gözlenmiştir. Yavaş soğuma şartlarında (D bölgesi) tanelerin kabalaştığı, fakat hızlı soğuma şartlarında (A bölgesi) ise tane yapısının incelendiği belirlenmiştir. Bilindiği üzere dökümlerde hızlı soğuma esnasında alt soğuma miktarının artması ile çekirdeklenme için gerekli merkez sayısı artmaktadır. Bu durum, çekirdek merkez sayısının artmasına paralel olarak tanelerinde küçüleceği anlamına gelmektedir. Mikroyapı resimlerinde de bu açıkça görülmektedir.

Mikro yapıda Mg matris (α) fazının yanı sıra, $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ (β) fazının tane sınırları boyunca dağıldığı görülmektedir (Şekil 2). Literatürde [31], AZ91 alaşımında α -Mg matrisi ile birlikte β ikincil fazının oluştuğu rapor edilmektedir ki bu çalışma ile uyumludur. β ikincil fazı tane sınırları boyunca ağ şeklinde görülmektedir. Soğuma esnasında Zn'nun yüksek segregasyon eğiliminden ve soğumanın ilk evrelerinde katı-

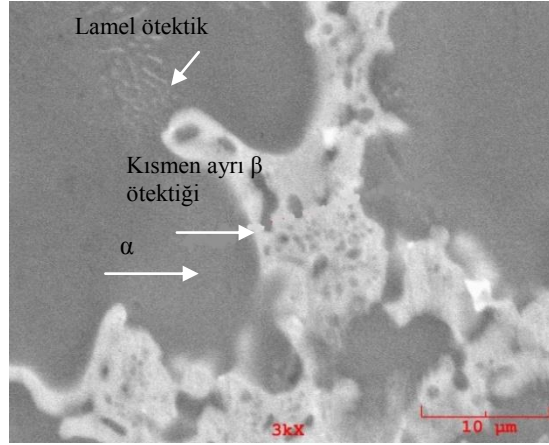
sıvı ara yüzeyi önündeki yapısal alt soğumadan dolayı, birincil dentritlerin büyümesinde dikkate değer bir yükselme meydana gelmektedir. Bu da Al'un dentrit kolları tarafından ötelenmesine ve tane sınırlarında zenginleşmesine neden olmaktadır. Zenginleşen Al, α Mg ile ötektik yapıyı veya β fazını oluşturmaktadır.

Alaşım veya soğuma şartlarına bağlı olarak Mg alaşımlarında tamamen ayrı, kısmen ayrı veya lameller ötektik morfoloji oluşabilmektedir. Ayrıntılı geri saçılan SEM görüntüsü literatür [20,32-34] ışığında değerlendirildiğinde, β ötektik beyaz renkte, kısmen ayrı ve lamel yapısında olduğu Şekil 3'de görülmektedir. Genellikle AZ91 Mg alaşımındaki lamel yapıya sahip ötektik kısmen ayrı ötektik bitişik şekildedir (Şekil 3).

Mg-Al faz diyagramında [35] ötektik β -Mg₁₇Al₁₂ fazının Al içeriğinin %13'ün üzerine çıkınca meydana geldiği görülmektedir. Bununla birlikte, döküm sonrası dengesiz soğuma şartlarında da %2'ye kadar bile Al içeriğinde de ötektik yapı oluşabilmektedir. Tamamen veya kısmen ayrı ötektik yapının oluşumu soğuma hızı, Al miktarına ve AZ serisi Mg alaşımlarının birincil dentrit büyüklüklerine bağlıdır. Genellikle tamamen ayrı morfoloji basınçlı döküm veya düşük Al içeriğinde oluşmasına rağmen kısmen ayrı morfoloji daha yavaş soğuma ve yüksek Al içeriğinde mümkün olabilmektedir. Lamel ötektik aşırı doymuş α -Mg katı çözeltilisinden oluşur (ayrı β -ötektik ile yan yana olacak şekilde) ki soğuma sırasında lamelimsi β ve α -Mg katı erimeye dönüşür [26,35].



Şekil 2. AZ91 Mg alaşımının soğuma hızına bağlı optik mikroskop

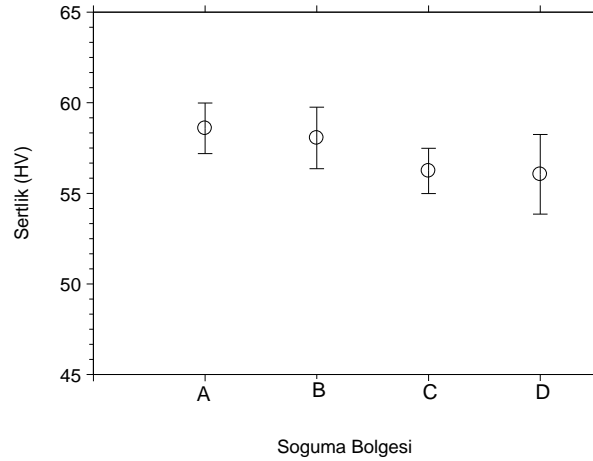


Şekil 3. AZ91 Mg alaşımlarının ikincil fazlarının morfolojisi

B.Mekanik Özellikler

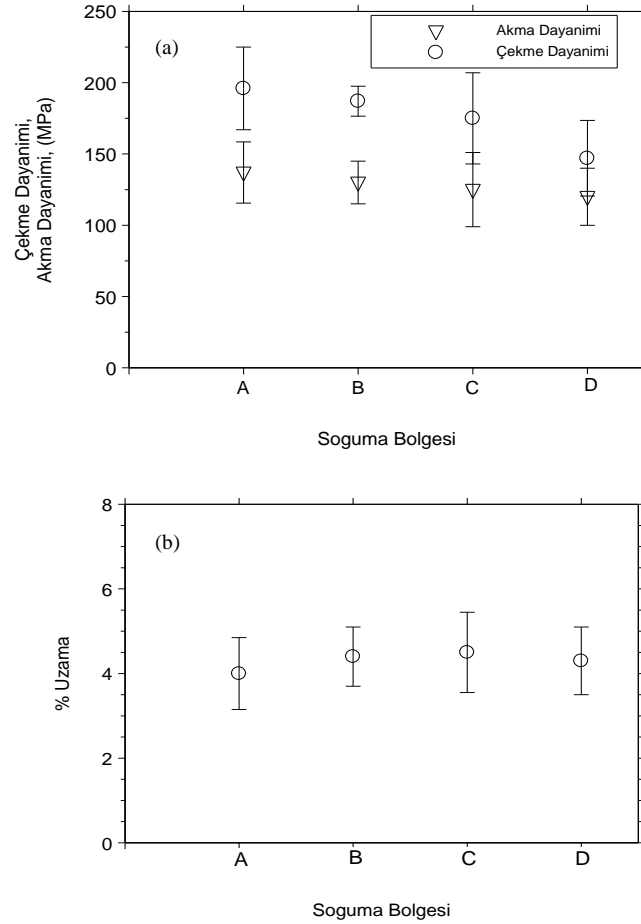
Şekil 4’de soğuma hızlarına bağlı AZ91 Mg alaşımlarının sertliklerinde meydana gelen değişimler verilmiştir. Soğuma hızlarının artışına bağlı olarak alaşımın sertliğinde az da olsa artış gözlenmiştir. En hızlı soğuyan A bölgesinin sertlik değeri 58,59 HV iken en yavaş soğuyan D bölgesi için sertlik değeri 56,05 HV’dir. Candan vd. [23,24] tarafından daha önce yapılan çalışmada, AZ91 Mg alaşımının sertlik değerinin 77 HV olduğu rapor edilmiştir. Bu çalışmadaki sertlik farkları soğuma hızından ve bileşim farklılıklarından kaynaklanabilir. Bu çalışmadaki alaşımın Fe oranı %0,022 iken onların çalışmasında kullanılan alaşımın Fe oranı %0,09’dir. Dolayısıyla bu çalışmada sertlik değerlerinin daha düşük olması alaşımdaki Fe oranının düşük olmasına dayandırılabilir.

Mikroyapı incelemelerinden de görüldüğü gibi (Şekil 2) soğuma hızının artması ile tane boyutu küçülmektedir. Tane boyutu azaldıkça, malzemedeki tane sayısı ve dolayısıyla tane sınırı oranı artar. Tane sınırları dislokasyon hareketini engelleyici etki yaptığından, tane boyutu azaldıkça malzemenin sertlik ve mukavemetinin artması beklenir [36].



Şekil 4. AZ91 Mg alaşımının soğuma hızlarına bağlı sertlik sonuçları

AZ91 Mg alaşımının soğuma hızlarına bağlı çekme dayanımları, akma dayanımları ve % uzamaları Şekil 5a,b’de verilmiştir.



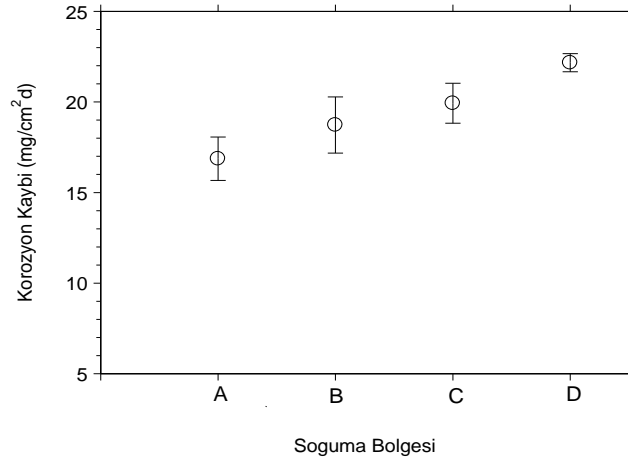
Şekil 5. AZ91 Mg alaşımının soğuma hızlarına bağlı (a) çekme-akma dayanımı, (b) %uzama değişimi

Soğuma hızının artmasına bağlı olarak çekme ve akma dayanımları artar iken uzama değerlerinin %4.0 ile %4.5 arasında değiştiği gözlenmiştir. Alaşımların en hızlı soğuyan A bölgesinin çekme dayanımları 196 MPa ve en yavaş soğuyan D bölgesi için ise 147 MPa olarak hesaplanmıştır. Candan vd. [23] tarafından yapılan daha önceki çalışmalarda, AZ91 alaşımının çekme dayanımının 140 MPa olduğu rapor edilmiştir. Bu değerlerdeki farklılık sertlik sonucunda da açıklandığı üzere, soğuma hızlarından kaynaklandığı gibi alaşımların kompozisyonundan da kaynaklanabilir. β fazının varlığı tane sınırları boyunca gevrek fazların kolay kırılma yolları olduğunu göstermektedir. D bölgesinin düşük çekme ve akma dayanımı göstermesinin nedeni, α -Mg'daki ağ şeklindeki kırılma intermetalik fazın kolaylıkla kırılabilmesi ve plastik deformasyon boyunca kırılmaya neden olması ile açıklanabilir.

C. Korozyon

AZ91 Mg alaşımının soğuma hızlarına bağlı korozyon kaybı farkları Şekil 6'da verilmiştir. Korozyon kaybı korozyon öncesi ve sonrası ağırlık değişiminin günde numune yüzey alanına oranlanmasıyla mg/cm^2d hesaplanmıştır. Soğuma hızındaki artışa bağlı olarak korozyon kaybının azaldığı, en hızlı soğuyan A bölgesi için korozyon kaybının $16,87 mg/cm^2d$ ve en yavaş soğuyan D bölgesi için bu değer $22,17 mg/cm^2d$ olduğu hesaplanmıştır. Yine AZ91 Mg alaşımının korozyon kaybına yönelik yapılan çalışmada [23,24] korozyon kaybının $77 mg/cm^2d$ olduğu rapor edilmiştir. Alaşım aynı olmasına rağmen korozyon kaybındaki farklılık eser miktardaki Fe oranından kaynaklanabilir. Mg alaşımlarında Fe içeriğinin %0.03'ün üzerinde olması durumunda Mg'un korozyon özelliklerini büyük oranda azalttığı literatürde mevcuttur [9,37].

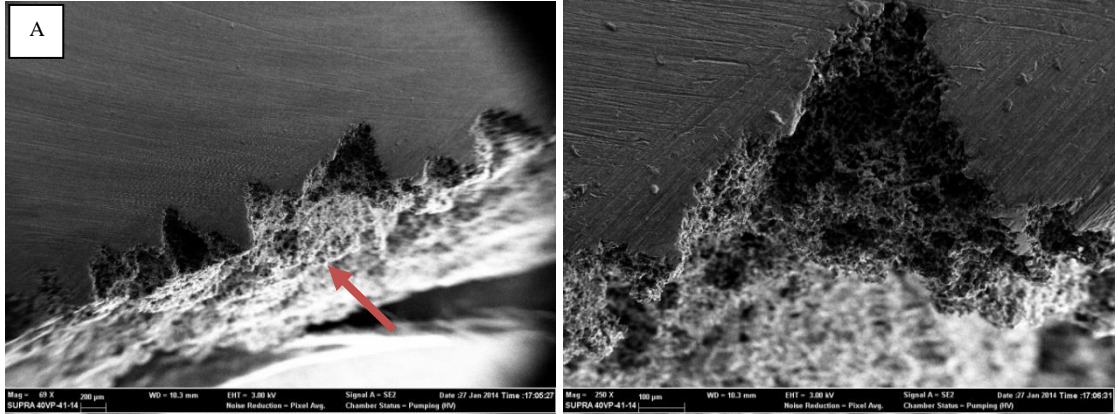
Şekil 7'de, %3,5 NaCl çözeltisinde 3 gün bekletilen AZ91 Mg alaşımının en hızlı soğuyan A bölgesi ve en yavaş soğuyan D bölgelerine ait düşük ve yüksek büyültmedeki SEM kesit mikroyapıları verilmiştir. SEM analizleri korozyon kaybı sonuçlarını teyit ederek en fazla korozyona uğrayan bölgenin yavaş soğuyan D bölgesi olduğunu göstermektedir.



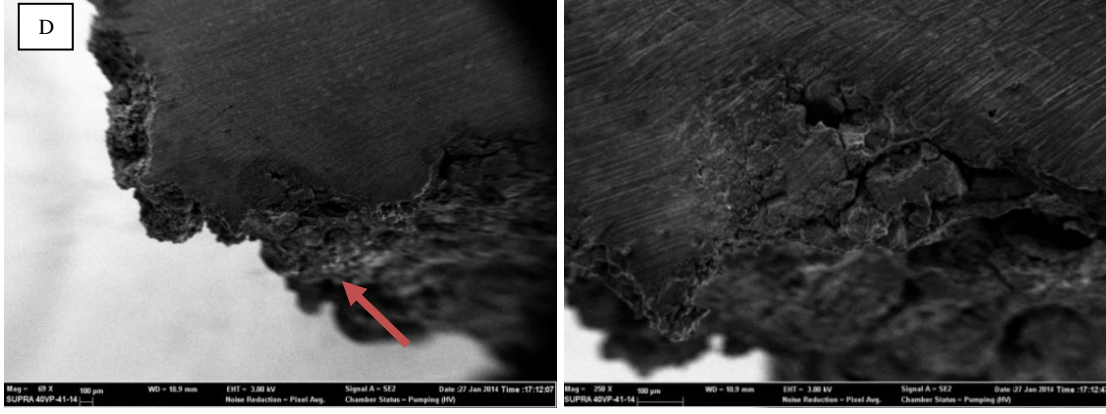
Şekil 6. AZ91 Mg alaşımının soğuma hızlarına bağlı korozyon kaybı

Tanrıverdi [12] tarafından AZ91 alaşımının anodik davranışına alaşımlandırmanın ve hızlı katılaştırmanın etkisi üzerine yapılan çalışmada, soğutma hızının artmasıyla AZ91 alaşımın korozyon direncinin arttığı rapor edilmiştir. Sonuçlar, bu çalışma ile kıyaslandığında paralellik göstermektedir. Ancak, onların çalışmasında şerit ve döküm numuneler kıyaslanmakta olup soğutma hızı çalışması üretim yöntemleri bakımından bu çalışmadan tamamen farklıdır.

Soğuma hızının artması ile korozyon kaybının azalması şu şekilde açıklanabilir; hızlı soğuma sonucunda tane sınırı segregasyonu ile birlikte β fazı miktarı daha azdır dolayısıyla potansiyel farkı daha az olacaktır. Bunun yanında matris içerisindeki β fazının ağ sürekliliği (networking) kırılmaktadır. Yavaş soğumada tane sınırlarında segregasyon ve β fazı sürekli ağ şeklinde olup aynı zamanda mikro çekmeden kaynaklanan mikroporozite çok daha fazladır. Dolayısıyla, hem segregasyonun hem de mikroporozitenin meydana getirdiği potansiyel farkı korozyonu hızlandırır. Ayrıca, tane sınırlarında amorf bölgenin daha fazla olması potansiyel farkını doğurabilir. Bu nedenle korozyon hızı artabilir.



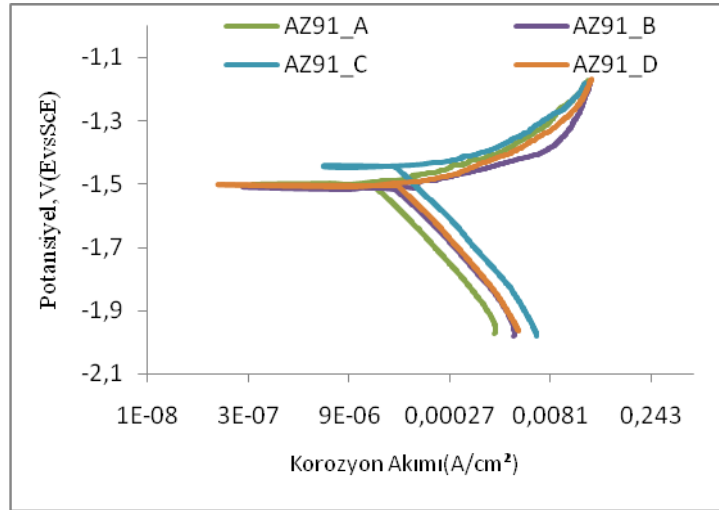
(a)



(b)

Şekil 7. (a) En hızlı soğuyan A bölgesi ve (b) en yavaş soğuyan D bölgesine ait 3 gün daldırma sonrası AZ91 Mg alaşımının düşük ve yüksek büyültmedeki kesit SEM görüntüleri, oklar numune yüzeyini göstermektedir

%3.5 NaCl ortamında AZ91 Mg alaşımının soğuma hızına bağlı potansiyodinamik polarizasyon eğrileri Şekil 8 ve polarizasyon eğrilerinden elde edilen I_{kor} ve E_{kor} değerleri Tablo 1’de verilmiştir.



Şekil 8. AZ91 Mg alaşımının soğuma hızına bağlı potansiyodinamik polarizasyon eğrisi

Tablo 1. Polarizasyon eğrilerinden elde edilen, AZ91 Mg alaşımlarının soğuma hızına bağlı E_{kor} , I_{kor} ve korozyon hızları (CR)

Bölgeler	A	B	C	D
E_{kor} (mV)	-1500	-1510	-1443	-1503
I_{kor} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	31.71	37.35	46.55	60.06
CR (mpy)	32.75	35.52	46.98	93.59

AZ91 Mg alaşımının korozyon potansiyellerinin (E_{kor}) soğuma hızının artması ile daha pozitif değerlere kaydığı ve I_{kor} değerlerinin azaldığı görülmektedir. Daha pozitif E_{kor} ve daha düşük I_{kor} değerleri numunelerin korozyon direncinin arttığını işaret etmesine rağmen Faraday kanuna göre korozyon hızı doğrudan korozyon akımı ile orantılıdır.

Şekil 7’de görüldüğü üzere, en hızlı korozyona uğrayan D bölgesi olup soğuma hızının artması ile korozyonun da azaldığı gözlenmiştir. Soğuma hızına bağlı olarak, elektrokimyasal test sonuçları korozyon kaybı sonuçları ile uyumluluk göstermesine rağmen, yavaş soğuyan D bölgesinin I_{kor} ($I_{kor}=60.06 \mu A/cm^2$) değerinin en hızlı soğuyan A bölgesinin I_{kor} ($31.71 \mu A/cm^2$) değerinin yaklaşık iki katı olduğu, korozyon kaybı sonuçlarında ise, bu farkın birbirine daha yakın olduğu görülmektedir. Korozyon kaybı sonuçlarındaki farkın daha az olması, daha uzun sürelerde tane sınırları boyunca korozyonun numune iç kısımlarına doğru ilerlemesini devam ettirmesine rağmen korozyon ürünlerinin tam olarak temizlenememesiyle açıklanabilir. Şekil 7’de korozyon tane sınırları boyunca ilerlemiştir ki bu argumani desteklemektedir. Tane sınırları arasındaki β -fazlarının bağlantılı olmasından dolayı ilerleyen korozyonun tanenin bütününe parçadan kopardığı görülmektedir (Şekil 7).

IV SONUÇLAR

Alaşımın soğuma hızının artması ile tane boyutu küçülmektedir. Soğuma hızlarının artmasına bağlı olarak tüm alaşımların sertlikleri az da artmaktadır. Alaşımların tane boyutu azaldıkça sertlik değerlerindeki artış tane sınırlarının dislokasyon hareketini engelleyici etki yapmasına dayandırılabilir. AZ91 Mg alaşımlarında soğuma hızının artmasına bağlı olarak çekme ve akma dayanımları artmaktadır.

Soğuma hızı arttıkça alaşımın korozyon dayanımı artmaktadır. Soğuma hızının artması ile korozyon kaybının azalmasının nedeni, mikroyapı içerisindeki intermetalik β ($Mg_{17}Al_{12}$) fazının azalması ve ağ şeklinin bozulması ile birlikte mikroporozite oranındaki düşüğe dayandırılmıştır.

Soğuma hızının artması ile Mg alaşımlarının I_{kor} değerlerinin azaldığı görülmektedir. Soğuma hızına bağlı olarak, elektrokimyasal test sonuçları korozyon kaybı sonuçları ile uyumluluk göstermektedir.

TEŞEKKÜR

Bu çalışma; Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri (BAP) 2010–02 BİL.01-004 nolu proje kapsamında desteklenmiştir. Desteklerinden dolayı Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi Rektörlüğüne teşekkür ederiz.

KAYNAKLAR

- [1] Mordike, B.L. ve Ebert T., “Magnesium: properties application-potential”, *Mater. Sci. Eng. A*,302, pp.37–45, 2001.
- [2] Friedrich, H., Schumann, S., “Research for a new age of magnesium in the automotive industry”, *J Mater. Process. Technol.*,117, pp.276–81, 2001.
- [3] Pekgülyüz, M.O., Kaya ,A.A., “Creep resistant magnesium alloys for power train applications”, *Advanced Engineering Materials, DGM*, 5, pp.197–221, 2004.
- [4] Staiger, M. P., Pietak, A. M., Huadmai, J. and Dias, G., “Magnesium and its alloys as orthopedic biomaterials: a review”, *Biomaterials*, 27, pp.1728–1734, 2006.
- [5] Witte, F., Kaese, V., Haferkamp, H., Switzer, E., Meyer-Lindenberg A., Wirth, C.J. and Windhagen, H., “In vivo corrosion of four magnesium alloys and the associated bone response”, *Biomaterials*, 26, pp.3557–3563, 2005.
- [6] Duygulu, Ö., Kaya, R. A., Oktay, G., Berk C. ve Kaya, A. A., “Magnezyum alaşımları implant olarak kullanılabilir mi? - In vivo çalışma bulguları”, *13. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, TÜYAP Fuar ve Kongre Merkezi, İstanbul*, 2006.

- [7] Blawert, C., Hort, N., Kainer, K.U., “Automotive applications of magnesium and its alloys”, *Trans. Indian Inst. Met.* vol. 57, pp.397–408, 2004.
- [8] Gray, J.E., Luan B., “Protective coatings on magnesium and its alloys - a critical review”, *J. Alloys Compd.* 336, pp.88–113, 2002.
- [9] Kurze P., “Corrosion and Surface Protections”, *Magnesium Technology*, Springer, pp.431–494, 2006.
- [10] Yuan, G., Sun, Y., Ding, W., “Effect of bismuth and antimony additions on the microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy”, *Mater. Sci. Eng. A*, 308, pp.38–44, 2001.
- [11] Hirai, K., Somekawa, H., Takigawa, Y., Higashi, K., “Effects of Ca and Sr addition on mechanical properties of a cast AZ91 magnesium alloy at room and elevated temperature”, *Materials Science and Engineering, A*, 403, pp.276–280, 2005.
- [12] Tanverdi, A., *Magnezyum alaşımı AZ91’in korozyon davranışına katılma hızı ile Si ve Y katkı elementlerinin etkisi*, Yüksek Lisans Tezi, Osmangazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2005.
- [13] Zhao, H.L., Guan, S.K., Zheng, F.Y., “Effects of Sr and B addition on microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy”, *Materials Research Society*, 22, pp.2423–2428, 2007.
- [14] Ünal M., *Magnezyum alaşımlarının döküm özelliklerinin incelenmesi*, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 2008.
- [15] Koç E., *Alaşım elementlerinin magnezyum döküm özelliklerine etkisinin incelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, K.Ü. Fen Bilimleri Bilimleri Enstitüsü, Metal Eğitimi Anabilim Dalı, Karabük, 2008.
- [16] Elen L., *AZ91 magnezyum alaşımına farklı oranlarda Bi ve Sb ilavesi ile katılma hızının mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi*, Yüksek Lisans Tezi, K.Ü. Fen Bilimleri Bilimleri Enstitüsü, Metal Eğitimi Anabilim Dalı, Karabük, 2012.
- [17] Guohua, W., Yu F., Hongtao, G., Chunquan, Z.Z., Ping Y., “The effect of Ca and rare earth additions on the microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of AZ91D”, *Mater Sci Eng A*, 408, pp.255–63, 2005.
- [18] Yu F., Guohua W., Chunquan Zhai., “Influence of cerium on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of magnesium alloys”, *Mater Sci Eng A*, 433, 208–215, 2006.
- [19] Yu, F., Guohua, W., Hongtao, G., Guanqun, L., Chunquan, Z., “Influence of lanthanum on the microstructure, mechanical property and corrosion resistance of magnesium alloy”, *J Mater Sci*, 41, pp.5409–16, 2006.
- [20] Srinivasan, A., Ningshen, S., Mudali, U.K., Pillai, U.T.S, Pai, B.C., “Influence of Si and Sb additions on the corrosion behavior of AZ91 magnesium alloy”, *Intermetallics*, 15, pp.1511–1517, 2007.
- [21] Fan Y, Wu G., Zhai C., “Effect of strontium on mechanical properties and corrosion resistance of AZ91”, **Materials Science**, pp.567-570, 2007.
- [22] Zhang J., Niua X., Qiu X., Liu K., Nan C., Tang, D., Meng, J., “Effect of yttrium-rich metal on the microstructures, mechanical properties and corrosion behavior of die cast AZ91 alloy”, *Journal of Alloys and Compounds*, 471, pp.322–330, 2009.
- [23] Candan, S., Ünal, M., Türkmen, M., Koç, E., Türen, Y., Candan E., “Improvement of mechanical and corrosion properties of magnesium alloy by lead addition”, *Mater. Sci. Eng. A*, 501, pp.115–118, 2009.
- [24] Candan, S., Ünal, M., Koç, E., Türen, Y., Candan, E., “Effect of titanium additions on mechanical and corrosion behaviours of AZ91 magnesium alloy”, *J. Alloys and Compd.*, 509, pp.1958–1963, 2011.

- [25] G. Song, A. Atern, X. Wu, B. Zhang, “Corrosion behavior of AZ21, AZ501, and AZ91 in sodium chloride” *Corros Sci.*, 40, pp.1769–1791, 1998.
- [26] Song G., Aterns, A., Dargusch, M., “Influence of microstructure on the corrosion of diecast AZ91D”, *Corrosion Science*, 41, pp.249–273, 1999.
- [27] Jia, R., Yan, C. ve Wang, F., “Influence of Al content on the atmospheric corrosion behaviour of magnesium-aluminum alloys”, *Material Science and Technologies*, 25, pp.225–229, 2009.
- [28] Cheng, Y-L., Qin, T-W., Wang, H-M. ve Zhang Z., “Comparison of corrosion behaviors of AZ31, AZ91, AM60 and ZK60 magnesium alloys”, *Trans. Nonferrous Met. Soc.*, 19, pp.517–524, 2009.
- [29] Anık, M., Avcı, P., Tanrıverdi, A., Çelikyürek, İ., Baksan, B., Gürler, R., “Effect of the eutectic phase mixture on the anodic behavior of alloy AZ91”, *Materials and Design*, 27, pp.347–355, 2006.
- [30] Govind, K. S. Nair, M. C. Mittal, K. Lal, R. K. Mahanti, and C. S. Sivaramakrishnan, Development of rapidly solidified magnesium-aluminum-zinc alloy, **Mater. Sci. Eng. A**, 304-306, pp.520-523, 2001.
- [31] Cizek L., Hanus A., Sozanska M., Tanski T., Pawlica L., “Structure characteristics of magnesium alloys with admixture of aluminium, silicon and zirconium”, *Acta Metallurgica Slovaca*, 13, pp.531–538, 2007.
- [32] Nave, M.D., Dahle, A.K., D.H. St. John, “Proceedings of the Magnesium Technology”, in: I. Howard Kaplan (Ed.), Tennessee, pp.243–250, 2000.
- [33] Dahle, A.K., Lee, Y.C., Nave, M.D., Schaffer P.L. St John, D.H., “Development of the as-cast microstructure in magnesium-aluminium alloys” *J. Light Met.* 1, pp.61–72, 2001.
- [34] Zhao, M.C., Liu, M., Song, G., Aterns, A., “Influence of the β -phase morphology on the corrosion of the Mg alloy AZ91” *Corros. Sci.*, 50, pp.1939–1953, 2008.
- [35] Baker H., *Alloy Phase Diagrams*, ASM Handbook, 3, pp.280–285, 1998.
- [36] Savaşkan T., *Malzeme Bilgisi ve Muayenesi*, 3. Baskı, Trabzon 2004.
- [37] Kainer, K.U. & Buch, V., F., *The Current State of Technology and Potential for further Development of Magnesium Applications*. V. Kainer: Magnesium- Alloys and Technologies. Institut für Werkstofforschung, Translation by Frank Kaiser; Wiley- VCH Verlag GmbH & Co, pp.1–23, 2003.

