

## Suni Yaşlandırılmış Al-Cu-Mg-(Li) Alaşım Sistemlerinde Oluşan Faz Bölgelerinin DTA/DTK İle Analizi Ve Korozyon Davranışı

Muzaffer ERDOĞAN

Afyon Kocatepe Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Afyonkarahisar/Türkiye  
merdogan@aku.edu.tr

Geliş Tarihi: 22.10.2012; Kabul Tarihi: 11 Mart 2013

### Özet

Al-Cu-Mg ve Al-Li-Cu-Mg sisteminde çökelti sertleşmesi yapabilen alaşımların suni yaşlandırmaya tepkilerini araştırmak için, bir seri üçlü ve dörtlü Al-alaşımlarına termal analiz yapıldı. Haddelenmiş levhalar halinde tedarik edilen numuneler 803 K'de  $1.2 \times 10^3$  s solüsyona alma işleminden sonra 298 K'de suda su verilerek tamamen yeniden kristalleşmiş yapıları elde edildi. Numuneler daha sonra 463 K'de iki güne kadar suni olarak yaşlandırıldı. (298–573) K sıcaklık aralığında Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DTK), (298–873) K sıcaklık aralığında Diferansiyel Termal Analiz (DTA), ilave olarak da Vickers sertlik ölçümleri kullanılarak çalışmada incelenen alaşımların suni yaşlandırmaya tepkileri araştırıldı. Homojenleştirme sonrası 298 K'deki suda su verme esnasında Al-Cu-Mg ve %0.07Li'lu Al-Cu-Mg alaşımlarında GPB(Cu,Mg) bölgelerinin oluştuğu gözlemlendi. 463 K'deki  $1.8 \times 10^4$  s suni yaşlandırma, GPB(Cu,Mg) bölgelerinin çözülmesine böylece sertliğin azalmasına neden olmuştur.  $1.72 \times 10^5$  s suni yaşlandırmada ise DTA/DTK analiz sonuçlarına göre  $S'$ (Al<sub>2</sub>CuMg) fazı oluşumuna ve dolayısıyla da sertlikte artışa neden olmaktadır. %0,75 Lityum ilavesi, aynı ısıl işlem sonrası yine DTA/DTK analiz sonuçlarına göre  $S'$  fazına ilave olarak T<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>CuLi) ve T<sub>2</sub>(Al<sub>6</sub>CuLi) fazlarının oluşmasına neden olmaktadır. Daha sonra suni yaşlandırılmış numunelerde oluşan bu fazların korozyon davranışları incelenmiştir.

### Anahtar kelimeler

Al-Li Alaşımları, Suni Yaşlandırma, Termal Analiz, Sertlik, Korozyon.

## Analyses Of Phase Zones By DTA/DTK In Artificial Aged Al-Cu-Mg-(Li) Alloys And Corrosion Behavior

### Abstract

To study the reponse of precipitation hardenable alloys of Al-Cu-Mg and Al-Li-Cu-Mg system to artificial ageing, a series of ternary and quaternary Al-alloys were used in the present investigation of thermal analyses. Samples supplied in the form of rolled sheets are fully recrystallised after solution treatment at 803 K for  $1.2 \times 10^3$  sec and water quenching to 298 K. Alloys were aged artificial at the temperature 463 K. By using Differential Scanning Calorimetry (DSC) in the temperature range of (298–573) K, Differential Thermal Analyses (DTA) in the temperature range of (298–873) K together with Vickers hardness measurements, the response of the alloys used in the present study to artificial ageing were investigated. It was observed that in Al-Cu-Mg and 0.07wt%Li containing Al-Cu-Mg alloys, GPB(Cu,Mg) zones do form during water quenching at 298 K following solutionising heat treatment. Artificial ageing (AA) at 463 K up to  $1.8 \times 10^4$  sec, result in GPB(Cu,Mg) zones dissolution causing a decrease in hardness values. For  $1.72 \times 10^5$  sec of AA in the alloys cause  $S'$ (Al<sub>2</sub>CuMg) precipitation as condiered by DTA/DTK analyses, resulting in an increase in hardness values. Lithium additions up to 0,75 wt %Li, cause T<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>CuLi) and T<sub>2</sub>(Al<sub>6</sub>CuLi) phase formation together with  $S'$  precipitation as DTA/DTK analyses show after the same AA treatment. Then, the phases of the corrosion behavior of artificially aged samples were examined.

### Key words

Al-Li Alloys, Artificial Age, Thermal Analysis, Hardenes, Corrosion.

## 1. Giriş

Alüminyum alaşımları; düşük yoğunluk, yüksek mukavemet ve mekanik özelliklerinden dolayı otomotiv endüstrisinde, havacılık ve savunma sektöründeki kullanım alanları hızla artmaktadır (Maddox, 2003), (Int Kyn. 1). Al-Cu-Mg ve Al-Li-Cu-Mg tabanlı üçlü ve dördümlü alaşımlar Assmann (1966) ve Sanders (1989)'in gösterdikleri gibi havacılık sanayi için cazip malzemelerdir.

Bu malzemeler sisteminde ve bu sistemleri oluşturan ikili ve üçlü alaşımların kendi faz sistemlerinde oluşan temel faz dengeleri ve dönüşümlerinin araştırılması bazı araştırmacılar tarafından gerçekleştirilmiştir. Bu konuda Noble (1971), Özbilen ve Flower (1989), Özbilen (1996) çalışmışlardır. Fakat Özbilen (1996)'in araştırmaların çoğu mikro yapısal incelemelere yani optik ve elektron (Tarama v4 Transmisyon Elektron Mikroskopları) mikroskobu incelemelerine doğru kaymıştır. Bunlara ek olarak, Diferansiyel Termal Analiz (DTA) ve Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DTK) gibi fiziksel tekniklerle incelemeler yapıldığında ilave bilgilerin elde edilebileceğinin mümkün olduğu Nozato ve Nakai (1977) ile Flower ve diğerleri (1987) tarafından görülmüştür. Özellikle Al-Li ikili alaşım sisteminde ve Al-Cu-Mg üçlü alaşım sisteminde, çözünmezlik bölgelerinin bulunduğu ve bunların düşük sıcaklıklarda GP(Li) (Lityumlu Guinier-Preston Bölgeleri) ve GPB(Cu,Mg) (Cu ve Mg'lu Guinier-Preston Bölgeleri) bölgelerinin oluşumuyla ilgili olduğu Nozato ve Nakai (1977), Flower ve diğerleri (1987), Silcock (1960), Alekseyev ve diğerleri (1982) tarafından vurgulanmıştır (Erdoğan, 1996). Daha sonra bu çalışmalar Özbilen (1988) ve Xiaoxin (1992)'nin yaptıkları gibi üçlü, dördümlü ve daha karmaşık alaşım sistemlerine kaymıştır. Bu nedenlerle GP(Li) ve GPB(Cu,Mg) bölgelerinin varlığını ortaya çıkartmak için Al-Cu-Mg ve Al-Li-Cu-Mg tabanlı üçlü ve dördümlü alaşımların suni olarak yaşlandırmaya tepkilerini hem termal analiz (DTA/DTK) yöntemleriyle, sertlik-zaman ilişkisi ölçümleri ve oluşan çökeltilerin korozyona davranışlarını belirlemek amacıyla bu çalışma yapılmıştır.

Papazian ve arkadaşları (1986)'in DSC termal çalışmalarında GPB(Cu,Mg) bölgelerinin 383 K'de ekzotermik reaksiyon göstererek çökelmeye başladığını ve 513 K civarında da endotermik reaksiyon göstererek ergidiğini gözlemlemişlerdir.

Al-Cu-Mg alaşımlarının mukavemet ve mekaniksel özellikleri iyi olmasına karşılık korozyon davranışları zayıftır (Güleç ve Aran, 1987; Demirci, 2003; Demirci, 2004; Aydın, 2002). Havacılık endüstrisinde kullanılan parçalara büyük hasarlar veren korozyon, bu alanda çok önemli bir olgu olarak karşımıza çıkmaktadır. Hava araçlarında kullanılan Al alaşımlı malzeme hasarlarının büyük bir kısmı korozyonla ilgilidir (Rooy, 1995).

Alüminyum alaşımlarının korozyon ortamına karşı gösterdiği direnç, mevcut koşullara bağlı olarak yüzeyinde oluşan alüminyum oksit tabakasından dolaydır. Alüminyum alaşımlı malzemeler, atmosfer içerisindeki korozyona oldukça dayanıklılık gösterirler (Int Kyn. 2).

Al-Mg alaşımlı malzemelerin, alkali ve tuz içeren korozyon ortamlarındaki mukavemetleri, saf alüminyumun dayanımından daha fazladır. Fakat, bu durum her zaman geçerli değildir. Al alaşımları, içerisinde artan magnezyum miktarıyla birlikte, mevcut yapıda oluşan interkristalin korozyona ve gerilim çatlağı korozyonuna eğilimi artar. Bu durum özellikle %5'den fazla Mg içeren Al alaşımlarında görülmektedir. Bu yüzden teknikte kullanılan Al alaşımlarında magnezyumun üst sınırı %5,5(AlMg5) kadardır (Rooy, 1995).

Alüminyum alaşımlarının, saflık derecesi azaldıkça korozyona olan mukavemet değerleri düşer. Al alaşımlarına katılan yabancı elementler, korozyon mukavemetini azaltmaktadır (Chong ve arkadaşları, 2003; ODTÜ, 2011). Al alaşımları içerisinde mevcut olan karışık kristal ne kadar safsa korozyon direnci o kadar iyi olur.

Yaşlandırma sonucu oluşan intermetalik fazlar, korozyon direncini azaltmaktadır. Mevcut yapıda var olan bu fazlar, karışık kristalden daha düşük bir

potansiyel enerjisine sahiptir. Bu fazlar birbirlerine sıkı bir şekilde bağ enerjisi ile bağlı değillerse çözünürler, yani, korozyon olayı meydana gelir. Eğer oluşan bu fazların potansiyel enerji farkı ana yapıdan daha yüksek ise, karışık kristaller yani ana yapı çözünür. Bu çözünüm, birbirine bağlı çökeltiler mevcut olmasa bile devam eder (Craig ve Anderson, 1995).

## 2. Materyal ve Metot

Çalışmada kullanılan numunelerin kimyasal bileşimleri Tablo 1’de verilmiştir. Haddelenmiş şerit numuneler 10x10x2 mm ebatlarına getirilmiştir. Hazırlanan numunelere 803 K’de  $1.2 \times 10^3$  s süreyle çözüldürüldükten sonra, 298 K’deki suda su verilmiştir. Numuneler su verme işleminden 463 K sıcaklıktaki ısıtma fırınına konarak  $1.73 \times 10^5$  s suni olarak yaşlandırılmıştır. Su verme işlemi takiben 463 K’de  $1.8 \times 10^4$  s ve  $1.73 \times 10^4$  s sürelerle suni yaşlandırılmış alaşım numunelerinden elde edilen ve oksitlerden arındırmak için kimyasal dağlama (%5’lik HCl solüsyonu) yöntemiyle temizlenmiş 50 mg’lık talaş halinde toz numuneler hazırlanmıştır. Numuneler (298-573) K sıcaklıkları arasında 910 Parken-Elmer marka DTK (Diferansiyel Tarama Kalorimetresi)’nde ve ( 298 - 873 ) K sıcaklıkları arasında Netzsch 404 marka Diferansiyel Termal Analiz DTA (Diferansiyel Termal Analiz) cihazlarında, %99.5 oranında saf Al ve 0.17 K/s ısıtma hızında saf azot gazı kullanılarak analiz edilmiştir. Gerek DTA gerekse DTK deneylerinde saf Al referans malzemesinin  $\Delta T-K$  ve  $\Delta C_p-K$  eğrilerinin elde edilmesi için termal analiz cihazlarının her iki numune kabına da (porselen krozeler) %99.5 saflıkta Al malzeme (50 mg talaş halinde) konuldu. Deney numuneleri belirtilen sıcaklık aralığında ve saf N<sub>2</sub> gazı ortamında kontrollü bir hızla ısıtıldı. Daha sonra suni yaşlandırılmış numunelerin korozyon davranışları asitlik molaritesi 12 olan HCl ortamında incelenmiştir. Deney numunelerinin korozyon testlerinde çeker ocak ünitesi kullanılmıştır.

Çalışmada havacılık endüstrisinde çok fazla kullanılan düşük alaşımlı, Lityumlu ve Lityumsuz Al-Cu-Mg-(Li) alaşımları (Alaşım 1,2 ve 3) ile yüksek

alaşımlı, Lityumlu ve Lityumsuz Al-Cu-Mg-(Li) alaşımları (Alaşım 4 ve 5) tercih edilmiştir. Bu alaşımların spektral analiz sonuçları Tablo 1’de verilmiştir.

**Tablo 1.** Alaşımların kimyasal bileşimleri

Alaşım No	Bileşim ( % Ağırlık )			
	Li	Cu	Mg	Al
1	-	1.13	0.65	98,22
2	0.07	1.15	0.57	98,21
3	0.75	1.19	0.56	97,50
4	-	2.01	0.89	97,10
5	0.07	2.14	0.56	97,23

Deney numuneleri suni yaşlandırma işlemlerinden sonra Vickers sertlik testine tabii tutulmuş ve asitlik molaritesi 12 olan HCl ortamında korozyon direnç analizleri yapılmıştır. Korozyon testine tabii tutulan numunelerin % kayıp oranı aşağıdaki formülle elde

$$\% \text{ Kayıp Oranı} = \frac{\text{İlk Ölçüm} - \text{Ölçülen}}{\text{İlk Ölçüm}} \times 100$$

edilmiştir.

## 3. Bulgular

### 3.1. Termal Analiz ( DTA/DTK Eğrileri )

Fazların ekzotermik çökelme zirveleri (iç yapıda oluşan fazlar) ve endotermik ergime vadilerinin (iç yapıda oluşmuş fazların ergimesi) belirlenmesi için aşağıdaki notasyonlar kullanılmıştır (Tablo 2).

**Tablo 2.** DTA/DSC termal analiz eğrilerinde kullanılan notasyonlar

Sembol	Açıklama
A	GPB(Li) Bölgelerinin Çökelme Zirvesi
B	GPB(Li) Bölgelerinin Ergime Vadisi
C	GPB(Cu,Mg) Bölgelerinin Çökelme Zirvesi
D	GPB(Cu,Mg) Bölgelerinin Ergime Vadisi
E	S'(Al <sub>2</sub> CuMg) Fazının Çökelme Zirvesi
F	S'(Al <sub>2</sub> CuMg) Fazının Ergime Vadisi
G	T <sub>2</sub> (Al <sub>6</sub> CuLi <sub>3</sub> ) Fazının Çökelme Zirvesi
H	T <sub>2</sub> (Al <sub>6</sub> CuLi <sub>3</sub> ) Fazının Ergime Vadisi
I	T <sub>1</sub> (Al <sub>2</sub> CuLi) Fazının Ergime Vadisi

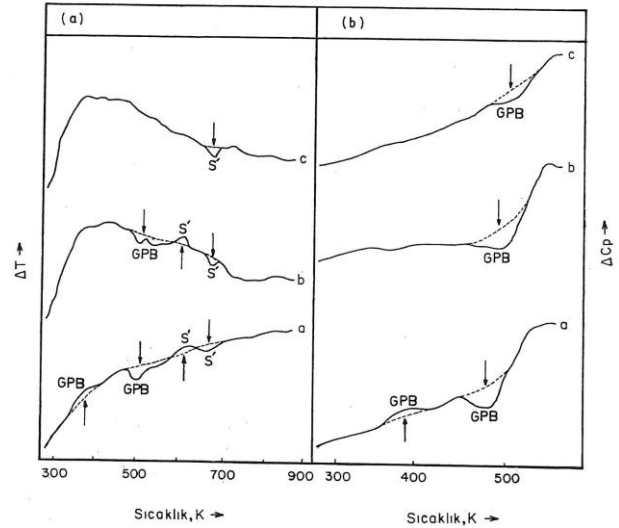
### 3.1.1. Alaşım-1

Bu alaşımın 830 K'den 298 K'deki suda su verme işleminden sonra 0.17 K/s ısıtma hızında elde edilen DTA (Şekil 1.a) ve DTK (Şekil 1.b) verilerindeki (a) eğrileri 373 K civarındaki ekzotermik tepkime sonucu, bu sıcaklıkta numune iç yapısında mevcut olan Cu ve Mg atomları kararlı termodinamik denge durumlarını korumaları sonucu GPB(Cu,Mg) bölgelerinin çökelme zirvesini (C) [GPB(Cu,Mg) bölgelerinin oluşumunu]; 493 K civarında ise endotermik tepkime sonucu Cu ve Mg atomları kararsız hale gelerek yani termodinamik denge durumlarını kaybederek bu fazın ergime vadisini (D) [GPB(Cu,Mg) bölgelerinin ergime vadisi] göstermektedir. Numune ısıtmaya devam edilince 643 K'de S'(Al<sub>2</sub>CuMg) fazı ekzotermik tepkime zirvesi (E) oluşturarak çökelmiş ve 673 K civarında ise endotermik bir reaksiyon vadisi (F) göstererek ergimiştir.

463 K'de 1.8x10<sup>4</sup> s süre ile suni yaşlandırılan alaşım-1 numunelerin DTA ve DTK verilerindeki (b) eğrileri GPB(Cu,Mg) bölgelerinin 493 K civarında ergime

vadisini (D); 598 K civarında S' fazının çökelme zirvesini (E), 673 K civarında ise aynı fazın ergime vadisini (F) (Şekil 1.a'da b) göstermektedir.

Aynı sıcaklıkta 1.72x10<sup>5</sup> s suni yaşlandırılan aynı malzeme numunelerinin DTA/DTK verilerindeki (c) eğrileri ise 498 K civarında GPB(Cu,Mg) bölgelerinin ergime vadisini (D) ve bu işlem sonucu yapıda zaten varolan S' fazının 673 K civarında ergime vadisini (F) (Şekil 1.a'da c) göstermektedir.



**Şekil 1.** Alaşım-1'in DTA(a) ve DTK (b) eğrileri a) 803 K'de suda su verilmiş, b) 1,8x10<sup>4</sup> s suni yaşlandırılmış, c) 1,72x10<sup>5</sup> s suni yaşlandırılmış

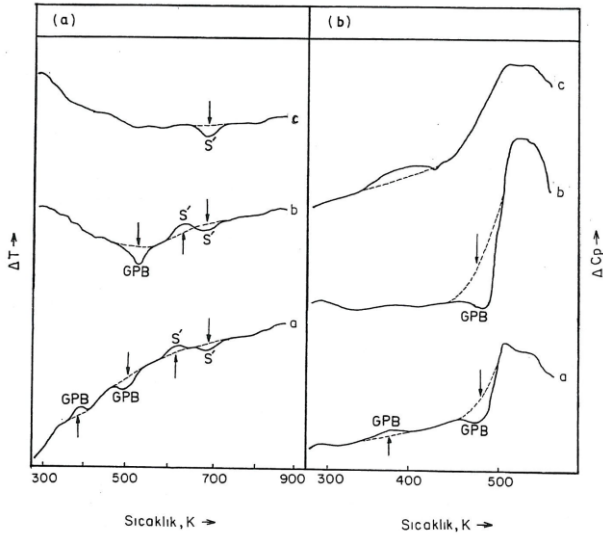
### 3.1.2. Alaşım-2

Bu alaşımın 830 K'den 298 K'deki suda su verme işleminden sonra aynı ısıtma hızı ile elde edilen DTA (Şekil 2.a) ve DTK (Şekil 2.b) verilerindeki (a) eğrileri 383 K civarında GPB(Cu,Mg) bölgelerinin çökelme zirvesini (C); 493 K civarında ise bunların ergime vadisini (D) göstermektedir (Şekil 2.a'da a).

463 K'de 1.8x10<sup>4</sup> s suni yaşlandırılan alaşım-2 numunelerin DTA/DTK verilerindeki (b) eğrileri GPB(Cu,Mg) bölgelerinin 498 K civarında ergime vadisini (D); 633 K civarında S' fazının çökelme zirvesini (E), 673 K civarında ise aynı fazın ergime vadisini (F) (Şekil 1.a'da b) göstermektedir.

Aynı sıcaklıkta 1.72x10<sup>5</sup> s suni yaşlandırılan aynı malzeme numunelerinin DTA verilerindeki (c) eğrisinde (Şekil 2.a) 678 K civarında S' fazının ergime vadisine (F) rastlanmıştır. DTK verilerinin (c)

eğrisinde ise (Şekil 2.b), termal dalgalanmalardan dolayı herhangi bir oluşum gözlenmemiştir.



**Şekil 2.** Alaşım-2'nin DTA(a) ve DTK(b) Eğrileri **a )** 803 K'de suda su verilmiş, **b )**  $1,8 \times 10^4$  s suni yaşlandırılmış, **c )**  $1,72 \times 10^5$  s suni yaşlandırılmış

### 3.1.3. Alaşım-3

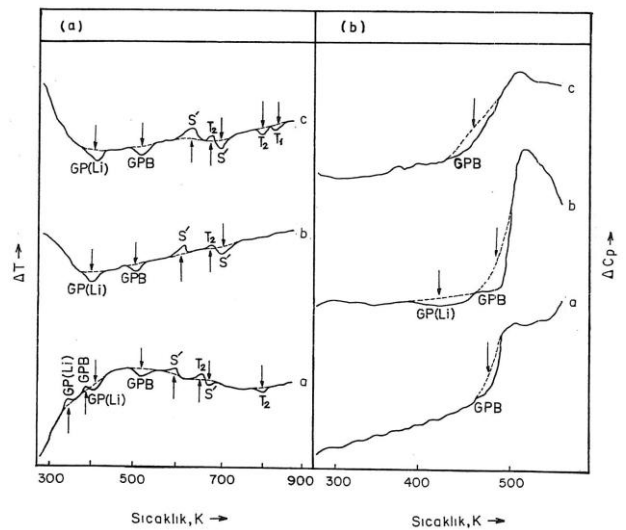
Alaşım-3'ün DTA (Şekil 3.a) verilerindeki (a) eğrisi 348 K GP(Li) bölgelerinin çökeltme zirvesini (A) [GP(Li) bölgelerinin çökeltme zirvesi] ve 403 K civarında da ergime vadisini (B) [GP(Li) bölgelerinin ergime vadisi]; GPB(Cu,Mg) bölgelerinin 378 K civarında çökeltme zirvesini (C) ve 508 K civarında ise ergime vadisini (D) göstermektedir. Numunelerin ısıtılmaya devam edilmesiyle de, 593 K civarında S' (Al<sub>2</sub>CuMg) fazının çökeltme zirvesini ve 678 K civarında da ergime vadisini (F); T<sub>2</sub> (Al<sub>6</sub>CuLi<sub>3</sub>) fazının ise 663 K civarında çökeltme zirvesini (G) ve 803K civarında da ergime vadisini (H) göstermektedir.

463 K'de  $1.8 \times 10^4$  s suni yaşlandırılan alaşım-3 numunelerin DTA verilerindeki (b) eğrisi, 403 K civarındaki GP(Li) (B) bölgelerinin, 503 K civarında da GP(Cu,Mg) (D) bölgelerinin ergime vadilerini göstermiştir. S' fazının çökeltme zirvesine (E) 608K civarında, ergime vadisine de 688 K (F) civarında rastlanmıştır. T<sub>2</sub> fazının 673 K (G) civarında çökeltme vadisine rastlanmış fakat 837 K civarında oluşması beklenen ergime vadisi (H) gözlenmemiştir. DTK eğrilerindeki (b) eğrisinde ise (Şekil 3.b) 443 K civarında GP(Li) bölgelerinin geniş bir endotermik

tepkiye vadisi oluşturarak ergidiği, yüksek sıcaklığın etkisiyle, numunenin yapısında mevcut olan GP(Cu,Mg) bölgelerinin de 503 K civarında ergime vadisi (D) göstererek ergidiği gözlenmiştir.

Aynı sıcaklıkta,  $1.72 \times 10^5$  s suni yaşlandırılan aynı malzeme numunelerinin DTA verilerindeki (c) eğrisi 393 K civarında GP(Li) (B) bölgeleri ve 508 K civarında GP(Cu,Mg) (D) bölgeleri ergime vadilerini; 618 K civarında S' fazı çökeltme zirvesini (E) ve 673 K civarında ise ergime vadisini (F); 668K civarında T<sub>2</sub> fazı çökeltme zirvesini (G) ve 783 K civarında ise ergime vadisini (H); 823 K civarında da T<sub>1</sub> fazı ergime vadisini (I) göstermektedir. Aynı numunelerin DTK verilerindeki (c) eğrisi ise oda sıcaklığı ile 423 K arasında termal dalgalanmalar göstermiştir. Bu dalgalanmalar GP(Li) bölgelerinin ergime vadisini saklamıştır. Ama GP(Cu,Mg) bölgelerinin ergime sıcaklığında ise, yani 473 K (D) civarında ergime vadisi oluşarak bu bölgelerin ergidiği gözlenmiştir.

Alaşım 3'de Li oranı yüksek olduğu için GP(Li) bölgeleri, T<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>CuLi) fazı ve T<sub>2</sub>(Al<sub>6</sub>CuLi<sub>3</sub>) fazlarına Şekil 3'deki DTA/DSC termal analiz eğrilerinde gözlenmiştir. Fakat Li oranı düşük olan Alaşım 2 ve 5'deki termal analiz eğrilerinde (Şekil 2 ve 5) yukarıda bahsedilen Li içerikli fazların varlığına rastlanmamıştır.



**Şekil 3.** Alaşım-3'ün DTA(a) ve DTK(b) eğrileri; **a )** 803 K'de suda su verilmiş, **b )**  $1,8 \times 10^4$  s suni yaşlandırılmış, **c )**  $1,72 \times 10^5$  s suni yaşlandırılmış

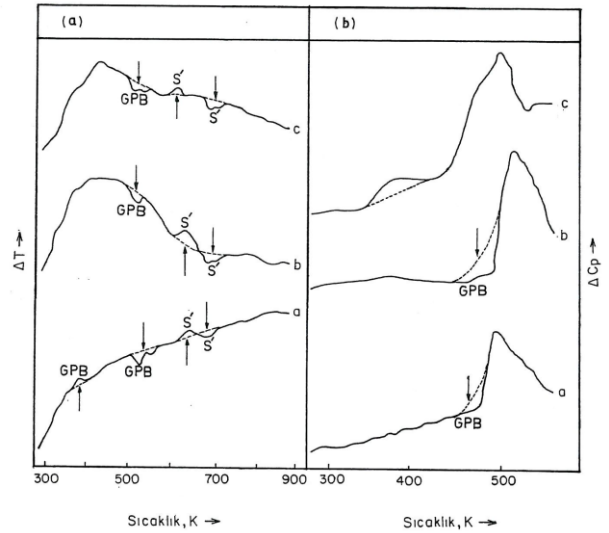


### 3.1.4. Alaşım-4

Bu alaşımın 830 K'den 298 K'deki suda su verme işleminden sonra 0,17 K/s ısıtma hızında elde edilen DTA (Şekil 4.a) verilerindeki (a) eğrisi 373 K (C) civarındaki ekzotermik tepkime sonucu GP(Cu,Mg) bölgelerinin çökme zirvesini; 513 K civarında ise endotermik tepkime sonucu bunların ergime vadisini (D) göstermektedir. Numune ısıtılmaya devam edilince, 623 K'de S'(Al<sub>2</sub>CuMg) fazı ekzotermik reaksiyon zirvesi (E) oluşturarak çökelmiş ve 673 K civarında ise endotermik tepkime vadisi (F) göstererek ergimiştir.

463 K'de 1.8x10<sup>4</sup> s suni yaşlandırılan alaşım-4 numunelerin DTA/DTK verilerindeki (b) eğrileri GPB(Cu,Mg) bölgelerinin 498 K civarında ergime vadisini (D); 618 K civarında S' fazının çökme zirvesini (E), 673 K civarında ise aynı fazın ergime vadisini (F) (Şekil 4.a'da b) göstermektedir.

Aynı sıcaklıkta, 1.72x10<sup>5</sup> s suni yaşlandırılan aynı malzeme numunelerinin DTA verilerindeki (c) eğrisinde GP(Cu,Mg) bölgelerinin 503 K civarında endotermik vadiler (D) oluşturarak ergidiği gözlenmiştir. Yükselen sıcaklığın etkisiyle ergiyen GP(Cu,Mg) bölgelerinden ayrılan Cu ve Mg atomları 598 K civarında (E) tekrar bir araya gelerek S' fazını oluşturmuşlardır. Bu nedenle S' fazının çökme zirvesi oluşmuştur. Aynı faz 678K civarında ergime vadisi (F) göstererek ergimiştir. Aynı numunenin ısıtma işlem sonrası elde edilen DTK verilerinin (Şekil 4.b'de c) eğrisinde 383 K civarında görülen endotermik zirve sanki GP(Cu,Mg) bölgelerinin çökme zirvesi gibi gözükse de, bu ısıtma işlem sonucu ilgili faz yapıda bulunamayacağından dolayı, bu termal dalgalanmaların herhangi bir faz ile ilgili olmadığı sonucu çıkmaktadır.



Şekil 4. Alaşım-4'ün DTA(a) ve DTK(b) eğrileri; a) 803 K'de suda su verilmiş, b) 1,8x10<sup>4</sup> s suni yaşlandırılmış, c) 1,72x10<sup>5</sup> s suni yaşlandırılmış

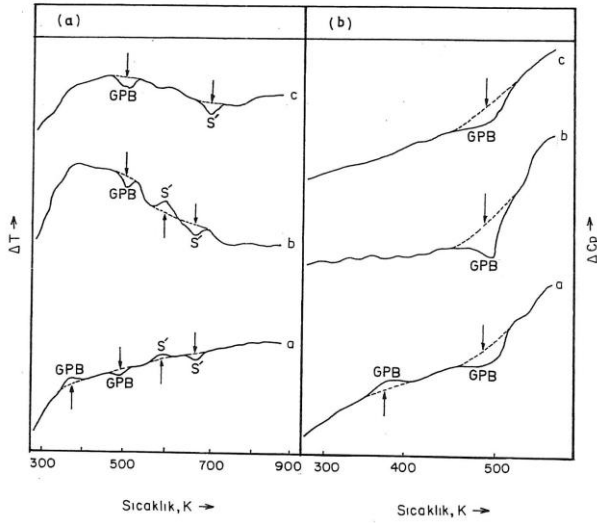
### 3.1.5. Alaşım-5

Bu alaşımın 830 K'den 298 K'deki suda su verme işleminden sonra 0,17 K/s ısıtma hızında elde edilen DTA (Şekil 5.a) ve DTA (Şekil 5.b) verilerindeki (a) eğrileri 373 K civarındaki ekzotermik tepkime sonucu GP(Cu,Mg) bölgelerinin çökme zirvesini (C); 488 K civarında ise endotermik tepkime sonucu bunların ergime vadisini (D) göstermektedir. Numune sıcaklığı yükseldikçe, ergiyen GP(Cu,Mg) bölgelerinin yerini yeni bir faz olan S' fazı 573 K'de ekzotermik (E) bir reaksiyon göstererek oluşmuş ve 673 K civarında ise endotermik reaksiyon vadisi (F) göstererek ergimiştir.

463 K'de 1.8x10<sup>4</sup> s suni yaşlandırılan alaşım-5 numunelerin DTA verilerindeki (b) eğrisi GPB(Cu,Mg) bölgelerinin 491 K civarında ergime vadisini (D); 593 K civarında S' fazının çökme zirvesini (E), 668 K civarında ise aynı fazın ergime vadisini (F) (Şekil 5.a'da b) göstermektedir. DTK verilerinin (Şekil 5.b'de c) eğrisinde ayrıca oda sıcaklığı ile 433 K arasında termal dalgalanmalar mevcuttur.

Aynı sıcaklıkta 1.72x10<sup>5</sup> s suni yaşlandırılan aynı malzeme numunelerinin DTA/DTK verilerindeki (c) eğrileri ise 488 K civarında GPB(Cu,Mg) bölgelerinin (D) ergime vadisini (Şekil 5.b'de c) , bu işlem sonucu yapıda zaten varolan S' fazının 678 K civarında

ergime vadisini (F) göstermektedir.



**Şekil 5.** Alaşım-5'in DTA(a) ve DTK(b) eğrileri; a) 803 K'de suda su verilmiş, b)  $1,8 \times 10^4$  s suni yaşlandırılmış, c)  $1,72 \times 10^5$  s suni yaşlandırılmış

Deneysel çalışmalar sonucu numunelerin iç yapısında oluşan fazların DTA/DSC termal analiz eğrilerinde gözlenen ortalama çökme (faz oluşumu) ve ergime sıcaklıkları Tablo 3'de verilmiştir.

**Tablo 3.** Fazların DTA/DSC termal analiz eğrilerinde belirlenen ortalama çökme ve ergime sıcaklıkları

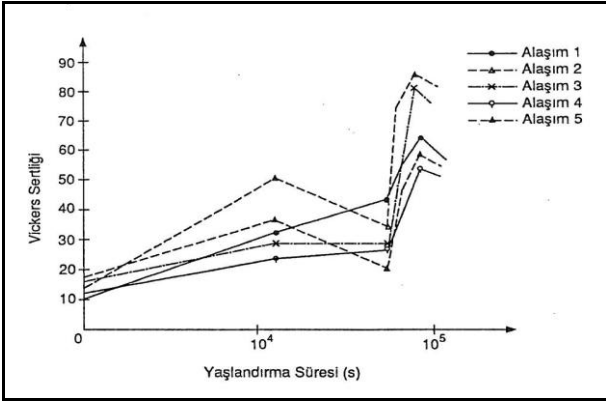
Fazlar	Ortalama Çökme Sıcaklığı (K)		Ortalama Ergime Sıcaklığı (K)	
	DTA	DSC	DTA	DSC
GP(Li) Bölgeleri	349	348	395	411
GPB(Cu,Mg) Bölgeleri	385	381	509	481
S'(Al <sub>2</sub> CuMg) Fazı	607	-	677	-
T <sub>2</sub> (Al <sub>6</sub> CuLi <sub>3</sub> ) Fazı	666	-	799	-
T <sub>1</sub> (Al <sub>2</sub> CuLi) Fazı	-	-	837	-

### 3.2. Sertlik Analizi

463 K'de suni yaşlandırılan alaşımlar-1,2 ve 3'ün Vicker's sertlik eğrilerindeki ilk artış GP(Cu,Mg)

bölgelerinin çökmesinden dolayıdır (Şekil 6). Numunelerin yapısında, su verme işlemi sonucunda mevcut olan bu bölgeler yaklaşık  $1,8 \times 10^4$  s suni olarak yaşlandırma süresi sonunda daha fazla çökelmişlerdir. Arttırılan suni yaşlandırma süresi ( $8,64 \times 10^4$  s) etkisiyle GP(Cu,Mg) bölgeleri erir ve alaşımların sertlik değerleri de böylelikle düşer (Şekil 6). Ergime (çözünme) sonucu bu bölgelerden ayrılan Cu ve Mg atomları tekrar bir araya gelerek S' fazının çökmesine neden olurlar ve numunelerin sertlik değerlerinde doğrusal bir artışa neden olurlar. Düşük alaşımlı numunelerin (alaşımlar-1,2 ve 3) ideal yaşlandırma süresi S' fazının çökmesinin tamamlandığı zamandır. Bu sertlik eğrilerinde  $1,72 \times 10^5$  s'lik suni yaşlandırmaya karşılık gelen maksimum sertlik noktasıdır. İdeal yaşlandırma süresi sonunda S' fazı yerini dengeli ve uyumsuz bir faz olan S fazı çökeltilerine bırakır. Faz dönüşümü sonucunda numunelerin sertlik değerleri azalma eğilimi gösterir.

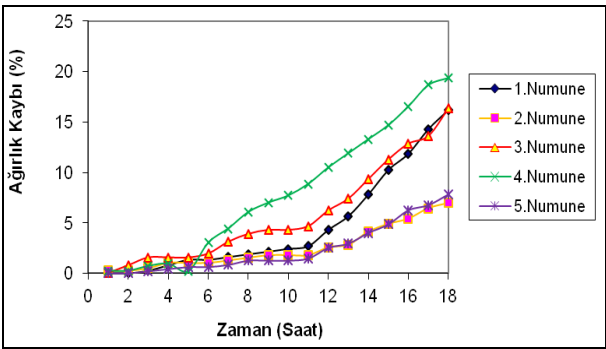
Cu ve Mg oranları yüksek oranlarda (alaşımlar-4 ve 5) suni yaşlandırma esnasındaki Vicker's sertlik değerlerinin zamana göre değişimi (Şekil 6), Cu ve Mg oranları düşük alaşımlarınki (alaşımlar-1,2 ve 3) gibidir. Yani sertlik eğrilerindeki ilk artış GP(Cu,Mg) bölgelerinin oluşumuna, ikinci artış ise S' fazının oluşumuna bağlanmıştır. Yine aynı şekilde sertlik değerlerindeki ilk düşüş GP(Cu,Mg) bölgelerinin, termodinamik denge durumlarını kaybederek ergimelerine; ikinci düşüş ise (ideal yaşlanma noktasını takiben) S' fazının dengeli S fazına dönüşmesine bağlanmıştır. İdeal yaşlandırma noktası sertlik değerlerinin alaşım-4 ve 5'de diğerlerine göre daha fazla olması gerekirken tersinin olması; bu numunelerin ısı işlemler sonrasında, üretim aşaması sırasında oluşan malzeme hatasından (haddeleme hatası) dolayı, sertlik değerlerinin olması gereken değerlerden daha düşük çıkmasına neden olmuştur.



Şekil 6. Suni olarak yaşlandırılmış numunelerin makro Vickers sertlik eğrileri

### 3.3. Korozyon Analizi

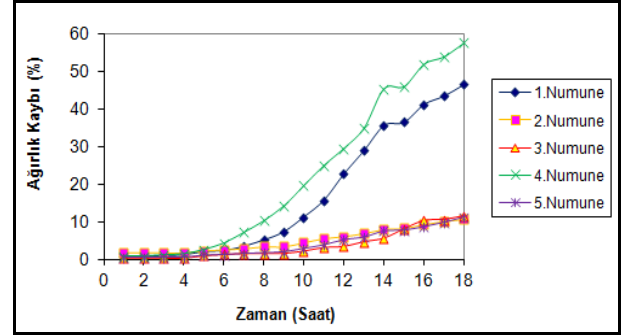
803 K'de su verilmiş numunelerin Şekil 1-5'deki DTA/DSC termal analiz eğrilerinde mevcut olan GPB (Cu-Mg) ve S' (Al<sub>2</sub>CuMg) fazlarının varlığından dolayı alaşım-4'te korozyon kaybı daha fazladır. Bu yüzden alüminyum alaşımlarının, saflık derecesi azaldıkça korozyona olan mukavemet değerleri düşer. Deneysel çalışmalarda kullanılan Al alaşımlarının kimyasal kompozisyondaki Cu-Mg oranları az olan Alaşım-1 ve Alaşım-2'deki korozyon dirençlerinin düşük olduğu görülmektedir. Deneysel çalışmalardan elde edilen korozyon davranış verileri, Chong ve ekibinin (2003) literatür bilgileri ile doğrulanmaktadır.



Şekil 7. 803 K'de su verilmiş numunelerin korozyon direnç eğrileri

530° C de su verilmiş ( 20 dk. ) ve 190°C'de 5 saat suni yaşlandırılmış numunelerde (yukarıda bahsedilen DTA/DSC termal analiz eğrileri) S' fazının varlığına rastlanmaktadır. S'(Al<sub>2</sub>CuMg) fazı Cu ve Mg elementlerinden oluştuğu için korozyon kayıp miktarı % Cu-Mg oranı fazla olan alaşım-4'de daha fazladır. Al alaşımları içerisinde mevcut olan karışık kristal yapısı ne kadar safsa korozyon direnci

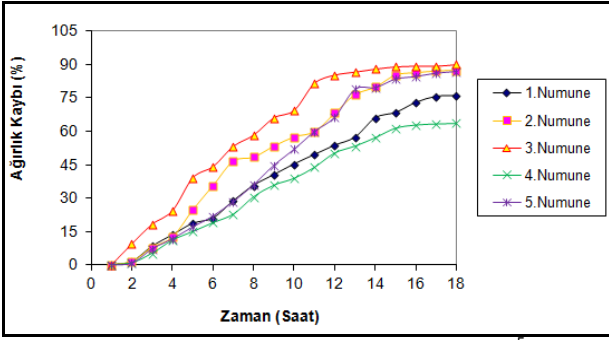
o kadar iyi olmaktadır. Yaşlandırma sonucu oluşan intermetalik fazlar, korozyon direncini azaltmaktadır Craig ve ekibi (1995) / Guillaumin ve arkadaşlarının (1999). Al alaşımlarının saflık oranları düştüğü için korozyon kayıp oranlarında da artış gözlenmiştir. Suni yaşlandırılmış Al alaşımlarının korozyon davranışlarının, Craig ve ekibi (1995) / Guillaumin ve arkadaşlarının (1999) verileri ile uyumludur.



Şekil 8. 803 K'de su verilmiş ve  $1,8 \times 10^4$  s suni yaşlandırılmış numunelerin korozyon direnç eğrileri

$1,72 \times 10^5$  s suni yaşlandırılmış Alaşım-3'de oluşan S'(Al<sub>2</sub>CuMg), T<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>CuLi), T<sub>2</sub>(Al<sub>6</sub>CuLi<sub>3</sub>) fazlarının varlığı korozyon kaybını arttırdığını gözlemekteyiz. Sebebi ise % Al-Cu-Mg-Li oranlarının fazlalığı ve bu elementlerin HCl çözeltisi içerisindeki çözünürlüğünün fazla olmasından dolayıdır. Mevcut yapıda varolan bu fazlar, karışık kristalden daha düşük bir potansiyel enerjisine sahip ve bu fazlar birbirlerine sıkı bir şekilde bağ enerjisi ile bağlı değillerse çözünürler, yani, korozyon olayı meydana gelir. Eğer oluşan bu fazların potansiyel enerji farkı ana yapıdan daha yüksek ise, karışık kristaller yani ana yapı çözünür. Bu çözünüm, birbirine bağlı çökeltiler mevcut olmasa bile devam ederler (Craig, 1995; Guillaumin ve Mankowski, 2004). Yüksek alaşımlı Al alaşımlarının suni yaşlandırılması sonucu iç yapıda oluşan S', T<sub>1</sub> ve T<sub>2</sub> fazları karışık kristalli olduklarından dolayı korozyon dirençlerinin azaldığı görülmektedir (Şekil 9). Şimdiki deneysel çalışma verilerinin, Craig ve ekibi (1995) / Guillaumin ve arkadaşlarının (1999) literatür verileri ile uyumlu olduğu görülmektedir.





Şekil 9. 803 K'de su verilmiş ve  $1,72 \times 10^5$  s suni yaşlandırılmış numunelerin korozyon direnç eğrileri

#### 4. Tartışma ve Sonuç

##### 4.1. Alaşım-1

830 K'den suda su verilmiş numunelerin termal eğrilerinde (Şekil 1.a ve b) GPB(Cu,Mg) bölgeleri (C) zirveleri oluşturarak çökelmeye başlamış ve Şekil 6.a'daki Vickers sertlik eğrisinden de görüldüğü gibi numunelerin sertlik değerleri yavaş yavaş artmaya başlamıştır.

Papazian ve diğerleri (1986) DTK çalışmalarında GPB(Cu,Mg) bölgelerinin 383 K civarında ekzotermik reaksiyon zirvesi göstererek çökelmeye başladıklarını, 473 K civarında da endotermik reaksiyon vadisi oluşturarak ergidiklerini gözlemişlerdir. Şimdiki çalışmanın termal analiz sonuçlarıyla (DTA ve DTK verileri) bu sıcaklık değerlerinin 381-385 K (C) ve 481-509 K (D) olduğu belirlenmiştir. Deneysel sonuçlar Papazian ve diğerlerinin ki ile uyumludur. Düşük alaşımlı alaşımının iç yapısında oluşan GPB(Cu,Mg) bölgelerinin miktarca azlığından dolayı korozyon direncini düşürdüğü gözlenmektedir (Şekil 6.2).

Numuneler 463 K'de suni olarak yaşlandırıldığında,  $1,8 \times 10^4$  s sonra, GPB(Cu,Mg) bölgelerinin yapıda bulunması [Şekil 1'deki c eğrilerinde (C) zirvesinin bulunmaması, (D) zirvesinin bulunması bu nedenden dolayıdır] nedeniyle sertlikte artış görülür (Şekil 6). Suni yaşlandırma süresinin artması GPB(Cu,Mg) bölgelerinin termodinamik dengelerini kaybederek ergimelerine neden olur. Bunun sonucunda Al matrisinin  $\alpha$  katı eriyiğinde serbest kalan Cu ve Mg atomları S' fazını oluştururlar.

$1,73 \times 10^5$  s yaşlandırılan numunenin Şekil 6'daki

sertlik eğrisinin zirve oluşturması bu fazın mikroyapıda oluşmasından dolayıdır. Şekil 1.a'daki c eğrisinin (F) vadisi de S' fazının ergidiğini göstererek, bu işlem sonucunda S' fazının zaten yapıda olduğunu ispatlamaktadır. S'(Al<sub>2</sub>CuMg) fazı terimi Bageryatskii (1952) tarafından ortaya atılmış ve Silcock (1959) tarafından X-ışını çalışmaları ile detaylı olarak incelenmiştir. Silcock (1959) bu faza daha yüksek yaşlandırma sıcaklıklarında da (573 K) rastlanmıştır. Özbilen (1989 ve 1996) S'(Al<sub>2</sub>CuMg) fazının DTK eğrilerinde 593 K'de ve 673 K'de çökelp, ergidiğini gözlemlemiştir. S' fazının 607 K'de çöklediği, 677 K'de ise çözüldüğü, önceki çalışmalarla uyumlu olduğu görülmektedir (Özbilen, 1989 ve 1996).

Düşük alaşımlı alüminyum alaşımında, suni yaşlandırma süresi arttıkça numunelerdeki GPB(Cu,Mg) bölgelerinin yapısındaki Cu ve Mg atomlarının serbest kalarak yeni bir faz olan S' (Al<sub>2</sub>CuMg) fazının oluşum miktarını arttırarak korozyon direncini arttırdığı tespit edilmiştir (Şekil 8, Şekil 9).

##### 4.2. Alaşım-2

Bu alaşımda bir önceki alaşımın GPB(Cu,Mg) bölgeleriyle ilgili yapılan gözlemlerin benzerleri gözlenmiştir (Şekil 2. ve 6). Silcock [13] üçlü Al-Cu-Mg alaşımlarında yaptığı araştırmalarda, bu bölgelerin (373-463) K sıcaklıkları aralığında çöklediğini, 513 K civarında da ergidiğini gözlemiştir.

Alaşım 2'nin 463 K'deki suni yaşlandırmaya tepkisinin ölçüldüğü DTA/DTK verileri (Şekil 2.a ve b'deki b ve c eğrileri) ve sertlik-zaman verileri (Şekil 6), alaşım-1 sonuçları ile benzer niteliktedir. Sen ve West (1969) üçlü ve dördü Al-Cu-Mg ve Al-Li-Cu-Mg alaşımlarında yaptıkları çalışmada S' fazının 623 K civarında çöklediğini gözlemişlerdir. Şimdiki çalışmada bu sıcaklığın 607 K olarak belirlenmesi, sonuçların uyumlu olduğunu göstermektedir. Alaşım 1 ve alaşım 2'nin sonuçlarının benzerliği, yani %0,07 Li katkısının suni yaşlandırma da termal analiz sonuçlarına fazla etki yapmamış olması, bu seviyedeki Li varlığının önemsiz olduğunu

vurgulamaktadır.

830 K'den suda su verilmiş alaşım-2 numunelerinde düşük oranda Li olduğu için korozyon dirençlerinde çok az oranda % ağırlık kayıplarına rastlandığı gözlenmiştir.

### 4.3. Alaşım-3

Alaşım 1 ve 2'de gözlenen GPB(Cu,Mg) bölgeleriyle ilgili gözlemlerin benzerine bu alaşımda da rastlanmıştır. İlave olarak GP(Li) bölgelerinin varlığı (A) zirve ve (B) vadileriyle (DTA eğrilerinde, Şekil 3.a) belirlenmiştir. DTK verilerindeki (Şekil 3.b) termal dalgalanmalar bu bölgelerin çökme ve ergimeleriyle ilgili zirve ve vadilerini saklamıştır. Alaşım-3'deki sertlik durumu (Şekil 6.), alaşımlar-1 ve 2 gibi olmuştur. Nazato ve Nokai (1997)  $\delta'(Al_3Li)$  fazından önce GP(Li) ve GPB(Cu,Mg) bölgelerinin meydana geldiğini söylemişlerdir. Yapılan araştırma sonuçlarına göre GP(Li) bölgelerinin 343 K civarında ekzotermik reaksiyon zirvesi göstererek (A) çökeldiği, 388 K civarında da endotermik reaksiyon vadisi oluşturarak ergidiği gözlenmiştir. %0,75Li içeren Al-Cu-Mg alaşımının (Alaşım-3) termal analiz eğrilerinde (Şekil 3.) ortalama çökme sıcaklığı 348 K ve ortalama ergime sıcaklığı da (395-411) K aralığında belirlenmiştir.

Suni yaşlandırılan bu alaşımın sertlik değişimi ve termal analiz eğrileri bazı önemli farklılıklar dışında, GPB(Cu,Mg) bölgeleri ile S' ve S fazları için alaşım 1 ve alaşım 2'de gözlemlendiği gibidir. Sertlik eğrilerindeki ilk artış ve düşüş, GPB(Cu,Mg) ve GPB(Li) bölgelerinin çökme ve ergimelerinden dolayıdır. Ahmad ve Ericsson (1985), Sankaran ve diğerleri (1985), Huang ve Ardell (1987) ile Özbilen (1989 ve 1996) Al-Li-Cu-Mg alaşımlarında suni yaşlandırma sonunda çökelen fazların, Li miktarına bağlı olarak S' ( $Al_2CuMg$ ),  $T_1$  ( $Al_2CuLi$ ) ve  $T_2$  ( $Al_6CuLi_3$ ) fazları olduğunu göstermişlerdir. Alaşım 3'ün Şekil 3 a'da gösterilen DTA verilerinin b ve c eğrilerindeki (E) zirve ve (F) vadileri S' fazının çökme ve ergimesini; (G) zirve ve (H) vadileri  $T_2$  fazının çökme ve ergimesini; (I) vadisi de  $T_1$  fazının ergimesini temsil etmektedir.  $T_1$  ve  $T_2$  fazlarının, bu çalışmadaki termal analiz sonuçları (Şekil 3) ile belirlenen çökme ve ergime

sıcaklıkları Özbilen (1989 ve 1995)'in sonuçları ile tam bir uyum içindedir.

Alaşım-3 düşük alaşımlı ve içerisindeki Li oranı fazla olmasına rağmen sadece  $1,8 \times 10^4$  s suni yaşlandırılmış numunede korozyon direncinin arttığı tespit edilmiştir.

### 4.4. Alaşım-4

Bu alaşımın termal analiz yöntemleriyle (Şekil 4.) ve sertlik ölçümleriyle (Şekil 6.) doğal yaşlandırılması sonucu, Alaşım-1 ile benzer sonuçların (Şekil 1.ve 6) elde edilebileceğini göstermiştir. İlgili bölge ve fazların çökme zirve ve ergime vadilerinin Alaşım-4 eğrilerinde (Şekil 4.) Alaşım-1 eğrilerine göre (Şekil 1.) daha yüksek ve derin olması ilgili fazların miktarlarının daha fazla olması ile ilgilidir. Fakat bu etki, sertlik ölçümlerinde (Şekil 6.) kendisini göstermemiştir. Yani Alaşım-4'deki Alaşım-1'e göre yüksek Cu ve Mg oranları (Tablo 1.) bu alaşımda doğal yaşlandırma sonunda elde edilecek sertlik değerlerinin daha yüksek olmasını gerektirmektedir. Şekil 6.'daki sertlik değerlerinde tersine bir durumun gözlenmesi, ısıl işlemler esnasında Alaşım-4 numunelerinde görülen açılmaların sebep olduğu düşük sertlik değerleri elde edilmiştir. Açılmaların neden ve nasıl olduğu takip edecek çalışmaların konusu olacaktır.

$1,73 \times 10^5$  s suni yaşlandırılan yüksek alaşımlı alaşım-4 numunesi iyi bir korozyon direnci gösterdiği gözlenmiştir. Burada iç yapı içerisinde mevcut olan Cu ve Mg atomlarından zengin olan GPB(Cu,Mg) bölgeleri ile S'( $Al_2CuMg$ ) fazının fazla çökmesinden dolayı korozyon direncini artırdığı söylenebilir.

### 4.5. Alaşım-5

Alaşım-5 verileri (termal analiz ve sertlik değerleri: Şekil 5. ve 6), Alaşım-2 verileri ile (Şekil 2. ve 6) ortak özellikler taşımaktadır. Sertlik değerlerinde görülen düşük değer ölçümleri yukarıda bahsedildiği gibidir.

830 K'den suda su verilmiş,  $1,8 \times 10^4$  s ve  $1,73 \times 10^5$  s suni yaşlandırılmış alaşım-5 numuneleri içerisinde mevcut olan Cu ve Mg atomlarından zengin olan

GPB(Cu,Mg) bölgeleri ile S'(Al<sub>2</sub>CuMg) fazlarının varlığından dolayı korozyon direncini arttırdığı gözlenmiştir.

## 6. Sonuçlar

1. Al-Cu-Mg ve Al-Li-Cu-Mg sistemlerinde 803 K'de  $1,2 \times 10^3$  s Solüsyona alma işlemini takip eden 298 K'deki suda su verme işlemi sonucu yapılarında GP(Cu,Mg) bölgeleri oluşmuştur.

2. Su verme işlemini takip eden suni yaşlandırma esnasında, Al-Cu-Mg üçlü alaşımlarında ve %0,07 Li içeren Al-Cu-Mg alaşımlarında GP(Cu,Mg) bölgeleri oluşumlarına devam ederek miktarlarını arttırmaktadırlar. Daha önce TEM çalışmaları ile rahatlıkla gözlenemeyen GP(Cu,Mg) ve GP(Li) bölgeleri bu çalışmada DTA/DTK analizleri ile belirlenmiştir.

3. %0,75Li içeren Al-Cu-Mg alaşımlarında 463 K'de  $1,8 \times 10^4$  s suni yaşlandırma esnasında, DTA/DTK termal analiz eğrileri GP(Cu,Mg) bölgelerine ilave olarak GP(Li) bölgelerinin de oluştuğunu göstermiştir. Ayrıca GP(Cu,Mg) ve GP(Li) bölgelerine ilave olarak S'(Al<sub>2</sub>CuMg), T<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>CuLi) ve T<sub>2</sub>(Al<sub>6</sub>CuLi<sub>3</sub>) fazları oluşmuştur.

4. Al-Cu-Mg ve Al-Li-Cu-Mg alaşım sistemlerinde suni yaşlandırma sonucu GP(Cu,Mg) ve GP(Li) bölgeleri oluşmuştur. Alüminyum alaşımlarının iç yapısında mevcut olan bu faz bölgelerinin homojen dağılımları, numunelerin vickers sertlik değerlerinin artmasına neden olmuştur.

5. 830 K'den suda su verildikten sonra  $1,8 \times 10^4$  s ve  $1,73 \times 10^5$  s suni yaşlandırılmış yüksek alaşımlı numunelerin iç yapısında mevcut olan GP(Cu,Mg), GP(Li) bölgeleri, S'(Al<sub>2</sub>CuMg), T<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>CuLi) ve T<sub>2</sub>(Al<sub>6</sub>CuLi<sub>3</sub>) fazlarından dolayı korozyon dirençlerinin arttığı gözlenmiştir.

6. Suni yaşlandırma sonucu Al alaşımları içerisinde mevcut olan fazların potansiyel enerji farkı ana yapıdan daha yüksek ve birbirine bağlı çökeltiler olduğu için korozyon direncini arttırdığı söylenebilir. Bu çözünüm, birbirine bağlı çökeltiler mevcut olmasa bile devam edecektir. Çalışmamızda da görüldüğü gibi numunelerdeki korozyon

çözünürlüğü devam etmiştir. Deneysel sonuçların Craig ve ekibi (1995) / Guillaumin ve arkadaşlarının (1999) literatür verileri ile doğrulanmıştır.

## Kaynaklar

- Maddox S. J., 2003, Review Of Fatigue Assessment Procedures For Welded Aluminium Structures, *International Journal Fatigue*, 25 (12), 1359-1378.
- Assmann P., 1966, Age Hardened Al-Li Alloys, *Z. Metallkunde*, 118, 51.
- Sanders T. H. Jr., Starke E. A. Jr., 1989, Overview Of The Physical Metallurgy In The Al-Li-X Systems, *Proc. Of The 3rd Int. Conf. On Al-Li Alloys, AIME*, 217.
- Noble B., Thompson G. E., 1971, Precipitation Characteristics Of Al-Li Alloys, *Met. Sci. J.*, 5, 114.
- Özbilen S., Flower H. M., 1989, Influence Of Li On Phase Transformations In Al-Cu-Mg Alloys, *Vth Int. Conf. On Al-Li Alloys, TMS, Virginia, USA*.
- Özbilen S., 1996, Çifte Yaşlandırılmış Al-Cu-Mg-(Li) Alaşımlarında Heterojen S' Ve T<sub>1</sub> Çökelekleri kristalografisi, *TÜBİTAK Mühendislik Ve Çevre Bilimleri Dergisi*, 20, 103.
- Nozato R., Nakai G. R., 1977, Thermal Analyses Of Precipitation In Al-Li Alloys, *Trans. JIM.*, 18, 678.
- Flower H. M., Gregson P. J., Tite C. N., Mukhopadhyay A. K., 1987, The Effect Of Composition End Heat Treatment Upon Microstructure/Property relationships In Al-Li-Cu-Mg Alloys, *Al-Alloys : Phys. End Mech.Prop.*, 743.
- Silcock J. M., 1960, The Structural Ageing Characteristics Of Al-Cu-Li Alloys, *J. Of Inst. Metals*, 88, 357.
- Alekseyev A., Ber L. S., Paulenko S. G., 1982, High Temperature Ageing Of The Al-1.3%Cu-1.3%Mg Alloys : Initial Stages Of Loss Of Coherence, *Phys. Met. & Metallog.*, 162.
- Erdoğan M., 1996, Al-Cu-Mg-(Li) Alaşımlarında Yaşlandırma Mekanizması Ve Termal Analiz, *Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara*, 146.
- Özbilen S., 1988, Ph. D. Thesis, Uni. Of London.
- Xiaoxin X., 1992, Study Of Hardening Of Al-Li-Cu-Mg-Zr Alloy 8091, *Scripta. Met.*, 26, 1587.
- Papazian J. M., Silgi C., Sanchez J. M., 1986, New Evidence For GP Zones In Binary Al-Li Alloys, *Sripta. Met.*, 20, 201.
- Güleç Ş., ve Aran A., 1987, Malzeme Bilgisi (Çeviri), *Gebze MBEAE Matbaası, [Bargel, H. J., Schulze, G., Werkstoffkunde, VDI-Verlag Gmbh Duesseldorf, Cilt: 2.*
- Demirci A. H., 2003, Malzeme Bilgisi ve Malzeme

Muayenesi, Alfa Yayınevi, İstanbul.

Demirci A. H., 2004, Mühendislik Malzemeleri, *Aktüel Yayınevi*, İstanbul.

Aydın H., 2002, İntermetalik Faz Aşılama Yöntemiyle Al-Cu-Mg Alaşımında Aşınma Dayanımının İyileştirilmesi, *Yüksek Lisans Tezi, Uludağ Üni., Fen Bilimleri Enst.*, Bursa.

Rooy E. L., 1995, Properties And Selection Non Ferrous Alloys And Special-Purpose Materials, *Introduction To Aluminum And Aluminum Alloys A.S.M. Handbook, American Society For Metals, Ohio*, Volume: 2.

Chong P. H., Liu Z., Skeldon P, ve Thompson G. E., 2003, Corrosion Behavior Of Laser Surface Melted 2014 Aluminium Alloy In T6 and T451 tempers, *The Journal Of Corrosion Science And Engineering*, 6, 12.

ODTÜ Kaynak Merkezi, 2011, Anonim.

Craig D. B., ve Anderson D. S., 1995, Handbook of Corrosion Data, *A.S.M International*, 16-18.

Guillaumin V., Mankowski G., 1999, Localized Corrosion Of 2024 T351 Aluminium Alloy In Chloride Media, *Corrosion Science*, 41, 421-438.

#### **İnternet Kaynakları**

1. [www.cemalmetalalasimlari.com](http://www.cemalmetalalasimlari.com), (27.01.2011).
2. [www.yildiz.edu.tr](http://www.yildiz.edu.tr), (27.01.2011).