

7075 ALÜMİNYUM ALAŞIMINDA RRA ISIL İŞLEMİNİN
MİKROYAPIYA ETKİSİ VE KİNETİK ANALİZ

DOKTORA TEZİ

Y.Müh. Nuran (ÜNVER) AY

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 25 Temmuz 1989

Tezin Savunulduğu Tarih : 26 Aralık 1989

Tez Danışmanı : Prof.Dr.Emel GEÇKİNLİ

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

Prof.Dr.Mehmet KOZ

Aralık 1989

ÖNSÖZ

Uçak endüstrisinde 7075 Alüminyum alaşımı yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Bu alaşıma son yıllarda uygulanmaya başlanan "Yeniden çözeltiye alma + Yeniden yaşlandırma (RRA) ısıtma işlemi ile mukavemet ve gerilmeli korozyon çatlamasına direncin optimize edilebildiği belirtilmektedir.

Bu çalışmada RRA 200 ve RRA 220 ısıtma işlemleri uygulanarak sertlik, elektrik iletkenliği ve mikroyapıda oluşan değişiklikler incelenerek, yeniden çözeltiye alma işlem kinetiğinin araştırılması amaçlanmıştır.

Tezimi yönetmeyi kabul ederek, doktora çalışmaya başlama olanağı sağlayan ve çalışmalarımı yönlendiren değerli hocam Prof. Dr. Emel GEÇKİNLİ'ye, Orta Doğu Teknik Üniversitesinde TEM çalışmalarını yapabileme olanağını sağlayan Prof. Dr. Alpay ANKARA'ya ve çalışmalarına yardımcı olan Araş. Grv.'lisi Birnur EMREN'e, sonuçların kantitatif analizle değerlendirilmesinde yardımlarını esirgemeyen Doç. Dr. Nazım BOZKURT'a, araştırmalarım süresince teşviklerini gördüğüm Anadolu Üniversitesi Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi yetkililerine ve beni sabırla destekleyen aileme teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

DZET	ix
SUMMARY	x
BÖLÜM 1 - ÇALIŞMANIN AMACI VE KAPSAMI	1
BÖLÜM 2 - ALÜMİNYUM ALAŞIMLARINDA YAŞLANMANIN TARİHÇESİ	3
BÖLÜM 3 - YAŞLANMANIN TEORİK İNCELENMESİ.....	6
3.1 - Katı Halde Faz Dönüşümleri	6
3.2 - Yaşlanma	12
3.2.1 - Çözeltiye Alma Isıl İşlemi	13
3.2.2 - Suverme İşlemi	17
3.2.3 - Al-Zn-Mg Alaşımının Yaşlandırma Karakteristikleri	18
3.2.3.1 - GP Zonları	20
3.2.3.2 - η' Fazı	23
3.2.3.3 - η ve T Kararlı Fazlar	26
3.2.3.4 - Çökelti İçermeyen Zon (PFZ)	29
3.3 - Alüminyum Alaşımı	33
3.4 - Yeniden Çözeltiye Alma (Retrogression) Yeniden Yaşlandırma (Reaging) İşlemi.RRA	35
3.4.1 - RRA Isıl İşleminin Mekanik Özellik- lere etkisi	35
3.4.2 - Elektrik İletkenliği Değişimi ile RRA Arasındaki İlişki	40
3.4.3 - RRA İşleminin Gerilmeli Korozyon Çatlmasına Etkisi	42
3.4.3.1 - RRA İşleminin Gerilmeli Korozyon Çatlak İlerleme Hızına Etkisi	43
3.4.3.2 - Gerilmeli Korozyon Çatlmasına Hidrojenin Etkisi	45
3.4.4 - RRA Isıl İşleminin Mikroyapıya Etkisi	52
3.4.4.1 - Yeniden Çözeltiye Alma İşlemi Sonu- cunda Mikroyapıda Oluşan Değişiklikler	52
3.4.4.2 - Yeniden Yaşlandırma Sonrasında Mikroyapıda Oluşan Değişiklikler ..	55
BÖLÜM 4 - DENEYSEL ÇALIŞMALAR	58
4.1 - Kullanılan Malzeme	58
4.2 - Deneylerde Kullanılan Cihazlar	59

4.3 - Yapılan Deneyler	61
4.3.1 - Isıl İşlem Deneyleri	61
4.3.2 - Sertlik Deneyleri	62
4.3.3 - Elektrik İletkenlik Ölçümleri	62
4.3.4 - Optik Mikroskopi Analizleri	63
4.3.5 - Transmisyon Elektron Mikroskobu Analizleri	63
4.3.5.1 - TEM İçin Numune Hazırlama	63
4.3.5.2 - TEM de İnce Folyelerin İncelenmesi	64
4.3.5.2.1 - Matriksin İncelenmesi	64
4.3.5.2.2 - Tane Sınırlarının İncelenmesi ..	65
4.3.6 - TEM Mikrograflarının Kantitatif Analizi	65
4.3.6.1 - Matriks Çökeltilerinin Kantitatif Analizi	65
4.3.6.2 - Tane Sınırı Çökeltilerinin Kantita- tif Analizi	66
4.4 - Deney Sonuçları	67
4.4.1 - Optik Yapı	68
4.4.2 - Sertlik Deney Sonuçları	69
4.4.3 - Elektrik İletkenlik Ölçüm Deneylerinin Sonuçları	69
4.4.4 - TEM İle Mikroyapının İncelenmesine Ait Sonuçlar	71
4.4.4.1 - Matriks Mikroyapısına Ait Sonuçlar	71
4.4.4.2 - Tane Sınır Mikroyapısı	80
4.4.5 - TEM Mikrograflarının Kantitatif Analiz Sonuçları	84
4.4.5.1 - Matriks Çökeltilerine Ait Sonuçlar	84
4.4.5.2 - Tane Sınır Çökeltilerinin Kantitatif Analiz Sonuçları	88
BÖLÜM 5 - DENEY SONUÇLARININ TARTIŞILMASI	96
5.1 - RRA Isıl İşleminin Matriks Mikroyapısına Ve Mekanik Özelliklere Etkisi	96
5.2 - Yeniden Çözeltiye Alma Kinetiği	98
5.3 - RRA Isıl İşleminin Tane Sınır Mikroyapı- sına Etkisi, Gerilmeli Korozyon Çatlama- sındaki Rolü	109
BÖLÜM 6 - GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER	113
KAYNAKLAR	115
ÖZGEÇMİŞ	128

ŞEKİL LİSTESİ

No	Açıklamalar	Sayfa No
3.1	Bir çökelti partikülünün enerjisinin şekil faktörü ile değişimi	7
3.2	Şematik olarak ara yüzeylerin atomik düzenleri	9
3.3	a)Yaşlandırma yapılabilen bir alaşıma ait denge diyagramı, b)Yaşlanma işleminin kademeleri	14
3.4	7075-T6 Al alaşımının akma mukavemeti, çekme mukavemeti ve % uzama özelliklerine çözeltiye alma sıcaklığının etkisi	15
3.5	7075-T6 Al alaşımında çözeltiye alma sıcaklığı ile gerilmeli korozyon çatlak hızının değişimi	15
3.6	Bakır, Çinko ve Magnezyumun atomik konsantrasyonlarının, 7075 Al alaşımının kırılma yüzeyinde, çözeltiye alma sıcaklığı ile değişimi	16
3.7	Çeşitli alüminyum alaşımlarında soğuma hızının mukavemete etkisi	17
3.8	7075-T6 Alüminyum alaşımının C-egrisi ...	18
3.9	Al-Zn denge diyagramı	21
3.10	Al-Cu denge diyagramı	21
3.11	Zn konsantrasyonuna göre GP zonun oluşum üst sınırı, T_h ve GP zonun ayrışma sınırı, GP_{diss}	22
3.12	Zn konsantrasyonuna bağlı olarak Al-Zn-Mg alaşımlarına ait kararsız faz diyagramı ..	26
3.13	Al-Zn-Mg alaşım sistemine ait denge diyagramında alüminyum köşesi	28
3.14	Al-Zn-Mg da PFZ nin oluşmasının şematik gösterilişi	31
3.15	Al-Zn-Mg alaşımında eriyen atom konsantrasyonunun matriks ve tane sınırlarında değişimin şematik gösterilişi	31
3.16	Al-%2 Zn-%4.7 Mg alaşımında a)Zn, b)Mg konsantrasyon gradyanları	32
3.17	RRA işlemi esnasında sertlikte değişimin şematik gösterilişi	36
3.18	7075-T6 Al levhasına uygulanan yeniden çözeltiye alma işleminden elde edilen sertlik sonuçları	38
3.19	60 dakikaya kadar Y.Ç.A. sürelerinde yeniden çözeltiye alma işlemi uygulanmış 7075-T6 nin akma mukavemetinin değişimi	38

3.20	200°C de yeniden çözeltiye alınmış ve yeniden yaşlandırılmış 7075-T6 va ait akma mukavemeti-cözeltiye alma eğrisi	39
3.21	180°C de 1 saate kadar yeniden çözeltiye alma işlemi uygulanmış sonra yeniden yaşlan dırılmış 7075-T6 Al Y.Ç.A. süresine bağlı olarak elektrik iletkenliğinin değişimi ...	41
3.22	7075-T651 ve 7075-T7351 ile karşılaştırmalı olarak orta ve uzun süreli RRA işlemlerine ait gerilmeli korozyon çatlak ilerleme hızları	45
3.23	Çeşitli kapanlar ile hidrojenin etkileşimi sonucu oluşan kırılma modlarının şematik gösterilişi	51
3.24	Yeniden çözeltiye alma esnasında çökelti boyutlarındaki değişiklikler a)TEM sonuçları. b)karşılaştırma için verilmiş olan SAXS ölçümleri ile elde edilen GP yarıçap sonuçları	53
4.1	Ekstrüzyon Ürünün profil kesiti	59
4.2	Deney numunesinin şekli ve boyutları	59
4.3	Deneylerde kullanılan 7075 Al alaşımının L-ST doğrultusundaki mikroyapısı	68
4.4	7075-T6 Al alaşımına uygulanan yeniden çözeltiye alma süresine bağlı olarak sertlikte meydana gelen değişime	70
4.5	7075-T6 Al alaşımına uygulanan RRA ısıt işleminde, Y.Ç.A. sürelerine bağlı olarak elektrik iletkenliğinin değişimi	70
4.6	7075 RRA mikroyapısından elde edilen ve çökeltilerine ait yansımaları gösteren elektron difraksiyon paterni ve difraksiyon paterninin çözümlenmiş hali	72
4.7	7075-T6 Al alaşımına 200°C de Y.Ç.A.+ yeniden yaşlandırma işlemi uygulanmış örneklerden aydınlık alan görüntüleri	74
4.8	7075-T6 Al alaşımına 220°C de Y.Ç.A.+ yeniden yaşlandırma işlemi uygulanmış örneklerden aydınlık alan görüntüsü	75
4.9	Çökelti ve dislokasyonu gösteren aydınlık alan görüntüsü	76
4.10	RRA 200 e ait karanlık alan görüntüleri ..	77,78
4.11	RRA 220 e ait karanlık alan görüntüleri ...	79
4.12	RRA 200 e ait tane sınırı çökeltilerinin mikrografları	80,81
4.13	RRA 220 e ait tane sınırı çökeltilerinin mikrografları	82,83
4.14	200°C de yeniden çözeltiye alma+yeniden yaşlandırma işlemi uygulanmış örneklerin matriks çökelti boyut dağılımı.....	85
4.15	220°C de yeniden çözeltiye alma+yeniden yaşlandırma işlemi uygulanmış örneklerin matriks çökelti boyut dağılımı	86

4.16	RRA işlemleri örneklerin matris çökelti boyutlarının kümülatif frekansa göre değişimi	87
4.17	RRA 200 işlemleri örneklerin tane sınırı çökelti boyutlarının değişimi	89
4.18	RRA 220 işlemleri örneklerin tane sınırı çökelti boyutlarının değişimi.....	90
4.19	RRA işlemi uygulanmış örneklerin tane sınırı çökelti boyutlarının kümülatif frekansa göre değişimi	91
4.20	Y.Ç.A. süresine bağlı olarak tane sınırı çökeltilerinin ortalama boyut değişimi	93
4.21	Y.Ç.A. süresine bağlı olarak birim alandaki çökelti sayısının. (N_A) değişimi	93
4.22	Y.Ç.A. süresine bağlı olarak alansal fraksiyonun. (A_A) değişimi	94
4.23	Y.Ç.A. süresine bağlı olarak V_A/k değişimi	95
5.1	Y.Ç.A. süresine bağlı olarak RRA işlemleri örneklerdeki sertlik ve çökelti boyutu değişimi	97
5.2	Y.Ç.A. süresi-sertlik eğrisindeki minimum noktalarının sıcaklık ile değişimi	99
5.3	Y.Ç.A. süresi-sertlik eğrisindeki dönüm noktalarının sıcaklıkla değişimi	100
5.4	Y.Ç.A. süresi-sertlik eğrisindeki maksimum noktalarının sıcaklıkla değişimi	102
5.5	Al-Zn-Mg alaşımına ait maksimum mukavemete ulaşılan sürenin sıcaklıkla değişiminden yararlanarak çizilen Arrhenius grafiği ...	107

TABLO LİSTESİ

No	Açıklamalar	Sayfa No
3.1	7075 Al alaşımına uygulanan klasik ısıtıl işlemlerle ilgili değerler	19
3.2	Al-Zn-Mg alaşımında η fazının alüminyum matriks ile oryantasyon ilişkisi	28
3.3	Al-Zn-Mg alaşım sisteminde T fazı ile matriksin oryantasyon ilişkisi	29
3.4	7075 Al alaşımının klasik T6 ve T73 ısıtıl işlemlerine ait mekanik özellikler	36
3.5	Metallerdeki kapaçların sınıflandırılması ..	47
3.6	7075 Al alaşımının klasik T6 ve T73 ısıtıl işlemlerinin mikroyapı karakteristikleri ..	56
4.1	Ticari saflıkta 7075 Al alaşımının kimyasal bileşimi	58
4.2	Uygulanan RRA işlem koşulları	61
4.3	Matriks çökelti boyutlarının kümülatif frekans değerleri	88
4.4	Tane sınırı çökeltilerinin kümülatif frekans değerleri	92

ÖZET

Uçak endüstrisinde 7075 Al alaşımı yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Bu alaşıma uygulanan T6 ısıl işlemi alaşımı gerilmeli korozyon çatlamasına karşı duyarlı kılmaktadır. T73 ısıl işlemi ise gerilmeli korozyon çatlamasına karşı direnci artırırken, mukavemet T6 ya göre % 10-15 kadar düşmektedir. T6 ve T73 ısıl işlemleri ile kazanılan özellikleri bir arada sağlamak amacıyla son yıllarda yeni bir ısıl işlem olan "Yeniden çözeltiye alma+Yeniden Yaşlandırma (Retrogression and Reaging) kısaca RRA işlemi dikkatleri üzerine çekmiştir. RRA ısıl işleminde, T6 durumundaki numuneler önce 160-280°C gibi düşük sıcaklıklarda kısa sürelerde çözeltiye alınmakta (Retrogression) sonra T6 işlem koşullarında tekrar yaşlandırılmaktadır (Reaging).

Bu çalışmada, yeniden çözeltiye alma sıcaklığı, daha önce yapılmış çalışmalarda özellikleri en iyi şekilde optimize ettiği saptanan 200°C ve 220°C sıcaklıkları seçilerek, RRA ısıl işleminin mikroyapı üzerinde oluşturduğu değişim ile yeniden çözeltiye alma işleminin kinetiği araştırılmıştır. RRA işlemi sonucu oluşan mikroyapı (matriks ve tane sınırları) TEM kullanılarak, çökelti boyutları, çökelti morfolojisi, tane sınırlarındaki çökeltisiz zonun genişliği incelenmiştir.

TEM mikrograflarının MOP-VIDEOPLAN ile yapılan ölçümlerinde, yeniden çözeltiye alma süresine bağlı olarak, RRA 200 işlemleri esnasında matriks çökeltilerinin ortalama boyutlarının 7 nm de 9 nm ye, tane sınırı çökeltilerinin ortalama boyutlarının 28 nm den 40nm ye ve RRA 220 işlemlerinde ortalama matriks çökelti boyutlarının 8 nm den 12 nm ye, ortalama tane sınırı çökelti boyutlarının ise 27 nm den 47 nm ye ulaştığı, tane sınırlarındaki çökeltisiz zonun genişliğinin 30-50nm arasında değiştiği, partikül yoğunluğunun azaldığı, çökeltilerin küresel, levha ve çubuk şeklinde η' ve η çökeltileri olduğu tespit edilmiştir.

Bu çalışmada elde edilen sonuçlar diğer araştırmacıların sonuçlarıyla birarada değerlendirilerek, yeniden çözeltiye alma esnasında yer alan yayınma kontrollü olaylara açıklık getirilmiştir. Bu sentez, atom boşluğu kümelerinin RRA işlemi ve malzemenin nihai özelliklerinde önemli bir rol oynadığını ortaya çıkarmıştır.

EFFECT OF RETROGRESSION AND REAGING (RRA) HEAT
TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE OF THE 7075
ALUMINIUM ALLOY AND KINETICS ANALYSIS

SUMMARY

Aluminium alloys of the 7000 series (Al-Zn-Mg) have been used in airframe structures for over 30 years. They provide very high strength and stiffness, but are prone to exfoliation and stress corrosion cracking (SCC), particularly when aged to the near peak strength T6 condition. Their resistance to exfoliation and stress corrosion cracking can be increased by over-aging to the T76 and T73 tempers respectively, but with a progressive loss of strength. For example, the yield strength of 7075-T73 is about 10-15 % lower than that of 7075-T6.

In 1974, a new heat treatment is described, known as " Retrogression and Reaging " (RRA) which is thought to be capable of providing strength equivalent to that of the T6 temper, together with stress corrosion resistance equivalent to that of the T73 temper. This treatment is applied to the material in the T6 condition and consists of a short time retrogression, or partial solution treatment at a temperature in the range 200-220°C, followed by reaging using the same conditions used for the original T6 age.

Since the importance of the RRA treatment has been recognized only recently, little is known of the mechanism responsible for its beneficial effects on both strength and SCC resistance of the 7075 Al alloy. Microstructural studies of 7075 subjected to RRA heat treatments have been rather limited in both number and scope.

The purpose of this work is to examine microstructural changes occurring in the matrix and grain boundary

region during RRA treatments in relation to mechanical properties of the T6 tempered 7075 alloy. Comparisons between our results and those of recently published research are presented and an information on the kinetics of RRA treatment and causes for the improvement in strength and SCC resistance was discussed.

The material used in this study was an extruded commercial 7075 Al alloy in the T6 condition obtained from Seydisehir Aluminum Factory. The nominal alloy composition was 5.30 pct Zn-2.3 pct Mg-1.3 pct Cu- 0.25 pct Cr- 0.44 pct Fe-Al.

The retrogression heat treatment was performed in the silicon oil bath at 200 and 220 °C for various times up to 40 mins. Reaging at 121°C in a stirred silicon oil bath for 24 hours was done immediately after the retrogression treatment.

Electrical conductivity measurements were made as a function of retrogression time after the reaging treatment. The conductivity measurement of RRA samples are higher than that of T6. The conductivity value of RRA which includes retrogression at 200°C for 15 min. and more, and at 220°C for 6 min. and more reached the value T73.

Hardness measurements were also made as a function of retrogression time before and after the reaging treatment. During retrogression, hardness falls very rapidly to reach a minimum at about 5 min. for 200°C and 4 min. for 220°C, and then increases to a secondary peak and decreasing again at long times as the material overages. The hardness curve of 220°C was steeper and deeper than 200°C retrogression curve. The general shape of the retrogression curves is similar to the hardness curves obtained by the earlier investigators. It was observed that, hardness of RRA samples is equal to T6 hardness during the first 15 min. for RRA 200 and 6 min. for RRA 220. When retrogression period is increased the hardness value of RRA samples are approach to T73 value.

In this investigation the transmission electron microscopy was used. The technique described by Gjønnes and Simensen, and DeArdo and Simensen was used to identify the precipitates. Each types of precipitate can be identified by analysing a series of dark-field images taken using various reflections in the indexed diffraction patterns. The analysis of various diffraction patterns from

samples in the RRA temper reveals that the basic patterns are the same as those from samples in the T6 and T73 tempers. With increased retrogression time, the diffraction pattern of RRA samples shows more distinct spots surrounding the matrix spots.

By the analysis of bright and dark field micrographs belonging to RRA samples, it was observed that the precipitates sizes increase and the number of precipitates decrease with retrogression time. It was also found that the precipitates were nucleated in heterogeneous along dislocations. Around the precipitates which settles on the dislocation lines, a precipitate free zone could be seen clearly.

The RRA matrix structure includes η' and η particles. The morphologies of precipitates are spherical, plate shape and lath type. It seems that spherical shaped particles become coarse with increasing retrogression time; under the higher magnification it was observed clearly that the plate shaped particles become larger than the spherical ones.

The RRA matrix precipitates size were measured by using dark-field micrographs. For each sample at least four dark-field micrographs were evaluated and 250 particles were measured by using MOP-VIDEOPLAN. By evaluation of the histograms it has been determined that the average size of particles from 7.1 nm to 9 nm for RRA 200 for 5 min. and 30 min. retrogression time respectively, and from 8 nm to 12 nm for RRA 220 for 1 min. and 20 min. retrogression time respectively.

Since it is known that the resistances to stress corrosion cracking at the tempered condition is dependent on grain boundary precipitates, and precipitates free zone (PFZ) width. The grain boundary precipitates have been further investigated. RRA samples were tilted in transmission electron microscopy so that grain boundaries appeared and then grain boundary precipitates at RRA temper were analysed in compare to retrogression time. Grain boundary precipitates consisting to η particle have been formed. During the tempers no major change has been noticed in precipitate free zone width. Precipitates free zone width had changed between 30-50 nm. The grain boundary precipitate sizes rapidly increased in short time while number of grain boundary precipitates decreased.

For each RRA samples at least five grain boundary micrographs were evaluated by using MDP-VIDEPLAN. As a result of this study, a particle size distribution histogram was obtained from this histogram, it seems that average size of grain boundary particles from 28 nm to 40 nm for RRA 200 for 2 min. and 5 min. retrogression time respectively, and from 27 nm to 47 nm for RRA 220 for 1 min. and 20 min. retrogression time respectively.

The parameter which have equal importance on resistance of stress corrosion cracking compared to grain boundary precipitates size are the number of particles per unit area (N_A), and the areal fraction of the grain boundary covered by particles (A_A) was measured at the same area. The volume of grain boundary precipitates per unit grain boundary area, V_A , can also be calculated using the measured parameter A_A and N_A .

The kinetics of retrogression has been investigated with the help of the relation between retrogression stage and temperature. Based on the results of the hardness measurements, reciprocal of the time to reach the in the minimum in retrogression curve is plotted as a function of reciprocal retrogression temperature. From this plot the apparent activation energy has been calculated as a 11.5 kcal/mol for the initial stages of retrogression. This value is close to the migration energy of "Zn-vacancy" pair and also activation energy for the migration of single vacancies in aluminium. The same graph had been obtained considering the inflection points from minimum to secondary peak of retrogression curve which gave an activation energy approximately 17.5 kcal/mol a value which compares closely to that of migration energy for "Mg-vacancy" pair and formation energy of vacancy in pure aluminum. Arrhenius plot for secondary peak was also considered which yielded an activation energy of 30 kcal/mol, a value which compares closely to that of Zn diffusion and for Mg diffusion energy in aluminum based alloys.

The data obtained in this study shows that coherency between precipitates (GP or θ') and matrix in T6 structure has been decreased by Zn-vacancy motion, and same time because of high temperature many vacancies have migrated and gathered and then become the nucleation sites during initial retrogression stage.

Since retrogressed structure has included many vacancies for nucleation, reaging temper has made the

particle distributed more finely in comparison to T6, and therefore the strength and hardness of the RRA tempered samples is expected higher than T6 in during the initial stage of retrogression .

According to data obtained from this study and the earlier investigations it is believed that mechanical properties of RRA temper depends on size of precipitates (matrix and grain boundary) and stress corrosion resistance to cracking is related to the amount and distribution of vacancy clusters. This approach supports that a hydrogen embrittlement mechanism of stress corrosion cracking may be assigned to this alloy system.

BÖLÜM 1

ÇALIŞMANIN AMACI VE KAPSAMI

Bu çalışmada , sertlik ve gerilmeli korozyon özelliklerini optimize eden "Yeniden çözültüye alma + Yeniden yaşlandırma" RRA ısıt işleminin mikroyapı üzerinde oluşturduğu değişim ve işlemin kinetiğinin araştırılması amaçlanmıştır.

Bölüm 2 de, yaşlanma olayı tarihsel olarak ele alınmış ve bugüne kadar olan gelişmeler kısaca özetlenmiştir.

Bölüm 3 de, katı haldeki dönüşümler, yaşlanma olayı, 7075 alüminyum alaşımlarında yaşlanma sonucu oluşan GP zonu, fazlar, çökelti içermeyen zon ve alaşım hakkında genel bilgiler verilmiştir.

7075 Alüminyum alaşımında, RRA ısıt işleminin sonucunda oluşan sertlik, mukavemet, gerilmeli korozyon, elektrik iletkenliği ve mikroyapıdaki değişimler, özellikler arasındaki ilişkiler ve etkileşimlerine ait çalışmalar derlenmiştir.

Bölüm 4 de, 7075 Alüminyum alaşımına RRA ısıt işleminin 200-220°C de uygulanması sonucunda meydana gelen sertlik, elektrik iletkenliği, matris ve tane sınırı

mikroyapısında oluşan değişimlerle ilgili ölçme ve analizlere yer verilmiştir.

Bölüm 5 de, bu çalışmada elde edilen sonuçlar, diğer araştırıcıların elde ettiği sonuçlarla birarada değerlendirilerek , yeniden çözeltiliye alma esnasında yer alan olaylara ve mikroyapı ile gerilmeli korozyon özelliği arasındaki ilişkiye açıklık getirilmeye çalışılmıştır.

Bölüm 6 da, bu çalışmada elde edilen sonuçlara ve önerilere yer verilmiştir.



BÖLÜM 2

ALUMİNYUM ALAŞIMLARINDA YAŞLANMANIN TARİHÇESİ

Yaşlanma alüminyum alaşımlarında mukavemet artırmada kullanılan en önemli yöntemlerden birisidir. Çökeltme yaşlanması aşırı doymuş katı fazdan zaman ve sıcaklık etkisiyle yeni bir fazın çökmesi sonucu malzemenin sertlik ve mukavemetinin artmasıdır. Çökeltme sertleştirme denge diyagramlarında solvus eğrisi içeren alaşım sistemlerinde olabilir. Yaşlanma olayı bu yüzyılın başlarında A.Wilm tarafından bakır, magnezyum, demir ve az miktarda silisyum içeren alüminyum alaşımının sertliğini gözlerken keşfedildi. Yaşlandırma işlemi için akla yakın ilk açıklamaya göre artan sıcaklıkla katı eriyik oluşumu artmakta ve su verildikten sonra zamanla aşırı doymuş katı eriyikten yeni çökelti fazları oluşmaktadır [1].

Wilm'in keşfi ve Merica ve arkadaşlarının açıklamalarından sonra, 1920-1930 yılları arasında araştırmacılar tarafından yaşlandırma mekanizması incelenmiştir. Ancak o devirde eldeki mevcut cihaz ve aletlerle katı eriyikten çökeltilerin ayrışma prosesini saptamak mümkün olmamıştır. O yıllarda metalografik çalışmalarda kullanılan optik mikroskoplarla çökeltilerin belirlenmesi (çökeltilerin çok küçük olmasından dolayı) olanaksız olduğundan, yapılan çalışmalar

katı eriyikten çökeltilerin ayrışma işlemi hakkında bilgi verirken, yaşlanma sonucunda oluşan mukavemetin nedenini açıklayamamaktır.1934 yılında dislokasyonun keşfi yaşlandırma sertleşmesine yeni boyutlar kazandırmıştır.

Mott ve Naborra ,yaşlandırma sertleşmesinin düzensiz olarak yerleşmiş uyumlu çökeltilerle dislokasyonlar arasındaki ilişki sonucunda oluştuğunu belirtmişlerdir. Yıllar sonra Drowan, tanınmış denklemiyle ($\tau=2Gb/l$, l parti-küller arası mesafe , G kayma modülü , b burgers vektörü, τ mukavemet) partikül içeren alaşımın mukavemetinin artışını göstermiştir.Bu denklem,yaşlanma sonucunda oluşan mukavemet artışında önemli bir yer almıştır.Günümüzde de çökelti sertleştirilmesi,dispersiyon sertleştirilmesi sonucunda, mukavemetlendirme teorileri için temel denklem olarak kullanılmaktadır.

Mott ve Naborra nın açıklamalarına rağmen ,1940-1950 yılları arasında yaşlanma olayının ayrıntılı olarak anlaşılmasında önemli bir ilerleme sağlanamamıştır.1950 li yıllarda yaşlandırma mekanizmasından daha çok mukavemetlendirme mekanizmalarının keşfine çalışılmıştır.Yaşlanma olayının keşfinden yaklaşık elli yıl sonra aşırı doymuş katı eriyikten çökeltme işleminin karmaşıklığı açıklanmaya ve yaşlandırılan alaşımların elektron mikroskobu ile mikro-yapılarının incelenilmesine hız verilmiştir.1960 larda yaşlandırma ile sertleşmenin mekanizmasının anlaşılmasında önemli adımlar atılmıştır. Spinodal ayrışma ile oluşturulan mukavemetin büyüklüğü hesaplanmış,istif kusurları mukavemetlendirmesi,modül sertleştirme, düzen mukavemetlendirme ve koherent mukavemetlendirmenin ayrıntılı ilk teorileri oluşturulmuştur [1,2].

Yaşlanma olayı, oda sıcaklığında meydana gelirse "Tabii Yaşlanma" , oda sıcaklığından yüksek sıcaklıklarda oluşursa "Suni Yaşlandırma" adını alır. Suni yaşlandırma tek bir sıcaklıkta yapılabileceği gibi iki aşamalı olarak iki farklı sıcaklıktada yapılabilmektedir. İki aşamalı olarak yapılan yaşlandırma işlemine "Dupleks Yaşlandırma" denilmektedir.

7075 Alüminyum alaşımı 121°C de 24 saat yaşlandırıldığında T6 durumu elde edilmekte , 107°Cda 8 saat ve 178°C de 8 saat yaşlandırıldıklarında T73 durumu elde edilmektedir. T6 ısıl işlemi ile en yüksek mukavemet elde edilirken yapı gerilmeli korozyona hassas olmaktadır. T73 ısıl işlemi ile ise T6 ya göre daha düşük mukavemet ve daha yüksek gerilmeli korozyon dayanımına sahip yapı oluşturulmaktadır. T6 ve T73 ısıl işlemlerinin istenilen özelliklerinin optimizasyonunu sağlayabilmek için son yıllarda yeni bir ısıl işlem olan Yeniden çözeltiye alma ve yeniden yaşlandırma (RRA) işlemi geliştirilmiştir. Yeniden çözeltiye alma (retrogression) ve yeniden yaşlandırma (reaging) işlemi bir çeşit dupleks yaşlandırma işlemidir. 120°C de 24 saat yaşlandırılmış örnekler (T6 ısıl işlem durumunda) RRA işleminin birinci aşamasında nisbeten yüksek sıcaklıkta (200-280°C) kısa süreli bir yeniden çözeltiye alma işlemine tabi tutulurlar, ikinci aşamada T6 ısıl işlem koşullarında yeniden yaşlandırılırlar [3].

BÖLÜM 3

YAŞLANMANIN TEORİK İNCELENMESİ

3.1-KATI HALDE FAZ DÖNÜŞÜMLERİ

Bir katı fazın içinden başka bir katı fazın oluşması, termodinamik teoriye göre serbest enerji değişimi ile mümkündür ve

$$\Delta G = G_{\beta} - G_{\alpha} \quad (3.1)$$

dengesi ile gösterilir. G_{α} başlangıç fazlarının serbest enerjisi, G_{β} ürün fazının (veya fazlarının) serbest enerjisi, ΔG ise sistemin Gibbs serbest enerjisidir. ΔG negatif olduğunda ise yeni fazlar oluşumu mümkün olur. Katı haldeki dönüşümler sıvı halden katı hale geçme dönüşümlerine benzer. Sıvı-katı dönüşümlerindeki çekirdekleşme işlemlerine benzer şekilde, katı-katı dönüşümlerinde yeni oluşan katı fazla diğer katı fazın yüzeyler arasındaki serbest enerji (γ) ve hacimden dolayı oluşan serbest enerji terimi (ΔG_v), sistemin serbest enerjisini oluşturur. A ve B sabitlerdir.

$$\Delta G_{k-k} = -A \Delta G_v + B \gamma_{k-k} \quad (3.2)$$

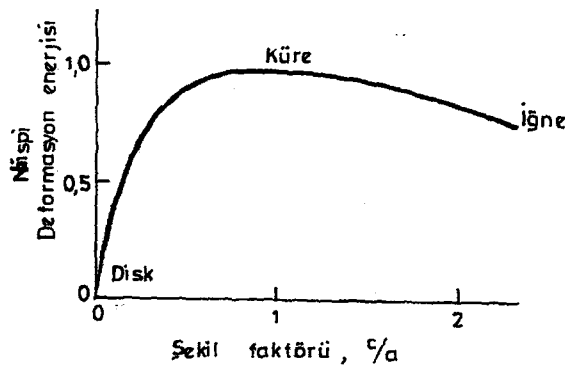
Katı-katı dönüşümlerinde, matris ve ikinci faz arasındaki

deformasyon enerjisini ΔG_{k-k} ifadesine eklemek gerekir. Böylece serbest enerji ifadesi,

$$\Delta G_{k-k} = -A \Delta G_v + B \gamma_{k-k} + C \Delta G_e \quad (3.3)$$

şeklinde yazılır. A, B, C sabitler, ΔG_e deformasyon enerjisidir. ΔG_{k-k} ifadesi çökelen fazların ve matrisin bileşimlerine, kristal yapılarına, elastik sabitlerine bağlıdır. ΔG_e ifadesi partiküllerin şekil faktörüne bağlı olarak değiştiğinden a ve b eksenlerine sahip elipsoid için şekil faktörü f, b/a (partikül eksantirigi) ile değişir. Bu Naborna tarafından şekil 3.1 de gösterildiği şekilde ifade edilmiştir.

Disk şeklindeki partikül en düşük deformasyon enerjisine sahip olurken en fazla yüzey enerjisine sahiptir. Küre şeklindeki partikülde ise en büyük deformasyon enerjisi ile en düşük yüzey enerjisi elde edilmektedir. İğne şeklindeki partikül kararsız durumda bulunurken, disk şeklindeki partikül en kararlı durumdadır.



Şekil 3.1- Bir çökelti partikülünün deformasyon enerjisinin şekil faktörü ile değişimi [4].

Partiküllerin şekillerine bağlı olarak matris ile oluşturdukları ara yüzeyler uyumlu, yarı uyumlu veya uyumsuz olarak tanımlanır. Matris ile çökeltinin latis parametreleri tamamen uyarsa $\Delta G_E = 0$ olur ve ara yüzey uyumludur. Tersine matris ve çökelti fazları arasında hiçbir uyum söz konusu değilse ara yüzey uyumsuzdur, $\Delta G_E \neq 0$ dır. Basit olarak tamamiyle uyumlu arayüzeyler en sıkı paket edilmiş düzlemler ve yönlerde gerçekleşir. Örneğin YMK latiste (111) ile SPH latiste (0001) düzlemi, YMK latiste $[\bar{1}10]$ ile SPH latiste $[2\bar{1}\bar{1}0]$ yönü özdeştir ve tamamiyle uyumludur.

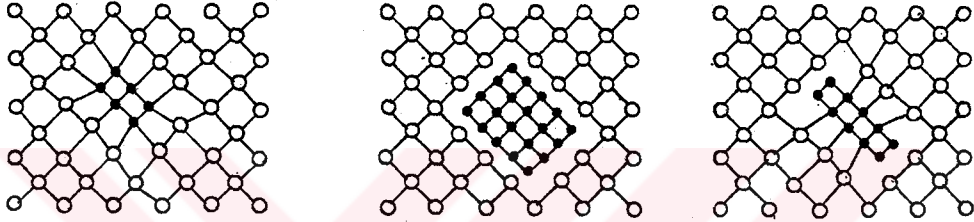
$$(0001)_{SPH} // (111)_{YMK}, [2\bar{1}\bar{1}0]_{SPH} // [\bar{1}10]_{YMK}$$

Yarı uyumlu arayüzelere oryantasyon ilişkisi uygulanmak istediğinde bazı ek bilgilere gereksinim duyulur. Bunlar, uyumsuzluk parametresinin (δ) hesaplanması ve arayüzeydeki dislokasyon yoğunluğunun bilinmesidir. Dislokasyonlar, arayüzeydeki elastik deformasyon enerjisinin giderilmesini sağlayabilirler. Dislokasyonların yoğunluğu ise matris ve çökelti atomlarının yerleşimlerindeki uyumsuzluk parametresi ile bulunabilir.

$$\delta = a_\alpha - a_\beta / a_\alpha \quad (3.4)$$

a_α ve a_β , seçilen bir yöndeki matris (a_α) ve ürünün (a_β) atomlar arası mesafesidir. $\delta = 0$ ise arayüzey uyumlu, $\delta \geq 0,25$ ise arayüzey uyumsuz, $0,05 \leq \delta \leq 0,25$ ise dislokasyonlar ile düzenlenebilen ve yarı uyumlu arayüzey oluşmuştur. Örneğin, $\delta = 0,05$ ise dislokasyon yaklaşık 20

atom genişliği içinde oluşmaya eğilim göstermektedir, böylece elastik enerji minimum olur ve tamamiyle uyumlu arayüzey oluşur, uyumlu arayüzeyin enerjisi yaklaşık $0,1 \text{ J/m}^2$ dir. Yarı uyumlu arayüzeyin enerjisi ise arayüzeydeki



a) Uyumlu arayüzey b) Uyumsuz arayüzey c) Yarı uyumlu arayüzey

Şekil 3.2 - Sematik olarak arayüzeylerin atomik düzenleri [4].

dislokasyon yoğunluğunun kısmen artmasından dolayı artış göstermekte ve yaklaşık $0,5 \text{ J/m}^2$ değerine ulaşmaktadır [4]. Bu değer uyumsuz arayüzeyin enerjisinin yarısı kadardır.

Embriyoların oluşumu ve büyümesi sistemdeki enerji durumuyla tamamiyle ilişkilidir. Embriyo boyutu, kritik değere ulaştıktan sonra aktivasyon enerjisine bağlı olarak

oluşan çekirdek, uyumlu veya uyumsuz arayüzeyler oluşturabilir.

Başlangıç fazı içinde ürün fazının çekirdekleşmesi homojen veya heterojen çekirdekleşmeyle oluşur. Homojen çekirdekleşme kusursuz bir latiste meydana gelir, pratikte ise çok nadir oluşur. Çekirdekleşme daha çok heterojen olarak oluşur. Heterojen çekirdekleşme atom boşluklarında, dislokasyonlarda, tane sınırlarında, faz sınırlarında oluşur ve homojen çekirdekleşmeden daha az enerji ile gerçekleşir. Bunun nedeni, kristal hatalarının oluşturduğu enerjinin ΔG_D , aktivasyon enerjisi engelini aşılmasında yardımcı olmasındandır. Serbest enerji değişimi ,

$$\Delta G_{k-k} = - A\Delta G_V + B\gamma_{k-k} + C \Delta G_E - D \Delta G_D \quad (3.5)$$

şeklinde yazılabilir. A,B,C,D sabitlerdir. Atom boşlukları veya atom boşluğu kümeleri yaşlandırma işleminde süratli soğutma sonucunda oluşur ve heterojen çekirdekleşme yerleri olarak uygun yerleri meydana getirirler. Atom boşlukları yardımıyla meydana gelen çekirdekleşmeyle, çökeltilerin matrisde bol bir şekilde dağılması sağlanır. Bu tip çökelti, matrisin sürekli ve üniform olarak bütün hacminden (tane sınırları hariç) çözünen elementin tükenmesinden dolayı sürekli çökelti olarak adlandırılır. Tane sınırları ve dislokasyonlar taşıdıkları enerjiden dolayı uygun çekirdekleşme yerlerini oluştururlar. Tane sınırında çökelti-matris ve matris-matris arasındaki enerjinin farklılığı ve sınır gerilmeleri tanenin şeklini belirler. Difüzyon yardımıyla heterojen çekirdekleşme gelişir. Tane sınırı çökeltilerinin büyüme kinetiği, arayüzey sınırındaki uyum derecesinin bir fonksiyonudur ve bu nedenle tane sınırı çökeltilerinin büyüme morfolojileri, çoğunlukla çökelti ve matris taneleri

arasındaki uyumlu/uyumsuz ilişkileri yansıtır [5].

Katı-katı faz dönüşümlerinde sabit sürede dönüşümü tamamlanacak miktar Avrami denklemleri yardımıyla bulunur. Çökelti oluşumları genellikle

$$\alpha_i(\text{başlangıçtaki}) \rightarrow \beta + \alpha_f(\text{sonuçtaki}) \quad (3.6)$$

şeklinde gerçekleşir. α fazının başlangıçtaki ve sonuçtaki bileşimine göre β fazının bileşimi oluşur. Çökelti reaksiyonunun hızı, difüzyon hızı ile kontrol edilir. Sabit sıcaklıkta, sabit sürede çökelti miktarı reaksiyonun cinsine bağlıdır ve Avrami denkleminde kullanılan n nin değeri katı haldeki dönüşüm reaksiyonuna göre değişir [6,7].

$$y = 1 - \exp(-kt)^n \quad (3.7)$$

3.7 eşitliğine göre , çökelti partikülü büyüdüğü zaman

- 1-Çekirdekleşme hızı sabit ise $n=2,5$
- 2-Çekirdekleşme hızı sıfır ise $n=1,5$
- 3-İgne şeklindeki çökeltilerin büyümesinde $n=1$
- 4-Levha şeklindeki çökeltilerin büyümesinde $n=0,5$
- 5-Dislokasyonlarda büyüme halinde $n=2/3$
- 6-Disk şeklindeki çökeltilerin büyümesi $n=2$

olarak alınır .

3.2- YAŞLANMA

Yaşlanma gösteren bir alaşım sisteminde esas itibarıyla, artan sıcaklıkla birlikte çözünürlüğün artışı ile karakterize edilen, sıcaklığa bağlı dengeli bir katı eriyik oluşur. Alüminyum alaşımlarının çoğunda bu koşulun var olmasına rağmen, bunların bazıları çok az çökeltme sertleştirme gösterir. Örneğin, Al-Mn, sisteminde ötektik sıcaklıkta manganez alüminyum içerisinde %1,8 çözünür. Denge diyagramında alüminyum katı eriyikle beraber oluşan faz $MnAl_6$ fazıdır. %1,9-4,1Mn içeren sıvı çözeltiden esas olarak ayrılan $MnAl_6$ dir. Bu faz katı eriyik içinde disperse olarak dağılır. Disperse olmuş fazın ısı ile mukavemeti etkilemesi söz konusu değildir. Bu nedenle alaşım soğuk işleme sertleştirilebilir. Al-Si sistemi de her iki uçta sınırlı katı eriyik oluşturan basit bir ötektik sistemdir ve ötektik sıcaklıkta %1,65Si, %0,5Al çözünür. Katı eriyik dışında faz yoktur. Dolayısıyla ısı ile işleme sertleştirilemez. Al-Mg sisteminde magnezyumun katı eriyikte geniş bir çözünme alanı vardır, %7Mg dan küçük magnezyum içeren alaşımlarda kayda değer bir çökeltme sertleşmesi görülmez. Buna karşı soğuk işleme sertleştirilebilir. Al-Cu, Al-Zn, gibi ikili alaşımlar ve Al-Cu-Mg , Al-Zn-Mg, Al-Mg-Si gibi üçlü alaşımlarda ise çökeltme sertleştirilmesiyle malzemenin sertlik ve mukavemetinde önemli değişiklikler oluşur ve yaşlandırma işlemi sonucunda mekanik özellikler değişmiştir [8].

Al-Zn-Mg alaşımında yaşlandırma işlemi sonucunda oluşan çökeltmeler, alaşımın özelliklerini büyük oranda etkiler. Bu nedenle, yaşlanma işlemiyle oluşan tane içinde ve tane sınırındaki çökeltmelerin boyutu, dağılımı, morfolojisi , çökeltisiz zonun (PFZ) genişliği mikroyapısal faktörler olarak incelenilir.

Alaşımlara uygulanan yaşlandırma işlemi farklı olmasına rağmen, hemen hemen bütün araştırmacıların uyguladıkları işlem sırası aşağıdaki şekildedir:

a) Çözeltiye alma ısıl işlemi

b) Suverme işlemi

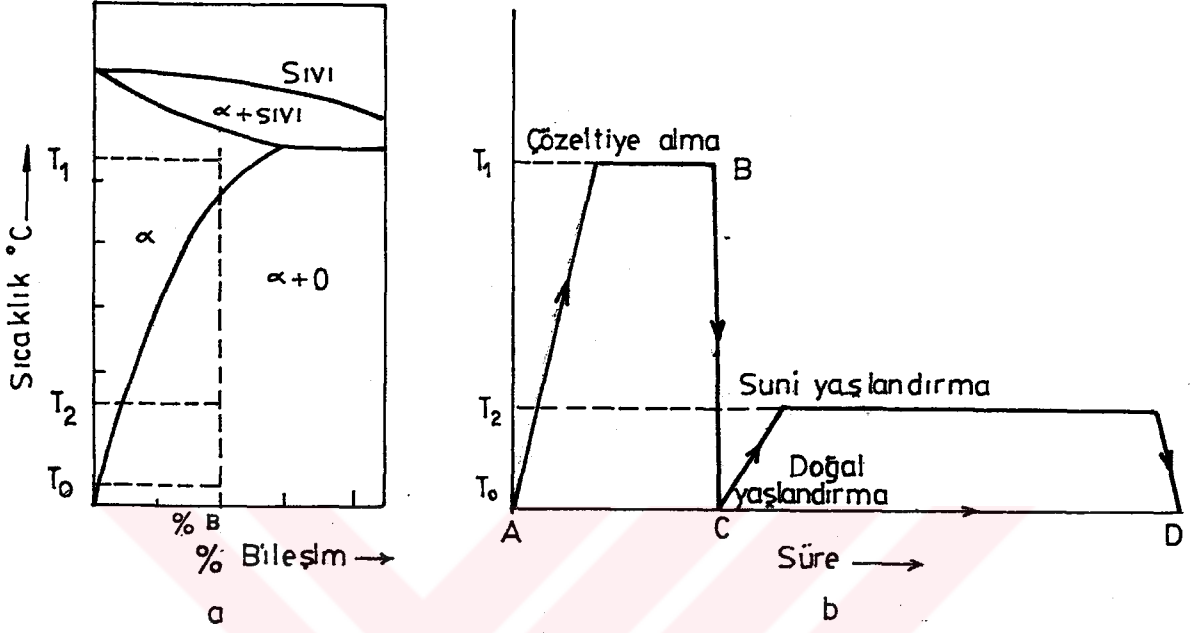
c) Yaşlandırma (çökeltme) işlemi

-Doğal yaşlandırma veya yapay yaşlandırma

3.2.1-Çözeltiye Alma Isıl İşlemi

Çökeltme yaşlandırmasının ilk kademesinde yapılan çözeltiye alma işleminde amaç, yüksek sıcaklıktaki çözünürlüğün artmasından faydalanarak yapıdaki bileşik ve çökelti-leri tek faz içinde çözündürmektir. Alüminyum alaşımlarının çözeltiye alma ısıl işlemi 420-520 °C aralığında yapılmaktadır. Çözüdürme oranını artırmak ve maksimum çözüdürmeyi sağlamak amacıyla çözeltiye alma sıcaklığının oldugunca yüksek tutulmasında fayda vardır. Şekil 3.3 de yaşlandırma uygulanılabilen alaşıma ait bir denge diyagramı ve yaşlanma işleminin kademeleri görülmektedir.

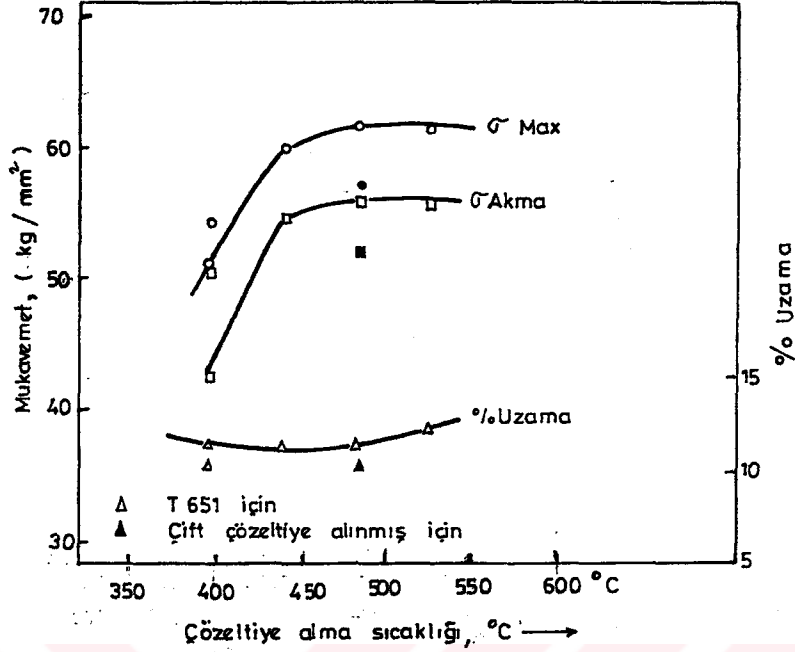
Alüminyum alaşımı için çözeltiye alma sıcaklığı alaşımın bileşimine ve istenen özelliklere göre değişmektedir [9,10]. 7075 Alüminyum alaşımı için çözeltiye alma sıcaklığı genellikle 465°C dir. Shastri ve arkadaşları [11] yaptıkları çalışmaya göre, çözeltiye alma sıcaklığına bağlı olarak akma ve çekme mukavemeti 393-438°C aralığında artmış ve sıcaklığın daha fazla artırılması



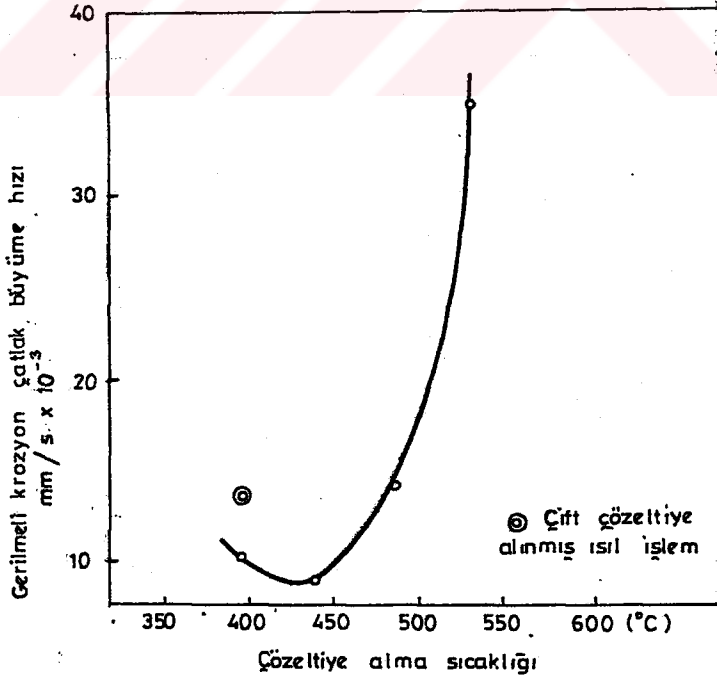
Şekil 3.3a- Yaşlandırma yapılabilen bir alaşıma ait denge diyagramı

b- Yaşlanma işleminin kademeleri [12].

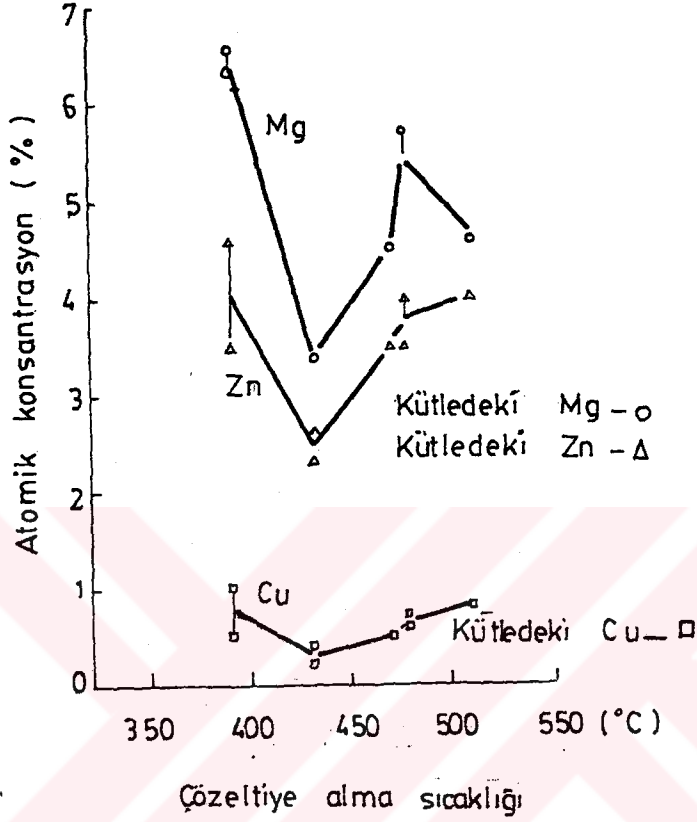
önemli bir değişilik oluşturmamıştır (şekil 3.4). Benzer şekilde gerilmeli korozyon çatlak büyüme hızı (şekil 3.5) 438°C ye kadar azalmış ve sonra artan sıcaklık ile hızlıca artmıştır. Tane sınırlarında eriyen element konsantrasyonunun artması, korozyon potansiyelini yükseltir ve taneler arası çatlak ilerleme hızını artırır. Auger elektron spektroskopisi ile yapılan çalışmaya göre 438°C ye kadar tane sınırında eriyen element konsantrasyonu azalmakta, 482°C den yüksek sıcaklıklarda ise artmaktadır (şekil 3.6) [10]. Şekil 3.4, 3.5, 3.6 dan da görüleceği gibi 7075 Alüminyum alaşımı için 465°C optimum çözeltiye alma sıcaklığı olarak uygundur.



Şekil 3.4-7075-T6 Al alaşımının akma mukavemeti, çekme mukavemeti ve % uzama özelliklerine çözeltiye alma sıcaklığının etkisi [11].



Şekil 3.5- 7075-T6 Al alaşımında çözeltiye alma sıcaklığı ile gerilmeli korozyon çatlak hızının değişimi [11].

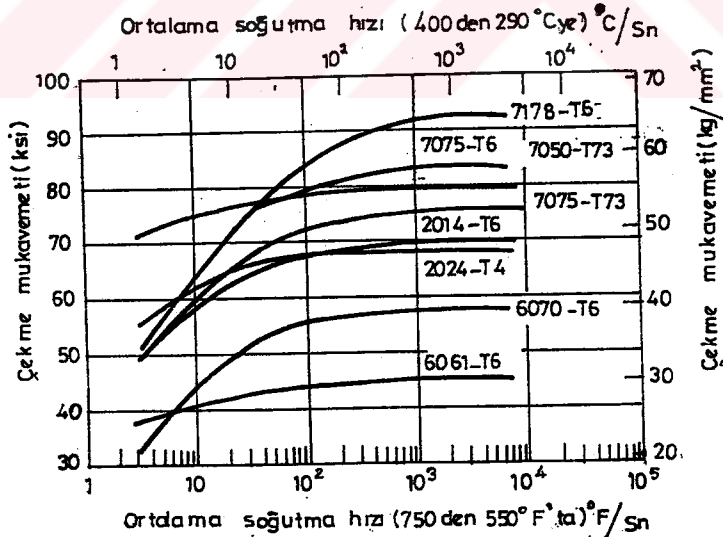


Şekil 3.6- Bakır, çinko ve magnezyumun atomik konsantrasyonlarının, 7075 alüminyum alaşımının kırılma yüzeyinde, çözeltiyeye alma sıcaklığı ile değişimi [10].

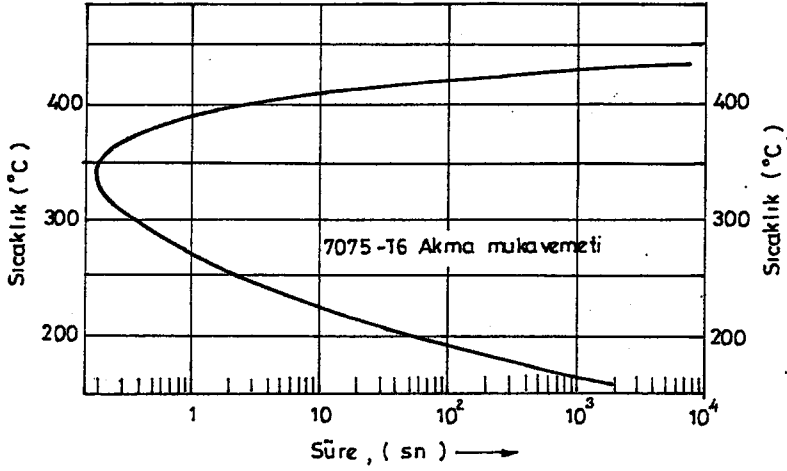
Çözeltiyeye alma işleminde sıcaklık kadar o sıcaklıkta tutma süreside önemlidir. Çözeltiyeye alma işlemi tuz banyosunda veya fırında yapılabilir. Çözeltiyeye alınacak parçanın kalınlığına bağlı olarak tutma süresi dakika olarak standartlarda verilmiştir .

3.2.2-Suverme İşlemi

Çözeltiye alma işlemini takibeden suverme işleminde soğuma hızı yavaş olursa alaşımın özelliklerini kötü yönde etkileyen iri çökeltiler oluşur. 7075 Alüminyum alaşımı 400-290°C aralığında yavaş soğutulmamalıdır [13,14]. Suverme zamanı parça kalınlığına bağlı olarak standartlarda verilen süreleri aşmamalıdır. Alüminyum alaşımları suverme hızına karşı hassastır, şekil 3.7 ve 3.8 de görüleceği gibi, suverme hızının artması mukavemetin artmasına neden olmaktadır.



Şekil 3.7- Çeşitli alüminyum alaşımlarında soğuma hızının mukavemete etkisi [8].



Şekil 3.8- Al-Zn-Mg Alüminyum alaşıminın; C-egrisi [8].

3.2.3-Al-Zn-Mg Alaşımlarında Yaşlandırma Karakteristikleri

Al-Zn-Mg alaşım sisteminde Zn ve Mg miktarlarına bağlı olarak oluşacak kararlı faz η ve T kararlı fazlardır. Oluşan çökeltiler $MgZn_2$ (η fazı), $Mg_3Zn_3Al_2$ veya $(AlZn)_49Mg_32$ (T fazı) şeklindedir [15-18].

Yaşlandırma işleminde, aşırı doymuş yapıdan kararlı fazların oluşması genel olarak,

Aşırı doymuş (α) \rightarrow GP zonları \rightarrow Geçiş fazı \rightarrow kararlı fazlar

şeklinde olduğu kabul edilmiş [19-22] olmasına rağmen, 7000 grubu alüminyum alaşımları için yaşlandırma işlemi esnasında oluşan çökeltilerin oluşma evreleri hakkında

çeşitli görüşler ileri sürülmüştür. Bunlar ,

Aşırı doymuş (α) \rightarrow α +GP zonları \rightarrow α + η' \rightarrow α + η

Aşırı doymuş (α) \rightarrow α +GP zonları \rightarrow α + η

Aşırı doymuş (α) \rightarrow α + η' \rightarrow α + η 2

Aşırı doymuş (α) \rightarrow α + η

şeklinde özetlenilebilir [23-26]. Yaşlandırma işlemi sonucunda oluşan çökeltilerin sırası nasıl değişirse değişsin, alaşımın özellikleri üzerinde büyük etkiye sahip oldukları bilindiğinden, fazların ayrı ayrı özellikleri bilinmelidir.

7075 Alüminyum alaşımlarına uygulanan klasik ısıl işlemlerden T6 ısıl işlemi ile en yüksek mukavemet değerine sahip yapı oluşurken, T7 ısıl işlemi sonucunda elde edilen yapının gerilmeli korozyona dayanımı yüksek olmakta fakat mukavemet değeri T6 durumuna göre düşmektedir. Tablo 3.1 de 7075 alaşımına uygulanan klasik ısıl işlemlerle ilgili bilgiler verilmiştir.

Tablo 3.1-7075 Al alaşımına uygulanan klasik ısıl işlemler ile ilgili değerler [27].

Alaşımın ısıl işlem durumu	Yaşlandırma sıcaklığı (°C)	Yaşlandırma zamanı (saat)	Sertlik (Rp)	Elektrik iletkenliği (%IACS)
7075(O)	-----	----	22maks.	44.0-48.0
7075-T6	121	24	84min.	30.5-36.0
7075-T73	107+17B	B + B	78min.	38.0-43.0

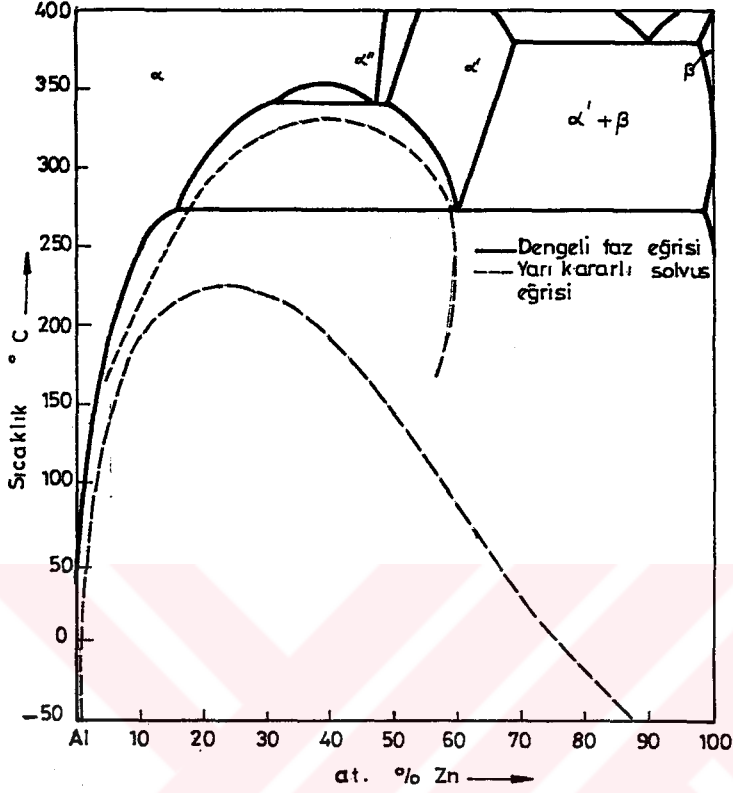
* Çözeltiye alma ısıl işlemi (465°C de 1 saat tutma)+ derhal su verme işleminden sonraki değerler.

3.2.3.1-GP Zonları

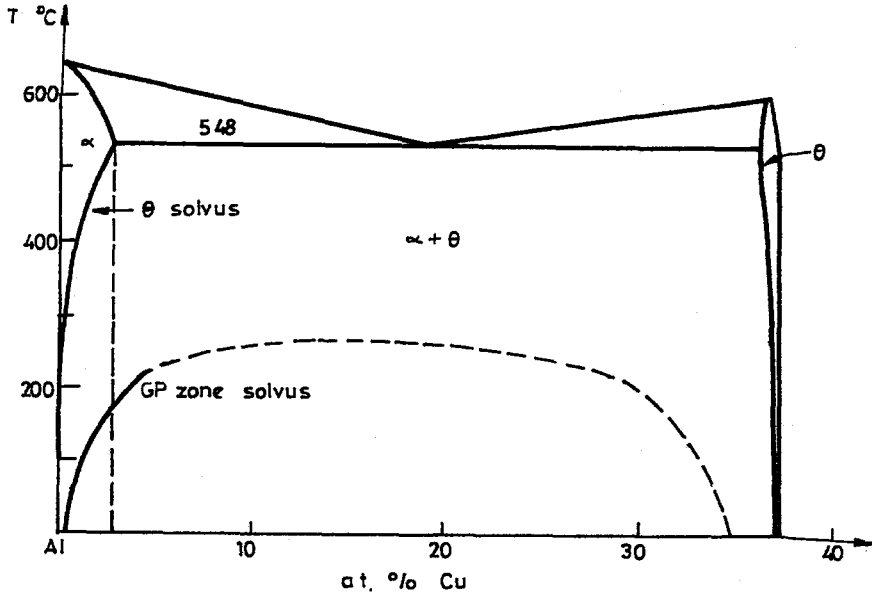
GP zonları, yaşlanmanın ilk safhasında oluşan çok küçük ($<3\text{nm}$), çözünen elementçe zengin kümelerdir. Bu kümelere, birbirlerinden bağımsız olarak yaptıkları x-ışınları difraksiyon çalışmaları sonucunda, varlıklarını saptayan iki araştırmacının adlarından dolayı Guinier-Preston Zonları veya kısaca GP zonları adı verilmiştir.

GP zonlarının bileşimi alaşımın bileşiminden bağımsız olmakla beraber GP zonları yarı kararlı ve stokiometrik fazlar olarak oluşmaktadır. Bu durum, herhangi bir denge diyagramında gösterilen fazlardan daha az kararlı olmalarına rağmen Al-Zn ve Al-Cu ikili denge diyagramında (şekil 3.9 ve 3.10) noktalı çizgiler GP zonlarının oluşum alanının sınırlarını gösterir.

7075 Alüminyum alaşımında, GP zonları düşük sıcaklıklarda ($T \leq 75^\circ\text{C}$) aşırı yaşlandırma sonucunda oluşan ilk ayrışma ürünüdür. Al-Zn-Mg alaşımlarında bileşimi Al-MgZn₂ faz alanı içindedir. Küreseldir ve YMK yapıda bulunur. GP zonları $75^\circ-150^\circ\text{C}$ aralığında x-ışınları çalışmalarının sonuçlarına göre (100) matris düzlemlerine paralel ve alternatif olarak dizilmiş Zn-, Mg- ile zenginleşmiş tabakalardan oluşmuştur. GP zonlarının Zn ve Mg içeriği Zn/Mg oranına bağlı olarak değişmektedir. $0,5 \leq \text{Zn/Mg} \leq 2$ aralığında zonun Zn konsantrasyonu yaklaşık % 40 Zn oranına ulaşırken, Mg konsantrasyonu % 20 Mg -% 60 Mg aralığında değişmektedir. Zn/Mg oranı > 2 ise GP zonunun



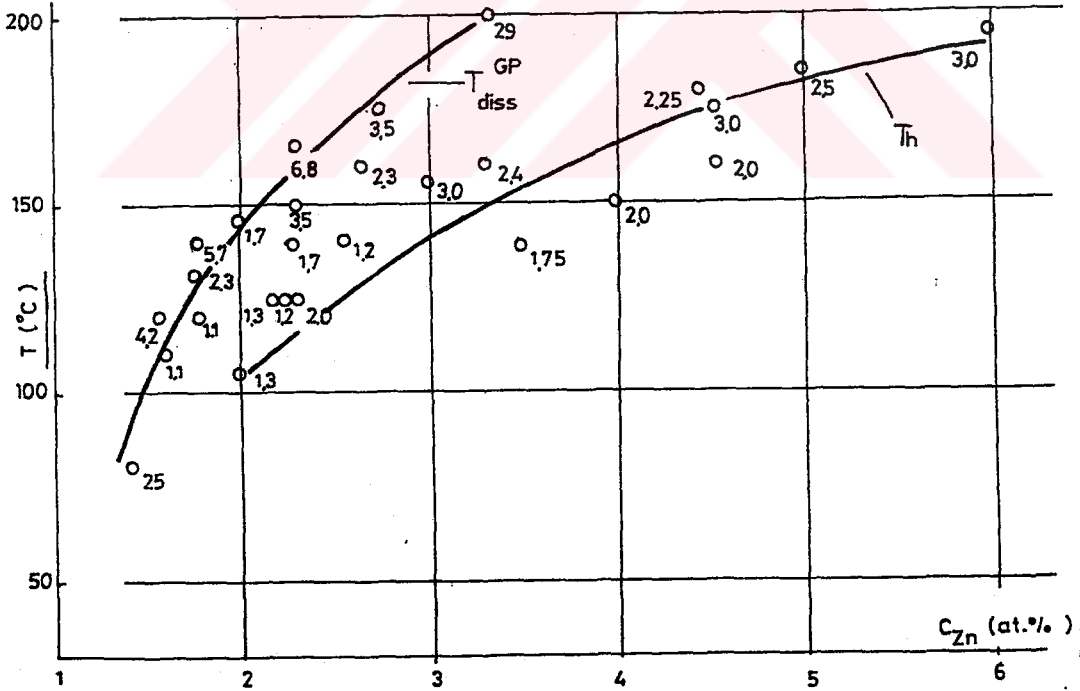
Şekil 3.9- Al-Zn denge diyagramı [28].



Şekil 3.10- Al-Cu denge diyagramı [29].

Zn içeriği oda sıcaklığında % 40 Zn'ye ulaşabilmektedir, Zn/Mg oranının yüksek değerleri için Al-Zn ikili alaşımlarda ulaşılan değer olan %70 Zn değerine ulaşılmaktadır [17,28,30-33].

Al-Zn-Mg alaşımlarında GP zonu oluşma ve ayrışma sıcaklığı alaşımın bileşimine bağlıdır. Mg konsantrasyonuna bağlı olarak alaşımların temel özellikleri önemli değişiklik göstermediğinden, yarıkararlı faz diyagramlarında Zn konsantrasyonu kullanılmaktadır. Şekil 3.11 de % Zn'ye bağlı olarak GP zonu oluşum ve ayrışma sıcaklıkları görülmektedir. 7075 alaşımına ait % Zn değerine göre şekil 3.11 den görülebileceği gibi alaşımda GP zonu 190°C'nin altında oluşmaktadır [17,30-33].



Şekil 3.11-Zn konsantrasyonuna göre GP zonu oluşum üst sınırı T_h ve GP zonu ayrışma sınırı T_{GPdiss} (Noktalardaki sayılar Mg konsantrasyonlarını gösterir) [17].

GP zonlarının oluşumu, çekirdekleşme ve büyüme teorilerine göre homojen çekirdekleşme sonucunda meydana gelmektedir ve matris ile oluşan arayüzey enerjisinin oldukça düşük olması gerçeği ile kalitatif olarak uygundur. GP zonlarının çekirdekleşmesi, su vermeden hemen sonra matriste Zn ve Mg atomlarının toplanmasının tamamlanmasından sonra oluşmaktadır. Bu prosesin hızı, magnezyum atomlarının toplanma ve eriyen atomları saran boşluklar veya eriyen atom kümeleri ile kontrol edilmektedir [22,34-38].

Zonların büyümesi, küçük zonların çözünmesi ve çözünen zonalara ait atomların daha geniş boyutlu zonlar ile birleşmesiyle oluşmaktadır. Büyüme zonların toplam sayısını azaltmakta ve ortalama çaplarını artırmaktadır. Bununla beraber bu büyüme esnasında zonun ortalama bileşimi ve zonların ortalama hacmi sabit kalabilir. Aşırı doymuşluğun azalmasıyla ve ayrıca uyumlu deformasyonlar ile işlem yavaşlamaktadır.

GP zonlarının mukavemete etkisi araştırılmış [39,40] ve sadece GP zonları ile mukavemeti tanımlamanın güç olduğu ifade edilmiştir [8].

3.2.3.2- ζ' Fazı

Al-Zn-Mg üçlü sistemde Al-MgZn₂ faz alanı içinde bulunan ζ' geçiş fazının ilk defa Graf tarafından gözlemlendiği ve Graf'a göre hegzagonal yapıda olup $a=4,96 \text{ \AA}$, $c=6d$ [11] $A_1=14,03 \text{ \AA}$ olduğu belirtilmektedir [17]. Mondolfo ve arkadaşları [41] ise $a=4,96 \text{ \AA}$ ve $c=8,68 \text{ \AA}$ latis parametresiyle hegzagonal yapıda olduğunu açıklamışlardır. Satyanarayana [28,32] Al-Zn alaşımları için ζ' nün solvüs egrisini belirlemeye çalışmıştır.

Gjønnes ve Simensen [25] 130^o-150^oC aralığında yaptıkları çalışmada geçiş fazı ζ' 'nin levha şeklinde {111} Al düzlemlerinde oluştuğunu ve $a=b=4,97 \text{ \AA}$, $c=5,54 \text{ \AA}$ ve $\gamma=120^{\circ}$ ile monoklinik yapıda olduğunu göstermişlerdir. DeArdo ve Simensen [23] 100^o-180^oC aralığında iki aşamalı yaşlandırma yaparak ζ' , ζ_1 ve ζ_2 çökeltilerinin varlığını kanıtlamış ve ζ' nün GP zonundan şekillendiğini ileri sürmüşlerdir. Embury ve Nicholson [24] yaşlanma işleminde çökeltilerin çekirdekleşme mekanizmasına çalışarak, yaşlandırmanın başlangıcında küçük küresel ve levha şeklinde partiküllerin varlığını ileri sürmüşlerdir. Küresel partiküllerin GP zonları olduğunu ve levha şeklindeki partiküllerin hekzagonal yapıda ζ' olduğunu açıklamışlardır. ζ' nün homojen çekirdekleşmesine, atom boşluğu-eriyen atom kümelerinin çekirdek görevi yaptığını ileri sürmüşlerdir. Ryum [21] ζ' çekirdekleşmesinin su vermeden sonra oluşan çok küçük atom boşluğu-eriyen atom kümelerinden ibaret olduğunu kabul etmiştir. Diğer bazı araştırmacıların fikri ise ζ' geçiş fazının şekillenmesi yapı hatalarında alaşım elementi segregasyonu ile başlar şeklindedir. Yapı hatalarında oluşan ζ' nün çekirdekleşmesi fikri daha sonra desteklenilmiştir [17].

Lorimer ve Nicholson [31] iki adımlı yaşlandırma da ζ' geçiş fazının oluşması için GP zonunun çekirdek rolü oynadığını kabul etmişlerdir. Ayrıca ζ' çekirdekleşmesinin 155^oC nin altında homojen , daha yüksek sıcaklıklarda ise heterojen olarak oluştuğunu bulmuşlardır. Ungar ve arkadaşları [33] Al-Zn-Mg alaşımında ζ' nün homojen-heterojen çekirdekleşmesini Zn konsantrasyonuna göre farklı kararsız faz sınırlarını gösteren denge diyagramına dayanarak

açıklamışlardır. Şekil 3.12 göre % 2,5 Zn kritik değer olarak alınmakta ve % 2,5 Zn dan küçük c_{Zn} içeren alaşımlarda ζ' çekirdekleşmesi için boşluk-eriyen atom kümelerinin önemli olduğu, fakat bütün GP zonları çözünse bile aşırı doymuşluk ζ' nün homojen çekirdekleşmesi için yeterli olmayabilir. Bu basit olarak ,bu konsantrasyon alanında GP_5 çizgisinin, ζ' FH çizgisinin uzatılmış kısmının üzerinde olmasından dolayıdır. Sabit bir çinko konsantrasyonunda homojen ζ' çekirdekleşmesi için gereken aşırı doymuşluk,buna uyan sıcaklıkta, GP zonlarının toplam miktarının çözünmesi ile meydana gelebilenden çok daha fazladır. GP zonları ζ' oluşumundan evvel çözünmekte,% 2,5 Zn dan büyük çinko konsantrasyonlarında (c_{Zn}) ise ζ' nün homojen çekirdekleşmesi GP zonlarının dönüşümünün tamamlanmasından önce başlamaktadır. Bu nedenle % 2,5 Zn dan büyük Zn konsantrasyonlarında GP zonlarının dönüşümü kısmi olacaktır.

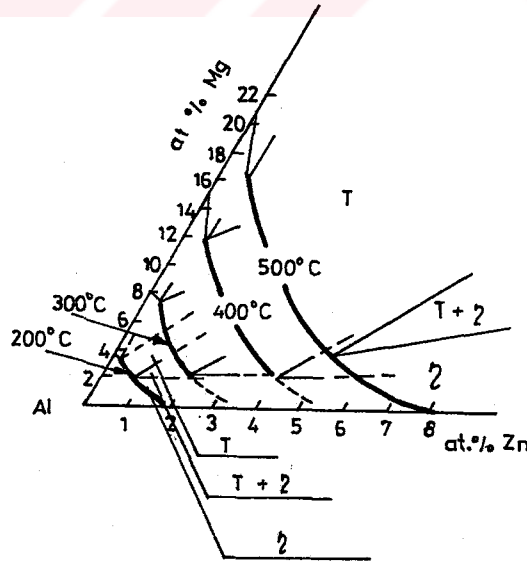
Tamamen veya kısmen uyumsuz çökeltilerin oluşması için %2.5Zn dan fazla çinko içeren alaşımlarda uyumlu GP zonundan çok yüzey enerjiye gereksinim duyulmaktadır. Tek aşamalı yaşlandırmalarda kararlı fazlar veya ζ' nün çekirdekleşmesinin tane sınırında,dislokasyon halkalarında ,dislokasyonlarda yer alacağı tahmin edilebilir. Keza yaşlandırmanın başlangıcında çekirdeklenen ve büyüyen GP zonlarının uygun yaşlandırma sıcaklıklarında ζ' fazının heterojen oluşumu için çekirdek yerleri olarak rol oynayacağı beklenilebilir. Gerçekte de, Al-Zn-Mg alaşımlarının iki aşamalı yaşlandırılmalarında GP zonu kararlı çökeltilerin çekirdek potansiyeli görevini üstlenmekte ve GP zonu diğer çökeltilerin oluşmasını gerçekleştirmektedir [17].

çözünabilmektedir. η fazı uyumsuzdur ve genellikle uyumsuz veya yarı uyumlu bir arayüzeyde çekirdeklenmektedir. η fazı alüminyum matris ile uyumsuz sınırlar oluşturmaktadır. η fazının matris ile dokuz farklı oryantasyon ilişkisinin varlığı gözlenmiştir[25]. η_1 den η_9 kadar kodlanan tipleri bulunmaktadır. Bu tiplerden daha çok η_1 , η_2 ve η_4 mevcuttur. η_1 ve η_2 levha şeklinde, η_4 dilim şeklinde morfolojiye sahiptir. Düşük sıcaklıklarda Mg/Zn oranı 1/3-1/2 aralığında kararlı η fazı oluşmaktadır.

Kararlı faz olan T fazı, yüksek sıcaklıklarda oluşmakta ve bileşimi çok yüksek çinko ve magnezyum içermektedir. Bileşimi % 20-35 Mg, % 22-65 Zn ile geniş bir aralıktadır. $(AlZn)_{49}Mg_{32}$ veya $Mg_3Zn_3Al_2$ formülü ile karakterize edilir. Yaklaşık 190°C nin üzerindeki sıcaklıklarda oluşmaktadır[17,18,22,25]. Kübik sistemde bulunur. Çinkonun artmasıyla latis parametresi 14,29 Å dan 14,71 Å na değişmektedir. Al matris ile uyumsuz sınırlar oluşturmaktadır ve matris ile farklı oryantasyon ilişkileri tablo 3.3 da verilmiştir. Şekil 3.13 deki Al-Zn-Mg alaşımına ait denge diyagramında görüldüğü gibi düşük sıcaklıklarda T fazının oluşum aralığı daralmakta ve 200°C den yüksek sıcaklıklardaki yaşlandırma işlemlerinde oluşmaktadır. Bundan dolayı bazı araştırmacılar düşük sıcaklıklarda oluşan η fazına ara faz adını vermektedirler($\eta \rightarrow T$ dönüşümünün oluşması nedeniyle)[17]. T fazının kritik çekirdeklenme boyutu büyüktür, iri çökelti yapısına uygun şekilde, büyük partiküllü olarak aşırı yaşlanmış alaşımlarda bulunmaktadır. Alaşım sisteminin mukavemetlenmesinde hiçbir önemli rolü yoktur [17].

Tablo 3.2-Al-Zn-Mg alaşımında ζ fazının alüminyum matris ile oryantasyon ilişkisi [25].

ζ fazı Tip no	Oryantasyon ilişkisi
1	$(10.0)\zeta_1 // (001)Al$; $(00.1)\zeta_1 // (110)Al$
2	$(00.1)\zeta_2 // (1\bar{1}\bar{1})Al$; $(10.0)\zeta_2 // (110)Al$
3	$(00.1)\zeta_3 // (11\bar{1})Al$; $(11.0)\zeta_3 // (110)Al$
4	$(00.1)\zeta_4 // (110)Al$; $(\bar{1}2.0)\zeta_4 // (1\bar{1}\bar{1})Al$
5	$(\bar{1}2.0)\zeta_5 // (1\bar{1}\bar{1})Al$; $(30.2)\zeta_5 // (110)Al$
6	$(\bar{1}2.0)\zeta_6 // (1\bar{1}\bar{1})Al$; $(20.1)\zeta_6 // (1\bar{1}2)Al$
7	$(\bar{1}2.0)\zeta_7 // (1\bar{1}\bar{1})Al$; $(10.4)\zeta_7 // (110)Al$
8	$(\bar{1}2.0)\zeta_8 // (1\bar{1}2)Al$; $(00.1)\zeta_8 // (31\bar{1})Al$
9	$(\bar{1}2.0)\zeta_9 // (001)Al$; $(00.1)\zeta_9 // (110)Al$



şekil 3.13-Al-Zn-Mg alaşım sistemine ait denge diyagramında alüminyum köşesi [17].

Tablo 3.3-Al-Zn-Mg alaşım sisteminde T fazı ile alüminyum matrisin oryantasyon ilişkisi [17].

$(100)_T // (112)_{Al}$	$(001)_T // (1\bar{1}0)_{Al}$
$(100)_T // (1\bar{1}0)_{Al}$	$(010)_T // (111)_{Al}$
$(100)_T // (110)_{Al}$	$(0\bar{1}1)_T // (001)_{Al}$
$(100)_T // (110)_{Al}$	$(025)_T // (110)_{Al}$

3.2.3.4-Çökelti içermeyen Zon (PFZ)

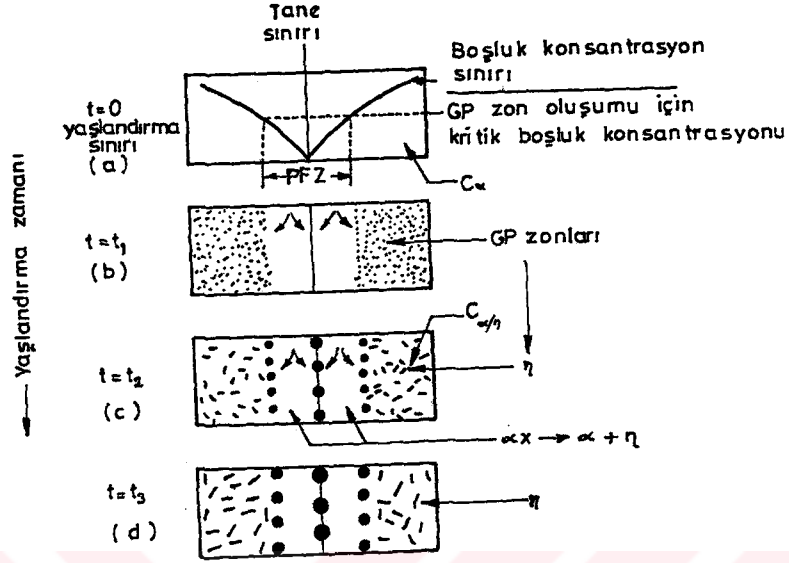
Çökelti içermeyen zon, yaşlandırma ile sertleştirelebilen alaşımlarda tane sınırı başta olmak üzere, alt tane sınırları ve iri dispersoidler civarında gözlenilir. Çökelti içermeyen zonun oluşumu, suverme esnasında tane sınırlarında atom boşlukların toplanmasıyla, çökeltilerin çekirdekleēeēegi yerlerin ve çözünen atomların azalmasıyla meydana gelir. PFZ Al-Zn-Mg alaşımının mekanik özellikleri ve gerilmeli korozyon özelliklerinde etkilidir [15,42]. Tane sınırının civarındaki atom boşlukların kısmi yok olması PFZ nin oluşumu için önemlidir. Tane sınırlarının civarları çevre alanlar kadar yaklaşık aynı doymuřluēa sahip olsalar bile PFZ oluşmaktadır [26]. Embury ve Nicholson'na [24] göre atom boşlukları, çökeltilerin çekirdekleēmesi için gerekli kritik konsantrasyon nedeniyle önemlidir. GP zonun oluşması ve çökeltilerin çekirdekleēmesinin termodinamik koşulları için PFZ nin oluşmasında eriyen atom ve atom boşluğu konsantrasyonun önemi vurgulanmaktadır [24,31,43].

PFZ nin geniřliēi çözeltiliye alma sıcaklıēı ve çözeltiliye alma zamanına, suverme hızına ve yaşlandırma sıcaklıēına baēlıdır. Bu deneysel olarak 120°C ve 180°C de yaşlandırma işlemi yapılarak incelenmiş ve 120°C de dar PFZ

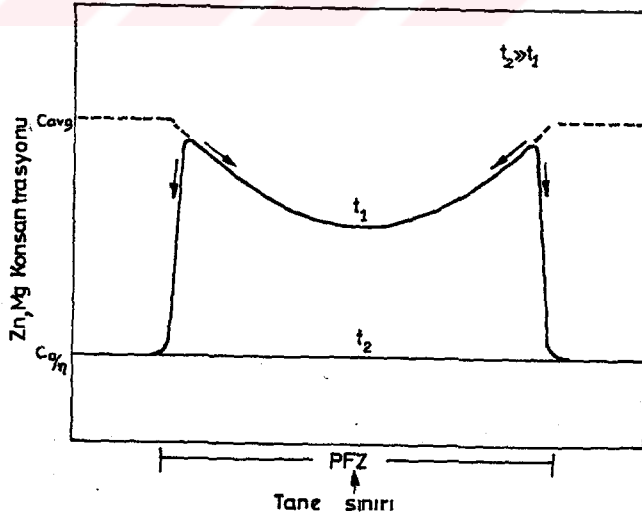
genişliği görülürken, 180°C de daha geniş PFZ genişliğini gözlemişlerdir [24]. Chen ve arkadaşları [44] Auger elektron spektroskopisi (AES) ile yaptıkları çalışmada, aşırı yaşlandırılmış örneklerde çinko atomlarının tamamı PFZ içinde $MgZn_2$ çökeltileri şeklinde bulunduğunu, toplam magnezyumun % 40' ı çökeltilerde toplanırken, kalan % 60 magnezyumun tane sınırlarının birkaç atom tabakası kalınlığı içinde toplanmış olduğunu bulmuşlardır.

PFZ nin oluştuğu yerlerdeki, eriyen atom analizleri, yaşlandırmanın başlangıcında eriyen atomların önemli bir azalış göstermediğine işaret etmektedir. Bu durumu, aşırı doymuş matriksten direk olarak çökelti partiküllerinin çekirdekleşmesinin güç olması nedeniyle çökeltilerin olmaması ve PFZ nin oluşmaya başlamasına atom boşluklarının neden olduğunu ortaya çıkarmaktadır [45]. Yaşlandırma esnasında çökeltilerin oluşması, matrikstekki eriyen atom konsantrasyonunun hızla düşmesine neden olmaktadır. PFZ içindeki eriyen atom konsantrasyonu ise uzun süre yaşlandırma sonucunda bile matriksdekinden yüksek kalabilmektedir. Konsantrasyon gradyanları tane sınırına doğru ve tane içlerine doğru difüzyonla ilerlemektedir (şekil 3.14). Bunun sonucunda tane sınırında ve PFZ sınırındaki çökeltilerin ortalama boyutları tane içindeki çökeltilerin ortalama boyutlarından büyük olmaktadır.

Matrisde ve PFZ deki eriyen atom içeriğinin değişik olması $\sigma_M - \sigma_{PFZ}$ arasında fark olmasına neden olabilmekte ve bu fark taneler arası kırılmayı kolaylaştırabilmektedir [46].

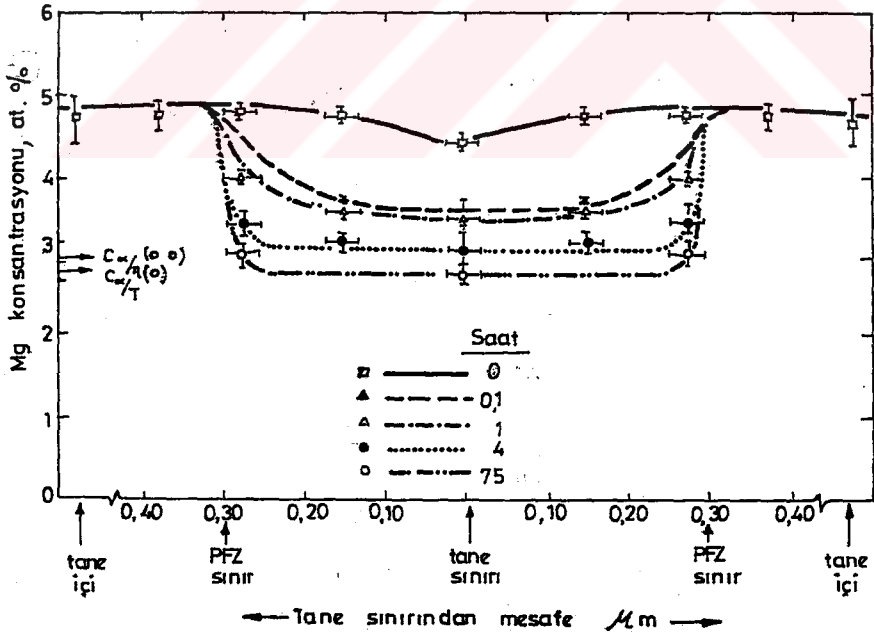
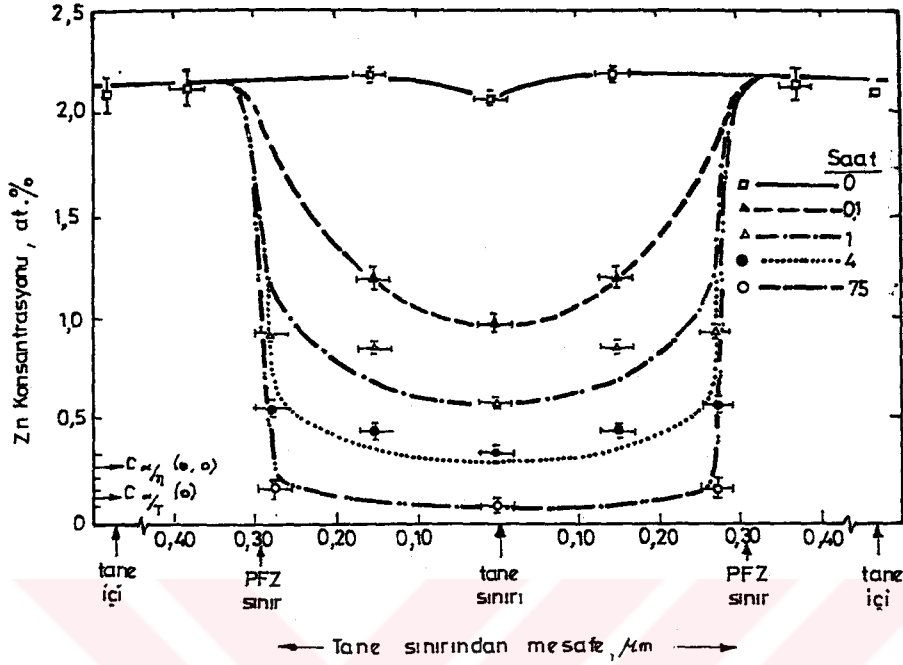


Şekil 3.14-Al-Zn-Mg da PFZ nin oluşmasının şematik gösterilişi[45].



Şekil 3.15-Al-Zn-Mg alaşımında eriyen atom konsantrasyonunun matris ve tane sınırında değişiminin şematik gösterilişi .

C_{avg} :Alaşımın eriyen atom konsantrasyonu[45].



Şekil 3.16-A1-%2Zn-%4,7Mg alaşımında a)Zn,b)Mg konsantrasyon gradyanları. (465°C de 1 saat çözeltiye alınmış, 200°C de 0,1 ,1, 4 ve 75 saat yaşlandırılmış) [45].

3.3-7075 ALUMINYUM ALAŞIMI

Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarından ,7000 serisine ait,ticari 7075 alüminyum alaşımı uçaklarda yapı malzemesi olarak kullanılmaktadır.Bu alaşım %5-6Zn,%2-3Mg, yaklaşık %1,5Cu ve az miktarda Cr, Mn,Ti,Zr ve Ag içerir. Alaşımda Cr,Mn,Ti,Zr ve Ag kristalleşme davranışını kontrol etmek ve çökeltileri modifiye etmek için kullanılan elementlerdir. 7000 serisi alaşımların mikroyapı karakterleri,çökelti tipi,morfolojisi,çökeltilerin dağılımı ile ilgili pekçok çalışma yapılmıştır [19,44,47-50]. Empürite atomların mikroyapıya etkilerini kısaca özetlendiğinde,

- a)Çökeltiler oluşturabilir ve bazı elementlerin bağlanmasını sağlayabilir,
- b)GP zonlarını stabilize edebilir (Ag,Cu, gibi),
- c)Yarı kararlı çökeltilerin oluşum enerjisini azaltabilirler (örneğin AlCu da lityumun davranışı),
- d)GP zonlarının oluşum hızlarını geciktirerek,boşlukları doldurabilirler (örneğin Si,V,Ti,gibi).

Al-Zn-Mg alaşımının yaşlandırma işleminde gümüşün etkisi,%0,05Ag ilavesi ile 100^o-200^oC aralığındaki yaşlandırma işlemleri sonucunda iyi mukavemet sağladığı, ζ' nün homojen çekirdeklenme sıcaklığını yükselterek değiştirdiğini, keza alaşımın plastisitesinde artış oluşturduğu gözlenmiştir. Gümüşün gerilmeli korozyon çatlağına olumlu etki yaptığı ve maksimum etkinin yaşlandırma sonucunda oluşacağı ifade edilmiştir [17,31,51].

Al-Zn-Mg alaşımının ayrışma işleminde % 0,002 ve %0,10 Si etkisi 100-225^oC arasında görülmüştür.Alaşımdaki silisyum, Zn-Mg bileşiğinin oluşumuna benzer şekilde Mg-Si

partiküllerinin oluşumunu gerçekleştirmektedir. 140°C de kısmi dönüşüm ile Mg-Si partiküllerinin var olduğu görülmüştür. %0,1Si içeren alaşımda 150°C den direk su verme sırasında sertlikte artış tesbit edilmiştir. Sertlikteki artış Mg₂Si partiküllerinin oluşmasındandır. Fe-Si kümeleri, Si veya Mg-Si kümeleri ζ' nün çekirdekleşme yerleri olarak önemlidir [17]. Fe-Si gibi metaller arası partiküllerin varlığı ise kırılma tokluğunu olumsuzca etkilediklerine dikkat çekilmektedir [52].

Titanyum , Al-Zn-Mg alaşımında, ayrışma işlemine ve çökeltisiz zonların (PFZ) genişliğine etkisiyle tanınır. Titanyum ilavesi alaşımlarda çökeltilerin kabalaşmasını geciktirir. Bunun nedeni, çökelti kinetiği açısından, titanyum matristeki eriyen atom difüzyonuna inhibitör gibi davranmasındandır. PFZ nin genişliğinin az olması Ti atomları ile atom boşlukları arasındaki kuvvetli etkileşim olmasından kaynaklanmaktadır [17].

%0,01-2,0 Cu değerleri arasında çok farklı bakır içerigine sahip Al-Zn-Mg alaşımları üretilmiştir. Bakır anodik ve çok aktif olan çökeltileri etkileyerek onları daha asil yapar. Özellikle yavaş suverme hızlarında gerilmeli korozyon çatlağına direnç, homojen deformasyon ve uyumsuz çökeltilerin üretilmesiyle artırılabilir [53]. Alaşıma az miktarda bakır ilavesi (% 0,63 Cu) eriyen atom /atom boşluğu şekillenmesini hızlandırır. Boşlukça zengin kümelerin oluşması ise ζ' çökeltilerinin çekirdekleşme hızını artırır [48].

% 2,5Mg gibi büyük miktarlarda magnezyum içeren alaşımlarda bakır, krom ve manganez ilavesi alaşımın suverme hassasiyetini arttırmaktadır. %1Mg gibi az miktarlarda Mg,

ise alaşımlarda suvermeye duyarsızlık sağlar. Yüksek Mg içeren alaşımlarda Cu,Cr,Mn suverme esnasında uyumsuz fazların oluşmasını hızlandırır [17]. Empürite atomların kümeleri alaşımda γ' çökeltilerinin heterojen olarak oluşması için çekirdek yerleri olarak rol oynarlar. Ayrıca zirkonyum, hafniyum ve nadir toprak alkali elementlerinin az miktarları (yaklaşık % 0,1) alaşımın yapısı ve özellikleri üzerinde etkili olduğu belirtilmektedir[54].

3.4-YENİDEN ÇÖZELTİYE ALMA (Retrogression) ve YENİDEN YAŞLANDIRMA (Reaging) İŞLEMİ (RRA)

7075 Alüminyum alaşımının mukavemet ile gerilmeli korozyon hassasiyetinin optimizasyonunu sağlayabilmek için Cina [3] tarafından RRA işlemi geliştirilmiştir. Bu işlem , T6 ısıl işlemi görmüş malzemeye 180-280°C sıcaklık aralığında kısa süreli yeniden çözeltiye alma ve daha sonra orijinal T6 ısıl işleminde uygulanan sıcaklık ve sürelerde yapılan yeniden yaşlandırma işleminden meydana gelir. Dolayısıyla işlem T73 ısıl işlem sonucunda ulaşılan gerilmeli korozyon direncine eşdeğer bir korozyon direncini ve T6 ısıl işlemiyle ulaşılan mukavemet seviyesini sağladığı ileri sürülmüştür [3,55,56]. Tablo 3.4 da klasik T6 ve T7 işlemlerinin mekanik özellikleri görülmektedir.

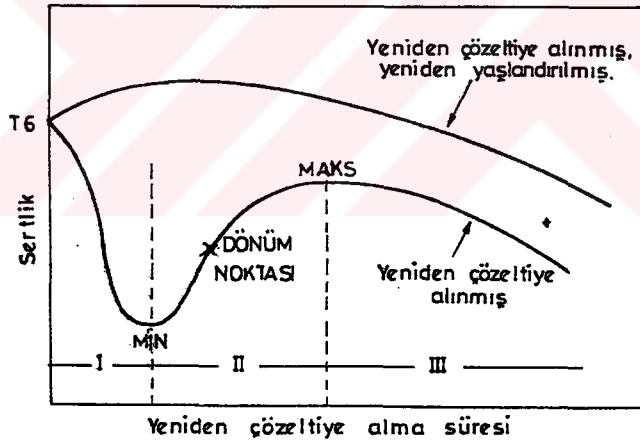
3.4.1-RRA Isıl İşleminin Mekanik Özelliklere Etkisi

RRA işleminin mekanik özelliklerini belirleyebilmek için bütün araştırmacılar sertlik deneyleri yapmışlardır.

Bu deneyleri, çekme deneyleri [3,55,57], gerilmeli korozyon deneyleri [3,55,58,59] ve yorulma deneyleri [60] izlemiştir.

Tablo 3.4-7075 Al alaşımının klasik T6 ve T73 ısıl işlemlerine ait mekanik özellikler [61].

Isıl işlem	σ_{akma} (Mpa)	$\sigma_{\text{çekme}}$ (Mpa)	Zuzama (50mm.de)	sertlik Hg (10mm bilya, 500kg)
T6	505	570	11	136-164
T73	435	505	13	



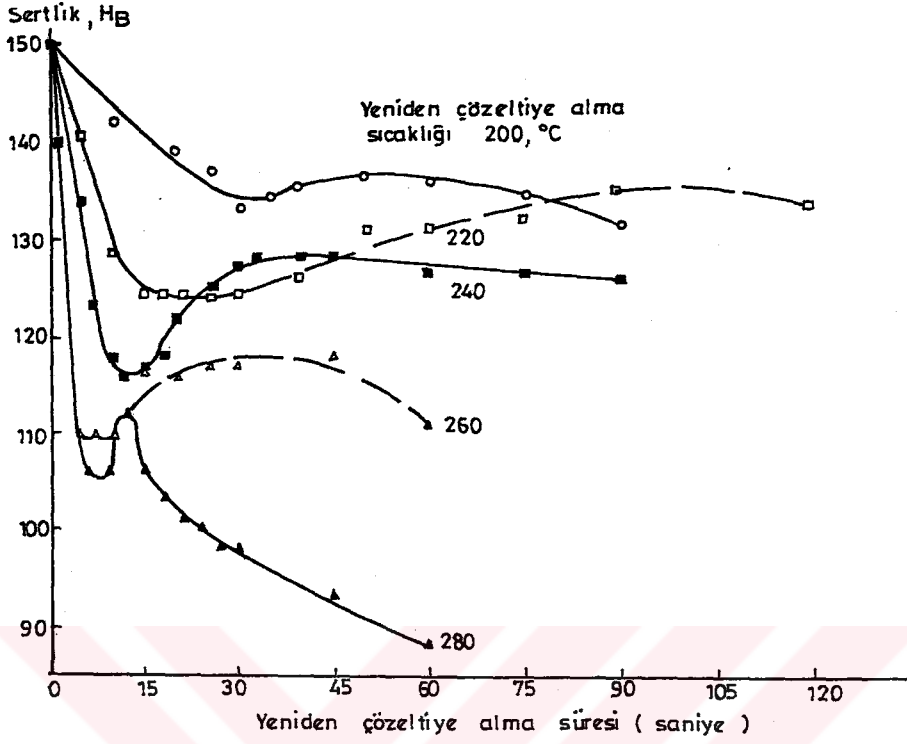
Şekil 3.17-RRA işlemi esnasında sertlikteki değişimin şematik gösterilişi.

Yeniden çözeltiye alma (Y.Ç.A.) eğrisi Dahn ve arkadaşları[62] tarafından şekil 3.17 de görüldüğü gibi üç kısma ayrılmıştır. Birinci kısımda mukavemet çok hızlı bir şekilde minimuma düşer. İkinci kısımda mukavemet artan yeniden çözeltiye alma süresi ile bir miktar artış gösterir

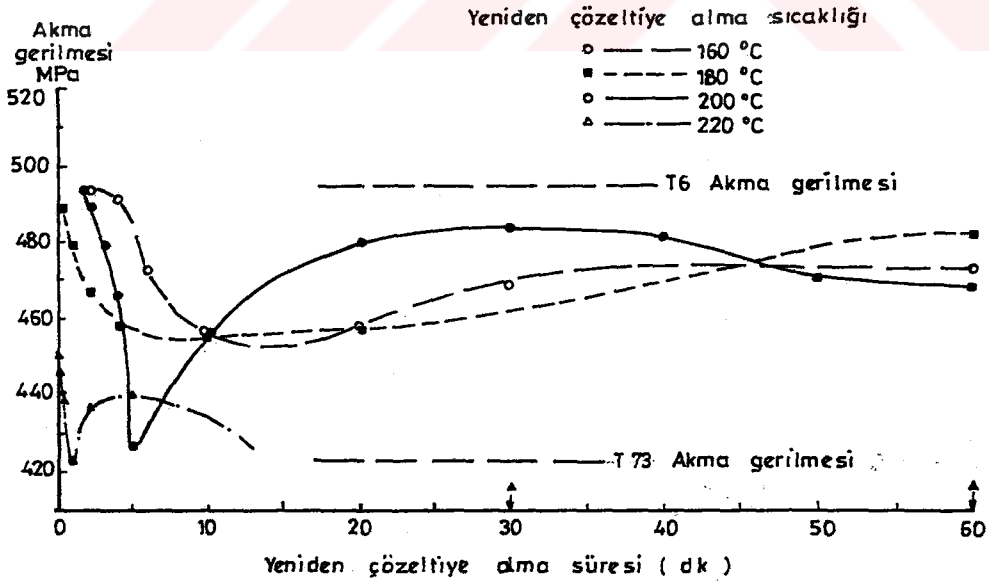
ve ikinci maksimum degere ulaşır, Üçüncü kısımda ise mukavemet hızlı bir şekilde azalır. Cina [3] ya göre optimum işlem , kısa süre yeniden çözeltiye alma işlemi yapılarak sertlikte minimum degere ulaşılmalı ve bu işlemi yeniden yaşlandırma işlemi takip etmelidir. Böylece mukavemet T₆ nın mukavemet seviyesine (hatta bir miktar üzerine) çıkartılabilmektedir. Yeniden çözeltiye alma süresinin artışı , yeniden yaşlandırma işleminde mukavemetin azalmasına neden olmaktadır.

Yeniden çözeltiye alma egrisinde minimuma ulaşmak için gereken süre sıcaklık ile değişmektedir. Bu süre Cina ya [3] göre 5-60 saniye civarındadır. Bu sonuç RRA işlemini sadece ince kesitli parçalarda kullanılma ile sınırlamaktadır. Şekil 3.18 de Cina [3] tarafından elde edilen Y.C.A. zamanı ile sertliğin değişimi görülmektedir. Wallace ve arkadaşları [57] kalın kesitli numuneler kullanarak yeniden çözeltiye alma egrisindeki minimum değeri, çeşitli Y.C.A. sıcaklıkları için 2-15 dakika olarak elde etmişlerdir (bakınız şekil 3.19). Park ve Ardell [63] ise 240°C de Y.Ç.A. işlemi yaparak yaklaşık 20 sn. de minimuma ulaşmışlardır ki bu sonuç Cina'nın sonuçlarıyla uyum içindedir.

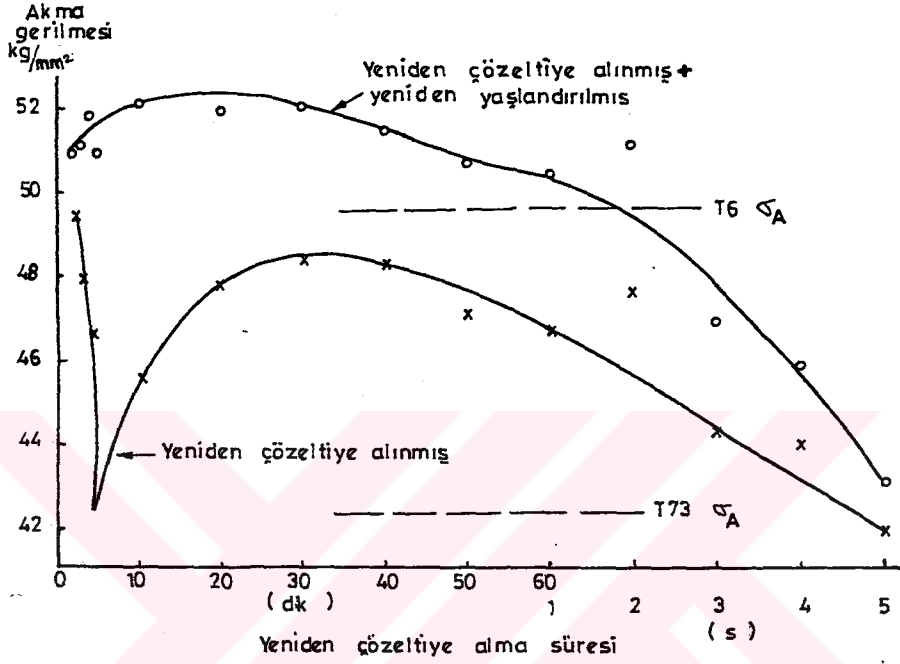
Y.Ç.A. ve RRA işlemleri sonucunda elde edilen mukavemet değerleri , sertlik değerlerine paralellik göstermektedir. Şekil 3.20 de 200°C de Y.Ç:A. işlemi uygulanan malzemenin yeniden yaşlandırma sonucunda akma mukavemeti, yaklaşık 60 dakika Y.Ç.A. zamanına kadar T₆ nın minimum akma mukavemeti üzerindedir [57].



Şekil 3.18-7075-T6 alüminyum levhasına uygulanan Y.Ç.A. işleminden elde edilen sertlik sonuçları [3].



Şekil 3.19-60 dakikaya kadar Y.Ç.A. sürelerinde yeniden çözeltiye alma işlemi uygulanmış 7075-T6'nın akma mukavemetinin değişimi [57].



Şekil 3.20-200°C de yeniden çözeltilme alınmış ve yeniden yaşlandırılmış 7075-T6 ya ait akma mukavemeti-çözeltilme alma süresi eğrisi [57].

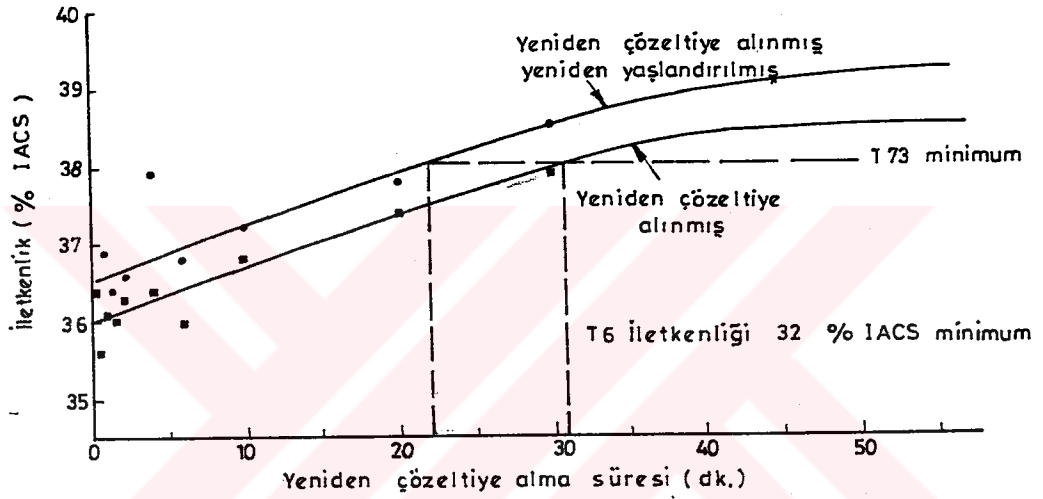
Yorulma ve kırılma tokluğu deneylerini yapan Kaneko [60] ise yüksek gerilmelerde T6 ve RRA işlemlili numunelerin benzer davranış gösterdiklerini ve RRA işlemlili eğrinin T6 eğrisinin hafifçe altında yer aldığı sonucunu elde etmiştir.

3.4.2-Elektrik İletkenliği Değişimi ile RRA Arasındaki İlişki

7075 alüminyum alaşımında aşırı yaşlanma ile elektrik iletkenlik değerinin arttığı bilindiğinden, RRA işlemi ile ilişkisi incelenmiştir. 7075 Al alaşımında yaşlandırma ısı işlem sonucunda mukavemet, iletkenlik (veya direnç) ve gerilmeli korozyon çatlama duyarlılık araştırılmış [64-67] ve biraz aşırı yaşlandırılmış alaşımların mukavemetinde önemli kayıp olmaksızın gerilmeli korozyon çatlama dirençli olacakları sonucuna ulaşılmıştır [68].

Wallace ve arkadaşları [57] iletkenlik ölçümleri sonucunda yeniden çözeltiye alma işlemi esnasında Y.C.A. süresine bağlı olarak elektrik iletkenliğinin sürekli arttığını bulmuşlardır. Yeniden yaşlandırdıkları numunelerdeki iletkenliği ölçtüklerinde ise yeniden çözeltiye alınmış numunelerde elde ettikleri değerlerin yaklaşık % 0,5 IACS (International Annealed Copper Standart) fazlasını elde etmişlerdir. Şekil 3.21 de görüleceği gibi 180°C de 31-60 dakika arasındaki yeniden çözeltiye alma işlemi sonucunda T73 ün iletkenlik değerine ulaşılmaktadır. Bu sürelerde mukavemet yaklaşık T6 nin mukavemetindedir. Bu sonuçlara göre yeniden çözeltiye alma egrisindeki minimumun, özellikler açısından kritik bir değeri göstermeyebileceği düşünülmeye başlanmıştır.

Islam ve Wallace [55] 7475 alüminyum alaşımı ile yaptıkları çalışmada 180°C de 3,5 saat, 200°C de 40 dakika, 240°C de 3 dakika, 260°C de 1 dakika ve 280°C de



Şekil 3.21-180°C de 1 saate kadar yeniden çözeltiye alma işlemi uygulanmış sonra yeniden yaşlandırılmış 7075-T6 alüminyumun Y.Ç.A süresine bağlı olarak elektrik iletkenliğinin değişimi [57].

10 saniye yeniden çözeltiye alma işlemi yapılmış numunelerin yeniden yaşlandırıldıktan sonra hala T6 mukavemet değerine sahip oldukları ve T73 e ait elektrik iletkenlik değerinin üzerinde elektrik iletkenlik değerine sahip olduklarını bulmuşlardır.

3.4.3-RRA İşleminin Gerilmeli Korozyon Çatlamasına Etkisi

7000 serisi alaşımlar, maksimum mukavemete yaşlandırıldıklarında taneler arası kırılmalığa neden olan gerilmeli korozyon çatlama çok duyarlıdır [69-72]. Aşırı yaşlandırılmış alaşımlar ise gerilmeli korozyon çatlama karşı dirençli olmakla beraber mukavemet değerleri %15 kadar düşüktür [73,74]. Yaşlandırma işlemleri sonucunda önemli mikroyapı değişikliği, tane sınırı partikül boyut ve dağılımı, eriyen atom konsantrasyonu, PFZ nin genişliği ve matris çökeltilerinin boyut ve dağılımında oluşur. Yaşlandırılan alaşımlarda gerilmeli korozyon çatlak hassasiyetinin nedenlerini saptamak için yapılan çalışmalar, tane sınırlarının mikroyapısı üzerinde yoğunlaşmıştır [10,16,44,50,75-85].

Tane sınırında çökeltilerin boyutunun artmasının gerilmeli korozyon direnci üzerinde pozitif etkisinin, tane sınırı çökeltileri-matris arayüzeyinde hidrojenin mevcudiyetine bağlanmaktadır [58,86-89]. Bu nedenle alaşım üzerinde hidrojenin etkisi ayrıntılı bir şekilde incelemeyi gerektirmektedir. Hidrojen gevrekliğinin gerilmeli korozyon çatlama etkisi tartışmaları ise halen devam etmektedir [90-95].

Alüminyum alaşımlarının gerilmeli korozyon çatlama mekanizması, tarihsel olarak ele alındığında, aşağıdaki sıralama dikkati çekmektedir.

Alüminyum alaşımlarında gerilmeli korozyon çatlama mekanizmasının uzun yıllar elektrokimyasal olarak oluştuğuna

inanılmıştır [73,74]. 1960 larda yüksek mukavemetli çelik ve titanyumun tane sınırlarının hidrojen kırılganlığı mekanizmasının, gerilmeli korozyon çatlağında büyük rol oynadığı bulunmuştur [96]. 1969 ların sonlarında ise alüminyum alaşımlarının gerilmeli korozyon çatlağında hiçbir mekanizmanın rol oynamadığı belirtilmiştir [97]. Daha sonraları ise, alüminyum alaşımlarının kırılganlık sebeplerinin, alüminyum tarafından absorblanan atomik hidrojen olduğu bulunmuştur [98]. 1980 lerde nemli havaya maruz kalan Al-Mg alaşımlarında magnezyum hidrürün oluşabileceği savunulmuştur [99]. Al-Zn-Mg alaşımlarının gerilmeli korozyon çatlağına duyarlılığın değişmesinin yüzey oksit filminin magnezyum içeriği ile bağlantılı olabileceği ve metal içine hidrojen girişinden kolay etkilenebileceği gösterilmiştir [100]. Al-Cu-Mg alaşımlarının gerilmeli korozyon çatlağının, gerilmenin yardımıyla tane sınırında kısmi çözünme ile geliştiğine inanılırken, son zamanlarda Al-Mg ve Al-Zn-Mg-Cu alaşımlarının gerilmeli korozyon çatlamasına çatlak ucunda toplanan hidrojenin, hidrojen gevrekliğine neden olduğu durumlarda geliştiği son zamanlarda ileri sürülmüştür [101].

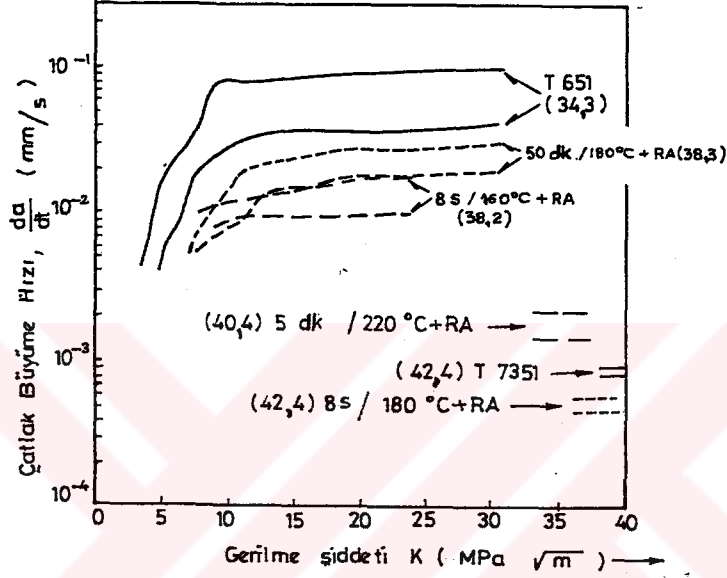
3.4.3.1-RRA İşleminin Gerilmeli Korozyon Çatlak İlerleme Hızına Etkisi

Gerilmeli korozyon deneyleri sonucunda, T7 ısıl işlem durumundaki çatlak ilerleme hızının, T6 ısıl işlem durumuna göre çok düşük olduğunu, dolayısıyla T6 ısıl işlem durumunun gerilmeli korozyon çatlağına T7 ısıl işlem durumuna göre daha duyarlı olduğu daha önce yapılmış çalışmalarda belirtilmiştir [3,57,58].

7075 RRA ısıtıl işlemlili numunelerin , gerilmeli korozyon deney sonuçlarına göre, çatlak ilerleme hızları T6 işlemlili durumda sahip olduğu değerdan daha küçük ve T73 değerine yakın olduğu gözlenilmiştir [3,58].7475 RRA alüminyum alaşımı ile de 7075 RRA alüminyum alaşımından elde edilen değerlere benzer sonuçlar elde edilmiştir [55]. Swanson ve arkadaşları [59] ise yaptıkları gerilmeli korozyon deneyleri sonuçlarına göre RRA işleminin gerilmeli korozyon çatlak direncine hassasiyetinin T6 işlemlili durumdan iyi olmadığını bulmuşlar ve RRA ısıtıl işlem durumunda hidrojene duyarlılığın artacağını ileri sürmüşlerdir.

Elektrik iletkenliği ile gerilmeli korozyon çatlak ilerleme hızları arasında ilişki araştırıldığında, RRA işlemlili uygulanan malzemenin çatlak ilerleme hızının, T6 konumundaki bir malzemeye göre yavaş olmasının elektrik iletkenliği ile bağlantılı olduğu ileri sürülmüştür [55,57]. Wallace [57] elektrik iletkenliği sonuçlarındaki değişimlerin gerilmeli korozyon çatlaklarının ilerleme hızlarını nasıl etkilediğini araştırmış ve şekil 3.22 da görülen sonuçları elde etmiştir.Bu sonuçlara göre RRA işlemlili numunelerin çatlak ilerleme hızları T6 ile T73 arasında bulunmaktadır. Yeniden çözeltiye alma sıcaklığının artması çatlak ilerleme hızını T73 seviyesine yaklaştırmıştır. Rajan [58] RRA işleminin gerilmeli korozyon çatlak direncine etkisini incelediği çalışmasında, gerilmeli korozyon çatlakına direncin gelişmesini tane sınırı çökelti boyutundaki çoğalmayla ilişkili olduğunu ve 220°C de 5 dak. yeniden çözeltiye alınmış numunelerde en düşük (T73 değerine eşdeğer) çatlak ilerleme hızına ulaşılacağı sonucunu elde etmiştir. Cina [3] RRA minimum da mukavemet ve gerilmeli korozyon özelliklerinin optimum değer olduğunu açıklamıştır. Yukarıdaki değer ise minimumdan büyüktür.

Kaneko [60] gerilmeli korozyon direncinin RRA işlemlerinde T6 ya göre üç misli arttığını ve elektrik iletkenliğinin T76 ve T73 ısıtma işlem seviyesine ulaştığını bulmuştur.



Şekil 3.22- 7075-T651 ve 7075-T7351 ile karşılaştırmalı olarak orta ve uzun süreli RRA işlemlerine ait gerilmeli korozyon çatlak ilerleme hızları (iletkenlikler parantez içinde gösterilmiş) [57].

3.4.3.2-Gerilmeli Korozyon Çatlamasına Hidrojenin Etkisi

Hidrojen ya dış çevrede atmosferde mevcuttur, yada metalin içinde vardır. Her iki durumdada hidrojen kapanlarda tutularak kırılabilirliğe neden olabilmektedir [102]. Hidrojen gevrekliği malzemenin içinde mevcut hidrojen nedeniyle olursa internal hidrojen kırılabilirliği veya dış ortamda mevcut hidrojen nedeniyle oluşmuş ise external hidrojen

kırılğanlığı adını alır. Hidrojen kırılğanlığına neden olan hidrojen konsantrasyonu çeşitli faktörlere bağlıdır, örneğin gerilme, sıcaklık, hidrojen miktarı , gibi. Kapanlarda tutulan hidrojen konsantrasyonunu etkileyen faktörler ise hidrojenin taşınma modu, kapan karakteristiği, hidrojenin lokalleşmesi ,vb. şeklindedir [103-105].

Kapan karakteristiği hidrojen kırılğanlığında önemlidir. Kapanlar dönüşebilir (reversible) veya dönüşemeyen (irreversible) olarak iki çeşittir. Dönüşebilir kapanda hidrojen kısa süre kalırken, dönüşemeyen kapanda birkez tutulduğu bir daha serbest kalması zordur [106].

Gerilmeli korozyon çatlığında çatlak ilerlemesi tane sınırlarında olduğundan, tane sınırlarında kapan yerlerinin bulunması çatlak ilerlemesi için önemlidir. Çatlak ucundaki dislokasyonlar, hidrojen atomlarını çatlak ucunun önüne taşıyabilirler [95]. Bu durumda eğer hidrojen, dönüşemeyen kapanda yakalanmışsa hidrojen kapan yerinde uzun süre kalabilir. Çatlak , kapan yerine ulaştığında hidrojen ile karşılaşabilir. Dönüşemeyen kapan bulunan yapılarda çözeltide az miktarda hidrojen vardır ve bu bölgedeki kohezif mukavemet yüksektir. Dönüşemeyen kapanlar çatlak ucunun kütleleşmesine neden olur ve dolayısıyla çatlak ilerlemesi gecikir.

Hidrojen ile malzemenin kırılğanlığının kinetiği tamamıyla malzeme içindeki kritik çatlak yerlerine hidrojenin taşınımı ile açıklanabilir. Örneğin iç hidrojen çukurları, boşluk, inklüzyon, çökelti partiküllerinin ara yüzeyi, tane sınırları , gibi yerler hidrojen atomları için negatif bağ enerjisine sahip yerlerdir. Hidrojen hareketli dislokasyonlarca taşınır [95]. Sonuçta kapan yerlerine bağlı olarak oluşacak çatlak oluşum yerleri değişir.

Tablo 3.5-Metallerdeki kapanların sınıflandırılması [107].

Kapanlar	Kapan cinsi	Hidrojen yardımıyla oluşan çatlığa duyarlılık
Eriyen atomlar Mikroboşluklar Düşük açılı sınırlar, Dislokasyonlar Uyumlu çökeltiler	Zayıf/orta dönüşebilir	Çatlama iyi tanımlanan arayüzeyler boyunca değildir
Önceden mevcut olan,gelişen mikroçatlaklar Büyük açılı sınırlar,uyumsuz çökeltiler ve arayüzeyler	kuvvetli dönüşemeyen	Çatlama arayüzeyler boyuncadır ve dönüşemeyen kapanlar favoridir

Alüminyuma hidrojenin difüzyonu çeşitli araştırmacılar tarafından incelenilmiştir [51,103-105]. Ortamdaki hidrojenin gaz,iyon veya bileşik halinde olması metale geçmesini engellemekte ve yerleştiği yere göre kırılma şekillerinde farklılıklara neden olabilmektedir.Eğer hidrojen tane sınırlarında ve uyumsuz çökeltilerde tutulmuşsa kırılmanın şekli gerilmeli korozyon çatlığındakine benzer şekilde taneler arasındadır.Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımları ısıtılma işlem koşullarına göre gerilmeli korozyon çatlığına

duyarlı veya bağışık oldukları göz önüne alındığında, farkın mikroyapı farkından ileri geldiği açıkça görülür. Numuneler gerilmenin mevcut olduğu ve hidrojen üreten bir ortama maruz kaldıklarında kırıldıkları ve taneler arasında dekohezyonun olduğu keşfedilinceye kadar gerilmeli korozyon çatlağını kontrol eden mekanizmanın tane sınırlarında malzemenin anodik çözünmesi olarak düşünülmüştür [108-111]. Hidrojen gevrekliğinin gerilmeli korozyon çatlağında etkili mekanizma olduğunun düşünülmesi çeşitli çalışmaları ortaya çıkarmıştır [80,112,113].

Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarına hidrojen elektrolitik olarak [16,90,91] veya çeşitli sıcaklıklarda nemli havaya maruz kaldığında [93,114,101] girebilmekte ve kırılma yolu taneler arasında ilerlemektedir. Katodik olarak 2000 veya 7000 grubu alaşımlara şarj edilen hidrojen, hidrojen gevrekliğine neden olarak gerilmeli korozyon davranışında etkili olduğu ve çekme deneyleri sonucunda hidrojen şarj edilen örneklerin sünekliliğinde azalma olduğu belirtilmiştir [16,90,91,115].

Ciaraldi ve arkadaşları [116] nemli havaya maruz koyarak hidrojenledikleri Al-75,6Zn-2,6Mg alaşımında tane sınırlarında hidrür olduğu ve hidrürün (AlH_3) kırılmasıyla iç hidrojen kırılğanlığının oluşabileceğini, gerilmeli korozyon çatlağı ile hasarlanmış numunelerde ise hidrür oluşumunun görülmediği, buna rağmen hidrojenin gelişmiş gerilmeli korozyon çatlağının ucuna taşındığı ve bunun hidrojen gevrekliği ile gerilmeli korozyon çatlağının temel olarak farklı mekanizmalarla geliştiğini öne sürmüşlerdir.

Scamans [117] 7000 grubu alaşımlarla yaptığı çalışmada su buharına maruz kalan numunelerde çizgili gerilmeli korozyon kırılma yüzeylerini gözlemiş ve gerilmeli korozyon çatlağına duyarlı alaşımlarda (AlZnMgCu, AlMg, AlZnMg) gerilmeli korozyon çatlağının hidrojen gevrekliği ile süreksiz olarak oluştuğu sonucunu çıkarmıştır.

Al-Zn-Mg alaşımları su buharına maruz kaldıklarında, tane sınırlarında hidrojen atomlarının hidrojen habbecikleri şeklinde toplanabileceğini ve bunların gerilmeli korozyon çatlak direncinin artmasına neden olabileceği ileri sürülmüştür [5,87,89]. Bu fikir Christodoulou ve Flower [118] tarafından da desteklenmiştir. Bu alaşımlar su buharına maruz bırakıldıklarında, hidrojenin tane sınırında habbecikler şeklinde toplanabileceği için sınırlarda çözünen hidrojen konsantrasyonunun azalacağı ve gerilmeli korozyon çatlağında hakim mekanizmanın hidrojen gerekligi olduğunu belirtilmiştir. Tuck [119] hidrojen habbeciklerinin tane sınırlarında MgH_2 oluşturabileceğini ve gerilme uygulandığında hidrürün kırılma yüzeyine neden olacağını, kırılmanın normal taneler arası kırılma şeklinde ilerleyeceğini savunmuştur.

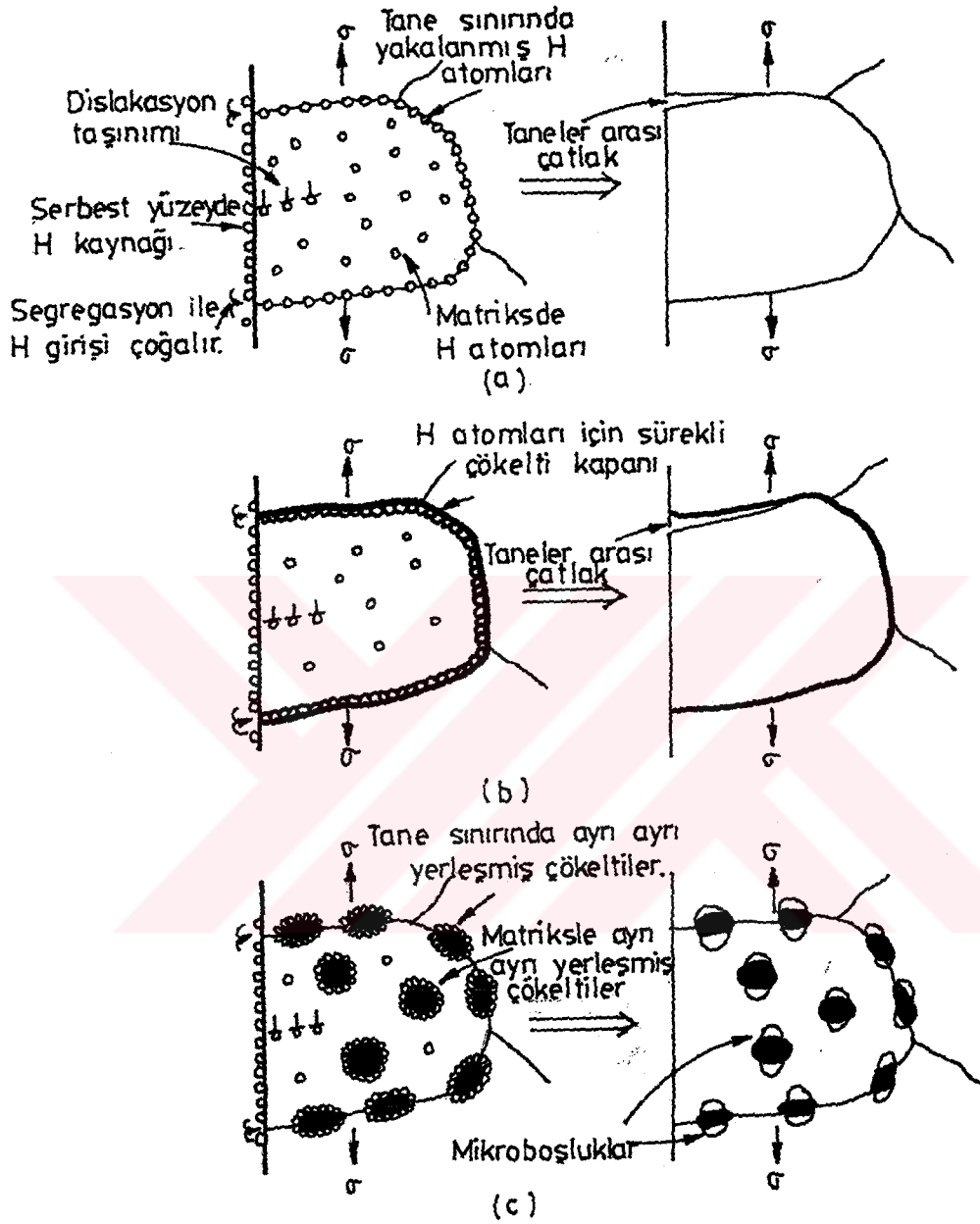
Pickens ve arkadaşları [120] Mg-H etkileşiminin direk delilini bulamamalarına rağmen Al-Zn-Mg alaşımının gerilmeli korozyon çatlağı davranışında tane sınırı Mg segregasyonunun etkili olduğunu ileri sürmüşlerdir. Pickens ve arkadaşlarının [80,83] yaptıkları başka bir çalışmalarında da tane sınırı çökeltileri ve "Serbest Magnezyum" ile gerilmeli korozyon duyarlılığı arasında ilişki araştırılmış

ve Mg-H etkileşimi , magnezyumun hidrojeni taşıması, sınırlarda kritik seviyede hidrojenin bulunması sonucunda gerilmeli korozyon çatlağının oluşmasına neden olacağı tezini savunmuşlardır. Scamans ve arkadaşlarına [84] göre aşırı yaşlandırılmış mikroyapılarda, tane sınırı çökeltile-ri magnezyum hidrür oluşumundan ziyade hidrojen habbecik-lerinin oluşmasını sağlayabilmektedir.

Farklı koşullarda, çeşitli ısıl işlemler görmüş mal-zemelerde oluşan tane sınırı çökeltile-ri hidrojen için kapan yerleri olarak davranabilmekte ve birim alandaki tane sınırı çökelti sayısı arttığında kapan yeri sayısında arta-bileceği için gerilmeli korozyon çatlağının ilerlemesi hız-lanabilecektir. Şekil 3.23 de tane sınırı çökeltile-ri- nin boyutuna bağlı olarak çatlak oluşumu ve ilerlemesine etkisi şematik olarak gösterilmiştir. Bu modele göre küçük tane sınırı çökeltile-ri- ne sahip yapılarda çatlak hızla ilerleme imkanına sahiptir. Büyük tane sınırı çökeltile-ri- ne sahip yapılarda ise daha zor ilerleyebilecek , hatta ilerlemez kabul edilebilecektir. 7075-T6 işlem durumunda tane sınırı çökelti boyutu (26 nm) T7 durumunda ki değerden (47 nm) küçüktür [63], T6 gerilmeli korozyon çatlağına duyarlı, T7 ise bağışıktır. RRA işlemleri durumunda gerilmeli korozyon çatlak ilerleme hızınının T6 ile T7 değerleri arasında bir değere sahip olduğu ve T6 ya göre daha dirençli olduğu ifade edilmiştir [58,63]. Bu sonuçlara göre RRA işlemi ile hidrojen için kapan yerlerinin sayısı azaltılmış ve gerilmeli korozyon çatlağına karşı dirençli yapı üretilmiş olmaktadır.

7075 Al alaşımında gerilmeli korozyon

- Tane sınırlarının anodik çözünmesi ve/veya
 - Hidrojen gevrekliği (absorbe H, H habbeciği, hidrür ve serbest Mg ile H etkileşimi)
- sonucunda oluşabilir.



Şekil 3.23-Çeşitli kapanlar ile hidrojenin etkileşimi sonucunda oluşan kırılma modlarının şematik gösterilişi.

a)Tane sınırlarında tutulan hidrojenin sınır dekohezyonuna yol açması,b)Tane sınırı boyunca oluşmuş sürekli uyumsuz çökeltilerin hidrojeni tutması ile sınırların dekohezyonu, c)sınırdaki uyumsuz ayrı ayrı oluşmuş çökeltilerin hidrojeni tutması ve matris ile çökelti partikülleri arasındaki mikroboşluk oluşumu [85].

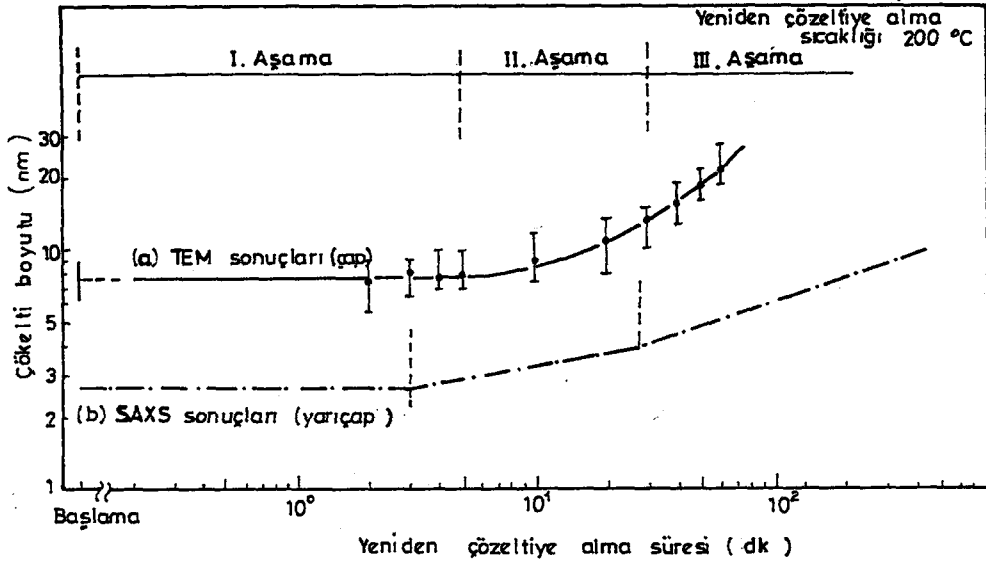
3.4.4-RRA Isıl İşleminin Mikroyapıya Etkileri

Yeniden çözeltilmeye alma ve yeniden yaşlandırma işlemleri sonucu elde edilen sertlik ve mukavemet eğrilerinde görülen değişikliklerin mikroyapıdan kaynaklandığı açıktır. Bu nedenle mikroyapıda meydana gelen değişiklikler, yeniden çözeltilmeye alma işlemi ve yeniden çözeltilmeye alma + yeniden yaşlandırma işlemi sonucu oluşan değişimler şeklinde incelenilmiştir.

3.4.4.1-Yeniden Çözeltilmeye Alma İşlemi Sonucunda Mikroyapıda Oluşan Değişiklikler

200°C de yeniden çözeltilmeye alınmış örnekler incelendiğinde, yeniden çözeltilmeye alma zamanına bağlı olarak çökelti boyutunun büyüdüğü bulunmuştur [62]. Elde edilen sonuçlar Y.Ç.A. süresi-sertlik eğrisindeki safhalar ile uyum içinde olduğu ve GP zonlarının Guinier çapına göre çizilmiş eğri ile benzerliği şekil 3.24 de görülmektedir.

Yeniden çözeltilmeye alınmış örneklerin hacim fraksiyonu ölçülmüş ve hacim fraksiyonunda minimuma kadar bir değişiklik olmadığı, fakat minimumdan sonra hacim fraksiyonunda artış olduğu açıklanmıştır. şekil 3.24 ile birlikte düşünüldüğünde hacim fraksiyonundaki değişiklikler ile çökelti boyutundaki değişikliklerin paralellik içinde oldukları izlenmiştir [62].



Şekil 3.24- Y.Ç.A. esnasında çökelti boyutundaki değişiklikler a) TEM sonuçları, b) karşılaştırma için verilmiş olan SAXS ölçümleri ile elde GP yarıçap sonuçları [62].

" Y.Ç.A.-sertlik " egrisinde sertlik degerinin hızlı azalışının, uyumlu fazın çözünmesi ile olduğu ileri sürülmüştür. Yaşlanmış alüminyum alaşımlarında, alaşım , yaşlanma sıcaklığından daha yüksek sıcaklıklara ısıtıldığında mukavemetteki kayıp, uyumlu fazın çözünmesine bağlanmıştır. Yeniden çözeltiye alma egrisinde ilk safha GP zonunun çözünmesi ile açıklanabilir. Cina [3] yaptığı çalışmada da gösterdiği gibi, yeniden çözeltiye alma egrisindeki minimuma ulaşma süresi artan sıcaklıkla azalmıştır. Inoue [22] GP zonunun solvüs sıcaklığının yaklaşık 130°C olduğu ve bu sıcaklıktan yüksek sıcaklıklarda GP zonunun çözünmesini tamamlayacağını ileri sürmüştür. Ungar [33] 160°C gibi yüksek sıcaklıklarda bile Zn ve Mg konsantrasyonu yüksek (sırasıyla % 5,5 ve % 1 den) alaşımlarda GP zonunun çözünmeyeceğini göstermiştir.

Delasi ve Adler [47] yaptıkları reversion deneylerinde 2170°Cye kadar GP zonlarının çözünmesi ile ζ' çökeltilerinin oluşum ve büyümesinin aynı anda meydana geldiğini bulmuşlardır. Bununla beraber GP zonu çözünmesinin hakim olduğuna işaret etmişlerdir.

Yeniden çözeltiye alma işlemi esnasında GP zonlarının çözünmesi, ζ' partiküllerinin büyümesi ve çözünmemiş GP zonları üzerinde yeni ζ' çökeltilerinin çekirdekleşmesinin birarada olabileceği, oluşan bu reaksiyonların hızlarının farklı olmasının, malzemenin mukavemetini etkileyeceği, yeniden çözeltiye alma işleminin ilk safhasında (minimuma kadar) GP zonunun çözünmesinin, ζ' partiküllerinin büyümesine hakim olacağı, minimumdan sonra ise mukavemetteki artışın, ζ' ve ζ çökeltilerinin, özellikle ζ' partiküllerinin hacim fraksiyonundaki artıştan kaynaklanacağı açıklanmıştır [62,63]. ζ' boyutundaki artışın mukavemetteki azalmaya neden olacağı ispatlanmıştır [62]. Mukavemetin, minimumdan maksimuma artışı esnasında, çökelti boyutundaki büyüme hızının, hacim fraksiyonuna hakim olmayacağı, yeniden çözeltiye alma egrisinde maksimumdan sonra çökelti boyutunun büyüme hızının hakim olmaya başlayacağı ve mukavemetteki düşüşün aşırı yaşanma nedeniyle olduğu kabul edilmiştir [62,63].

Yeniden çözeltiye alma işlemi esnasında matrisde oluşan prosesler zamana bağlı olarak özetlendiğinde [62-64]:

-GP zonlarının çözünmesi ve/veya küçük boyutlu ζ' partiküllerinin çözünmesi

- ζ' partiküllerinin oluşması

- ζ' partiküllerinin ζ fazına dönüşmesi

- ζ partiküllerinin oluşması

- ζ' ve ζ partiküllerinin büyümesi

şeklindedir.

3.4.4.2-Yeniden Yaşlandırma Sonrasında Mikroyapıda Oluşan Değişiklikler

Yeniden çözeltiye alma işleminden sonra uygulanan yeniden yaşlandırma işlemi, uzun yeniden çözeltiye alma süreleri sonrasında bile , mukavemeti % 4 kadar arttırabilmektedir. Yeniden yaşlandırma işlemi esnasında mukavemette meydana gelen artış, matriste çözünen element konsantrasyonunun, yeniden yaşlandırma işleminde γ' nün çekirdekleşmesi ve büyümesi için hala yeter derecede yüksek olmasına bağlanmıştır [62].

7075 alüminyum alaşımının klasik ısıl işlemleri olan T6 ve T7 işlem durumlarında mikroyapı ile ilgili karakteristikler tablo 3.6 de görülmektedir. T6 ve T7 durumunda alaşımın mikroyapısında oluşan çökelti γ' (küresel veya levha şeklinde), γ_2 fazının özellikle γ_1 (levha şeklinde ve $\{110\}$ Al veya $\{100\}$ Al düzlemlerinde), γ_2 (levha şeklinde $\{111\}$ Al düzlemlerinde) ve γ_4 (çubuk şeklinde $\{111\}$ Al düzlemlerinde) olduğu ve işlemler sonucunda herbir fazın boyutları ve relatif miktarlarının farklı olduğu saptanmıştır [3,18,62,63]. T6 mikroyapısı, çok ince , çoğunluğu levha şeklindeki γ' partiküllerine sahip olurken, T7 mikroyapısının nisbeten kaba γ' çökeltileri , özellikle γ_1 ve γ_2 çökeltilerinden olduğu açıklanmıştır [18].

Park ve Ardell [63] 240°C de RRA işlemi uyguladıkları numunelerin transmisyon elektron mikroskobu (TEM) çalışması sonucunda , RRA işlemleri mikroyapılarında γ' , γ_1 , γ_2 ve γ_4 çökeltilerinin varlığını tespit etmişlerdir.

Tablo 3.6-7075 Alüminyum alaşımının klasik T6 ve T73 ısıtıl işlemlerinin mikroyapı karakteristikleri [18].

Isıl işlem	matriks çökelti karakteristiği			tane sınırı çökeltileri	
	d(ort.) (nm)	yoğunluğu $\times 10^3 \text{ m}^{-2}$	morfoloji	hakim çökel.	d(ort.) (nm)
T6	6	1,02±0,13	küresel veya levha	çok ince ζ'	26
T73	10	0,55±0,08	levha	ζ_1, ζ_2	47

Mikroyapıyı küresel veya levha şeklindeki çok ince ζ' partikülleri ve biraz kabalaşmış ζ çökeltilerinin oluşturduğunu ve T651 ile karşılaştırdıklarında ζ çökeltilerinin kabalaştığı ve sayılarının arttığını, T76 ile karşılaştırdıklarında ise ζ çökeltilerinin boyutlarının hala küçük olduğunu ayrıca partikül yoğunluğunun T76 ya göre yüksek olduğunu açıklamışlardır.

Danh ve arkadaşları [62] 200°C de RRA işlemi uyguladıkları numunelerin transmisyon elektron mikroskopu ile yaptıkları incelemelerine göre, yeniden yaşlandırma işlemi sonucunda Y.C.A. işlemine göre çökeltilerin boyutlarının ve hacim fraksiyonunun arttığını izlemişlerdir. Onlara göre, yeniden çözeltiye alma işlemi esnasında tamamen çözünmeyip kalan GP zonları, ζ' partikülleri için çekirdek rolü

oynamaktadır. Cözünen GP zonları matrisi Zn ve Mg ca zenginleştirmiş ve ζ' nün çekirdekleşip büyümesini sağlamıştır. Yeniden yaşlandırma esnasında GP zonları da çekirdekleşip büyüyebilir. Fakat ζ' nün çekirdekleşip büyümesi Inoue ve arkadaşları [22] ve Ryum'un [21] ileri sürdüğü gibi hakim mekanizmadır. Bu durum hem T6 hemde RRA işlemi sonrasında gözlenen hacim fraksiyonundaki artış ile uyumludur. Kowacs ve arkadaşları [39,121] Drawan mekanizması ile ζ' nün mukavemete katkısının, uyumlu GP zonlarından çok daha fazla olduğunu göstermişlerdir. ζ' partiküllerinin yoğunluğunun yüksek olması ve homojen dağılması mukavemetin artmasına neden olmaktadır.

RRA ısıl işlemi sonucunda oluşan prosesler ,

- ζ' partiküllerinin oluşması
- ζ' partiküllerinin büyümesi
- ζ' partiküllerinin ζ ye dönüşmesi
- ζ' partiküllerinin büyümesi

şeklinde özetlenebilir.

BÖLÜM 4

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

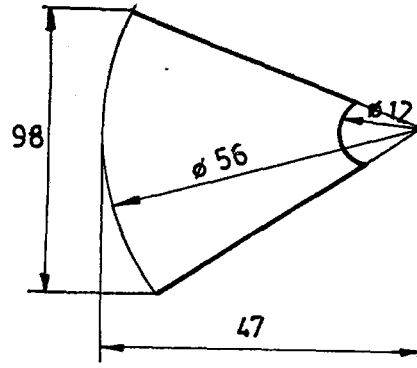
Bu bölümde, deneylerde kullanılan malzeme, cihazlar, deneylerin yapılış şekilleri ve sonuçlar verilmektedir.

4.1-KULLANILAN MALZEME

Alüminyum alaşımlarına ait 7000 grubundan Zn-Mg-Cu içeren 7075 alüminyum alaşımı deney malzemesi olarak seçilmiştir. 7075 alüminyum alaşımı Etibank Seydişehir Alüminyum Tesislerinde üretilen Etial 44 kodlu, ekstrüzyonla şekillendirilmiş olarak temin edilmiştir. Tablo 4.1 de kimyasal bileşimi verilen alaşım, 350°C'de, 0,4 - 0,5 mm/sn ekstrüzyon hızı ile profil olarak üretilmiştir. Profilin boyutları şekil 4.1 de görülmektedir.

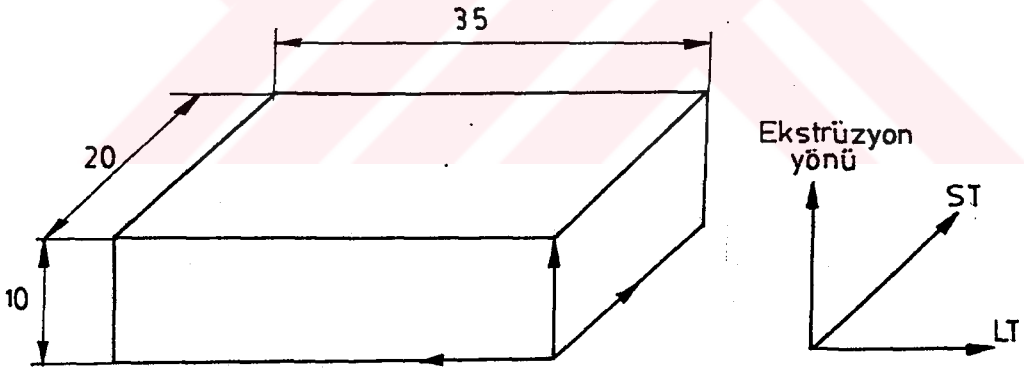
Tablo 4.1-Ticari saflıktaki 7075 Alüminyum alaşımının kimyasal bileşimi.

Element	Zn	Mg	Cu	Cr	Fe	Al
%	5,30	2,30	1,30	0,25	0,44	geri kalan



Şekil 4.1-Extrüzyon ürününün profil kesiti (birim mm).

Şekil 4.1 de kesiti görülen profilden 10 mm kalınlığında dilimler alınarak ,her dilimden iki adet deney numunesi hazırlanmıştır.Deney numunesinin şekli ve boyutları şekil 4.2 de verilmektedir.



Şekil 4.2-Deney numunesinin şekli ve boyutları (birim mm) .

4.2- DENEYLERDE KULLANILAN CİHAZLAR

Çözeltiye alma işlemleri için elektrikle çalışan direnç fırını kullanılmıştır.Yeniden çözeltiye alma işlemleri etrafı cam yünü ile yalıtılmış ,içinde karıştırıcı

olan silikon yağ banyosunda $\pm 2^{\circ}\text{C}$ duyarlılıkta yapılmıştır. Yaşlandırma ve yeniden yaşlandırma işlemleri dirençle ısıtılan mekanik karıştırıcılı , etrafı yalıtılmış silikon yağ banyosunda $\pm 1,5^{\circ}\text{C}$ duyarlılıkta yapılmıştır.Yağ banyosu hızlı ve homojen ısıtmayı sağlamak için seçilmiştir. Yağ banyosunda silikon yağının kullanılması ise kimyasal olarak inert olmasından dolayıdır.Silikon yağından çıkarılan numuneler oda sıcaklığında su verildikten sonra aseton ile temizlenmiştir.

Isıl işlemler sonucunda oluşan değişiklikleri saptamak için sertlik ölçümleri ve elektrik iletkenlik ölçümleri yapılmıştır.Sertlik ölçümlerinde Rockwell B sertlik ölçüm cihazı kullanılmıştır.Elektrik iletkenlik ölçümleri, Magnaflux FM-120 eddy akımları ile iletkenlik ölçme cihazında $\pm 0,5$ %IACS duyarlılıkla ölçülmüştür (IACS, International Anneled Copper Standart).

Numunelerin başlangıçtaki mikroyapısı optik mikroskopta incelenmiştir.Isıl işlemler sonucunda mikroyapıda meydana gelen değişimleri gözlemek için Transmisyon Elektron Mikroskobu (TEM) kullanılmıştır.Kullanılan elektron mikroskobu 100 kv.lık JEOL 100CX TEMSCAN elektron mikroskobudur. Elektron mikroskobu için numuneler Isomet 11-1180 Low Speed Saw cihazı kullanılarak 0,5 mm. kalınlığında kesilmiştir.Kesilen numuneler epoksi içine konularak 0,1 - 0,15 mm. kalınlığına mekanik olarak inceltilip, parlatılmıştır.Bu numunelerden disk şeklinde numuneler alınarak Tenupol inceltme ve parlatma cihazında inceltilerek, elektron mikroskop numunesi haline getirilmiştir.

Elektron mikroskobundan alınan mikrograflar KONTRON MOP-VIDEOPLAN stereolojik analiz cihazı kullanılarak kantitatif olarak incelenmiştir.

4.3-YAPILAN DENEYLER

4.3.1-Isıl İşlem Deneyleri

7075 Alüminyum alaşımına uygulanan ısıl işlemler T6, T6+RRA 200 ,T6+RRA 220 olarak yapılmıştır. Profilden hazırlanan 58 Rg sertliğindeki numuneler 465°C de 1 saat çözeltiye alındıktan sonra derhal 15°C ±3°C sıcaklığındaki su içinde suverilmiştir.Suverildikten sonra , suverilen numunelerin hemen sertlikleri ölçülmüş ve sertliklerinin 20Rg nin altında oldukları tespit edilmiştir. Bu numunelere T6 ısıl işlemi uygulanmış olup sertlik ve elektrik iletkenlik değerleri ölçülmüştür. T6 durumundaki numunelere yeniden çözeltiye alma işlemi uygulanmıştır. Yeniden çözeltiye alınan numunelere , yeniden yaşlandırma işlemi T6 ısıl işlem koşullarında uygulanmış ve sertlik , elektrik iletkenlik değerleri ölçülmüştür.Isıl işlemlerle ilgili olarak sıcaklık ,zaman , sertlik , elektrik iletkenlik değerleri standartlardan faydalanılarak uygulanmıştır. Yeniden çözeltiye alma ve yeniden yaşlandırma ısıl işlemi ise Tablo 4.2 de gösterildiği şekilde uygulanmıştır.

Tablo 4.2- Uygulanan RRA ısıl işlem koşulları.

Isıl işlem	Y.Ç.A. sıcaklığı (°C)	Y.Ç.A. zamanı (dk)	Y.Y. sıcaklığı/zamanı (°C / saat)
RRA 200	200	2,3,4,5,6,7,8,12,15,20,30,40	121 / 24
RRA 220	220	1,2,3,4,5,6,7,8,12,20	121 / 24

4.3.2-Sertlik Deneyleri

Sertlik ölçümleri, ASTM E18 sertlik ölçüm standardına uygun olarak Rockwell B sertlik ölçümü şeklinde uygulanmıştır. Rockwell B değerleri 100kg.lık yük ve 1,58 mm. çapındaki çelik bilya kullanılarak yapılmıştır. Her numunede en az üç sertlik değeri ölçülmüş ve ortalama değer kullanılmıştır.

4.3.3-Elektrik İletkenlik Ölçümleri

Elektrik iletkenliğinin 7075 alüminyum alaşımında aşırı yaşlanma ile artışı bilinmektedir. Gerilmeli korozyona hassasiyeti ve mikroyapı ile ilişkisi düşünüldüğünden bütün numunelerin elektrik iletkenlik değerleri ölçülerek değişim gözlenilmeye çalışılmıştır.

Elektrik iletkenliği ölçümleri Magnaflux firması imali FM-120 cihazı kullanılarak yapılmıştır. FM-120 cihazı Eddy akımları esasına göre çalışmakta ve metallerin elektrik iletkenliklerini % IACS olarak direk vermektedir. Ölçümün esası, prop tarafından oluşturulan manyetik alanın iletken malzemede yarattığı Eddy akımları paterninin, bilinen Eddy akım paterlerine göre kıyaslaması ile yapılmaktadır. İletken malzemede oluşan Eddy akım paterni, malzemenin iletkenliğine, proba gönderilen alternatif akım sinyaline ve malzemenin manyetik permabilitesine göre değişmektedir. İletkenlikteki değişim mikroyapıdaki değişimi yansıtmaktadır.

Cihaz başlangıçta iletkenlik değerleri , % IACS cinsinden belli olan metallere göre kalibre edildikten sonra ölçümler yapılmıştır. Ölçümlerin hassasiyeti 20°C de $\pm 0,5$ % IACS dir.

4.3.4-Optik Mikroskopi Analizleri

Deney parçasından alınan örneğin tane yapısı optik mikroskopta incelenilmiştir.

4.3.5-Transmisyon Elektron Mikroskobu Analizleri

4.3.5.1-T E M. İçin Numune Hazırlama

Yeniden çözeltiye alma ve yeniden yaşlandırma işlemleri uygulanan numunelerden elde edilen sertlik ve elektrik iletkenliği eğrilerinde görülen değişikliklerin nedenini araştırmak için numuneler elektron mikroskobunda incelenilmiştir.

200°C ve 220°C de RRA şilemi uygulanan numuneler Isomet 11-1180 Low Speed Saw cihazı kullanılarak , L-ST yönünde 0,5 mm kalınlığında kesilmiştir. Kesilen numuneler epoksi içine gömülerek ,mekanik olarak incelttilip, parlatılmıştır. 0,1-0,15 mm. kalınlığına incelttilen numunelerden

alınan diskler sırasıyla HNO_3 ve metanol ile çalkalandıktan sonra jet-elektro parlatma işlemi ile elektron mikroskopunda kullanılacak hale getirilmiştir. Elektrolitik parlatma işleminde elektrolit olarak $1/3HNO_3$ ve $2/3CH_3OH$ çözeltisi ,çözelti sıcaklığı $-25^{\circ}C \pm 5^{\circ}C$ ve voltaj 14 v. olarak uygulanmıştır.

4.3.5.2-T E M de Ince Folyelerin İncelenmesi

Hazırlanan ince folyeler Gjonnes ve Simensen [25] metodu kullanılarak "aydınlık alan", "karanlık alan" ve "seçilmiş" alan difraksiyonu ile incelenmiştir. İnce folyelerden önce aydınlık alan görüntüsü alınmış, çökeltilerin dağılımı ve morfolojisi gözlenmiştir. Aydınlık alan görüntüsünde en küçük alan seçici açıklığı ile istenilen alan çevrelenerek difraksiyon elde edildikten sonra karanlık alan görüntüsü için difraksiyon noktası belirlenip , karanlık alan görüntüsü elde edilmiştir.

4.3.5.2.1-Matriksin İncelenmesi

Yaşlandırılmış 7075 alüminyum alaşımına ait önceki çalışmaların [18,23,25,50,62,63,122] sonuçlarına göre çökeltileri incelemek için elektron difraksiyon paternleri $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$, $\langle 111 \rangle$, $\langle 112 \rangle$ yönlerinden alınarak incelenilmiştir. RRA ısıtma işlemi yapılan numunelerde de benzer şekilde, yönlendirmeler yapılarak, elektron difraksiyonları alınıp θ' ve θ çökeltilerine ait difraksiyon noktaları bulunmuştur.

4.3.5.2.2-Tane Sınırlarının İncelenmesi

Isıl işlemler durumunda gerilmeli korozyon çatlağına hassasiyetin matris çökeltilerinden daha çok tane sınırı çökeltilerine ve tane sınırındaki çökeltisiz zonun genişliğine bağlı olduğu bilindiğinden, tane sınırındaki çökeltilerin durumu incelenmiştir.

Tane sınırı çökeltilerini ve çökeltisiz zonu inceleyebilmek için numuneler eğilerek tane sınırı düzleminin net bir şekilde görünmesi sağlanılmıştır.Farklı tane sınırlarına ait elektron mikrograflar alınarak, ısıl işlem durumuna bağlı olarak tane sınırındaki çökelti boyutu, çökeltisiz zonun genişliği ölçülmüştür.

4.3.6-TEM Mikrograflarının Kantitatif Analizi

4.3.6.1-Matriks Çökeltilerinin Kantitatif Analizi

Elektron mikroskobu çalışması sonucu elde mikrografların kantitatif incelenilmesi sonucunda çökelti boyutunu , boyut dağılımını v.b. değerleri bulmak mümkün olmadığından, görüntüler kantitatif olarak incelenmiştir.

Aydınlık alan görüntülerinde çökeltiler etrafında deformasyon alanları oluşacağından, çökeltilerin boyutlarının hassas şekilde ölçülmesi mümkün olmamaktadır. Bu nedenle matris çökeltilerine ait boyutlar karanlık alan görüntülerinde ölçülmüştür. Herbir örnek için en az dört karanlık alan mikrografından yaklaşık 250 partikül ölçülerek , partikül boyut dağılımı bulunmuştur. Ölçüm işlemleri ve sonuçlar MOP-VIDEOPLAN cihazıyla elde edilmiştir.

4.3.6.2-Tane Sınırı Çökeltilerinin Kantitatif Analizi

Tane sınırı çökeltilerinin boyutlarının, alan fraksiyonlarının ve birim alana düşen partikül sayısının değişiminin gerilmeli korozyon hassasiyetine duyarlılığını etkilediğinden, tane sınırı çökeltilerine ait büyütülmüş mikrograflarda kantitatif ölçümler yapılmıştır. Tane sınırı çökelti boyutu d_g , enaz beş tane sınırı alanında, tane sınırı çökeltilerinin boyutlarının ölçülmesiyle bulunmuştur. Yapılan ölçümlerin sonuçlarından partikül boyut dağılım histogramları elde edilmiştir.

Malzemelerin gerilmeli korozyon hassasiyeti üzerinde tane sınırı çökelti boyutu kadar etkili olduğu bilinen diğer parametreler N_A (birim alan başına düşen partikül sayısı), A_A , alan fraksiyonu (birim alan başına düşen çökeltilerin alanlarının birim tane sınırı alanına oranıdır). N_A ve A_A tane sınırı çökelti boyutunun ölçüldüğü alanlarda ölçülmüştür.

Birim alan başına düşen tane sınırı çökelti sayısı, N_A , $0,073 \mu\text{m}^2$ lik alanda bulunan tane sınırı çökeltilerinin sayısı ile bulunmuştur. Herbir nokta için enaz beş tane sınırı alanında sayım işlemleri yapılmıştır.

Alan fraksiyonu A_A ise $0,073 \mu\text{m}^2$ lik birim alanda bulunan tane sınırı çökeltilerinin alanlarının ölçülmesiyle hesaplanılmıştır. Ölçümler herbir nokta için enaz beş tane sınırında yapılmıştır.

Tane sınırı birim alanı başına , tane sınırı çökeltilerinin hacmi V_A , herbir nokta için en az beş tane sınırı alanında yapılan ölçümlerden bulunmuş olan N_A ve A_A değerleri kullanılarak bulunmuştur. Tane sınırlarında farklı oryantasyona sahip partiküllerin görünüş oranları k , ($k=t/r$ t : kalınlık, r :yarıçap) tane sınırı çökeltilerinin disk şeklinde olduklarından dolayı, ($r \gg t$) çok küçüktür. Park ve Ardell [63] tarafından ifade edilen

$$V_A = 1,6 k A_A^{3/2} / N_A^{1/2} \quad (4.1)$$

formülü ile V_A değerleri hesaplanılarak , yeniden çözeltiliye alma süresine göre değişimi incelenmiştir.

4.4- DENEY SONUÇLARI

Bu bölümde deneylerin sonuçları verilmektedir.

4.4.1-Optik Yapı

7075 Alüminyum alaşımının orjinal yapısı Şekil 4.3 de gösterilmiştir. Tanelerin hadde yönünde uzadığı, çökeltilerin tali tane sınırlarında toplandığı görülmüştür. Dağlama çözeltisi olarak önerilen Keller's çözeltisi iyi sonuç vermemiştir.



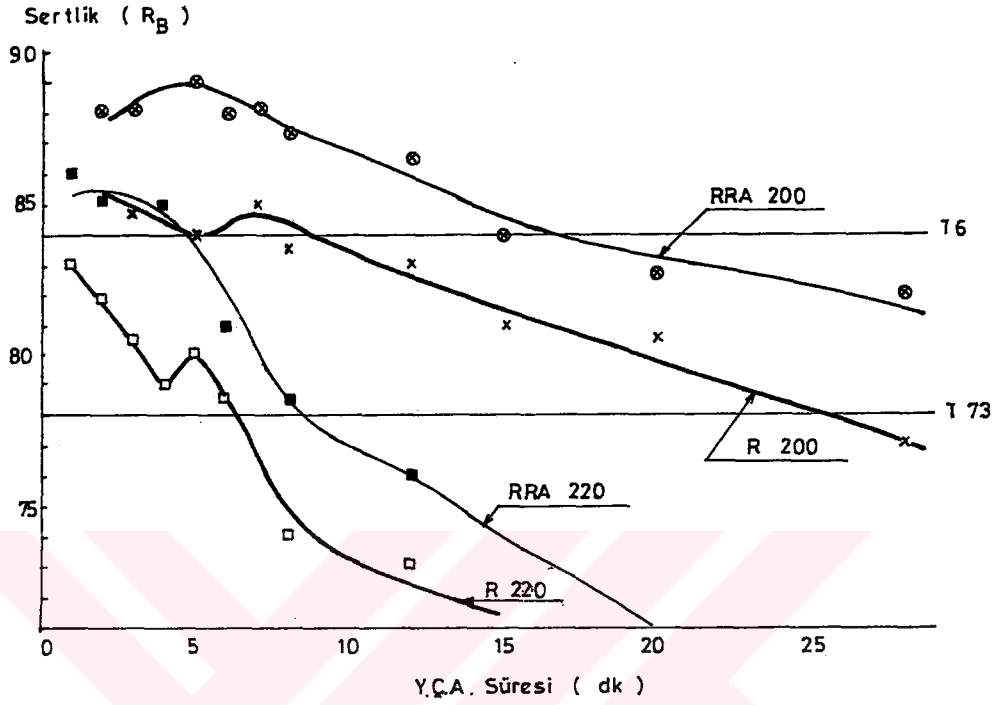
Şekil 4.3- Deneyleerde kullanılan 7075 Alüminyum alaşımının L-ST doğrultusundaki mikroyapısı (Dağlama çözeltisi:20ml fosforik asit(%85lik)+80ml su dağlama süresi 20 dk., Büyütme :160X).

4.4.2-Sertlik Deney Sonuçları

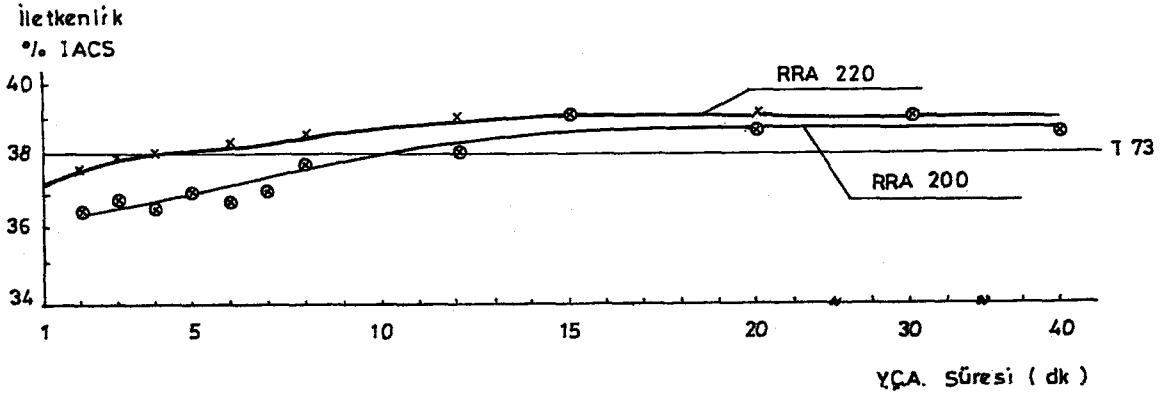
RRA ısıtıl işlemleri sonucunda elde edilen sertlik değerleri, yeniden çözeltiye alma zamanına bağlı olarak Şekil 4.4 de görülmektedir. Buna göre, yeniden çözeltiye alınan numunelerde 200°C de 5dk. , 220°C de 4dk.da minimum mevcuttur. Y.Ç.A. süresinin artması ile maksimuma ulaşılmaktadır. Y.Ç.A. süresinin daha çok artırılması sertliğin hızlı düşüşüne neden olmaktadır. Numunelere yeniden yaşlandırma işlemi uygulandığında, sertlik değerlerinin arttığı gözlenmiştir. RRA 200 işleminde sertlik 15dk. ya, RRA 220 işleminde ise 6dk. ya kadar T6 sertlik seviyesi korunmuştur. Y.Ç.A. süresinin artmasıyla RRA sertliği düşmektedir. 220°C yeniden çözeltiye alınan numuneler , yeniden yaşlandırıldıklarında RRA 200 e göre sertliklerini hızla kaybetmekte , artan Y.Ç.A. süresi ile sertliğin düşüşü çok hızlı olmakta ve T73 değerinin altına inmektedir.

4.4.3-Elektrik İletkenlik Ölçüm Deneylerinin Sonuçları

RRA uygulanmış numunelerin elektrik iletkenliklerinin Şekil 4.5 de görüldüğü gibi Y.Ç.A. süresine bağlı olarak arttığı tespit edilmiştir. Numunelerin, iletkenlik değerlerinin yeniden çözeltiye almanın başında T6 işlemlidurumdaki iletkenlik değerinin üzerinde , fakat T73 işlemlidurumdaki değerin altında oluşmaktadır. Yeniden çözeltiye alma süresi arttığında iletkenliğin T73 minimum değerinin üzerinde olduğu gözlenmiştir.



Şekil 4.4-7075-T6 alüminyum alaşımına uygulanan yeniden çözeltiye alma süresine bağlı olarak sertlikte meydana gelen değişme.



Şekil 4.5-7075-T6 alüminyum alaşımına uygulanan RRA ısıtıl işleminde , Y.Ç.A. sürelerine bağlı olarak elektrik iletkenliğinin değişimi.

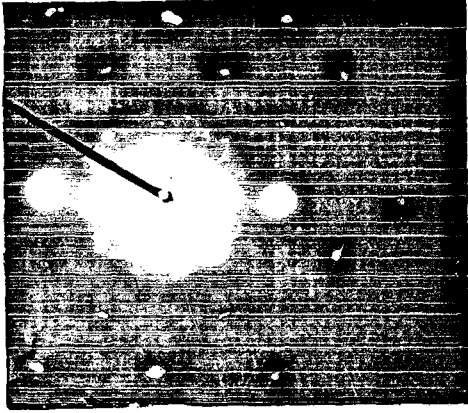
4.4.4-T E M ile Mikroyapının İncelenmesine Ait Sonuçlar

TEM kullanılarak örneklerin matriks ve tane sınırı mikroyapısı incelenmiştir.

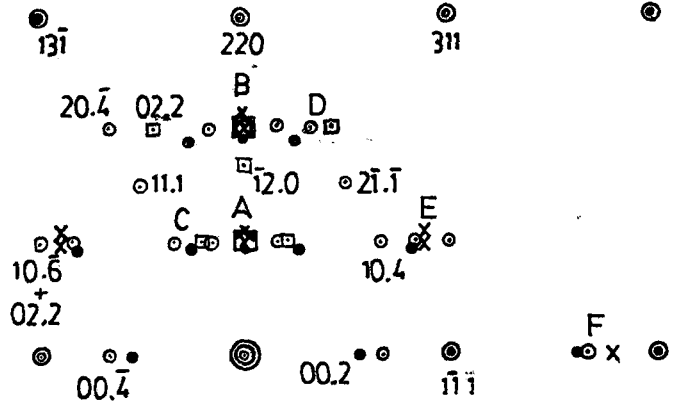
4.4.4.1-Matriks Mikroyapısına Ait Sonuçlar

200°C ve 220°C de RRA işlemi uygulanan numunelerin difraksiyon paternlerinde matris noktaları etrafındaki çökeltilere ait noktalarda bir değişme gözlenilmemektedir. Y.Ç.A. zamanının artması sonucunda bu noktaların daha bariz ve net bir şekilde oluştukları gözlenmiştir. Şekil 4.6 da elektron difraksiyon paternleri ve nokta difraksiyon paternlerinin çözümleri görülmektedir.

$B = [\bar{1}12]$ zon eksenine paralel alınan difraksiyon paternine η' ve η çökeltilerine ait difraksiyon noktaları $1/3(220)A_1$, $2/3(220)A_1$ civarında, $\sim 1/3(13\bar{1})A_1$, $\sim 1/3(531)A_1$, $\sim 1/6(9\bar{1}5)A_1$, $\sim 1/2(1\bar{1}1)A_1$ da bulunmaktadır. $B = [100]$ zon eksenine paralel alınan difraksiyon paterninde $(220)A_1$ ile merkez noktası arasında $1/3(220)A_1$, $2/3(220)A_1$ şekilde görülmektedir. Diğer zon eksenlerinde de η' ve η çökeltilerine ait difraksiyon noktalarını görmek mümkündür.



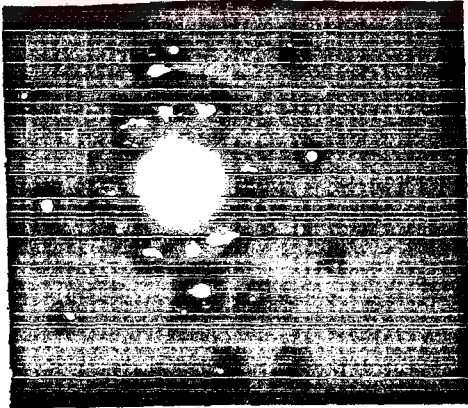
(a)



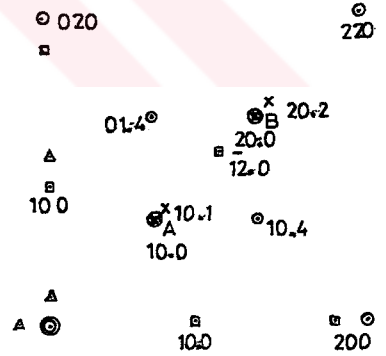
BELİRTEÇ

- o η' A: $\bar{1}0\cdot1(x)$, $00\cdot2(x)$, $00\cdot2(\square)$, $10\cdot0(o)$, $10\cdot0(o)$
- B: $\bar{2}0\cdot2(x)$, $00\cdot4(x)$, $00\cdot4(\square)$, $20\cdot0(o)$, $20\cdot0(o)$
- $\square \eta_1$ C: $10\cdot\bar{2}(o)$, $10\cdot\bar{1}(o)$, $01\cdot1(\square)$, $10\cdot\bar{1}(o)$
- $\bullet \eta_2$ D: $\bar{2}\bar{2}\cdot\bar{2}(\square)$, $20\cdot2(x)$, $11\cdot6(o)$, $20\cdot1(o)$
- x η_4 E: $10\cdot5 + 2\bar{2}\cdot\bar{2}(o)$, $\bar{2}\bar{2}\cdot1(x)$, $\bar{1}\bar{2}\cdot2(x)$, $10\cdot5(o)$, $10\cdot3(o)$
- F: $\bar{2}4\cdot0(x)$, $00\cdot1(o)$, $00\cdot5(o)$

(b)



(c)



BELİRTEÇ

- A : $00\cdot2(x)$, $00\cdot2(\square)$, $10\cdot0(o)$
- B : $00\cdot4(x)$, $00\cdot4(\square)$, $20\cdot0(o)$

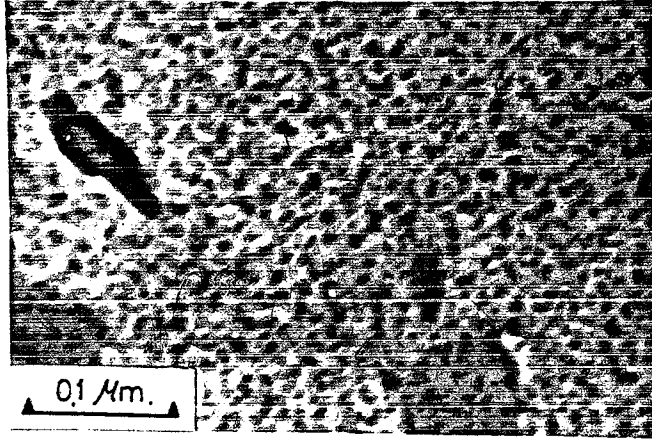
(d)

Şekil 4.6- 7075 RRA mikroyapısından elde edilen ve çöktürmelerine ait yansımaları gösteren elektron difraksiyon paterni , difraksiyon paterninin çözümlenmiş [18] hali.
a) $[\bar{1}12]$ Difraksiyonu paterni , b) çözümü ,
c) $[100]$ Difraksiyon paterni , d) çözümü.

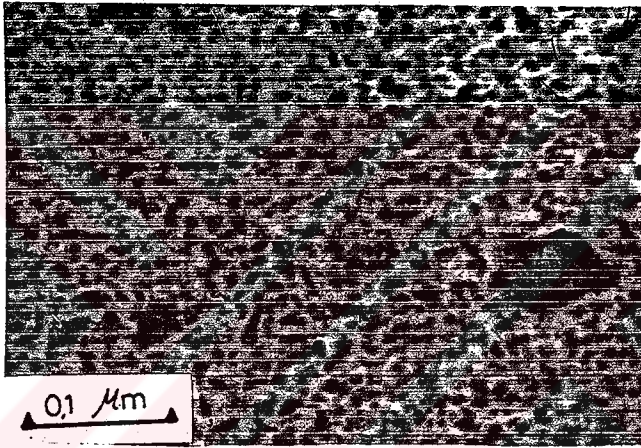
Aydınlık alan görüntüsü incelendiğinde, yeniden çözeltiye alma süresine bağlı olarak çökeltilerin boyutlarının arttığı ve toplam partikül yoğunluğunun azaldığı gözlenmektedir. Yeniden çözeltiye alma işleminin başlangıcında, özellikle dispersoidler etrafında çökelti içermeyen zonu görmek mümkün olmaz iken , yeniden çözeltiye alma sürelerinin artmasıyla bariz şekilde görülmektedir. Ayrıca küresel partiküllerin büyüdüğü görülse bile aşırı büyütmelelerde levha şeklindeki partiküllerin daha çok büyüdüğü ve sayılarının arttığı tespit edilmiştir. 200°C ve 220°C de farklı süreler yeniden çözeltiye alınan örneklerden alınan aydınlık alan görüntüleri Şekil 4.7 ,Şekil 4.8 de görülmektedir. Çok fazla büyütülmüş elektron mikrograflarında halka şekline gelmiş atom boşluklarının mevcut oldukları ve RRA 200 de boyutlarının küçük , RRA 220 de ise büyük olduğu bulunmuştur. Çökeltilerin dislokasyonlarda çekirdeklediği (bakınız Şekil 4.9) ve oluşan çökelti etrafında kanalcıklar şeklinde çökeltisiz bölgelerin oluştuğu görülmektedir.

Çökeltilerin çok küçük ve birbirlerine çok yakın olmaları dolayısıyla sınırlanan alan içinde birden çok çökeltiye ait difraksiyon noktası vardır. Bu nedenle, elde edilen karanlık alan görüntüsünde λ' ve λ çökeltileri birlikte bulunmaktadır.

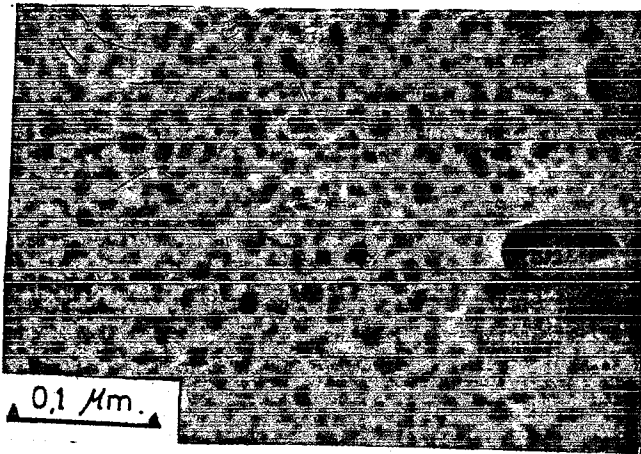
Karanlık alan görüntüleride, aydınlık alan görüntüleri ile uyumlu şekilde, yeniden çözeltiye alma süresinin artması ile çökeltilerin boyutlarının arttığı belirlenmiştir. Çökelti yoğunluğunda kısa sürelerde değişimi gözlemek güç isede , artan zamanla yoğunluğun azaldığı gözlenmiştir. Levha şeklindeki çökeltilerin



(a)

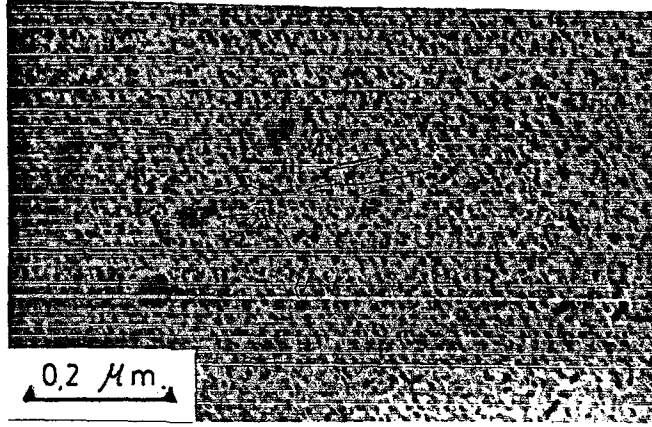


(b)

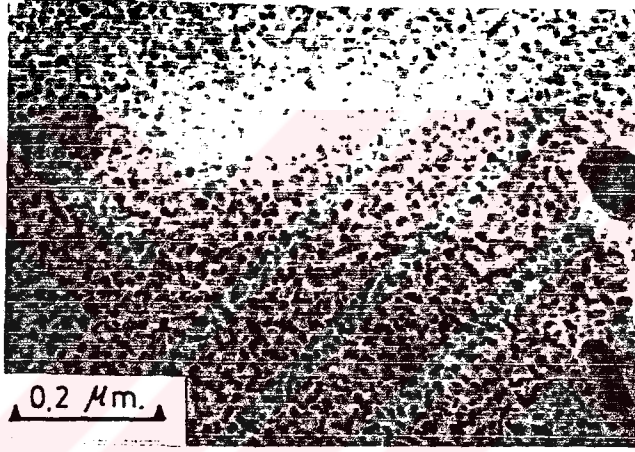


(c)

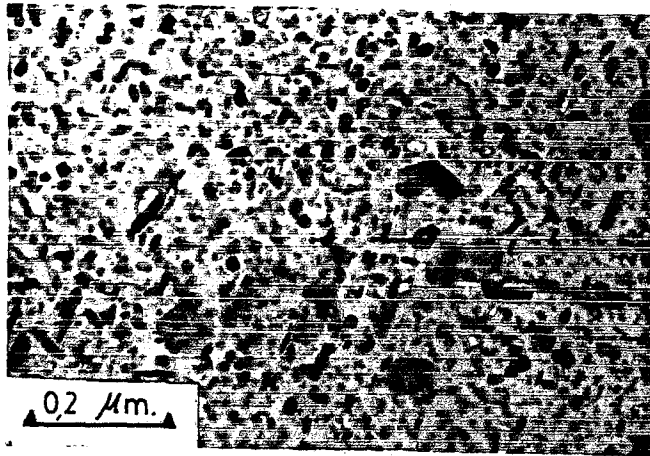
Şekil 4.7-7075-T6 Al alaşımına , 200°C de yeniden çözeltiye alma + yeniden yaşlandırma işlemi uygulanmış örneklerden aydınlık alan görüntüleri Y.C.A süresi a)2dk , b)5dk , c)30dk.



(a)

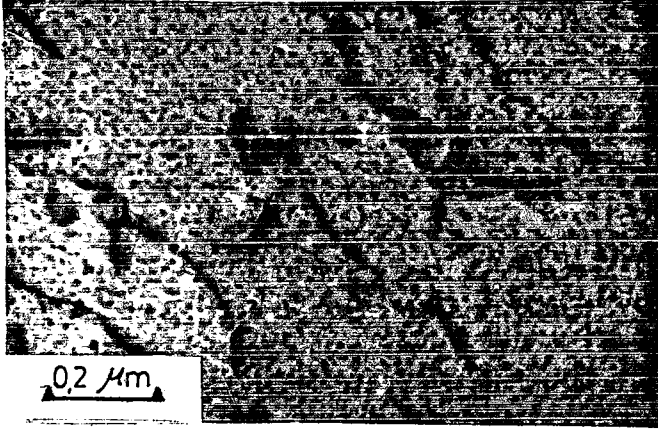


(b)



(c)

Şekil 4.8-7075-T6 Al alaşımına 220°C de yeniden çözeltiye alma + yeniden yaşlandırma işlemi uygulanmış örneklerden aydınlık alan görüntüsü Y.C.A süresi a)1dk , b)4dk , c)20dk.



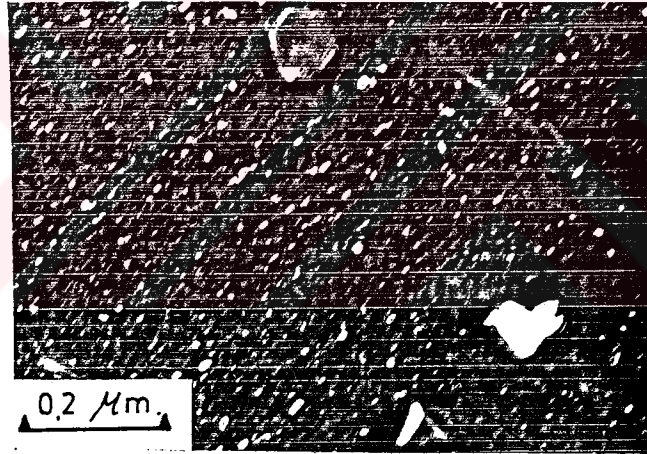
(a)



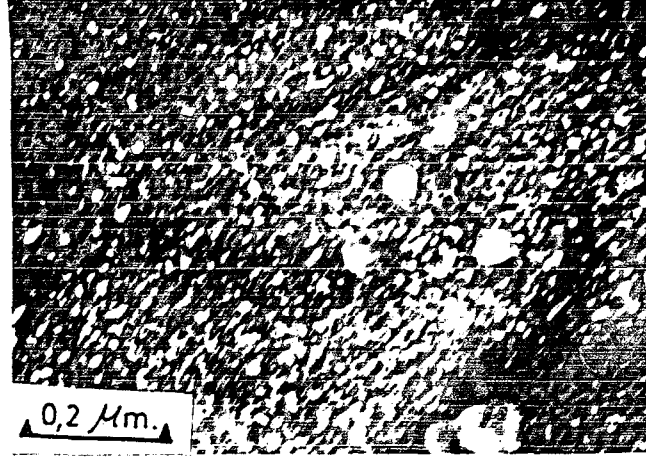
(b)

Şekil 4.9-7075 Al alaşımına RRA 220, Y.C.A. süresi:1 dk, işlem koşullarında mikroyapıdaki çökelti ve dislokasyonları gösteren a)Aydınlık alan, b)Aynı alana ait karanlık alan görüntüsü.

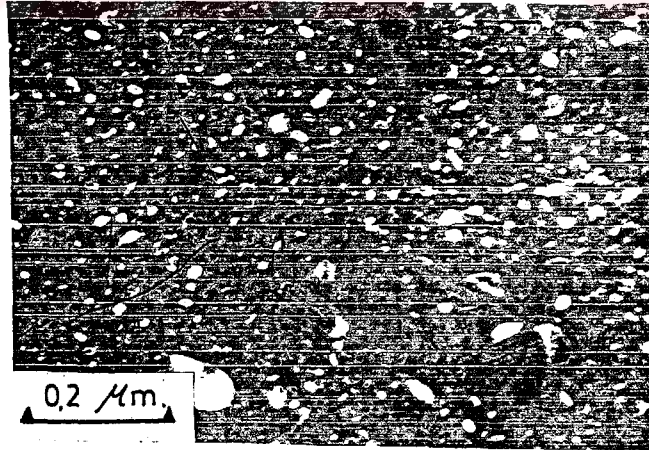
bazılarının belli yönlerde sıraya dizilerek yerleştikleri ve dislokasyonlarda, alttane sınırlarında çekirdekleşerek büyüdüğü tespit edilmiştir. Şekil 4.10, Şekil 4.11 da yeniden çözeltiye alma zamanına bağlı olarak çeşitli difraksiyon noktalarından alınan karanlık alan görüntüleri görülmektedir.



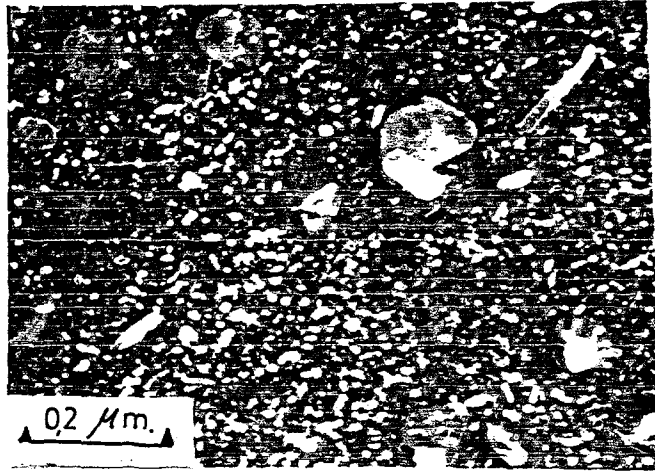
Şekil 4.10a-7075-T6 Al alaşımına 200°C de 2dk yeniden çözeltiye alma + yeniden yaşlandırma işlemi uygulanmış örneklerden B=[100] zon eksenini kullanarak $(10.0)\zeta'_1 + (00.2)\zeta_1 + (00.2)\zeta_4$ yansımalarını içeren karanlık alan görüntüsü.



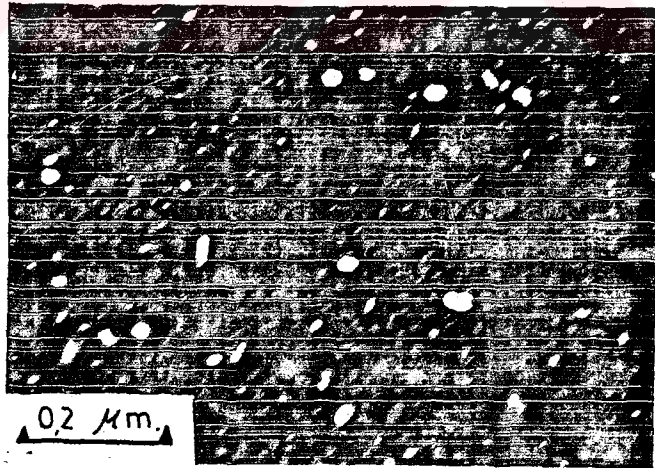
Şekil 4.10b-7075-T6 Al alaşımına 200°C de 5dk yeniden çözeltiye alma + yeniden yaşlandırma işlemi uygulanmış örneklerden $B=[100]$ zon ekseni kullanılarak $(10.0)\zeta' + (00.2)\zeta_1 + (00.2)\zeta_4$ yansımalarını içeren karanlık alan görüntüsü.



Şekil 4.10c-7075-T6 Al alaşımına 200°C de 30dk yeniden çözeltiye alma + yeniden yaşlandırma işlemi uygulanmış örneklerden $B=[112]$ zon ekseni kullanılarak $(10.0)\zeta' + (00.2)\zeta_1 + (10.0)\zeta_2 + (\bar{1}0.1)\zeta_3 + (00.2)\zeta_4$ yansımalarını içeren karanlık alan görüntüsü.



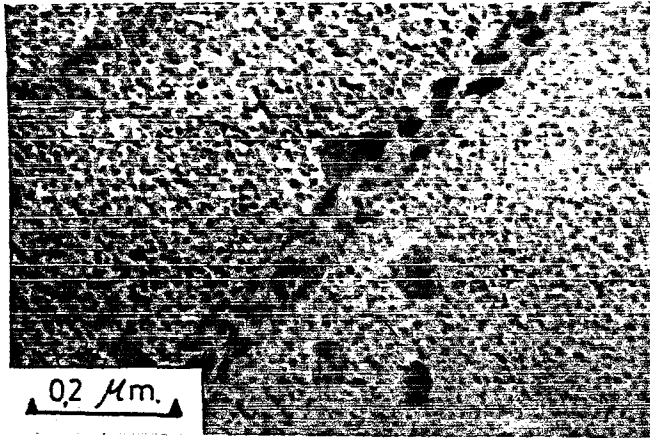
Şekil 4.11a-7075-T6 Al alaşımına 220°C de 4dk yeniden çözeltiye alma + yeniden yaşlandırma işlemi uygulanmış örneklerden B=[$\bar{1}12$] zon eksenini kullanılarak $(20.0)\zeta'_1 + (00.4)\zeta_1 + (00.4)\zeta_4$ ve $(20.2)\zeta_4 + (\bar{1}2.0)\zeta_4$ yansımalarını içeren karanlık alan görüntüsü.



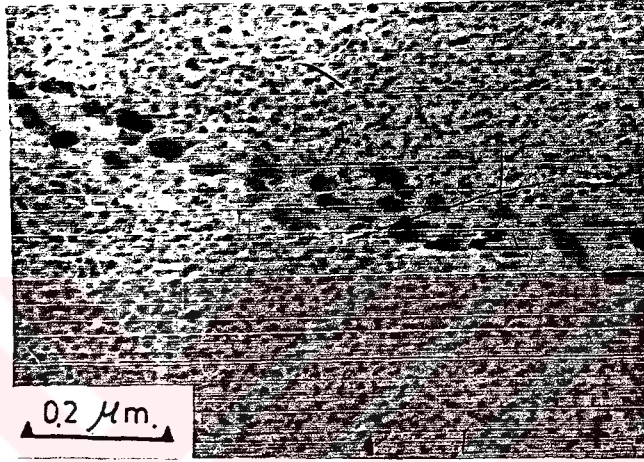
Şekil 4.11b-7075-T6 Al alaşımına 220°C de 20dk yeniden çözeltiye alma + yeniden yaşlandırma işlemi uygulanmış örneklerden B=[$\bar{1}12$] zon eksenini kullanılarak $(20.0)\zeta'_1 + (20.0)\zeta_2 + (00.4)\zeta_4 + (20.2)\zeta_4$ yansımalarını içeren karanlık alan görüntüsü.

4.4.4.2-Tane Sınırı Mikroyapısı

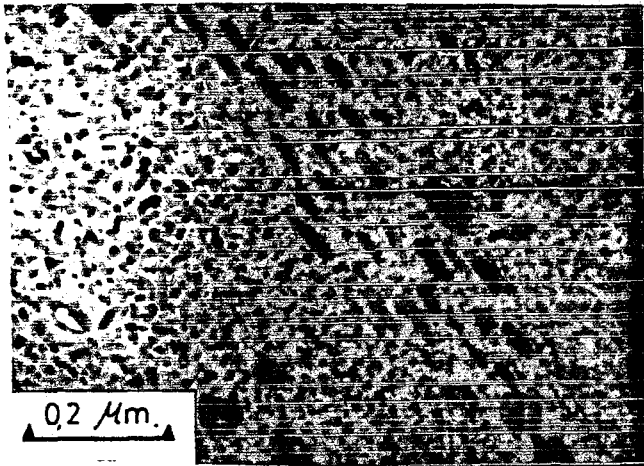
Tane sınırı çökeltilerinin ısıtılma işlem durumuna bağlı olarak değişimi Şekil 4.12 ve Şekil 4.13 de görülmektedir. Tane sınırı çökeltilerinin boyutu, Y.C.A. işleminin başında için küçük iken, orta ve uzun sürelerde artış göstermiştir. Büyüme, yeniden çözeltilmeye alma işleminin başlangıcında çok hızlıdır, uzun yeniden çözeltilmeye alma sürelerinde çökeltilerin büyüme hızlarının başlangıçdakinden daha az olduğu görülmüştür. Artan zaman ile tane sınırı çökeltilerinin sayılarının azaldığı da izlenilmektedir. Çökeltisiz zonun genişliği 30-50 nm arasında değişmektedir ve RRA 220 de RRA 200 dekine göre bir miktar daha geniş olduğu tespit edilmiştir.



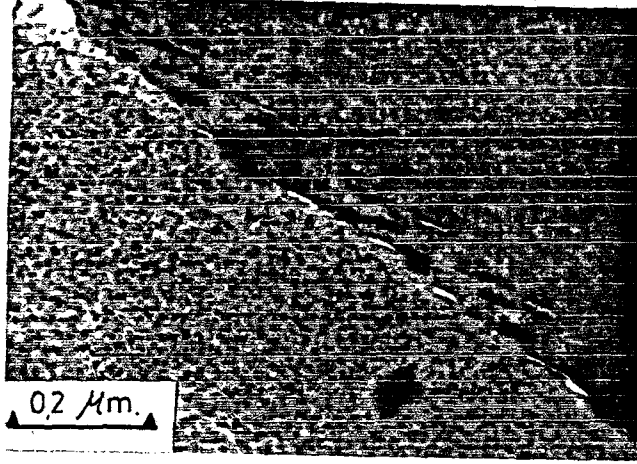
Şekil 4.12-7075-T6 Al alaşımının yeniden çözeltilmeye alınmış+yeniden yaşlandırılmış örneklerin tane sınırı çökeltilerinin mikroyapısı
a)RRA 200, Y.C.A. süresi:2dk.



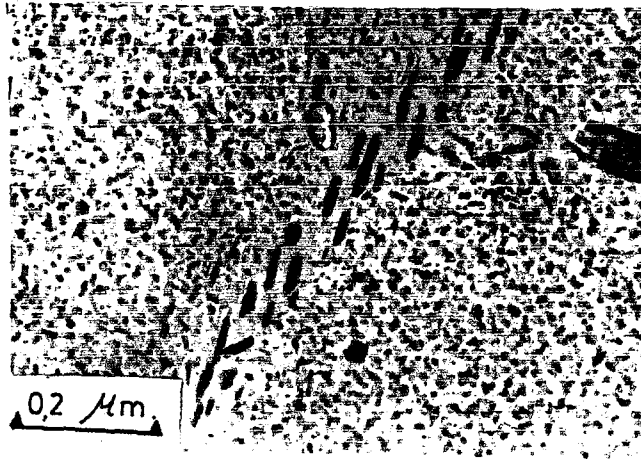
b) RRA 200 , Y.C.A. süresi:5dk.



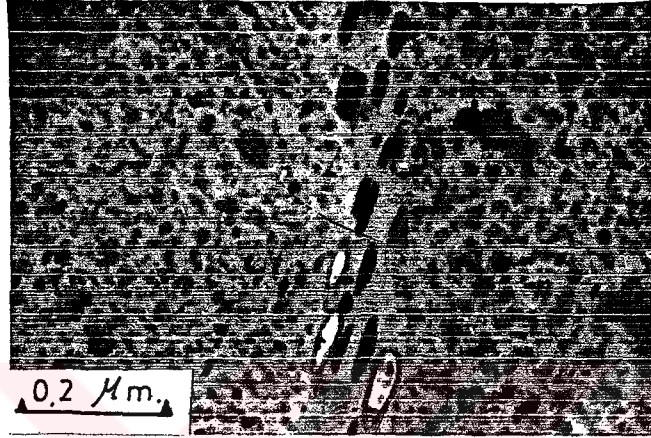
c) RRA 200 , Y.C.A. süresi:30dk.



Şekil 4.13-7075-T6 Al alaşımının yeniden çözeltiye alma + yeniden yaşlandırma işlemi uygulanan örneklerin tane sınırı çökeltilerinin mikrografı
a) RRA 220 , Y.Ç.A. süresi:1dk.



b) RRA 220 , Y.Ç.A. süresi:4dk.



c) RRA 220 , Y.C.A. süresi:20 dk.

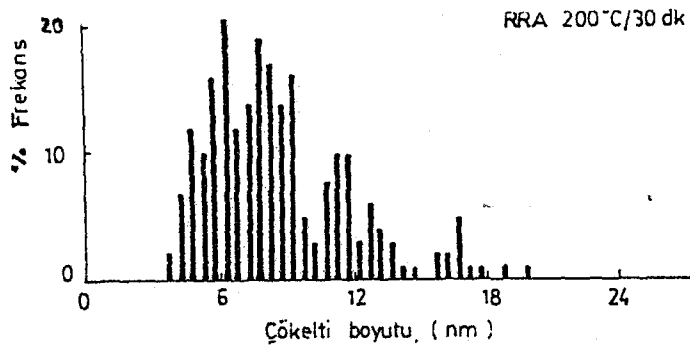
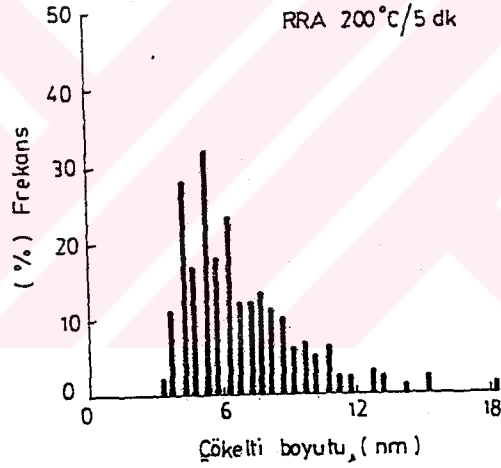
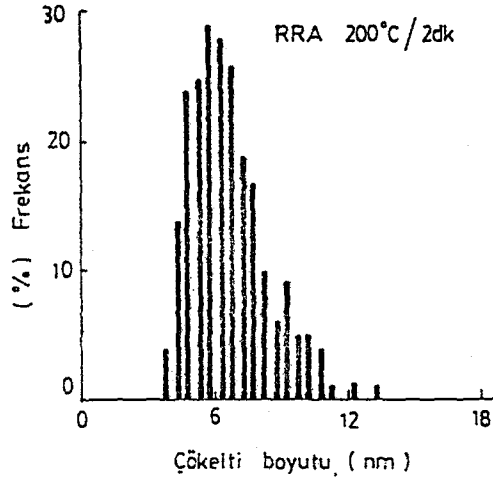
4.4.5-TEM Mikrograflarının Kantitatif Analiz Sonuçları

4.4.5.1-Matriks Çökeltilerine Ait Sonuçlar

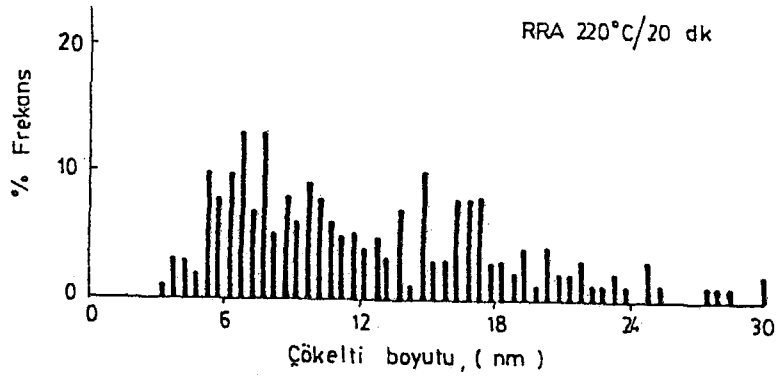
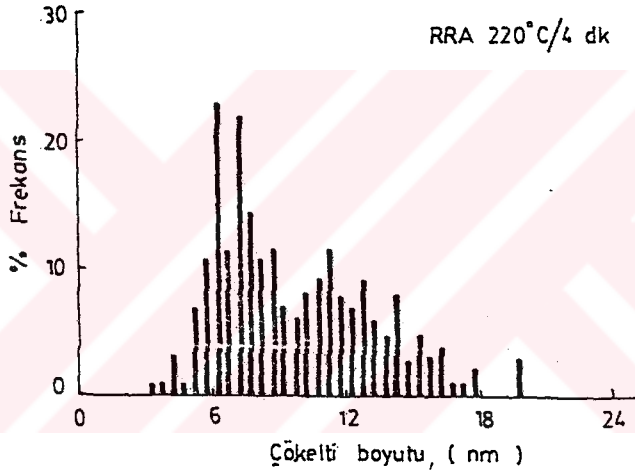
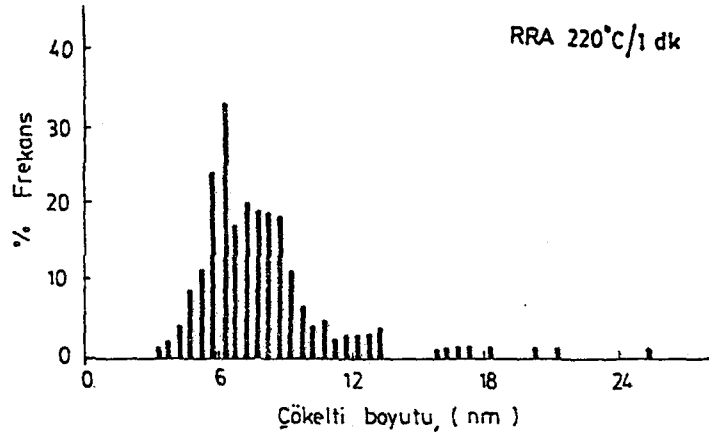
Şekil 4.14 , Şekil 4.15 de ısı işlem durumuna bağlı olarak matris partikül boyut dağılımı görülmektedir.

Çökeltilerin boyutlarının değişimi histogramlardan gözlenebileceği gibi , "kümülatif frekans-çökelti boyutu" diyagramı vasıtasıyla incelenebilir (Şekil 4.16) . Frekans eğrilerinden RRA 200 de çökelti boyutlarındaki değişimin, RRA 220 deki çökelti boyutlarındaki değişime göre az olduğu görülmektedir. Tablo 4.3 den de izlenebileceği gibi RRA durumunda başlangıçtaki yüksek sertlik değeri küçük boyutlu çökeltilerin varlığından kaynaklanmaktadır, sertlik eğrisinin sürekli düşüş göstermesine ise, çökelti boyutlarının artışı neden olmaktadır.

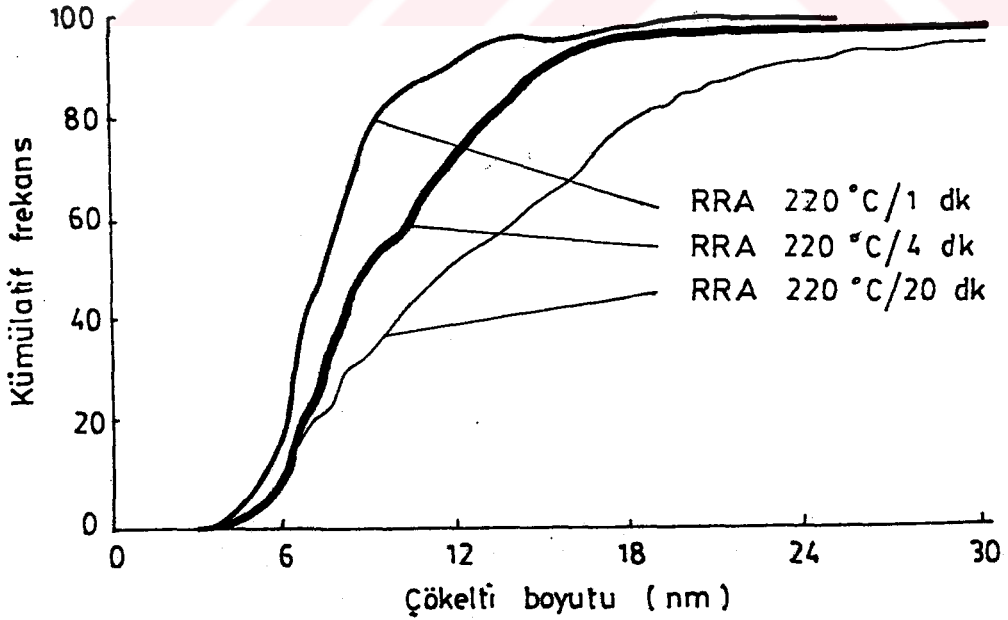
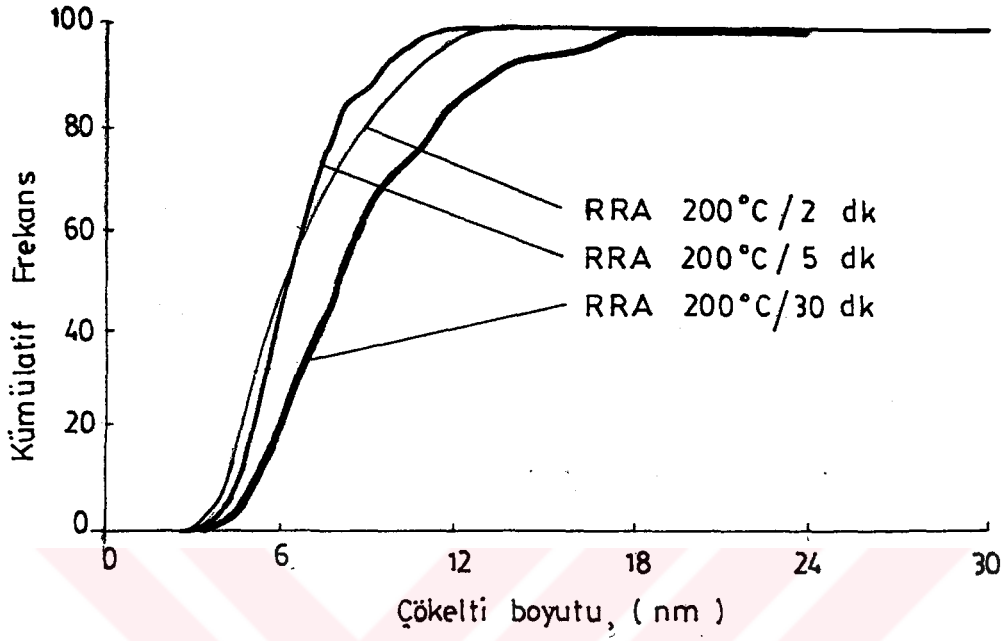
Çökeltilerin büyümesi 220°C de 200°C ye göre daha hızlıdır. 200 ve 220°C de RRA uygulanmış örneklerde başlangıçta küçük boyutlu çökelti çoğunluğu oluşturmaktadır. Her iki sıcaklıkta minimum piklerin görüldüğü Y.Ç.A. sürelerinde çökelti boyutunun bir miktar arttığı fakat henüz kabalaşmaların olmadığı dikkati çekmektedir. Y.Ç.A. süresinin artmasıyla çökelti boyutlarının arttığı ve çok geniş bir aralıkta değiştiği izlenmektedir.



Şekil 4.14-200°C de yeniden çözeltiye alınmış + yeniden yaşlandırılmış örneklere ait matriks çökeltilerinin boyut dağılımı.



Şekil 4.15--:220°C de yeniden çözültüye alınmış + yeniden yaşlandırılmış örneklere ait matriks çökeltilerinin boyut dağılımı.



Şekil 4.16-RRA işlemi uygulanmış örneklerin matriks çökelti boyutlarının kümülatif frekansa göre değişimi.

Tablo 4.3-Matriks çökelti boyutlarının kümülatif frekans degerleri.

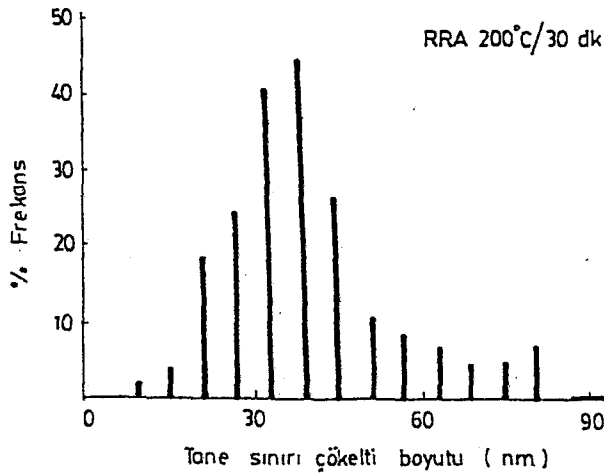
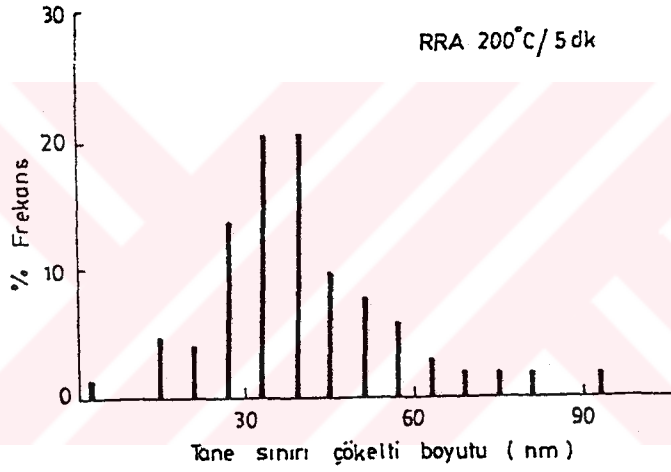
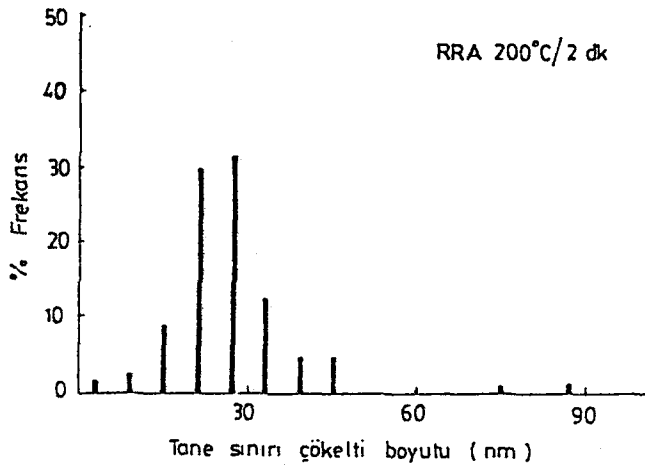
RRA sıcaklığı (°C)	RRA zamanı (dk)	% f çökelti boyutu (nm)	
		≤ 6	≤9 (#)
200	2	40	90
	5	50	85
	20	20	65
220	1	20	70
	4	10	50
	20	10	30

matriks çökelti ortalama boyutu T6(6 nm), T73 (10 nm).

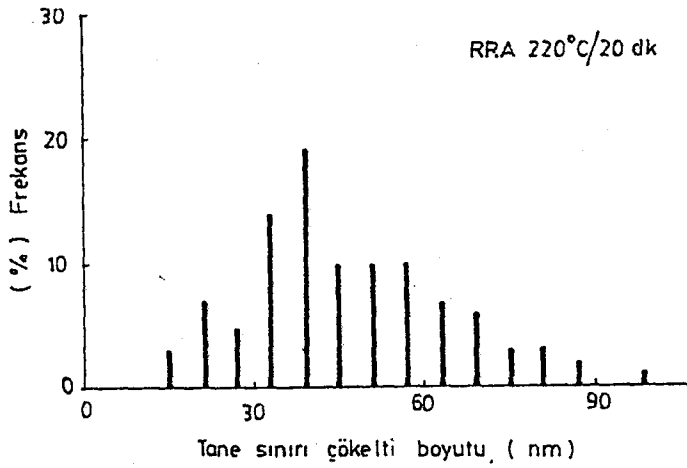
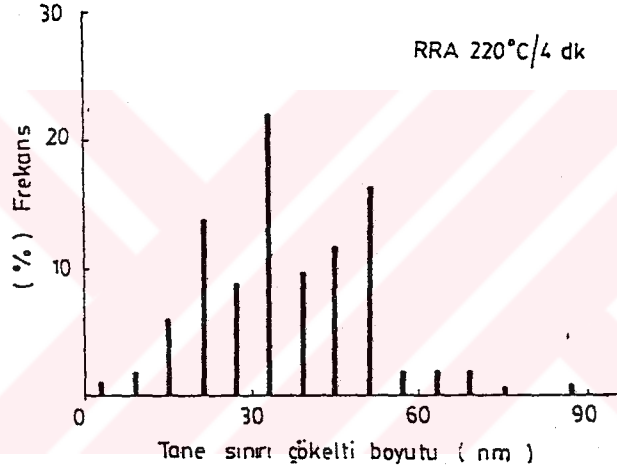
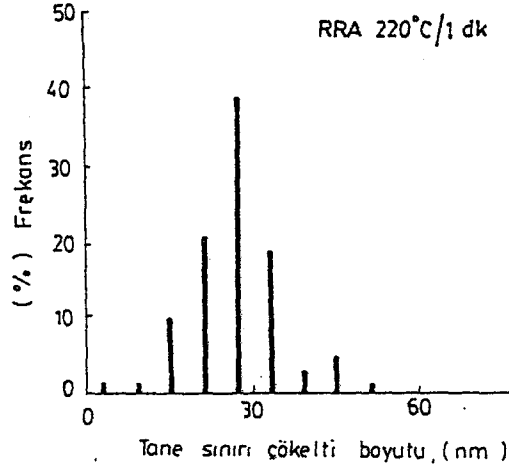
4.4.5.2-Tane Sınırı Çökeltilerinin Kantitatif Analiz Sonuçları

Şekil 4.17, Şekil 4.18 de ısıl işlem durumlarına bağlı olarak tane sınırı partikül boyut dağılımları görülmektedir. Histogramlardan, tane sınırı çökelti boyutunun yeniden çözeltiye alma süresinin artması ile arttığı belirlenmektedir.

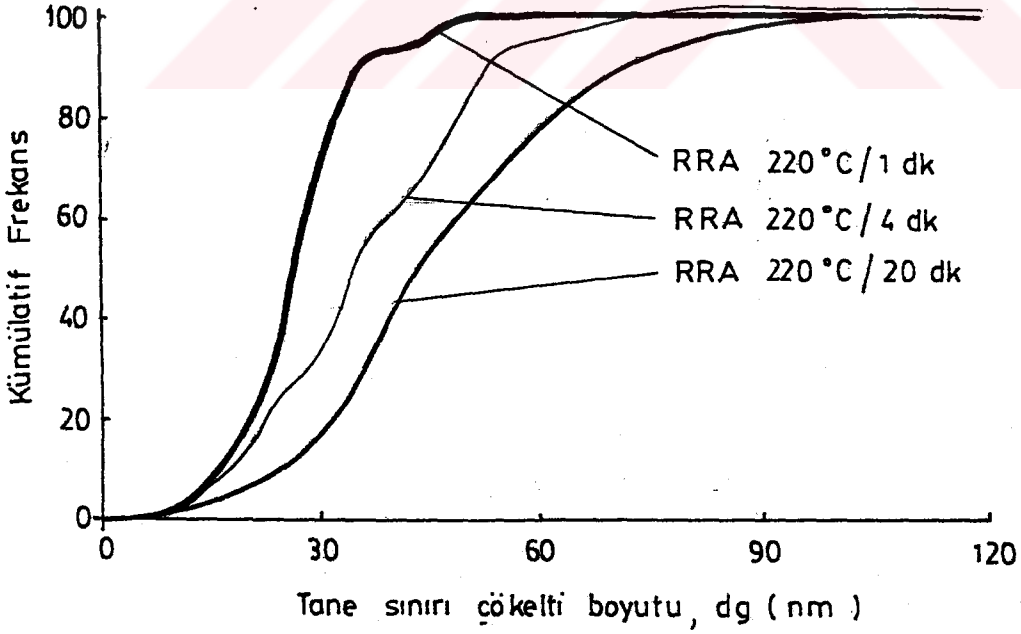
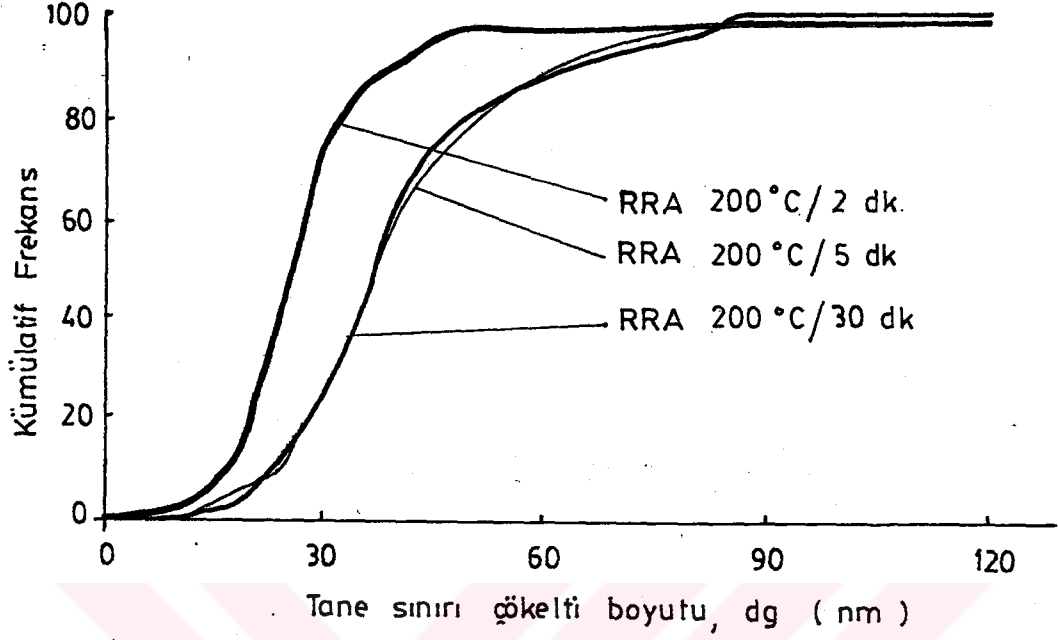
Tane sınırı çökelti boyutlarındaki değişim Şekil 4.19 de görülen kümülatif frekans eğrilerinde bariz şekilde izlenilmektedir. Tane sınırı çökeltilerinin boyutları, yeniden çözeltiye alma işleminin ilk dakikalarında hızla artmaktadır. Uzun yeniden çözeltiye alma sürelerinde ise artış olmasına rağmen başlangıçtaki kadar değildir. Tablo 4.4 de başlangıçtaki tane sınırı çökelti boyutunun küçük olduğu açıkça görülmektedir.



Şekil 4.17-200°C de yeniden çözeltiye alınmış + yeniden yaşlandırılmış örneklerin tane sınırı çökelti boyutlarının değişimi.



Şekil 4.18-220°C de yeniden çözeltilmiş + yeniden yaşlandırılmış örneklerin tane sınırı çökelti boyutlarınının değişimi.



Şekil 4.19-RRA işlemi uygulanan örneklerin tane sınırı çökelti boyutlarının kümülatif frekansa göre değişimi.

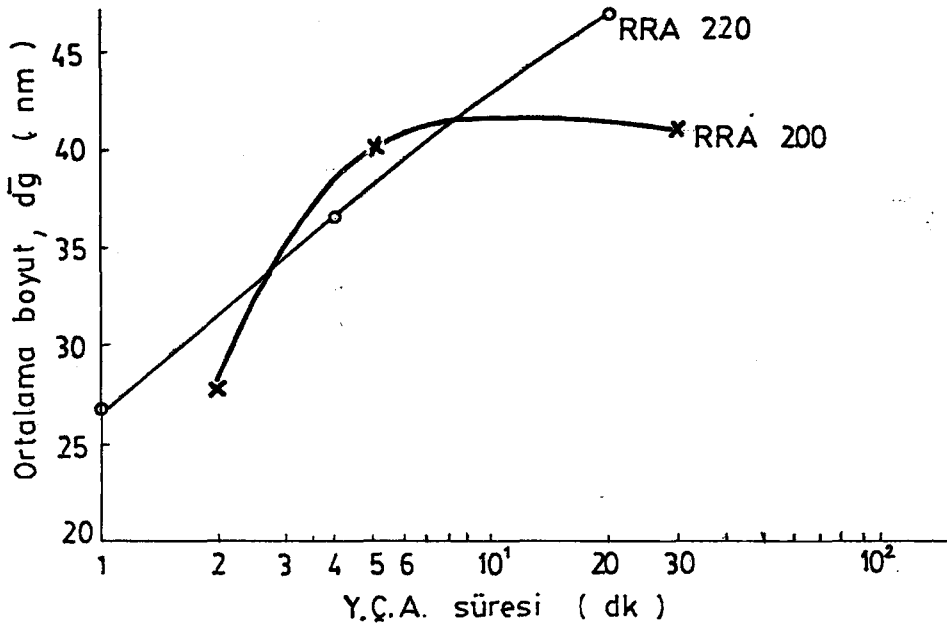
Tablo 4.4-Tane sınır çökeltilerinin kümülatif frekans değerleri.

RRA sıcaklığı (°C)	RRA zamanı (dk)	% f çökelti boyutu (nm)	
		≤ 30	≤45(#)
200	2	65	90
	5	20	70
	30	20	70
220	1	70	90
	4	30	70
	20	20	50

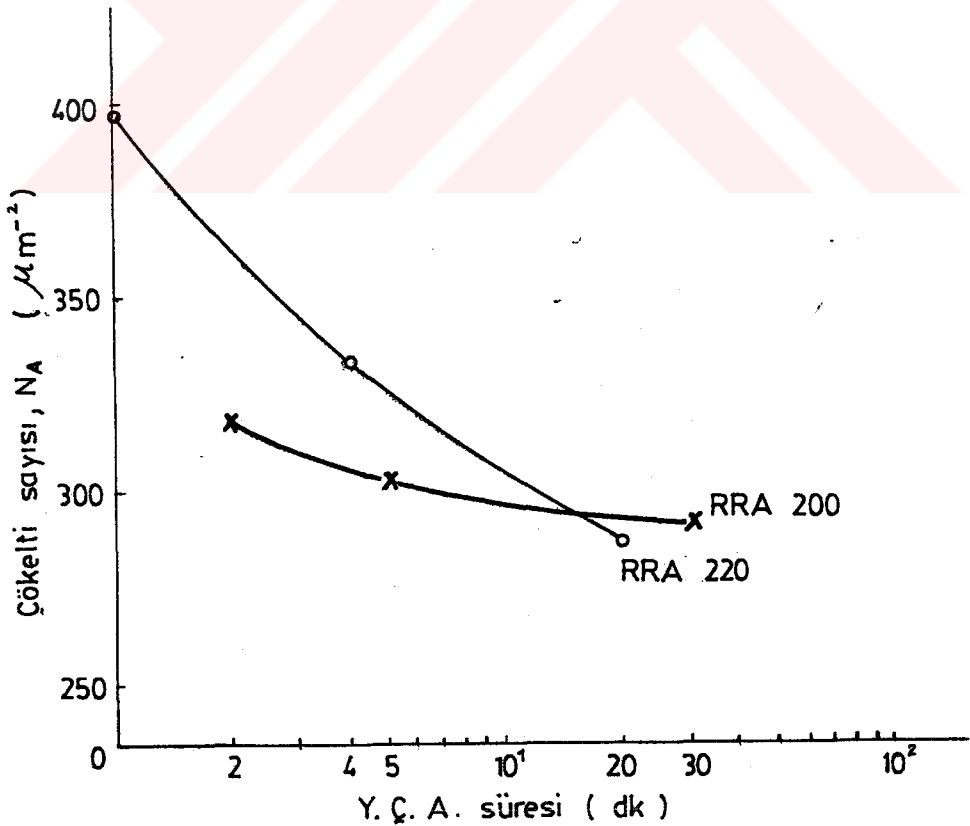
tane sınırı çökelti ort. boyutu T6 (26 nm), T73 (47 nm).

Tane sınırı çökeltilerinin ortalama boyutları, yeniden çözeltiye alma süresine göre bir egride gösterildiğinde (Şekil 4.20), 200°C de minimum değerin elde edildiği 5 dk ya kadar ortalama boyutta artış vardır. Minimumdan sonra, boyuttaki artış azdır. 220°C de ise minimumun etkisine rastlanılamamıştır.

Isıl işlem durumlarına göre N_A değerlerinin değişimi Şekil 4.21 de görülmektedir. 200°C de minimuma kadar N_A değeri küçülmekte, minimumdan sonra ise sabit kalmaktadır. 220°C de N_A değerinin artan partikül boyutuna paralel olarak, sürekli azaldığı izlenmektedir.

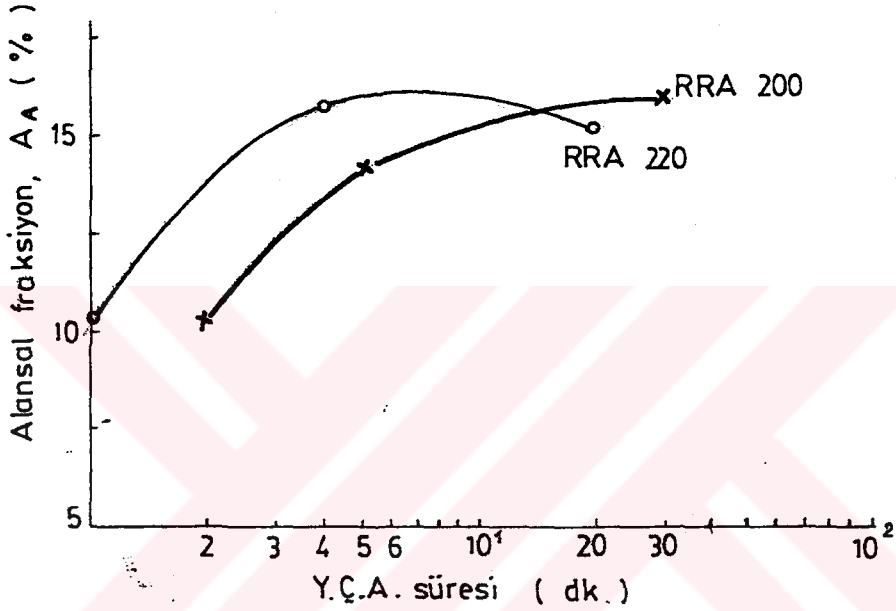


Şekil 4.20-Yeniden çözeltiye alma süresine bağlı olarak ta-
ne sınırı çökeltilerinin ortalama boyut değişimi.



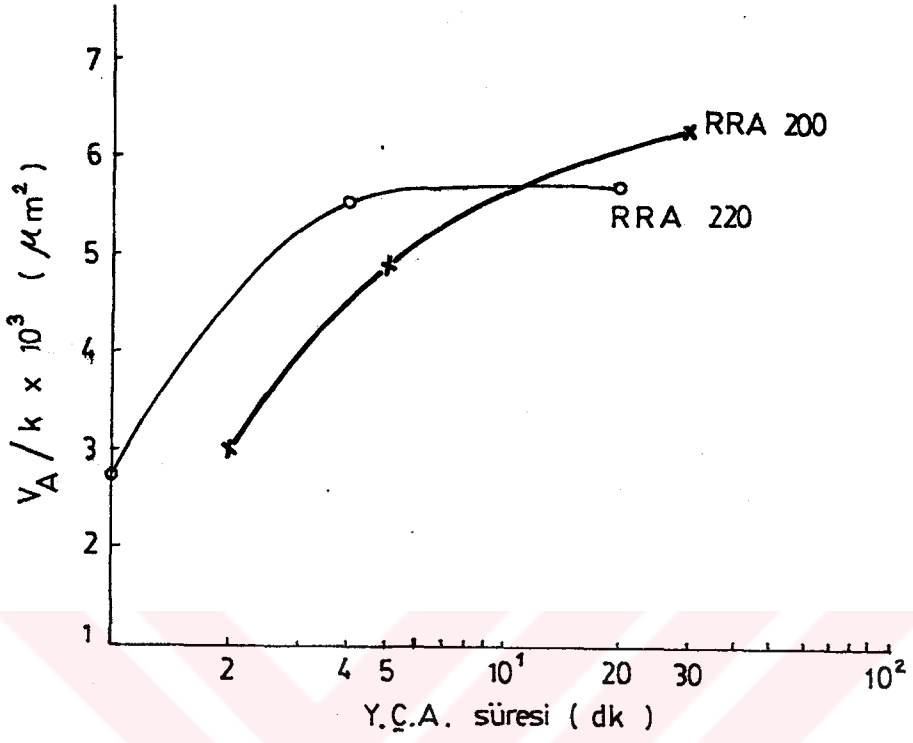
Şekil 4.21-Yeniden çözeltiye alma süresine bağlı olarak
birim alandaki çökelti sayısının (N_A) değişimi.

Şekil 4.22 de A_A nın yeniden çözeltiye alma zamanına bağlı olarak değişimi görülmektedir. 200°C ve 220°C lerde A_A nın minimuma kadar arttığı ,minimumdan sonra önemli bir değişiklik olmadığı bulunmuştur.



Şekil 4.22-Yeniden çözeltiye alma süresine bağlı olarak alansal fraksiyonun (A_A) değişimi.

V_A tane sınırlarında anodik alan ölçüsü olarak , çatlak büyüme hızını kontrol ettiği kabul edilmektedir. V_A nın artması ile çatlak hızının azalacağı ümit edilmektedir. RRA200 de V_A/k nın sürekli olarak arttığı, RRA220 de ise başlangıçta artış göstermesine rağmen , yeniden çözeltiye alma sürelerinin artışıyla çoğalmadığı izlenmektedir.



Şekil 4.23-Yeniden çözeltiye alma süresine bağlı olarak V_A/k (bakınız denklem 4.1) değişimi.

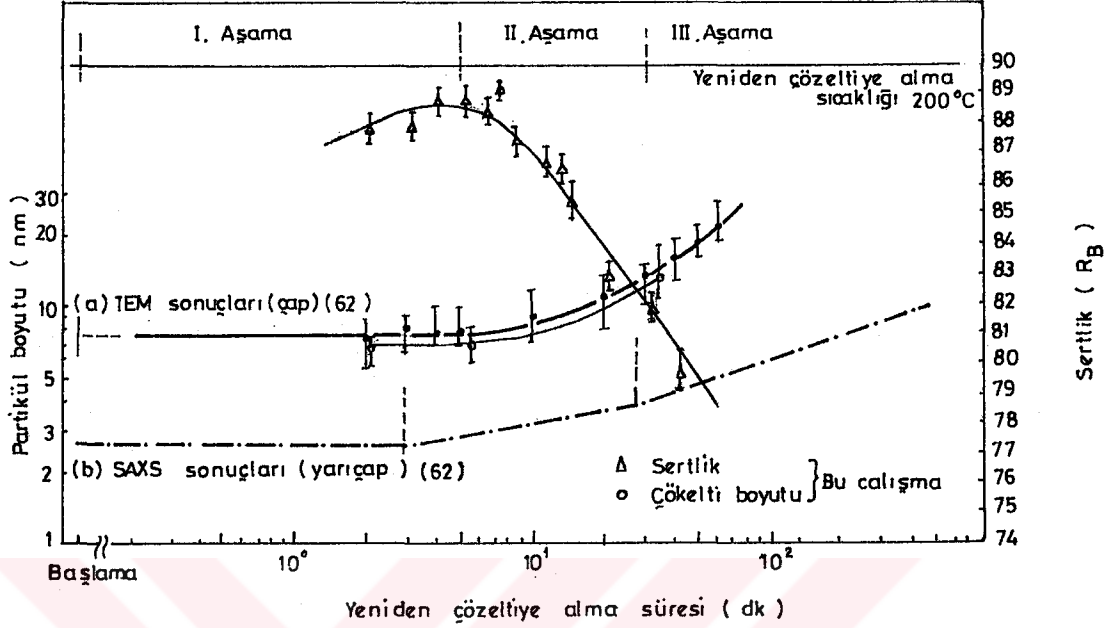
BÖLÜM 5

DENEY SONUÇLARININ TARTIŞILMASI

5.1- RRA Isıl İşleminin Matriks Mikroyapısına ve Mekanik Özelliklerine Etkisi

7075-T6 alüminyum alaşımına yeniden çözeltiye alma ve yeniden yaşlandırma (RRA) işlemi 200°C ve 220°C de uygulanmıştır. RRA işlemleri sonucunda T6 sertlik değeri RRA 200 de 15 dakikaya, RRA 220 de 6 dakikaya kadar korunabilmıştır. RRA 200 de 15 dk., RRA 220 de 6 dk. dan uzun Y.Ç.A. süreleri için elektrik iletkenliği T73 seviyesindedir. Y.Ç.A. eğerisinde minimuma karşıt gelen sürelerde, yeniden yaşlandırma sonucunda en yüksek sertlik elde edilmektedir. Bu sonuç Cina [3] ve Wallace [57] ile uyumludur.

Minimuma karşıt gelen RRA durumunda matriks ortalama çökelti boyutu RRA 200 de 7.1 nm . RRA 220 de 9 nm dir. Bu durumda partikül yoğunluğunun ise yüksek olduğu tesbit edilmiştir. Şekil 5.1 de daha önce yapılmış çalışmalarla birlikte, Y.Ç.A. süresine bağlı olarak sertlik ve matriks çökelti boyutunun değişimi incelendiğinde, sertliğin çökelti boyutu ile ilişkili olduğu görülmektedir. RRA işleminin başlangıcında çökelti boyutunun önemli oranda artmaması sertliğin yüksek olmasına neden olmaktadır.



Şekil 5.1 - Yeniden çözeltiye alma süresine bağlı olarak RRA işlemlenmiş örneklerdeki sertlik ve çökelti boyutu değişimi.

T6 durumundaki numunelere Y.Ç.A. işleminin uygulanmasıyla sertlikte meydana gelen kayıp, yeniden yaşlandırma ile telafi edilmektedir. Çökeltilerin ζ' ve ζ olduğu TEM ile tespit edilmiştir. ζ' ve ζ çökeltileri yarı uyumlu ve uyumsuz çökeltilerdir. Bu çökeltiler ile sertliğin tekrar kazanılması. Melander ve Person [123] tarafından ileri sürülen, maksimum sertlik uyumsuz çökeltilerle elde edilir, teorisıyla uyum içindedir..

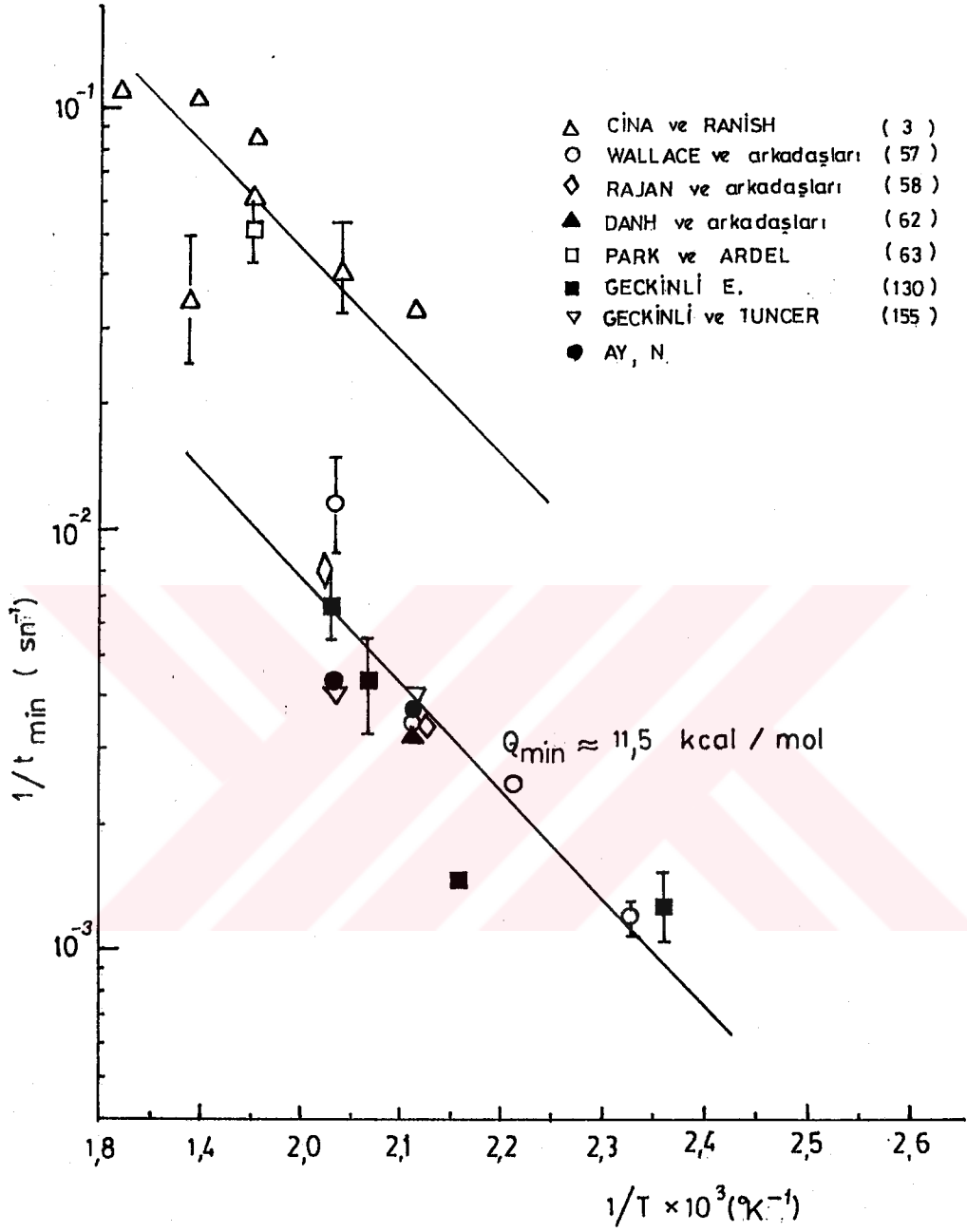
Lifshitz, Slyzov, Wagner (LSW) teorisine göre kabalaşma difüzyon kontrollüdür. Kabalaşma kritik boyuttan küçük çökeltilerin tekrar çözünmesi ve kritik boyuttan büyük olanların büyümesiyle oluşmaktadır [124.125]. RRA 200 de 30 dk. . RRA 220 de 20 dk. da çökelti boyutunun artışı 3-6 nm yi bulmuştur. Dolayısıyla uzun süre yeniden çözeltiye alınmış örneklerin RRA ısıtma işlemi sonucunda çökeltilerin boyutlarının artması sertliğin azalmasına neden olmaktadır.

5.2 - Yeniden Çözeltiye Alma Kinetiği

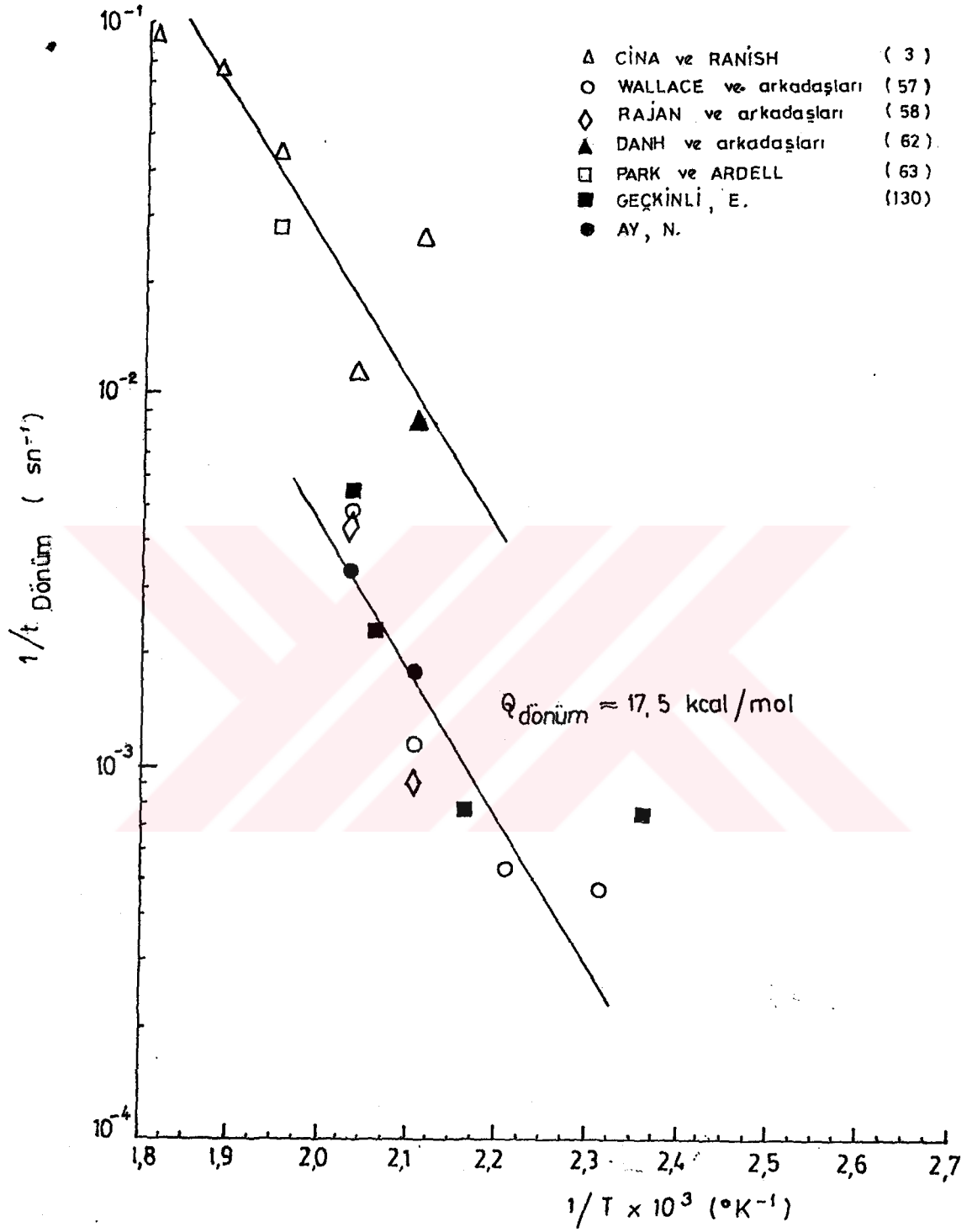
Yeniden çözeltiye alma süresi-sertlik eğrisinde minimum, maksimum ve dönüm noktaları için geçen sürenin, sırasıyla t_{min} , t_{max} , $t_{dönüm}$, sıcaklıkla değişimi göz önüne alınarak Arrhenius grafiği çizilmiştir. Bu çizimlerde daha önceki çalışmalarda yararlanılmıştır [126-130].

Şekil 5.2 deki $1/t_{min} - 1/T$ grafiğinde deney sonuçlarını birbirine paralel iki doğruda toplamak mümkündür. Data noktalarının iki ayrı grupta toplanmasının numune boyutundan kaynaklandığına bağlanabilir. Bu eğrinin eğimi aktivasyon enerjisinin 11.5 kcal/mol olduğunu göstermektedir. Bu değer " Zn-atom boşluğu " çiftinin hareketi için gerekli olan enerjiye ve aynı zamanda alüminyumda atom boşluklarının hareketi için gerekli olan aktivasyon enerjisine yakındır [34].

Aynı tip grafik dönüm noktaları için çizilmiş ve Şekil 5.3 de verilmiştir. Bu grafikte, aktivasyon enerjisinin 17.5 kcal/mol'e eşit olduğu görülmüştür. Bu değer " Mg-atom boşluğu " çiftinin hareketi için gerekli olan enerjiye yakındır ve aynı zamanda saf alüminyumda boşluk oluşum enerjisine yakındır.



Şekil 5.2 - Yeniden çözeltiye alma süresi-sertlik eğrisinin deki minimum noktalarının sıcaklık ile değişimi.



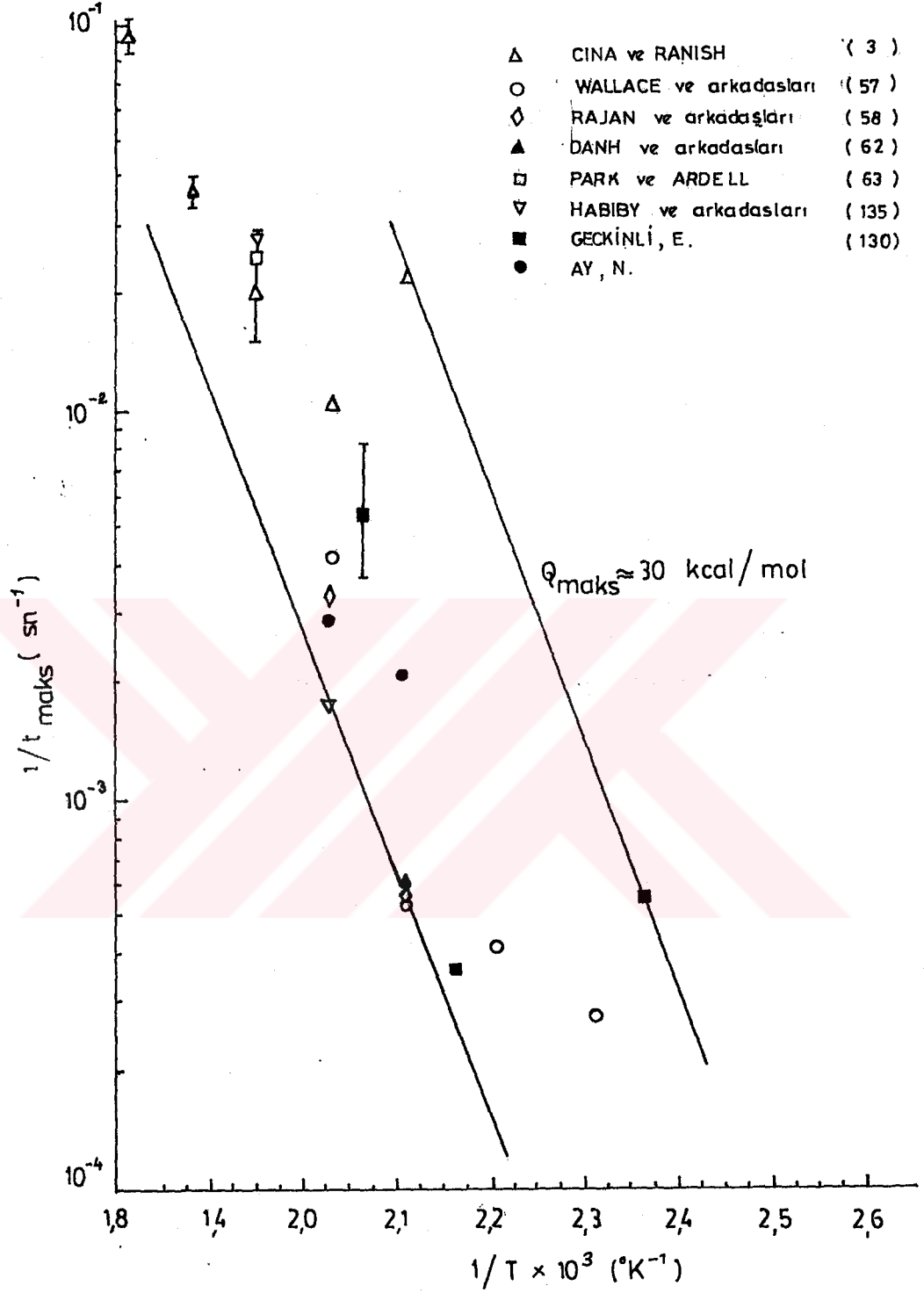
Şekil 5.3 - Yeniden çözeltiye alma süresi-sertlik eğrisindeki dönüm noktalarının sıcaklıkla değişimi.

Benzer grafik maksimum noktaları için hazırlandığında Sekil 5.4 de data noktalarının aktivasyon enerjisi 30 kcal/mol olan bir bant üzerinde yer aldığı görülmektedir ki bu değer de, alüminyum esaslı alaşımlarda ki $Q_{Dif. Zn}$ 29 kcal/mol ve $Q_{Dif. Mg}$ 30 kcal/mol [34] değerlerine yakındır.

Ortaya çıkan bu bilgilerin ışığında, yeniden çözeltilmeye alınan ilk aşamalarında (minimuma kadar) "Zn-atom boşluğu" çiftinin difüzyonunun hakim olduğunu, ayrıca daha yüksek Y.Ç.A. sıcaklıklarında atom boşluklarının yeniden düzene girerek termodinamik dengeye ulaştığı söylenebilir. Y.Ç.A. süresi uzadığında "Mg-atom boşluğu" çiftinin etkisi kendini göstermektedir.

İlk asamada mukavemet düşüştüğü GP zonlarının çözünmesinden olduğu [62,131] veya çökeltilerinin çözündüğünden kaynaklandığı [63] ileri sürülmüştür. Bu konunun tartışılmasına girmeden önce çökeltme olayının daha iyi anlamamız gerekmektedir. Bu konuda da dolaylı, dolaysız yöntemler uygulayarak bir hayli çalışma yapılmıştır. Bu yöntemler elektrik iletkenliği [55,57], SAXS [33,41], DSC [47,132,133,134], sertlik [3,57,58,62,135] dir. Bu çalışmalardan da birbirini tutmayan sonuçlar ortaya çıkmıştır. Bu sonucun farklı bileşimlerden kaynaklandığı ileri sürülmektedir. Çökeltme işlemleri ve kinetiği ile ilgili derlemeler [17] ve [36] nolu kaynaklarda toplanmıştır. Bu araştırmacılar gerek deneysel, gerek teoride bir takım soruların cevapsız olduğunu vurgulamışlardır.

Al-Zn-Mg alaşımlarında su verme sonucu oluşan atom boşluklarının GP zon oluşumuna etki etmediği ileri sürülmektedir [136-139]. Bunun nedeninin Mg atomları ile atom boşlukları arasında kuvvetli bir bağın varlığından



Şekil 5.4 - Yeniden çözeltiye alma süresi-sertlik eğrisindeki maksimumun noktalarının sıcaklıkla değişimi.

kaynaklandığına inanılmaktadır. Diğer taraftan, bazı araştırmacılar [21,140-145] zon oluşumunun Zn veya Zn-atom boşluğu kümeleriyle başladığını gözlemişlerdir. Al-Zn-Mg alaşımlarında dislokasyon halkalarının varlığı konusunda herhangi bir bilgi mevcut değildir. Mamafî yeni bir çalışmada [144] Al-Zn-Mg alaşımlarında dislokasyon halkalarının mevcut olduğu ve bunların η' fazı için heterojen çekirdekleşme yerleri olduğu belirtilmiştir. Bu çalışmadaki gözlemlerle de aynı tez desteklenmektedir.

Diğer taraftan Rosenbaum ve arkadaşları [146] atom boşluğu halkalarının su verme esnasında teşekkül ettiğini ve çökeltmenin de heterojen olarak buralarda olduğunu belirtmişlerdir. Lorimer ve Nicholson [31] çekirdekleşmenin GP zonlarında yer aldığını ileri sürmektedirler. Mamafî bu alaşımlarda GP zonlarının varlığı kesin olarak kanıtlanamamıştır. Ozawa ve arkadaşları [147]. Rosenbaum ve arkadaşları [146]'nın görüşlerine katılarak atom boşluğu kümelerinin su verme esnasında ve düşük sıcaklıktaki yaşlandırmalarda oluştuğunu göstermişlerdir.

GP zonları ile ilgili solvüs eğrisini çıkarabilmek için reversion deneyleri yapılmıştır. Fakat bu çalışmalarda da sadece GP zonlarının çözündüğü var sayılmış ve bu esnada oluşabilecek diğer ara fazların durumları dikkate alınmamıştır [148].

Her ne kadar GP zonlarının çökeltiler için çekirdekleşme bölgeleri olduğuna inanılırsa da bunu kanıtlayıcı delil bulunamamıştır. Diğer taraftan Holl [149], Ryum [150] iki türlü çekirdeğin varlığından söz ederek bunların çözünen atomca zengin GP zonu, diğerinin atom boşluğunca zengin kümelerden oluştuğunu ileri sürmüşlerdir. Ayrıca bu atom boşluğu kümelerinin düşük sıcaklıklardaki yaşlandırmalarda yavaşca büyüdüğü, GP zonlarından daha kararlı olduğu

ve yarı uyumlu veya uyumsuz çökeltiler için çekirdek noktaları oluşturduğu saptanmıştır.

Pozitron Annihilation Spectroskopi (PAS) metaldeki latis noktaları kadar elektronik yapıların etüdünde de geniş şekilde kullanıldığından, yeni bir alan olarak alaşımların çökeltme ve çözünme olayları PAS ile çalışılmaya başlanmıştır. Çeşitli alüminyum esaslı alaşımlar PAS ile son zamanlarda çalışılmıştır [151-154].

PAS çalışmalarına göre [151], Zn'ca zengin GP zonlarının pozitronları tuttuğu gözlenmiştir. Güçlü pozitronların GP zonlarıyla etkileşimi esasen Al ve Zn atomlarının pozitron afinitesinin farklılığından kaynaklanmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda ise pozitronlar " termal atom boşlukları " tarafından tutulmaktadır.

PAS sonuçları [151], Al-%6Zn alaşımında GP zonlarının çözünmesinin 140°C de başladığını, 180°C de sona erdiğini ve kararlı faz çizgisinin 210°C ye uygun olduğunu göstermiştir.

Al-%4.5Zn-%2,5Mg alaşımındaki PAS çalışmaları [152] 200°C civarında GP zonlarının ζ' partiküllerine dönüşümünün, küçük kararsız zonların çözünmesiyle birlikte olduğunu göstermiştir. 230-275°C arasında ζ' nün ζ ye dönüşümü, ζ parçacıkların kabalaşmasıyla birlikte olan esas olaydır. Bu gözlemlerde [152] tartışılanlar TEM ve SAXS gözlemleri ile uyumludur.

Al-Zn alaşımına küçük oranda Mg ilavesinin pik yüksekliğinde önemli değişime neden olduğu PAS çalışmalarında gözlenmiştir. PAS sonuçlarında Al-%4.5Zn alaşımına %0.2 gibi küçük oranda Mg ilavesinin kuvvetli etkisi, Zn'ca zengin GP zonlarından başka güçlü pozitron tutucuların mevcut

olduğunu göstermektedir. Bu pozitron boşluklarının Mg atomları tarafından tutulan atom boşluğunun Mg kendine ait olduğu düşünülür. Malesef, bir Al matriksdeki Mg atomları ile pozitronların etkileşimi literatürde tartışmalıdır. Bununla beraber, Dlubek ve arkadaşları [153] tarafından bulunanlar gibi daha önce verilen datalara dayanarak. Al matriksde Mg atomlarıyla çok güçlü etkileşimi yoktur ve Al-Zn-Mg alaşımlarında güçlü pozitron boşluğu olarak " atom boşluğu-eriyen atom " çiftleri mevcut değildir. 200°C de Al-%4.5Zn-%1 ve 2.5Mg alaşımında pik yüksekliklerinin artmasına kısmen uyumlu η' parçacıklarının oluşumuyla açıklanmıştır. Al-%4.5Zn-%1Mg için yaklaşık olarak 230°C de görülen minimum (kararsız ve küçük) η' parçacıklarının kısmen çözünmesine bağlanmıştır.

Dlubek ve arkadaşlarına [153] göre PAS sonuçları su vermeden sonra gözlenen pik yüksekliğinin Al-%4.5Zn dekine nazaran, Al-%3Mg da daha uzundur. Mg ilavesi, su vermeden sonra 2θ -açısal korelasyon eğrisinin pik yüksekliğinin (h) artmasına neden olmaktadır. Bu, gerek su vermede Mg atomlarına bağlı atom boşlukları, gerekse alaşımda mevcut olabilecek Mg ca zengin GP zonları olarak yorumlanmıştır. Son çalışmalarda [153] Al matriksdeki Mg atomlarına karşı pozitronların güçlü bir afinitesinin olduğu belirtilmemektedir. Dlubek ve arkadaşları [153] keza. 100°C civarındaki pik yüksekliğinde artışın küçük Mg'ca zengin GP zonları ile pozitronların etkileşiminden kaynaklanmadığı, fakat atom boşluğu-Mg çiftlerinin yok olmasından kaynaklandığı sonucuna varmışlardır. PAS sonuçlarına göre, Al-%3Mg alaşımında su verilmiş durumdaki boşlukların Mg atomları tarafından yakalandığı ve 100°C ye kadar tavlanıp atılmadığını göstermişlerdir.

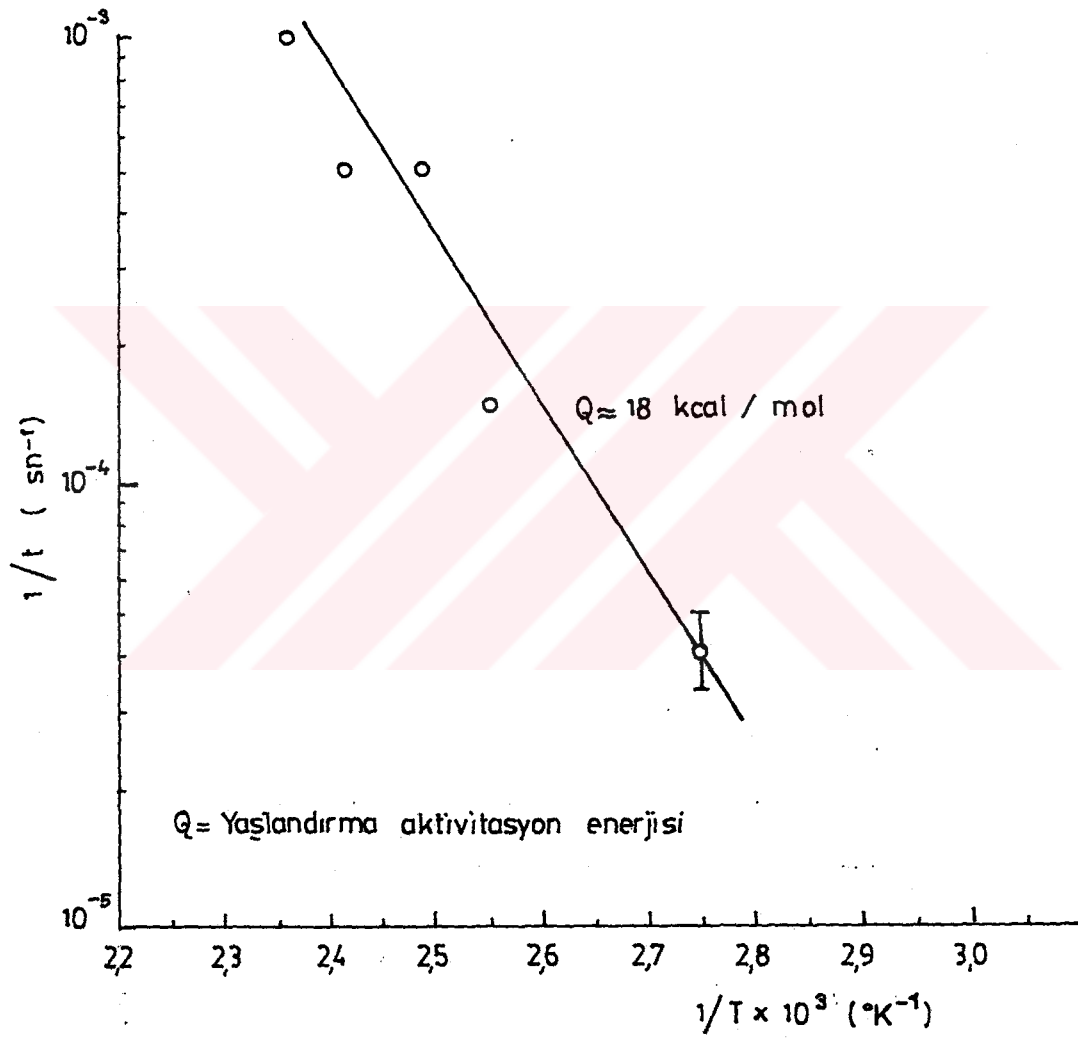
Al-%4.5Zn-%2.5Mg içeren alaşımda 2θ -açısal korelasyon eğrisinin pik yüksekliği davranışı çok karmaşıktır [152, 153]. Bu durumda 150-350°C arasında geniş bir maksimum

ver almaktadır. Bununla birlikte bu aralıka 200°C civarında dönüm noktası ve 250°C de pik noktasının bulunuşu açık şekilde gözlenmiştir. %4.5Zn içeren alüminyum alaşımına %0.2 ve %25Mg ilavesiyle pozitron parametrelerinin davranışı çok kararlı atom boşluğu hatalarının mevcudiyeti için açık delildir.

Diğer taraftan Al-Cu alaşımlarında PAS çalışması [154] atom boşluklarının yoğunluğunun fazla olduğunu ve bunların GP zonları ile birlikte 177°C ve kadar birlikte bulunduğunu göstermiştir.

Inoue [22] Al-Zn-Mg alaşımında 90-150°C arasında yaptığı yaşlandırma işlemine ait veriler Şekil 5.5 de gösterilmiştir. Şekilde yer alan veri noktaları sertliğin maksimum olduğu yaşlanma sürelerine karşıt gelmektedir. Bu grafik yaşlanma işlemine ait aktivasyon enerjisinin 18 kcal/mol \pm 1 kcal/mol olduğunu göstermiştir. Bu değer daha önce de belirtildiği gibi saf alüminyumda atom boşluğu oluşum enerjisine ve Mg-atom boşluğu çiftinin hareket enerjisine eşittir. Bu değer, aynı zamanda Şekil 5.3 deki dönüm noktası eğrisinde elde edilen değerdede yakındır. Maksimum sertliğin ζ' fazından kaynaklandığı göz önüne alındığında Y.Ç.A. eğrisinin dönüm noktasında ζ' fazının büyümeye başladığı söylenebilir. Bu maksimum noktadan sonra ise ζ' partikülleri ζ partiküllerine dönüşerek yumuşamaya neden olmaktadır.

T6 yapısına hakim olan çökeltinin GP zonu olduğu ileri sürülmekeyse de [19.47.148] GP zonunun mevcudiyeti kanıtlanmamıştır. Buna karşılık Park ve Ardell 18 T6 yapısının esas olarak ζ' fazından oluştuğunu ve az miktarda ζ olduğunu göstermişlerdir. Bunlar ayrıca T6 da ζ' partiküllerinin heterojen olarak dislokasyonlarda çekirdeklediğini saptamışlardır. Çökelti boyutunun 4-10 nm gibi çok ince



Şekil 5.5 - Al-Zn-Mg alaşımına ait maksimum mukavemete ulaşılan sürenin sıcaklıkla değişiminden [22] yararlanılarak çizilen Arrhenius grafiği.

olduğunu ve uyumlu olan ζ' partiküllerinin maksimum sertlikte etkin rol oynadığını belirtmişlerdir. Dahn [62] yeniden çözeltiye alınan 1. aşamasında mukavemet düşmesine neden olarak GP zonunun çözüldüğünü T6 yapısında GP zonlarının varlığını var sayarak ileri sürmüşlerdir. Dolayısıyla T6 ve yeniden çözeltiye alınmış yapılarda GP zonlarını ortaya çıkaracak ve GP zonlarının varlığını kanıtlayacak kuvvetli bir delil olmadığından Y.Ç.A.nın 1. aşamasında GP veya ζ' nün çözülmesi tartışmasına girmek bir anlam taşımamaktadır.

Bu çalışmada, elde edilen dolaylı ve dolaysız gözlemlere dayanılarak Y.Ç.A. işleminin 1. aşamasında Zn-atom boşluğu çiftinin hareketi sebebiyle T6 yapısında mevcut çökeltilerin (GP zonu ve/veya ζ' fazı) ile matriks arasında uyumun kaybolduğu, ayrıca yüksek sıcaklık nedeniyle fazla atom boşluklarının yeniden düzene girerek bunu takip eden ζ' çekirdeklenmesi için uygun yerler oluşturduğu kanaati doğmuştur.

Dolayısıyla, bu çalışmada atom boşluklarının zengin kümelerin ζ' fazının çekirdeklenmesinde önemi görülmektedir. Bunun sonucunda da, bu atom boşluklarının Al-Zn-Mg alaşımlarının ayrışma ve buna bağlı olarak reversion kinetiğinde önemli ölçüde katkısı olacağı şüphesizdir. Yeniden çözeltiye alınmış yapı önemli ölçüde atom boşluğunca zengin çekirdeklere sahip olduğundan, yeniden yaşlandırma işlemi çökeltilerin T6 yapısına kıyasla daha ince bir şekilde dağılmasına neden olacaktır. Dolayısıyla bu mikroyapı RRA işlemi uygulanan alaşımlara T6 işlemine kıyasla sertlik ve mukavemette bir gelişme kazandıracaktır.

5.3 - RRA Isıl İşleminin Tane Sınır Mikroyapısına Etkisi. Gerilmeli Korozyon Çatlamasındaki Rolü

Yaşlandırma işleminin gerilmeli korozyon hassasiyeti üzerinde etkili olduğu bilinmektedir. Gerilmeli korozyon çatlağı taneler arasında ilerlediğinden, tane sınırındaki çökelti ve tane sınırlarındaki çökeltisiz zonun genişliği önem kazanmaktadır. Yaşlandırma süresi ve sıcaklığı arttığında, tane sınır çökeltilerinin büyümesi ve çökeltisiz zonun genişliğinin artmasıyla, gerilmeli korozyon çatlamaına direnç arasındaki ilişki ilginçtir. Kirman [79] ve Ludka [46] yaşlandırmanın uzatılması sonucunda tane sınırı çökelti boyutunun ve çökeltisiz zonun genişliğinin arttığını bulmuşlardır. Bu çalışmada da RRA işlemleriyle tane sınırı çökelti boyutunun arttığı tespit edilmiştir. Yeniden çözeltiye alınmış ve yeniden yaşlandırılmış örneklerdeki çökeltisiz zonun genişliğinin ise 30-50 nm arasında değiştiği ölçülmüştür.

RRA 200 işleminde tane sınırı çökelti boyutu kısa zamanda hızlı bir şekilde artmıştır (Şekil 4.20). Y.C.A. eğrisindeki minimuma kadar geçen sürenin kısa olmasına rağmen ortalama boyut artışı çok hızlıdır. Minimuma kadar " Zn-atom boşluk " çiftinin ve atom boşluğunun hareketi için gerekli olan aktivasyon enerjisinin sağlanmış olması çökeltilerin hızla büyümesini sağlamaktadır. Minimumdan sonra geçen sürenin 5-6 kat fazla olmasına rağmen ortalama boyut artışı azdır. Bu durumda, RRA 200 işleminde tane sınırı çökelti boyutlarının işlemin başlangıcında hızlı olarak arttığı söylenebilir.

RRA 220 işleminde ise çökeltilerin boyutları devamlı olarak artmakta ve minimumun etkisini gözlemek mümkün olmaktadır. Bu durumda, olaya sıcaklığın etkisinin olduğu düşünülmektedir.

Tane sınırı parametrelerinden, T6 işlem durumunda \bar{d}_g , A_A küçük, N_A nın büyük olduğu, T73 işlem durumunda ise \bar{d}_g , A_A büyük, N_A nın küçük olduğu belirtilmiştir [46,63]. T6 yapısının gerilmeli korozyon çatlamasına hassasiyeti T73 yapısından daha fazladır. Bu nedenle, tane sınırı parametreleri ile gerilmeli korozyon çatlaması arasında bir ilişkinin olabileceği ileri sürülmüştür. RRA işlemleri örneklerin, T6 yapısıyla karşılaştırıldığında GK çatlamasına daha direçli oldukları bulunmuştur [3,50,57]. RRA işlemleri sonucunda \bar{d}_g , A_A nın arttığı ve N_A nın azaldığı gözlenmiştir.

Benzer şekilde RRA işlem uygulanmış 7075 Al alaşımında, taneler arası korozyonun T6 durumundan daha dirençli olduğu ayrıca belirtilmiştir [155,156].

Gerilmeli korozyon çatlak ilerleme hızı (v), N_A ve A_A değerlerine bağlı olarak hesaplanılan V_A değeri ile ilişkili olduğu, V_A nın artmasıyla GK çatlak ilerleme hızının azalacağı gösterilmiştir [63]. RRA durumunda V_A değerinin büyük olması ($v \approx 1/V_A$ nedeniyle) GK çatlak ilerleme hızının azalmasına neden olarak gösterilmiştir.

GK çatlak oluşma ve ilerleme mekanizması için çeşitli teoriler vardır. Bunlardan biride, bazı mikro çatlaklar bölgesel olarak absorbe edilmiş hidrojen etkisiyle hareket eder, şeklindedir. Hidrojenle çatlamada gevrekliğe neden olan hidrojen atomlarıdır. Hidrojen kaynağı çoğu kez korozyona neden olan ortamdır. Korozyon olayı sonucu ortaya çıkan hidrojen atomlarının, molekülleşip hidrojen gazına dönüşmeleri beklenirse de, bazı ortamlarda bu süreç çok yavaşlamakta ve sözü edilen dönüşüm tam gerçekleşmemektedir. Bu sınırlılık sonucu kritik noktalarda yığılan hidrojen atomları alaşım içinde yayınarak gevrekleşmeye neden olmaktadır. Alaşımında bulunan hidrojen, latisin kohezif kuvvetini

azaltmakta ve çatlamaya neden olmaktadır. Çatlak ilerleme hızını ise hidrojen yayılımı ve absorpsiyonu kontrol etmektedir.

Rajan ve arkadaşları [58] hidrojenin tane sınırında habbecikler şeklinde toplandığını izleyerek, tane sınırı çökeltilerinin hidrojen için kapan olarak davrandığını açıklamışlardır. Christodoulou ve Flower [87] Al-Zn-Mg alaşımının kırılgenliği üzerinde tane sınırı çökelti boyutunun etkisini araştırdığı çalışmasında, tane sınırı çökelti boyutunun $\leq 200 \text{ \AA}$ olduğunda tane sınırında hidrojenin çekirdekleşebileceği ve 200 \AA dan büyük tane sınırı çökeltileri üretildiğinde, GK çatlamasına dirençli olacağını göstermişlerdir. RRA 200 ve RRA 220 ısıtma işlem durumlarında ise tane sınırı çökelti boyutu 200 \AA nın çok üzerindedir.

Sistemdeki hidrojenin tane sınırlarında, çökeltisiz zon içinde serbest Mg ile Mg-H etkileşimi sonucu magnezyum hidrür veya Al ile etkileşim sonucu alüminyum hidrür oluşturabileceği ve oluşan hidrürlerin gevrekleşmeye neden olup GK çatlama direncini düşüreceğide ileri sürülmektedir. Bu konudaki tartışmalar halen devam etmektedir.

Bu çalışmada GK deneyleri yapılmamıştır. Ancak, diğer araştırmacıların [3,57] bu konuda yaptıkları çalışmalar göz önüne alınarak RRA işlemi ile gerilmeli korozyon çatlamasında meydana gelen gelişmenin sadece tane sınırı çökelti boyutundaki artıştan kaynaklanamayacağını göstermiştir.

RRA işlemi esnasında çökelti boyut ve morfoljisinde meydana gelen değişikliklerin yanısıra, malzemede yer aldığı bu çalışmada dolaylı olarak saptanan atom boşluklarının yayılması sonucu, atom boşluklarının yapıda yeni bir düzene girdiği, miktar ve dağılımda uygulanan sıcaklık ve süreye bağlı olarak bir takım değişimler meydana geldiği şüphesizdir. Nitekim iletkenlik ölçümleri ve PAS çalışmaları

bu durumu dolaylı olarak desteklemektedir. Dolayısıyla bu çalışmada, RRA işlemide cökelti (matriks ve tane sınırı) boyutlarının mekanik özellikleri, malzemedeki atom boşluğu kümelerinin miktar ve dağılımında gerilmeli korozyon özelliklerine birinci derecede etki ettiği kanısına varılmıştır. İleri sürülen bu yeni yaklaşım, hidrojen gevrekliğine dayalı gerilmeli korozyon modelini güçlendirecektir.



BÖLÜM 6

GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada ortaya çıkan önemli sonuçlar aşağıda verilmiştir.

- " Yeniden çözeltiye alma süresi- sertlik " eğrisinde bir minimum mevcuttur. 200°C de yeniden çözeltiye alındığında 5 dk , 220°C de yeniden çözeltiye alındığında 4 dk da minimuma ulaşılmaktadır. Yeniden çözeltiye alma eğrisinde minimuma karşıt gelen sürelerde, yeniden yaşlandırıldığında en yüksek sertlik elde edilmektedir.

- Elektrik iletkenliği yeniden çözeltiye alma süresi ile sürekli artmaktadır. İletkenlik değeri 200°C ve 220°C de yapılan RRA işlemlerinde sırasıyla 15 ve 6 dakikada T 73 değerine ulaşmaktadır.

- Matriks çökeltilerinin 2' ve 2 partiküllerinden oluştuğu ve bir kısım çökeltilerin heterojen olarak dislokasyonlarda çökeldiği tespit edilmiştir. Ortalama matriks çökelti boyutu yeniden çözeltiye alma süresine bağlı olarak RRA 200 işleminde 5 dk için 7,1 nm ve 30 dk için 9 nm ve RRA 220 işleminde 4 dk için 9 nm ve 20 dk için 12 nm değerindedir.

- Tane sınırı çökeltileri 2 fazında oluşmaktadır. Çökeltisiz zonun genişliği 30-50 nm arasında değişmektedir. Ortalama tane sınırı çökelti boyutu yeniden çözeltiye alma süresine bağlı olarak RRA 200 işleminde 2 dk için 28 nm ve 5 dk için 40 nm ve RRA 220 işleminde 1 dk için 27 nm ve 20 dk için 47 nm değerindedir.

- RRA 200 ve RRA 220 işlemleri uygulanmış örneklerde atom boşluğu halkaları tespit edilmiştir.

- Yeniden çözeltiye alma süresine bağlı olarak RRA işleminin minimuma kadar olan I. aşamasında "Zn-atom boşluğu" çiftinin ve atom boşluklarının hareketinin hakim olduğunu göstermektedir. Maksimuma kadar olan kısımda (II. Aşama), "Mg-atom boşluğu" çiftinin hareketi ve/veya boşluk oluşumu olaya hakim olmaktadır. Maksimumdan sonra yeralan III. Aşamada ise olaya Mg ve Zn atomlarının difüzyonu hakim olmaktadır.

- Yaşlandırma işlemleri esnasında yapıda iki farklı çökelti grubunun bulunduğu, bunlardan birinin çözünen atomca zengin kümeler (GP zonu ve/veya η'), diğerinin ise atom boşluğunda zengin kümeler olduğudur.

- Yeniden çözeltiye alma işleminin I. aşamasında T6 yapısında "Zn-atom boşluğu" çiftinin hareketi sebebiyle, T6 yapısında çökeltiler (GP zonu ve/veya η' fazı) ile matriks arasında uyumun kaybolduğu, ayrıca yüksek sıcaklık nedeniyle atom boşluklarının yeniden düzene girerek çekirdekleşme için uygun yerler oluşturduğu kanaati doğmuştur.

- Çökelti boyutlarının mekanik özelliklere, malzemedeki atom boşluğu kümelerinin miktar ve dağılımının da gerilmeli korozyon özelliklerine birinci derecede etki ettiği belirlenmiştir. Bu sonuç, 7075 Al alaşımının gerilmeli korozyon çatlamasında hidrojen gevrekliği mekanizmasının yer aldığına dair görüşü desteklemektedir.

- RRA işleminde, yeniden çözeltiye alma süresinin özellikle maksimumdan uzun olması mukavemetin düşmesine neden olduğundan, yeniden çözeltiye alma süresi maksimuma ulaşılan süre ile sınırlanmalıdır.

KAYNAKLAR

- [1] ARDELL, A.J., Precipitation Hardening, Met.Trans.A, 16, 2131-2165, 1985.
- [2] MARTIN, J.W., Precipitation Hardening, Pergamon Press ltd., 1968.
- [3] CINA, B., RANISH, B., New Technique for Reducing Susceptibility to Stress Corrosion of High Strength Aluminum Alloy, Int. Conf. on Aluminium Industrial Products Proc., ASM, Pittsburg, 1974.
- [4] GUY, A.G., HREN, J.J., Elements of Physical Metallurgy, Addison-Wesley Publishing company, 1974.
- [5] CHADWICK, G.A., Metallgraphy of Phase Transformations, Crane,Russak company inc., NY., 1972.
- [6] CHISTIAN, J.W., The Theory of Transformation in Metals and Alloys, Pergamon Press, NY, 1965.
- [7] BURKE, J., The Kinetics of Phase Transformations in Metals, Pergamon Press, 192, 1965.
- [8] HATCH, J.E., Aluminium Properties and Physical Metallurgy, ASM, Ohio, 1984.
- [9] FENG, W.X., LIN, F.S., The Influence of Solution Heat Treatment Temperature on The Mechanical Properties of a Recrystallized Aluminum Alloy 2020, J.Mater. Sci., 19, 2079-2084, 1984.
- [10] JOSHI, A., SHASTRY, C.R. and LEVY, M., Effect of Heat Treatment on Solute Concentration at Grain Boundaries in 7075 Aluminum Alloy, Met. Trans. A, 12, 1081-1088, 1981.
- [11] SHASTRY, C.R., LEVY, M., JOSHI, A., The Effect of Solution Treatment Temperature on Stress Corrosion Susceptibility of 7075 Aluminium Alloy, Cor. Sci., 21, 673-688, 1981.
- [12] KAYALI, E.S., Alüminyum Alasimlarının Isil İşlemleri ve Deformasyonu, SEGEM yayını.
- [13] ARCHAMBAULT, P., CHEVRIER, J.C., BECK, B., A Contribution to The Optimization of The 7075 Heat Treatment, Mater. Sci and Eng., 43, 1-6, 1980.

- [14] DOLLAR, M., THOMPSON, A.W., The Effect of Grain Size and Strain on The Tensile Flow Stress of Quenched Aluminium, *Acta Met.*, 35, 227-235, 1987.
- [15] ASKINS, M.C., MARTIN, J.W., Structure and Strength of an Al-Zn-Mg Alloy After Duplex Aging Treatment, *Metallography*, 15, 141-155, 1982.
- [16] HARDWICK, D.A., THOMPSON, A.W., BERNSTEIN, I.M., The Effect of Copper Content and Microstructure on the Hydrogen Embrittlement of Al-6Zn-2Mg Alloy, *Met. Trans. A*, 14, 2517-2526, 1983.
- [17] LOFFLER, H., KOVACS, I., LENDVAI, J., Review Decomposition Processes in Al-Zn-Mg Alloy, *J. Mater. Sci.*, 18, 2215-2240, 1983
- [18] PARK, J.K., ARDELL, A.J., Microstructures of The Commercial 7075 Al Alloy in The T651 and T7 Tempers, *Met. Trans. A*, 14, 1957-1965, 1983.
- [19] ADLER, P.N., DEIASI, R. and GESCHWIND, G., Influence of Microstructure on The Mechanical Properties and Stress Corrosion Susceptibility of 7075 Aluminum Alloy, *Met. Trans. A*, 3, 3191-3200, 1972.
- [20] ALLEN, R.M., VANDER SANDE, J.B., A High Resolution Transmission Electron Microscope Study of Early Stage Precipitation on Dislocation Lines in Al-Zn-Mg, *Met. Trans. A*, 9, 1251-1258, 1978.
- [21] RYUM, N., Ageing and Plastic Deformation of an Al-Zn-Mg Alloy, *Acta Met.*, 17, 821-830, 1969
- [22] INOUE, H., SATO, T., KOHMA, Y., TAKAHASHI, I., The Temperature Limit for GP Zone Formation in an Al-Zn-Mg Alloy, *Met. Trans. A*, 12, 1429-1434, 1981.
- [23] DE ARDO, A.J. and SIMENSEN, J., A Structural Investigation of Multiple Aging of Al-7wt pct Zn-2.3wt pctMg, *Met. Trans. A*, 4, 2413-2421, 1973.
- [24] EMBURY, J.D., NICHOLSON, R.B., The Nucleation of Precipitates: The system Al-Zn-Mg, *Acta Met.*, 13, 403-417, 1965.
- [25] GJONNES, J. and SIMENSEN, J., An Electron Microscope Investigation of The Microstructure in an Aluminium-Zinc-Magnesium Alloy, *Acta Met.*, 18, 881-890 1970.
- [26] VAN, C.M., WEI, W.Y., JAHN, M.T., Studies of a Thermo-mechanically Treated Al-Zn-Mg Alloy, *J. Mater. Sci.*, 16, 1097-1102, 1981.

- [27] McDonnell Douglas, St Louis, Process Specification, 1973.
- [28] SATYANARAYANA, K.G., Metastable Solvus Curves in Al-Zn Alloy, *J. Mater. Sci.*, 16, 1240-1248, 1981.
- [29] SHEWMON, P.G., Transformation in Metals, Mc Graw Hill Book Company, 1969.
- [30] HONYEK, G., KOVACS, I., LENDVAI, J., NG-HUYSING, UNGAR, T., LOFFLER, H., GERLACH, R., The Influence of Mg Content on The Formation and Reversion of Guinier-Preston Zones in Al-4.5 at %Zn-xMg Alloy, *J. Mater. Sci.*, 16, 2701-2709, 1981.
- [31] LORIMER, G.W., NICHOLSON, R.B., Further Results on The Nucleation of Precipitates in the Al-Zn-Mg System, *Acta Met.*, 14, 1009-1013, 1966.
- [32] SATYANARAYANA, K.G., Metastable Solvus Curves in Al-Zn Alloys, *J. Mater. Sci.*, 16, 1233-1239, 1981
- [33] UNGAR, T., LENDVAI, J., KOVACS, I., Metastable Phase Diagram of The Al-Zn-Mg Alloy System in The Low Concentration Range of Zn and Mg, *Aluminium* 55. Jahrg., 10, 663-668, 1979.
- [34] BOSSAC, H., FABLAN, H.G., LOFFLER, H., A Quantitative Interpretation of The Decomposition Kinetics of Some Al-Zn-Mg Alloys, *Phys. Stat. Solid. (a)*, 48, 369-375, 1978.
- [35] BROWN, L.C., Shape Changes During Dissolution of D-CuAl₂, *Met. Trans. A*, 15, 449-458, 1984.
- [36] KATZ, and RYUM, N., Precipitation Kinetics in Al-Alloys, *Scripta Met.*, 15, 265-268, 1981.
- [37] GAUSTER, W.B., WAMPLER, W.R., A Study of precipitate Formation in Aluminium-Copper Alloys by Positron Annihilation and Transmission Electron Microscopy, *Philosophical Magazine, A*, 41, 2, 145-156, 1980.
- [38] GIRIFALCO, L.A., HERMAN, H., A Model for The Growth of Guinier-Preston Zones - The Vacancy Pump, *Acta Met.*, 13, 583-590, 1965.
- [39] KOVACS, I., LENDVAI, J., UNGAR, T. and et.al., The Properties of an AlZnMg Alloy Deformation Strengthened by Guinier-Preston Zones, *Acta Met.*, 25, 673-680, 1977.
- [40] FINE, M.E., Precipitation Hardening of Aluminium Alloys, *Met. Trans. A*, 6, 625-630, 1975.

- [41] MONDOLFO, L.F., GJOSTEIN, N.A. and LEVINSON, D.W.,
Structural Changes During Aging in Al-Zn-Mg Alloy,
Trans. A.I.M.E., 206, 1378-1385, 1956.
- [42] CSANADY, A., MARTON, D., Stress Corrosion Behavior of
Al-Zn-Mg Alloys Based Upon Microchemical Surface
Reactions, J. Mater. Sci., 14, 2289-2295, 1979.
- [43] UNVIN, P.N.T., NICHOLSON, R.B., The Nucleation and
Initial Stages of Growth of Grain Boundary Preci-
pitates in Al-Zn-Mg and Al-Mg Alloys, Acta Met.,
17, 1379-1392, 1969.
- [44] CHEN, J.M., SUN, T.S., WISWANADHAM, R.K., GREEN, J.A.
S., Grain Boundary Segregation of an Al-Zn-Mg
Ternary Alloy, Met. Trans. A, 8, 1935-1940, 1977.
- [45] RAGHAVAN, M., Microanalysis of Precipitate Free Zones
(PFZ) in Al-Zn-Mg and Cu-Ni-Nb Alloys, Met. Trans.
A, 11, 993-999, 1980.
- [46] LUDTKA, G.M., LAUGHLIN, D.E., The Influence of Micro-
structure and strength on The Fracture Mode and
Toughness of 7XXX Series Aluminum Alloys, Met.
Trans. A, 13, 411-425, 1982.
- [47] DeIASI, R. and ADLER, P.N. Calorimetric Studies of
7000 Series Aluminium Alloy: 1. Matrix Precipitate
Characterization of 7075, Met. Trans. A, 8, 1177-
1183, 1977.
- [48] LIVAK, R.J., PAPAIZIAN, J.M., Effects of Copper on
Precipitation and Quench Sensitivity of AlZnMg
Alloys, Scripta Metall., 18, 483-448, 1984.
- [49] LUDTKA, G.M., LAUGHLIN, D.E., The Effect of Solute
Content on The Slip Behavior in 7XXX Series Alumi-
nium Alloys, Met. Trans. A, 12, 2083-2091, 1981.
- [50] NARASIMHA RAD, B.V., Influence of Aging Treatment on
The Grain Boundary Precipitation and Chemistry in
7075 Al Alloy, Met. Trans. A, 12, 1356-1359, 1981
- [51] WOLF, G.K., Stress Corrosion Cracking of Silver-Bom-
barded Aluminium Alloys, Mater. Sci. and Eng.,
69, 317, 1985.
- [52] SANTNER, J.S., A Study of Fracture in High Purity 7075
Aluminum Alloys, Met. Trans. A, 9, 769-779, 1978.
- [53] SARKAR, B., MAREK, M., STARKE Jr, E.A., The Effect of
Copper Content and Heat Treatment on The Stress
Corrosion Characteristics of Al-6Zn-2Mg-XCu
Alloys, Met. Trans. A, 12, 1939-1943, 1981.

- [54] FREIDLANDER, I.N., TKACHENKO, E.A. and et.al., The Effect of Microalloying on The Structure and Properties of Al-Zn-Mg-Cu Alloys, Termich. Obrabotka Met., 4, 46-48, 1986.
- [55] ISLAM, M.U., WALLACE, W., Stress-Corrosion-Crack Growth Behavior of 7475 T6 Retrogressed and Reaged Aluminium Alloy, Metal. Tech., 11, 320-322, 1984.
- [56] PEEL, C.J., Aluminium Alloys for Airframes-Limitations and Developments, Mater. Sci. and Tech., 2, 1169-1175, 1986.
- [57] WALLACE, W., BEDDOES, J.C., DE MALHERBE, M.C., A New Approach to The Problem of Stress Corrosion Cracking in 7075-T6 Aluminum, Canadian Aeronautics and Space J., 27, 3, 222-232, 1981.
- [58] RAJAN, K., WALLACE, W., BEDDOES, J.C., Microstructural Study of a High-Strength Stress-Corrosion Resistant 7075 Aluminium Alloy, J. Mater. Sci., 17, 2817-2824, 1982.
- [59] SWANSON, R.E., BERNSTEIN, I.M., THOMPSON, A.W., Stress Corrosion Cracking of 7075 Aluminum in The T6-RR Temper, Scripta Met., 16, 321-324, 1982.
- [60] KANEKO, K.S., RRA: Solution for Stress Corrosion Problems With T6 Temper Aluminum, Metal. Progress, 118, 41-43, 1980.
- [61] Metals Handbook, vol 24, ASM.
- [62] DANH, N.C., RAJAN, K., WALLACE, W., A TEM Study of Microstructural Changes During Retrogression and Reaging in 7075 Aluminum, Met. Trans. A, 14, 1843-1850, 1983.
- [63] PARK, J.K., ARDELL, A.J., Effect of Retrogression and Reaging Treatments on The Microstructure of Al-7075-T651, Met. Trans. A, 15, 1531-1543, 1984.
- [64] ANKARA, A., DURLU, N., 7075 Alüminyum Alasimlarında Retrogresyon Kinetiği, 2. Ulusal Alüminyum Kongresi, Seydisehir, 1984.
- [65] NATAN, M., CHIHOSKI, R.A., Relationship Between Microstructure, Hardness and Electrical Conductivity of 2219 Aluminium, J. Mater. Sci., 18, 1359, 1981
- [66] WALLACE, W. and et.al., AGARD Corrosion Handbook, vol 1, Specialised Printing Services Ltd., Essex, 1985.

- [67] ROSEN, M., HOROWITZ, E., SWARTZENDRUBER, L., FICK, S., MEHRABIAN, R., The Aging Process in Aluminum Alloy 2024 Studied by Means of Eddy Currents, Mater. Sci. and Eng., 53, 191-198, 1982.
- [68] KOCH, G.H., KOLIJN, D.T., The Heat Treatment of The Commercial Aluminum Alloy 7075, J.Heat Treating, 1, 2-14, 1979.
- [69] HAHN, G.T., ROSENFELD, A.R., Metallurgical Factors Affecting Fracture Toughness of Aluminum Alloys, Met. Trans. A, 6, 653-667, 1975.
- [70] HELFRICH, W.J., Factography of Stress Corrosion Cracks in Aluminum Alloy 7075, Corrosion-NACE, 29, 8, 316-318, 1973.
- [71] HERMAN, R., Stress Corrosion Cracking of Al-Mg-Zn-Cu Alloys After Precompression, J. Mater. Sci., 16, 2381-2386, 1981.
- [72] HYATT, M.V., Use of Precracked Specimens in Stress Corrosion Testing of High Strength Aluminum Alloys, Corrosion-NACE, 26, 11, 487-502, 1970.
- [73] SPEIDEL, M.O., Stress Corrosion Cracking of Aluminum Alloys, Met. Trans. A, 6, 631-651, 1975.
- [74] SPEIDEL, M.O., HYATT, M.V., Stress Corrosion Cracking of High Strength Aluminium Alloys, Industrial Products, Pittsburgh chapter, ASM, 115-177, 1974.
- [75] DE ARDO, A.J., TOWNSEL, R.D., The Effect of Microstructure on The Stress-Corrosion Susceptibility of a High Purity Al-Zn-Mg Alloy in a NaCl Solution, Met. Trans. A, 1, 2573-2581, 1970.
- [76] HUNSICKER, H.Y., STALEY, J.T., BROWN, R.H., Stress-Corrosion Resistance of High-Strength Al-Zn-Mg-Cu Alloys With and Without Silver Additions, Met. Trans. A, 3, 201-209, 1973.
- [77] KAWABATA, T., IZUMI, O., The Relationship Between Ductility and Grain Boundary Precipitates in an Al-6.0%Zn-2.6%Mg Alloy, J.Mater. Sci., 11, 892-902, 1976.
- [78] KAWABATA, T., SUENAGA, H., IZUMI, O., Effect of Cold Working and Ageing Treatment on Ductility of an Al-6.0%Zn-2.6%Mg Alloy at 4.2 to 293 K, J. Mater. Sci., 19, 1007-1021, 1984.
- [79] KIRMAN, I., The Relation Between Microstructure and Toughness in 7075 Aluminum Alloy, Met. Trans. A, 2, 1761-1769, 1971.

- [80] PICKENS, J.R., CHRISTODOULOU, L., The Stress-Corrosion Cracking Behavior of High-Strength Aluminum Powder Metallurgy Alloys, *Met. Trans. A*, 18, 135, 1987.
- [81] WEI, R.P., GAO, M., PAO, P.S., Reply to Comments on The Role of Magnesium in CF and SCC of 7000 Series Aluminum Alloys, *Scripta Met.*, 19, 917-918, 1985.
- [82] MALIS, T., CHATURVEDI, M.C., Grain Boundary Segregation in an Al-8wt%Mg Alloy, *J. Mater. Sci.*, 17, 1479-1486, 1982.
- [83] PICKENS, J.R., LANGAN, T.J., The Effect of Solution Heat-Treatment on Grain Boundary Segregation and Stress-Corrosion Cracking of Al-Zn-Mg Alloys, *Met. Trans. A*, 18, 1735-1744, 1987.
- [84] SCAMANS, G.M., HOLROYD, N.J.H., TUCK, C.D.S., The Role of Magnesium Segregation in The Intergranular Stress Corrosion Cracking of Aluminium Alloys, *Corros. Sci.*, 27, 4, 329-347, 1987.
- [85] LEE, T.S.F., LATANISION, R.M., Effect of Grain Boundary Segregation and Precipitation on The Hydrogen Susceptibility of Nickel, *Met. Trans. A*, 18, 1653-1662, 1987.
- [86] BURSLE, A.J., PUGH, E.N., An Evaluation of Current Models for The Propagation of Stress Corrosion Cracks, *Environment-Sensitive Fracture of Eng. Mater.*, ed. Forouhis, Z.A., AIME, 18-47, 1977.
- [87] CRISTODOULOU, L., FLOWER, H.M., Hydrogen Embrittlement and Trapping in Al-6%Zn-3%Mg, *Acta Met.*, 28, 481-487, 1980.
- [88] LYNCH, S.P., Mechanisms of Stress Corrosion Cracking and Liquid-Metal Embrittlement in Al-Zn-Mg Bicrystals, *J. Mater. Sci.*, 20, 3329-3338, 1985.
- [89] SCAMANS, G.M., Hydrogen Bubbles in Embrittled Al-Zn-Mg Alloys, *J. Mater. Sci.*, 13, 27-36, 1978.
- [90] ALBRECHT, J., Mc TIERNAN, B.J., BERNSTEIN, I.M., THOMPSON, A.W., Hydrogen Embrittlement in a High-Strength Aluminum Alloy, *Scripta Met.*, 11, 893-897, 1977.
- [91] HARDWICK, D.A., TAHERI, M., THOMPSON, A.W., BERNSTEIN, I.M., Hydrogen Embrittlement in a 2000-Series Aluminium Alloy, *Met. Trans. A*, 13, 235-239, 1982.
- [92] LE, A.H., FOLEY, R.T., Stress Corrosion Cracking of AA 7075-T651 in Various Electrolytes-Statistical Treatment of Data Obtained Using DCB Pre-cracked Specimens, *Corrosion-NACE*, 39, 10, 379-383, 1983.

- [93] MABIE, H.H., WILSON, J.H., LOUTHAN, M.R. Jr., KAUFFMAN, C.J. Jr., The Effect of Absorbed Hydrogen on Torsional Fatigue of 2024-T351 Aluminum Alloy, *Scripta Met.*, 17, 59-62, 1983.
- [94] LIN, F., STARKE, E.A. Jr., The Effect of Copper Content and Degree of Recrystallization on The Fatigue Resistance of 7XXX Type Aluminum Alloys, *Mater. Sci. and Eng.*, 39, 27-41, 1979.
- [95] TIEN, J.K., RICHARDS, R.J., BUCK, O., MARCUS, H.L., Model of Dislocation Sweep-in of Hydrogen During Fatigue Crack Growth, *Scripta Met.*, 9, 1097-1101, 1975.
- [96] LOGAN, H.L., *The Stress Corrosion of Metals*, John Wiley and sons, NY., 1966.
- [97] SPROWLS, D.O., BROWN, R.H., *Stress Corrosion Mechanisms for Aluminium Alloys, Fundamental Aspect of Stress Corrosion Cracking*, NACE, 466-506, 1969.
- [98] KOCH, G.H., Hydrogen Induced Fracture of a High Strength Aluminum Alloy, *Corrosion*, 35, 73-78, 1979.
- [99] SCHOBER, L.F., Magnesium-Hydrogen System: Transmission Electron Microscopy, *Met. Trans. A*, 12, 951-957, 1981.
- [100] WISWANADHAM, R.K., SUN, T.S., GREEN, J.A.S., Influence of Moisture Exposure on The Composition of Oxides on Al-Zn-Mg Alloy, An Auger Electron Spectroscopy Study, *Corrosion*, 36, 275-278, 1980.
- [101] TUCK, C.D.S., The Embrittlement of Al-Zn-Mg and Al-Mg Alloys by Water Vapour, *Met. Trans. A*, 16, 1503-1514, 1985.
- [102] TALBOT, D.E.J., Effects of Hydrogen in Aluminum, Magnesium, Copper, and Their Alloys, *Int. Met. Rev.*, 20, 166-182, 1975.
- [103] ISHIKAWA, T., McLELLAN, R.B., The Diffusivity of Hydrogen in Aluminum, *Acta Met.*, 34, 6, 1091-1095, 1986.
- [104] McLELLAN, R.B., Hydrogen Diffusion in Aluminum, *Scripta Met.*, 17, 1237-1240, 1983.
- [105] TYSON, W., Hydrogen in Metals, *Canadian Met. Quar.*, 8, 1-11, 1979.
- [106] PRESSOUYRE, G.M., Trap Theory of Hydrogen Embrittlement: Experimental Investigations, Hydrogen Effects in Metals, *AIME*, 27-30, 1981.

- [107] GIBALA, R., DEMIGLIO, D.S., Hydrogen in Iron and Steels: Interactions, Traps and Crack paths, Hydrogen Effects in Metals, AIME, 116, 1981.
- [108] CHOI, Y., KIM, H.C., PYUN, S., Stress Corrosion on Cracking of Al-Zn-Mg Alloy AA-7039 by Slow Strain Rate Method, J. Mater. Sci., 19, 1517-1521, 1984.
- [109] HOEPPNER, D.W., MANN, D., WEEKWES, J., Fracture Mechanics Based Modelling of The Corrosion Fatigue Process, Agard Conf. Proceed., 316, 1981.
- [110] MIDDLETON, W.R., PARKINS, R.N., Stress Corrosion Crack Paths in Al-Zn-Mg Alloys, Corrosion-NACE, 28, 3, 88-94, 1972.
- [111] TAYLOR, I.T., EDGAR, R.L., A Study of Stress-Corrosion in Al-Zn-Mg Alloys, Met. Trans. A, 2, 833, 1971.
- [112] VAN LEEUWEN, H.P., BOOGERS, J.A.M., STENTLER, C.J., The Contribution of Corrosion to The Stress Corrosion Cracking of Al-Zn-Mg Alloys, Corrosion-NACE, 31, 1, 23-29, 1975.
- [113] PATHANIA, R.S., TROMANS, D., Initiation of Stress Corrosion Cracks in Aluminum Alloys, Met. Trans. A, 12, 607-612, 1981.
- [114] WACKER, G.A., CHU, H.P., Some Observations on The Stress Corrosion Characteristics of High Strength Aluminum Alloys in The Marine Environment, Corrosion-NACE, 28, 6, 233-242, 1972.
- [115] HOLROYD, N.J.H., HARDIE, D., Environment-Sensitive Embrittlement of High Strength Aluminium Alloys, Hydrogen Effects in Metals, AIME, 449-457, 1981.
- [116] CIARALDI, S.W., NELSON, J.L., YESKE, R.A., PUGH, E.N., Studies of Hydrogen Embrittlement and Stress-Corrosion Cracking in an Aluminum-Zinc-Magnesium Alloy, Hydrogen Effects in Metals, AIME, 437-447, 1981.
- [117] SCAMANS, G.M., Hydrogen Induced Fracture of Aluminium Alloys, Hydrogen Effects in Metals, AIME, 467-474, 1981.
- [118] CHRISTODOULOU, L., FLOWER, A.M., In-situ H.V.E.M. Observations of Hydrogen Embrittlement in Al-Zn-Mg Alloys, Hydrogen Effects in Metals, AIME, 493-501, 1981.
- [119] TUCK, C.D.S., Evidence for the Formation of Magnesium Hydride on the Grain Boundaries of Al-Mg and Al-Zn-Mg Alloys during Their Exposure to Water

Vapour, Hydrogen Effects in Metals, AIME, 503-510, 1981.

- [120] PICKENS, J.R., VENABLES, D., GREEN, J.A.S., Improved SCC Resistance of Al-Zn-Mg Alloys by Control of Mg Content in Bulk Metal and in The Oxide Film, Hydrogen Effects in Metals, AIME, 513-521, 1981.
- [121] KOVACS, I., LENDVAI, J., UNGAR, T., GROMA, G., LANKNER, J., Mechanical Properties of AlZnMg Alloys, Acta Met., 28, 1621-1631, 1980.
- [122] EDINGTON, J.W., Practical Electron Microscopy in Materials Science (4), MacMillian Philips Technical lab., 18-32, 1976.
- [123] MELANDER, A., PERSSON, P.A., The Strength of a Precipitation Hardened AlZnMg Alloy, Acta Met., 26, 267-278, 1978.
- [124] ARDELL, A.J., The Effect of Volume Fraction on Particle Coarsening: Theoretical Considerations, Acta Met., 20, 61-71, 1972.
- [125] JANOFF, D., FINE, M.E., Coarsening Kinetics of CuAl₂ in Aluminum, Mater. Sci. and Eng., 64, 67-71, 1984.
- [126] GODENY, I., BEKE, D.L., KEDVES, F.J., GROMA, G., Diffusion of Zn in Al-Rich Heterogeneous AlZn Alloys, Z. Metallkunde., 72, 97-101, 1981.
- [127] LEIGHTLY, H.P. Jr., The effect of PH₂O in The Annealing Atmosphere on The Defect Structure in a Quenched Aluminium-9.87 at % Zn Alloy, Phill. Mag. A, 45, 5, 895-904, 1982.
- [128] BEKE, D., GODENY, I., KEDVES, F.J., GROMA, G., Diffusion of Zn in Dilute AlZn, AlMg, AlZnMg and AlZnFe Alloys, Acta Met., 25, 539-550, 1977.
- [129] CAHN, R.W., Physical Metallurgy, 2.ed., North Holland, Amsterdam, 1970.
- [130] BECKINLI, E.A., Yayinlanmamis Makale.
- [131] DANH, N.C., RAJAN, K., WALLACE, W., Discussion of Effect of Retrogression and Reaging Treatments on The Microstructure of Al-7075-T651, Met. Trans. A, 16, 2068, 1985.
- [132] BALDANTONI, A., On The Microstructural Changes During The Retrogression and Re-Aging of 7075 Type Aluminum Alloys, Mater. Sci. and Eng., 72, L5-L8, 1985.

- [133] PAPAZIAN, J.M., The Effects of Warm Working on Aluminum Alloy 7075-T651, Mater. Sci. and Eng., 51, 223-230, 1981.
- [134] PAPAZIAN, J.M., Calorimetric Studies of Precipitation and Dissolution Kinetics in Aluminum Alloys, Met. Trans. A, 13, 761-769, 1982.
- [135] HABIBY, F., ULLTAG, A., HASHMI, H.F., KHAN, A.G., Some Remarks on The Hardness and Yield Strength of Aluminum Alloy 7075 as a Function of Retrogression Time, Met. Trans. A, 18, 350-353, 1987.
- [136] RYUM, N., The Influence of a Precipitate-Free Zone on The Mechanical Properties of an Aluminium-Zinc Alloy, Acta Met., 16, 327-332, 1968.
- [137] MURAKAMI, M., KAWANA, O., MURAKAMI, Y., Formation and Reversion of Guinier-Preston Zones in Aluminium-6.7 at % Zinc Alloy and Effects of Small Concentrations of Magnesium and Silver, Acta Met., 17, 29-40, 1969.
- [138] GEROLD, V., MERZ, W., KAWANO, O., The Annealing-Out of Quenched-in Vacancies in Aluminium Zinc Alloy and Its Influence on The Kinetics of Growth of Guinier-Preston Zones, Z. Metallkunde., 61, 102-107, 1970.
- [139] JURGENS, G., KEMPE, M., LOFFLER, H., On The Kinetics of The Growth of Guinier-Preston Zones in Aluminium-Zinc(2.5 at %)-Magnesium(x) Alloys, Phys. Sta. Solidi. (a), 21, K39-K73, 1974.
- [140] NAESS, S.E., A Divergent Beam X-Ray Diffraction Study on The Precipitation in an Al-Mg-Zn Alloy, Scripta Met., 3, 179-181, 1969.
- [141] SUZUKI, H., KANNO, M. and ASAMI, S., Ageing Processes of (T) Type Aluminium-Zinc-Magnesium Alloys at Relatively High Temperatures, J. Jpn. Inst. Light. Met., 22, 135-142 1972.
- [142] JURGENS, G., KEMPE, M., The Kinetics of The Initial Stages of Groth of Guinier-Preston Zones in Aluminium-Zinc-Magnesium Alloys During Low-Temperature Ageing, Neue Hütte, 21, 166-168, 1976.
- [143] GROMA, G., SZENTIRMAY, Z., The Change of Zone Composition in AlZnMg Alloys During Aging, Scripta Met., 12, 991-992, 1978.
- [144] CZURRATIS, P., KROGGEL, R., WOLTER, R., Quenched-in Dislocation Loops in Al-Zn-Mg Alloys, Z. Metallkunde., 78, 268-274, 1987.

- [145] JUHASZ, A., TASNADI, P., KOVACS, I., UNGAR, T., J. Mechanical Properties of Al-Zn-Mg Alloys Investigated by Microhardness Measurements, Mater. Sci., 16, 367-372, 1981.
- [146] ROSEBAUM, H.S., TURNBULL, D. and ALESSANDRINI, E.I., On The Orientation of Silicon Precipitating From an Al-Rich Solid Solution, Acta Met., 7, 768-769, 1959.
- [147] OZAWA, E., KIMURA, H., Excess Vacancies and The Nucleation of Precipitates in Aluminium-Silicon Alloys, Acta Met., 18, 995-1004, 1970.
- [148] ADLER, P.N., DEIASI, R., Calorimetric Studies of 7000 Series Aluminium Alloys. II-Comparison of 7075, 7050 and RS720 Alloys, Met. Trans. A, 8, 1185-1190, 1977
- [149] HOLL, H.A., The Influence of a Subgrain Structure on Precipitation-Hardening and Nucleation of Precipitates in an Al-Zn-Mg Alloys, Met. Sci. J., 1, 111-118, 1967.
- [150] RYUM, N., Precipitation Kinetics in an Aluminium-Zinc-Magnesium Alloy, Z. Metallkunde., 66, 338-343, 1975.
- [151] DLUBEK, G., KABISCH, O., BRÜMMER, O., LÖFFLER, H., Precipitation and Dissolution Processes in Age-Hardenable Al-Alloy-A Comparison of Positron Annihilation and X-Ray Small-Angle Scattering Investigations-1. Al(Zn(x) X=3, 4.5, 6, 10, and 18 at %), Phys. Stat. Solidi. (a), 55, 509-518, 1979.
- [152] KABISCH, O., DLUBEK, G., LÖFFLER, H., BRÜMMER, O., GERLACK, R., Precipitation and Dissolution Processes in Age-Hardenable Al Alloys-Comparison of Positron Annihilation and X-Ray Small-Angle Scattering Investigations, Phys. Stat. Solidi. (a), 59, 731-742, 1980.
- [153] DLUBEK, G., BRÜMMER, O., HATOJARVI, P., J.YLI-KAUPPILA, Pozitron Study of Age Hardenable Al-Zn-Mg-Alloys, Phill. Mag. A, 44, 239-248, 1981.
- [154] GAUSTER, W.B., WAMPLER, W.R., Study of Precipitate Formation in Aluminium-Copper Alloys by Positron Annihilation and Transmission Electron Microscopy, Phill. Mag. A, 41, 145-156, 1980.
- [155] GECKINLI, E.A., TUNCER, S.K., 7075 Aluminyum Alasi-mında(RRA) Isil Isleminin Taneler Arasi Korozyon Direncine Etkisi, II. Ulusal Alüminyum Kongresi, Seydisehir, 1984.

- [156] ARAN, A., Optimization of The Strength and Intergranular Corrosion Properties of The 7075 Al Alloy by Retrogression and Reaging, Z. Metallkunde., 80, 170-172, 1989.
- [157] URAL, K., UZMAN, I., ANKARA, A., 7075-T6 Al Alasiminda GKC Direncinin RRA Isil Islemiyle Artirilmesi, I. Korozyon Simpozyumu, Ankara, 151-160, 1988.



ÖZGEÇMİŞ

Nuran (ÜNVER) AY, 1955 yılında Karaman'da doğmuştur. Lise öğrenimini Karaman Lisesinde tamamladıktan sonra, 1973 yılında girdiği İ.T.Ü. Maden Fakültesi Metalurji Bölümünden 1978 yılında Metalurji Mühendisi olarak mezun olmuştur. Aynı yıl, İ.T.Ü. Metalurji Fakültesi Malzeme dalında başladığı Mühendislik Mimarlık ve Lisans Sonrası öğrenimini 1979 yılında tamamlayarak, Metalurji Yüksek Mühendisi ünvanını almıştır. Halen, 1980 yılında katılmış olduğu Anadolu Üniversitesi Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi Maden Bölümünde öğretim görevlisi olarak çalışmaktadır. Evli ve iki çocuk annesidir.