

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**Al 7075 ALAŞIMININ ŞEKİLLENME ve ISIL İŞLEMLE
ÖZELLİKLERİNİN İYİLEŞTİRİLMESİ**

Metalurji ve Malzeme Müh. Işık KAYA

**FBE Metalurji Anabilim Dalı Malzeme Programında
Hazırlanan**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tez Danışmanı : Doç. Dr. Ahmet KARAASLAN

İSTANBUL, 2005

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
SİMGE LİSTESİ	iv
KISALTMA LİSTESİ	v
ŞEKİL LİSTESİ	vi
ÇİZELGE LİSTESİ	ix
ÖNSÖZ.....	x
ÖZET	xi
ABSTRACT	xii
1 GİRİŞ.....	1
2 ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ GENEL ÖZELLİKLERİ ve KULLANIM ALANLARI.....	2
2.1 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması	3
2.2 Alüminyum Alaşımlarının Fiziksel ve Mekanik Özellikleri	5
2.3 Alüminyum Alaşımlarının Kullanım Alanları.....	8
2.3.1 Otomotiv Endüstrisinde Alüminyum Alaşımlarının Kullanımı	10
2.3.2 Roket ve Füzelerde Alüminyum Alaşımlarının Kullanımı.....	13
3 ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ ISIL İŞLEMİ	15
3.1 Çökeltme Sertleşmesi Isıl İşleminin Kademeleri	16
3.1.1 Çözeltiye Alma	16
3.1.2 Ani Soğutma	18
3.1.3 Çökeltme İşlemi.....	20
3.1.4 Sıcaklığın ve Zamanın Çökeltme Sertleşmesine Etkisi.....	20
3.2 Çökeltme Sertleşmesi Sürecinde Oluşan Dönüşümler	24
3.3 Al-Zn-Mg Alaşımlarında Oluşan Dönüşümler	27
3.3.1 GP Zonları	30
3.3.2 η Fazı.....	31
3.3.3 η ve T Karalı Fazları.....	32
3.3.4 Çökelti İçermeyen Zon (PFZ).....	32
3.4 Retrogresyon ve Yeniden Yaşlandırma İşlemi (RRA)	33
3.4.1 Retrogresyon Sırasında Oluşan Dönüşümler.....	34
3.4.2 Yeniden Yaşlandırma Sırasında Oluşan Dönüşümler	35

4	DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	37
4.1	Kullanılan Malzemeler	37
4.2	Uygulanan Isıl İşlemler	37
4.3	Sertlik Ölçme	38
4.4	Çekme Deneyleri	44
4.5	Çentik Darbe Deneyleri	48
4.6	Mikroyapısal Karakterizasyon.....	52
5	DENEYSEL SONUÇLAR	53
5.1	Sertlik Sonuçları	53
5.2	Çekme Deneyi Sonuçları	58
5.3	Çentik Darbe Dayanımı Sonuçları	63
5.4	Mikroyapı Sonuçları	69
6	SONUÇLAR ve ÖNERİLER	79
	KAYNAKLAR.....	81
	ÖZGEÇMİŞ.....	84

SİMGE LİSTESİ

η	MgZn ₂ ara çökelti
T	Kübik (AlZn) ₄₉ Mg ₃₂
T'	Hekzagonal (AlZn) ₄₉ Mg ₃₂
Rm	Çekme Dayanımı
Rp	Akma Dayanımı
$T6$	Yapay Yaşlandırma Isıl İşlem Simgesi
$T73$	Aşırı Yaşlandırma İşlem Simgesi

KISALTMA LİSTESİ

R	Retrogression (Retrogresyon Isıl İşlemi)
RRA	Retrogression and Reaging (Retrogresyon ve Yeniden Yaşlandırma Isıl İşlemi)
GP	Guinier and Preston
PFZ	Precipitate Free Zone
SEM	Scanning Electron Microskop
HRB	Rockwell B Sertlik Değeri
SEM	Scanning Electron Microskop
HRB	Rockwell B Sertlik Değeri

ŞEKİL LİSTESİ

Şekil 2.1	İkili alüminyum alaşım sistemlerinde katı eriyik sertleşmesi	2
Şekil 2.2	Alüminyum alaşımlarının kullanım alanları ve oranları	8
Şekil 2.3	Roket ve füze uygulamalarında kullanılan alüminyum alaşımları	14
Şekil 3.1	a) Yaşlandırma uygulanabilen bir alaşıma ait denge diyagramı b) Yaşlandırma işleminin kademeleri	15
Şekil 3.2	Al-7075 alaşımına uygulanan farklı çözeltiye alma sıcaklıklarına bağlı olarak sertlik- akma dayanımı değişimi	17
Şekil 3.3	Soğuma hızının fonksiyonu olarak yaşlanma zamanı ile akma dayanımının değişimi	19
Şekil 3.4	Çökeltme ile sertleştirilebilir bir A-B alaşımı için yaşlandırma programı ve buna bağlı sonuçlar	21
Şekil 3.5	Yaşlandırmada çökeltme aşamasına (D ve d) ve plastik deformasyon oranına bağlı mukavemet artışı D: ortalama çökelti arası mesafe ; d: ortalama çökelti çapı; d_{matr} : matriks (ort.) tane büyüklüğü	22
Şekil 3.6	Koherent ve inkoherent çökeltmede (a) plastik deformasyon oranına; (b) sıcaklığa bağlı olarak mukavemet değişimi (I: Matriks tane büyüklüğünden bağımsız, II: Matriks (ortalama) tane büyüklüğüne bağlı mukavemet değişimi)	23
Şekil 3.7	Aşırı doymuş katı eriyikten ayrışma (çökeltme) şekilleri	24
Şekil 3.8	Al-Cu sisteminde oluşan bazı ara fazların şematik gösterimi	26
Şekil 3.9	Al-Zn-Mg alaşımlarında göreceli yüksek yaşlandırma sıcaklıklarında mikroyapı bileşenlerinin oluşum sırası	29
Şekil 3.10	Al- Zn denge diyagramı	30
Şekil 3.11	RRA işlemi esnasında sertlikteki değişim	33
Şekil 3.12	Al-7075 alaşımının; (a) T6 işlemi (b) retrogresyon (c) retrogresyon ve yeniden yaşlandırma sonrası şematik mikroyapısı	34
Şekil 3.13	Retrogresyon ve yeniden yaşlandırma sonucu elektrik iletkenliğinin değişimi a) 180°C b) 200 °C c) 220 °C d) 240 °C	36
Şekil 4.1	Çekme deneyi numunesi şekil ve boyutları	44
Şekil 4.2	Çentik darbe deneyi numunesi şekil ve boyutları	48
Şekil 5.1	“1” numaralı numunenin farklı retrogresyon sürelerine bağlı olarak RRA ısıl işlemi sonucu sertlik değişim grafiği	53
Şekil 5.2	“2” numaralı numunenin farklı retrogresyon sürelerine bağlı olarak RRA ısıl işlemi sonucu sertlik değişim grafiği	54
Şekil 5.3	“3” numaralı numunenin farklı retrogresyon sürelerine bağlı olarak RRA ısıl işlemi sonucu sertlik değişim grafiği	54

Şekil 5.4	“4” numaralı numunenin farklı retrogresyon sürelerine bağlı olarak RRA ısıtma işlemi sonucu sertlik değişim grafiği	55
Şekil 5.5	“5” numaralı numunenin farklı retrogresyon sürelerine bağlı olarak RRA ısıtma işlemi sonucu sertlik değişim grafiği	55
Şekil 5.6	“1,2 ve 3” numaralı numunelerin 180 °C' de değişen retrogresyon sürelerine bağlı olarak RRA ısıtma işlemi sonucu elde edilen sertlik değişim grafiği	56
Şekil 5.7	“1,2 ve 3” numaralı numunelerin 200 °C 'de değişen retrogresyon sürelerine bağlı olarak RRA ısıtma işlemi sonucu elde edilen sertlik değişim grafiği	57
Şekil 5.8	“1,2 ve 3” numaralı numunelerin 220 °C' de değişen retrogresyon sürelerine bağlı olarak RRA ısıtma işlemi sonucu elde edilen sertlik değişim grafiği	57
Şekil 5.9	(a) 1, (b)2, (c) 3 numaralı numunelerin farklı retrogresyon sıcaklıklarında RRA işlemi sonucu retrogresyon süresi ile çekme dayanımı değişimi	58
Şekil 5.10	(a) 1, (b) 2, (c) 3 numaralı numunelerin farklı retrogresyon sıcaklıklarında RRA işlemi sonucu retrogresyon süresi ile akma dayanımının değişimi	61
Şekil 5.11	Farklı sıcaklıklarda retrogresyon uygulandıktan sonra yeniden yaşlandırılan 1 numaralı alaşımın -20 °C' de darbe direncinin retrogresyon süresine bağlı olarak değişimi	63
Şekil 5.12	T6 ısıtma işlemi durumundaki alaşımın -20 °C' de darbe deneyi sonrası kırılma yüzeyinin taramalı elektron mikroskop görüntüleri	64
Şekil 5.13	T6 ısıtma işlemi durumundaki alaşımın oda sıcaklığında darbe deneyi sonrası kırılma yüzeyinin taramalı elektron mikroskop görüntüleri	65
Şekil 5.14	180 °C' de 10 dakika retrogresyon uygulanmış ve 130 °C' de 12 saat yeniden yaşlandırılmış numunenin -20 °C' de darbe deneyi sonrası kırılma yüzeyinin taramalı elektron mikroskop görüntüleri	67
Şekil 5.15	200 °C' de 10 dakika retrogresyon uygulanmış ve 130 °C' de 12 saat yeniden yaşlandırılmış numunenin -20 °C' de darbe deneyi sonrası kırılma yüzeyinin taramalı elektron mikroskop görüntüleri	68
Şekil 5.16	T6 ısıtma işlemi durumundaki 1 numaralı numunenin farklı büyütme ölçeklerindeki taramalı elektron mikroskop görüntüleri	70
Şekil 5.17	T6 ısıtma işlemi durumundaki 2 numaralı numunenin farklı büyütme ölçeklerindeki taramalı elektron mikroskop görüntüleri	71
Şekil 5.18	T6 ısıtma işlemi durumundaki 3 numaralı numunenin farklı büyütme ölçeklerindeki taramalı elektron mikroskop görüntüleri	72
Şekil 5.19	180 °C' de 10 dakika retrogresyon ardından 130 °C' de yeniden yaşlandırılmış 2 numaralı numunenin taramalı elektron mikroskop görüntüsü	73
Şekil 5.20	180 °C' de 30 dakika retrogresyon ardından 130 °C' de yeniden yaşlandırılmış 2 numaralı numunenin taramalı elektron mikroskop görüntüsü	73

Şekil 5.21	200 °C' de 10 dakika retrogresyon ardından 130 °C' de yeniden yaşlandırılmış 2 numaralı numunenin taramalı elektron mikroskop görüntüsü	74
Şekil 5.22	200 °C' de 15 dakika retrogresyon ardından 130 °C' de yeniden yaşlandırılmış 2 numaralı numunenin taramalı elektron mikroskop görüntüsü	74
Şekil 5.23	220 °C' de 2 dakika retrogresyon ardından 130 °C' de yeniden yaşlandırılmış 2 numaralı numunenin taramalı elektron mikroskop görüntüsü	75
Şekil 5.24	220 °C' de 5 dakika retrogresyon ardından 130 °C' de yeniden yaşlandırılmış 2 numaralı numunenin taramalı elektron mikroskop görüntüsü	75
Şekil 5.25	T6 ısıl işlem durumundaki 4 numaralı numunenin ışık metal mikroskop görüntüsü	76
Şekil 5.26	T73 ısıl işlem durumundaki 4 numaralı numunenin ışık metal mikroskop görüntüsü	76
Şekil 5.27	T6 ısıl işlem durumundaki 4 numaralı numunenin ışık metal mikroskop görüntüsü	77
Şekil 5.28	T73 ısıl işlem durumundaki 4 numaralı numunenin ışık metal mikroskop görüntüsü	77
Şekil 5.29	T6 ısıl işlem durumundaki 5 numaralı numunenin ışık metal mikroskop görüntüsü	78
Şekil 5.30	T73 ısıl işlem durumundaki 5 numaralı numunenin ışık metal mikroskop görüntüsü.....	78

ÇİZELGE LİSTESİ

Çizelge 2.1	Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması.....	3
Çizelge 2.2	Alüminyum alaşımlarının ısıtıl işlem seri numaraları	4
Çizelge 2.3	Alüminyum alaşımlarının fiziksel özellikleri.....	5
Çizelge 2.4	Alüminyum alaşımlarının fiziksel özellikleri.....	6
Çizelge 2.5	Bazı alüminyum alaşımlarının oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri	7
Çizelge 2.6	Otomobillerde kullanılan parçaları ve alaşımları	10
Çizelge 3.1	Al 7050 alaşımı ile yapılan çalışmada üç temel yaşlanma koşulu ve üç farklı soğutma hızı için ısıtıl işlem sürelerinin özeti	19
Çizelge 3.2	Al-Zn-Mg alaşım sisteminde yaşlandırma sırasında mikroyapı bileşenlerinin oluşum sırası ve yapısal özellikleri	27
Çizelge 4.1	Kullanılan malzemelerin kimyasal analiz değerleri	37
Çizelge 4.2	Uygulanan ısıtıl işlem sıcaklık ve süreleri	38
Çizelge 4.3	“1” numaralı numune için ısıtıl işlemler sonrası ölçülen sertlik değerleri	39
Çizelge 4.4	“2” numaralı numune için ısıtıl işlemler sonrası ölçülen sertlik değerleri	40
Çizelge 4.5	“3” numaralı numune için ısıtıl işlemler sonrası ölçülen sertlik değerleri	41
Çizelge 4.6	“4” numaralı numune için ısıtıl işlemler sonrası ölçülen sertlik değerleri	42
Çizelge 4.7	“5” numaralı numune için ısıtıl işlemler sonrası ölçülen sertlik değerleri	43
Çizelge 4.8	“1” numaralı numune için elde edilen çekme dayanımı değerleri	45
Çizelge 4.9	“2” numaralı numune için elde edilen çekme dayanımı değerleri	46
Çizelge 4.10	“3” numaralı numune için elde edilen çekme dayanımı değerleri	47
Çizelge 4. 11	Farklı retrogresyon sıcaklığı ve süresinde işlem görmüş numunelerin -20 °C' de kırılması sonucu elde edilen darbe deneyi değerleri	49
Çizelge 4.12	Farklı retrogresyon sıcaklığı ve süresinde işlem görmüş numunelerin oda sıcaklığında kırılması sonucu elde edilen darbe deneyi değerleri	50
Çizelge 4.13	T6 ısıtıl işlem konumundaki numunelerin farklı sıcaklıklarda kırılması ile elde edilen darbe dayanımı sonuçları	51
Çizelge 4.14	Keller dağılayıcı bileşimi	52

ÖNSÖZ

Çalışmalarımın her aşamasında bilgi ve deneyimlerimden yararlandığım, her zaman yakın ilgi ve desteğini gördüğüm, değerli hocam, Doç. Dr. Ahmet KARAASLAN' a içtenlikle teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmalarda ısı işlemlerin uygulanması konusundaki yardımlarından ötürü MES Makine Elektrik Kimya San. A.Ş.' den Sayın Cem ÇELİKER' e, Melek Cumbul ALTAY'a, sertlik ölçümleri aşamasında sağladıkları laboratuvar desteği için Korkmaz Isıl İşlem çalışanlarına ve Barış YILDIRIM' a, teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmam boyunca göstermiş oldukları anlayış ve yardımlarından dolayı Sistem Alüminyum San. ve Tic. A.Ş.' deki çalışma arkadaşlarıma teşekkürü bir borç bilirim.

Hayatımın her aşamasında bana güç veren ve inanan aileme, arkadaşlarıma ve hep yanımda olan Özgür BERK' e teşekkürüm sonsuzdur.

Üniversite yaşamım boyunca her konuda güvenini ve desteğini hissettiğim, maalesef aramızdan zamansızca ayrılan Sevgili hocam Prof. Dr. Nişan SÖNMEZ' e sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

ÖZET

Yüksek dayanımlı 7000 serisi alüminyum alaşımları son 35 yıldır bilimsel ve endüstriyel çalışmalar için odak noktası konumundadır. Düşük yoğunluğunun yanında yüksek dayanımı ile özellikle havacılık ve otomobil endüstrisinde yaygın olarak kullanılan 7075 alaşımı son yıllarda farklı sektörlerin de ihtiyaçlarına cevap vermektedir.

7000 serisi alaşımlara uygulanan T6 ısıt işlemleri ile yüksek dayanım elde edilirken korozyon dayanımı düşüktür. Korozyon özelliklerinde iyileşme sağlayan T73 ısıt işlemleri sonucunda ise dayanım değerlerinde düşme meydana gelmektedir. Dayanım ve korozyon değerlerinin optimizasyonu için geliştirilen RRA (Retrosession and Reaging) işlemleri malzemeyi düşük sıcaklıkta kısa bir süre tutarak kısmen çözündürülmesi ve ardından T6 işlemlerine ait yaşlandırma koşullarında yeniden yaşlandırılması temeline dayanmaktadır.

Bu çalışmada iki farklı grupta ele alınan Al 7075 alaşımlarında uygulanan ısıt işlemleri, malzemeye olan etkileri incelenmiştir. Araştırma için birinci grupta T6 ısıt işlemleri görmüş numuneler ele alınarak, bu numunelere RRA işlemleri uygulanmıştır. Kimyasal bileşimlerinde küçük farklılıklar olan birinci grup numunelerde yapılan ısıt işlemleri sonucunda mikroyapı ve mekanik özelliklerdeki değişimler incelenmiştir. İkinci grupta ele alınan numuneler ise F konumunda olup, bu numunelere T6, T73 ve T6+RRA ısıt işlemleri uygulanmıştır.

Bu çalışmada kimyasal bileşimleri ve ısıt işlem durumları farklı olan Al 7075 malzemelerine uygulanan farklı ısıt işlemleri ile elde edilen dokuların, malzemelerin mekanik özelliklerine etkisi araştırılmış ve Al 7075 in kullanılabilirlik değerleri hakkında bilgiler elde edilmiştir.

Anahtar kelimeler: Al 7075, ısıt işlem, T6, T73, RRA.

ABSTRACT

High strength 7000 series aluminium alloys have become a focal point for scientific and industrial applications in last 35 years. Al 7075 alloy is used by aerospace and automotive industries for structural application due to a combination of high strength and low density.

7000 series alloys which have applied to T6 heat treatment have high strength and low corrosion resistance. The result of T73 heat treatment that provides improvement in corrosion properties has reduced the strength values. This operation is basic principles are to solubilize particularly at low temperature and after this procedure reaging with the aging conditions of T6.

In this study, Al 7075 alloys have studied in two different groups and aimed about the effects heat treatment at this alloys. For the investigation, the first group of the alloys used which applied to T6 heat treatment. RRA has applied to this group. The result of the heat treatment it is observed that the change of microstructure and mechanical properties. The samples which are at the F position (second group) have applied to T6, T73 and T6+RRA heat treatments.

In this study, it was investigated that the mechanical properties of the material which have effected from the microstructure that obtain from Al 7075 which consist of different chemical analysis in different heat treatment and some information have given about the usage probability values of Al 7075.

Key words: Al 7075, heat treatment, T6, T73, RRA.

1. GİRİŞ

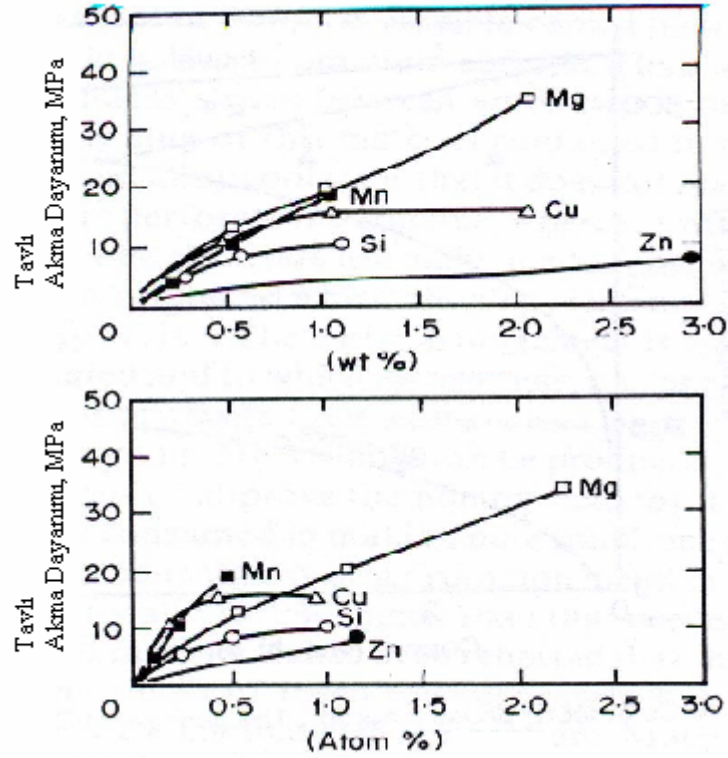
Alüminyum, yeryüzünde en çok bulunan ikinci metal olması, yüksek mukavemet/ağırlık oranı ve şekillenebilmesi nedeni ile gıda sektöründen, yüksek gerilim-elektrik aktarım hatlarına; inşaat uygulamalarından çeşitli taşıtların (otomobil gövdeleri, motor parçaları, uçak gövdeleri vb.) yapısal parçalarına kadar çok geniş bir alanda kullanılmaktadır. Havacılık sanayi uygulamaları için genel alüminyum alaşımları ile birlikte, yüksek fiziksel ve kimyasal özelliklere sahip özel alaşımlar havacılık sektöründeki araştırma ve geliştirme çalışmalarının başlangıcı ile birlikte kullanılmaya başlamıştır. Günümüzde, alüminyumun mevcut özelliklerinin artırılması amacı ile alaşım özellikleri ısıtma işlem ve şekillendirme teknolojileri üzerine çalışmalar yoğun olarak sürdürülmektedir.

7XXX serisi alüminyum alaşımları, yüksek sertlik ve dayanım sağlayan T6 ısıtma işlem durumunda korozyona karşı oldukça duyarlı olması nedeni ile T73 olarak bilinen aşırı yaşlandırma işlemi geliştirilmiştir. Ancak T73 ısıtma işlemi ile korozyon direnci artarken, dayanım özelliklerinde de azalma görülmektedir. Dayanım ve korozyon özelliklerini optimum değerde bir araya getirmek amacı ile retrogresyon ve yeniden yaşlandırma (RRA, retrogression and reaging) işlemi geliştirilmiştir.

RRA ısıtma işlemi, retrogresyon ve yeniden yaşlandırma olmak üzere iki kademeli bir işlem süreci olarak tanımlanmakta ve T6 ısıtma işlem durumundaki malzemelere uygulanmaktadır. Retrogresyon aşamasında, T6 konumundaki alaşım, çözeltiye alma sıcaklığı ile yaşlandırma sıcaklığı arasında bir sıcaklığa ısıtılmakta ve bu sıcaklıkta kısa bir süre tutulmaktadır. Bu aşamada, matriks çökelti fazları çözünürken tane sınırlarındaki çökelti kabalaşmaktadır. RRA işlemi sonunda T6 ısıtma işlem durumuna göre daha çok sayıda ve daha büyük boyutlu çökelti fazları içeren, termodinamik olarak daha kararlı bir mikroyapı elde edilmektedir. Uygun işlem koşullarının seçilmesiyle, RRA işlemi sonucu, alaşımın korozyon özellikleri geliştirilirken, malzemenin dayanımı korunabilmekte, sonuçta T73 ısıtma işlem seviyesinde korozyon direnci ve aynı zamanda T6 ısıtma işlem seviyesinde dayanım elde edilebilmektedir.

2. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ GENEL ÖZELLİKLERİ ve KULLANIM ALANLARI

Birçok metal, alüminyum ile alaşımlanabilmesine rağmen ana alaşım ilavesi görevi görmesi için yeterli çözünebilirliğe sahip olmalıdır. Genel olarak kullanılan elementlerden Çinko, Bakır, Magnezyum ve Silisyum belirli çözünebilirliğe sahiptir.



Şekil 2.1 İkili alüminyum alaşım sistemlerinde katı eriyik sertleşmesi (Polmear, 1989)

Saf alüminyum tavlansmış haldeyken oldukça düşük bir dayanıma sahiptir (7-11 MPa). Alaşımın dayanımını katı eriyik sertleşmesi ile arttırmak mümkündür. Dayanım artışını gerçekleştirebilmek için çözünen atom, tavlama sıcaklığında eriyiğe geçebilmeli, soğuma sonrası çözültide kalmalı ve diğer elementlerle reaksiyona girmemelidir. Şekil 2.1' de saf alüminyuma ilave edilen alaşım elementlerinin akma mukavemeti üzerine etkisi görülmektedir (Polmear, 1989).

2.1 Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Alüminyum alaşımları, üretim metodları esas alınarak dövme ve döküm olmak üzere iki ana alt gruba ayrılabilir. Plastik deformasyonla şekillendirilen dövme alaşımlar, döküm alaşımlarından oldukça farklı mikroyapı ve kompozisyona sahiptir. Her ana grup, ısıl işlem uygulanabilen ve uygulanamayan alaşımlar olmak üzere iki ana alt gruba ayrılır (Askeland, 1998).

Çizelge 2.1 Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması (Askeland, 1998)

Dövme Alaşımlar		Isıl İşlem
1XXX	Ticari Saflikta Al(>%99 Al)	Yaşlandırılmaz
2XXX	Al-Cu	Yaşlandırılabilir
3XXX	Al-Mn	Yaşlandırılmaz
4XXX	Al-Si veya Al-Mg-Si	Magnezyum varsa yaşlandırılabilir
5XXX	Al-Mg	Yaşlandırılmaz
6XXX	Al-Mg-Si	Yaşlandırılabilir
7XXX	Al-Zn-Mg	Yaşlandırılabilir
Döküm Alaşımlar		
1XXX	Ticari Saflikta Al	Yaşlandırılmaz
2XXX	Al-Cu	Yaşlandırılabilir
3XXX	Al-Si-Cu veya Al-Mg-Si	Kısmen yaşlandırılabilir
4XXX	Al-Si	Yaşlandırılmaz
5XXX	Al-Mg	Yaşlandırılmaz
6XXX	Al-Ms-Si	Yaşlandırılabilir
7XXX	Al-Zn-Mg	Yaşlandırılabilir
8XXX	Al-Sn	Yaşlandırılabilir

Mukavemetlenme derecesi alaşımın ısıl işlem görebilir veya pekleştirilebilir olmasına göre ısıl işlem tanımlaması T ve H ile gösterilir. Diğer tanımlamalar alaşımın tavlandığını (O), çözüldürme uygulandığını (W) veya üretildiği şekilde (F) kullanıldığını gösterir. T ve H yi takip eden numaralar pekleşme miktarını, gerçek ısıl işlem tipini veya alaşımın diğer özel üretim işlem durumunu gösterir (Askeland, 1998).

Çizelge 2.2 Alüminyum alaşımlarının ısıtılma işlem seri numaraları (Brandes, 1998)

Kod	Uygulanan İşlem
F	Fabrikasyon hali
O	Tavlanmış (En yüksek süneklik, en düşük dayanım)
H	Soğuk şekillendirilmiş
H1	Sadece soğuk şekillendirilmiş
H2	Soğuk şekillendirilmiş ve kısmen tavlanmış
H3	Soğuk şekillendirilmiş ve kararlı hale getirilmiş
T	Yaşlandırılmış
T1	İmalat sıcaklığından soğutulmuş ve doğal yaşlandırılmış
T2	İmalat sıcaklığından soğutulmuş, soğuk şekillendirilmiş ve doğal yaşlandırılmış
T3	Çözeltiye alınmış, soğuk şekillendirilmiş ve doğal yaşlandırılmış
T4	Çözeltiye alınmış ve doğal yaşlandırılmış
T5	İmalat sıcaklığından soğutulmuş ve yapay yaşlandırılmış
T6	Çözeltiye alınmış ve yapay yaşlandırılmış
T7	Çözeltiye alınmış ve aşırı yaşlanma ile kararlı hale getirilmiş
T8	Çözeltiye alınmış, soğuk şekillendirilmiş ve yapay yaşlandırılmış
T9	Çözeltiye alınmış, yapay yaşlandırılmış ve soğuk şekillendirilmiş
T10	İmalat sıcaklığından soğutulmuş, soğuk şekillendirilmiş ve yapay yaşlandırılmış
T351	Çözeltiye alınmış, kontrollü miktarda germe ile gerilim giderilmiş ve doğal yaşlandırılmış. Hadde ürünleri uygulamaları için geçerlidir.
T3510	T351 için uygulanan işlemler. Ekstrüzyonla üretilmiş boru, çubuk vb. profilleri için.
T352	Çözeltiye alınmış, sıkıştırma ile gerilim giderilmiş ve doğal yaşlandırılmış.
T651	Çözeltiye alınmış, kontrollü miktarda germe ile gerilim giderilmiş ve yapay olarak yaşlandırılmış. Levhalar için geçerlidir.
T6510	T651 için uygulanan işlemler. Ekstrüzyonla üretilmiş boru, çubuk vb. profilleri için geçerlidir.
T73	Çözeltiye alma ve korozyon dayanımını arttırmak için aşırı yapay yaşlandırma uygulanmış
T7651	Çözeltiye alınmış, kontrollü miktarda germe ile gerilim giderilmiş ve korozyon dayanımını arttırmak için yapay olarak yaşlandırılmış. Levhalar için geçerlidir.
T76510	T7651 için uygulanan işlemler Ekstrüzyonla üretilmiş boru, çubuk vb. profilleri için geçerlidir.

2.2 Alüminyum Alaşımlarının Fiziksel ve Mekanik Özellikleri

Çizelge 2.3 Alüminyum alaşımlarının fiziksel özellikleri (Döküm) (Brandes, 1998)

Alaşım Grubu	Nominal		Yoğunluk g/cm ³	Genleşme Kat. 20-100 °C 10 ⁻⁶ K ⁻¹	Isıl İletkenlik 100 °C Wm ⁻¹ K ⁻¹	Özdirenç μΩm	Elastiklik Modülü MPa.10 ³
	Kompozisyon %						
Al	Al	99,5	2,7	24	218	3	69
	Al	99	2,7	24	209	3,1	
Al-Cu	Cu	4,5	2,75	22,5	180	3,6	71
	Cu	8	2,83	22,5	138	4,7	
	Cu	12	2,93	22,5	130	4,9	
Al-Mg	Mg	3,75	2,66	22	134	5,1	71
	Mg	5	2,65	23	130	5,6	
	Mg	10	2,57	25	88	8,6	
Al-Si	Si	5	2,67	21	159	4,1	71
	Si	11,5	2,65	20	142	4,6	
Al-Si-Cu	Si	10	2,74	20	100	6,6	71
	Cu	1,5					
	Si	4,5	2,76	21	134	4,9	
Al-Si-Cu-Mg	Si	17	2,73	18	134	8,6	88
	Cu	4,5					
	Mg	0,5					
Al-Cu-Mg-Ni	Cu	4	2,78	22,5	126	5,2	71
	Mg	1,5					
	Ni	2					
Al-Cu-Fe-Mg	Cu	10	2,88	22	138	4,7	71
	Fe	1,25					
	Mg	0,25					
Al-Si-Cu-Mg-Ni	Si	12	2,71	19	121	5,3	71
	Cu	1					
	Mg	1					
	Ni	2					
	Si	23	2,65	16,5	107		88
	Cu	1					
	Mg	1					
	Ni	1					

Çizelge 2.4 Alüminyum alaşımlarının fiziksel özellikleri (Dövme) (Brandes, 1998)

	Nominal Kompozisyon		Kondisyon	Yoğunluk g/cm ³	Genleşme	Isıl	Özdirenç μΩm	Elastiklik Modülü MPa.10 ³	
	%				Katsayısı 20-100 °C 10 ⁻⁶ K ⁻¹	İletkenlik 100 °C Wm ⁻¹ K ⁻¹			
2014A	Cu	4,4	T4	2,8	22	142	5,3	74	
	Mg	0,7	T6	2,8	22	159	4,5		
	Si	0,8							
	Mn	0,75							
2024	Cu	4,5	T3	2,77	25		5,7	73	
	Mg	1,5	T6	2,77	23	151	5,7	73	
	Mn	0,6							
5083	Mg	4,5	Levha	H111	2,67	24,5	109	6,1	71
	Mn	0,7		H12					
	Cr	0,15		H14					
Al-Li	Li	0,2	Levha	T6	2,56			77	
6061	Mg	1	Bar	H111	2,7	23,6	180	68,9	
	Si	0,6		T4	2,7	23,6	154	68,9	
	Cu	0,2		T6	2,7	23,6	167	68,9	
	Cr	0,25							
6063	Mg	0,5	Ekstrüde	T4	2,7	23	193	3,5	71
	Si	0,5	edilmiş	T6			201	3,3	
6082	Mg	1	Ekstrüde	T4	2,7	23	172	4,1	69
	Si	1	edilmiş	T6	2,7	23	184	3,7	69
	Mn	0,7							
6082	Mg	1	Levha	T4			188	3,6	69
	Si	1		T6	2,69	23	293	3,4	
Al-Zn-Mg	Zn	1	Dövme		2,91	23,5	151	4,9	
	Cu	1							
	Mn	0,7							
	Mg	0,4							
7075	Zn	5,7	Ekstrüde	T6	2,8	23,5	130	5,7	72
	Mg	2,6	edilmiş						
	Cu	1,6							
	Cr	0,25							

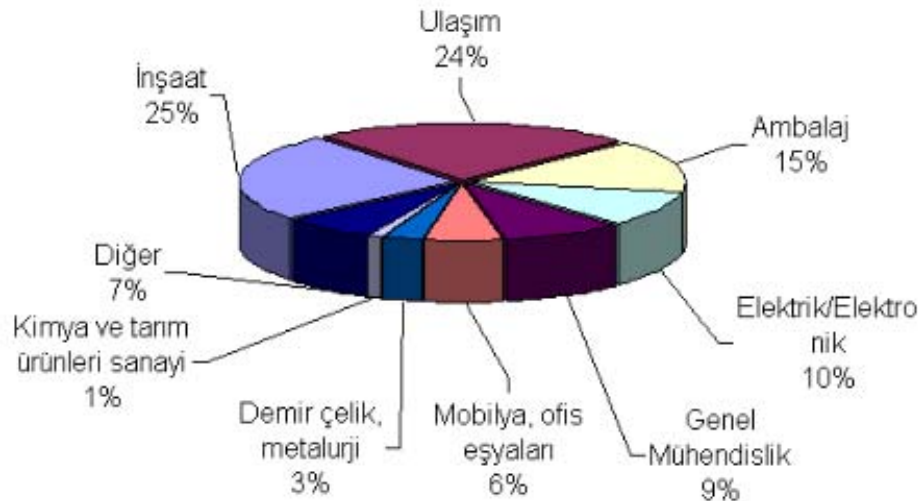
Çizelge 2.5 Bazı alüminyum alaşımlarının oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri
(Brandes, 1998)

	Nominal kompozisyon %		Kondisyon		0,20%			Sertlik HB	Yorulma Dayanım ₁ 500 MHz Mpa
					Akma Dayanım ₁ Mpa	Çekme Dayanım ₁ Mpa	%Uzam _a 50mm		
2014	Cu	4,4	Levha	T451	290	425	22	108	140
	Mg	0,7		T651	415	485	10	139	125
	Si	0,8	Bar	0	440	490	8		
	Mn	0,75							
2024	Cu	4,5	Levha	T3	345	485	18	120	140
	Mg	1,5		T351	325	470	19	120	140
	Mn	0,6							
5083	Mg	4,5	Tube	H111	170	310	21	72	
	Mn	0,7		H24	290	370	9	310	
	Cr	0,15			180	315	19	77	
6060	Mg	0,5	Bar	T4	90	150	20		
	Si	0,4		T5	130	175	13		
				T6	190	220	13		
6063	Mg	0,5	Dövme	F	85	155	30	35	
	Si	0,5		T4	115	180	30	52	
				T6	210	245	20	75	
			Tel	H111		115			
				T4	115	180		50	
				T6	195	230		70	
6082	Mg	1	Bar	T5	260	300	15	85	
	Si	1		T651					
	Mn	0,7	Levha	T451	150	240	19	68	
				T651	289	315	12	104	
			T6	285	315	12	100		
7075	Zn	5,6	Levha- Ekstrüde	H111	105	230	17	60	
	Mg	2,5		-	T4	505	570	11	150
	Cu	1,6	Dövme	T73	435	505	13		
	Cr	0,25							

2.3 Alüminyum Alaşımlarının Kullanım Alanları

Endüstrinin karmaşıklaşan üretim yöntemleri, farklılaşan ve çeşitlenen tüketici talepleri, artan nüfus ve üretimle birlikte zaman içinde doğal enerji kaynaklarının sınırlarına hızla yaklaşmakta olduğu bilinci, birçok sektörde bu zamana kadar alışlageldik üretim yöntem ve hammaddelerinde radikal değişimleri zorunlu kılmıştır. Endüstriyel anlamda kullanılmaya başlanma tarihi yeni olmasına karşın, alüminyum alaşımları bu süre içinde hızla yapısal ve estetik uygulamalarda yer almıştır (Dündar, 2003).

Alüminyum ve alaşımları rekabet etmek zorunda olduğu geleneksel malzemeler ve imalat yöntemleriyle kıyaslamada farklı ölçütlere de ihtiyaç duymaktadır. Spesifik mukavemet, spesifik rijitlik ve şekillendirme esnasında sergilediği süreksiz akma (serrated flow) gibi kavramlarla ifade edildiğinde geleneksel malzemelere kıyasla alüminyum alaşımları eşdeğer, kimi zamanda daha üstün performans sergilemektedir. Bu karakteristikleri özellikle otomotiv ve imalat sektörünün dikkatini çekmektedir. Taşımacılık sektöründe yakıt tasarrufu yoluyla maliyetlerin azaltılması, ulusal ve global platformlarda taşıt araçlarının emisyon miktarına getirilen düzenlemeler bu sektörde alüminyum en iyi alternatif malzeme haline dönüştürmüştür (Dündar, 2003).



Şekil 2.2 Alüminyum alaşımlarının kullanım alanları ve oranları (Yılmaz, 2003)

Alüminyum hafif bir metal olması nedeniyle otomotiv sektöründe yoğun olarak kullanılmakta olup, kullanımı sürekli artış göstermektedir. Otomobil endüstrisinde radyatörlerin, motor parçalarının, gövde saclarının, yapısal parçaların üretimlerinde alüminyum kullanılmaktadır. Uçaklarda, tren ulaşım sisteminde yük taşıma ve yolcu kompartımanlarının yapımında, gemi sanayinde gemi gövdesinde ve pervanelerin üretiminde alüminyumdan faydalanılır.

Yeni kullanım sahası olarak alüminyum piller enerjinin gelecekte daha da değerli olacağı düşünülürse geniş bir uygulama sahası bulacaktır. Alüminyum- sülfür pilleri bu uygulamaların ilk örneklerini oluşturmaktadır. Bu piller ile 250 Wh/kg verimliliğe çıkmak mümkün olmaktadır. Yine diğer bir örnek olarak da alüminyum hava- yakıt pilleri verilebilir (Yılmaz, 2003).

İnşaat sektöründe alüminyum alaşımlarının estetik amaçlı uygulamaları yapısal ve diğer stratejik uygulamalara kıyasla daha uzun bir geçmişe sahiptir. Bu sektörde çok yüksek teknolojiye sahip olmaksızın ihtiyaçlara karşılık verilirken, alüminyumun mukavemet, korozyon ve çoğu uygulamalarda her ikisini bir arada bulundurması istenen durumlarda alüminyum sektörü teknoloji ve üretim metodlarında temel çalışmalar yapmak zorunda kalmış ve bu da alaşım geliştirme ve üretim metodlarının gelişimiyle sonuçlanmıştır (Dündar, 2003).

Gıda endüstrisinde nispeten düşük asitliğe sahip sıvıların proses edildiği tank ve iletildiği borular korozyona dayanımlı alüminyum alaşımlarından üretilmektedir. Yine aynı sıvıların ve kimyasalların taşımacılığında benzer alaşımlardan üretilen tanklarla yapılmaktadır. Yakıt tankları, rafinerilerde tankların ve boruların ısı yalıtım elemanları yoğun olarak alüminyum alaşımlarından imal edilmektedir. Alüminyumun homojen yapısı, ince folyo (alüminyum kağıt) şeklinde üretilebilmesi, hava geçirmezliği ve kolay şekillenebilmesi onu ideal bir ambalaj malzemesi yapar. Alüminyum folyo, hava ve morötesi ışınları geçirmediğinden, gıdaları doğal renk ve tatları ile korur (Yılmaz, 2003).

2.3.1 Alüminyum Alaşımlarının Otomotiv Endüstrisinde Kullanımı

Çizelge 2.6 Otomobillerde kullanılan parçalar ve alaşımları (Zeytin, 2000)

Alaşım Grubu	Uygulama Alanı
1000 serisi (yüksek saflıkta) 110 1200	Plakalar, aplikler Ekstrüzyon ürünü kondenser boru ve kanatlar
2000 serisi (Cu alaşımları) 2008 2010 2011 2017 2024 2036 2117	iç ve dış gövde panelleri iç ve dış gövde panelleri vida makine parçaları mekanik bağlantı elemanları mekanik bağlantı elemanları iç ve dış gövde panelleri, koltuk iskeleti mekanik bağlantı elemanları
3000 serisi (Mn alaşımları) 3002 3003 3004 3005 3102	plaka, aplik sert lehim radyatör boruları, ısıtıcı göbekler, kanatlar iç paneller ve komponentler radyatör , ısıtıcı ve buharlaştırıcı kanatlar ekstrüde kondenser borular
5000 serisi (Mg alaşımları) 5005 5052 5182 5457 5657 5754	plaka, aplik iç paneller ve parçaları, kamyon tamponları, gövde panelleri iç gövde panelleri, çamurluk, ısı kalkanları, yapı elemanları aksesuar aksesuar aksesuar
6000 serisi (Mg-Si alaşımları) 6010 6053 6063 6082 6111 6262 6463	iç gövde panelleri, çamurluk, ısı kalkanları, yapı elemanları iç ve dış gövde panelleri, dirsekler, tampon kırışları iç ve dış gövde panelleri, tampon takviyeler, koltu kızakları ekstrüde gövde komponentleri, dirsekler, dövme süspansiyon parçaları preslenmiş jantlar ekstrüde gövde elemanları fren yatakları, yapısal parçalar
7000 serisi (Zn alaşımları) 7004 7021 7072 7116 7129	gövde panelleri gövde panelleri fren yuvaları, fren pistonları, anodize bagaj raflar hava deflektör parçaları kondenser ve radyatör kanatları, koltuk kızakları

Otomotiv endüstrisi, alüminyum dövme parçalar için ana kullanıcıdır. Dövme işlemi uygulanmış ve ısı işleme tabi tutulmuş bir çok alüminyum alaşımı bir çok çelik ile mukayese edilebilir mekanik özelliklere sahiptir. Örneğin 2014-T6 alaşımının çekme gerilimi 485 MPa'dır ve bir çok çeliğin çekme gerilimi değerlerinin üstündedir. Dövme prosesi sonucunda yapının gözeneksiz olması, dövme işleminin hem sıcak hem soğuk olarak uygulanabilmesi parça dizaynlarında kolaylık sağlamaktadır. 6061 gibi bazı alaşımlarda yüzeyde herhangi bir işlem yapılmadan korozyona karşı yüksek dayanım sağlanabilmektedir.

Dövme alüminyum alaşımlarının genel özellikleri

Dövme parçalar basit olarak yaşlandırılabilen alüminyum alaşımlarından oluşur.

- EN AW 6060, EN AW AlMgSi (AlMgSi0,5 F22). Kolaylıkla kaynak yapılabilir fakat kaynak bölgesinde dayanımda düşme görülür. Dekoratif amaçlar için anodik kaplamaya uygundur. T6 kondisyonunda soğuk deformasyonu sınırlıdır. Birçok pencere ve kasa bu alaşımdan üretilir.
- EN AW 6082, EN AW AlSiMgMn (AlMgSi1 F20) (AlMgSi1 F31) ve EN AW 6061, EN AW AlMg1SiCu (AlMgSiCu F28). Tüm özelliklerin en iyi kombinasyonun sağlandığı alüminyum alaşımlarıdır. Deniz suyuna karşı dayanıklıdır ve diğer tüm yaşlanabilen alüminyum alaşımlarından daha iyi korozyon dayanımları vardır. Kolaylıkla kaynak edilebilir, kolaylıkla teknik anlamda anodize edilebilir, sertleştirme öncesinde soğuk halde kolaylıkla şekillendirilebilir. Otomotiv endüstrisinde ve makine ekipmanlarının üretiminde en fazla kullanılan alüminyum alaşımıdır.
- EN AW 2017 A, EN AW AlCu4MgSi (AlCuMg1 F38) ve EN AW 2024, EN AW AlCu4Mg1 (AlCuMg2 F42). Doğal yaşlandırma yöntemi uygulanarak sertleştirme işlemi uygulanan alaşımlardır. 6082 alaşımına göre çekme gerilmesi ve % uzaması daha yüksek olan alaşımlardır. Kaynak edilebilirliği sınırlıdır, korozyon direncinin düşük olması nedeniyle yüzey koruma işlemleri gerektirir. Yüksek dayanım gerektiren, özellikle yorulma direncinin yüksek olduğu yerlerde kullanılır. Otomotiv sektöründe ve makine parça üretiminde kullanımı giderek artmaktadır.
- EN AW 2014 A, EN AW AlCu4SiMn (AlCuMn1 F44). Kopma ve akma değerleri 2017, 2024 ve 6082 alaşımlarından daha yüksektir. Yüksek sıcaklıklarda dayanımı iyi olmasına rağmen kaynak edilebilirliği son derece kötü ve korozyon dayanımı ancak

yüzey koruma işlemleri yapılarak sağlanabilir. Yüksek statik ve dinamik yüklemeli makine parçaları ve uçak parçalarında kullanılır.

- EN AW 7020, EN AW AlZn4, 5Mg1 (AlZn4,5Mg1 F35). Orta derecede dayanımı ve korozyon direnci olan bir alaşımdır. Kolaylıkla kaynak edilebilir, kaynak sonrası metal kendiliğinden kaynak öncesi dayanım değerlerini geri kazanır. Buna rağmen yapay yaşlandırma uygulanması gereklidir. Kaynaklı ve yüksek yüklemelere dayanabilen parçaların imalinde tercih edilir.
- EN AW 7075, EN AW AlZn5, 5MgCu (AlZnMgCu1,5 F50). En yüksek dayanımdaki alüminyum alaşımlarından biridir. Statik, dinamik ve kırılma tokluğu açısından en iyi mekanik değerleri sağlayan alaşımdır. Korozyon direnci 2024 ve 2014 den daha iyi 6082 den daha düşüktür. Özellikle uçak üretiminde yüksek strese maruz kalan parçaların üretiminde kullanılır (Çeliker ve Sert, 2003).

Otomotiv endüstrisinde alüminyumun yeni bir kullanım şekli olarak alüminyum köpük gösterilebilir. Stabilized Aluminum Foam (SAF) olarak isimlendirilen yapı, ergimiş bir alüminyum haznesinden özel yöntemlerle üretilen alüminyum “köpüğün” birçok yolla istenen şekle dönüştürülmesiyle düzlemsel ve 3 boyutlu ürünlerin üretildiği yeni bir malzeme türüdür. Kimi uygulamalarda temel malzeme seramik partiküller içeren metal matris kompozit malzemedir. Partiküllerin eklenmesinin amacı köpük kabarcıklarının stabilizasyonunu sağlayarak kabarcıkların çökmesini engellemektir. Bu yöntem ile üretilen endüstriyel komponentlerin bazı üstün karakteristikleri aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- Yüksek mekanik enerji sönümlenme yeteneği
- Ağırlığına kıyasla çok yüksek mukavemet ve rijitlik
- Farklı sıcaklık ve nem ortamlarında dahi sabit kalan mekanik özellikler
- Geri dönüşümünün mümkün olması
- Çentik etkisine karşı duyarsız olması
- Yüksek akustik ve termal izolasyon özellikleri

Birinci özellik; kazalar ve çarpışma sırasında hasarı en aza indirmek için tüm enerjinin alüminyum köpükten üretilmiş tamponlar ve takviye parçalarında toplanmasında önem kazanır. Aynı zamanda hareket halindeki araçlarda titreşimi minimuma indirmesi hem de

rijitlik- ağırlık oranının yüksek olması konstrüksiyon malzemesi olarak tercih edilmesine neden olur. Ayrıca araçların motor kısmında hem ısıya dayanıklı hem de ses ve ısı yalıtkanlığı olan alüminyum köpük potansiyel bir malzemedir.

Alüminyum köpük uygulamasının diğer önemli bir kullanım sahası da rijitlik/ağırlık oranın önemli olduğu havacılık sektörüdür. Alüminyum köpükten üretilmiş plaka ve sandviç paneller özellikle çok pahalı olan bal-peteği yapıları kompozit malzemelere alternatif bir malzemedir. Denizcilikte alüminyum köpük kullanımı yine hafiflik ve korozyon direnci nedeniyle oldukça avantajlı bir malzemedir. Özellikle seri üretim yerine özel üretimin önemli olduğu gemicilik sektöründe alüminyum köpük üretim metodu iyi bir alternatiftir. Alüminyumun en çok kullanıldığı sektör olan inşaat sahasında da alüminyum köpük tercih edilecek bir malzemedir. Binalarda giydirme cephelerde, ara bölmelerde, çatı kaplamalarında iyi bir yalıtım malzemesi olması nedeniyle kullanılmaktadır. Ayrıca ses izolasyonu ve soğurması sayesinde viyadüklerde, otobanlarda ses emici bariyer olarak kullanılmasına başlanmıştır. Hareketli köprülerin ve prefabrik yapıların yapılmasında alüminyum köpük oldukça avantajlı bir malzemedir. Alüminyum köpük endüstriyel uygulamalarda oldukça yüksek bir potansiyele sahiptir. Elektronik cihazlarda, makinelerde çok karmaşık şekilli parçaların üretilebilmesi sayesinde yaygın kullanımı olacak bir malzemedir (Yılmaz, 2003).

2.3.2 Roket ve Füzelerde Alüminyum Alaşımlarının Kullanımı

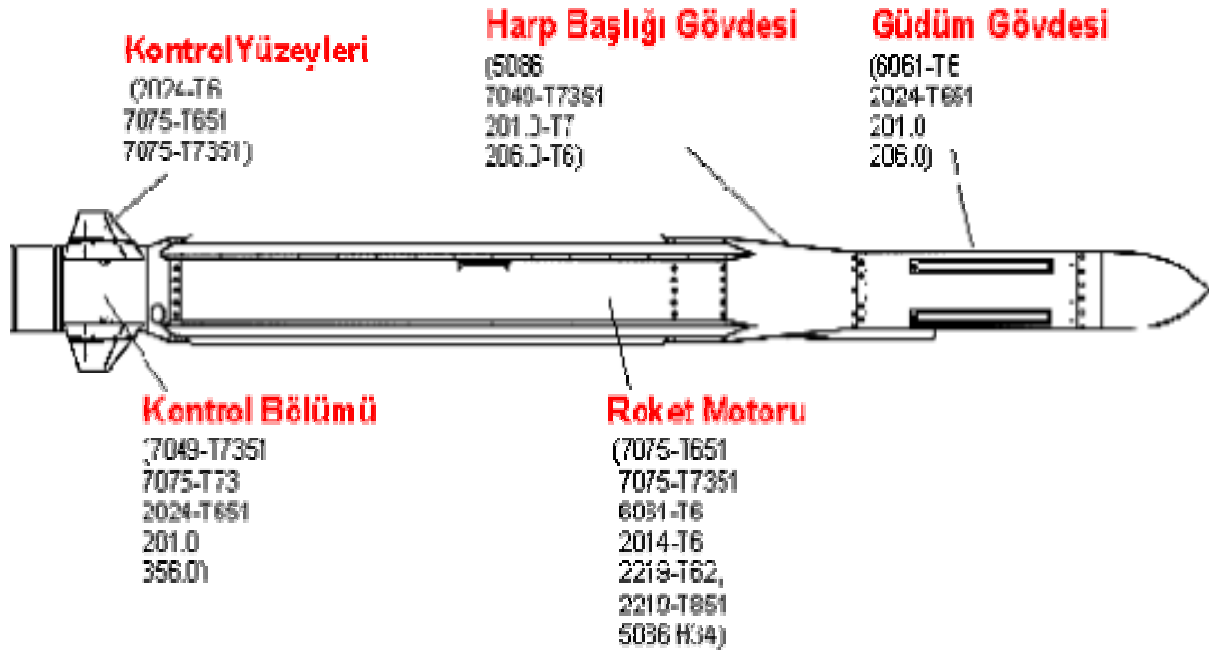
Çeşitli roket ve füze sistemlerinde alüminyum alaşımları değişik miktarlarda kullanılmaktadır. Roket ya da füzenin türlerine göre (topçu roketleri, havadan-havaya, havadan-karaya, yerden havaya, anti-tank vb.) ve alt komple parçalarına göre (harp başlığı, motor, gövde) alüminyum ve ürünleri tercih edilebilmektedir.

Şekil 2.3, roket ya da füze türünden bağımsız olarak, bir roket füzede kullanılacak alüminyum alaşımları ve ısıl işlem türlerini göstermektedir. Aerodinamik yüklere maruz kalan dış yapısal parçalarda genellikle yüksek mukavemet sağlayan ve ısıl işlem yapılabilen 2XXX, 6XXX, 7XXX serisi alaşımlar kullanılmaktadır. Bunların hadde ürünleri çoğunlukla plakalar şeklinde tedarik edilmekle birlikte özellikle gövde üretimlerinde ekstrüzyon ya da döküm teknolojileri ile şekillendirilmiş parça ya da taslaklar da kullanılmaktadır. Döküm alaşımları içinde 356.0 ve 357.0 yaygın olarak yer almakla birlikte yine yüksek mukavemet sağladıkları için 201 ve 206 alaşımları da kullanılmaktadır. Gerinim ile sertleştirilen alaşımlardan 3XXX

ve 5XXX serileri ise füzelerin aşırı yüklenmelere maruz kalmayan yapısal bölümlerinde görülebilmektedir.

Isıl işlem türleri için yapay yaşlandırma tipleri (T6, T7, T8) yüksek mukavemet sağladıkları için tercih edilmektedir. Ancak Gerinim-Yenim Çatlama riski, düşük uzama ve tokluk sonuçları nedeni ile bu türlerin fazladan yaşlandırılmış halleri olan T73, T76 tipleri çekme değerlerinde biraz düşmeye neden olsalar bile servis sırasında kararlılık sağlayacakları için özellikle motor ve kanat gövde üretimlerinde tercih edilirler. T651 tipi de aynı amaçla tercih edilen ancak fazla yaşlandırma yerine çekilerek gerilim giderme yapılan bir ısıl işlem türüdür.

7XXX serisi en yüksek akma değerlerini sağlamakla birlikte işlenebilirlik özellikleri iyi, gerinim-yenim özellikleri orta, şekillenebilirlik ise yüksek mukavemet nedeni ile kötüdür. Mukavemet seviyeleri düştükçe, 2XXX ve 6XXX serilerinde işlenebilirlik kötüleşmekte ancak şekillenebilirlik ve gerinim-yenim özellikleri iyileşmektedir (Kurtuluş, 2003).

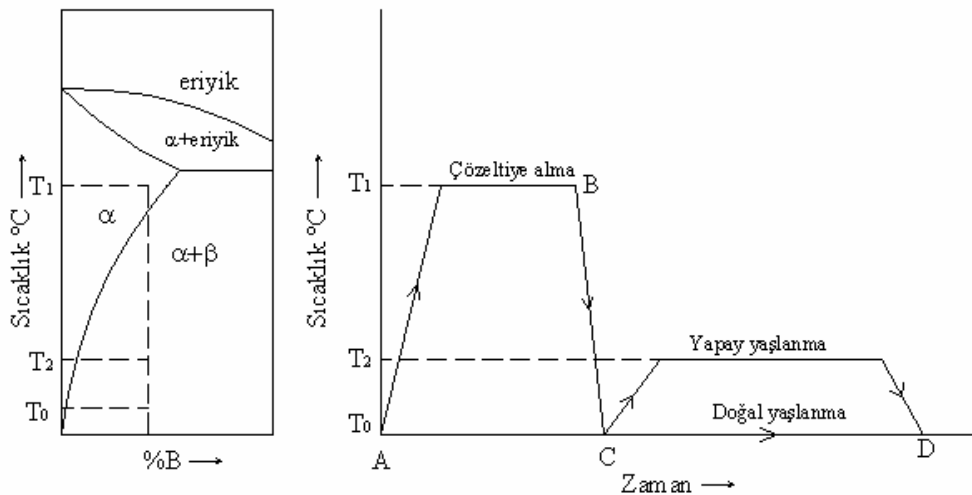


Şekil 2.3 Roket ve füze uygulamalarında kullanılan alüminyum alaşımları (Kurtuluş, 2003)

3. ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ ISIL İŞLEMİ

Isıl işlem, genel olarak mekanik ve fiziksel özellikleri geliştirmek amacıyla uygulanan ısıtma ve soğutma işlemi veya işlemler zinciridir (Geçkinli, 2003). Alüminyum alaşımlarının ısıtma işlemi sırasında ortaya çıkan özellik değişimleri, çözünme ve belirli alaşım elemanlarının çökmesi ile gerçekleşir.

Çökme sertleştirme aşırı doymuş katı fazdan zaman ve sıcaklık etkisiyle yeni bir fazın çökmesi sonucu malzemenin sertlik ve mukavemetinin artmasıdır. Çökme sertleştirme, denge diyagramlarında doyma eğrisi içeren alaşım sistemlerinde ve sadece doyma eğrisinin sınırladığı katı eriyik bileşimlerinde oluşabilir. Başka bir deyişle, alaşım elementinin çözünme miktarı sıcaklıkla artmalıdır. Birçok alüminyum alaşımı doyma eğrisi içermesine rağmen, bazı alaşımların ısıtma işlemi sonucunda mekanik özelliklerinde önemli bir gelişme elde edilemez; örneğin Al-Si ve Al-Mn alaşımları (Özer, 2004). Yaşlanabilir alüminyum alaşımlarından 2xxx, 7xxx serisi alaşımlar ve bunlara son yıllarda eklenen Al-Li alaşımları özellikle havacılık endüstrisinde kullanıldığından bu alaşımların ısıtma işlemi teknolojik açıdan önem taşır. Bu alaşımların kullanımında dayanım, tokluk, yorulma gibi mekanik özelliklerin yanı sıra gerilmeli korozyon direnci gibi özellikler de ön plana çıkmaktadır (Geçkinli, 2003).



Şekil 3.1 a) Yaşlandırma uygulanabilen bir alaşıma ait denge diyagramı b) Yaşlandırma işleminin kademeleri

3.1 Çökeltme Sertleşmesi Isıl İşleminin Kademeleri

3.1.1 Çözeltiye Alma İşlemi

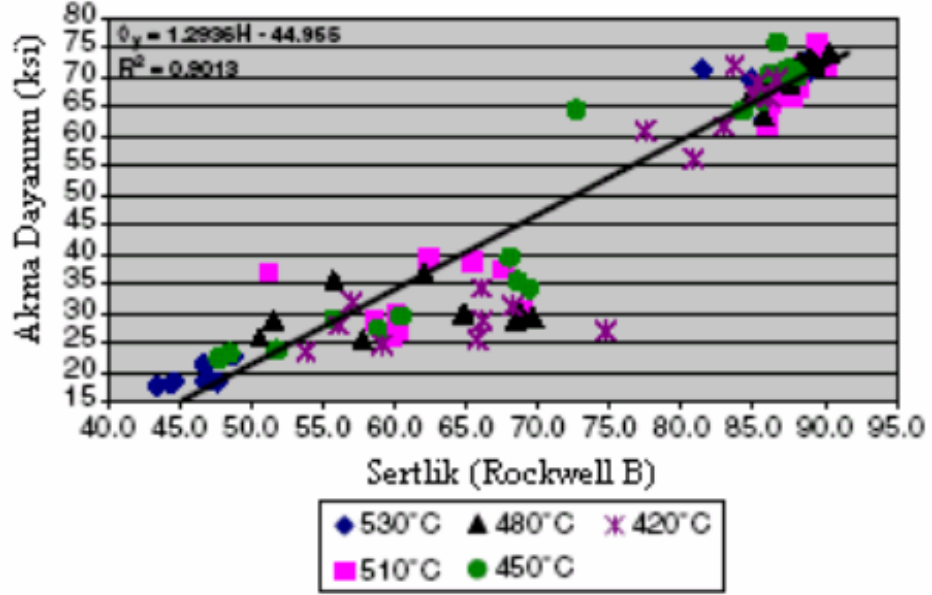
Çözeltiye alma işleminin amacı yüksek sıcaklıkta çözünürlüğün artmasından faydalanılarak yapıdaki bileşik ve çökeltileri tek faz içinde çözündürüp, aşırı doymuş tek fazlı bir katı eriyik elde etmektir. Bunun için yaşlanabilir alaşım, erime eğrisinin üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısıtılır ve bu sıcaklıkta yapıda yer alan II. Faz (örneğin; β) α -katı fazı içinde tamamen çözününceye kadar bekletilir. Yapı tamamen α ya dönüştükten sonra alaşım aniden soğutulur. Alüminyum alaşımlarında çözeltiye alma sıcaklığı 465-564 °C' dir. Örneğin; 7075 alaşımında çözeltiye alma sıcaklığı 460-473 °C' dir (Baydoğan, 2003).

Üçlü ve dörtlü sistemlerde çözeltiye alma sıcaklığı diğer elementlerin etkisi göz önüne alınarak belirlenmelidir. Örneğin; Al-Li alaşımlarında Mg, lityumun alüminyum içerisindeki çözünürlüğünü azaltır. Al-Cu sisteminde Mg, ötektik sıcaklığın düşmesine neden olur. Çözeltiye alma sıcaklığının, çökeltilerin sayısına, boyutuna, morfolojisine ve aynı zamanda tane sınırlarının bileşimine etki ettiği saptanmıştır. Bunun sonucu olarak çözeltiye alma sıcaklığı alaşımın nihai özelliklerine etki etmektedir. Yapılan araştırma sonuçları çözeltiye alma sıcaklığı arttığında genellikle akma ve çekme mukavemetinin arttığı, buna karşın gerilmeli korozyon direncinin düştüğünü göstermiştir (Geçkinli, 2003). Çözeltiye alma sıcaklığının yüksek olması durumunda tane sınırlarında çökelti fazlarının oluşması korozyon direncinin olumsuz yönde etkilenmesine neden olmuştur.

Çözeltiye alma işleminde ısıtma hızı da önem taşımaktadır. Örneğin %4 Cu içeren alüminyum alaşımında yer alan Al_2Cu fazı, yavaş bir şekilde ısıtılarak 500 °C' e ulaşıldığında tamamen çözünmüş olur. Buna karşılık ısıtma hızlı yapılırsa bu faz yapıda tamamen çözünemez. Bu yapıdaki alaşım, ötektik sıcaklığına veya üzerine ısıtıldığında matris ile Al_2Cu fazının ara yüzeyinde ergime başlar ve alaşım, söz konusu sıcaklıktan ani soğutulursa yapıda ince ötektik rozetleri oluşur. Çözeltiye alma sıcaklığı normalden düşük tutulduğunda ikinci fazın tamamen çözünmesi mümkün olamaz ve malzemedeki sertlik düşer.

Çözeltiye alma süresi parçanın kalınlığına bağlıdır. İnce levhalarda süre bir dakikanın altında, büyük döküm parçalarda ise 20 saate kadar olabilir. Genellikle her 25 mm kalınlık için 1 saat süre yeterlidir. Fırın içerisindeki yük miktarı ve sıcak havanın sirkülasyonu da süreye etki

eden faktörlerdir. Genellikle parçalar arasındaki aralık en az 50 mm olmalıdır. Ancak, karmaşık şekilli ve büyük parçalar için mesafenin daha fazla olması gerekir (Geçkinli, 2003).



Şekil 3.2 Al-7075 alaşımına uygulanan farklı çözeltiye alma sıcaklıklarına bağlı olarak sertlik- akma dayanımı değişimi (Clark ve Cougran, 2004)

Al-7075 alaşımı ile yapılan çalışmada 3 mm kalınlığındaki levhaya çözeltiye alma işlemi beş farklı sıcaklıkta uygulanmış (420,45,480,510 ve 530°C) , iki farklı soğutma ortamında (hava ve su) soğutulmuş ve ardından yapay olarak yaşlandırılmıştır. Farklı kombinasyonlar sonucunda optimum değer 480 °C' de 1 saat çözeltiye alma, suda soğutma ve 121 °C' de 24 saat yaşlandırma sonucu elde edilmiştir (Clark ve Cougran, 2004).

3.1.2 Ani Soğutma

Çözeltiyeye alma işlemi sonrası alaşım yavaş soğumaya bırakılırsa özellikleri olumsuz yönde etkileyen iri çökelti oluşur (Özer, 2004). Ani soğutma, α içerisinde ikinci fazın çökmesine imkan vermez ve aşırı doymuş α -fazı çökeltisi elde edilir. Bu hali ile α - fazı kararsızdır. Malzeme içerisinde denge halindeki atom boşluklarının miktarı sıcaklıkla üstel olarak artar. Çözeltiyeye alma işleminde atom boşluklarının miktarı, düşük sıcaklıktaki miktarına kıyasla yüksektir. Bu durumda malzemenin yüksek sıcaklıklardan aniden soğutulması sonucunda denge koşulları sağlanamadığından, atom boşluklarının fazlası yapı içerisinde kalır. Dolayısıyla ani soğuma sonucu yapıda bol miktarda atom boşlukları da oluşur. Bu fazlalık, ani soğutma sonucu oluşan atom boşlukları olarak tanımlanır ve zaman içerisinde yapıdan uzaklaşır. Ani soğutma sonucu oluşan atom boşluklarının fazlası bir araya gelme eğilimi gösterir ve bunların bir kısmı atom boşluğu absorbe ederek dislokasyon halkalarının oluşmasına neden olurlar. Atom boşluklarının fazla olduğu bu bölgeler, çökelti fazının heterojen olarak çekirdeklenmesine müsaittir. Yapıda yer alan fazla atom boşlukları aynı zamanda düşük sıcaklıklarda yayınma hızının artmasını sağlarlar. Böylece, çökelti fazının hem çekirdeklenme hem de büyüme hızı artar (Geçkinli, 2003).

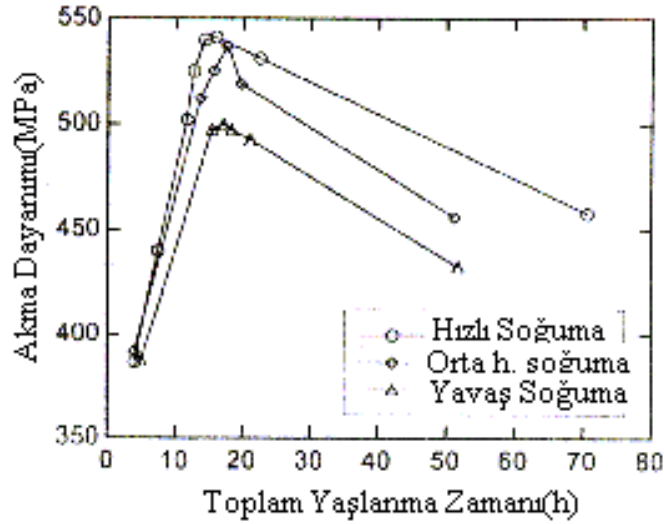
Ani soğutma işleminde genellikle parçalar soğuk suya daldırılır. Bu durumda dövme ve döküm parçaların ani soğutulması hariç, soğutma işleminden sonra suyun sıcaklığının $38\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'nin üzerine çıkmaması için önlemler alınır. Suda soğutma halinde soğuma hızı, 25 mm kalınlığındaki alüminyum alaşımı plaka için yaklaşık olarak $200\text{ }^{\circ}\text{C/saniye}$ dir. Soğutmanın ilk saniyelerinde parça yüzeyinde oluşan su buharından kaynaklanan lokal ısınmalara karşı, soğutma ortamı karıştırılmalı veya parçalar soğutma ortamında hareket ettirilmelidir.

Soğuk su ile ani soğutma, farklı kalınlıkta kesite sahip parçalarda deformasyona neden olur. Alüminyum alaşımlarının ısı iletkenliği yüksek olduğundan parçaların ince kısımlarında ısı kaybı fazladır ve bu nedenle parçaların ince ve kalın kısımlarında meydana gelen sıcaklık gradyanı parçanın deformasyonuna neden olur. Bu nedenle, büyük ve kompleks şekilli parçalar, $65\text{-}80\text{ }^{\circ}\text{C}$ suda yavaş soğutulur. Maksimum boyutsal kararlılık için bazı döküm ve dövme parçaları fan ile soğutulur. Ani soğutma ortamı olarak gliserin-su karışımı ve polimerlerden de yararlanılır. Yavaş soğutma, bakır içermeyen Al-Zn-Mg alaşımlarının gerilmeli korozyon direncini artırır. Bazı alaşımlarda ani soğutma aşamasında da çökelti fazı oluşabilir. Fırından çıkartılan parçaların soğutma ortamına ulaşma süresi uzun olunca, parça

hızlı çökeltmenin meydana gelebileceği sıcaklığa ulaşır; örneğin 7075 alaşımı için kritik sıcaklık aralığı 400-290 °C' dir (Geçkinli, 2003).

Çizelge 3.1 Al 7050 alaşımı ile yapılan çalışmada üç temel yaşlanma koşulu ve üç farklı soğutma hızı için ısıtma sürelerinin özeti (Dumont ve Deschamps, 2003)

Soğuma hızı	Yetersiz yaşlanma	Yaşlanma	Aşırı yaşlanma
Hızlı	120 °C' de 1 saat 40 dak	160 °C' de 5 saat	160 °C' de 60 saat
Orta	120 °C' de 1 saat 40 dak	160 °C' de 7 saat	160 °C' de 40 saat 30 dak
Yavaş	120 °C' de 1 saat 30 dak	160 °C' de 6 saat	160 °C' de 41 saat

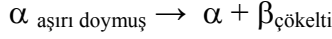


Şekil 3.3 Soğuma hızının fonksiyonu olarak yaşlanma zamanı ile akma dayanımının değişimi (Dumont ve Deschamps, 2003).

Şekil 3.3' de çözeltiliye alma işlemi sonrasında farklı soğuma hızlarını takiben yapılan yaşlanma ile akma dayanımı arasındaki bağlantı görülmektedir. Grafikten de görüldüğü gibi, maksimum akma dayanım değeri hızlı soğuma ile elde edilmiştir.

3.1.3 Çökeltme İşlemi

Aşırı doymuş katı çözeltili içerisinde çözünmüş halde bulunan ikinci faz, sıcaklık ve zamanın etkisiyle kararlı bir faz olarak çökeltir;

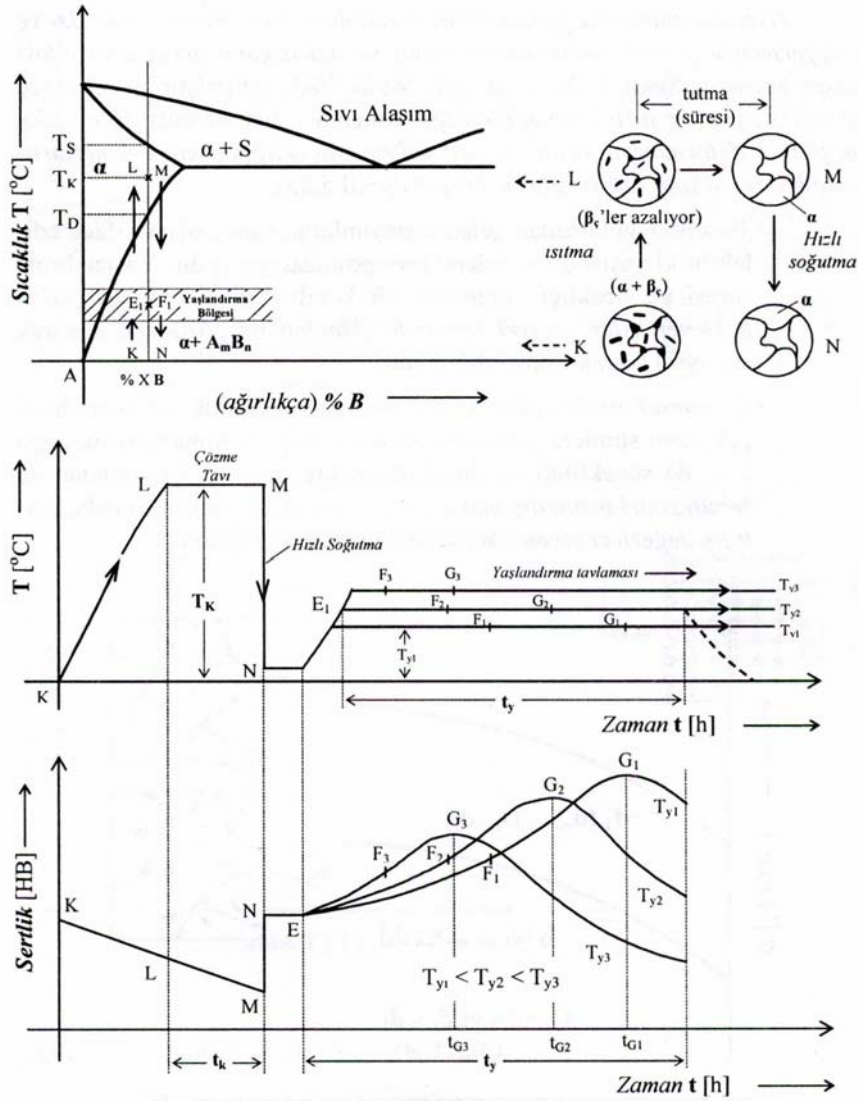


Bu dönüşüm için önce β fazının çekirdeklenmesi ve sonra yayınma (difüzyon) ile büyümesi gerekir. Eğer alaşım ani soğutmadan sonra oda sıcaklığında tutulursa yayınma hızı çok yavaş olduğundan β fazı genellikle oluşmaz veya oluşması uzun zaman alır (doğal yaşlanma). Difüzyon hızını arttırmak amacıyla ani soğutulmuş alaşım, yüksek bir sıcaklıkta tutulursa çökeltme daha kısa bir zamanda oluşur (yapay yaşlanma) (Özer, 2004).

3.1.4 Sıcaklığın ve Zamanın Çökeltme Sertleşmesine Etkisi

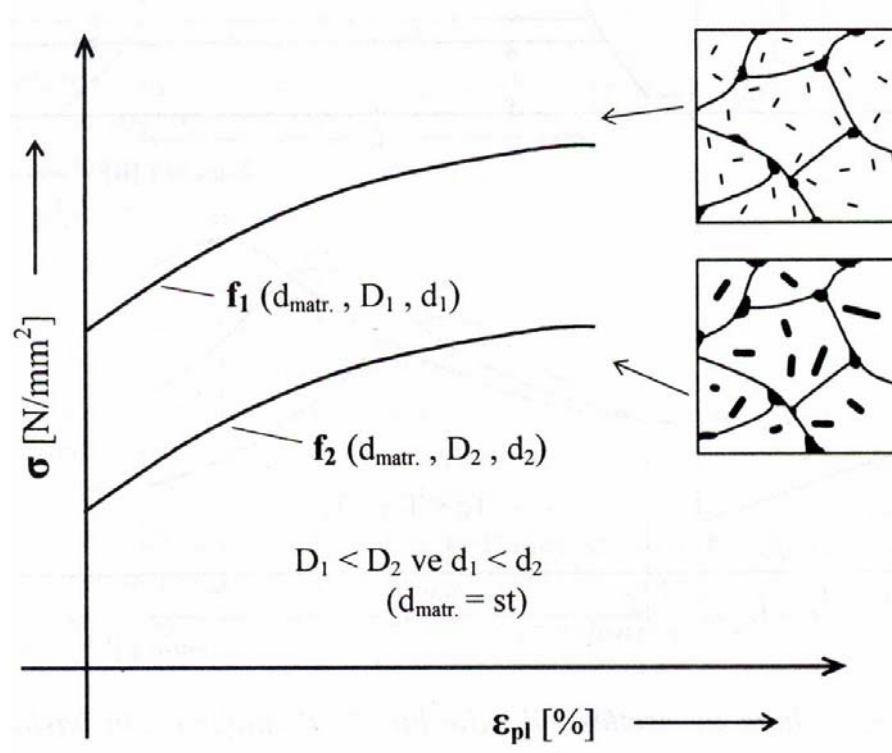
Yaşlandırma işleminde sıcaklığın artırılması, ana faz içerisinde çözünmüş olan eriyen atomların ayrışma hızını arttıracaktır; çökelti parçacıklarının oluşumu, teşvik edilen yayınma ile hızlanacaktır. Yaşlanma süresinin artırılması ise sıcaklıkla hızlandırılan yayınmanın devamına fırsat vererek çökelti miktarını arttıracaktır.

Yaşlandırılabilir bir alaşımda, çökeltme ile mukavemet artışını sağlamak için uygulanabilecek bir ısıl işlem programı ve bu program parametrelerinden yaşlandırma sıcaklığının (T_y) ve süresinin (t_y) malzeme sertliğindeki değişimi nasıl etkilediği Şekil 3.4' de şematik olarak gösterilmiştir.

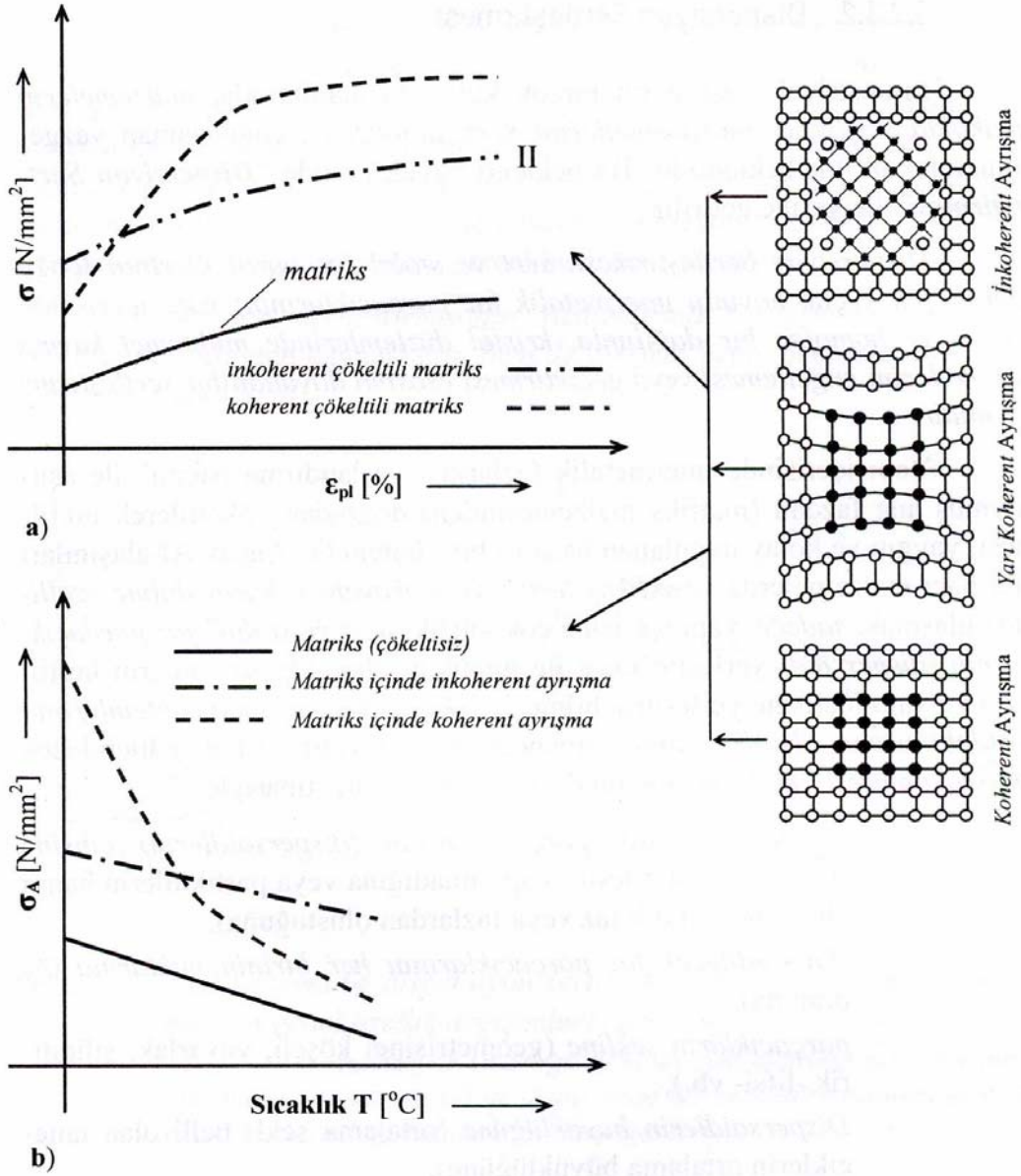


Şekil 3.4 Çökeltme ile sertleştirilebilir bir A-B alaşımı için yaşlandırma programı ve buna bağlı sonuçlar (Demirci, 2004)

Ayrışma sürecinde yaşlandırma aşamalarını karakterize eden D ve d değerleriyle plastik deformasyon oranı ve mukavemet artışı arasındaki bağlantı Şekil 3.5’ de şematik olarak açıklanmıştır. Aynı süreç içerisinde ayrışma şeklinin bağdaşıklığı (koherent- inkoherent) ile uygulanan plastik deformasyon oranı ve yaşlandırma sıcaklığının mukavemet artışına etkileri kalitatif olarak gösterilmiştir (Şekil 3.6).



Şekil 3.5 Yaşlandırmada çökeltme aşamasına (D ve d) ve plastik deformasyon oranına bağlı mukavemet artışı D: ortalama çökelti arası mesafe ; d: ortalama çökelti çapı; $d_{\text{matr.}}$: matris (ort.) tane büyüklüğü

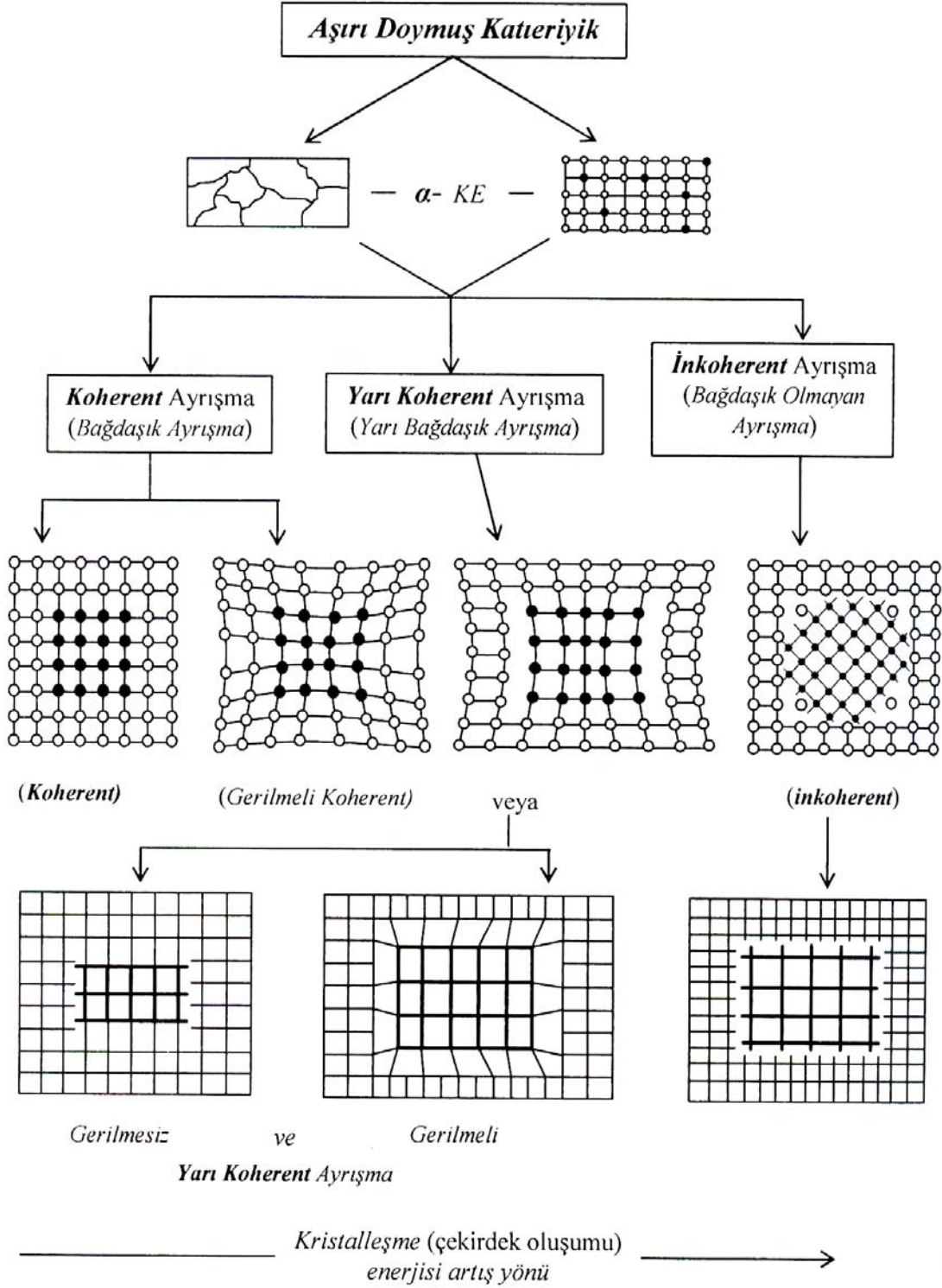


Şekil 3.6 Koherent ve inkoherent çökeltide (a) plastik deformasyon oranına; (b) sıcaklığa bağlı olarak mukavemet değişimi (I: Matriks tane büyüklüğünden bağımsız, II: Matriks (ortalama) tane büyüklüğüne bağlı mukavemet değişimi)

3.2 Çökeltme Sertleşmesi Sürecinde Oluşan Dönüşümler

Çözeltiyeye alma ve ani soğutma kademelerinden sonra alaşım aşırı doymuş haldedir ve oda sıcaklığında ya da daha yüksek bir sıcaklıkta yapılan yaşlandırma sırasında, bu aşırı doymuş katı faz içerisinde yeni fazlar çökelmektedir. Yaşlanma sürecinde oluşan yarı kararlı ya da kararlı çökelti fazlarının oluşum sırası genel olarak;

Aşırı doymuş katı çözelti → Yarı kararlı geçiş fazları → Kararlı denge fazı Şekil 3.7' de sırası ile belirtilmektedir (Baydoğan, 2003).



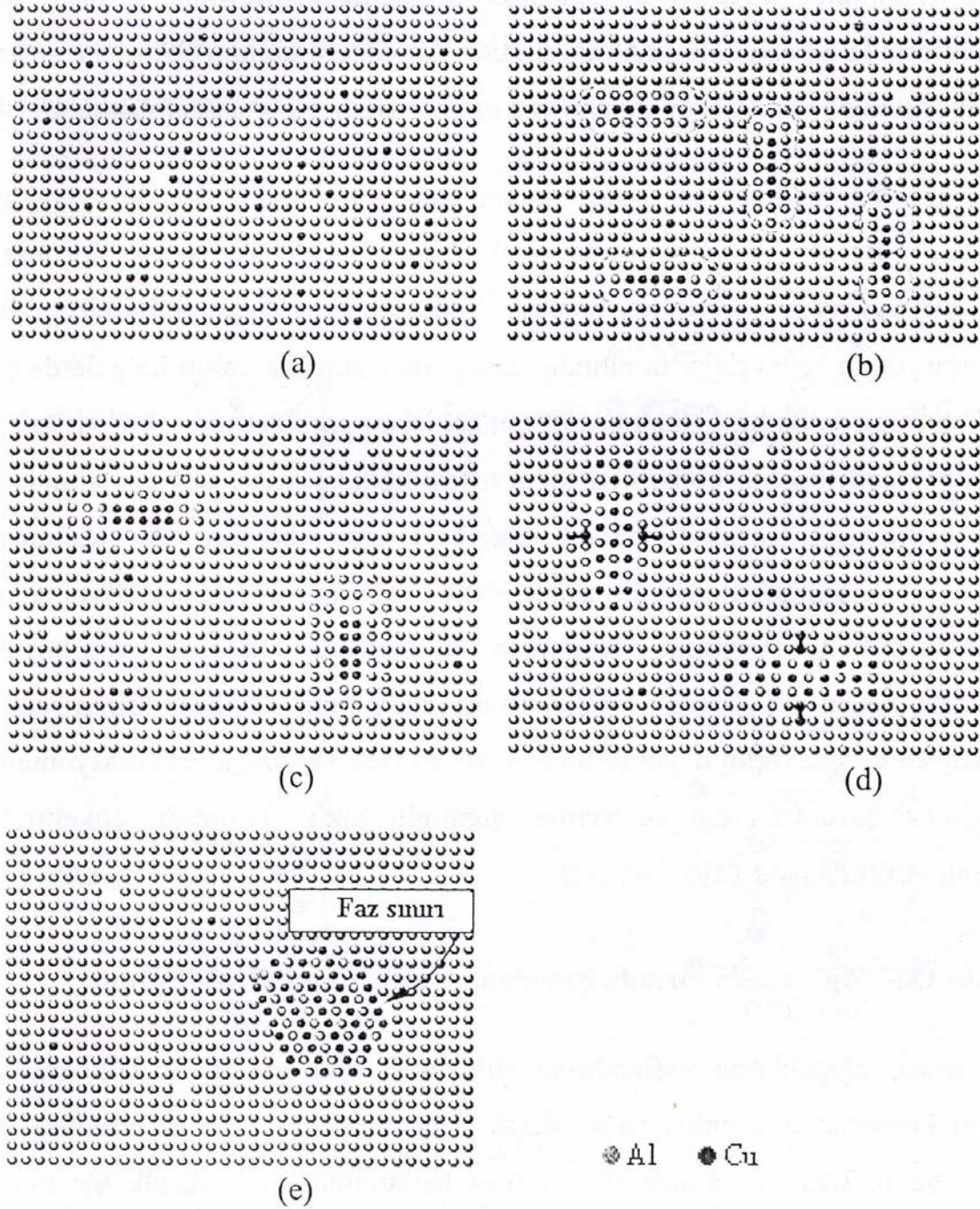
Şekil 3.7 Aşırı doymuş katı eriyikten ayrışma (çökeltme) şekilleri (Demirci, 2004)

Yaşlandırma sırasında oluşan çökelti fazları, matriksle uyumlu, yarı uyumlu ya da uyumsuz olabilmektedir. Katı çözeltide çözünen atomlar tek fazlı bir yapı içerisinde dağılmışlardır. Uyumluluk, çökeltinin ve matriksin kafes düzlemlerinin bire bir karşılık gelmesidir. Yaşlandırma süresi arttıkça, uyumluluk korunmakla birlikte, oluşan yeni fazın etrafındaki atomlar bir miktar distorsiyona uğrar. Bu sırada uyumluluk deformasyonu nedeniyle bir deformasyon bölgesi oluşur. Çökelti partikülü büyüdükçe, dislokasyonların oluşumu, kafes etrafındaki deformasyon alanını ve buna bağlı olarak her iki kafes düzlemi arasındaki bire bir uyumu bir miktar azaltır. Bu durum, yarı uyumluluk olarak bilinmektedir. Şekil 3.8' de görülen küçük boyutlu matriksle uyumlu olan θ'' çökelti fazı (bazen GP-2 zonu olarak da isimlendirilmektedir) kafes etrafındaki deformasyonun yarattığı gerilme alanı dislokasyon hareketlerini engellemekte oldukça etkilidir. Uyumsuzluk, iki kafes düzleminin birbirine karşılıklı olarak yönelmemesidir. Aşırı yaşlanma sonucu oluşan θ çözelti fazı, boyutlarının büyümesine bağlı olarak matriksle uyumsuzdur ve kafes etrafındaki deformasyon alanının azalmasından dolayı dislokasyon hareketlerini engellemede θ'' fazı kadar etkili değildir (Baydoğan, 2003).

Uyumlu, yarı uyumlu ya da uyumsuz bileşenler, tüm yapı içerisinde homojen olarak dağılmakta, özellikle tane sınırları yakınında çökelti oluşmayan bölgeler bulunmaktadır. Tane sınırları yakınındaki bu bölgeler, çökelti içermeyen zon (PFZ) olarak adlandırılmaktadır. Çökeltisiz zon oluşumu, çözünen atomların tane içlerine kolaylıkla yayılması sonucu, tane sınırlarının her iki yanında yaklaşık 50 nm genişliğinde, çözünen atomca fakir bir bölgenin oluşması ve/veya tane sınırlarındaki boşluk konsantrasyonunun, bir çökelti fazının çekirdeklenmesi için gereken boşluk konsantrasyonundan daha az olmasından kaynaklanmaktadır.

Boşluk konsantrasyonu, tane sınırlarında tane içine doğru üstel olarak artmaktadır. Belirli bir yaşlandırma sıcaklığında, çökelti fazının oluşumu için kritik bir değerin üzerinde boşluk konsantrasyonu gerektiğinden, boşluk konsantrasyonunu kritik değerin altında kaldığı tane sınırına yakın bölgelerde çökelti fazları oluşmamaktadır. Çökelti sertleşmesi işlem parametreleri değiştirilerek tüm yapı içerisindeki boşluk konsantrasyonu artırıldığında, kritik değerin altında kalan bölgenin genişliği azalacağından, çökeltisiz zon boyutu da azalmaktadır. Yaşlandırma sıcaklığının düşürülmesi de daha düşük boşluk konsantrasyonuna sahip bölgelerde çökelti fazlarının oluşumuna ve böylece çökeltisiz zon boyutunun azalmasına

neden olmaktadır. Yaşlandırma sıcaklığının düşürülmesinin yanı sıra, çözeltiye alma sıcaklığının yükseltilmesi ve boşluk konsantrasyonunu da oda sıcaklığında korumak için ani soğutma işleminin hızlı yapılması, çökeltisiz zon boyutunu azaltmaktadır (Baydoğan, 2003).



Şekil 3.8: Al-Cu sisteminde oluşan bazı ara fazların şematik gösterimi
(a) Katı çözelti, (b) GP-1 zonları, (c) GP-2 zonları, (d) θ^1 fazı, (e) θ fazı.

3.3 Al-Zn-Mg Alaşımlarında Meydana Gelen Dönüşümler

Yaşlandırma sırasında Al-Zn-Mg esaslı 7XXX serisi alüminyum alaşımlarında oluşan çökelti fazlarının sırası ve türü; alaşımın bileşimine, soğutma koşullarına ve yaşlandırma sıcaklığına bağlıdır. Çizelge 3.2' de Al-Zn-Mg alaşım sisteminde genel olarak meydana gelen dönüşüm sırası ve oluşum şartları görülmektedir.

Çizelge 3.2 Al-Zn-Mg alaşım sisteminde yaşlandırma sırasında mikroyapı bileşenlerinin oluşum sırası ve yapısal özellikleri

Alaşım Sistemi	Mikroyapı Bileşenleri	Yapısal Özellik
Al-Zn-Mg	Küre şeklinde GP zonları	İki tip GP zonu bulunmaktadır.
	η' (ya da M') (hekzagonal $MgZn_2$) a=0.496 nm c=0.868 nm	Zn/Mg = 3/1 olan alaşımlarda Gp zonları oluşmaktadır.
	η (y adaM) (hekzagonal $MgZn_2$) a=0.521 nm c=0.860 nm	η' üzerinde ya da η fazının dönüşmesiyle oluşmaktadır.
	T' (hekzagonal $Mg_{32}(AlZn)_{49}$) a=1.388 nm c=2.752 nm	Yarı kararlıdır. Yüksek Mg/Zn oranlarında η fazı yerine oluşmaktadır.
T (kübik $Mg_{32}(AlZn)_{49}$) a=1.416 nm	190 °C den yüksek yaşlandırma sıcaklıklarında η fazından, Yüksek Mg/Zn oranlarında ise T' Fazından oluşmaktadır.	

Al-Zn-Mg alaşımlarında yaygın kabul gören dönüşüm sıralarının ilki,

$\alpha_{Aşırı\ doymuş} \rightarrow GP\ 1-2\ zonları \rightarrow \eta' \rightarrow \eta\ (MgZn_2)$ şeklindedir.

Çökeltmenin ilk aşamalarında GP-1 ve GP-2 olmak üzere iki tip mevcuttur. GP-1 zonları, düşük Mg oranlarında meydana gelmekte ve çözünen atomca zengin zonlar olarak bilinmektedir. GP-2 zonları ise boşluk ve çözünen atomca zengindir. GP zonlarının oluşumu için üst sıcaklık limiti, alaşımın bileşimine bağlı olarak 10-180 °C arasında değişmektedir. GP-1 zonları, alüminyum matriks ile tamamen uyumludur ve soğutma sıcaklığından bağımsız olarak, oda sıcaklığından 140-150 °C' e kadar olan sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma sonrası Zn, Al ve Mg atomlarının matriks kafesinde alt birimler şeklinde periyodik dizilmesiyle meydana gelmektedir. Oda sıcaklığından 60-70 °C sıcaklığa kadar sadece GP-1 zonları oluşmakta, dolayısıyla doğal yaşlandırma sırasında oluşan GP zonları, GP-1 tipinde olmaktadır.

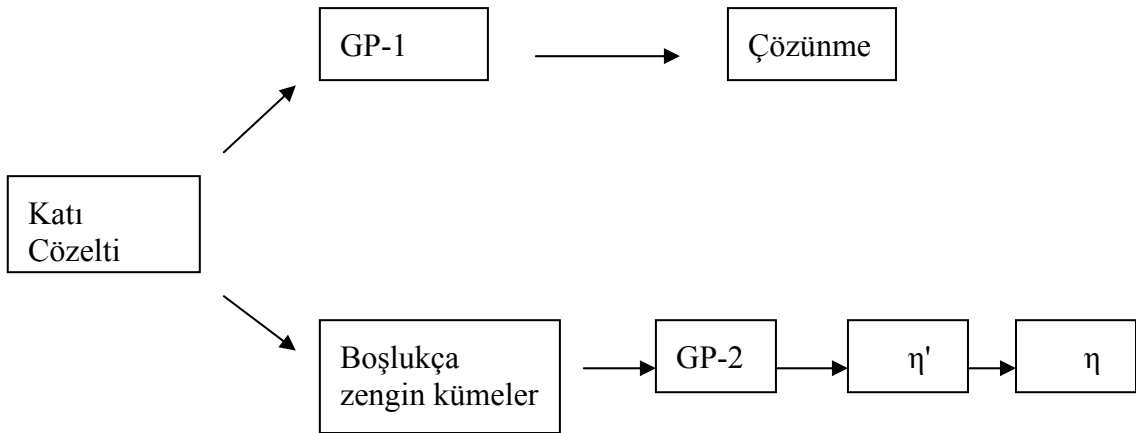
GP-2 zonları ise 450 °C nin üzerindeki çözeltiliye alma sıcaklıklarından su verme sonrası ve 70 °C' nin üzerindeki sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma sonrası oluşmaktadır. Düşük sıcaklıklarda ise GP-2 zonlar, sadece çok uzun süre (birkaç hafta ya da daha fazla) yaşlandırılan numunelerde seyrek olarak gözlenmiştir. GP-2 zonu, η' fazının oluşması için bir tür başlangıç fazı değerlendirilmekte ve oluşumunun, ani soğutma sırasında meydana gelen boşlukca zengin kümelerden kaynaklandığı bilinmektedir. Yarı kararlı η' fazının, sertleştirici etkisi göz önüne alındığında, çökeltme sırasının en önemli aşaması olarak, GP-2 zonundan η' fazının oluşması gösterilebilir. Yarı kararlı η' fazı, $MgZn_2$ bileşiminde, kafes parametreleri $a=0.496\ nm$ ve $c=1.402\ nm$ olan hekzagonal kafes yapısına sahip bir fazdır. Bileşimi $MgZn_2$ olan η ise, $a=0.521\ nm$, $c=0.860\ nm$ kafes parametrelerine ve hekzagonal kafes yapısına sahip kararlı denge fazıdır.

Yarı kararlı η' fazının oluşması için tercih edilen çekirdeklenme merkezleri,

- %2,5 dan daha düşük Zn içeren alaşımlarda, GP zonlarının çözünmesi sonucu, konsantrasyon değişimlerinin olduğu bölgeler,
- Kritik boyutun üzerindeki GP zonları,
- Su verme sonucu oluşan boşlukça zengin kümeler ve
- Kalıntı atom kümeleri

Şeklinde sıralanmaktadır. Kalıntı atomla, η' fazının oluşumuna katkıda bulunsalar da çoğu zaman metallerearası bileşikler oluşturabilecekleri göz önünde tutulmalıdır.

Su verme sonrasında yapıda hapsolan boşlukların, oda sıcaklığındaki yaşlandırma sırasında oldukça önemli rollerinin olması gerektiği düşünülmüş, ancak araştırmalar oda sıcaklığında kararlı olan bu boşlukların GP-1 zonlarının oluşumuna çok az etki ettiğini ortaya çıkarmıştır. Dolayısıyla bunların daha yüksek sıcaklıklarda bir ara faz olarak GP-2 zonlarının oluşumuna katkıda bulunduğu hatta bu reaksiyonun GP-2 zon eğrisinin üzerinde η' fazının oluşmasıyla devam ettiği kabul edilmektedir. Bu sırada GP-1 zonları, çözünmekte ya da kritik bir boyutun üzerinde olmaları durumunda η' fazına dönüşmektedir. Sonuç olarak yukarıdaki bilgiler ışığında, nispeten yüksek sıcaklıklarda Al-Zn-Mg alaşımlarında çökeltme sırası Şekil 3.9' da görüldüğü gibi iki ayrı reaksiyon şeklinde ilerlemektedir (Baydoğan, 2003).

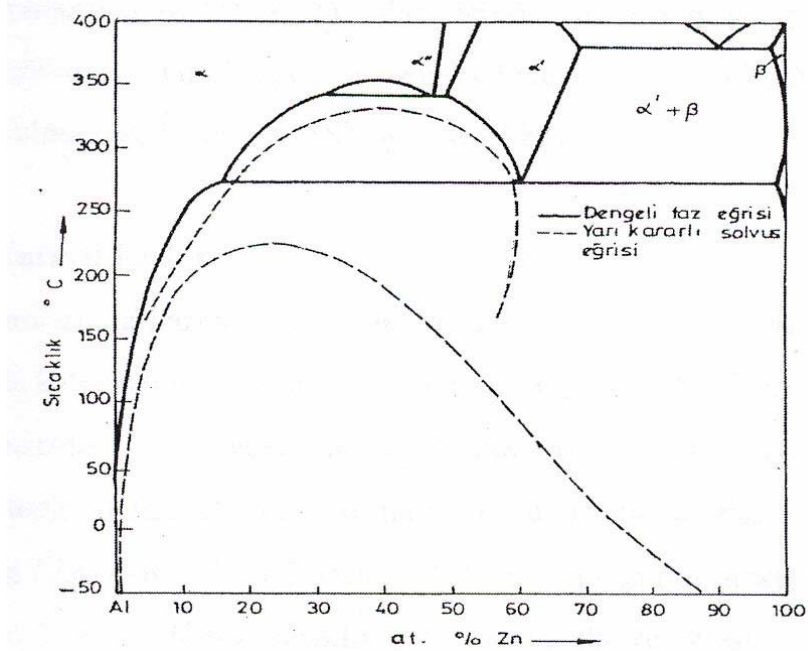


Şekil 3.9 Al-Zn-Mg alaşımlarında göreceli yüksek yaşlandırma sıcaklıklarında mikroyapı bileşenlerinin oluşum sırası (Baydoğan, 2003)

3.3.1 GP Zonları

GP zonları, yaşlandırmanın ilk aşamasında oluşan çok küçük (<3 nm), çözünen elementçe zengin kümeciklerdir. GP zonlarının bileşimi, alaşımın bileşiminden bağımsız olmakla birlikte GP zonları yarı kararlı olarak oluşmaktadırlar. Bu durum herhangi bir denge diyagramında gösterilen fazlardan daha az kararlı olmalarına rağmen Al-Zn ikili denge diyagramında noktali çizgiler GP zonlarının oluşum alanının sınırlarını gösterir.

7075 alüminyum alaşımında, GP zonları düşük sıcaklıklarda ($T \leq 75$ °C) aşırı yaşlandırma sonucunda ilk ayrışma ürünüdür. Al-Zn-Mg alaşımlarında bileşimi Al-MgZn₂ faz alanı içindedir. Küreseldir ve YMK yapıda bulunur. GP zonları 75-150 °C aralığında X ışınları çalışmalarının sonuçlarına göre (100) düzlemlerine paralel ve alternatif olarak dizilmiş Zn-Mg ile zenginleşmiş tabakalardan oluşmuştur. GP zonlarının Zn ve Mg içeriği Zn/Mg oranına bağlı olarak değişmektedir. $0,5 \leq \text{Zn/Mg} \leq 12$ aralığında zonun Zn konsantrasyonu yaklaşık %40 Zn oranına ulaşırken, Mg konsantrasyonu %20 Mg - %60 Mg aralığında değişmektedir. Zn/Mg oranı > 2 ise GP zonunun Zn içeriği oda sıcaklığında %40 Zn yi aşabilmektedir, Zn/Mg oranının yüksek değerleri için Al-Zn ikili alaşımlarda ulaşılan değer olan %70 Zn değerine ulaşılmaktadır (Özer, 2004).



Şekil 3.10 Al- Zn denge diyagramı

Al-Zn-Mg alaşımlarında GP zonunun oluşma ve ayrışma sıcaklığı alaşımın bileşimine bağlıdır. Mg konsantrasyonuna bağlı olarak alaşımların temel özellikleri önemli değişiklik göstermediğinden, yarı kararlı faz diyagramlarında Zn konsantrasyonu kullanılmaktadır.

Gp zonlarının oluşumu, çekirdeklenme ve büyüme teorilerine göre homojen çekirdeklenme sonucunda oluşmaktadır. Gp zonlarının çekirdeklenmesi, 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. Zonların büyümesi, küçük zonların çözünmesi ve çözünen zonlara ait atomların daha geniş boyutlu zonlar ile birleşmesiyle oluşmaktadır. Büyüme, zonların toplam sayısını azaltmakta ve ortalama çaplarını arttırmaktadır. Bununla beraber bu büyüme esnasında zonun ortalama bileşimi ve zonların ortalama hacmi sabit kalabilir. Aşırı doymuşluğun azalmasıyla ve ayrıca uyumlu deformasyonlar ile işlem yavaşlamaktadır.

3.3.2 η' fazı

GP zonlarını içeren alaşım, yaşlandırma sıcaklığında daha uzun süre tutulursa yeni bir çökelti çekirdeklenir ve büyür. Matriste en az bir yüzeyi uyumlu olan (yarı uyumlu) bu ara çökelti Al-Zn-Mg alaşımlarında η' olarak adlandırılırlar. Alaşımın serbest enerjisinin ancak zamanla azalabilmesinden dolayı bu yeni çökelti daha yavaş çekirdeklense bile GP zonlarından daha karardır. Bu yeni çökelti geçiş fazlarıdır. Bu çökeltilerin kristal yapıları matrisin kristal yapısından farklıdır. GP zonlarından daha büyük olsalar da alaşımı, aynı alaşımdaki GP zonlarından daha çok sertleştirirler.

Al-Zn-Mg alaşımlarında Al-MgZn₂ faz alanı içinde bulunan η' geçiş fazının ilk defa Graft tarafından gözleendiği ve Graft'a göre hegzagonal yapıda ve a=4,96 Å ve c=8,55 Å kafes parametresinde olduğu açıklanmıştır.

3.3.3 η ve T Kararlı Fazları

Al-Zn-Mg alaşımlarında kararlı faz olarak MgZn₂ formülü ile gösterilen η fazı, hegzagonal kristal yapısında, kafes parametresi a= 5,16-5,21 Å, c=8,49-8,55 Å dır.

η fazı uyumsuzdur ve genellikle uyumsuz veya yarı uyumlu bir ara yüzeyde çekirdeklenmektedir. η fazı alüminyum matris ile uyumsuz sınırlar oluşturmaktadır. Düşük sıcaklıklarda Mg/Zn oranı 1/3-1/2 aralığında kararlı η fazı oluşmaktadır.

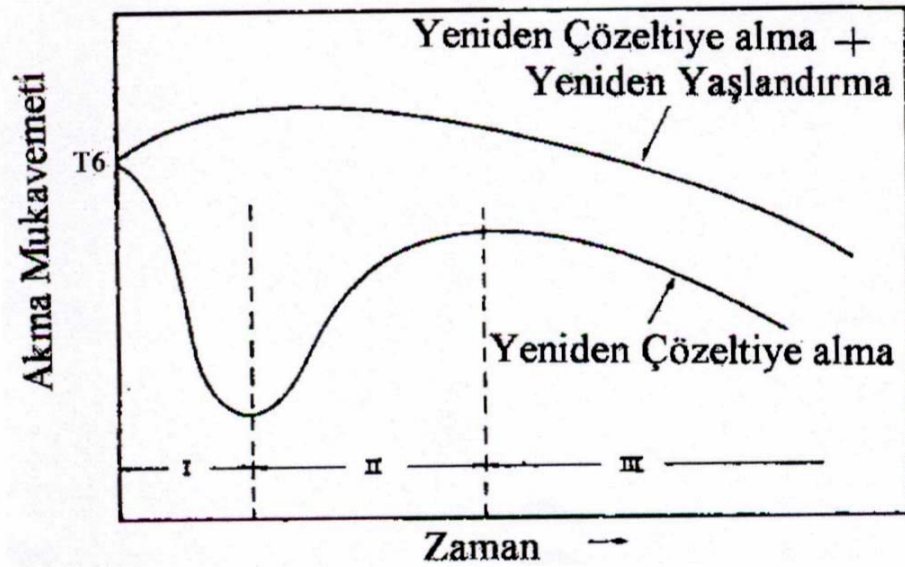
Kararlı faz olan T fazı, yüksek sıcaklıklarda oluşmakta ve bileşimi çok yüksek çinko ve magnezyum içermektedir. Bileşimi %20-35 Mg, %22-65 Zn ile geniş bir aralıktadır. $(AlZn)_{49}Mg_{32}$ veya $Mg_3Zn_3Al_2$ formülü ile karakterize edilir. Yaklaşık 190 °C' nin üzerindeki sıcaklıklarda oluşmakta ve kübik sistemde bulunmaktadır. Çinkonun artmasıyla kafes parametresi 12,29 Å dan 14,71 Å a değişmektedir. Al-Zn-Mg alaşımlarında 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. T fazının çekirdeklenme boyutu büyüktür, bu nedenle iri çökelti yapısına uygun şekilde büyük partiküllü olarak aşırı yaşlanmış alaşımlarda bulunmaktadır. T fazının alaşım sisteminin mukavemet artışında hiçbir önemli rolü yoktur.

3.3.4 Çökelti İçermeyen Zon (PFZ)

Çökelti içermeyen zon, yaşlandırma ile sertleşebilen alaşımlarda tane sınırı başta olmak üzere, alt tane sınırları ve dispersoidler civarında gözlenilir. Çökelti içermeyen zonun oluşumu, ani soğuma sırasında tane sınırlarında atom boşluklarının toplanmasıyla, çökeltilerin çekirdekleneceği yerlerin ve çözünen atomların azalmasıyla oluşur. PFZ, Al-Zn-Mg alaşımının mekanik özellikleri ve gerilmeli korozyon özelliklerinde etkilidir. Tane sınırı civarındaki atom boşluklarının kısmi yok olması PFZ nin oluşumu için önemlidir. Tane sınırı civarları, çevre alanlar kadar yaklaşık aynı doymuşluğa sahip olsalar bile PFZ oluşmaktadır. PFZ nin genişliği çözeltiye alma sıcaklığı ve zamanına, ani soğutma hızına ve yaşlandırma sıcaklığına bağlıdır. 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 genişliği gözlenmiştir.

3.4 Yeniden Çözeltiye Alma (Retroggression) ve Yeniden Yaşlandırma (Reaging) (RRA) İşlemi

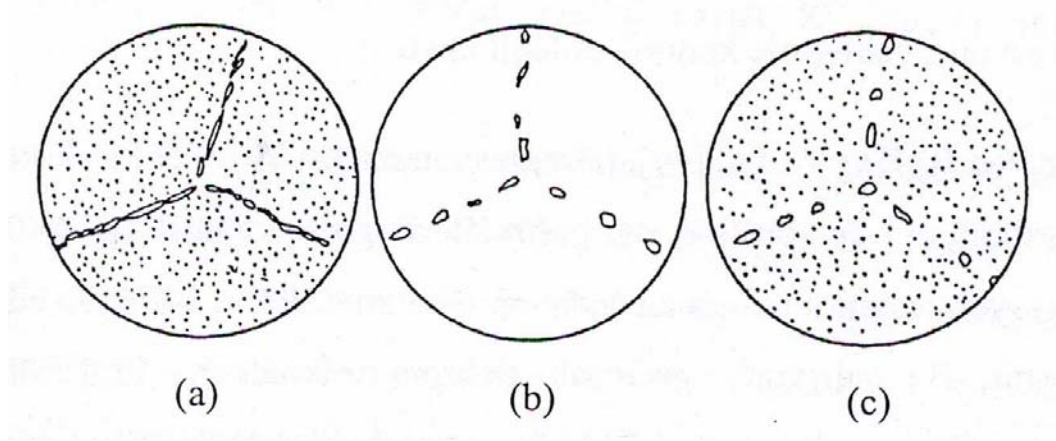
RRA işlemi, T6 ısıl işlemi görmüş alaşıma, 180-280 °C sıcaklık aralığında önce kısa süreli olarak yeniden çözeltiye alma ve daha sonra orijinal T6 işleminde uygulanan sıcaklık ve sürelerde yeniden yaşlandırma işlemidir. RRA işlemi sonunda, malzemenin mukavemetinde artış sağlandığı gibi, gerilmeli korozyon çatlamasına karşı direnci T73 ısıl işlemindeki değerini korumaktadır. Böylece, T6 ve T73 özellikleri bir arada sağlanmış olur. Şekil 3.11’de, 7075 alaşımında RRA işlemi ile sertlikteki değişim şematik olarak gösterilmiştir. Yeniden çözeltiye alma işleminin başında akma mukavemetindeki azalma (I. Bölge) GP zonlarının kısmen çözünmesinden, zamanla akma mukavemetinde meydana gelen yükselmenin (II. Bölge) η' çökeltilerinin oluşumu ve kararlı boyuta gelmesi, son olarak III. bölgede meydana gelen azalmanın çökeltilerin irileşmesinden kaynaklandığı ileri sürülmüştür. Buna göre; RRA işleminde optimum özellikler yeniden çözeltiye alma eğrisindeki minimum değere karşılık gelmektedir (Geçkinli, 2003).



Şekil 3.11 RRA işlemi esnasında sertlikteki değişim (Geçkinli, 2003).

3.4.1 Retrogresyon Sırasında Oluşan Dönüşümler

Retrogresyon sürecinde meydana gelen yapısal dönüşümler, başta retrogresyon sıcaklık ve süresi olmak üzere, alaşımın kimyasal bileşimi ve başlangıç ısıl işlem durumu gibi pek çok faktörden kaynaklanmaktadır. Şekil 3.12' de, 7075 kalite alüminyum alaşımının T6 ısıl işlem durumu ile retrogresyon ve yeniden yaşlandırma kademelerinden sonraki mikroyapıları şematik olarak görülmektedir. Retrogresyon öncesi T6 temper durumundaki alaşımın mikroyapısında, tane içlerinde homojen olarak dağılmış 3-4 nm boyutlarında yarı uyumlu η' fazı ile sürekli ise sürekli ya da yarı sürekli bir ağ şeklinde, daha büyük boyutlu ve uyumsuz η fazı bulunmaktadır.



Şekil 3.12 Al-7075 alaşımının; (a) T6 işlemi (b) retrogresyon (c) retrogresyon ve yeniden yaşlandırma sonrası şematik mikroyapısı (Baydoğan, 2003)

Retrogresyon sürecinde oluşan yapısal dönüşümler genel olarak 3 aşamada incelenmektedir. Retrogresyon işlemi sırasında alaşım, yaşlandırma sıcaklığından daha yüksek sıcaklıklarda tutulduğu için retrogresyon sürecinin I. aşamasında uyumlu bileşenler (GP zonları ya da η' partikülleri) kısmen ya da tamamen çözünmektedir. (b) Bu bakımdan retrogresyon ve yeniden yaşlandırma süreci özellikle, uyumlu mikroyapı bileşenleri içeren alaşım sitemleri için önerilmektedir. Kısa retrogresyon sürelerinde GP zonlarının kısmen çözüldüğünü öne süren çalışmalar, bunu toparlanma mekanizmasına dayandırmaktadır. Bu görüşe göre, GP zonlarının kısmen çözüldüğü bölgeler, η' fazı için uygun çekirdeklenme merkezi oluşturmaktadır. Ayrıca GP zonları çözüldüğünde, matriksin magnezyum ve çinko zenginleşmesi, η' fazlarının çekirdeklenmesi ve büyümesini teşvik etmektedir. Dolayısıyla retrogresyon sürecinin I. aşamasında, yapıda önceden var olan η' fazının büyümesi ve

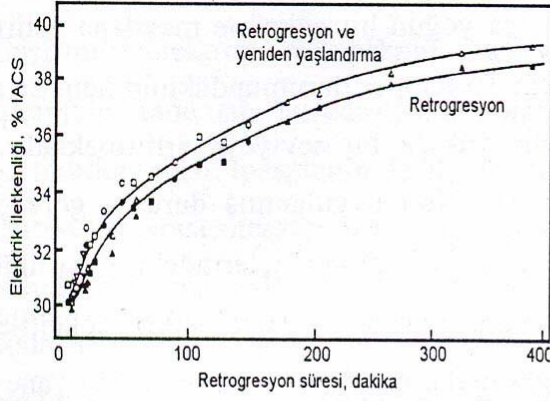
çözünen GP zonları üzerinde yeni η' fazlarının oluşumu aynı anda meydana gelmektedir. Ancak geçirimli elektron mikroskobu incelemeleri, retrogresyonun I. aşamasında η' fazının boyut ve dağılımının T6 ısıtma işlemi durumundakinden çok farklı olmadığını göstermiştir. Dolayısıyla kısa retrogresyon sürelerinde bu reaksiyonların aynı hızda olmadıkları, GP zonlarının çözünmesinin baskın mekanizma olduğu öne sürülmüştür. Ayrıca η' fazının çözünmesinin 250 °C'e kadar olan sıcaklıklarda gerçekleşmediği, bunun da I. aşamada sadece GP zonlarının çözüldüğü görüşünü destekleyen bir sonuç olduğu belirtilmiştir. Diğer çalışmalarda, Al-Zn-Mg alaşımlarında retrogresyon sürecinde GP zonları ile birlikte η' partiküllerinin de kısmen çözüldüğü, çözünmeyen η' partiküllerinin de büyüdüğü belirtilmiştir. Retrogresyon sıcaklığı arttıkça çözünme kinetiğinin azalması sonucu, uyumlu mikroyapı bileşenleri daha kısa sürede çözüldüğü için, çözünme reaksiyonunun süresi retrogresyon sıcaklığı ile kontrol edilebilmektedir.

3.4.2 Yeniden Yaşlandırma Sırasında Oluşan Yapısal Dönüşümler

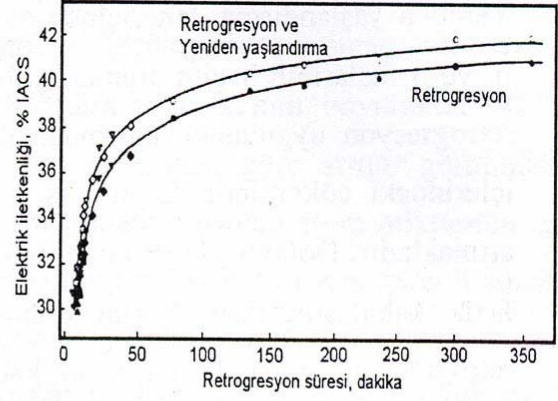
Retrogresyon ve yeniden yaşlandırma (RRA) işlemi ile, retrogresyon sırasında çözünen tane içlerindeki uyumlu mikroyapı bileşenleri yeniden oluşurken, tane sınırlarındaki mikroyapı ise önemli ölçüde değişmemektedir (Şekil 3.12.c).

Yeniden yaşlandırma, tane içinde oldukça yoğun bir çökeltme meydana getirmekte, η' ve η fazlarının hacim oranlarını, hem T6 ısıtma işlemi halinden hem de sadece retrogresyon uygulanan alaşımdan daha yüksek bir seviyeye arttırmaktadır. Tane içlerindeki çökeltelerin boyutu ise retrogresyon uygulanmış duruma göre çok az artmaktadır. Bu nedenle yeniden yaşlandırma işlemi tane içindeki η' partiküllerini fazla kabalaştırmadan hacim oranını arttırmaktadır. Tane sınırı çökelteleri ise retrogresyon sırasında başlayan kabalaşmalarına devam etmektedir. Tane sınırı çökelti partiküllerinin boyutu retrogresyon süresine bağlıdır.

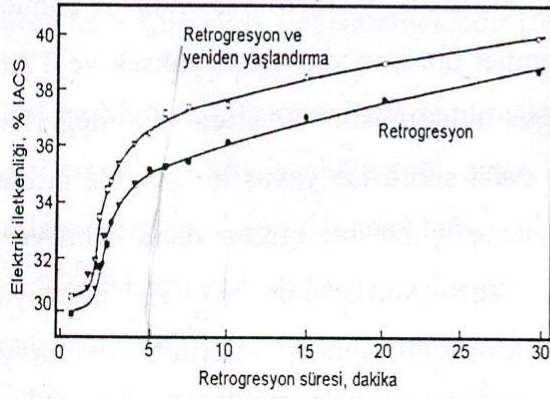
Yeniden yaşlandırma sonucu iletkenlik retrogresyon süresine bağlı olarak artmakta, ancak retrogresyon değerlerinden bir miktar daha yüksek çıkmaktadır (Şekil 3.13). Bu fark yeniden yaşlandırma sonucu oluşan çökelti partiküllerinin matriksi, çözünen atomca daha da fakirleşmesinden kaynaklanmaktadır. Retrogresyon sıcaklığı arttıkça dengedeki çözünen konsantrasyonlarının da artmasına bağlı olarak iletkenlik değerlerinde daha da büyük fark oluşmaktadır.



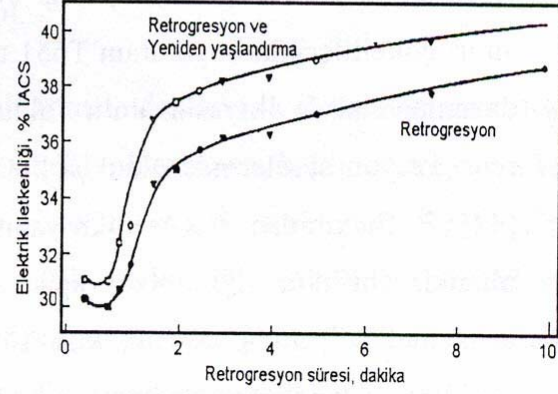
(a)



(b)



(c)



(d)

Şekil 3.13 Retrogresyon ve yeniden yaşlandırma sonucu elektrik iletkenliğinin değişimi
 (a) 180°C (b) 200°C (c) 220°C (d) 240°C

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1 Kullanılan Malzemeler

Deneysel çalışmalarda, alaşım elementlerinin ısıtılma işlemi sonrası mekanik özellikler üzerindeki etkisini araştırmak amacıyla üç farklı kompozisyonda Al-7075 T651 alaşımı kullanılmıştır.

Şekillenme etkisini araştırmak amacıyla döküm halindeki biletten ve bu biletten ekstrüzyonla şekillendirilmiş profillerden faydalanılmıştır.

Çizelge 4.1 Kullanılan malzemelerin kimyasal analiz değerleri

Numune No	Si	Mg	Fe	Cu	Zn	Mn	Ti	Cr	Al%
Al-7075 Standart	0,4	2,1-2,9	max.0,5	1,2-2	5,1-6,1	max.0,3	max.0,2	0,18-0,28	
1	0,617	2,497	0,184	1,567	5,743	0,039	0,002	0,189	89,69
2	0,075	2,649	0,186	1,566	5,946	0,017	0,016	0,178	89,36
3	0,081	2,534	0,18	1,296	5,455	0,066	0,041	0,204	90,14
4	0,469	1,913	0,38	1,452	5,379	0,006	0,011	0,062	90,23
5	0,469	1,913	0,38	1,452	5,379	0,006	0,011	0,062	90,23

1, 2 ve 3 numaralı alaşımlar T6 ısıtılma işlemi görmüş 10 mm lik levha alaşımları olup, 4 numaralı alaşım döküm halindeki bilet, 5 numaralı alaşım ise bu biletten % 10 ekstrüzyon oranı ile üretilmiş F konumundaki profilleri temsil etmektedir.

4.2 Uygulanan Isıl İşlemler

Döküm şartlarında (F) temin edilen malzemelerden (4 ve 5 numaralı numuneler) sertlik ölçümü ve mikroyapı incelemesi amacıyla hazırlanan numunelere T6, T73 ve T6+RRA ısıtılma işlemleri uygulanmıştır.

Kullanılan levhalar (1, 2 ve 3 numaralı numuneler) T6 konumunda temin edildiği için, çekme dayanımı, çentik darbe ve sertlik ölçümü için hazırlanan numunelerin ısıtılma işlemine retrogresyon kademesiyle başlanılmıştır.

T6 ısıtılma işlemi MES Makine Elektrik Kimya San. A.Ş.' de Çizelge 4.2' de belirtilen sıcaklıklarda gerçekleştirilmiştir. T6 işlemi sonrası Retrogresyon ve yeniden yaşlandırma

işlemleri Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü laboratuvarında ± 1 °C hassasiyetli etüv fırınında yapılmıştır. Belirlenen retrogresyon sıcaklıkları sonunda numuneler, etüv fırınından çıkarılarak hızla suda soğutulmuştur. Retrogresyon sonrası yeniden yaşlandırma işlemi ise T6 işlemine ait yaşlandırma sıcaklık ve süresinde gerçekleştirilmiştir.

T73 işlemi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü laboratuvarında 1000 °C kapasiteli ± 2 °C hassasiyetli fırında gerçekleştirilmiştir. Numuneler çizelgede belirtilen sıcaklık ve sürede çözeltiye alma işlemi sonrası suda hızla soğutulmuştur. Çözeltiye alma işlemi sonrası kademeli yaşlandırma işlemi de aynı fırında ve Çizelge 4.2' deki belirtilen süre ve sıcaklıklarda gerçekleştirilmiştir.

Çizelge 4.2 Uygulanan ısıtma işlem sıcaklık ve süreleri

Isıl işlem türü	Uygulanan sıcaklık ve süre
T6	480 °C' de 90 dk. çözeltiye alma + 6 sn. içinde suda ani soğutma+ 130 °C' de 12 saat yaşlandırma
T73	480 °C' de 90 dk. çözeltiye alma + 6 sn. içinde suda ani soğutma+ 107 °C' de 8 saat yaşlandırma + 178 °C' de 8 saat aşırı yaşlandırma
T6+RRA 180	T6 ısıl işlemi görmüş numuneleri 180 °C' de farklı sürelerde (2, 5, 10, 20, 30, 40, 50, 60, 65, 70, 75, 80 dk.) yeniden çözeltiye alma + oda sıcaklığındaki suda ani soğutma + 130 °C' de 12 saat yaşlandırma
T6+RRA 200	T6 ısıl işlemi görmüş numuneleri 200 °C' de farklı sürelerde (1, 2, 5, 8, 10, 15, 20, 30, 35, 40, 45, 500 dk.) yeniden çözeltiye alma + oda sıcaklığındaki suda ani soğutma + 130 °C' de 12 saat yaşlandırma
T6+RRA 220	T6 ısıl işlemi görmüş numuneleri 220 °C' de farklı sürelerde (30 sn., 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 10, 15, 20 dk.) yeniden çözeltiye alma + oda sıcaklığındaki suda ani soğutma + 130 °C' de 12 saat yaşlandırma

4.3 Sertlik Ölçme

Sertlik ölçüm işlemi öncesinde, sırasıyla 180, 240, 320 ve 400 numaralı zımparalarla numunelerin yüzeyi zımparalanmıştır. Sertlik ölçümlerinde HRB sertlik ölçme yöntemi kullanılmıştır.

Sertlik ölçüm işlemleri Korkmaz Isıl İşlem Kalite Kontrol laboratuvarında BMS marka Rockwell ölçüm cihazında yapılmıştır. Ölçüm sırasında numunelere, 1/16" lik küre uç ile 100 kp yük (10 kp ön yükleme) uygulanmıştır. Her numuneden 3 ölçüm yapılarak, bu ölçümlerin ortalaması sertlik değeri olarak belirlenmiştir.

Çizelge 4.3 “1” numaralı numune için ısıl işlemler sonrası ölçülen sertlik değerleri

Uygulanan Isıl İşlem	Retrogresyon Sıcaklığı	Retrogresyon Süresi	Sertlik Değeri (HRB)			
			1. Ölçüm	2. Ölçüm	3. Ölçüm	Ortalama
T6	-	-	90,7	90,1	90,8	90,5
T6+RRA	180 °C	2 dakika	90,1	90	90,8	90,3
T6+RRA	180 °C	5 dakika	90,1	91,4	90,7	90,7
T6+RRA	180 °C	10 dakika	90,5	90,9	91,9	91,1
T6+RRA	180 °C	20 dakika	89,9	90,6	91,2	90,5
T6+RRA	180 °C	30 dakika	84,5	88	87	86,5
T6+RRA	180 °C	40 dakika	87,4	89,4	91,4	89,4
T6+RRA	180 °C	50 dakika	87,5	87,8	88,4	87,9
T6+RRA	180 °C	60 dakika	88,8	89,6	90,3	89,5
T6+RRA	180 °C	65 dakika	87,9	88,8	89,8	89,2
T6+RRA	180 °C	70 dakika	84,8	87	87,8	86,5
T6+RRA	180 °C	75 dakika	87,1	87,8	87,6	87,5
T6+RRA	180 °C	80 dakika	84,5	84,6	84,8	84,6
T6+RRA	200 °C	1 dakika	90,5	89,5	90,3	90,1
T6+RRA	200 °C	2 dakika	90,1	90	91,5	90,5
T6+RRA	200 °C	5 dakika	91,4	90,6	91,6	91,2
T6+RRA	200 °C	8 dakika	90,7	91,4	90,9	91
T6+RRA	200 °C	10 dakika	90,5	90,2	90,1	90,2
T6+RRA	200 °C	15 dakika	87,2	87,6	89	87,9
T6+RRA	200 °C	20 dakika	87,8	88,3	87,3	87,8
T6+RRA	200 °C	30 dakika	84,3	83,9	84,2	84,1
T6+RRA	200 °C	35 dakika	83,8	83,6	84,1	83,6
T6+RRA	200 °C	40 dakika	80,5	80,9	79,6	80,3
T6+RRA	200 °C	45 dakika	82,4	81,4	83	82,2
T6+RRA	200 °C	50 dakika	81,8	79,7	78,2	79,9
T6+RRA	220 °C	30 saniye	89,8	88,3	78,8	85,6
T6+RRA	220 °C	1 dakika	87,7	80,8	84,2	84,2
T6+RRA	220 °C	2 dakika	81,2	79	79,2	79,8
T6+RRA	220 °C	3 dakika	78,5	82,3	81,8	80,8
T6+RRA	220 °C	4 dakika	74,7	76,4	78,3	76,4
T6+RRA	220 °C	5 dakika	78,7	77,8	73,9	76,8
T6+RRA	220 °C	6 dakika	77,1	79,2	77,3	77,8
T6+RRA	220 °C	7 dakika	79	86,6	83,3	82,9
T6+RRA	220 °C	8 dakika	82,7	83	83,3	83
T6+RRA	220 °C	10 dakika	78,4	78,2	74,1	76,9
T6+RRA	220 °C	15 dakika	75,6	76,1	78,9	76,8
T6+RRA	220 °C	20 dakika	72,5	74,6	73,5	73,5

Çizelge 4.4 “2” numaralı numune için ısıtma işlemleri sonrası ölçülen sertlik değerleri

Uygulanan Isıl İşlem	Retrogresyon Sıcaklığı	Retrogresyon Süresi	Sertlik Değeri (HRB)			
			1. Ölçüm	2. Ölçüm	3. Ölçüm	Ortalama
T6	-	-	94,9	95,8	94,6	95,1
T6+RRA	180 °C	2 dakika	95,4	96,6	95,5	95,8
T6+RRA	180 °C	5 dakika	96,4	96,3	95,5	96
T6+RRA	180 °C	10 dakika	96,9	97,2	95,8	96,6
T6+RRA	180 °C	20 dakika	94,9	95,2	95,4	95,1
T6+RRA	180 °C	30 dakika	93,6	95,6	94,6	94,6
T6+RRA	180 °C	40 dakika	93,6	94,8	94,5	94,3
T6+RRA	180 °C	50 dakika	92,1	94,3	94,6	93,6
T6+RRA	180 °C	60 dakika	90,1	89,8	90,5	90,1
T6+RRA	180 °C	65 dakika	89,5	89,6	89,8	89,6
T6+RRA	180 °C	70 dakika	89,6	90	90,4	90
T6+RRA	180 °C	75 dakika	89,1	88,7	89	88,9
T6+RRA	180 °C	80 dakika	88	87,5	87,4	87,6
T6+RRA	200 °C	1 dakika	95,9	95,2	96,4	95,8
T6+RRA	200 °C	2 dakika	95,7	96,6	96	96,1
T6+RRA	200 °C	5 dakika	95,8	96,6	98	96,8
T6+RRA	200 °C	8 dakika	95,6	97,1	95,9	96,2
T6+RRA	200 °C	10 dakika	96,4	96	95,9	96,1
T6+RRA	200 °C	15 dakika	92,5	93,4	92,4	92,7
T6+RRA	200 °C	20 dakika	91,7	91,9	93,2	92,2
T6+RRA	200 °C	30 dakika	90,1	89,7	89,6	89,8
T6+RRA	200 °C	35 dakika	90,8	90,8	90,1	90,5
T6+RRA	200 °C	40 dakika	88,8	89,6	89,6	89,3
T6+RRA	200 °C	45 dakika	88,2	91	90,8	89,7
T6+RRA	200 °C	50 dakika	88	87,8	88	87,9
T6+RRA	220 °C	30 saniye	94,5	93,9	95,4	94,6
T6+RRA	220 °C	1 dakika	91,8	91,9	92,6	92,1
T6+RRA	220 °C	2 dakika	88,6	88,7	90,7	89,3
T6+RRA	220 °C	3 dakika	88,3	90,7	90,5	89,8
T6+RRA	220 °C	4 dakika	90,4	90,7	90,5	90,5
T6+RRA	220 °C	5 dakika	89,2	88,9	88,8	89
T6+RRA	220 °C	6 dakika	91,1	91	93	91,7
T6+RRA	220 °C	7 dakika	91	91,5	91,7	91,4
T6+RRA	220 °C	8 dakika	91,1	91,4	91	91,1
T6+RRA	220 °C	10 dakika	86,2	87,3	87,6	87,1
T6+RRA	220 °C	15 dakika	87,8	87,4	87,4	87,5
T6+RRA	220 °C	20 dakika	79	79,6	79,4	79,4

Çizelge 4.5 “3” numaralı numune için ısıtma işlemleri sonrası ölçülen sertlik değerleri

Uygulanan Isıl İşlem	Retrogresyon Sıcaklığı	Retrogresyon Süresi	Sertlik Değeri (HRB)			
			1. Ölçüm	2. Ölçüm	3. Ölçüm	Ortalama
T6	-	-	89,8	89,1	88,9	89,2
T6+RRA	180 °C	2 dakika	88,1	89,1	88	88,4
T6+RRA	180 °C	5 dakika	89,4	89,9	89,3	88,4
T6+RRA	180 °C	10 dakika	90,3	91,7	90,2	90,4
T6+RRA	180 °C	20 dakika	90,6	89,9	90	90,1
T6+RRA	180 °C	30 dakika	88,9	89,1	89	89
T6+RRA	180 °C	40 dakika	88,4	88,1	89	88,5
T6+RRA	180 °C	50 dakika	89,1	88,5	89,1	88,9
T6+RRA	180 °C	60 dakika	86,1	87,1	86	86,4
T6+RRA	180 °C	65 dakika	85,8	86,6	85,9	86,1
T6+RRA	180 °C	70 dakika	85,7	86,3	81,5	84,5
T6+RRA	180 °C	75 dakika	84,3	83,4	82,5	83,4
T6+RRA	180 °C	80 dakika	81,9	82,2	82,2	82,1
T6+RRA	200 °C	1 dakika	89,5	89,6	89,1	89,4
T6+RRA	200 °C	2 dakika	90,2	89,6	90,2	90
T6+RRA	200 °C	5 dakika	89,9	90,4	91,1	90,8
T6+RRA	200 °C	8 dakika	90,3	90,4	90,8	90,5
T6+RRA	200 °C	10 dakika	90,1	89,5	89,2	89,6
T6+RRA	200 °C	15 dakika	88,9	88,6	88	88,5
T6+RRA	200 °C	20 dakika	88,8	88,1	88,9	88,6
T6+RRA	200 °C	30 dakika	88,4	87,8	87,5	87,9
T6+RRA	200 °C	35 dakika	86	86,4	85,9	86,1
T6+RRA	200 °C	40 dakika	82,4	82,5	82	86,1
T6+RRA	200 °C	45 dakika	79,8	80	79,6	79,8
T6+RRA	200 °C	50 dakika	77,8	78,3	78,2	78,1
T6+RRA	220 °C	30 saniye	88,7	89,4	88,9	89
T6+RRA	220 °C	1 dakika	88,2	88,7	88,6	88,5
T6+RRA	220 °C	2 dakika	88	87,9	88,4	88,1
T6+RRA	220 °C	3 dakika	88,2	88,4	87,1	87,9
T6+RRA	220 °C	4 dakika	88,2	87,1	87,2	87,5
T6+RRA	220 °C	5 dakika	84,6	84,5	85,5	85,1
T6+RRA	220 °C	6 dakika	81,8	85,3	83,3	84,4
T6+RRA	220 °C	7 dakika	80,9	81,5	82,4	81,9
T6+RRA	220 °C	8 dakika	79,8	80,2	81	80,7
T6+RRA	220 °C	10 dakika	79,8	80	80,5	80,1
T6+RRA	220 °C	15 dakika	72,3	78,2	78,4	78,8
T6+RRA	220 °C	20 dakika	71,2	72	72,1	72,4

Çizelge 4.6 “4” numaralı numune için ısıtma işlemleri sonrası ölçülen sertlik değerleri

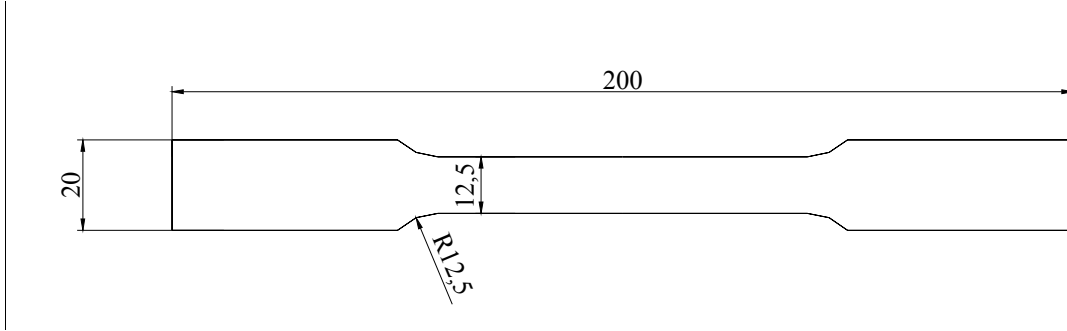
Uygulanan Isıl İşlem	Retrogresyon Sıcaklığı	Retrogresyon Süresi	Sertlik Değeri (HRB)			
			1. Ölçüm	2. Ölçüm	3. Ölçüm	Ortalama
F	-	-	50,7	50	50,4	50,3
T73	-	-	90	91,6	91,3	90,9
T6	-	-	93,5	93,7	92,9	93,3
T6+RRA	180 °C	2 dakika	92,3	92,5	93	92,6
T6+RRA	180 °C	5 dakika	93	92,9	93,4	93,1
T6+RRA	180 °C	10 dakika	94,9	94,9	95,8	95,2
T6+RRA	180 °C	20 dakika	95,4	94,2	95,1	94,9
T6+RRA	180 °C	30 dakika	92,6	91,7	92	92,1
T6+RRA	180 °C	40 dakika	90,7	91,4	90,3	90,8
T6+RRA	180 °C	50 dakika	89,2	90,4	89,5	89,7
T6+RRA	180 °C	60 dakika	86,8	89,1	88,4	88,1
T6+RRA	180 °C	65 dakika	88,3	87,4	88	87,9
T6+RRA	180 °C	70 dakika	87,9	97,7	86,9	87,5
T6+RRA	180 °C	75 dakika	87,5	86,8	87	87,1
T6+RRA	180 °C	80 dakika	86,5	86,9	86,1	86,5
T6+RRA	200 °C	1 dakika	92,3	91,6	92,4	92,1
T6+RRA	200 °C	2 dakika	93,3	93,8	93,1	93,4
T6+RRA	200 °C	5 dakika	96,6	95,7	96	96,1
T6+RRA	200 °C	8 dakika	95,8	96,2	95,4	95,8
T6+RRA	200 °C	10 dakika	95,9	95,1	96,4	95,6
T6+RRA	200 °C	15 dakika	93,9	94,8	93,9	94,2
T6+RRA	200 °C	20 dakika	92,7	93,5	92,8	93
T6+RRA	200 °C	30 dakika	92	92,5	91,8	92,1
T6+RRA	200 °C	35 dakika	96,6	91,7	90,4	90,8
T6+RRA	200 °C	40 dakika	89,4	90	90,9	90,1
T6+RRA	200 °C	45 dakika	89,2	89,4	88,1	88,9
T6+RRA	200 °C	50 dakika	86,9	86,9	87,2	87
T6+RRA	220 °C	30 saniye	93,5	91,2	91,8	92,5
T6+RRA	220 °C	1 dakika	92,3	90,7	91,2	91,4
T6+RRA	220 °C	2 dakika	87,7	90,9	89,6	89,4
T6+RRA	220 °C	3 dakika	88,5	90,1	88,7	89,1
T6+RRA	220 °C	4 dakika	90,8	89,8	90	90,2
T6+RRA	220 °C	5 dakika	86,1	86	87,1	86,4
T6+RRA	220 °C	6 dakika	84,4	86,4	85,1	85,3
T6+RRA	220 °C	7 dakika	82,9	86,2	84,4	84,5
T6+RRA	220 °C	8 dakika	82,2	82,1	83,5	82,6
T6+RRA	220 °C	10 dakika	81,6	81,1	82,4	81,7
T6+RRA	220 °C	15 dakika	80	80,5	79,8	80,1
T6+RRA	220 °C	20 dakika	78	77,9	78,7	78,2

Çizelge 4.7 “5” numaralı numune için ısıtma işlemleri sonrası ölçülen sertlik değerleri

Uygulanan Isıl İşlem	Retrogresyon Sıcaklığı	Retrogresyon Süresi	Sertlik Değeri (HRB)			
			1. Ölçüm	2. Ölçüm	3. Ölçüm	Ortalama
F	-	-	53,1	52,5	53,4	53
T73	-	-	91,2	92,2	91	91,4
T6	-	-	93,5	95,7	94,5	94,6
T6+RRA	180 °C	2 dakika	93	93,8	92,5	93,1
T6+RRA	180 °C	5 dakika	93,3	94	94,1	93,8
T6+RRA	180 °C	10 dakika	95,8	96,9	95,6	96,1
T6+RRA	180 °C	20 dakika	96,1	96,1	95,6	95,8
T6+RRA	180 °C	30 dakika	93,3	93,1	92	92,8
T6+RRA	180 °C	40 dakika	91	91,9	93,4	92,1
T6+RRA	180 °C	50 dakika	92,3	91,4	92	91,9
T6+RRA	180 °C	60 dakika	91	91,4	90	90,8
T6+RRA	180 °C	65 dakika	92,4	91,8	90,9	91,7
T6+RRA	180 °C	70 dakika	93	91,5	91,2	90,9
T6+RRA	180 °C	75 dakika	90,6	90,1	90,8	90,5
T6+RRA	180 °C	80 dakika	88,5	89,2	90,5	89,4
T6+RRA	200 °C	1 dakika	93,2	93,2	94,1	93,5
T6+RRA	200 °C	2 dakika	95,1	95,4	94,2	94,9
T6+RRA	200 °C	5 dakika	97,9	96,1	96,4	96,8
T6+RRA	200 °C	8 dakika	97,2	95,9	96,7	96,6
T6+RRA	200 °C	10 dakika	97,3	94,8	96,2	96,1
T6+RRA	200 °C	15 dakika	93,8	95,1	94,6	94,5
T6+RRA	200 °C	20 dakika	92,9	94,5	93,4	93,6
T6+RRA	200 °C	30 dakika	92,5	92,1	93,5	92,7
T6+RRA	200 °C	35 dakika	91,8	93,1	92	92,3
T6+RRA	200 °C	40 dakika	89,4	91,7	90,1	90,4
T6+RRA	200 °C	45 dakika	89,3	90,6	89,5	89,8
T6+RRA	200 °C	50 dakika	88	87,9	88,4	88,1
T6+RRA	220 °C	30 saniye	93,7	93,5	92,4	93,2
T6+RRA	220 °C	1 dakika	92,2	92,9	92,1	92,4
T6+RRA	220 °C	2 dakika	93,2	91,2	91	91,8
T6+RRA	220 °C	3 dakika	90,6	92,1	90,9	91,2
T6+RRA	220 °C	4 dakika	89	89,3	88,4	88,9
T6+RRA	220 °C	5 dakika	89	88,7	89,6	89,1
T6+RRA	220 °C	6 dakika	88,1	87,8	86,3	87,4
T6+RRA	220 °C	7 dakika	87,2	87,1	86,4	86,9
T6+RRA	220 °C	8 dakika	85,4	86,3	85,1	85,6
T6+RRA	220 °C	10 dakika	83,9	83,9	82,4	83,4
T6+RRA	220 °C	15 dakika	81,5	82,9	83,1	82,5
T6+RRA	220 °C	20 dakika	81,6	81,6	80,7	81,3

4.4 Çekme Deneyleri

Çekme deneyi numuneleri TS 138 EN 10002-1 standardına uygun şekillenme yönüne paralel olarak, Şekil 4.1’deki ölçülerde CNC Freze tezgahında hassas olarak hazırlanmıştır. Deney öncesinde, hazırlanan numunelerin a ve b kesit ölçüleri kumpas yardımıyla ölçülerek L_0 boyu numunelerin üzerinde işaretlenmiştir.



Şekil 4.1 Çekme deneyi numunesi şekil ve boyutları

Çekme testleri, İstanbul Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde 20 ton kapasiteli Mohr&Federhaff marka çekme cihazında maksimum 10 ton kuvvet altında gerçekleştirilmiştir.

Çizelge 4.8 “1” numaralı numune için elde edilen çekme dayanımı değerleri

Uygulanan ısı işlem	Retrogresyon Sıcaklığı	Retrogresyon süresi	a (mm)	b (mm)	A ₀ (mm)	Lo (mm)	Lk (mm)	Rm (MPa)	Rp0,2 (Mpa)	%Uzama
T6	-	-	9,91	12,55	124,4	89,9	98,8	576,6	551,4	9,89
T6+RRA	180 °C	10 dakika	9,90	12,47	123,4	89,85	99,3	563,8	542	10,52
T6+RRA	180 °C	30 dakika	9,92	12,48	123,8	89,85	99,05	569,9	538,3	10,23
T6+RRA	200 °C	5 dakika	9,87	12,48	123,2	90,6	99,3	573,1	548,86	9,6
T6+RRA	200 °C	10 dakika	9,93	12,40	123,1	91,35	99,4	549,3	533,3	8,81
T6+RRA	200 °C	15 dakika	9,95	12,50	124,3	90	98,7	525,1	496,3	9,66
T6+RRA	220 °C	2 dakika	9,92	12,37	122,7	90,7	98,2	570,2	543,1	8,3
T6+RRA	220 °C	5 dakika	9,93	12,41	123,2	91,35	100,2	502,7	465,3	9,68

Çizelge 4.9 “2” numaralı numune için elde edilen çekme dayanımı değerleri

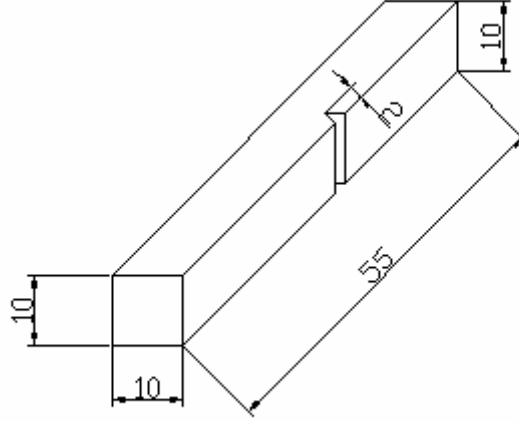
Uygulanan ısı işlem	Retrogresyon Sıcaklığı	Retrogresyon süresi	a (mm)	b (mm)	A ₀ (mm)	Lo (mm)	Lk (mm)	Rm (MPa)	Rp0,2 (Mpa)	%Uzama
T6	-	-	9,92	12,39	122,9	89,9	99	558,2	538,2	10,12
T6+RRA	180 °C	10 dakika	9,94	12,31	122,4	90,7	99,37	546,1	528,4	9,55
T6+RRA	180 °C	30 dakika	9,93	12,22	121,3	90,6	99,65	555,8	541,3	9,98
T6+RRA	200 °C	5 dakika	9,94	12,39	123,1	90,25	98,55	552,4	527,4	9,19
T6+RRA	200 °C	10 dakika	9,93	12,39	123	90	98,1	545,8	529,8	9
T6+RRA	200 °C	15 dakika	9,92	12,42	123,2	89,5	98,05	524,2	495,2	9,55
T6+RRA	220 °C	2 dakika	9,94	12,37	122,9	89,85	98,8	547,8	518,3	9,96
T6+RRA	220 °C	5 dakika	9,93	12,36	122,7	89,7	98,9	515,2	479,2	10,28

Çizelge 4.10 “3” numaralı numune için elde edilen çekme dayanımı değerleri

Uygulanan ısı işlem	Retrogresyon Sıcaklığı	Retrogresyon süresi	a (mm)	b (mm)	A ₀ (mm)	Lo (mm)	Lk (mm)	Rm (MPa)	Rp0,2 (Mpa)	%Uzama
T6	-	-	10,21	12,56	128,2	89,55	96,15	558,1	515,9	7,37
T6+RRA	180 °C	10 dakika	10,20	12,34	125,8	90,5	97,6	557,7	529,7	8,26
T6+RRA	180 °C	30 dakika	10,25	12,38	126,9	89,9	97,4	543,7	513,5	8,34
T6+RRA	200 °C	5 dakika	10,20	12,37	126,2	90,6	98,2	549	500,8	8,38
T6+RRA	200 °C	10 dakika	10,22	12,81	130,9	90,45	100,1	533,1	497,8	10,66
T6+RRA	200 °C	15 dakika	10,18	12,39	126,1	90,5	97,85	523,1	497,3	8,12
T6+RRA	220 °C	2 dakika	10,24	12,82	131,3	89,7	98,1	552,3	500	9,36
T6+RRA	220 °C	5 dakika	10,22	12,75	130,3	89,95	98,5	506,9	451,6	9,5

4.5 Çentik Darbe Deneyleri

Çentik darbe numuneleri, levhaların şekillenme yönüne paralel çıkarılmış ve Şekil 4.2 deki ölçülerde hazırlanarak 45 ° lik V çentik açılmıştır.



Şekil 4.2 Çentik darbe deneyi numunesi şekil ve boyutları

Çentik darbe deneyleri, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümü laboratuvarında yapılmıştır. T6 ısıl işlem durumundaki numuneler -30 ile oda sıcaklığı arasında belirlenen sıcaklıklarda kırılırken, farklı ısıl işlem konumundaki numuneler -20 °C' de ve oda sıcaklığında kırılmıştır.

Darbe deneylerinden sonra kırılma yüzeylerinin morfolojisi JSM 541 LV model taramalı elektron mikroskobu ile incelenmiştir.

Çizelge 4. 11 Farklı retrogresyon sıcaklığı ve süresinde işlem görmüş numunelerin $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ' de kırılması sonucu elde edilen darbe deneyi değerleri

Uygulanan Isıl İşlem	Retrogresyon Sıcaklığı	Retrogresyon Süresi	Numune No	Darbe Enerjisi(J)	Kesit Alanı(cm^2)	Darbe Direnci(J/cm^2)
T6	-	-	1	4,9	0,8	6,12
			2	4,9	0,79	6,2
			3	4,9	0,8	6,12
T6+RRA	180 °C	10 dakika	1	3,92	0,81	4,84
			2	7,84	0,81	9,67
			3	3,92	0,86	4,55
T6+RRA	180 °C	30dakika	1	4,9	0,8	6,12
			2	3,92	0,8	4,87
			3	3,92	0,9	4,35
T6+RRA	200 °C	5 dakika	1	4,9	0,8	5,44
			2	2,94	0,8	3,67
			3	3,92	0,83	4,72
T6+RRA	200 °C	10 dakika	1	3,92	0,8	4,9
			2	3,92	0,8	4,9
			3	3,92	0,83	4,72
T6+RRA	200 °C	15 dakika	1	5,88	0,8	7,35
			2	3,92	0,8	4,9
			3	3,92	0,82	4,78
T6+RRA	220 °C	2 dakika	1	3,92	0,8	4,9
			2	3,92	0,81	4,83
			3	3,92	0,84	4,66
T6+RRA	220 °C	5 dakika	1	4,9	0,79	6,2
			2	3,92	0,81	4,83
			3	3,92	0,82	4,78

Çizelge 4.12 Farklı retrogresyon sıcaklığı ve süresinde işlem görmüş numunelerin oda sıcaklığında kırılması sonucu elde edilen darbe deneyi değerleri

Uygulanan Isıl İşlem	Retrogresyon Sıcaklığı	Retrogresyon Süresi	Numune No	Darbe Enerjisi(J)	Kesit Alanı(cm ²)	Darbe Direnci(J/cm ²)
T6	-	-	1	4,9	0,8	6,12
			2	4,9	0,79	6,2
			3	4,9	0,8	6,12
T6+RRA	180 °C	10 dakika	1	4,9	0,82	5,97
			2	3,92	0,87	4,5
			3	4,9	0,84	5,83
T6+RRA	180 °C	30dakika	1	4,9	0,8	6,12
			2	4,9	0,81	6,04
			3	5,88	0,87	6,75
T6+RRA	200 °C	5 dakika	1	4,9	0,8	6,12
			2	5,88	0,79	6,75
			3	4,9	0,85	5,76
T6+RRA	200 °C	10 dakika	1	4,9	0,8	6,12
			2	4,9	0,83	5,9
			3	3,92	0,8	4,9
T6+RRA	200 °C	15 dakika	1	5,88	0,78	7,53
			2	4,9	0,77	6,36
			3	5,88	0,85	6,91
T6+RRA	220 °C	2 dakika	1	3,92	0,8	4,9
			2	4,9	0,81	6,04
			3	3,92	0,84	4,7
T6+RRA	220 °C	5 dakika	1	5,88	0,82	7,17
			2	4,9	0,81	6,04
			3	4,9	0,8	6,12

Çizelge 4.13 T6 ısıt işlemindeki numunelerin farklı sıcaklıklarda kırılması ile elde edilen darbe dayanımı sonuçları

Sıcaklık (°C)	Numune No	Kesit Alanı(cm ²)	Darbe Enerjisi(J)	Darbe Direnci(J/cm ²)
-30	1	0,8	4,9	6,12
	2	0,79	6,86	8.68
	3	0,82	5,88	7.17
-25	1	0,79	6,86	8.68
	2	0,79	3,92	4.96
	3	0,83	2,94	3.54
-20	1	0,8	4,9	6.12
	2	0,79	3,92	4.96
	3	0,83	5,88	7.08
-15	1	0,79	4,9	6.2
	2	0,79	3,92	4.96
	3	0,8	3,92	4.9
-10	1	0,8	4,9	6.12
	2	0,8	4,9	6,12
	3	0,8	4,9	6,12
0	1	0,79	4,41	5,58
	2	0,79	3,92	4,96
	3	0,81	3,92	4,83
10	1	0,79	3,92	4,96
	2	0,79	4,9	6,2
	3	0,8	4,9	6,12
Oda sıcaklığı	1	0,8	4,9	6,12
	2	0,79	4,9	6,2
	3	0,8	4,9	6,12

4.6 Mikroyapısal Karakterizasyon

Mikroyapı incelemelerinde sertlik ölçümünde kullanılan numunelerden faydalanılmıştır. Numuneler 1200 numaralık zımparaya kadar Metaserve marka cihazda zımpara işlemine tabi tutulmuştur. Parlatma işlemine alümina ile başlanıp (kaba parlatma), ince parlatmanın 1. kademesinde 3 mikronluk, 2. kademesinde ise 1 mikronluk elmas pasta kullanılmıştır.

Parlatma işleminden sonra numuneler Çizelge 4.14' de bileşimi verilen Keller dağılayıcısı ile dağlanarak mikroskopta incelemeye hazır konuma getirilmiştir.

Çizelge 4.14 Keller dağılayıcı bileşimi

HNO ₃	%2,5
HCl	%1,5
HF	%1
H ₂ O	%95

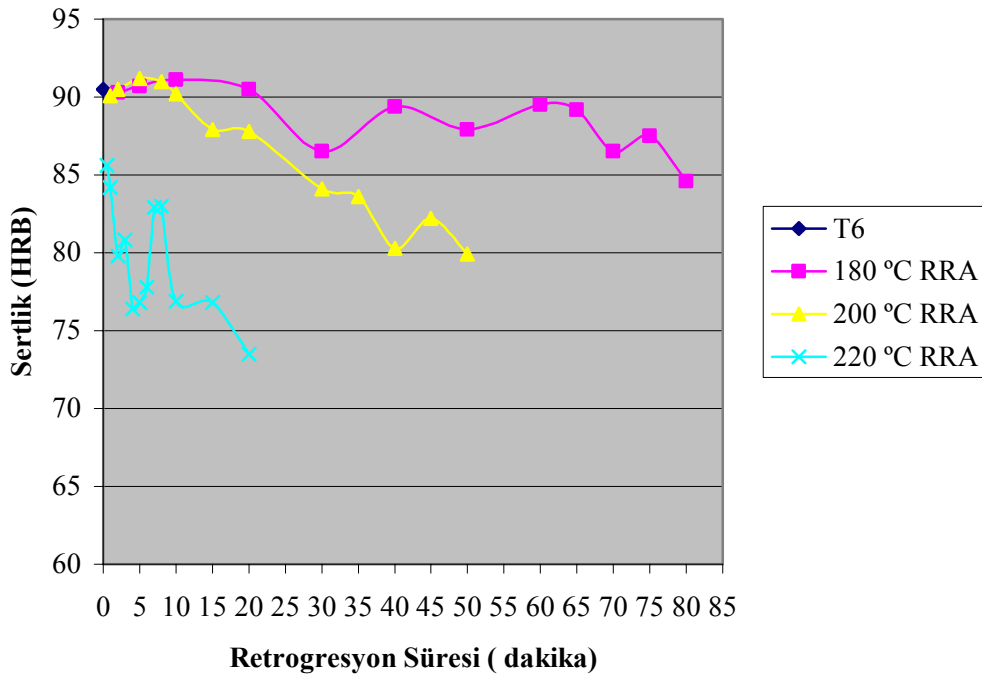
Hazırlanan numunelerin mikroyapı incelemeleri, LEICA DMLM marka Işık metal mikroskobu ve JEOL JSM 541 LV model taramalı elektron mikroskobunda farklı büyütmelelerde gerçekleştirilmiştir.

5. DENEYSEL SONUÇLAR

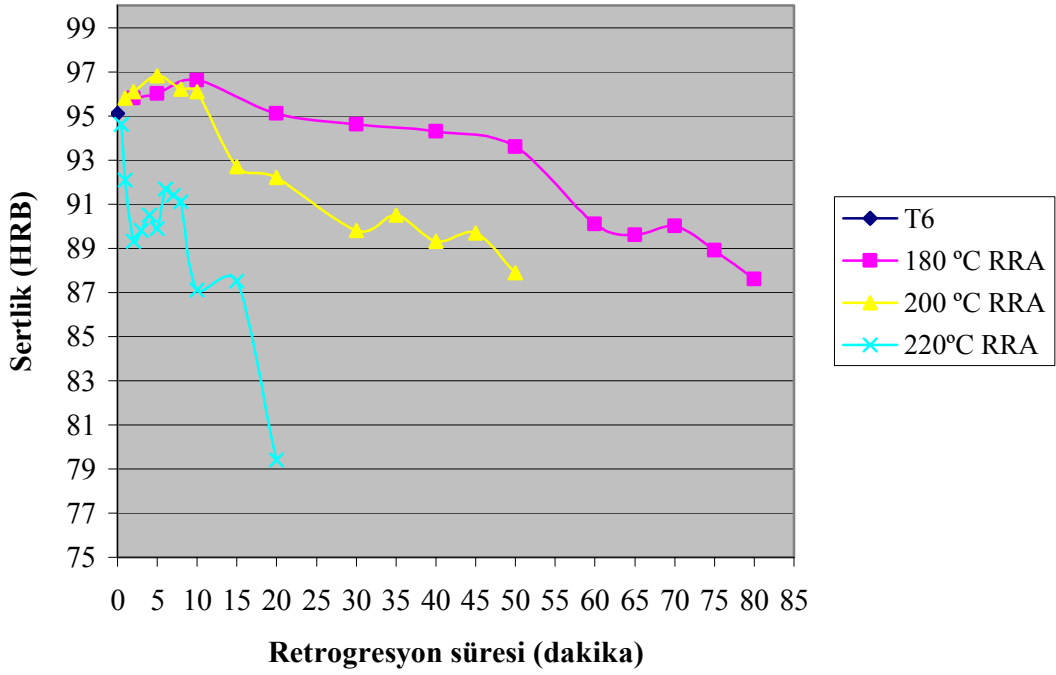
5.1 Sertlik Sonuçları

Sertlik deneyi sonuçları, farklı retrogresyon sıcaklıklarında retrogresyon süresine bağlı olarak ve T6 ısıtma işlemi durumundaki alaşımın sertliği ile karşılaştırmalı olarak farklı numune grupları için Şekil 5.1, 5.2, 5.3, 5.4 ve Şekil 5.5’ de görülmektedir.

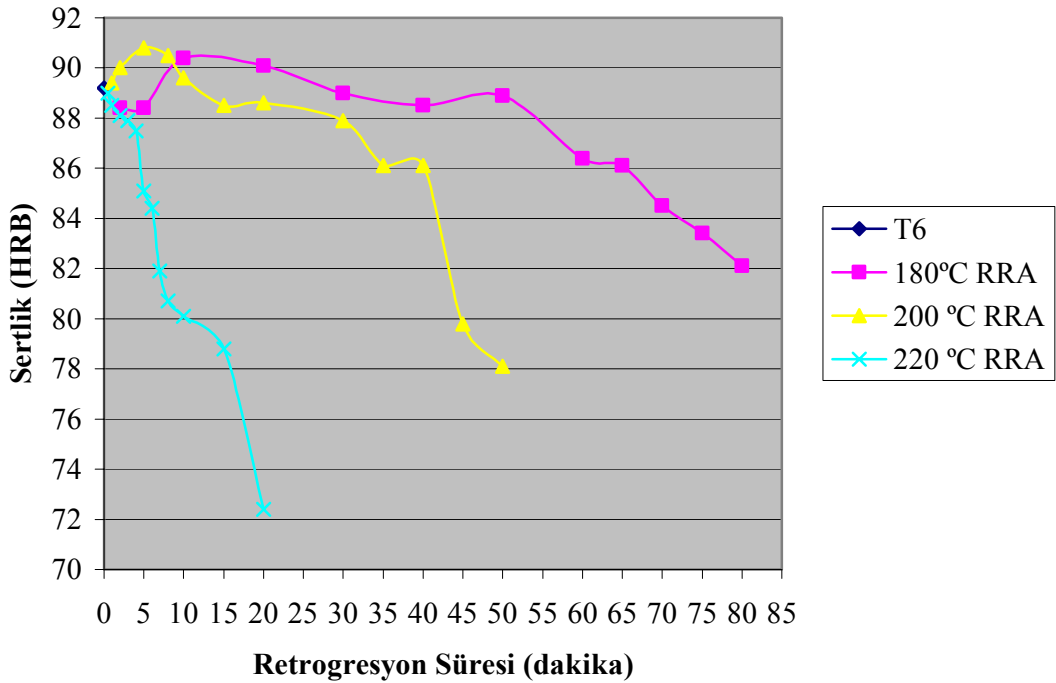
Verilen şekillerden görüldüğü gibi, retrogresyon ve yeniden yaşlandırma sonrası sertlik değeri, retrogresyon süresine bağlı olarak söz konusu sıcaklık için en yüksek değere ulaşmakta ve sonra sürekli düşüşe geçmektedir. Sertliğin T6 seviyesinin üzerine çıktığı retrogresyon süresi, retrogresyon sıcaklığı ile ters orantılı olarak değişmektedir. 180 °C’ de retrogresyon sonrası yapılan yeniden yaşlandırma sonucu elde edilen maksimum sertlik değerine 10 dakikada ulaşılırken, 200 °C’ de 5 ve 220 °C’ de 2 dakikada maksimum sertlik değeri elde edilmiştir. Buna göre retrogresyon sıcaklıkları arttıkça elde edilen maksimum sertlik değerleri daha kısa sürelerde elde edilmiştir. Artan retrogresyon süresi ile sertlik değeri, retrogresyon sıcaklığına bağlı olarak sürekli düşüş göstermektedir.



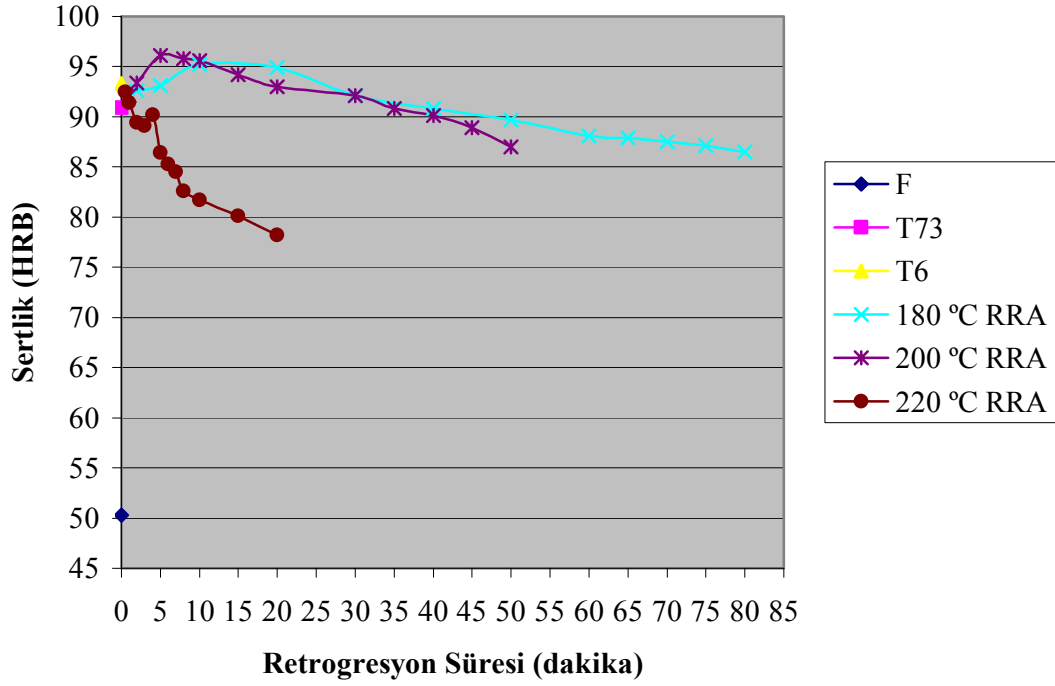
Şekil 5.1 “1” numaralı numunenin farklı retrogresyon sürelerine bağlı olarak RRA ısıtma işlemi sonucu sertlik değişim grafiği



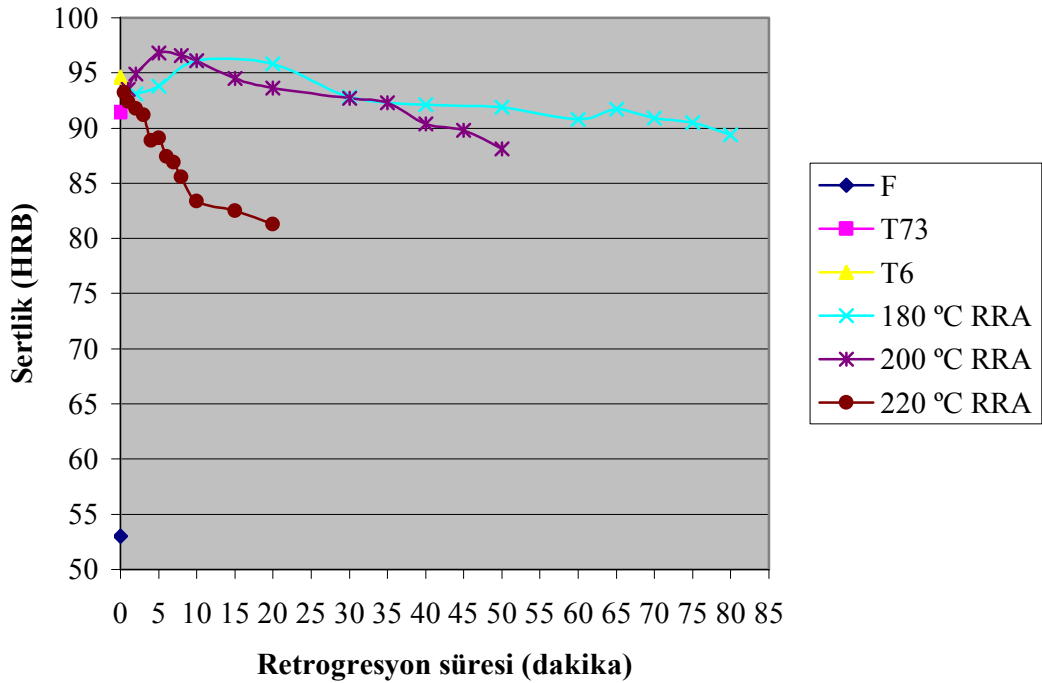
Şekil 5.2 “2” numaralı numunenin farklı retrogresyon sürelerine bağlı olarak RRA ısı işlemi sonucu sertlik değişim grafiği



Şekil 5.3 “3” numaralı numunenin farklı retrogresyon sürelerine bağlı olarak RRA ısı işlemi sonucu sertlik değişim grafiği



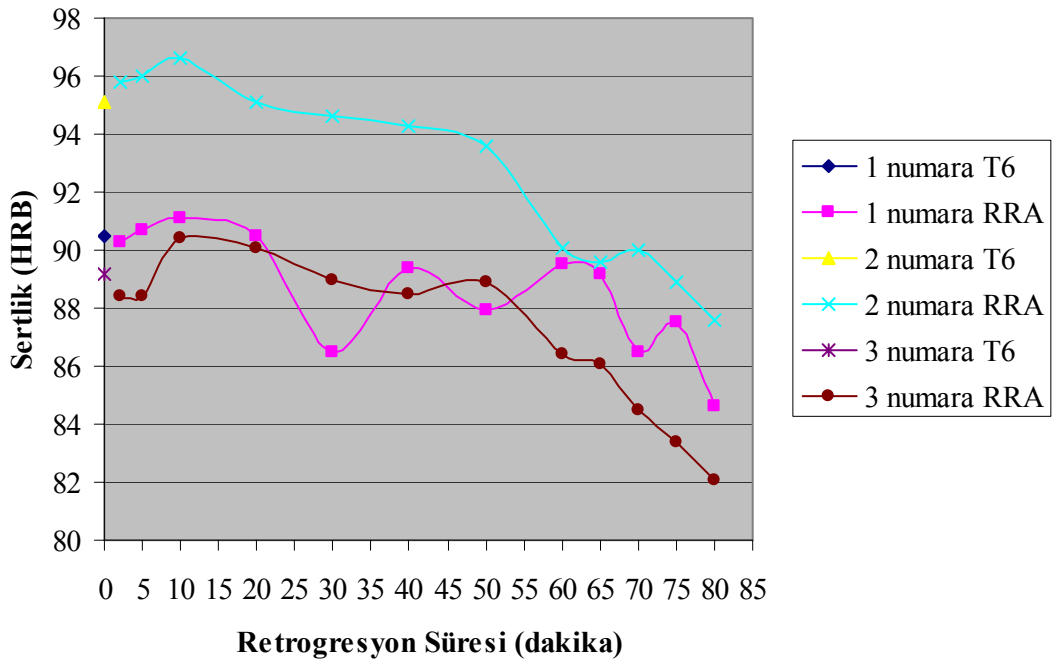
Şekil 5.4 "4" numaralı numunenin farklı retrogresyon sürelerine bağlı olarak RRA ısıtılması sonucu sertlik değişim grafiği



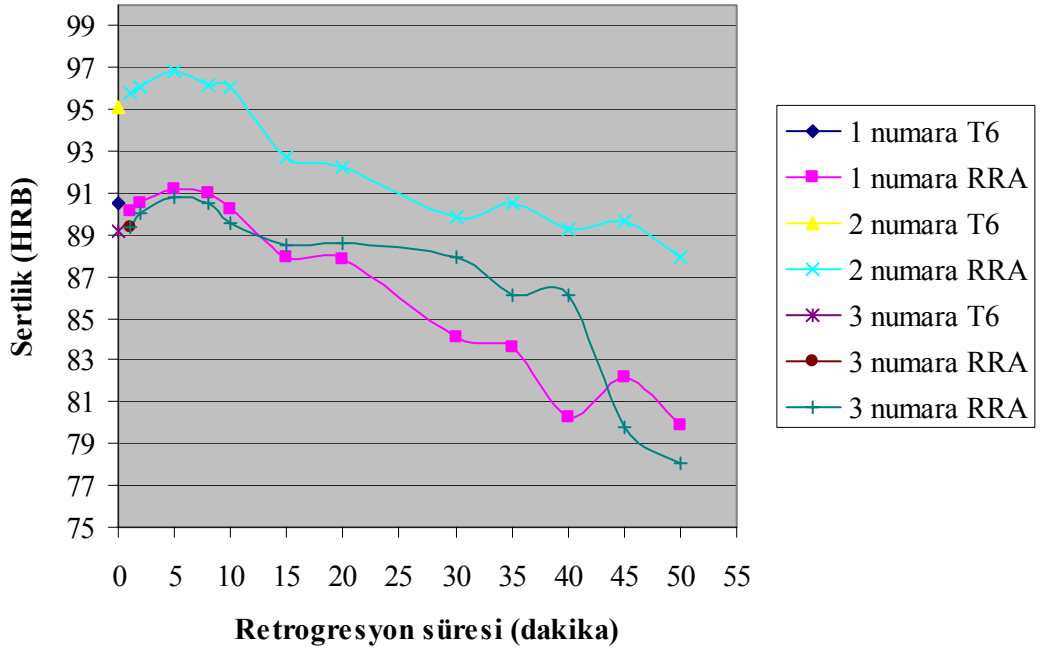
Şekil 5.5 "5" numaralı numunenin farklı retrogresyon sürelerine bağlı olarak RRA ısıtılması sonucu sertlik değişim grafiği

Yapılan çalışmada aynı zamanda kimyasal kompozisyona bağlı olarak, retrogresyon sürelerinin sertlik üzerine etkileri de incelenmiştir. Aynı retrogresyon sıcaklığında 3 farklı analize sahip malzeme grubunun retrogresyon süresine bağlı ve T6 ısıtma işlemi ile karşılaştırmalı olarak sertlik değerlerindeki değişim Şekil 5.6, Şekil 5.7 ve Şekil 5. 8’ de görülmektedir.

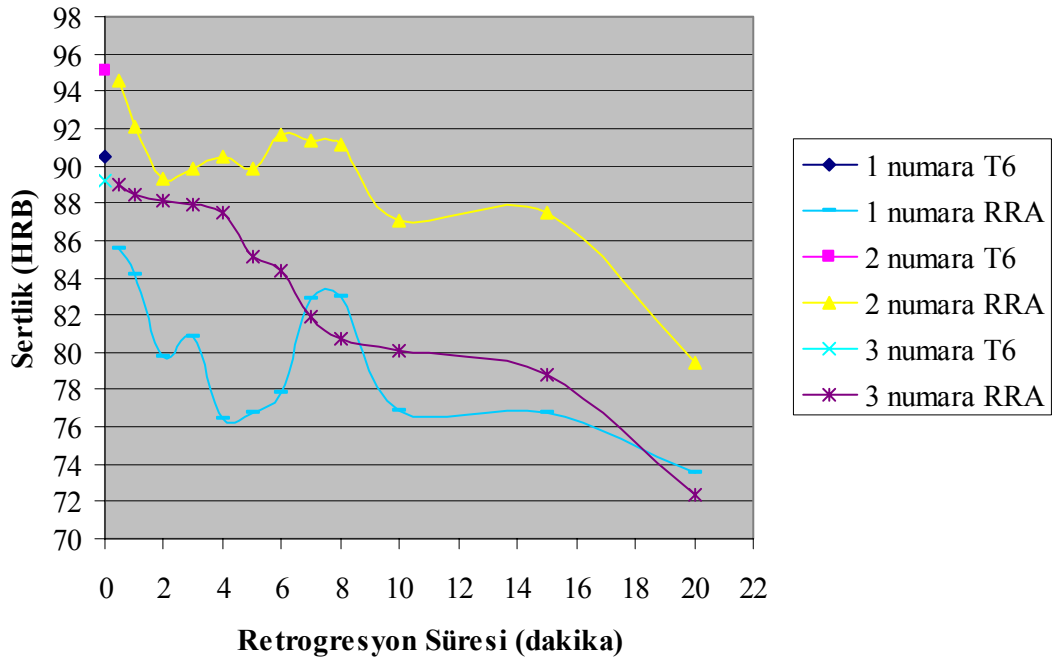
180 °C, 200 °C ve 220 °C’ de yapılan retrogresyon ve yeniden yaşlandırma işlemi sonucu, aynı retrogresyon sıcaklığında işlem gören malzeme grupları karşılaştırıldığında, en yüksek sertlik değerinin, yüksek Zn ve Mg içermesi nedeni ile 2 numaralı malzemede elde edildiği görülmektedir. En düşük sertlik değeri ise nispeten düşük Zn içeriği ile 3 numaralı malzemede elde edilmiştir.



Şekil 5.6 “1, 2 ve 3” numaralı numunelerin 180 °C’ de değişen retrogresyon sürelerine bağlı olarak RRA ısıtma işlemi sonucu elde edilen sertlik değişim grafiği



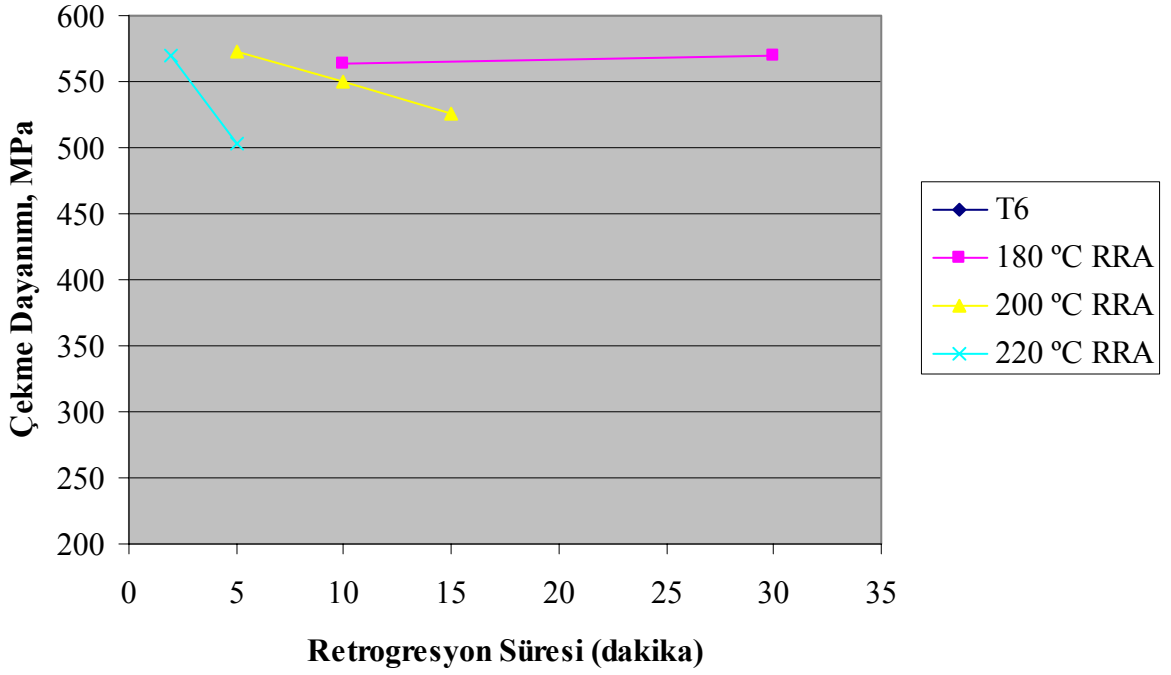
Şekil 5.7 “1, 2 ve 3” numaralı numunelerin 200 °C’ de değişen retrogresyon sürelerine bağlı olarak RRA ısıtılması sonucu elde edilen sertlik değişim grafiği



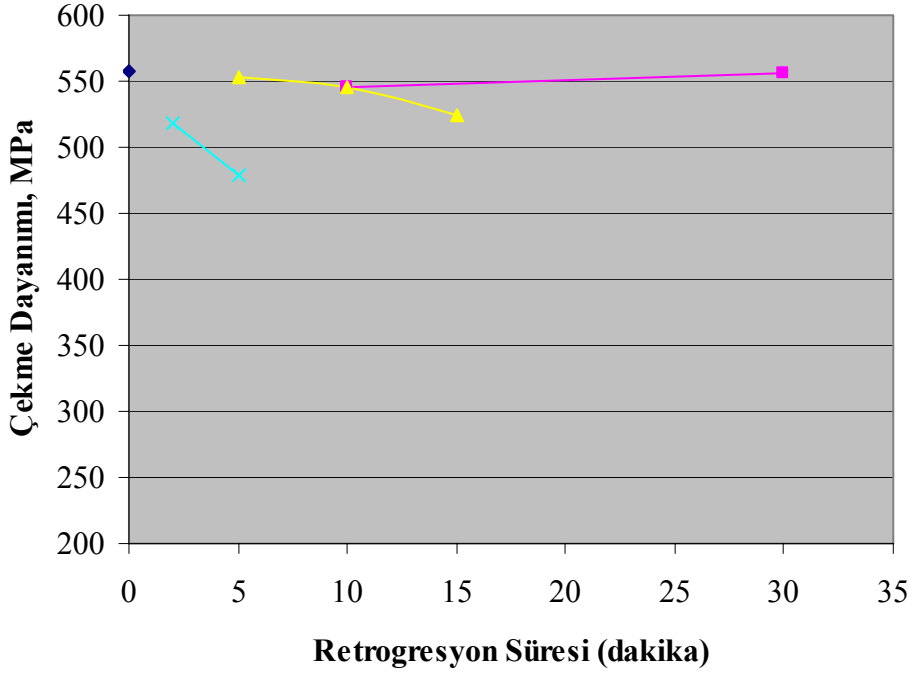
Şekil 5.8 “1, 2 ve 3” numaralı numunelerin 220 °C’ de değişen retrogresyon sürelerine bağlı olarak RRA ısıtılması sonucu elde edilen sertlik değişim grafiği

5.2 Çekme Deneyi Sonuçları

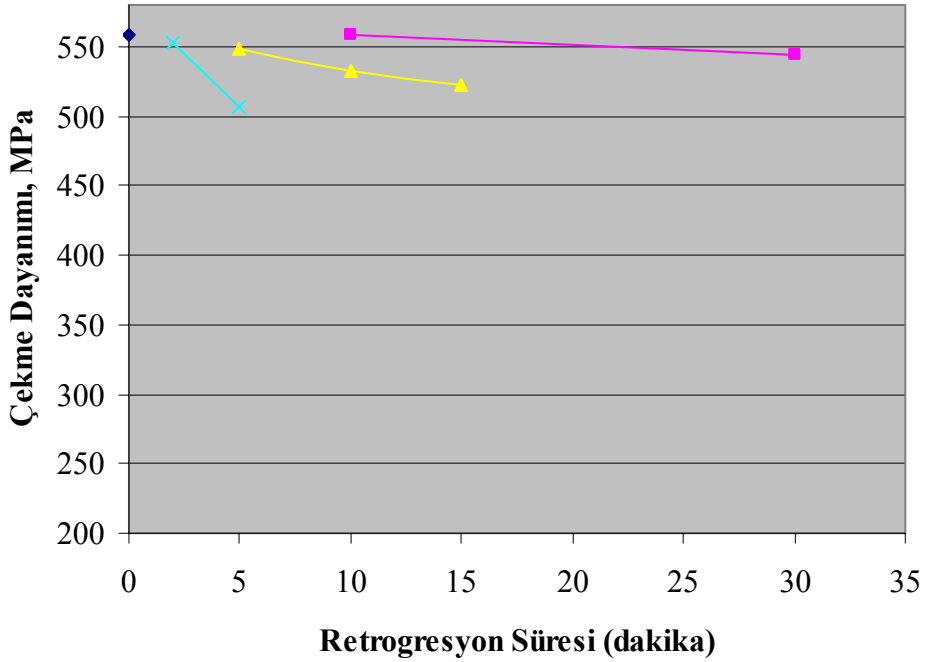
Sertlik ölçüm işlemleri sonrasında elde edilen değerler incelenerek farklı retrogresyon sıcaklıkları için kritik değerler belirlenmiş, bu değerlerdeki çekme dayanımını belirlemek amacıyla çekme deneyi numuneleri hazırlanmıştır. Üç farklı levha alaşımının (1,2 ve 3 numaralı numuneler) deney sonuçları Şekil 5.9' da görülmektedir.



(a)



(b)

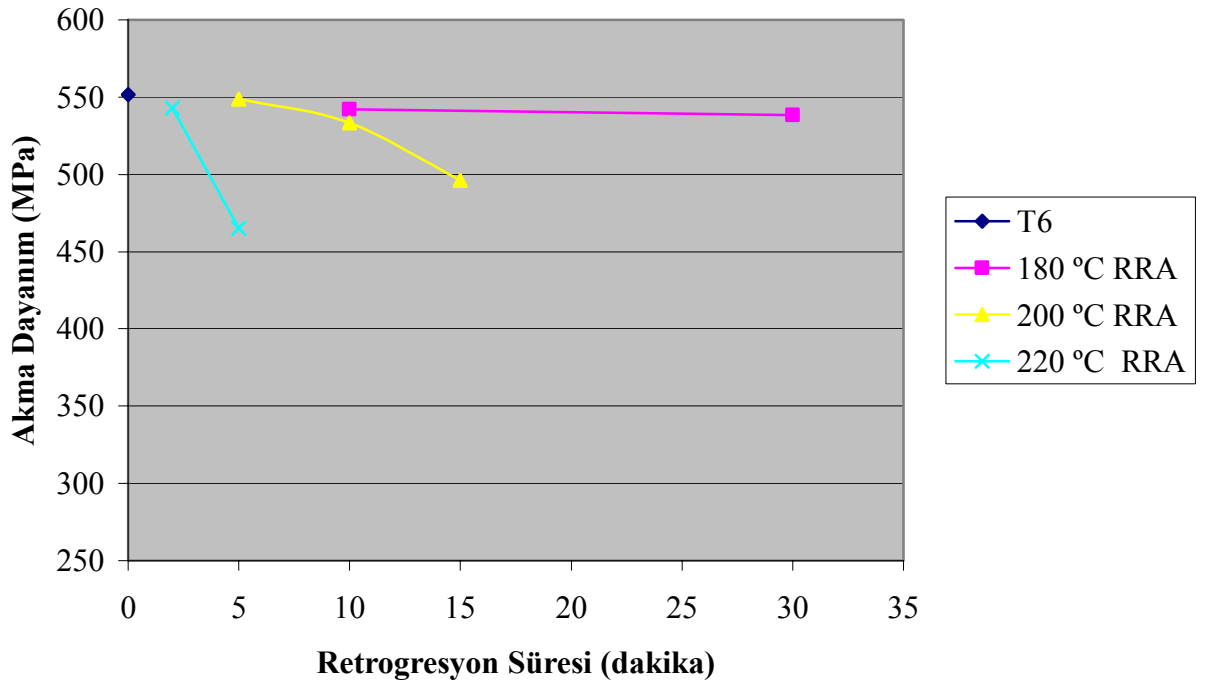


(c)

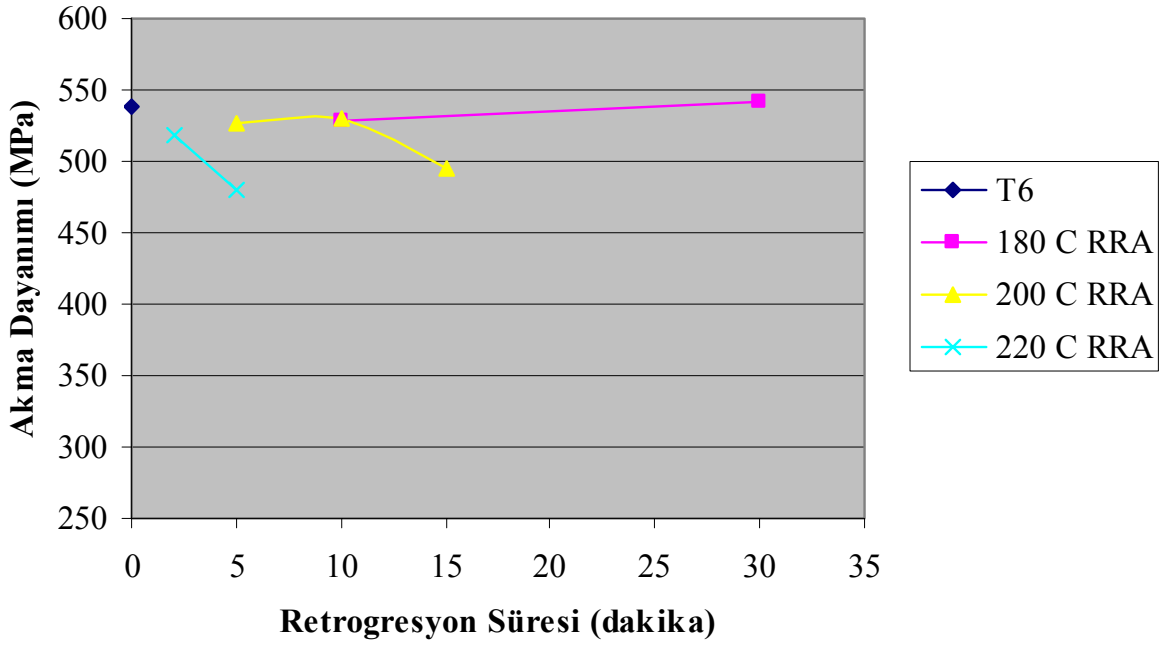
Şekil 5.9 (a) 1, (b) 2, (c) 3 numaralı numunelerin farklı retrogresyon sıcaklıklarında RRA işlemi sonucu retrogresyon süresi ile çekme dayanımı değişimi

Al-7075 alaşımına retrogresyon ve yeniden yaşlandırma uygulanması sonucu düşük sıcaklıklarda T6 ısıl işlem durumundaki çekme dayanımına yakın değerler elde edilmektedir. Retrogresyon süresinin artmasıyla çekme dayanımı azalmaktadır. Azalma 220 °C' de retrogresyon uygulandıktan sonra yaşlandırılan alaşımda daha belirgindir (Şekil 5.9).

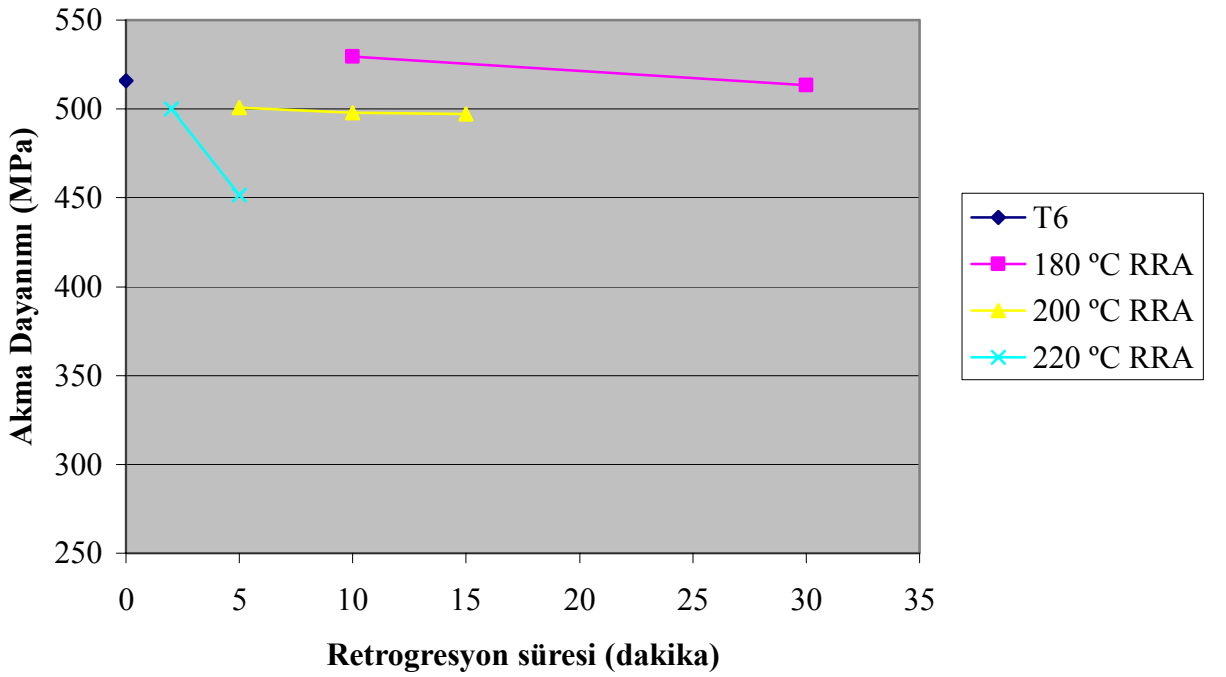
Retrogresyon ve yeniden yaşlandırma sonucu alaşımın sünekliği (kopma uzaması) kısa retrogresyon sürelerinde bir miktar azalmakla birlikte, retrogresyon süresindeki artmaya bağlı olarak artmaktadır. Bu koşullarda T6 ısıl işlem durumundan daha yüksek süneklik değeri elde edilmiştir. Retrogresyon sıcaklığına bağlı olarak, kopma uzaması değerleri arasında önemli farklar görülmemektedir.



(a)



(b)



(c)

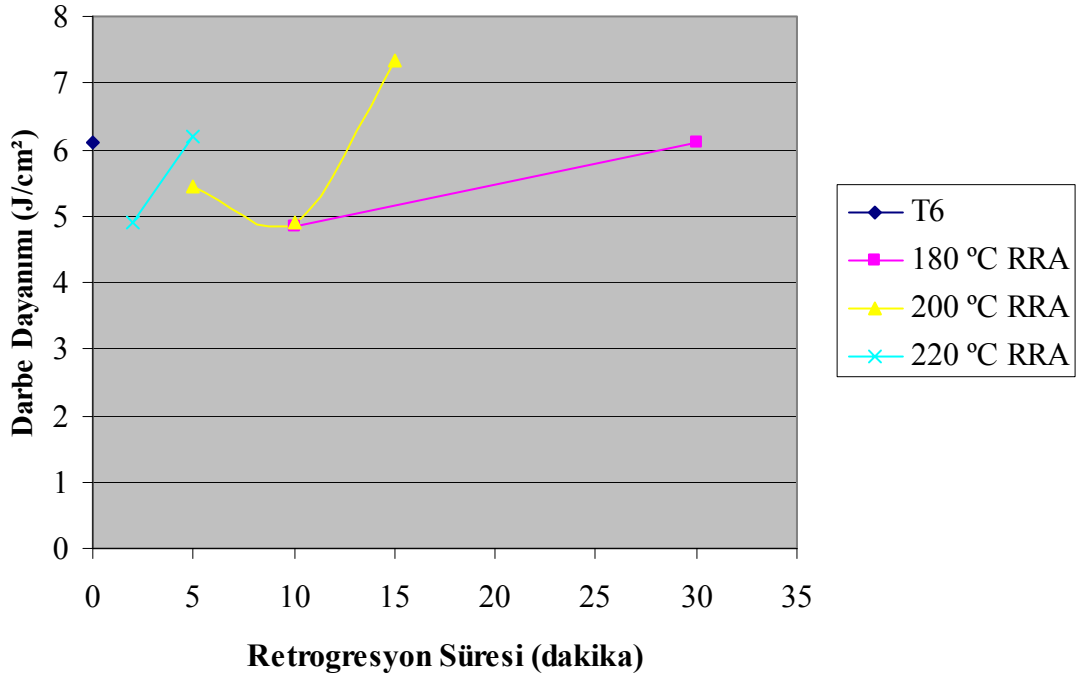
Şekil 5.10 (a) 1, (b) 2, (c) 3 numaralı numunelerin farklı retrogresyon sıcaklıklarında RRA işlemi sonucu retrogresyon süresi ile akma dayanımının değişimi

Retrogresyon sonrasında yeniden yaşlandırılan alaşımların akma dayanımı, genel olarak çekme dayanımına benzer bir davranış göstermektedir. Numunelerin akma değerleri karşılaştırıldığında, en yüksek akma değeri 180 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen retrogresyon ile elde edilen değerdir. Burada elde edilen akma dayanımı T6 ısıtım işlemi ile elde edilen değere çok yakındır. Buna karşın 200 ve 220 °C’ de elde edilen akma dayanımı değerleri 180 °C’ de yapılan retrogresyon ve T6 durumunda elde edilen değerlerden daha düşüktür.

Akma ve çekme dayanımının retrogresyon koşullarına göre değişimi, genel olarak Şekil 5.1’ deki sertlik sonuçları ile uyumludur. Retrogresyon ve yeniden yaşlandırma uygulanmış alaşımlarda akma ve çekme dayanımı, sertliğin yanı sıra, daha çok mikroyapı değişimi ile birlikte değerlendirilmesi uygundur.

5.3 Çentik Darbe Dayanımı Sonuçları

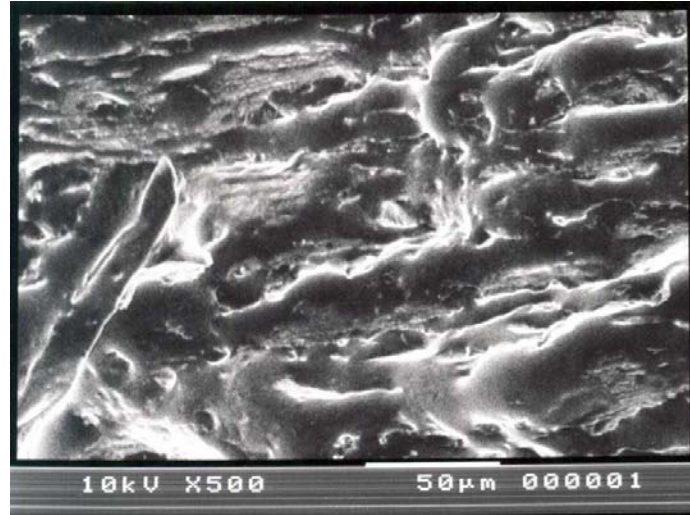
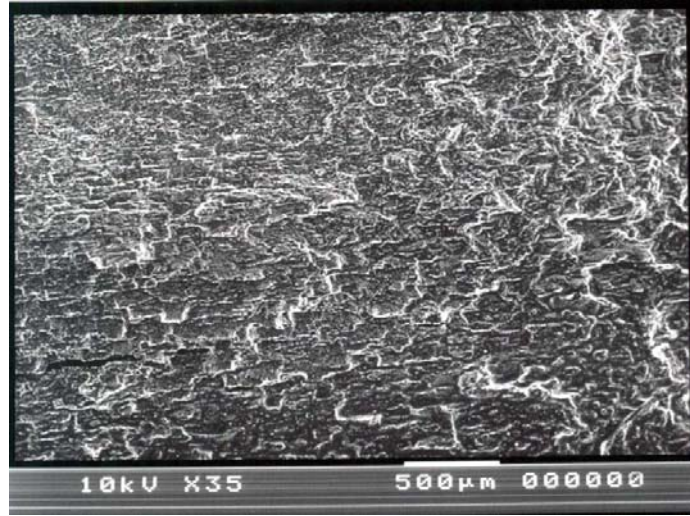
1 numaralı numuneye üç farklı retrogresyon sıcaklığı ile uygulanan RRA işlemi sonucu -20 °C' deki çentik darbe dayanımı değişimi, T6 durumundaki ile karşılaştırmalı olarak Şekil 5.11' de görülmektedir.



Şekil 5. 11 Farklı sıcaklıklarda retrogresyon uygulandıktan sonra yeniden yaşlandırılan 1 numaralı alaşımının -20 °C' de darbe direncinin retrogresyon süresine bağlı olarak değişimi

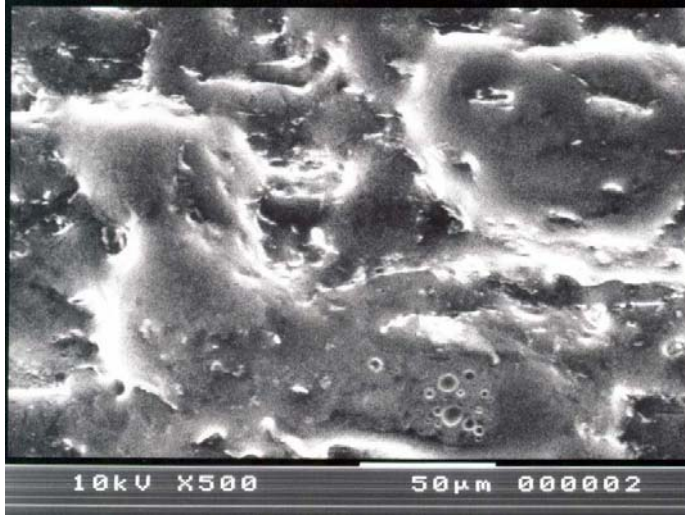
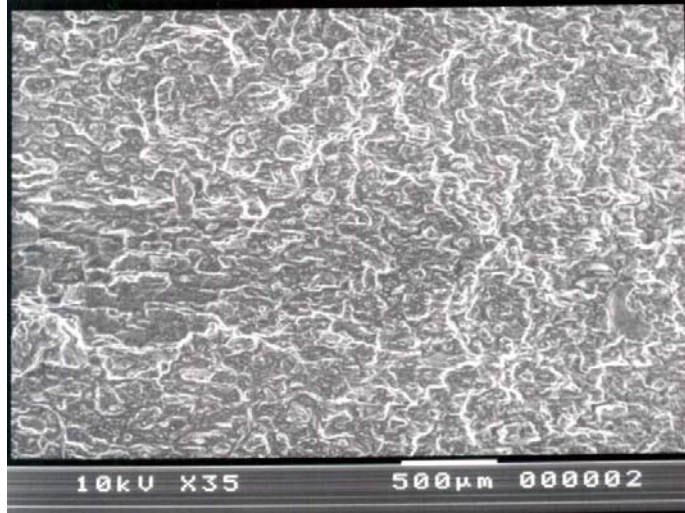
180 °C retrogresyon sıcaklığında 10 dakikalık bekleme süresi ile 4.84 J/cm² lik çentik darbe dayanımı elde edilirken, bu değer 30 dakika bekleme sonrası 6,12 J/cm² ye çıkmıştır. 200 °C de 5 dakikalık bekleme süresi ile 5,44 J/cm², 10 dakika ile 4,9 J/cm² ve 15 dakika ile 7,35 J/cm² çentik darbe dayanım değerleri elde edilmiştir. 200 °C lik retrogresyon süresi için ise 2 dakikalık bekleme süresi ile elde edilen 4,9 J/cm² lik değer, 5 dakikalık bekleme süresi sonunda 6,2 J/cm² e çıkmıştır.

Farklı retrogresyon sıcaklık ve süreleri ile numunelerin çentik darbe davranışlarında belirgin bir fark görülmemekle birlikte, genel olarak artan retrogresyon süreleri ile çentik darbe dayanımlarının yükseldiği söylenebilir.



Şekil 5.12 T6 ısıl işlem durumundaki alaşımın -20 °C’ de darbe deneyi sonrası kırılma yüzeyinin taramalı elektron mikroskop görüntüleri

T6 ısıl işlem konumundaki Al 7075 numunesinin -20 °C’ de yapılan çentik kırma sonrası elde edilmiş kırılma yüzeyleri, farklı büyütmelemlerle Şekil 5.12’ de verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi çökelen partiküller genel olarak homojen bir dağılıma sahip ve ortalama olarak benzer büyüklük göstermektedirler. Çökeltilerin özellikle tane sınırlarında yer almaması, çentik darbe dayanımlarını büyük ölçüde etkilememesi sonucunu oluşturmaktadır.

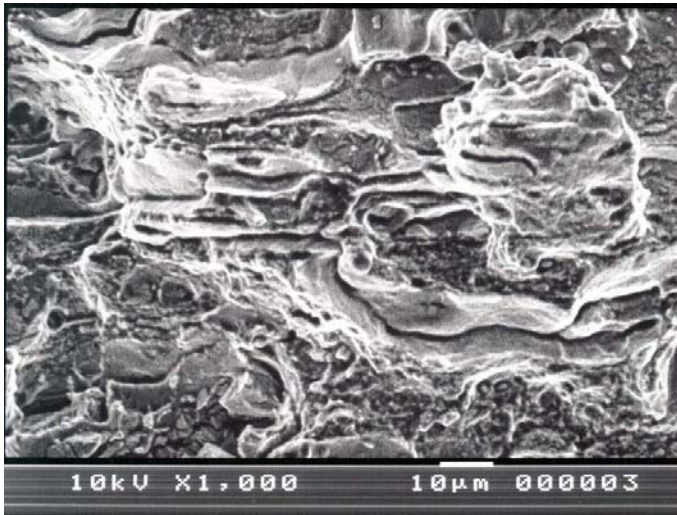
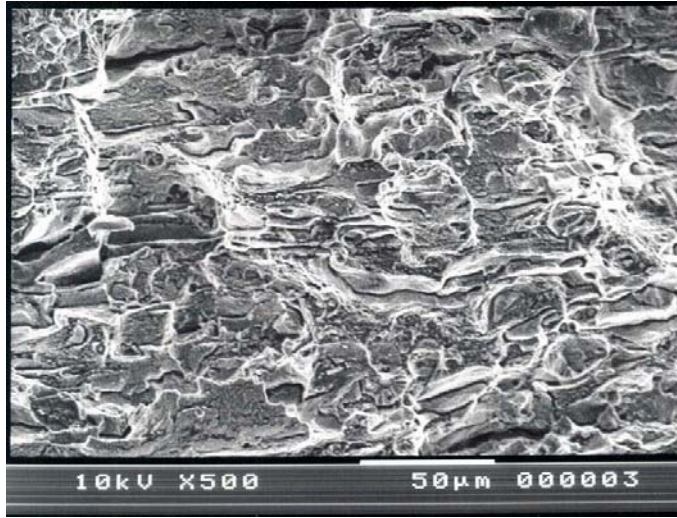


Şekil 5.13 T6 ısıl işlem durumundaki alaşımın oda sıcaklığında darbe deneyi sonrası kırılma yüzeyinin taramalı elektron mikroskop görüntüleri

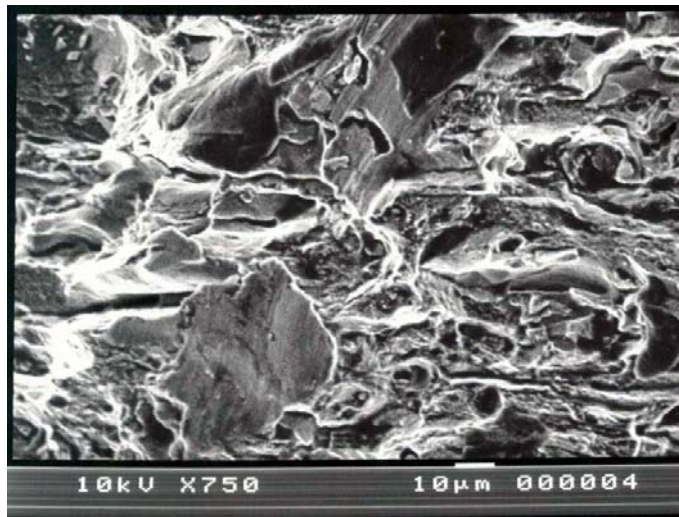
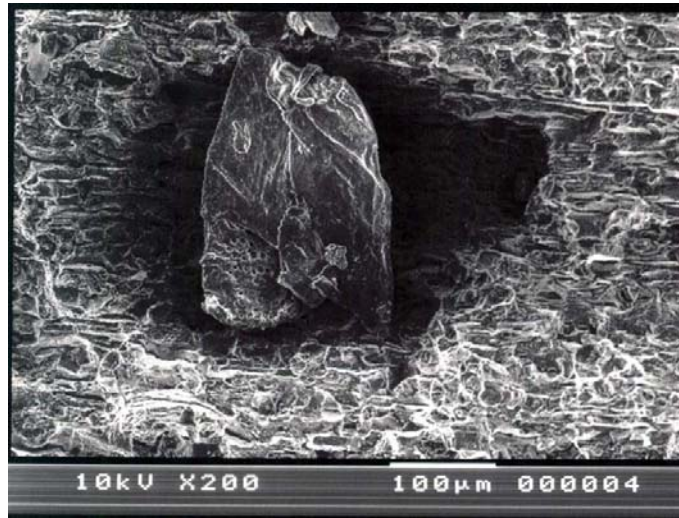
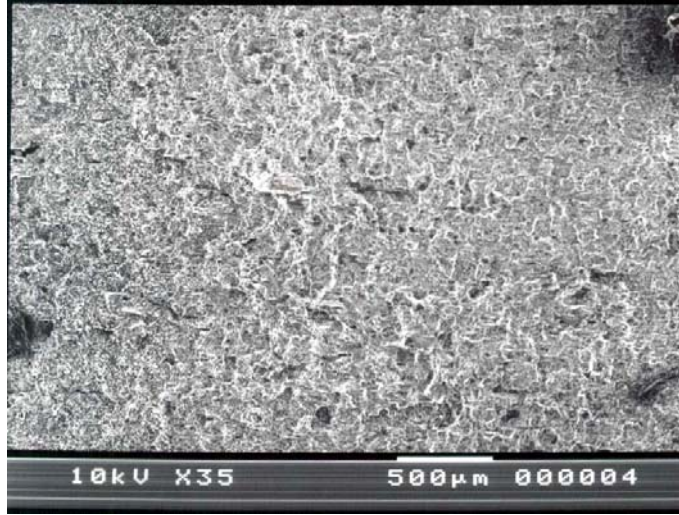
Şekil 5.13' deki mikroyapı görüntüleri 2 numaralı T6 ısıl işlem durumundaki numunenin oda sıcaklığında yapılan çentik darbe deneyi sonrası elde edilen kırılma yüzeyidir. Deney sonucunda $6,2 \text{ J/cm}^2$ lik çentik darbe dayanımı elde edilmiştir. Aynı numunenin $-20 \text{ }^\circ\text{C}$ ' de yapılan deney sonucu elde edilen değere göre ($4,96 \text{ J/cm}^2$) darbe dayanımında artış meydana gelmiştir.

Şekil 5.12 ve 5.13' deki yüzeyler karşılaştırıldığında $-20 \text{ }^\circ\text{C}$ ' de yapılan deney sonucu oda sıcaklığındaki kırılmaya göre daha gevrek bir kırılma gerçekleştiği söylenebilir. Bu yapı elde edilen çentik darbe dayanımı değerleri ile uyumludur.

Farklı sıcaklıklarda yapılan retrogresyon işlemlerinin, malzeme mekaniğine ve davranışına etkisi kırılma yüzeylerine bakılarak da tespit edilebilmektedir. Şekil 5.14 ve Şekil 5.15' de verilen kırılma yüzeylerinde farklı retrogresyon sıcaklıkları uygulanmış numunelerin kırılma karakteristikleri görülmektedir. Göreceli olarak düşük sıcaklıkta (180 °C) retrogresyon işlemine tabi tutulmuş Al 7075 in kırılma yüzeyi incelendiğinde sünek bir kırılma karakteristiği görülürken, daha yüksek işlem sıcaklığında retrogresyon görmüş malzemenin kırılması gevrek davranış sergilemektedir.



Şekil 5.14 180 °C' de 10 dakika retrogresyon uygulanmış ve 130 °C' de 12 saat yeniden yaşlandırılmış numunenin -20 °C de darbe deneyi sonrası kırılma yüzeyinin taramalı elektron mikroskop görüntüleri



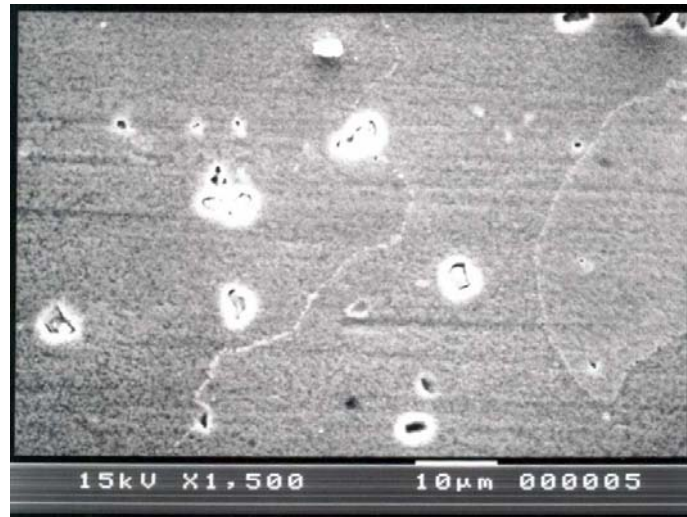
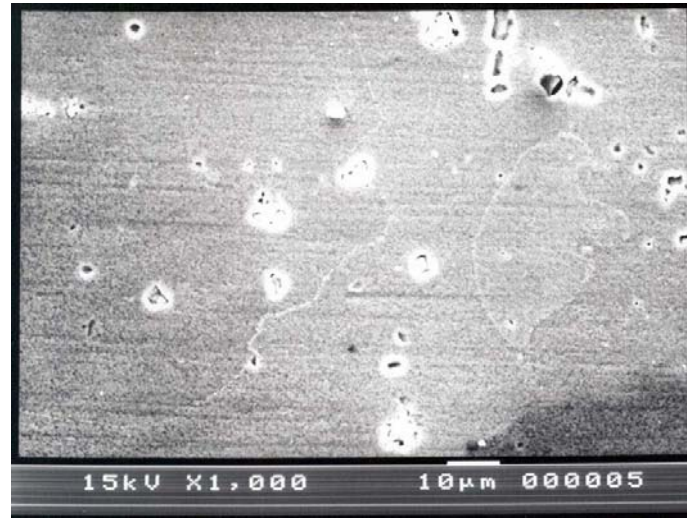
Şekil 5.15 200 °C' de 10 dakika retrogresyon uygulanmış ve 130 °C' de 12 saat yeniden yaşlandırılmış numunenin -20 °C de darbe deneyi sonrası kırılma yüzeyinin taramalı elektron mikroskop görüntüleri

5.4 Mikroyapı Sonuçları

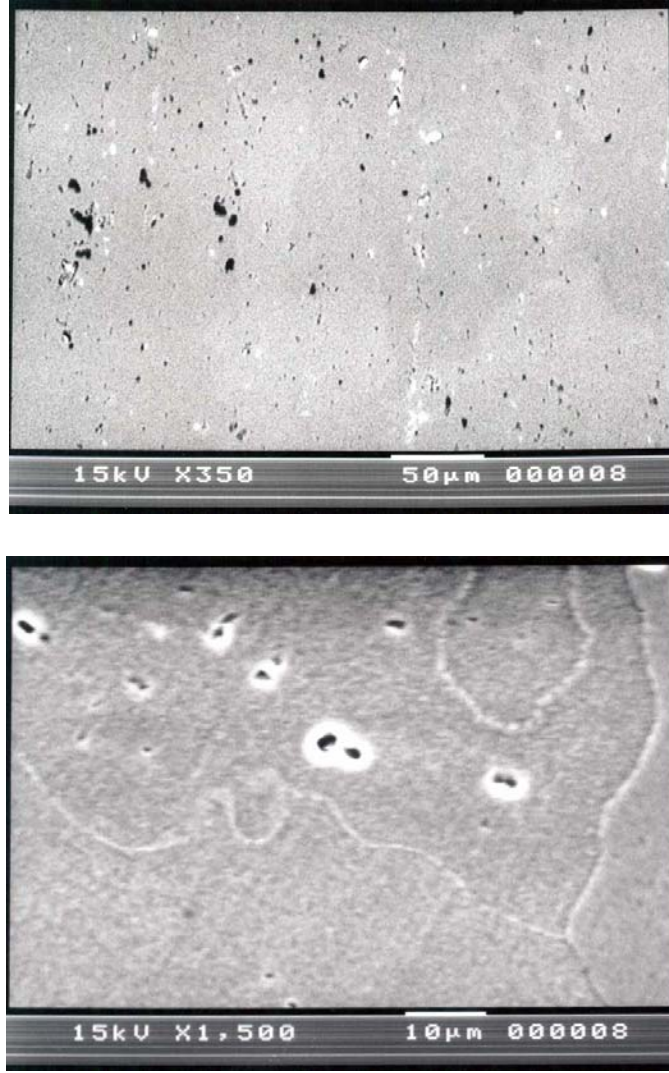
Mikroyapıda ısıtıl işlem sonrası çökeltilerin dağılımı, malzemenin mekanik özelliklerini doğrudan etkileyen bir parametredir. Küçük boyutlu ve homojen dağılımlı partiküllerin malzemenin mekanik özelliklerini arttırdığı, büyük boyutlu ve daha heterojen dağılımlı olan çökeltilerin ise daha düşük mekanik özellikler oluşturduğu bilinmektedir. Şekil 5.16 den 5.18' e kadar verilen mikroyapı fotoğrafları karşılaştırıldığında, çökelti boyutunun ve dağılımının, malzeme özelliğine olan etkileri açıklanabilmektedir.

1,2 ve 3 numaralı numunelerin T6 durumundaki mikroyapıları (Şekil 5.16, 5.17, 5.18) incelendiğinde 89,2 HRB ile en düşük sertlik değerine sahip olan 3 numaralı numunede sayıca az ve iri çökelti oluşumu dikkati çekmektedir. En yüksek sertlik değeri ise 95,1 HRB lik sertlik değeri ile daha küçük boyutlu çökeltilere sahip olan 2 numarada görülmektedir. 1 ve 2 numaralı yapılar karşılaştırıldığında ise 2 numaralı numunede çökelti oluşumunun tane içinde ve homojen bir dağılımla gerçekleştiği, 1 numaralı numunede ise tane sınırlarında da çökelti oluşumu gözlenmektedir.

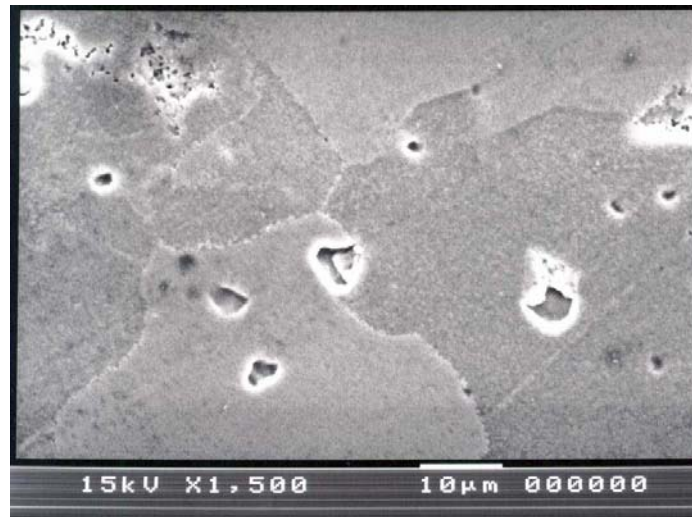
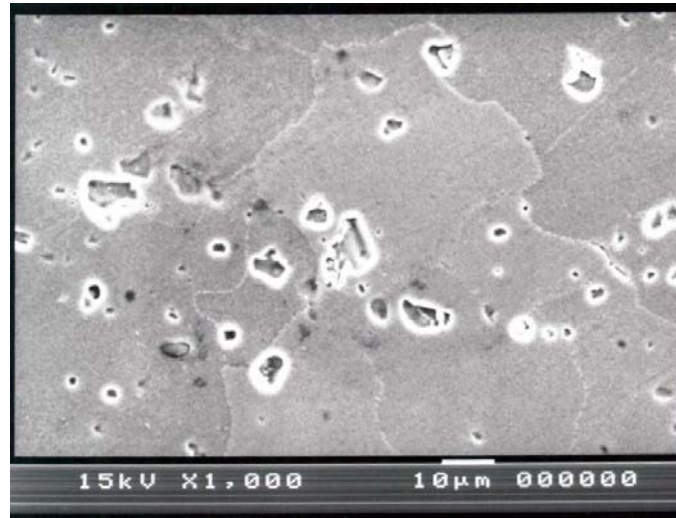
Mikroyapılarda gözlemlenen çökeltilerin dağılımları, 2 numaralı numunenin sertlik değerinin 1 numaradan yüksek olmasına karşın çekme dayanımının düşük çıkmasını açıklamaktadır.



Şekil 5.16 T6 ısıtıl işlem durumundaki “1” numaralı numunenin farklı büyütmelerdeki taramalı elektron mikroskop görüntüleri



Şekil 5.17 T6 ısıt işlemlerindeki "2" numaralı numunenin farklı büyütme düzeyindeki taramalı elektron mikroskop görüntüleri



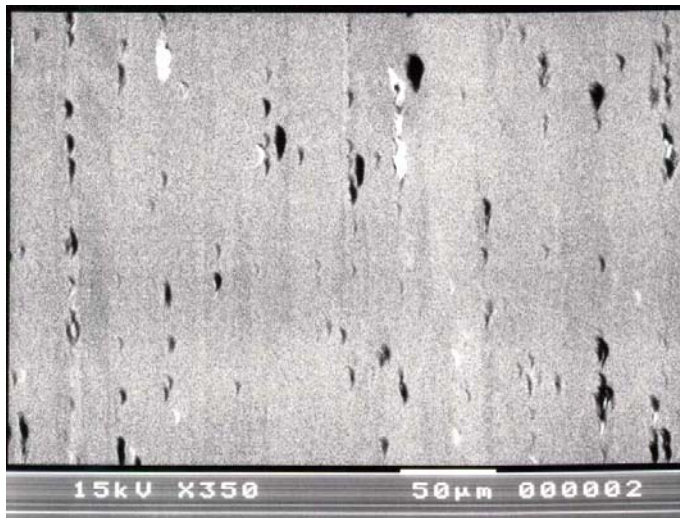
Şekil 5.18 T6 ısıtıl işlem durumundaki “3” numaralı numunenin farklı büyütmelerdeki taramalı elektron mikroskop görüntüleri

Isıl işlem sıcaklıklarının ve sürelerinin değişimi ile Al 7075 de oluşan çökeltilerin boyut ve dağılımlarının doğrudan etkilenmiş olduğu gözlemlenmiştir. Aynı sıcaklık için bekleme süresi arttırıldığında, dokudaki çökelti boyutlarının büyüdüğü ve sayıca sayıca azaldığı tespit edilmiştir. Aynı sonuç, sabit bekleme süresi ve artan retrogresyon sıcaklığı için de elde edilmiştir.

180°C’ de retrogresyon uygulanmış iki yapı incelendiğinde (Şekil 5.19 ve 5.20) 10 dakikalık bekleme süresi ile karşılaştırıldığında 30 dakika sonunda çökelti boyutlarında büyüme meydana geldiği görülmektedir. Sertlik ölçümleri sonunda da 30 dakika sonunda sertlik değerinde düşüş gözlenmiştir ve bu durum mikroyapı ile uyumludur.



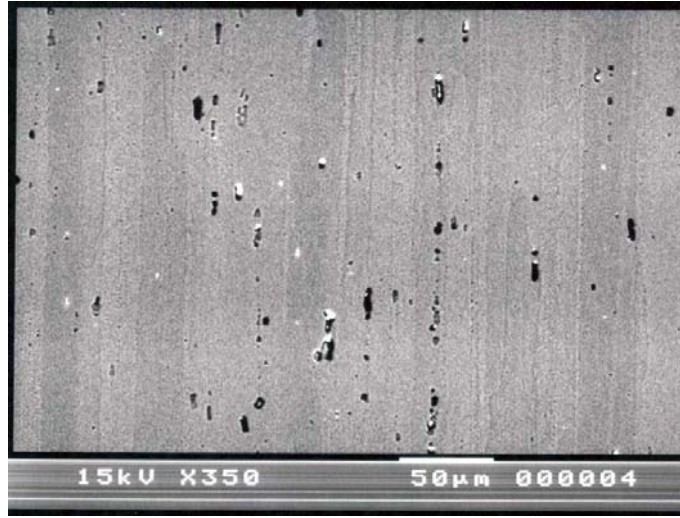
Şekil 5.19 180 °C’ de 10 dakika retrogresyon ardından 130 °C’ de yeniden yaşlandırılmış 2 numaralı numunenin taramalı elektron mikroskop görüntüsü



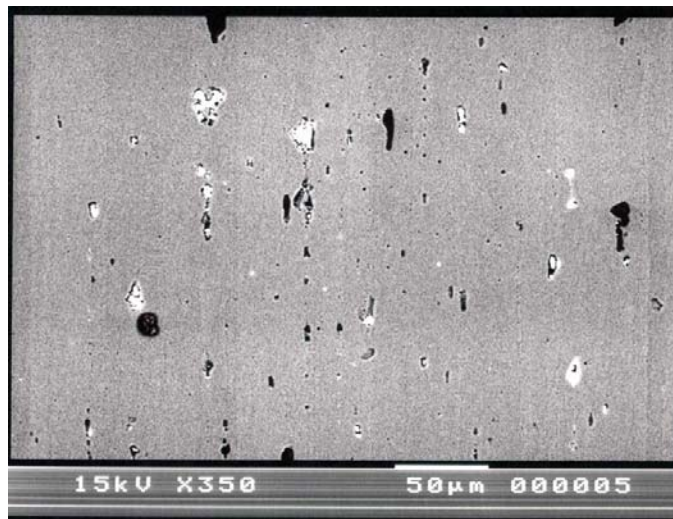
Şekil 5.20 180 °C’ de 30 dakika retrogresyon ardından 130 °C’ de yeniden yaşlandırılmış 2 numaralı numunenin taramalı elektron mikroskop görüntüsü

Şekil 5.21’ de görülen yapı 200 °C’ de 10 dakikalık RRA ile elde edilmiş numuneye ait olup 96,1 HRB sertlik ve 545,8 MPa lık çekme dayanıma sahiptir. Şekil 5.22’ deki yapı ise 92,7 HRB sertlik ve 524,2 MPa çekme dayanımına sahiptir.

10 ve 15 dakikalık retrogresyon sürelerine ait iki yapı karşılaştırıldığında 15 dakikalık bekleme süresinin çökeltelerde belirgin bir şekilde irileşmeye ve sayıca azalmaya neden olduğu görülmektedir. Bu durum 10 dakika retrogresyon ve yeniden yaşlandırma ile elde edilmiş yapıya göre mekanik özelliklerdeki düşüşü açıklamaktadır.



Şekil 5.21 200 °C’ de 10 dakika retrogresyon ardından 130 °C’ de yeniden yaşlandırılmış 2 numaralı numunenin taramalı elektron mikroskop görüntüsü



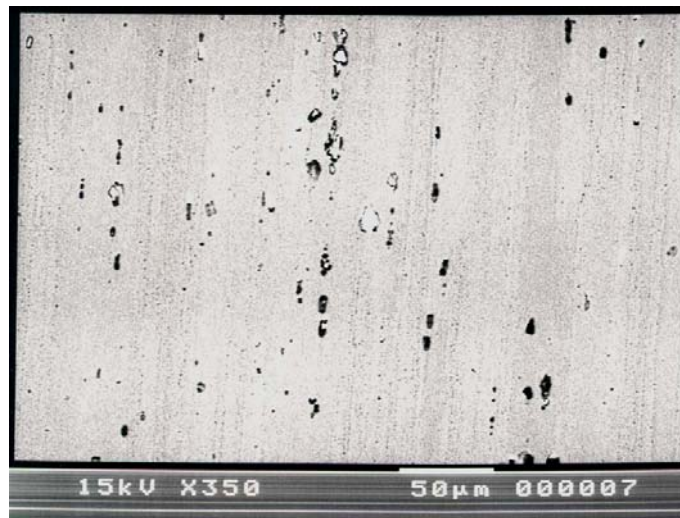
Şekil 5.22 200 °C’ de 15 dakika retrogresyon ardından 130 °C’ de yeniden yaşlandırılmış 2 numaralı numunenin taramalı elektron mikroskop görüntüsü

Şekil 5.19 ve 5.20' de değiştirilen parametrelere bağlı olarak ele edilen mikroyapı sonuçlarına benzer şekilde, Şekil 5.21 ve 5.22' de de mikroyapı özelliklerinin zaman ve sıcaklığa bağlı olarak değiştiği görülmektedir.

Şekil 5.23' deki mikroyapı 89.9 HRB sertlik ve 518,3 MPa lık çekme dayanım değerine sahip numuneyi, Şekil 5.24' deki mikroyapı ise 89 HRB sertlik ve 479,2 MPa lık çekme dayanımına sahip numuneleri temsil etmektedirler.



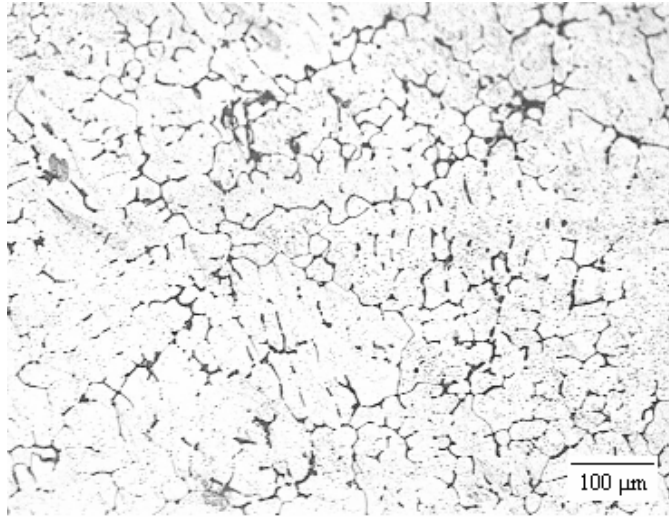
Şekil 5.23 220 °C' de 2 dakika retrogresyon ardından 130 °C' de yeniden yaşlandırılmış 2 numaralı numunenin taramalı elektron mikroskop görüntüsü



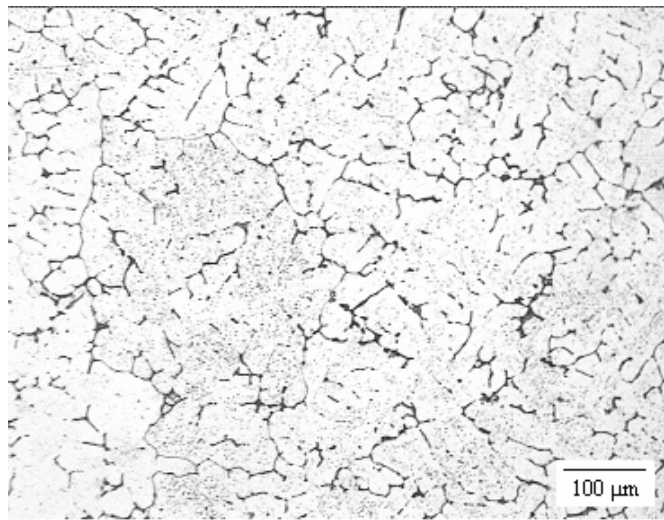
Şekil 5.24 220 °C' de 5 dakika retrogresyon ardından 130 °C' de yeniden yaşlandırılmış 2 numaralı numunenin taramalı elektron mikroskop görüntüsü

Al 7075 döküm malzemelerinin farklı ısı işlemlerden sonra (T6, T73, T6+RRA) elde edilen mikroyapı özellik değişimleri de, Al 7075 levha malzemelerine benzer şekilde olduğu gözlemlenmiştir.

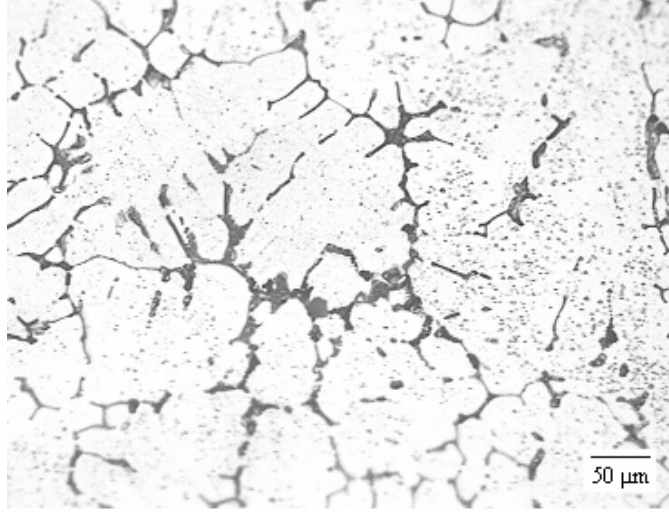
Şekil 5.25, 5.26, 5.27 ve 5.28’ de 4 numaralı numunenin T6 ve T73 ısı işlemleri görmüş yapıları farklı büyütme oranlarında verilmektedir. T6 ısı işlem konumunda numune 93,3 HRB lik sertlik değerine sahipken, T73 işlemi ile elde edilen 90,9 HRB dir.



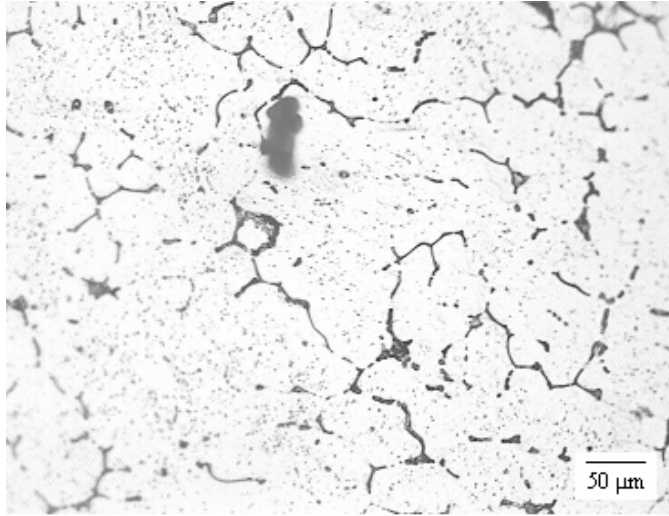
Şekil 5.25 T6 ısı işlem durumundaki 4 numaralı numunenin ışık metal mikroskop görüntüsü



Şekil 5.26 T73 ısı işlem durumundaki 4 numaralı numunenin ışık metal mikroskop görüntüsü



Şekil 5.27 T6 ısıt işlem durumundaki 4 numaralı numunenin ışık metal mikroskop görüntüsü



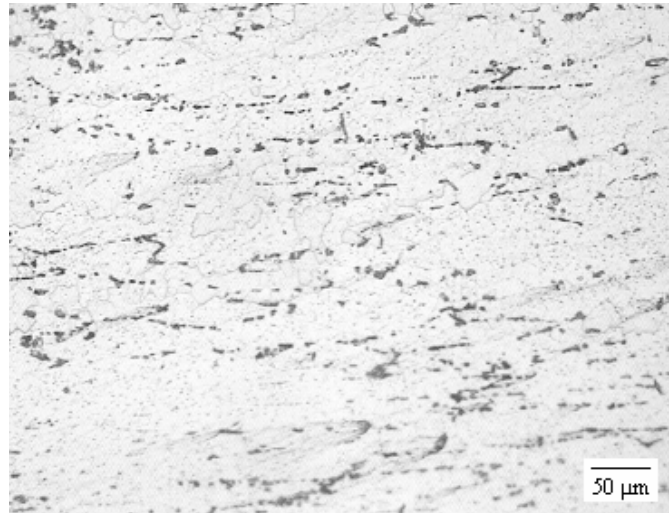
Şekil 5.28 T73 ısıt işlem durumundaki 4 numaralı numunenin ışık metal mikroskop görüntüsü

T6 ve T73 ısıt işlemi görmüş numunelerin farklı büyütmeleri karşılaştırmalı olarak incelendiğinde T73 konumundaki numunenin mikroyapısının T6 konumundaki numuneye göre daha büyük tane yapısına sahip olduğu görülmektedir.

Şekil 5.29 ve 5.30' da 5 numaralı alaşımın (4 numaralı alaşımın % 10 oranında şekillenmesi ile elde edilen numune) T6 ve T73 ısıt işlemleri görmüş mikroyapıları karşılaştırılmaktadır. T6 ısıt işlemleri uygulanmış numunenin sertlik değeri 94,6 HRB, T 73 ısıt işlemleri konumundaki numunenin sertliği 91,4 HRB olarak ölçülmüştür. T6 ısıt işlemleri ile elde edilen mikroyapıda tane boyutu T73 e göre daha küçüktür. Bu mikroyapı özelliğine göre T6 ısıt işlemleri ile elde edilen malzemenin sertliği daha yüksektir.



Şekil 5.29 T6 ısıt işlemleri durumundaki 5 numaralı numunenin ışık metal mikroskop görüntüsü



Şekil 5.30 T73 ısıt işlemleri durumundaki 5 numaralı numunenin ışık metal mikroskop görüntüsü

6. SONUÇLAR ve ÖNERİLER

Bu çalışmada levha ve döküm olmak üzere iki farklı üretim yöntemi ile elde edilen Al 7075 numuneleri kullanılmıştır.

Araştırmada bu farklı numunelere farklı ısıl işlemler uygulanmış ve sonuçlar mekanik özellikler ile mikroyapısal özellikler olarak belirlenmiştir.

- Al 7075 levha alaşımına (T6 ısıl işlemi görmüş numunelere) RRA ısıl işlemi uygulanmıştır. RRA ısıl işlemi 180, 200 ve 220 °C' de gerçekleştirilmiştir.
- Al 7075 döküm alaşımına T6, T73 ve T6+RRA ısıl işlemleri uygulanmıştır.

Her iki malzemeye uygulanan ısıl işlemlerin etkilerini araştırmak amacı ile mekanik özellikler ve mikroyapısal özellikler belirlenmiştir. Bu amaçla numunelerin çekme ve akma dayanımları tespit edilmiş, farklı sıcaklıklarda uygulanan çentik darbe deneyleri ile malzemelerin kırılma özellikleri belirlenmiştir. Isıl işlem şartlarının mikroyapıya etkileri ise SEM mikroyapıları ile tespit edilmiştir. Elde edilen değerlere göre aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir:

1. Yapılan retrogresyon işlemleri ile T6 ısıl işlem durumuna eşit ya da daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir. Maksimum sertlik değeri 200 °C' de 5 dakikalık retrogresyon ve ardından yapılan yeniden yaşlandırma ile elde edilmiştir.
2. Üç farklı levha alaşımının sertlik değeri karşılaştırıldığında, T6 konumunda en yüksek sertlik değeri 95,1 HRB ile 2 numaralı numunede (yüksek Zn ve Mg içeren alaşım) elde edilmiştir. Daha sonra sırası ile 90,5 HRB lik sertlik değeri ile 1 numaralı alaşım ve 89,3 HRB ile 3 numaralı alaşım gelmektedir.
3. Döküm şartlarında temin edilen 4 numaralı numunede F konumunda 50,3 HRB olarak ölçülen sertlik değeri, T6 ısıl işlemi ile 93,3 HRB ye yükselmiştir. T73 işlemi sonunda ise 90 HRB lik sertlik değeri elde edilmiştir.
4. Levha alaşımlarına uygulanan çekme deneyi sonucu T6 ısıl işlem durumunda maksimum dayanım 576,6 MPa ile 1 numaralı numunede elde edilmiştir. Sertlik değeri 95,1 HRB olarak belirlenen numunede ise bu değer 558,2 MPa olarak

belirlenmiştir. 2 numaralı numunede maksimum sertlik elde edilmesine karşın çekme dayanımının düşük olmasının nedeni, mikroyapı incelemeleri ile belirlenen çökelti dağılımıdır. 2 numaralı numunede tane boyutunun küçük ve homojen olmasına karşın tane sınırında çökelti oluşumuna rastlanmaması çekme dayanımının düşük çıkmasını açıklamaktadır.

5. Isıl işlemler sonucunda elde edilen mikroyapı özelliklerine bağlı olarak çentikli numunelerin iki farklı şekilde kırılma yüzeyi ortaya çıkardıkları görülmüştür; Sünek ve gevrek kırılma. Bu tür kırılma davranışları ise, malzemedeki çökeltilerin boyut ve dağılımları ile ilişkilidir.

KAYNAKLAR

Askeland, D. R. (1998), (Çeviren: Erdoğan, M.), Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri Cilt I, Nobel Kitapevi, Ankara.

Baydoğan, M., (2003), Retrogresyon ve Yeniden Yaşlandırma Uygulanmış 2014 ve 7075 Kalite Alüminyum Alaşımlarının Mekanik ve Korozyon Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü.

Berg, L.K., Gjønnes, J., Hansen, V., Lış, X.Z., Knutson- Wedel, M., Waterloo, G., Schryvers, D., Wallenberg, L.R.. (2001), “ GP- Zones in Al- Zn- Mg Alloys and Their Role in Artificial Aging”, Acta Mater, 49(2001) 3443- 3451

Clark Jr, R., Coughran, B., Traina, I., Harnandez, A., Scheck, T., Etuk, C., Peters, J., Lee, E. W., Orgen, J., Es- Said, O. S. (2004), “ On the Correlation of Mechanical and Physical Properties of 7075- T6 Al Alloy”, Engineering Failure Analysis.

Chinh, N.Q., Lendvai, J., Ping, D.H., Hono, K. (2003), “ The Effect of Cu Mechanical and Properties of Al- Zn- Mg Alloys”, Journal of Alloys and Compounds, 378(2004) 52- 60.

Çeliker, C. ve Sert, A., (2003), “ Otomotiv Endüstrisinde Alüminyum Dövme ile Şekillendirilmiş Parçaların Kullanımı”, II. Alüminyum Sempozyumu ve Sergisi, 22-24 May. 2003, Seydişehir.

Çapan, L. (2003), Metallere Plastik Şekil Verme, Çağlayan Kitapevi, İstanbul.

Demirci,A.H. (2004), Malzeme Bilgisi ve Malzeme Muayenesi, Alfa Yayıncılık, Bursa

Deschamps, A., Niewczas, M., Bley, F., Brechet, Y., Embury, J. D., Sinq, L. L., Livet, F., Simon, J. P. (1999), “ Low Temperature Dynamic Precipitation in a Supersaturated Al- Zn- Mg Alloy and Related Strain Hardening”, Phil. Mag. A.79 (10), 2485- 2504 (1999).

Dong- Woo, L., Sang- Yong, L., Kyong- Hwan, L., Su- Keun, L., Kyu- Hwan, Oh., (2004), “Microstructure Evolution of Al- Zn- Cu- (Sc) Alloy During Hot extrusion and Heat Treatment”, Journal of Materials Processing Technology, 155- 156 (2004) 1330- 1336.

Dumont, D., Deschamps, A., Brechet, Y. (2003), “ On the Relationship Between Microstructive Strength and Toughness in AA 7050 Aluminum Alloy”, Materials Science and Engineering, A 356 (2003) 326- 336.

Dündar, M., (2003), “ Alüminyumun Yaygın Kullanımı İçin Potansiyel Uygulamalar”, II. Alüminyum Sempozyumu ve Sergisi, 22-24 May. 2003, Seydişehir.

Ferragut, R., Somoza, A., Tolley, A., Torriani, I. (2003), “ Precipitation Kinetics in Al- Zn- Mg Commercial Alloys”, Journal of Materials Processing Technology, 141 (2003) 35- 40.

Fjeldly, A., Sqreng, A., Roven, H. J. (2001), “ Strain Localisation in Solution Heat Treated Al- Zn- Mg Alloys”, Materials Science and Engineering, A300 (2001) 165- 170.

Flynn, R. J., Robinson, J. S. (2004), “ The Application of Advances in Quench Factor Analysis Property Prediction to the Heat Treatment of 7010 Aluminium Alloy”, Journal of Materials Technology, 153- 154 (2004) 674- 680.

Geçkinli, E., (2002), “Alüminyum Alaşımlarının Isıl İşlemi”, 2. Isıl İşlem Sempozyumu, 07-08 Şubat 2002, İTÜ, İstanbul.

Gür, C.H., Yıldız, İ. (2004), “ Non-destructive Investigation on the Effect of Precipitation Hardening on Impact Toughness of 7020 Al- Zn- Mg Alloy”, Materials Science and Engineering, A 382(2004) 395- 400.

Kayalı, E. S., Ensari, C. ve Dikeç, F. (1996), Metalik Malzemelerin Mekanik Deneylemleri, İ.T.Ü. Kimya- Metalurji Fakültesi Ofset Atölyesi, İstanbul.

Kurtuluş, M., (2003), “ Roket/ Füze Uygulamalarında Alüminyum Kullanımı ve Türkiye Altyapısından Beklentiler”, II. Alüminyum Sempozyumu ve Sergisi, 22-24 May. 2003, Seydişehir.

Málek, P., Cieslar, M. (2002), “ The Influence of Processing Route on the Plastic Deformation of Al- Zn- Mg- Cu Alloys”, Materials Science and Engineering, A324(2002) 90-95.

Maloney, S. K., Hono, K., Polmear, I. J., Ringer, S. P. (2001), “ The Effect of a Trace Addition of Silver Upon Elevated Temperature Ageing of an Al- Zn- Mg Alloy”, Micron, 32 (2001) 741- 747.

Mukhopadhyay, A.K., Sharma, A.K. (1997) , “Influence of Fe Bearing Particles and Nature of Electrolyte on the Hard Anodizing Behaviour of AA 7075 Extrusion Products”, Surface and Coatings Technology, 92 (1997) 212- 220.

Özer, H.H., (2004), 7075 Alaşımında Retrogresyon ve Yeniden Yaşlandırma Isıl İşlemi Sonucu Mekanik Özelliklerin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, YTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü.

Polmear, I.J.(1989), Metalurgy of the Light Metals, Edward Arnold, New York.
Smithells Light Metals Handbook(1998)

Sang- Yong, L., Jung- Hwan, L., Young- Seon, L. (2001), “ Characterization of Al 7075 Alloys After Cold Working And Heating in the Semi-Solid Temperature Range”, Material Processing Technology, 111 (2001) 42- 47.

Savaşkan, T. (1999), Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, Birsen Kitapevi, İstanbul.

Selamcı, E. (2001), “ Ageing Behaviour of Spray Cast Al- Zn- Mg- Cu Alloys”, Turk J. Engin Environ Sci., 25 (2001) 681- 686.

Sha, Gang., Cezero, A. (2004), “ Early- Stage Precipitation in Al- Zn- Mg- Cu Alloy (7075)”, Acta Material, 52 (2004) 4503- 4516.

Smith, W. F. (2001), (Çeviren: Erdoğan, M.), Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri Cilt II, Nobel Kitapevi, Ankara.

Stiller, K., Warren, P.J., Hansen, V., Anjenete, J., Gjønnes, J. (1999), “ Investigation of Precipitation in an Al- Zn- Mg Alloy After Two-Step Ageing Treatment at 100°C and 150 °C”, Materials Science and Engineering, A270(1999) 55- 63.

Verma, B. B., Atkinson, J. D., Kumar, M. (2001), “ Study of Behavior of Aluminium Alloy”, Bull. Mater. Sci., Vol. 24, No. 2, April 2001

Wolverton, C. (2001), “ Crystal Structure and Stability of Complex Precipitate Phases in Al- Cu- Mg- (Si) and Al- Zn- Mg Alloys”, Acta Mater, 49(2001) 3129- 3142.

Wu, Y. L., Froes (Sam), F. H., Li, C., Alvarez, A. (1999), “ Micro Alloying of Sc, Ni and Ce in an Advanced Al- Zn- Mg- Cu Alloy”, Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 30A.

Yılmaz, M., (2003), “ Alüminyum Sektöründe Yeni Kullanım Sahaları”, II. Alüminyum Sempozyumu ve Sergisi, 22-24 May. 2003, Seydişehir.

ÖZGEÇMİŞ

Doğum tarihi	21.05.1981	
Doğum yeri	Tokat	
Lise	1994-1997	Avcılar Süleyman Nazif Lisesi
Lisans	1998-2002	Yıldız Üniversitesi Kimya Metalurji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü
Yüksek Lisans	2002-2005	Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Müh. Anabilim Dalı, Malzeme Programı

Çalıştığı Kurum

2004-Devam ediyor Sistem Alüminyum San. ve Tic. A. Ş.