

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**YÜKSEK MUKAVEMETLİ PİRİNÇLERİN
MİKROYAPI VE AŞINMA ÖZELLİKLERİNE ISIL
İŞLEMİN ETKİSİ**

**Y.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Müh. Harun MİNDİVAN

506981064

104068

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 11 Haziran 2001
Tezin Savunulduğu Tarih: 26 Haziran 2001**

**Tez Danışmanı: Prof.Dr. E.Sabri KAYALI
Diğer jüri Üyeleri: Prof.Dr. Niyazi ERUSLU (İ.T.Ü)
Prof.Dr. Mehmet KOZ (M.Ü)**

S. Kayalı
N. Eruslu
M. Koz

HAZİRAN 2001

ÖNSÖZ

Tez çalışmamda bana yol gösteren ve değerli yardımlarını benden esirgemeyen sayın hocam Prof. Dr. E. Sabri Kayalı'ya ve kıymetli değerlendirmeleriyle tezime katkıda bulunan sayın Prof. Dr. Hüseyin Çimenoglu'na en samimi duygu ve saygılarımla teşekkürlerimi sunarım.

TEM çalışmalarında yardımlarını esirgemeyen Araş.Gör. Arda Genç'e çok teşekkür ederim. Ayrıca çalışmalarım sırasında her konuda yardımcı olan arkadaşlarım Araş.Gör. Murat Baydoğan, Araş. Gör. Bülent Nilüfer, Araş. Gör. Gökhan Başman, Araş. Gör. M.Ali Akoy'a teşekkür ederim.

Tüm hayatım boyunca ve tezimin gerçekleşmesinde maddi ve manevi hiç bir fedakarlıktan kaçınmayan aileme sonsuz teşekkür ederim.

HAZİRAN 2001

Harun MİNDİVAN

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ	ii
TABLO LİSTESİ	vi
ŞEKİL LİSTESİ	vii
SEMBOL LİSTESİ	xii
ÖZET	xiii
SUMMARY	xiv
1. GİRİŞ	1
1.1. Giriş ve Çalışmanın Amacı	1
2. BAKIR VE ALAŞIMLARI	3
2.1. Bakırın Özellikleri	3
2.2. Bakır Alaşımlarının Tribolojisi	6
3. PİRİNÇLER	9
3.1. Cu-Zn Alaşımlarının Tanımı	9
3.2. Cu-Zn Alaşımlarının Sınıflandırılması	10
3.2.1. Yapılarına Göre Pirinçlerin Sınıflandırılması	10
3.2.1.1. Alfa Pirinçleri	10
3.2.1.2. Alfa-Beta Pirinçleri (Muntz Metal)	11
3.2.2. Özel Uygulamalar İçin Pirinçlerin Sınıflandırılması	11
3.2.2.1. Yüksek Mukavemetli Pirinçler	11
3.2.2.2. Elektrik Uygulamalar İçin Pirinçler	12
3.2.2.3. Mimari Ve Dekoratif Uygulamalar İçin Pirinçler	13
3.2.2.4. Korozyona Dirençli Pirinçler	13
3.2.2.5. Akışkan Kullanımı İçin Pirinç Tüpler	14
4. YÜKSEK MUKAVEMETLİ PİRİNÇLER	16
4.1. Yüksek Mukavemetli Pirinçlerin Özellikleri	18
4.1.1. Fiziksel Özellikler	18
4.1.2. Mekanik Özellikler	18
4.1.3. Mikroyapı	18
4.2. Yüksek Mukavemetli Pirinçlere Etki Eden Parametreler	19
4.2.1. Alaşım Elementlerinin Özelliklere Etkisi	19
4.2.1.1. Çinko	19
4.2.1.2. Manganez	20
4.2.1.3. Alüminyum	20

4.2.1.4. Demir	20
4.2.1.5. Kalay	21
4.2.1.6. Silisyum	21
4.2.1.7. Kurşun	21
4.2.1.8. Nikel	21
4.2.1.9. Fosfor	22
4.2.1.10. Berilyum	22
4.2.1.11. Krom	22
4.2.2. Eşdeğer Çinko Miktarı	22
5. BAKIR VE BAKIR-ÇİNKO ALAŞIMLARINA UYGULANAN ISIL İŞLEMLER	23
5.1. Bakır Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler	23
5.1.1. Tavlama	23
5.1.1.1. Tam Tavlama	24
5.1.2. Gerilim Giderme	25
5.1.3. Homojenleştirme	26
5.1.4. Dönüşüm Sertleşmesi	26
5.1.5. Çözeltiye Alma Ve Çökelme Sertleşmesi	26
5.2. Bakır-Çinko Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler	26
6. YÜKSEK MUKAVEMETLİ PİRİNÇLERDE ISIL İŞLEMİN MİKROYAPI, SERTLİĞE VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ	32
7. AŞINMA	40
7.1. Aşınmanın Tanımı	40
7.2. Aşınmanın Sınıflandırılması	40
7.2.1. Oluş Mekanizmaları Açısından Sınıflandırma	40
7.2.1.1. Adhesiv Aşınması	40
7.2.1.2. Abrasiv Aşınması	41
7.2.1.3. Tabaka Aşınması	41
7.2.1.4. Yorulma Aşınması	41
7.2.2. Hasarın Fiziksel Görünüşüne Göre Sınıflandırma	41
7.2.2.1. Kayma Aşınması	41
7.2.2.2. Erozyon Aşınması	42
7.2.2.3. Koroziyon Aşınması	42
7.2.2.4. Yuvarlanma Aşınması	42
7.3. Aşınmayı Etkileyen Faktörler	42
7.3.1. Yüzey Filminin Etkisi	43
7.3.2. Oksit Filmler	43
7.3.3. Sınır Yağlama	45
7.3.4. Katı Yağlayıcılar	46

7.3.5. Diğer Yüzey Tabakaları	46
7.3.6. Sıcaklığın Etkisi	47
7.3.7. Yükün Etkisi	48
7.3.8. Çözünürlük Etkisi	49
7.3.9. Kristal Yapı	50
7.4. Pirinçlerde Aşınma	50
7.4.1. Kayma Mesafesiyle Ağırlık Kaybı	50
7.4.2. Aşınma Hızı	51
7.4.3. Geçiş Yükü	54
7.5. Yüksek Mukavemetli Pirinçlerin Aşınma Davranışları	56
8. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	59
8.1. Alaşımın Kimyasal Bileşimleri	60
8.2. Isıl İşlemler	61
8.3. Metalografik Çalışmalar	61
8.4. Geçirimli Elektron Mikroskobu Çalışmaları	62
8.5. Sertlik Deneyleri	62
8.6. Aşınma Deneyleri	62
9. DENEY SONUÇLARI VE İRDELENMESİ	64
9.1. Karakterizasyon Sonuçları	64
9.1.1. Grup A ve Grup B Döküm Çubukları	64
9.1.2. Grup A ve Grup B Senkromeç-1	84
9.1.3. Grup B Senkromeç-2	89
9.1.4. Grup A ve Grup B Senkromeç (Referans)	91
9.2. Aşınma Deneyi Sonuçları	92
9.2.1. Grup A ve Grup B Döküm	95
9.2.2. Grup B Senkromeç-1	98
9.2.3. Grup B Senkromeç-2	99
9.2.4. Grup A ve Grup B Senkromeç (Referans)	101
10. GENEL SONUÇLAR	103
KAYNAKLAR	105
EKLER	108
ÖZGEÇMİŞ	119

TABLO LİSTESİ

	SayfaNo
Tablo 2.1. Bazı metallerin özgül dirençleri [4,5]	4
Tablo 2.2. Bakırın en önemli özellikleri [4,5].....	4
Tablo 2.3. Çeşitli elementlerin bakır içinde yaklaşık atom çapı boyut farkı ve çözünürlüğü [6].....	5
Tablo 3.1 Yüksek mukavemetli pirinçler	12
Tablo 4.1 Yüksek mukavemetli pirinçlerin kimyasal bileşimleri ve uygulama alanları [9].....	16
Tablo 4.2 Yüksek mukavemetli pirinçlerin mekanik özellikleri [9].....	18
Tablo 4.3 Değişik elementler için çinko eşdeğeri [5].....	22
Tablo 5.1 Bazı dövme bakır alaşımlarının gerilim giderme sıcaklıkları [9].....	25
Tablo 6.1 İncelenen bakır ve alaşımların bileşimleri (%Ağ).....	32
Tablo 7.1 Yükün bir fonksiyonu olarak aşınma hızı [32].....	54
Tablo 8.1 Farklı kompozisyona sahip yüksek mukavemetli pirinçlerin bileşimleri (%Ağ).....	60
Tablo 9.1 Temperleme fırınındaki farklı bölgelere yerleştirilen senkromeç-2 örneklerin mikrosertlikleri.....	89
Tablo 9.2 İncelenen örneklerin aşınma dirençleri.....	94
Tablo A.1 Döküm halindeki ve ısıtıl işlem uygulanmış örneklerin sertlik sonuçları.....	107
Tablo C.1. İncelenen örneklerin aşınma hızları.....	116

ŞEKİL LİSTESİ

	SayfaNo
Şekil 2.1 : Bazı elementlerin bakırın kritik kayma gerilmesine etkisi [6].....	5
Şekil 2.2 : Bakırın kritik kayma gerilmesine çinko içeriğinin etkisi [6].....	6
Şekil 3.1 : Cu-Zn denge diyagramı [6]	10
Şekil 4.1 : Yüksek mukavemetli pirinçlerin mikroyapısı [10].....	19
Şekil 5.1 : CuZn39 pirincin özelliklerine sıcaklığın etkisi [17].....	24
Şekil 5.2 : Cu-Zn alaşımlarında düzensiz β 'dan düzenli β 'ne dönüşümü gösteren şematik mekanizma [16].....	27
Şekil 5.3 : Tavlanmış Cu-40Zn alaşımının tipik mikroyapısı [16].....	28
Şekil 5.4 : 25 °C'de Cu-40Zn alaşımının sertliğine ısı işlemin etkisi [16]....	29
Şekil 5.5 : β bölgesinden oda sıcaklığına hızlı soğutulan Cu-40Zn alaşımının tipik mikroyapısı [6,16].....	29
Şekil 5.6 : β bölgesinden suya verilen sonra α çöktürmelerini oluşturmak için yeniden ısıtılan Cu-42Zn'nin mikroyapısı [6,16].....	30
Şekil 5.7 : 700°C(β bölgesin)'den soğutmadan sonra Cu-43Zn alaşımının mikroyapısı [6,16].....	31
Şekil 5.8 : Cu-40Zn alaşımının sertliğine β bölgesinden soğutma hızının etkisi [6,16].....	31
Şekil 7.1 : 60/40 pirinç için aşınma hızı ve temas direnci değişimi (30).....	44
Şekil 7.2 : Oldukça düşük yükler altında bir kayma düzleminde bağımsız plastik bağımsız plastik bölgeler [29].....	49
Şekil 7.3 : Yüksek yükler altında bir kayma düzleminde plastik bölgelerin etkileşimi [29].....	49
Şekil 7.4 : Kayma hızı, 59cm/s olan 0.5 kurşun içeren 60/40 pirincin orta karbonlu çelik üzerinde 45° koni açıyla pirinç pimlerin çeşitli yüklerdeki ağırlık kaybı [32].....	50
Şekil 7.5 : 14 kg yük ve 85cm/s hızla yüz yüze sürtünen bir silindir üzerindeki aşınma boyutundaki değişme ve kayma mesafesiyle yüzey üzerinde pirinç kalıntılarının genişliği 14 kg yük ve 85cm/s hızla yüz yüze sürtünen bir silindir üzerindeki aşınma boyutundaki değişme ve kayma mesafesiyle yüzey üzerinde pirinç kalıntılarının genişliği [32].....	51
Şekil 7.6 : Sert çelik üzerinde, çeşitli yüklerde, 59cm/s hızla kayan 0,5 kurşunlu 60/40 pirinç pimlerin aşınma hızı [32].....	53
Şekil 7.7 : Aşındırıcı olarak çelik kullanarak pirincin muhtemel aşınma hızını gösteren şematik diyagram [32].....	55
Şekil 8.1 : Farklı çaplardaki senkromeç malzemeleri.....	59
Şekil 8.2 : İncelenen senkromeçlerin üretimine ait akım şeması.....	59
Şekil 8.3 : Sıcak presleme işleminden sonra temperleme işleminin uygulandığı fırının farklı bölgeleri.....	61
Şekil 8.4 : Pin on disk tipi DMS marka aşınma cihazı.....	63

Şekil 9.1	: Grup A döküm alaşımının mikroyapısı, a) Dağlanmamış, b) Dağlanmış mikroyapısı.....	65
Şekil 9.2	: Grup B döküm alaşımının mikroyapısı, a) Dağlanmamış, b) Dağlanmış mikroyapısı.....	65
Şekil 9.3	: Grup A döküm malzemeye ait TEM a) aydınlık alan fotoğrafı (X50K), b) elektron difraksiyon paterni (L=100cm, 200kV).....	66
Şekil 9.4	: Grup A döküm malzemenin Mn_5Si_3 partiküllerine ait TEM a) aydınlık alan fotoğrafı (X50K), b) elektron difraksiyon paterni (L=100cm, 200Kv).....	67
Şekil 9.5	: Grup A döküm malzemenin Mn_5Si_3 partiküllerine ait TEM karanlık alan fotoğrafı (X150K).....	67
Şekil 9.6	: Grup A döküm örneğinin 800°C'de homojenleştirmeden sonra a) 400°C, b) 500°C, c) 600°C, d) 700°C'de temperlenmiş haldeki mikroyapısı.....	68
Şekil 9.7	: 800°C'de 1 saat sonra su verilmiş Grup A döküm malzemeye ait TEM a) aydınlık alan fotoğrafı (X100K), b) elektron difraksiyon paterni (L=100cm, 200kV).....	69
Şekil 9.8	: 800°C'de 1 saat sonra su verilmiş Grup A döküm malzemenin TEM karanlık alan fotoğrafı (X100K).....	69
Şekil 9.9	: 800°C'de 1 saat sonra su verilmiş Grup A döküm malzemenin Mn_5Si_3 partiküllerine ait TEM aydınlık alan fotoğrafı (X25K).....	70
Şekil 9.10	: 800°C'de 1 saat homojenleştirme ardından 400°C'de 1 saat temperlemiş Grup A döküm malzemeye ait TEM aydınlık alan fotoğrafı (X75K).....	71
Şekil 9.11	: 800°C'de 1 saat homojenleştirme ardından 400°C'de 1 saat temperlemiş Grup A döküm malzemenin Mn_5Si_3 partiküllerine ait TEM aydınlık alan fotoğrafı (X150K).....	71
Şekil 9.12	: 800°C'de 1 saat homojenleştirme ardından 500°C'de 1 saat temperlemiş Grup A döküm malzemenin a) Mn_5Si_3 partiküllerine ait TEM aydınlık alan fotoğrafı (X120K), b) α -Fe partiküllerine ait TEM aydınlık alan fotoğrafı (X60K).....	72
Şekil 9.13	: Grup B döküm örneğinin 800°C'de homojenleştirmeden sonra a) 400°C, b) 500°C, c) 600°C, d) 700°C'de temperlenmiş haldeki mikroyapısı.....	73
Şekil 9.14	: 800°C'de 1 saat homojenleştirip sakın havada soğutulan Grup A ve Grup B örneklerin sertliğine temperleme sıcaklığının etkisi.....	74
Şekil 9.15	: Grup A döküm örneğinin 700 °C 'da homojenleştirip sakın havada soğutulduktan sonra a) 250°C, b) 300°C, c) 350°C, d) 400°C, e) 450°C 'de temperlenmiş haldeki mikroyapıları.....	75
Şekil 9.16	: Grup B döküm örneğinin 700 °C 'da homojenleştirip sakın havada soğutulduktan sonra a) 250°C, b) 300°C, c) 350°C, d) 400°C, e) 450°C 'de temperlenmiş haldeki mikroyapıları.....	76
Şekil 9.17	: 700 °C 'da homojenleştirip sakın havada soğutulan Grup A ve Grup B örneklerin sertliğine temperleme sıcaklığının etkisi.....	77
Şekil 9.18	: Grup A döküm örneğinin a) 250°C, b) 300°C, c) 350°C, d) 400°C, e) 450°C'de temperlenmiş haldeki mikroyapıları.....	78
Şekil 9.19	: Grup B döküm örneğinin a) 250°C, b) 300°C, c) 350°C, d) 400°C, e) 450°C'de temperlenmiş haldeki mikroyapıları.....	79

Şekil 9.20	: Grup A ve Grup B örneklerin sertliğine temperleme sıcaklığının etkisi.....	80
Şekil 9.21	: Grup A döküm örneğinin 700 °C 'da (1/2 saat) homojenleştirip sakın havada soğutulduktan sonra a) 700°C, b) 750°C, c) 800°C'da (1/2 saat) havada su verilmiş haldeki mikroyapıları....	81
Şekil 9.22	: Grup B döküm örneğinin 700 °C 'da (1/2 saat) homojenleştirip sakın havada soğutulduktan sonra a) 700°C, b) 750°C, c) 800°C'da (1/2 saat) havada su verilmiş haldeki mikroyapıları....	82
Şekil 9.23	: 700 °C 'da homojenleştirip sakın havada soğutulan Grup A ve Grup B örneklerin sertliğine temperleme sıcaklığının etkisi.....	83
Şekil 9.24	: Grup B döküm örneğinin 400°C ve 470°C'de (1 saat) temperlendikten sonra farklı soğutma hızlarındaki mikroyapıları a) 400°C suda soğutma, b) 400°C fırında soğutma, c) 470°C havada soğutma,d) 470°C' de fırında soğutma.....	84
Şekil 9.25	: Grup A ve Grup B senkromeç-1'lerin mikroyapısı, a) Grup A senkromeç-1 yapısı, b) Grup B senkromeç-1 yapısı.....	85
Şekil 9.26	: Grup A senkromeç-1 örneğinin 740 °C'de (1/2 saat) homojenleştirip sakın havada soğutulduktan sonra a) 740°C, b) 765°C, c) 800°C'da (1/2 saat) havada su verilmiş haldeki mikroyapıları.....	86
Şekil 9.27	: Grup B senkromeç-1 örneğinin 750 °C'de (1h) homojenleştirip sakın havada soğutulduktan sonra a) 700°C, b) 750°C, c) 800°C'da (1 h) havada su verilmiş haldeki mikroyapıları.....	87
Şekil 9.28	: 740°C ve 750°C 'de homojenleştirip sakın havada soğutulan Grup A ve Grup B senkromeç-1 örneğinin sertliğine temperleme sıcaklığının etkisi.....	88
Şekil 9.29	: Grup B senkromeç-1 örneğinin 400 °C'de farklı sürelerde temperlenip sakın havada soğutulduktan sonraki mikroyapıları a) 1 saat, b) 2saat.....	88
Şekil 9.30	: Şekil 8.3'e göre fırının farklı bölgelerinden alınan senkromeç-2 örneklerinin mikroyapıları. Senkromeçlerin fırın içindeki konumları a) 4A, b)5B, c)4B, d)3B.....	90
Şekil 9.31	: Temperleme işlemi uygulanan en sert senkromeçin mikroyapısı a) 400°C'de temperleme, b) 600°C'de temperleme.....	91
Şekil 9.32	: 400°C ve 600°C temperleme sıcaklığının sertliğe etkisi.....	91
Şekil 9.33	: a) Grup A ve b) Grup B senkromeç (refereans) örneklerin mikroyapıları.....	92
Şekil 9.34	: 800°C'de 1 saat homojenleştirip sakın havada soğutulan Grup A ve Grup B örneklerin 400°C, 500°C, 600°C, 700°C 'de temperlenme sıcaklığına bağlı olarak B.A.D değişimi.....	95
Şekil 9.35	: 800°C'de 1 saat homojenleştirip sakın havada soğutulan Grup A ve Grup B örneklerin temperleme sıcaklığına bağlı olarak sertliğin B.A.D üzerindeki etkisi.....	96
Şekil 9.36	: Temperleme süresinin aşınma direncine etkisi.....	96
Şekil 9.37	: Su verme sıcaklığının B.A.D'e etkisi (700°C'de homojenleştirip sakın havada soğutulduktan sonra 800°C'de temperlenmiş halde)..	97

Şekil 9.38	: Grup B döküm çubuklarına uygulanan temperleme ısı işleminin aşınma direncine etkisi (Karşı malzeme olarak 8620 semantasyon çeliği kullanılmıştır).....	98
Şekil 9.39	: Temperleme süresinin aşınma direncine etkisi (Karşı malzeme olarak 8620 semantasyon çeliği kullanılmıştır).....	99
Şekil 9.40	: Su verme sıcaklığının B.A.D'e etkisi (Karşı malzeme olarak 8620 semantasyon çeliği kullanılmıştır).....	99
Şekil 9.41	: Sertliğin B.A.D'e etkisi (M2 kalite takım çeliği).....	100
Şekil 9.42	: Temperleme sıcaklığının B.A.D'e etkisi (M2 kalite takım çeliği).....	101
Şekil 9.43	: Sertliğin aşınma direncine etkisi.....	102
Şekil B.1	: 800°C'de 1 saat homojenleştirmeden sonra a) Döküm, b) 400°C (1 saat), c) 500°C (1 saat), d) 600°C (1 saat), e) 600°C (3 saat), f) 700°C'de (1 saat) temperlenmiş Grup A döküm örneğinin kayma mesafesine göre ağırlık kaybı değişimi grafiği (Karşı malzeme olarak M2 takım çeliği kullanılmıştır).....	108
Şekil B.2	: a) Senkromeç (referans), b) 700°C'de homojenleştirip sakın havada soğutulduktan sonra 800°C'de temperlenmiş Grup A örneğinin kayma mesafesine göre ağırlık kaybı değişimi grafiği (Karşı malzeme olarak M2 takım çeliği kullanılmıştır).....	109
Şekil B.3	: a) Döküm, b) Senkromeç (referans), c) 700°C'de homojenleştirip sakın havada soğutulduktan sonra 800°C'de temperlenmiş Grup A örneğinin kayma mesafesine göre ağırlık kaybı değişimi grafiği (Karşı malzeme olarak 8620 semantasyon çeliği kullanılmıştır).....	110
Şekil B.4	: 800°C'de homojenleştirmeden sonra a) Döküm, b) 400°C, c) 500°C, d) 600°C, e) 700°C'de temperlenmiş Grup B döküm örneğinin kayma mesafesine göre ağırlık kaybı değişimi grafiği (Karşı malzeme olarak M2 takım çeliği kullanılmıştır).....	111
Şekil B.5	: Fırının farklı bölgelerinden alınan Grup B senkromeç-2 örneklerinin kayma mesafesine göre ağırlık kaybı değişimi grafiği a) 4A, b)5B, c)4B, d)3B (Karşı malzeme olarak M2 takım çeliği kullanılmıştır).....	112
Şekil B.6	: a) 400°C ve b) 600°C 'de temperlenen Grup B senkromeç-2 örnekleri, c) Grup B Senkromeç(referans) (Karşı malzeme olarak M2 takım çeliği kullanılmıştır).....	113
Şekil B.7	: a) Döküm, b) 400°C havada soğutulan, c) 400°C suda soğutulan, d) 400°C fırında soğutulan Grup B döküm örneklerinin kayma mesafesine göre ağırlık kaybı değişimi grafiği (Karşı malzeme olarak 8620 semantasyon çeliği kullanılmıştır).....	114
Şekil B.8	: a) 470°C'de fırında soğutulan, b) 470°C'de havada soğutulan, c) 700°C'de homojenleştirip sakın havada soğutulduktan sonra 800°C'de temperlenmiş Grup B döküm örneğinin d) Grup B Senkromeç (referans) örneğinin kayma mesafesine göre ağırlık kaybı değişimi grafiği (Karşı malzeme olarak 8620 semantasyon çeliği kullanılmıştır).....	115

Şekil B.9 : a) Grup B Senkromeç-1, b) 400°C'de (1 saat) havada soğutulan, c) 400°C'de (2 saat) havada soğutulan d) 700°C'de homojenleştirip sakın havada soğutulduktan sonra 800°C'de temperlenmiş Grup B Senkromeç-1 örneğinin kayma mesafesine göre ağırlık kaybı değişimi grafiği (Karşı malzeme olarak 8620 semantasyon çeliği kullanılmıştır)..... 116



SEMBOL LİSTESİ

T	: Sıcaklık
$\beta, \gamma, \delta, \varepsilon$	: Peritektik reaksiyonlara ait ara fazlar
a,c	: Kafes Parametreleri
d	: Düzlemler arası mesafe
HV	: Vickers sertliği
TEM	: Geçirimli elektron mikroskobu
q	: Aşınma hızı
B.A.D	: Bağlı aşınma direnci
A_a	: Görünen temas alanı
W	: Yükleme ağırlığı
K	: Aşınma katsayısı
Q	: Birim mesafe başına hacimsel kayıp

YÜKSEK MUKAVEMETLİ PİRİNÇLERİN MİKROYAPI AŞINMA ÖZELLİKLERİNE ISIL İŞLEMİN ETKİSİ

ÖZET

Yüksek mukavemetli pirinçler, bakır-çinko alaşımlarına alüminyum, silisyum, demir, manganez ve kalay ilave edilerek üretilen $\alpha+\beta$ ve/veya β mikroyapısına sahip pirinçlerdir. Bu alaşım elementleri katı çözelti içine girerek, intermetalik fazlar oluşturarak, alaşımdaki β fazının hacimsel yüzdesini değiştirerek ve mikroyapıyı incelterek mukavemet kazandırır. Bu alaşım elementleri yüksek mukavemet verdikleri kadar iyi yatak özellikleri ve yüksek aşınma direncide sağlarlar. Uygulanan ısıtıl işlemin etkisi, α ve β fazının hacimsel yüzdesine, mikroyapıda fazların dağılımına ve fazlardan sert partiküllerin kolay ayrılmasına bağlı olduğu için yüksek mukavemetli pirinçlerin ısıtıl işlemi komplekstir.

Bu çalışmanın amacı, çeşitli ısıtıl işlem uygulanan farklı kimyasal bileşimlere sahip yüksek mukavemetli pirinçlerde mikroyapı karakterizasyonu yapılarak mekanik ve tribolojik özellikleri ve bunlara etki eden parametrelerin belirlenmesidir. Çalışmada farklı bileşimdeki yüksek mukavemetli pirinç alaşımları döküm, termo-mekanik işlem uygulanmış senkromeç olarak temin edilmiş olup, bu örnekler 7 grup halinde incelenmiştir. İncelenen örneklerde metalografi ve TEM çalışmaları ile mikroyapısal incelemeler yapılmış, mikrosertlik ölçümleri ile sertlikleri belirlenmiş ve disk üzerinde pim aşınma deney düzeneği ile aşınma özellikleri incelenmiştir.

Alaşımlardaki Mn miktarı % 3.2-8.7, Al miktarı % 2.13-4.85, Si miktarı % 0.06-1.72 oranları arasında değişmektedir. İncelenen örneklerden bir grubu Al, Mn, Si içeriği açısından diğerlerinden zengindir. Alaşımlarda alüminyum, silisyum ve manganez miktarı arttıkça tabaka şekilli gri renkli faz oluşmaktadır. TEM çalışmaları ile bu fazın Mn_5Si_3 partikülleri olduğu belirlenmiştir. Alaşımların sertlik değeri artan alüminyum, silisyum ve manganez miktarı ile artmıştır. Alaşımların metal-metal aşınma direnci, β matrisinde optimum oranda α fazı bulunmasıyla elde edilmiş, fakat α ve β fazının artışı metal-metal aşınması direncinin azalmasına sebep olmuştur.

THE INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE AND WEAR PROPERTIES OF SOME HIGH-STRENGTH BRASSES

SUMMARY

High-strength brasses consist of $\alpha+\beta$ or β microstructure are Cu-Zn alloys with additions of alloying elements such as aluminum, silicon, iron, manganese and tin. These alloying elements in brasses may form solid solution, intermetallic phases, or influence the volume fraction of β -phase in the alloy, and gives fine microstructure. The additions may confer good bearing properties and high wear resistance as well as providing high strength. The effect of heat treatment on the wear behavior of high-strength brasses is complex, and depends on the volume fraction, the distribution of phases and presence of intermetallic particles in the microstructure.

The aim of this study was to investigate the influence of chemical properties and heat treatment conditions, on microstructural, mechanical and tribological behaviour of high-strength brasses. The materials used in this study are high-strength brasses with different chemical compositions, and they are grouped as cast and the product named as synchronizing rings and they were investigated in 7 groups. Microstructural investigations of the studied alloys were carried out by the use of metallographic technique and transmission electron microscope (TEM). Microhardness tests were used to determine the hardness of the alloys and pin on disc adhesive wear tests were performed to determine the wear behaviour of the alloys.

Manganese content of the alloys was in the range of 3.2 to 8.7 %, aluminium content was in the range of 2.13 to 4.85 %, silicon content was in the range of 0.06 to 1.72%. A group of the studied alloys contain higher amounts of Al, Mn, Si than the others. As Al, Mn, Si contents of the alloys increases, a grey colored phase in the form of plate is formed in the microstructure. TEM examinations revealed that this phase is Mn_5Si_3 particles. The hardness of the specimens increased with the increasing Al, Si and Mn content. It was finally found that there was an optimum fraction of α phase in the β matrix giving the best adhesive wear resistance.

1.GİRİŞ

1.1. Giriş Ve Amaç

Yüksek mukavemetli pirinçler diğer pirinç alaşımlarından ayrı bir malzeme grubudur. Yüksek mukavemetli pirinçler alaşımlı pirinçlerdir. Cu-Zn alaşımlarının mukavemetini artırmak için bileşenlerine Al, Fe, Mn, Sn ve Ni'de katılır. En önemli üstünlükleri ise dökümlerinin gözeneksiz olması ve dövme parçalara eşdeğer mekanik özelliklerinin olmasıdır. Yüksek mukavemetli pirinçler, büyük supap milleri, kamlar, düşük hızlı ve fazla yük taşıyan yataklar, civata somunları, hidrolik silindir kısımları, yatak gömleği, debriyaj balatası, pompa milleri, vana kapakları, kaynak çubukları ve vites kutularında senkronize halkaları gibi makinanın sürtünmeye maruz kalan kısımlarında yüksek aşınma direnci gerektiren yerlerde kullanılmaktadırlar.

Yukarıda bahsedilen alanlarda kullanılan malzemelerin aşınması maddi zararlara ve iş kayıplarına sebep olmaktadır. Bundan dolayı aşınmaya dayanıklı malzemelerin geliştirilmesi gerekmektedir. Yüksek mukavemetli pirinçler bu amaca en uygun malzeme gruplarından biridir.

Yüksek mukavemetli pirinçlerin yapısında yer alan α ve β fazların hacimsel oranları aşınma ve sürtünme özelliklerini etkiler. Mikroyapıda yer alan α ve β hacimsel oranı daha büyük olursa aşınma o oranda daha yüksek olur. β matrisi içerisinde belli bir oranda α fazına sahip olan yapı yüksek aşınma direnci sağlar.

Yüksek mukavemetli pirinçler 700 N/mm^2 'in üzerindeki çekme mukavemetleriyle ve ayrıca yüksek aşınma direnci ve korozyon dirençlerinden dolayı endüstri için vazgeçilmez bir alaşım ailesidir. Mükemmel aşınma direnci ısıtılma işlem ve uygun alaşım bileşeni ile sağlanır.

Bu çalışmada,yukarıda belirtilen alanlarda yaygın bir şekilde kullanılan yüksek mukavemetli pirinçlere uygulanan ısıl işlemle mikroyapının geliştirilmesi ve dolaylı olarak mekanik ve tribolojik özellikleri ve bunlara etki eden parametreler incelenecektir.



2. BAKIR VE ALAŞIMLARI

2.1. Bakırın Özellikleri

Bakır, mükemmel elektrik iletkenliği nedeniyle elektrik ve elektronik endüstrisinde yaygın olarak kullanılan bir elementtir. Saf bakırın elektrik iletkenliğinin bu sektörde kullanımı için gerekli değeri yaklaşık $56 \text{ m/mm}^2 \Omega$ 'dır. Bakırın bu değeri IACS (International Annealed Copper Standarts) olarak %100'e karşılık gelmektedir. Daha saf bakırlar için bu değer %103'e kadar yükselebilir [1].

Bakır, elektrik ve ısı iletkenliğinin yüksek olması nedeniyle bu endüstrilerde yaygın olarak kullanılır. Elektrik endüstrisinde telgraf ve telefon sistemlerinde tel formunda, radyo ve televizyon sistemlerinde, bina ve cihazlarda, yıldırım ve şimşeklerden korunma sisteminde, hava hatlarında ayrıca su borularında kullanılır. Otoyol, gemi ve demiryolu endüstrilerinde de kullanım alanı vardır. Bununla birlikte, yüksek sıcaklık uygulamalarında ısı değiştiricilerinde de kullanılır.

Gümüş, bakırdan daha iyi iletkenliğe sahip olmasına rağmen bakır kadar ucuz ve mukavemetli olmadığı için pek kullanılmaz. Bu da bakırı elektrik endüstrisinin vazgeçilmez bir elemanı yapar. IEC standartlarında 1 mm^2 kesitte ve 1m uzunluğunda tavllanmış bir bakır telin direnci $0,01724 \Omega$ 'dur. %100 IACS değeri ise bu dirence karşılık gelmektedir. Diğer elementlerin elektrik iletkenliği değerleri, bakırın %100 IACS olan bu değeri baz alınarak sınıflandırılır. Bununla birlikte bakır yumuşak bir malzemedir. Sertliği döküm yapısı için 40HV olup soğuk işlemle 110HV'ye kadar çıkarılır. Bazı metallerin özgül dirençleri aşağıda verilmiştir [1,2,3].

Tablo 2.1 : Bazı metallerin özgül dirençleri [4,5].

100 m boyunda 1 mm ² kesit alanlı metal tel		Özgül Ağırlık	100 m boyunda 1 Ω direncinde metal tel	
Metal	Direnç,Ω		Metal	Ağırlık,kg
Gümüş	1,62	10,5	Sodyum	0,45
Bakır	1,68	8,94	Potasyum	0,60
Altın	2,42	19,3	Kalsiyum	0,71
Aluminyum	2,66	2,70	Aluminyum	0,72
Mağnezyum	4,46	1,74	Mağnezyum	0,77
Kalsiyum	4,60	1,55	Bakır	1,40
Sodyum	4,60	0,97	Gümüş	1,70
Molibden	4,77	10,2	Mangan	3,60
Mangan	5,0	7,2	Çinko	4,28
Rodyum	5,1	12,5	Altın	4,67
Wolfram	5,5	19,3	Molibden	
Çinko	6,0	7,14	Doryum	6,37
Potasyum	7,0	0,86	Kadmiyum	7,70
Kadmiyum	7,5	8,65	Demir	7,70
Demir	9,8	7,8	Wolfram	10,60

Gümüş çok pahalı olması nedeniyle kullanılmadığından en küçük hacimli sargılar ancak bakır kullanılarak gerçekleştirilir. Bakırın en önemli özellikleri aşağıda verilmiştir.

Tablo 2.2 : Bakırın en önemli özellikleri [4,5].

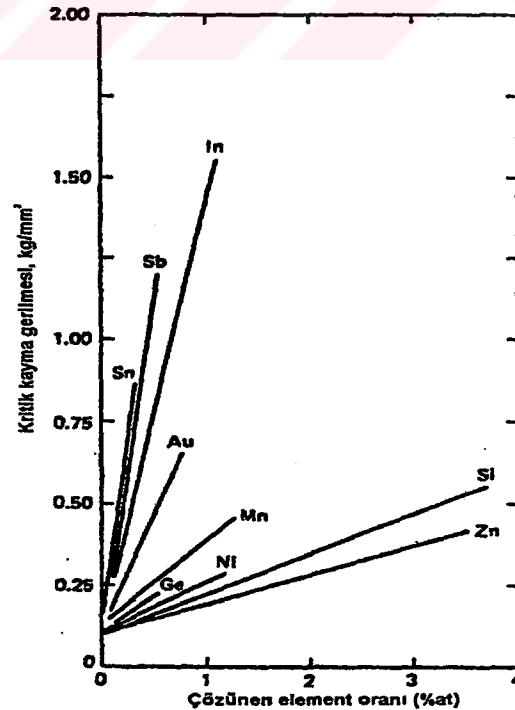
Akma Dayanımı	40-80 MPa
Çekme Dayanımı	200-250 MPa
Sertlik, HV	40
Uzama(Kopma)	%40
Büzülme	%75
Young Modülü, E	12,5×10 ⁴ MPa
Özgül Ağırlık	8,9 gr/cm ³
Ergime Sıcaklığı	1083 °C
Yeniden Kristalleşme Sıcaklığı	100-400 °C
Dövülme Sıcaklığı	800-900°C

Bakır ve çözünen atom arasındaki boyut farkı bakır alaşımlarında mukavemet artışını sağlamak açısından çok önemlidir. Boyut farkının büyük olması, sınırlı çözünürlüğe sebep olmaktadır. Mukavemet artışı için çözünürlüğün yüksek ve boyut farkının az olması gereklidir. Bazı elementlerin, bakır içinde maksimum çözünürlükleri ve yaklaşık atom boyut farkları Tablo 2.3’de verilmiştir. Bunların içinde çinko, en iyi atom boyutu farkı ve çözünürlük kombinasyonuna sahiptir [6].

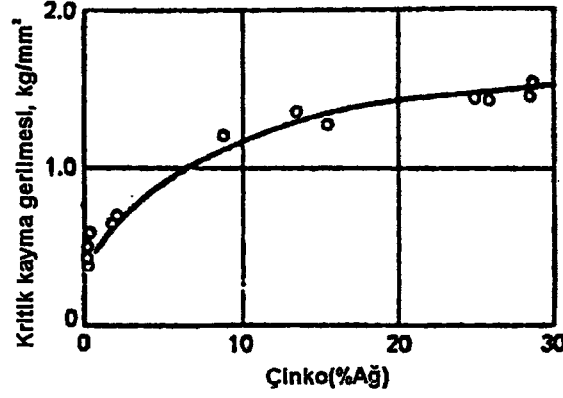
Tablo 2.3 : Çeşitli elementlerin bakır içinde yaklaşık atom çapı boyut farkı ve çözünürlüğü [6].

Element	Yaklaşık atom çapı boyut farkı, % ($d_{Cu}-d_M$)/ d_{Cu}	Bakırda yaklaşık çözünürlük, wt %	Element	Yaklaşık atom çapı boyut farkı, % ($d_{Cu}-d_M$)/ d_{Cu}	Bakırda yaklaşık çözünürlük, wt %
Oksijen	+113	0	Gümüş	-11	8
Berilyum	+14	2	Kadmiyum	-14	3
Aluminyum	-11	9	Kalay	-15	15
Silisyum	+9	5	Antimom	-12	11
Fosfor	+20	2	Altın	-11	100
Nikel	+2	100	Bizmut	-18	0
Çinko	-4	39	Kurşun	-27	0
Arsenik	+2	8			

Bazı elementlerin bakırın kritik kayma gerilmesi üzerindeki etkisi Şekil 2.1'de görülmektedir. Bakırda etkili mukavemet artışı sağlayan bu elementlerin çözünürlükleri genelde düşüktür. Örneğin çözünürlüğü yaklaşık %1 olan indiumun kritik kayma gerilmesi $1,5 \text{ kg/mm}^2$ 'dir. Şekil 2.2'de görüldüğü gibi, bakırın kritik kayma gerilmesi üzerinde çinko, diğer elementler kadar güçlü bir etkiye sahip değildir. Ancak, çözünürlüğün yüksek olması nedeniyle %30 gibi yüksek oranlarda mukavemet artışında önemli rol oynamaktadır. Bu durum şekil 2.2'de görülmektedir.



Şekil 2.1 : Bazı elementlerin bakırın kritik kayma gerilmesine etkisi [6].



Şekil 2.2 : Bakırın kritik kayma gerilmesine çinko içeriğinin etkisi [6].

2.2. Bakır Alaşımlarının Tribolojisi

Bakır esaslı alaşımların geniş bir çoğunluğu doğrudan yatak alaşımı ve ayrıca babet balatası (astarı) için destek malzemesi olarak kullanılır. Bakır sürtünme ısısının hızlı yayılmasına izin veren diğer bir ticari metallere göre en yüksek termal iletkenliğe sahiptir. Bakır ve alaşımları deformasyonla sertleşebilir olmalarına rağmen sıcak ve soğuk işleme maruz kalabilirler.

Tribolojik uygulamalar için kullanılan bakır esaslı alaşımlar; pirinçler, bronzlar, bakır nikel, nikel gümüş ve berilyum bakırı olarak birkaç genel kategoriye göre gruplandırılabilir. Pirinçler ve bronzlar hem yağlı hem de yağsız uygulamalarda genellikle kullanılır ve sinterli bronz veya poroz bronz (birbirine bağlı porozite %10-35 olan) porozları yağla doldurulduğunda kullanılır.

Pirinçler asıl alaşım elementi olarak çinkodan oluşur ve kurşun, kalay, mangan ve silisyum gibi diğer elementlerde katılabilir. Bakır-çinko-kurşun (kurşunlu pirinçler) alaşımları genellikle yatak malzemesi olarak kullanılır. Bronzlar; bakır-kurşun alaşımları (kurşunlu bronzlar), bakır-kalay alaşımları(kalay bronzları), bakır-silisyum alaşımları (silisyum bronzları) ve bakır-alüminyum alaşımları (alüminyum bronzlar) olarak dört ana grupta toplanır:

%25 üzerinde Pb içeren kurşunlu bronzlar (Cu, Pb, Sn) daha yüksek yük taşıma kapasitesine, yorulma dayanımına ve babet alaşımlarından daha iyi sıcaklık kapasitesine sahiptir, fakat aşınma davranışı babet alaşımından daha zayıftır. Artan kurşun miktarı yağlayıcı ihtiyacını karşılar, fakat yorulma dayanımı gibi mukavemeti

de azaltır. Bu alaşımlar ayrıca korozyona hassastır. Korozyon ve darbe direnci artırmak için %10'un üzerinde kalay eklenir. Daha yüksek kurşunlu bronzlar (%70 Cu, %5 Sn, %25Pb) yumuşak şaftlarda kullanılır, fakat sert şaftlar için daha sert bronzlar(daha az kurşun içeren) özellikle daha az yağlama şartları altında kullanılır. Pompalarda, otomotiv ve uçakların içten yanmalı motorlarında ve dizel motorlarda kurşunlu-bronz alaşımları kullanılır.

Kalay bronzları bakır yanında, %9 ila 20 arasında kalay ve genellikle az miktarlarda kurşun (%1'den daha az Pb) içeriğine sahiptirler. Daha düşük kalay konsantrasyonlarında daha iyi darbe direnci kurşun miktarına bağlıdır. Kalay bronzları kurşunlu bronzlardan daha serttir. Sonuç olarak kalay bronzlarının sertliği artırılarak ve yeterli yağlama yapılarak düşük hızlarda ve yüksek yük durumlarında kullanılırlar.

%3 Si ve %97 Cu içeriğine sahip olan silisyum bronzları aşırı yüke ve yüksek sıcaklığa maruz kalan yataklarda kullanılır. Bu malzemelerin yatak özellikleri kalay bronzlarından iyi değildir, fakat korozyon direncinin istendiği yerlerde silisyum bronzları tercih edilir. Silisyum bronzlarına %0.5 fosforun eklenmesiyle, dövmeğe uygun duruma gelirler aynı zamanda bu alaşımlar aşırı yük ve düşük kayma hızlarında aşınmaya karşı çok iyi bir dirence sahiptirler.

Al bronzları (%85 Cu, %4 Fe, %11Al) en yüksek yük taşıma kapasitesine sahip olup diğer bronzlardan daha yüksek sıcaklıklarda(>260°C) çalışırlar, mükemmel darbe direncine sahiptirler ve çok sert yatak(195 BHN) malzemeleridir. Böylece yağlı sert şaftlarda (350-440 BHN) kullanılabilirler. Al bronzları, darbe direncinin istendiği uygulamalar için uygundur. Al bronzları; kok-fırın arabaları için yüksek-sıcaklık yataklarında, büyük yapılarda, yol makinaları endüstrisinde ve hadde-mil yataklarında kullanılır.

Bakır-nikel alaşımları birinci alaşım elementi olarak nikel içerir. Bakır-nikel-çinko alaşımları renklerinden dolayı nikel gümüşü olarak bilinirler. Bakır-nikel alaşımları ve alüminyum bronzları deniz suyu korozyonuna karşı yüksek direnç sağlarlar.

Berilyum-bakır alaşımları bakır esaslı alaşımların bir başka sınıfını oluşturur. Hava ve tuz spreye karşı korozyon direnci, yüksek mukavemet, sertlik ve mükemmel esneklik karakteristiğinden dolayı yaygın olarak kullanılır. İyi elektrik iletkenliğine

sahip olup ayrıca gerilme gevşemesi, yorulma, abrazyon ve korozyona karşı yüksek derecede dirençlidirler. Çökelme ısı işlem uygulanabilir Be-Cu alaşımları, diğer bakır esaslı alaşımlardan daha yüksek yatak yüklerinde ve ısı işlemli çeliklerle kayma temasında kullanılabilir. Örneğin yaşlandırma-sertleştirmeli CA 172(Be-Cu alaşımlarının en sert) 2 GPa yatak akma mukavemetine sahiptir. Wike(1974), gres-yağlı yataklarda M-50 takım çeliği ve 440C çeliğinin yatak şaftına karşı Cu-Be alaşımlarının iyi sonuç verdiğini rapor etmiştir [7].



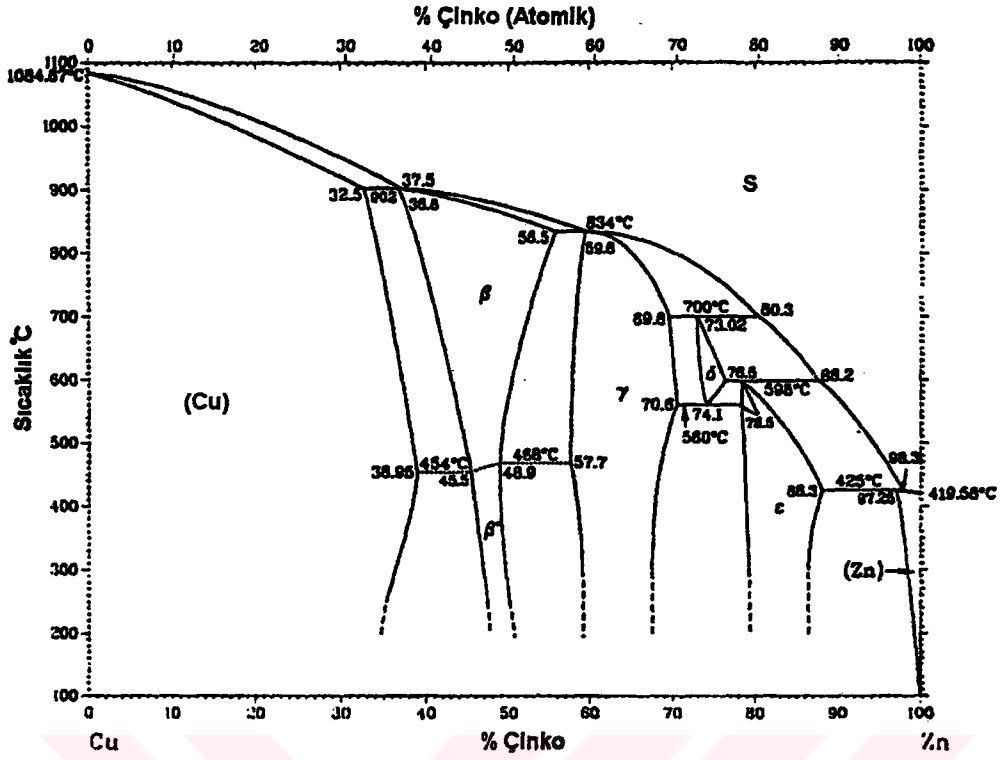
3. PİRİNÇLER

3.1. Cu-Zn Alaşımlarının Tanımı

Pirinç bir bakır ve çinko alaşımıdır. Saf bakır ve çinkonun ergitilmesi ile elde edilir. Şekil 3.1 pirincin bileşimini göstermektedir. Bu bileşim sınırları içine düşen pirinçler, 3 önemli faz bölgesini içerirler alfa, beta ve gama fazlarıdır.

%37' ye kadar çinko içeren bakır-çinko alaşımlarının kristal yapıları yüzey merkezli kübik kafes sistemine sahiptir ve α fazı, bir yüzey merkezli kübik (ymk) yapılı katı çözüldür. α fazı yüzey merkezli kübik kafes yapısına sahip olduğundan dolayı kolay deforme edilerek talaşsız şekillendirilebilir. Çinko içeriği arttıkça mukavemette artar. α fazı bakır içerisinde çinko çözünürlüğünün düşük olduğu faz olup iyi mukavemet ve süneklik özelliklerinin bir arada bulunduğu faz tipidir. Ayrıca korozyona karşı direnci oldukça iyidir.

903 °C'de %32.5 olan çinko çözünürlüğü, 456 °C' de en yüksek değeri olan %39.0'a ulaşır. β fazı ise hmk yapılı bir bileşiktir. Cu-Zn alaşımlarında %32-37 çinko aralığında yapı bir miktar beta fazı içermektedir. Yüzde %37-46 çinko aralığında ise alaşım alfa ve beta fazlarını bir arada bulundurur ve heterojen bir yapıya sahiptir. Bu faz 456°C-486°C sıcaklıkları arasında $\beta \rightarrow \beta'$ ile gösterilen düzenli bir dönüşüme uğrar. Bu dönüşüm sonucu, hmk yapıda rastgele dağılmış olan iki metalin atomları, birim hücrelerin köşelerini Cu ve merkezleri de Zn atomları olacak biçimde düzenlenir. β' fazı β fazından daha sert ve daha gevrekler. $\beta \rightarrow \beta'$ dönüşümü çok hızlıdır. Diğer bir faz ise, gama(γ) fazıdır. γ faz yapısının hiçbir endüstriyel kullanım alanı yoktur. %45 çinkodan sonra γ fazı görülmeye başlar, sıcak ve soğuk işlenebilme özelliği yoktur [4,6].



Şekil 3.1 : Cu-Zn denge diyagramı [6].

3.2. Cu-Zn Alaşımlarının Sınıflandırılması

3.2.1. Yapılarına Göre Pirinçlerin Sınıflandırılması

Cu-Zn alaşımları yapılarına göre sınıflandırmak gerekirse iki tip sınıflandırma yapılabilir.

- Alfa pirinçleri
- Alfa-beta pirinçleri

3.2.1.1. Alfa Pirinçleri

Alfa pirinçleri yapılarında α fazı içerirler. Katılaşma sırasında α pirinçlerin döküm yapıları, yalnızca α değil, aynı zamanda β' fazını da içerirler. β' fazı oda sıcaklığında α fazından daha sert ve gevrekli. α pirinçleri, gerilmeli korozyon kırılmalığının çok sık görüldüğü pirinçlerdir. Bu döküm ve plastik şekil verme sonucu oluşan kalıntı gerilmelerden kaynaklanır. Bu nedenle α pirinçlerine gerilim giderme ısıtma işlemi

uygulanmaktadır. α pirincinin diğerk bir dezavantajı ise çinkosuzlaşma meydana gelmesidir. Bu durum, deniz suyu ya da oksijen ve CO₂ içeren tatlı su ortamlarında alaşımların çözünmesiyle gözlenir. Bu korozyon olayı kalay ya da antimuan katılımları ile azalır [5,8].

Alfa fazı pirinçlerinin mukavemetinin artırılması çinko ilavesi ile mümkündür. Çinko ilavesi ile yapıda beta fazı yüzdesi artmaya başlar.

3.2.1.2. Alfa–Beta Pirinçleri (Muntz Metal)

Bu pirinçler %54 ile %61 arasında bakır içerirler. Cu-Zn denge diyagramında bu bileşimdeki alaşımların yapılarının oda sıcaklığında α ve β' fazlarından oluştuğı görülür. Daha önce de belirtildiğı gibi β' fazı oda sıcaklığında α fazından daha sert ve gevrekler. Bu nedenle $\alpha+\beta$ pirinçlerinin soğuk işlemleri zordur. Yüksek sıcaklıklarda oluşan HMK kristal yapıdaki β fazının plastisitesi yüksek olup, $\alpha+\beta$ pirinçlerine plastik şekil verme genellikle yüksek sıcaklıklarda yapılır [5,8].

Muntz metali (Cu40Zn) olarak bilinen $\alpha+\beta$ pirinçlerindeki β/α oranı alaşımların soğuma hızına bağılı olarak değişmektedir. Hızlı soğutma oranı α fazının çökmesini tamamen engellemekte veya β tane sınırları boyunca çökmektedir.

3.2.2. Özel Uygulamalar İçin Pirinçlerin Sınıflandırılması

3.2.2.1. Yüksek Mukavemetli Pirinçler

Yüksek mukavemetli pirinçler, basit ikili Cu-Zn pirinçlerine çekme mukavemetini artırmak için çeşitli alaşım elementlerinin katılmasıyla elde edilen bakır–çinko alaşımlarıdır. Gerçekte Manganez Bronzu olmamalarına rağmen yıllardır yanlış adlandırılmaktadır. 700 N/mm²'in üzerindeki çekme mukavemetleriyle ve ayrıca yüksek aşınma direnci ve korozyon dirençlerinden dolayı endüstri için vazgeçilmez bir alaşım ailesidir.

Yüksek mukavemetli pirinçler yedi kompozisyon türüne sahiptir. Dekoratif mimari kullanım alanlarından aşınmaya dirençli otomobil iletim parçaları ve madenlerde yüksek mukavemet ve güvenliğin gerektiğı yerlerde kullanılmaktadırlar. Alüminyum

içeren alaşımlar çekici, doğal bir parlak yüzeye sahip olmakla beraber yüzeyde oluşan film ekstra korozyon direnci sağlar.

Yüksek mukavemetli pirinçler Tablo 3.1’de sınıflandırılmaktadırlar.

Tablo 3.1 : Yüksek mukavemetli pirinçler (DIN)

Kompozisyon Bileşimi	İlgili Özellikleri ve Uygulama Alanları	Minimum Çekme Mukavemetleri(n/mm ²)
CuZn40Mn1Pb1AlFeSn	Genel yüksek mukavemetli pirinçler	440
CuZn40Mn1Pb1FeSn	Düşük alüminyum içeriği sayesinde parçaların lehimleme veya pirinç kaynağı ile birleştirilmesi yapılır.	440
CuZn25Al5Fe2Mn2Pb	Yüksek mukavemet ve korozyon direncine sahip olup valf millerinde kullanılırlar..	620
CuZn37Mn3Al2PbSi	Silikon içeriği ekstra aşınma direnci sağlar, vites kutusu parçaları gibi uygulama alanına sahiptirler.	540
CuZn40Mn1Pb1	Mimari parçalar için manganez pirinçleri	390
CuZn35Mn2Al1Fe1C	İyi mukavemet ve korozyon dirençli döküm pirinçler	450(Kum Döküm)
CuZn25Al5Mn4Fe3C	Azalan korozyon direnciyle beraber daha yüksek mukavemetli döküm pirinçler	750(Kum Döküm)

3.2.2.2. Elektrik Uygulamalar İçin Pirinçler

Elektrik bağlantı uçları ve temas noktalarında pirinçler yaygın olarak kullanılmaktadırlar. Yüzeyde oluşan ince oksit film hava ile korunmazsızlık oluşturduğunda temas direnci artmadığı için bu alaşımların elektriksel iletkenliği iyidir. CuZn10, CuZn30, CuZn37, CuNi12Zn24 gibi alaşımlar röle ve temas yayları için şerit formunda, kısmen yüksek sıcaklıklar için dirençli tel ve yaylarda, ara parça(konnektor), ara parça pinleri ve uçlarında kullanılmaktadırlar.

3.2.2.3. Mimari Ve Dekoratif Uygulamalar İçin Pirinçler

Alüminyum ve manganez içerikli pirinçler sergiledikleri iyileştirici ve cazip yüzey filmlerinden dolayı mimari uygulamalar için sıklıkla kullanılır. Manganez pirinç CuZn40Mn1Pb1 oksidasyona uğradığı zaman çikolata renkli bir filme sahiptir ve alüminyum içerikli pirinçler gümüş parlaklığında canlı yeşil bir renge sahiptir. Her iki alaşım tipide üretilen bir çok mimari uygulamalarda gerekli olan karışık kesit şekilleri oluşturabilmesi için mükemmel olarak sıcak işlenebilirler. Diğer çekici renkler yaldızlı metaller (altın kaplamalı), CuZn10 , CuZn15 ve CuZn20 kullanarak elde edilebilir.

Giyisi mücevheratı, dekoratif süsler ve diğer benzer uygulamalar için düşük-çinko içerikli pirinçler ve yaldızlı metaller tavsiye edilir. Bakır içeriğiyle değişen çekici altın rengine sahip olup ayrıca kararmaya karşı dirençlidirler.

Dekoratif amaç için nikel gümüş yaygın olarak kullanılır. Daha düşük nikelli alaşımlarda orijinal gümüş-beyaz renginin hafif sarımtırağa dönüşmesine rağmen ev içinde hiç bir korumaya veya özel bir dikkate gerek yoktur. Açık havada hafif toz halinde yeşil patinaların oluşmasını önlemek için waks(bal mumu) ile parlatma veya cilalamak gerekir.

3.2.2.4. Korozyona Dirençli Pirinçler

Suyun biriktiği belirli ortamlar genellikle saldırgandır, dubleks pirinçten yapılan su bağlantı parçaları çinkosuzlaşma adı verilen bir korozyon türüne uğrayabilir. Bunun sonucu olarak bağlantı parçasının kırılmasına neden olan seçici çinko liçini oluşturur. Çinkosuzlaşmaya dirençli pirinç olarak genellikle CuZn36Pb2As alaşımı kullanılır. Ektrüzyon veya sıcak-zımbalama ile dikkatli bir şekilde kontrol edilen, kompozisyon ve standart çinkosuzlaşma direnç testinin gereklerini karşılamak için uygulanacak ısıtma işlemle bağlantı parçaları, vanalar ve valflerin yapımında bu pirinçler kullanılır.

Naval pirincine az miktarda kalay eklenmesiyle ve admiralty (gemici) pirinci deniz suyunda korozyona dirençlidirler. Naval pirinç %60Cu, %39Zn ve %1Sn'dan oluşur, ayrıca dubleks pirinçlerdir ve bu nedenle daha sert ve daha mukavemetlidir, fakat admiralty pirinçlerden daha az süneklerdir. Admiralty pirinç %71Cu, %28Zn ve %1 Sn'dan oluşup alfa pirinçleri olarak adlandırılır. Bu alaşımların hiç birinin BS EN

Standartlarında doğrudan bir karşılığı yoktur. Naval pirincine en yakın alaşım kurşunlu CuZn38Sn1Pb alaşımıdır. Günümüzde alüminyum pirinçleri CuZn20Al2As deniz servisleri için tüplerin kullanımında admiralty pirinçlerin yerini alır, fakat admiralty pirinç tatlı su içinde kullanılmaktadır. Alüminyum pirinç üzerinde oluşan alümina film, lehimleme sırasında ıslatmayı önler bu yüzden eğer lehimleme gereklyse alüminyumdan eksik alaşımlar seçilmelidir.

Çinkosuzlaşmaya dirençli pirinç ve bazı yüksek mukavemetli pirinçler deniz uygulamalarında da kullanılabilirler.

3.2.2.5. Akışkan Kullanımı İçin Pirinç Tüpler

Genel amaçlar için arsenik 70/30 pirinç CuZn30As tüp kullanılır. Arsenik içeriği çinkosuzlaşmayı önler. Eğer numune sert derin çekmeye veya eğme veya dövmeyle soğuk işleme maruz kaldıysa, gerilme korozyon çatlamasını önlemek için gerilim giderme ısı işlemleri uygulanması tavsiye edilir.

Isı değiştirici olarak arsenik 70/30 pirinç tatlı su servisinde yaygın olarak kullanılır ve otomotiv radyoterleri ve yağ soğutucuları gibi uygulamalar için tercih edilen pirinçlerdir. Admiralty pirincin %1 kalay eklenmesiyle erozyon korozyonuna karşı alaşımın direnci artar ve aslında sülfat kirliliği mevcudiyetinde hem oyuklanma hem de erozyon korozyonuna karşı direnci artar.

Alüminyum pirinçleri hem kondansör hem de ısı değiştirici olarak deniz suyu servisi için en iyisidir. Fosil yakıtlı kondansörler ve dünyadaki nükleer güç istasyonlarında yaygın olarak bu pirinç kullanılır. Optimum performans için yüksek derecede koruyucu ve ısı transferiyle zarar görmemesini sağlayan yüzey filmi oluşturan demir esaslı sülfat soğutma suyuna katılır.

Bazı ulusal spesifikasyonlar, alüminyum pirinçlerinde çinkosuzlaşmayı yavaşlatıcı olarak arseniğin yerine fosfor kullanımına izin verir. Fosfor kullanımı sülfitle kirlenen suda taneler arası korozyon riskini artırır. Bu riskten korunmak için fosfor içeriği 0.0015'in altında olmalıdır.

Alüminyum-nikel-silisyum pirinci, $\text{CuZn}_{13}\text{Al}_{11}\text{Ni}_1\text{Si}_1$, yüksek mukavemete sahip olmakla beraber iyi korozyon direncine sahiptir. Uçak ve traktörlerde hidrolik kısımlarında kullanılır.



4. YÜKSEK MUKAVEMETLİ PİRİNÇLER

Yüksek mukavemetli pirinçler, alaşıma alüminyum, silisyum, demir, manganez ve kalay ilave edilerek meydana getirilen $\alpha+\beta$, β pirinçleridir. Bu alaşım elementleri katı çözeltiliye katıldığında, intermetalik bileşikler oluşturduğundan, alaşımdaki β fazının hacimsel yüzdesini değiştirir ve mikroyapısal incelik sağlanarak mukavemet kazandırır. Yüksek mukavemet verdikleri kadar iyi yatak özellikleri ve yüksek aşınma direnci de verirler. Bu alaşımlar, otomobil endüstrisinde özellikle aşınma için yüksek direncin başlıca gerekli olduğu vites kutularında kullanılır. Manganez bronzları, yüksek mukavemetli pirinçler olarak da kabul edilirler. Manganez bronzları mükemmel mekanik özellikleri ve korozyon dirençleri nedeniyle geniş bir kullanım alanına sahiptir. Manganez bronzlarının bileşenleri; korozyona dirençli olan α pirinçleri, mukavemeti yüksek olan β pirinçleri ve hem mukavemeti hem de korozyon direnci yüksek olan $\alpha+\beta$ pirinçleri olmak üzere üç ana gruba ayrılır[3,4]. Tablo 4.1’de aşınmaya dirençli yüksek mukavemetli pirinçlerin bileşimleri ve uygulanma alanları verilmektedir.

Tablo 4.1 : Yüksek mukavemetli pirinçlerin kimyasal bileşimleri ve uygulanma alanları [9].

ASTM	Cu	Mn	Al	Fe	Pb	Sn	Zn	Ni	Uygulama Alanları
C86100	66-68	2,5-5	4,5-5,5	2-4	Max 0,2	Max0,2	Kalan	Max1	Gemi döküm parçalarında, silah yapımında, yataklarda, yarış teknelerinin pervanelerinde
C86200	60-66	2,5-5	3-4,9	2-4	Max 0,2	Max0,2	22-28	Max1	Gemi döküm parçalarında, vites kutularında, silah yapımında, yataklarda
C86300	60-66	2,5-5	5-7,5	2-4	Max 0,2	Max0,2	22-28	Max1	Yüksek mukavemetli alaşım olarak büyük supap millerinde, vites kutularında, kamlarda, düşük hızlı ve fazla yük taşıyan yataklarda, civata somunlarında, hidrolik silindir kısımlarında
C86400	56-62	Max1,5	Max1,5	Max2	0,5-1,5	Max1,5	Kalan	Max1	Yüksek mukavemetli kolay işlenebilir bronzlar supap millerinde, gemi bağlantı parçalarında, manivela kollarında, dirsekler de, düşük yük vites kutularında
C86500	55-60	Max1,5	0,5-1,5	0,4-2	Max 0,4	Max1	Kalan	Max1	Mukavemet ve tokluk gereken makina parçalarında, manivela kollarında, supap millerinde, vites kutularında
C86700	55-60	1-3,5	1-3	1-3	0,5-1,5	Max1,5	30-38	Max1	Yüksek mukavemetli kolay işlenebilir bronzlar supap millerinde

4.1. Yüksek Mukavemetli Pirinçlerin Özellikleri

4.1.1. Fiziksel Özellikler

Isıl genleşme katsayısı: 20-300 °C aralığı için $11.8 \cdot 10^{-6} \text{m./m.}^\circ\text{K}$. mertebesindedir. Elektrik direnci 20 °C 'de $72 \cdot 10^{-9} \text{ohm.m}$, ısı iletkenlikleri ise 20 °C'de $112 \text{ W/m.}^\circ\text{K}$ civarındadır [9].

4.1.2. Mekanik Özellikler

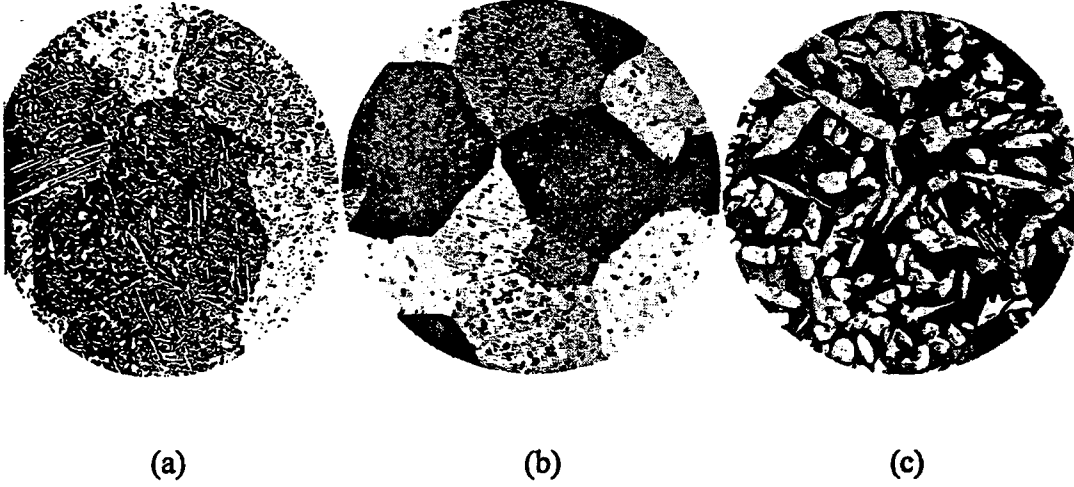
Tablo 4.2'de yüksek mukavemetli pirinçlerin çeşitli mekanik özellikleri verilmektedir.

Tablo 4.2 : Yüksek mukavemetli pirinçlerin mekanik özellikleri [9].

ASTM	Çekme Mukavemeti (MPa)	Akma Mukavemeti (MPa)	Uzama, % (50mm'de)	Sertlik (HB)	Elastik Modül (GPa)
C86100	655	330	20	180	105
C86200	655	330	20	180	105
C86300	820	460	18	225	105
C86400	450	170	20	105	96
C86500	490	195	30	130	105
C86700	585	290	20	155	105

4.1.3. Mikroyapı

Yüksek mukavemetli pirinçlerin üstün aşınma direnci doğrudan mikroyapılarının bir sonucudur. Yüksek mukavemetli pirinçlerin mikroyapısı çinkoca zengin β matrisinde iğnemi yapıda α katı çözeltileri ile demirce zengin siyah çökeltilerden oluşmaktadır (Şekil 4.1) [10].



Şekil 4.1 : a) β fazı matrisi içerisinde küçük iğnemsî α katı çözültisi ve demirce zengin siyah çökeltiler içeren, b) daha az α katı çözültisi içeren ,c) çinkoca zengin fakat Al, Mn ve Fe içeriği bakımından daha düşük olması nedeniyle daha büyük iğnemsî α fazı bulunan yüksek mukavemetli pirinçlerin mikroyapısı [10].

4.2. Yüksek Mukavemetli Pirinçlere Etki Eden Parametreler

Yüksek mukavemetli pirinç yapılarının oluşumunda etkili olan parametreler; pirinç alaşımının içermiş olduğu çinko yüzde miktarı, alaşım içerisinde bakır ve çinko elementlerinin dışında mevcut olan alaşım elementleridir.

4.2.1. Alaşım Elementlerinin Özelliklere Etkisi

Bu bölümde Cu-Zn alaşımlarının mekanik ve mikroyapı özelliklerine alaşım elementlerinin etkisinden söz edilmiştir.

4.2.1.1. Çinko

%5-40 arasında değişen oranlarda pirinçlerin temel alaşım elementidir. Çinko, pirincin mukavemetini artırır. Kalay bronzlarında %5'e kadar kullanılır. Alaşımların çoğunda çinko çok zararlı bir empürite değildir. Fakat yatac bronzlarında genellikle, %5'in altında tutulur; fazlası, yatak özelliklerini bozar [5,11]. Bakır her oranda çinko ile alaşım yapabilmektedir. Bu durum Şekil 3.1'deki Cu-Zn ikili diyagramında görülmektedir. Diyagramdaki 5 peritektik reaksiyondan 4'ü (β , γ , δ , ϵ) ara fazlardır. δ fazının katı erilik aralığı diğer fazlardan daha dardır [12]. Çinko mukavemet ve

tokluğu artıran bir element olup alaşımın matris yapısını belirler. Çinko miktarı % 15'den daha az ise istenen mukavemet elde edilemez. α fazı, yüksek sıcaklık mukavemet iyileşmesini sağlar. Çinko miktarı %25'i aştığı zaman β fazı ortaya çıkar ve daha düşük yüksek sıcaklık mukavemeti ve korozyon direnci elde edilir [13].

4.2.1.2. Manganez

Yüksek mukavemetli pirinçlerde mukavemeti artırmak için kullanılır. Manganez, Fe ve Al ile metaller arası bileşikler oluşturarak sert bileşikler meydana getirir. Empürite olarak çok zararlı değildir. Manganez aynı zamanda, bir dereceye kadar, deoksidan olarak da kullanılmaktadır [5,11]. Manganez matrisin mekanik özelliklerini iyileştirebilen ve aşınma direncinin istendiği yerlerde intermetalik bileşik(Mn, Si, Fe, Co) kristalizasyonu sağlayan bir elementtir. Mn içeriği %1'den daha az olduğu zaman intermetalik bileşik kristallerin oluşumu azalır. Diğer yandan Mn içeriği %5'i aşarsa alaşımın tokluğu azalır [13,14].

4.2.1.3. Alüminyum

Bakır içinde %9,5 çözünebilir. Alüminyum, alüminyum bronzlarında temel alaşım elementi olup yüksek mukavemetli pirinçlerde (Manganez bronzları) mukavemet yükseltici alaşım elementi olarak da kullanılır. Empürite olarak alaşımda bulunursa, özellikle yüksek kurşunlu bronzlarda çok zararlıdır, döküm ve katılaşma esnasında problemlere yol açar. Alüminyumun çinko eşdeğerinin yüksek olması nedeniyle, az miktarları bile kırılgan β ve γ fazlarını oluşturur [5,11]. Alüminyum çinko ile senkromeç halkalarının yüzeylerinde Al_2O_3 esaslı oksit film tabakası oluşturur ve bu oksit tabakası birbiriyle temas eden yüzeylerde iyi bir uyuşma sağlar [14].

4.2.1.4. Demir

Alüminyum bronzları ve yüksek mukavemetli pirinçlerde mukavemeti artırmak için katılır. Alüminyum bronzları ve yüksek mukavemetli pirinçlerde çok sert bileşikler oluşturarak alaşıma aşınma direnci sağlar. Empürite olarak bulunması pek istenmez, işlenebilirliği bozar [5,11]. Kurşunun üniform dağılımı tane özellikleriyle büyük bir şekilde etkilenir ve ince taneli bir yapıya sahip olması istenir. Hem Fe hem de Co ince taneli yapı meydana getirir ve kurşunun üniform dağılmasını sağlar. Fe içeriği

%0,01'den daha az olursa ince taneli bir yapı elde etmek zordur. Eğer Fe içeriği %6'ı aşarsa alaşımanın tokluğu azalır [13,14].

4.2.1.5. Kalay

Bronzları oluşturmak için bakıra %5-20 arasında katılır. Kalay bakırı sertleştirir ve mukavemetini artırır; aşınma direncini ve korozyon direncini yükseltir. Yüksek mukavemetli pirinç dışında, kalay empurite olarak zararlı değildir; yüksek mukavemetli pirinçlere en fazla %0,2 Sn katılır [5,11]. Sn özellikle adhesiv aşınmayı önlemede etkilidir [14]. Ayrıca Sn α fazı dendrit yapısının oluşmasını sağlar ve korozyon direncini iyileştirir [13].

4.2.1.6. Silisyum

Yüksek mukavemet, tokluk ve aşınma direnci olan Cu-Si alaşımlarında kullanılır. Kurşunlu bronzlarda empurite olarak zararlıdır [5,11]. Silisyum; Mn, Fe ve Co ile intermetalik bileşik oluşturması için gerekli olan bir elementtir. Si içeriğinin %0,3'den küçük olması halinde intermetalik bileşik oluşma ihtimali azalır [13].

4.2.1.7. Kurşun

Otomotiv sanayiinde kullanılan yataklar ile tarım ve uçak sanayiinde kullanılan dişli pompaları için %35 Pb-Cu alaşımları kullanılır. Bunun dışında düşük oranlarda (~%1,5 Pb) ilave edilen Pb mukavemeti etkilemeden işlenebilirliği artırır. Kalay içeren alaşımlarda ise sürtünmeyi azaltıcı etkisi vardır [5,11]. Kurşun içeriğinin %5'den daha az olması halinde yüksek sıcaklık, yüksek hız ve yüksek yük kayma şartları altında beklenen etki olmaz [13].

4.2.1.8. Nikel

Bronzlara tane küçültücü ve tokluğu artırıcı alaşım elementi olarak katılır. Nikelli pirinçlerde %15'e kadar kalayın yerini alabilir. Mukavemet ve korozyon direncini artırır [5,11].

4.2.1.9. Fosfor

Bakır ve alaşımlarına deoksidasyon amacıyla katılır. Bronzlara sertliği artırmak amacıyla, deoksidasyon için gerekli miktarlardan daha fazla fosfor katılır [5,11].

4.2.1.10. Berilyum

Bakırla yaşlanabilir alaşımlar yapar. Yaşlandırılmış Cu-Be alaşımları bilinen en yüksek mukavemetli alaşımlardır. Plastikler için kalıp, elektrik kaynağı elektrotları gibi yerlerde kullanılır. Akışkanlığı artırıcı, iletkenliği düşürücü etkisi vardır [5,11].

4.2.1.11. Krom

Çökelme sertleşmeli Cu-Cr alaşımlarının temel alaşım elementidir. Isıl işlem sonucunda mükemmel mekanik özellikler kazanırlar.

4.2.2. Eşdeğer Çinko Miktarı

Pirinçlerin bileşimine katılan alaşım elementlerinden Ni hariç diğer alaşım elementlerinin yapıdaki etkisi çinkoyu artırma şeklindedir. Bu çinko eşdeğeri ya da eşdeğerlik katsayısı olarak adlandırılır ve değeri değişik elementler için Tablo 4.3’de verilmiştir [5,8,15].

Tablo 4.3 : Değişik elementler için çinko eşdeğeri [5].

%1 Element	Si	Al	Sn	Mg	Pb	Fe	Mn	Co	Ni
%Zn Eşdeğeri	10	6	2	2	0,6	2	0,5	0,8	-1,2

5. BAKIR VE BAKIR-ÇİNKO ALAŞIMLARINA UYGULANILAN ISIL İŞLEMLER

İyi proses kontrolü sağlamak için bütün ısıtım işlem operasyonlarıyla üretim tekniklerinde dikkatli olmak gerekir. Sıcaklık ve işlem süresi, yığılma büyüklüğüne, metal bileşimine, soğuk işlem miktarına, fırın karakteristiğine ve sıcaklık ölçüm tekniğine bağlı olarak değişir. Bakır alaşımlarına uygulanan ısıtım işlemler aşağıda açıklanmıştır.

5.1. Bakır Alaşımlarına Uygulanılan Isıl İşlemler

5.1.1. Tavlama

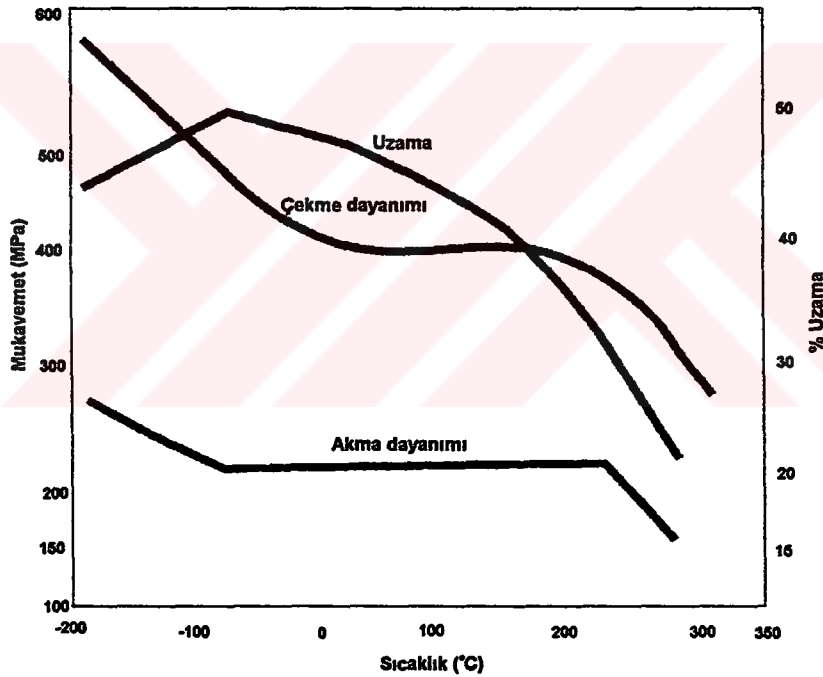
Tavlama işlemi sertliği azaltan sünekliği ve tokluğu artıran bir ısıtım işlemidir. Tavlama işlemi ısıtma, bekletme ve soğutma olmak üzere üç kademede oluşmaktadır. Tavlama işlemi sırasında yeniden kristalleşme de meydana gelmektedir. Bakır ve pirinç alaşımları için tane boyutu yeniden kristalleşme tavlama sürecinin standart ölçütüdür. Belli bir tane boyutu elde etmek için her zaman geçerli bir zaman sıcaklık kombinasyonunu elde etmek zordur.

Tavlamadan önceki soğuk işlem miktarının artması yeniden kristalleşme sıcaklığını düşürmektedir. Daha küçük ön deformasyon miktarı tavlama sonrası daha büyük tane boyutu meydana getirir. Bakır alaşımları çoğunlukla tedricen düşük sıcaklıklarda en az %35 ve uygun olduğu yerlerde %50-60 soğuk deformasyon oranları ile tavlamlar. Birbirini izleyen tavlarda tane boyutu yaklaşık olarak istenen tane büyüklüğüne kadar deformasyon kademeli olarak azaltılmalıdır. Böyle bir sıralı tavlama ve yeterli ara deformasyonlar ile üniform son tane boyutu elde edilir [16].

Soğuk işlem görmüş pirinç, devamlı olarak ısıtıldığı zaman yaklaşık 250°C’de ilk oluşan etkiyle iç gerilme giderilir. Bu da gerilme-korozyon çatlamasını önler ayrıca

işlem sırasında oluşan distorsiyon miktarını azaltır. 1/2-1 saat sürelerde uygulanan bu düşük sıcaklık ısıtma işlemi gerilim-giderme tavlama olarak adlandırılır ve malzemenin mekanik özelliklerine çok az bir ölçülebilir etkisi vardır.

Sıcaklık artırıldığında yaklaşık 400°C’de oldukça temel bir değişme meydana gelir ve bu sıcaklığın üzerinde süreye bağlı olarak yumuşama veya tavlama başlar. Yaklaşık 500°C’de, soğuk işlem sonucu oluşan mukavemet etkisi azalır ve bu sıcaklıkta tamamen tavlama şartı oluşur. Pirinç yüzeyinde çinkonun buharlaşabilmesi yüzünden kontrollü fırın atmosferinin kullanımıyla bir yığın fırınında tavlama kolay değildir [17]. Parçalar 400°C’ye maruz kalacaksa mukavemet hesapları, tavlama şartındaki malzemenin özellikleri dikkate alınarak yapılmalıdır. CuZn39 pirincinin özelliklerine sıcaklığın etkisi Şekil 5.1’de görülmektedir.



Şekil 5.1: CuZn39 pirincinin özelliklerine sıcaklığın etkisi [17].

5.1.1.1. Tam Tavlama

Tamamen yumuşatmak için çoğu pirinçler 500-550°C sıcaklığında 1/2-1 saat ısıtılır ardından ya havada ya da özellikle alfa pirinçleri için aşırı tane büyümesini önlemek için suda soğutulur. Oldukça daha kısa süreler için daha yüksek sıcaklıklarda şok

tavlama gerçekleştirilir, fakat aşırı tane büyümesini önlemek için dikkatli olmak gerekir.

Koruyucu atmosfer kullanımı oksidasyonu azaltır. Azot ve su buharınca zengin bir atmosfer oluşturmak için kısmen yanmış amonyum kullanılır. Çinko buharlaşabileceği için aşırı ısıtmadan sakınılmalıdır.

5.1.2. Gerilim Giderme

Özellikleri kaybetmeksizin iç gerilmeleri azaltmak için parça boyutuna bağlı olarak 1/2-1 saat 250-300°C'de düşük sıcaklık tavlama uygulanır. Bakır alaşımlarının soğuk işleme üretimi sırasında plastik deformasyon sebebiyle mukavemet ve sertlik artmaktadır. Plastik deformasyon malzeme içinde kalıntı gerilmeler oluşmasına sebep olur ki %15 veya daha fazla çinko içeren pirinçlerde sık sık görülür. Gerilim giderme ısıtma işlemi tavlama sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda gerçekleştirildiği için sertlikte düşme meydana gelmez. Bazı dövme bakır alaşımlarının gerilim giderme sıcaklıkları Tablo 5.1'de verilmiştir [9,16].

Tablo 5.1 : Bazı dövme bakır alaşımlarının gerilim giderme sıcaklıkları [9].

Alaşım Cinsi	ASTM No	Gerilim Giderme Sıcaklığı
Ticari Bronz (90Cu-10Zn)	C22000	205
Kızıl Pirinç	C23000	230
Sarı Pirinç	C27000	260
Fosfor Bronzu	C51000	190
Bakır-Nikel	C71500	245

Isıl gerilim gidermenin diğer bir faydası da soğuk işlenmiş parçaların boyutsal kararlılığıdır. Aynı zamanda kaynaklı veya soğuk işlenmiş yapıların gerilim

giderilmesi tavsiye edilir. Bu yapılar için gerilim giderme sıcaklığı 85-100°C arasında değişir. Daha yüksek sıcaklıklar aynı alaşımın hadde ürünleri için kullanılır.

5.1.3. Homojenleştirme

Sıcak veya soğuk işleme tabi tutulacak döküm metalde segregasyonu ortadan kaldırmak veya azaltmak amacıyla yüksek sıcaklık ve nispeten uzun sürelerde uygulanır. Difüzyon ve homojenleştirme, kalay bronzlarında, silisyum bronzlarında ve bakır-nikel alaşımlarında, çoğu bakır alaşımlarında olduğundan daha yavaş ve zordur. Bundan dolayı bu alaşımlar çoğunlukla sıcak ve soğuk işlemiden önce daha uzun süreli homojenleştirme ısı işlemine tabi tutulurlar [16].

Homojenleştirme işlemi için gerekli zaman ve sıcaklık, alaşıma, döküm tane boyutuna ve homojenizasyon derecesine bağlı olarak değişir. Süre genellikle 3-10 saat arasında değişmektedir ve sıcaklık ise tavlama sıcaklığının üzerindedir.

5.1.4. Dönüşüm Sertleşmesi

Belirli alaşımların daha sert ve mukavemetli bir faza dönüşümünü sağlayarak mukavemetini artırmak amacıyla yapılır. İki fazlı alüminyum ve manganez bronzlarına, süneklikten fazlaca fedakarlık etmeden mukavemetini artırmak için su verme ve temperleme işlemleri uygulanır.

5.1.5. Çözeltiye Alma Ve Çökelme Sertleşmesi

Bakır alaşımlarında soğuk işlemle elde edilen seviyelerden daha fazla mukavemet artışı sağlamak için yapılır. Bakır alaşımları içinde nikel, kobalt ve krom içeren berilyum bakırları, bakır krom alaşımları, bakır nikel silisyum alaşımları, bakır nikel fosfor alaşımları çökelme sertleşmesi uygulanabilecek alaşımlardır [16].

5.2. Bakır-Çinko Alaşımlarına Uygulanan Isıl İşlemler

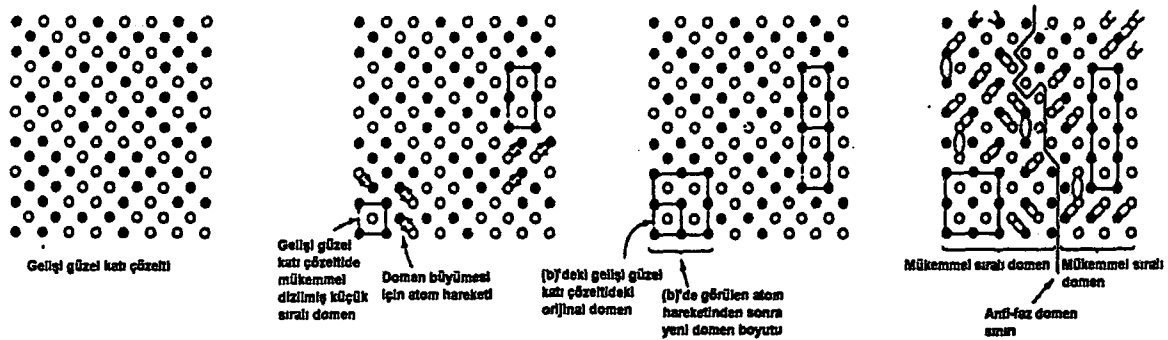
Çökelti sertleştirmedeki iki fazlı yapıların geliştirilmesinden farklı olarak bazı demir dışı alaşımlarda (örneğin yüksek çinkolu Cu-Zn alaşımları) istenen yapı, karşılaştırılabilir miktarda iki fazın karışımından oluşur. Her birinin morfolojisi ve miktarı, kullanılan yüksek sıcaklığın kontrolü ve bu sıcaklıktan soğutma hızının

kontrolü ile değiştirilir. Tercih edilen mikroyapı tamamen karmaşık ve gerekli işlem farklı sistemler için oldukça farklıdır, öyleki her prensip için geçerli sistematik ısıtıl işlem belirlemek zordur [6,16].

Cu-Zn sistemlerinde %40 Zn içeren alaşımlar ticari alaşımlardır (örneğin Muntz metal ve naval). Alaşım Cu-Zn faz diyagramında (Şekil 3.1) α ve β faz kararlılığı bölgesinde bulunur. β fazı hacim merkezli kübiktir, bakır ve çinko atomları latis üzerinde rastgele yerleşmiştir [16].

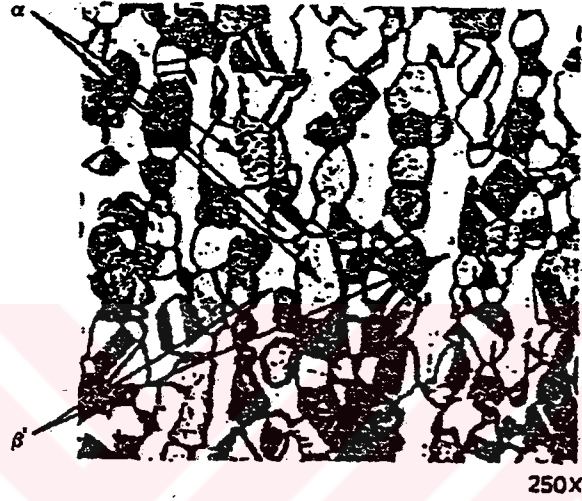
Cu-Zn faz diyagramında kesikli çizginin altındaki sıcaklığa soğutulduğunda (yaklaşık 450°C, veya 840°F), bakır ve çinko atomları latis üzerinde özel pozisyonlara gider, düzenli yapı veya süper latis oluşturur. Bu faz β' olarak gösterilir(Şekil 3.1). Bileşimde %50 çinko varsa, o zaman düzenli yapı merkezde çinko atomları köşelerde bakır atomları (veya tersi) bulunan hacim merkezli kübiktir.

Bu temel latisin düzensiz matristen düzenli yapıyı oluşturması, atom pozisyonlarının (boşluk mekanizması yardımı ile) düzenli yapıya doğru bölgesel yer değişimini kapsar. Bu proses şematik olarak Şekil 5.2 'de gösterilir. Düzenli β' bölgesinin düzenlenmesinde rol alan, β/β' ara yüzeyindeki atomlar tarafından düzenli bölgenin büyüdüğü görülebilir. Birbirlerine komşu bölgelerden iki ara yüzey karşılaştığı zaman atomların düzeni bozulur. Bu ara yüzeye antifaz sınırı denir ve etrafı çevrilmiş bölgeler domen olarak adlandırılır. β' düzenli yapının özellikleri domenler içindeki atomların düzenlilik derecesine ve domen boyutuna bağlıdır, bunların her ikisi de β ve β' oluşumunda yer alan sıcaklık ve zamana bağlıdır [16].



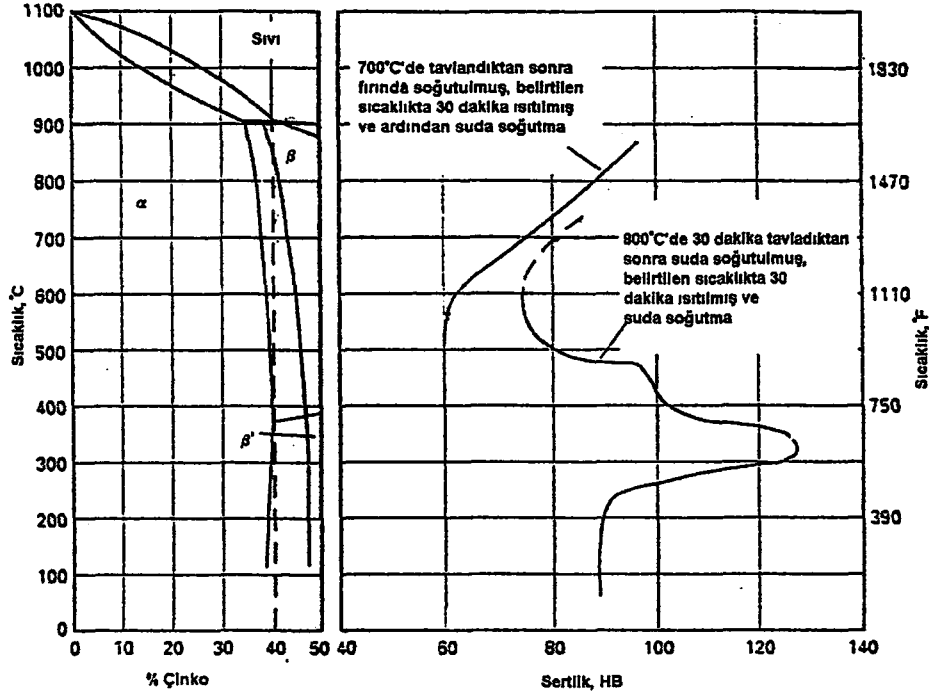
Şekil 5.2 : Cu- Zn alaşımlarında düzensiz β 'dan düzenli β' 'ne dönüşümü gösteren şematik mekanizma [16].

β' formundaki bu alaşımlar ticari kullanım için uygun değildir, çünkü bu yapı gevrektrir. Bununla birlikte, içinde β' fazı olmayan sünek α fazı içeren alaşımlar kullanışlıdır. Cu-40Zn alaşımı bütün yapı β olsun diye yüksek sıcaklıklarda ısıtılma tabi tutulur. Düşük sıcaklıklarda geliştirilen yapı ısıtılma bağılıdır, çünkü bu α fazının oluşumunu ve çökmesini kontrol eder. Alaşım 800 °C' de (1470 °F) yavaşça soğutulursa, faz diyagramı (Şekil 3.1) 25 °C' de alaşımın eşit miktarlarda α ve β' fazlarından oluşacağını gösterir. Şekil 5.3 tipik bir mikroyapı gösterir.



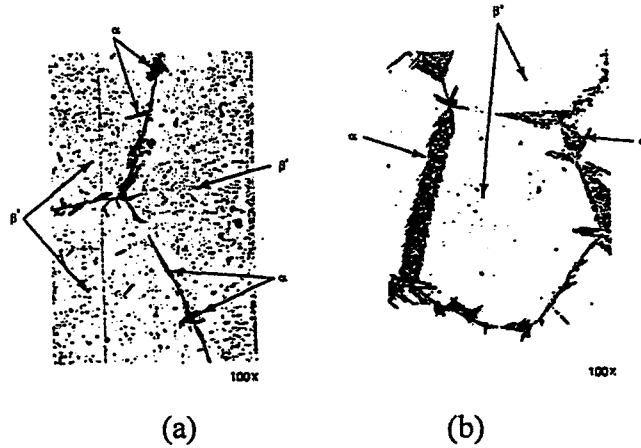
Şekil 5.3 : Tavlanmış Cu-40Zn alaşımının tipik mikroyapısı (250x). Açık beyaz renkli bölgeler β' , ve tavlama ikizlerini gösteren koyu gri renkli bölgeler α 'dır [16].

Şekil 5.4'deki eğrilerden biri β' miktarının sertliği etkilediğini gösterir. Alaşım, çoğunlukla β nın yer aldığı 700 °C (1290 °F) sıcaklığından 25 °C' ye yavaşça soğutulur, sonra 30 dakika herhangi bir sıcaklığa tekrar ısıtılır, ardından hızlıca soğutulur. 800°C' ye ısıtıldığında yapı tamamen β ve hızlı soğutmada biraz α oluşur. Bununla birlikte, β , β' şeklinde düzen alır. Yapı 90 HB civarında sertlik verir. Düşük sıcaklığa 30 dakika yeniden ısıtma (25 °C ile 500 °C veya 77 ile 930°F) orijinal olarak yavaş soğutulmuş yapıyı etkilemek için yeterli değildir ve sertlik sabit kalır. Bu sıcaklık aralığında yapı yaklaşık olarak eşit miktarlarda α ve β' den oluşur. Bununla birlikte, sıcaklık 500 °C' den artarken, 30 dakika α ve β oluşması için yeterli zamandır. Bu yüzden, sıcaklık artarken, 25°C' ye hızlıca soğutulması ile β' nün artan miktarını veren sıcaklıkta β nın arttığı ve α 'nın azaldığı görülür, ve sonuçta sertlikte artış meydana gelir [16].



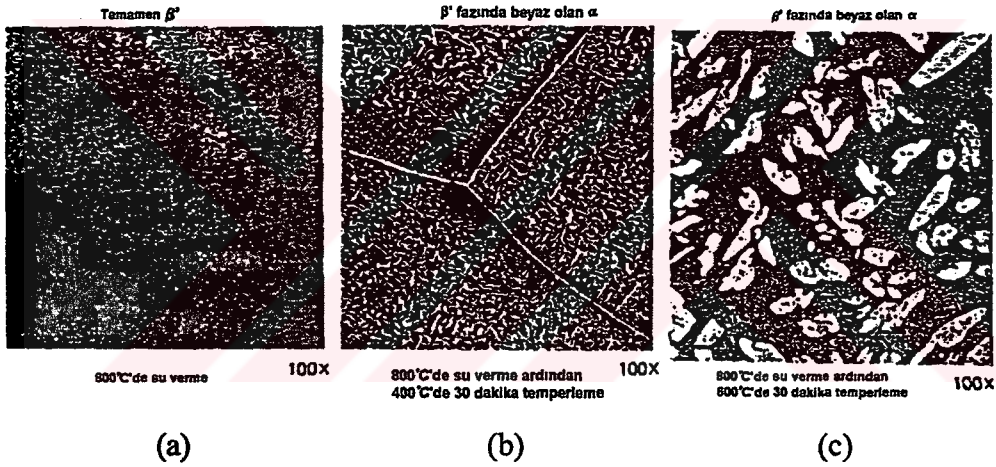
Şekil 5.4 : 25°C' de Cu-40Zn alaışımının sertliğine ısıtılmanın etkisi [16].

750 °C (1380 °F) civarında yeterli bekleme süresinden (örneğin 30 dakika) sonra Cu-40Zn alaışımı hızlıca 25 °C' ye soğutulursa temel olarak tam bir β' yapısı oluşur. Biraz α , β' tane sınırlarında oluşur ve morfolojisi soğutma hızına bağlı olarak değişir. Genellikle α tane sınırlarından ortaya çıkan iğnesel morfolojide oluşur. Şekil 5.5'de iki örnek gösterilmiştir[6,16].



Şekil 5.5 : β bölgesinden oda sıcaklığına hızlıca soğutulan Cu-40Zn alaışımının tipik mikroyapısı. Çok hızlı soğutmak α 'nın oluşumunu engellemiştir. a) 825°C' den buzlu suya atılan Cu-40Zn alaışımı, b) Su verilmiş muntz metal [6,16].

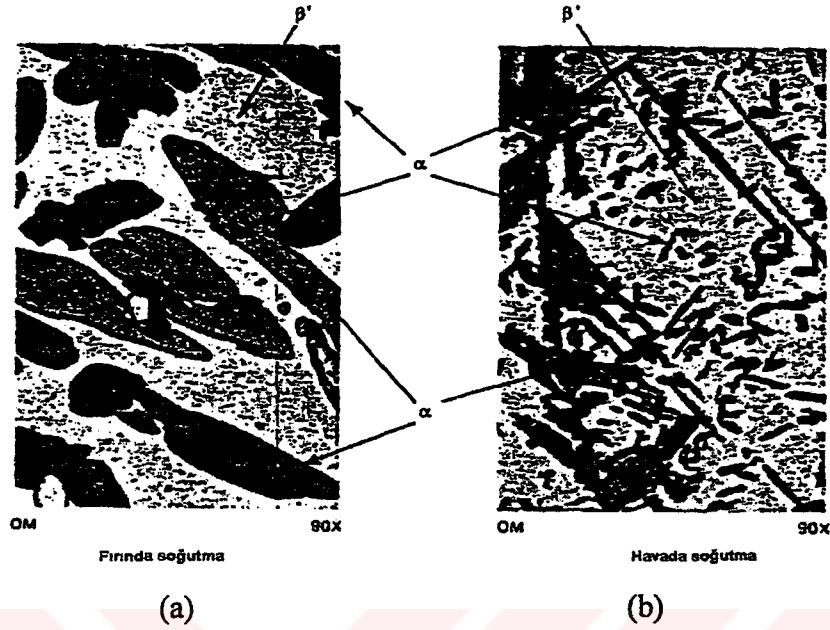
Orta sıcaklıkta oluşan α 'nın morfolojisi, tam ısıl işleme bağlı olarak değişecektir. Ayrıca yeniden ısıtma düzenli yapıdaki değişikliği etkileyecektir. Her iki değişiklik, özellikleri etkiler ve sertlik ısıl işlemle önemli bir şekilde artırılabilir. Şekil 5.4'de, başlangıçta 800°C'de (1470 °F) suya verme ısıl işlemini takiben 30 dakika yeniden ısıtmadan sonra Cu-40Zn alaşımı için sertlik verisi görülür. 300°C civarındaki ısıl işlemle elde edilen maksimum sertlik, düzenli β' fazındaki biraz değişiklik ve ince α çökeltilerinin oluşması ile meydana gelir. Böyle bir ısıl işlemle elde edilen mikro yapı Cu-42Zn için Şekil 5.6'da gösterilir. Bu alaşımda çinko içeriği β' 'dan hızlıca soğutma durumunda α fazının oluşumunu engelleyecek kadar yüksektir, yapı 25 °C' de yalnızca β' fazını içerir. 400 °C' de 30 dakika yeniden ısıtma β' tane sınırı üzerinde ince α çökmesini sağlar (Şekil 5.6). Yüksek sıcaklıklarda (600 °C veya 1110 °F) 30 dakika yeniden ısıtma kaba α tanelerini oluşturur (Şekil 5.6 c) [6,16].



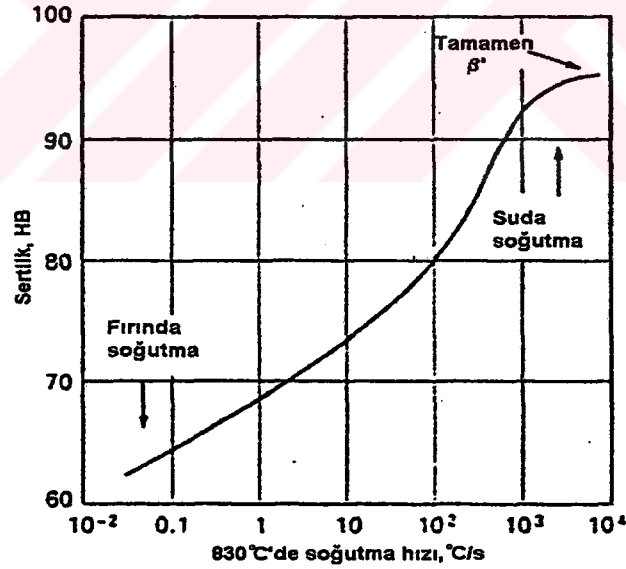
Şekil 5.6 : β bölgesinden suya verilen sonra α çökeltilerini oluşturmak için yeniden ısıtılan Cu-42Zn'nin mikroyapısı. Daha yüksek yeniden ısıtma sıcaklığı daha kalın yapıyı verir ve bu yüzden malzeme yumuşar [6,16].

α bölgesinden soğutma hızı oldukça düşük ise, çekirdeklenme hızının yavaş olduğu yüksek sıcaklıkta α çekirdekler ve α fazı göreceli olarak çok büyür. Bu oldukça kaba taneli yapı verir (Şekil 5.7 a). Soğutma hızı artarken çekirdek oluşum hızı da artar, fakat her bir α fazı büyümesinin devam etmesi için gerekli sıcaklık çok düşmeden önce daha fazla büyümenin gerçekleşmesi için yeterli zamana sahip değildir (Şekil 5.7 b). Bu ince yapının oluşmasını sağlar ve mukavemeti artırır. Sonuç olarak, soğutma hızı α fazı oluşumunu önlemek için yeterli seviyede olur, 25

$^{\circ}\text{C}$ ' de kararsız β' yapısını verir. Şekil 5.8 , sertlik üzerindeki soğutma hızının etkisini gösterir [6,16].



Şekil 5.7 : 700°C (β bölgesin)'den soğutmadan sonra Cu-43Zn alaışımının mikroyapısı. α kristal yapısına soğutma hızının etkisini gösterir.(a) fırında soğutma, (b) havada soğutma [6,16].



Şekil 5.8 : Cu-40Zn alaışımının sertliğine β bölgesinden soğutma hızının etkisi [6,16].

6. YÜKSEK MUKAVEMETLİ PİRİNÇLERDE ISIL İŞLEMİN MİKROYAPI, SERTLİĞE VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

Bu bölümde bakır-çinko esaslı alaşımların mikroyapı ve sertlik üzerine ısıtılmanın etkisi hakkında literatürde mevcut bazı çalışmalarda elde edilen sonuçlar verilmiştir.

Manganez ve silisyum içeren yüksek mukavemetli pirinçlerin ısıtılma mikroyapılarındaki gelişmeleri 1989 yılında Y.S.Sun, G.W. Lorimer ve N. Ridley tarafından yapılan bir çalışmada araştırılmıştır [18]. Bu çalışmada, Y.S.Sun ve arkadaşları, Tablo 6.1’de bileşimi verilen 750 °C’de ekstrüze edilmiş Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 3’ün mikroyapısını, ekstrüze numunelerini tekrar eritip döküm mikroyapısını, döküm numunelerin tavlama sonrasındaki mikroyapısını ve en son olarak ısıtılma uğratılmış döküm numunelerin mikroyapısını incelemişlerdir.

Tablo 6.1 : İncelenen bakır ve alaşımların bileşimleri (% Ağırlık).

Alaşım Kodu	Cu	Sn	Pb	Fe	Al	Mn	Ni	Si	Zn	Referans No
Alaşım 1	58,85	0,11	0,20	0,18	1,60	3,12	-	1,06	35,84	[18]
Alaşım 2	57,56	0,09	0,53	0,29	1,43	2,14	-	0,66	37,86	[18]
Alaşım 3	60,40	0,10	1,24	0,23	0,014	2,43	0,04	0,86	35,58	[18,19]
Alaşım 4	59,67	0,07	0,14	0,18	1,62	3,30	0,02	1,06	33,94	[19]
Alaşım 5	61,84	0,9	0,53	0,25	3,24	3,02	0,3	0,72	29,2	[19]
Alaşım 6	59,71	-	0,89	-	-	-	-	-	39,4	[24,25]
Alaşım 7	64,54	-	-	2,39	4,91	1,68	-	-	26,48	[20]
Alaşım 8	60	0,02	2,4	0,25	0,04	1,9	0,13	0,61	34,65	[21]
Alaşım 9	59	0,13	1,9	0,34	0,03	1,9	0,1	1	35,6	[21]
Alaşım 10	59,76	-	-	0,48	1,5	1,4	-	-	36,8	[23]
Alaşım 11	66,65	-	-	1,73	5,61	1,72	-	-	24,3	[23]

Tablo 6.1’den görüldüğü gibi, Alaşım 1, Alaşım 2’den daha yüksek Mn ve Si içeriğine sahiptir. Alaşım 3’ün diğerlerinden farkı Al içeriğidir ve Alaşım 3 alüminyumca fakirdir. Genel olarak Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 3’ün ekstrüze ve döküm mikroyapıları bakırca zengin YMK α fazı, düzenli β' fazı ve kristal yapılı Mn_5Si_3 ’den oluşuyor.

Ekstrüze edilmiş Alaşım 1'in mikroyapı Widmanstatten morfolojisine sahip açık dağlanmış α fazı, karanlık dağlanmış β' matriks fazı ve hegzogonal kesite sahip çubuk şekilli Mn_5Si_3 partiküllerinden oluşur. Extruze edilmiş Alaşım 2'nin mikroyapısı, Alaşım 1'in mikroyapısına benzerdir, fakat daha az α fazı ve Mn_5Si_3 vardır. Extruze edilmiş Alaşım 3'de ise matriks β' fazından daha ziyade α fazından oluşur.

Döküm sonrasındaki mikroyapıyı incelemek için ekstrüze edilmiş parçalar yüksek frekanslı indüksiyon fırınında eritilmiş ve bir potaya dökülmüştür. Döküm Alaşım 1 ve Alaşım 2'de, Mn_5Si_3 dağılımı Alaşım 3'den farklıdır. Döküm Alaşım 1 ve Alaşım 2'de Mn_5Si_3 partiküllerinin bir kısmı partikül şekilli Mn_5Si_3 partikülleri β' fazının tane sınırlarında toplanırken, bir kısmı ise çubuk şekilli Mn_5Si_3 partikülü β' fazı içinde yer almıştır. Çubuk şekilli Mn_5Si_3 partikülleri, β' tane sınırında toplanan Mn_5Si_3 partiküllerinden daha büyüktür. Döküm Alaşımı 3' deki Mn_5Si_3 'ün dağılımı daha üniformdur [18].

Döküm alaşımların tavlama sonrasında mikroyapıdaki değişimlerini incelemek için numuneler 840 °C' ye kadar 1 saat ısıtılmış ve farklı sıcaklıklara düşürülen numuneler art arda düzenli aralıklarla suda soğutulmuştur. 840 °C' de su verilmiş Alaşım1'in mikroyapısı bu sıcaklıkta β' fazı ve Mn_5Si_3 'den oluşur. İki tip Mn_5Si_3 morfolojisi su verilmiş alaşımlarda gözlenmiştir. 5-10 μm büyüklüklerde değişen Mn_5Si_3 partikülleri düzenli, hegzogonal enine kesite sahiptir. İkinci tip Mn_5Si_3 partikülleri yoğun biçimde dağılmış ve yaklaşık 0,5 μm çapında çok küçük boyutlarda bulunur. 730 °C' de su verilmiş numunelerde birinci tip Mn_5Si_3 partikülleri gözlenir. 550 °C' de su verilmiş numunelerde Mn_5Si_3 tek morfoloji yapı özelliği gösterir. Yaklaşık 500°C' de suya verilmiş numunelerde α fazı ya β sınırlarında ya da Mn_5Si_3 partikülleri üzerinde meydana gelir.

840°C' de, Alaşım 3 daha büyük Mn_5Si_3 partikülleri ihtiva eden β' fazından oluşur. Fakat soğumada, α fazı yaklaşık 800°C' de ayrılmaya başlar (Alaşım1 ve Alaşım2 için 500°C' de) ve β' fazı sınırında ve Mn_5Si_3 partiküllerinde çekirdeklenir. Numuneler 700-840 °C' de su verilerek soğutulduğunda Alaşım1 mikroyapısına benzer iki tip Mn_5Si_3 partikülleri hem α hem de β' fazlarında gözlemlenir. Sıcaklık 550°C' ye düştüğü zaman mikroyapı, döküm mikroyapısı gibi olur.

Su verilmiş Alaşım1 ve Alaşım2, 400-500°C' de temperlendiğinde α fazının çökmesi ve su verilmiş numunede oluşan küçük Mn_5Si_3 çökeltilerinin büyümesi meydana gelir, ve α fazı iğnemi Widmanstatten morfolojisi gösterir. Ekstrüze edilmiş veya su verilmiş Alaşım 3, 1 saat kadar 400°C' de temperlenirse β' fazının tümü α 'ya dönüşür [18].

A. Waheed ve N. Ridley isimli araştırmacılar tarafından 1984 yılında yapılan çalışmada [19], Mn ve Si içeren yüksek mukavemetli pirinçlerin ısıtma işlemi mikroyapılarındaki değişimlerinin yanı sıra sertlikteki değişimleri de incelemişler. Tablo 6.1'de verilen Alaşım 3, Alaşım4 ve Alaşım 5, direnç ısıtılmalı fırında 200–800 °C arasında değişen bir sıcaklıkta hava atmosferinde tavlammıştır. Bu, ısıtma işlemi sıcaklığının bir fonksiyonu olarak α fazının hacimsel yüzdesini değiştirir. Alaşım 4 ve Alaşım 5'de α fazı 525 °C' de yok oluyor ve bu sıcaklığın üzerinde mikroyapıda sadece β fazı ve Mn_5Si_3 partikülleri vardır. Alaşım 3'de yaklaşık 820 °C' de α fazı yok oluyor. Fakat pratikte su verme ile bu alaşım için tamamen β yapısı elde etmek mümkün değildir. α fazının yapıdan maksimum olarak uzaklaştırılması Alaşım 3 için % 86, Alaşım 4 için % 25, Alaşım 5 için % 22 dir.

Alaşım 3, Alaşım 4 ve Alaşım 5'deki alüminyum içeriği α ve β fazlarının nispi oranlarını etkilediği gibi fazların mukavemetini de etkilemektedir. Yüksek alüminyum içeriği bulunan Alaşım 5'de α ve β fazları daha düşük alüminyum içeriği bulunan Alaşım 3'deki α ve β fazlarından çok daha serttir [19].

Ekstrüze edilmiş Alaşım 5, ekstrüze edilmiş Alaşım 3 ve Alaşım 4'e göre daha serttir. Bunun sebebi, küçük tane boyutuna sahip yüksek β fazı hacim oranı ve katı çözelti kuvvetlendirici olarak işlevi bulunan alüminyum konsantrasyonunun yüksek olmasıdır. Ayrıca kalıntı gerilme, ekstrüde edilmiş çubuğun küçük kesit alanı yüzünden yüksektir. Alaşım 3, düşük β fazı oranı ve herhangi bir katı çözelti kuvvetlendirici mevcut olmadığı için yumuşaktır [19].

L.Ramiandravola, I.Lunkach ve T.Grigerova [20] tarafından 1992 yılında yapılan bir çalışmada, Tablo 6.1'de bileşimi verilen Alaşım 7'e uygulanan ısıtma işlemi sırasında oluşan çeşitli yapısal değişimler incelenmiştir. Alaşım 950-980°C 'de eritilmiş ve 800°C'de homojenleştirmeden sonra %10 içerikli KOH'lı sulu çözeltide soğutulmuş

ve ardından 1-48 saat farklı sürelerde 400, 500, 600°C'de sertleştirme tavlmasına tabi tutulmuştur. Döküm yapısında tabaka şekilli α fazı partikülleri mevcut olup α fazının dağılımı üniform değildir ve β' tane sınırlarında α ağı gibi Widmanstatten yapısı gözlenir. Fakat α fazının büyük bir kısmı yarıküresel formda çökeler. α ve β' taneleri içinde çökelen demir esaslı partiküller çeşitli morfolojiye sahiptir. Yuvarlak şekilli partiküller küçük yıldız formunda, dört taç yapraklı çiçek ve ayrıca kompleks şekillerde gözlenir. Demir esaslı partiküller α ve β' tanelerinin hacminde üniform olarak dağılmıştır. İnce çökelteli partiküller matrisle uyumlu ve oldukça üniform olarak dağılmıştır. Partiküllerin ortalama çapı 20-30nm'dir.

Su verilen pirincin yapısı iğnemsî gibidir. İğnelerin ortalama genişliği 100-400nm arasında değişir. İğnemsî yapıda istif hataları veya yüksek ikiz yoğunluğu gözlenir. Su vermeden sonra partiküllerin dağılımı uygun değildir ve döküm yapısına (30nm) göre partiküllerin ortalama boyutu karşılaştırılabilir orandadır. Yapıda dağılmış partiküllerden başka nispeten 500-700nm boyutunda kaba demir partikülleri gözlenir. Su vermeden sonra katı çözeltilde kalan dağılmış çökeltelerin küçük bir hacmi homojenizasyon tavlama sırasında çözülür. Bu nedenle çözülmemiş serbest demir partikülleri pirincin yapısında bulunur.

Cu-Zn-Al-Mn alaşımlarında aşırı doymuş katı çözeltilerden α fazı çökmesi meydana gelir. Su verilmiş $\beta'+\beta_1$ yapısının ayrışması pirinç de önemli faz değişimlerine yol açar. Döküm yapısının β -matrisinde belirli kristalografik yönlerde α fazı çökelteleri oluşur. Tek bir tane içinde iğneler bir yönelmede kalır ve bir taneden bir başkasına α fazı iğnelerinin yönlendirilmesi değişir.

800°C'de 1 saat sonra suda soğutma ardından 600°C'de 1 saat tavlama tabi tutulan pirincin mikroyapısında fazlar arasında ara yüzey büyümesiyle belirtildiği gibi yapıda α fazının küresel yapısını etkili bir şekilde yavaşlatan $\alpha+\beta'$ yanısıra demir partikülleri mevcuttur. Ayrıca küçük ince partiküllerin hat boyunca çökeldiği gözlenmiştir. Tavlama sonrası yapı ile döküm ve su verilmiş yapı arasındaki fark, uyumsuz şekilde dağılmış partiküllerin bulunması ve α ve β' tanelerinde üniform olmayacak şekilde dağılmış olmasıdır.

400-800°C 'de tavlama Cu-Zn faz denge diyagramında α ve β' yapısının oluşmasına yol açar. Tavlama sırasında oluşan $\beta_1+\beta' \rightarrow \alpha+\beta'$ dönüşüm mekanizması henüz

açıklanamamıştır. Ayrıca ısıtma işlemi sonucu incelenen pirincin yapısında önemli değişimler oluşmuştur. Bunun sonucu demir ve intermetalik bileşiklerin çökmesi ve iğne veya iğnemsî-küresel yapı oluşumuna sahip $\beta_1 + \beta'$ fazlarının ayrışması oluşur. Uygulanan ısıtma işlemi meydana gelen yapısal dönüşümler pirincin mukavemetini artıracak beklenir. Partikül dağılımının mukavemet artırmaya katkısının dönüşüm sertleşmesinden daha küçük olduğu farz edilir [20].

Sonuç olarak özel pirinçlerin tavlama sırasında katı çözeltiden demir ve α fazının çökmesi meydana gelir. Döküm yapısında kristalografik yönler boyunca iğnemsî formda α fazı çöker. Tavlama sonrasında pirincin yapısında matrisle uyumlu olmayan dağılmış partiküller mevcuttur.

1986 yılında yapılan diğer bir çalışmada N.Ya.Titarev, V.Ya.Moroz ve A.G.Melakh [21], Tablo 6.1'de bileşimi verilen α ve/veya β katı çözeltileri, yüksek servis karakteristiği sağlayan Mn_5Si_3 intermetalik bileşikten oluşan Alaşım 8 ve Alaşım 9'un yapısını incelemişlerdir. Orijinal döküm yapısında, α ve β fazından başka kristallizasyon sırasında oluşan Silis partikülleri mevcuttur. Alaşım 8'in matrisinde α fazı yapıya hakimdir ve alaşımdaki β fazının miktarı su verme sıcaklığıyla değişir. Fakat 840°C'de su vermeden sonra dahi Alaşım 8'in yapısında β fazı boyunca α fazı vardır. Alaşım 9'da, 680°C'in üzerindeki sıcaklıklarda su verildiği zaman α fazı kaybolmuştur.

Su verme sıcaklığına bağlı olarak, (istenilen sıcaklıkta 1,5 saat tutularak ardından yağda soğutma) Alaşım 8'in sertliği(HRB), akma dayanımı ($\sigma_{0,2}$), çekme dayanımı (σ_u), % uzaması (δ_5) ve elektrik iletkenliğinin (ρ^{-1}) değişimi incelenmiştir. 650°C'in üzerindeki sıcaklıklarda $\sigma_{0,2}$ azalır, bu da fazlar arasında farklı dağılım yüzünden, intermetalik(Mn, Si) fazlardan oluşan matris ve $\alpha \rightarrow \beta$ dönüşümünün bir sonucu olarak Zn'lu β -katı çözeltisiyle ve azalan alaşım seviyesiyle açıklanabilir.

Su verme sıcaklığı 650°C'den 830°C'ye artırıldığında plastik deformasyona karşı malzemenin direnci hızlı bir şekilde artar. % uzamanın sıcaklık bağımlılığı $\sigma_{0,2}$ 'den daha kompleksdir. $\sigma_{0,2}$ ve % uzama sıcaklık bağımlılığı birbiriyle ilişkilidir. Su verme sıcaklığı 550°C'den 800°C'ye arttığında çekme dayanımı %26 oranında artar. Alaşım 9 daha az bakır ve daha fazla β fazı içerir ve maksimum dayanımın daha düşük su verme sıcaklığında (750°C) varılır.

Su verilmiş pirincin özellikleri sadece matris fazın oranına bağlı olmayıp ayrıca aşırı silisyum miktarıyla ilişkili olan bileşime bağlıdır. Bu nedenle katı çözelti ve aşırı silisyum fazları arasındaki elementlerin dağılımı incelenmiştir. Yapısal incelemeler 750°C'de su vermeden sonra alaşıma ek bir kırılganlığa neden olan tane sınırları boyunca intermetalik faz çöker. Katı çözelti elemanları arasındaki etkileşimin bir sonucu olarak ara faz oluşumu meydana geldiği zaman alaşımın elektrik iletkenliği artar. Faz çözüldüğü için elektrik iletkenliği tekrar azalır. Elverişsiz silis fazının kaybolması 750-840°C arasında gözlenen plastisitenin artmasıyla ilişkilidir.

Pirincin mekanik özelliklerine temperleme sıcaklığının(100-600°C) etkisi incelendiğinde, σ_u değerlerinin ölçülmesi ile belirlenen temperleme sıcaklığının mukavemete etkisi daha azdır. Akma dayanımı ve % uzama, temperleme sıcaklığına daha duyarlıdır. 700°C'de su verilmiş pirinç numunelerinin çeşitli temperleme sıcaklıklarında düşük sıcaklık alanı (200-250°C) ve orta sıcaklık (330-450°C) alanı olmak üzere düşük iki plastisite alanı vardır. Bu alanlar bir maksimumla ayrılır.

İlk alanda % uzama önemsiz bir şekilde değişirken ikinci alanda ise önemli bir şekilde değişir. 780°C'de su verme sıcaklığıyla % uzamanın değeri artarken, bu alanlar daha düşük sıcaklığa doğru meyillidir. Böylece Pb-Si-Mn pirinçlerin temperlenmesi, iki mukavemet evresinde, özellikle 780°C'de su verilen pirinç de oluşur. Maksimum mukavemet ve minimum plastisite ikinci mukavemetlendirme evresine karşılık gelir. Böylece 780°C'de su verilip ardından 330°C'de temperlenmiş yapının akma dayanımı değeri su verilmiş yapıya göre %28 daha yüksekken % uzama değeri ise %20 daha düşüktür.

350 veya 400°C'in üzerindeki sıcaklıklarda temperlenme sırasında meydana gelen alaşımın yumuşaması plastisitenin şiddetli artmasıyla birlikte olur. Düşük sıcaklıkta temperlemeyle pirincin yumuşaması veya mukavemetlenmesi çoğunlukla α fazında meydana gelen prosesle açıklanabilir. Orta sıcaklıkta temperleme sırasında plastisitenin azalması ve mukavemetleşme β fazı katı çözeltisinin ayrışmasıyla ilişkilidir.

α ve β fazlarındaki yapısal değişimler pirincin mekanik özelliklerini etkiler ve bunun sonucu olarak temperleme sırasında mukavemetlendirmenin ilk evresi aşırı

doymuş α fazı katı çözeltilisinin ayrışmasıyla oluşurken ikinci evresi β fazı katı çözeltilinin ayrışmasıyla meydana gelir. Pirincin çift fazlı matrisinde ikinci fazın çökmesi farklı sıcaklık aralıklarda meydana geldiği için temperlemeden sonra mukavemetlendirme seviyesi su verilmiş alaşımdaki α ve β fazları arasındaki orana ve sonuç olarak alaşımın kimyasal kompozisyonuna bağlıdır [21].

A. Korbel, W. Bochniak, F. Ciura, H. Dybiec ve K.Piela [22] isimli araştırmacılar tarafından 1998 yılında yapılan bir çalışmada Cu-Zn-Pb alaşımının faz ayrışması veya dönüşümünün doğal bir sonucu olarak ikinci fazın kompozit gibi davranabileceği incelenmiştir. Karbon çeliğinde östenitin ferrite veya perlite dönüşümü, çinkoca zengin Cu-Zn pirincinde de β - α dönüşümü gerçekleşir. Her iki durumda da ana faz yüksek sıcaklıkta kararlıdır, bu yüzden yüksek sıcaklıkta deformasyon ve faz denge sıcaklığının altına hızlı soğutmayla (Cu-Zn faz diyagramında $\beta/(\alpha+\beta)$ faz ayırma hattının altında ve Fe-Fe₃C faz diyagramında A1 ve A3 sıcaklığının altında) kayma bantlaşması oluşur. Faz dönüşümünden önce malzemenin yeniden kristalleşmesini önlemek için hızlı soğutmak gereklidir. Ana fazın yapısında kayma bantları elde etmek için iki yol vardır; (a) dinamik yeniden kristalleşme bölgesine karşı gelen bir deformasyonda malzemeyi deforme ederek ve (b) yüksek sıcaklıkta deformasyon sırasında deformasyonu değiştirerek sağlanır [22].

Otuzbir.A, Çimenoglu. H, Kayalı.E.S, Demirkese. E, Taptık.Y [23] tarafından 1993 yılında yapılan bir çalışmada bileşimi Tablo 6.1’de verilen iki farklı çinko eşdeğerine sahip manganez bronzlarına uygulanan ısıtma işleminin sertleşmeye etkisi incelenmiştir. %46,1 ve 52,7 çinko eşdeğerine sahip iki alaşımın döküm mikroyapısı α ve β fazlarından oluşur. Çinko eşdeğeri yüksek olan Alaşım 11 Alaşım 10’a göre mikroyapısında daha yüksek oranda β fazı içermektedir. Bu alaşımlar yüksek sıcaklığa ısıtıldıklarında özellikle 500°C’in üzerindeki sıcaklıklarda α fazı çözülmeye başlar. α fazının sertliği β fazının sertliğinden düşük olup, su verme sıcaklığından etkilenmektedir, fakat β fazının sertliği artan su verme sıcaklığı ile artmaktadır. Çinko eşdeğeri yüksek olan Alaşım 11, Alaşım 10’dan daha yüksek sertliğe sahip olup her iki alaşım 700°C’den su verildiğinde Alaşım 10’un sertliği 109 HV değerinden %37 mertebesinde artarak 149 HV değerine, Alaşım 11’in sertliği ise 178 HV değerinden %24 mertebesinde artarak 220HV değerine

yükselmiştir. 700°C'den su verilmiş Alaşım 10 ve Alaşım 11'e ikinci kez uygulanan su verme ısıtma işlemi her iki alaşımın sertliğini değiştirmemiştir.

F.A.Sadykov; N.P. Barykin; I.R.Aslanyan [24] 1999 yılında yaptıkları bir çalışmada sıcak haddelenmiş pirincin (Cu-%39,4; Zn- %0,89; Pb) sertliğine, deformasyon ve ısıtma işlemin etkisini incelemişlerdir.

Daha büyük α ve β faz tanelerine (25-40 μm) sahip sıcak haddelenmiş pirincin mikrosertliği 1,6 GPa' dır. 840 °C' de su verme sonucu kaba taneli β faz yapısının oluşması, sertliği 1,0 GPa'a düşürmüştür. Soğuk haddeleme, sertliğin 2,0 GPa' a artmasına yol açmıştır. Eğer soğuk haddeleme ve ardından 300°C' de tavlama yapılırsa yeniden kristalleşmiş ince taneli (2-3 μm) α ve β fazı oluşur ve sertlik 1,2 GPa bulunur. Sonuçta daha ince taneli yapının oluşmasına sebep olan ısıtma işlemi, sertliğin artmasına yol açmıştır [24].

V.A.Valitov, F.A.Sadykov, N.P.Barykin [25], 1997 yılında yaptıkları bir çalışmada, Tablo 6.1'de bileşimi verilen sıcak haddelenmiş Alaşım 6'nın mikrokristalin yapısını ve sertliğini incelemişlerdir. Başlangıç durumunda Alaşım 6, kurşun çökeltilerine sahip 25-40 μm tane boyutlu daha büyük α ve β fazlarından oluşur. Yapıda beynit dönüşümünü andıran dendrit yapısı görülebilir ve mikrosertliği 1,6 kN/mm²'dir. 600 C°'de 2 saat tavlama, α ve β fazlarının koagülasyonuna(toplanmasına) ve dendritik yapının yok olmasına neden olur ve mikrosertlik 1,2 kN/mm²'ye düşer. 840C°'de su verme daha büyük taneli β fazlı yapının oluşmasına neden olur ve mikrosertlik 1,0 kN/mm²'ye düşmüştür.

Gerekli deformasyon-ısıtma işlemi sıcaklık şartlarını belirlemek için çeşitli sıcaklıklarda basma deneyleri gerçekleştirilmiştir. Eğrilerin analizinde, 300°C'nin altındaki sıcaklıklarda sertleşme ve 300°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda ise yumuşama görülmüştür. Yapının yumuşaması, bulunduğu sıcaklıktaki pirincin kendine gelme ve yeniden kristalleşmesini göstermiştir [25].

7. AŞINMA

7.1. Aşınmanın Tanımı

Aşınma, bir malzeme yüzeyinin diğer bir yüzeye göre bağıl hareketi sonucunda yüzeyde meydana gelen hasar olarak tarif edilir [26]. DIN 50320’de aşınma; “mekanik sebeplerle küçük parçaların kullanılan malzeme yüzeylerinden ayrılması sonucu yüzeylerde oluşan değişiklik” olarak tanımlanmaktadır [27].

7.2. Aşınmanın Sınıflandırılması

Aşınma; oluş mekanizmaları göre, hasarın fiziksel görünüşüne göre sınıflandırılabilir. Birinci duruma; adhesiv, abrasiv, tabaka ve yorulma aşınması gibi terimler örnekler gösterilebilir. Kayma, erozyon, korozyon ve yuvarlanma aşınma terimleri ikinci kategoriye temsil eden tanımlamalardır [28].

7.2.1. Oluş Mekanizmaları Açısından Sınıflandırma

7.2.1.1. Adhesiv Aşınması

Adhesiv aşınma en genel olarak, karşılıklı etkileşim içerisinde birbirine göre göreceli olarak hareket eden iki yüzeyin birisinden bir parçacığın koparak diğer yüzeye yapışması sonucunda, bir yüzeyden diğer yüzeye olan malzeme taşınımı olarak tanımlanabilir. Bu nedenle bir parçadan diğerine malzeme geçişi, soğuk kaynaklaşma olayı ve küçük parçaların kesilmesi olayı meydana gelir [28].

7.2.1.2. Abrasiv Aşınması

Yırtılma ve çizilme aşınması olarak da isimlendirilen abrasiv aşınma, sistemde hızlı hasara neden önemli bir aşınma türüdür. Abrasiv aşınma en genel olarak, malzeme yüzeylerinin kendisinden daha sert olan partiküllerle basınç altında etkileşmesiyle, sert partiküllerin malzeme yüzeylerinden parçalar koparması şeklinde tanımlanabilir [28].

7.2.1.3. Tabaka Aşınması

Abrasiv aşınma yüzeyine yakın yerlerinin (sınır yüzeyinin) özelliğinin pek önemi yok iken, tabaka aşınmasının önemi büyüktür. Çevredeki gazların ve ara malzemenin etkisiyle meydana gelen aşınma yüzeyi sınır tabakası, çizilmeyle sıyrıldığından daima yeniden meydana gelir [28].

7.2.1.4. Yorulma Aşınma

Değişken, tekrarlı yüklemeler sonucu ortaya çıkar. Bu aşınmada, iç yapı tahribatı, çatlamlar, lokal ayrılmalar meydana gelir. Genellikle periyodik yüklemeler dolayısıyla, yüzeyden veya yüzeye yakın yerlerde iç yapının parçalanarak yırtılmalar oluşturması sebebiyle yüzeyden kısmi çözülmelerin olmasıyla meydana gelir [28].

7.2.2. Hasarın Fiziksel Görünüşüne Göre Sınıflandırma

7.2.2.1. Kayma Aşınması

a. Taneli mineraller tarafından oluşturulanlar;

Taneli minerallerin meydana getirdiği kayma aşınması, mineral sertliğine bağlı olarak belirlenir.

Metal olmayan sert malzemelerde aşınma, metal malzemelerde olduğu gibi mineral tanelerinin sertliğiyle artar, fakat sert malzemenin aşınma yüzeyinde gevrek kırılmalar meydana gelir. Aşınma esnasında malzeme sertliği, aşınma direncinin büyüklüğünü etkileyen önemli bir faktördür [28].

b. Metal-metal aşınması;

Metal-metal sürtünme tiplerinden hidrodinamik sürtünmede genellikle hiçbir aşınma olmaz ve malzeme çiftinin önemi yoktur. Çünkü malzemeler bu anda birbirine temas etmemektedir. Fakat tam yağlama için minimum bir hız gereklidir. Karışık yağlamada kuvvet kısmen hidrolik, kısmen katı cisimlerin teması ile sağlanır. Bu temas noktalarında malzemelerin özellikleri ve kayma yapan malzeme çiftleri ile yağlayıcı maddenin etkisi vardır [28].

7.2.2.2. Erozyon Aşınması

Erozyon aşınması, akıcı maddelerin meydana getirdiği aşınmadır. Sıvılar, gazlar akış sırasında parçanın sınır yüzeylerinde patlama veya çarpma etkisi yaparak yüzeyden parçacıklar koparırlar ve girdaplar etkisiyle dalgalı yüzey meydana getirirler [28].

7.2.2.3. Koroziyon Aşınması

Aşınan yüzeyler, aynı zamanda koroziyon etkilere de uğrarsa buna koroziyon aşınma denir. Kimyasal korozyon kendi başına oluşabildiği gibi diğer aşınma türleriyle birlikte de meydana gelebilir. Yüzeye sıkıca yapışan filmler oluşturan kimyasal reaksiyonlar yüzey aşınmasını önler. Fakat film kırılabilir ve yüzeye gevşek bağlı ise aşınma büyük miktarda hızlanır. Çünkü sürtünme hareketi sırasında filmler çatlar ve yerinden kopar [28].

7.2.2.4. Yuvarlanma Aşınması

Bu tür aşınma birbiri üzerinde yuvarlanarak hareket eden malzemelerde oluşan aşınmadır. Bu aşınma da şüphesiz malzemelerin özelliklerine sıkı sıkıya bağlıdır. Yuvarlanma esnasında tek bir malzemede oluşabileceği gibi her iki malzemede de değişen miktarlarda oluşabilir. Yuvarlanma aşınmasında yüzeylerin yağlanıp, yağlanmamasının çok büyük önemi vardır [28].

7.3. Aşınmayı Etkileyen Faktörler

Aşınmayı etkileyen faktörleri farklı başlıklar altında ele almak gerekirken bu faktörleri birbirinden ayırmak zordur ve birbirlerini etkilerler. Örneğin yüzeyde

yüksek sıcaklık, yüksek yüklerle ve hızlarla oluşur. Sıcaklık yüzey filmi oluşumunu etkiler ve yüzey yapısı ve sertlikte değişmelere neden olur [29].

7.3.1. Yüzey Filminin Etkisi

Hem sürtünme hem de aşınma gerçekte bir yüzey olayıdır ve sürtünen yüzeyleri örten filmin özellikleri kritik bir etkiye sahiptir. Yüzey filminin mevcut olmadığı, yüksek vakum şartları altında (10^{-8} mmHg vakum altında) aşınma incelendiği zaman normal ve tanjant kuvvetinin etkisi altında birleşme büyümesi meydana gelir ve yüzey filmi oluşumuna engel olunamaz. Böylece kaynaklar oldukça büyük temas alanlarında olduğu için yüksek sürtünme katsayısına neden olur. Meydana gelen aşınma, birleşmeye göre kırığın tam olarak yerine bağlıdır, fakat birleşme alanı ne kadar büyük olursa aşınma hızı o kadar büyük olur. Gerçekte çoğu metaller bu şartlar altında aşınır. Vakum altında oluşan yüksek aşınma havacılıkta, füzelerde ve uzay araçlarında önemli bir problemdir. Problemin muhtemel çözümü düşük kayma mukavemetine sahip metal filmler, plastikler ve katı yağlayıcılar kullanmaktır [29].

7.3.2. Oksit Filmler

Çoğu metaller bir oksit filmle örtülür ve 5 dakika veya daha az sürede bir makinede işleme veya taşlama ile temizlemeden sonra 5 ila 50 moleküler tabaka arasında bir oksit film elde edilir. Normal bir atmosferde bir pürüzü örten oksit film sürtünmeyle kaldırıldığı zaman temiz metalik yüzey bir anda mono moleküler tabakayla örtülmektedir.

Yük çok küçük olmazsa oksit filmler intermetalik teması önleyemez. Pürüzlülüklerin metalik temas oluşturduğu yerlerde yerel kaynak meydana gelir. Oksit filmler, vakumda meydana gelen birleşme büyümesini önler ve böylece hem sürtünme hem de aşınma hızı azalır.

Birçok araştırmacılar metallerin aşınmasını orta aşınma ve şiddetli aşınma olmak üzere iki bölgeye ayırmışlardır. Şekil 7.1’de 60/40 pirinç için aşınma hızı ve temas direnci değişiminde görüldüğü gibi düşük yüklerde meydana gelen orta aşınma bölgesinde temas direnci yüksektir, aşınma kırıntıları ince ve çoğunlukla metal oksitlerden oluşur ayrıca sürtünen yüzeyler parlak olur. Düşük yüklerde eşitlik 7.1’e göre aşınma hızı normal yüklerle artar ve aşınma katsayısı $K=2 \times 10^{-6}$ değerine sahiptir.

0,5 ila 1 kg gibi yüklerde aşınma hızı yaklaşık 100 kat keskin bir artış gösterir. Yük daha fazla artırıldığında davranış hala Archard eşitliğine göre devam eder fakat aşınma katsayısı yaklaşık 10^{-4} 'dür (30). Yüksek yüklerde olan şiddetli aşınma bölgesinde temas direnci düşüktür ve aşınma kırıntıları iri metalik partiküllerden oluşur ayrıca sürtünen yüzeyler pürüzlüdür (29).

$$Q = \frac{KW}{H}, (\text{Archard Aşınma Eşitliği}) \quad (7.1)$$

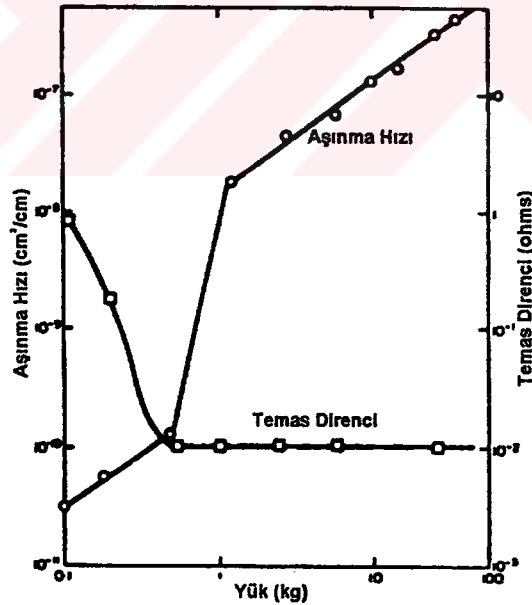
Burada;

Q : Birim mesafe başına hacimsel kayıp,

K : Aşınma katsayısı,

W : Yük,

H : Yumuşak olan yüzeyin sertliği,



Şekil 7.1 : 60/40 pirinç için aşınma hızı ve temas direnci değişimi [30].

Oksit filmlerin özellikleri önemlidir. Örneğin alüminyum üzerinde oluşan sert gevrek oksit, şiddetli aşınmaya karşı yetersiz koruma sağlar. 10^{-4} mmHg değerindeki vakumda çelik aşındırıcı malzeme olarak yine çelikle sürtündüğünde çelik üzerinde

ince, tok ve direngen oksit film oluşur. Fakat bu ortama hava girdiği zaman oksit film daha kalın olur ancak daha az koruyucudur.

Adhesiv aşınmaya oksit filmlerin etkisi vardır, fakat sürtünme ve kimyasal olayın bir arada mevcut olmasıyla oluşan aşınma korozyon aşınma olarak adlandırılır. Bir çok metal oksitler sert oldukları için ve aşınma kırıntıları abrasif partikülleri gibi iri olduğunda zaman zaman oksit filmlerin abrasif aşınmaya büyük bir etkisi vardır [29].

7.3.3. Sınır Yağlama

Bir yağlı film iki sürtünen yüzey arasında mevcut olduğunda sınır yağlama olarak adlandırılır, fakat film kalınlığı pürüzlülük temasını önleyecek kadar yeterli değildir.

Bir çok mekanizmalar sınır yağlama şartları altında çalışır. Diğer mekanizmalar tamamen hidrodinamik yağlama şartları altında çalıştırılmak üzere dizayn edilmişlerdir. Yağlama, korozyon bir sıvının girişini veya istenmeyen bir ortamda çalışan yatağa gazın girişini engelleyerek aşınmayı azaltabilir.

Sınır yağlamanın etkinliği kimyasal özelliklerine göre yağın akışkanlık özelliklerine daha az bağlıdır. Sıvı yağlı asitlerin, karşılaştırılabilir zincir uzunluğuna sahip alkollerden daha fazla etkili olduğu bulunmuştur. Daha reaktif yağlı asitler metal yüzeyine kimyasal olarak absorbe olduklarından, bir veya iki moleküler tabaka aşınmayı azaltan etkiye sahiptir. Fakat metaller yağlı asitlerle reaksiyona girmeyen benzer zincir uzunluğuna sahip bir alkolle eşit olarak yağlanırlar. Böylece metal yüzeyi üzerinde oluşan katı metalik yağlama film durumunda sınır yağlama etkinliğinin artırıldığı görülür.

Dişlilerde oluşan yüksek basınç altında temasın olduğu yerlerde yüksek yerel sıcaklık yüzünden organik sınır yağlayıcılar bozuldukları için yeterli değildir. Bu yüksek basıncı gidermek için yağlayıcıya organik klor ve sülfür bileşikleri katılır. Bunlar normal sıcaklıklarda kararlıdır, fakat pürüzlülüklerin kaynağını engelleyen metal klorit ve sülfid filmlerinin oluştuğu sıcak noktalarda metalle reaksiyona girerler ve kabul edilebilir seviyede adhesiv aşınma azalır [29].

N.K.Myshkin [31] isimli araştırmacı tarafından 2000 yılında yapılan bir çalışmada sınır yağlama şartları altında sürtünme transfer film oluşum modelleri incelenmiştir.

Seçici transfer etkisi (transfer film oluşumuyla birleşen düşük sürtünme katsayısı ve aşınma hızı) gliserinli ortamda aşındırıcı çeliğe karşı sürtünen bakır alaşımlarında görülür. Bu etkiyle kaymanın başlangıcında transfer film oluşur. Bu film poroz heterojen yapıya ve bakır alaşımının bileşimine benzer ilk evredeki kimyasal bileşime sahiptir. Daha sonra çinko gibi bazı alaşım elementleri yağda çözündüğü zaman filmin bileşimi değişir ve film bakırca zenginleşir. Mineral yağla karşılaştırıldığında, gliserinde gözlenen aşınma partikülleri boyutça daha küçüktür ve miktarca daha yüksektir. Bu partiküllerin bir kısmı ince metal parçalarıyla toplanır ve gliserinde tribokimyasal reaksiyonlar sonucu jel gibi yapı oluşur.

7.3.4. Katı Yağlayıcılar

Katı yağlayıcılar reçine gibi yapışma yoluyla yatak yüzeylerine uygulanabilirler veya düşük yüklerde iki sürtünen metal arasında toz formunda olabilirler ve böylece uygun bir örtü oluşur. Ayrıca bir katı yağlayıcı kaplama elde etmek için sürtünen yüzeyler arasına ince toz formundaki katı yağlayıcı sıvı bir yağlayıcıya katılabilir. Bir katı yağlayıcı bir araba motorundaki yağa eklendiği zaman, hareket eden bölgede film tabakası oluşacak ve böylece metalik temasın sayısı azalarak birleşme büyümesi engellenir. Dahası düşük kayma mukavemetli ara yüzey elde edilir.

Yüksek sıcaklıklarda ve yüksek vakumda geleneksel yağlayıcıların kullanılmadığı durumlarda aşınmayı azaltmak için katı yağlayıcılar kullanılır. Bir araba motorundaki yağ kaybı gibi acil durumlarda kısa periyotlar için aşınmayı önlemede katı yağlayıcılar kullanmak faydalıdır.

7.3.5. Diğer Yüzey Tabakaları

Altlık metalden daha yüksek aşınma direncine sahip ince bir metal tabakayla yüzeyi kaplamak, metaller arasındaki aşınmayı azaltır. Bu yöntem, aşınma direncinin istendiği metallerin bir çoğunda pahalı olmasına rağmen güvenilir bir uygulamadır, fakat etkili film kalınlığı maliyeti çok düşük olabilir. Rodyum ve kromun her ikisi de serttir ve bu metallerle elektro kaplanmış krank şaftları, silindir gömlekleri ve benzer uygulamaları korumada başarılı bir şekilde kullanılır. Çok sert dış yüzey ve aşınma dirençli kaplamalar spreyleme ve ergitme teknikleri kullanarak yapılır. Çoğunlukla

iyi sıcak-sert özelliklere sahip kobalt, krom ve demire dayalı olan bu kaplamalar ayrıca yüksek derecede korozyon direncine sahiptir.

İndium ve kurşun gibi yumuşak metal filmleri daha sert metal altlıklarda kullanılır. Bu özelliklerinden dolayı örneğin derin çekme işlemlerinde kullanılan kalıpları yağlamada etkin rol oynar.

Bir altlık üzerine bir yüzey tabakası birikintisi oluşturularak elde edilen bu metotların yanısıra yüzeyin aşınma direncini artırmak için altlık yüzeyinin kimyasal bir etkiye tabi tutulduğu bir çok teknik vardır. Çelikler için fosfatlama ve sülfitleme prosesleri örnek gösterilebilir. Ayrıca sert yüzey tabakası ısıtılma işlemiyle de oluşturulabilir. [29].

Benzer prensipler demir dışı metallerin üzerine sert bir yüzey tabakası oluşturarak sağlanabilir. Örneğin pirinçler ve bronzlar için Delsun prosesinde bir antimum, kadmiyum ve kalay alaşımıyla elektrolitik olarak birikinti oluşturduktan sonra 400°C’ de difüzyon işlemiyle sağlanır. Böyle proseslerle oluşturulan yüzey tabakası çelik üzerinde oluşturulan tabakalardan daha yumuşaktır (pirinç ve bronzlar için 450-600 HV alüminyum alaşımlarında ise 200-500 Hv) fakat altlık alaşımından daha serttir ve önemli tribolojik faydalar elde edilir (30).

7.3.6. Sıcaklığın Etkisi

Sürtünen yüzeylerin sıcaklığı üç önemli yolla aşınmayı etkiler ve değiştirebilir.

- Sürtünen malzemelerin özellikleri,
- Yüzeyde biriken filmin formunu,
- Yağlayıcı özellikleri,

Genelde metallerin sertliği sıcaklığa bağlıdır ve ne kadar yüksek sıcaklık varsa o kadar düşük sertlik mevcuttur. Böylece pürüzlerin yapışmaya eğiliminden dolayı azalan sertlikle aşınma hızı artar ve diğer etkilerin mevcut olmadığı durumlarda da artan sıcaklıkla artar. Bu etkiyi yok etmek için yüksek sıcaklıklarda çalışan yatak malzemeleri için yüksek sıcak-sertliğe sahip metalleri kullanmak gerekir. Genellikle yüksek sıcaklıklarda kullanılan metaller, başlıca alaşım elementi olarak kobalt,

molibden ve krom bileşeninden oluşan takım çelikleridir. Fakat 850°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda sermet ve seramik kullanmak gerekir.

Oldukça farklı sıcaklık etkisi, bir yatak malzemesinin özelliklerini kökten değişmesine neden olan sıcaklığa duyarlı faz dönüşümüdür. Normal atmosferde çoğu metaller oksit filmlerle örtülüdür. Filmin tam formu ve kalınlığı oluşum sıcaklığına bağlıdır.

Normal atmosferde sürtünen demir esaslı malzemelerin sürtünme ısısının bir başka etkisi incelendiği zaman düşük yüklerde aşınmanın yüksek, fakat daha yüksek yüklerde aşınma hızının çok düşük bir değere düştüğü bulunmuştur. Metalografik inceleme sonucu, daha yüksek yükler altında oluşan sıcaklıklarda, atmosferik azot etkileşimi sonucu sert bir yüzey tabakası oluşumundan dolayı aşınma hızının düşük olduğu ortaya çıkmıştır.

Yağla yağlanan bir yatağın çalışma sıcaklığı yükseldiğinde, önce yağın oksidasyonu ve sonra da termal ayrışma oluşur. Yüksek sıcaklıklarda grafit ve molibden disülfid gibi alternatif yağlayıcılar kullanılmalıdır.

Oksidasyon ve termal ayrışma bir yağın yağlayıcı özelliklerinde tersinmez (tek yönlü) değişmelere neden olur. Genelde sınır yağlama şartları altında yağlayıcı olarak katı kullanıldığı zaman en büyük koruma sağlanır. Böyle bir yağlayıcının sıcaklığı erime noktasını geçerse aşınma hızı artar fakat değişme tersinirdir, bu nedenle sıcaklık düştüğü zaman yağlayıcı tekrar koruma sağlar.

7.3.7. Yükün Etkisi

Yükteki artış sürtünme kuvvetinde artışa neden olur ve bu nedenle daha önceden de bahsedilen etkilere neden olan bir sıcaklık yükselişi oluşur. Ayrıca yükün artması ile orta aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş meydana gelebilir. Bu durum aşağıdaki formülle izah edilebilir.

$$\frac{W}{A_s} = \frac{H}{3}, \quad (7.2)$$

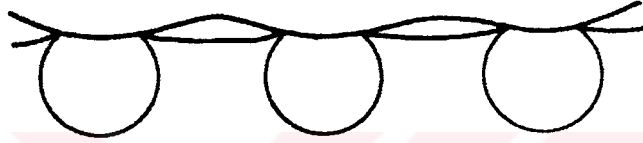
Burada;

$W=Yük,$

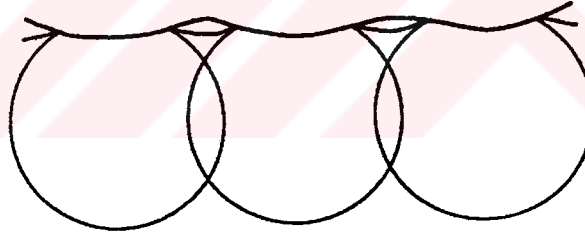
$A_a=Görünen\ temas\ alanı,$

$H=Sertlik,$

Temas eden pürüzlerin altında plastik bölgelerin etkileşimi sonucu orta aşınmadan şiddetli aşınmaya geçiş oluşur. Orta aşınma durumunda plastik bölgeler arasında hiç bir etkileşimin olmadığı Şekil 7.2’de görülür. Yük artırıldığında Şekil 7.3’de görüldüğü gibi plastik bölgeler etkileşir ve yüzey altı bölgeler tamamen plastik olur [29].



Şekil 7.2 : Oldukça düşük yükler altında bir kayma düzleminde bağımsız plastik bölgeleri [29].



Şekil 7.3 : Yüksek yükler altında bir kayma düzleminde plastik bölgelerin etkileşimi [29].

7.3.8. Çözünürlük Etkisi

Metalurjik olarak düşük çözünürlüğe sahip metal çiftleri düşük sürtünme ve aşınma gösterir. Çözünürlük oranları ikili faz diyagramlarından belirlenebilir. Aşınma hızının düşük olabilmesi için sınır yağlamalı veya yağlamasız kaymada karşılıklı düşük çözünürlüğe sahip metaller seçilmelidir.

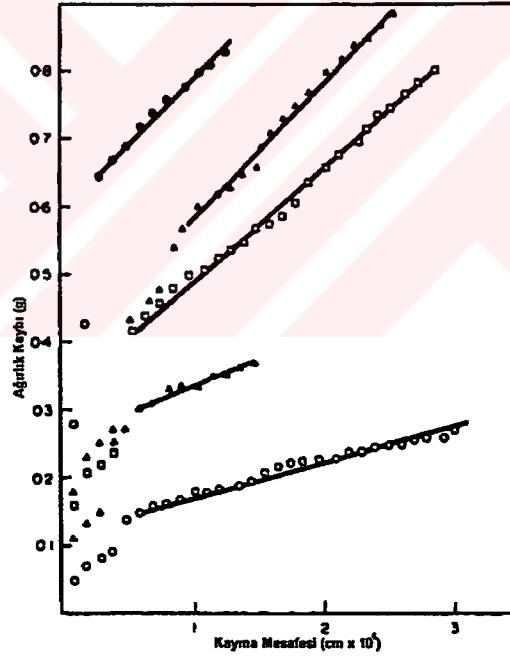
7.3.9. Kristal Yapı

Birbiriyle sürtünen hegzogonal metaller, yüzey merkezli kübik ve hacim merkezli kübik metallerden çok daha düşük sürtünme katsayısı verir [29].

7.4. Pirinçlerde Aşınma

7.4.1. Kayma Mesafesiyle Ağırlık Kaybı

Çelik üzerinde hareket eden pirinç pimlerdeki tipik ağırlık kaybı ile kararlı hal aşınma davranışı Şekil 7.4'de görülmektedir. Birinci bölgede elde edilen aşınma eğrisi tekrarlanabilir değildir. Ancak ikincisi kararlı hal bölgesindeki aşınma eğrisi tekrarlanabilir [32].

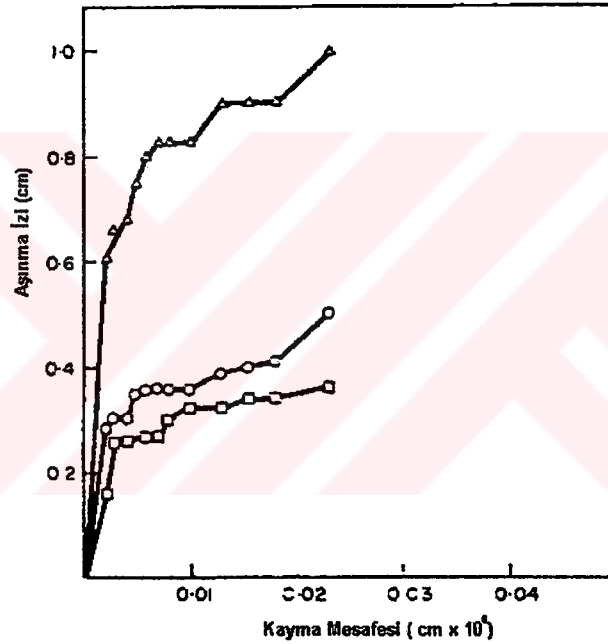


Şekil 7.4 : Kayma hızı, 59cm/s olan 0.5 kurşun içeren 60/40 pirincin orta karbonlu çelik üzerinde 45° koni açısıyla pirinç pimlerin çeşitli yüklerdeki ağırlık kaybı, o: 2 kg, Δ: 3 kg, □: 4 kg, ▲: 5 kg, ●: 6 kg [32].

Çeşitli pim geometrileri kullanılabilir. Bunların içerisinde yüz yüze sürtünen pirinç silindir düzeneği kullanarak kısa aralıklarla yüzey üzerinde oluşan elipsoidal izin çapında değişimler ölçülür. Yüzey üzerinde pirinç kalıntılarının genişliğinin tipik sonuçları Şekil 7.5'de görülebilir. Aşınma izi eksenlerinin genişliği zamanla artar

ancak ölçümler daha sık aralıklarla alınırsa aşınma izinin büyük ve küçük eksenlerindeki genişliğinin duraksadığı bazı bölgeler vardır (Şekil 7.5). Bu duraklama ise malzemenin adhesiv veya abrasivle kaldırılmasının ardından deformasyon sertleşmesinin oluşmasıyla açıklanabilir. Fakat aşınma devam eden kaymayla ve aşağıdaki olayların her ikisinin meydana gelmesiyle tekrar başlar [32].

- Deformasyon sertleşmesi tabakası yorulma etkiyle kaldırılır ve yumuşak yüzeyler ortaya çıkar.
- Sürtünme sonucu oluşan ısı, akma dayanımını azaltan deformasyon yumuşamasına neden olur.



Şekil 7.5 : 14 kg yük ve 85cm/s hızla yüz yüze sürtünen bir silindir üzerindeki aşınma boyutundaki değişme ve kayma mesafesiyle yüzey üzerinde pirinç kalıntılarının genişliği. o: küçük çap, Δ: büyük çap, □: pirinç kalıntılarının genişliği [32].

7.4.2. Aşınma Hızı

Yükün bir fonksiyonu olarak pirincin aşınma hızının pimin makro geometrisinden bağımsız olduğunu Şekil 7.6 gösterir. Pimden hızlı bir oranda malzeme kaybı gerçekleştiği zaman aşınma hızı 8kg'lık geçiş bölgesinin üzerinde doğrusala yakındır.

Tabora göre bir metalin Brinell sertliği (H) ile akma dayanımı σ_y arasındaki ilişki;

$$H=3\sigma_y, \quad (7.3)$$

şeklindedir.

Bu nedenle adhesiv aşınma ilkesi aşağıdaki gibi yazılabilir.

$$\frac{V}{S} = K \frac{W}{H}, \quad (7.4)$$

Burada;

V : Hacim(mm³),

S . Kayma Mesafesi(m),

K : Aşınma Katsayısı,

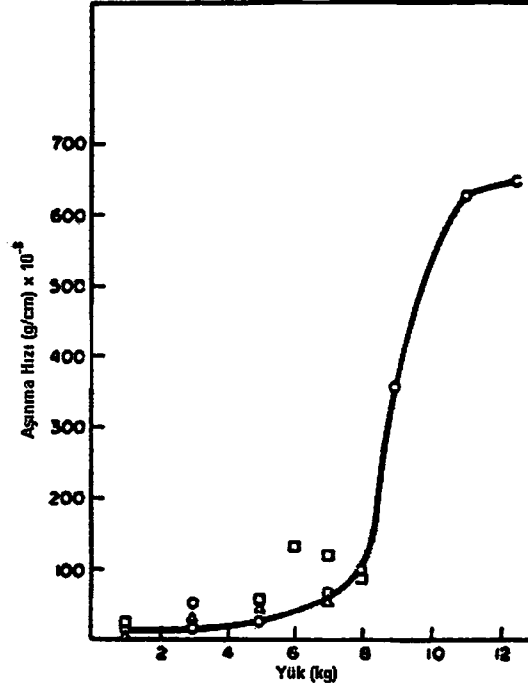
W . Yük,

H : Sertlik,

Boyutsal homojenliği korumak için incelenen malzemenin yoğunluğuyla(ρ) çoğalan her iki kenar için aşınma hızı q (g/cm);

$$q = K \frac{W}{H} \rho \quad (7.5)$$

Pirincin sertliğini $12,7 \times 10^{-6} \text{ g/cm}^2$ ve yoğunluğunu 9 g/cm^3 olarak aşınma katsayısı (K) Archard'ın deneysel sonucuyla mukayeseli olan 8 kg yükün üzerinde, 10^{-4} mertebesinde bir değere sahiptir [32].



Şekil 7.6 : Sert çelik üzerinde, çeşitli yüklerde, 59cm/s hızla kayan 0,5 kurşunlu 60/40 pirinç pimlerin aşınma hızı. o: dikey silindir, Δ: çapraz silindir, □: yarı küresel silindir [32].

Yük (W) ile aşınma hızı (q) arasında doğrudan bir orantı olması durumunda, temasın plastik olması gerektiği ya da metal taşınımının abrasiv prosesiyle olabileceği kabulüne dayanır. Çelik üzerinde kayan pirinçte yapılan gözlemler, pimdten kaldırılan metalin soğuk kaynak sonucu oluşan bir proses olduğunu gösterir. Bu plastik akış anlamına gelir, fakat pim pirinç çökelti üzerinde kaydığı için yapışma-kayması önemli olur ve özellikle yük büyük olursa pimin yüzey altında büyük oranda deformasyon meydana gelir. Ayrıca düşük karbonlu çeliği aşındırabilecek sert yüzey tabakası da oluşur fakat daha sert çelik yüzeyleri kadar değildir. Bu tabaka son derece sert ve gevrek ve bu nedenle plastik akıştan ziyade sadece elastik bir davranışla eğilebilirler veya gevrek kırılmayla hasara uğrayabilirler. Radyoaktif iz çalışmaları metal transferinin, uygulama sırasında meydana geldiğini gösterir ve bu da muhtemelen gevrek tabakanın döküldüğü pimin yan parçalarında oluşur. Bu açık bölgeler kısa zamanda sert bir tabakayla örtülür, fakat diğer bölgeler metal transferinin oluşmasıyla ortaya çıkar. Bu nedenle bir aşınma parçası hem plastik hem de elastik etkiyle oluşur ve elastik bir etkiye domen içindeki depolanan enerji miktarı domen ile taşıyıcı arasındaki yapışma kuvvetini aşacak şekilde kritik bir değere çıktığında aşınma kırıntısının meydana gelmesi mümkündür.

Bir aşınma kırıntısı ya plastik ya da elastik karşılaşma ile oluşabilir ve Archard kayma yüzeyinin doğal deformasyonuna göre uygulanan yük W ve aşınma hızı q arasında muhtemel ilişkiyi gösterir. Tablo 7.1 partiküllerin topak veya tabaka formunda ayrılıp ayrılmasına bağlı olarak partikül şekilleri aralarındaki farkı gösterir [32].

Tablo 7.1 :Yükün bir fonksiyonu olarak aşınma hızı (q)

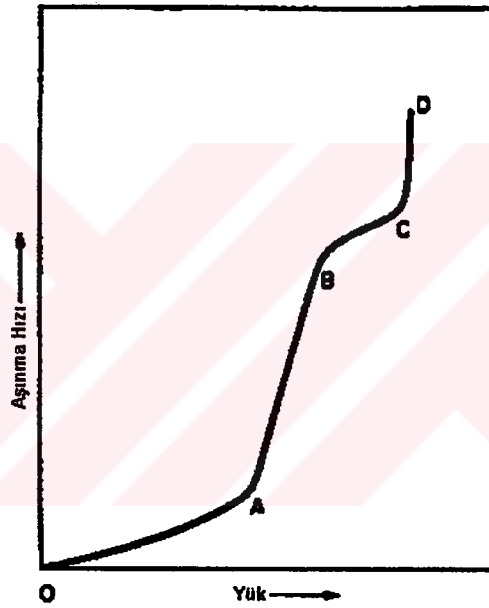
Deformasyon	Partikül Şekli	$q=f(W)$
Elastik	Tabaka	$q=W^{0,60}$
	Topak	$q=W^{0,80}$
Plastik	Tabaka	$q=W^{0,75}$
	Topak	$q=W$

Aşınma kırıntısının tabaka ve topak formunu ayırmak kolay değildir fakat genellikle düşük yüklerde pul gibi partiküller yüzeyden ayrılır, görünen temas basıncının yüksek olması durumunda bu partiküller kaba bir morfolojiye sahiptir. Düşük yüklerde bu nedenle aşınma hızının yük ile doğrudan orantılı ilişkisi olması beklenmez.

7.4.3. Geçiş Yüğü

Şekil 7.6 yaklaşık 8 kg yükte şiddetli aşınmayı veren belirgin geçiş meydana geldiğini gösterir. Şekil 7.6'da oluşan sonuçlar, deneylerde dikey olarak yüklü silindirik pimin çapı 0,625 cm'dir, bu yüzden geçiş noktası için görünen temas basıncı $30 \times 10^2 \text{ g/cm}^3$ 'dir. Görünüm temas basıncının çeliklerin sertlikleriyle ilişkili olduğu ve bir çeliğin kayma aşınmasında meydana gelen görünen temas basıncının o çeliğin sertliğinin 1/3 kadar olduğu bildirilmektedir. Fakat pirinçlerde 1/3 kadar değildir (32). Uygulanan gerilme akma dayanımını aşacak şekilde bir metal parçasına yüklenirse metalde plastik deformasyon meydana gelecektir. Sürtünme kaynağı alanında bu, önemli teknolojik uygulamaya sahiptir. Kayma durumu için hasar aşınması adlandırılabilir fakat bir aşınma prosesi olarak sınıflandırmak doğru değildir. Bu durum makine parçalarında meydana gelirse hasarla sonuçlanır.

Şekil 7.6 ve deneysel sonuçlar göz önüne alınarak ayrıca çeşitli muhtemel aşınma hızı-yük karakteristiğinin aşınma teorileri şematik olarak Şekil 7.7’te görülür. OA orta yüklerde aşınma hızı lineere yakındır. Birleşmeler oksit filmler veya atmosferik gazlarla zayıflatıldığı için orta aşınmadır, fakat parçalar ya adhesiv ya da abrasiv aşınma kanuna göre altlıktan ayrılmalıdır. Yük 8 kg’ı geçtiğinde topak formunda aşınma parçalarını veren derinlikte meydana gelen birleşmede temas basıncı yeterince büyük olur, bu nedenle temas plastik olduğu için Tablo 7.1’de görüldüğü gibi yüklerle dorudan bir oran olacaktır. Doğru temas alanı bu olayda $0,28 \text{ cm}^2$ olan görünen temas alanının 10^{-2} - 10^{-3} katıdır. Bu nedenle pirinç sertliğinin $1/3$ ’e eşit olan 8 kg yükteki basınç için doğru temas alanı yaklaşık $2 \times 10^{-3} \text{ cm}^2$ ’dir.



Şekil 7.7: Aşındırıcı olarak çelik kullanarak pirincin muhtemel aşınma hızını gösteren şematik diyagram. OA:yaklaşık olarak doğrusal, AB :yükselen adım, yaklaşık olarak doğrusal olan bir geçiş bölgesi, BC doğrusal olmayan bölge, C→D plastik deformasyonu yüzünden oluşan hasar [32].

Kayma ara yüzeyleri çok küçük yüklerde bile sert olabilir ve dikey kesitin metalografik ve mikrosertlik ölçümleri sert bir yüzey altını gösterir. Şekil 7.7’de B’den sonra artan yüklerle metalin altını koruyacak yeterince uygun sert bir faz oluşur ve aşınma partikülleri muhtemelen gevrek bir hasar formuyla oluşur ve metal kaybı oranı yavaşlamaktadır. C noktasında çekme testiyle ölçüldüğü gibi malzemenin akma dayanımına ulaşılır ve önüne geçilemez hasara neden olan makro bir derecede şiddetli soğuk kaynak meydana gelir ve muhtemelen şiddetli bir hasar oluşur.

Pirinçte oluşan sert tabaka koyu bir görünümündedir ve pimin gövdesine doğru yayılır. Bölünen (partitioning) bir film mevcudiyeti Şekil 7.7'deki BC bölgesinde azalan bir aşınma hızını verir fakat radyoaktif izleyici incelemeleri pirincin aşınma modunun çoğunlukla bütün evrelerde kaynaklı bağlantıların oluşmasıyla metalik temas yüzünden oluştuğunu ortaya çıkarır. Diğer yandan çelik üzerinden kayan çeliğin aşınma prosesi, ara yüzeyde oluşan oksit filmlerin kalkmasıyla gerçekleşir [32].

7.5. Yüksek Mukavemetli Pirinçlerin Aşınma Davranışları

A. Waheed ve N. Ridley [19] isimli araştırmacılar, bileşimi Tablo 6.1'de verilen Alaşım 3, Alaşım 4 ve Alaşım 5'in aşınma davranışlarını 0,16 m/s ve 0,41 m/s kayma hızlarında, orta karbonlu çelik üzerinde yapılan disk üstünde pim aşınma deneyleri ile belirlemişlerdir.

Yüksek kayma hızlarında Alaşım 3'ün aşınması, Alaşım 4 ve Alaşım 5'in aşınmasından 3-4 kat daha yüksektir. Tavlınmış Alaşım 3, Alaşım 4 ve Alaşım 5'in aşınma eğrilerinden Alaşım 3'ün aşınması diğer iki alaşıma göre daha büyük iken Alaşım 4 ve Alaşım 5'in eğrileri yer değiştirmiştir.

Sert malzemeler, nispeten yüksek aşınma direncine sahiptir. Alaşım 3'den daha sert olan Alaşım 4 ve Alaşım 5 düşük aşınma göstermiştir. Yaklaşık 200 HV' e kadar artan sertlikte aşınmanın belirgin bir şekilde azaldığı görülür, fakat 200 HV sertliğinden sonra aşınmada çok yavaş azalma görülür.

Aşınma ve sürtünme özelliklerine α ve β fazlarının önemini belirlemek için Cu-41Zn alaşımı üzerinde incelemeler yapılmıştır. Bu alaşıma fazların hacimsel oranını değiştirmek için ısıtım işlemi uygulanır ve α fazının hacimsel oranının fonksiyonu olarak aşınmadaki değişim görülür. α veya β hacimsel oranı daha büyük olursa aşınma o oranda daha yüksek olmuştur. β tane sınırlarında yaklaşık % 25 α fazı içeren yapının daha düşük aşındığı tespit edilmiştir.

Aşınmanın minimum olmasının nedeni, iki metal birbirine sürtündüğünde titreşimler ve şoklar oluşur, özellikle kuru kayma veya yetersiz yağlamada olur. Bu durumda sürekli yükleme ve pürüzlü yüzeyler yüzünden yüzey altı çatlaklar ilerlediğinde

yorulma aşınması meydana gelir. β fazındaki bu yüzey altı çatlakları sünek α fazına ulaştıklarında kör çatlığa dönüşerek yorulma çatlaklarını önlerler.

Sıcak haddelenmiş kurşun içeren pirinçlerin aşınma davranışını inceleyen F.A.Sadykov; N.P. Barykin; I.R.Aslanyan [24] tarafından 1999 yılında yapılan bir çalışmada, pirincin aşınmasının tane büyüklüğüne ve faz bileşimine, dolaylı olarak ısı işlem koşullarına bağlı olduğu bulunmuştur. İnce tane yapılı pirincin aşınma şiddeti, β fazına sahip kaba taneli yapıya göre 1,5 ile 2 kat daha küçüktür. Düşük yeniden kristalleşme sıcaklığına sahip bakırın aksine pirinç ve bronzun tane büyüklüğünün azalması ile aşınma azalmaktadır. Pirinçlerin aşınma davranışı mikroyapıdaki gelişmenin yanı sıra sertlikteki değişime bağlıdır. İnce taneli yapının kaba taneli yapı ile karşılaştırıldığında aşınma şiddetinin küçük olması daha yüksek sertlik değeri yüzündendir.

V.A.Valitov, F.A.Sadykov, N.P.Barykin [25], 1997 yılında yaptıkları bir çalışmada, CuZnPb pirinç alaşımlarının 0,79m/s kayma hızı, 0,2-1,0 N/mm² basınç ve 1500m kayma mesafesi koşullarında aşınma direnci ve yapı üzerine farklı termomekanik işlemlerin etkisini incelemişlerdir.

İnce taneli bir yapı elde etmenin yollarından biri, çeşitli plastik deformasyon ve ardından tavlama dayalı termomekanik işlemdir. Deformasyon işlemi dövme ve haddeleme gibi metotlarla gerçekleştirilir ve bu işlemlerden sonra 250-300°C'de 2 saat tavllanır. İşlem türünün ve basıncın aşınma şiddetine etkisi incelendiğinde, 0,6 N/mm²'den daha küçük basınçlarda basıncın artmasıyla orantılı olarak aşınma şiddeti artar. Fakat 0,6 N/mm²'nin üzerindeki basınçlarda aşınma şiddetinin yükselişi daha büyük olup ve orta aşınma bölgesinden ayrılıp adhesiv aşınma bölgesine girilmiş olunur. Bütün basınç oranlarında β fazının mevcut olduğu yapının aşınma şiddeti, diğer yapılara nazaran daha yüksektir. 0,4 N/mm²'den daha yüksek basınçlarda mikrokristalin yapıya sahip alaşımın aşınma şiddeti, β fazına sahip alaşıma nazaran 1,5-2,0 kat daha küçük ve başlangıç duruma göre %25-30 daha küçük olur.

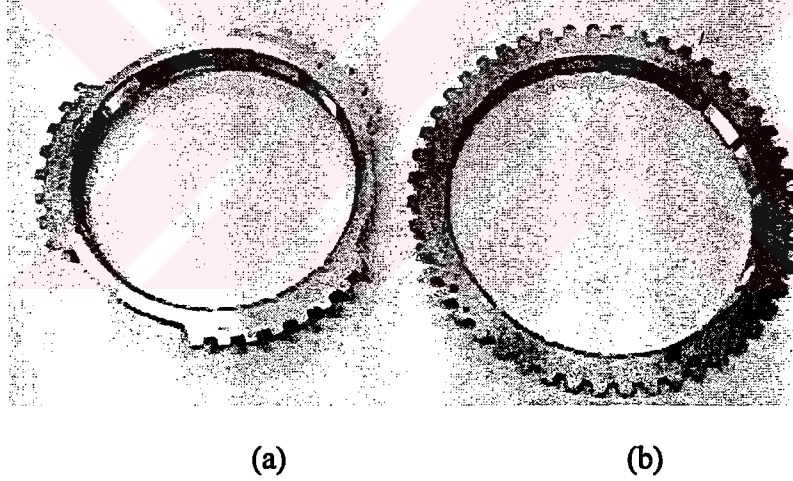
M. Sundberg, R. Sundberg, S. Hogmark ve arkadaşları tarafından 1987 yılında yapılan bir çalışmada [33] ise özel pirincin aşınma özelliklerine alüminyum, silisyum, kalay ve demir içeriğinin etkisi incelenmiştir. Özel pirinçlerin şiddetli aşınması karakteristik yüzey tabakası ile ilgilidir. En dış tabaka, saf α fazından

oluşan son derece küçük tane büyüklüğündedir. Miktarı silisyum, alüminyum, manganez ve çinko gibi elementlerle oranı artan β fazının oksidasyonu sonucu yüksek α fazı oluşur. Sonradan gelen tabaka mekanik etki ardından MnSi çökeltilerinin ayrışması yüzünden oluşan β fazınca zengin yapıdır. Aşınma direnci oksit çökeltilerle ve çökelti sertleştirilmesiyle mukavemeti artan α tabakasının özellikleriyle etkilenir. Artan Al, Mn ve Si miktarlarının ortak etkisi artan kalay etkisinden daha güçlüdür. Argonca zengin atmosferde yapılan aşınmada oksit çökelti derecesi azalır ve böylece α tabakasının dinamik yeniden kristalleşmesi kolaylaşır [33].

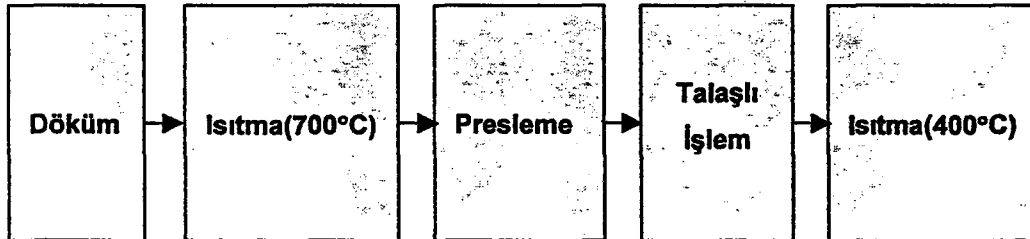


8. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Vites kutularında kullanılan senkromeçlerin yapıldığı yüksek mukavemetli pirinçlerin aşınma davranışlarının incelendiği bu çalışmada iki farklı boyutta senkromeç kullanılmıştır (Şekil 8.1). İncelenen senkromeçlerin üretimine ait akım şeması Şekil 8.2’de verilmiştir. Tez kapsamında, senkromeç yapımında kullanılan döküm parçalarının da aşınma davranışları incelenmiştir. Gerek senkromeç gerekse döküm parçalarından çıkarılan örnekler, geldikleri durumda ve çeşitli ısıtma işlemleri uygulandıktan sonra pin on disk tipi aşınma deneyine tabi tutulmuşlardır. Örneklerin mikroyapı karakterizasyonu Optik mikroskop incelemeleri, Transmisyon Elektron Mikroskobu incelemeleri (TEM) ve Mikrosertlik ölçümleriyle yapılmıştır.



Şekil 8.1 : Farklı çaplardaki senkromeç malzemeleri a) Grup A; b) Grup B



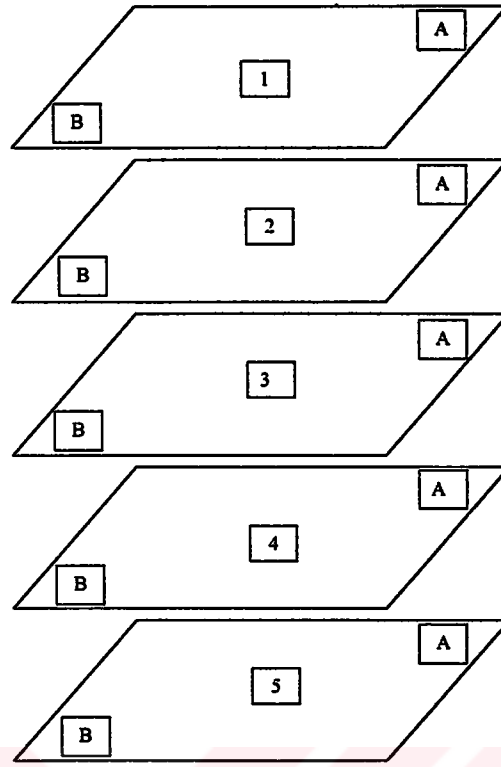
Şekil 8.2 : İncelenen senkromeçlerin üretimine ait akım şeması.

8.1. Alaşımların Kimyasal Bileşimleri

İncelenen malzemeler, döküm ve senkromeç olarak temin edilmiş olup, kimyasal bileşimleri Tablo 8.1’de verilmiştir. Bu tabloda Grup A, 95 mm çapındaki (Şekil 8.1a) ve Grup B, 110 mm çapındaki (Şekil 8.1 b) senkromeçlerin yapıldığı malzemeleri temsil etmektedir. Senkromeç olarak temin edilen Senkromeç (referans) kodlu malzeme kullanım koşullarında herhangi bir problem çıkarmamış, yurt dışından ithal edilmiş olan senkromeçtir. Senkromeç-1 üretici firma tarafından farklı zamanlarda üretilmiş olan senkromeçlerdir. Senkromeç-2 ise yerli üretim olup, sıcak presleme işleminden sonra temperleme işleminin yapıldığı fırının farklı bölgelerine yerleştirilmiş olan senkromeçleri temsil etmektedir (Şekil8.3).

Tablo 8.1 : Farklı kompozisyona sahip yüksek mukavemetli pirinçlerin bileşimleri (% Ağ.)

Örnek		Cu	Mn	Fe	Pb	Ni	Si	Al	Zn	P
GrupA	Döküm Çubuğu	58,5	3,86	0,77	0,037	0,58	0,06	2,44	32,6	1,02
	Senkromeç-1	58,9	3,84	0,8	0,03	0,59	0,06	2,34	32,4	1
	Senkromeç (Referans)	58,3	3,24	0,47	0,326	0,77	0,63	2,13	33,2	0,84
GrupB	Döküm Çubuğu	58,7	8,7	0,56	0,001	0,07	1,11	4,36	23,8	1,6
	Senkromeç-1	63	7,67	0,79	0,01	0,11	1,15	4,83	20,9	1,55
	Senkromeç-2	63,3	8,3	0,9	0,56	0,08	1,28	4,3	19,6	1,65
	Senkromeç (Referans)	63	8,44	1,11	0,627	0,09	1,72	4,85	18,6	1,67



Şekil 8.3 : Sıcak presleme işleminden sonra temperleme işleminin uygulandığı fırının farklı bölgeleri

8.2. Isıl İşlemler

Kimyasal bileşimleri Tablo 8.1’de verilen Grup A ve Grup B’deki Döküm çubuğu, Senkromeç-1, Senkromeç-2 örnekleri çeşitli ısı işlemlere tabi tutulmuştur. Döküm halindeki alaşımlara homojenleştirme sonrasında temperleme işlemleri uygulanmıştır. Homojenleştirme sıcaklığı 700 ve 800°C olup, örnekler bu sıcaklıklarda 1/2 ve 1 saat tutulduktan sonra suda ve havada oda sıcaklığına soğutulmuşlardır. Temperleme işlemleri ise 250 ila 800°C arasındaki farklı sıcaklıklarda 1/2 ve 1 saat olarak gerçekleştirilmiştir. Senkromeçler ve bazı döküm çubukları ise homojenleştirme işlemine tabi tutulmadan 400-470 °C’de 1 saat temperlenmişlerdir.

8.3. Metalografik Çalışmalar

Tablo 8.1’de kimyasal bileşimleri verilen malzemelerin iç yapılarını tespit etmek için metalografi çalışmaları yapılmıştır. Reçineye alınan örnekler, sırasıyla 150-240-360-400-600-800-1000-1200 numaralı zımpara kademelerinden geçirilmiştir, daha sonra

0,25µm'lik elmas pasta ile parlatılmıştır. Zımparalama ve parlatma kademelerinden sonra numuneler alkol ile temizlenerek kurutulmuşlar ve 5g Fe₃C, 95ml Alkol(metan), 2ml HCl(konsantre) çözeltisiyle dağlanmıştır. İç yapı incelemeleri Zeiss marka optik mikroskop kullanılarak yapılmıştır.

8.4. Geçirimli Elektron Mikroskobu Çalışmaları

Bu çalışmada hazırlanan örnekler JEOL™ 2000EX marka Geçirimli Elektron Mikroskobunda (TEM) 200 kV uyarma voltajı kullanılarak aydınlık alan, karanlık alan ve seçilmiş alan difraksiyon patern(SADP) çalışmaları yapılarak inelenmiştir.

İlk aşamada 200-300µm kalınlığında kesitler alınmış ve bunlardan TEM için 3 mm çapında diskler kesilmiştir. Daha sonra her bir 3 mm çapındaki diskler hassas-disk öğütücüde 20µm'e kadar inceltilmiş ve son inceltme işlemi de tek-jetli elektro parlatma ünitesinde gerçekleştirilmiştir. Tek jetli bu sistemde elektrolit çözeltisi olarak HNO₃(%25), metanol(%75) kullanılmıştır. Parlatma işlemi -50/-40°C'de, 20V ve 25 mA değerlerinde yapılmıştır.

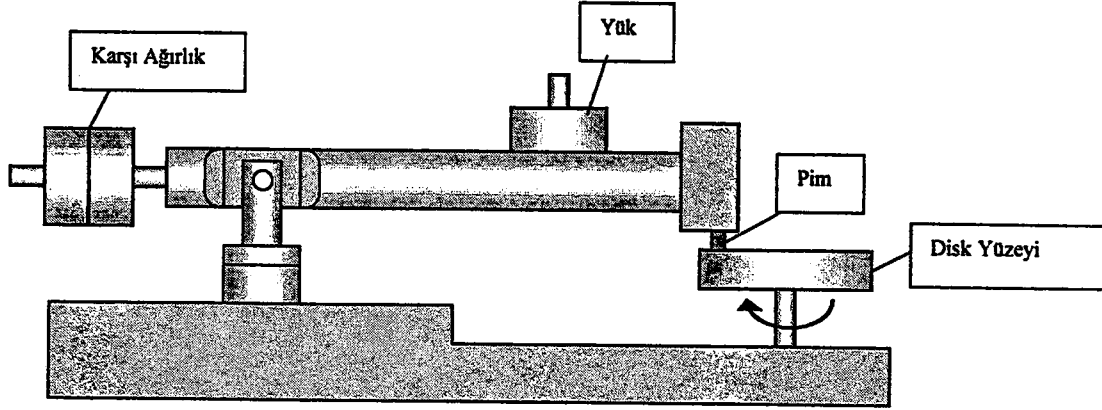
8.5. Sertlik Deneyleri

Reçineye alınmış olan metalografi örneklerin mikrosertlik ölçümü "TOKUN" sertlik cihazında yapılmıştır. Sertlik, 136°'lik piramit uça 200 gr yük uygulanarak, örneklerin 10 farklı bölgesinde vickers cinsinden alınmıştır. Bu değerlerin ortalamasından her alaşım ve işlem koşulu için HV 0,2 sertlik değeri belirlenmiştir.

8.6. Aşınma Deneyleri

İnelenen malzemelerin aşınma davranışları Şekil 8.4 'deki pin on disk tipi DMS marka aşınma cihazında belirlenmiştir. Deneyler ASTM G 99 standartlarına göre hazırlanan çapı 4 mm olan deney örnekleriyle (pin) yapılmıştır. Metal-metal aşınma deneyleri 27 N yükte gerçekleştirilmiştir. Karşı malzeme (disk) olarak yüzeyi 560 HV sertliğine ve yüzey pürüzlülüğü Ra=0,77 µm olan 8620 kalite semantasyon çeliği ve 65 HRC sertliğine ve yüzey pürüzlülüğü Ra=0,3µm olan M2 kalite takım çeliği kullanılmıştır. Aşınma deneylerinde örnekler (pin) 27N'luk normal yük altında disk

üzerinde 10 km aşındırılmıştır. Diskin dönme hızı 54 devir/dakika olup, örneklerin her 1 ve 2 km'lik kayma mesafesi sonrasında ağırlık kayıpları ölçülmüştür. Aşınma deneyleri 20-24°C sıcaklıkta ve %40-50 bağıl nem içeren ortamda yapılmıştır.



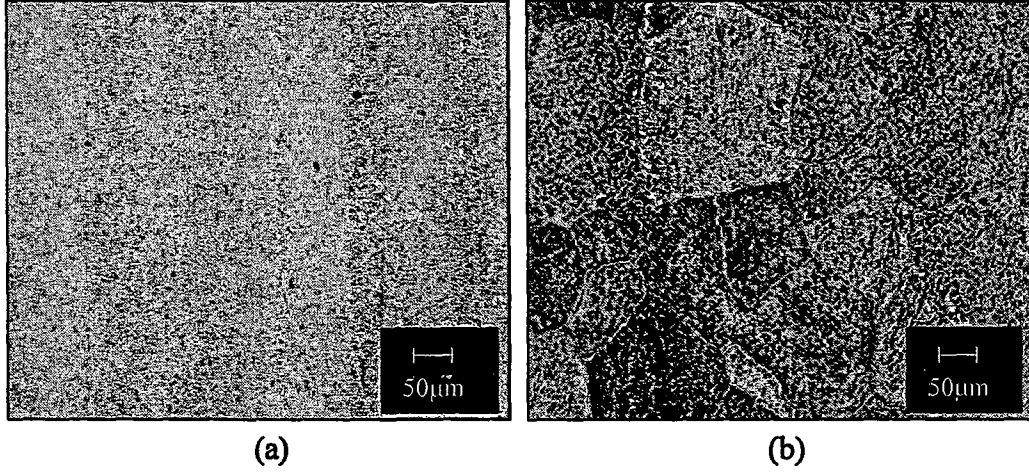
Şekil 8.4 : Pin on disk tipi DMS marka aşınma cihazı.

9. DENEY SONUÇLARI VE İRDELENMESİ

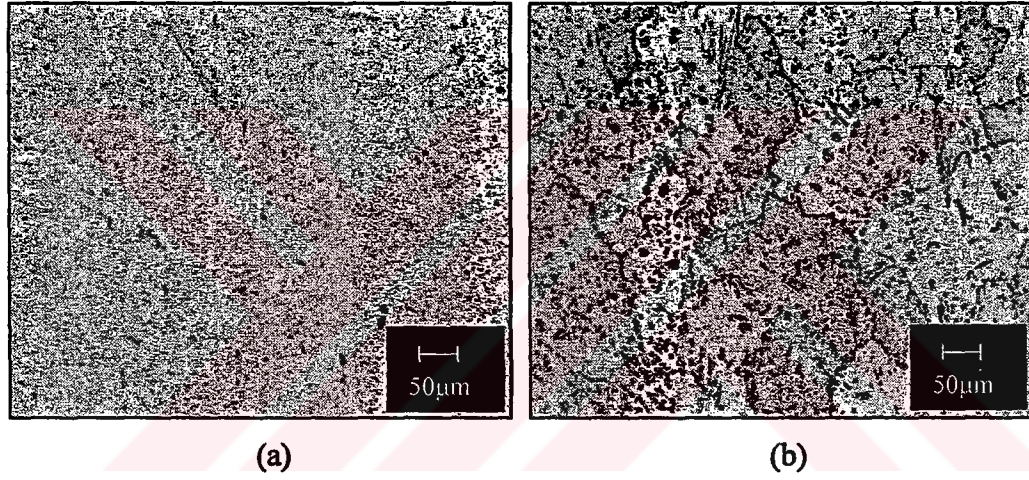
9.1. Karakterizasyon Sonuçları

9.1.1. Grup A ve Grup B Döküm Çubukları

İncelenen alaşımların kimyasal bileşimini gösteren Tablo 8.1'e göre döküm çubuğu olarak temin edilmiş Grup A Grup B' den daha düşük Al, Mn, Si içeriğine sahiptir. Mikrosertlik ölçümlerinde Grup A'nın sertliği 202 HV, Grup B'nin sertliği 267 HV olarak ölçülmüştür. Yapılan ısıtıl işlemlere bağlı olarak Grup A ve Grup B' in sertlik değerleri Ek A 'da verilmiştir. Grup A ve Grup B döküm örneklerin dağlanmış ve dağlanmamış mikroyapıları Şekil 9.1 ve Şekil 9.2'de görülmektedir. Dağlanmamış durumda, Grup B 'in mikroyapısında tabaka şekilli ikinci bir faz mevcuttur. Standart yüksek mukavemetli pirinç alaşımının döküm yapısı çinkoca zengin β matrisinde iğnemsî yapıda α katı çözültisi ile demirce zengin siyah çökeltilerden oluşmaktadır [10]. Grup A döküm yapısı α ve β fazından ibaret olup, β matrisin tane sınırlarında α fazı mevcuttur. Al, Mn, Si miktarı arttıkça tabaka şekilli yapının büyümekte olduğu Grup B döküm alaşımının dağlanmış ve dağlanmamış mikroyapısında gözlenmektedir.

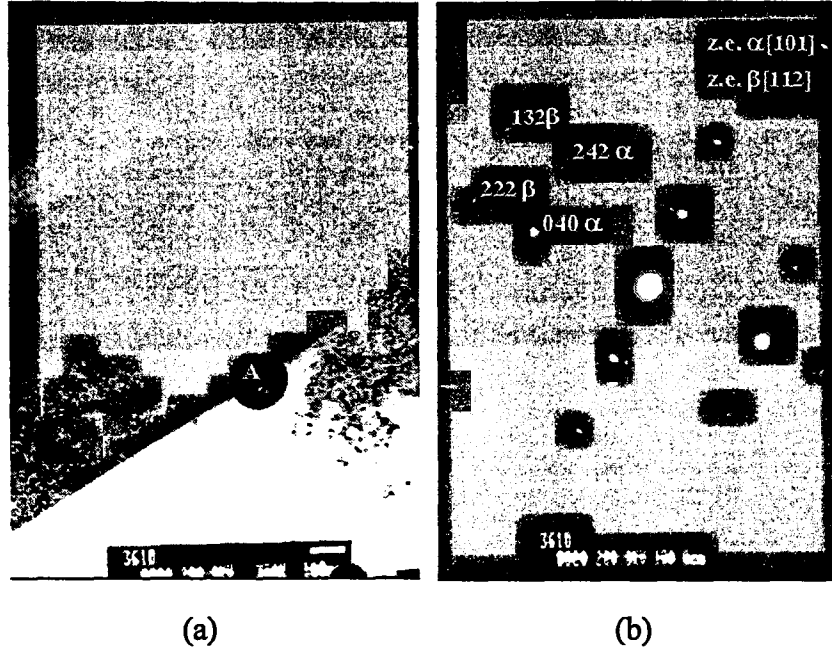


Şekil 9.1 : Grup A döküm alaşımının mikroyapısı, a) Dağlanmamış, b) Dağlanmış mikroyapı.



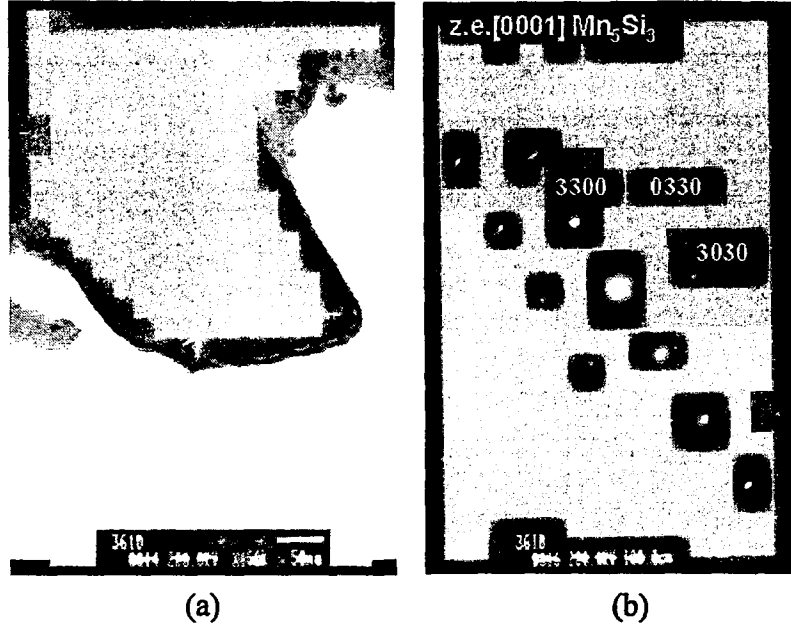
Şekil 9.2 : Grup B döküm alaşımının mikroyapısı, a) Dağlanmamış, b) Dağlanmış mikroyapı.

Grup A döküm örneklerinin Geçirimli Elektron Mikroskopisi teknikleri ile mikroyapısal karakterizasyonunda malzemenin β ve α olmak üzere iki ana faz yapısında olduğu saptanmıştır. Şekil 9.3 (a)'da Grup A malzemesinin döküm sonrası mikroyapısını gösteren TEM aydınlık alan görüntüsü verilmektedir. Bu görüntüde β matrisi içerisinde tabaka şeklinde α fazı yapısı mevcuttur. α tabakalarının kalınlığı yaklaşık 700-800nm boyutlarında olduğu tespit edilmiştir. Şekil 9.3 (b)'de bu aydınlık alan görüntüsüne ait α - β arayüzeyi üzerinde A ile işaretlenen bölgeden alınan seçilmiş alan difraksiyon paternini (SADP) göstermektedir.



Şekil 9.3 : Grup A döküm malzemeye ait TEM a) aydınlık alan fotoğrafı (X50K), b) elektron difraksiyon paterni (L=100cm, 200kV)

Söz konusu SADP indislenmesi sonucu mikroyapının, HMKyapıda ve $a=2,95$ latis parametresinde β matrisi ve bunun içersinde bulunan tabakalı morfolojide YMK yapıda α fazı olduğu anlaşılmıştır. Şekil 9.4 (a) Aydınlık alan görüntüsünde β matrisi içerisinde dağılmış 600-700 nm boyutunda ve dikdörtgen şekilli Mn_5Si_3 partikülleri içerdiği saptanmıştır. Şekil 9.4 (b)'de söz konusu bu partikülden alınmış SADP verilmektedir. SADP sph ve $a=6,898$ latis parametresinde Mn_5Si_3 olarak indislenmiştir. Şekil 9.5'de bu SADP'de $\{3300\}$ düzleminden alınmış karanlık alan fotoğrafında Mn_5Si_3 partikülü aydınlık olarak belirlemekte ve SADP 'nin de bu partikülden geldiğini doğrulamaktadır.



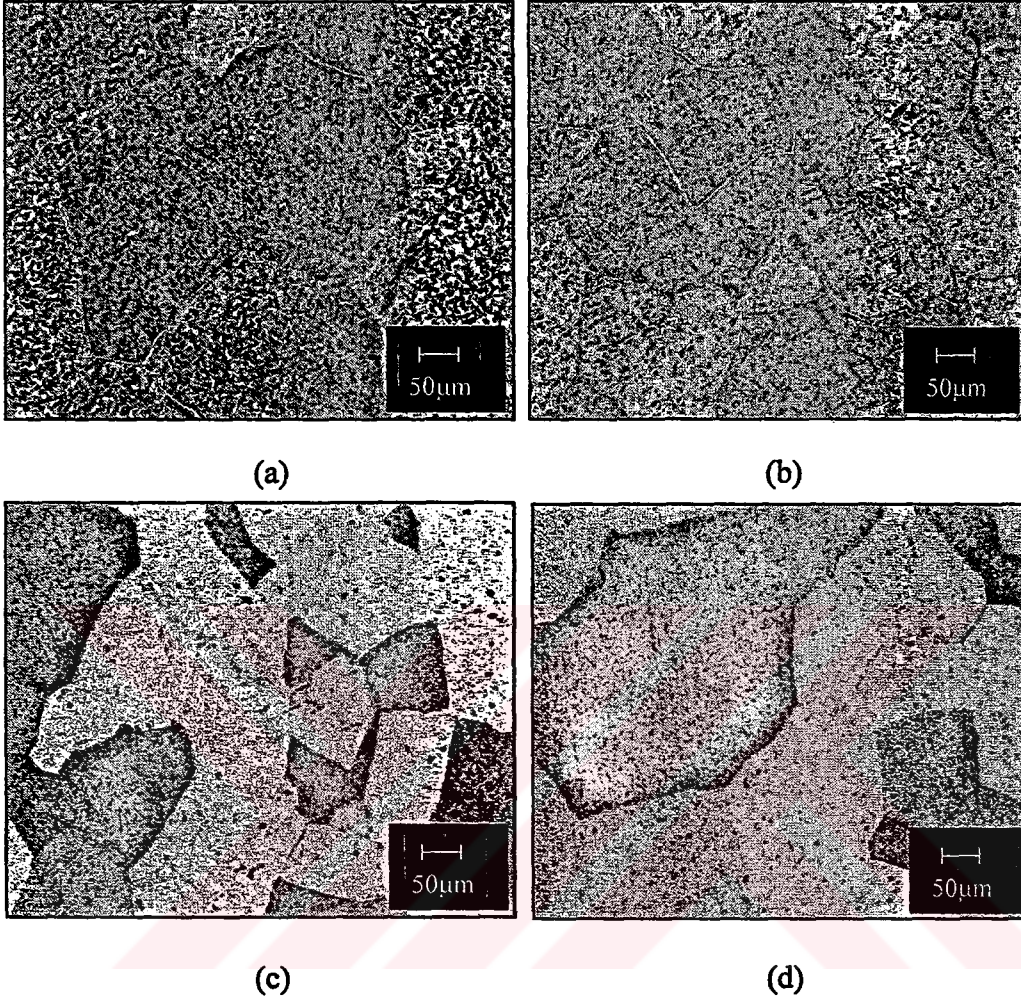
Şekil 9.4 : Grup A döküm malzemenin Mn_5Si_3 partiküllerine ait TEM a) aydınlık alan fotoğrafı (X50K), b) elektron difraksiyon paterni ($L=100cm$, 200kV)



Şekil 9.5: Grup A döküm malzemenin Mn_5Si_3 partiküllerine ait TEM karanlık alan fotoğrafı (X150K)

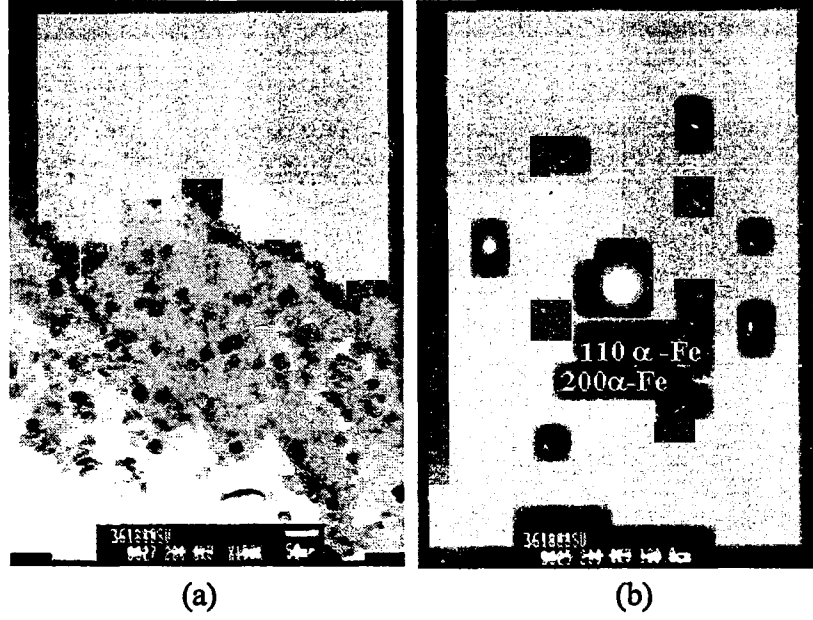
Şekil 9.6'da Grup A döküm örneğinin $800^{\circ}C$ 'de 1 saat süreyle homojenleştirilip su verilmiş ardından $400^{\circ}C$, $500^{\circ}C$, $600^{\circ}C$, $700^{\circ}C$ 'de temperlenmiş haldeki mikroyapıları görülmektedir. Şekil 9.6'da görüldüğü gibi $800^{\circ}C$ 'de homojenleştirilip $400^{\circ}C$ 'de temperlenmiş Grup A döküm yapısında β matris fazı içerisinde homojen

olarak çökelmiş α fazı vardır. Grup A'da temperleme sıcaklığı arttıkça α fazı çökeltilerinin miktarı azalarak tek fazlı yapıya yaklaşılmaktadır.

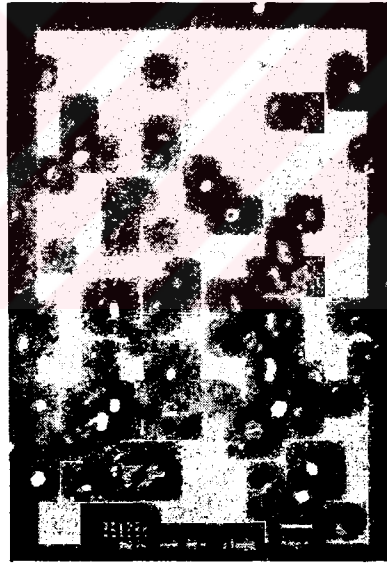


Şekil 9.6 . Grup A döküm örneğinin 800°C'de homojenleştirmeden sonra a) 400°C, b) 500°C, c) 600°C, d) 700°C'de temperlenmiş haldeki mikroyapısı.

Geçirimli Elektron Mikroskopisi teknikleri ile mikroyapısal karakterizasyonunda Şekil 9.7 (a) Grup A malzemesinin 800°C'de 1 saat sonra su verilmiş döküm örneğinin mikroyapısını gösteren TEM aydınlık alan görüntüsüdür. Bu görüntüde β matrisi içerisinde dağılmış küresel α -Fe partikülleri yapısı mevcuttur. α -Fe partikülleri ise yaklaşık 20-30 nm boyutlarındadır. Şekil 9.7 (b) bu aydınlık alan görüntüsüne ait α -Fe partiküllerin nanokristal yapısını belirten halka difraksiyon paternidir. Şekil 9.8'de bu halka paterninde $\{110\}$ ve $\{200\}$ düzlem ailelerinden alınan karanlık alan görüntüsüdür.



Şekil 9.7: 800°C'de 1 saat sonra su verilmiş Grup A döküm malzemeye ait TEM a) aydınlık alan fotoğrafı (X100K), b) elektron difraksiyon paterni (L=100cm, 200kV)



Şekil 9.8 : 800°C'de 1 saat sonra su verilmiş Grup A döküm malzemenin TEM karanlık alan fotoğrafı (X100K)

Şekil 9.9'da yine 800°C'de 1 saat sonra su verilmiş Grup A döküm malzemesinin bir başka bölgesinden alınmış TEM aydınlık alan görüntüsü verilmektedir. Aydınlık alan görüntüsünde β matrisi içerisinde dağılmış 1,5-2 μm boyutunda ve yıldız şeklinde Mn_5Si_3 partiküllerinin içerdiği saptanmıştır.



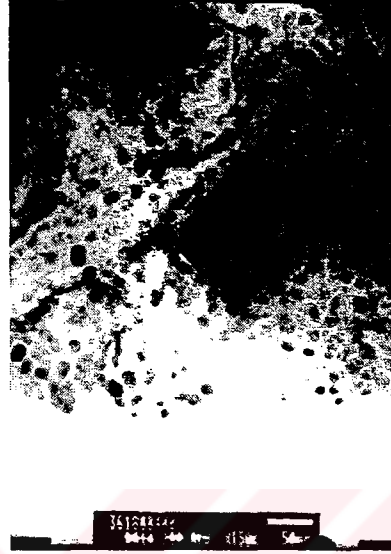
Şekil 9.9 : 800°C’de 1 saat sonra su verilmiş Grup A döküm malzemenin Mn₅Si₃ partiküllerine ait TEM aydınlık alan fotoğrafı (X25K)

Şekil 9.10 Grup A malzemesinin 800°C’de 1 saat homojenleştirme ardından 400°C’de 1 saat temperlemiş döküm örneğinin mikroyapısını gösteren TEM aydınlık alan görüntüsüdür. Bu görüntüde β matrisi içerisinde tabaka şeklinde α fazı, β matrisi ve α fazı içerisinde dağılmış küremsi şeklinde α -Fe partikülleri yapısı görülmektedir. α tabakalarının kalınlığı yaklaşık 600-700 nm boyutlarında, α -Fe partikülleri ise yaklaşık 20-30 nm boyutlarında olduğu tespit edilmiştir.



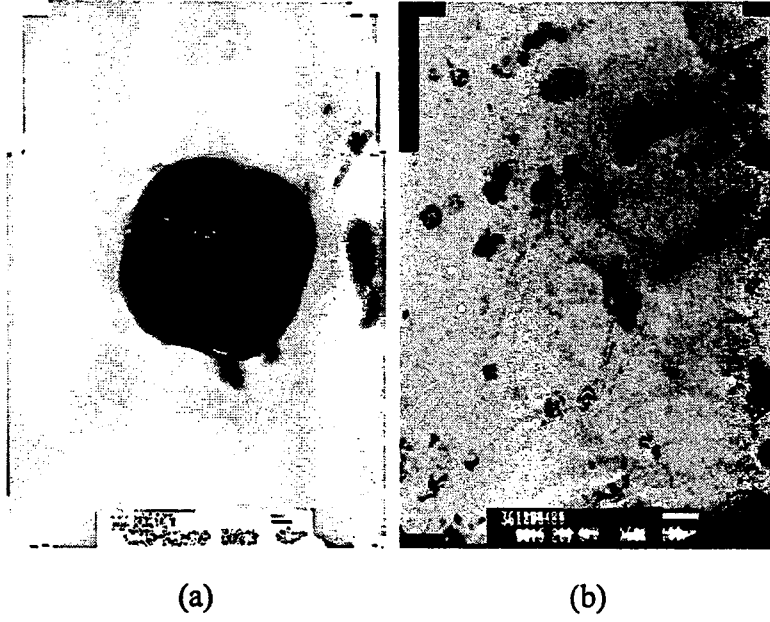
Şekil 9.10 : 800°C’de 1 saat homojenleştirme ardından 400°C’de 1 saat temperlemiş Grup A döküm malzemeye ait TEM aydınlık alan fotoğrafı (X75K)

Şekil 9.11’de yine 800°C’de 1 saat homojenleştirme ardından 400°C’de 1 saat temperlemiş döküm örneğinin bir başka bölgesinden alınmış TEM aydınlık alan görüntüsü verilmiştir. Aydınlık alan görüntüsünde β matrisi içerisinde dağılmış 100-200 nm boyutunda ve kare şekilli Mn_5Si_3 partiküllerinin içerdiği saptanmıştır.



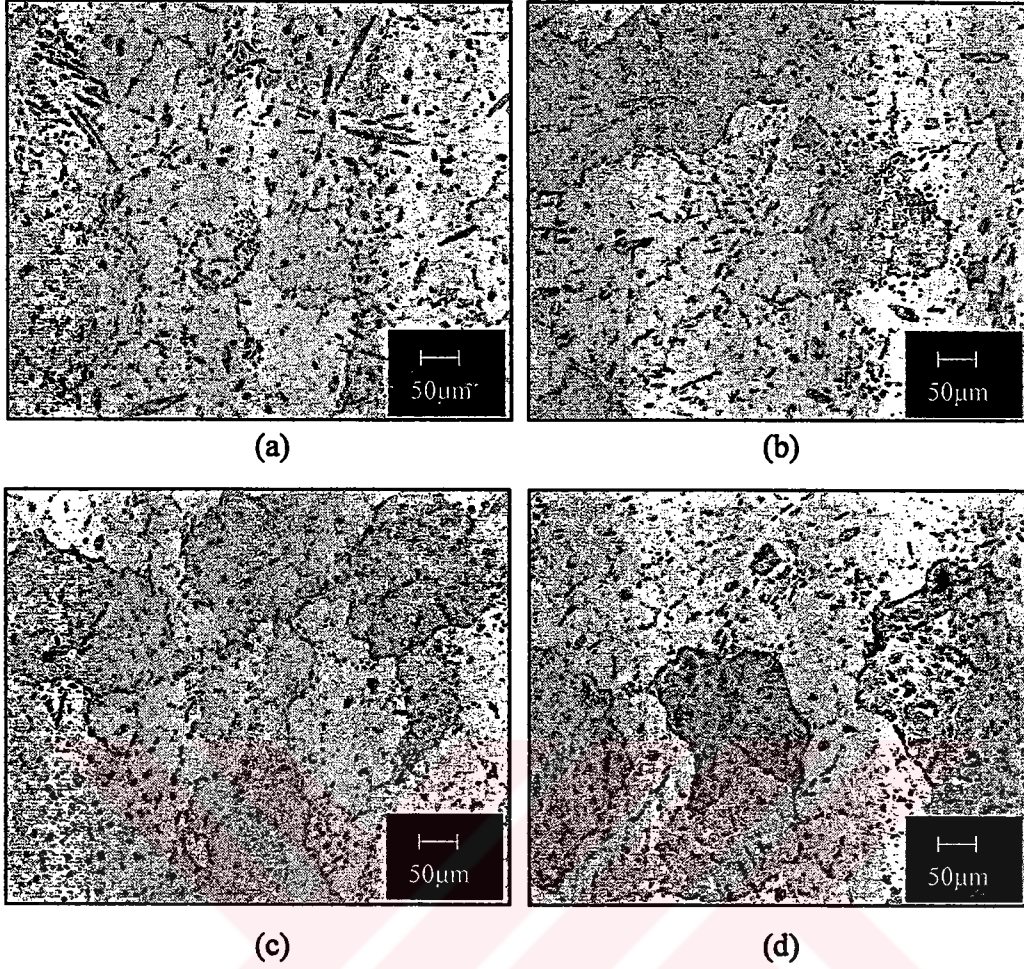
Şekil 9.11 : 800°C’de 1 saat homojenleştirme ardından 400°C’de 1 saat temperlemiş Grup A döküm malzemesinin Mn_5Si_3 partiküllerine ait TEM aydınlık alan fotoğrafı (X150K)

Şekil 9.12 (a) Grup A malzemesinin 800°C’de 1 saat homojenleştirme ardından 500°C’de 1 saat temperlemiş döküm örneğinin mikroyapısını gösteren TEM aydınlık alan görüntüsüdür. Bu görüntüde β matrisi içerisinde dağılmış 200-300 nm boyutunda kare şekilli Mn_5Si_3 partiküllerinin mevcut olduğu saptanmıştır Şekil 9.12 (b) TEM aydınlık alan görüntüsünde β matrisi içerisinde dağılmış küremsi şekilde α -Fe partikülleri mevcuttur. α -Fe partikülleri ise yaklaşık 50 nm boyutlarında olduğu tespit edilmiştir.



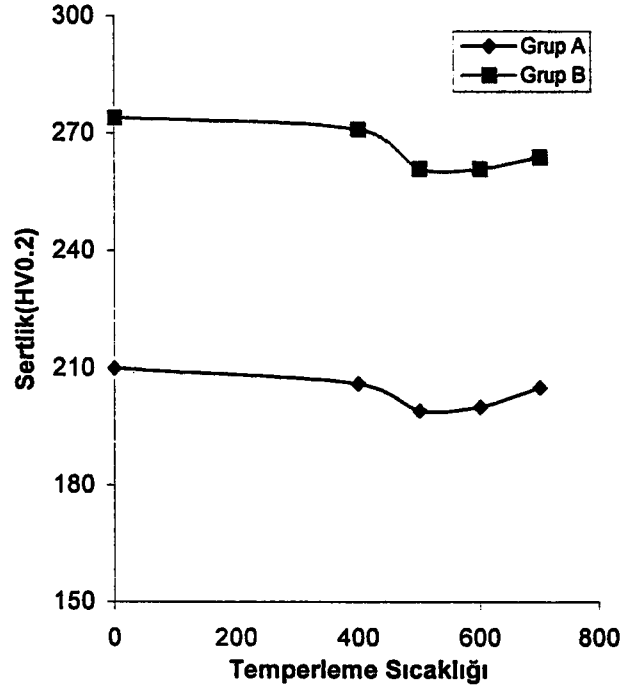
Şekil 9.12 : 800°C’de 1 saat homojenleştirme ardından 500°C’de 1 saat temperlemiş Grup A döküm malzemenin a) Mn_3Si_3 partiküllerine ait TEM aydınlık alan fotoğrafı (X120K), b) α -Fe partiküllerine ait TEM aydınlık alan fotoğrafı (X60K).

Şekil 9.13’de Grup B döküm örneğinin 800°C’de 1 saat süreyle homojenleştirilip su verilmiş ardından 400°C, 500°C, 600°C, 700°C’de temperlenmiş haldeki mikroyapıları görülmektedir. Grup B’de de temperleme sıcaklığı arttıkça α fazı çökeltilerinin miktarı azalarak tek fazlı yapıya yaklaşılmaktadır.



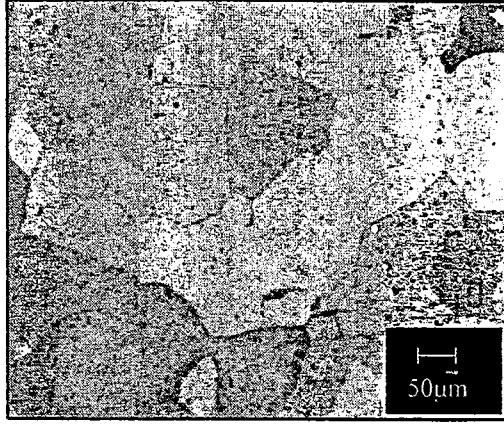
Şekil 9.13 . Grup B döküm örneğinin 800°C’de homojenleştirmeden sonra a) 400°C, b) 500°C, c) 600°C, d) 700°C’de temperlenmiş haldeki mikroyapısı.

800°C’de 1 saat homojenleştirilmiş örneklerin sertliğine temperleme sıcaklığının etkisi Şekil 9.14’de görülmektedir. Bileşiminde daha yüksek oranda Al, Mn, Si içeren Grup B’ ye uygulanan ısıt işlem sonrasında da Grup A’ya nazaran daha yüksek sertlik değeri elde edilmektedir.

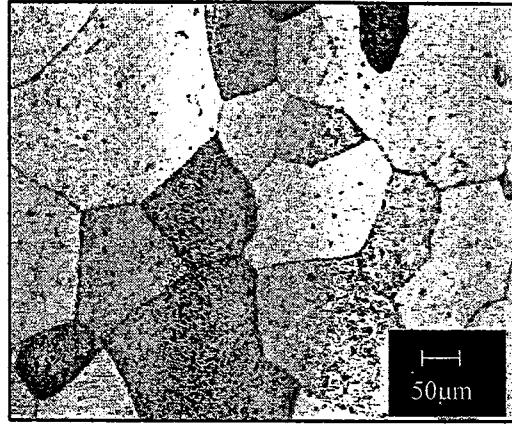


Şekil 9.14 : 800°C’de 1 saat homojenleştirip sakın havada soğutulan Grup A ve Grup B örneklerin sertliğine temperleme sıcaklığının etkisi.

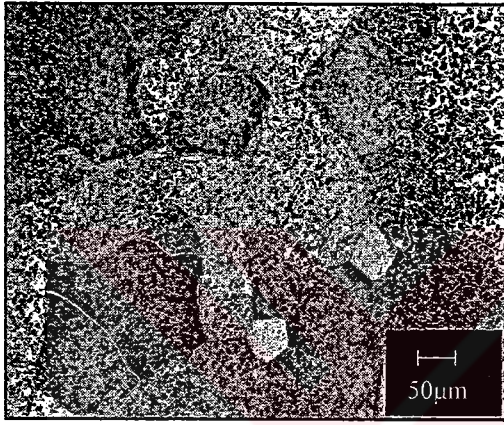
700 °C ‘de 1 saat süreyle homojenleştirmeden sonra sakın havada soğutulup ardından tekrar 250°C-450°C’da 1 saat süreyle temperlenen Grup A ve Grup B’nin mikroyapıları Şekil 9.15 ve Şekil 9.16’da verilmektedir. Düşük sıcaklığa 1 saat yeniden ısıtma (250 °C ile 450 °C) orijinal olarak yavaş soğutulmuş yapıyı etkilemiştir. Temperleme sıcaklığı arttıkça α fazının arttığı ve buna bağlı olarak sertliğin bir miktar düştüğü Şekil 9.17’de görülmektedir.



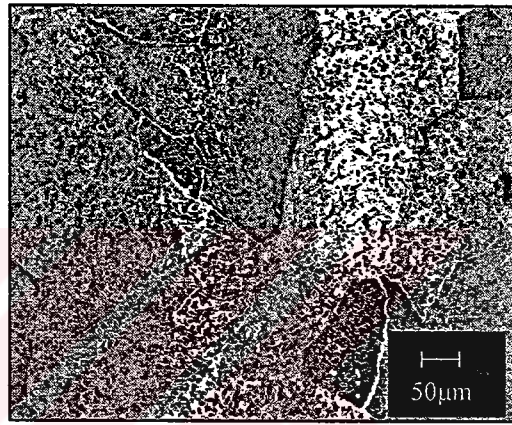
(a)



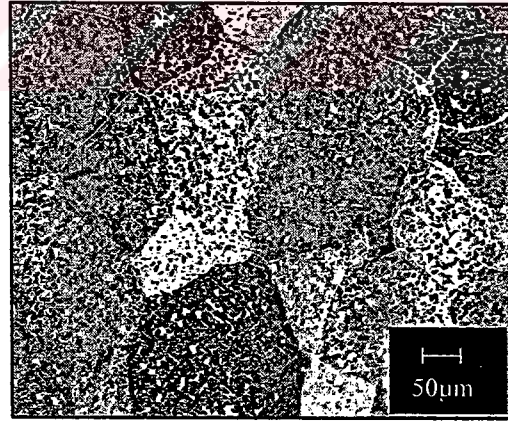
(b)



(c)

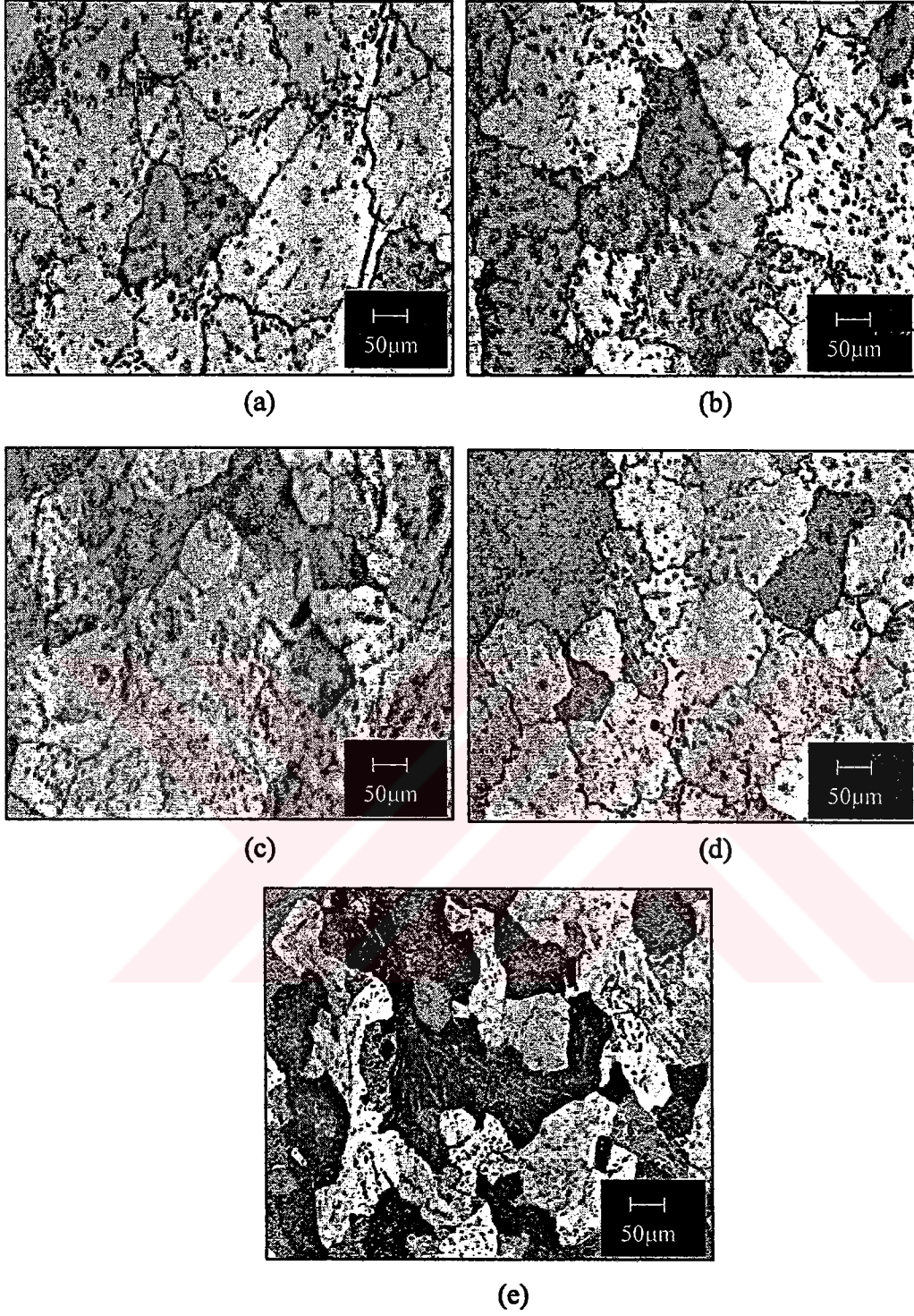


(d)

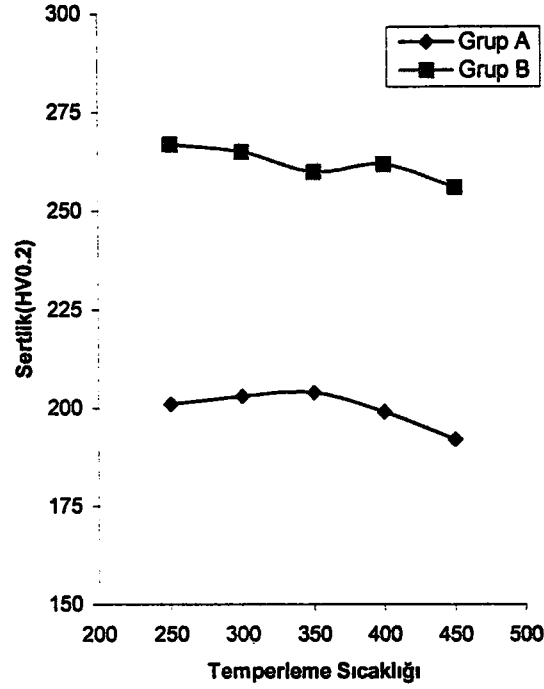


(e)

Şekil 9.15 : Grup A döküm örneğinin 700 °C 'da homojenleştirip vakumda soğutulduktan sonra a) 250°C, b) 300°C, c) 350°C, d) 400°C, e) 450°C 'de temperlenmiş haldeki mikroyapıları.

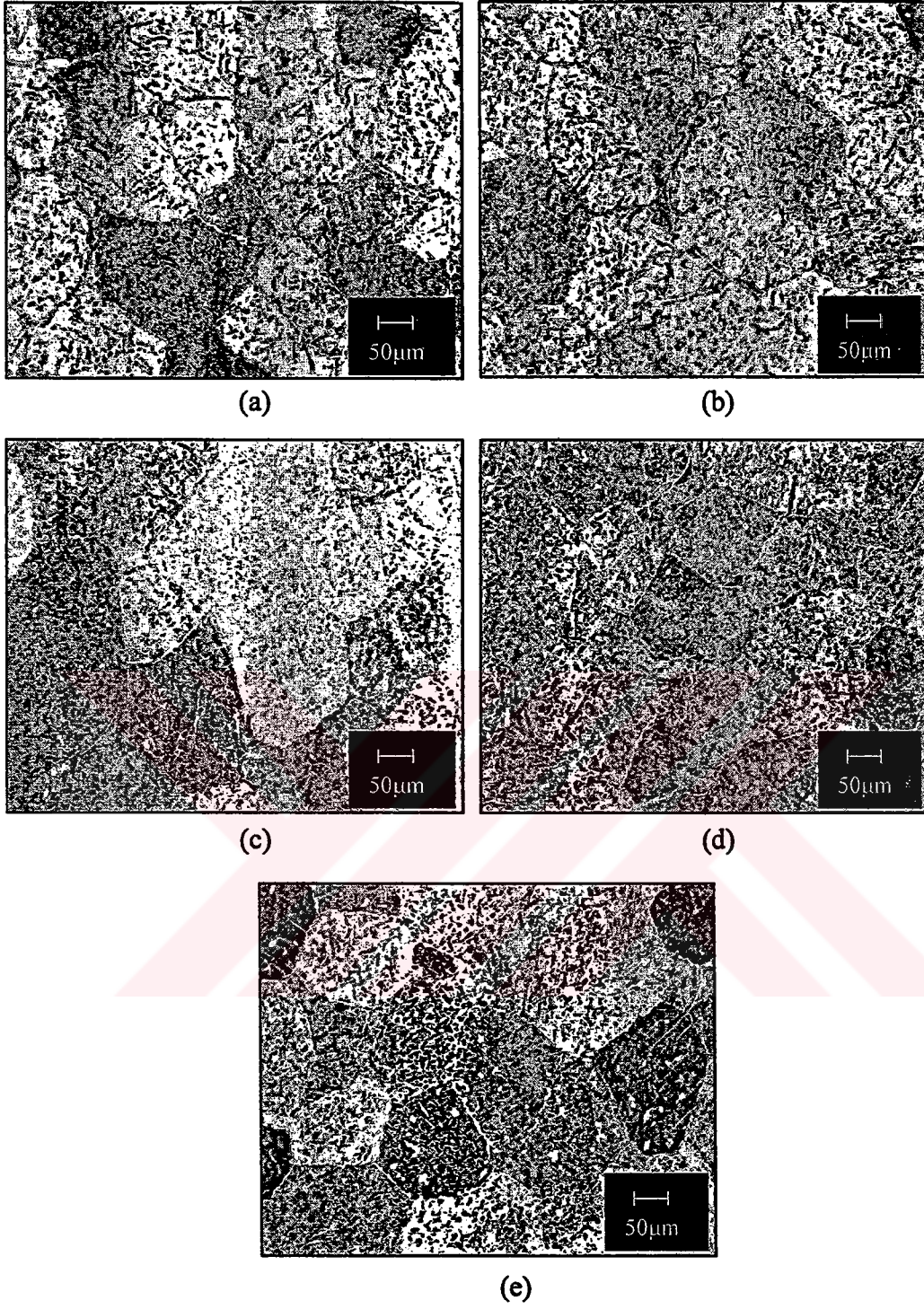


Şekil 9.16 : Grup B döküm örneğinin 700 °C 'da homojenleştirip vakum havada soğutulduktan sonra a) 250°C, b) 300°C, c) 350°C, d) 400°C, e) 450°C' de temperlenmiş haldeki mikroyapıları.

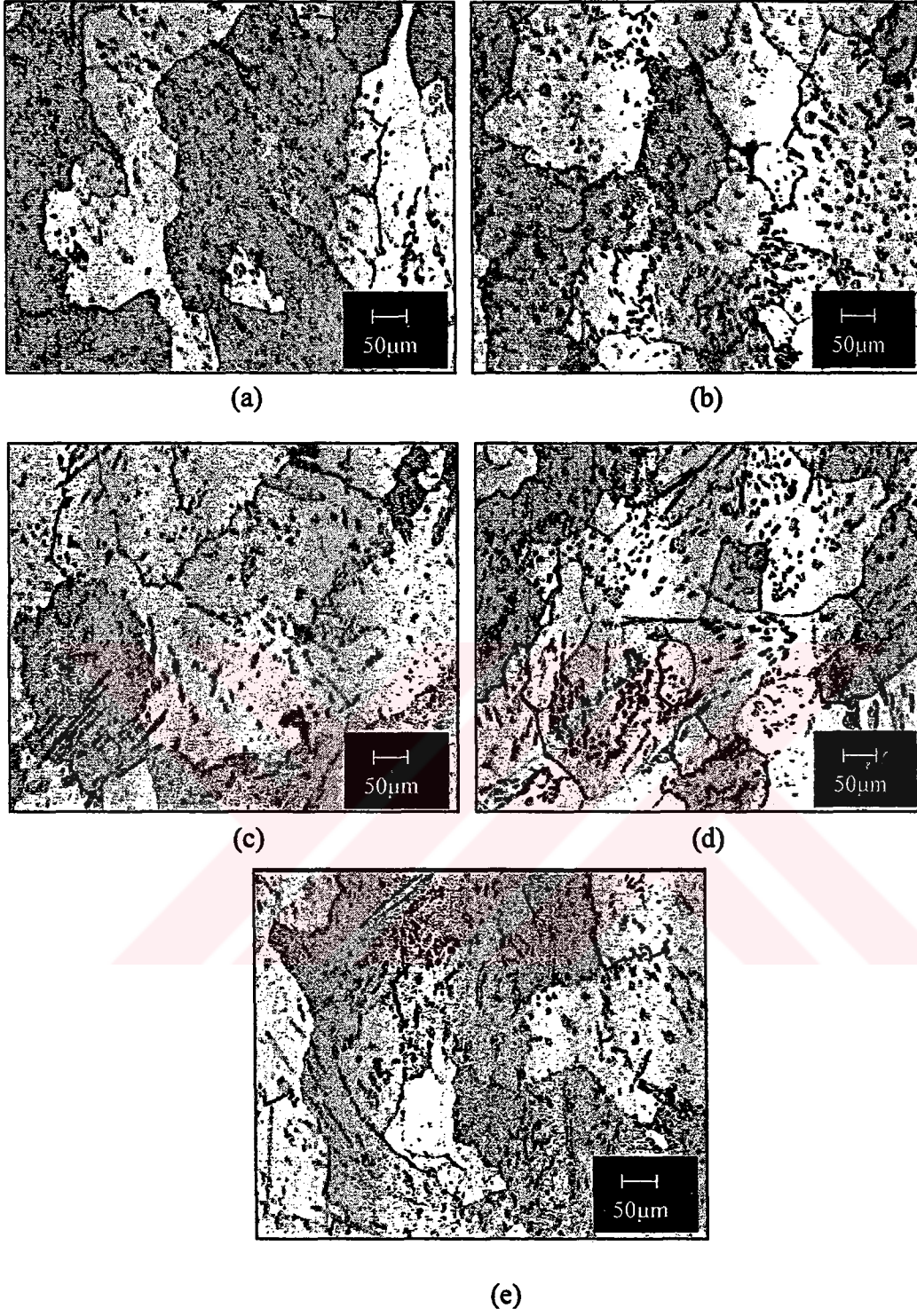


Şekil 9.17 : 700 °C 'da homojenleştirip sakin havada soğutulan Grup A ve Grup B örneklerin sertliğine temperleme sıcaklığının etkisi.

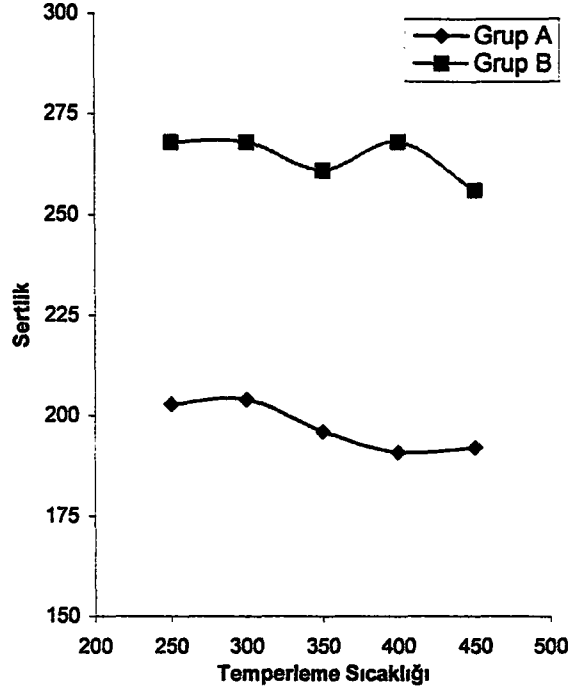
Temperleme sıcaklığının etkisini görmek için Grup A ve Grup B döküm örneklerine homojenleştirme işlemi uygulanmadan (yani döküm yapısında iken) 250°C, 300°C, 350°C, 400°C, 450°C'de 1 saat süreyle temperlenme işlemine tabi tutulmuşlardır. Şekil 9.18'de Grup A döküm örneğinin ve Şekil 9.19'da ise Grup B döküm örneğinin 250°C, 300°C, 350°C, 400°C, 450°C'da temperlemiş haldeki mikroyapıları görülmektedir. Bu örneklerde temperleme sıcaklığı arttıkça mikroyapıyı da α fazının arttığı ve buna bağlı olarak sertliğin bir miktar azaldığı Şekil 9.20'de görülmektedir.



Şekil 9.18 : Grup A döküm örneğinin a) 250°C, b) 300°C, c) 350°C, d) 400°C, e) 450°C’de temperlenmiş haldeki mikroyapıları.

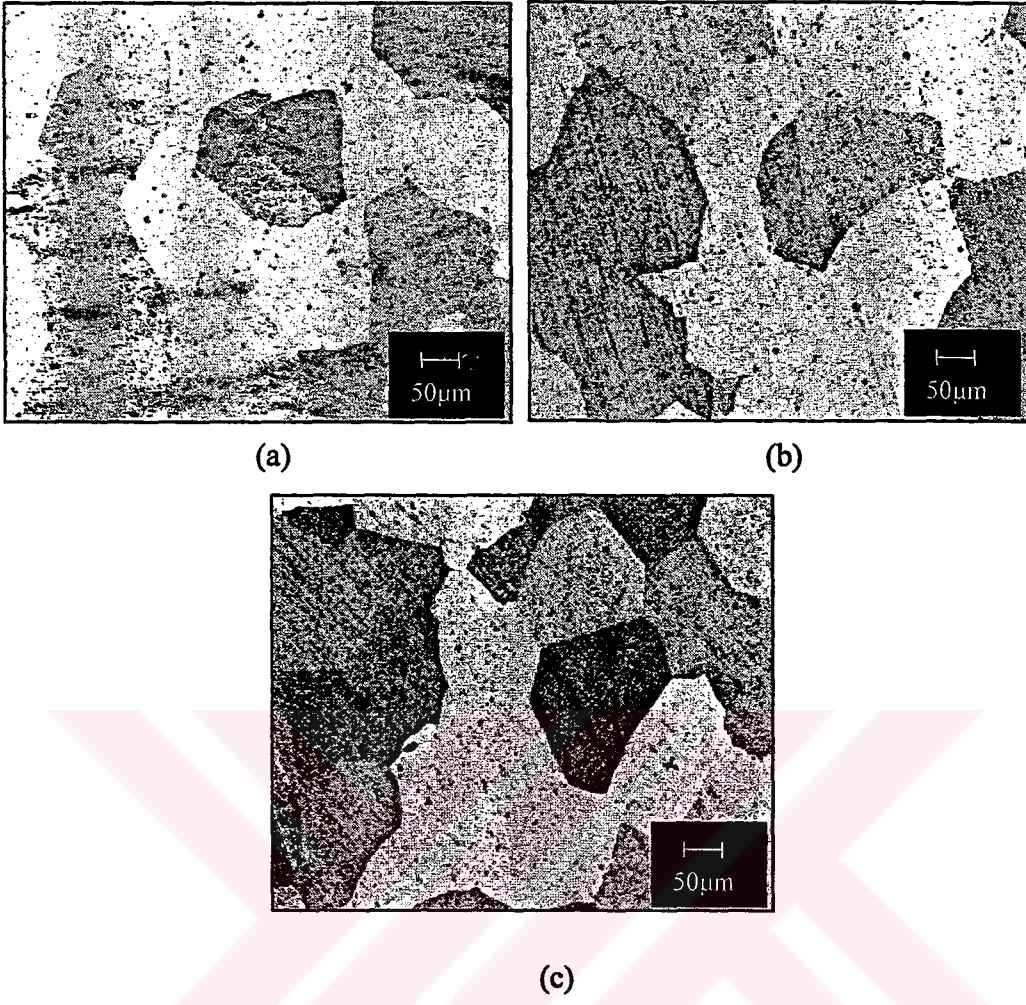


Şekil 9.19 : Grup B döküm örneğinin a) 250°C, b) 300°C, c) 350°C, d) 400°C, e)450°C’de temperlenmiş haldeki mikroyapıları.

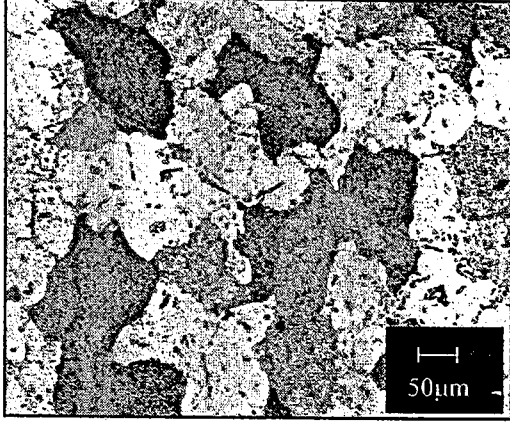


Şekil 9.20 : Grup A ve Grup B örneklerin sertliğine temperleme sıcaklığının etkisi.

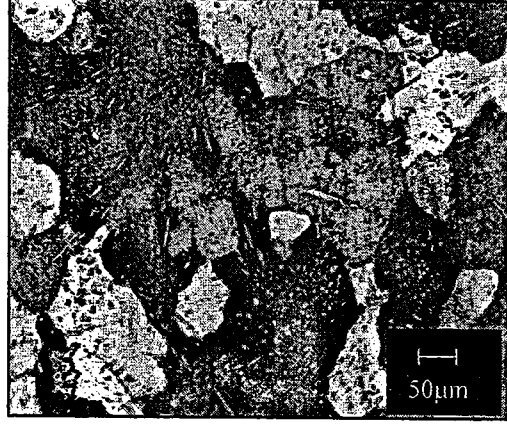
Grup A ve Grup B döküm örnekleri 700 °C'de 1/2 saat süreyle homojenleştirmeden sonra vakum havada soğutulup ardından 700°C, 750°C, 800°C'de 1/2 saat tutulduktan sonra suya verilmişlerdir. Su verme sıcaklığının sertliğe etkisi Şekil 9.23'de verilmektedir. Bu işlem sonrasında elde edilen Grup A ve Grup B'nin yapısı β fazından ibaret olup mikroyapıları Şekil 9.21 ve Şekil 9.22'de görülmektedir. Su verme sıcaklığı artmasıyla Grup B'de bir sertlik artışı olmuştur. Ancak Grup A'da önemli bir sertlik artışı görülmemiştir.



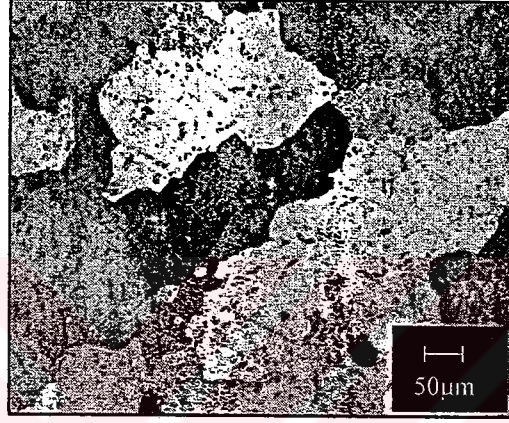
Şekil 9.21 : Grup A döküm örneğinin 700 °C 'da (1/2 saat) homojenleştirip sakın havada soğutulduktan sonra a) 700°C, b) 750°C, c) 800°C'da (1/2 saat) havada su verilmiş haldeki mikroyapıları.



(a)

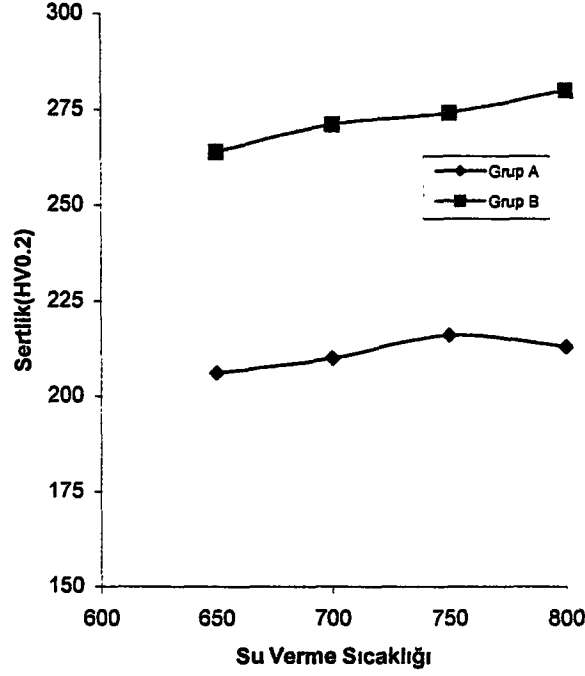


(b)



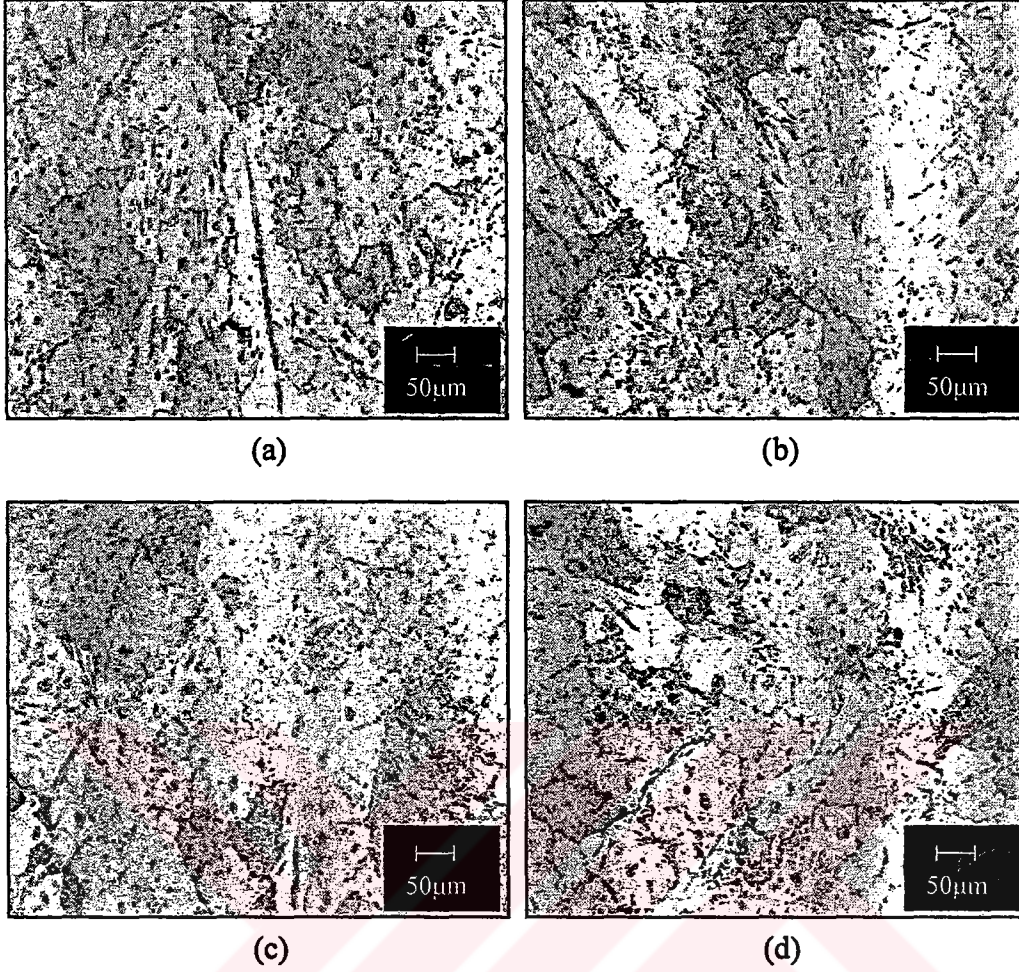
(c)

Şekil 9.22 : Grup B döküm örneğinin 700 °C 'da (1/2 saat) homojenleştirip soğutulan havada soğutulduktan sonra a) 700°C, b) 750°C, c) 800°C'da (1/2 saat) havada su verilmiş haldeki mikroyapıları.



Şekil 9.23 : 700 °C 'da homojenleştirip sakin havada soğutulan Grup A ve Grup B örneklerin sertliğine temperleme sıcaklığının etkisi.

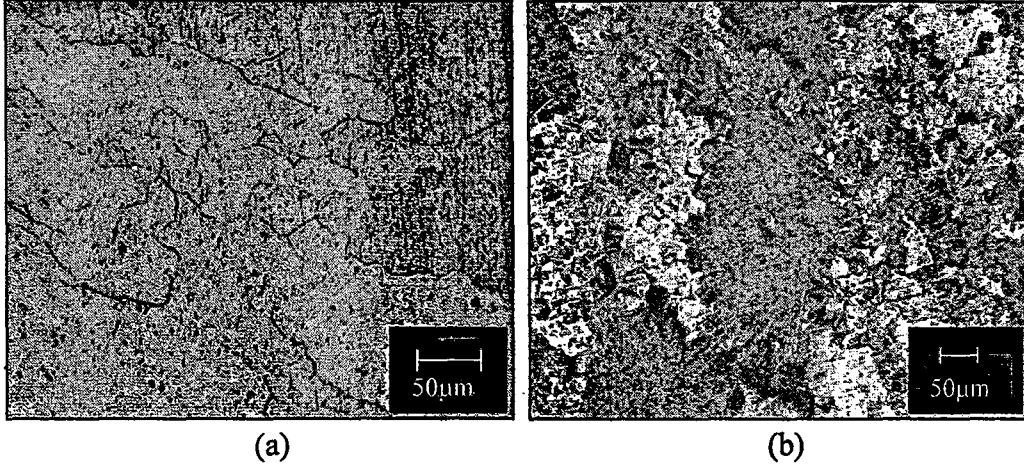
Grup B döküm örneklerine 400°C ve 470°C 'de 1 saat süreyle temperleme ısı işlemini uyguladıktan sonra farklı soğutma hızlarına bağlı olarak mikroyapıda önemli bir değişiklik olmadığı Şekil 9.24'de görülmektedir.



Şekil 9.24 : Grup B döküm örneğinin 400°C ve 470°C’de (1 saat) temperlendikten sonra farklı soğutma hızlarındaki mikroyapıları a) 400°C suda soğutma, b) 400°C fırında soğutma, c) 470°C havada soğutma,d) 470°C’ de fırında soğutma.

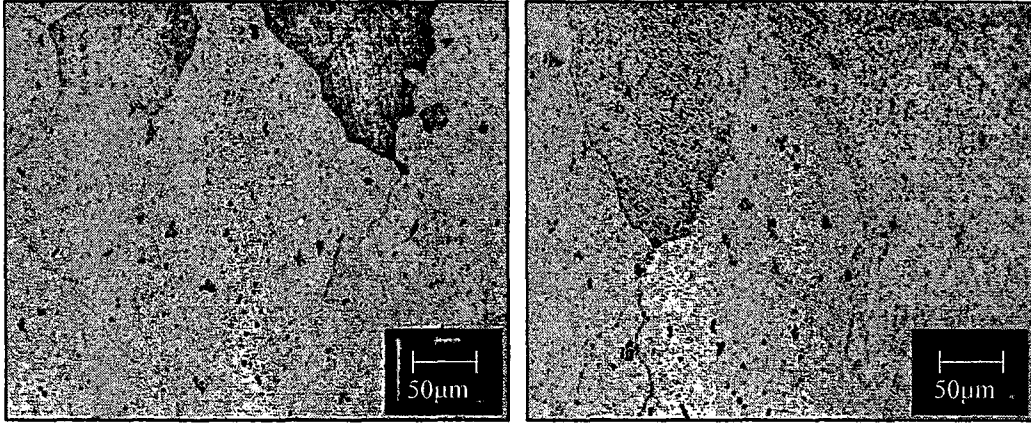
9.1.2. Grup A ve Grup B Senkromeç-1

Grup B Senkromeç-1, Al, Mn, Si içeriği açısından Grup A Senkromeç-1’e göre zengindir. Grup B senkromeç-1’in sertliği 265 HV, Grup A senkromeç-1’in sertliği 205 HV olarak ölçülmüştür. Grup A ve Grup B senkromeç-1’in mikroyapıları Şekil 9.25’de görülmektedir. Senkromeç-1 örnekleri genelde α ve β fazından ibaret olup, yüksek oranda Al, Mn ve Si içeren Grup B senkromeç-1’in mikroyapısında tabaka şekilli gri renkli faz bulunmaktadır.



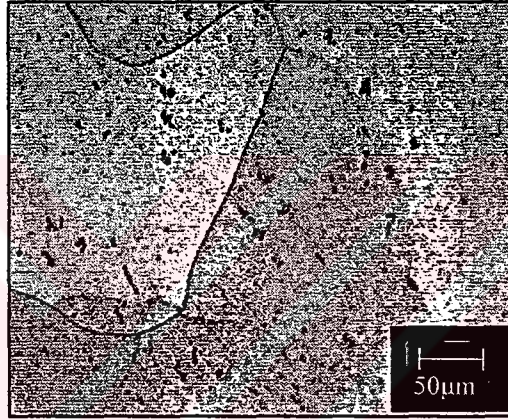
Şekil 9.25 : Grup A ve Grup B senkromeç-1'lerin mikroyapısı, a) Grup A senkromeç-1 yapısı, b) Grup B senkromeç-1 yapısı.

Grup A senkromeç-1 örneği, 740°C'de 1/2 saat homojenleştirilip havada soğutma ardından 740°C, 765°C, 800°C'de 1/2 saat tutulduktan sonra su verilmiş haldeki mikroyapıları Şekil 9.26'da verilmiştir. Grup B senkromeç-1 örneğine ise 750 °C 'de (1saat) homojenleştirme işlemi uygulanıp sakın havada soğutulduktan sonra 700°C, 750°C, 800°C 'de (1saat) su verilmiş haldeki mikroyapıları Şekil 9.27'de görülmektedir. Grup A senkromeç-1 örneğine uygulanan ısı işlem mikroyapıda ve dolayısıyla da sertlikte önemli bir değişime neden olmamıştır. Grup B senkromeç-1 örneğinde ise su verme sıcaklığı arttıkça (700 °C ile 800 °C) mikroyapıda bulunan α fazı azalmakta ve buna bağlı olarak sertlik artmaktadır (Şekil 9.28).



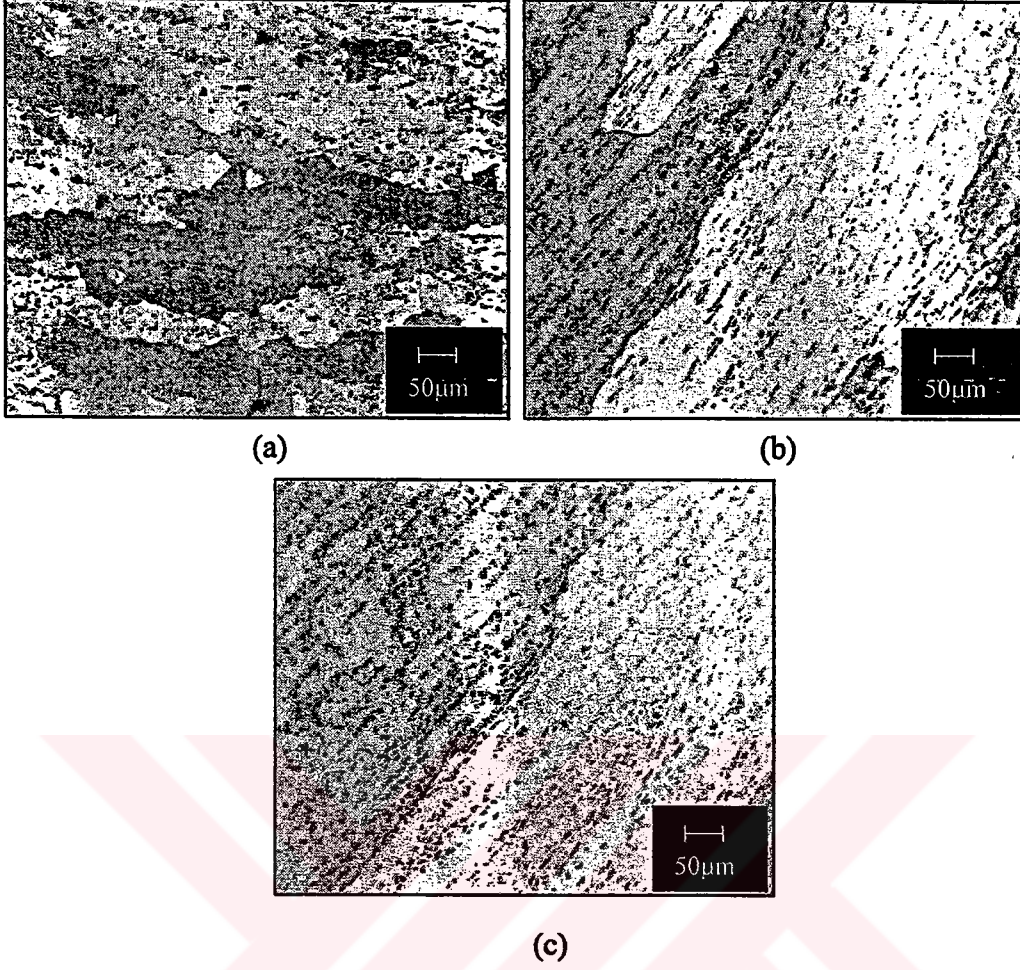
(a)

(b)

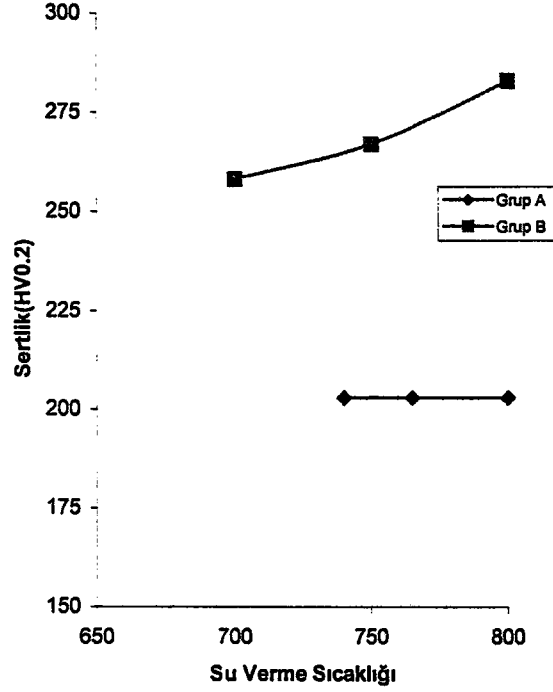


(c)

Şekil 9.26 : Grup A senkromeç-1 örneğinin 740 °C'de (1/2 saat) homojenleştirip soğutulduktan sonra a) 740°C, b) 765°C, c) 800°C'da (1/2 saat) havada su verilmiş haldeki mikroyapıları.

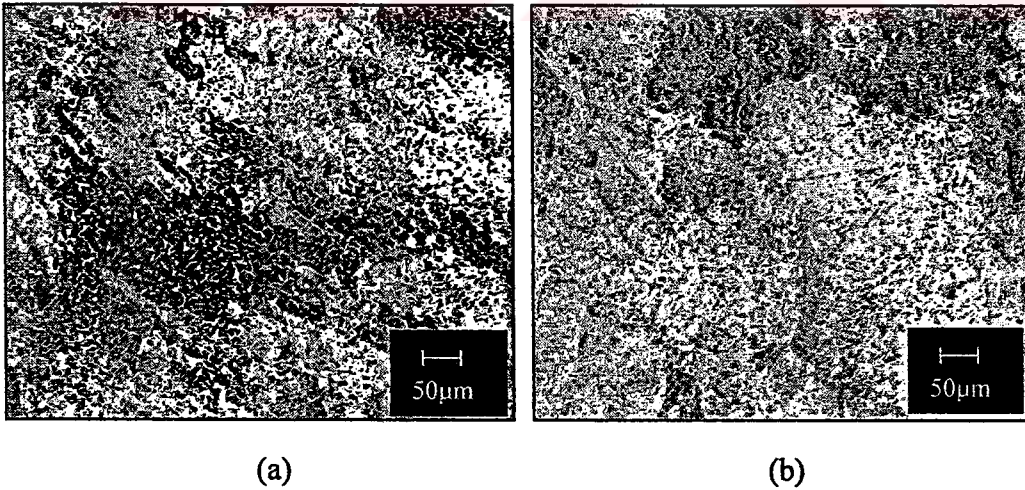


Şekil 9.27 : Grup B senkromeç-1 örneğinin 750 °C'de (1h) homojenleştirip vakum havada soğutulduktan sonra a) 700°C, b) 750°C, c) 800°C'da (1 h) havada su verilmiş haldeki mikroyapıları.



Şekil 9.28 : 740°C ve 750°C ‘de homojenleştirip sakın havada soğutulan Grup A ve Grup B senkromeç-1 örneğinin sertliğine temperleme sıcaklığının etkisi.

400°C’ de farklı sürelerde (1 ve 2 saat) temperleme işlemi uygulanıp sakın havada soğutulmuş haldeki Grup B senkromeç-1 örneğinin mikroyapıları Şekil 9.29’da verilmektedir.



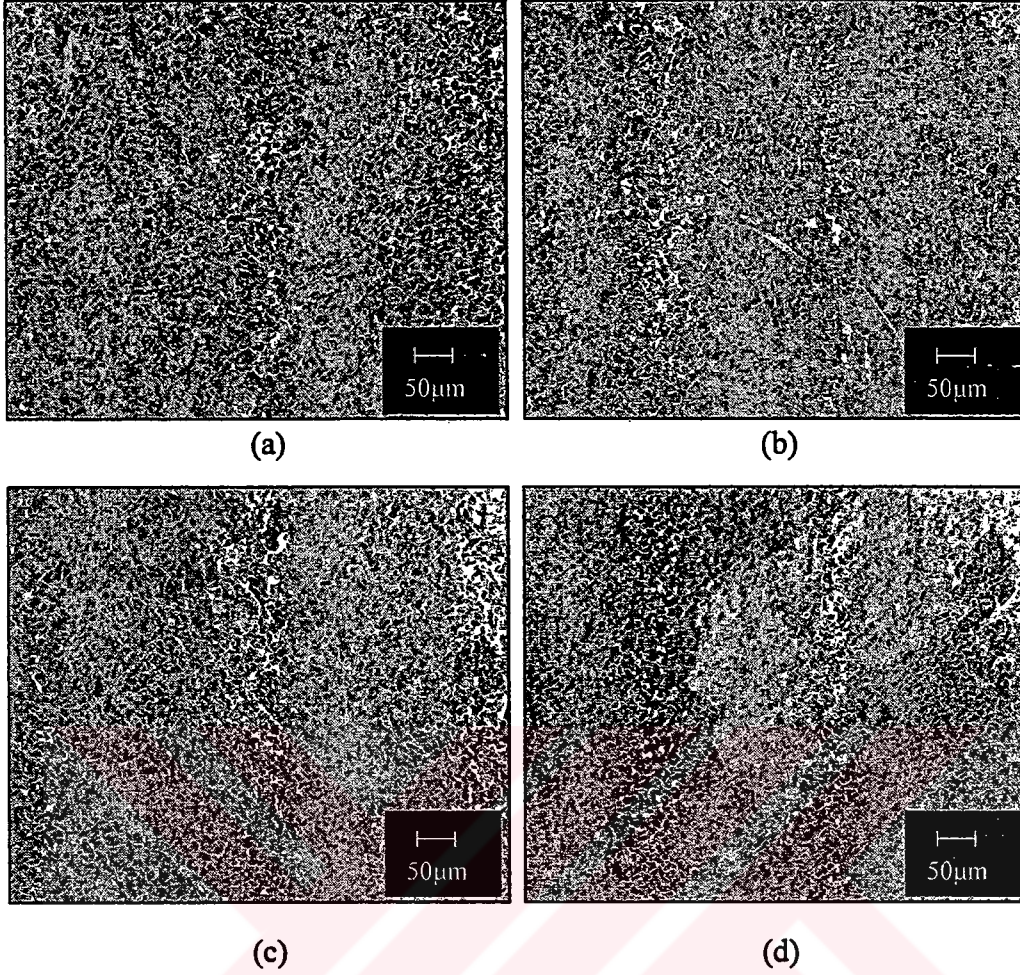
Şekil 9.29 : Grup B senkromeç-1 örneğinin 400 °C’de farklı sürelerde temperlenip sakın havada soğutulduktan sonraki mikroyapıları a) 1 saat, b) 2saat.

9.1.3. Grup B Senkromeç-2

Senkromeç-2 sıcak presleme işleminden sonra üretici firma tarafından temperleme işleminin (Şekil 8.2) yapıldığı fırının farklı bölgelerine (Şekil 8.3) yerleştirilmiş olan senkromeçleri temsil etmektedir. Üretici firma yetkilileri temperleme işleminin yapıldığı fırının 400°C'ye ayarlı olduğu ifade etmişlerdir. Fırın içinde farklı bölgelerine yerleştirilen senkromeçlerin mikrosertlik değerleri Tablo 9.1'de verilmektedir. Şekil 8.3'e göre 4'cü tepsinin A bölgesinden alınan senkromeç-2 örneğinin mikrosertliği (250HV) en düşüktür. 3'cü tepsinin B bölgesinden alınan senkromeç-2 örneğinin mikrosertliği (281HV) en yüksektir. Fırın içerisinde farklı konumlara yerleştirilen senkromeç-2 örneklerinin mikroyapıları Şekil 9.30'da verilmiştir. Bu örneklerin mikroyapısı β matrisi içerisinde dağılmış α iğneleri ve Mn_5Si_3 olduğu düşünülen partiküllerden oluşmaktadır. Sertliği en fazla olan senkromeç-2'in yapısında β matrisi içerisinde nispeten daha az α fazının mevcut olduğu görülmektedir. Mikroyapısında daha fazla oranda α fazı bulunan senkromeç-2'de daha düşük sertlik elde edilmiştir. Senkromeç-2 sertliğinin fırın içindeki konumundaki değişimine göre üretici firmanın temperleme işlemini yaptığı fırında sıcaklığın homojen olmadığını göstermektedir.

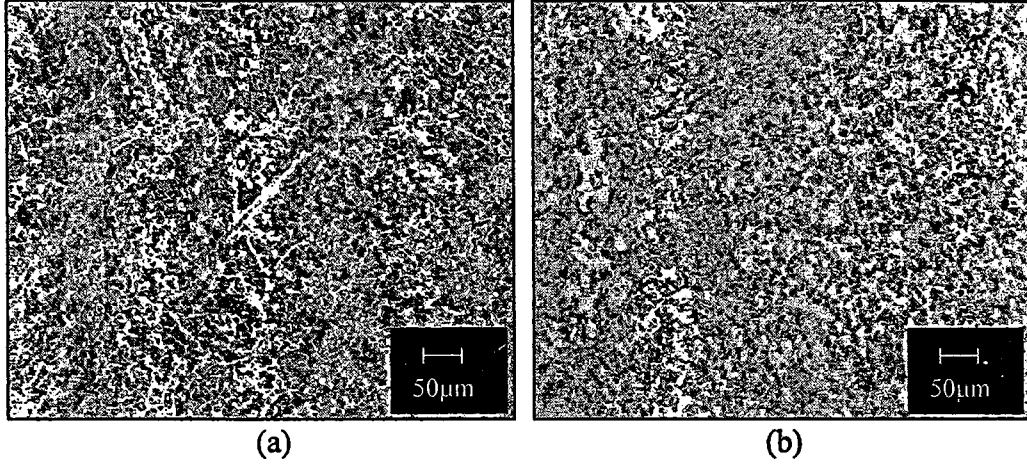
Tablo 9.1 : Temperleme fırınındaki farklı bölgelere(Şekil 8.3) yerleştirilen senkromeç-2 örneklerin mikrosertlikleri(HV0.2)

Senkromeç-2 Örnekleri	Sertlik(HV0.2)
1A	271
1B	277
2A	260
2B	269
3A	267
3B	281
4A	250
4B	267
5A	252
5B	260

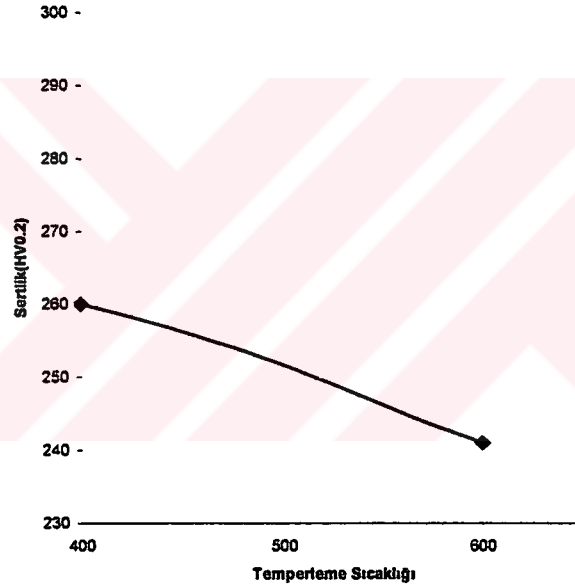


Şekil 9.30 : Şekil 8.3'e göre fırının farklı bölgelerinden alınan senkromeç-2 örneklerinin mikroyapıları. Senkromeçlerin fırın içindeki konumları a) 4A, b)5B, c)4B, d)3B

En yüksek sertliğin elde edildiği senkromeç-2 örneğine (3B) 400°C ve 600°C'de (1saat) temperleme işlemi uygulanmıştır. Temperleme işlemi uygulanan senkromeçlerin mikroyapıları Şekil 9.31'de görülmektedir. Temperleme sıcaklığı arttıkça α fazının artmasına ve bunun sonucu olarak sertlik azalmaktadır (Şekil 9.32).



Şekil 9.31 : Temperleme işlemi uygulanan en sert senkromeçin mikroyapısı a) 400°C’de temperleme, b) 600°C’de temperleme.

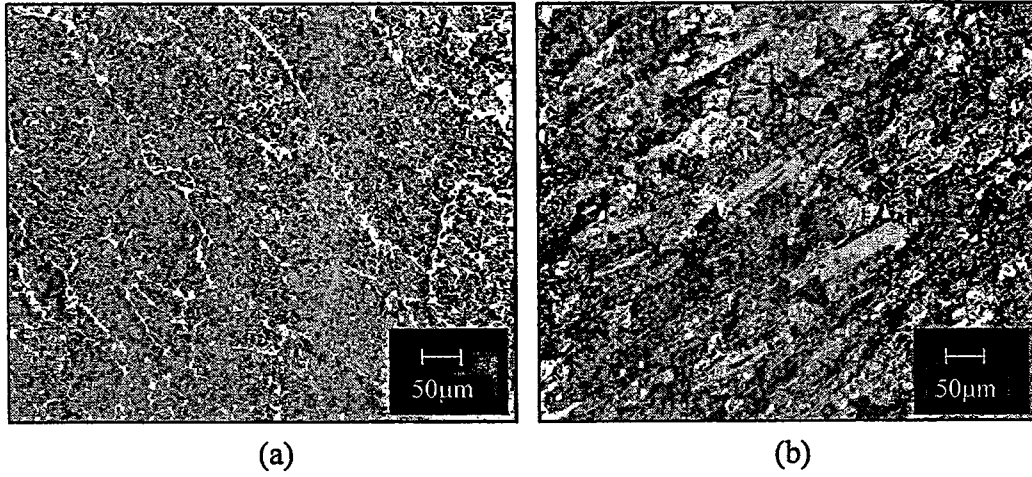


Sekil 9.32 : 400°C ve 600°C temperleme sıcaklığının sertliğe etkisi.

9.1.4. Grup A ve Grup B Senkromeç (Referans)

Referans kodlu senromeçler kullanım koşullarında herhangi bir problem çıkarmamış, yurt dışından ithal edilmiş olan senkromeçlerdir. Grup A ve Grup B senkromeç(referans) örneklerin mikroyapıları Şekil 9.33’de görülmektedir. Grup A ve Grup B senkromeç (referans) mikroyapılarında β matriste α katı çözeltileri ve Mn_5Si_3 olduğu düşünülen partiküller mevcuttur. Grup B Senkromeç (referans) örneği, Al, Mn, Si içeriği açısından Grup A Senkromeç (referans) örneğine göre

zengindir. Grup A senkromeç (referans) örneğinin sertliği 217 HV, Grup B senkromeç (referans) örneğinin sertliği 277 HV olarak ölçülmüştür.



Şekil 9.33 : a) Grup A ve b) Grup B senkromeç (referans) örneklerin mikroyapıları

9.2 Aşınma Deneyi Sonuçları

Kimyasal bileşimleri Tablo 8.1’de verilen örneklerin geldikleri durumda ve çeşitli ısıtım işlemleri uygulandıktan sonra 8620 kalite semantasyon çeliği ve M2 kalite takım çeliklerinde yapılan disk üzerindeki aşınma kayıpları, kayma mesafesine göre belirlenmiştir. İncelenen malzemelerin “ağırlık kaybı-kayma mesafesi” grafikleri Ek B’de verilmiştir. Bu grafiklerin eğimi g/km cinsinden örneklerin aşınma hızını vermekte olup, sonuçlar Ek C’de tablo halinde listelenmiştir. İncelenen malzemelerin aşınma dirençlerinden birbirini kıyaslamak amacıyla Ek C’deki aşınma hızı değerleri, Grup A senkromeç (referans) örneğine göre bağıl aşınma direncine dönüştürülmüştür (Tablo 9.2). 8620 kalite semantasyon çeliği üzerinde yapılan aşınma deneylerinde Grup A senkromeç (referans) örneğinin bağıl aşınma direnci 1 alınarak, diğer örneklerin bağıl aşınma dirençleri hesaplanmıştır.

Bağıl aşınma direnci (B.A.D);

$$B.A.D = \frac{\Delta W_R}{\Delta W_I}, \quad (9.1)$$

bağıntısından bulunur. Burada;

ΔW_R : Grup A senkromeç(referans) örneğinin 8620 kalite semantasyon çeliği üzerindeki aşınma hızı,

ΔW_I : Diğer örneklerin aşınma hızıdır.

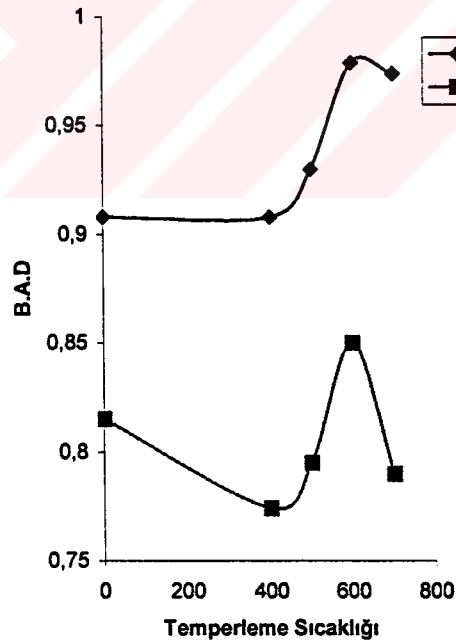


Tablo 9.2 : İncelenen örneklerin aşınma dirençleri

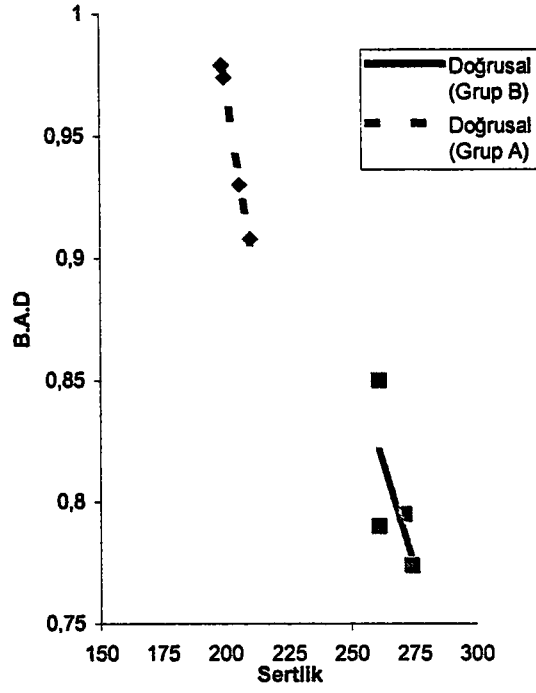
Örnek	Durum	Isıl İşlem	Karşı Malzeme	Aşınma Direnci
Grup A	Döküm	Döküm	8620	0,943
	Döküm	700(1/2h)Hava+800(1/2h)Su	8620	0,978
	Senkromeç(ref)	-	8620	1,04
	Döküm	Döküm	M2	0,908
	Döküm	800(1h)Su+400(1h)Hava	M2	0,908
	Döküm	800(1h)Su+500(1h)Hava	M2	0,93
	Döküm	800(1h)Su+600(1h)Hava	M2	0,979
	Döküm	800(1h)Su+600(3h)Hava	M2	0,826
	Döküm	800(1h)Su+700(1h)Hava	M2	0,974
	Döküm	700(1h)Hava+800(1h)Su	M2	0,959
Grup B	Senkromeç(ref)	-	M2	1
	Döküm	Döküm	8620	0,94
	Döküm	400(1h)Hava	8620	0,858
	Döküm	400(1h)Su	8620	0,847
	Döküm	410(1h)Fırın	8620	0,884
	Döküm	470(1h)Fırın	8620	0,863
	Döküm	470(1h)Hava	8620	0,871
	Döküm	700(1/2h)Hava+800(1/2h)Su	8620	0,787
	Senkromeç(ref)	-	8620	1,019
	Senkromeç-1	-	8620	0,896
	Senkromeç-1	400(1h)Hava	8620	0,864
	Senkromeç-1	400(2h)Hava	8620	0,85
	Senkromeç-1	700(1/2h)Hava+800(1/2h)Su	8620	0,983
	Döküm	Döküm	M2	0,815
	Döküm	800(1h)Su+400(1h)Hava	M2	0,774
	Döküm	800(1h)Su+500(1h)Hava	M2	0,795
	Döküm	800(1h)Su+600(1h)Hava	M2	0,85
	Döküm	800(1h)Su+700(1h)Hava	M2	0,79
	Senkromeç-2	5B	M2	1,776
	Senkromeç-2	3B	M2	1,615
	Senkromeç-2	4B	M2	1,699
	Senkromeç-2	4A	M2	2,097
	Senkromeç-2	3B 4001hHv	M2	1,396
	Senkromeç-2	3B 6001hHv	M2	1,632
	Senkromeç(ref)	-	M2	1,584

9.2.1. Grup A ve Grup B Döküm

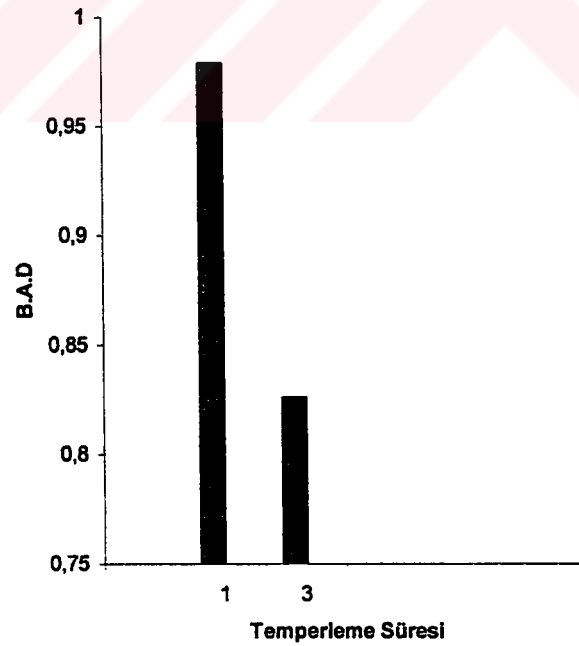
800°C’de 1 saat süreyle homojenleştirilip su verildikten sonra 400°C, 500°C, 600°C, 700°C’de temperlenen örnekleri M2 takım çeliği üzerinde yapılan aşınma deneylerinde B.A.D değerleri Şekil 9.34’de görülmektedir. Her iki alışımda da 600°C’de yapılan temperleme işlemi ile en yüksek B.A.D değerleri elde edilmiştir. Bu ısıl işleme ait mikroyapılar Şekil 9.6, Şekil 9.13’de ve sertlik değerleri Şekil 9.14 görülmektedir. Genel bir eğilim olarak mikroyapıda bulunan α fazının azalmasıyla B.A.D artmaktadır. Ancak yapının tamamen β ’dan ibaret olması B.A.D’ ni düşürmektedir. Bu ısıl işlem sonucunda elde edilen sertlik değerlerini (Şekil 9.14) kullanarak sertliğin B.A.D üzerindeki etkisi Şekil 9.35’de verilmiştir. Artan sertlikle B.A.D azalmaktadır. Maksimum aşınma direncinin elde edildiği 600°C’de temperleme süresinin etkisi Şekil 9.36’da görülmektedir. 600°C ’de temperleme süresi artıkça aşınma direnci azalmaktadır.



Şekil 9.34 : 800°C’de 1 saat homojenleştirip suya soğutulan Grup A ve Grup B örneklerin 400°C, 500°C, 600°C, 700°C ’de temperlenme sıcaklığına bağlı olarak B.A.D değişimi (Karşı malzeme olarak M2 takım çeliği kullanılmıştır).

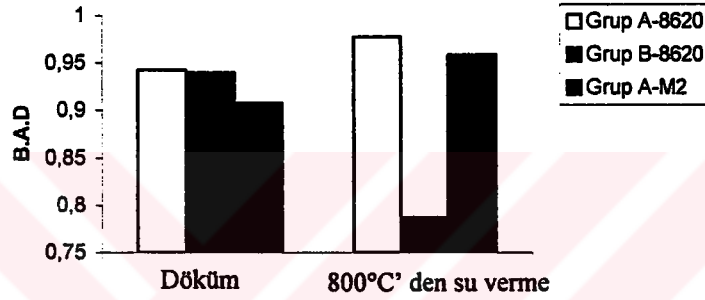


Şekil 9.35 : 800°C’de 1 saat homojenleştirip vakum havada soğutulan Grup A ve Grup B örneklerin temperleme sıcaklığına bağlı olarak sertliğin B.A.D üzerindeki etkisi.



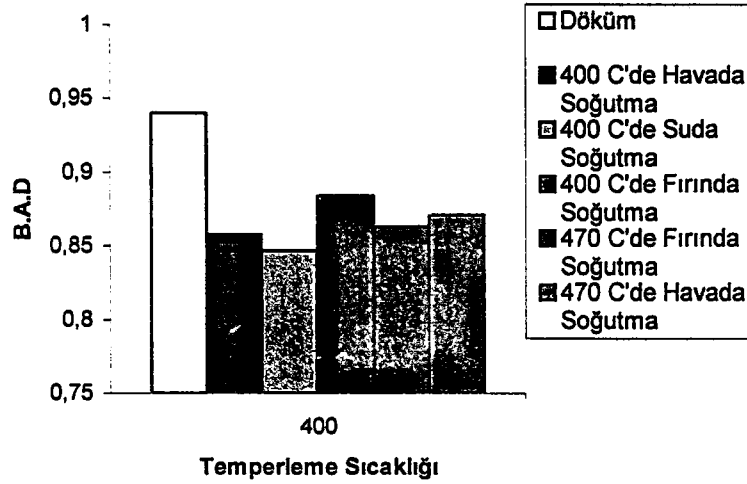
Şekil 9.36 : Temperleme süresinin aşınma direncine etkisi (Karşı malzeme olarak M2 takım çeliği kullanılmıştır.)

700°C’de (1/2-1 saat) homojenleştirip sakın havada soğutulduktan sonra 800°C’de (1/2-1saat) tavlaniş su verilmiş haldeki Grup A ve Grup B döküm çubukları M2 kalite takım çeliğı ve 8620 kalite semantasyon çeliğı üzerinde aşındırılmıştır. Sertliğı bir miktar artmasına sebep olan bu ısış işlemin (Şekil 9.23) B.A.D’ e etkisi Şekil 9.37’de görölmektedir. Grup A döküm çubuklarına uygulanan ısış işlem sonucu mikroyapıda α fazının azalmasına bağılı olarak (Şekil 9.1 b ve Şekil 9.21 c) B.A.D nispeten artmaktadır. Grup B ‘de ise uygulanan ısış işlem B.A.D’in düşmesine neden olmuştur. Grup B’ ye ait mikroyapılar Şekil 9.2 (b) ve Şekil 9.22(c)’de görölmektedir.



Şekil 9.37 : Su verme sıcaklığının B.A.D’e etkisi (700°C’de homojenleştirip sakın havada soğutulduktan sonra 800°C’de temperlenmiş halde).

Döküm halindeki Grup B örneklerine uygulanan düşük sıcaklıkta (400°C-470°C) temperleme ısış işlemi ve soğutma hızlarına bağılı olarak B.A.D’leri Şekil 9.38’de görölmektedir. 8620 semantasyon çeliğı üzerinde aşındırılan düşük sıcaklıkta temperlenmiş Grup B döküm örneklerinde aşınma kaybı artmıştır. Grup B döküm çubuklarına uygulanan temperlenme ısış işlemi (400°C ve 470°C) sonucu mikroyapıda α fazının artmasına (Şekil 9.2 b ve Şekil 9.24) ve B.A.D’ in azalmasına sebep olmaktadır.

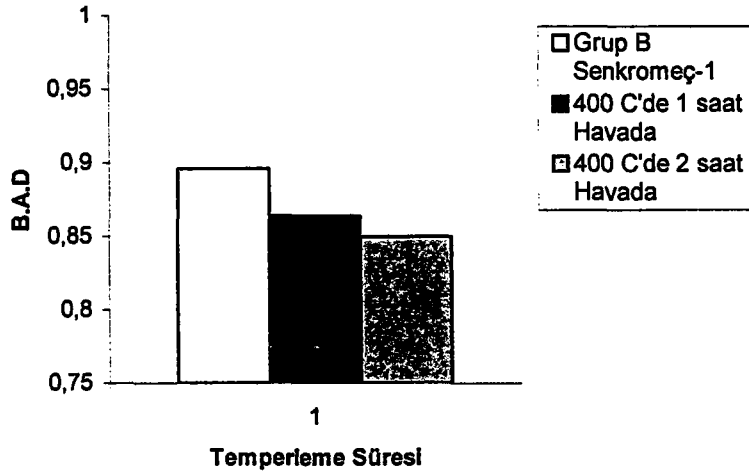


Şekil 9.38 : Grup B döküm çubuklarına uygulanan temperleme ısı işleminin aşınma direncine etkisi (Karşı malzeme olarak 8620 semantasyon çeliği kullanılmıştır).

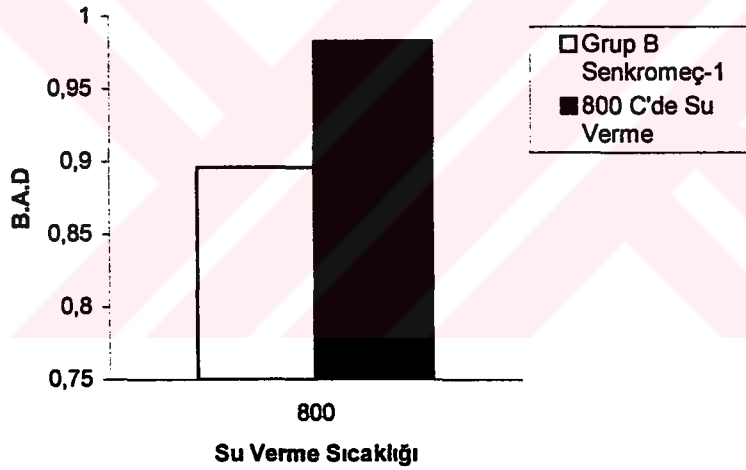
9.2.2. Grup B Senkromeç-1

Üretici firma tarafından farklı zamanlarda üretilmiş olan Grup B Senkromeç-1 örneklerine 400°C'de farklı sürelerde (1-2saat) temperleme ısı işlemi uygulanması sonucu B.A.D'deki değişme Şekil 9.39'da görülmektedir. 400°C 'de temperleme süresi arttıkça aşınma direnci azalmaktadır. Şekil 9.25 b ve Şekil 9.29'daki mikroyapılar kıyaslandığında, söz konusu işlem yapıda α fazının çökmesine neden olmaktadır.

750°C'de (1 saat) homojenleştirip sakın havada soğutulduktan sonra 800°C'de (1 saat) tavlansın su verilmiş haldeki Grup B Senkromeç-1 örneği 8620 kalite semantasyon çeliği üzerinde aşındırılmıştır. Sertliğin artmasına söz konusu olan ısı işlemin B.A.D'e etkisi Şekil 9.40'da görülmektedir. Şekil 9.25 b ve Şekil 9.27 c'de görüldüğü gibi mikroyapıda α fazının azalmasıyla sertlik artmaktadır (Şekil 9.28) ve B.A.D artmaktadır.



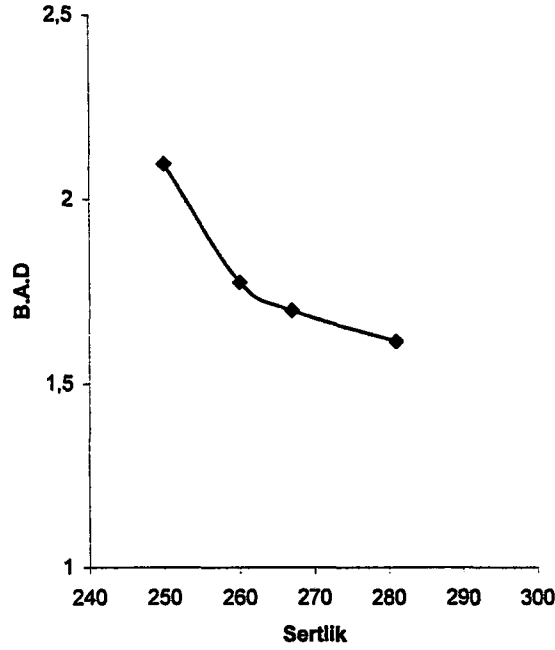
Şekil 9.39 : Temperleme süresinin aşınma direncine etkisi (Karşı malzeme olarak 8620 semantasyon çeliği kullanılmıştır).



Şekil 9.40 : Su verme sıcaklığının B.A.D'e etkisi (Karşı malzeme olarak 8620 semantasyon çeliği kullanılmıştır).

9.2.3. Grup B Senkromeç-2

Fırın içerisinde farklı konumlara yerleştirilen senkromeç-2 örneklerini karşı malzeme olarak M2 kalite takım çeliği kullanarak gerçekleştirilen aşınma deneylerinde sertliğe (Tablo 9.1) bağlı olarak aşınma direncindeki değişim Şekil 9.41'de görülmektedir.

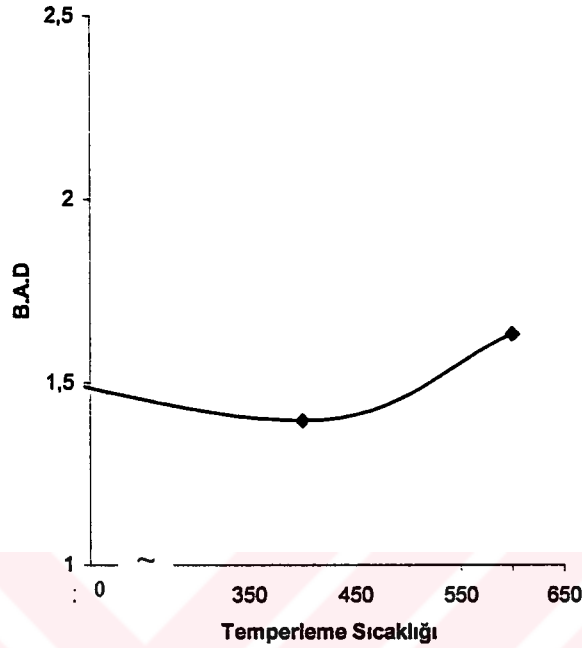


Şekil 9.41 : Sertliğin B.A.D'e etkisi (M2 kalite takım çeliği).

Sertliğin artmasıyla aşınma direnci düşmektedir. Literatürde mikroyapıda yaklaşık %25 oranında α fazı içeren bir pirinç alaşımının aşınma kaybının oldukça düşük olduğu belirtilmektedir [9]. Aşınmanın minimum olmasının nedeni, iki metal birbirine sürtündüğünde özellikle kuru kaymada titreşimler ve şoklar oluşur. Bu durumda sürekli yükleme ve pürüzlü yüzeyler yüzünden yüzey altı çatlaklar ilerlediğinde yorulma aşınması meydana gelir. β fazındaki bu yüzey altı çatlakları kör çatlığa dönüştürecek sünek α fazı olmadığı zaman aşınma kaybı fazla olur. Bundan dolayı sertliği en düşük olan senkromeç-2 örneği (Şekil 9.30 a) optimum α ve β fazına sahip olduğu için aşınma direncinin yüksek olduğu düşünülmektedir. Fakat sertliği en yüksek olan senkromeç-2 örneğinin (Şekil 9.30 d) mikroyapısında görüldüğü gibi β hacimsel oranı daha yüksek olup aşınma kaybı daha yüksek olur.

Temperleme sıcaklığının aşınma direncine etkisini incelemek için 400°C ve 600°C'de 1 saat süreyle temperlenmiş 3B senkromecin aşınma davranışı Şekil 9.42'de verilmektedir. 3B senkromeçin 400°C'de temperlenmesi ile yapıda (Şekil 9.31 a) α fazı miktarının artmasına ve buna bağlı olarak B.A.D düşmüştür ancak 3B

senkromeçin 600°C' de temperlenmesi sonrasında 3B ile hemen hemen aynı mikroyapı (Şekil 9.30 d ve Şekil 9.31 b) ve B.A.D elde edilmiştir.

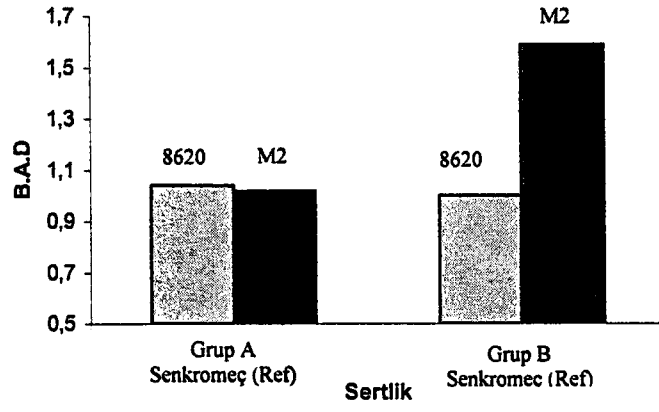


Şekil 9.42 : Temperleme sıcaklığının B.A.D'e etkisi (M2 kalite takım çeliği).

9.2.4. Grup A ve Grup B Senkromeç (Referans)

Referans kodlu senromeçler kullanım koşullarında herhangi bir problem çıkarmamış, yurt dışından ithal edilmiş olan senkromeçler olup Grup A ve Grup B senkromeç (referans) örneklerinde gerçekleştirilen aşınma deneylerinde karşı malzeme olarak hem 8620 kalite semantasyon çeliği hem de M2 kalite takım çeliği kullanılmıştır. Grup B Senkromeç(referans) örneği, Al, Mn, Si içeriği açısından Grup A Senkromeç (referans) örneğine göre zengindir.

Grup A' da karşı malzeme B.A.D' ni etkilemezken, Grup B' de M2 takım çeliği üzerinde yapılan aşınma deneyindeki B.A.D, 8620 semantasyon takım çeliği üzerinde yapılan aşınma deneyindeki B.A.D' den daha düşüktür (Şekil 9.43).



Şekil 9.43 : Sertliğin aşınma direncine etkisi.

10. GENEL SONUÇLAR

Senkromeç yapımında kullanılan ve bu çalışmada Grup A ve Grup B olarak nitelenen iki farklı bileşimdeki yüksek mukavemetli pirinçlerle yapılan çalışmalarda elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir.

1-İncelenen Grup A ve Grup B serisi alaşımlarda, Grup B Al, Mn, Si içeriği açısından Grup A serisi alaşımına göre zengindir. Alaşımlarda alüminyum, silisyum ve manganez miktarı arttıkça tabaka şekilli gri renkli faz oluşmaktadır. TEM çalışmaları bu fazın Mn_5Si_3 partiküllerinin olduğunu ortaya çıkarmıştır. Alaşımların sertlik değeri artan alüminyum, silisyum ve manganez miktarı ile artmıştır.

2-İncelenen Grup A ve Grup B döküm pirinç çubuklarına uygulanan yüksek sıcaklıkta homojenleştirme ($800^{\circ}C$) sonrasında yapılan temperleme işleminde sıcaklık arttıkça yapıdan α fazı uzaklaşmaktadır. En yüksek aşınması direnci $800^{\circ}C$ ' de homojenleştirme ardından $600^{\circ}C$ ' de temperleme ile elde edilmiştir.

3- Geçirimli Elektron Mikroskopisi (TEM) ile mikroyapısal karakterizasyon yapılan Grup A döküm örneklerinde malzemenin β ve 700-800 nm kalınlığında α fazı olmak üzere iki ana faz yapısından oluştuğu ayrıca β matrisi içerisinde dağılmış 650-700nm boyutunda dikdörtgen şekilli Mn_5Si_3 partikülleri içerdiği saptanmıştır. $800^{\circ}C$ ' de su verme ile α fazı kaybolmakta, β matrisi içerisinde dağılmış α -Fe partikülleri(20-30nm) oluşmakta ve Mn_5Si_3 partiküllerinin boyutu 1,5-2 μm artmaktadır. $800^{\circ}C$ ' den su verme sonrasında yapılan $400^{\circ}C$ ' de temperleme ile mikroyapıda 600-700nm boyutlarında α fazı ve 100-200nm boyutunda kare şeklini almış eş eksenli Mn_5Si_3 partikülleri oluşmaktadır. Artan temperleme sıcaklığı ile Mn_5Si_3 ve α -Fe partiküllerinin boyutu artmaktadır. $500^{\circ}C$ ' de temperleme sonrasında Mn_5Si_3 partiküllerinin boyutu 200-300nm α -Fe partiküllerinin boyutu 50 nm mertebesine ulaşmaktadır.

4-Yüksek sıcaklıkta homojenleştirme (700°C) sonrasında 800°C’de yapılan tavlama Grup A ve Grup B pirinç çubuklarında sertliğin bir miktar artmasına neden olmuştur. Tamamen β fazına sahip ısıtılma işlemi görmüş Grup B örneğinin B.A.D düşerken yapısında nispeten α fazı bulunan ısıtılma işlemi görmüş Grup A örneğinin B.A.D döküm haline göre yükselmektedir.

5-Gerek homojenleştirme işleminden sonra gerekse başlangıç yapısında, Grup A döküm, Grup B döküm, ve Grup B senkromeç-1 örneklerine 450°C’ ye kadarki sıcaklıklarda uygulanan temperleme işlemi yapıda fazla oranda α fazının oluşmasına ve sertliğin düşmesine neden olmaktadır. Fakat metal-metal aşınma direnci yine düşmektedir.

6-Sıcak presleme işleminden sonra üretici firma tarafından temperleme işleminin yapıldığı fırının farklı bölgelerine yerleştirilmiş olan Grup B senkromeç örnekleri farklı mikroyapı, sertlik ve aşınma davranışı göstermiştir. Sertlik düştükçe yapıda α fazının artması ile sertlik azalırken metal-metal aşınma direnci artmaktadır.

7-Yapıda nispeten α fazının az olduğu ve sertliği en yüksek olan Grup B senkromeç uygulanan 400°C’ de temperleme işlemi sonucu yapıda α fazı oranı çok fazla artmakta ve metal-metal aşınma direnci düşmektedir. Ancak 600°C’de temperleme işlemi sonucu yapıda nispeten α fazı azalmakta ve metal-metal aşınma direnci başlangıç değerine yaklaşmaktadır.

8-Yapılan çalışmalar ışığında gerek Grup A ve Grup B senkromeç malzemelerinde en üstün aşınma direnci elde edilebilmesi için yapıda β matrisi içerisinde belli bir oranda α fazının bulunması gerektiği sonucuna varılmıştır. Malzemelere bu mikroyapıyı kazandıracak ısıtılma işlem koşulları bileşime bağlıdır.

KAYNAKLAR

- [1] Cairns, J. H. and Gilbert, P.T., 1967. The Technology of Heavy Non-Ferrous Metals and Alloys, George Newnes Limited, London.
- [2] Keyser, C. A., 1959. Basic Eng.Mat. Theories, Principles and Applications, Prentice Hall Co.Inc., New York.
- [3] Stoughton, B., Allison, B., Ardrey, M.B., 1953. Eng.Met., Mc Graw Hill Book Co. Inc.,New York.
- [4] Mendenhall, J.H., 1980.Understanding Copper Alloys, New York.
- [5] Tekin, E., 1984. Demirdışı Metaller ve Alaşımlarının Uygulamalı Optik Metalografisi, Ankara.
- [6] Brooks, C.R., 1982. Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys, American Society for Metals, 275-327.
- [7] Bhushan, B., Gupta, B. K., 1991. Handbook of Tribology, McGraw-Hill Press, New York
- [8] Eruslu, N., Altınoğlu, A., ve Taptık Y., 1990. Alaşımlar Ders Notu, 114-159.
- [9] ASM Metals Handbook, 1990. Properties and Selection, Non-Ferrous Alloys and Pure Metals, Ninth Edition, Ohio.
- [10] ASM Metals Handbook, 1973. Metallography, Structures and Phase Diagrams, Eighth Edition, Volume 8, 259-299-301.
- [11] Ersümer, A., 1976. Bakır Alaşımlarının Dökümü ve Isıl İşlemleri, Gümüşsuyu.
- [12] Miodownik, A.P., 1990. Binary alloy phase diagrams, 2nd Edition, Ohio.
- [13] United States Patent, 1994, 5.282.908, High Strength α Brass Containing Mn, Si, Co, Fe, Sn and Pb.
- [14] United States Patent, 1991, 4.995.924, Synchronizer Ring İn Speed Variator Made Of Copper-Base Alloy.
- [15] Akgün, O., 2000. Pirinç alaşımlarının hazırlanmasında flaksların etkisi, Yüksek Lisans Tezi, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [16] ASM Metals Handbook, 1990. Heat Treatment, Ninth Edition, Ohio.
- [17] Ebner, P. H., 1984. Bright Annealing of Brass in a Controlled Atmosphere, Wire Industry(UK), 190-193

- [18] Sun, Y.S., Lorimer, G.W., and Ridley, N., 1989. Microstructure of High-Tensile Strength Brasses Containing Silicon and Manganese, Metallurgical Transaction, V 20A, 1199-1206.
- [19] Waheed, A., and Ridley, N., 1984. Microstructure and Wear of Some High-Tensile Brasses, Journal of Materials Science, V 29, 1692-1699.
- [20] Ramiandravola, L., Lunkach, I., and Grigerova, T., 1992. Structural and Substructural Changes During Heat Treatment, Metal Science and Heat Treatment, V34, 94-96
- [21] Titarev, N.Ya., Moroz, V.Ya., Melakh, A.G., 1986. Structure and Mechanical Properties Of LMtsSk-Yype Brass After Strengthening Heat Treatment, Metal Science and Heat Treatment, V28, 828-832
- [22] Korbel, A., Bochniak, W., Ciura, F., Dybiec, H., Piela, K., 1998. The Natural Metal-Matrix Composite Formation by Thermo-Mechanical Treatments, Journal of Materials Processing Technology, V 78, 104-111
- [23] Otuzbir, A., Çimenoglu, H., Kayalı, E.S., Demirkesen, E., Taptık, Y., 1993. Manganez Bronzlarının Isıl İşlemi ve Faz Dönüşümü, 5. Denizli Malzeme Sempozyumu.
- [24] Sadykov, F.A., Barykin, N.P., Aslanyan, I.R., 1999. Wear of Copper and its with Submicrocrystalline Structure, Wear, V 225-229, 649-655.
- [25] Valitov, V.A., Sadykov, F.A., Barykin, N.P., 1997. The Influence of Deformation Heat Treatment on the Structure and Wear Resistance of CuZnPb Brass, Journal of Materials Engineering and Performance, V 6, 73-76.
- [26] Bayer, R.G., 1994. Mechanical Wear Prediction and Prevention, Marcel Dekker INC., NY U.S.A.
- [27] DIN 50320, 1979. Verschleiss.
- [28] Kayalı, E.S., Çimenoglu, H., 1990. Hasar Analizi Semineri, TMMOB, Met. Müh. Odası, İstanbul.
- [29] Teer, D.G., Arnell, R.D., 1987. Principles of Tribology, Macmillan Press, London
- [30] Hutchings, I.M., 1994. Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials, CRC Press, London.
- [31] Myshkin, N.K., 2000. Friction transfer film formation in boundary lubrication, Wear, V 245, 116-124.
- [32] Sarkar, A.D., 1976. Wear of Metals, Pergamon Press, New York

[33] **Sundberg, M., Sundberg, R., Hogmark, S., 1987. Metallographic Aspects on Wear of Special Brass, Wear, V 115, 151-165**



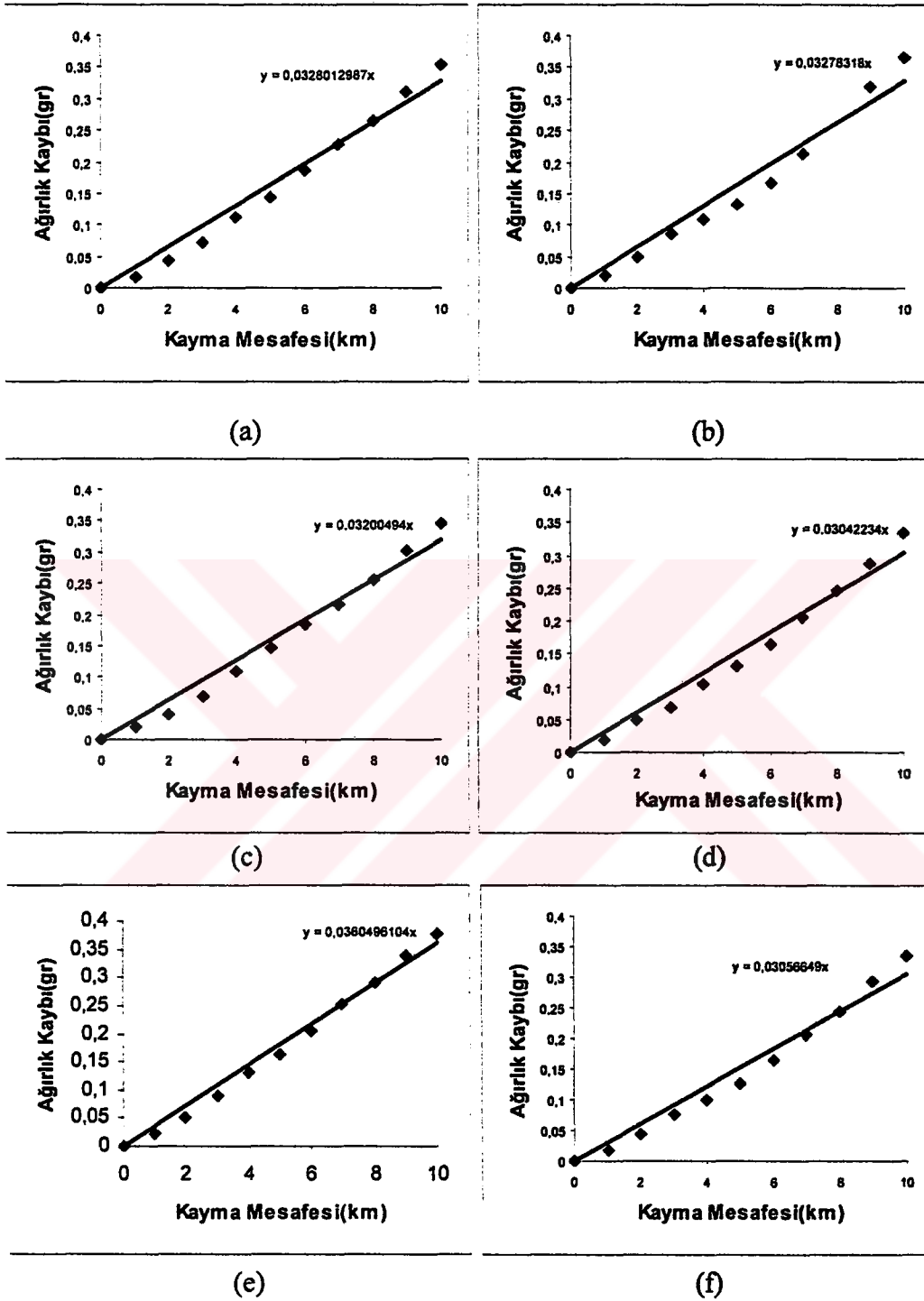
EKLER

A

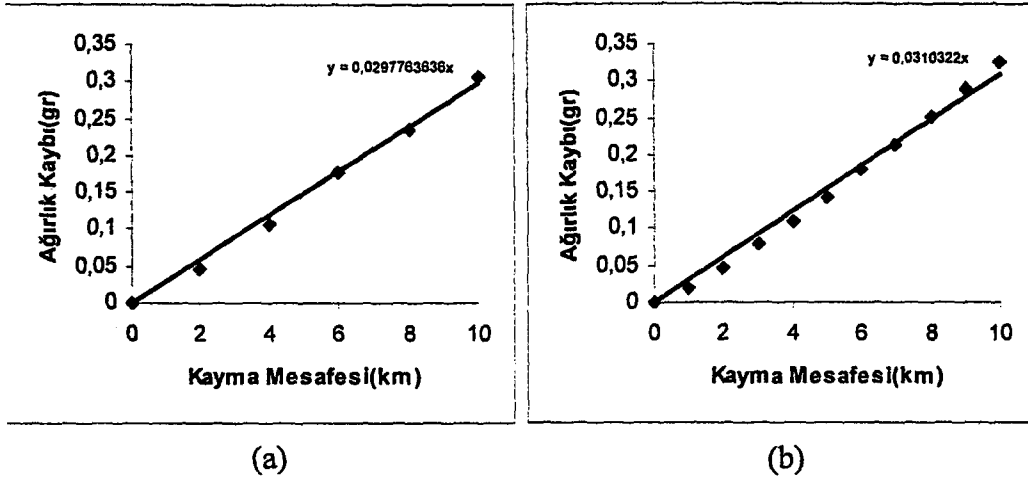
Tablo A.1.: Döküm halindeki ve ısıt işlem uygulanmış örnekler.

Örnek(Grup A)	Sertlik (HV0,2)	Örnek(Grup B)	Sertlik (HV0,2)
Döküm	202	Döküm	267
800°C'de su verme	210	800°C'de su verme	274
800°C'de su verme+400°C'de temperleme	206	800°C'su verme+400°C'de temperleme	271
800°C'de su verme+500°C'de temperleme	199	800°C'de su verme+500°C'de temperleme	261
800°C'de su verme+600°C'de temperleme	201	800°C'de su verme+600°C'de temperleme	261
800°C'de su verme+700°C'de temperleme	205	800°C'de su verme+700°C'de temperleme	264
250°C'de temperleme(10h)	199	250°C'de temperleme(10h)	264
250°C'de temperleme	203	250°C'de temperleme	268
300°C'de temperleme	204	300°C'de temperleme	268
350°C'de temperleme	196	350°C'de temperleme	261
400°C'de temperleme	191	400°C'de temperleme	268
450°C'de temperleme	192	450°C'de temperleme	256
700°C'de havada soğutma	196	700°C'de havada soğutma	260
700°C'de havada soğutma+250°C'de (10h)temperleme	203	700°C'havada soğutma+250°C'de (10h)temperleme	265
700°C'de havada soğutma+250°C'de temperleme	201	700°C'havada soğutma+250°C'de temperleme	267
700°C'de havada soğutma+300°C'de temperleme	203	700°C'de havada soğutma+300°C'de temperleme	265
700°C'de havada soğutma+350°C'de temperleme	204	700°C'de havada soğutma+350°C'de temperleme	260
700°C'de havada soğutma+400°C'de temperleme	199	700°C'de havada soğutma+400°C'de temperleme	262
700°C'de havada soğutma+450°C'de temperleme	192	700°C'de havada soğutma+450°C'de temperleme	256
700°C'de havada soğutma+800°C'de temperleme	213	700°C'de havada soğutma+800°C'de temperleme	280

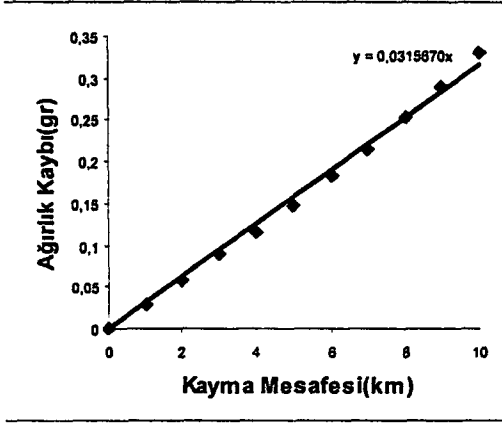
B



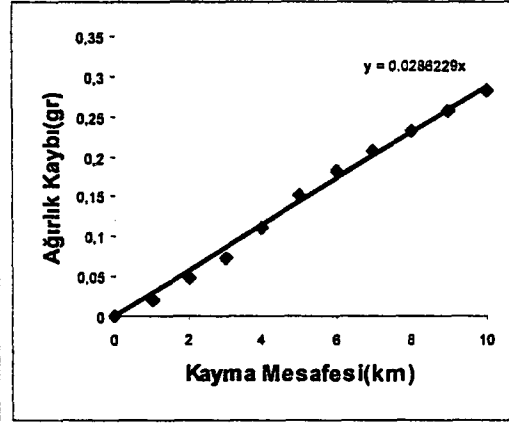
Şekil B.1.: 800°C'de 1 saat homojenleştirmeden sonra a) Döküm, b) 400°C (1 saat), c) 500°C (1 saat), d) 600°C (1 saat), e) 600°C (3 saat), f) 700°C'de (1 saat) temperlenmiş Grup A döküm örneğinin kayma mesafesine göre ağırlık kaybı değişimi grafiği (Karşı malzeme olarak M2 takım çeliği kullanılmıştır).



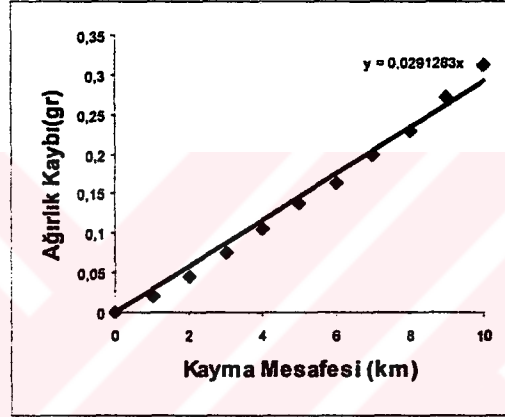
Şekil B 2.: a) Senkromeç (referans), b) 700°C’de homojenleştirip vakumda soğutulduktan sonra 800°C’de temperlenmiş Grup A örneğinin kayma mesafesine göre ağırlık kaybı değişimi grafiği (Karşı malzeme olarak M2 takım çeliği kullanılmıştır)



(a)

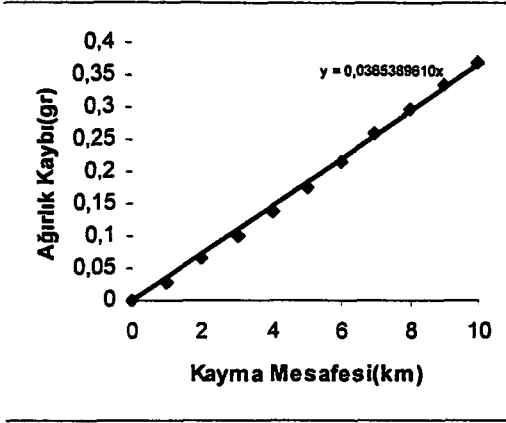


(b)

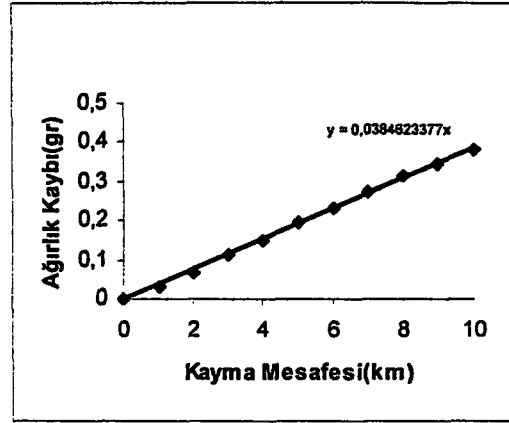


(c)

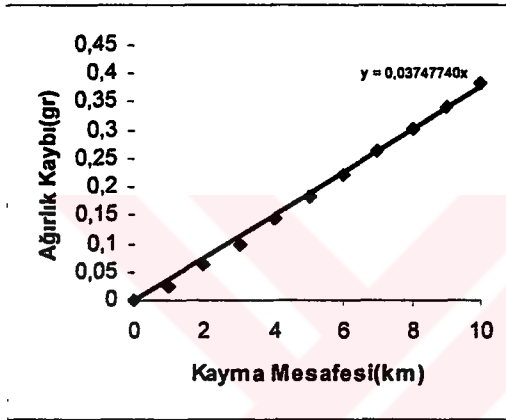
Şekil B 3.: a) Döküm, b) Senkromeç (referans), c) 700°C’de homojenleştirip soğutan havada soğutulduktan sonra 800°C’de temperlenmiş Grup A örneğinin kayma mesafesine göre ağırlık kaybı değişimi grafiği (Karşı malzeme olarak 8620 semantasyon çeliği kullanılmıştır).



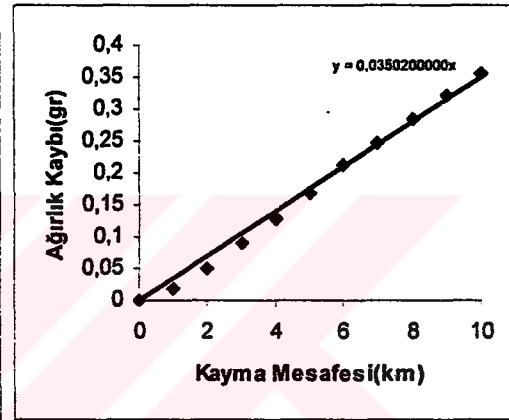
(a)



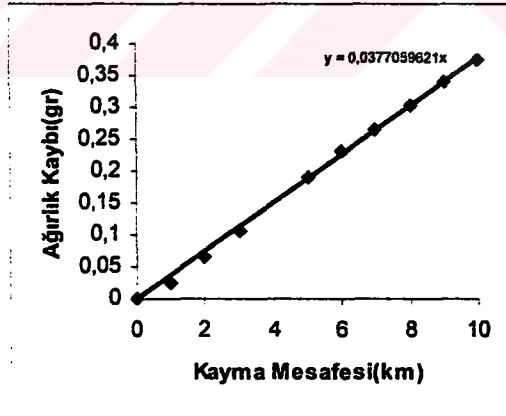
(b)



(c)

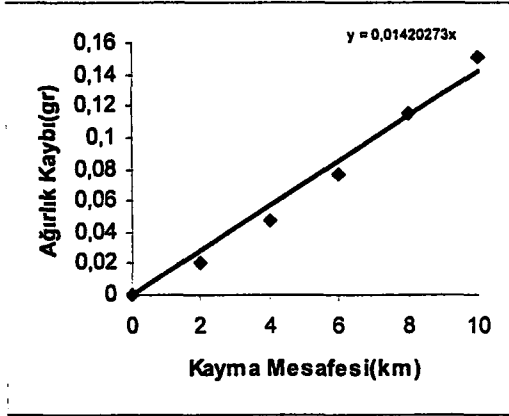


(d)

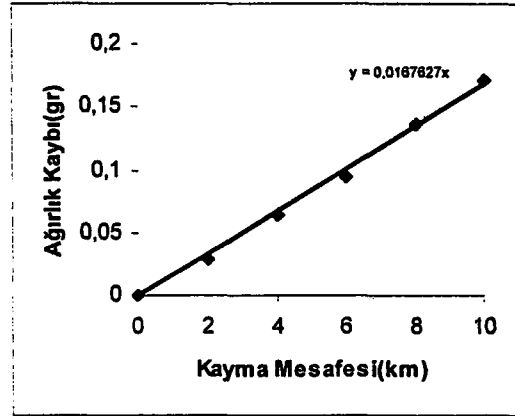


(e)

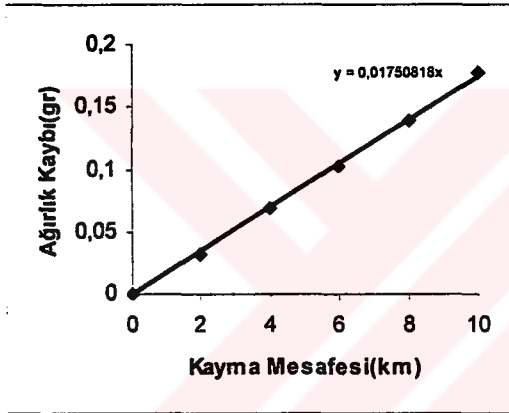
Şekil B.4.: 800°C’de homojenleştirmeden sonra a) Döküm, b) 400°C, c) 500°C, d) 600°C, e) 700°C’de temperlenmiş Grup B döküm örneğinin kayma mesafesine göre ağırlık kaybı değişimi grafiği (Karşı malzeme olarak M2 takım çeliği kullanılmıştır).



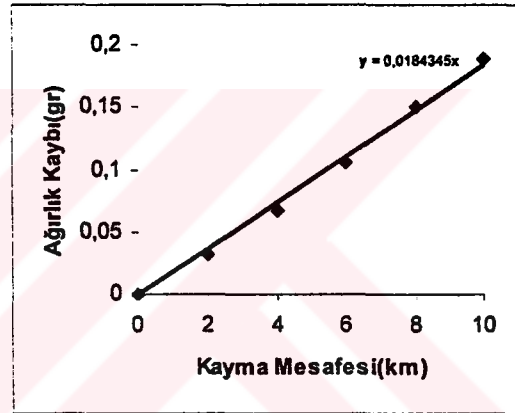
(a)



(b)

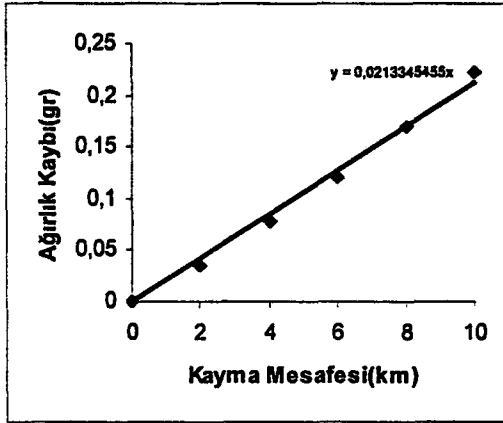


(c)

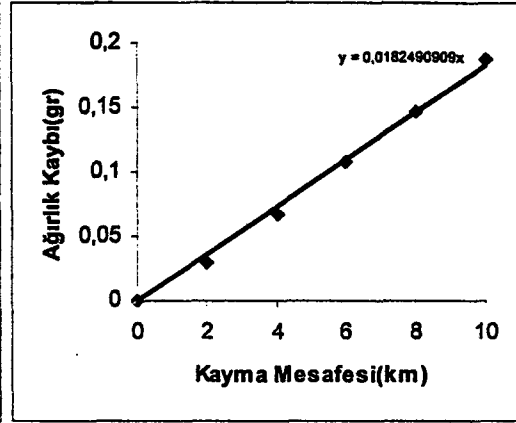


(d)

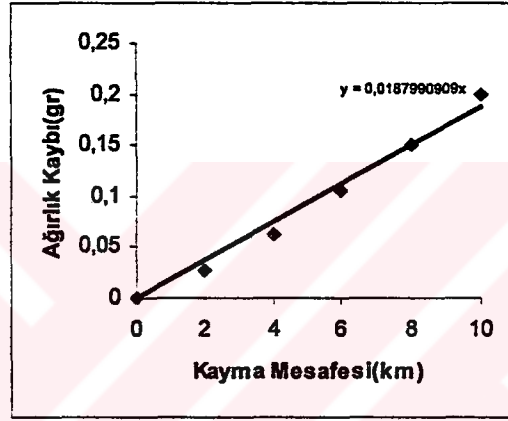
Şekil B.5.: Fırının farklı bölgelerinden alınan Grup B senkromeç-2 örneklerinin kayma mesafesine göre ağırlık kaybı değişimi grafiği a) 4A, b)5B, c)4B, d)3B (Karşı malzeme olarak M2 takım çeliği kullanılmıştır).



(a)

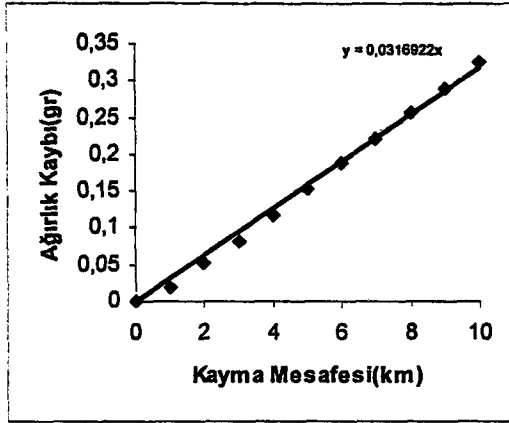


(b)

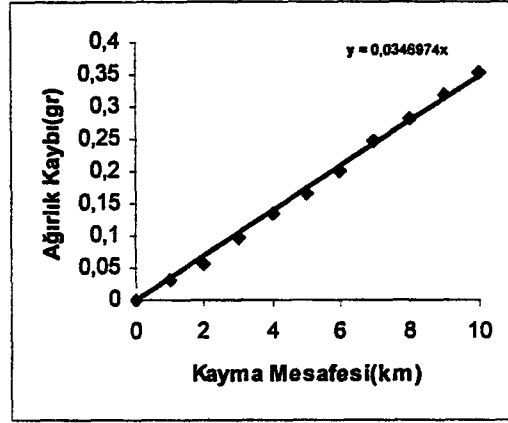


(c)

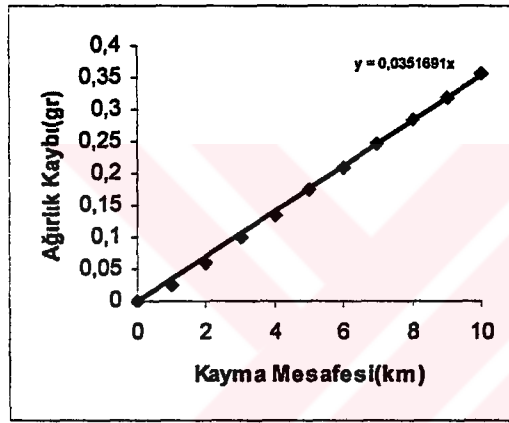
Şekil B.6: a) 400°C ve b) 600°C 'de temperlenen Grup B senkromeç-2 örnekleri, c) Grup B Senkromeç(referans) (Karşı malzeme olarak M2 takım çeliği kullanılmıştır).



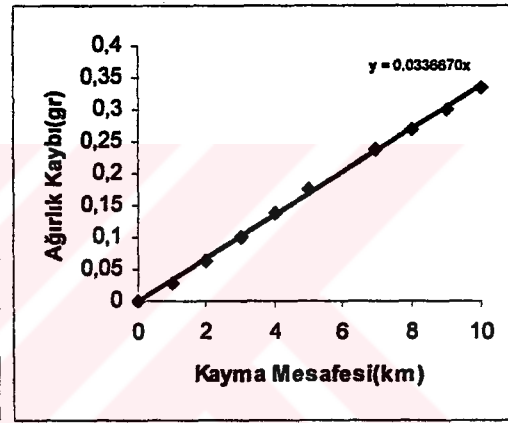
(a)



(b)

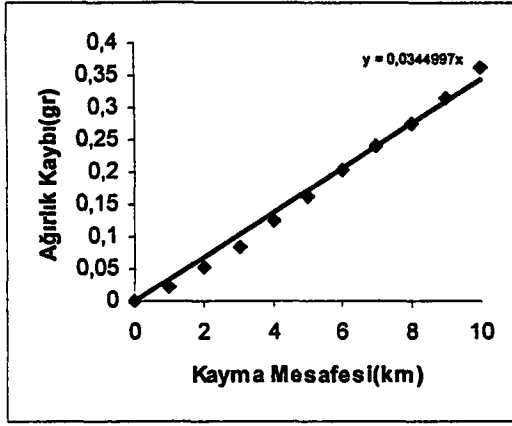


(c)

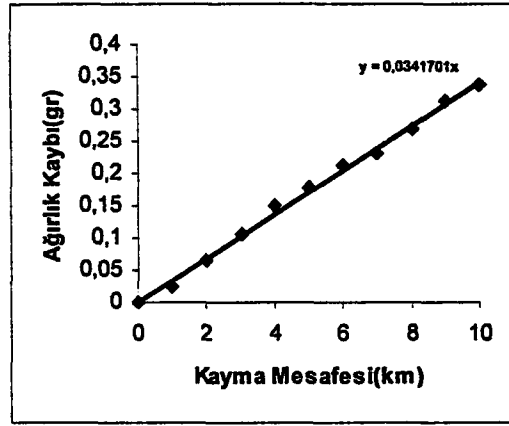


(d)

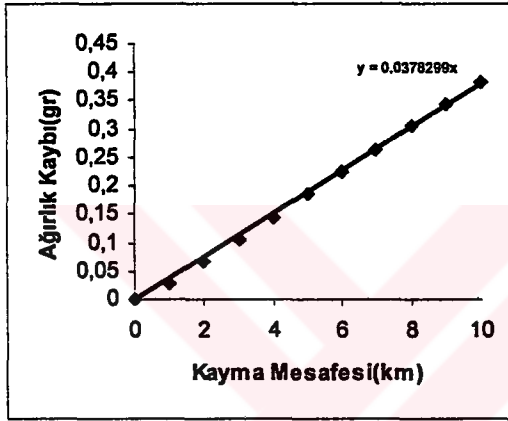
Şekil B.7: a) Döküm, b) 400°C havada soğutulan, c) 400°C suda soğutulan, d) 400°C fırında soğutulan Grup B döküm örneklerinin kayma mesafesine göre ağırlık kaybı değişimi grafiği (Karşı malzeme olarak 8620 semantasyon çeliği kullanılmıştır).



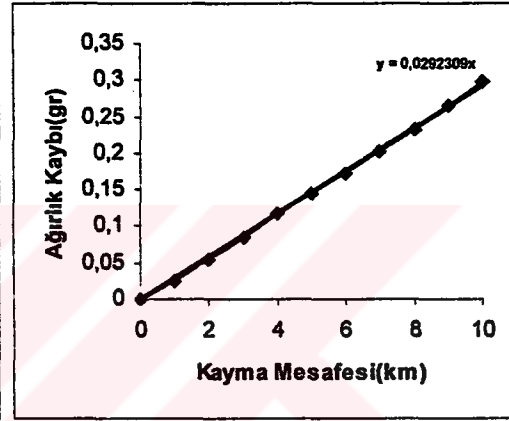
(a)



(b)

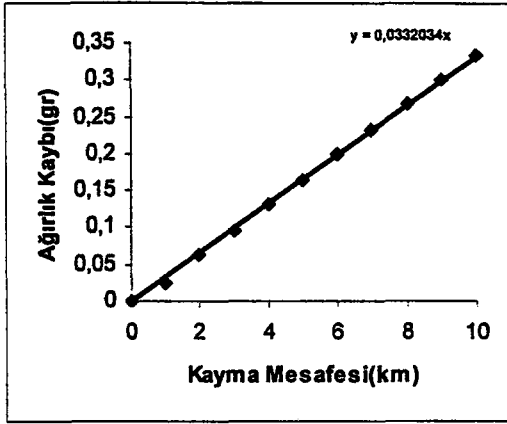


(c)

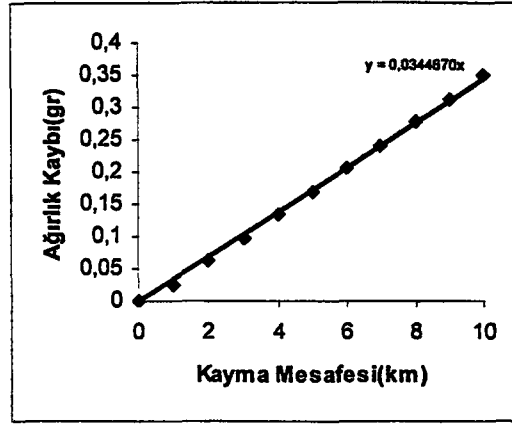


(d)

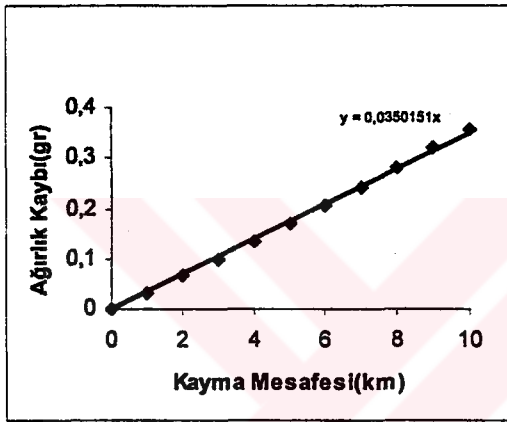
Şekil B.8: a) 470°C’de fırında soğutulan, b) 470°C’de havada soğutulan, c) 700°C’de homojenleştirip sakın havada soğutulduktan sonra 800°C’de temperlenmiş Grup B döküm örneğinin d) Grup B Senkromeç (referans) örneğinin kayma mesafesine göre ağırlık kaybı değişimi grafiği (Karşı malzeme olarak 8620 semantasyon çeliği kullanılmıştır).



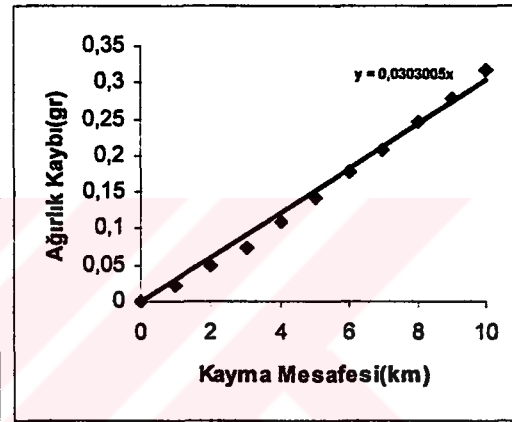
(a)



(b)



(c)



(d)

Şekil B.9: a) Grup B Senkromeç-1, b) 400°C'de (1 saat) havada soğutulan, c) 400°C'de (2 saat) havada soğutulan d) 700°C'de homojenleştirip sakın havada soğutulduktan sonra 800°C'de temperlenmiş Grup B Senkromeç-1 örneğinin kayma mesafesine göre ağırlık kaybı değişimi grafiği (Karşı malzeme olarak 8620 semantasyon çeliği kullanılmıştır)

C

Tablo C : İncelenen örneklerin aşınma hızları.

Örnek	Durum	Isıl İşlem	Karşı Malzeme	Aşınma Hızı (g/km)
Grup A	Döküm	Döküm	8620	0.031567
	Döküm	700(1/2h)Hava+800(1/2h)Su	8620	0,0291283
	Senkromeç(ref)	-	8620	0,0286229
	Döküm	Döküm	M2	0.0328013
	Döküm	800(1h)Su+400(1h)Hava	M2	0.0327832
	Döküm	800(1h)Su+500(1h)Hava	M2	0.0320049
	Döküm	800(1h)Su+600(1h)Hava	M2	0.0304223
	Döküm	800(1h)Su+600(3h)Hava	M2	0.0360496
	Döküm	800(1h)Su+700(1h)Hava	M2	0.0305665
	Döküm	700(1h)Hava+800(1h)Su	M2	0,0310322
Grup B	Senkromeç(ref)	-	M2	0,0297764
	Döküm	Döküm	8620	0,0316922
	Döküm	400(1h)Hava	8620	0,0346974
	Döküm	400(1h)Su	8620	0,0351691
	Döküm	400(1h)Fırın	8620	0,033667
	Döküm	470(1h)Fırın	8620	0,0344997
	Döküm	470(1h)Hava	8620	0,0341701
	Döküm	700(1/2h)Hava+800(1/2h)Su	8620	0,0378299
	Senkromeç(ref)	-	8620	0,0292309
	Senkromeç-1	-	8620	0,0332034
	Senkromeç-1	400(1h)Hava	8620	0,034467
	Senkromeç-1	400(2h)Hava	8620	0,035015
	Senkromeç-1	700(1/2h)Hava+800(1/2h)Su	8620	0,0303005
	Döküm	Döküm	M2	0,036539
	Döküm	800(1h)Su+400(1h)Hava	M2	0.0384623
	Döküm	800(1h)Su+500(1h)Hava	M2	0.0374774
	Döküm	800(1h)Su+600(1h)Hava	M2	0.035020
	Döküm	800(1h)Su+700(1h)Hava	M2	0.037706
	Senkromeç-2	5B	M2	0.0167627
	Senkromeç-2	3B	M2	0.0184345
	Senkromeç-2	4B	M2	0.0175191
	Senkromeç-2	4A	M2	0.0142027
	Senkromeç-2	3B 400(1h)Hava	M2	0.0213345
	Senkromeç-2	3B 600(1h)Hava	M2	0.0182491
	Senkromeç(ref)	-	M2	0.0187991

ÖZGEÇMİŞ

1975 yılında Erzurum’da doğmuştur. Lise öğrenimini 1993 yılında Atatürk Teknik Lisesi’nde tamamladı. Aynı yıl Atatürk Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümünü kazanmış, 1997 yılında da Bölüm II’si olarak mezun olmuştur. 1998 yılında İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı, Malzeme Programı’nda yüksek lisans eğitime başladı. 1999 yılında ise Metalurji Mühendisliği Malzeme Bölümünde Bilimsel Hazırlık Programını başarıyla tamamlamıştır.

