

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

83903

Cu-Al-Be ve Cu-Al-Ni ALAŞIMLARININ MEKANİK ETKİLERLE
ŞEKİL HATIRLAMA ÖZELLİKLERİNDEKİ DEĞİŞİMLERİN İNCELENMESİ

Ş. Nevin BALO

T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ

DOKTORA TEZİ

FİZİK ANABİLİM DALI

1999
ELAZIĞ

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**Cu-Al-Be ve Cu-Al-Ni ALAŞIMLARININ MEKANİK ETKİLERLE
ŞEKİL HATIRLAMA ÖZELLİKLERİNDEKİ DEĞİŞİMLERİN İNCELENMESİ**

Ş. Nevin BALO

DOKTORA TEZİ
FİZİK ANABİLİM DALI

Bu Tez 02.02/1999. Tarihinde, Aşağıda Belirtilen Jüri Tarafından Oy birliği /
~~Oy çokluğu~~ ile Başarılı / Başarısız Olarak Değerlendirilmiştir.

Prof. Dr. Mehmet CEYLAN
Danışman

Prof. Dr. Osman
ADIGÜZEL

Doç. Dr. İlhan AKSOY
Aksoy

ÖZET
Doktora Tezi

**Cu-Al-Be ve Cu-Al-Ni ALAŞIMLARININ MEKANİK ETKİLERLE
ŞEKİL HATIRLAMA ÖZELLİKLERİNDEKİ DEĞİŞİMLERİN İNCELENMESİ**

Ş. Nevin BALO

Fırat Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı
1999, Sayfa:138

Bu çalışmada incelenen Cu-11.8Al-0.47Be (ağırlık yüzdeli) alaşımı austenit fazında DO₃ yapısına, Cu-11.6Al-0.42Be, Cu-13.5Al-4Ni, Cu-13Al 4Ni (ağırlık yüzdeli) alaşımları austenit fazında DO₃, martensit fazında 18R yapılarına sahiptirler. Bu alaşımlara uygulanan mekanik zor ve zorlanmaların şekil hatırlama davranışlarına etkileri metalografik metotlar (optik mikroskobu, taramalı elektron mikroskobu), x-ışını difraksiyonu ve termal analiz metotları ile incelendi.

Austenit fazda bulunan Cu-11.8Al-0.47Be alaşımına $T > A_f$ sıcaklığında, martensit fazda bulunan Cu-11.6Al-0.42Be alaşımına da $T < A_s$ sıcaklığında 113.6 kg/mm² lik basma zoru uygulandığında şekil hatırlama özelliklerinin kaybolduğu belirlendi. Ayrıca $T < A_s$ sıcaklığında Cu-13.5Al-4Ni ve Cu-13Al-4Ni alaşımlarında şekil hatırlama özelliklerinin uygulanan çekme zoru ile kaybolmadığı tespit edildi. Uygulanan çekme ve basma zorlarına bağlı olarak yeni martensit fazların oluştuğu, mevcut martensitler içinde ikizlenmelerin ve yeni çökelti fazlarının oluştuğu belirlendi. Deformasyon derecesine bağlı olarak örgü parametrelerinde küçük değişimlerin meydana gelmesine rağmen a/b oranının $\sqrt{3}/2$ den küçük olduğu austenit ve martensit fazların uygulanan zorlardan bozulmadığı belirlendi. Diğer taraftan uygulanan zorların ters dönüşüm sıcaklıklarını yükselttiği tespit edildi.

Anahtar Kelimeler: Cu-Al-Be ve Cu-Al-Ni alaşımları, şekil hatırlama olayı, zor-zorlanma, martensitik dönüşüm, dönüşüm sıcaklıkları

SUMMARY
Ph.D Thesis

THE INVESTIGATION SHAPE MEMORY PROPERTIES
OF Cu-Al-Be AND Cu-Al-Ni ALLOYS BY MECHANICAL EFFECTS

Ş. Nevin BALO

Firat University

Institute of Science, Physics Department

1999, Page: 138

In this study, shape memory properties of Cu-11.8Al-0.47Be, Cu-11.6Al-0.42Be, Cu-13.5Al-4Ni and Cu-13Al-4Ni alloys have been investigated. Effects of mechanically applied stress on the shape memory behaviour of these alloys were studied by metallographic methods (optical microscope and scanning electron microscope), x-ray diffraction and thermal analysis methods. The alloys studied in this work have DO₃ structure in the austenite phase and have 18R structure in the martensite phase. But only Cu-11.8Al-0.47Be alloys was in the austenite phase the other alloys were 18R martensite phase in the room temperature.

It was observed that when a compressive stress of 113.6 kg/mm² is applied to Cu-11.8Al-0.47Be alloy at $T > A_f$ in austenite phase region and Cu-11.6Al-0.42Be alloy at $T < A_s$ in martensite phase region, the shape memory behaviours disappeared on the other hand, it was found that the shape memory features were not affected if an tensile stress is applied at $T < A_s$ to the Cu-13.5Al-4Ni and Cu-13Al-4Ni alloys. The new martensites, twinnings, and precipitation phases were formed in the present martensites depending on the applied tensile and compressive stresses. Despite small changes in the lattice parameters with deformations, it was found that the a/b ratio of martensite structure is less than $\sqrt{3}/2$ and this ratio was not affected, and austenite-martensite crystal structures were not distorted by the applied stresses.

However, it has been determined that inverse transformation temperatures have a tendency to increase proportional to the applied stresses.

Key words: Cu-Al-Be and Cu-Al-Ni alloys, shape memory alloys, stress-strain, martensite transformation, transformation temperatures.

TEŞEKKÜR

“ Cu-Al-Be ve Cu-Al-Ni Alaşımlarının Mekanik Etkilerle Şekil Hatırlama Özelliklerindeki Değişimlerinin İncelenmesi,” konulu doktora tezimin yöneticiliğini üstlenen ve hazırlanmasında ilgi ve yardımlarını esirgemeyen hocam Sayın Prof.Dr. Mehmet CEYLAN 'a, yurt dışından numunenin temin edilmesinde yardımcı olan Sayın Doç.Dr. Fahrettin GÖĞTAŞ'a, deneysel çalışmalarım sırasında büyük destek ve yardımını gördüğüm Sayın Yrd. Doç. Dr. Mustafa AKSOY' a, ayrıca x-ışını difraktogramlarının değerlendirilmesinde yardımlarından dolayı Sayın Yrd. Doç. Dr. Yıldırım AYDOĞDU' ya şükranlarımı sunarım.



İÇİNDEKİLER**Sayfa No**

ÖZET.....	II
SUMMARY.....	III
TEŞEKKÜR.....	IV
İÇİNDEKİLER.....	V
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	VII
TABLOLAR LİSTESİ.....	XIV
SİMGELER LİSTESİ.....	XV
1. GİRİŞ.....	1
2. MARTENSİTİK FAZ DÖNÜŞÜMLERİ.....	4
2.1. Kristalografik Özellikleri.....	7
2.2. Bain Distorsiyonu.....	11
2.2.1. Fcc → bcc (bct) dönüşümü.....	11
3. MARTENSİT OLUŞUMU İÇİN ŞARTLAR.....	15
3.1. Martensit Oluşumuna Hidrostatik Basıncın Etkisi.....	15
3.2. Martensitik Dönüşüme Bağlı Suni Elastiklik ve Süperelastiklik.....	17
3.3. Zor-Etkili Dönüşümler.....	21
4. ŞEKİL HATIRLAMA OLAYI.....	25
4.1. Cu- Bazlı Şekil Hatırlamalı Alaşımlar.....	28
4.1.1. Cu-bazlı alaşım sistemleri ve alaşım elementlerinin etkisi.....	29
4.1.2. Denge diyagramları.....	30
4.2. Ana Fazın Karalılığı.....	33
4.3. Cu-Bazlı Alaşımların Deformasyonu.....	34

5. DENEYSEL İŞLEMLER.....	38
5.1. Isıl İşlemler.....	39
5.2. Zor-Zorlanma Ölçümleri.....	39
5.2.1. Basma-zoru ölçümleri.....	39
5.2.2. Çekme-zoru ölçümleri	40
5.3. Metalografik Gözlemler.....	40
5.4. Geçirmeli Elektron Mikroskopu (TEM).....	41
5.5. X-Işını Difraksiyon Ölçümleri.....	41
5.6 . Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Ölçümleri.....	42
6. DENEY SONUÇLARI VE SONUÇLARIN DEĞERLENDİRİLMESİ.....	43
6.1. Zor-Zorlanma Ölçümü Sonuçları	43
6.1.1. Basma zoru ölçümleri.....	43
6.1.2. Çekme zoru ölçümleri.....	45
6.2. Metalografik Gözlemler.....	47
6.2.1. Alaşım 1 in metalografik gözlemleri.....	47
6.2.2. Alaşım 2 nin metalografik gözlemleri	50
6.2.3. Alaşım 3 ün metalografik gözlemleri	54
6.2.4. Alaşım 4 ün metalografik gözlemleri	56
6.3. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri	60
6.4. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) Gözlemleri	72
6.5. X-Işını Difraksiyonu Sonuçları	79
6.6. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Sonuçları	89
6.6.1. Zor uygulanmış numunelerin diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) sonuçları	89
6.6.2. Dönüşüm sıcaklıklarının termal çevrimlemeyle değişimi.....	95
7. TARTIŞMA	108
8. İLERİ ÇALIŞMALAR İÇİN ÖNERİLER.....	114
KAYNAKLAR	116

ŞEKİLLER LİSTESİ**Sayfa No**

- Şekil 2.1.** Austenit ve martensit fazların kimyasal serbest enerjisinin sıcaklıkla değişimi (Funakubo, 1987). 4
- Şekil 2.2.** FeNi (termoelastik olmayan) ve AuCd (termoelastik) alaşımlarında martensitik dönüşümlerin histerisis eğrileri (Funakubo, 1987). 5
- Şekil 2.3.** Ti-Ni alaşımı için şekil hatırlama davranışını ve deformasyonu gösteren zorlanma sıcaklık diyagramı (Wayman ve Duering, 1990). 7
- Şekil 2.4.** β_2 tipi (B2) ana fazından meydana gelen periyodik yığılma yapılı martensitte sıkı paket yığılma düzlemlerinin üç tipi (Shimizu ve Tadaki; 1984) 8
- Şekil 2.5.** β_1 tipi (DO₃) ana fazından meydana gelen periyodik yığılma yapılı martensitte sıkı paket yığılma düzlemlerinin altı tipi (Shimuzu ve Tadaki; 1984). 8
- Şekil 2.6.** Farklı yığılma martensitlerin uzun periyodik yığılan düzenli yapıları (Shimizu ve Tadaki, 1984) 10
- Şekil 2.7.** $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünü gösteren Bain distorsiyonu (Keller ve Edgar, 1989)
a) Cisim merkezli tetragonal (bct) örgü olan fcc örgü, b) bcc örgüye sıkıştırılan bct örgü 12
- Şekil 2.8.** $\gamma \rightarrow \alpha$ Bain distorsiyonunu gösteren oktahedral (Keller ve Edgar, 1989)
a) düzenli γ_{fcc} oktahedron ile b) düzensiz γ_{bcc} oktahedronun sıkıştırma işleminin gösterimi 13
- Şekil 2.9.** a) Fcc hücrede düzenli oktahedron, b) İki bcc hücre arasındaki oktahedron (Keller ve Edgar, 1989) 14

Şekil 2.10. İki bcc hücre (şekil 2.9 (b)) nin 45° döndürüldükten sonra örgü uygunluğu (Keller ve Edgar, 1989)	14
Şekil 3.1. Fe-C alaşımasının M_s sıcaklığına basıncın etkisi (Nishiyama, 1978).....	17
Şekil 3.2. $T > A_f$ sıcaklığında meydana gelen suni elastiklik ile ilgili zor-zorlanma eğrisinin şematik gösterimi (Krishnan, vd., 1974).....	19
Şekil 3.3. Şekil hatırlama olayı ile ilgili zor-zorlanma eğrisi (Krishnan vd., 1974) a-) Deformasyon kademesi, b-) Numunede ısıtma ile şeklin kendine gelmesi	20
Şekil 3.4. Cu-Zn şekil hatırlamalı alaşımı için A_s üzerindeki sıcaklıkta süperelastik davranış gösteren zor-zorlanma eğrisi (Wayman ve Duering, 1990).....	20
Şekil 3.5. M_s üzerinde çekmeyle yüklenen Cu-Zn tek kristali için zor-zorlanma eğrileri (Wayman ve Duering, 1990).....	21
Şekil 3.6. Sıcaklığın bir fonksiyonu olarak plato zorları alaşımların zorsuz A_s ve M_s düzeninde işaretlenmiştir (Wayman ve Duering, 1990).....	22
Şekil 3.7. Cu-Al-Ni tek kristali için sıcaklık ve zor ilişkisini gösteren faz diyagramı (Funakubo, 1987).....	23
Şekil 3.8. Cu-Al-Ni alaşımında γ_1' , β_1' ve α_1' fazları için çekme zorunun fonksiyonu olarak serbest enerji değişimi (Funakubo, 1987)	24
Şekil.4.1. Bir şekil hatırlama alaşımında meydana gelen martensitik dönüşüm için sıcaklığın elektriksel direnç, vd., özellik değişiminin eğrisi (Wayman ve Duering, 1990)	26
Şekil 4.2. a-) Tek yönlü b-) Çift yönlü şekil hatırlama olayının şematik gösterimi (Tautzenberger, 1990).....	28

Şekil 4.3. İkili Cu-Al alaşımlarının faz diyagramı.....	32
Şekil 4.4. Üçlü Cu-Al-Ni alaşımlarının faz diyagramı [% 3 (ağırlıkça) Ni için].	32
Şekil 4.5. Sırasıyla 10 ile 60 dakika için 650-950 °C lık sıcaklıklarda homojenleştirme işleminden sonra Cu-20.6Zn-0.1Zr alaşımlarının dönüşüm sıcaklıkları (Wu, 1990)	33
Şekil 4.6. Cu-Al-Ni alaşımlarının tek kristallerinde deformasyon davranışı (Funakubo, 1987)	36
Şekil 4.7. Polikristal Cu-Al-Ni alaşımlarında deformasyon davranışı $M_s = -82\text{ °C}$, $M_f = -70\text{ °C}$, $A_s = -60\text{ °C}$, $A_f = -48\text{ °C}$ (Funakubo, 1987).....	37
Şekil 5.1. Alaşım 4 numunesinden hazırlanan çekme deneyi parçası.....	40
Şekil 6.1. Alaşım 1 in zor-zorlanma eğrisi.....	44
Şekil 6.2. Alaşım 2 nin zor- zorlanma eğrisi	44
Şekil 6.3. Alaşım 3 nün zor-zorlanma eğrisi	46
Şekil 6.4. Alaşım 4 ün zor-zorlanma eğrisi.....	46
Şekil 6.5. Alaşım 1 numunesinin yüzey fotoğrafları a-) Isıl işlem, x 50, b-c-) 56.8 kg/mm ² , x 200, d-) 75.73 kg/mm ² , x 200, e-) 94.7 kg/mm ² , x 200, f-) 113.6 kg/mm ² , x 100, g-) 125.7 kg/mm ² lik zor uygulandıktan sonra , x 200	49
Şekil 6.6. Alaşım 2 numunesinin yüzey fotoğrafları a-) Isıl işlem, x 200, b-c-d) Isıl işlem, x 1000, e-) 56.8 kg/mm ² , x 500, f-) 75.73 kg/mm ² , x 50, g-) 94.4 kg/mm ² , x 100, h-) 113.6 kg/mm ² , x 500, i-) 118.9 kg/mm ² , x 500, j-) 118.9 kg/mm ² , x 200 zor uygulandıktan sonra.....	53

Şekil 6.7. Alaşım 3 numunesinin yüzey fotoğrafları a-) Isıl işlem, x 200, b-) Isıl işlem, x 500, c-) 26 kg/mm², x 50, d-) 31.25 kg/mm², x 50, e-) 36.45 kg/mm², x 50, f- g-) 43.7 kg/mm² lik zor uygulandıktan sonra, x 50	56
Şekil 6.8. Alaşım 4 numunesinin yüzey fotoğrafları a-) Isıl işlem, x 200, c-b-) 63.21 kg/mm², x 50, d-) 63.21 kg/mm², x 50, e-) 63.21 kg/mm², x 100, f-) 71.8 kg/mm², x 50, g-) 71.8 kg/mm², x 100, h-) 71.8 kg/mm², x 200, i-) 71.8 kg/mm², x 500 lik zor uygulandıktan sonra.....	60
Şekil 6.9. Alaşım 1 in Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) fotoğrafları a-) Isıl işlem, b-c-) 56.8 kg/mm², d-e-) 75.73 kg/mm², f-g-h-) 94.7 kg/mm², i-) 113.6 kg/mm², j-) 125.7 kg/mm² lik zor uygulandıktan sonra	64
Şekil 6.10. Şekil 6.9.a daki fotoğrafa ait 1 nolu bölgenin edax analizi.	65
Şekil 6.11. Şekil 6.9.j deki fotoğrafta 1 nolu bölgeden çekilen edax analizi.....	66
Şekil 6.12. Şekil 6.9.j deki 3 nolu bölgenin edax analizi.....	67
Şekil 6.13. Alaşım 2 nin Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) fotoğrafları a-b-c-d-) Isıl işlem, e-) 56.8 kg/mm², f-g-) 75.73 kg/mm², h-i-) 94.7 kg/mm², j-) 113.6 kg/mm², k-l-m-) 118.9 kg/mm²	71
Şekil 6.14. Alaşım 1 numunesinin elektron difraksiyon desenleri a-) DO₃ yapının (111) zonu, b-) DO₃ yapının (113) zonu.....	73
Şekil 6.15. Ana fazda yönlenmiş taneli yapı, KA, x 36000.....	74
Şekil 6.16. Ana fazda Be çökeltileri, KA , x 48000	74
Şekil 6.17. Alaşım 2 numunesine ait elektron difraksiyon deseni.....	75

- Şekil 6.18. a) İkiz ilişkili martensit varyantlar, KA, x 72000, b) Aynı bölgeye ait elektron difraksiyon deseni..... 75**
- Şekil 6.19. Alaşım 2 numunesine ait elektron difraksiyon deseni (010) zonu..... 76**
- Şekil 6.20. Martensit ve içindeki yığılma hataları, AA, x 48000..... 76**
- Şekil 6.21. Alaşım 4 e ait elektron difraksiyon desenleri a) (210) zonu, b) (100) zonu.... 77**
- Şekil 6.22. a) Mızrak ucu morfolojide martensit plakaları AA, x 36000, b) Martensit üzerinde düzenli bölge sınırları , AA, x 20000, c) Düzenli bölge sınırları AA, x 36000, d) Yan yana dizilmiş martensit plakaları, KA , x 14000 79**
- Şekil 6.23. Alaşım 1 in x-ışını parça difraktogramları a-) Isıl işlem, b-) 56.8 kg/mm², c-) 75.73 kg/mm², d-) 94.7 kg/mm², e-) 113.6 kg/mm², f-) 125.7 kg/mm² lik zor uygulandıktan sonra..... 82**
- Şekil 6.24. Alaşım 2 nin x-ışını parça difraktogramları a-) Isıl işlem, b-) 58.6 kg/mm², c-) 75.73 kg/mm², d-) 94.7 kg/mm², e-) 113.6 kg/mm², f-) 125.7 kg/mm² lik basma zoru uygulandıktan sonra..... 84**
- Şekil 6.25. Alaşım 3 ün x-ışını parça difraktogramları a-) Isıl işlem, b-) 26 kg/mm², c-) 31.25 kg/mm², d-) 36.45 kg/mm², e-) 43.7 kg/mm² lik çekme zoru uygulandıktan sonra..... 86**
- Şekil 6.26. Alaşım 4 ün x-ışını parça difraktogramları a-) Isıl işlem, b-) 63.21 kg/mm², c-) 68.9 kg/mm², d-) 71.8 kg/mm² lik çekme zoru uygulandıktan sonra..... 88**
- Şekil 6.27. Alaşım 1 in diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) eğrileri a-) Isıl işlem, b-) 56.8 kg/mm², c-) 75.73 kg/mm², d-) 94.7 kg/mm², e-) 113.6 kg/mm² lik basma zoru uygulandıktan sonra..... 90**

Şekil 6.28. Alaşım 2 in diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) eğrileri a-) Isıl işlem, b-) 56.8 kg/mm ² , c-) 75.73 kg/mm ² , d-) 94.7 kg/mm ² , e-) 113.6 kg/mm ² lik basma zoru uygulandıktan sonra.....	92
Şekil 6.29. Alaşım 3 ün diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) eğrileri a-) Isıl işlem, b-) 26 kg/mm ² , c-) 31.25 kg/mm ² , d-) 36.45 kg/mm ² , e-) 43.7 kg/mm ² lik çekme zoru uygulandıktan sonra.....	93
Şekil 6.30. Alaşım 4 ün diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) eğrileri, a-) Isıl işlem b-) 63.21 kg/mm ² , c-) 68.9 kg/mm ² , d-) 71.8 kg/mm ² lik çekme zoru uygulandıktan sonra	94
Şekil 6.31. Alaşım 1 için 1., 2. ve 5. termal çevrimlere ait DSC eğrileri (Isıtma hızı 10 °C/dk)	96
Şekil 6.32. Alaşım 1 için A _s ve A _f ters dönüşüm sıcaklıklarının çevrim sayısına göre değişimi.....	97
Şekil 6.33. Alaşım 1 için A _f - A _s sıcaklık farkının çevrim sayısına göre değişimi	98
Şekil 6.34. Alaşım 2 için 1., 2. ve 5. termal çevrimlere ait DSC eğrileri (Isıtma hızı 10 °C/dk)	99
Şekil 6.35. Alaşım 2 için A _s ve A _f ters dönüşüm sıcaklıklarının çevrim sayısına göre değişimi.....	100
Şekil 6.36. Alaşım 2 için A _f - A _s sıcaklık farkının çevrim sayısına göre değişimi.....	101
Şekil 6.37. Alaşım 3 için 1., 2. ve 5. termal çevrimlere ait DSC eğrileri (Isıtma hızı 10 °C/dak)	102

Şekil 6.38. Alaşım 3 için A_s ve A_f ters dönüşüm sıcaklıklarının çevrim sayısına göre değişimi.....	103
Şekil 6.39. Alaşım 3 için $A_f - A_s$ sıcaklık farkının çevrim sayısına göre değişimi.....	104
Şekil 6.40. Alaşım 4 için 1., 2. ve 5. termal çevrimlere ait DSC eğrileri (Isıtma hızı 10 °C/dak)	106
Şekil 6.41. Alaşım 4 için A_s ve A_f ters dönüşüm sıcaklıklarının çevrim sayısına göre değişimi.....	107
Şekil 6.42. Alaşım 4 için $A_f - A_s$ sıcaklık farkının çevrim sayısına göre değişimi.....	107

TABLolar LİSTESİ**Sayfa No**

Tablo 4.1. Şekil hatırlama etkisi sergileyen Cu-bazlı alaşımların çeşitleri ve özellikleri (Funakubo, 1987).....	27
Tablo 4.2. Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar (Wu, 1990)	30
Tablo 5.1. Bu çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonları.....	38
Tablo 6.1. Şekil 6.9.a daki fotoğrafta numaralı görülen tanelerin edax sonuçlarına göre alaşım elementlerinin ağırlık ve atomik yüzdeleri.....	65
Tablo 6.2. şekil 6.9.j deki fotoğrafta numaralı olan 1 ve 2 nolu bölgelerin edax sonuçlarına göre alaşım elementlerinin ağırlık ve atomik yüzdeleri.....	66
Tablo 6.3. Alaşım 1 in x-ışını parça difraktogramlarından hesaplanan DO₃ ve 18R yapılarının örgü parametreleri	83
Tablo 6.4. Alaşım 2 nin x-ışını parça difraktogramlarından hesaplanan 18R martensit yapının örgü parametreleri.....	83
Tablo 6.5. Alaşım 3 ün x-ışını parça difraktogramlarından hesaplanan 18R martensit yapının örgü parametreleri.....	85
Tablo 6.6. Alaşım 4 ün x-ışını parça difraktogramlarından hesaplanan 18R martensit yapının örgü parametreleri.....	87
Tablo 6.7. Alaşım 1 için 100 termal çevrim sonunda elde edilen ters dönüşüm sıcaklıkları... 	95
Tablo 6.8. Alaşım 2 için 100 termal çevrim sonunda elde edilen ters dönüşüm sıcaklıkları. 	100
Tablo 6.9. Alaşım 3 için 100 termal çevrim sonunda elde edilen ters dönüşüm sıcaklıkları. 	103
Tablo 6.10. Alaşım 4 için 100 termal çevrim sonunda elde edilen ters dönüşüm sıcaklıkları	105

SİMGELER LİSTESİ

A_s	: Martensit→austenit faz dönüşümünde austenit yapının başlama sıcaklığı
A_f	: Martensit→austenit faz dönüşümünde austenit yapının tamamlandığı sıcaklık
M_s	: Austenit→martensit faz dönüşümünde austenit yapının başlama sıcaklığı
M_f	: Austenit→martensit faz dönüşümünde austenit yapının tamamlandığı sıcaklık
T	: Sıcaklık
T_c	: Kritik sıcaklık
a_o	: Austenit örgünün örgü parametreleri
b_{cc}	: Cisim merkezli kübik yapı
f_{cc}	: Yüz merkezli kübik yapı
b_{ct}	: Cisim merkezli tetragonal yapı
β	: Elektron/atom (e/a) oranı 1.5 civarında olan süper örgülü kübik austenit faz
β_1	: DO ₃ türü ana faz yapısı (bcc)
β_2	: B2 türü ana faz yapısı (bcc)
β_1'	: 18R tipindeki martensit yapı
γ_1'	: 2H tipindeki martensit yapı
α_1'	: 6R tipindeki martensit yapı
β_2'	: 9R tipindeki martensit yapı
γ_2'	: 2H tipindeki martensit yapı
α_2'	: 3R tipindeki martensit yapı
α	: Çökelti faz
γ	: Çökelti faz
ε	: Zorlanma
σ	: Zor
σ_T^{P-M}	: Ana fazdan martensit faza dönüşümü başlatan zor eşiği
σ_T^{M-P}	: Martensit fazdan ana faza dönüşümü başlatan zor eşiği
σ_y^D	: Malzemenin akma noktasına karşı gelen akma zoru
a, b, c	: M18R martensit yapının x, y ve z eksenini üzerindeki örgü parametreleri
a/b	: M18R martensit yapının örgü parametreleri oranı

1. GİRİŞ

Difüzyonsuz olarak gerçekleşen austenit-martensit faz dönüşümleri katıhal faz dönüşümlerinin önemli bir sınıfını oluşturur. Bu dönüşüm olayı 1895 yılında Alman metalograf Adolf Martens tarafından çelikte gözlenmiştir. Daha sonraları yapılan araştırmalarla büyük bir gelişmeye sahne olan bu dönüşüm olayı diğer alaşımların bir kısmında ve bazı saf metallerde de tespit edilmiştir (Verhoeven, 1976; Durlu, 1979; Artunç, 1988).

Martensitik dönüşüm olayı çelik alaşımlarına üstün kaliteli malzeme olma özelliği kazandırdığı gibi diğer metal ve metal alaşımlarına da termoelastiklik, süperelastiklik ve şekil hatırlama gibi teknolojik ve fiziksel özellikler kazandırır (Dikici, 1982).

Genellikle bir faz dönüşümü iki faz arasındaki serbest enerji farkının oluşturduğu sürücü kuvvetin etkisiyle gerçekleşir. Serbest enerji sıcaklık kadar zor tarafından da etkilenir. Martensitik dönüşümler ana faz olarak bilinen austenit faza sıcaklık, zor veya her iki faktörün birlikte uygulanmasıyla atomların toplu hareketi sonucunda meydana gelir. Bu dönüşüm olayının difüzyonsuz gerçekleşmesi sebebi ile ana (austenit) fazdaki atomsal düzenlenme ve mikroyapısal hataların ürün faz olarak bilinen martensit faza aynen aktarıldığı anlaşıldıktan sonra birçok malzemede termoelastik martensitik dönüşüm olayı incelenmiştir (Olson ve Cohen, 1975; Saburi, vd., 1979; Ortin ve Planes, 1988).

Termoelastik martensitik dönüşümü sırasında tek bir kristalden, kristal yapıları aynı olmasına rağmen farklı kristalografik yönelimlere sahip çeşitli martensitlerin oluştuğu görülür. Bu martensitlerin herbiri varyant olarak isimlendirilir. Katmanlı martensit yapıları, ana fazın $\{110\}$ düzlemleri üzerinde, $\langle 110 \rangle$ doğrultusunda $1/6$ a.d.o, kadar atomların kaymaları sonucunda oluşur. Düzenli ana fazda altı tane $\{110\}$ düzlemler ve her bir $\{110\}$ düzlemi için mümkün olan iki kayma yönü vardır. Böylece oniki tane kayma yön ve katmanlı düzlem bileşimi ortaya çıkar. Her bir bileşimde kristalografik olarak eşit, iki dönmemiş ve çarpılmamış habit düzlemi olasıdır. Yani tek kristal ana fazdan yirmidört tane farklı martensit varyantı oluşur. Martensit başlama sıcaklığının (M_s) altına soğutulurken, toplam şekil değişimini en aza indirebilmek için, ana faz, birbirinin şekil değişimini gideren varyant grupları halinde dönüşür. Ana fazdan, her bir grupta dört varyant olmak üzere toplam altı grup oluşur. Her gruptaki bu dört varyantın habit düzleminin normalleri ana

fazdaki altı (110) düzlem kutuplarından birinin etrafında kümelenirler. Katmanlı martensit yapılarında martensit varyantları, dönüşüm sırasında oluşan gerilme miktarlarını ve toplam şekil değişimini en aza indirecek baklava dilimi şeklinde morfolojilerde oluşurlar (Saburi ve Wayman, 1979; Saburi vd, 1980).

Termoelastik dönüşüme uğrayan bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımların ana fazları hacim merkezli küp kökenli süper örgülü düzenli yapılara sahiptirler. Ana faz B2 veya DO_3 düzenli kristal yapılardan birini gösterir. Ana fazdaki bu düzenlenme katmanlı martensit yapılardaki sıralanmaları belirler. Soğutma ve gerilme altında oluşan martensitler B2 düzenli ana fazdan oluşuyorsa 3R, 9R, 2H; DO_3 düzenli ana fazdan oluşuyorsa 6R, 18R, 2H katmanlı martensite yapılardan birine dönüşürler. Ramsdell işaretleme sistemine göre R ve H sırasıyla rombohedral ve heksagonal simetriyi, harflerden önce gelen sayılar ise katman sayısını belirtir (Warlimont ve Delaey, 1974; Nishiyama, 1978; Shimizu v.d, 1978; Funakubo, 1987; Tarhan ve Bor, 1997).

Şekil hatırlama özelliği martensit dönüşümü ile yakından ilgilidir. Bu özellik B2 veya DO_3 düzenli ana fazda (austenit faz) bulunan malzeme soğutulduğunda martensit dönüşümü sonucunda oluşan katmanlı yapılar birbirleriyle ikiz ilişkili plakalar şeklinde düzenlenir. Şekil değişiklikleri ikiz ara yüzeylerinin hareketi sonucunda olduğundan, ısıtıldığında ana faza dönüşen malzeme ilk şeklini alır (Wayman ve Duering, 1990).

Şekil hatırlama olayı günümüzde endüstride yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu olay çok farklı özellikte numune hazırlayabilme yolunu açmaktadır (Aydoğdu, 1995).

Şimdiye kadar yapılan tartışmalar şekil hatırlama olayının termal ve mekaniksel işlemlerle ilgili olduğunu göstermiştir. Martensitik dönüşüm ana fazın soğutulmasıyla oluşur. Numune martensit bitiş sıcaklığının (M_f) altında deforme edilip sonra austenit bitiş sıcaklığı (A_f) üstünde ısıtıldıktan sonra ilk şekline sahip olur, yani ısıtma şekil hatırlamaya sebep olur. Benzer olarak, bazı zor-etkili dönüşümler geri dönebilir. Bu hal mekaniksel olarak elastiklik veya süperelastiktir (Barret ve Tbnassaski, 1988; Wayman ve Duering, 1990).

Martensitik dönüşümlerde zorun etkisi ilk olarak 1930' larda Scheil tarafından teorik olarak incelenmiştir. Bu teori zorun bir fonksiyonu olarak dönüşüm sıcaklığını belirlemek için Patel ve Cohen tarafından geliştirilmiş ve bu araştırmacılar, artan tek yönlü

zor ile dönüşüm sıcaklığının arttığını göstermişlerdir. Bu teori çok sayıda deneyci tarafından başarıyla test edilmiştir (Otsuka, vd., 1979; Gautier, vd.,1995).

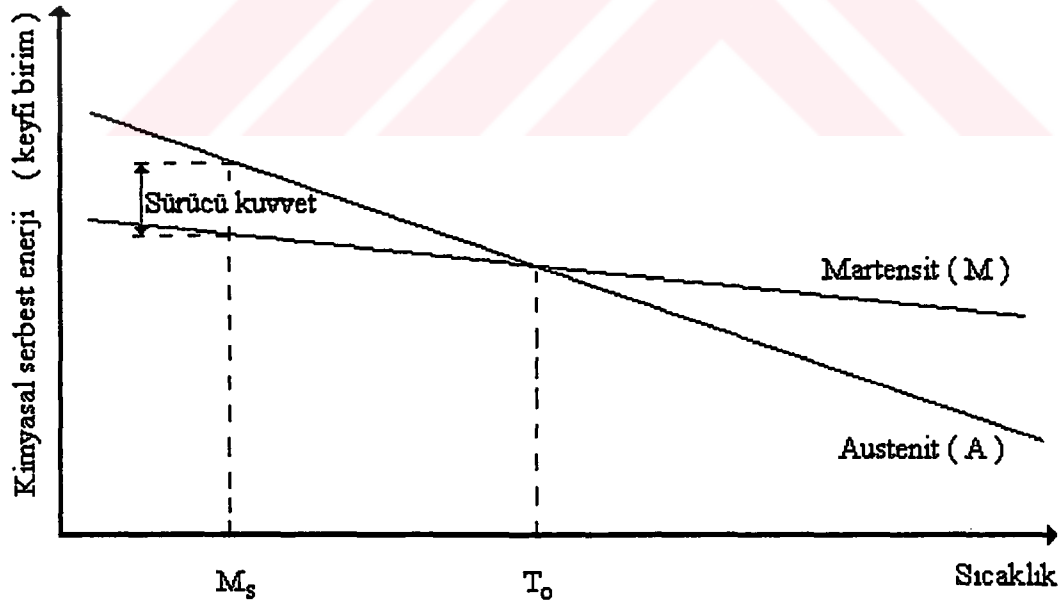
Bu çalışmada Cu-Al-Be ve Cu-Al-Ni alaşımları kullanıldı. Oda sıcaklığında biri ana fazda diğeri martensit fazda bulunan Cu-Al-Be alaşımına basma zoru, oda sıcaklığında martensit fazda bulunan Cu-Al-Ni alaşımlarına ise germe zoru uygulanarak zorun bu fazlar üzerindeki etkisi optik mikroskobu ve Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), x-ışını difraktogramı ve ayrıca basma ve germe zorlarının dönüşüm sıcaklığına etkisi de Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) kullanılarak incelendi.



2. MARTENSİTİK FAZ DÖNÜŞÜMLERİ

Martensitik faz dönüşümü, metal veya alaşım ana fazda (austenit faz) iken sıcaklık ve zor etkisinin ayrı ayrı veya birlikte uygulaması ile meydana gelir. Martensitik dönüşüm olayı bir kristal yapıdan yeni bir kristal yapıya dönüşüm olmasına rağmen, dönüşüm öncesi faz olan ana fazdaki atomların komşulukları dönüşüm sonrası martensitik fazda aynı kalır. Metal ve alaşımlarda birinci derecede yapısal değişim olan bu dönüşüm difüzyonsuzdur. Yani yapısal değişim esnasında ara yüzeyin içinden geçen atomların taşınmasının düzenli olduğunu ifade eder. Bu sebeple ana fazdaki atomik düzen aynen ürün faz olan martensit faza aktarılır.

Martensitik dönüşümler kesme benzeri mekanizmalarla meydana gelir ve ürün martensitik faz ikizler, yığılma kusurları ve dislokasyonlar gibi bir çok örgü kusurları ihtiva eder (Otsuka ve Shimizu, 1986).

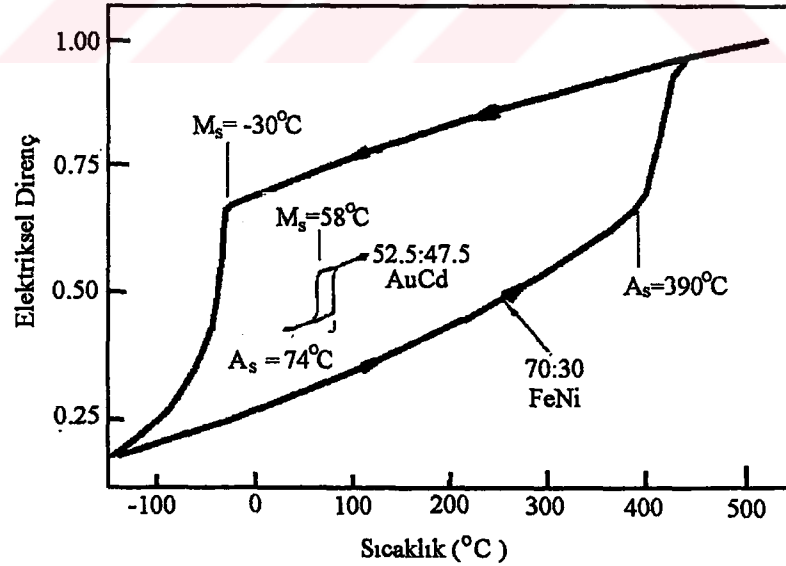


Şekil 2.1. Austenit ve martensit fazların kimyasal serbest enerjisinin sıcaklıkla değişimi (Funakubo, 1987).

Ana faz T_0 sıcaklığında termodinamik dengededir. Malzeme bu sıcaklıktan hızla soğutulduğunda kritik bir M_s sıcaklığından sonra ana faz içerisinde ürün faz teşekkül etmeye başlar. Bu sıcaklığa martensitin başlama sıcaklığı (M_s) denir. M_s sıcaklığında, $T_0 - M_s$ sıcaklık farkı, fazlar arasındaki kimyasal serbest enerjiyi oluşturur. Bu serbest enerji ise dönüşümün başlaması için gerekli sürücü kuvveti doğurur (Şekil 2.1). Dışarıdan uygulanan mekanik zor, sürücü kuvvete katkıda bulunarak M_s sıcaklığını T_0 sıcaklığının çok altına düşmeden başlatır. Dışarıdan uygulanan mekanik zor martensitin başlama sıcaklığını arttırdığı gibi dönüşen hacim miktarını yani meydana gelen martensitin miktarını artırır.

Şekil 2.2 de görüldüğü gibi iki tip martensitik dönüşüm vardır. Bunlar termoelastik ve termoelastik olmayan martensitik dönüşümlerdir. Şekil hatırlamalı alaşımlar termoelastik dönüşüm gösterir. Çünkü büyüme kinetikleri ve dar histerisis şekil hatırlama olayı için gereklidir (Çakmak, 1992).

Termal etkili martensitik dönüşümler atermal ve izotermal olarak meydana gelir. Atermal martensitik dönüşümlerde ana fazdaki numunenin sıcaklığı M_s sıcaklığına düşürüldüğünde alaşımın dönüşecek bütün kısmı bu sıcaklıkta martensit faza dönüşür ve dönüşüm tamamlanır. Dönüşüm çok hızlı yani patlama reaksiyonları şeklinde meydana geldiği için şekil hatırlama olayı gözlenmez (Shimizu ve Tadaki,1984; Nishiyama,1978).



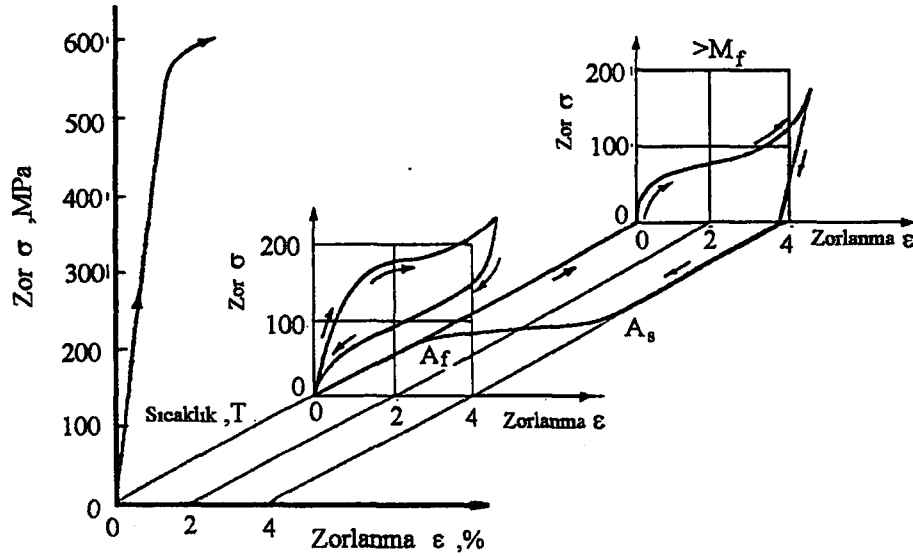
Şekil 2.2. FeNi (termoelastik olmayan) ve AuCd (termoelastik) alaşımlarında martensitik dönüşümlerin histerisis eğrileri (Funakubo, 1987).

İzotermal martensitik dönüşümde numunenin sıcaklığı düşürülerek belirli bir martensite başlama sıcaklığına (M_s) geldiğinde ana faz (austenit faz) içinde martensit faz teşekkül etmeye başlar. Bu dönüşüm olayı sıcaklık düşüşüyle devam eder ve martensit bitiş sıcaklığında (M_f) tamamlanır. Austenit-martensit dönüşümleri tersinir dönüşümlerdir. Martensit kristalleri, sıcaklık değişimi tersine çevrildiği zaman yani T_0 sıcaklığının üstünde austenit başlama sıcaklığında (A_s) bu defa martensit faz içinde austenit faz oluşmaya başlar. Dönüşümün tamamlandığı sıcaklığa austenit bitiş sıcaklığı (A_f) denir. Bazı alaşımlarda dönüşüm sıcaklığının ($A_s - A_f$) histerisizi aşırı derecede geniştir. Bu genişlik yaklaşık olarak 400 °C dir. Bazı alaşımlarda ise bu histerisis son derece dardır. Örneğin Cu-Zn-Al alaşımı için yaklaşık olarak 15 °C dir. Şekil 2.2 de termoelastik olmayan (Fe-Ni) ve termoelastik (Au-Cd) martensitik dönüşümlerin sıcaklık histerisizinin mukayesesi görülebilir. Sürücü kuvvet ve kimyasal olmayan serbest enerjiye ihtiyaç duyulduğunda dönüşüm bazı alaşımlarda büyük, bazı alaşımlarda küçük miktarda gerçekleşir (Funakubo, 1987).

Termoelastik olmayan martensitik dönüşümlerde dönüşüm kinetikleri genellikle çekirdeklenme hızı ile kontrol edilir. Atermal martensitlerde soğutma esnasında dönüşüm sürücü kuvvete uygun patlama reaksiyonları şeklinde bağlı olduğundan çekirdeklenme adımı da atermal gibi kabul edilir. Azalan sıcaklık ile dönüşüm bölgesi artar, zamana ve soğutma hızına nispeten duyarsızdır. Diğer taraftan izotermal martensitik çekirdeği sıcaklık ve zamanın her ikisine de bağlıdır. Termoelastik martensitlerde büyüme adımı ve eşlik eden zorlanma enerjisi soğutma sırasında artan sürücü kuvvet ile termodinamik dengede kalma eğilimindedir. Azalan sıcaklığın bir fonksiyonu olarak dönüşen bölge çekirdeklenme kadar büyüme işlemine de bağlıdır.

Martensite plakaları arasındaki ara yüzey koherent veya yarıkoherent sınırlardır. Bu ara yüzeyler;

- 1-) Ara yüzey zorlarının kaynağıdır ve sınırın yönelimine bağlı büyüklüklerdir.
- 2-) Küçük yüzey enerjisine sahiptirler.
- 3-) Yüksek mobiliteye (değişkenliğe) sahiptirler ve ara yüzeylerin hareketi için genellikle termal aktivasyon gerekli değildir (Roitburd ve Kurdjumov, 1979).



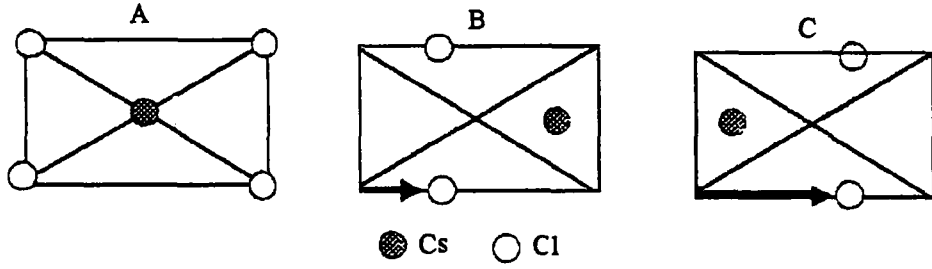
Şekil 2.3. Ti-Ni alaşımı için şekil hatırlama davranışını ve deformasyonu gösteren zor-zorlanma sıcaklık diyagramı (Wayman ve Duering, 1990).

Sunielastik (pseudoelastik) özellik termoelastik dönüşümün tam mekaniksel benzeridir. Bu durumda dönüşüm artarak uygulanan zor ile sürekli olarak işler ve zor azaldığında sürekli geri döner. Şekil 2.3 de Ti-Ni alaşımının şekil hatırlama özelliğini ve deformasyonunu gösteren üç boyutlu zor-zorlanma ve sıcaklık diyagramı verilmiştir.

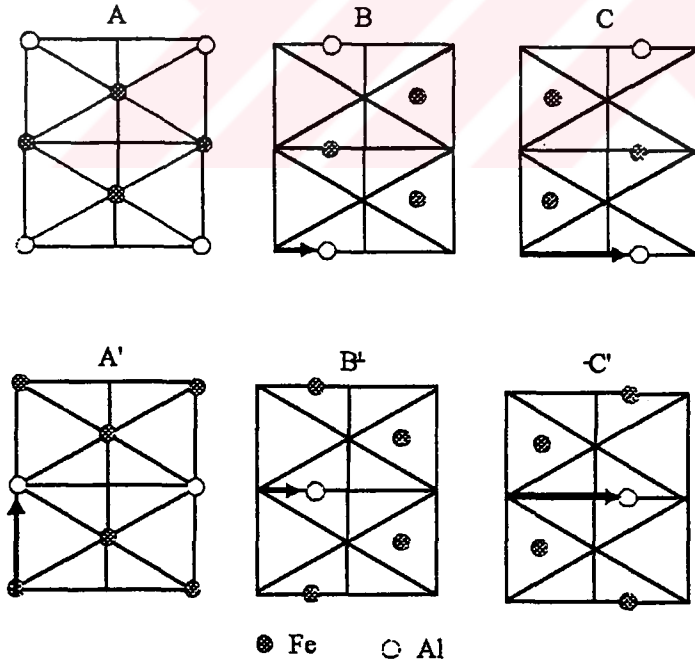
2.1. Kristalografik Özellikleri

Termoelastik martensitik dönüşüm meydana gelen bütün şekil hatırlamalı alaşımların ana fazı temel olarak bcc yapılı süper örgülere sahiptir ve β -faz alaşımları olarak sınıflandırılır. Alaşımın çeşidine bakılmadan, aşağı yukarı 50:50 oranına sahip olan alaşımların β -fazları CsCl tipi (B2 süper örgü) düzenli yapıdadır ve β_2 ile ifade edilir. Yaklaşık 75:25 kompozisyon oranlarına sahip olan alaşımların β -fazları Fe₃Al tipi (DO₃ süper örgü) düzenli yapıdadır ve β_1 ile gösterilir. β_1 ve β_2 ana fazlarından elde edilen martensit fazları onların kristal yapılarına bağlı olarak sırasıyla β_1' , γ_1' veya α_1' ve β_2' , γ_2' veya α_2' ile ifade edilir. β -faz alaşımlarında meydana gelen martensitik dönüşüm (110)

taban düzlemi boyunca $[\bar{1}10]$ doğrultusunda atomların kaymasıyla oluşur. Bu kayma sonucunda oluşan martensit fazın kristal yapıları şekil 2.4 de gösterilen üç tip (A, B, C) ve şekil 2.5 de gösterilen altı tip (A, B, C, A', B', C') sıkı paket atomik düzlemin oluşumuyla meydana gelir (Barret ve Tbmassalski, 1982; Shimizu ve Tadaki, 1984; Funakubo, 1987).



Şekil 2.4. β_2 tipi (B2) ana fazından meydana gelen periyodik yığılma yapılı martensitde sıkı paket yığılma düzlemlerinin üç tipi (Shimizu ve Tadaki; 1984).



Şekil 2.5. β_1 tipi (DO₃) ana fazından meydana gelen periyodik yığılma yapılı martensitde sıkı paket yığılma düzlemlerinin altı tipi (Shimuzu ve Tadaki; 1984).

Martensit fazın tamamı farklı düzenlerdeki bu bileşenlerin düzenli olarak yığılmasıyla kurulur ve böyle kristaller " periyodik yığılan düzen yapıları " olarak adlandırılır. Bu yapılar ya Ramsdell yada Zhdanov notasyon sisteminde gösterilir. Ramsdell notasyonuna göre H ve R taban düzleme dik doğrultudaki simetriyi gösterir. Bunlar sırasıyla " heksagonal simetri " ve " rombohedral simetri " yi belirtir. Harflerden önce gelen sayılar ise sıkı paket düzlemlerin sayısını yani katman sayısını verir. Belirli (özel) yığılma sırası ana fazdaki düzenin tipine bağlıdır. Yalnız A, B, ve C sıkı paket düzlemlerin üç tipini ihtiva eden 3R ve 9R yapıları martensitleri β_2 tipi ana fazlı alaşımlarda, A, B, C, A', B' ve C' sıkı paket düzlemlerinin altı çeşidini ihtiva eden 6R ve 18R yapıları martensitleri β_1 tipi ana fazlı alaşımlarda görülür. Ancak 2H yapıları martensitler ana fazın her iki türündeki alaşımlarda da görülebilir. Önceden tanımlanan α_1' , β_1' ve γ_1' martensitleri sırasıyla 6R, 18R ve 2H yapılara, α_2' , β_2' ve γ_2' martensitleri sırasıyla 3R, 9R ve 2H yapılara sahiptir. Martensitlerin çeşitli uzun periyodik yığılan düzenli yapıları şekil 2.6 da verilmiştir. Farklı martensit fazların yığılma sırası aşağıdaki gibidir (Shimizu ve Tadaki, 1984; Funakubo 1987).

$$2H \rightarrow AB \text{ veya } B' AB \text{ veya } B'$$

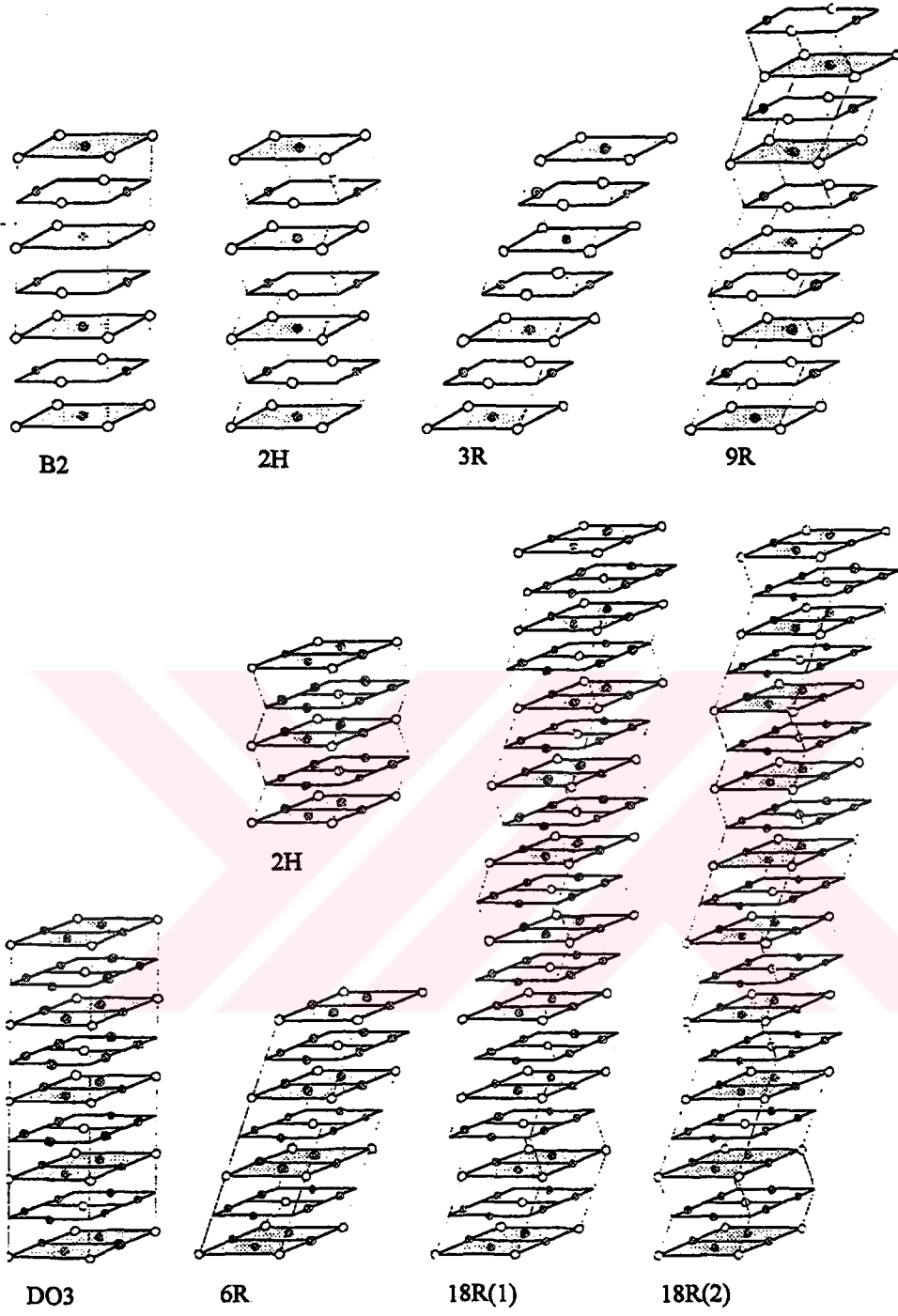
$$3R \rightarrow ABCABC$$

$$6R \rightarrow AB'CA'BC'A$$

$$9R \rightarrow ABCBCACABA$$

$$18R_1 \rightarrow AB'CB'CA'CA'BA'BC'BC'AC'ABA'$$

$$18R_2 \rightarrow AB'AB'CA'CA'CA'BC'BC'BC'ABA'$$



Şekil 2.6. Farklı yığılma martensitlerin uzun periyodik yığılan düzenli yapıları (Shimizu ve Tadaki, 1984)

Sıkı paket düzlemlerdeki atomların hegzagonal yapıda düzenlendiği zaman martensit fazın [100] doğrultusu yani ana fazın [110] doğrultusu boyunca 0. tabakaya göre birinci ve ikinci tabakaları sırasıyla $1/3a$ ve $2/3a$ kadar kaymışlardır. Bu sebeple 9R yapıyı C-ekseni boyunca 9 tabaka ve 18R yapıyı 18 tabaka birim hücrenin uzaması şeklinde tanımlayabiliriz. Ancak C-ekseni 0. tabakaya göre dik açıda oluşur. Bu uzun periyodik yığılan yapılar genellikle " ortorombik örgüler " olarak adlandırılır (Funakubo, 1987).

2.2. Bain Distorsiyonu

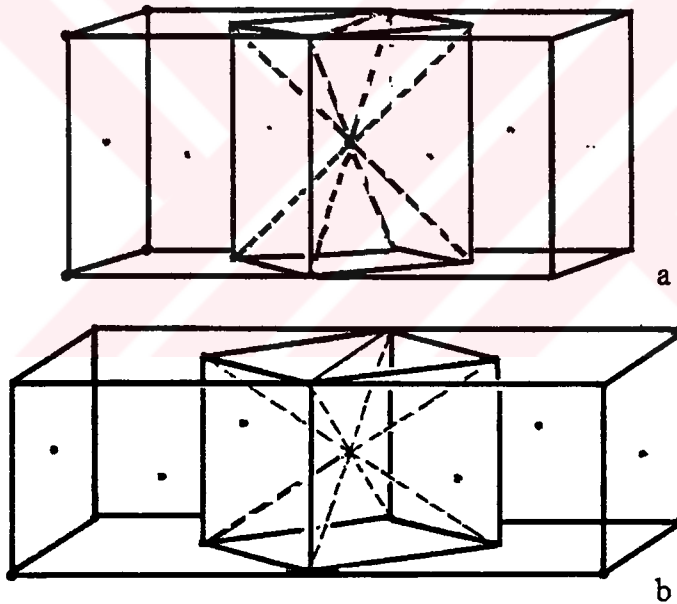
Yerdeğiştirmeli yapısal değişimde atomlar düzenli olarak yer değiştirir. Atomların bu yer değiştirmeleri öteleme hareketi ve homojen örgü deformasyonunun bir kombinasyonu olarak tanımlanabilir. Bu örgü deformasyonu, atomların düzenli yer değiştirmesinde bir Bravais örgünün homojen olarak dönmesi şeklindedir. Kristal yapıdaki bu deformasyon saf deformasyondur ve " Bain distorsiyonu " olarak adlandırılır. Ana ve ürün fazlar arasındaki $fcc \rightarrow bcc$ (bct) dönüşümü için örgü uygunluğu Bain distorsiyonu ile açıklanabilir.

2.2.1. Fcc $\rightarrow$ bcc (bct) dönüşümü

Bain distorsiyonu veya " Bain zorlanma " mekanizması noktalı çizgi perspektifi ile şekil 2.7 de görülmektedir. Karbon çeliğinde γ -fazın soğutulmasıyla elde edilen cisim merkezli tetragonal hücre (bct) cisim merkezli kübik hücreye yani α -örgüye dönüşürken, Bain (1924) bir basit örgü sıkıştırma mekanizması olarak ilerleyen dönüşüm olduğunu teklif etti. Düzenli γ -oktahedronun düzensiz α -oktahedronuna dönüşümünü gösteren şekil 2.8 de örgü geometrisindeki diğer değişimleri çizmek için aynı dönüşüm mekanizmasını kullanmak mümkündür. Fakat orijinal Bain zorlanmasına uğrayan aynı oktahedronu kullanarak tanımlamayı açıklamak önemlidir. Bain tarafından seçilen atom grupları şekil 2.8 (a) ve (b) de üst ve alt hücrelerin ayrı ayrı dikkate alınması ile tanınır. Böyle dönüşümler ile benzetilen otomatik yer değiştirmeler iç mekanizmaları oluşturur. Bu

mekanizmalar bir difüzyon mekanizması ile benzetilemediği gibi sıkı paket düzlemler boyunca yönelir. γ ve α demir arasındaki ilişki tam olarak şekil 2.9 da görülmektedir (Keller ve Edgar, 1989; Porter ve Easterling, 1992). Şekil 2.10 da ise 2 bcc hücrenin 45° döndürüldükten sonraki örgü uygunluğu görülmektedir.

Karbon çeliğindeki γ fazın soğutulmasıyla elde edilen fazın kristal yapısı bct örgüye sahiptir. Şekil 2.7.b de görüldüğü gibi α örgünün küp eksenlerinden birinin deformasyonu ile elde edilir. Bu martensit yapı ana fazda koyu çizgiler ile gösterilen uygun hücrenin homojen bir örgü deformasyonundan elde edilir (Porter ve Easterling, 1992). Burada fcc örgünün örgü parametresi bct örgüsüne aşağıdaki oranla bağlıdır. a_0 ; austenit örgünün örgü parametresidir. bct örgünün eksenleri ise;



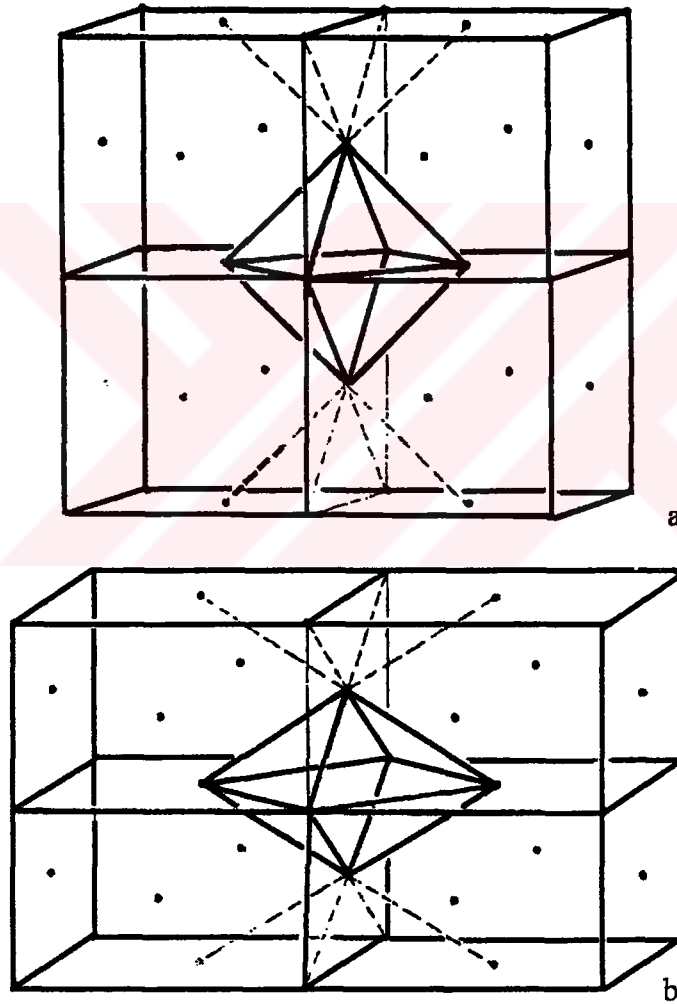
Şekil 2.7. $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünü gösteren Bain distorsiyonu (Keller ve Edgar, 1989)

- a) İçinde cisim merkezli tetragonal (bct) örgü oluşturulan fcc örgü, b) Bcc örgüye sıkıştırılan bct örgü.

$$a = a_0/\sqrt{2}$$

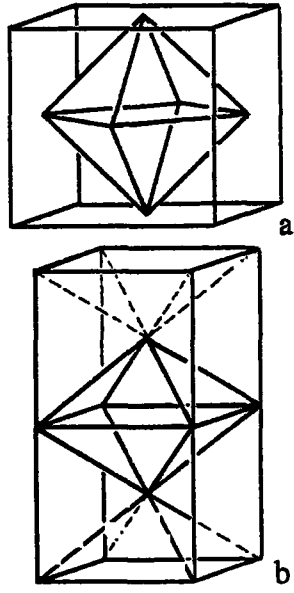
$$b = a_0/\sqrt{2} \quad \text{ve} \quad c = a_0 \text{ dir.}$$

Martensitik dönüşümlerin temelini teşkil eden Bain distorsiyonunun bu notasyonu ile önemli kristalografik özellikler (dönme bağıntısı alışım düzlemi) daha kolay anlaşılır duruma gelmiştir.

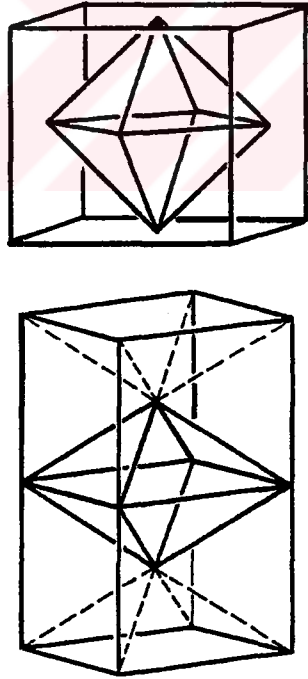


Şekil 2.8. $\gamma \rightarrow \alpha$ Bain distorsiyonunu gösteren oktahedral (Keller ve Edgar, 1989)

a) Düzenli γ_{fcc} oktahedron ile, b) Düzensiz γ_{bcc} oktahedronun sıkıştırma işleminin gösterimi.



Şekil 2.9. a) Fcc hücrede düzenli oktahedron, b) İki bcc hücre arasındaki oktahedron
(Keller ve Edgar, 1989).



Şekil 2.10. İki bcc hücre (şekil 2.9 (b)) nin 45° döndürüldükten sonra örgü uygunluğu
(Keller ve Edgar, 1989).

3. MARTENSİT OLUŞUMU İÇİN ŞARTLAR

Bir faz dönüşümü iki faz arasındaki serbest enerji farkı ile meydana gelir. Serbest enerji sıcaklık gibi basınçtan da etkilenir. Martensitik dönüşüm sıcaklık ve basınçtan etkilendiği gibi diğer faktörler tarafından da (örneğin ; iç zorlar) belirgin derecede etkilenir. Çünkü martensitik dönüşüm esasen atomların topluca hareket etmeleri sonucu meydana geldiği için martensiti oluşturan temel şartları bilmek önemlidir.

3.1. Martensit Oluşumuna Hidrostatik Basıncın Etkisi

Basınç, sıcaklık gibi malzemelerin durumunu tayin eden bir faktördür. Hidrostatik basınç büyük ise, atomik mesafe küçülecek ve elektron dağılımı artacak, bu nedenle dönüşüm sıcaklığında önemli bir değişime sebep olacaktır. Örneğin Cs metali artan basınca maruz kaldığı takdirde 22 kbar ile 45 kbar arasında aralıklı büzülmeler gözlenir. İlk büzülme fcc den bcc faz dönüşümüne uygundur. İkinci büzülme % 11 kadar daha büyüktür, fakat atomların düzeni değişmez. İkinci büzülme 6s den 5d durumuna elektronik dönüşüm için uygun örgünün kohezyon kuvvetindeki değişimin sebep olabileceği yorumu yapılır. Dönüşüm sıcaklığı basıncın bir fonksiyonudur. Benzer olay Ce ve Rb de gözlenmiştir. Tl da artan basınç ile bcc den hcp ye dönüşür (Nishiyama, 1978). Dönüşüm sıcaklığı uygulanan 36.7 kbar basınç ile 505 °K den 300 °K ne düşer. Bu değer teorik olarak hesaplanan değerle uyur. Dönüşüm sıcaklıkları Debye sıcaklığına oranla çok düşük ise martensitik dönüşüm meydana gelebilir.

Saf demirde ϵ martensit (115 kbar dan fazla) yüksek basınç altında hızlı soğutma ile γ - ϵ dönüşümünün başarılmasıyla elde edilebilir, ya da α - ϵ dönüşümünü düşük bir sıcaklıkta basınçtaki bir artmayla beraberinde gelebilir (Nishiyama, 1978). Yapılan bir başka çalışmada, hidrostatik basınç altında sıkıştırılan saf demirin 45 ve 163 kbar arasındaki bir basınç altında α ve ϵ fazlarının her ikisinin de var olduğunu gözlemiştir (Nishiyama, 1978). Bu nedenle iki fazın serbest enerjisi sabit sıcaklıkta eşit olduğu P_0 .

basıncı aynı büyüklükte T_0 a ve iki fazın serbest enerjisi sabit basınçta eşit olduğu sıcaklıkta yine aynı büyüklükte T_0 a sahiptir. 300 °K de kritik basınç değerleri

$$P_{Ms}^{\alpha \rightarrow \epsilon} = 133 \text{ kbar } (\alpha \rightarrow \epsilon \text{ dönüşümünün başlaması için })$$

$$P_{Mf}^{\alpha \rightarrow \epsilon} = 163 \text{ kbar } (\alpha \rightarrow \epsilon \text{ dönüşümünün tamamlaması için })$$

$$P_{Ms}^{\alpha \rightarrow \epsilon} = 81 \text{ kbar } (\alpha \rightarrow \epsilon \text{ dönüşümünün başlaması için })$$

$$P_{Mf}^{\alpha \rightarrow \epsilon} = 45 \text{ kbar } (\alpha \rightarrow \epsilon \text{ dönüşümünün tamamlaması için })$$

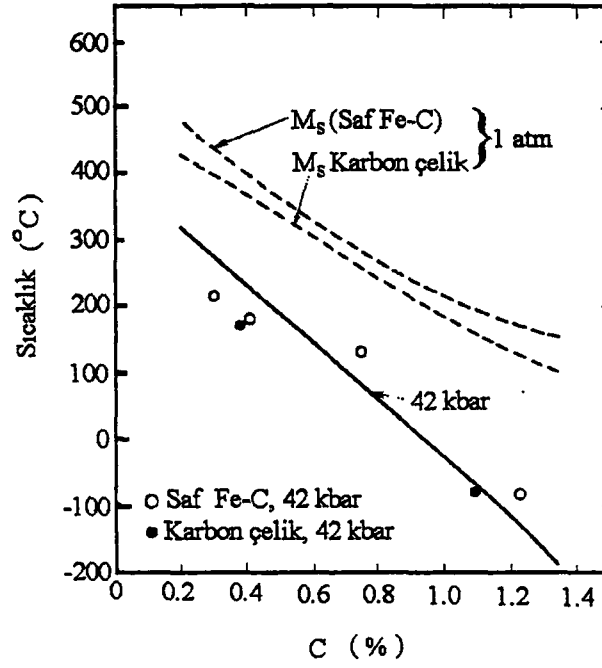
$$P_0 = \frac{1}{2} (P_{Ms}^{\alpha \rightarrow \epsilon} + P_{Ms}^{\epsilon \rightarrow \alpha}) = 107 \text{ kbar}$$

Bu değerler elektriksel direnç ölçümleriyle elde edilen sonuçlar ile uyudur.

Fe-C alaşımlarında M_s noktası şekil 3.1 de gösterdiği gibi basınçtaki bir artma ile düşer. Bu nedenle yüksek basınç altında oluşan martensit mikroyapısal olarak 1 atm basınç altında oluşan martensite oranla ince-taneli ve serttir. Yüksek basınç altında martensit oluşumu için gerekli olan sürücü kuvvet 0.22-0.56 % C çeliklerinde 1 atm basınç altında oluşan martensit için gerekli olan sürücü kuvvetten 60-70 cal/mol kadar daha büyüktür. Ayrıca sertlik basınçtaki bir artma ile artar. Örneğin 29 kbar basınçta 0.09 % C çeliğinde, martensit yapı 200 °C/sn kadar düşük soğutma oranıyla aynı seviyede kolaylıkla elde edilebilir. Austenit başlama sıcaklığı da (A_s) artan basınç ile düşer.

Martensitin temeli basınçla etkilenir. Karbon çeliklerinde 1 atm basınç altında martensitler 0.4 % C dan daha çok karbon ihtiva eden çeliklerde yalnız iç ikizler gözlenir. Oysa 40 kbar basınç altında ikizler 0.25 e düşen karbon konsantrasyonlarında gözlenir.

Fe-Ni bazlı alaşımlar kullanarak yapılan bir başka çalışmada ise, hidrostatik basıncın austenit başlama sıcaklığına (A_s) etkisi incelenmiştir (Nishiyama, 1978). Fe- 30.3% Ni alaşımında artan basınç ile 30 °C/kbar da A_s önce azalır. 2.3 kbar basınç civarında ancak birden bire artar. A_s sıcaklığı 6 kbar ı aşan basınç değerlerinde tedricen düşer. 2.3 kbar ve 6 kbar basınç arasında A_s deki yükselişin, martensitin sertleştirme zorlanmasına uygun olduğu ileri sürülür (Nishiyama, 1978).



Şekil 3.1. Fe-C alaşımlarının M_s sıcaklığına basıncın etkisi (Nishiyama, 1978).

Demir alaşımları için tanımlanan benzer olay demirsiz alaşımlarda da gözlenir. Cu-Al alaşımlarındaki β - fazın M_s sıcaklığı 30 kbar basınç altında oda sıcaklığından düşük sıcaklıklarda değeri azalır. Bu değişme dönüşüm üzerine hacim genişlemesi ile ilgili olur (Nishiyama, 1978).

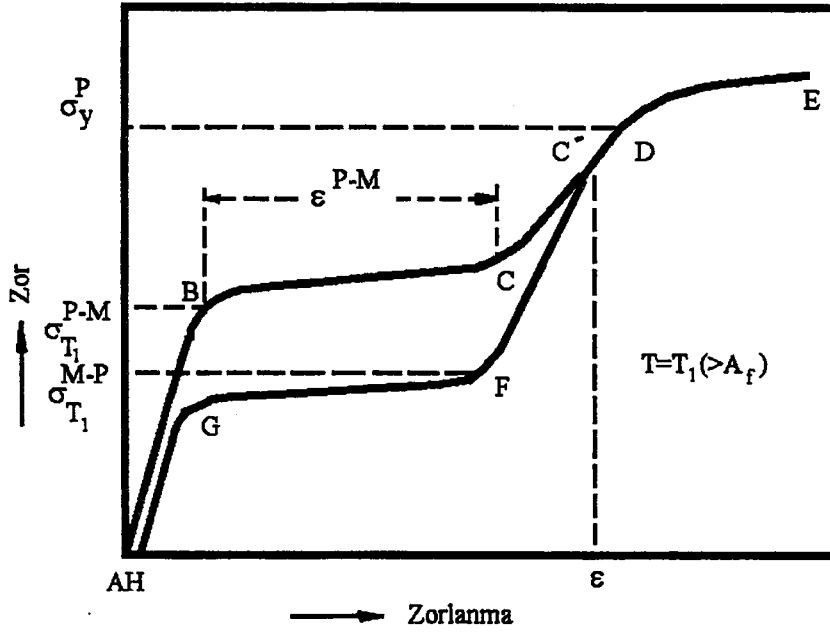
3.2. Martensitik Dönüşüme Bağlı Suni Elastiklik ve Süperelastiklik

Martensitik dönüşümler kesme benzeri mekanizmalardan oluşur. Martensitik fazda ikizler, yığılma hataları ve dislokasyonlar gibi örgü kusurları bulunur. Şekil hatırlamalı alaşımlarda gözlenen martensitik dönüşümler uygulanan sıcaklık ve zor etkisine bağlı olarak tersinirlik gösterir. Bu nedenle şekil hatırlamalı alaşımlar farklı mekaniksel davranış gösterir (Delaey vd., 1974; Krishnan vd., 1974).

Martensitik dönüşüme duyarlı bir alaşıma $T > A_f$ sıcaklığında yani zor uygulanmadan ters dönüşümün tamamlandığı bir A_f sıcaklığından daha büyük olan bir sıcaklık değerinde zor uygulanırsa şekil 3.2 deki zor- zorlanma eğrisi elde edilir. Şekildeki AB kesimi ana

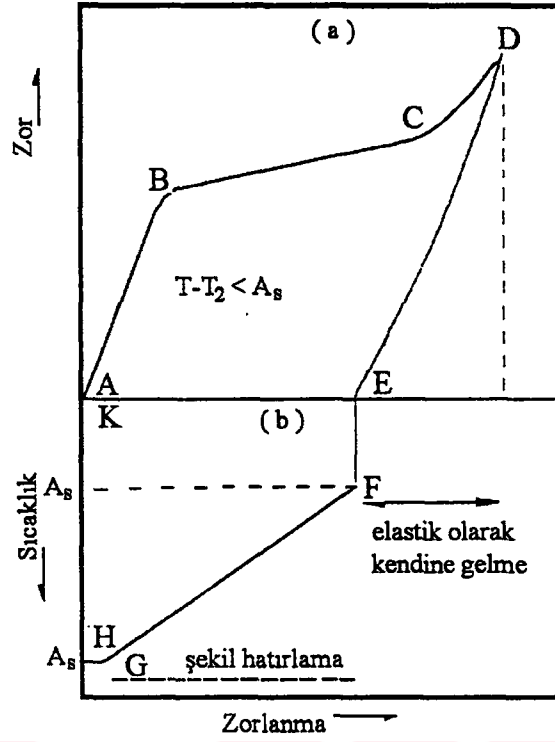
fazın saf elastik deformasyon bölgesini gösterir. Bir σ_T^{P-M} zor seviyesine karşı gelen B noktasında ilk martensit plakaları oluşmaya başlar ve C noktasına kadar devam eder. Zor etkisiyle tamamen martensit faza dönüşen alaşım elastik olarak deforme edilir. D noktası martensitin σ_P plastik akış noktasıdır ve kopma meydana gelinceye kadar alaşım plastik olarak deforme olur. Uygulanan zor D noktasına varmadan önce, yani C noktasında ortadan kalkarsa deformasyonun bir kısmı martensitin elastik bölgesine (C'F) karşılık gelir. F deki σ_T^{M-P} zorlanmasına ulaşıldığında ters dönüşüm başlar ve ana faz elde edilinceye kadar (G noktasına kadar) devam eder ve martensit faz tamamen ana faza dönüşür. GH bölgesi , C' noktasında zorun ortadan kalkması sonunda oluşan ana fazın esneklik bölgesini gösterir. Toplam zorlanma kendine gelmeyebilir. Numune üzerinden zor kaldırıldığında toplam zorlanma kendine gelmiyorsa bir miktar tersinmez deformasyonun var olduğunu gösterir. T ana fazın σ_y akış zorundan ziyade σ_T^{P-M} ve σ_T^{M-P} büyüklükleri gerçek germe davranışını belirler. σ_T^{P-M} ve σ_T^{M-P} arasındaki fark zor histerisizini belirler. Numuneye zor uygulanırken ve zorun kaldırıldığı durumda elde edilen eğrinin kapattığı bölge kaybolan enerji miktarını belirler. A_s sıcaklığının üstünde meydana gelen bu tür dönüşüm suni elastiklik olarak adlandırılır. Suni elastiklik olayında meydana gelen deformasyon martensitik dönüşümün bir sonucudur. Numune üzerinden zor kaldırıldığında zorlanmanın geri dönmesi için gerekli olan sürücü kuvvet tersinir dönüşümle tekrar ortaya çıkar.

Şekil 3.3 de görüldüğü gibi şekil hatırlama olayı martensit bölgesinde $T < A_s$ sıcaklığında numuneyi deforme edip yüksek bir sıcaklığa kadar ısıtma ile numune deformasyon öncesi şeklini alır. Şekildeki D noktasına kadar yükselen kısmı ya zor-etkili veya termal etkili martensit oluşumundan kaynaklanan martensitin yöneliminden kaynaklanabilir. $T < A_s$ sıcaklığında zorun ortadan kaldırılması durumunda numune elastik olarak kendine gelir, fakat zorlanma ilk haline geri dönemez . Bu geri kalan zorlanmanın kendine gelebilmesi ya dönüşüm yada yönelim ile sağlanır. İdeal durumda ise AE bölgesinde zorlanmanın kendine gelmesi bitmiştir. Numune ısıtılırsa, numunenin kendine gelmesi A_s sıcaklığında başlar ve A_f ye kadar devam eder. Numunedeki toplam zorlanma elastik olarak tekrar kazanılan zorlanma ile dönüşüme eşlik eden tersinir zorlanma KE bölgesinde ve plastik zorlanma GH bölgesinden meydana gelir (Krishnan vd., 1974).



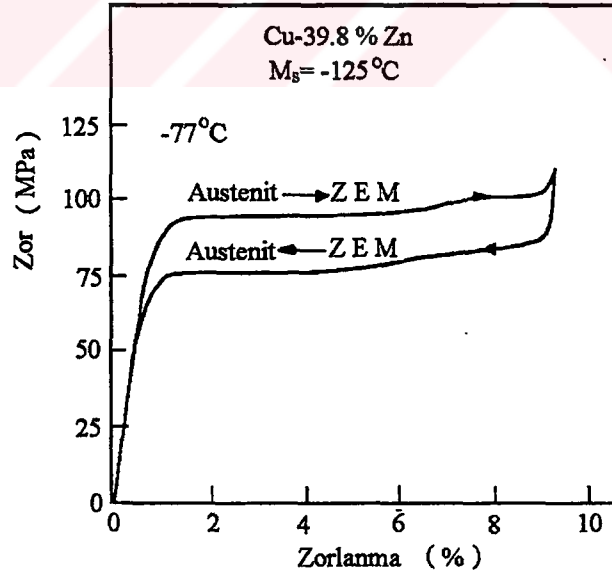
Şekil 3.2. $T > A_f$ sıcaklığında meydana gelen suni elastiklik ile ilgili zor-zorlanma eğrisinin şematik gösterimi (Krishnan, vd., 1974).

Süperelastik ise, numune A_s üzerinde deforme edildiği zaman meydana gelir, fakat buna rağmen sıcaklık M_d nin altındadır. Bu oranda martensit, zorun uygulanması ile kararlı hale gelebilir, ancak zor kaldırıldığında zaman tekrar kararsız hale gelebilir. Şekil 3.4 Cu-39.8 % Zn şekil hatırlama alaşımı için bir süperelastik zor-zorlanma eğrisini gösterir. Alt plato zor kaldırıldığında zaman zor-etkili martensitin tersini gösterirken, üst plato zor altında martensit oluşumuna karşılık gelir. Dikkat edilmelidir ki % 9 zorlanma, bir mekaniksel şekil hatırlama etkisi olarak görülebilen olayda yük boşaltma süresince tam olarak eski haline gelir. Zor- etkili martensit oluşturulduğu zaman , genellikle martensitin bir varyantı aynı Cu-Zn alaşımının tek bir kristali için oluşturulur. Zor-etkili martensitin bir kaç tabakası uygulanan zor eksenine göre uygun olan bir habit düzlem ile gösterilir. Yani bir parçacık varyantının şekil deformasyonunu germe eksenine boyunca numunenin maksimum uzamasını meydana getirir. Yalnız bir martensit varyantı zor altında oluşturulduğu için tam olarak zor kaldırıldığında eski haline dönen bir şekil değişimi vardır. Bu durum termal martensit durumunun tersine gerçekleşen bir olaydır. Burada uyum olduğundan dolayı çoğu martensit varyantlarının oluşumuna eşlik eden şekil değişiminde hiç bir ayrıntı yoktur (Wayman ve Duering, 1990).



Şekil 3.3. Şekil hatırlama olayı ile ilgili zor-zorlanma eğrisi (Krishnan vd., 1974).

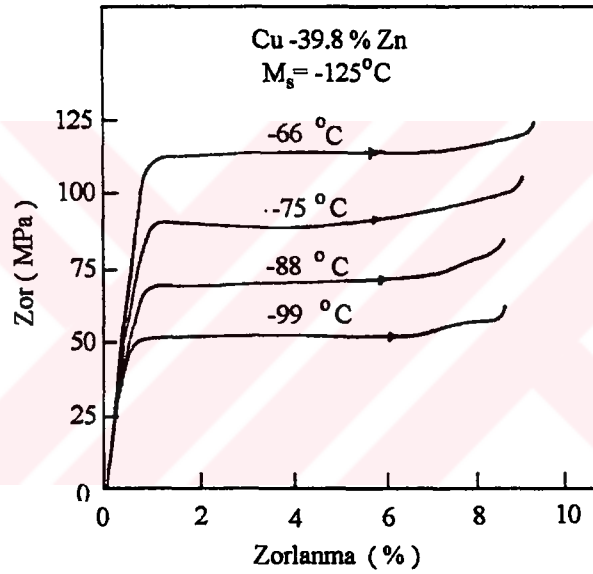
a-) Deformasyon kademesi, b-) Numunede ısıtma ile şeklin kendine gelmesi.



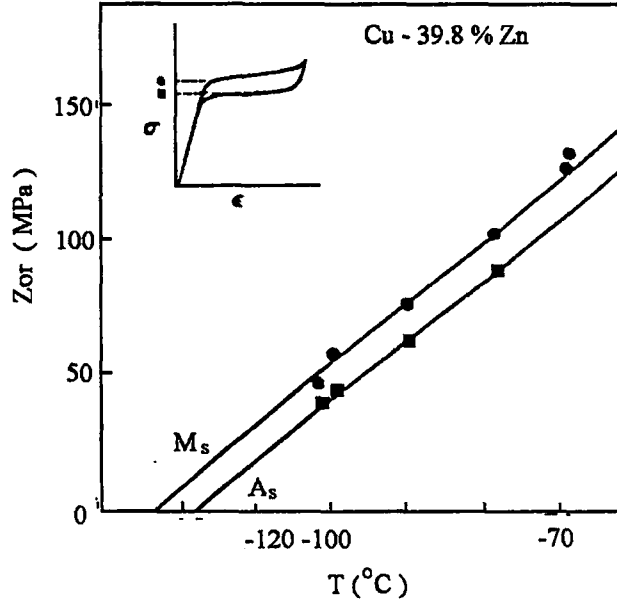
Şekil 3.4. Cu-Zn şekil hatırlamalı alaşımı için A_s üzerindeki sıcaklıkta süperelastik davranış gösteren zor-zorlanma eğrisi (Wayman ve Duering, 1990).

3.3. Zor-Etkili Dönüşümler

Martensitin oluşumu termoelastik bir işlemdir. Martensitik dönüşümler üzerinde zorun etkisi yalnız dönüşüm sıcaklığı değişimiyle sınırlı değildir. Belirli sıcaklıklarda belirli zor etkisi altında martensit → martensit dönüşümleri meydana gelir. Yani numunenin β -faz bölgesinden hızla M_s altına soğutulmasıyla oluşur. Fakat aynı numunede martensite zor uygulanırsa M_s üzerinde de martensit oluşabilir. Oluşan bu martensit zor-etkili martensit olarak adlandırılır. Martensit → martensit dönüşümü için sürücü kuvvet mekanikselidir.



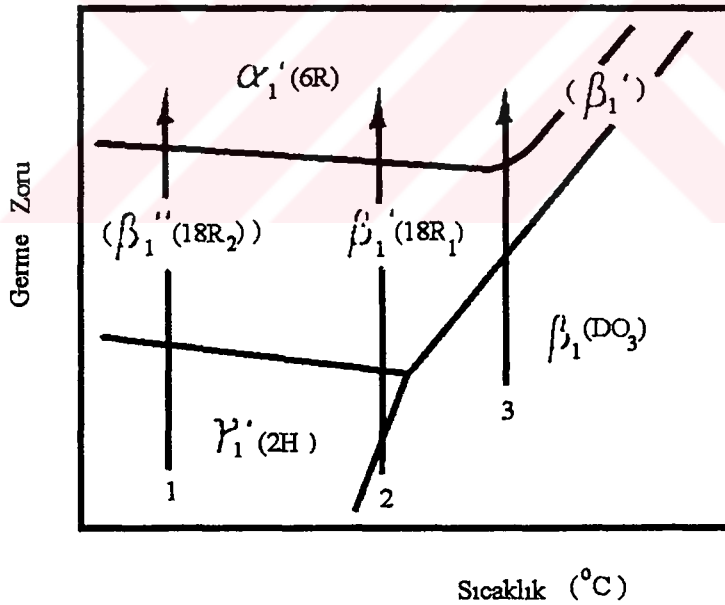
Şekil 3.5. M_s üzerinde çekmeyle yüklenen Cu-Zn tek kristali için zor-zorlanma eğrileri
 (Wayman ve Duering, 1990).



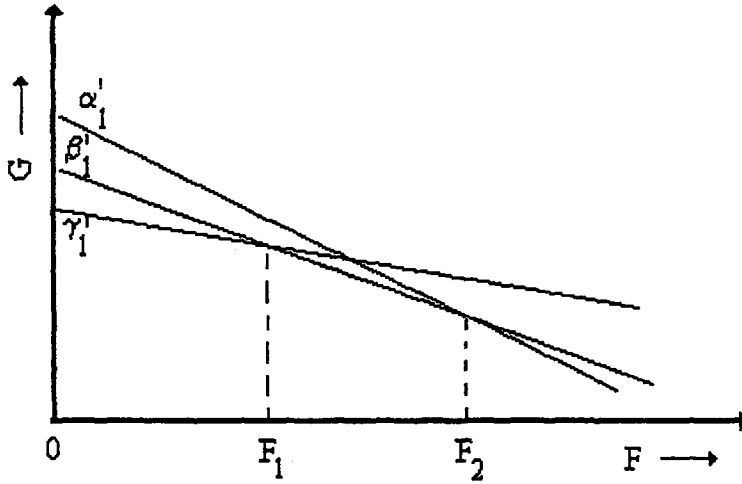
Şekil 3.6. Sıcaklığın bir fonksiyonu olarak plato zorları alaşımların zorsuz A_s ve M_s düzeninde işaretlenmiştir (Wayman ve Duering, 1990).

Şekil 3.5 de görüldüğü gibi M_s üzerinde ürün zor-etkili martensit için gerekli zor, artan sıcaklık ile artar. Gerçekte, ürün zor-etkili martensit için ihtiyaç duyulan zordaki değişim miktarının M_s üzerindeki sıcaklık ile lineer olarak arttığı şekil 3.6 da görülür. Farklı araştırmacılar tarafından Cu-Al-Ni alaşımlarında zorun etkisinin sadece dönüşüm sıcaklığının değişimiyle sınırlı olmayıp soğutma ile oluşan martensitten farklı morfoloji ve kristal yapıya yeni martensitin test sıcaklığına bağlı olan zor-etkili martensit olduğu gösterilmiştir (Shimizu, vd., 1978; Otsuka vd, 1979; Funakubo, 1987). Şekil 3.7 de Cu-Al-Ni tek kristal için zor-sıcaklık ilişkisini ortaya koyan faz diyagramı görülmektedir. Test sıcaklığına bağlı olarak üç tip ardışık dönüşüm meydana gelir. 1 nolu test sıcaklığında zor etkisiyle $\gamma_1' (2H) \rightarrow \beta_1'' (18R_2) \rightarrow \alpha_1' (6R)$ ardışık dönüşümleri görülmektedir. Dönüşüm sırası kristalografik açıdan tersinmezdir. Çünkü zor kaldırıldığında $\alpha_1' (6R) \rightarrow \beta_1' (18R_1) \rightarrow \gamma_1' (2H)$ ardışık dönüşümleri görülür. 2 no lu test sıcaklığında zor uygulandığında ise $\beta_1 (DO_3) \rightarrow \gamma_1' \rightarrow \beta_1' \rightarrow \alpha_1'$ ardışık dönüşümü göstermektedir. Yine dönüşüm tersinmezdir. Zor kaldırıldığında $\alpha_1' \rightarrow \beta_1' \rightarrow \gamma_1'$ ardışık dönüşümü gözlenir. 3 no lu test sıcaklığında ise $\beta_1 \rightarrow \beta_1' \rightarrow \alpha_1'$ tersinir dönüşümü gözlenir. 1 ve 2 no lu test

sıcaklığında zor kaldırıldığında tersimez dönüşüm meydana gelir. $\gamma_1' \rightarrow \beta_1'$ dönüşümü mekanik açıdan güç iken $\gamma_1' \rightarrow \beta_1''$ dönüşümü kolaydır. Benzer olarak, invaryant düzlem zorlanması şartı altında β_1 den α_1' fazına doğrudan bir geçiş yoktur. Fakat β_1 den α_1' fazına β_1' üzerinden geçiş mekanik olarak mümkündür. Faz diyagramına göre γ_1' , β_1' (veya β_1'') ve α_1' fazları artan zorlarla ortaya çıkar. Zor etkisinde $\gamma_1' \rightarrow \beta_1'' \rightarrow \alpha_1'$ dönüşümü, alaşım içinde paralel tabakaların ard arda kayması ile oluşur. Bununla birlikte bu görüş zor etkisi kalkınca $\beta_1 \rightarrow \beta_1' \rightarrow \alpha_1'$ ardışık dönüşümündeki tersinirliğin sebebini açıklamakta yetersizdir (Shimizu, vd., 1978; Otsuka vd, 1979; Funakubo, 1987). Tersinir dönüşümün varlığı, zorun bir fonksiyonu olarak her fazın bağıl kararlılığıyla ifade edilir. Bu da termodinamik davranış ve şartlara bağlı olarak açıklanabilir. Serbest enerji uygulanan kuvvetteki artışla lineer olarak azalır. Bu azalma oranı fazlara göre değişir. γ_1' , β_1' ve α_1' fazları için zorun bir fonksiyonu olarak şekil.3.8 de görülen bağıl serbest enerji eğrileri elde edilir. Bu da fazların her birinin bağıl kararlılığını açıklar. Cu-Al-Ni alaşımında gözlenen martensit $\rightarrow$ martensit dönüşümleri başka β -faz alaşımlarında da gözlenebilir.



Şekil 3.7. Cu-Al-Ni tek kristali için sıcaklık ve zor ilişkisini gösteren faz diyagramı (Funakubo, 1987).



Şekil 3.8. Cu-Al-Ni alaşımda γ_1' , β_1' ve α_1' fazları için çekme zorunun fonksiyonu olarak serbest enerji değişimi (Funakubo, 1987).

Cu-Pd sisteminde düzenli β_1 fazı deformasyon ile düzensiz fcc yapıya dönüşür. Cu-14.2%Al-4.3%Ni alaşımda β_1' fazı deformasyonla oluşur, oysa γ_1' fazı soğutma ile oluşur. β -brass ın deformasyonu durumunda düşük zorlanmalarda fct yapı ve yüksek zorlanmalarda fcc yapı meydana gelir. Böyle bir olay Ag-Cd ve Ag-Zn alaşımlarında da gözlenmiştir. Ayrıca zor-etkili dönüşümler Ti alaşımlarında da gözlenmiştir (Nishiyama, 1978).

4. ŞEKİL HATIRLAMA OLAYI

Malzemenin deformasyonundan sonra düzelip ilk şeklini alması belirli malzemelerin yeteneğini ifade eder. Şekil hatırlama özelliği malzeme martensit fazında iken deforme edilip daha sonra austenit faz sıcaklığına kadar ısıtıldığında austenit fazda iken sahip olduğu ilk şeklini hatırlaması olayına verilen isimdir. Bir şekil hatırlama alaşımında martensitik dönüşüm için sıcaklığın elektriksel direnç, uzunluk vs. değişiminin eğrisi şekil 4.1 de verilmiştir.

Bu olay, 1950 lerin başında ilk önce Au-Cd ve sonra In-Tl alaşımında gözlenmiştir ve 1963 de şekil hatırlama olayı Ti-Ni alaşımında bulunmuştur. 1979 dan önce bunun yalnızca üç alaşıma ait bir özellik olabileceği kanaatine varıldı. Ancak 1970 de aynı olay Cu-Al-Ni alaşımında gözlendi . Bu özellik termoelastik martensitik dönüşüme uğrayan alaşımlarda ortaktır. Sonraları şekil hatırlama olayı Cu-bazlı alaşımlar gibi çeşitli Ni-Al, Fe-Pt, Fe-Pd ve Mn-Cu alaşımlarında keşfedilmiştir. Tamamen şekil hatırlama olayı sergileyen alaşımlar tablo 4.1 de listelenmiştir (Funakubo, 1987).

$T < M_f < M_s$ sıcaklığında martensit fazda bulunan bir numuneye zor uygulandığında şekli değişir. Plastik deformasyon sonucunda numune üzerinden zor kaldırıldığında, numune deforme edilmiş şeklini korur. Plastik deformasyonu kaldırmak için deforme edilmiş numunenin sıcaklığı $T > A_s > A_f$ olacak şekilde artırılır. Bu işlemler sonucunda numune deformasyon öncesi şeklini kazanır, ve yapı ana faza geri döner .

Şekil hatırlama olayı önceden de ifade edildiği gibi termoelastik martensitik dönüşüme dayanır. Şekil hatırlama özelliğinin görülebilmesi için gerekli şartlar aşağıdaki şekilde sıralanabilir (Delaey, vd., 1974).

-Martensit dönüşümü termoelastik olmalıdır.

-Deformasyon, dislokasyon kayması ile değil ikizleme benzeri bir mekanizma ile olmalıdır.

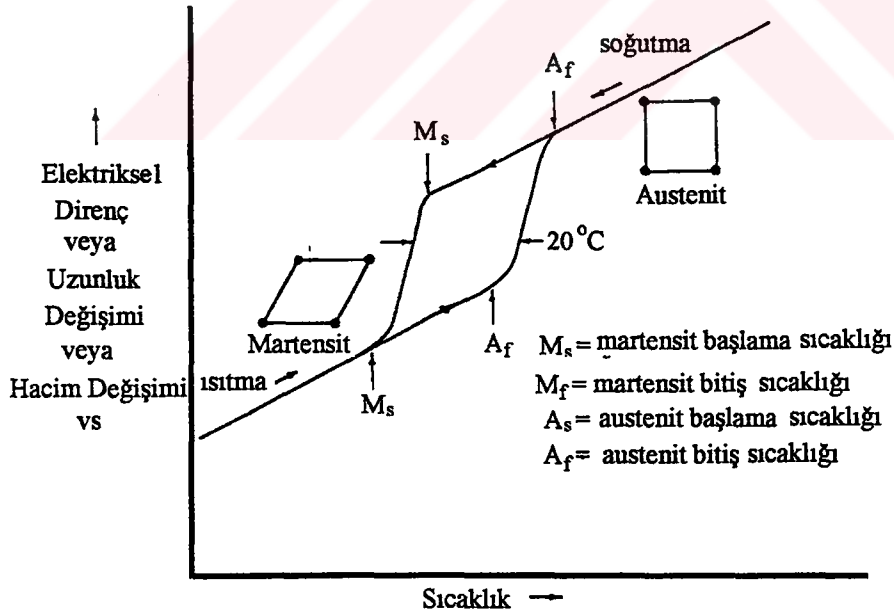
-Ana faz düzenli olmalıdır.

Şekil hatırlama olayı tek yönlü ve çift yönlü olmak üzere iki şekilde gerçekleşir. Tek yönlü şekil hatırlama olayında numune martensitin bitiş sıcaklığının altında ($T < M_f$) deforme edilirse, uygulanan zor numune üzerinden kaldırıldığında numune deformasyon öncesi şekline geri döner. Isıtma sonucunda numunede kalan zor, sıcaklık kritik bir sıcaklığın üzerine çıkarken kademeli olarak geri döner. Sıcaklığın tekrar numunenin

deforme edildiği sıcaklığa düşürülmesi üzerine , numune deforme edilmiş şeklini kazanamaz. Tek yönlü şekil hatırlama olayı aşağıdaki basamaklardan oluşur (Friend, 1986; Tautzenberger, 1990);

- $T < M_f$ de numuneyi deforme etmek
- Numunenin yüksek sıcaklık şeklini kazanması için $T > A_f$ ye kadar ısıtmak
- Tekrar $T < M_f$ ye kadar soğutmak

Tek yönlü şekil hatırlama olayı NiTi, TiNb, NiAl, FePt, CuZnSi, CuZnSn, FeMnC bir çok alaşım sistemlerinde gözlenmiştir (Honna, 1986; Tautzenberger, vd., 1989). Bu şekil hatırlama türünün zorlanma limiti , kendiliğinden martensitik dönüşümün biçim zorlanmasına bağlıdır .Bu limit ,deformasyon etkili bir martensit tek kristalinin sadece terslenmesi üzerine tam olarak ortaya çıkar. Pratikte bu seviyeye sadece β -faz tek kristalleride ulaşılır.



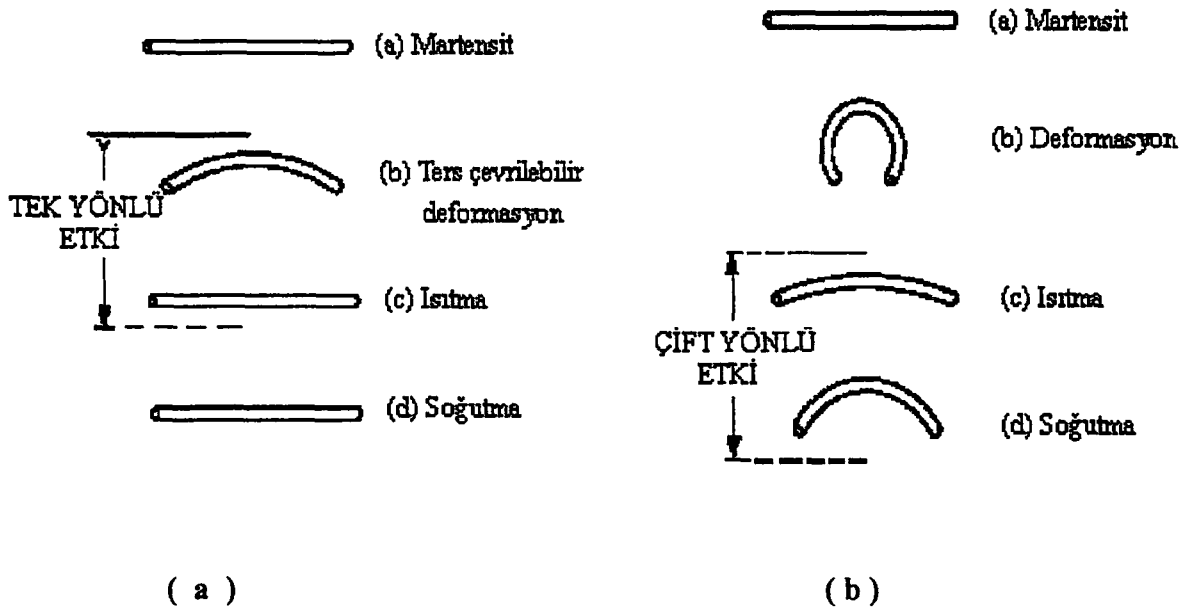
Şekil 4.1. Bir şekil hatırlama alaşımında meydana gelen martensitik dönüşüm için sıcaklığın elektriksel direnç, vd., özellik değişiminin eğrisi (Wayman ve Duering, 1990).

Tek yönlü etki çoğu zaman tekrarlanabilir. Her bir çevrim için deformasyon kuvveti gereklidir. Eğer bu kuvvet sabit olarak uygulanırsa öreğin bir yaya sabit bir yük bağlamak kaydıyla çift yönlü davranış kazanabilir. Martensit durumunda şekil hatırlama yayına uygulanan kuvvet, yayı germek için yeterince büyük olmalıdır. Diğer taraftan austenitin aşırı deformasyonuna sebep olmamak için yeterince küçük olmalıdır. Bu şart sağlandıktan sonra harici olarak uygulanan zor ile bu çift yönlü hareket meydana gelir. Bu sık sık harici çift-yönlü etki olarak ifade edilir (Tautzenberger, 1990).

Gerçek çift yönlü şekil hatırlama olayı ise, $T < M_f$ sıcaklığında yani martensit fazda numune deforme edildikten sonra uygulanan zor kaldırılır. Numune deforme edilmiş şeklini korur. Deforme edilmiş numunenin sıcaklığı $T > A_f$ ye yükseltince plastik deformasyon ortadan kalkar, numune deformasyon öncesi haline geri döner. Orijinal şeklini alan numune tekrar $T < M_f$ sıcaklığına soğutularak deforme edilmiş şeklini alır. Bu çift yönlü şekil hatırlama olayına tersinir şekil hatırlama olayı da denir. Şekil hatırlama alaşımları, belirli şartlar altında bir dış kuvvet uygulamaksızın düşük ve yüksek sıcaklık şekillerini hatırlayarak gerçek çift-yönlü etki gösterilebilir. Bu, gerçek çift yönlü etki olarak isimlendirilir (Tautzenberger, 1990).

Tablo 4.1. Şekil hatırlama etkisi sergileyen Cu-bazlı alaşımların çeşitleri ve özellikleri (Funakubo, 1987).

Alaşım	Kompozisyon	M_s (°C)	Histerisis	Elastik	Ana Fazın
	Ağırlık %		(°C)	Anizotropi Faktörü	Kristal yapısı
CuAlNi	14~14.5 Al 3~4 Ni	-140~100	~35	~13	DO ₃
CuAlBe	9~12 Al 0.6~1 Be	-30~40	~6		
CuAuZn	23~28 Au 45~47 Zn	-190~40	~6	~19	
CuSn	~15 Sn	-120~30		~8	DO ₃
CuZn	38.5~41.5 Zn	-180~-10	~10	~9	B2
CuZnX (X=Si, Sn, Al)	az X	-180~100	~10	-15	B2
CuZnY (Y=Ga, Al)	az Y	-180~100	~10	-15	DO ₃



Şekil 4.2. a-) Tek yönlü, b-) Çift yönlü şekil hatırlama olayının şematik gösterimi (Tautzenberger, 1990).

4.1. Cu- Bazlı Şekil Hatırlamalı Alaşımlar

Cu-Zn-Al ve Cu-Al-Ni alaşımları gibi, Ni-Ti ve Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımların her ikisinde ticari şekil hatırlama uygulamaları için kullanışlıdır. Genellikle Ni-Ti alaşımları büyük korozyon direnci sergiler, fakat Ni-Ti alaşımlarının üretimi pahalıdır. Birçok uygulamalarda Cu-bazlı alaşımları hazırlamak Ni-Ti alaşımlarına alternatif olarak daha ekonomiktir. İlk önce Cu- bazlı alaşımların esasen kaba tane yapılarına uygun kristaller arası zayıf bağlanmadan dolayı müsaade edildiği halde yeni gelişen ince taneli Cu-bazlı alaşımlar mekaniksel özellikleri iyi bir hale getirmiştir. Bugün birçok uygulamada, Cu-bazlı alaşımlar Ni-Ti alaşımlarından daha kullanışlıdır (Wu, 1990).

4.1.1. Cu-bazlı alaşım sistemleri ve alaşım elementlerinin etkisi

Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar üç tip ikili alaşım sisteminden üretilir. Cu-Zn, Cu-Al ve Cu-Sn. Cu-Sn alaşımlarında martensitik dönüşüm ideal olarak termoelastik değildir ve buna tavlama sıcaklıklarında bile yaşlanma esnasında şekil hafıza özelliklerinin hızla düşmesinden dolayı izin verir. Bu nedenle, şekil hatırlamalı alaşımlar ticari potansiyele sahip olduğundan daha ziyade yaşlanma çalışmalarında bir laboratuvar merakı uyandırır.

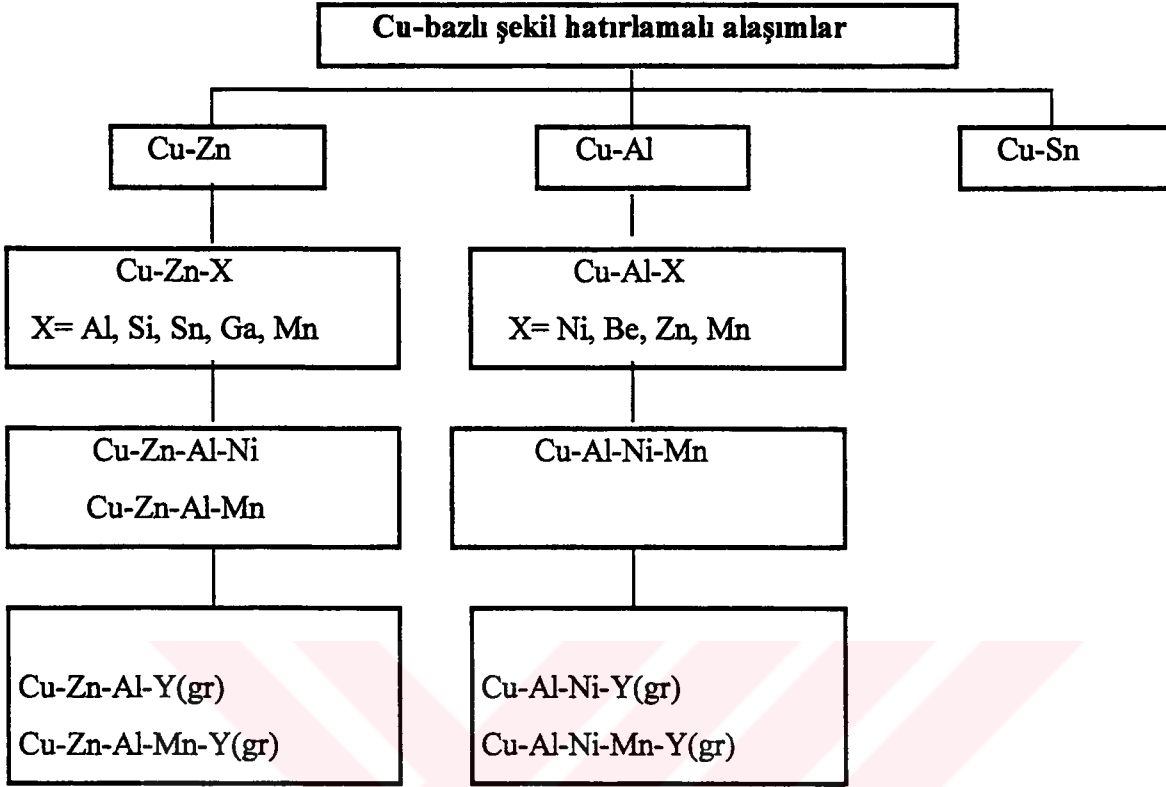
Tablo 4.2 de listelendiği gibi Cu-Zn bazlı üçlü alaşımlar Al, Si, Sn, Ga ve Mn ve Cu-Al bazlı üçlü alaşımlar Ni, Be, Zn ve Mn alaşım elementlerini ihtiva eder.

Çalışmalar Cu-Zn-Al-Ni, Cu-Zn-Al-Mn ve Cu-Al-Ni-Mn lı dörtlü alaşımlara genişletilmiştir. Ticari olarak kullanışlı alaşımlar bunlar arasında ya Cu-Zn-Al ve Cu-Al-Ni li üçlü formda yada Mn ihtiva eden dörtlü değişimlerden meydana gelir. Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar B, Ce, Ca, Fe, Ti, V ve Zr gibi ilaveler yolu ile ince taneli hale getirilir (Wu, 1990).

Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımların şekil hatırlama özellikleri, martensitin dönüşüm sıcaklıklarını ayarlamak ve mekaniksel özellikler kadar iyi bir şekilde termal kararlılığı sağlamak için ilave edilen alaşım elementlerine tamamen duyarlıdır. Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımlarda martensitik dönüşümler düzenli bcc β -fazından meydana gelir. Yüksek sıcaklık β - fazı düzensiz A2 yapıya sahiptir, fakat soğutma ile kısa mesafeli düzenli dönüşüme uğrar ve B2 süper örgü yapı meydana gelir. İlave olarak soğutma en yakın komşu düzenini meydana getirir ve yapı alaşım kompozisyonuna ve soğutma hızına bağlı olarak DO₃ yada L2₁ süper yapı olur.

Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımlarda martensitlerin yapısı Ni-Ti sistemindeki martensit yapıdan çok karmaşıktır. Martensitik yapıların hepsi, uzun periyodik yığılma düzeni tipindedir. Sırasıyla α' , β' ve γ' martensitine karşılık gelen yapılar 3R, 9R (veya düzen durumuna bağlı olarak 18R) ve 2H dir. Cu-Zn-Al ve Cu-Al-Ni alaşımlarının her ikisinde termal etkili martensitlerdir. Cu tabanlı alaşımlarda β' martensiti hakim olarak meydana gelir. γ' martensitleri genellikle daha yüksek Al içerikli alaşımlarda bulunur (Wu, 1990).

Tablo 4.2. Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımlar (Wu, 1990).



Uygun bir kompozisyon dağılımı içinde kararlı β -faz martensit faza dönüşebilir. Cu-Zn-Al alaşımında Zn ve Al içeriklerinin her ikisindeki bir artma martensitik dönüşümün sıcaklığını düşürür. Durum Cu-Al-Be alaşımlarında çok farklıdır. Bu sistemde dönüşüm sıcaklığına Be un etkisi Al unkinden çok güçlüdür. Böyle bir fark teknolojik açıdan büyük bir merak uyandırmıştır. Çünkü ötekoidal alaşıma Be un küçük miktarda ilavesi bir geniş sıcaklık alanına dönüşen numunelerin elde edilmesini kolaylaştırır. Ayrıca Be un ilavesi β -fazın kararlılık bölgesinde çok küçük bir etkiye sahiptir (Manosa, 1998).

4.1.2. Denge diyagramları

Şekil hatırlama olayı gösteren ikili Cu-Al alaşımının denge diyagramı şekil 4.3 de, üçlü Cu-Al-Ni (%3 ağırlıkça Ni için) alaşımının denge diyagramı şekil 4.4 de gösterilmiştir (Otsuka, vd., 1978; Miyazaki ve Otsuka, 1989). Bu denge diyagramları

temelde aynıdır. Martensitik dönüşüm sıcaklığı alaşım kompozisyonundaki küçük değişimlere çok duyarlıdır. Şekil hatırlama alaşımlarında alaşım elementlerinin oranına bağlı olarak M_s sıcaklığının önceden yaklaşık olarak bilinmesi önemlidir. Cu-Al-Ni alaşımı için M_s sıcaklığı,

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 2020 - 45 (\text{ ağırlıkça \% Ni }) - 134 (\text{ ağırlıkça \% Al })$$

ifadesi ile bulunur (Wu, 1990).

Cu-Al-Be alaşımları iyi şekil hatırlamalı davranışı göstermesine rağmen, Cu-Al faz diyagramının düşük sıcaklık bölgelerinde Be un etkisi hakkında çalışmalar yeterli değildir. Yapılan çalışmalarda kompozisyona bağlı olarak M_s sıcaklığı;

$$M_s = 638 - 43 (\text{ ağırlıkça \% Al }) - 302 (\text{ ağırlıkça \% Be })$$

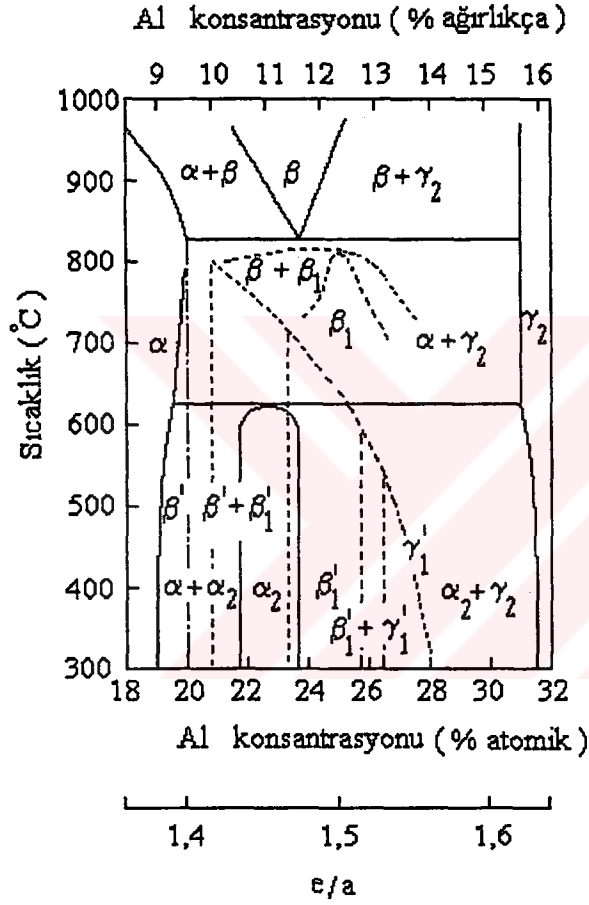
şeklinde bulundu. Son zamanlarda ise, büyük sayıda numune kullanılarak alternatif bir M_s bağıntısı

$$M_s = 1245 - 71 (\text{ ağırlıkça \% Al }) - 893 (\text{ ağırlıkça \% Be })$$

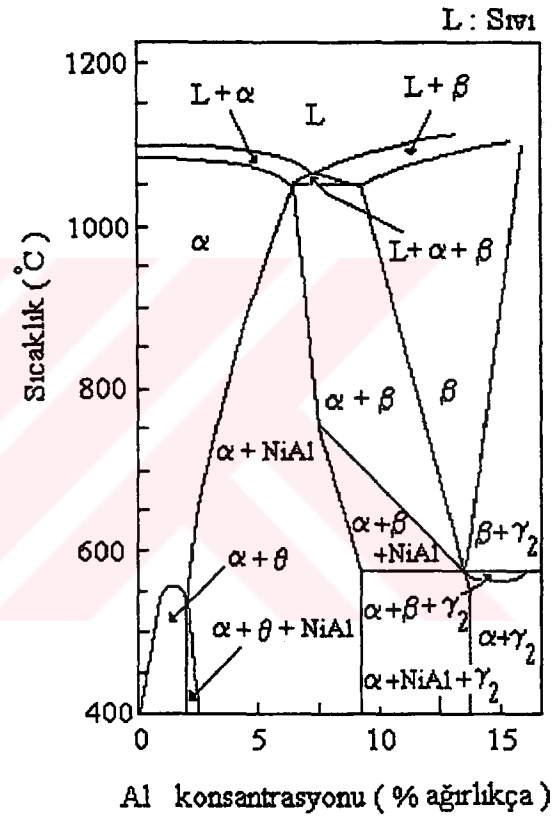
olarak bulundu. Ancak ağırlıkça %0.5 Be ilave edildiğinde Cu-Al alaşımlarında 50 °C civarında ötektoid çizgisinin azaldığı bulundu (Zuniga, 1995).

Cu-bazlı alaşımlarda termoelastik martensitik dönüşüm ve buna bağlı olarak şekil hatırlama olayını yüksek sıcaklıklardaki β -faz bölgesi gösterir. Ağırlıkça % 12 Al oranında bcc yapılı β -faz bölgesi vardır. Bir denge durumunda, yavaş soğuma sırasında β -faz, ötektoid ayrışma vasıtasıyla 570 °C civarında iki faza ayrılır. Biri γ_2 -faz (γ pirinç tipi yapı) ve diğeri α -faz (fcc) dir. Bu nedenle β -faz bölgesinde bulunan numune hızlı soğutulursa, ötektik ayrışma önlenerek, M_s nin altındaki sıcaklıklarda martensitik dönüşüm ortaya çıkar. Al-konsantrasyonu % 11 den fazla olunca düzensiz β -faz düzenli- düzensiz geçiş sıcaklığı T_c de düzenli β_1 -faza (DO_3 yapıya) dönüşür. Yüksek Al konsantrasyonlu ikili Cu-Al sistemlerinde γ_2 -fazın çökmesini aşırı derecede hızlı soğutmak bile önleyemez ve termoelastik martensitik dönüşümler gözlenemez. Bu nedenle Ni, Mn ve Be un ilavesi Cu

ve Al un difüzyonunu önler böylece tesirli olarak β -faz kararlı olur. β -faz Cu-Al sistemine göre Cu-Al-Ni sisteminde daha karalıdır. Cu-bazlı alaşımlar sıkı-paket yapı için β (bcc) fazda bir martensitik dönüşüm, soğutma hızına bağlı olarak meydana gelir (Otsuka, vd., 1978; Miyazaki ve Otsuka, 1989; Wu, 1990).



Şekil 4.3. İkili Cu-Al alaışımının faz diyagramı.

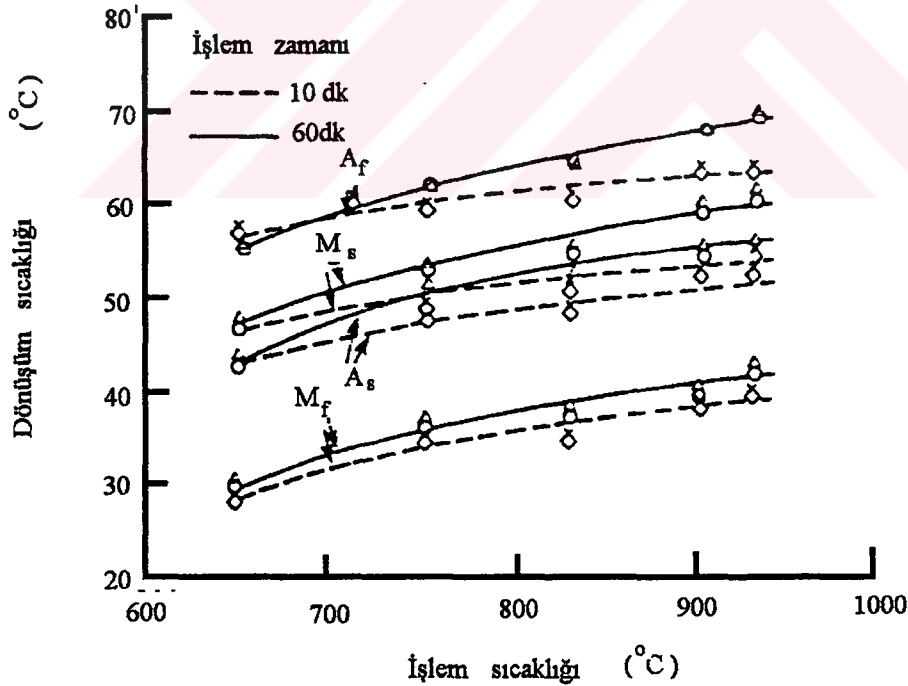


Şekil 4.4. Üçlü Cu-Al-Ni alaışımının faz diyagramı [%3 (ağırlıkça) Ni için].

4.2. Ana Fazın Kararlılığı

Şekil hatırlama olayı gözlenemeyen alaşımlarda süper örgü söz konusu değil ve bu tür alaşımlarda düzensiz yapı mevcuttur. Burada atomların dağılışı bir düzensizlik söz konusudur. Bu alaşımlar genellikle Fe-bazlı alaşımlardır. Bu alaşımlar fcc $\rightarrow$ bcc (bct) şeklinde dönüşüm gösterirler (Aydoğdu, 1995).

Şekil hatırlamalı alaşımlar, süper örgülü yapılara sahiptirler. Cu-bazlı alaşımlarda şekil hatırlamalı martensitik dönüşümü sağlayan fazın Bravis örgüsü, cisim merkezli kübük (bcc) yapıdır. Ana faz, alaşım kompozisyonuna ve sıcaklığa bağlı olarak düzenli veya düzensiz yapıda olabilir. Bcc fazın kararlı süper örgü yapıları düzensiz A2, düzenli B2 (CsCl) ve DO₃ (Fe₃Al) olmak üzere üç tipte bulunabilir. İkili veya üçlü alaşımlarda B2 ve DO₃ yapıları, farklı kompozisyonlarda görülebileceği gibi aynı kompozisyon için farklı sıcaklıklarda da görülebilir. Bu alaşımlarda başlangıçlardaki A2 düzensiz yapısı, sıcaklık düşüşüyle A2 $\rightarrow$ B2 veya A2 $\rightarrow$ B2 $\rightarrow$ DO₃ şeklindeki geçişlerle B2 veya DO₃ türü düzenli yapılara dönüşür (Kayalı, 1993).



Şekil 4.5. Sırasıyla 10 ile 60 dakika için 650-950 °C lık sıcaklıklarda homojenleştirme işleminden sonra Cu-20.6Zn-0.1Zr alaşımının dönüşüm sıcaklıkları (Wu, 1990).

Cu-bazlı şekil hatırlamalı alaşımlarda ana β -faz ve martensitin her ikisinin yarı kararlı doğası onların şekil hatırlama özelliğinin kararlılığına yaşanma ile kuvvetli bir şekilde tesir eder. Isıtma işlemi özellikle M_s , M_f , A_s ve A_f dönüşüm sıcaklıkları üzerine çok etkilidir.

Cu-bazlı şekil hatırlama alaşımlarının dönüşüm sıcaklıkları üzerinde homojenleştirme işlemi parametresinin etkisi şekil 4.5 de görülmektedir. Burada Cu-20.6%Zn-5.7%Al-0.1%Zr Alaşımının 10 ile 60 dakika için farklı sıcaklıklarda homojenleştirme ısı işleminden sonra dönüşüm sıcaklıkları çizilmiştir. Bütün dönüşüm sıcaklıkları yani M_s , M_f , A_s ve A_f artan homojenleştirme sıcaklığı ile artar. 10 dakikadan 60 dakikaya genişletilen homojenleştirme süresi dönüşüm sıcaklıklarını yükseltir. Bu etki gerçekte beta ısı işlemi esnasında tane büyümesi ile ilgilidir. Dönüşüm sıcaklığındaki değişme tane boyutundaki değişme ile iyi uyum sağlar (Wu, 1990).

Şekil hatırlamalı alaşımların ana fazları, bcc yapıya bağlı olarak süper örgüye sahiptir. Bu alaşımlardan (e/a) elektron/atom oranları 1.5 civarında olan alaşımlar β -faz alaşımları olarak isimlendirilir. Bakır esaslı alaşımlarda şekil hatırlama etkisini elde etmek için yarı kararlı β -faz tutulmalıdır ve β faz bölgesinin sıcaklığından kafi derecede hızlı soğutulmalıdır. Hızlı soğutmadaki maksat denge fazındaki β -fazın ayrışmasından kaçınmak için gereklidir. Bu şekilde hızlı soğutulan alaşımlarda elastik sabitlerinin soğutma esnasında yumuşaması nedeniyle martensitik dönüşüm başlayabilir (Miyazaki ve Otsuka, 1989).

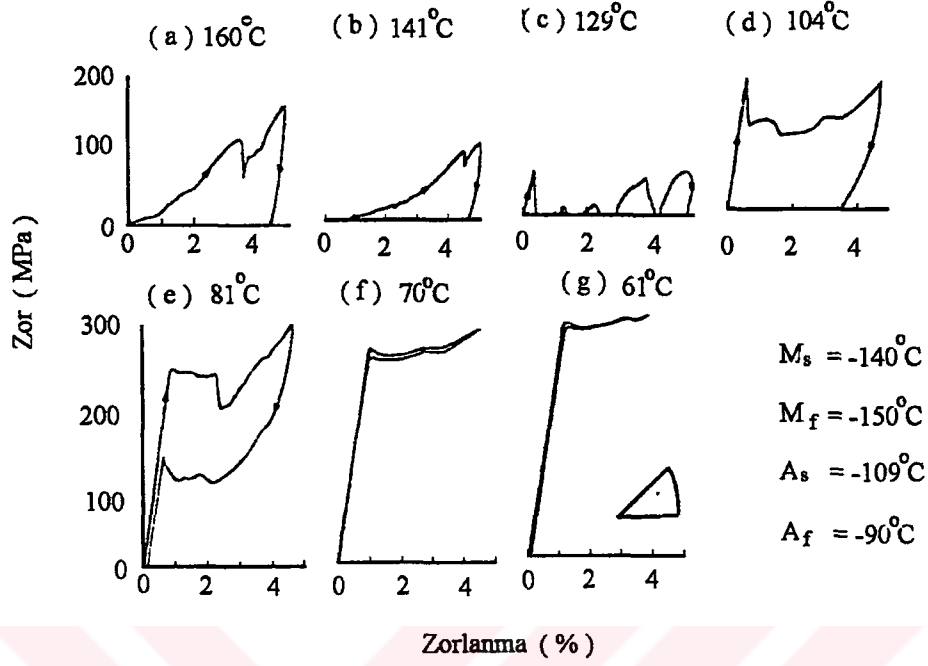
4.3. Cu-Bazlı Alaşımların Deformasyonu

Cu-bazlı alaşımların tek kristalleri ile polikristallerin davranışını karşılaştırmak için gerekli detaylar bir açıklama ile sınırlıdır. Cu-bazlı alaşımların tek kristallerinin deformasyon davranışı için Cu-Al-Ni üzerindeki araştırma sonuçları şekil 4.6 da verilmiştir. Bu şekil Cu-14.5 Al-4.4Ni (ağırlıkça%) tek kristal için sıcaklığın geniş bir alanda germe deformasyonuna maruz kaldığı zor-zorlanma eğrilerini gösterir. Sıcaklık M_s nin altında olduğu zaman γ' martensit plakaları deformasyondan önce termal olarak hasıl olur. Martensit plakaları arasındaki ara yüzeylerin yada düşük zorlarda işleyen bir deformasyon şekli vazifesi yapan martensit varyantları içindeki ikiz ara yüzeylerinin hareketinden dolayı elastik bölge çok sınırlıdır ve deformasyon kolaylıkla meydana gelir. M_s ve A_f arasındaki sıcaklıklarda ana fazın bir elastik bölgesi (d) de görüldüğü gibi zor γ' martensite neden

oluncaya kadar genişler ve sonra γ' martensite sebep olur, o zaman doğrudan derhal zorda büyük bir düşme meydana gelir. Bu olay γ_1' martensite neden olan işlem sayesinde gerçekleşir. Tam olarak, γ_1' martensit hemen geniş bir alanda olur, büyük bir zorlanma eş zamanlı olarak azalmıştır ve anlamlı bir zor gevşemesi meydana gelir. A_f sıcaklığı altındaki oranlarda yük kaldırıldıktan sonra zorlanma ya kısmen yada tamamen kalır. Fakat, numune ısıtılırsa zorlanma tamamen geri alınır ve şekil hatırlama etkisi sergileyen numuneler orijinal şekillerine geri döner. Aynı derecede A_f sıcaklığı aşıldığında, zor β_1' martensite sebep olur ve zorda büyük bir düşüş yoktur (e den g ye kadar). Yinede A_f sıcaklığına yakın sıcaklıklarda β_1' martensit oluşumuna uygun deformasyonunun ortasında γ_1' martensit fazı meydana geldiğinden dolayı zorda büyük bir düşüş gözlenir, (e) deki gibi. A_f sıcaklığı üzerindeki sıcaklıklarda, martensit kararsız olduğu için yük boşaltma ile şekil tamamen geri döndüğünden bir sahte elastiklik sergileyen ters dönüşüm basit bir şekilde başarılıdır. Ancak, γ_1' martensiti durumu karşısında (e) önemli bir histerisiz gösterir, yalnız β_1' martensitine uygun deformasyonlar, yok olan bir histerisiz (f) ve (g) de gösterildiği gibi bir sahte elastiklik ile karakterize edilir. Diğer Cu-bazlı üçlü tek kristallerde Cu-Al-Ni nin sergilediği deformasyon davranışını sergiler.

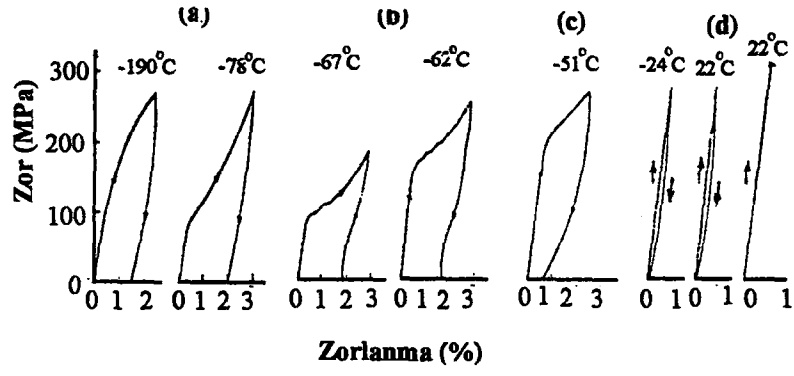
Şekil 4.7 Cu-Al-Ni polikristalinin deformasyon davranışını gösterir. Şekil 4.7.a da görüldüğü gibi polikristal numune olduğu takdirde martensit durum M_s den aşağı sıcaklık bölgelerinde dahi elastiktir ve bu martensit varyantları arasındaki ara yüzeylerin yada martensitler içindeki ikiz sınırlarının hareketinin tek kristal numune durumundan daha zor olduğunu gösterir. Bu durumda taneler arasındaki büzülme kuvvetlerinin sonucu olduğu düşünülür. M_s üzerindeki sıcaklık Şekil 4.7.b ve c de gösterildiği gibi zor, sıcaklık yükselirken martensit artışına neden olmalıdır. A_f üzerindeki sıcaklıklarda tek kristaller tam sahte elastiklik sergiler iken polikristaller Şekil 4.7.d de gösterildiği gibi kırılmadan önce martensite neden olan zordan oluştuğu anlaşılır. Yalnız elastik deformasyon, kırılmadan önce tekrar kazanılır ve bu olayın sahte elastiklik olmadığı görülür.

Bu örnekte kırılma zoru 280 Mpa civarındadır, Bu malzemenin tek kristalinde 600 Mpa olan kırılma zorundan çok daha düşüktür. Cu-Al-Ni meydana gelen kırıklar tane sınırlarındadır. Bu kırıklar Cu-bazlı alaşımların pratik uygulamalarına engel olan önemli faktörlerden biridir.



Şekil 4.6. Cu-Al-Ni alaşımasının tek kristallerinde deformasyon davranışı (Funakubo, 1987)

Cu-bazlı alaşımların tane sınırları zorların konsantre olduğu yerlerdir. Bu durum kayma deformasyonları ve taneler arası kırılmalara neden olur. Bunun ötesinde hatta tek bir deformasyondan sonra şeklin kendini yenilediği görüntüsünü vermiş olmasına rağmen kayma tekrar eden birkaç deformasyondan sonra toplanacak ve zor-zorlanma eğrisinin şekli değişecektir. Böyle deformasyonlar tekrarlanırsa, numunelerde en sonunda bir yorulma çatlak oluşur ve bunlar bütün durumlarda kristaller arası çatlaklardır. Buna benzer mekaniksel özellikler önemli problemlerdir ve Cu-bazlı alaşımlar pratik olarak uygulanmadan önce çözülmelidir (Funakubo, 1987).



Şekil 4.7. Polikristal Cu-Al-Ni alaşımda deformasyon davranışı $M_s = -82^{\circ}\text{C}$, $M_f = -70^{\circ}\text{C}$, $A_s = -60^{\circ}\text{C}$, $A_f = -48^{\circ}\text{C}$ (Funakubo, 1987).

5. DENEYSEL İŞLEMLER

Termoelastik martensitik dönüşüm gösteren şekil hatırlamalı Cu-Al-Be ve Cu-Al-Ni alaşımlarında zorun martensit ve austenit faza etkilerinin incelendiği bu çalışmada kullanılan alaşımlar Fransa'dan TREFIMETAUX Centre de Recherche'den temin edildi. Alaşım kompozisyonları farklı olan iki Cu-Al-Be ve iki Cu-Al-Ni alaşımları olmak üzere dört alaşım kullanıldı (Tablo 5.1). Cu-Al-Be alaşımlarının ikisinde 5.8 mm çapında 200mm uzunluğunda çubuk halindedir. Cu-Al-Ni alaşımlardan biri 3 mm eninde 1 mm kalınlığında 200 mm uzunluğunda, diğeri 8mm eninde 1mm kalınlığında 200 mm uzunluğunda plakalar şeklindedir. (Cu-Al-Be alaşımları Alaşım 1 ve Alaşım 2 olarak Cu-Al-Ni alaşımlarından 3 mm enindeki Alaşım 3, 8 mm enindeki Alaşım 4 olarak adlandırıldı.)

Bu numuneler belirli ısı işlemlerden sonra zorun martensit ve austenit faz üzerindeki etkilerinin incelenmesi için aşağıdaki teknikler kullanıldı.

- a-) Basma ve çekme deneyi ile zor-zorlanma ölçümleri yapıldı.
- b-) Optik ve Tarama Elektron Mikroskopu (SEM) ile metalografik gözlemleri yapıldı.
- c-) Difraksiyon veren düzlemleri belirlemek için Geçirmeli Elektron Mikroskopu (TEM) gözlemleri yapıldı.
- d-) Örgü mesafelerinin ve düzenin belirlenmesi için x- ışını difraksiyonu alındı.
- e-) Ters dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesi için Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) ölçümleri yapıldı.

Tablo 5.1. Bu çalışmada kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonları.

Alaşım No	% Ağırlık	% Atomik	e/a Oranı
1	Cu-11.8Al-0.47Be	Cu-23.36Al-2.78 Be	1.49
2	Cu-11.6Al-0.42Be	Cu-23.10Al-2.50 Be	1.48
3	Cu-13.5Al-4 Ni	Cu-26.80Al-3.64 Ni	1.57
4	Cu-13.0Al-4 Ni	Cu-25.95Al-3.67 Ni	1.55

5.1. Isıl İşlemler

Alaşım 1 ve Alaşım 2 çubuklarından basma deneyi Alaşım 3 ve Alaşım 4 plakalarından çekme deneyi için kesilen parça numunelerin kesilmesi esnasında oluşan zor etkisinin kaldırılması ve homojenleşmeleri için numuneler aşağıdaki ısı işlemlere tabi tutuldular. Bu ısı işlemler;

Alaşım 1 ve Alaşım 2 için;

β -faz bölgesinde (650 °C de) 15 dakika süreyle tavlanan numuneler kademeli soğutma işlemine tabi tutuldular. β -faz bölgesinde tavlanan numuneler önce 97 °C da kaynayan suyun içinde 5 dakika bekletildikten sonra oda sıcaklığındaki suda soğutuldu (Zuniga, vd., 1992).

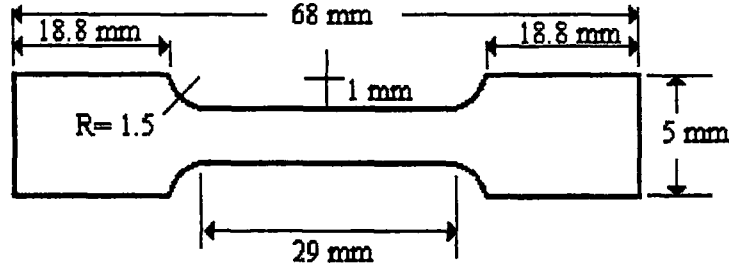
Alaşım 3 ve Alaşım 4 için;

β -faz bölgesinde (920 °C de) 20 dakika süreyle tavlanan numuneler β -tipi martensit yapıya dönüşümün sağlanması için numuneler tuzlu-buzlu suya atılarak ani soğutuldu.

5.2. Zor-Zorlanma Ölçümleri

5.2.1. Basma-zoru ölçümleri

Alaşım 1 ve Alaşım 2 numunelerinin her birinden çapları yüksekliklerine eşit olan ($\phi = 5.8$ mm) beş parça kesildi. Kesme sırasında hasıl olan zorun etkisini kaldırmak için bu parçalar ısı işlemler kısmında belirtilen ısı işleme tabi tutuldu. Basma deneyinde WPM (VEB Thringier Industriewerk Rauenstein) makinası kullanıldı. Önce bir parçaya basma zoru uygulanarak akma sınırı ve kopma noktası belirlendi. Diğer dört parçaya akma sınırının altında farklı basma zoru uygulandı.



Şekil 5.1. Alaşım 4 numunesinden hazırlanan çekme deneyi parçası.

5.2.2. Çekme-zoru ölçümleri

Alaşım 4 ten çekme deneyi için standarda uygun üç parça hazırlandı. Alaşım 3 numunesinin ebatlarına uygun standart olmadığı için bundan 7 mm uzunluğunda dört parça kesildi. Alaşım 4 numunesi için çekme deneyine uygun standard şekil 5.1 de verilmiştir.

Numuneler üzerinde çekme deneyi yapılmadan önce yine ısıtma işlemi yapıldı. Çekme deneyinde HOUNSFIELD makinası kullanıldı. Alaşım 3 ve Alaşım 4 numunelerinden birer parça kopararak, akma sınırı ve kopma noktası belirlendi. Diğer parçalara akma sınırının altında farklı çekme zorları uygulandı.

5.3. Metalografik Gözlemler

Alaşımlardan küçük parçalar kesilerek ısıtma işlemleri uygulandı. Bu parça numuneler ve zor-zorlanma deneyi için hazırlanıp zor ölçümleri alınan numuneler soğuk kalıplama yöntemiyle poliestere gömüldü. Önce 1200 lük zımparayla su altında parlatıldı. Daha sonra 1 mikronluk elmas pasta kullanılarak keçede parlatıldılar ve parlatma sırasında keçeye sıvı olarak saf su döküldü. (5gr Fe₃Cl-95ml Etanol-2mlHCl) dağlama reaktifi kullanılarak kimyasal dağlama yapıldı. Zor uygulanmamış homojen numunelerin ve basma zorı uygulanmış Alaşım 1 ve Alaşım 2 numunelerinin metalografik gözlemleri optik mikroskobu (PME OLYMPUS) ve Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) (JSM-6400) ile yapıldı.

Ayrıca bazı bölgelerden EDAX (Noron Instruments series II , 20 kV) cihazında analiz yapıldı. Çekme zoru uygulanmış Alaşım 3 ve Alaşım 4 numunelerinin metalografik gözlemlerinde optik mikroskobu kullanıldı.

5.4 .Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM)

Alaşım 1 ve Alaşım 2 numuneleri 80% HNO_3 + 20% Su kimyasal çözeltisi hazırlanarak 3 mm çapına düşürüldü. 100 μm kalınlığında diskler kesildi. Kesme işlemi sulu ortamda R.W.Oven Limited Şirketi tarafından " Model No DSI Seri No 092 " olarak üretilen cihazda yapılmıştır (10 Volt). Alaşım 4 zımpara kağıdıyla 1 mm ye düşürüldü, kesme makinası ile 3 mm çapında diskler elde edildi. Daha sonra STRUERS TENUPOL 3 elektro parlatma cihazında (300cc HNO_3 + 500cc CH_3COOH + 100cc H_3PO_4) çözeltisi elektrolit olarak kullanılarak delme işlemi gerçekleştirildi. Bu işlem oda sıcaklığında 8 V gerilim ve 0.2 Amperlik bir akım uygulanarak yapıldı. Hazırlanan bu numuneler Geçirmeli Elektron Mikroskobu (JEOL JEM 100 CX-II , 100 kV) kullanılarak elektron mikrografları ve elektron difraksiyon desenleri elde edildi.

5.5. X-Işını Difraksiyon Ölçümleri

Farklı kompozisyonlu alaşımlardan birer parça kesildi. Bu parçalarda kesme sırasında oluşan zorun etkisini kaldırma ve homojenleşmeleri için ısıtma işlemi uygulandı. Bu parçaların x- ışını difraksiyon analizi ile yapıları tayin edildi.

Zor-zorlanma ölçümleri alınan numunelerde zorun yapı üzerindeki etkisini incelemek için x-ışını parça difraksiyonu alındı.

X-ışını difraksiyon analizi için Philips (PW 1352/20) difraktometresi kullanıldı. Analiz için $\text{Co-K}\alpha$ radyasyonu kullanılmış olup, ışının dalga boyu 1.788965 Å dır. Alınan bütün difraktogramlar için difraktometrenin tarama hızı 1 °/dakikadır.

5.6. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Ölçümleri

Her bir numunenin ters dönüşüm (martensit-austenit) sıcaklıklarının tayini için numunelerden birer parça kesilerek ısıtma işlemi uygulandı. Isıtma işlemine tabi tutulan numunelerin ters dönüşüm sıcaklıklarının tayin edilmesinde SHIMADZU DSC-50 termal analizörü kullanıldı.

Zor-zorlanma deneyinde kullanılan numunelerin diferansiyel tarama kalorimetre eğrileri alınarak zorun bu numuneler de ters dönüşüm sıcaklığına etkisi incelendi. Bu ölçümlerde ısıtma hızı 5 °/dak olarak seçildi.

Ayrı bir işlem olarak farklı kompozisyonlara sahip bu dört alaşımdan kesilen parçalara ısıtma işlemi uygulandıktan sonra termal dönüşüm çevrimlemesine tabi tutuldu. Termal dönüşüm çevrimlenmesinde ısıtma hızı 10 °/dak olarak seçildi.



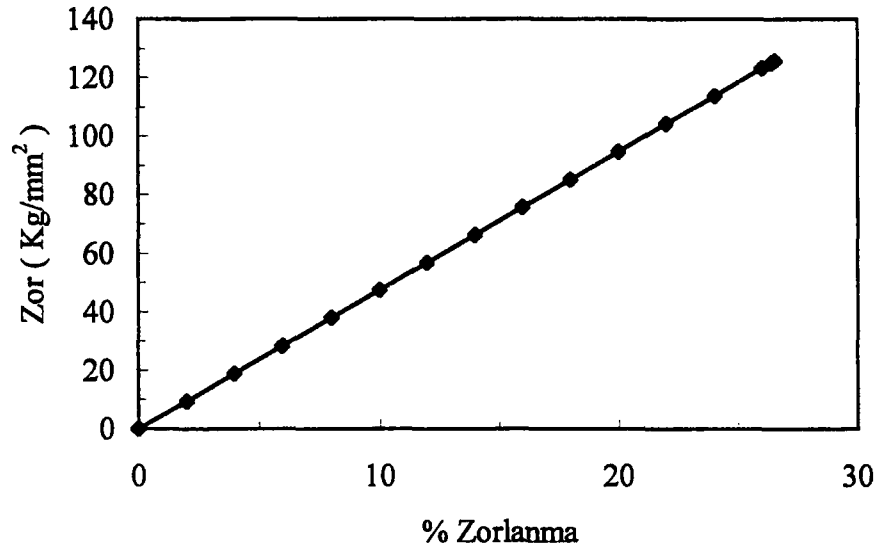
6. DENEY SONUÇLARI VE SONUÇLARIN DEĞERLENDİRİLMESİ

6.1. Zor-Zorlanma Ölçümü Sonuçları

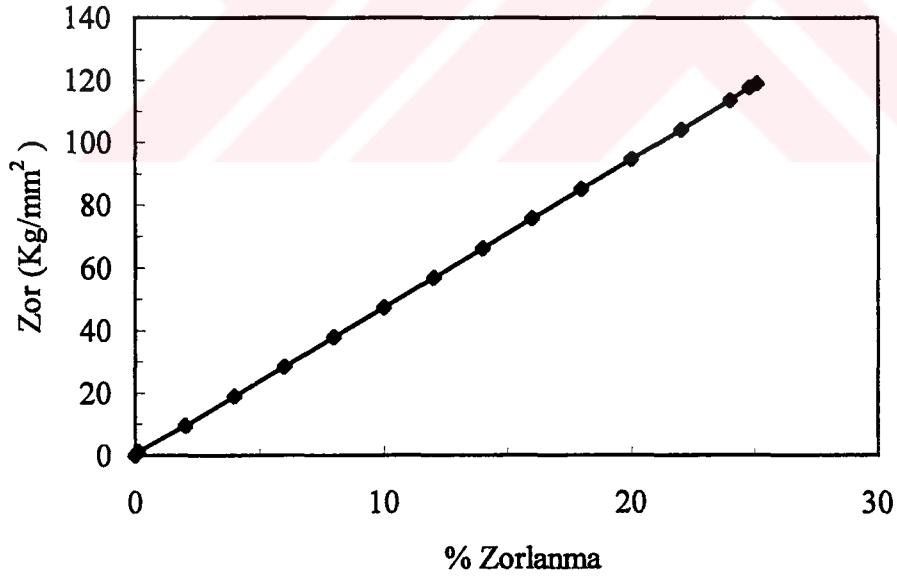
Basma deneyi için Alaşım 1 ve Alaşım 2 numunelerinden yükseklikleri çapına eşit olan beş parça kesildi. Çekme deneyi için 3mm genişliğindeki Alaşım 3 numunesinden 7 cm uzunluğunda dört parça, 8 mm genişliğindeki Alaşım 4 numunesinden 7 cm uzunluğunda üç parça kesildi. Alaşım 4 numunesi çekme deneyi için standartlara uygun hazırlandı. Alaşımların akma ve kopma noktalarının belirlenmesinde ve kopma noktasının altında farklı büyüklüklerde zorlara karşı alaşımların davranışını belirlemek için basma deneyinde (WPM) (VEB Thüringer) Industriewerk Rouenstein makinası, çekme deneyinde HOUNSFIELD makinası kullanıldı. Zor-zorlanma deneyi yapılmadan önce kesme zorunun etkisini kaldırmak için numuneler önceki bölümde bahsedilen ısı işlemlere tabi tutuldular.

6.1.1. Basma zoru ölçümleri

Alaşım 1 ve Alaşım 2 numunelerinden kesilen parçalar 650 °C da 15 dakika sürelerle tavlandı. Tavlanan numuneler 5 dakika sürelerle 97 °C da bekletildikten sonra oda sıcaklığındaki suda soğutuldular. Alaşım 1 numunesine ait bir parça basma zoru etkisiyle koparıldı. Makinanın basma hızı 5 mm/dk dır. Kopma noktası 125.7 kg/mm², akma noktası 124.96 kg/mm² olarak belirlendi. Diğer dört parçaya kopma noktasının altında sırasıyla 56.8 kg/mm², 75.73 kg/mm², 94.7 kg/mm² ve 113.6 kg/mm² lik zorlar uygulandı. Alaşım 1 e ait zor-zorlanma eğrisi şekil 6.1 de görülmektedir. 56.8 kg/mm² lik basma zorunda boyca zorlanma % 12 iken 94.67 kg/mm² lik basma zorunda boyca zorlanma % 20 dir. Kopma noktasında boyca zorlanma % 26.56 dır.



Şekil 6.1. Alaşım 1 in zor-zorlanma eğrisi.



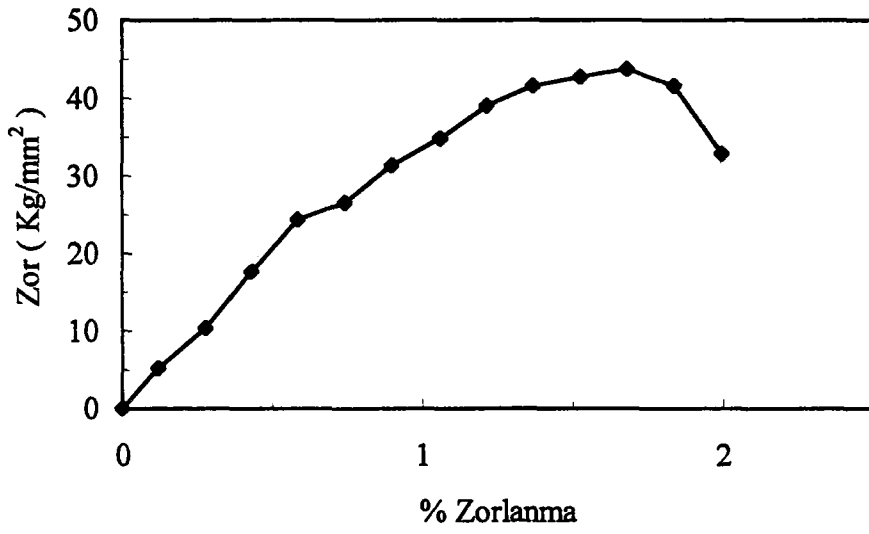
Şekil 6.2. Alaşım 2 nin zor- zorlanma eğrisi.

Alaşım 1 numunesinde olduğu gibi Alaşım 2 numunesinde de önce bir parça basma zoru ile koparıldı. Kopma noktası 118.9 kg/mm^2 , akma noktası 117.8 kg/mm^2 olarak belirlendi. Diğer dört parçaya kopma noktasının altında sırasıyla 56.8 kg/mm^2 , 75.73 kg/mm^2 , 94.7 kg/mm^2 ve 113.6 kg/mm^2 lik basma zoru uygulandı. 56.8 kg/mm^2 lik basma zorunda boyca zorlanma % 12 iken kopma noktasında boyca zorlanma % 25.1 dir. Alaşım 2 ye ait zor-zorlanma eğrisi şekil 6.2 de verilmiştir.

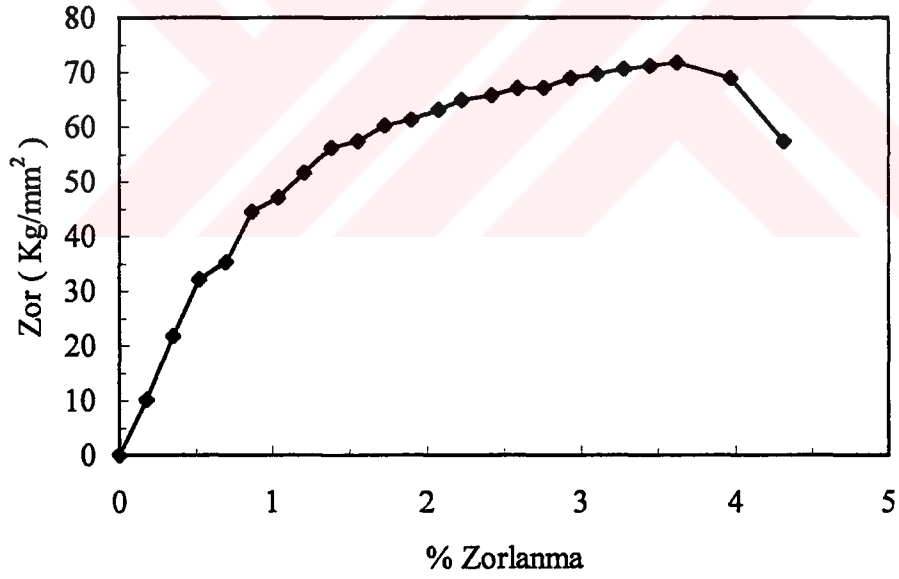
6.1.2. Çekme zoru ölçümleri

Alaşım 3 ve Alaşım 4 numunesinden çekme deneyi için hazırlanan parçalar 920°C da 30 dakika sürelerle tavlandıktan sonra tuzlu-buzlu su içinde ani soğutuldular. Alaşım 3 numunesine ait bir parça HOUNSFIELD çekme makinasında koparıldı. Çekilen boy 32 mm, çekme hızı 5 mm/dk dır. Bu numunede akma noktası 24.4 kg/mm^2 , kopma noktası 32.8 kg/mm^2 olarak belirlendi. Akma noktasında zorlanma % 0.589 dur. Numune, çekme deneyi sırasında 43.7 kg/mm^2 lik zor noktasından 32.8 kg/mm^2 lik zora düşüş gösterirken zorlanma % 1.99 a yükselmiştir. Alaşım 3 ün zor- zorlanma eğrisi şekil 6.3 de görülmektedir. Diğer üç parçaya kopma noktasının altında sırasıyla 26 kg/mm^2 (yaklaşık olarak akma sınırı), 31.25 kg/mm^2 , 36.45 kg/mm^2 lik çekme zoru uygulandı.

Alaşım 4 numunesine ait bir parça çekilerek koparıldı. Çekilen boy 29 mm, çekme hızı 5 mm/dk dır. 32.1 kg/mm^2 de akma göstermiştir. Çekilen parça 71.8 kg/mm^2 ye kadar yüklenmiştir. Bu noktadan 57.4 kg/mm^2 ye ani düşüş göstermiştir. 71.8 kg/mm^2 de zorlanma % 3.62 dir. Bu noktadan 57.4 kg/mm^2 ye yük düşüşü gözlenirken zorlanma % 4.31 olmuştur. Alaşım 4 e ait zor-zorlanma eğrisi şekil 6.4 de verilmiştir. Elde edilen grafikler literatürle uyum içerisindedir (Qingfu, vd., 1995).



Şekil 6.3. Alaşım 3 ün zor-zorlanma eğrisi.



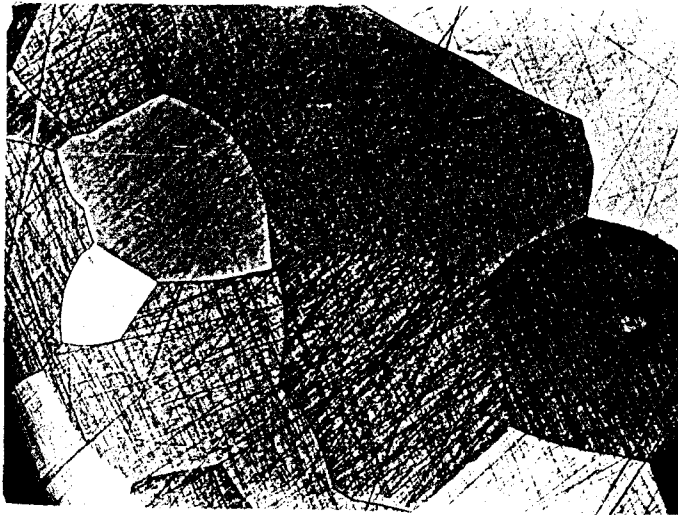
Şekil 6.4. Alaşım 4 ün zor-zorlanma eğrisi.

6.2. Metalografik Gözlemler

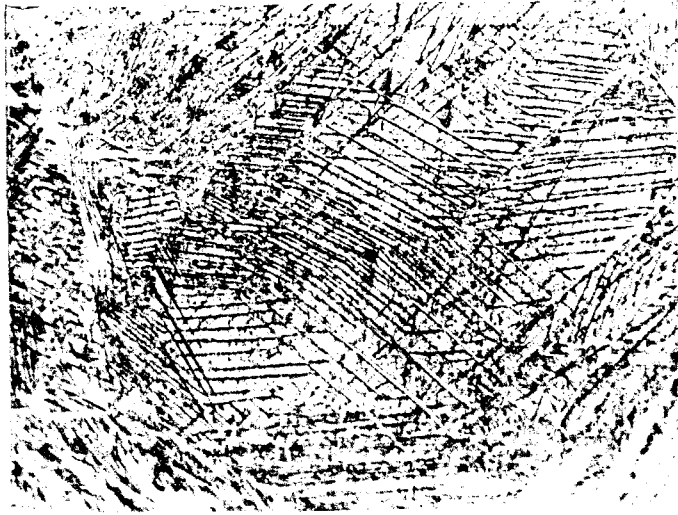
Kullanılan Cu-11.8Al-0.47Be, Cu-11.6Al-0.42Be, Cu-13.5Al-4N, Cu13.0Al-4Ni (ağırlık yüzdeli) alaşımlarından alınan numunelere ısıtma işlemi uygulandıktan sonra ve ayrıca ısıtma işlemli numunelere basma ve çekme zorları uygulandıktan sonra parlatılarak kimyasal olarak dağlanan parçalar optik gözleme hazır hale getirildi.

6.2.1. Alaşım 1 in metalografik gözlemleri

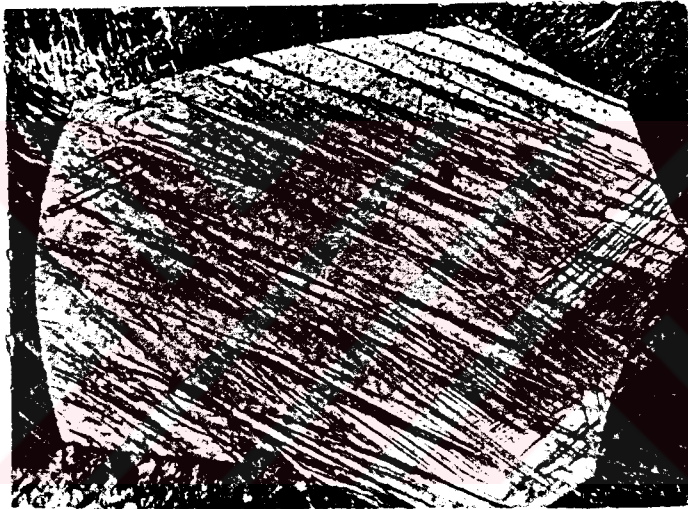
Isıtma işlemli Cu-11.8Al-0.47Be numunesinin çekilen optik fotoğrafında (şekil 6.5.a) yapı austenit fazda görülmektedir. Bazı tanelerde, numuneyi parlatma sırasında oluşan çizgiler mevcuttur. Homojen Alaşım 1 numunesine 56.8 kg/mm² lik basma zoru uygulandığında şekil.6.5.b ve c zor ile oluşmuş martensitler ve matriste austenit yapı ayrıca, zor ile oluşmuş çökeltiler görülüyor. 75.73 kg/mm² lik zor uygulandığında iğne şekilli martensitler görülmektedir (şekil 6.5.d). 94.7 kg/mm² zor uygulanan numunenin yüzey fotoğrafında zor ile oluşmuş martensitler, ikiz benzeri deformasyon kusurları, ayrıca V şekilli martensitler mevcuttur (şekil 6.5.e). Uygulanan zor arttıkça deformasyona bağlı çökeltiler daha çok görülmektedir (şekil.6.5.f - g).



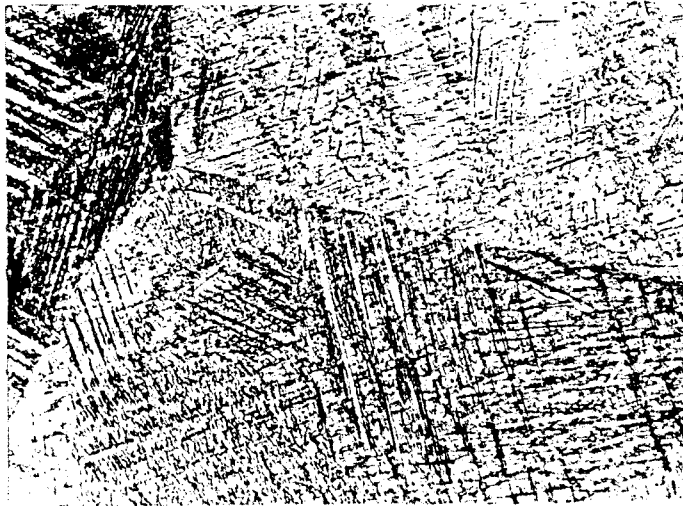
(a)



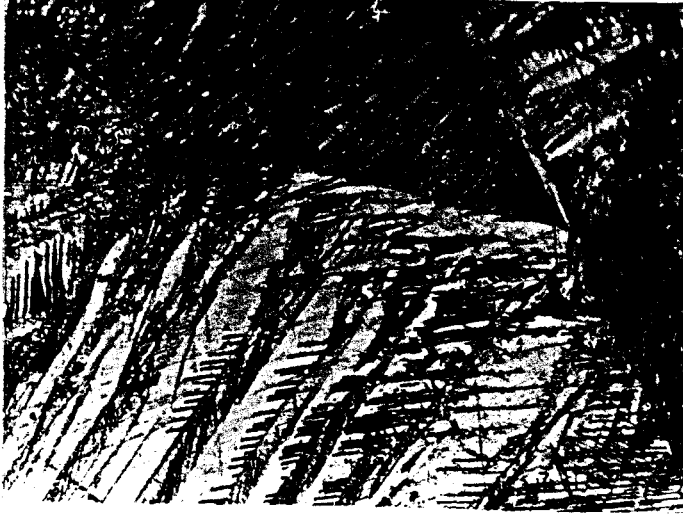
(b)



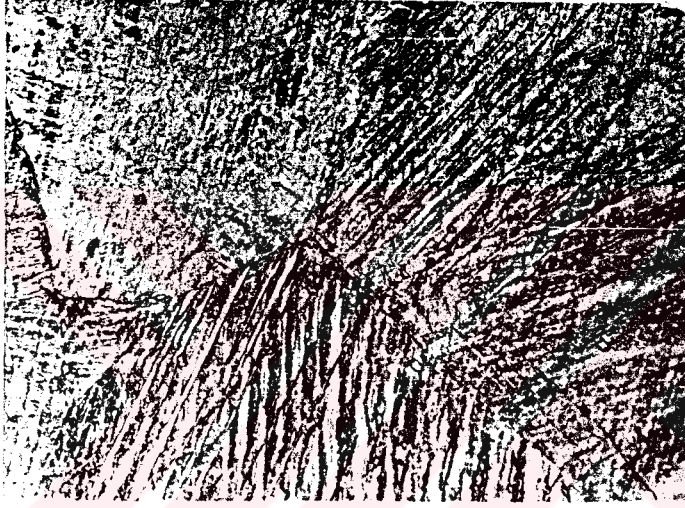
(c)



(d)



(e)



(f)



(g)

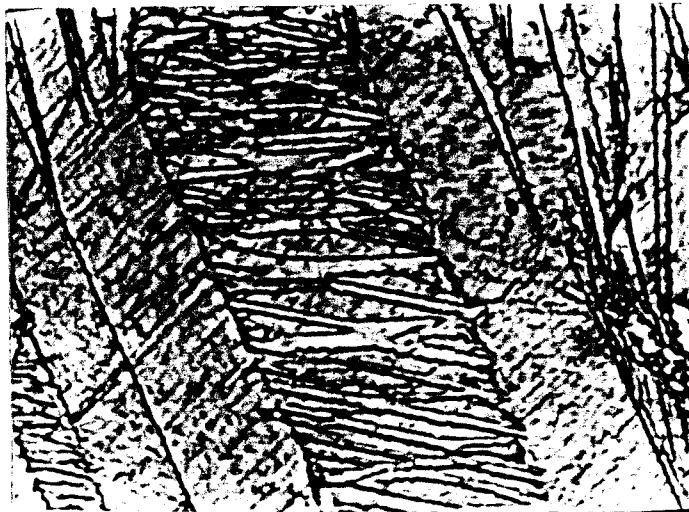
Şekil 6.5. Alaşım 1 numunesinin yüzey fotoğrafları a-) Isıl işlem, x 50, b-c-) 56.8 kg/mm^2 , x 200, d-) 75.73 kg/mm^2 , x 200, e-) 94.7 kg/mm^2 , x 200, f-) 113.6 kg/mm^2 , x 100, g-) 125.7 kg/mm^2 lik zor uygulandıktan sonra , x 200.

6.2.2. Alaşım 2 nin metalografik gözlemleri

Cu-11.6Al-0.42Be alaşımına ait homojen numunenin optik fotoğrafları şekil 6.6.a da verilmiştir. Oda sıcaklığında yapı tamamen martensitik fazdadır. şekil 6.6. b c ve d değişik martensit varyantlarını göstermektedir. şekil 6.6.d, numune homojenleştirilirken soğutmadan dolayı martensit plakaları içerisinde oluşmuş ikiz benzeri yapıların meydana geldiğini göstermektedir. 56.8 kg/mm² zor uygulanan numunenin yüzey fotoğrafında (şekil 6.6.e) martensit plakaları içerisinde değişik martensit varyantlarının oluştuğu görülmektedir ve 75.73 kg/mm² lik zor uygulandığında yeni martensitler oluşmaktadır (şekil 6.6.f). şekil 6.6.g ise, 94.7 kg/mm² lik basma zoru uygulanan parçanın yüzey fotoğrafını göstermektedir. Ortadaki açık renkli tanenin içerisinde kayma bantları ve kayma ikizleri, ayrıca tanenin köşelerinde de çok az miktarda martensit oluşmuştur. 118.9 kg/mm² lik zor uygulandığında yine martensit yapı ve  okeltiler mevcuttur ve zora bağlı olarak bazı tanelerde çatlaklar görülmektedir (şekil 6.6. i-j).



(a)



(b)



(c)



(d)



(e)



(f)



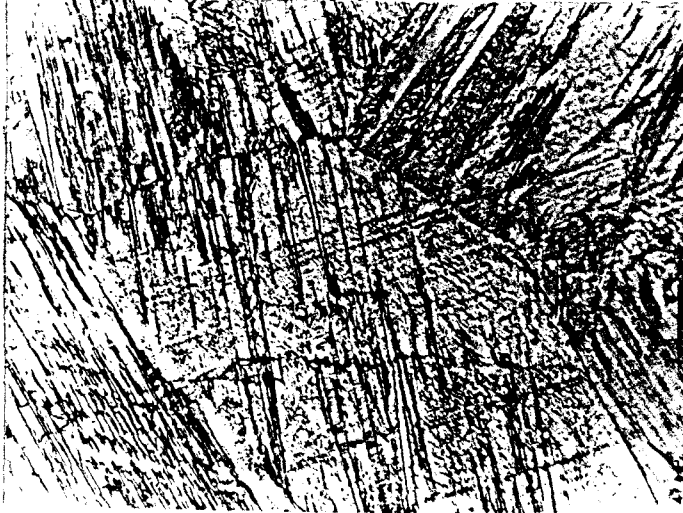
(g)



(h)



(i)

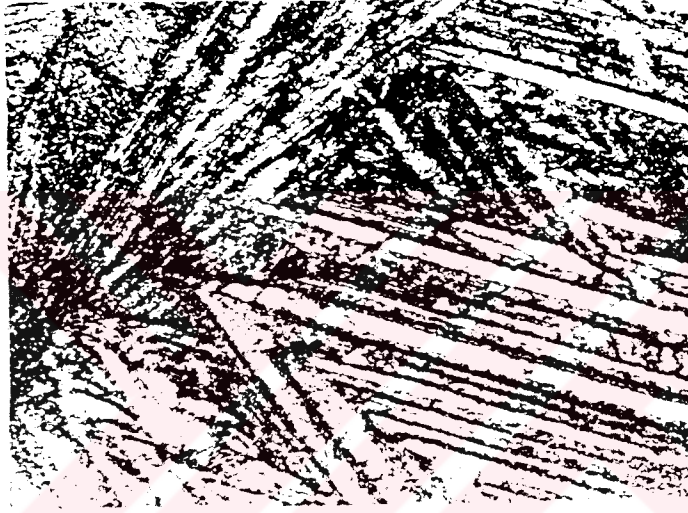


(j)

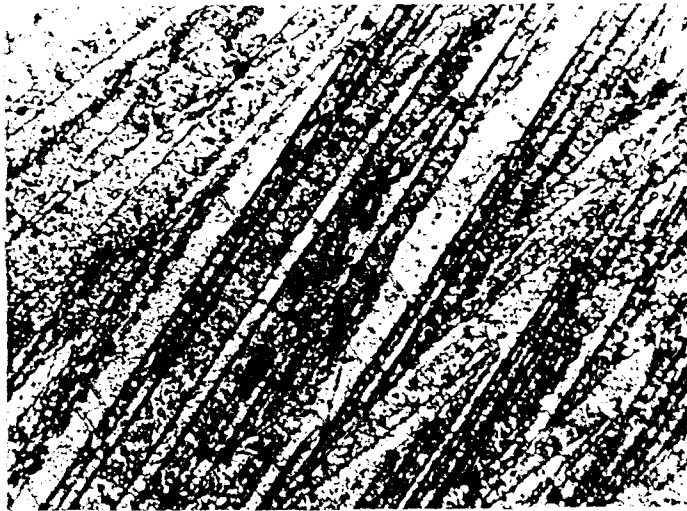
Şekil 6.6. Alaşım 2 numunesinin yüzey fotoğrafları a-) Isıl işlem, x 200, b-c-d) Isıl işlem, x 1000, e-) 56.8 kg/mm², x 500, f-) 75.73 kg/mm², x 50, g-) 94.4 kg/mm², x 100, h-) 113.6 kg/mm², x 500, i-) 118.9 kg/mm², x 500, j-) 118.9 kg/mm², x 200 zor uygulandıktan sonra.

6.2.3. Alaşım 3 ün metalografik gözlemleri

Homojen Alaşım 3 numunesinin yüzey fotoğrafı, şekil 6.7.a ve b de görüldüğü gibi martensit yapıdadır. Homojenleştirme işlemine bağlı olarak martensitlerin yanı sıra çökelti taneleri meydana gelmiştir. 26 kg/mm² lik çekme zoru uygulandığında çökelti taneleri artmıştır (şekil 6.7.c). Zora bağlı olarak açık renkli tanelerin içinde tam ayırt edilemeyen martensit dönüşümü gözlenmiştir ve zor arttıkça tanelerin boyutları küçülmüştür (şekil 6.7.d). 36.45 kg/mm² lik çekme zoru altında yeni tanelerin oluştuğu şekil 6.7.e de görülmektedir. 43.7 kg/mm² yük ile, kopan numunede kırılma, gevrek ve tane sınırı kopması şeklinde görölüyor (şekil 6.7.f ve g).



(a)



(b)



(c)



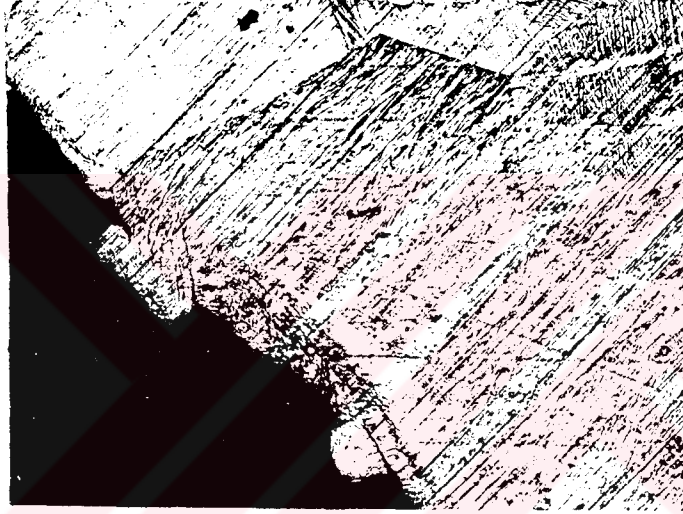
(d)



(e)



(f)



(g)

Şekil 6.7. Alaşım 3 numunesinin yüzey fotoğrafları **a-)** Isıl işlem, x 200, **b-)** Isıl işlem, x 500, **c-)** 26 kg/mm², x 50, **d-)** 31.25 kg/mm², x 50, **e-)** 36.45 kg/mm², x 50, **f- g-)** 43.7 kg/mm² lik zor uygulandıktan sonra, x 50.

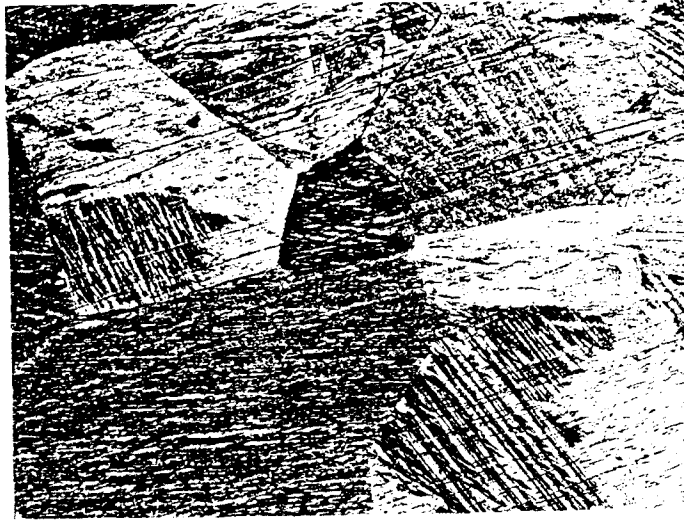
6.2.4. Alaşım 4 ün metalografik gözlemleri

Alaşım 4 numunesine ısıtıl işlem uygulandıktan sonra çekilen yüzey fotoğrafı şekil 6.8.a da görülmekte olup oda sıcaklığında yapı martensit fazdadır. 63.21 kg/mm² lik çekme zoru uygulanan numunenin yüzey fotoğrafında (şekil 6.8.b ve c), açık renkli bölgelerde zor ile martensite dönüşmüş ve dönüşmemiş bölgeler ile birlikte tane

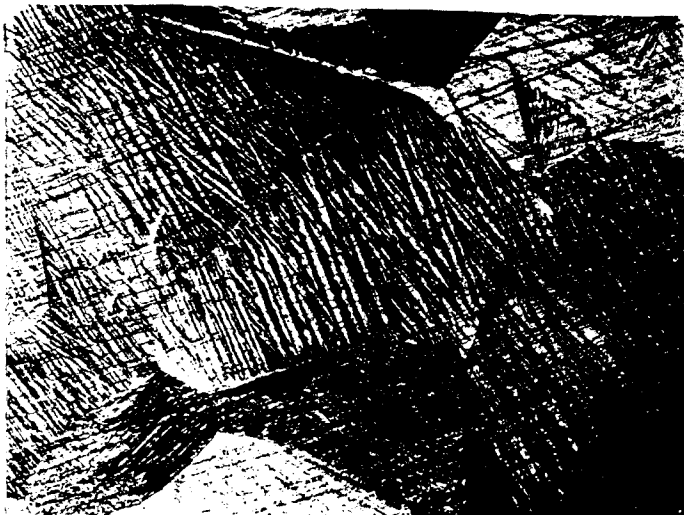
sınırlarında çatlaklar görülmektedir. Aynı görüntüler 68.9 kg/mm^2 çekme zoru uygulanan numunenin yüzey fotoğraflarında da görülüyor (şekil 6.8.d ve e). 71.8 kg/mm^2 lik çekme zoru altında koparılan numunenin kırık yüzeyinden çekilen yüzey fotoğrafı şekil 6.8.f ise kopma tane sınırlarından ayrılarak gerçekleşmiştir. Zor etkisiyle oluşan martensitler ikiz benzeri bir mekanizmayla dönüşmüşlerdir. Ayrıca zora bağlı olarak çökelti meydana gelmiştir (şekil 6.8.g, h ve i).



(a)



(b)



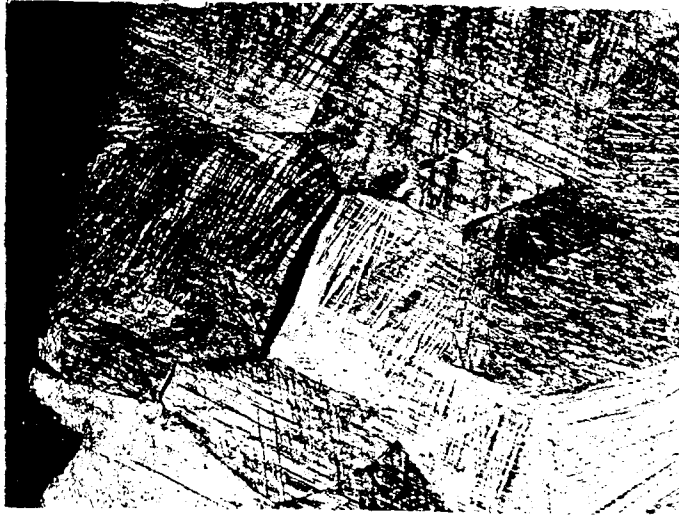
(c)



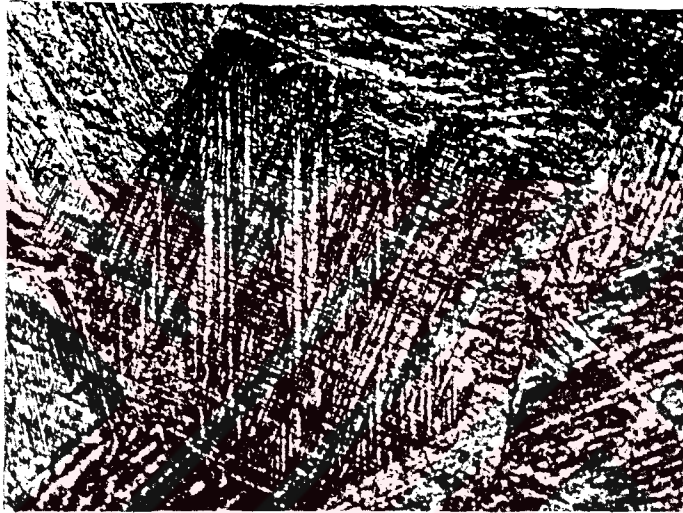
(d)



(e)



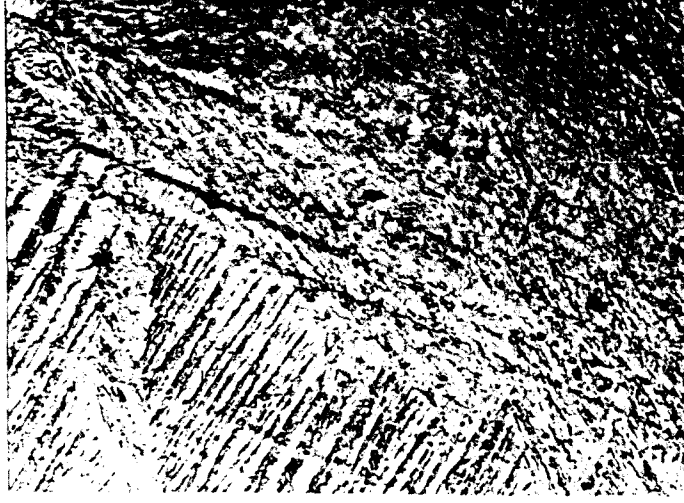
(f)



(g)



(h)



(i)

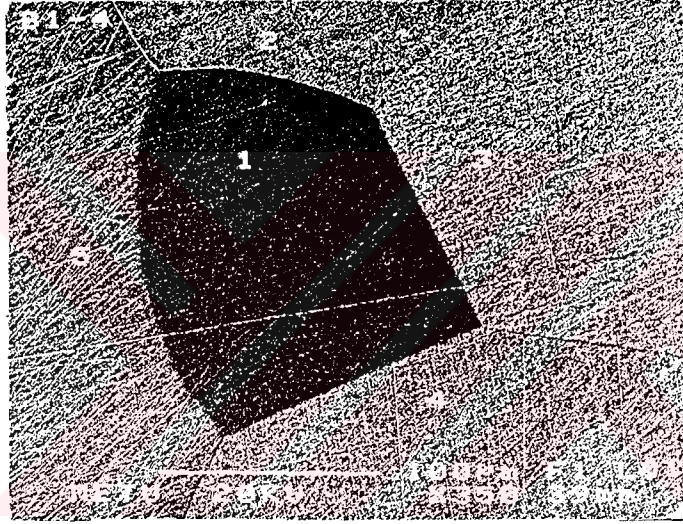
Şekil 6.8. Alaşım 4 numunesinin yüzey fotoğrafları a-) Isıl işlem, x 200 c-b-) 63.21 kg/mm², x 50 d-) 63.21 kg/mm², x 50 e-) 63.21 kg/mm², x 100 f-) 71.8 kg/mm², x 50 g-) 71.8 kg/mm², x 100 h-) 71.8 kg/mm², x 200 i-) 71.8 kg/mm², x 500 lik zor uygulandıktan sonra.

6.3. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Gözlemleri

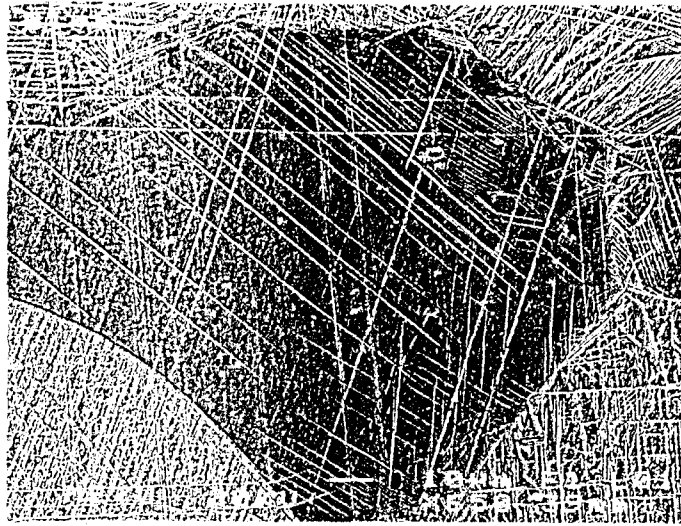
Alaşım 1 ve Alaşım 2 numunelerinin hem homojen parçalarının hem de homojen parçalarına zor uygulandıktan sonra Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) gözlemleri yapıldı.

Şekil 6.9.a Alaşım 1 numunesine ısı işlem uygulandıktan sonra alınan SEM fotoğrafında yapı tamamen austenit fazda görülmektedir. Bazı tanelerde parlatma sırasında oluşan ince çizikler vardır. Tanelerin tonlarındaki farklılık için tablo 6.1 e baktığımızda alaşımın elementlerinin farklı konsantrasyonlarından kaynaklandığı görülmektedir. 56.8 kg/mm² lik basma zoru uygulanan parçanın fotoğrafı şekil 6.9.b de verilmiştir. Deformasyonla martensit oluşumuna tanelerdeki alaşım oranları büyük oranda etki etmektedir. Ortadaki tanede martensit yok denecek kadar azdır. Kenarlardaki tanelerde yapı martensite dönüşmüştür (şekil 6.9.c). 75.73 kg/mm² zor uygulanan parçanın SEM fotoğrafında ise (şekil 6.9.d-e) iğne şekilli martensitler dikkat çekmektedir. 94.7 kg/mm²

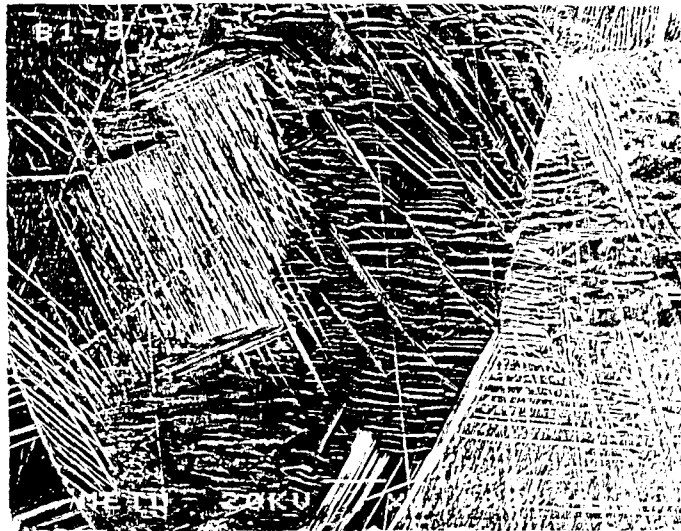
lik basma zoru uygulanan numunenin SEM fotoğraflarında (şekil 6.9.f-g) üç farklı tane görülmektedir. Herbir tane üzerinde zorun etkisi farklıdır. Yani taneler farklı yönelimlere sahiptir. Ayrıca deformasyon kusurları ve yeni oluşmaya başlamış çökeltiiler görülmektedir. Şekil 6.9.h da plakalı martensitler dikkat çekmektedir. 113.6 kg/mm² lik basma zoru ile oluşmuş martensitler, martensitlerin içinde ikiz benzeri yapılar ve çökeltiiler şekil 6.9.i de görülmektedir. 125.7 kg/mm² basma zoru ile koparılan numunenin SEM fotoğrafında yine deformasyona bağlı çökeltiiler ve martensitler görülmektedir (şekil. 6.9.j). Fotoğrafta numaralandırılmış 1 nolu bölgenin analizi şekil 6.11 de, 1 ve 2 nolu bölgenin elementlerinin ağırlık ve atomik yüzdeleri tablo 6.2 de, 3 nolu bölgenin analizi şekil 6.12 de verilmiştir.



(a)



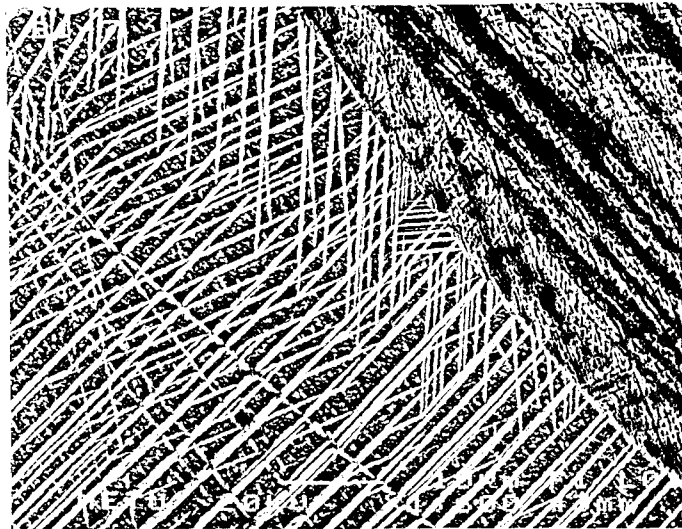
(b)



(c)



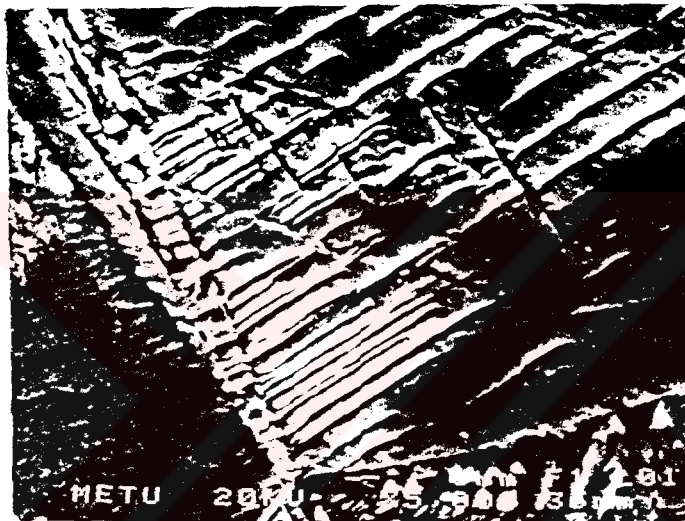
(d)



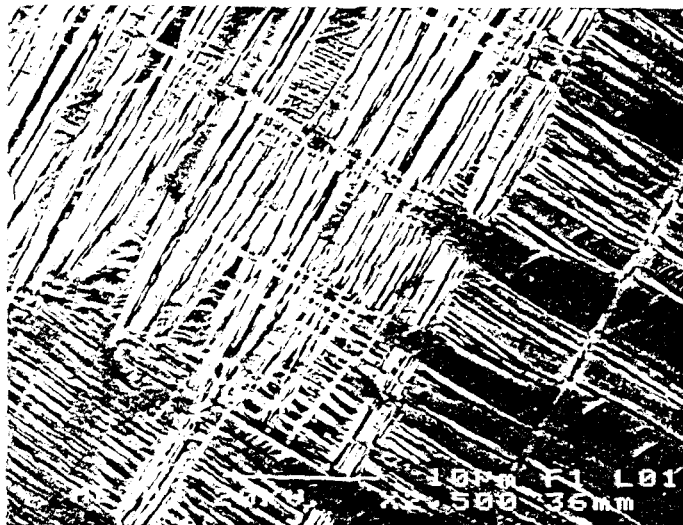
(e)



(f)



(g)



(h)

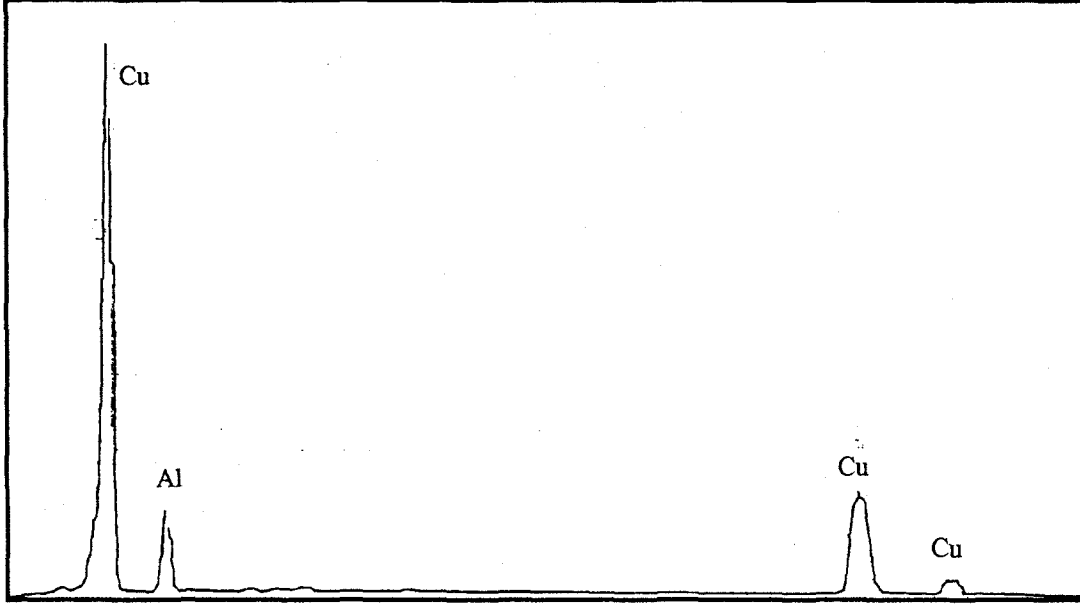


(i)



(j)

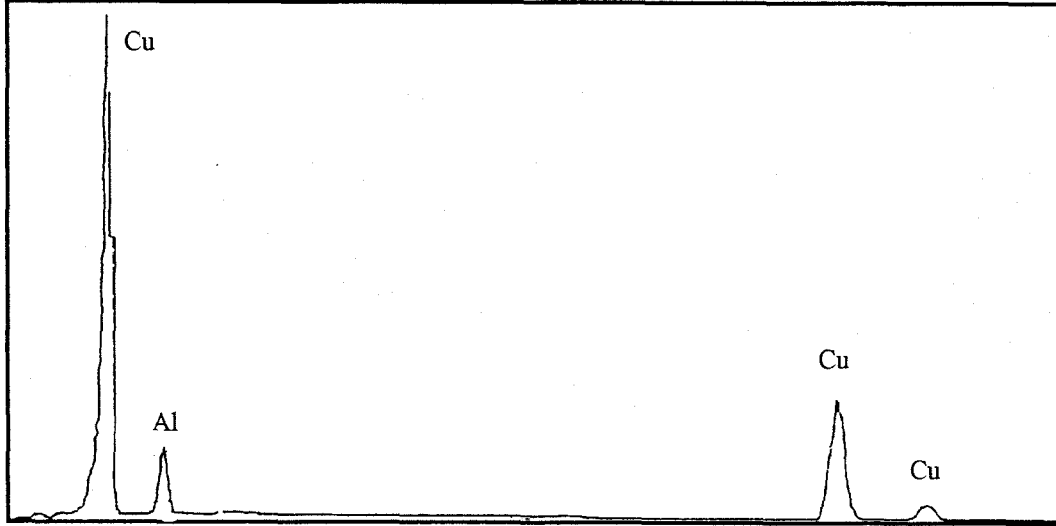
Şekil 6.9. Alasım 1 in Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) fotoğrafları a-) Isıl işlem, b-c-) 56.8 kg/mm², d-e-) 75.73 kg/mm², f-g-h-) 94.7 kg/mm², i-) 113.6 kg/mm², j-) 125.7 kg/mm² lik zor uygulandıktan sonra.



Şekil 6.10. Şekil 6.9.a daki fotoğrafa ait 1 nolu bölgenin edax analizi

Tablo 6.1. Şekil 6.9.a daki fotoğrafta numaralı görülen tanelerin edax sonuçlarına göre alaşım elementlerinin ağırlık ve atomik yüzdeleri.

Tane No	Cu		Al	
	Ağırlıkça %	Atomik %	Ağırlıkça %	Atomik %
1	86.63	73.34	13.37	26.66
2	86.37	72.90	13.63	27.10
3	86.87	73.74	13.13	23.26
4	86.46	73.06	13.54	26.94
5	86.05	72.36	13.95	27.64

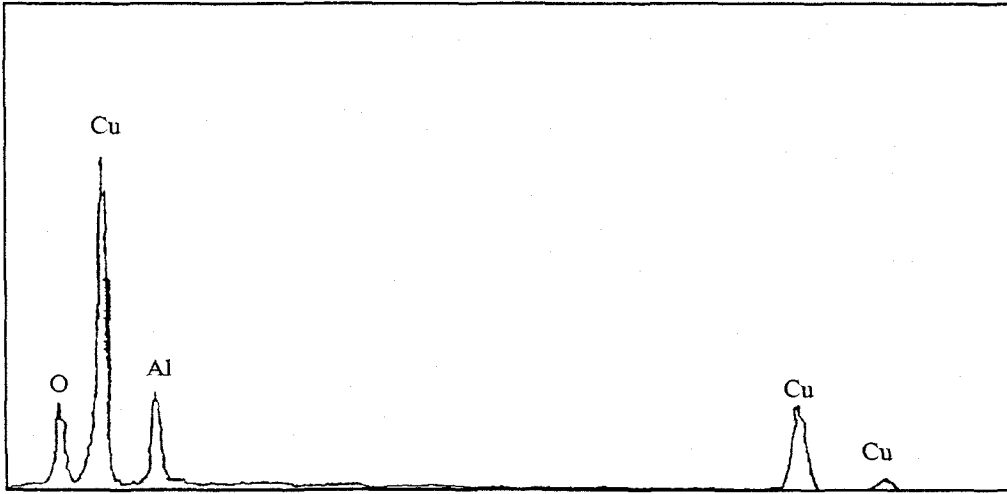


Şekil 6.11. Şekil 6.9.j deki fotoğrafta 1 nolu bölgeden çekilen edax analizi.

Isıl işlemli Alaşım 2 numunesine ait SEM fotoğraflarında yapı tamamen martensit fazdadır (şekil 6.13.a-b-c-d). 56.8 kg/mm^2 ve 75.73 kg/mm^2 lik uygulanan zor martensit plakaları içerisinde değişik martensit varyantlarının oluşmasına sebep olmuştur (şekil 6.13.e-f-g). Şekil 6.13.h-i de, 94.7 kg/mm^2 lik basma zoru ile martensit plakaları içerisinde meydana gelen kaymalar ve ikiz benzeri yapılar görülmektedir. Şekil 6.13. j (113.6 kg/mm^2 lik zor) de ise martensit bantların deformasyonla kademeli kaymalar meydana getirdiği görülmektedir. Bu bantlardan biri kolay kayma eksenine diğeri zor kayma eksenine gelmiştir. 118.9 kg/mm^2 lik zor uygulanarak koparılan numunenin SEM fotoğrafında kalıntı bant izi (şekil 6.13.k) martensitin ince yapısı (şekil 6.13.l) ve çatlak (şekil 6.13.m) görülmektedir. Elde edilen bu sonuçlar literatürle uyum içindedir (Gautier, vd., 1995).

Tablo 6.2. Şekil 6.9.j deki fotoğrafta numaralı olan 1 ve 2 nolu bölgelerin edax sonuçlarına göre alaşım elementlerinin ağırlık ve atomik yüzdeleri.

Bölge No	Cu		Al	
	Ağırlıkça %	Atomik %	Ağırlıkça %	Atomik %
1	86.36	72.88	13.64	27.12
2	85.89	72.11	14.11	27.89



Şekil 6.12. Şekil 6.9.j deki 3 nolu bölgenin edax analizi.



(a)



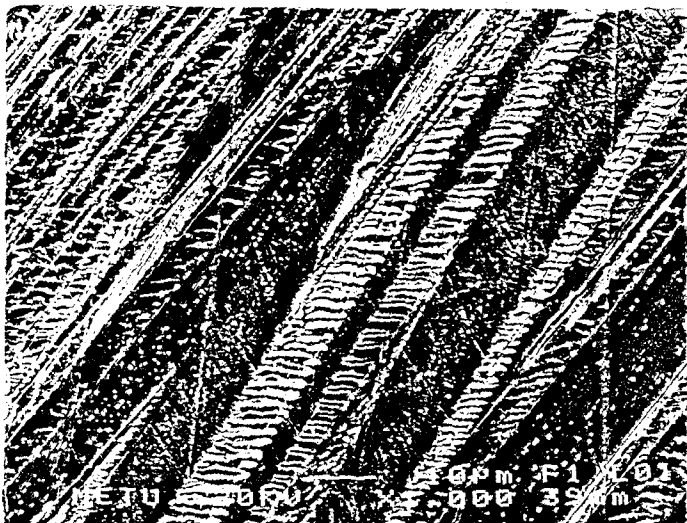
(b)



(c)



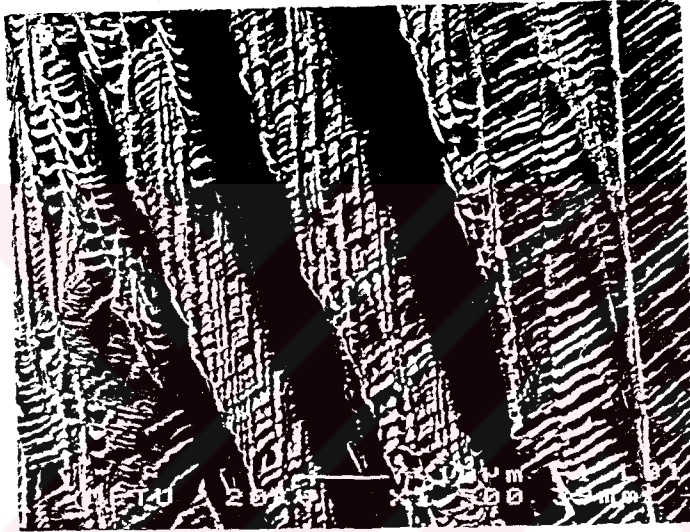
(d)



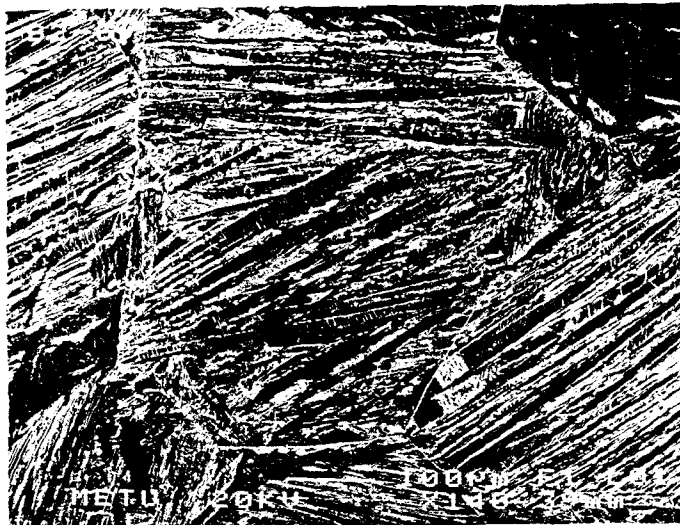
(e)



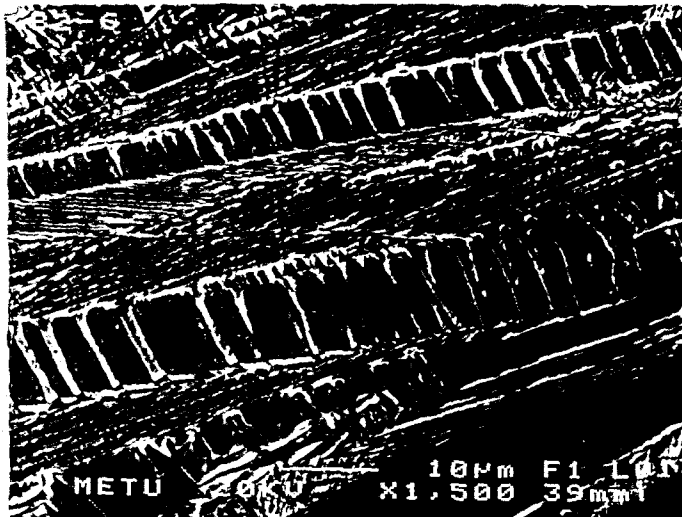
(f)



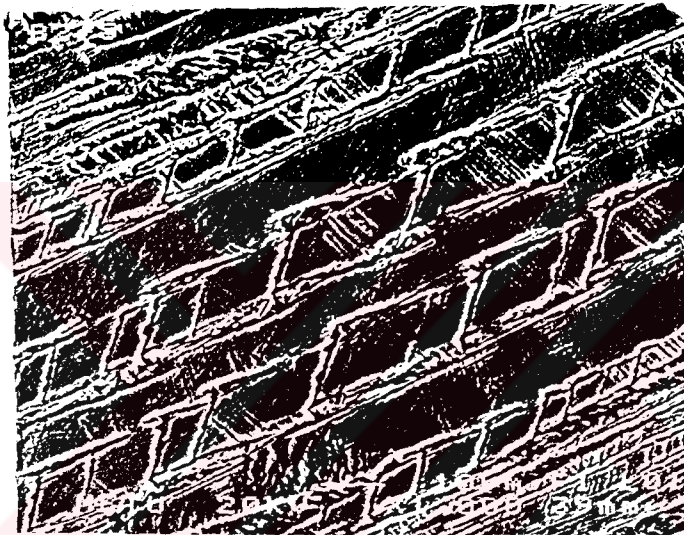
(g)



(h)



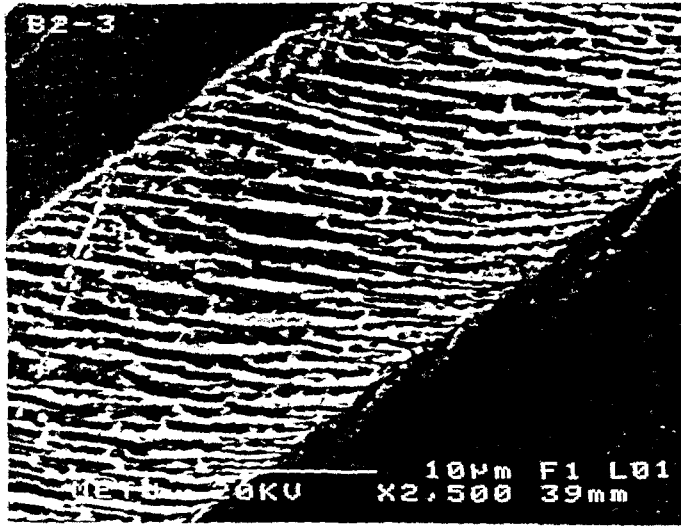
(i)



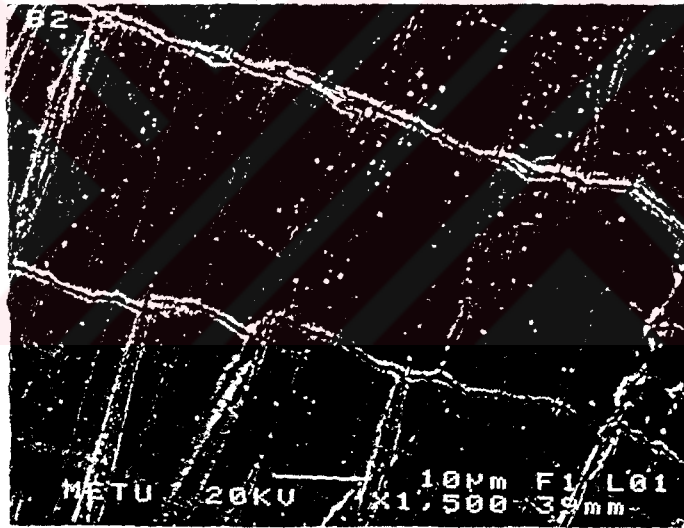
(j)



(k)



(I)



(m)

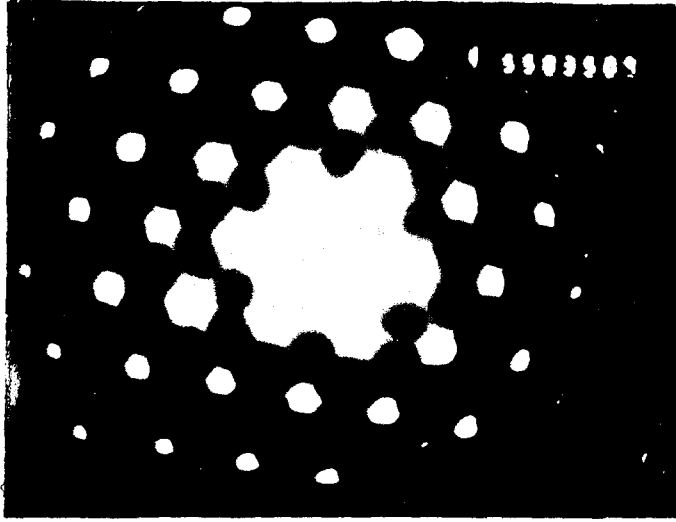
Şekil 6.13. Alaşım 2 nin Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) fotoğrafları
 a-b-c-d-) Isıl işlem, e-) 56.8 kg/mm^2 , f-g-) 75.73 kg/mm^2 , h-i-) 94.7 kg/mm^2 ,
 j-) 113.6 kg/mm^2 , k-l-m-) 118.9 kg/mm^2

6.4. Geçirmeli Elektron Mikroskobu (TEM) Gözlemleri

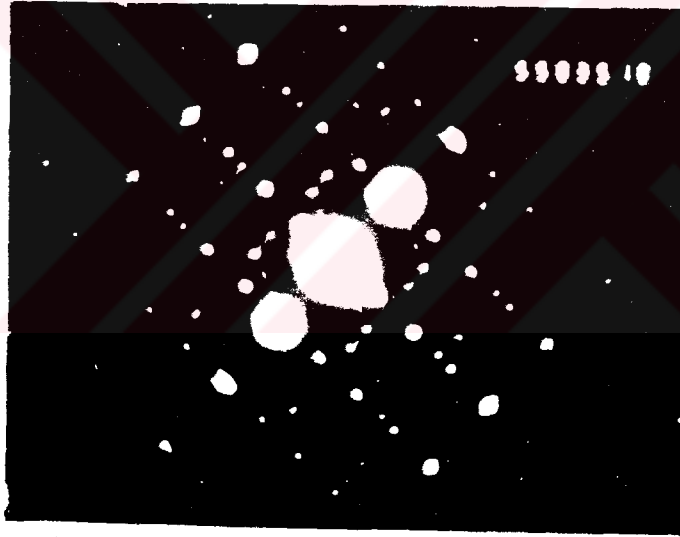
Şekil hatırlamalı alaşımlar termoelastik martensit dönüşümü gösterirler. Termoelastik dönüşüme uğrayan bakır bazlı şekil hatırlamalı alaşımların ana fazları hacim merkezli küp kökenli süper örgülü düzenli yapılara sahiptir. Ana fazın B2 veya DO₃ düzenli kristal yapılardan birinde düzenlenmesi katmanlı martensit yapılardaki sıralanmaları belirler. Soğutma veya zor altında oluşan martensitler B2 düzenli ana fazdan oluşuyorsa 3R, 9R, 2H, DO₃ düzenli ana fazdan oluşuyorsa 6R, 18R, 2H katmanlı düzenli martensit yapılarından birine dönüşür. Bu dönüşümün difüzyonsuz gerçekleşmesi nedeniyle, ana fazdaki atomsal düzenlenme ve mikroyapısal hatalar ürün faz olarak bilinen martensit faza aktarılır (Shimizu ve Tadaki, 1984; Adıgüzel, 1987; Tarhan ve Bor, 1997).

5.8 mm çapındaki Alaşım 1 ve Alaşım 2 numuneleri, ısıtılma tabi tutulmadan oda sıcaklığında gerilim etkisi yaratmayacak şekilde 3 mm çapında diskler elde edilene kadar 80%HNO₃ + 20%H₂O çözeltisi içinde çözündürüldüler ve 100 µm kalınlığında diskler haline getirildiler. Kesme işlemi sulu ortamda R.W.Oven limited şirketi tarafından "Model No DSI Seri No 092" olarak üretilen cihazda 10 V gerilim altında yapılmıştır. 3x1 mm² levha şeklinde Alaşım 3 numunesinden elektron mikroskobu için parça hazırlanamamıştır. 8x1 mm² levha şeklindeki Alaşım 4 numunesi önce zımpara kağıdıyla 0.5 mm ye düşürüldü, punch edilerek 3 mm çapında diskler kesildi. Bu diskler oda sıcaklığında elektrokimyasal olarak parlatılarak mikroskopta incelenmeye hazır hale getirilmişlerdir. Oda sıcaklığındaki parlatmalar 300 cc HNO₃+500 cc CH₃COOH+100 cc H₃PO₄ karışımında yapılmıştır. Bütün parlatmalar 0.2 A akım ve 8 V gerilim altında Struers-Tenupol iki taraflı parlaticıda gerçekleştirilmiştir. TEM çalışmaları Jeol JEM 100cx-II geçirmeli elektron mikroskobunda 100 kV altında aydınlık alan (AA) görüntü, karanlık alan (KA) görüntü ve seçilmiş alan elektron difraksiyon deseni teknikleriyle yapılmıştır.

Alaşım 1 in orjinal halinde şekil 6.14.a (111) zonuna şekil.6.14.b (113) zonuna ait elektron difraksiyon desenlerini göstermektedir. Bu difraksiyonlar numunenin oda sıcaklığında DO₃ ana fazda olduğunu göstermektedir (Tarhan, 1996). Şekil 6.15 karanlık alan martensit öncesi oluşumları yani (Tweed microstructure) yönlenmiş taneli yapıyı, şekil 6.16. karanlık alan görüntü matris (ana faz) + Be çökeltilerini göstermektedir. Bu sonuçlar literatürlerle uyum içindedir (Maki ve Wayman, 1977; Otsuka, vd. 1978; Tarhan, 1996).

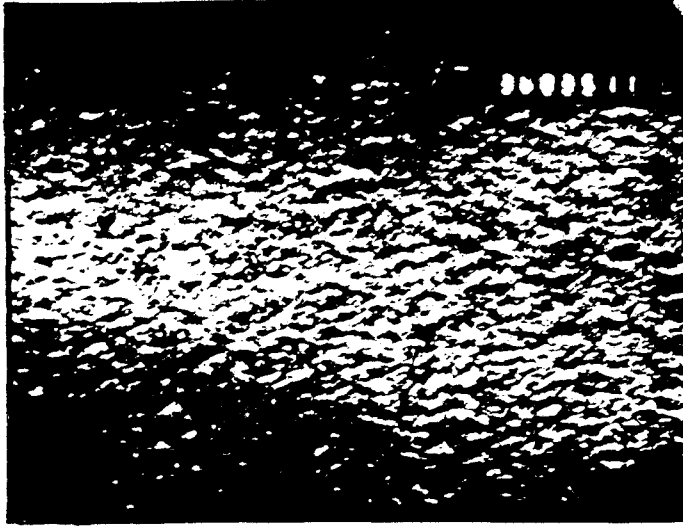


(a)

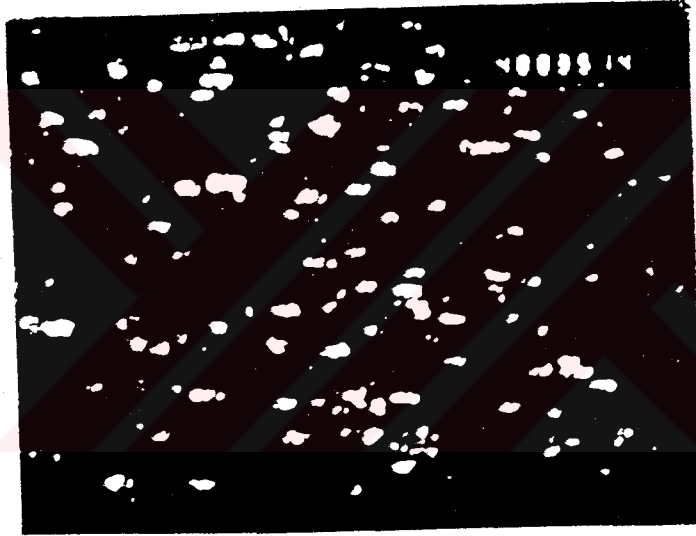


(b)

Şekil 6.14. Alaşım 1 numunesinin elektron difraksiyon desenleri a-) DO_3 yapının (111) zonu, b-) DO_3 yapının (113) zonu.

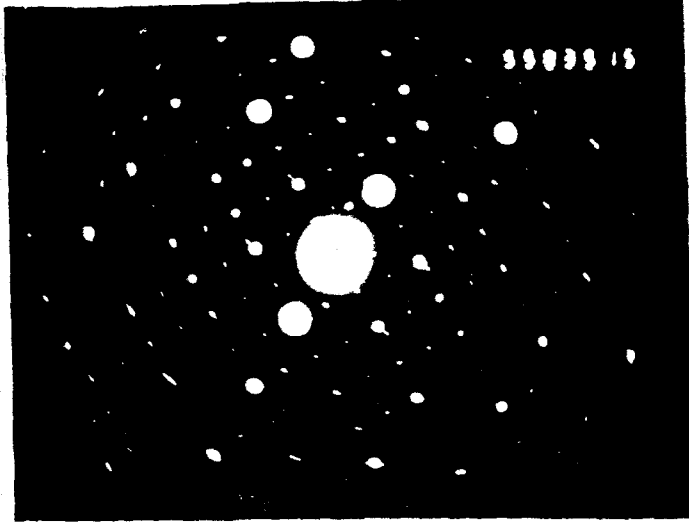


Şekil 6.15. Ana fazda yönelmiş taneli yapı, KA, x 36000.

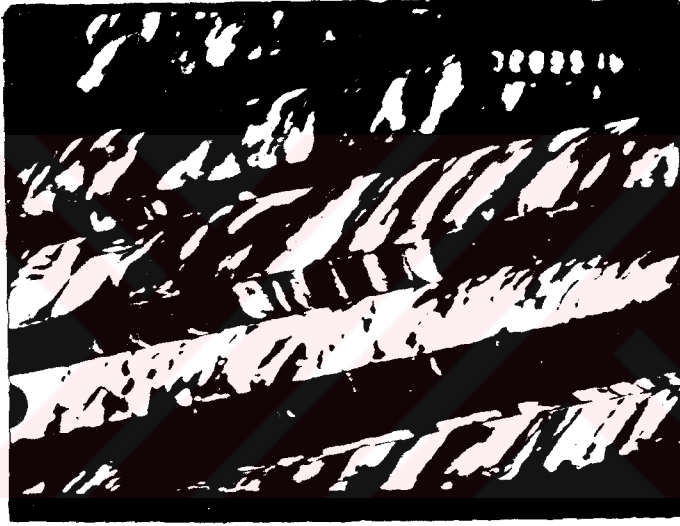


Şekil 6.16. Ana fazda Be çökeltileri, KA , x 48000.

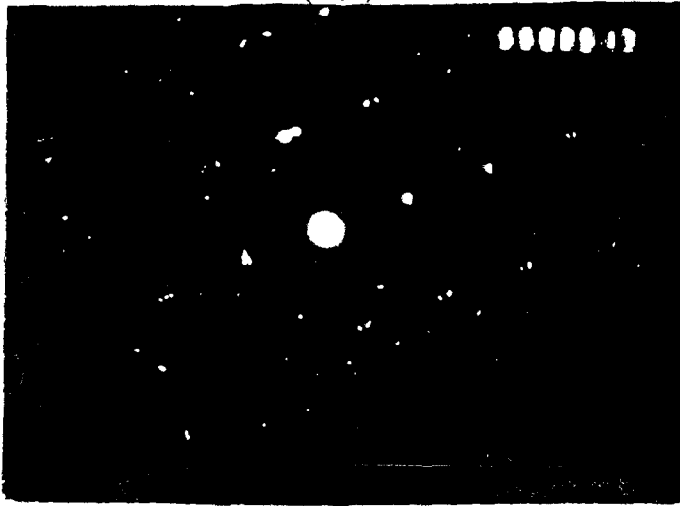
Alaşım 2 numunesinden alınan bir elektron difraksiyon deseni şekil 6.17 de verilmiştir. Bu numuneden alınan şekil 6.18 deki mikrograf karanlık alan görüntü ikiz ilişkili martensit varyantlarını göstermektedir ve yine aynı bölgeye ait elektron difraksiyon deseni ikiz ilişkisini vermektedir. Şekil 6.19 da 18R yapının (010) zonunu gösteren elektron difraksiyon deseni verilmiştir. Şekil 6.20 de aydınlık alan görüntü martensit ve içindeki yığılma kusurlarını göstermektedir (Melton ve Mercier, 1979; Aydoğdu , 1997).



Şekil 6.17. Alaşım 2 numunesine ait elektron difraksiyon deseni.

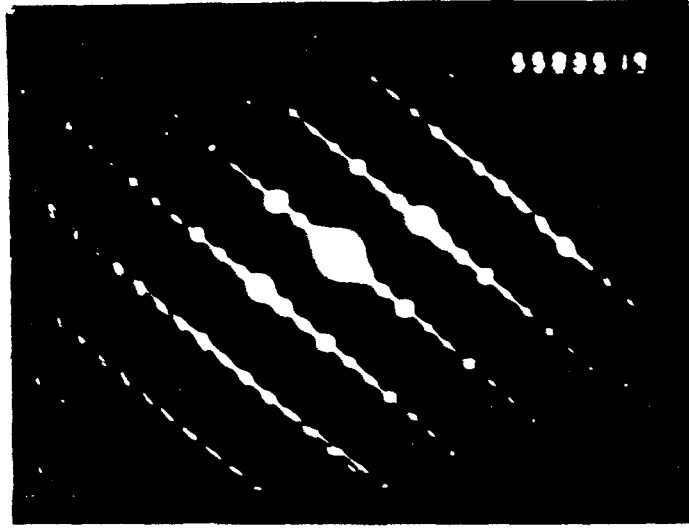


(a)

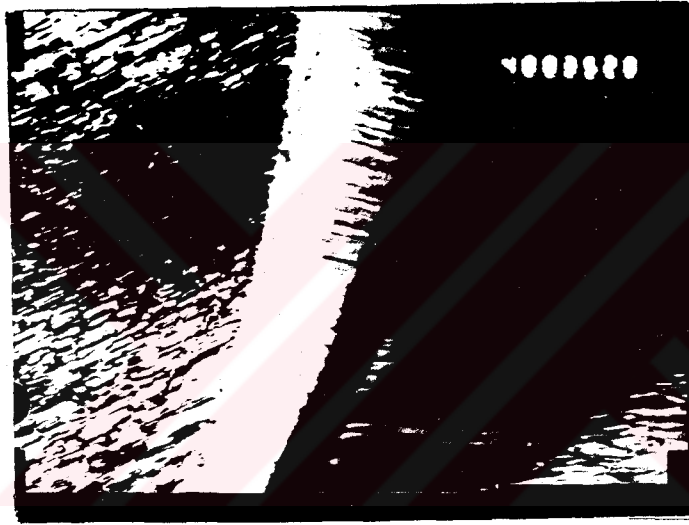


(b)

Şekil 6.18. a) İkiz ilişkili martensit varyantlar, KA, x 72000, b) Aynı bölgeye ait elektron difraksiyon deseni.



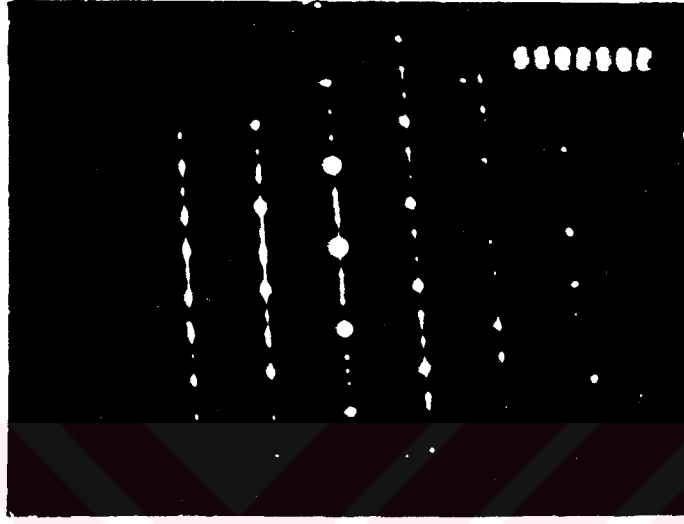
Şekil 6.19. Alaşım 2 numunesine ait elektron difraksiyon deseni (010) zonu.



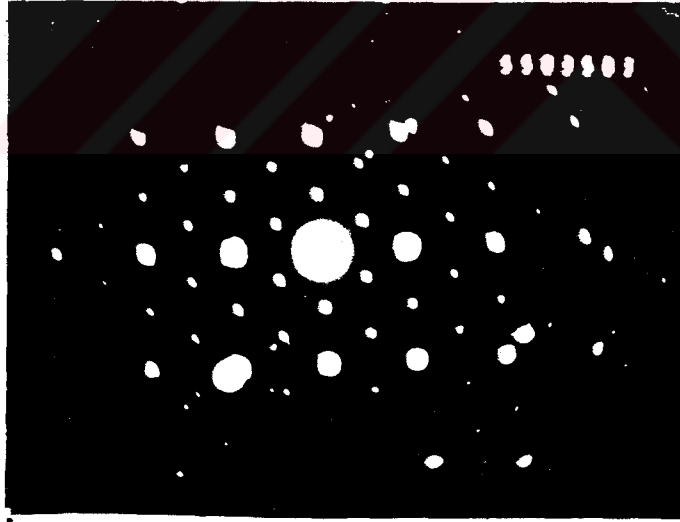
Şekil 6.20. Martensit ve içindeki yığılma hataları, AA, x 48000.

Isıl işlem uygulanmadan önce Alaşım 4 numunesi üzerinde, farklı noktalardan çekilmiş elektron difraksiyon desenleri şekil 6.21.a ve b de verilmiştir. Bu desenler 18R yapının (a) da (210) zonuna ait (b) de (100) zonuna ait noktalardır. Şekil 6.22 de farklı noktalardan çekilmiş aydınlık alan görüntü ve karanlık alan görüntü verilmiştir. Şekil 6.22.a da aydınlık alan görüntü martensit plakaları mızrak ucu morfolojidedir. b) ve c) de aydınlık alan görüntü martensit üzerinde düzenli bölge sınırları (ordered domain boundaries) d) de karanlık alan görüntü martensite plakaları kenar kenara (side by side) dizilmiştir. Bu sonuçlar literatürlerle uyum içindedir. (Andrade ve Delaey, 1984; Kuwan ve Wayman, 1984; Pelegrina, vd., 1988,).

Alaşım 1 in ana fazda DO_3 yapıda olduğu, Alaşım 2 ve Alaşım 4 ün 18R martensite yapıda olduğu elektron difraksiyonu desenlerinin incelemelerinden ortaya çıkarılmıştır. Elektron difraksiyonu sonuçları da x-ışınlarını destekleyerek Alaşım 1 in DO_3 yapıda Alaşım 2 ve Alaşım 4 ün DO_3 tipinde düzenli bcc yapının austenit fazında oluşan 18R yapıda olduğunu doğrulamaktadır.

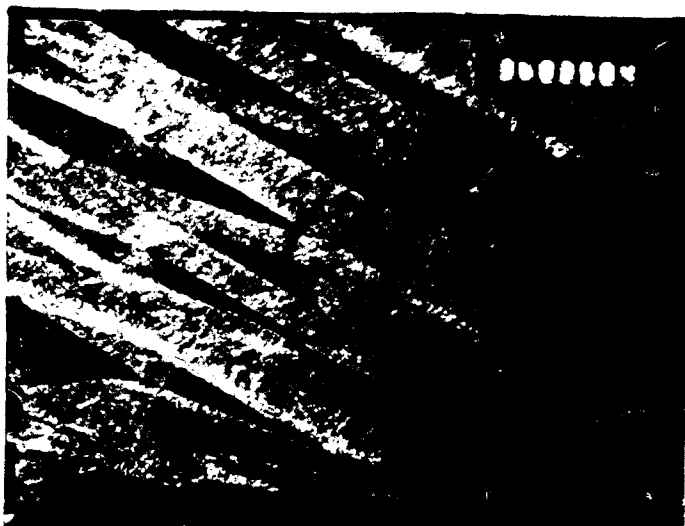


(a)

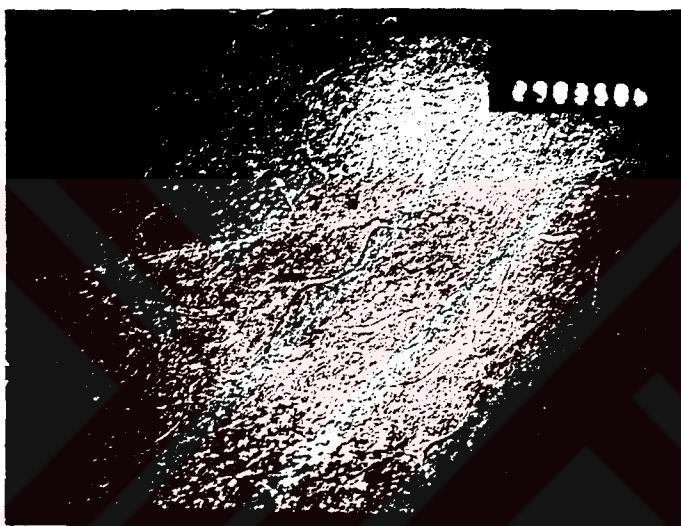


(b)

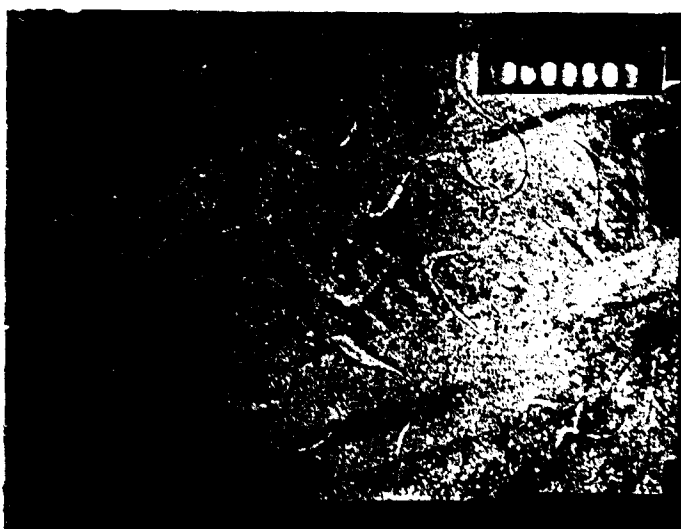
Şekil 6.21. Alaşım 4 e ait elektron difraksiyon desenleri a) (210) zonu, b) (100) zonu.



(a)



(b)



(c)



(d)

Şekil 6.22. a) Mızrak ucu morfolojide martensit plakaları AA, x36000, b) Martensit üzerinde düzenli bölge sınırları , AA, x 20000, c) Düzenli bölge sınırları AA, x 36000, d) Yan yana dizilmiş martensit plakaları, KA , x 14000.

6.5. X-Işını Difraksiyonu Sonuçları

İki yönlü şekil hatırlama etkisi (TWME), martensitik tipi dönüşümün düşük ve yüksek sıcaklık fazlarına karşılık gelen fazların herbiri iki makroskobik şeklin hatırlanmasına karşılık gelir. Bu fazların herbiri bir miktar kritik sıcaklık üstünde veya altında bir sıcaklık değişimi ile elde edilebilir. İki yönlü şekil hatırlama etkisi (TWME) termomekanik işlemlerden etkilenir. Bu işlemler sonucunda dislokasyonlar meydana gelir. Dislokasyonlar soğutmayla oluşan mümkün martensit varyantlarının sayısını azaltır. O zaman martensite oluşturan bu varyantlar düşük sıcaklık şeklini geri kazanmaya neden olur (Zuniga, vd., 1995). TWME Cu-Zn-Al ve Cu-Al-Ni gibi bakır bazlı alaşımlarda çalışılmıştır. Son zamanlarda Cu-Al-Be alaşımları iyi termal kararlılık sergilediğinden bu alaşımlarda da TWME incelenmektedir (Zuniga, vd., 1995; Qingfu, vd., 1995).

Cu-bazlı alaşımlarda oluşan martensitik dönüşümler, şekil hatırlama özelliklerinin teknolojik öneminden dolayı, birçok teorik ve deneysel çalışmaların esasını oluşturur. Cu-bazlı alaşımlarda bcc faz, yüksek sıcaklıklarda karardır, fakat azalan sıcaklık ile katı çözelti alanı küçülür. Bir sonuç olarak bcc faz genel olarak 400-500 °C civarının altındaki sıcaklıklarda kararlılığı bozulur. Daha çok Cu-bazlı alaşımlar için , ancak bcc faz oda sıcaklığına hızlı soğutmayla elde edilebilir ve martensitik dönüşüm meydana gelmeden önce düzenli olur (Manosa, vd., 1993).

Şekil hatırlama olayının termoelastik martensitik dönüşüm sonucu olduğu daha önce de ifade edilmişti. Şekil hatırlama özelliği gösteren bu alaşımlar martensit dönüşümünden önce yüksek sıcaklıkta düzensiz (disordered) bcc, β - fazından düzenli (ordered) bcc β_1 -faza (DO_3) düzensiz-düzenli dönüşümü gösterir. DO_3 yapısı hızlı soğutma ile 6R, 18R veya 2H yapısındaki martensit yapıya dönüşür.

Ortorombik distorsiyona uğramış bakır bazlı β' -tipi martensitlerin yapısı austenit fazın $(110)_\beta$ temel düzlemi üzerine kurulur. Bu ortorombik distorsiyon alaşımın konsantrasyonuna bağlıdır. Ortorombik distorsiyon, β' -tipi martensitlerin x-ışını difraktogramlarında 040 ve 320 piklerinde olduğu gibi 122 ve 202 difraksiyon piklerinde de yarılmayla ölçülebilir (Adıgüzel, 1989).

β -faz için farklı olası yapılar A2, B2 ve DO_3 (yada benzer $L2_1$) dir. Yüksek sıcaklık β - Fazı düzensiz A2 yapıya sahiptir. Fakat soğutma ile kısa mesafeli düzenli dönüşüme uğrar. B2 süper örgülü yapı meydana gelir. İlave olarak soğutma en yakın komşu düzenini meydana getirir, ve yapı soğutma hızına ve alaşım kompozisyonuna bağlı olarak DO_3 veya $L2_1$ süper örgülü yapı olur, (Jurado, vd., 1975; Wu 1970; Shuchuan, 1992). DO_3 ve $L2_1$ yapıları aynı Bragg yansımalarına sebep olduklarından bu yapıları birbirinden ayırmak zordur, fakat onlara karşılık gelen şiddet değerleri ile ayırt edilebilir. Mesela (220) düzlemi DO_3 yapının temel düzlemidir.

Alaşım 1 numunesinden bir parça kesilerek homojenleştirildi. Bu homojenleştirilen parçanın önce metalografik incelemeleri yapıldı sonra x-ışını parça difraktogramı alındı. Şekil 6.23.a da kübik yüzey merkezli austenitin (220) temel piki görülmektedir. Bunun yanı sıra difraktogramda küçük titreşim pikleride görülmektedir. Şekil.6.23.b de numuneye 56.8 kg/mm² lik basma zoru uygulandıktan sonra x-ışını parça difraktogramı alınmıştır. (220) temel piki varlığını korurken (0018) (320) (122) ve (1017) pikleri meydana

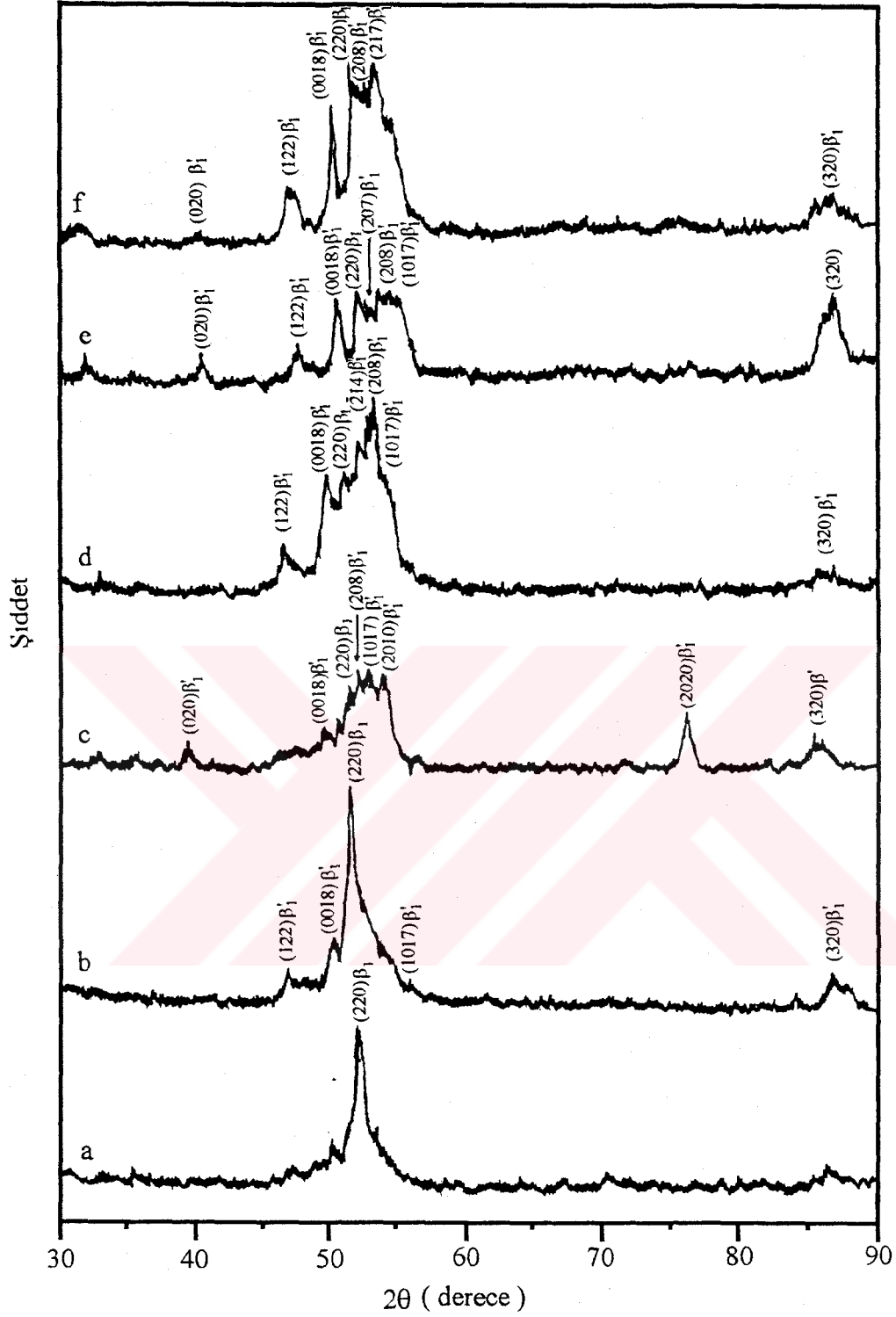
gelmiştir. 75.73 kg/mm² lik basma zoru uygulandığında (220) temel düzleminin yarılmasıyla (208) (1017) (2010) pikleri oluşmuştur (şekil.6.23.c). Kademeli olarak zor artırıldığında DO₃ yapının (220) temel düzleminden yarılmalar artmıştır. Uygulanan zora bağlı olarak bir arada bulunan austenit ve 18R martensit yapının örgü parametreleri tablo. 6.3 de verilmiştir.

Uygulanan zora bağlı olarak 18R yapının örgü parametrelerinden c ve b örgü parametreleri ile β açısının azaldığı ve a nın arttığı görülmektedir. Kopan numunede c ve β da küçük artış gözlenmiştir. Şekil .6.23 den de görüldüğü gibi artan zor ile (220) temel düzlemin şiddetinin azaldığı görülüyor. 75.73 kg/mm² lik zordan itibaren artan zorlarla temel düzlemden 18R yapıya yarılmalar meydana gelmiştir. Bu sonuç literatürle uyum içerisindedir (Stroz, vd ,1995). Aynı zamanda metalografik gözlemlerin sonuçlarını da doğrulamaktadır. Bu yaptığımız işlemlerden alaşım 1 için şu sonucu çıkarırız. Uygulanan zor ile austenit yapı git gide yok olarak yerini martensit yapıya bırakmıştır.

Alaşım 2 numunesine de ısıtma işlemi uygulandıktan sonra ve ısıtma işlemli parçalara basma zoru uygulandıktan sonra x- ışını parça difraktogramları alındı. Bu difraktogramlar şekil 6.24 de verilmiştir. Şekil 6.24.a daki difraktogramdan görüldüğü gibi bu alaşım oda sıcaklığında tamamen 18R martensit yapıdadır (Adıgüzel, 1989). Bu yapının örgü parametreleri

$$\frac{1}{d^2} = \frac{1}{a^2} \left(\frac{h^2}{\sin^2 \beta} \right) + \frac{k^2}{b^2} + \frac{1}{c^2} \left(\frac{l^2}{\sin^2 \beta} \right) - \frac{2hl \cos \beta}{ac \sin^2 \beta}$$

eşitliği kullanılarak hesaplandı (Beeston, vd, 1972). Homojenleştirilmiş parçalara kademeli olarak arttırılarak zor uygulandığında yeni piklerin oluştuğu ve örgü parametreleri değiştiği belirlendi. Uygulanan zora karşılık martensit yapının örgü parametrelerindeki değişim tablo.6.4 de verilmiştir.



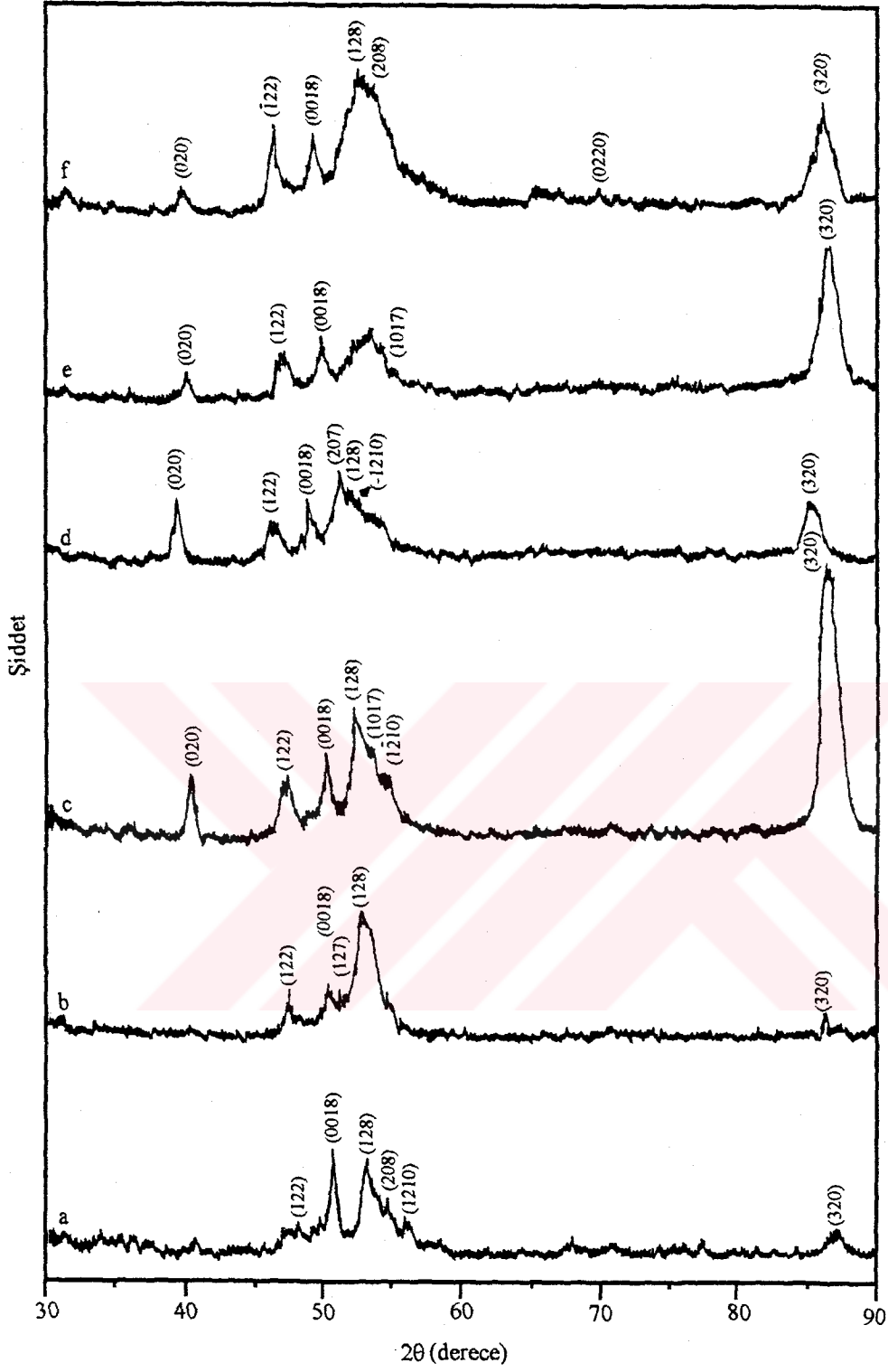
Şekil 6.23. Alaşım 1 in x-ışını parça difraktogramları a-) Isıl işlem, b-) 56.8 kg/mm², c-) 75.73 kg/mm², d-) 94.7 kg/mm², e-) 113.6 kg/mm², f-) 125.7 kg/mm² lık zor uygulandıktan sonra.

Tablo 6.3. Alaşım 1 in x-ışını parça difraktogramlarından hesaplanan DO₃ ve 18R yapılarının örgü parametreleri.

Alaşım 1		
Zor (kg/mm ²)	DO ₃	18R
-----	a = 5.77 Å	-----
56.8	a = 5.87 Å	a = 4.46 Å b=5.32 Å c= 38.24 Å β = 88.93°
75.73	a = 5.82 Å	a = 4.51 Å b=5.28 Å c= 38.20 Å β = 89.09°
94.7	a = 5.9 Å	a = 4.45 Å b=5.18 Å c= 38 Å β = 88°
113.6	a = 5.76 Å	a = 4.51 Å b=5.18 Å c= 37.76 Å β = 85.98°
125.7	a = 5.77 Å	a = 4.56 Å b=5.16 Å c= 37.83 Å β = 86.06°

Tablo 6.4. Alaşım 2 nin x-ışını parça difraktogramlarından hesaplanan 18R martensit yapının örgü parametreleri.

Alaşım 2	
Zor (kg/mm ²)	18R Yapı
-----	a = 4.48 Å b=5.28 Å c= 38.04 Å β = 86.03°
56.8	a = 4.50 Å b=5.19 Å c= 37.89 Å β = 88.40°
75.73	a = 4.49 Å b=5.21 Å c= 38.10 Å β = 88.98°
94.7	a = 4.53 Å b=5.16 Å c= 38.72 Å β = 87.30°
113.6	a = 4.49 Å b=5.16 Å c= 37.89 Å β = 85.21°
118.9	a = 4.56 Å b=5.23 Å c= 38.47 Å β = 86.07°



Şekil 6.24. Alaşım 2 nin x-ışını parça difraktogramları a-) Isıl işlem, b-) 56.8 kg/mm², c-) 75.73 kg/mm², d-) 94.7 kg/mm², e-) 113.6 kg/mm², f-) 118.9 kg/mm² lik basma zoru uygulandıktan sonra

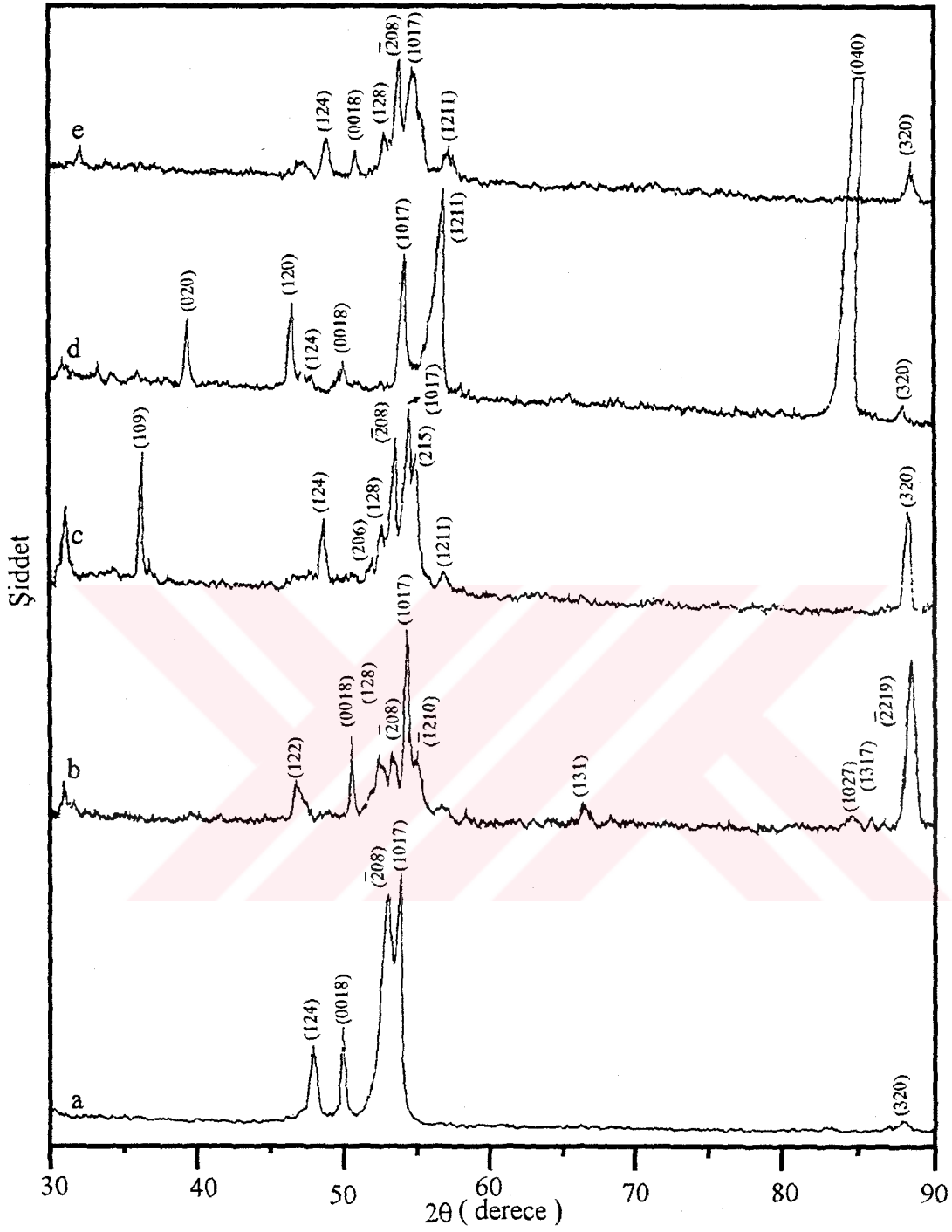
Homojen numunede a/b oranı $\sqrt{3}/2$ den küçüktür. Bu nedenle bu alaşımın ana fazı düzenli yapıdadır. Homojenleştirilmiş parçalara zor uygulandıkça a/b oranı $\sqrt{3}/2$ oranına yükselmiştir. 113.6 kg/mm² lik basma zorunda a/b oranı $\sqrt{3}/2$ den büyüktür. Bu nedenle bu alaşımın ana fazı uygulanan zor ile bozulmuştur.

Alaşım 3 ve Alaşım 4 aynı ısıtma işlemine tabi tutulduktan ve ısıtma işlemli parçalara farklı çekme zorları uygulandıktan sonra x-ışını parça difraktogramları alındı. Bu difraktogramlar şekil 6.25 de görülmektedir. Alaşım 3 oda sıcaklığında 18R martensit yapıdadır. Homojen parçalara uygulanan farklı çekme zorları aynı yapıya ait farklı piklerin ortaya çıkmasına sebep olmuştur. Uygulanan zora karşılık 18R yapının örgü parametrelerindeki değişim tablo.6.5 de verilmiştir. Homojen numunenin a/b oranı 0.84 olup, $\sqrt{3}/2$ den küçüktür. Kopan numunede yine a/b oranı 0.84 dür. Oda sıcaklığında Alaşım 3 numunesine uygulanan çekme zorlarının, numunenin ana fazını bozmadığı anlaşılmaktadır.

Alaşım 4 numunesi ısıtma işlemler kısmında belirtilen homojenleştirme işlemine tabi tutulduktan sonra ve homojen parçalara farklı çekme zorları uygulandıktan sonra x-ışını difraktogramları alındı. Bu difraktogramlar şekil 6.26 da verilmiştir. Homojen numune oda sıcaklığında tamamen 18R martensit fazdadır. Homojen parçalara uygulanan farklı çekme zorları sadece yeni piklerin ortaya çıkmasına sebep olmuştur. Homojen yapı 18R martensit yapısıdır. Uygulanan zorlar yapı içinde yeni bir yapı oluşturmamıştır.

Tablo 6.5. Alaşım 3 ün x-ışını parça difraktogramlarından hesaplanan 18R martensit yapının örgü parametreleri

Alaşım 3	
Zor (kg/mm ²)	18R Yapı
-----	a = 4.42 Å b=5.26 Å c= 37.89 Å β = 89.40°
26	a = 4.37 Å b=5.31 Å c= 38.11 Å β = 88.45°
31.25	a = 4.42 Å b=5.28 Å c= 37.90 Å β = 89.91°
36.45	a = 4.38 Å b=5.34 Å c= 38.22 Å β = 88.22°
43.7	a = 4.41 Å b=5.25 Å c= 38.02 Å β = 89.72°



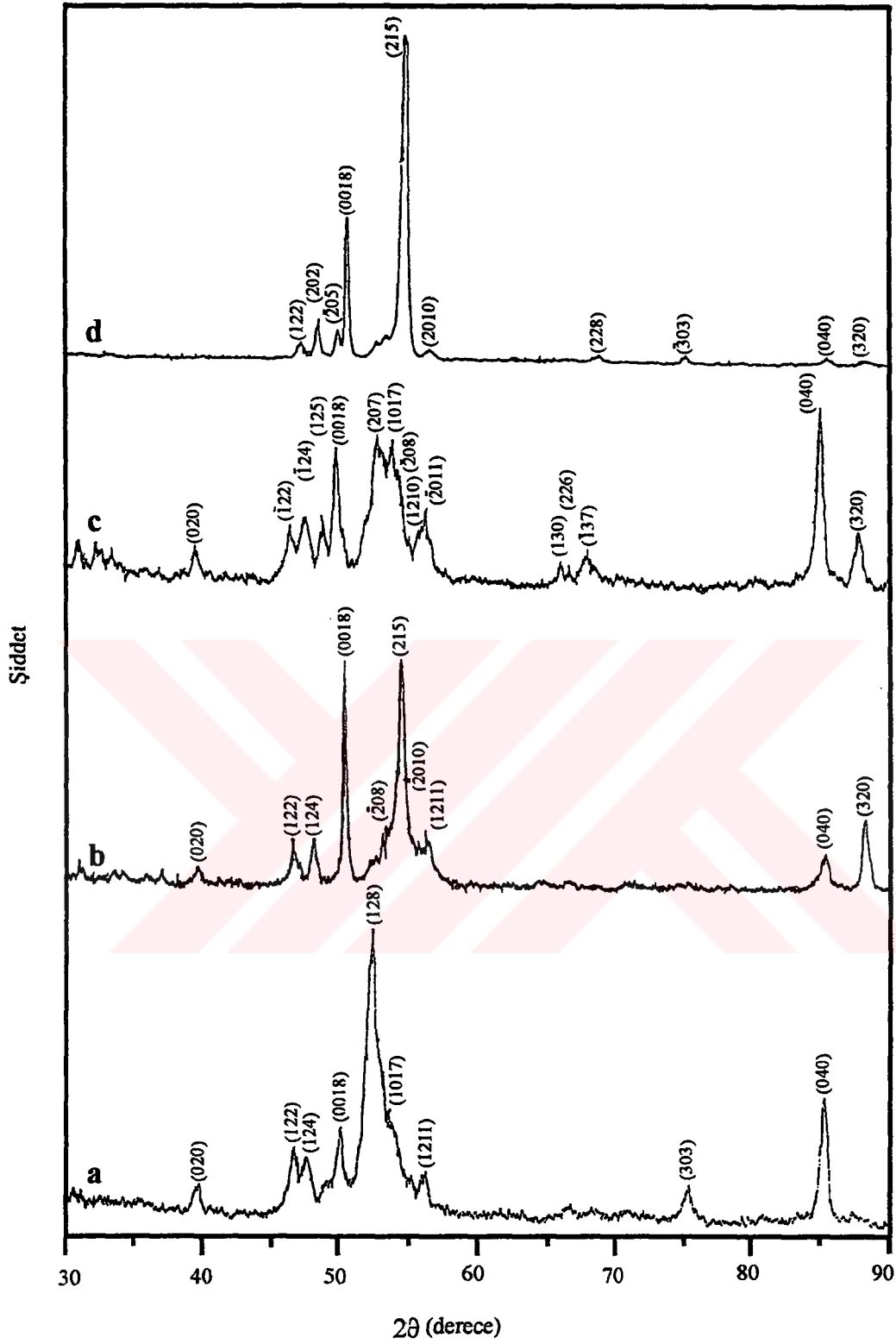
Şekil 6.25. Alaşım 3 ün x-ışını parça difraktogramları a-) Isıl işlem, b-) 26 kg/mm², c-) 31.25 kg/mm², d-) 36.45 kg/mm², e-) 43.7 kg/mm² lik çekme zoru uygulandıktan sonra.

Tablo 6.6 ya bakılacak olursa örgü parametrelerinde büyük bir değişiklik yoktur. a/b oranı homojen ve zor uygulanmış parçalarda $\sqrt{3}/2$ den küçüktür. Buradan şu sonuca varabiliriz. Oda sıcaklığında Alaşım 4 numunesine uygulanan çekme zorları numunenin ana fazını bozmamıştır.

Daha önceden bahsedildiği gibi bakır bazlı alaşımlarda martensit $(110)_\beta$ taban düzlemi üzerine kurulur. Taban düzlemin aynı büyüklükte atomlardan oluşması halinde, taban düzlem eşkenar bir üçgen iç açısı biçiminde olur. Bu nedenle temel düzlemdeki örgü parametrelerinin a/b oranı 18R martensiti için $\sqrt{3}/2$, 9R martensiti için $\sqrt{3}$ olur. Taban düzlemin farklı büyüklükte atomlardan oluşması halinde a/b oranı 18R martensiti için $\sqrt{3}/2$ den, 9R martensiti için $\sqrt{3}$ den küçük olur (Xuon,vd.,1987).

Tablo 6.6. Alaşım 4 ün x-ışını parça difraktogramlarından hesaplanan 18R martensit yapının örgü parametreleri

Alaşım 4	
Zor (kg/mm ²)	18R Yapı
-----	a = 4.43 Å b=5.30 Å c= 38.14 Å β = 89.24°
63.21	a = 4.41 Å b=5.28 Å c= 38.06 Å β = 89.65°
68.9	a = 4.43 Å b=5.32 Å c= 38.06 Å β = 87.60°
71.8	a = 4.43 Å b=5.29 Å c= 38.10 Å β = 89.00°



Şekil 6.26. Alaşım 4 ün x-ışını parça difraktogramları a-) Isıl işlem, b-) 63.21 kg/mm², c-) 68.9 kg/mm², d-) 71.8 kg/mm² lik çekme zoru uygulandıktan sonra.

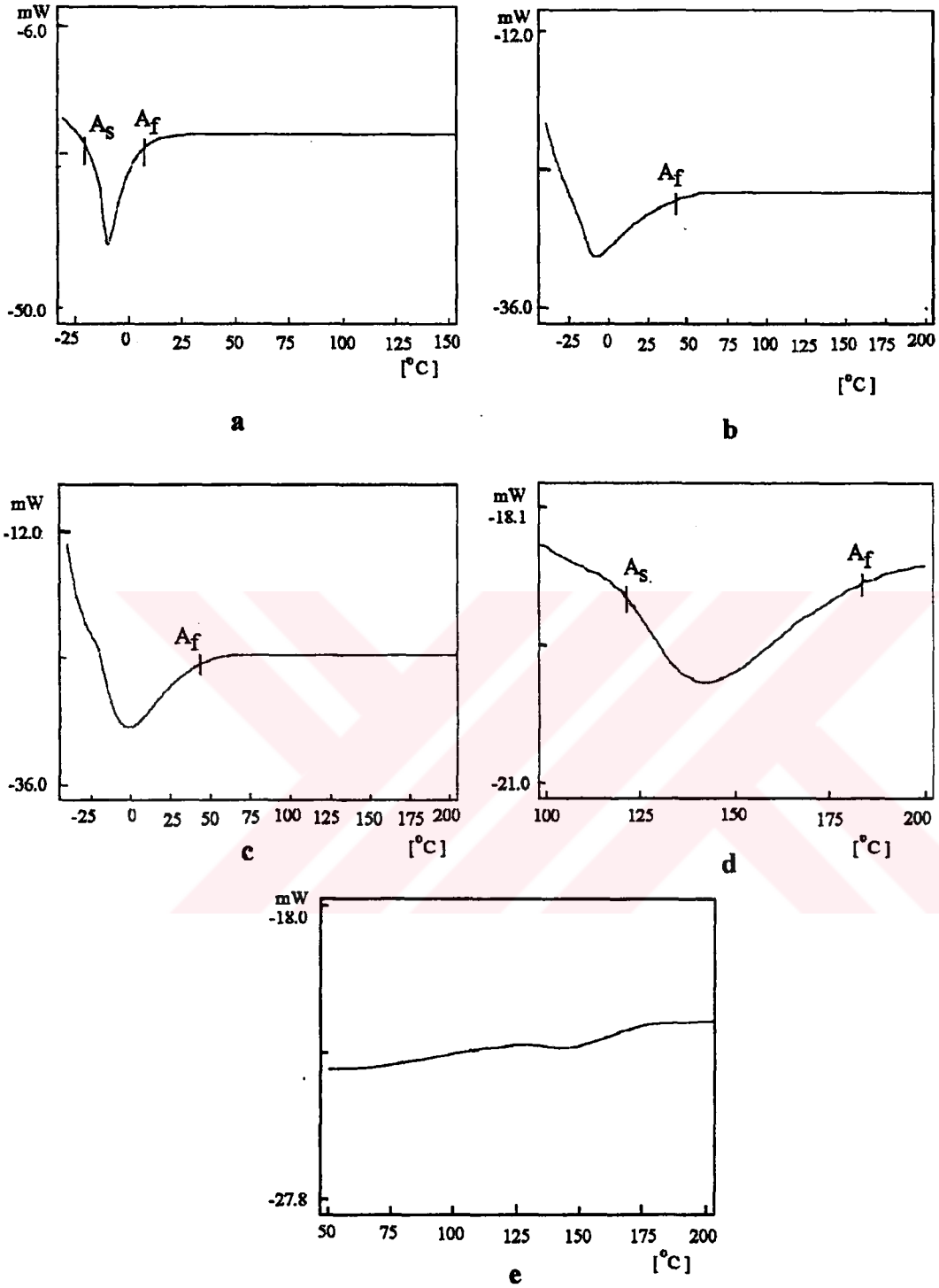
6.6. Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) Sonuçları

Martensit-Austenit ters dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f nin termal dönüşüm çevrimlemesine ve zora karşı değişimlerinin incelenmesi için Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) tekniği kullanıldı. Bu değişimlerin incelenmesi için numuneler ilk önce beşinci bölümde bahsettiğimiz ısı işlemlere tabi tutuldular.

6.6.1. Zor uygulanmış numunelerin diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) sonuçları

Numuneler daha önce belirtilen ısı işlemlere tabi tutulduktan sonra Alaşım 1 ve Alaşım 2 numunelerine farklı büyüklüklerde basma zoru, Alaşım 3 ve Alaşım 4 numunelerine farklı büyüklüklerde çekme zoru uygulandı. Basma ve çekme zoru uygulanan bu numunelerin Diferansiyel Tarama Kalorimetresi (DSC) ölçümleri alındı. Bu ölçümlerde ısıtma hızı $5\text{ }^{\circ}\text{C/ dakika}$ olarak seçildi.

Alaşım 1 in homojen ve homojen parçalarına farklı büyüklüklerde basma zoru uygulandıktan sonra alınan DSC eğrileri şekil.6.27 de görülmektedir. Homojen numunenin ters dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f sırasıyla $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $2.2\text{ }^{\circ}\text{C}$ dir. Bu numuneye 56.8 kg/mm^2 lik zor uyguladığımızda A_s tam olarak ölçülemeyenken A_f sıcaklığı $40.1\text{ }^{\circ}\text{C}$ ye yükselmiştir. 75.73 kg/mm^2 lik zor ile A_f sıcaklığı $45\text{ }^{\circ}\text{C}$ olmuştur. 94.7 kg/mm^2 lik zor uygulandığında A_s ve A_f sırasıyla $113.8\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $186.1\text{ }^{\circ}\text{C}$ olmuştur. Oda sıcaklığında austenit fazda bulunan numune tamamen martensit faza dönüşmüştür. Uygulanan zor dönüşüm sıcaklığını arttırmıştır. Zor seviyesi 113.6 kg/mm^2 ye çıkarıldığında A_s ve A_f sıcaklığı tamamen kaybolmuştur. Buradan basma zorunun belirli bir zor seviyenin üzerinde uygulandığında, numunede şekil hatırlama özelliğinin kaybolduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 6.27. Alaşım 1 in diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) eğrileri a-) Isıl işlem, b-) 56.8 kg/mm², c-) 75.73 kg/mm², d-) 94.7 kg/mm², e-) 113.6 kg/mm² lik basma zoru uygulandıktan sonra.

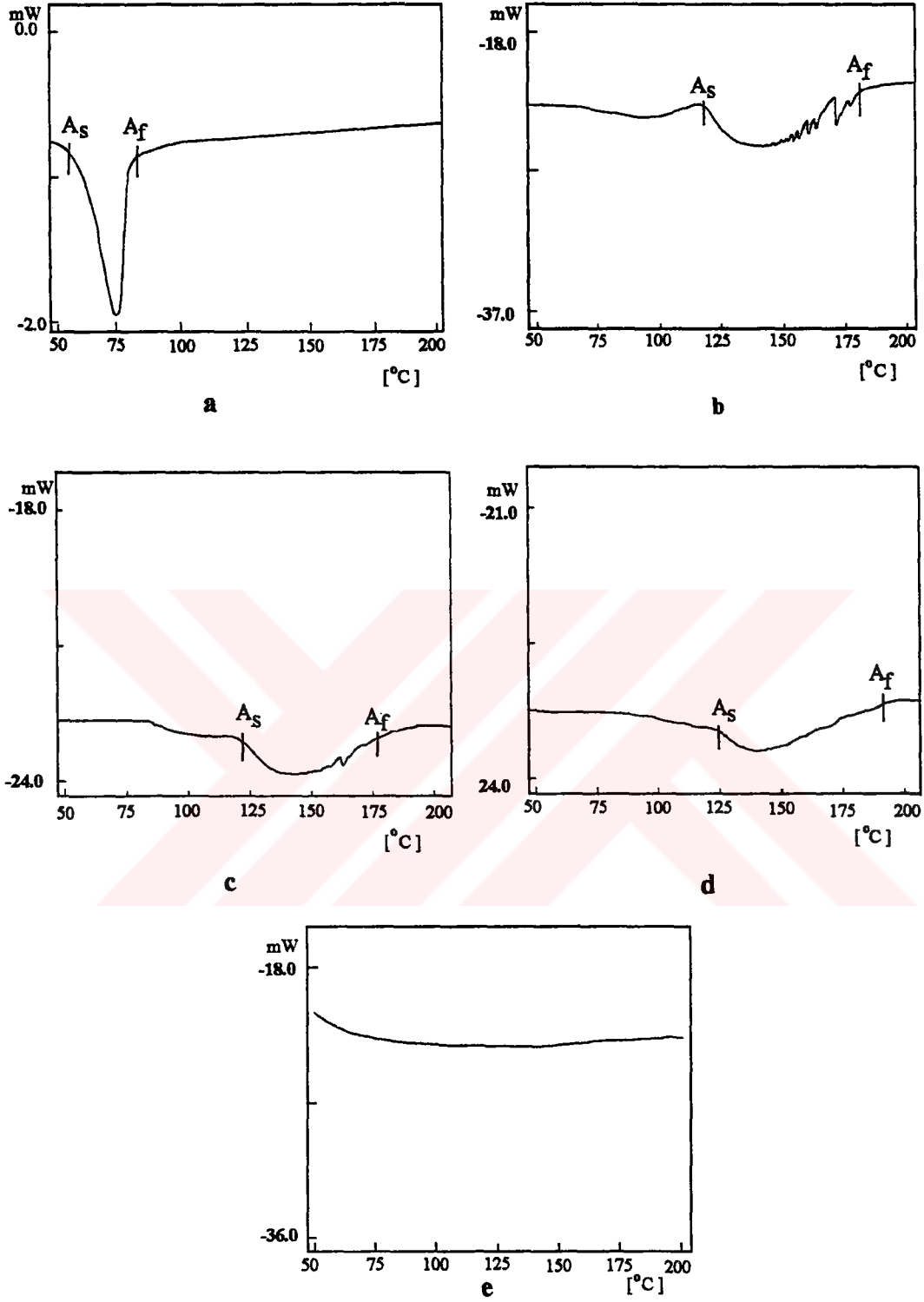
Homojen Alaşım 2 numunesinin ters dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f sırasıyla 60.8 °C ve 83.9 °C dir. Homojenleştirilmiş parçalara kademeli olarak basma zoru uyguladığında ters dönüşüm sıcaklıklarında hem artış hemde bozulma gözlenmiştir. 56.5 kg/mm² lik zor uygulandığında A_s 120 °C A_f 181.6 °C olmuştur. Zor 75.73 kg/mm² ye arttırıldığında A_s 120.4 °C A_f 187.5 °C ye yükselmiştir. 113.6 kg/mm² ve 118.9 kg/mm² lik zorlarla A_s ve A_f ters dönüşüm sıcaklıkları gözlenmemiştir. Her iki numunede de artan basma zoru ile ana fazları bozulan parçalarda ters dönüşüm sıcaklığı gözlenmemiştir.

Alaşım 2 ye ait homojen ve homojen parçalarına basma zoru uygulanmış numunelerin DSC eğrileri şekil.6.28 de görülmektedir.

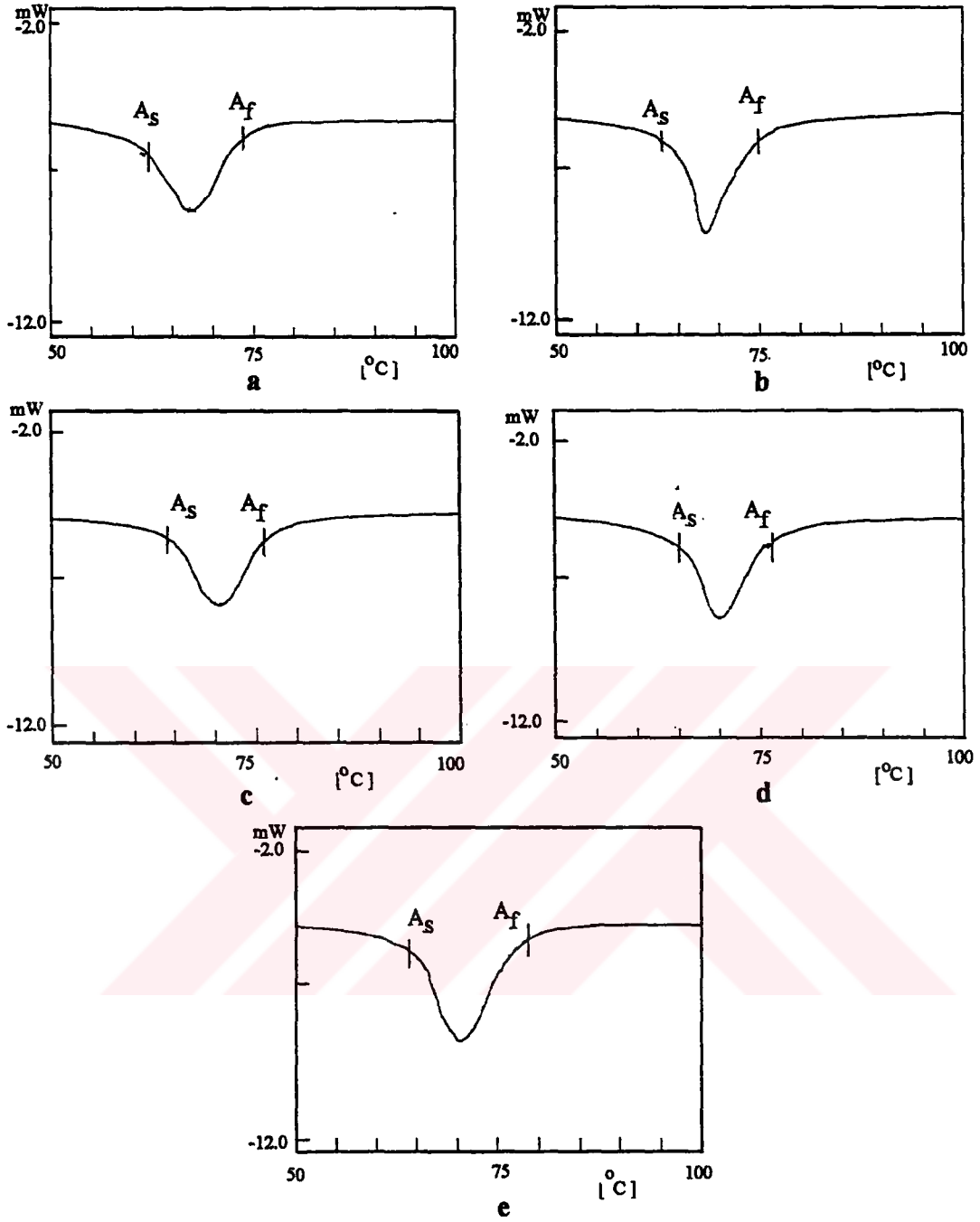
Zor değeri yükselirse, daha fazla kusurlar ortaya çıkar ve M_s ve A_f sıcaklıkları artar. Ancak bu artış aldatıcıdır Bunun nedeni numunenin kararlı martensitin büyük miktarını ihtiva etmesidir. Yeniden dönüşebilen martensit fazı ara yüzey büyümesi ile martensit plakalarının kaybolması arasındaki sürtünme kuvvetleri nedeniyle ortaya çıkan dislokasyon dizilerini yenmelidir, Bu işlem dislokasyonların bir zor eksenine ile ilişkili tercihi bir yönelime (dönme) kendiliklerinden uyum sağladıkları zaman plakalar arasındaki etkileşmelerde de geçerlidir (Delaey, vd., 1974; Gil ve Guilemany, 1991).

Bu gerçekler ters dönüşüm sıcaklık artışını da beraberinde getirir. Daha yüksek histerisis sıcaklık değerleri büyük zor seviyelerinde elde edilir ve bu dönüşümdeki sürtünme enerjisinin büyük olabileceğini gösterir (Gil ve Guilemany, 1991).

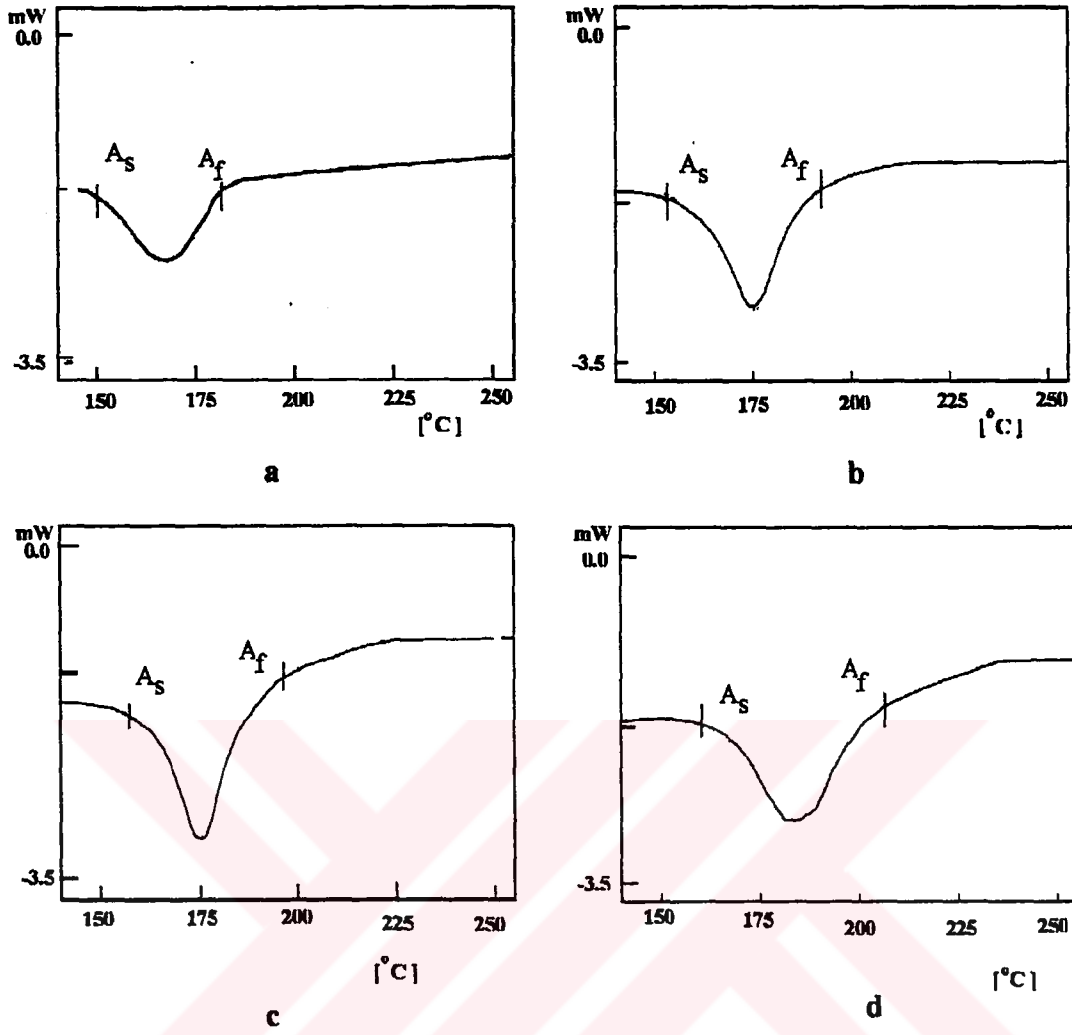
Alaşım 3 ve Alaşım 4 numunesi 920 °C da 30 dakika sürelerle tavlandıktan sonra tuzlu-buzlu su içinde ani soğutuldu. Bu numunelere çekme testi uygulandı. Homojen Alaşım 3 numunesinden elde edilen DSC eğrisinde A_s sıcaklığı 60.64 °C A_f sıcaklığı 74.55 °C dir. Alaşım 3 numunesine ait çekme deneyi için hazırlanmış homojen parçalara zor uygulandığında dönüşüm sıcaklıklarında artış gözlenmiştir. Çekme deneyi ile koparılan numunede dahi ters dönüşüm sıcaklığı varlığını korurken kopan numunede ters dönüşüm sıcaklıkları A_s = 64.85 °C ve A_f =78.82 °C olmuştur. 26 kg/mm² lik çekme zoru uygulandığında ters dönüşüm sıcaklıkları A_s , 63.52 °C ye A_f , 76.76 °C ye, 31.25 kg/mm² lik çekme zorunda ters dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f sırasıyla 64.11 °C ve 78.23 °C ye yükselmiştir. Çekme zoru uygulanmış Alaşım 3 numunelerine ait DSC eğrileri şekil 6.29. da verilmiştir.



Şekil 6.28. Alaşım 2 nin diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) eğrileri a-) Isıl işlem, b-) 56.8 kg/mm², c-) 75.73 kg/mm², d-) 94.7 kg/mm², e-) 113.6 kg/mm².



Şekil 6.29. Alaşım 3 ün diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) eğrileri a-) Isıl işlem, b-) 26 kg/mm², c-) 31.25 kg/mm², d-) 36.45 kg/mm², e-) 43.7 kg/mm² lik çekme zoru uygulandıktan sonra.



Şekil 6.30. Alaşım 4 ün diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) eğrileri a-) Isıl işlem, b-) 63.21 kg/mm², c-) 68.9 kg/mm², d-) 71.8 kg/mm² lik çekme zoru uygulandıktan sonra.

Homojen Alaşım 4 numunesinin DSC eğrisi şekil.6.30.a da görülmektedir. Homojen numunenin ters dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f sırasıyla 155 °C ve 188 °C dir. Şekil 6.30.b de 63.21 kg/mm² lik germe zoruna ait DSC eğrisi görülmektedir. Uygulanan zor ile ters dönüşüm sıcaklıkları A_s ; 160 °C ye A_f ; 192.5 °C ye yükselmiştir. Ters dönüşüm sıcaklıklarındaki bu artışın germe zoru ile arttığı ve kopan numunede ana fazın bozulmadığı ve ters dönüşüm sıcaklıklarının A_s ve A_f sırasıyla 165 °C ve 213.1 °C olduğu görülmektedir (şekil 6.30.d). Bu olay numune A_s den düşük sıcaklıkta üretildiği zaman ortaya çıkar (Wayman ve Duering, 1990)

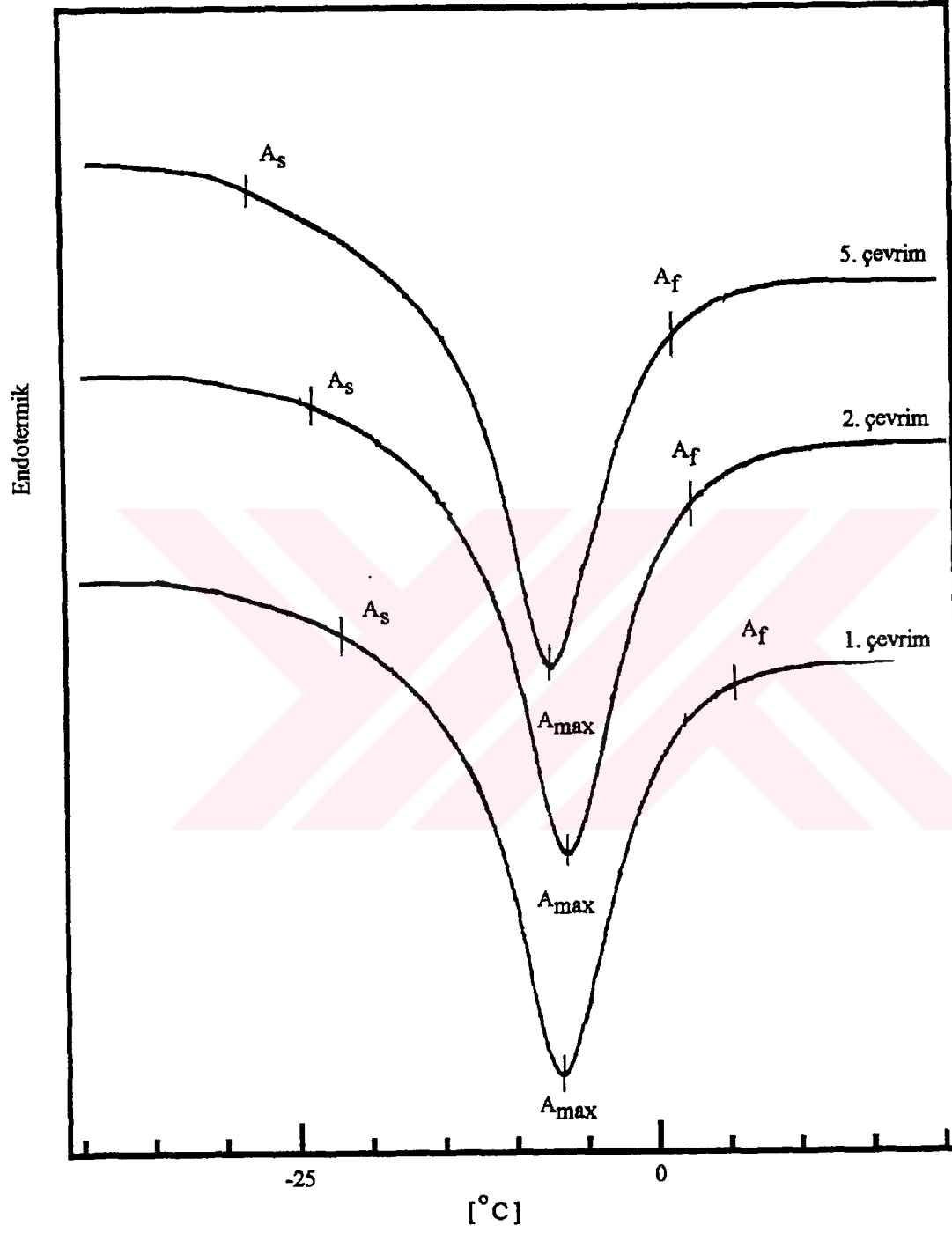
6.6.2. Dönüşüm sıcaklıklarının termal çevrimlemeyle değişimi

Termal çevrimlemeden önce Alaşım 1 ve Alaşım 2, 650 °C de β - faz bölgesinde 15 dakika sürelerle tavlандılar. Tavlanan bu alaşımlar önce 97 °C kaynayan suyun içinde 5 dakika bekletilip oda sıcaklığındaki suda kademeli olarak soğutuldular. Alaşım 3 ve Alaşım 4, 920 °C de β - faz bölgesinde 20 dakika sürelerle tavlانarak homojenleştirildiler. Ve tuzlu-buzlu su içine atılarak ani soğutuldular. Daha sonra numunelere termal çevrim uygulanarak DSC eğrileri elde edildi.

Alaşım 1 in 1,2 ve 5. çevrimlerine ait DSC eğrileri şekil 6.31 de gösterilmiştir. Bu eğrilerden martensit-austenit ters dönüşümünün endotermik bir reaksiyon olduğu görülmektedir. Alaşım 1 için 100 termal çevrim sonunda elde edilen A_s , A_f ve A_{max} değerleri tablo 6.7 de listelenmiştir. Tablodan da görüldüğü gibi 1. i çevrim sonunda ters dönüşüm sıcaklıkları diğer çevrimlerden yüksek çıkmıştır. 1. çevrimde A_{max} sıcaklığı -7 °C iken 2. termal çevrimde bu sıcaklık -7.5 °C ye düşmüştür. 100. termal çevrim sonunda -9.6 °C olmuştur.

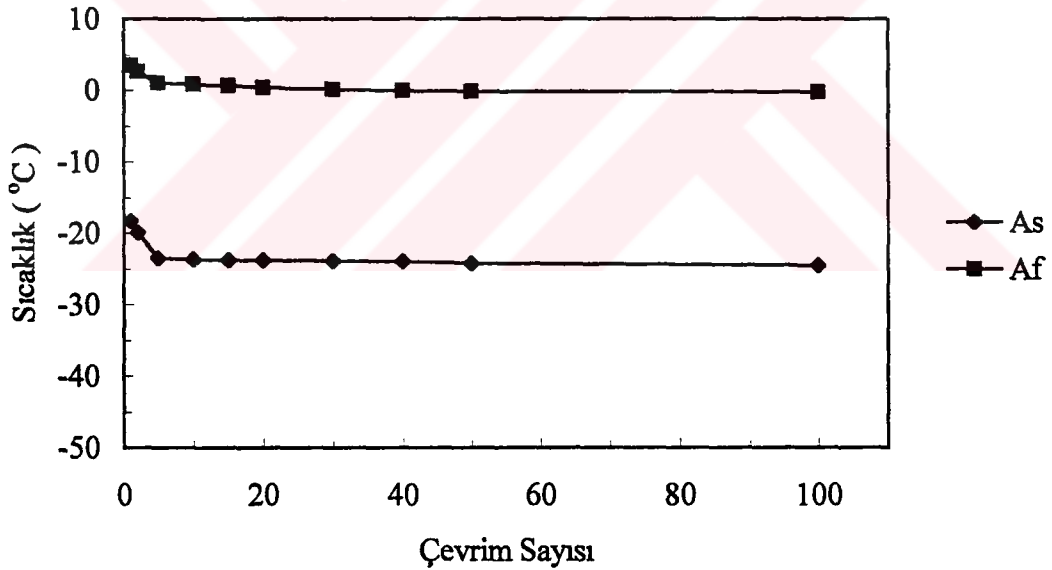
Tablo 6.7. Alaşım 1 için 100 termal çevrim sonunda elde edilen ters dönüşüm sıcaklıkları.

Çevrim Sayısı	A_s (° C)	A_f (° C)	A_{max} (° C)
1	-18.55	3.50	-7.00
2	-19.95	2.62	-7.50
5	-23.50	1.00	-8.50
10	-23.70	0.80	-8.70
15	-23.77	0.60	-8.80
20	-23.80	0.40	-8.85
30	-23.90	0.10	-8.95
40	-24.00	-0.05	-9.25
50	-24.20	-0.20	-9.50
100	-24.50	-0.30	-9.60

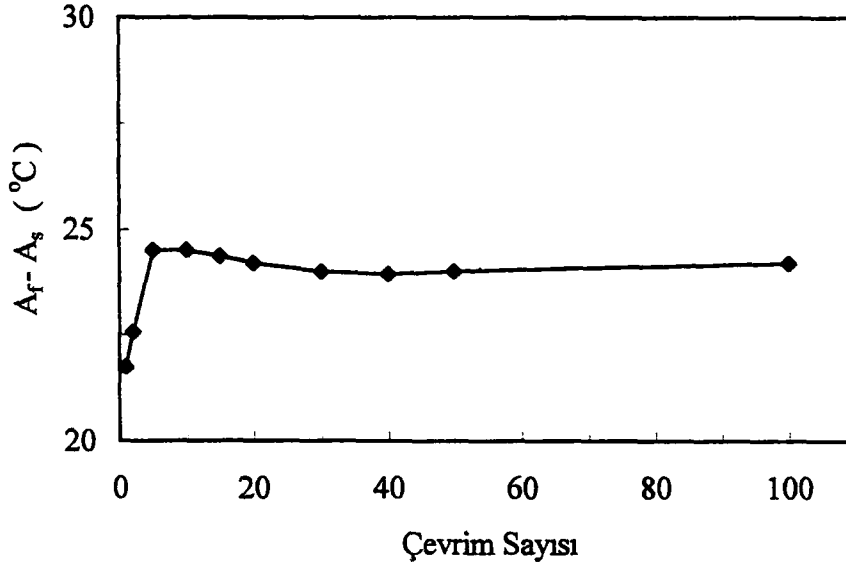


Şekil 6.31. Alaşım 1 için 1., 2. ve 5. termal çevrimlere ait DSC eğrileri (Isıtma hızı 10 °C/dk).

Alaşım 1 numunesinin homojenleştirme işleminden sonraki durumdan başlayarak 100 termal çevrim sonunda A_s ve A_f sıcaklıklarının değişimini gösteren grafik şekil 6.32. de verilmiştir. İlk termal çevrimde A_s ve A_f sıcaklıkları sırasıyla $-18.55\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $3.5\text{ }^{\circ}\text{C}$ olarak bulunmuştur. A_s ve A_f sıcaklık değerleri 2. çevrimde $-19.35\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $2.62\text{ }^{\circ}\text{C}$ değerlerini alırken 100. çevrim sonunda $-24.50\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $-0.30\text{ }^{\circ}\text{C}$ değerlerini almıştır. Alaşım termal çevrim yapılmadan önce en kararlı durumda olduğu sonucuna varılır. Çünkü termal çevrimde numuneler bekletilmeden çevrim yapıldığından kararlılığa ulaşmaya zaman bulamamıştır. Bundan dolayı termal çevrimlerde ters dönüşüm sıcaklıklarında azalmalar gözlenmiştir. Bununla beraber çevrim sayısı arttıkça ters dönüşüm sıcaklıklarındaki düşüş miktarı azalmaktadır. Yani ilk birkaç çevrimde ters dönüşüm sıcaklıklarındaki düşüş daha yüksektir. Çevrim sayısı arttıkça ters dönüşüm sıcaklıklarındaki düşüşte azalma görülmektedir. Bu nedenle, çevrim sayısı arttıkça numunenin termal kararlılığının arttığı sonucuna varılır.



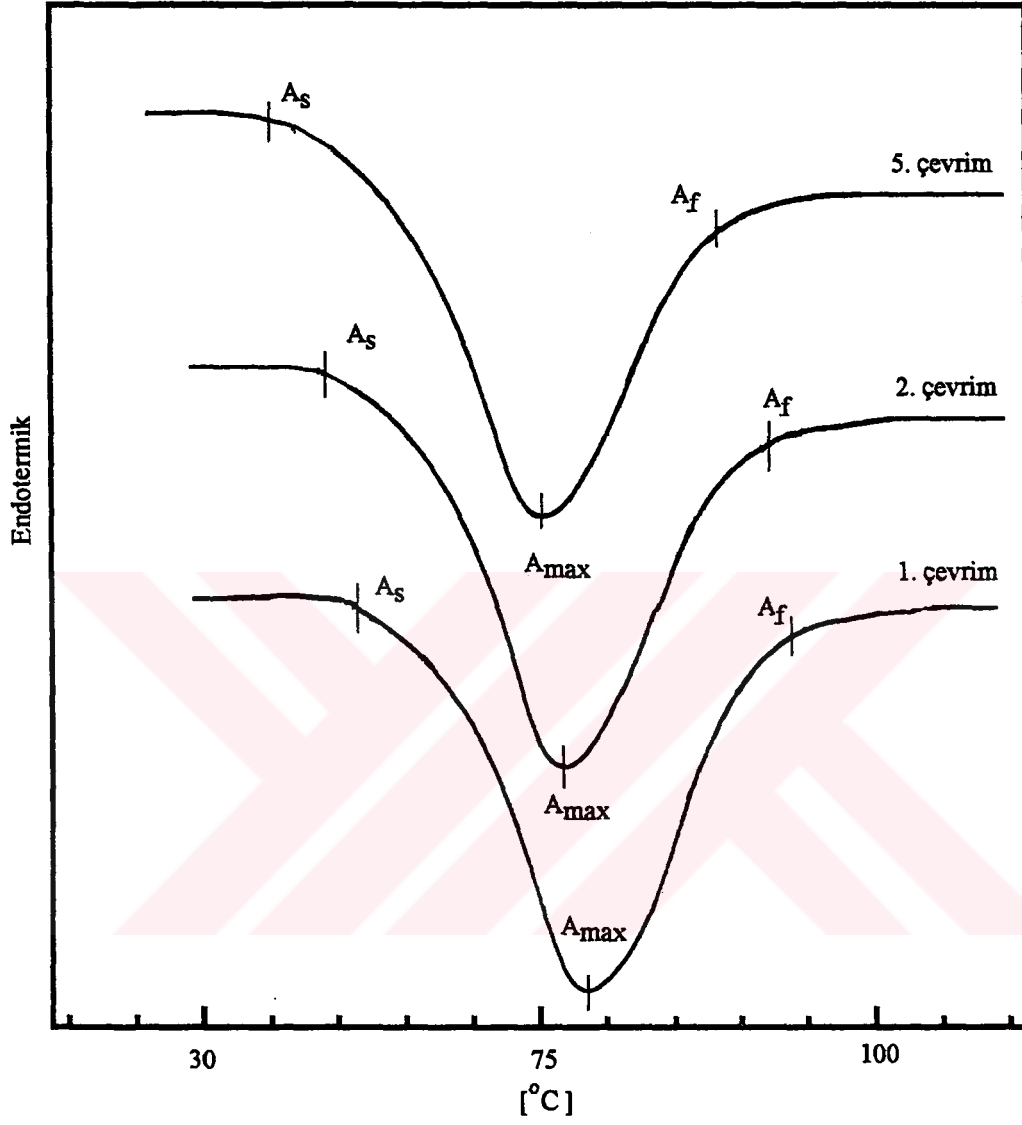
Şekil 6.32. Alaşım 1 için A_s ve A_f ters dönüşüm sıcaklıklarının çevrim sayısına göre değişimi.



Şekil 6.33. Alaşım 1 için $A_f - A_s$ sıcaklık farkının çevrim sayısına göre değişimi.

Alaşım 1 için ters dönüşüm sıcaklıkları farkının ($A_f - A_s$) çevrim sayısına göre değişimini gösteren grafik şekil.6.33 de verilmiştir. $A_f - A_s$ değerleri 1. çevrimde 21.75 °C iken 2 . çevrimde 22.57 °C ye 5. çevrimde 24.5 °C yükselmiştir. 10. çevrimde 24.5 °C de sabit kalmıştır. 40. çevrime kadar küçük düşüşler gözlenmiştir. 40. çevrimde $A_f - A_s$ sıcaklık farkı 23.95 °C ye düşmüş, 100. çevrim sonunda bu fark 24.2 °C ye yükselmiştir.

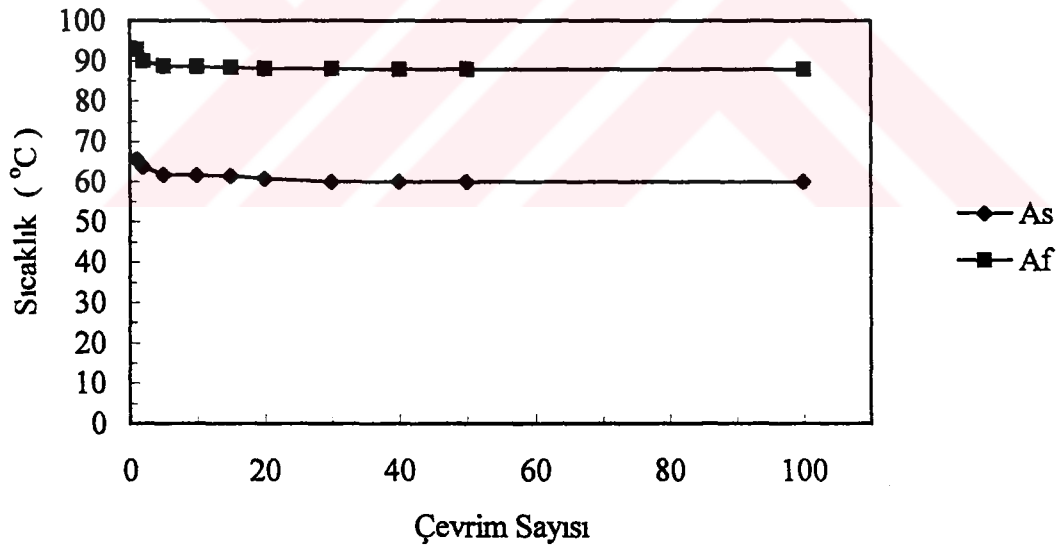
Alaşım 1 e uygulanan ısı işlem Alaşım 2 ye de uygulandıktan sonra 100 termal çevrim yapılmıştır. Alaşım 2 nin 1., 2. ve 5. termal çevrimlerinin DSC eğrileri şekil 6.34 de görülmektedir. 100 termal çevrim sonunda elde edilen A_s , A_f ve A_{max} ters dönüşüm sıcaklıkları tablo 6.8. de verilmiştir. Termal çevrim sayısına bağlı olarak ters dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f nin değişimi şekil 6.35 de , $A_f - A_s$ sıcaklık farkının değişimi ise şekil 6.36 da gösterilmiştir. Bu alaşımda da 1. termal çevrime ait dönüşüm sıcaklıkları sonraki çevrimlerden yüksek çıkmaktadır. 1. termal çevrim sonunda A_{max} sıcaklığı 78.60 °C olup, 2. termal çevrimde 77.10 °C ye aniden düşmüştür. Sonraki çevrimlerde bu düşüş daha az olmuştur. 20. ve 30. çevrimde 75.10 °C de sabit kalmıştır. 100. termal çevrim sonunda A_{max} sıcaklığı 74.60 °C ile en düşük değeri almıştır. 1. termal çevrimde A_s 65.55 °C iken 2. çevrimde 63.61 °C ye düşmüş ve 100. çevrim sonunda 60 °C olmuştur. 1. çevrimde A_f sıcaklığı 92.9 °C dir. 2. çevrimde 90 °C ye 100. çevrim sonunda 87.6 °C ye düşmüştür.

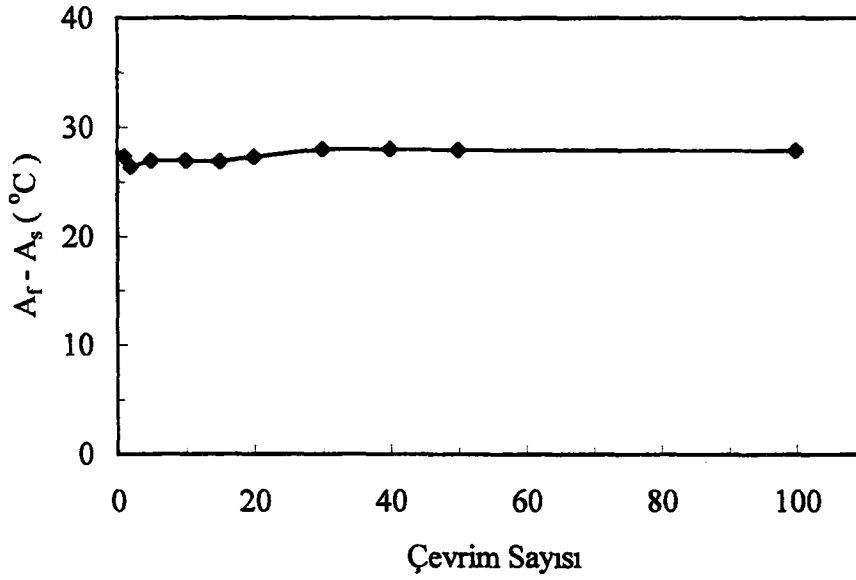


Şekil 6.34. Alaşım 2 için 1., 2. ve 5. termal çevrimlere ait DSC eğrileri (Isıtma hızı 10 °C/dk).

Tablo 6.8. Alaşım 2 için 100 termal çevrim sonunda elde edilen ters dönüşüm sıcaklıkları.

Çevrim Sayısı	A_s (°C)	A_r (°C)	A_{max} (°C)
1	65.55	92.90	78.60
2	63.61	90.00	77.10
5	61.80	88.70	75.80
10	61.60	88.50	75.30
15	61.45	88.29	75.30
20	60.80	88.10	75.10
30	60.00	87.80	75.10
40	59.90	87.70	74.90
50	60.00	87.70	74.80
100	60.00	87.60	74.60

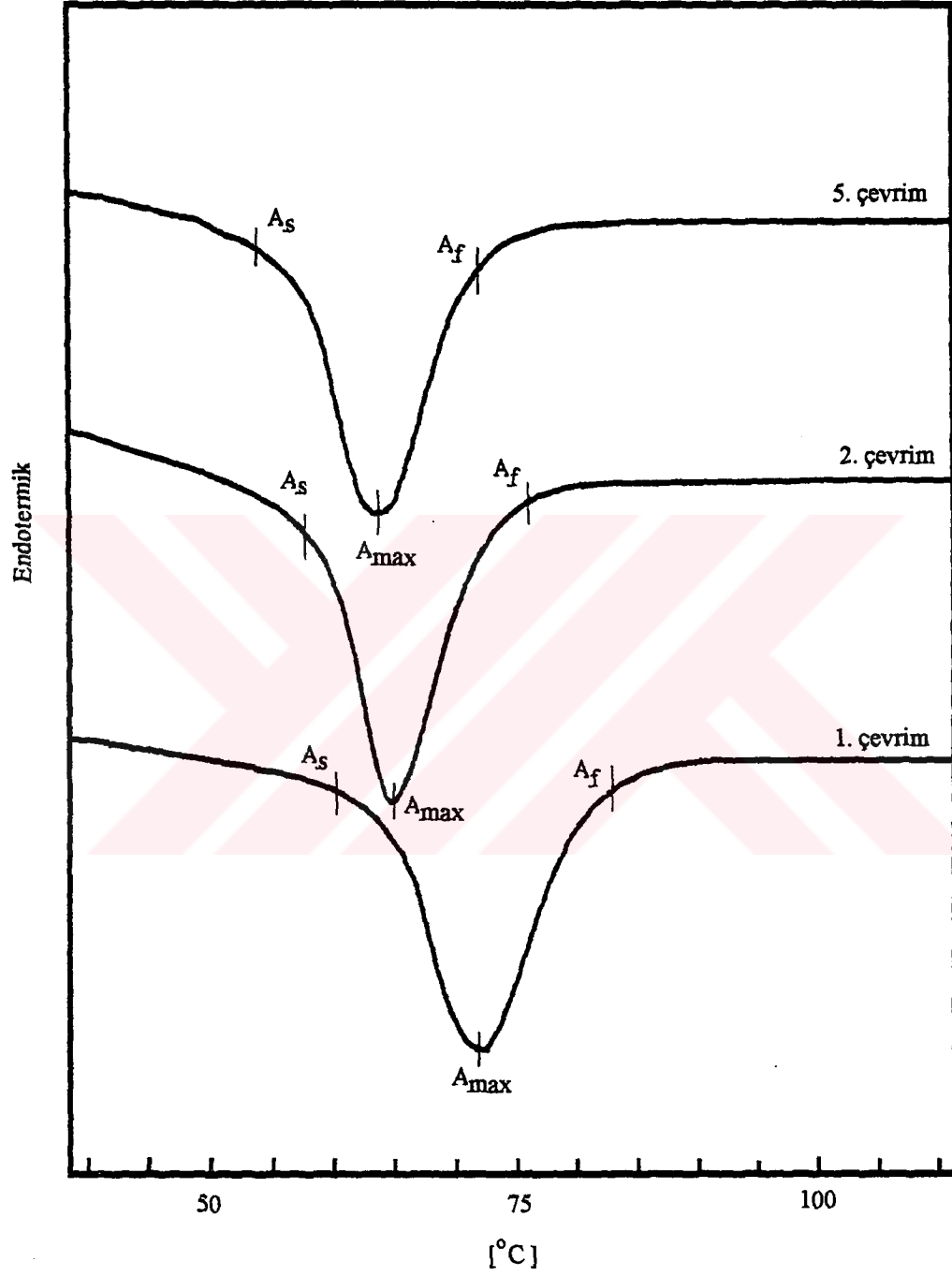
Şekil 6.35. Alaşım 2 için A_s ve A_f ters dönüşüm sıcaklıklarının çevrim sayısına göre değişimi.



Şekil 6.36. Alaşım 2 için $A_f - A_s$ sıcaklık farkının çevrim sayısına göre değişimi.

Alaşım 2 için ters dönüşüm sıcaklıkları farkı ($A_f - A_s$), 1. çevrimde 27.35 °C iken 2. çevrimde 26.39 °C ye düşmüş, 5. çevrimde 26.9 °C ye yükselmiştir. 15. çevrim sonuna kadar bu fark hemen hemen sabit kalmıştır. 30. ve 40. çevrim sonunda bu fark 28 °C ile en yüksek değeri almıştır. 100. çevrim sonunda 27.8 °C ye düşmüştür.

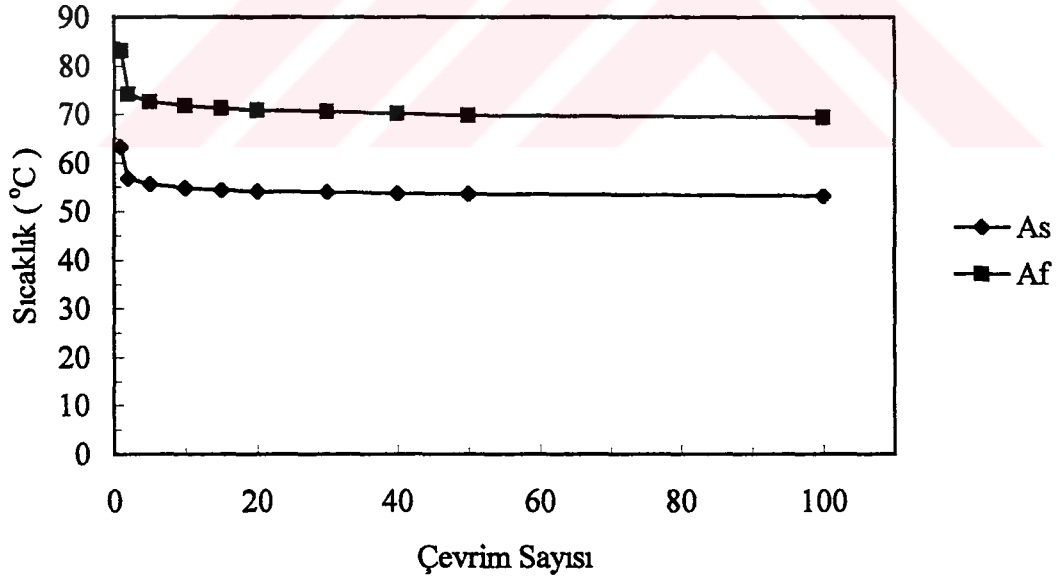
Alaşım 3, 920 °C de β -faz bölgesinde 20 dakika süreyle tavlandıktan sonra tuzlu-buzlu su içine atılarak ani soğutuldu. Isıl işlemiden sonra bu numuneye 100 termal çevrim uygulandı. Alaşım 3 ün 1., 2. ve 5. çevrimlerine ait DSC eğrileri şekil 6.37 de verilmiştir. 100 termal çevrim sonunda elde edilen A_s , A_f ve A_{max} ters dönüşüm sıcaklıkları, tablo. 6.9 da listelenmiştir. A_s ve A_f ters dönüşüm sıcaklıklarının çevrim sayısı ile değişimi şekil 6.38 de $A_f - A_s$ sıcaklık farkının çevrim sayısı ile değişimi şekil 6.39 da verilmiştir. A_{max} sıcaklığı 1. çevrimde 72.3 °C dir. 2. çevrimde 64.6 °C ye ani düşüş olmuştur. Sonraki çevrimlerde A_{max} sıcaklığındaki düşüşler çok azdır. 100. çevrim sonunda 62.7 °C ye düşmüştür.



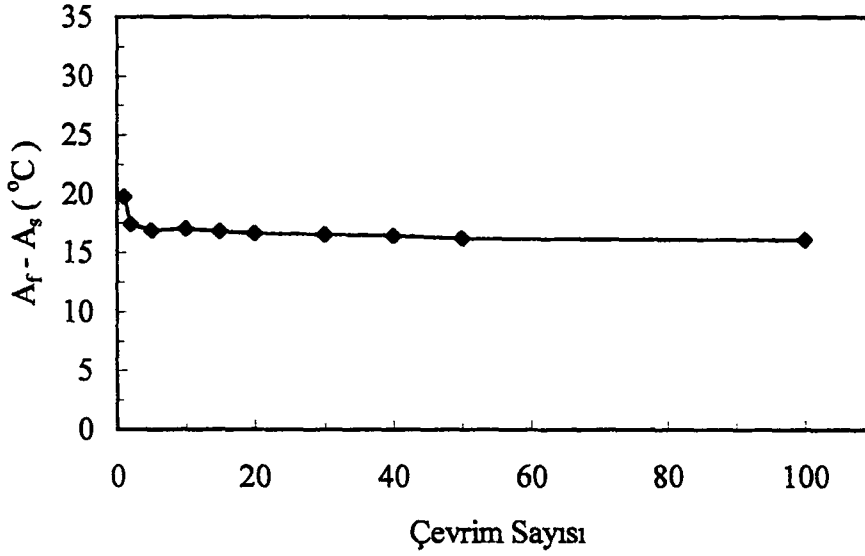
Şekil 6.37. Alaşım 3 için 1., 2. ve 5. termal çevrimlere ait DSC eğrileri (Isıtma hızı 10 °C/dak).

Tablo 6.9. Alaşım 3 için 100 termal çevrim sonunda elde edilen ters dönüşüm sıcaklıkları.

Çevrim Sayısı	A_s (°C)	A_f (°C)	A_{max} (°C)
1	63.30	83.07	72.3
2	56.75	74.16	64.6
5	55.62	72.50	63.3
10	54.77	71.80	63.2
15	54.40	71.20	63.1
20	54.15	70.80	63.1
30	53.95	70.50	62.9
40	53.73	70.20	62.8
50	53.60	69.80	62.8
100	53.20	69.30	62.7



Şekil 6.38. Alaşım 3 için A_s ve A_f ters dönüşüm sıcaklıklarının çevrim sayısına göre değişimi.



Şekil 6.39. Alaşım 3 için $A_f - A_s$ sıcaklık farkının çevrim sayısına göre değişimi.

A_s ve A_f ters dönüşüm sıcaklıkları 1. çevrimde sırasıyla 63.3 °C ve 83.08 °C ile en yüksek değeri almıştır. En büyük düşüş 2. termal çevrimde 67.50 °C ve 95 °C ile gözlenmiştir. 100. çevrim sonunda 53.2 °C ve 69.3 °C ile en düşük değeri almıştır.

Alaşım 3 için $A_f - A_s$ sıcaklık farkı 1. çevrim sonunda 19.77 °C dir. 2. termal çevrim sonunda 17.41 °C ye düşmüştür. 100. termal çevrim sonunda bu fark 16.1 °C olmuştur.

Alaşım 4, Alaşım 3 e uygulanan ısı işleme tabi tutulduktan sonra 100 termal çevrim yapılmıştır. Alaşım 4 ün 1., 2. ve 5. termal çevrimlerine ait DSC eğrileri şekil 6.40 da görülmektedir. 100 termal çevrim sonunda elde edilen A_s , A_f ve A_{max} ters dönüşüm sıcaklıkları tablo 6.10. da verilmiştir. Termal çevrim sayısına bağlı olarak A_s ve A_f sıcaklıklarının değişimi şekil .6.41 de, $A_f - A_s$ sıcaklık farkının değişimi ise şekil .6.42 de görülmektedir. A_{max} sıcaklığı 1. çevrimde 166.5 °C iken 15. çevrim sonunda 160.5 °C ye düşmüştür. 100. çevrim sonunda A_{max} sıcaklığı 160.3 °C olmuştur. A_s ve A_f ters dönüşüm sıcaklıkları 1. çevrimde sırasıyla 155.33 °C ve 182 °C dir. 2. çevrimde 155 °C ve 171.3 °C ile en büyük düşüşü göstermiştir. 20. çevrimden sonra ters dönüşüm sıcaklıklarındaki düşüşler çok küçüktür. 100. çevrimde 152.2 °C ve 166.7 °C ile en düşük değeri almıştır.

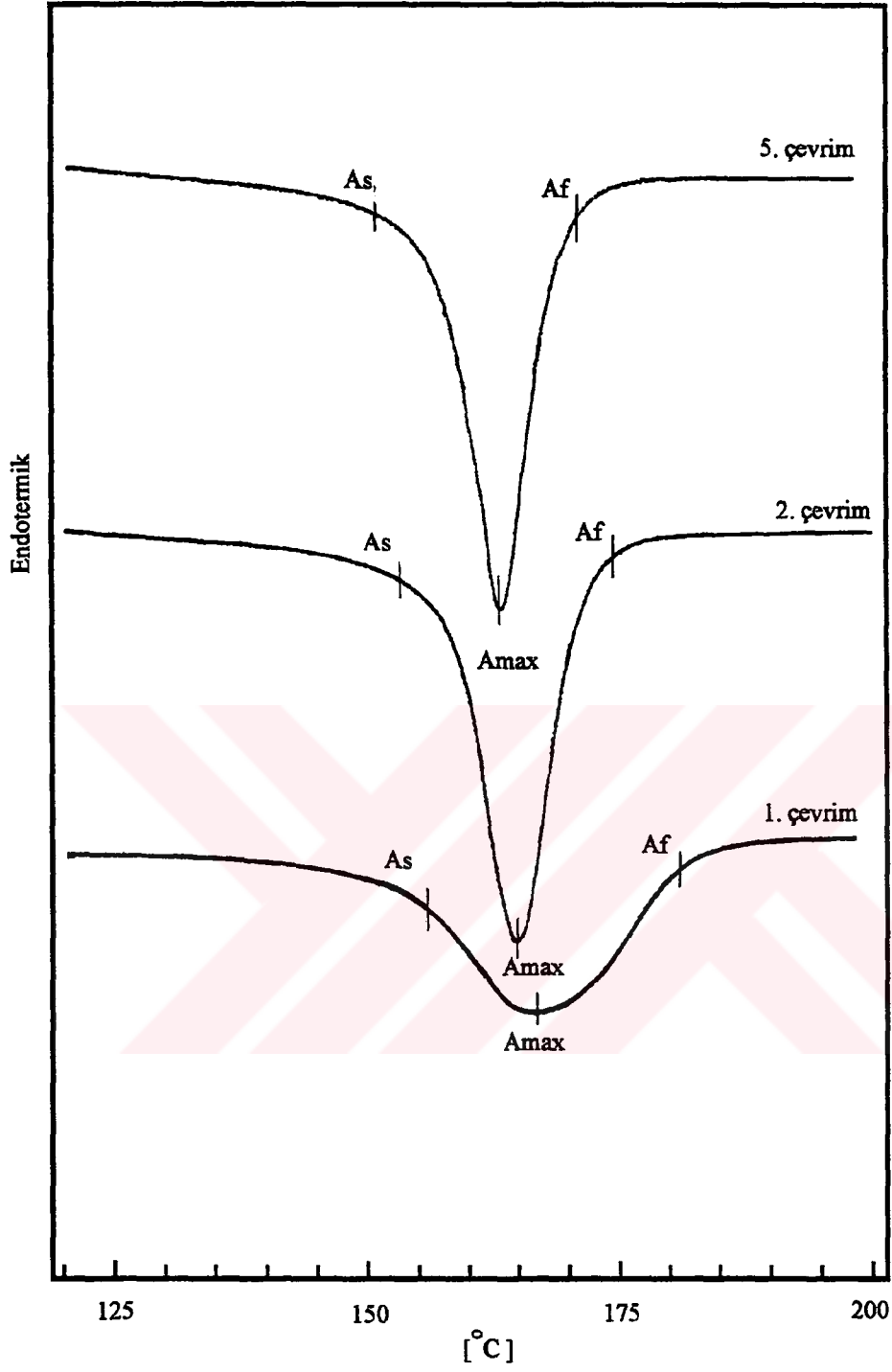
$A_f - A_s$ sıcaklık farkı 1. çevrimde 26.07 °C en yüksek değeri almıştır. 2. çevrimde 16.3 °C ye düşmüştür. 100. çevrime kadar $A_f - A_s$ sıcaklık farkında küçük sapmalarla birlikte düşüşler gözlenmiştir. 1. çevrimde en geniş piki vermiştir. Sonraki çevrimlerde pik genişliği daralmıştır. Buna karşılık pik boyu 1. çevrimde küçüktür. Çevrim sayısı arttıkça pik boyu yükselmiştir.

Bu sonuçlara göre Alaşım 1, Alaşım 2, Alaşım 3 ve Alaşım 4 numuneleri için en kararlı durumun başlangıç durumu olduğu sonucuna varılır.

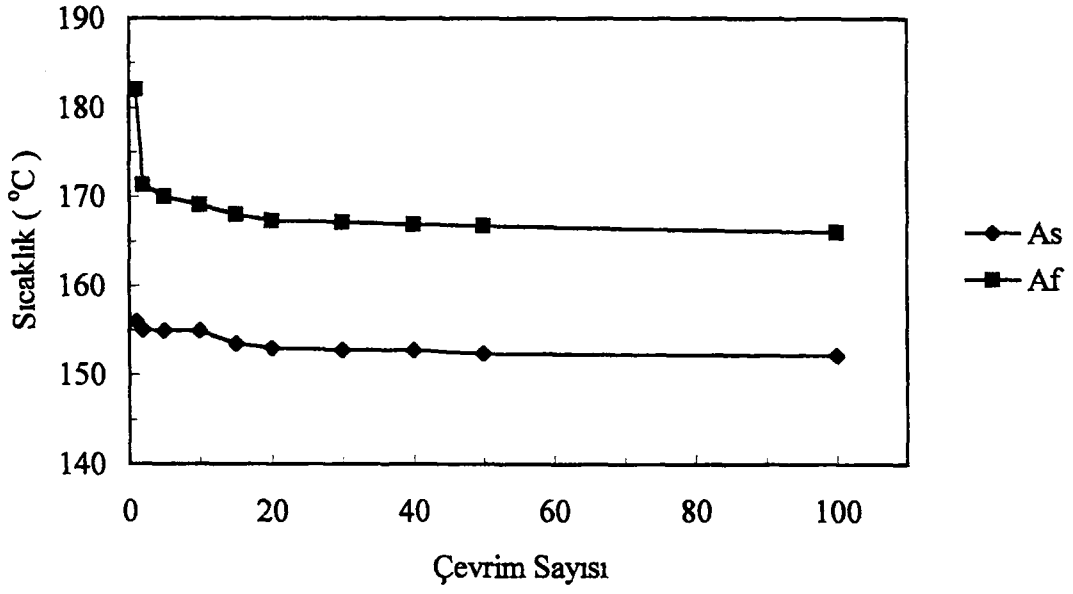
Şekil 6.31 den de görüldüğü gibi Alaşım 1 oda sıcaklığında austenit fazdadır. Şekil 6.34, şekil 6.37 ve şekil 6.40 daki sonuçlara göre Alaşım 2, Alaşım 3 ve Alaşım 4 oda sıcaklığında martensit faza sahiptir. Her bir alaşım için elde edilen sonuçlar literatürlerle uyum içindedir (Scarsbrook ve Stobbs, 1987; Kayalı, 1993; Morris ve Lipe, 1994; Aydoğdu, 1995).

Tablo 6.10. Alaşım 4 için 100 termal çevrim sonunda elde edilen ters dönüşüm sıcaklıkları.

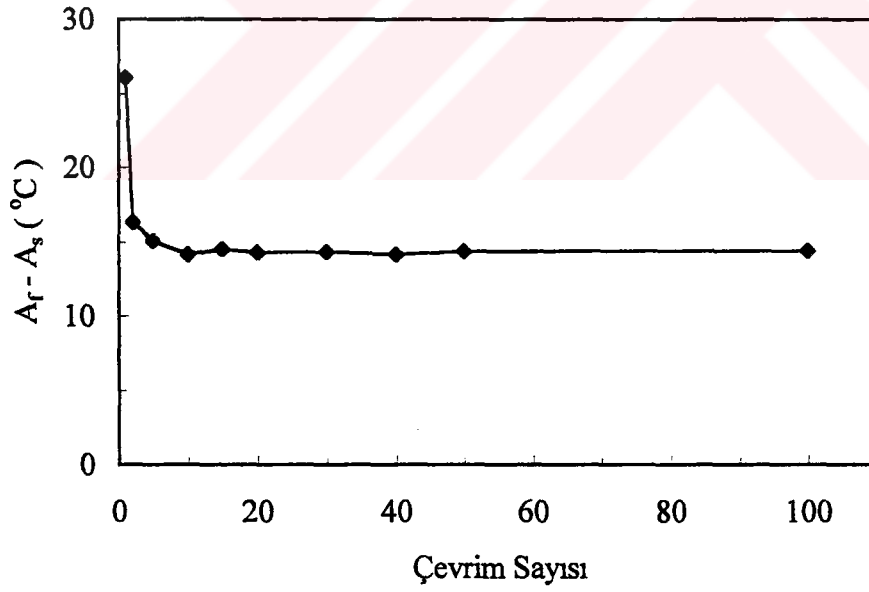
Çevrim Sayısı	A_s (°C)	A_f (°C)	A_{max} (°C)
1	155.93	182.00	166.50
2	155.00	171.35	164.30
5	154.93	170.00	162.40
10	154.95	169.10	161.70
15	153.50	168.00	160.50
20	153.00	167.30	160.50
30	152.75	167.10	160.50
40	152.75	166.90	160.40
50	152.43	166.80	160.30
100	152.20	166.60	160.30



Şekil 6.40. Alaşım 4 için 1., 2. ve 5. termal çevrimlere ait DSC eğrileri (Isıtma hızı 10 °C/dak).



Şekil 6.41. Alaşım 4 için A_s ve A_f ters dönüşüm sıcaklıklarının çevrim sayısına göre değişimi.



Şekil 6.42. Alaşım 4 için $A_f - A_s$ sıcaklık farkının çevrim sayısına göre değişimi.

7. TARTIŞMA

Martensitik faz dönüşümü, numunenin sıcaklığının düşürülmesi veya austenit yapıya uygulanan zor ile yada her iki faktörün birlikte uygulanmasıyla meydana gelir.

B2 (CsCl) veya DO₃ (Fe₃Al) türü düzenli kristal yapılara sahip alaşımlar ana fazdan soğutulduğunda martensit dönüşümü sonucunda oluşan katmanlı yapılar birbiriyle ikiz ilişkili plakalar şeklinde düzenlenir. Şekil değişiklikleri ikiz ara yüzeylerinin hareketi sonucunda olduğundan dolayı, ısıtıldığında ana faza dönüşen numune ilk şeklini alır. Bu olaya şekil hatırlama olayı denir. Şekil hatırlama olayı genellikle soy metal bakır bazlı alaşımlarda gözlenir (Shimizu ve Tadaki, 1984). Şekil hatırlamalı alaşımların termoelastik martensitik dönüşümü ile bütünleştiği daha önce ifade edilmişti. Bu alaşımlar kritik bir dönüşüm sıcaklığının altında ve üstünde iki ayrı şekil gösterirler. Kritik sıcaklığın altında martensit yapı oluşmaya başlar ve sıcaklık düşüşüyle büyür. Sıcaklık yükseldiğinde martensit yapı küçülür ve kaybolur (Adıgüzel ve Ceylan, 1988).

Bu çalışmada incelenen Cu-Al-Be ve Cu-Al-Ni şekil hatırlamalı alaşımları, termoelastik martensitik dönüşüm gösterirler. Dönüşüm öncesi faz olarak bilinen ana fazın yapısı B2 veya DO₃ düzenine sahiptir. Dönüşüm sonrası martensite faz 3R, 9R, 2H veya 6R, 18R, 2H yapısındadır.

Bu çalışmada kullanılan Alaşım 1, Alaşım 2 Alaşım 3 ve Alaşım 4 ün sırasıyla ağırlıkça bileşim oranları Cu-11.8Al-0.47Be, Cu11.6-Al0.42-Be, Cu-13.5Al-4Ni, Cu-13.0Al-4Ni dir. Elektron/atom (e/a) oranları ise Alaşım 1 için 1.49 , Alaşım 2 için 1.48, Alaşım 3 için 1.57, Alaşım 4 için 1.55 dir. Bu alaşımlara bölüm 5 te belirtilen deneysel işlemler uygulandı. Deneysel işlemlerde de belirtildiği gibi ısıtma işlemi Alaşım 1 ve Alaşım 2 numunelerine basma zoru, ısıtma işlemi Alaşım 3 ve Alaşım 4 numunelerine çekme zoru uygulandı. Bu numunelerin optik ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) gözlemleri yapıldı. Aynı alaşım numuneleri x-ışını parça difraksiyonu, diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) ile incelendi. Ayrıca geçirmeli elektron mikroskobu (TEM) incelemeleri yapıldı. Bu işlemler sırasında numunelerin yaşlanması göz önünde bulundurulmadı. Optik mikroskop incelemeleri yapıldı. Zor-zorlanma ve termal çevrim özellikleri incelendi.

I. Optik ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) gözlem sonuçları

a-) Isıl işlemli Alaşım 1, Alaşım 2, Alaşım 3 ve Alaşım 4 numunelerinin yüzey fotoğrafları sırasıyla şekil 6.5.a, şekil 6.6.a-b-c-d, şekil 6.7.a-b ve şekil 6.8.a da görülmektedir. Bu fotoğraflardan Alaşım 1 in ana fazda, diğer alaşımların ise martensit fazda oldukları belirlendi. Alaşım 1 ve Alaşım 2 numunelerinden çekilen taramalı elektron mikroskobu fotoğrafları (şekil 6.9), şekil 6.13 deki optik mikroskobu sonucunu daha net olarak doğruluyor.

b-) Alaşım 1 numunesine zor uygulanmadan ve zor uygulandıktan sonra çekilen optik fotoğrafları şekil 6.5 de ve (SEM) fotoğrafları ise şekil 6.9. da görülüyor. Oda sıcaklığında austenit fazda bulunan numuneye 56.8 kg/mm^2 lik zor uygulandığında martensit plakaları oluşmaya başlamıştır. Zor artıkça deformasyona bağlı martensit miktarının arttığı ve ayrıca deformasyona bağlı çökeltiler oluştuğu belirlendi.

c-) Alaşım 2 numunesi oda sıcaklığında martensit yapıda olduğu şekil 6.6 ve şekil 6.13 de belirlendi. Martensit yapıya zor uygulandığında deformasyona bağlı olarak martensit plakaları içerisinde değişik martensit varyantları, yeni oluşan martensitler, kayma bantları ve ikiz benzeri yapılar ile çökelti fazlarının oluştuğu belirlendi.

d-) Çekme zoru uygulanan Alaşım 3 ve Alaşım 4 numunelerinin optik mikroskop fotoğrafları şekil 6.7 ve şekil 6.8 de görülmektedir. Fotoğraflarda, uygulanan çekme zoru etkisiyle oluşan çökelti fazları görülmektedir. Ayrıca uygulanan zorun büyüklüğüne bağlı olarak hasıl olan kopma ve kırılmaların gevrek kırılma ve tane sınırı kopması olduğu belirlendi.

II. X-Işınları ve elektron difraksiyonu sonuçları

Alaşım 1, Alaşım 2, Alaşım 3 ve Alaşım 4 numunelerine ısı işlem uygulandıktan sonra ve ısı işlemli Alaşım 1 ve Alaşım 2 numunelerine ait parçalara basma zoru, ısı işlemli Alaşım 3 ve Alaşım 4 numunelerine ait parçalara germe zoru uygulandıktan sonra x-ışını parça difraktogramları alındı. Bu difraktogramlar sırasıyla şekil 6.23., şekil 6.24., şekil 6.25. ve şekil 6.26. da verilmiştir. X-ışını difraktogramlarından ve Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 4 ün elektron difraksiyonu desenlerinden aşağıdaki sonuçlar elde edildi.

a-) Alaşım 1 numunesinden ısıtıl işlem sonrası elde edilen şekil 6.23.a daki difraktogramda DO_3 yapının (220) temel piki görülür. Bu numunenin süper örgü yansıması gösterdiği ve kübik yüz merkezli austenit olan yapının örgü parametresinin $a = 5.77 \text{ \AA}$ olduğu belirlendi.

b-) Homojen Alaşım 1 numunesine ait parçalara farklı büyüklükte basma zorları uygulandıktan sonra alınan parça difraktogramlarında DO_3 yapının temel pikinden 18R martensit yapıya yarılan pikler görülür. Buna göre $T > A_f$ sıcaklığında ana faza dışarıdan uygulanan zor, ana fazın martensit faza dönüşmesine sebep olduğu sonucuna varıldı. Bu sonuç literatürle uyum içindedir (Stroz, vd., 1995; Jurado, vd., 1985).

c-) Alaşım 2, Alaşım 3 ve Alaşım 4 numuneleri homojenleştirildikten sonra elde edilen şekil 6.24.a, şekil 6.25.a ve şekil 6.26.a daki difraktogramda difraksiyon pikleri indislendiğinde numunelerin süper örgü yansıması gösterdiği ve bu alaşımların martensit fazının 18R kristal yapısında olduğu belirlendi. Bu sonuçtan, numunelerin ana fazdan martensit faza dönüşümlerinin $DO_3 \rightarrow M18R$ şeklinde olduğu sonucuna varıldı. Bu sonuç literatürlerle uyum içindedir (Morris, 1995, Aydoğdu, 1995).

d-) Homojen Alaşım 1, Alaşım 2, Alaşım 4 numunelerinin x-ışını difraktogramlarından alınan sonuçlar, geçirmeli elektron mikroskopundan alınan sonuçlarla uyum içindedir.

e-) Homojen Alaşım 2, Alaşım 3 ve Alaşım 4 numunelerinden alınan x-ışını parça difraktogramlarından M18R monoklinik yapının örgü parametreleri tablo 6.4, tablo 6.5 ve tablo 6.7 de verilmiştir. Bu sonuçlardan her üç alaşım için a/b oranı, $\sqrt{3}/2$ den küçük çıkmaktadır. β -faz alaşımlarında martensit faz için a/b oranının $\sqrt{3}/2$ den küçük olması ve piklerin ayrı ayrı çıkması düzenliliğin bir ölçüsüdür (Xuan, vd., 1987, Adıgüzel, 1989). Elde edilen bu sonuçlardan alaşımların martensit fazda ve dolayısıyla austenit fazda düzenli bir kristal yapıya sahip oldukları görüldü (Xuan, vd., 1987).

f-) Her üç alaşımda da β açısı 90° den küçük çıkmıştır. Buradan da alaşımların ortorombik distorsiyona uğramadığı anlaşıldı.

g-) Alaşım 2 numunesine ait parçalara farklı büyüklüklerde basma zoru uygulandığında (18R yapıya) x-ışını parça difraktogramlarından yeni piklerin meydana geldiği görülmektedir (şekil 6.24). Bu difraktogramlara ait örgü parametreleri tablo 6.4. de verilmiştir. Uygulanan zor ile a/b oranı değişmiş ve zorun kademeli olarak artmasıyla

a/b oranında artmıştır. 113.6 kg/mm^2 ve 118.9 kg/mm^2 zor uygulanan parçanın a/b oranı $\sqrt{3}/2$ den büyük çıkmıştır. Elde edilen bu sonuçlardan 113.6 kg/mm^2 ve 118.9 kg/mm^2 lik basma zorlarının ana fazın yapısını tamamen bozduğu görüldü. Ayrıca $T < A_s$ sıcaklığında uygulanan basma zorunun belirli bir yük değerinin üstünde uygulanınca ana fazın yapısını bozduğu belirlendi.

h-) Alaşım 3 ve Alaşım 4 numunelerine ait homojen parçalara farklı büyüklüklerde çekme zoru uygulandığında 18R martensit yapısına ait x-ışını parça difraktoğramında yeni piklerin meydana geldiği şekil.6.25 ve şekil 6.26 da görülmektedir. Bu difraktogramlara ait örgü parametreleri tablo.6.5 ve tablo.6.6 da verilmiştir. Her iki numuneye uygulanan farklı büyüklükteki çekme zorlarının a/b oranını değiştirdiği ve her iki alaşım için, $T < A_s$ sıcaklığında uygulanan çekme zorlarının alaşımların ana fazını dolayısıyla martensit fazlarını bozmadığı belirlendi.

III. Diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) sonuçları

Alaşım 1, Alaşım 2, Alaşım 3 ve Alaşım 4 homojenleştirilerek oda sıcaklığında Alaşım 1 ve Alaşım 2 ye farklı büyüklüklerde basma zoru, Alaşım 3 ve Alaşım 4 e farklı büyüklüklerde çekme zoru uygulanarak ters dönüşüm sıcaklıklarındaki değişimleri incelendi. Zorlanma ve termal çevrimler sonunda ölçülen ters dönüşüm sıcaklıklarıyla ilgili sonuçlar aşağıdaki şekilde özetlenebilir.

a-) Gerek ana fazda bulunan Alaşım 1 numunesine, gerekse martensit fazda bulunan Alaşım 2, Alaşım 3 ve Alaşım 4 numunelerine dışarıdan uygulanan zorların ters dönüşüm sıcaklıklarını yükselttiği bulundu.

b-) Zor uygulanmış homojen dört farklı alaşıma ait numunelerin diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) eğrileri alınırken ısıtma hızı $5 \text{ }^\circ\text{C/dakika}$, termal çevrimlemesi yapılan bu homojen dört farklı alaşımın DSC eğrileri alınırken de ısıtma hızı $10 \text{ }^\circ\text{C/dakika}$ olarak alınmıştır. Alaşım 1 için şekil 6.27.a ile şekil 6.31 deki 1. çevrim, Alaşım 2 için şekil 6.28.a ile şekil 6.34 deki 1. çevrim, alaşım 3 için şekil 6.29.a ile şekil 6.37 deki 1. çevrim, Alaşım 4 için şekil 6.30.a ile şekil 6.40 daki 1 ci çevrim karşılaştırılırsa diferansiyel tarama kalorimetresinin hızı artıkça dönüşüm sıcaklığının yükseldiği görülmektedir. Bunun ısıtma hızının yavaş olduğu durumlarda çekirdeklenme tesir kesitinin arttığından ileri geldiği

belirlendi. Dolayısıyla da kristalleşme için gerekli olan enerji aralığının daha düşük sıcaklıklarda sağlanmış olduğu sonucuna varıldı.

c-) $T > A_f$ sıcaklığında Alaşım 1 ve $T < A_s$ sıcaklığında Alaşım 2 numunelerine basma zorları uygulandıktan sonra alınan DSC eğrileri şekil 6.27 ve şekil 6.28 de görülmektedir. Her iki numunede de 113.6 kg/mm^2 lik zorda ters dönüşüm sıcaklıkları gözlenmemiştir. Bu sonuca göre 113.6 kg/mm^2 lik basma zorunun her iki numuneye de şekil hatırlama özelliğini kaybettirdiği sonucuna varıldı (Gil ve Guilemany, 1991).

d-) Alaşım 3 ve Alaşım 4 numunelerine $T < A_s$ sıcaklığında farklı büyüklükte uygulanan çekme zorlarından sonra alınan DSC eğrilerinde şekil 6.29 ve şekil 6.30 da görüldüğü gibi kopan numunede dahi ters dönüşüm sıcaklıkları varlığını korumaktadır. Elde edilen bu sonuçlardan $T < A_s$ sıcaklığında bu numunelere uygulanan çekme zorlarının şekil hatırlama özelliğini kaybettirmedeği ve tam bir süper elastik özellik sergilediği belirlendi. Bu sonuç literatürlerle uyum içerisindedir (Barret ve Massalski, 1988; Wayman ve Duering, 1990).

e-) $T < A_s$ sıcaklığında Alaşım 2 ye basma zoru Alaşım 3 ve Alaşım 4 e çekme zoru uygulanmıştır. Bu sıcaklıkta Alaşım 2 ye uygulanan basma zoru ters dönüşüm sıcaklıklarını yok ederken Alaşım 3 ve Alaşım 4 e uygulanan çekme zorlarında ters dönüşüm sıcaklığı varlığını koruyarak süper elastik davranışın sergilendiği belirlendi.

f-) Alaşım 1, Alaşım 2, Alaşım 3, ve Alaşım 4 ün ters dönüşüm sıcaklıkları endotermik bir reaksiyonla olmaktadır. Şekil 6.31.a, şekil 6.34, şekil 6.37, ve şekil 6.40 da görüldüğü gibi, ilk çevrimlerdeki eğriler geniş bir sıcaklık aralığına yayılmışlardır. Sonraki ısıtma çevrimleri ise daha dar bir dönüşüm piki sergilemektedir. Her dört alaşımın A_{max} değeri, artan çevrim sayısı ile düşüş göstermektedir.

g-) Alaşım 1 için ters dönüşüm sıcaklıkları A_s ve A_f , birinci çevrimde sırasıyla $-18.55 \text{ }^\circ\text{C}$ ve $3.50 \text{ }^\circ\text{C}$ olmak üzere en yüksek değeri almıştır (Tablo 6.7). Daha sonraki çevrimlerde ters dönüşüm sıcaklıklarında düşüşler gözlenmiştir. 100. çevrim sonunda A_s sıcaklığı $-24.50 \text{ }^\circ\text{C}$ ye, A_f sıcaklığı ise $-0.30 \text{ }^\circ\text{C}$ ye düşmüştür. Alaşım 2, Alaşım 3 ve Alaşım 4 için tablo 6.8, tablo 6.9 ve tablo 6.10 incelenecek olursa 1. çevrimde ters dönüşüm sıcaklıkları en yüksek değerdedir. Bu alaşımların ilk birkaç termal çevrimlerinde önemli düşüşler gözlenmiştir. Daha sonraki çevrimlerde küçük düşüşler devam etmiştir.

Bu sonuçlara göre dört alaşımın hepsi de ilk termal çevrim sonunda en kararlı durumdadır. Sonraki çevrimlerde numune bekletilmeksizin çevrim yapıldığından kararlılığa ulaşamamış ve ters dönüşüm sıcaklıkları düşüş göstermiştir. Bu düşüşle beraber çevrim sayısı artıkça numunelerin termal kararlılığının arttığı görülmektedir. Bu sonuçlar diğer araştırmacıların yapmış olduğu çalışmalarda da uyum içindedir (Kayalı, 1993; Aydoğdu 1995; Morris ve Lipe, 1994).

h-) Alaşım 2, Alaşım 3 ve Alaşım 4 ilk çevrimlerinde $A_f - A_s$ sıcaklık farkı en yüksek değeri almıştır. 2. çevrimlerinde en büyük düşüş gözlenmiştir. Sonraki çevrimlerinde düşüşler azalmıştır. Alaşım 1 ilk çevrimde en düşük değeri almış 2. ve 3. termal çevrimlerde artış göstermiş. Daha sonraki çevrimlerde $A_f - A_s$ sıcaklık farkı küçük düşüşler göstererek hemen hemen sabit kalmıştır. Bu da termal çevrim sayısının artışıyla dönüşümün daha geç tamamlandığı, dolayısıyla da kararlılığının arttığını gösterir.

Bakır esaslı şekil hatırlama alaşımlarında soğutma ile martensit dönüşümü ısıtma ile ters dönüşüm diye adlandırdığımız austenit dönüşüm gözlenir. İlk DSC eğrileri geniş bir sıcaklık aralığına sahiptir. Sonraki çevrimlerde bu eğriler daralmakta ve ters dönüşüm sıcaklıkları düşmektedir. Çevrimlemeler sonucunda malzeme içinde oluşan kalıcı dislokasyonların artışının bu daralma ve sıcaklık düşüşlerine sebep olduğu kanaatine varıldı (Zuniga, vd., 1995).

8. İLERİ ÇALIŞMALAR İÇİN ÖNERİLER

Bu tezde çalışılan Cu-Al-Be ve Cu-Al-Ni şekil hatırlamalı alaşımları üzerinde yapılan çalışmalar ve elde edilen sonuçlardan yararlanılarak aşağıda önerilen çalışmaların da yapılması mümkün olabilir.

- 1-) Mekaniksel çevrimin yapılması ve buna bağlı olarak yorulmanın incelenmesi
- 2-) Termal çevrim ile termal yorulmanın incelenmesi
- 3-) Cu-Al-Be alaşımlarının β -faz bölgesinden kademeli soğutulması ve Cu-Al-Ni alaşımlarının tuzlu-buzlu suda suni soğutulması dışında farklı soğutma yöntemleri kullanılarak soğutma hızının dönüşüm sıcaklıklarına etkisi diferansiyel tarama kalorimetresi ve iletkenlik ölçümleri ile tayin edilebilir.
- 4-) Soğutma hızının numune sertliğine etkileri araştırılabilir.
- 5-) Dönüşüm hızı ve dönüşüm davranışı üzerinde etkili olan iç sürtünme kuvvetlerinin araştırılması,
- 6-) Cu-Al-Be ve Cu-Al-Ni alaşımları β -faz bölgesinde farklı sürelerle tavlano p soğutulduktan sonra , tavlama süresinin dönüşüm sıcaklıklarına etkisi diferansiyel tarama kalorimetresi ve iletkenlik ölçümü ile tayin edilerek karşılaştırılabilir.
- 7-) Bu alaşımlara farklı soğutma işlemleri veya β -faz bölgesinde farklı sürelerle tavlano p belirli bir soğutma işlemi uygulandıktan sonra x-ışını difraktogramı ile yapıdaki değişimler incelenebilir.
- 8-) Metalografik gözlem ile soğutma hızının ve tavlama süresinin alaşımların tane büyüklüklerine etkisi araştırılabilir.
- 9-) Tavlama süresi ve soğutma hızına bağlı olarak çökelti fazların yoğunluğu araştırılabilir.
- 10-) Diferansiyel tarama kalorimetresi (DSC) ile veya iletkenlik ölçümü ile aktivasyon enerjilerinin hesaplanması yapılabilir
- 11-) Homojenleştirilen numunelerin farklı sıcaklıklarda yaşlandırma çalışmaları yapılabilir.
- 12-) Yaşlandırma sonucu oluşturulan çökelti faz yoğunlukları gözlenebilir ve bu yoğunlukların farklı sıcaklıklarda yaşlanmayla nasıl değiştiğı araştırılabilir.

13-) Kristal yapıda düzlemler arası mesafe farkı (Δd) ve sertlik değerlerinin mekanik çevrimleme ve termal çevrimlemeyle değişimleri incelenebilir.

14-) Dönüşümle ortaya çıkan yapı bozukluklarının, özellikle dislokasyon yoğunluklarının gözlenmesi ve hesaplanması yapılabilir.

15-) Bu alaşımlarda difüzyon kaynağı çalışması ve kaynak bölgesinin metalografik gözlemleri yapılabilir.



KAYNAKLAR

ADIGÜZEL, O. ve CEYLAN, M., (1988).Shape Memory Phenomena in Noble Metal Copper Based Alloys. **J. Inst. Sci. Techn. Gazi Üniv.**, 1, 1, 35-41.

ADIGÜZEL, O., (1987). Martensite Structure Determination in Shape Memory CuAlMn Alloys. **Common, Fac. Sci. Üniv. Ank. Series A2, A3.** 36, 47-55.

ADIGÜZEL, O., (1989). Observation of Ageing Effect in a Shape Memory CuZnAl Alloy. **Turkish Journal of Physics**, 13, 171-179.

ANDRADE, M. ve DELAEY, L., (1984). The Displacement Vectors of the Antiphase Domain Baunderies Inherited by Copper-Based 18R Martensities. **Transactions of the Japan Institute of Metals** 25, 11, 778-783.

ARTUNÇ, E., (1988). Demir-Alüminyum-Karbon Alaşımlarındaki Martensitik Faz Dönüşümünün Kristalografik Analizi. **Doktora Tezi.** Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

AYDOĞDU, A., (1995). Şekil Hatırlamalı CuAlNi Alaşımlarındaki Martensitik Dönüşümleri Üzerinde Termal Yaşlandırma Etkileri. **Doktora Tezi.** Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

AYDOĞDU, A., AYDOĞDU, Y. ve ADIGÜZEL, O., (1997). Electron Microscopy of Layered Structures in Copper Based Shape Memory Alloys **13. Ulusal Elektron Mikroskopi Kongresi**, 676-683. ODTÜ-ANKARA.

BARRET, C.S. ve MASSALSKI, T.B. (1982). **Structure of Metals**, Pergaman Press, Oxford.

BEESTON, B.E.P., HORNE, R.W. ve MARKHAM, R., (1972) Electron Diffraction and Optical Diffraction Techniques (Eds. A.M. Glauert), Cambridge, New York.

ÇAKMAK, S., (1992). Bakır Bazlı Alaşımlarda Martensit Varyantlarının Grup Kombinezonları. Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

DELAHEY, L., KRISHNAN, R.V., TAS, H. ve WARLIMONT, H., (1974). Thermoelasticity, Pseudoelasticity and the Memory Effects associated with Martensitic Transformations, Part 1, Journal Of Materials Science, 9, 1521-1535.

DİKİCİ, M., (1982). Faz Dönüşümü İçin Üç Kesmeli Kristalografik Model. Doktora Tezi. Fırat Üniversitesi Fen Fakültesi Fizik Mühendisliği, Elazığ.

DURLU, T.N., (1979). Strain-Induced Martensite in Fe-Ni-C Alloys. Proceeding of ICOMAT 79, Boston, 40-45.

FRIEND, C. M., (1986). The Effect of Applied Stress on the Reversible Strain in CuZnAl Shape Memory Alloys. Scripta Metall., 20, 995-1000.

FUNAKUBO, H., (1987). Shape Memory Alloys, J.B.Kennedy, Garden and Breach Science Publishers, London.

GAUTIER, E., ZHANG, J. S. ve ZHAN, X. M., (1995) Martensitic Transformation Under Stress in Ferrous Alloys. Mechanical Behaviour and Resulting Morphologies, ICOMAT 95 International Conference on Martensitic Transformations Lausanne, Switzerland August 20-25.

GIL, F. J. ve GULEMANY, J. M., (1991). The Influence of Stress-Stabilized Martensite on the Martensitic Transformation in Cu-18.10Zn-7.44Al Shape-Memory Single Crystals by Compression Tests. Journal Of Materials Science Letters, 10 1016-1018.

HONNA, T. (1986). The Mechanism of the All-Round Shape Memory Effect. Shape Memory Alloys' 86, Proceeding of the International Symposium on Shape Memory Alloys, China Academic Publishers, 83-88.

JURADO, M., MANOSA, L. PLANES, A. ve STASSIS, C., An Experimental Study of the Coupling Between the Order- Disorder Transition and the Martensitic Transformation in Cu-Al-Be Shape Memory Alloys, Journal De Physique IV Colloque C2, 5, 165-170.

KAYALI, N., (1993). CuZnAl Alaşımlarında Martensit Stabilizasyonu ve Yaşlandırma Etkileri. Doktora Tezi. Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.

KELLER, S. ve EDGAR J. F., (1989). Modeling of The Martensitic Transformation In Iron, Gewerbeschule Metalltechnik-Hamburg-Wilhelmsburg West-Germany.

KRISHNAN, R. V., DELAEY, L., TAS, H. ve WARLIMONT, H., (1974). Thermoelasticity, Pseudoelasticity and the Memory Effect Associated with Martensitic Transformations. Part 2, Journal of Materials Science, 9, 1536-1544.

KUWANO, N. ve WAYMAN, C. M., (1984). Some Effects of Parent Phase Aging on the Martensitic Transformation in a Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys. Metallurgical Transactions A 15A, 621-625.

MAKI, T. ve WAYMAN, C. M., (1977). Effect of Coherent Precipitates in Austenite on the Martensite Substructure in an Fe-Ni-Ti-C Alloys. Acta Metall., 25, 695-710.

MANOSA, L., ZARESTKY, J., LOGRASSO, T., DELANEY, D.W., ve STASSIS, C., (1993). Lattice-Dynamical Study of The Premartensitic State of Cu-Al-Be Alloys. Physical Review B, 48, 21, 15708-15711.

- MANOSA, L., JURADO, M., GONZALES-COMAS, A., OBRADO, E., PLANES, A., ZARESTKY, J., STASSIS. C., ROMERO, R., SOMOZA, A. ve MORIN, M., (1998).** A Comparative Study of the Post-Quench Behaviour of Cu-Al-Be and Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys. *Acta Metal*, 46, 3, 1045-1053.
- MELTON, K. N. ve MERCIER, O., (1979).** The Effect of Ordering on the Yield Stress of Martensitic CuZnAl Alloys. *Metallurgical Transactions A*, 10A, 875-879.
- MIYAZAKI, S ve OTSUKA, K., (1989).** Development of Shape Memory Alloys. *ISIJ International*, 29, 5, 353-377.
- MORRIS, M.A., (1992).** High Temperature Properties of Ductile Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys with Boron Additions. *Acta Metall.*, 40, 7, 1573-1586.
- MORRIS, M.A., ve LIPE, T., (1994)** Microstructural Influence of Mn Additions on Thermoelastic and Pseudoelastic Properties of Cu-Al-Ni Alloys. *Acta Metall.*, 42, 5, 1583-1594.
- NISHIYAMA, Z., (1978).** *Martensitic Transformation*. Academic Press, Newyork.
- OLSON, G. B. ve COHEN, M., (1975).** Thermoelastic Behaviour in Martensitic Transformations. *Scripta Metall*, 9, 1247-1254.
- ORTIN, J. ve PLANES. A., (1989).** Thermodynamics of Thermoelastic Martensitic Transformations. *Acta Metall.*, 37, 5, 1433-1441.
- OTSUKA, K., SAKAMOTO, H. ve SHIMIZI, K., (1979).** Successive Stress-Induced Martensitic Transformations and Associated Transformation Pseudoelasticity in Cu-Al-Ni Alloys. *Acta Metallurgica*, 27, 585-601.

- OTSUKA, K., SAWAMURA, T., SHIMIZU, K. ve WAYMAN, C. M., (1971). Characteristics of the Martensitic Transformation in TiNi and the Memory Effect. **Metallurgical Transactions** 2, 2583-2588.
- OTSUKA, K. ve SHIMIZU, K., (1986). Pseudoelasticity and Shape Memory Effects in Alloys. **International Metal Reviews** 31, 3, 93-114.
- OTSUKA, K., TOKONAMI, M. ve SHIMIZU, K., (1978). Structure Analysis of Stress- Induced β_1' Martensite in a Cu-Al-Ni Alloys by Neutron Diffraction. **Acta Metall.**, 27, 965-972.
- OTSUKA, K., WAYMAN, C. M. ve KUBO, H., (1978). Diffuse Electron Scattering in β -Phase Alloys. **Metallurgical Transaction A**, 9A, 1075-1085.
- PELEGRINA, J. L., CHANDRASEKARAN, M. ve ANDRADE, M. S., (1988). On the Structural Implication of Some Weak Reflections in [100] Zone Electron Diffraction Patterns From β_1' Cu-Zn-Al Martensite. **Acta Metall**, 36, 4, 1111-1115.
- PORTER, D. A. ve EASTERLING, K. E., (1992). **Phase Transformations in Metal and Alloys**, Chapmanand Hall, London.
- QINGFU, C. , HURTADO, I., STALMANS, R. ve VAN HUMBEECK, J., (1995). Stabilisation of Martensite During Training of Cu-Al-Ni Single Crystals. **Journal De Physique IV Colloque C2**, 5, 181-186.
- ROITBURD, A. L. ve KURDJUMOV, G. V., (1979). The Nature of Martensitic Transformations. **Materials Science and Engineering**, 39, 141-167.
- SABURI, T., NENNO, S. ve WAYMAN, C. M., (1979). Shape Memory Mechanism in Alloys. **Proceedings of ICOMAT 79, Cambridge, Massachuseff, U.S.A., 24-29 June**, 619-632.

- SABURI, T., WAYMAN, C. M., TAKATA, K. ve NENNO, S., (1980). The Shape Memory Mechanism in 18R Martensitic Alloys. *Acta Metall.*, **28**, 15-32.
- SABURI, T., ve WAYMAN, C. M., (1979). Crystallographic Similarities in Shape Memory Martensites. *Acta Metall.*, **27**, 979-995.
- SCARSBROOK, G ve STOBBS, W.N., (1987). The Martensitic Transformation Behaviour and Stabilisation of Rapidly Quenched Cu-Zn-Al- Ribbons. *Acta Metall.* **35**,1, 47-56.
- SHIMIZU, K., SAKAMOTO, H. ve OTSUKA, K., (1978). Phase Diagram Associated with Stress-Induced Martensitic Transformations in a Cu-Al-Ni Alloys. *Scripta Metall.* **12**, 771-776
- SHIMIZU, K., ve TADAKI, T., (1984). Shape Memory Alloys, Edited By Funakubo, H., Gordon and Breach Science Publishers, pp.1.
- STROZ, D., LEKSTON, Z., DRUGACZ, J. ve MORAWIEC, H., (1995). Effect of Thermomechanical Treatment on Structure and Shape Recovery of a TiNiCo Alloys ICOMAT, 95, International Conference on Martensitic Transformation Lausanne, Switzerland, August, 181-186.
- SHUCHUAN,C., HSU,T.Y., FAN,Y. ve JIHAU,Z. (1992). Stabilization of Martensite and Ordering of the Parent Phase in a Cu-Zn -Al Alloy. Monterey Institute for Advanced Studies, Monterey, California, USA.
- TARHAN, E., (1996). Transmission Electron Microscopical Characterization of CuZnAl And CuAlNi Shape Memory Alloys . *Doktora Tezi ODTÜ*, Malzeme ve Metalurji Mühendisliği Bölümü, ANKARA.

TARHAN, E. ve BOR, Ş., (1997). 13. Ulusal Elektron Mikroskopi Kongresi, ODTÜ-ANKARA, 670-675.

TAUTZENBERGER, P., (1990). Termal Actuators; A Comparison of Shape Memory Alloys with Thermoelastic Bimetals and Wax Actuators Engineering Aspects of Shape Memory Alloys Edited By Duering, T. W., Melton, K. N., Stockel, D. And Wayman, CMS., Butter Worth - Heinemann Ltd. p.3.

TAUZENBERGER, P., RAU, G. ve COWORKERS, (1989). Properties and Applications of Shape Memory Actuators. The Martensitic Transformation in Science and Technology. DGM Informations Gesellschaft, Verlag, Germany, 213-222.

VERHOEVEN, J. D., (1975). Fundamentals of Physical Metallurgy, John Wiley&Sons, NewYork.

WARLIMONT, H ve DELAEY, L., (1974). Martensitic Transformation in Copper-Silver and Gold-Based Alloys. Pergamon Press, Oxford, New York.

WAYMAN, C. M. ve DUERING, T.W., (1990). An Introduction to Martensite and Shape Memory. Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, edited By Duering, T. W., Melton, K. N., Stöckel, D. and Wayman, CMS., Butter Worth - Heinemann Ltd. p.3.

WU, M. H., (1990). Cu-Based Shape Memory Alloys Engineering Aspects of Shape Memory Alloys. Edited By Duering, T. W., Melton, K. N., Stöckel, D. and Wayman, CMS., Butter Worth - Heinemann Ltd. p.3.

XUAN, Q., BOHONG , J. ve HSU, T. Y., (1987). The Effect of Martensite Ordering on Shape Memory Effect in a Copper-Zinc-Aluminium Alloy. Materials Science and Engineering, 93, 203-211.

ZUNIGA-FLORES, H., BELKAHLA, S., LOVEY, F.C.ve GUENIN, G., (1992). The Two Way Memory Effect of Cu-Al-Be Alloys: General Characteristics and Aging. ICOMAT,92 Proceedings of the International Conference on Martensitic Transformations, Monterey, California,USA 1053-1058.

ZUNIGA-FLORES, H., RIOS-JARA, D., LOVEY, F. C. ve GUENIN, G., (1995). Thermal Stability of Beta Phase in a Cu-Al-Be Shape Memory Alloys. Journal De Physique IV Colloque C2,5, 171-174.



**T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KÜLTÜR VE
DOKÜMANTASYON MERKEZİ**