

175830

**SAF BAKIRIN YÜKSEK SICAKLIKTAKİ MEKANİK DAVRANIŞI:
DİNAMİK YENİDEN KRİSTALLEŞME VE DİNAMİK TANE BÜYÜMESİ**

**DOKTORA TEZİ
Y. Müh. Selim YILDIRIM
(506922020)**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 16 Şubat 2001
Tezin Savunulduğu Tarih : 04 Temmuz 2001**

Tez Danışmanı :

Prof.Dr. A.Emel GEÇKİNLİ

Diğer Jüri Üyeleri

Prof.Dr. E.Sabri KAYALI

Prof.Dr. Lütfi ÖVEÇOĞLU

Prof.Dr. Hikmet ÜÇİŞİK (B.Ü.)

Prof.Dr. İrfan YÜKLER (M.Ü.)

Emel Geçkinli
S. Kayalı
Lütfi Öveçoğlu
Hikmet Üçişik
İrfan Yüklér

TEMMUZ 2001

ÖNSÖZ

Tezimin her aşamasında fikir ve önerilerinden faydalandığım saygıdeğer hocam Prof. Dr. A. Emel GEÇKİNLİ'ye sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Literatür taraması sırasında yardımlarını gördüğüm Prof.Dr. E. Sabri KAYALI'ya, Prof.Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU'na ve Prof.Dr. A.Hikmet ÜÇİŞİK'a teşekkür ederim.

Deneysel çalışmalarında ve numunelerimin hazırlanmasında büyük yardımlarını gördüğüm değerli arkadaşlarım, Teknisyen Mızrap CANIBEYAZ'a, Müh. Hasan HARMAN'a, Teknisyen Celal ERTEKİN'e, Dr. Müh. Necip ÜNLÜ'ye teşekkür ederim.

Eğitim hayatımda maddi ve manevi yönden desteklerini hiç esirgemeyen aileme ve eşime de sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Ayrıca deney malzemelerini temin ettiğim, SARKUYSAN A.Ş. ve ALBAKSAN'a teşekkürlerimi sunmak isterim.

OCAK 2001

Met. Y. Müh. Selim YILDIRIM

İÇİNDEKİLER

KISALTMALAR.....	v
TABLO LİSTESİ.....	vi
ŞEKİL LİSTESİ.....	vii
SEMBOL LİSTESİ.....	xiii
ÖZET.....	xiv
SUMMARY.....	xv
1. GİRİŞ VE AMAÇ.....	1
2. YENİDEN KRİSTALLEŞME	3
2.1. Soğuk İşlemde Depolanan Enerji.....	4
2.2. Toparlanma	6
2.2.1. Toparlanma Aşamasında Dislokasyon Hareketleri ve Poligonizasyon ..	7
2.3. Yeniden Kristalleşme.....	12
2.3.1. Yeniden Kristalleşmeye Etki Eden Faktörler	14
2.3.1.1. Yeniden Kristalleşmeye Zaman ve Sıcaklığın Etkisi.....	14
2.3.1.2. Yeniden Kristalleşmeye Deformasyon Miktarının Etkisi	18
2.3.1.3. Yeniden Kristalleşmeye Metalin Saflığının Etkisi.....	21
2.3.1.4. Yeniden Kristalleşmeye Başlangıç Tane Boyutunun Etkisi	22
2.3.2. Yeniden Kristalleşme Sıcaklığı.....	22
2.4. Tane Büyümesi	23
3. MALZEMELERİN YÜKSEK SICAKLIKTAKİ DEFORMASYON DAVRANIŞI	28
3.1. Dinamik Toparlanma	33
3.1.1. Dinamik Toparlanmada Mikroyapı	34
3.2. Dinamik Yeniden Kristalleşme	35
3.2.1. Dinamik Yeniden Kristalleşme Mikroyapısı	38
3.2.2. Dinamik Yeniden Kristalleşmeye Etki Eden Faktörler.....	39
3.2.2.1. Deformasyon Hızı ve Sıcaklık.....	40
3.2.2.2. İstif Hatası Enerjisi.....	41
3.2.2.3. Alaşım Elementi İlavesi.....	44
3.3. Dinamik Tane Büyümesi ve Süneklik Gelişimi	46
3.4. Yüksek Sıcaklıkta Kırılma	47
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	51
4.1. Kullanılan Malzemeler	51
4.2. Yüksek Sıcaklık Çekme Deney Numunelerinin Hazırlanması	53
4.3. Farklı Tane Boyutuna Sahip Numuneler Elde Edilmesi.....	53
4.4. Yüksek Sıcaklık Çekme Deneyleri.....	53
4.5. Metalografik Çalışmalar ve Görüntü Analizi	56
4.6. Taramalı Elektron Mikroskopunda (SEM) Kırık Yüzey İncelemeleri	57
4.7. Sertlik Deneyleri	57
5. DENEY SONUÇLARI VE İRDELENMESİ	58
5.1. Başlangıç Mikroyapısı ve Tane Boyutu Ölçümleri.....	58
5.2. Yüksek Sıcaklık Çekme Deney Sonuçları.....	59

5.3. Çekme Numunelerinin Metalografisi	71
5.4. Görüntü Analizi Sonuçları	84
5.5. Sertlik Deneyi Sonuçları	85
5.6. Sonuçların İrdelenmesi	86
5.6.1. Tane Boyutunun Etkisi	89
5.6.2. Sıcaklığın Etkisi	90
5.6.3. Deformasyon Hızının Etkisi	92
5.6.4. Tane Boyutu, Sıcaklık ve Deformasyon Hızının Ortak Etkisi	94
5.6.5. Aktivasyon Enerjisi	96
5.6.6. Kırılma Mekanizması	97
6. GENEL SONUÇLAR	101
KAYNAKLAR	103
ÖZGEÇMİŞ	109



KISALTMALAR

OFHC	: Oxygen Free High Conductivity
TEM	: Transmission Electron Microscopy
SEM	: Scanning Electron Microscopy
SFE	: Stacking Fault Energy
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik
At. %	: Atomik yüzde
Ağ. %	: Ağırlıkça yüzde
µm	: Mikrometre
dk	: Dakika



TABLO LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 2.1. Saf bakıra At.%0,01 kadar element ilavesinin yeniden kristalleşme sıcaklığına etkisi.....	21
Tablo 2.2. Bazı metallerin yeniden kristalleşme ve ergime sıcaklıkları.....	23
Tablo 4.1. Deneylerde kullanılan malzemeler	51
Tablo 4.2. Saf bakırın özellikleri.....	51
Tablo 4.3. Kullanılan sıcaklıkların, mutlak sıcaklık ve benzeş sıcaklık eşdeğerleri.....	54
Tablo 4.4. Kullanılan çene hızlarının mühendislik deformasyon hızı eşdeğerleri.....	54
Tablo 4.5. OFHC-bakır ve alaşımlı bakırda farklı tane boyutu, deformasyon sıcaklığı ve deformasyon hızlarında gerçekleştirilen yüksek sıcaklık çekme deneylerinin planı.....	55
Tablo 5.1. OFHC-Bakırın oda sıcaklığındaki çekme deney sonuçları	59
Tablo 5.2. 25µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme deney sonuçları	60
Tablo 5.3. 50µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme deney sonuçları	60
Tablo 5.4. 100µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme deney sonuçları	61
Tablo 5.5. 150µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme deney sonuçları	61
Tablo 5.6. 100µm başlangıç tane boyutuna sahip alaşımlı bakırın yüksek sıcaklık çekme deney sonuçları	61
Tablo 5.7. OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme numunelerine ait görüntü analizi sonuçları	84
Tablo 5.8. Farklı başlangıç tane boyutuna sahip, çeşitli sıcaklık ve deformasyon hızlarında yüksek sıcaklık çekme deneyleri sonucunda kopan bakır numunelerinin kopma ve homojen deformasyon bölgelerindeki sertlikleri	85

ŞEKİL LİSTESİ

	Sayfa No
Şekil 2.1. Bakırın soğuk işlem tane yapısı, 200x; a) Soğuk işlem görmemiş, b) %31 Soğuk işlem, c) %67 Soğuk işlem, d) %82 Soğuk işlem görmüş yapı	3
Şekil 2.2 Çok kristalli saf bakırda soğuk işlemde depolanan enerji	4
Şekil 2.3 Değişik oranlarda soğuk işleme uğramış saf bakırın TEM mikrografları; a) %25, b) %50, c) %75 soğuk deformasyon.....	5
Şekil 2.4 Soğuk deformasyona uğramış nikelin anizotermal tavlama eğrisi ...	7
Şekil 2.5 Dislokasyonların kayması ve tırmanması	7
Şekil 2.6 a) %30 Soğuk deformasyona uğramış pirincin optik mikroskop görüntüsü, 75x, b) Az miktarda soğuk deformasyona uğramış alüminyumun TEM mikrografı, c) Paslanmaz çelikte tane sınırında dislokasyon yığılmasını (pile up) gösteren TEM mikrografı, 20000x	8
Şekil 2.7 a) Kenar dislokasyonlar, b) Poligonizasyon sırasında kenar dislokasyonlarının dizilmesi.....	8
Şekil 2.8 Tavlama esnasında alt-tane oluşum aşamaları	9
Şekil 2.9 Demir-Silisyum tek kristalinin (%3,25 Si içeren Fe-Si alaşımı) farklı sıcaklıklarda bir saat tavlama ile oluşan yapılar	10
Şekil 2.10 a) Soğuk deformasyona uğramış çinkonun Laue paterni, b) Soğuk deformasyona uğradıktan sonra tavlama (345°C'da 19 saat) çinkonun Laue paterninde görülen kesikli çizgiler, c) Poligonizasyonu gösteren şematik Laue paternleri	11
Şekil 2.11 Soğuk deformasyon ve tavlama ile malzemede meydana gelen değişikliklerin şematik gösterilmesi	13
Şekil 2.12 Tane sınırının hareketiyle çekirdek oluşumu	13
Şekil 2.13 İzotermal yeniden kristalleşme eğrilerinin elde edilmesi	14
Şekil 2.14 %98 Soğuk deformasyona uğramış saf bakırın(%99.999Cu) izotermal yeniden kristalleşme eğrileri	15
Şekil 2.15 Saf bakırın %50 yeniden kristalleşme miktarına karşı mutlak sıcaklığın tersinin ilişkisi.....	15
Şekil 2.16 Tavlama süresine bağlı olarak yeniden kristalleşmenin gelişmesi ...	16
Şekil 2.17 Soğuk deforme edilmiş pirinçte yeniden kristalleşmenin evreleri (75x); a) %30 Soğuk deforme edilmiş, b) 580°C'da 3 sn tutulmuş, c) 580°C'da 4 sn tutulmuş, d) 580°C'da 4 sn tutulmuş, e) 580°C'da 1 saat tutulmuş malzemenin mikroyapısı	18
Şekil 2.18 Saf bakırda deformasyon miktarıyla a) depolanan enerji, b) yeniden kristalleşme sıcaklığının değişimi.....	19

Şekil 2.19	Farklı başlangıç deformasyon oranlarının zirkonyumun yeniden kristalleşme süresine etkisi	19
Şekil 2.20	Zirkonyumun yeniden kristalleşme aktivasyon enerjisinin soğuk işlem miktarıyla değişimi	20
Şekil 2.21	Alfa-pirinçte soğuk işlem miktarının yeniden kristalleşmiş tane boyutuna etkisi.....	20
Şekil 2.22	Alüminyumda yeniden kristalleşme sıcaklığına saflığın etkisi.....	21
Şekil 2.23	Çeşitli metallerin ergime sıcaklıklarıyla yeniden kristalleşme sıcaklıklarının değişimi.....	23
Şekil 2.24	Tane büyümesi esnasında tane sınırlarının değişimi	25
Şekil 2.25	Tane birleşmesiyle tane büyümesinin şematik gösterilişi	26
Şekil 2.26	İkincil (sekonder) yeniden kristalleşme.....	26
Şekil 2.27	Bazı metal ve alaşımlarda tane büyümesinin sıcaklıkla değişimi.....	27
Şekil 3.1	Tipik sürünme eğrisi.....	30
Şekil 3.2	Sürünme eğrilerine a) gerilmenin, b) sıcaklığın etkisi	31
Şekil 3.3	Bazı saf çok-kristalli malzemelerde sürünme aktivasyon enerjisi ile self-yayınma aktivasyon enerjisi arasındaki ilişki	32
Şekil 3.4	Sıcak işlem esnasında mümkün olan mikroyapısal değişimler a)Dinamik toparlanmayı takip eden statik toparlanma, b)Dinamik toparlanmayı takip eden statik yeniden kristalleşme, c)Dinamik yeniden kristalleşme ve takip eden statik yeniden kristalleşme	33
Şekil 3.5	Dinamik toparlanmaya maruz kalan bir malzemenin gerilme deformasyon davranışı. Kararlı gerilme değeri, deformasyon hızı arttığında ve sıcaklık düştüğünde artar	34
Şekil 3.6	Ticari alüminyumda kararlı hal gerilmesiyle alt-tane boyutu arasındaki ilişki	35
Şekil 3.7	a) Dinamik yeniden kristalleşmeye maruz kalmış bir malzemenin σ - ϵ davranışı (şematik), b) 0.25C'lu çeliğin 1373°K'de, farklı deformasyon hızlarındaki σ - ϵ davranışı c) 0.60C'lu çeliğin $\dot{\epsilon}=1,3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 'de, farklı sıcaklıklardaki σ - ϵ davranışı	36
Şekil 3.8	Düşük ve yüksek gerilmelerde sürünen bir malzemenin $\dot{\epsilon}$ - ϵ davranışı.....	37
Şekil 3.9	Çok pikli veya tek pikli dinamik yeniden kristalleşme meydana gelmesinde etkili olan pik, kararlı hal ve dinamik yeniden kristalleşme deformasyonları arasındaki ilişkinin şematik gösterilmesi	38
Şekil 3.10	Ostenitik paslanmaz çeliğin yüksek sıcaklıkta deformasyonunda mikroyapı gelişimi	39
Şekil 3.11	Pik akma gerilmesinin(σ_p) Zener-Holloman Parametresine(Z) bağlı olarak değişimi. Aynı zamanda azalan Z değeriyle beraber tek-pikten (içi boş semboller) çok-pik'e (içi dolu semboller) akma gerilmesi davranışı geçişini göstermektedir.....	40
Şekil 3.12	Ni ve Cu için dinamik yeniden kristalleşmiş tane boyutunun Zener-Holloman Parametresine bağlı olarak değişimi	41

Şekil 3.13	İstif hatası bölgesinin şematik gösterilişi; a) İntrinsik istif hatası, b) YMK yapıda, bir dislokasyonun kısmi dislokasyonlara ayrışması	42
Şekil 3.14	İstif hatası enerjisinin deformasyon kayma etkisi; a) yüksek istif hatası enerjisine sahip malzemede dalgalı, b) düşük istif hatası enerjisine sahip malzemede düzlemsel kayma davranışı	42
Şekil 3.15	İstif hatası enerjisinin dinamik toparlanma ve dinamik yeniden kristalleşmeye etkisi	43
Şekil 3.16	Yüksek sıcaklıkta tipik gerilme-deformasyon eğrisi. a) Yüksek ve b) düşük istif hatası enerjisine sahip malzemeler için mikroyapıdaki değişim	44
Şekil 3.17	Bakırın saflık derecesinin kararlı hal gerilmesine σ_s etkisi (4NCu=%99,99Cu, 6NCu=%99,9999Cu, 7NCu=%99,99999Cu).....	45
Şekil 3.18	0,7T _m 'de Deforme edilmiş Cu-Al alaşımlarında Al içeriğinin dinamik yeniden kristalleşmeye etkisi	45
Şekil 3.19	Tane boyutu 100µm olan saf bakırın (%99.9), sıcaklık ve deformasyon hızına bağlı olarak süneklik değişimi	46
Şekil 3.20	Saf bakırda dinamik tane büyümesinin mikroyapıya etkisi, deformasyon sıcaklığı 0.72T _m , deformasyon hızı a) $8.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ ve b) $8.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	47
Şekil 3.21	400°C'da Pirincin (Cu-%30Zn) başlangıç tane boyutunun sünekliğine etkisi.....	47
Şekil 3.22	Düşük ve yüksek sıcaklık kırılma mekanizmalarının en basit sınıflandırılması	48
Şekil 3.23	Transgranüler sürünme kırılması	49
Şekil 3.24	İntergranüler sürünme kontrollü kırılma.....	49
Şekil 3.25	Genellikle YMK malzemelerde dinamik toparlanma veya dinamik yeniden kristalleşme sonucu meydana gelen sünek kopma.....	50
Şekil 3.26	Bakırın kırılma mekanizması haritası	50
Şekil 4.1	a) Bakır-krom ve b) Bakır-zirkonyum ikili denge diyagramları.....	52
Şekil 4.2	Yüksek sıcaklık çekme deney numunesinin a) şematik görünümü, b) yüzeyi 1200 no'lu zımpara ile parlatılmış numune.....	53
Şekil 4.3	a) Instron üniversal test cihazı, b) yüksek sıcaklık aparatı, çekme çeneleri ve numune yerleşim şekli	55
Şekil 4.4	Instron üniversal test cihazına ait yüksek sıcaklık çekme eğrileri; OFHC bakır, başlangıç tane boyutu 50µm, deney sıcaklığı 700°C, a) 1mm/dk çene hızı, b) 5mm/dk çene hızı	56
Şekil 4.5	Yüksek sıcaklık çekme deneyi sonrasında, çekme yönünde tüm kesiti metalografik olarak hazırlanmış kopmuş çekme numuneleri ..	56
Şekil 5.1	OFHC-bakır numunede elde edilen farklı tane boyutları: a) Orijinal yapı, b) 300°C'da, c) 700°C'da, d) 900°C'da yarım saat süreyle tavlanmış yapılar	58
Şekil 5.2	Alaşımlı bakır numunenin orijinal mikroyapısı	59

Şekil 5.3	25µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme eğrileri (eğrilerin üzerinde deney sıcaklığı, °C ve çene hızı, mm/dk belirtilmiştir).....	62
Şekil 5.4	50µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme eğrileri (eğrilerin üzerinde deney sıcaklığı, °C ve çene hızı, mm/dk belirtilmiştir).....	63
Şekil 5.5	100µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme eğrileri (eğrilerin üzerinde deney sıcaklığı, °C ve çene hızı, mm/dk belirtilmiştir).....	64
Şekil 5.6	150µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme eğrileri (eğrilerin üzerinde deney sıcaklığı, °C ve çene hızı, mm/dk belirtilmiştir).....	65
Şekil 5.7	100µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme eğrileri (eğrilerin üzerinde deney sıcaklığı, °C ve çene hızı, mm/dk belirtilmiştir).....	66
Şekil 5.8	25µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık a)çekme mukavemeti, b)%uzama ve c)kesit daralmasının çekme hızı ile değişimi.....	67
Şekil 5.9	50µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık a)çekme mukavemeti, b)%uzama ve c)kesit daralmasının çekme hızı ile değişimi.....	68
Şekil 5.10	100µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık a)çekme mukavemeti, b)%uzama ve c)kesit daralmasının çekme hızı ile değişimi.....	69
Şekil 5.11	100µm başlangıç tane boyutuna sahip alaşımlı bakırın yüksek sıcaklık a)çekme mukavemeti, b)%uzama ve c)kesit daralmasının çekme hızı ile değişimi.....	70
Şekil 5.12	25µm başlangıç tane boyutuna sahip, 500°C'da (0.57T _m) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk, c)50 mm/dk çene hızı.....	72
Şekil 5.13	25µm Başlangıç tane boyutuna sahip, 700°C'da (0.72T _m) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk, c)50 mm/dk çene hızı.....	73
Şekil 5.14	50µm Başlangıç tane boyutuna sahip, oda sıcaklığında (0.25T _m) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk, c)50 mm/dk çene hızı	75
Şekil 5.15	50µm Başlangıç tane boyutuna sahip, 300°C'da (0.42T _m) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk, c)50 mm/dk çene hızı.....	76
Şekil 5.16	50µm Başlangıç tane boyutuna sahip, 500°C'da (0.57T _m) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk, c)50 mm/dk çene hızı.....	77
Şekil 5.17	50µm başlangıç tane boyutuna sahip, 700°C'da (0.72T _m) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk, c)50 mm/dk çene hızı.....	78

Şekil 5.18	100µm başlangıç tane boyutuna sahip, 500°C'da (0.57T _m) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk, c)50 mm/dk çene hızı	79
Şekil 5.19	100µm başlangıç tane boyutuna sahip, 700°C'da (0.72T _m) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk, c)50 mm/dk çene hızı	80
Şekil 5.20	100µm başlangıç tane boyutuna sahip, 750°C'da (0.75T _m) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk, c)50 mm/dk çene hızı	81
Şekil 5.21	150µm başlangıç tane boyutuna sahip, 700°C'da (0.72T _m) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk çene hızı	82
Şekil 5.22	100µm başlangıç tane boyutuna sahip, 700°C'da (0.72T _m) çekilmiş alaşımlı bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk, c)50 mm/dk çene hızı	83
Şekil 5.23	OFHC-bakır numunelerde kesit daralmasının başlangıç tane boyutuyla değişimi	89
Şekil 5.24	OFHC-bakır numunelerde mukavemetin başlangıç tane boyutuyla değişimi	90
Şekil 5.25	OFHC-bakır numunelerde a)kesit daralması b)mukavemetin sıcaklık ile değişimi	91
Şekil 5.26	OFHC-bakır numunelerde, 700°C'da kesit daralmasının deformasyon hızı ile değişimi.....	92
Şekil 5.27	OFHC-bakır numunelerde, 700°C'da a)kesit daralması b)mukavemetin deformasyon hızı ile değişimi.....	93
Şekil 5.28	a) Çekme mukavemetinin (σ_p) ve b) nihai tane boyutunun Zener-Holloman parametresi (Z) ile değişimi; içi dolu semboller çok-pikli, içi boş semboller tek pikli dinamik yeniden kristalleşmeyi göstermektedir (Yıldız-☆ sembolleri ile gösterilen noktalar, bu çalışmadan elde edilen değerlerdir.)	93
Şekil 5.29	%0.16 C'lu çeliğin a) 940°C'da başlangıç tane boyutuna deformasyon hızının etkisi (P _i pik değerlerini göstermektedir), b) başlangıç tane boyutunun, çok pikli davranıştan tek pikli davranışa geçişe etkisi (Z _c)	94
Şekil 5.30	Sakai ve Jonas'a göre, başlangıç tane boyutuyla Zener-Holloman parametresine dayalı dinamik yeniden kristalleşme davranışı	95
Şekil 5.31	Bu çalışmadan elde edilen verilerle, bakırın dinamik yeniden kristalleşme mekanizma haritası	95
Şekil 5.32	Literatürde mevcut, saf, polikristal bakırla yapılmış çalışmaların datasını da kullanarak oluşturulmuş, başlangıç tane boyutu ve Z parametresine bağlı olarak dinamik yeniden kristalleşme davranışı	96
Şekil 5.33	Düşük sıcaklıkta sünek kırılma SEM görüntüsü; OFHC-bakır kırık yüzeyi, 27°C(0.25T _m), 50µm başlangıç tane boyutu, 10mm/dk çene hızı	98

Şekil 5.34	Yüksek sıcaklıkta intergranüler kırılma sonucu tane sınırlarında boşluk oluşması; OFHC-bakır kırık yüzeyi, 750°C(0.75T _m), 100µm başlangıç tane boyutu, 2mm/dk çene hızı	98
Şekil 5.35	Dinamik yeniden kristalleşme sonucu sünek olarak kopmuş OFHC-bakırın kopma noktasının SEM görüntüsü; 700°C(0.72T _m), a) ve b) 50µm başlangıç tane boyutu, 10mm/dk çene hızı, c) 25µm başlangıç tane boyutu, 2mm/dk çene hızı	99
Şekil 5.36	Yüksek sıcaklıkta intergranüler kırılma SEM görüntüsü; OFHC-bakır kırık yüzeyi, 700°C(0.72T _m), 100µm başlangıç tane boyutu, a) ve b) 10mm/dk çene hızı, c) 2mm/dk çene hızı.....	100



SEMBOL LİSTESİ

B	: Tane kenar sayısı
C	: Tane köşe sayısı
D	: Tane boyutu
E	: Elastisite modülü
ΔE	: Depolanan deformasyon enerjisi
ΔF	: Soğuk işlem serbest enerjisi
G	: Tane büyüme hızı
ΔG	: Tane büyümesi için gerekli enerji
h	: Kısmi dislokasyonların ayrılma mesafesi
n	: Deformasyon sertleşmesi üssü
N	: Birim hacimdeki çekirdek sayısı
$\dot{N}$	: Yeniden kristalleşme çekirdeklenme hızı
m	: Deformasyon hızı duyarlılığı üssü
P	: Çokgen (tane) sayısı
Q	: Aktivasyon enerjisi
r	: Yarıçap
R	: Gaz sabiti (1.987kal/mol°K)
RH	: Reaksiyon hızı
ΔS	: Entropi artışı
t	: Zaman
T	: Sıcaklık
T_m	: Ergime sıcaklığı
X	: t süresinde kristalleşen tanelerin toplam hacmi
v	: Hacim
γ	: Yüzey gerilmesi
Z	: Zener-Holloman parametresi
ε	: Birim şekil değiştirme (deformasyon oranı)
$\dot{\varepsilon}$	: Deformasyon hızı
γ_{sf}	: İstif hatası enerjisi
σ	: Gerilme
σ_p	: Pik akma gerilmesi
σ_s	: Kararlı hal gerilmesi
λ	: Alt-tane boyutu
τ	: Yeniden kristalleşme kuluçka süresi
A, c, k, k', k₁, k₂, K, L, m, M, n, p, q	: Sabitler

SAF BAKIRIN YÜKSEK SICAKLIKTAKİ MEKANİK DAVRANIŞI: DİNAMİK YENİDEN KRİSTALLEŞME VE DİNAMİK TANE BÜYÜMESİ

ÖZET

Metal ve alaşımların yüksek sıcaklıktaki deformasyon mekanizmalarını ve/veya yapısal değişimlerinin sebebini anlamak, malzemelerin sıcak işlem davranışı ile nihai mekanik özelliklerini kontrol etme imkanını sağlar.

Bu çalışmanın amacı, teknolojik önemi nedeniyle saf bakırda, dinamik yeniden kristalleşme, dinamik tane büyümesi ve kırılmanın ayrıntılı metalografik etüdünü yapmak, gözlem sonuçlarını işlem parametreleri açısından daha önce yapılmış çalışmalarla birlikte irdeleyerek, maksimum süneklığe ulaşma koşullarını, başlangıç tane boyutu, işlem sıcaklığı ve deformasyon hızı yönünden optimize etmektir.

Deneysel çalışmalarda, 25µm orijinal tane boyutuna sahip saf bakır (OFHC-Cu) numuneler, farklı sıcaklıklarda tavlansak, ortalama 50, 100 ve 150µm tane boyutuna sahip numuneler elde edilmiştir. Farklı tane boyutuna sahip numuneler, 300, 405, 500 ve 700 °C sıcaklıklarda ($0.42-0.75T_m$) ve 1, 2, 5, 10, 20 ve 50 mm/dk çene hızlarında ($5.6 \times 10^{-4} - 2.8 \times 10^{-2} \text{ sn}^{-1}$) çekme deneyine tabi tutulmuştur. Çekme deneyleri sonunda numunelerin çekme yönündeki kesitleri metalografik olarak incelenerek; yeniden kristalleşme miktarı, tane boyutu saptanmış ve mikro sertlikleri ölçülmüştür. Kırık yüzeyler, stereo ve taramalı elektron mikroskopunda (SEM) incelenmiştir.

Deney sonuçları, saf bakır numunelerin başlangıç tane boyutunun, malzemenin yüksek sıcaklıktaki mekanik davranışına önemli ölçüde etki ettiğini göstermiştir. Uygulanan deney koşullarında, 25, 100, 150µm tane boyutuna sahip numunelerde kısmi ve 50µm tane boyutuna sahip numunelerde ise tamamen dinamik yeniden kristalleşmenin yer aldığı saptanmıştır. Numunelerde, maksimum süneklilik, 50µm tane boyutunda, 700°C ve 10 mm/dk çekme hızında elde edilmiş ve süneklilik artışının "dinamik yeniden kristalleşmeden" kaynaklandığı anlaşılmıştır. Başlangıç tane boyutunun 50µm altında olması halinde deney koşullarının tane büyümesine yol açarak sünekliliği olumsuz yönde etkilediği ve benzer durumun iri taneli numunelerde de ortaya çıktığı görülmüştür. Dinamik yeniden kristalleşmenin yer aldığı numunelerde, tipik sünek kırılma görülürken, iri taneli numunelerde tane sınırlarının kayması sonucu intergranüler kırılma saptanmıştır.

Deney sonuçları, dinamik yeniden kristalleşme ve dolayısıyla maksimum süneklilik için, başlangıç tane boyutuna bağlı olarak, işlem sıcaklığı ve deformasyon hızı açısından belirli koşulların sağlanması gerektiğini ortaya koymuştur. Bu koşulların neler olduğu gözlemlere dayanılarak tezde tartışılmıştır.

MECHANICAL BEHAVIOR OF PURE COPPER AT ELEVATED TEMPERATURES: DYNAMIC RECRYSTALLIZATION AND DYNAMIC GRAIN GROWTH

SUMMARY

Understanding of plastic deformation mechanisms and/or microstructural changes of metals and alloys at elevated temperatures, makes possible to control their hot working behavior and final mechanical properties.

The aim of the present work is to examine the detailed metallographic study of dynamic recrystallization, dynamic grain growth and fracture mechanism for pure copper due to its technologic importance. It was also aimed to optimize the conditions to achieve maximum ductility in terms of initial grain size, process temperature and deformation rate.

For experimental studies, the samples with 50, 100 and 150 μm average grain sizes have been obtained as a result of annealing of pure copper (OFHC-Cu) having initial grain size of 25 μm at different temperatures. The samples of different grain sizes have been subjected to tensile tests at temperatures 300, 405, 500 and 700°C (0.42-0.75 T_m) and cross-head speeds 1, 2, 5, 10, 20 and 50 mm/min. (5.6×10^{-4} – 2.8×10^{-2} s^{-1}). After the tensile tests, longitudinal cross sections of the ruptured samples were examined metallographically. The amount of recrystallization, grain size and microhardness values were measured. Fractured surfaces have been investigated through stereo and scanning electron microscope (SEM).

Experimental results have revealed that initial grain size of pure copper samples was considerably effective on mechanical behavior of the material at elevated temperatures. In the experimental conditions, partial dynamic recrystallization have occurred for the samples having 25, 100 and 150 μm grain size while full dynamic recrystallization have occurred for the sample having 50 μm grain size. Maximum ductility was achieved for the sample with 50 μm grain size at 700°C and 10 mm/min cross-head speed due to dynamic recrystallization. If the initial grain size is finer or coarser than 50 μm , ductility decreased as a result of grain growth under the applied test conditions. Typical ductile fracture is observed for the samples in which dynamic recrystallization have occurred while intergranular fractures were observed as a result of grain boundary sliding for coarse grained samples.

Experimental results indicated that particular conditions should be provided in terms of process temperature and deformation rate depending upon initial grain size for dynamic recrystallization and also maximum ductility. These conditions were discussed in this thesis based on the experimental observations.

1. GİRİŞ VE AMAÇ

Teknolojide metal malzemelerin şekillendirilmesinde çeşitli yöntemler kullanılır ve uygulanan yöntemle ilgili olarak malzeme belirli özellikler kazanır. Yassı mamul, tel, boru gibi ürünlerin imalinde uygulanan haddeleme, derin çekme, ekstrüzyon, presleme, dövme gibi işlemler soğukta veya sıcakta yapılır. Metal malzemelerde soğuk deformasyonla şekillendirme sınırlı olduğundan bunun yerine sıcak şekillendirme geniş çapta uygulanır. Sıcak şekillendirme malzemeyi aynı zamanda homojenize eder ve mikroyapı kontrolü sağlayarak istenen nihai özelliklere ulaşmayı sağlar. Bu nedenle, malzemelerin yüksek sıcaklıktaki davranışını, malzeme yapısı, işlem sıcaklığı ve deformasyon hızı gibi parametrelere ne şekilde bağlı olduğunun bilinmesi gerekir. Bu bilgiler teknolojiye kaliteli üretimi sağladığı gibi üretim hızını ve dolayısıyla üretim maliyetini de etkiler.

Sıcakta şekillendirme, teknoloji tarihinde dökümle şekillendirilmeden önce uygulanan en eski yöntemdir. Arkeolojik buluntular üzerine yapılan araştırmalar, Anadolu'da doğal bakırın Akeramik Neolitik (Cıvalı taş çağı) dönemden beri (M.Ö 8000) sıcakta dövülerek ilkel aletlerle şekillendirildiğini göstermiştir [1-3].

Yüksek sıcaklık, genellikle malzemelerin mukavemetinin düşmesine ve sünekliğin artmasına neden olur. Bunun sebebi; yüksek sıcaklıkta atomlar arası bağların zayıflaması, ve böylece atomların hareket etme, yer değiştirme imkanı ile dislokasyonların hareket etme, özellikle tırmanma hareketi yapma imkanlarının artmasıdır. Yüksek sıcaklıkta oluşan atom boşluklar da yayınmayı hızlandırır. Ayrıca, kayma sistemleri sıcaklıkla değişebilir ve bu durum deformasyonu kolaylaştırır. Yüksek sıcaklıkta tane sınırlarının zayıflaması sonucu da tane sınırlarında kaymalar da meydana gelir.

Diğer taraftan, yüksek sıcaklıkta “yayınma kontrollü” başka olaylar da meydana gelebilir ve mikroyapı değişir. Bunlar;

- Malzeme soğuk işlenmiş ise, yeniden kristalleşebilir ve yüksek sıcaklıkta uzunca bir süre kalırsa taneler büyür.

- Gerilmenin etkisi ile birlikte malzemenin sürünmesine yol açar
- Yaşlanmış malzemelerde aşırı yaşlanma meydana gelir.
- Yüksek sıcaklıkta ortamın etkisi artar, örneğin; oksitlenme ve korozyon hızlanır.
- Çeşitli faz dönüşümleri ile yapıda mevcut fazların morfoloji ve dağılımlarında değişim meydana gelir. Örneğin; çeliklerde karbür çökmesi ve sementit fazının sferize olması.

Malzemelerin yüksek sıcaklıktaki karmaşık deformasyon davranışını anlamak için yoğun araştırmalar yapılmıştır ve araştırmalar bütün hızıyla günümüzde de devam etmektedir. Bu çalışmalarda malzemenin yüksek sıcaklıktaki davranışına dair çeşitli mekanizmalar ortaya atılmış, mekanizma haritaları hazırlanmış ve ampirik ilişkiler geliştirilmiştir. Ancak, bu çalışmaların sayısı halen çok sınırlı olup, elde edilen sonuçların diğer malzemelere uygulanması mümkün değildir. Bununla beraber araştırma sonuçları, sıcak işlem, sürünme ve süperplastik deformasyon gibi yüksek sıcaklık deformasyonlarında, belirli sıcaklık ve deformasyon hızı aralıklarında, farklı deformasyon mekanizmalarının yer aldığını ortaya koymuştur.

Sıcak işlemde deformasyon hızı, 10^{-3} - 10^3sn^{-1} olup, sürünme ve süperplastik deformasyondan yüksektir. Sıcak işlem toparlanma prosesini içermesi yönünden sürünmeye benzer. Ancak, sıcak işlemde oluşan alt-taneler, sürünmede oluşandan daha incedir.

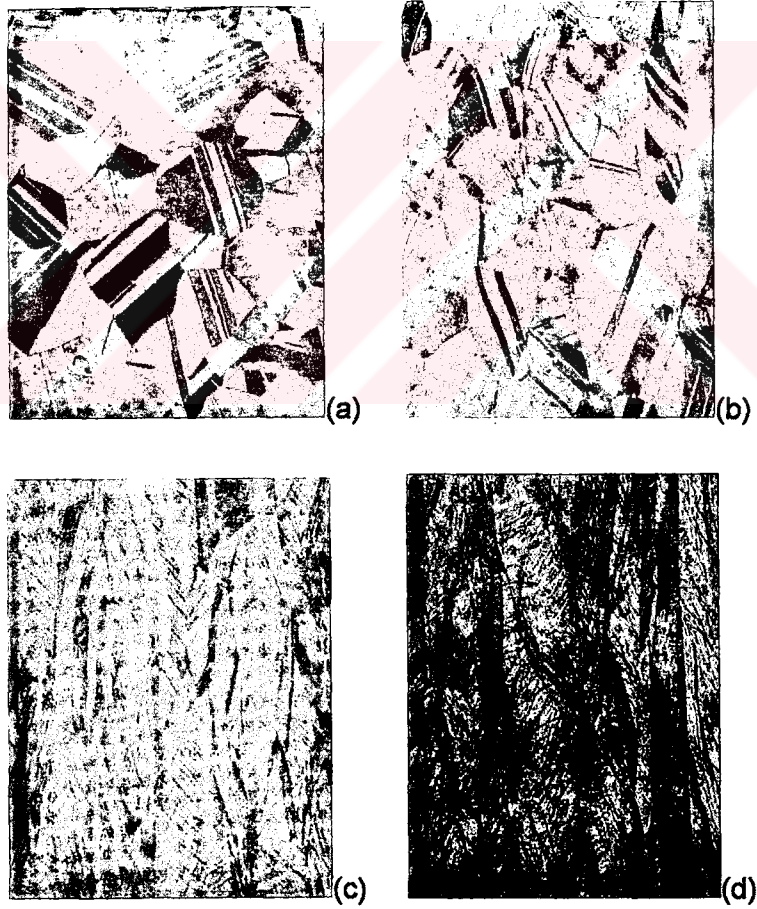
Son yıllarda, bazı önemli mühendislik malzemelerinin yüksek sıcaklıktaki çekme diyagramlarında dalgalanmaların yer aldığı, sünekliliğin arttığı gözlenmiş ve bunun "*Dinamik Yeniden Kristalleşme*" ve "*Dinamik tane büyümesi*" ile ilişkili olduğu saptanmıştır [4-20]. Ancak, bu çalışmalarda işlem parametreleri ile malzemelerin özellikleri arasında ampirik ilişki kurulamamıştır.

Bu çalışmanın amacı, teknolojik önemi nedeniyle saf bakırda, dinamik yeniden kristalleşme, dinamik tane büyümesi ve kırılmanın ayrıntılı metalografik etüdünü yapmak, gözlem sonuçlarını işlem parametreleri açısından daha önce yapılmış çalışmalarla birlikte irdeleyerek, maksimum sünekliliğe ulaşma koşullarını, başlangıç tane boyutu, işlem sıcaklığı ve deformasyon hızı yönünden optimize etmektir.

2. YENİDEN KRİSTALLEŞME

Bu bölümde soğuk deformasyon sonrasında tavlama ile meydana gelen yeniden kristalleşme ve etki eden parametreler incelenecektir.

Mutlak ergime sıcaklığının yarısından daha düşük sıcaklıklarda yapılan plastik deformasyonun soğuk işleme karşılık geldiği kaba kural olarak belirlenmiştir. Soğuk işlem genellikle haddelemede, tel ve boru çekmede, dövme veya basınçlı şekil vermede uygulanır. Değişik oranlarda soğuk işleme uğramış saf bakırın mikroyapısı Şekil 2.1'de görülmektedir [21-23].

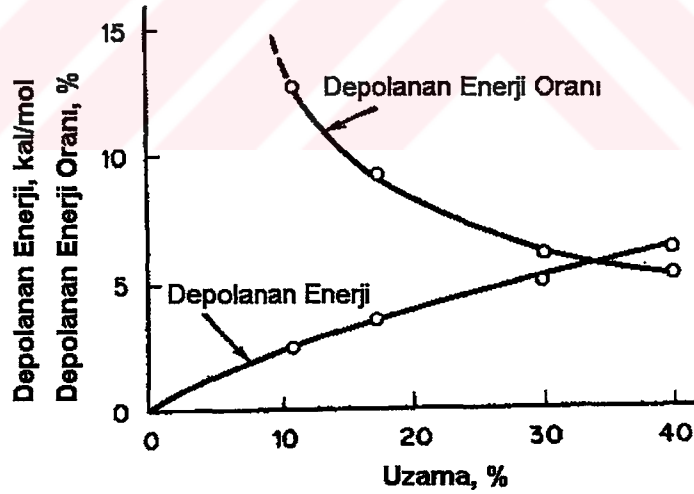


Şekil 2.1. Bakırın soğuk işlem tane yapısı, 200x; a) Soğuk işlem görmemiş, b) %31 Soğuk işlem, c) %67 Soğuk işlem, d) %82 Soğuk işlem görmüş yapı [23].

2.1. Soğuk İşlemde Depolanan Enerji

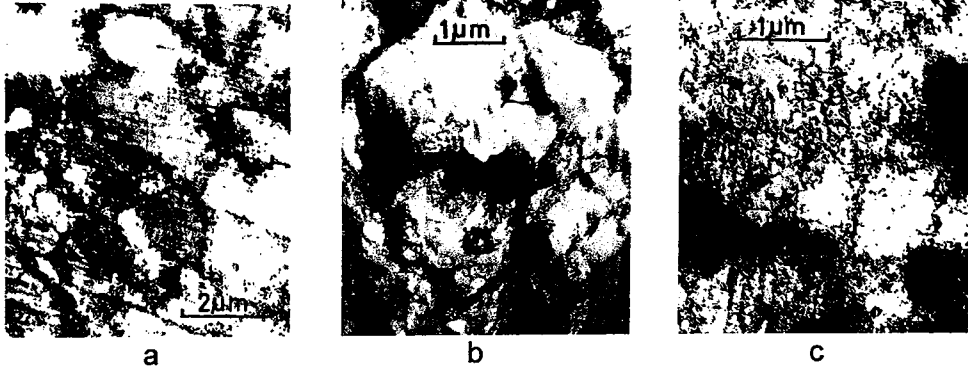
Soğuk işlemde harcanan enerjinin çoğu ısıya dönüşür, fakat bir kısmı deformasyonla oluşmuş çeşitli kafes hatalarına bağlı deformasyon enerjisi olarak metalde depolanır. Depolanan enerjinin miktarı, deformasyon şiddetine, metalin bileşimi, deformasyon hızı, sıcaklık gibi parametrelere bağlıdır. Araştırmalar, depolanan enerji miktarının, soğuk işlemde harcanan enerji miktarının %10'u kadar olduğunu göstermiştir [21,22,24]. Çok kristalli saf bakırda (%99.999) uzama miktarına bağlı olarak depolanan enerji miktarı Şekil 2.2'de verilmiştir. Buradan, deformasyon miktarı arttıkça depolanan enerji miktarının arttığı görülmektedir.

Soğuk işlem metaldeki dislokasyonların yoğunluğunu artırır. Tavlanmış bir metal 10^6 - 10^8 cm/cm³ dislokasyon yoğunluğuna sahipken, şiddetli soğuk deformasyona uğramış metallerde dislokasyon yoğunluğu $\approx 10^{12}$ cm/cm³'dir. Dislokasyonların kendisine özgü enerjisi vardır. Dislokasyon yoğunluğunun arttıkça, depolanan enerji miktarı da artar. Plastik deformasyon sırasında dislokasyon hareketlerinden kaynaklanan atom boşluklarının oluşması da soğuk deformasyona uğramış metallerde enerji kaynağı olarak kabul edilir [21,22].



Şekil 2.2. Çok kristalli saf bakırda soğuk işlemde depolanan enerji [22].

Değişik oranlarda soğuk işleme uğramış saf bakırın TEM mikrografları Şekil 2.3'de görülmektedir.



Şekil 2.3. Değişik oranlarda soğuk işleme uğramış saf bakırın TEM mikrografları; a) %25, b) %50, c) %75 soğuk deformasyon [25].

Deforme edilmiş bir metalin serbest enerjisi ΔF , tavllanmış bir metalin serbest enerjisinden yaklaşık olarak depolanmış deformasyon enerjisi kadar fazladır. Plastik deformasyon malzemenin entropisini artırır, fakat bu artış (ΔS) kalıntı deformasyon enerjisi sebebiyle iç enerjideki artışa göre düşüktür [21,22].

$$\Delta F = \Delta E - T\Delta S \quad (2.1)$$

Bu yüzden, serbest enerji denklemindeki (Eşitlik 2.1) $T\Delta S$ terimi ihmal edilebilir ve;

$$\Delta F \approx \Delta E \quad (2.2)$$

olur. Burada ΔF ; soğuk işlem serbest enerjisi, ΔE ; iç veya depolanan deformasyon enerjisi, ΔS ; soğuk işlemden dolayı entropi artışı ve T ; mutlak sıcaklıktır.

Soğuk işlenmiş malzemelerin serbest enerjisi, tavllanmış metallerinkinden daha yüksek olduğundan denge konumuna dönme eğilimi vardır ve bu nedenle koşullar sağlandığında yumuşayabilirler. Soğuk işlem halinin karmaşıklığı sebebiyle malzeme genellikle basit tek bir reaksiyonla tavllanmış duruma dönmez. Malzemenin soğuk işlemden önceki halini alması birkaç farklı reaksiyonla meydana gelir. Bu reaksiyonların çoğu atom, atom boşluğu hareketiyle (yayınma ile) ilgilidir ve bu yüzden son derece sıcaklığa duyarlıdır. Reaksiyon hızlarının sıcaklıkla değişimi Arrhenius ilişkisi şeklindedir;

$$RH = A e^{-Q/RT} \quad (2.3)$$

Burada; RH reaksiyon hızı, Q aktivasyon enerjisi, R gaz sabitidir.

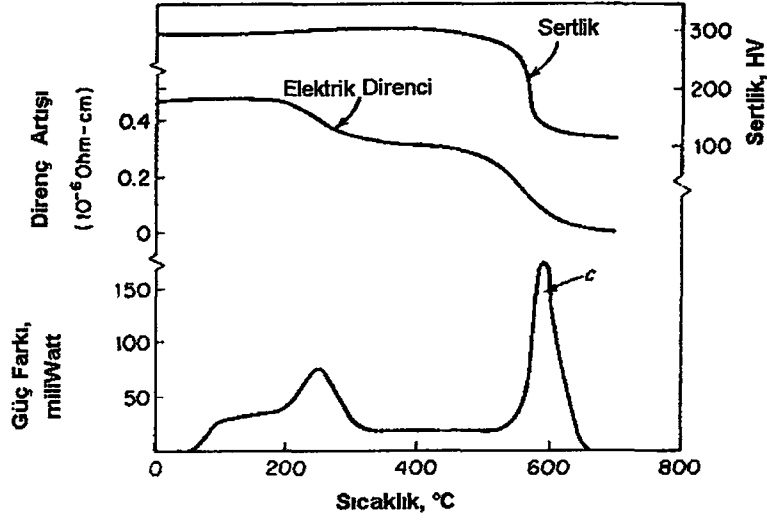
Soğuk işlem sırasında atom boşluklarının meydana gelmesi ve bunların konsantrasyonunun gittikçe artması malzemedeki çatlaklara ve yırtılmalara sebep olur. Bu nedenle soğuk işlem miktarı metallerde sınırlıdır. İşte bunun içindir ki; malzeme soğuk işlem sırasında zaman zaman tavlanır.

Tavlama, soğuk işlem görmüş malzemelerin sabit sıcaklıkta bir süre tutulmasıdır. Tavlama esnasında soğuk işlem yapısı bozulur. Malzeme yapısında bu değişim başlıca üç aşamada gerçekleşir. Bunlar sırasıyla; toparlanma, yeniden kristalleşme ve tane büyümesidir.

2.2. Toparlanma

Bir metal soğuk deformasyona uğradığında hemen hemen tüm fiziksel ve mekanik özellikleri değişir. Soğuk deformasyon; mukavemet, sertlik ve elektrik direncini artırır, sünekliği azaltır.

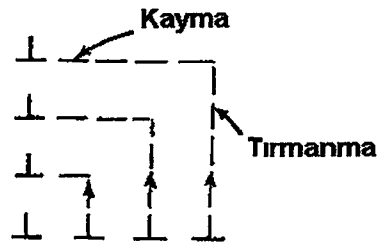
Tavlama işleminin toparlanma kademesinde, soğuk deformasyon sonucu olarak değişikliğe uğramış fiziksel ve mekanik özellikler orijinal değerlerine dönme eğilimindedir. Orijinal hale dönüşün ilk aşaması "toparlanma" olarak bilinir. Toparlanma aşamasında dislokasyonlar düzene girer ve malzemenin soğuk işlem mukavemetinde veya sertliğinde bir miktar düşüş kaydedilir. Toparlanma prosesinde çeşitli fiziksel ve mekanik özelliklerin geri kazanılma hızları düşüktür. Şekil 2.4'de, soğuk şekillendirilmiş çok kristalli nikelin anizotermal tavlama eğrisi verilmiştir. Eğrinin c noktasındaki pik, yeniden kristalleşme bölgesini göstermektedir. Aynı diyagramda tavlama sıcaklığının fonksiyonu olarak elektrik direnci ve sertlik değişimi de gösterilmiştir. Elektrik direncinin yeniden kristalleşmeden önce hemen hemen tamamen eski haline döndüğü görülmektedir. Diğer yandan, sertlikteki ani değişim matrisin yeniden kristalleşmesi sonucudur [21,22,26].



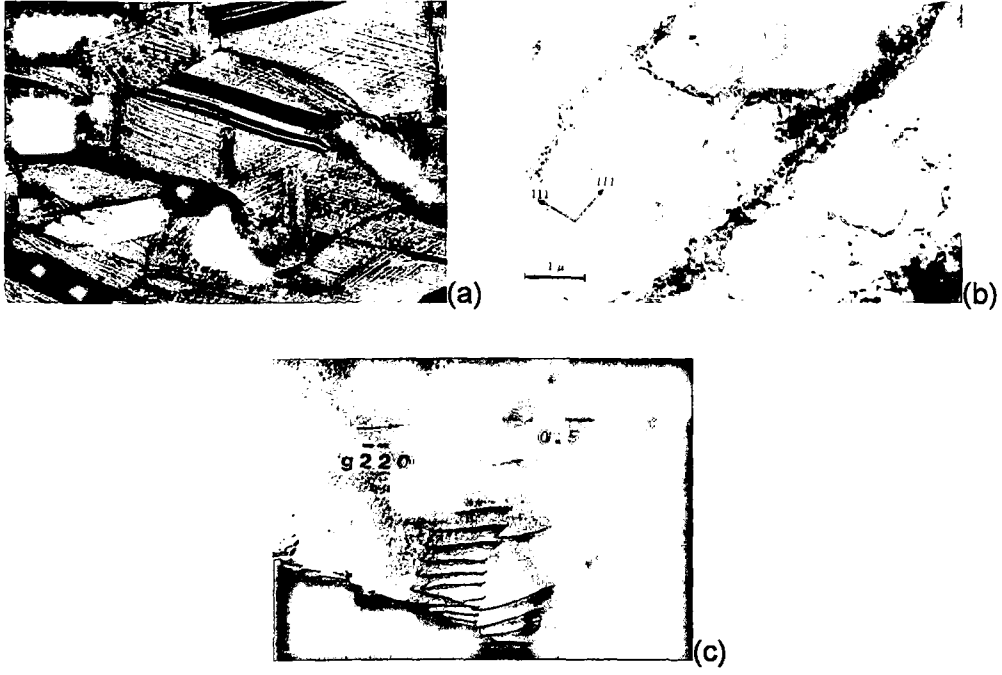
Şekil 2.4. Soğuk deformasyona uğramış nikelin anizotermal tavlama eğrisi [21].

2.2.1. Toparlanma Aşamasında Dislokasyon Hareketleri ve Poligonizasyon

Toparlanma aşamasında tanelerin yönlenmesinde değişim olmaz fakat soğuk işlem sonucu yapıda oluşan dislokasyonlar yeniden düzene girer ve bir kısmı yok olur. Bu yok olma ters işaretli dislokasyonların bir araya gelmesiyle meydana gelir. Bu proses dislokasyonların kayma ve tırmanma hareketlerini kapsar (Şekil 2.5). Bu hareketler için itici güç, poligonizasyon sonunda dislokasyonların enerjisinin azalmasından gelir. Poligonizasyon hızı, sıcaklıkla artar, çünkü dislokasyonların tırmanması boşlukların hareketine bağlıdır. Yüksek sıcaklıklarda dislokasyonların kayması da kolaylaştığı için sıcaklığın artması poligonizasyonu kolaylaştırır. Ayrıca, artan sıcaklıkla kritik kayma gerilmesi de düşmektedir, Şekil 2.6'da dislokasyon hareketleri sonucu oluşan kayma bantları, hücre yapısı ve dislokasyon yığılması görülmektedir.

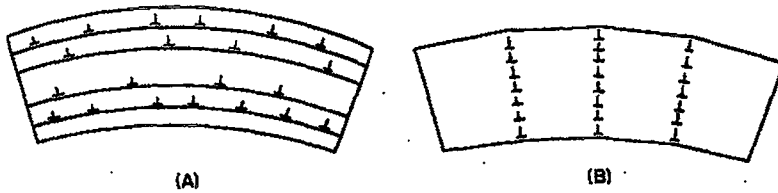


Şekil 2.5. Dislokasyonların kayması ve tırmanması [22].



Şekil 2.6. a) %30 Soğuk deformasyona uğramış pirincin optik mikroskop görüntüsü, 75x [27], b) Az miktarda soğuk deformasyona uğramış alüminyumun TEM mikrografı [28], c) Paslanmaz çelikte tane sınırında dislokasyon yığılmasını (pile up) gösteren TEM mikrografı, 20000x [28].

Bir kristal tavlaniırsa, eğilmiş kristaller küçük kristal parçalarına bölünür. Bu "düşük açılı" kristallere ayrılma olayına "poligonizasyon" ismi verilmiştir. Poligonizasyon olayı Şekil 2.7'deki gibi çizimlerle de açıklanabilir. Şekil 2.7a plastik olarak eğilmiş kristalin bir bölümünü temsil etmektedir. Olayı basitleştirmek için, aktif kayma düzlemi kristalin üst ve alt yüzeyine paralel kabul edilmiştir. Plastik olarak eğilmiş kristal aktif kayma düzlemleri boyunca çok miktarda pozitif kenar dislokasyonu içermektedir. Şekil 2.7a'nın dislokasyon dizilişi yüksek enerjilidir. Aynı dislokasyon yoğunluğunun düşük enerjiye sahip hali Şekil 2.7b'de görülmektedir. Bu dağılım, düşük açılı tane sınırları oluşturmaktadır [22,26].

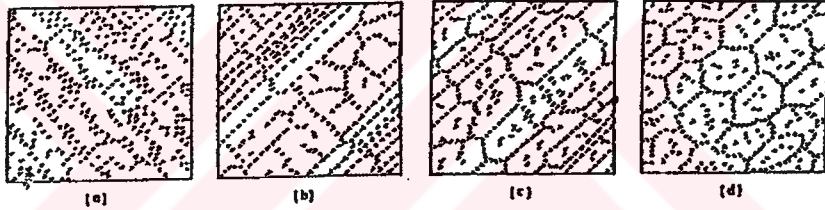


Şekil 2.7. a) Kenar dislokasyonlar, b) Poligonizasyon sırasında kenar dislokasyonlarının dizilmesi [22].

Şekil 2.7a'daki kayma düzlemlerinin alt ve üst bölgeleri sırasıyla yoğun çekme ve basma alanlarıdır. Bununla beraber, eğer aynı dislokasyonlar Şekil 2.7b'deki gibi dizilirse (kayma düzlemine dik), bitişik dislokasyonların gerilmeleri birbirini götürür.

Kenar dislokasyonlarının düşük açılı taneler şeklinde yeniden gruplaşması, gerilme enerjisini düşürmenin yanında ikinci bir önemli etkiye sahiptir; bu da genel kafes eğiminin kalkmasıdır. Poligonizasyon sonucu, düşük açılı tane sınırları arasındaki kristal parçaları düz, eğimsiz düzlemlere sahip, gerilmemiş kristal haline yaklaşır. Bununla beraber, her kristalcik 10°'den daha düşük açılı tane sınırları sebebiyle komşularından farklı yönelmeye sahiptir.

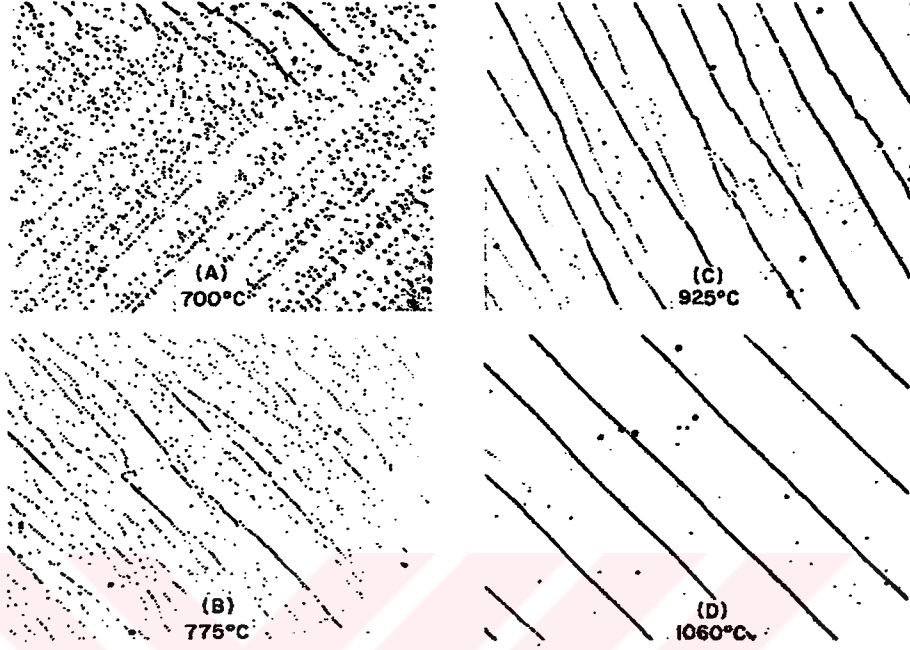
Poligonizasyonda oluşan bu düşük-açılı sınırlara "alt-tane sınırı" ve çevreledikleri alanlara da "alt-tane" (sub-grain) denir. Alt-tanelerin şekli, boyutu ve dağılımı metale, tavlama sıcaklığı ve süresine bağlıdır [22]. Şekil 2.8'de tavlama sonucu alt-tane oluşumu şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.8. Tavlama esnasında alt-tane oluşum aşamaları [29].

Şekil 2.9, tavlama sıcaklığının poligonizasyona etkisini göstermektedir. Bu dört fotoğraf belirli bir oranda plastik olarak eğilmiş ve tavllanmış demir-silisyum tek kristallerinin yüzeyine aittir. Her numune farklı sıcaklıkta bir saat tavlannmıştır. Sıcaklık arttıkça poligonizasyon prosesi daha fazla ilerlemektedir. Fotoğraf düzlemi eğme eksenine diktir. Şekil 2.9a'da, 700°C'da 1 saat tavlama sonucu oluşan yapı görülmektedir. Şekildeki her siyah nokta, uygun dağlama reaktifile numunenin dağlanmasıyla oluşmuş bir çukurdur (etch pits) ve numune yüzeyiyle bir dislokasyonun kesişmesini gösterir. Yapıda birkaç alt-tane sınırı ve kayma düzlemlerine dik üç-dört dislokasyon içeren küçük gruplar yer almaktadır. Şekil 2.9b'de tüm dislokasyonlar alt-tane sınırlarında veya poligon duvarlarında yer almaktadır. Tüm dislokasyonlar kayma düzlemlerinden ayrılmış ve düşük açılı sınırlarına gelmiştir, poligonizasyon prosesi tamamlanmamıştır. Alt-tane sınırları arasındaki yönelme açısı bu proses sırasında artar. Alt-tanelerin birleşmesiyle oluşmuş belirgin alt-taneler Şekil 2.9c'de görülmektedir. Yapıda alt-tanelerin sayısı

azalmıştır. Buna karşılık, sınırlardaki dislokasyon yoğunluğu daha yüksektir, bu nedenle dislokasyonları tek tek görmek mümkün değildir [21,22,30].



Şekil 2.9. Demir-Silisyum tek kristalinin (%3,25 Si içeren Fe-Si alaşımı) farklı sıcaklıklarda bir saat tavlama ile oluşan yapılar [22].

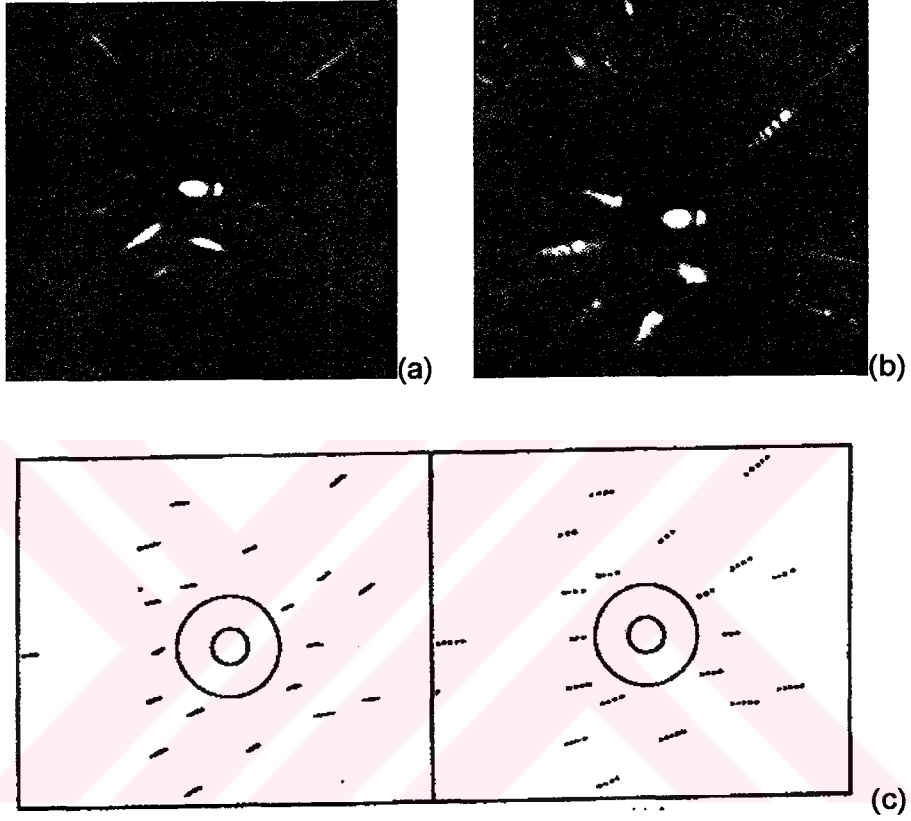
Alt-tane sınırları daha düşük enerjiye sahip olmak için birleşirler, birleşmiş iki sınırın enerjisi iki ayrı sınırın enerjisinden daha düşüktür. Birleşmede oluşan alt-tane sınırı hareketlerini anlamak zor değildir, sınırlar kenar dislokasyon dizileri olduğu için yüksek tavlama sıcaklıklarında öncelikle tırmanma veya kayma hareketine oldukça yatkındır. Şekil 2.9c'de, alt-tane sınırlarının Y şeklinde birleşmeleri görülmektedir. Y-şeklindeki bu birleşmeler tamamlandığında tek bir poligon duvarı oluşur.

Poligon duvarları arasındaki mesafe arttıkça, birleşme hızı, zaman ve sıcaklığa bağlı olarak azalır ve yapı kararlı hale yaklaşır (Şekil 2.9d).

Şekil 2.9'daki yapılar tek kristale aittir. Çok kristalli metallerde kaymanın çok sayıda kayma düzleminde meydana gelmesi nedeniyle poligonizasyon prosesi daha karışıktır [22].

Plastik deformasyona uğramış metal, x-ışınları difraksiyon teknikleri ile incelendiğinde, x-ışını difraksiyonları soğuk deformasyon halinin özelliklerini taşır. x-ışını demeti, eğri düzlemlerden difrakte olduğu için, eğik kristaller uzamış veya kuyruklu yıldız şeklinde noktalara sahip Laue fotoğrafları verir. Toparlanma

tavlamasından sonra eğilmiş kristallerin Laue noktaları, ince yapıyı aksettirir. Bu durum, Şekil 2.10'da gösterilmiştir. Şekil 2.10a eğilmiş kristalin tavlamadan önceki Laue paterni, Şekil 2.10b'de tavlamadan sonraki paterni görülmektedir. Deforme edilmiş kristalin uzamış, kuyruklu yıldız şeklindeki noktalarının her biri tavllanmış kristalde ince kesikli difraksiyonlarla yer değiştirir.



Şekil 2.10. a) Soğuk deformasyona uğramış çinkonun Laue paterni, b) Soğuk deformasyona uğradıktan sonra tavllanmış (345°C'da 19 saat) çinkonun Laue paterninde görülen kesikli çizgiler, c) Poligonizasyonu gösteren şematik Laue paternleri [22].

Laue fotoğrafında, her nokta belirli bir kafes düzleminden difraksiyona denk gelir. Bir tek kristal Laue kamerasının x-ışını demetine maruz bırakılırsa, kristal ve yönelmesini gösteren karakteristik patern filmi elde edilir. Eğer bir Laue demeti iki kristalin sınırına oturursa, çift patern noktaları gözlenir. Eğer iki kristal benzer yönelmelere sahipse, yani düşük açılı tane sınırı, iki patern hemen hemen çakışır ve fotoğraf çok yakın çift noktalar gösterir. Sonuç olarak, eğer x-ışın demeti çok küçük kristallerden oluşan alanlara düşerse (birbirinden düşük açıyla ayrılmış sınırlar), Şekil 2.10b'deki gibi bir patern beklenebilir [21,22].

2.3. Yeniden Kristalleşme

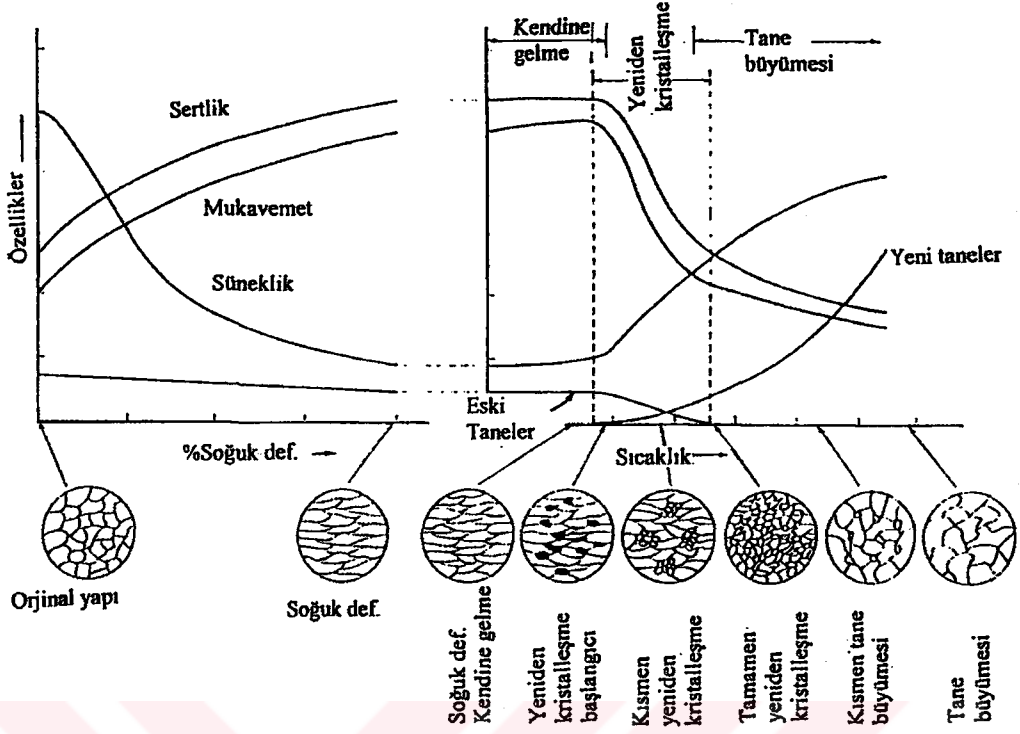
Soğuk işlem görmüş malzemenin tavlama sırasında toparlanma evresini yeniden kristalleşme izler. Toparlanma ve yeniden kristalleşme temel olarak farklı iki olaydır. Yeniden kristalleşme, soğuk işlem neticesi deforme olmuş tanelerin yerini tamamen yeni tanelerin almasıdır. Dolayısıyla yeniden kristalleşme;

Katı_(soğuk işlem görmüş) → Katı_(yeniden kristalleşmiş)

şeklinde bir katı-katı dönüşümüdür. Bunun sonucu olarak malzeme soğuk işlemde kazandığı mekanik özelliklerini tamamen kaybeder (Şekil 2.11). Diğer yandan, yeniden kristalleşmenin kinetiği toparlanmadan tamamen farklıdır, çekirdeklenme ve büyüme kademelerini içerir. Bu tip diğer proseslere uygun olarak bir izotermal tavlama sırasında yeniden kristalleşme çok yavaş başlar ve maksimum reaksiyon hızına ulaşır, sonra yavaşça biter. Toparlanma ve yeniden kristalleşme arasındaki fark Şekil 2.4'de açıkça görülmektedir, toparlanma tavlama sürecinin başlangıcında başlar ve ilk enerji çıkışının sebebidir, yeniden kristalleşme daha sonra başlar ve ikinci (daha büyük) enerji çıkışının sebebidir.

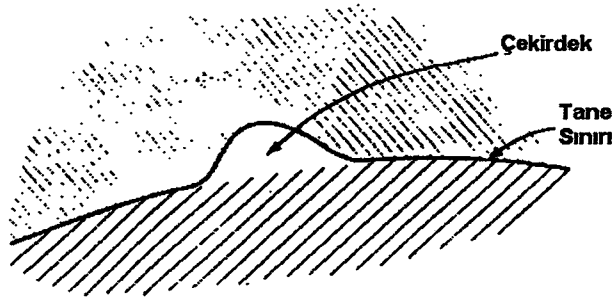
Eşitlik 2.3 yeniden kristalleşme reaksiyonunun birçok metalde basit bir aktivasyon denklemiyle açıklanabileceğini göstermiştir. Ancak, bu ampirik eşitlik yeniden kristalleşmede meydana gelen atomik mekanizmaları göstermez. Bunun sebebi yeniden kristalleşmenin çekirdeklenme ve büyüme prosesini içermesidir. Çekirdeklenme ve çekirdek büyüme hızı aynı zamanda nihai tane boyutunu da belirler. Eğer çekirdek hızlı oluşur ve yavaş büyürse birçok kristal oluşur. Bu durumda nihai tane boyutu küçük olur. Diğer yandan, çekirdeklenme hızı çekirdek büyüme hızına göre küçükse tane boyutu büyük olacaktır. Yeniden kristalleşmenin kinetiği, çekirdeklenme hızı ve çekirdek büyüme hızına bağlıdır.

Yeniden kristalleşmenin kinetiğini ortaya koyan teori 1952 yılında Burke ve Turnbull tarafından ortaya atılmıştır [21,22]. Bu teoriye göre belirli bir kuluçka döneminden sonra soğuk işlem görmüş malzeme içinde tamamen yeni kristaller oluşmaktadır. Bu yeni kristaller tane sınırları, kayma düzlemleri gibi yüksek kafes deformasyonuna sahip noktalarda çekirdeklendiklerinden, çekirdeklenme noktaları önceden bilinebilir. Büyüyen ve etrafındaki deformasyonlu matrisi tüketen çekirdek için birkaç model olmasına karşın, bu modeller iki noktada uyuşurlar. Birinci nokta; çekirdeğin büyüebilmesi için belirli kritik bir boyuta sahip olması, ikinci nokta ise; çekirdeğin en



Şekil 2.11. Soğuk deformasyon ve tavlama ile malzemede meydana gelen değişikliklerin şematik gösterilmesi [24,31,32].

azından bir kısmının büyük-açı (tane) sınırıyla çevrili olması gerektiğidir. Çok kristalli metallerde, tane sınırları ve üç tanenin bulunduğu noktalar çekirdeklenmeye uygundur. Soğuk deformasyona uğramış metalin iki tanesinin dislokasyon yoğunluğunda fark varsa, tavlama esnasında daha az dislokasyona sahip tanenin sınırı daha fazla dislokasyona sahip taneye doğru hareket edebilir. Bu hareket Şekil 2.12'deki gibi bir çıkıntı meydana getirir. Bu tane sınırı hareketi, yolundaki dislokasyonları süpürür ve böylece küçük, dislokasyonsuz bir bölge oluşur. Eğer bu çıkıntı kritik çekirdek boyutunu aşarsa çekirdek oluşumunun iki şartı da yerine gelmiş olur [21,22,33-37].



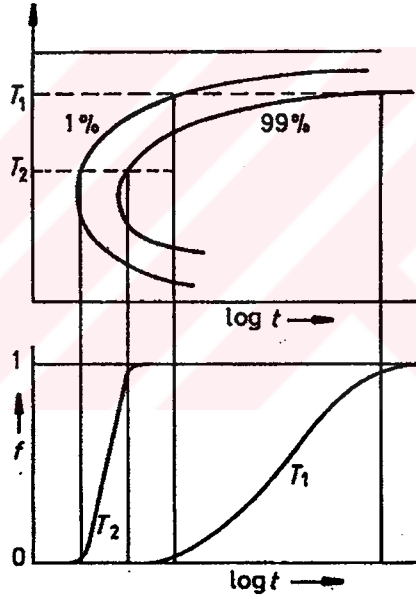
Şekil 2.12: Tane sınırının hareketiyle çekirdek oluşumu [22].

2.3.1. Yeniden Kristalleşmeye Etki Eden Faktörler

Yeniden kristalleşme sıcaklıkla aktive olan bir prosestir bu yüzden yeniden kristalleşmeyi etkileyen en önemli parametre sıcaklık ve işlem süresidir. Yeniden kristalleşmeyi etkileyen diğer parametreler; deformasyon miktarı, metalin saflık derecesi ve başlangıç tane boyutudur [21,22,24,38].

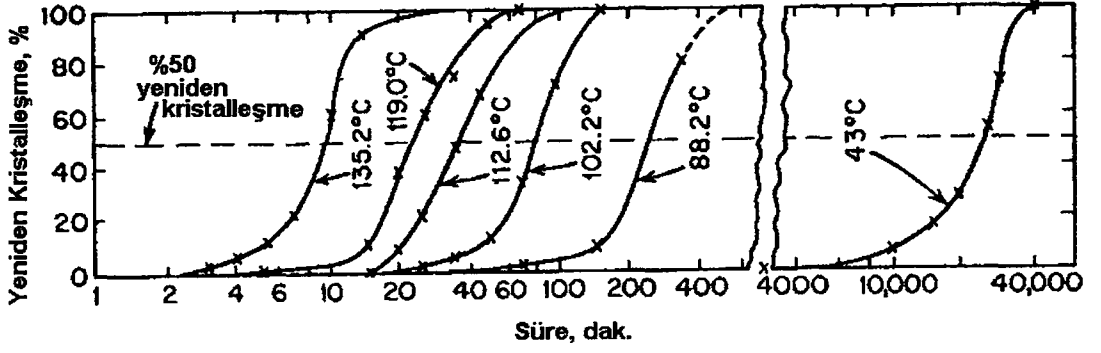
2.3.1.1. Yeniden Kristalleşmeye Zaman ve Sıcaklığın Etkisi

Yeniden kristalleşme prosesi çalışmanın bir yolu Şekil 2.13de görülen tipte yeniden kristalleşme eğrileri elde etmektir. Her eğri çalışılan sıcaklıktaki verileri ve yeniden kristalleşme miktarını zamana bağlı olarak gösterir. Bu tip her eğrinin verileri soğuk işlenmiş numunelerin sabit sıcaklıkta farklı sürelerde tutulmasıyla elde edilir (Şekil 2.14).



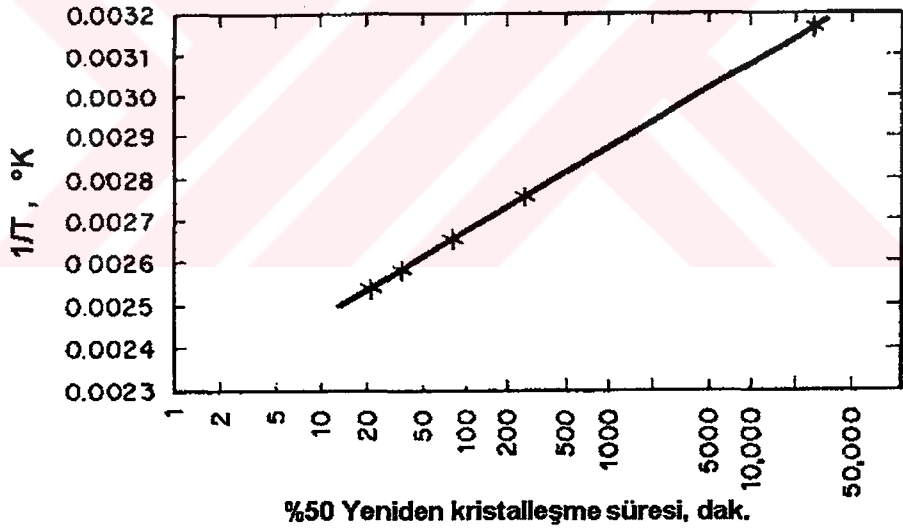
Şekil 2.13. İsothermal yeniden kristalleşme eğrilerinin elde edilmesi [39]

Fırından çıkarılıp oda sıcaklığına soğuttuktan sonra her numune yeniden kristalleşme derecesini saptamak için metalografik olarak incelenir. Tavlama sıcaklığının artmasının etkisi Şekil 2.14'de açıkça görülmektedir. Sıcaklık arttıkça, yeniden kristalleşme için gerekli süre azalır. Şekil 2.14'deki S-eğrileri çekirdeklenme ve büyüme proseslerinin tipik eğrileridir [21,22,24,30,33,40-42]



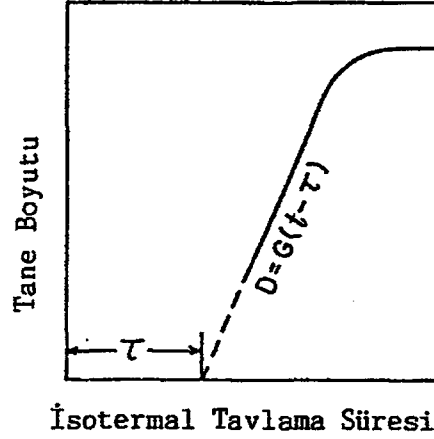
Şekil 2.14. %98 Soğuk deformasyona uğramış saf bakırın(%99.999Cu) isothermal yeniden kristalleşme eğrileri [22].

Şekil 2.14'deki eğrileri kullanarak, sabit bir yeniden kristalleşme oranı için, o sıcaklıkta yapının yarısının yeniden kristalleşmesi için gerekli zaman bulunabilir. Şekil 2.15, mutlak sıcaklığın tersinin bir fonksiyonu olarak çizilmiş zamanı (t) göstermektedir. Şekil 2.15'deki eğri, saf bakırın yeniden kristalleşme verilerini gösterir ve Arrhenius ilişkisini (Eşitlik 2.3) sağlar.



Şekil 2.15. Saf bakırın %50 yeniden kristalleşme miktarına karşı mutlak sıcaklığın tersinin ilişkisi [22].

Yeniden kristalleşmede, büyümekte olan tanelerin çapını D ve lineer büyüme hızı da G ile gösterilirse, tane boyutunun tavlama süresi ile değişimi genellikle Şekil 2.16'daki gibidir. Burada τ kuluçka süresini göstermektedir.



Şekil 2.16. Tavlama süresine bağlı olarak yeniden kristalleşmenin gelişmesi [21].

Yeniden kristalleşme için geçen zaman $(t - \tau)$ 'dan

$$D = G(t - \tau) \quad (2.4)$$

yazılabilir. Teşekkül eden tanelerin şekilleri küre olarak alındığında, çekirdeklenen tanenin hacmi v ,

$$v = \frac{4}{3} \pi r^3 \quad (2.5)$$

Eşitlik 2.4 ile Eşitlik 2.5 birleştirildiğinde, t süresinde yeniden kristalleşen tanenin hacmi,

$$v = \frac{\pi}{6} G^3 (t - \tau)^3 \quad (2.6)$$

Burada, $\pi/6 = K$ ile gösterildiğinde, K en genel anlamda tane şekline ait faktörü temsil eder. Yeniden kristalleşmede, çekirdeklenme hızı;

$$\dot{N} = dN/dt \quad (2.7)$$

dir. Burada N , birim hacimdeki çekirdek sayısıdır. Yeniden kristalleşen tanelerin toplam hacmi ise;

$$V = KG^3 (t - \tau)^3 \dot{N} dt \quad (2.8)$$

olacaktır. t Süresinde yeniden kristalleşen tanelerin toplam hacmi ise;

$$X = KG^3 \int_0^t (t-\tau)^3 \dot{N} dt \quad (2.9)$$

Çekirdekleşme hızı ($\dot{N}$) sabit olması halinde,

$$X = K\dot{N}G^3 t^4/4 = \dot{N}G^3 t^4/3 \quad (2.10)$$

Bu denklem taneler diğer tanelerin büyümesini engellemediği sürece geçerlidir. Buna mukabil, uzun sürede taneler birbirlerinin büyümesini etkileyerek t süresinde kristalleşen miktarla bu zaman zarfında meydana gelen tanelerin hacmi,

$$dV/dX = 1/(1-X) \quad (2.11)$$

şeklinde ifade edilir. İntegral alındığında,

$$\int_0^X (dX)/(1-X) = \int_0^V dV \quad (2.12)$$

$$\ln(1-X) = -V \quad (2.13)$$

$$X(t) = 1 - \exp(-V) \quad (2.14)$$

elde edilir. V'nin değeri yerine konulduğunda,

$$X(t) = 1 - \exp(-KG^3 \int_0^t (t-\tau)^3 \dot{N} dt) \quad (2.15)$$

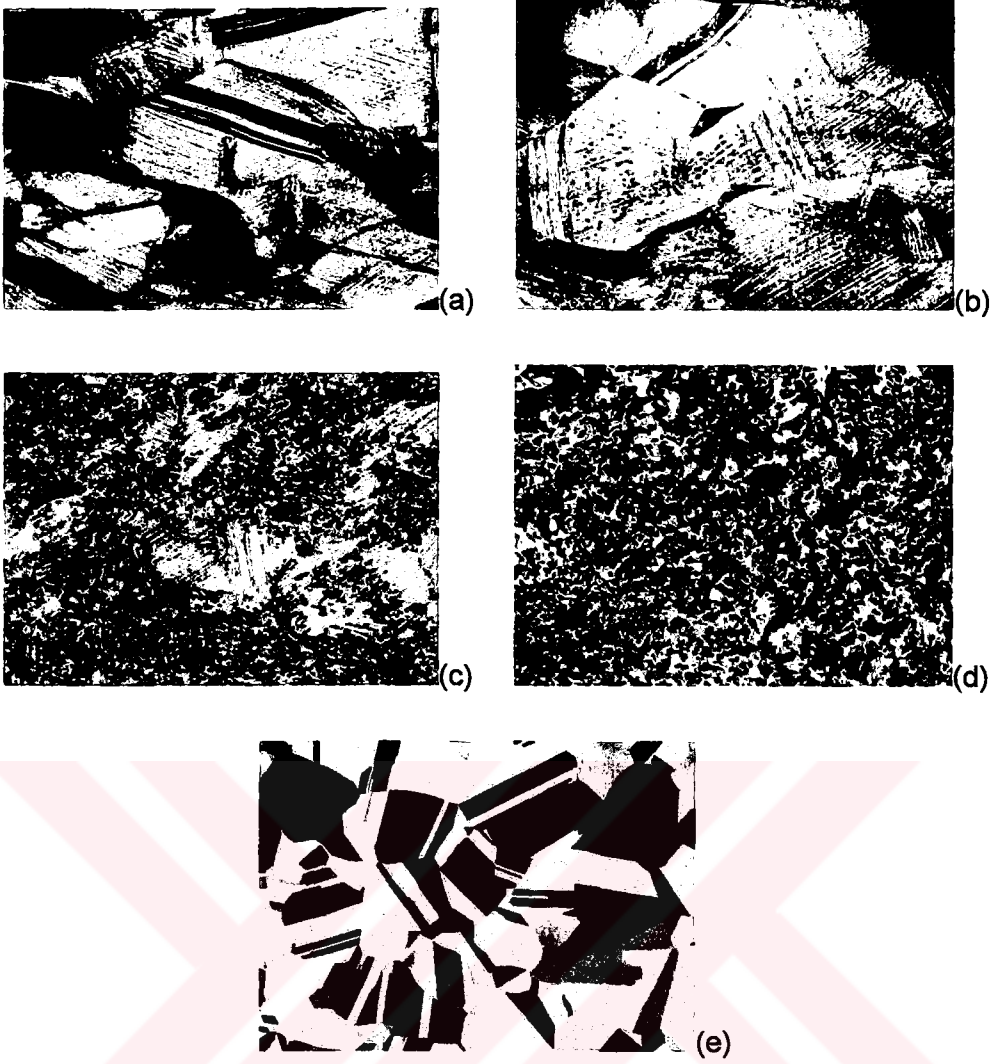
elde edilir. Eğer $\dot{N}$ sabit kabul edilirse,

$$X(t) = 1 - \exp(-KG^3 \dot{N} t^4) \quad (2.16)$$

elde edilir. $KG^3 \dot{N} = A$ ile gösteriliğinde, en genel şekilde,

$$X(t) = 1 - \exp(-A t^n) \quad (2.17)$$

denklemini elde edilir. Bu denklem, "Avrami" denklemi olarak tanınır [21,22,43-50]. Avrami denklemi sayesinde belirli bir tavlama süresinde malzemenin ne kadarının yeniden kristalleştiği saptanabilir. Şekil 2.17'de yeniden kristalleşmenin evreleri görülmektedir.

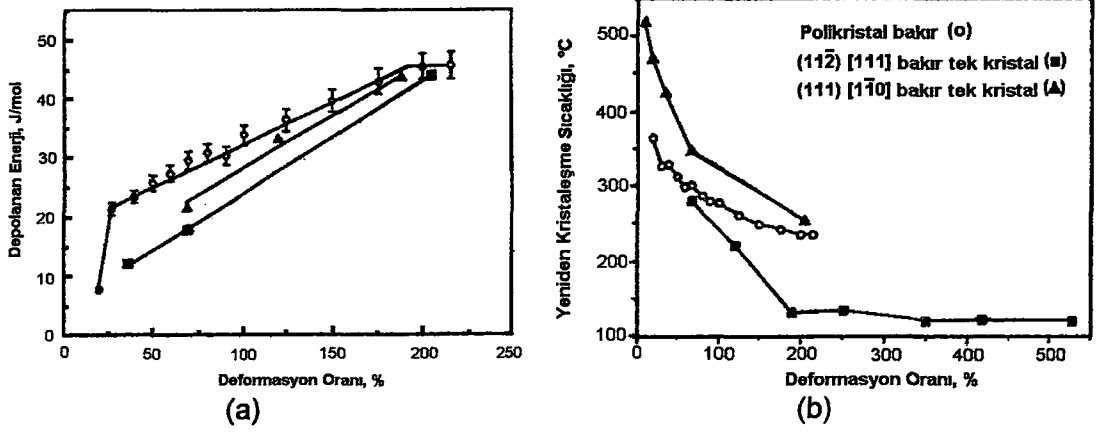


Şekil 2.17. Soğuk deforme edilmiş pirinçte yeniden kristalleşmenin evreleri (75x); (a) %30 Soğuk deforme edilmiş, (b) 580°C'da 3 sn tutulmuş, (c) 580°C'da 4 sn tutulmuş, (d) 580°C'da 4 sn tutulmuş, (e) 580°C'da 1 saat tutulmuş malzemenin mikroyapısı [27].

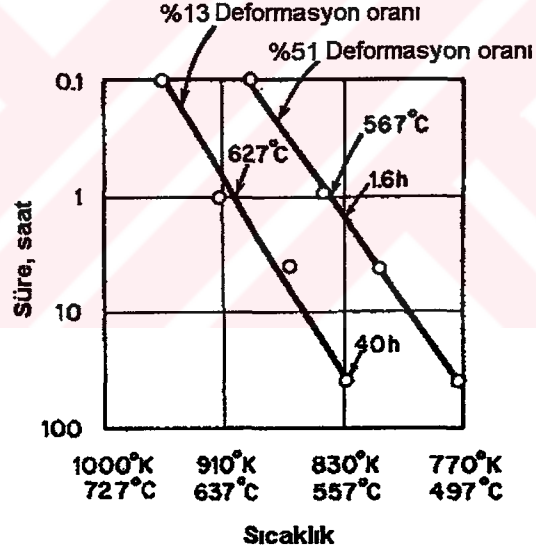
2.3.1.2. Yeniden Kristalleşmeye Deformasyon Miktarının Etkisi

Deformasyon miktarının artmasıyla malzemede kusurlu bölgeler çoğalacağından, depolanan enerji artar, çekirdekleşme kademesi kolaylaşır ve bu nedenle yeniden kristalleşme için gerekli kuluçka süresi azalır (Şekil 2.18). Şekil 2.15'dekine benzer olarak, farklı başlangıç deformasyon oranına sahip bir malzemenin yeniden kristalleşme hızı eğrileri Şekil 2.19'da gösterilmiştir. Şekil 2.19 artan soğuk deformasyon miktarıyla yeniden kristalleşmenin kolaylaştığını açıkça göstermektedir. Aynı sıcaklıkta tavlandığında, daha fazla soğuk deformasyon gören metal daha hızlı yeniden kristalleşmektedir. Örnek olarak, 553°C'da yeniden kristalleşmenin tamamlanma zamanı düşük deformasyon oranında 40 saat, yüksek

deformasyon oranında ise 1.6 saattir. Benzer olarak, yüksek deformasyon miktarında yeniden kristalleşme sıcaklığı daha düşüktür [22,24,51,52].

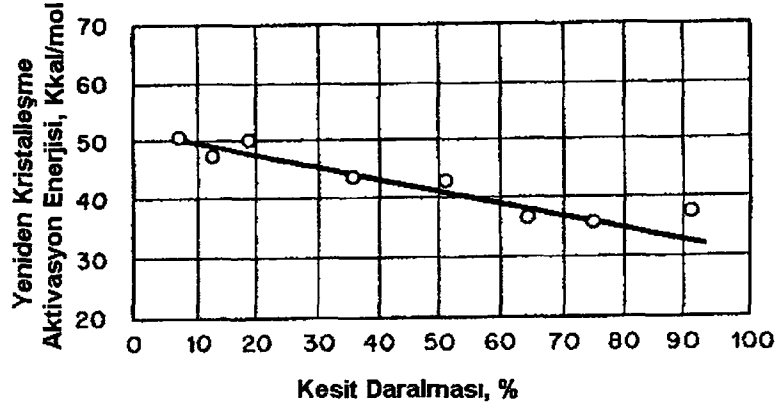


Şekil 2.18. Saf bakırda deformasyon miktarıyla a) depolanan enerji, b) yeniden kristalleşme sıcaklığının değişimi [51].



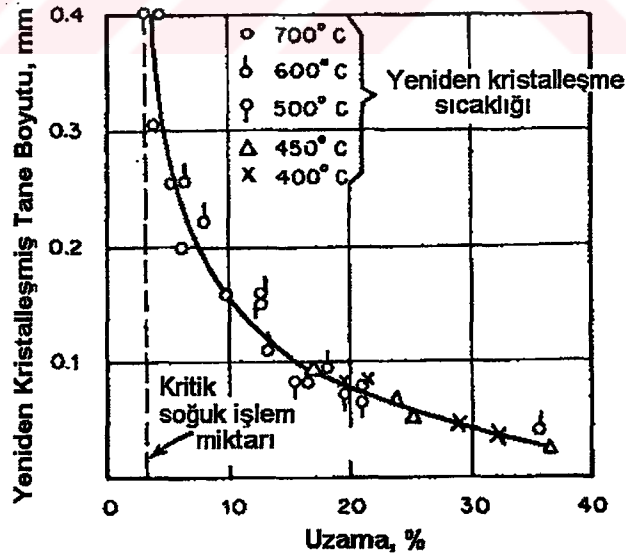
Şekil 2.19. Farklı başlangıç deformasyon oranlarının zirkonyumun yeniden kristalleşme süresine etkisi [22].

Şekil 2.19'daki iki doğrunun dikkatli incelenmesiyle aynı eğime sahip olmadıkları görür. Bunun sebebi, yeniden kristalleşmenin sıcaklığa bağlılığının soğuk deformasyon miktarıyla değiştiği veya yeniden kristalleşme aktivasyon enerjisinin deformasyon miktarına bağlı olduğudur. Şekil 2.20 yeniden kristalleşme aktivasyon enerjisinin (Q_r) soğuk deformasyon miktarıyla değişimini göstermektedir.



Şekil 2.20. Zirkonyumun yeniden kristalleşme aktivasyon enerjisinin soğuk işlem miktarıyla değişimi [22].

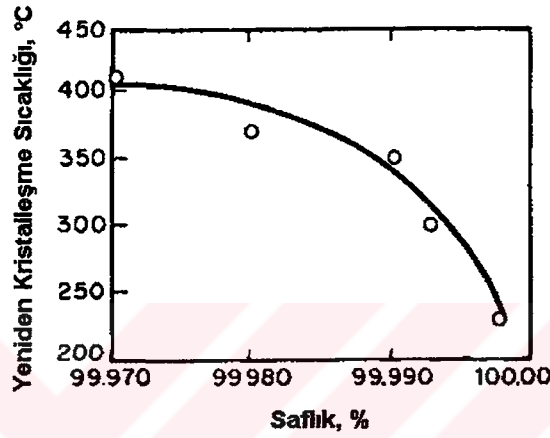
Yeniden kristalleşme çalışmalarında yeniden kristalleşmiş tane boyutu önemli bir faktördür. Yeniden kristalleşmiş tane boyutu, yeniden kristalleşme tamamlandıktan hemen sonra, tane büyümesi meydana gelmeden önceki tane boyutudur. Şekil 2.21, α -pirincinde deformasyon miktarına bağlı olarak yeniden kristalleşmiş tane boyutunu göstermektedir. Şekil 2.21'den azalan deformasyon miktarıyla yeniden kristalleşme sonrası oluşan tane boyutunun oldukça büyüdüğü görülmektedir. Bununla beraber, kritik deformasyon miktarının altında tavlama süresi ne olursa olsun yeniden kristalleşme olmaz.



Şekil 2.21. Alfa-pirincinde soğuk işlem miktarının yeniden kristalleşmiş tane boyutuna etkisi [22].

2.3.1.3. Yeniden Kristalleşmeye Metalin Saflığının Etkisi

Saf metallerde yeniden kristalleşme hızının yüksek olduğu bilinen bir gerçektir. Katı çözültide %0.01 kadar az miktarda yabancı atom bulunması yeniden kristalleşme sıcaklığını önemli ölçüde yükseltebilir. Çözünen atomun yeniden kristalleşme hızına etkisi, düşük konsantrasyonlarda çok daha fazladır. Çeşitli saflık derecelerindeki alüminyum için yeniden kristalleşme sıcaklığının değişimi Şekil 2.22'de görülmektedir [22,24].



Şekil 2.22. Alüminyumda yeniden kristalleşme sıcaklığına saflığın etkisi [22].

Yabancı atomlar dolayısıyla yeniden kristalleşme sıcaklığında görülen artış çözünen atomun davranışına bağlıdır. Tablo 2.1, saf bakıra aynı miktarda (At.%0,01) farklı element ilave edilmesiyle yeniden kristalleşme sıcaklığındaki artışı göstermektedir.

Tablo 2.1. Saf bakıra At.%0,01 kadar element ilavesinin yeniden kristalleşme sıcaklığına etkisi [22].

İlave edilen element	Yeniden kristalleşme sıcaklığındaki artış, °C
Ni	0
Co	15
Fe	15
Ag	80
Sn	180
Te	240

Düşük miktardaki elementlerin yeniden kristalleşme sıcaklığına böyle belirgin etki etmesi, tane sınırlarıyla çözünen atom etkileşmesi sebebiyledir. Söz konusu etkileşme, dislokasyonlarla-çözünen atom etkileşmesine benzerdir. Bir yabancı atom

tane sınırına yerleştğinde, tane sınırının hareket kabiliyeti düşer. Yeniden kristalleşmede tane sınırı hareketi çekirdek oluşup büyümesi için gereklidir. Bu sınırlarda yabancı atomların varlığı, ikinci faz veya empüriteler tane sınırı hareketini engeller ve bu yüzden yeniden kristalleşme hızını düşürür [21,22,53,54].

2.3.1.4. Yeniden Kristalleşmeye Başlangıç Tane Boyutunun Etkisi

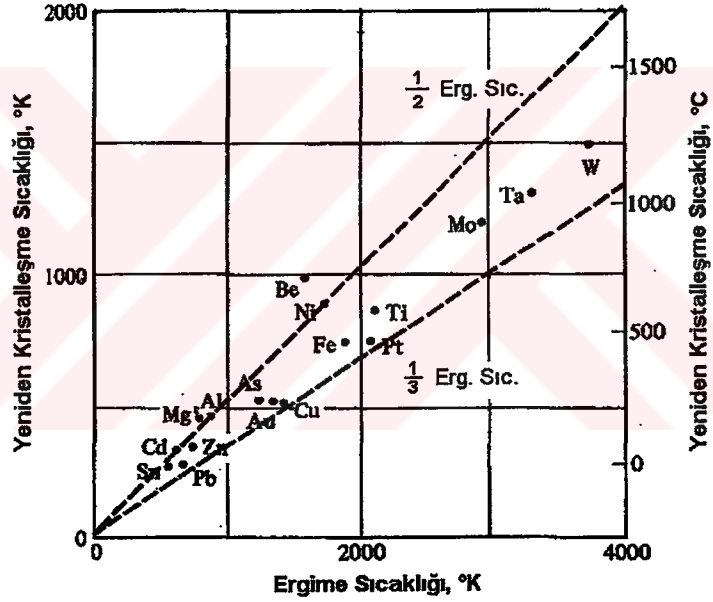
Çok kristalli bir metal soğuk işlenirse, tane sınırları kristallerdeki kayma hareketini engeller. Sonuç olarak, tane sınırlarına yakın olan kristal kafesleri tane içindikilerden daha fazla distorse olurlar. Tane boyutunun azalması tane sınırı miktarını artırır ve böylece tane sınırlarına yakın, distorse olmuş kafes miktarı artar. Böylece ince taneli yapıda, mümkün çekirdeklenme noktası sayısı artmış olur. Bu yüzden ince taneli malzemelerde çekirdeklenme hızı artar ve yeniden kristalleşmiş tanelerin boyutu küçülür [22].

2.3.2. Yeniden Kristalleşme Sıcaklığı

Yeniden kristalleşme sıcaklığı; soğuk deformasyona uğramış metalin belirli bir sürede (genellikle bir saat) %50'sinin yeniden kristalleştiği sıcaklık olarak tanımlanır. Çeşitli metallerin yeniden kristalleşme ve ergime sıcaklıkları Tablo 2.2'de verilmiştir, Şekil 2.23'de yeniden kristalleşme sıcaklıklarının ergime sıcaklıklarıyla değişimi görülmektedir. Yüksek aktivasyon enerjileri sebebiyle, yeniden kristalleşmenin meydana geleceği bir minimum sıcaklık vardır. $Q=50\ 000$ cal/mol olan bir metalde, yeniden kristalleşme 600°K 'de (323°C) bir saatte tamamlanıyorsa; tavlama 10°C daha düşük sıcaklıkta (313°C) yapılırsa, hız denkleminin yardımıyla (Eşitlik 2.3) tamamen yeniden kristalleşme için iki saat geçeceği görülür. Yeniden kristalleşme sıcaklığının 10°C altında bir saat tavlama sonunda kısmen yeniden kristalleşme olacaktır. Diğer yandan, 323°C 'un üzerinde herhangi bir sıcaklıkta metalin tamamen yeniden kristalleşmesi için bir saatten az süre gerekir. Gerçekten, sıcaklıktaki 10°C 'luk yükselme (333°C) yeniden kristalleşme süresini 1/2 saat'e ve 20°C 'luk yükselme $\approx 15\text{dk}$ 'ya düşürür. Pratikte, yeniden kristalleşme prosesinin sıcaklıktaki küçük değişikliklere karşı hassasiyeti sebebiyle, metalin sabit bir yeniden kristalleşme sıcaklığı varmış, bunun altında yeniden kristalleşme olmuyormuş gibi görünür. Bu sebeple, yeniden kristalleşme sıcaklığı metalin bir özelliği olarak alınıp, yeniden kristalleşmede zamanın etkisi ihmal edilebilir [22].

Tablo 2.2. Bazı metallerin yeniden kristalleşme ve ergime sıcaklıkları [24,31].

Metal	Yeniden kristalleşme sıcaklığı (°C)	Ergime noktası (°C)
Alüminyum	175	660
Kurşun	25	327
Kalay	25	232
Bakır	250	1083
Nikel	700	1453
Magnezyum	150	650
Çinko	50	420



Şekil 2.23 Çeşitli metallerin ergime sıcaklıklarıyla yeniden kristalleşme sıcaklıklarının değişimi [27]

2.4. Tane Büyümesi

Yapıda mevcut veya yeniden kristalleşen tanelerin uzun süre tavlınması neticesinde tane büyümesi meydana gelir. Büyük taneler küçük tanelerden daha düşük serbest enerjiye sahiptir. İdeal koşullar altında bir metal için en düşük enerji hali tek kristaldir. Tamamen yeniden kristalleşmiş bir metalde tane büyümesi için gerekli kuvvet tane sınırlarının yüzey enerjisinden gelir. Taneler boyutça büyüyüp, sayıları azaldıkça, tane sınırları azalır. Böylece tane sınırlarının yüzey enerjisi azalmış olur.

Tane büyümesi gösteren en basit örnek; yüzey enerjisini azaltmak için büyüyen sabun köpüğüdür. Sabun köpüğü, hücresel büyümeyi ideal şekilde gösterir. Sabun köpüğünün içindeki gazın basıncı yüzey gerilmesi sebebiyle dış kısımdan daha yüksektir.

Metal kristallerinin büyümesine etki eden faktörler çok daha fazladır. Tane büyümesi için gerekli enerji ΔG ile gösterildiğinde;

$$\Delta G \propto \gamma / r \quad (2.18)$$

burada; γ yüzey gerilmesini, r tanenin eğrilik çapını göstermektedir. k herhangi bir sabiti gösterdiğinde Eşitlik 2.18,

$$\Delta G = k \gamma / r \quad (2.19)$$

şeklinde yazılabilir. Bu ilişki, tane için yazıldığında ve tane çapı D olarak alındığında,

$$\Delta G = 2 k \gamma / D \quad (2.20)$$

olur. Diğer taraftan, tane büyümesi, tane çapının zamana göre değişimi dD/dt şeklinde ifade edilebilir ve bu değer sistemin serbest enerji değişimi ile orantılıdır,

$$dD / dt = c \Delta G \quad (2.21)$$

yazılabilir. Eşitlik 2.20 ve Eşitlik 2.21 birleştirildiğinde,

$$dD / dt = 2 c k \gamma / D \quad (2.22)$$

ve integre edildiğinde,

$$\int_{D_0}^D D \, dD = \int_0^t 2 c k \gamma \, dt \quad (2.23)$$

$$D^2 - D_0^2 = k' t \quad (2.24)$$

elde edilir. Eğer D_0 , D 'nin yanında çok küçük ise D_0^2 ihmal edilerek,

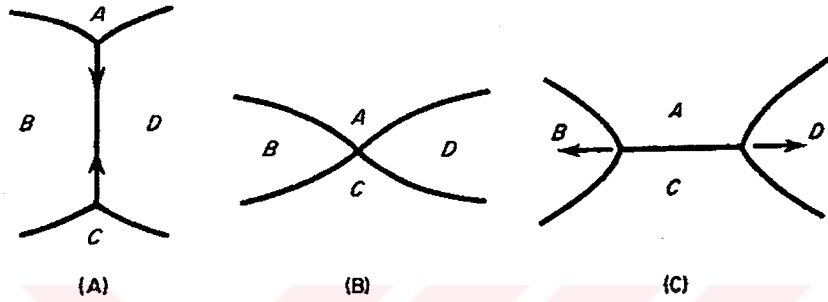
$$D = \sqrt{k' t} \quad (2.25)$$

veya,

$$D = K t^n \quad (2.26)$$

şekline dönüşür [21,22]. Burada n, tane büyümesi üssüdür.

Tane büyümesi tane sınırlarının hareketiyle meydana gelir. Tane sınırlarının hareketi, Şekil 2.24'de görüldüğü gibi gerçekleşir. B ile D tanelerini ayıran sınır küçülerek ortadan kalkar (Şekil 2.24a) ve A ile C taneleri arasında yeni bir sınır oluşur (Şekil 2.24b). Bu işlem sonrası B ile D taneleri bir sınır kaybederken, A ile C taneleri bir sınır kazanır (Şekil 2.24c). Tane sınırı hareketiyle üç kenarlı taneler yok olurken, komşu taneler bir kenar kaybeder.



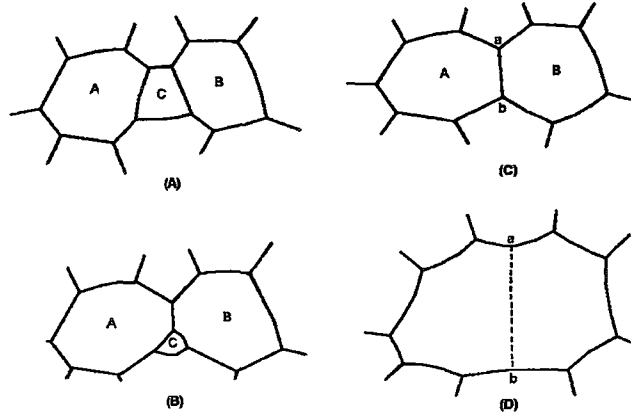
Şekil 2.24. Tane büyümesi esnasında tane sınırlarının değişimi [22].

2-Boyutlu ortamda taneler için aşağıdaki teorem mevcuttur;

$$P - B + C = 1 \quad (2.26)$$

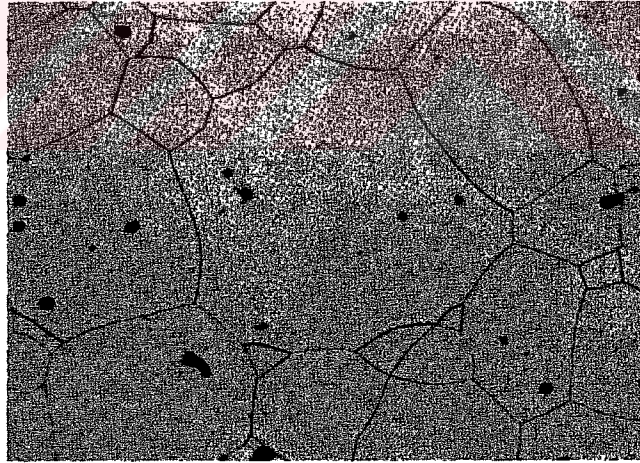
Burada, P çokgen sayısını, B kenar sayısını ve C köşelerin sayısını göstermektedir. Çokgenin kenar sayısı eğer 6 ise kenarlar arasındaki açı 120° olup yapı dengededir. Bu durumda altıgenler, 2-boyutlu uzayı tamamen doldururlar. Bu hal, mikro yapıda mevcutsa, yüzey gerilmesinin dengede olması nedeniyle taneler büyümmez. Fakat, çokgenin kenar sayısı 6'dan azsa ve köşelerdeki açı 120° ise kenarlar doğrusal olmayıp kavisli olur (bu özel durumda kavis dışarı doğru olur). Büyüme sırasında, tane sınırı kavisin merkezine doğru hareket ettiğinde zamanla taneler küçülerek ortadan kalkar. Bu durumun tersi mevcutsa, yani çokgenin kenar sayısı 6'dan fazla ise ve köşelerdeki açı 120° ise taneler büyür [21].

Diğer bir mekanizma; tane birleşmesi mekanizmasıdır. Tane birleşmesi, basit olarak aralarında düşük enerjili tane sınırı bulunan iki tanenin birleşerek tek bir tane haline gelmesi esasına dayanır [22,55]. Bu birleşmenin kademeleri Şekil 2.25'de görülmektedir.



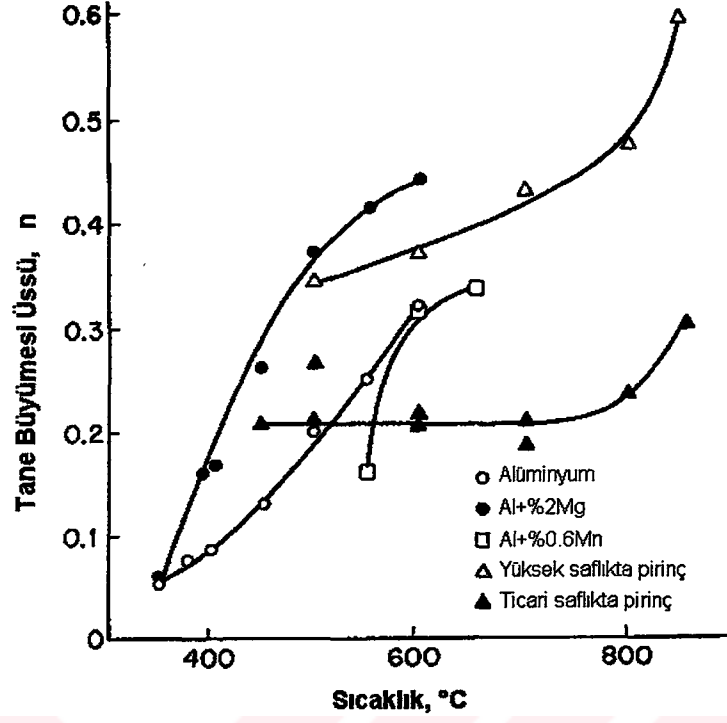
Şekil 2.25. Tane birleşmesiyle tane büyümesinin şematik gösterilişi [22].

Birincil yeniden kristalleşmeden sonra Şekil 2.26'da görüldüğü gibi bazı tanelerin komşu tanelere kıyasla aniden büyümesine "ikincil yeniden kristalleşme" denir. İkincil yeniden kristalleşmeye anormal tane büyümesi adı da verilir. İkincil yeniden kristalleşme, genellikle birincil yeniden kristalleşmeden bir süre sonra oluşur. Bu iş için gerekli enerji, tane sınırlarının yüzey enerjisi tarafından sağlanır. İkincil yeniden kristalleşmenin iki sebebi olabilir; tane büyümesini önleyen empüritelerin bulunması ve tanelerin tercihli yönelme eğilimi.



Şekil 2.26. İkincil (sekonder) yeniden kristalleşme [22].

Şekil 2.27'de bazı metal malzemelerde tane büyümesi üssünün (Eşitlik 2.26) sıcaklıkla değişimi görülmektedir. Yeniden kristalleşen malzemede ikinci faz çöktürleri, kalıntılar ve porozite mevcutsa bunlar tane büyümesine engel teşkil ederek tanelerin küçük olmasına neden olurlar [22,56]. Fakat, malzemenin herhangi bir bölgesinde empüriteler mevcut değilse, bu bölge komşu tanelere göre anormal bir şekilde büyüme imkânına sahip olur. Bu nedenle, malzemede heterojen empürite dağılımı ikincil yeniden kristalleşmeye neden olur [21,22].



Şekil 2.27. Bazı metal ve alaşımlarda tane büyümesinin sıcaklıkla değişimi [22].

Yeniden kristalleşen malzemede taneler, belirli bir doğrultuda yönlenmişlerse bunların büyümesi oldukça zordur. Fakat, yönlenmiş yapıda herhangi bir tane, yönlenmiş komşu tanelere göre çok farklı bir konumda ise bu tane anormal olarak büyüyebilir. Bu hal, tane sınırlarının bazı yönlerde daha serbest hareket etmesinden kaynaklanır [21,22].

3. MALZEMELERİN YÜKSEK SICAKLIKTAKİ DEFORMASYON DAVRANIŞI

Bu bölümde malzemelerin yüksek sıcaklıkta deformasyon davranışı, etki eden parametreler ve dinamik yeniden kristalleşme ele alınacaktır.

Plastik deformasyonu gerçekleştirecek gerilmeyi ve/veya yapılabilecek deformasyon oranını etkileyen faktörler şunlardır; malzeme yapısı, mekanik özellikler, deformasyon hızı, sıcaklık, sürtünme ve yağlama, hidrostatik basınç, kalıntı gerilmeler, geometrik faktörler. Malzemelerin yapısı, mekanik özellikleri ve deformasyon şartları (sıcaklık, deformasyon hızı) malzemelerin plastik deformasyon kabiliyetlerini etkileyen en önemli faktörlerdir.

Malzemenin yapısı, kimyasal bileşimi ile termo-mekanik geçmişine bağlıdır. Çeşitli mekanik ve ısı işlemleri malzemenin yapısını değiştirmek mümkündür. Malzemenin mukavemeti, sünekliği, kırılma şekli gibi deformasyon kabiliyetini belirleyen özellikleri malzeme yapısına bağlıdır. Metalik malzemelerde plastik deformasyonu etkileyen malzeme yapısıyla ilgili en önemli faktörlerden birisi tane boyutudur. Genel olarak, ince taneli malzeme yüksek kırılma tokluğu ve süneklik özelliklerine sahip olmasına karşın mukavemetinin yüksek olması nedeniyle plastik deformasyon için daha yüksek gerilme uygulanmasını gerektirir.

Metalik malzemelerin mekanik özellikleri, kimyasal bileşimlerine ve mikro yapılarına bağlıdır. Mekanik işlemlerde gerekli olan gerilme, malzemenin deformasyon şartlarındaki mukavemetine, uygulanabilecek deformasyon oranı ise malzemenin deformasyon şartlarındaki sünekliğine bağlıdır. Malzemelerin mekanik özellikleri; çekme, basma, burma vs. gibi mekanik deneylerle saptanabilir. Çekme deneyi, mekanik özelliklerden mukavemet ve sünekliğin belirlenmesi amacıyla en fazla kullanılan deneydir. Bunun dışında değişik deformasyon şartlarında (sıcaklık ve deformasyon hızı) yapılan deneylerden elde edilen "gerilme-birim şekil değiştirme" eğrilerinin şekli, mekanik işlem sırasında malzemenin deformasyon özellikleri hakkında fikir verir. Genellikle deformasyon sıcaklığı arttıkça malzemelerin sünekliği artar, mukavemeti azalır. Bunun sebebi; atomların hareket etme, yer değiştirme imkânının artması, dislokasyonların hareket etme (özellikle "tırmanma" hareketi) imkânının artması, yayınmayı hızlandıran atom boşluklarının artması vs.'dir.

Deformasyon hızının da mekanik özelliklere önemli ölçüde etkisi vardır. Deformasyon hızı arttıkça malzemenin mukavemeti artar, sünekliliği azalır.

Mekanik işlemler sırasındaki deformasyon sıcaklığının (T °K), malzemenin ergime sıcaklığına (T_m °K) oranı olan "benzeş sıcaklığı" göre mekanik işlemler, üç gruba ayrılırlar; *soğuk işlem*, *ılık işlem* ve *sıcak işlem*. Deformasyon sıcaklığına bağlı olarak, plastik gerilme, farklı bağıntılarla ifade edilebilir. Düşük sıcaklıklarda ($T < 0.3T_m$), plastik gerilmeye deformasyon hızının etkisi önemsizdir. Bu durumda, plastik gerilme deformasyon sertleşmesi nedeni ile deformasyon oranına bağımlıdır (Eşitlik 3.1). Sıcak işlem şartlarında ($T > 0.5T_m$) ise, plastik gerilme deformasyon hızına karşı çok duyarlıdır, aynı zamanda deformasyon sertleşmesi ihmal edilecek kadar azdır (Eşitlik 3.3). Deformasyon sıcaklığı ılık işlem sıcaklıklarında ($0.3T_m < T < 0.5T_m$) ise, plastik gerilmeye hem deformasyon oranı hem de deformasyon hızı etki edebilir (Eşitlik 3.2)[57].

$$\sigma = K \epsilon^n \quad (T < 0.3T_m \text{ Soğuk işlem}) \quad (3.1)$$

$$\sigma = L \epsilon^n \dot{\epsilon}^m \quad (0.3T_m < T < 0.5T_m \text{ Ilık işlem}) \quad (3.2)$$

$$\sigma = M \dot{\epsilon}^m \quad (T > 0.5T_m \text{ Sıcak işlem}) \quad (3.3)$$

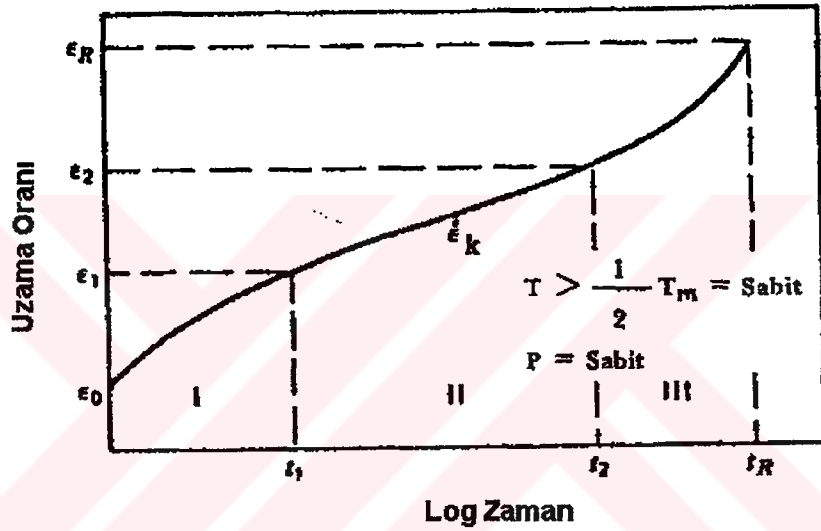
Burada; σ plastik gerilme, ϵ birim şekil değiştirme (deformasyon oranı), $\dot{\epsilon}$ deformasyon hızı, n deformasyon sertleşmesi üssü, m deformasyon hızı duyarlılığı üssü, K , L , M malzeme sabitleridir.

Metalik malzemelerde deformasyon hızı duyarlılığı üssü (m), oda sıcaklığında genellikle düşüktür ($m < 0.1$), fakat sıcaklık arttıkça, m değeri de artar. Deformasyon duyarlılığı üssü malzemenin sünekliliğini karakterize eder; $m \leq 0.1$ ise malzeme gevrek, $m \approx 0.3-0.4$ ise malzeme sünektir, $m \geq 0.5$ ise malzeme süperplastiktir, $m=1$ ise malzeme cam gibi akar [57].

Yüksek deformasyon duyarlılığı üssü, metalik malzemelerde "süperplastik davranış" gösterir. Süperplastik davranış, malzemenin yüksek sıcaklık ($T > 0.5T_m$) ve düşük deformasyon hızlarında (10^{-3} s^{-1}) kopuncaya kadar oldukça yüksek uzama göstermesidir, uzama değerleri %4800'lere ulaşabilir. Süperplastik deformasyonda mikroyapı önemli rol oynar. Süperplastik davranış için, eş eksenli, ince taneli (tane boyutu $\leq 10\mu\text{m}$) mikroyapı gereklidir [58].

Demir-dışı metaller, yük altında, oda sıcaklığında bırakıldığında, zamanla uzamanın yer aldığı görülür. Bu uzamanın miktarı; malzemeye, sıcaklığa ve yüke bağlıdır. Sabit sıcaklık ve sabit yük (veya gerilme) altında, zamanla malzemede meydana gelen plastik deformasyona "sürünme" adı verilir. Sürünme, metal olmayan malzemelerde de görülmekte ve hatta arz kabuğunda bile yer almaktadır.

Sürünme deneyi ile, malzemenin yüksek sıcaklıktaki mekanik davranışı tespit edilir. Özellikle, malzemenin uygulanan sıcaklık ve yük altında ne kadar süre emniyetle kullanılabileceği saptanır. Şekil 3.1'de tipik sürünme eğrisi şematik olarak gösterilmiştir.

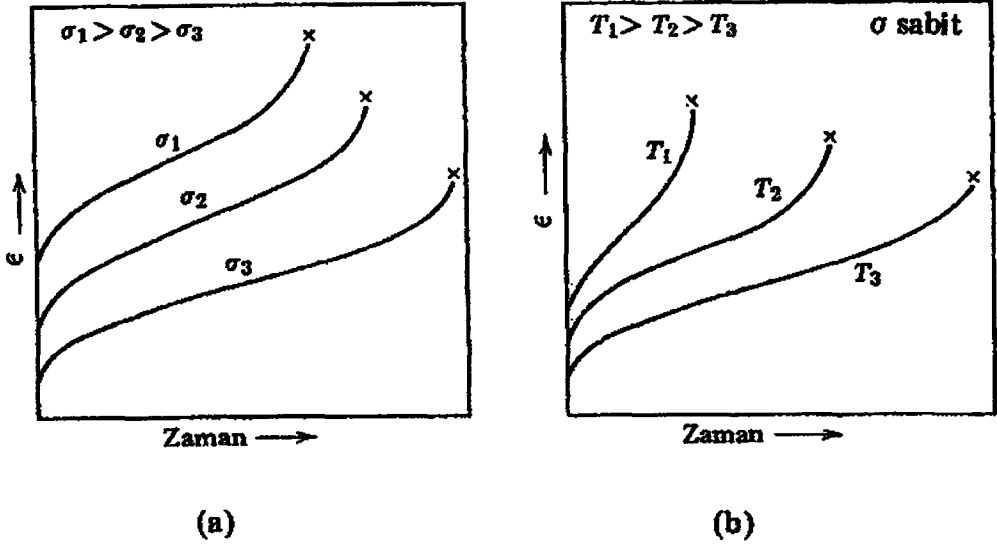


Şekil 3.1. Tipik sürünme eğrisi [59].

Tipik sürünme eğrisi üç bölgeden oluşur. Birinci bölge, geçiş (transient) veya "primer sürünme bölgesi" olarak tanımlanır. Deformasyon hızının sabit olduğu ikinci bölge ise "kararlı sürünme" bölgesi olarak tanımlanır. Üçüncü bölgede, deformasyon hızı veya sürünme hızı tekrar artar ve kırılma meydana gelir, bu bölge "üçüncü sürünme (tertiary creep) bölgesi" olarak tanımlanır [58,59].

Birinci bölgede, malzeme yükün etkisi altındadır. Bu nedenle, numunede dislokasyon hareketi hakim olup malzemede deformasyon sertleşmesi yer alır. Fakat, diğer taraftan malzeme yüksek sıcaklıkta bulunduğundan, kendini "toparlama" imkanına sahiptir. Birinci bölgede, deformasyon sertleşmesi hakim olup, sürünme hızı zamanla azalır, diğer bir deyişle malzemenin sürünme direnci artar. İkinci bölgede ise, deformasyon sertleşmesi ile toparlanma hızı birbirine eşittir. Üçüncü bölge, numunenin boyun vermesinden doğar. Tane sınırlarındaki kayma nedeniyle özellikle tane köşelerinde mikro boşluk ve çatlaklar oluşur ve bunların

büyümesi ile kırılma meydana gelir. Sürünme eğrilerine gerilme ve sıcaklığın etkisi Şekil 3.2'de görüldüğü gibidir.



Şekil 3.2. Sürünme eğrilerine a) gerilmenin, b) sıcaklığın etkisi [59].

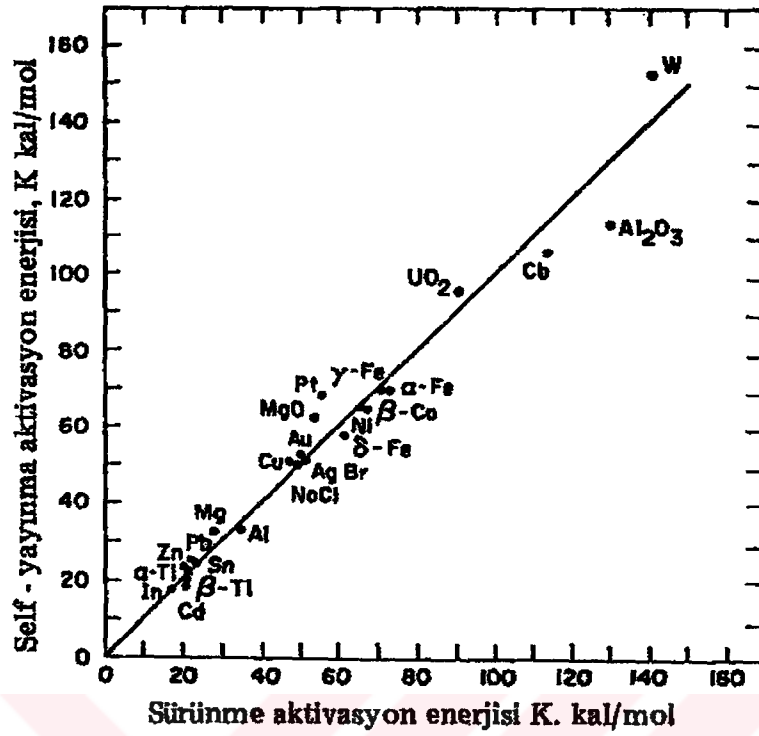
Sürünme sıcaklıkla hızlanan bir olaydır. Sürünme hızı, Arrhenius tipi denklemlerle ifade edilebilir;

$$\dot{\epsilon}_c = K e^{-Q_c/RT} \quad (3.4)$$

Burada, Q_c sürünme için gerekli aktivasyon enerjisi, K malzeme sabiti, R gaz sabiti ve T (°K cinsinden) sıcaklıktır.

Sürünme olayı eğer dislokasyonların tırmanmasına veya basamaklı vida dislokasyonlarının hareketine bağlı ise sürünme hızı yayınma katsayısı ile doğru orantılıdır. Sürünme hızı, yayınma katsayısı ile orantılı olduğundan saf metallerde sürünme aktivasyon enerjisi, self-yayınma enerjisine eşit olmalıdır. Şekil 3.3'de, birçok saf metalde sürünme aktivasyon enerjisinin, self-yayınma aktivasyon enerjisine eşit olduğu görülmektedir [58,59].

Özellikle yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilen plastik deformasyon esnasında görülen "dinamik toparlanma" ve "dinamik yeniden kristalleşme" olayları, yumuşama prosesleridir. Soğuk işleminden sonra, malzemenin yüksek sıcaklıkta tutulmasıyla meydana gelen "statik toparlanma" ve "statik yeniden kristalleşme" olaylarından bu prosesleri ayırmak için, "dinamik" terimi kullanılır.

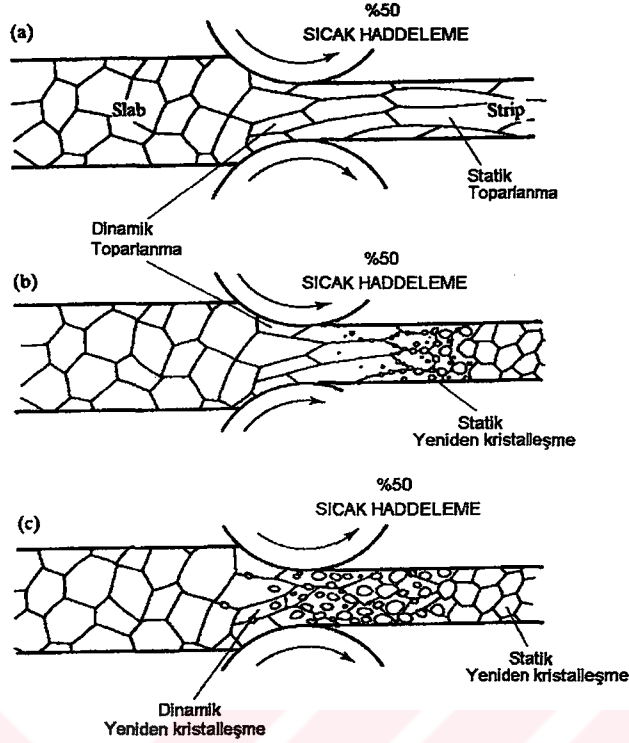


Şekil 3.3. Bazı saf çok-kristalli malzemelerde sürünme aktivasyon enerjisi ile self-yayınma aktivasyon enerjisi arasındaki ilişki [59].

Dinamik toparlanmanın metallerdeki işlem sertleşmesini önleme eğilimine rağmen, kritik koşulun elde edilmesiyle meydana gelen dinamik yeniden kristalleşme için gereken deformasyon enerjisi oldukça yüksektir. Yüksek sıcaklıktaki deformasyon esnasında meydana gelen bu iki yumuşama prosesi, farklı karakteristik mikroyapısal değişimlerle sonuçlanır. Fakat iki olay da termal olarak uyarılmıştır ve güçlü bir şekilde sıcaklık ve deformasyon hızıyla ilişkilidir.

Şekil 3.4'de tipik sıcak işlem esnasında meydana gelen yapısal değişimler görülmektedir.

Şekil 3.4a'daki gibi sadece dinamik toparlanma olursa, taneler malzemedeki deformasyon oranına uygun olarak şekil değiştirirler. Şekil 3.4c'de deformasyon esnasında oluşan dinamik yeniden kristalleşme olayı görülmektedir. Haddelenen malzemedeki, deformasyon esnasında oluşan çekirdekler haddelenme sonrasında büyümeye devam ederlerse, bu tür statik yeniden kristalleşme "meta-dinamik yeniden kristalleşme" olarak adlandırılır [58,60,61].

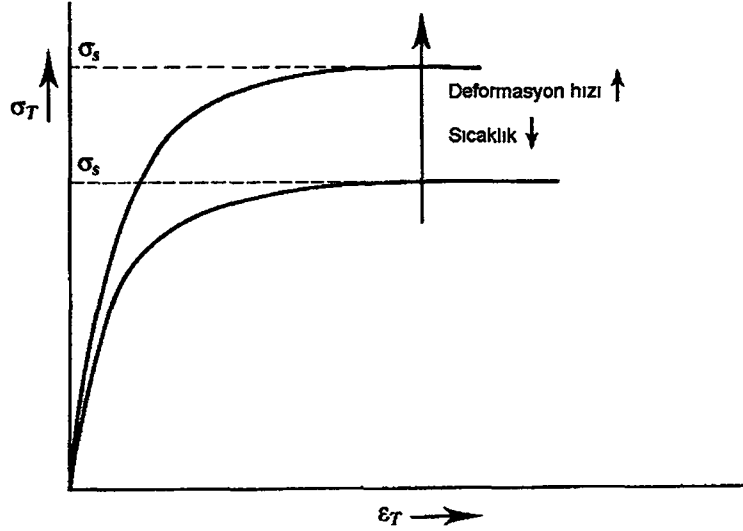


Şekil 3.4. Sıcak işlem esnasında mümkün olan mikroyapısal değişimler a) Dinamik toparlanmayı takip eden statik toparlanma, b) Dinamik toparlanmayı takip eden statik yeniden kristalleşme, c) Dinamik yeniden kristalleşme ve takip eden statik yeniden kristalleşme [58].

3.1. Dinamik Toparlanma

Deformasyon esnasında meydana gelen toparlanmaya "dinamik toparlanma" adı verilir. Sıcak işlemde sadece dinamik toparlanma olayının gerçekleştiği durumlarda, malzemenin gerçek gerilme-gerçek birim şekil değişimi davranışı Şekil 3.5'deki gibidir.

Tavlınmış bir malzemeye belirli hızda deformasyon uygulandığında malzemenin mukavemeti artar ve deformasyon hızına bağlı olarak akma başlar. Artan deformasyon miktarıyla artan gerilme alt-tane oluşumu nedeniyle kararlı hal değerine (σ_s) ulaşır (Şekil 3.5). Eğer malzeme ilk önce soğuk işlem görmüş halde ise, akma gerilmesi tavlınmış haldeki akma gerilmesinden daha yüksek olabilir. Bu başlangıç dislokasyon yoğunluğunun, tavlınmış haldeki yapının dislokasyon yoğunluğundan daha fazla olmasından kaynaklanır. Fakat kararlı hal gerilmesi (σ_s) malzemenin ilk halinden bağımsızdır. Kararlı hal mikroyapısı, kararlı sürünme esnasında deforme olmuş malzemenin yapısına oldukça benzer; yani taneler deformasyon yönünde uzar ve ayrıca eş eksenli alt-tane yapısı oluşur [58,60,61].

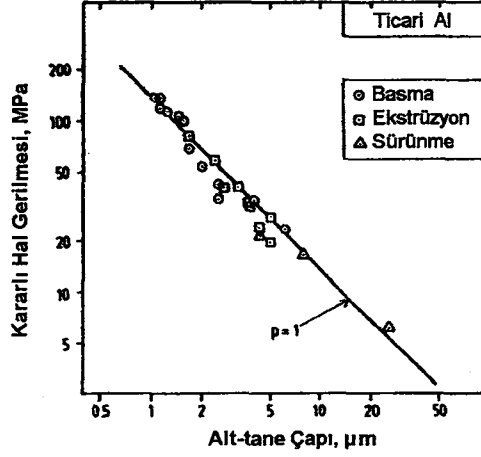


Şekil 3.5. Dinamik toparlanmaya maruz kalan bir malzemenin gerilme deformasyon davranışı. Kararlı gerilme değeri, deformasyon hızı arttığında ve sıcaklık düştüğünde artar [58,60,61].

3.1.1. Dinamik Toparlanmada Mikroyapı

Dinamik toparlanma, birbirlerini yok edebilecek zıt işaretli kenar dislokasyonlarının tırmanması ve vida dislokasyonlarının çapraz kaymasıyla, dislokasyon yoğunluğunun azalmasına yol açar. Dinamik toparlanma ayrıca, dislokasyonların yeniden düzenlenerek, yüksek dislokasyon yoğunluğundaki sınırlarla çevrelenmiş ve göreceli olarak düşük dislokasyon yoğunluğuna sahip hücrelerin oluşumuna da neden olur. Toparlanmanın gelişmesi ile (örneğin, sabit deformasyon hızında deformasyon sıcaklığının artırılmasıyla) hücreler daha kabalaşır ve hücre sınırları belirginleşir. Yüksek sıcaklıkta oluşan bu hücre sınırları iki boyutlu dislokasyon ağları haline geldiğinde, hücreler alt-tanelere dönüşür. Alt-tane yapısı soğuk işlenmiş bir yapının tavlanması esnasında görülen statik toparlanmadaki poligonizasyona benzer. Sürünme koşulları altındaki deformasyon hızı, bu alt-tane ağına doğru olan dislokasyon hareketinin hızı (dinamik toparlanma hızı) ile belirlenir.

Sıcaklıkla deformasyon hızının karakteristiği olan alt-tane yapısı, kararlı halin başlamasıyla iyice gelişir. McQueen ve Jonas'ın ticari alüminyum üzerinde yaptığı çalışmalardan [61,62] elde edilen sonuçlar Şekil 3.6'da görülmektedir. Şekil 3.6'dan görüleceği gibi, alt-tane boyutu (λ) ve kararlı hal gerilmesi (σ_s) arasında bir ilişki mevcuttur.



Şekil 3.6. Ticari alüminyumda kararlı hal gerilmesiyle alt-tane boyutu arasındaki ilişki [61,62].

Kararlı hal gerilmesi ve alt-tane boyutu arasındaki ilişki,

$$\sigma_s = k_1 + k_2 \lambda^{-p} \quad (3.5)$$

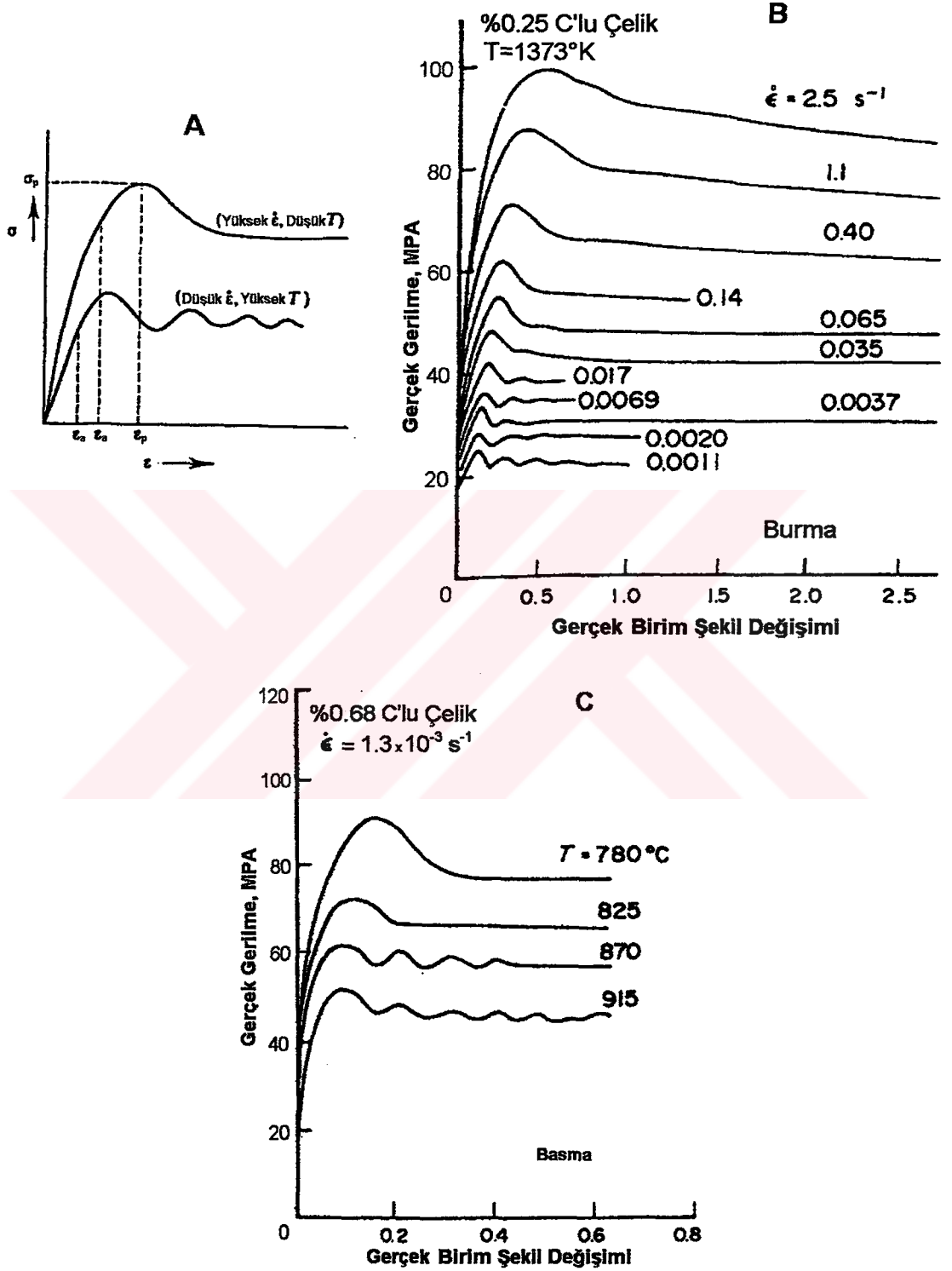
şeklindedir [61,63]. Buradaki k_1 , k_2 , p sabittirler ve p birçok malzeme için yaklaşık 1-1,5 arasında değer alır. Görüleceği gibi alt-tane boyutu kararlı hal gerilmesi ile ters orantılıdır.

Kararlı hal deformasyonu esnasında, mikroyapı esas olarak homojendir ve alt-tanelerin boyutları sabit kalır. Alt-taneler yaklaşık olarak eş eksenlidir. Artan deformasyon ile zamanla uzamış olan tane yapısından ayırt edilebilir. Toparlanma ve işlem sertleşmesi arasındaki dengenin neticesi olarak meydana gelen, bazı sınırların yok olması ve yeni sınırların oluşması olaylarını içeren alt-tane sınırı göçü, sürekli bir yeniden düzenlemeye yol açar, böylece kararlı hal alt-tane yapısı eş eksenli kalır. Bu durum "yeniden poligonlaşma" olarak adlandırılmaktadır [61].

3.2. Dinamik Yeniden Kristalleşme

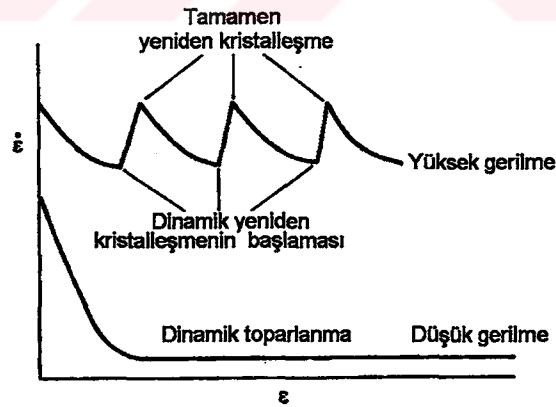
Deformasyon esnasında meydana gelen yeniden kristalleşmeye, statik yeniden kristalleşmeden ayırt etmek için "dinamik yeniden kristalleşme" adı verilir. Dinamik yeniden kristalleşmeye düşük ve orta istif hatası enerjisi değerine sahip YMK metal ve alaşımlarda sıcak deformasyon esnasında rastlanır [61]. Dinamik yeniden kristalleşme ayrıca çok yüksek safiyetteki HMK metallerde de görülebilmektedir. Bu tür metallerde ekstrüzyonda olduğu gibi yüksek oranda deformasyon uygulandığında, deformasyon bölgesinde yeniden kristalleşmenin meydana geldiği saptanmıştır [61].

Sıcak işlem esnasında dinamik yeniden kristalleşmeye maruz kalan bir malzemenin, gerçek gerilme-gerçek birim şekil değişimi Şekil 3.7'de görülmektedir.



Şekil 3.7. a) Dinamik yeniden kristalleşmeye maruz kalmış bir malzemenin σ - ϵ davranışı (şematik), b) 0.25C'lu çeliğin 1373°K 'de, farklı deformasyon hızlarındaki σ - ϵ davranışı c) 0.60C'lu çeliğin $\dot{\epsilon}=1,3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 'de, farklı sıcaklıklardaki σ - ϵ davranışı [61,64,65].

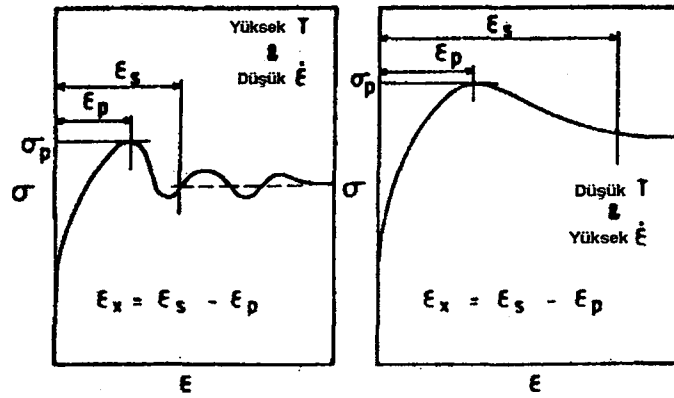
Dinamik yeniden kristalleşme davranışı, tek-pik veya çok-pikli olmak üzere iki şekilde olabilir. Nispeten yüksek deformasyon hızlarında (veya düşük sıcaklıklarda) tek-pikli dinamik yeniden kristalleşme davranışı görülürken, düşük deformasyon hızlarında (veya yüksek sıcaklıklarda) çok-pikli dinamik yeniden kristalleşme davranışı görülür. Şekil 3.7a'da görülen çekme eğrisinde ε_a deformasyon miktarına kadar yalnızca dinamik toparlanma söz konusudur. Dinamik yeniden kristalleşme yaklaşık olarak ε_a değerinde başlar, ε_p değerinde maksimum gerilme değerine ulaşılır (σ_p), daha sonra artan deformasyon ile gerilme azalır (yumuşama), sonuçta kararlı haldeki değerine (σ_s) ulaşır. Kararlı hal gerilmesi (σ_s), maksimum gerilme (σ_p) ile akma gerilmesi arasında bir değerdedir. Benzer dalgalanma olayı, sabit gerilme uygulanmış sürünme testinde de gözlemlenebilir (Şekil 3.8). Düşük gerilmeler uygulandığında, yalnızca toparlanma olayı gerçekleşir ve deformasyon ile birlikte sürünme hızı düzgün bir şekilde kararlı hal değerine doğru azalır. Daha büyük gerilmelerde ise, sürünme hızı kararlı hal değerine ulaşamaz, Şekil 3.8'de görüldüğü gibi minimum ve maksimum değerler arasında değişir. Bunların sonucunda, dinamik yeniden kristalleşme sırasıyla başlar ve tamamlanır. Alt-tane yapısının oluşması ile sürünme direnci artmaya başlar, alt-tane yapısındaki dislokasyon yoğunluğu yeterli miktara ulaştığında dinamik yeniden kristalleşme meydana gelir. Dinamik yeniden kristalleşme sonucu sürünme hızı artar ve bu proses böylece kendini tekrar ederek sürer.



Şekil 3.8. Düşük ve yüksek gerilmelerde sürünen bir malzemenin $\dot{\varepsilon}$ - ε davranışı [58,60].

Dinamik yeniden kristalleşme olayının gerçekleştiği malzemelerdeki gerilme deformasyon davranışı daha önce Şekil 3.7a'nın yardımıyla açıklanmıştı. Bu iki davranıştan hangisinin meydana geleceği ise Şekil 3.9 vasıtasıyla açıklanabilir. Dinamik yeniden kristalleşme davranışında pik (ε_p) ve kararlı hal (ε_s) deformasyon

değerleri arasındaki ilişki vardır. Kritik deformasyon değerinin (ϵ_p) altında yeniden kristalleşme olmaz. $\epsilon_p > \epsilon_x$ durumunda çok-pikli, $\epsilon_p < \epsilon_x$ durumunda ise tek-pikli dinamik yeniden kristalleşme görülür. Yeniden kristalleşme bir kere başladığında ise, bu prosesin tamamlanması için belirli bir süre gerekir [61].



Şekil 3.9. Çok pikli veya tek pikli dinamik yeniden kristalleşme meydana gelmesinde etkili olan pik, kararlı hal ve dinamik yeniden kristalleşme deformasyonları arasındaki ilişkinin şematik gösterilmesi [58,60,61,64,65].

3.2.1. Dinamik Yeniden Kristalleşme Mikroyapısı

Düşük istif hatası enerjisi olan metallerde (bakır, nikel, α -demir ve bunların tek fazlı alaşımları), dislokasyonlar kısmi dislokasyonlara ayrılır. Bu durumda dislokasyonların çapraz kaymaları ve tırmanmaları zorlaşır, toparlanma hızı yavaşlar. Çünkü, alt-tane sınırları daha az gelişir ve dislokasyon sıraları iki boyutlu ağlara göre daha karmaşık olma eğilimindedir. Deformasyonla birlikte bu yapıların depo ettiği enerji artar ve dinamik yeniden kristalleşmenin çekirdeklenebilmesi için gerekli değere erişebilir. Dinamik yeniden kristalleşme çekirdeği tercihli olarak tane sınırlarında oluşur. Fakat, soğuk işlenmiş metallerin tavlama esnasındaki statik yeniden kristalleşme çekirdeklenmesi, benzer davranışla deformasyon bantlarında da oluşabilir. Çekirdek ilk önce hızlı bir şekilde büyür. Ancak, deformasyon aynı anda büyüyen tanelerin içindeki dislokasyon yoğunluğunu artırır ve bunun neticesinde, büyüme duruncaya kadar sınır göçü için gerekli itici kuvvet azalır. Bu nedenle, taneler deformasyon koşullarının belirlediği boyuta ulaşır ve dinamik yeniden kristalleşme daha fazla çekirdeklenme ile devam eder. Artan deformasyonla birlikte, tekrarlı çekirdeklenme prosesi ve sınırlı büyüme nedeniyle dinamik yeniden kristalleşme, statik yeniden kristalleşmede olduğundan daha hızlı yayılır. Çünkü, statik yeniden kristalleşmede, sınırlı çekirdeklenme ve yeni tanelerin birbirlerine

temasına kadar sürekli büyüme olayları vardır. Şekil 3.10'da ostenitik paslanmaz çelik için dinamik yeniden kristalleşmenin ilerlemesi görülmektedir [61].



Şekil 3.10. Ostenitik paslanmaz çeliğin yüksek sıcaklıkta deformasyonunda mikroyapı gelişimi [61].

Dinamik toparlanmada olduğu gibi, dinamik yeniden kristalleşmede oluşan tane boyutu (D) Eşitlik 3.6'da görüldüğü gibi kararlı hal gerilmesiyle (σ_s) ters orantılıdır [61,63];

$$\sigma_s = k_1 + k_2 D^{-n} \quad (3.6)$$

3.2.2. Dinamik Yeniden Kristalleşmeye Etki Eden Faktörler

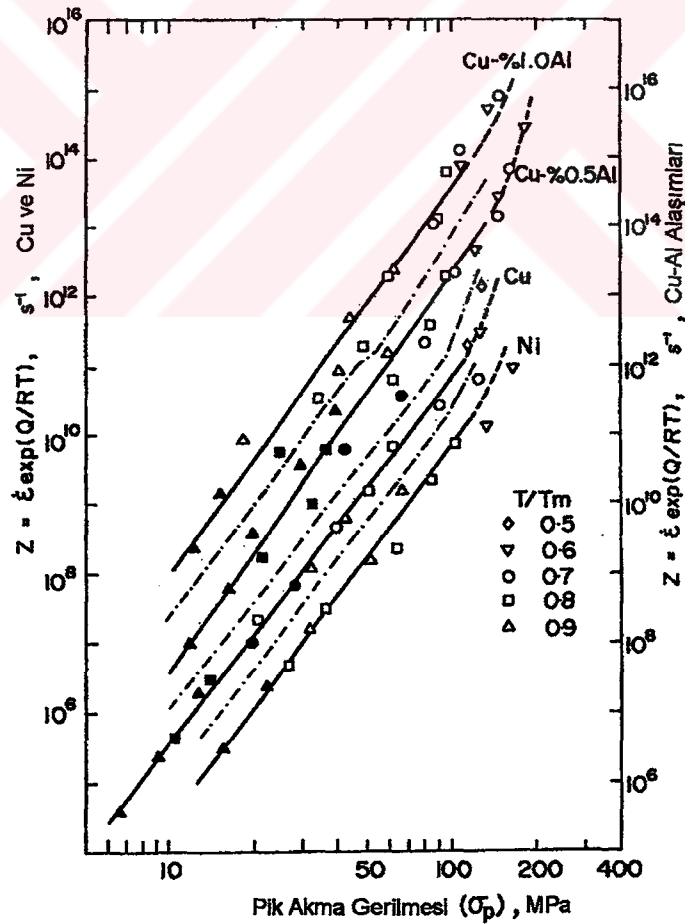
Dinamik yeniden kristalleşme, metal ve alaşımların yüksek sıcaklık deformasyonu sırasında deformasyon hızına bağlı olarak yapılarının yenilenmesinde önemli rol oynamaktadır. Dinamik yeniden kristalleşmenin oluşmasını önemli derecede etkileyen faktörler; Deformasyon hızı, sıcaklık, istif hatası enerjisi ve alaşım elementi ilavesidir.

3.2.2.1. Deformasyon Hızı ve Sıcaklık

Dinamik yeniden kristalleşme önemli ölçüde deformasyon hızı ve sıcaklığa bağlıdır. Pik akma gerilmesinin (σ_p), sıcaklık (T) ve deformasyon hızıyla ($\dot{\epsilon}$) olan ilişkisi Arrhenius tipi ilişkidir [66];

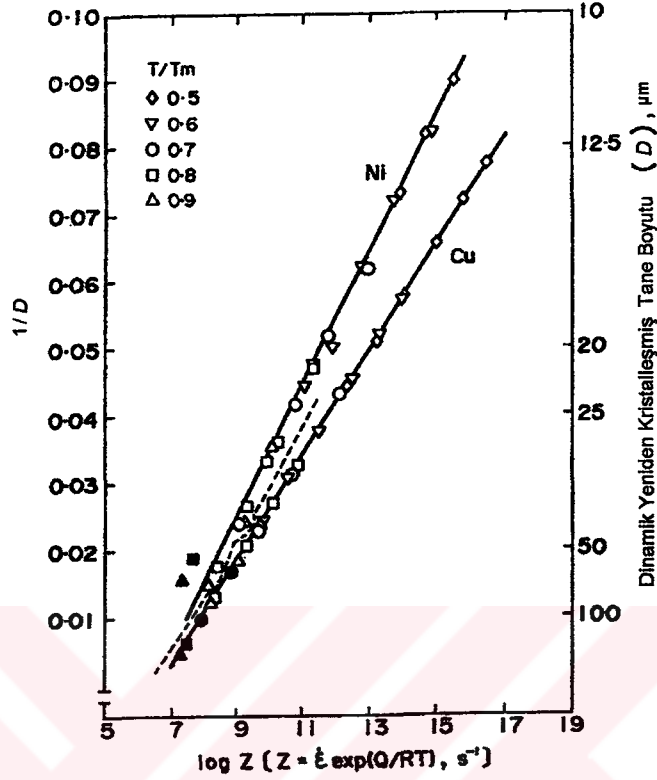
$$f(\sigma_p) = \dot{\epsilon} e^{Q/RT} \quad (3.7)$$

burada; Q dinamik yeniden kristalleşme aktivasyon enerjisi ve R ise gaz sabitidir. Gerilme fonksiyonu $f(\sigma_p)$ düşük gerilmelerde üstel, yüksek gerilmelerde ekspanansiyel veya her iki bölgede de hiperbolik sinüs şeklindedir. Deformasyon hızıyla sıcaklığın bir kombinasyonu olan Eşitlik 3.7'nin sağ tarafı Zener-Holloman Parametresi (Z) olarak isimlendirilir. σ_p ile Z arasındaki saptanan ilişki Şekil 3.11'deki gibidir. Şekil 3.11'den düşük σ_p ve Z değerlerinde çok-pikli dinamik yeniden kristalleşme olduğu görülmektedir.



Şekil 3.11. Pik akma gerilmesinin(σ_p) Zener-Holloman Parametresine(Z) bağlı olarak değişimi. Aynı zamanda azalan Z değeriyle beraber tek-pikten (içi boş semboller) çok-pik'e (içi dolu semboller) akma gerilmesi davranışı geçişini göstermektedir [66].

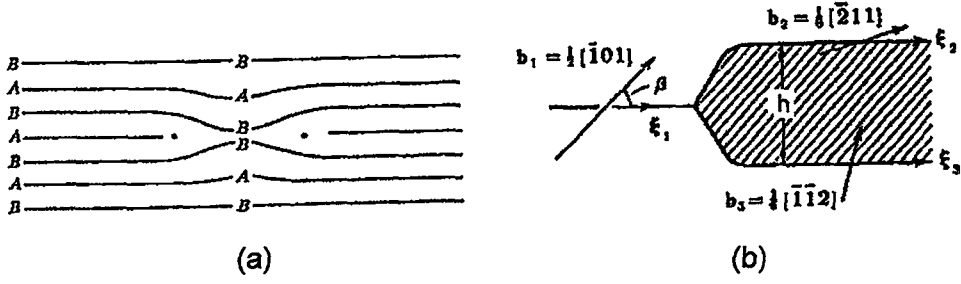
Dinamik yeniden kristalleşmiş tane boyutunun Zener-Holloman Parametresine bağlı olarak değişimi Şekil 3.12'de görülmektedir [66].



Şekil 3.12. Ni ve Cu için dinamik yeniden kristalleşmiş tane boyutunun Zener-Holloman Parametresine bağlı olarak değişimi [66]

3.2.2.2. İstif Hatası Enerjisi

YMK metallerde atomlar ABC,ABC,... şeklinde istif edilmiştir. Burada A, B ve C birbiri üzerine oturan atom tabakalarını simgelemektedir. Kristal yapısında, herhangi bir atom tabakasının eksikliği veya fazlalığı "istif hatasına" neden olur. Eğer atom tabakalarından herhangi biri eksikse Şekil 3.13a'da görüldüğü gibi "intrinsik istif hatası" meydana gelir. Atom tabakalarının istifinde eğer fazla bir atom tabakası varsa "ekstrinsik istif hatası" teşekkül eder. Ekstrinsik istif hatası teşekkülü için gerekli olan enerji intrinsik istif hatası teşekkülü için gerekli enerji miktarından daha fazladır ve bu nedenle YMK kristallerde ekstrinsik istif hatası görülmez. İstif hataları {111} düzlemleri üzerindeki kayma hareketleri ile de meydana gelebilirler. Dislokasyon hareketleri sırasında düzlemsel istif hataları oluşur. Örneğin, bir dislokasyon kısmi dislokasyonlara ayrıldığı zaman, kısmi dislokasyonların arasındaki kayma düzleminde istif hatası oluşur (Şekil 3.13b). İstif hatası bölgesinin enerjisi, normal latisinkinden daha yüksektir. İstif hatası enerjisi (γ_{SF}), kısmi dislokasyonları denge mesafesinde tutmak için birim hata alanı başına düşen enerjidir.



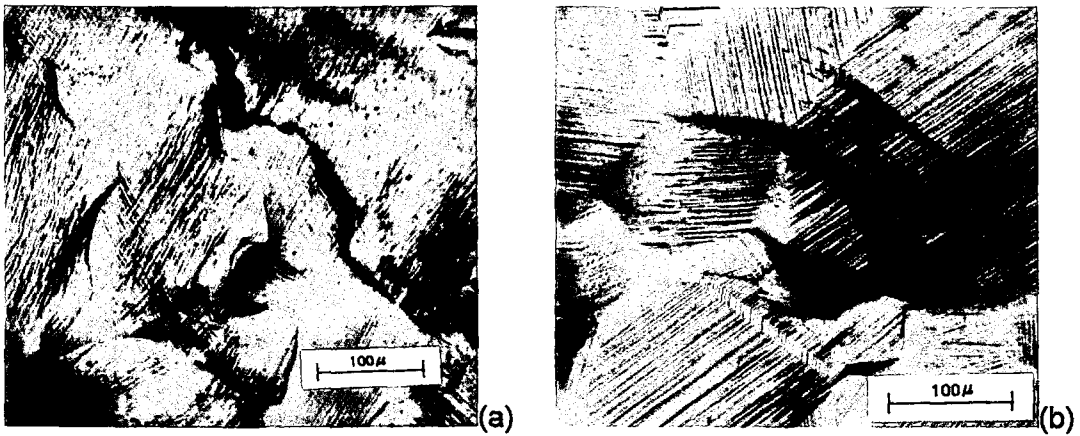
Şekil 3.13. İstif hatası bölgesinin şematik gösterilişi; a) İntrinsik istif hatası, b) YMK yapıda, bir dislokasyonun kısmi dislokasyonlara ayrışması [67].

Ayrılma mesafesi (h);

$$h \propto 1 / \gamma_{SF} \quad (3.8)$$

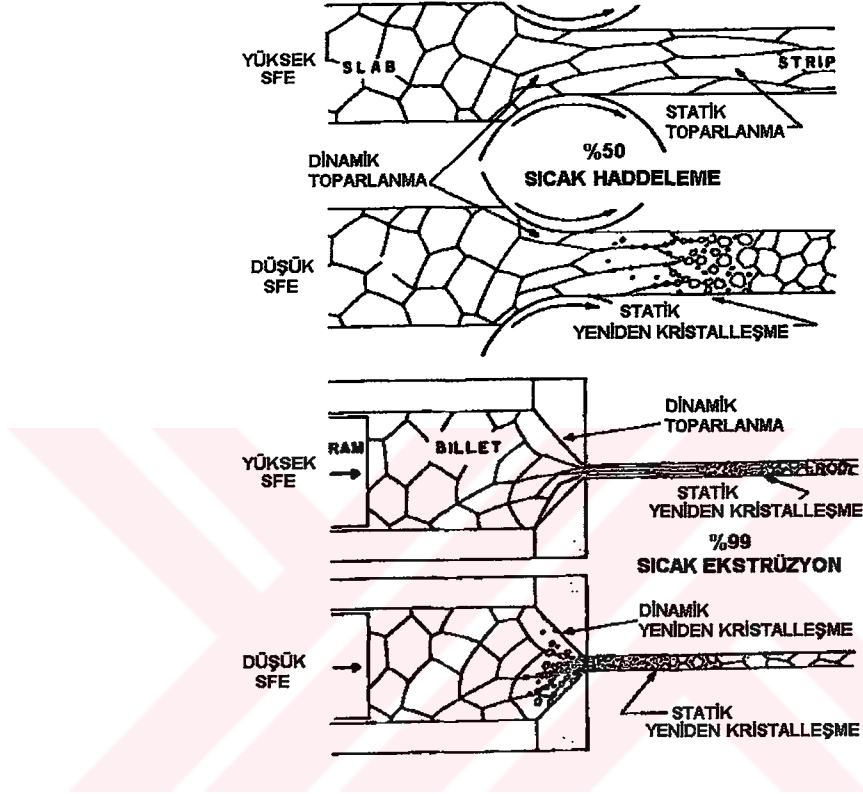
Eşitlik 3.8'den görülebileceği gibi kısmi dislokasyonlar arasındaki mesafe (h, istif hatası bandının genişliği) istif hatası enerjisiyle ters orantılıdır [29,66,67].

Dislokasyonların kayması ve tırmanması, dinamik toparlanmayı kontrol eden temel mekanizma olduğundan, yüksek istif hatası enerjisine sahip metaller, düşük istif hatası enerjisine sahip metallere nazaran daha düşük aktivasyon enerjisi gerektirir. Yüksek istif hatası enerjisine sahip malzemelerde dinamik toparlanmanın oluşum kolaylığı, dinamik yeniden kristalleşme için gerekli olan, yüksek dislokasyon yoğunluğu gelişimini güçleştirir. Düşük ve yüksek istif hatası enerjisine sahip malzemelerin kayma davranışı Şekil 3.14'de görülmektedir.



Şekil 3.14. İstif hatası enerjisinin deformasyon kayma etkisi; a) yüksek istif hatası enerjisine sahip malzemede dalgalı, b) düşük istif hatası enerjisine sahip malzemede düzlemsel kayma davranışı [68].

Dinamik yeniden kristalleşme, kinetik açıdan çapraz kayma ve tırmanmanın sınırlı ve zor olduğu düşük istif hatası enerjisine sahip metallerde daha kolay oluşur. Özellikle saf metallerde istif hatası enerjisi, dinamik yeniden kristalleşmeyi kontrol eden önemli faktörlerden biridir [63,66]. Şekil 3.15'de istif hatası enerjisinin dinamik toparlanma ve dinamik yeniden kristalleşmeye etkisi görülmektedir.

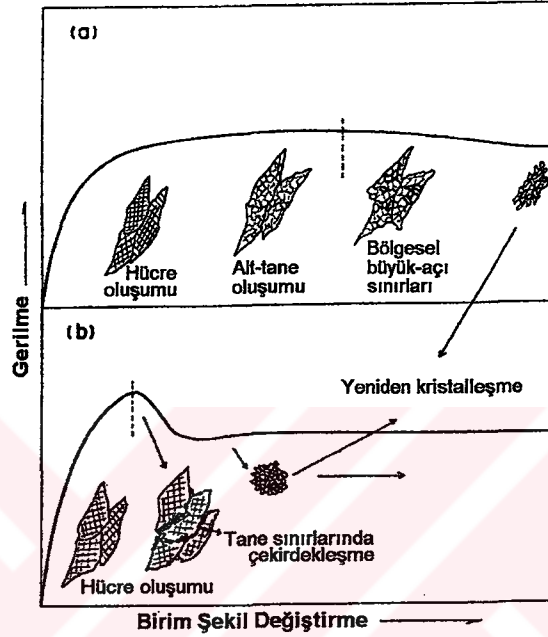


Şekil 3.15. İstif hatası enerjisinin (SFE), dinamik toparlanma ve dinamik yeniden kristalleşmeye etkisi [69].

Yüksek istif hatası enerjisine sahip malzemelerde mikroyapısal gelişim, düşük istif hatası enerjisine sahip malzemelerden farklıdır. Bu durum Şekil 3.16'da şematik olarak gösterilmiştir [66].

Al ve ferritik alaşımlar gibi yüksek istif hatası enerjisine sahip metallerde dinamik toparlanma kolaylığının hemen hemen dinamik yeniden kristalleşme oluşumunu önlediğinin düşünülmesine rağmen, bazı malzemelerde uygun şartlarda dinamik yeniden kristalleşme istif hatası enerjisinden bağımsız olarak oluşabilir. İstif hatası enerjisi, sadece dinamik yeniden kristalleşme kinetiğini etkilemektedir. Bu durum, yüksek istif hatası enerjisine sahip metallerde, dinamik yeniden kristalleşme oluşumunun önemli ölçüde kararlı hal yapısına bağlı olduğunu gösterir [66].

Yüksek istif hatası enerjisine sahip malzemelerde, çekme eğrisinin şekli, dinamik yeniden kristalleşme oluşumunun bir göstergesi olabilir. Tek pikli gerilme-deformasyon eğrileri elde edilen saf alüminyumda (%99.99) dinamik yeniden kristalleşme görülmemesine rağmen, tek pikli gerilme-deformasyon eğrileri elde edilen ferritik paslanmaz çelikte dinamik yeniden kristalleşmenin varlığını gösteren mikroyapılar elde edilmiştir [66].

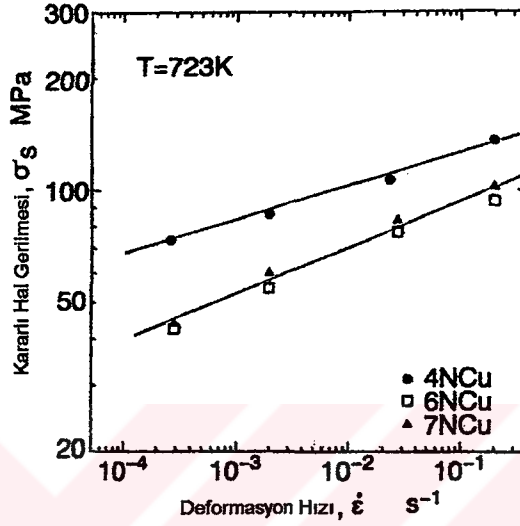


Şekil 3.16. Yüksek sıcaklıkta tipik gerilme-deformasyon eğrisi. a) Yüksek ve b) düşük istif hatası enerjisine sahip malzemeler için mikroyapıdaki değişim [66].

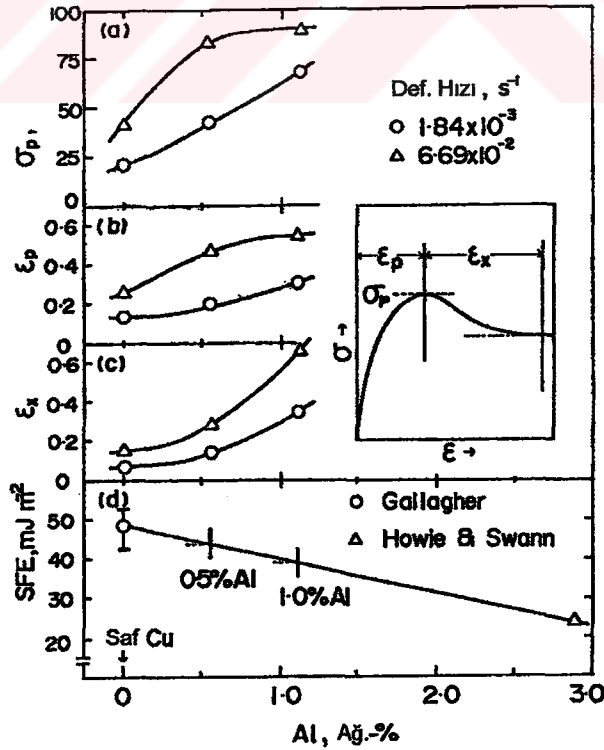
3.2.2.3. Alaşım Elementi İlavesi

Alaşım elementleri, alaşımlandırma davranışlarına bağlı olarak farklı etkilerde bulunabilirler. Cu-Zn, Cu-Al ve Zr-Sn gibi katı çözeltiler halinde alaşımlarda, istif hatası enerjisi düştüğünden dinamik toparlanma güçleşir. Diğer alaşımlandırmaların etkisi açık değildir. Örneğin, Al-Mg alaşımlarında, alt-tane yapısı dinamik deformasyon yaşanmasına bağlıdır. Alaşım bileşimi, termal geçmiş, deformasyon sıcaklığı ve deformasyon oranı alaşım elementlerinin dislokasyonlarla dinamik olarak etkileşmelerine etki eder, alt-tane yapısı etkilenebilir, aktivasyon enerjisi değişir. Çözelti elementi ilavesi, tane sınırı hareketini engellediğinden, dinamik yeniden kristalleşme oluşumunu yüksek deformasyon hızlarına taşır. Dinamik yeniden kristalleşme için gerekli gerilme (σ_p , σ_s) ve deformasyon miktarlarını (ϵ_p ve ϵ_x) artırdığından Şekil 3.17 ve Şekil 3.18'de görüldüğü gibi dinamik yeniden kristalleşme gecikir [66,69,70].

Mikroyapıda ince ve düzgün dağılmış partikül şeklinde bulunan alaşımlar, dislokasyonlarla etkileşir. Partikül yoğunluğunun artması alt-tane yapısını etkiler. Sıcak işlemde partiküllerin etkisi soğuk işlemdekinden çok daha belirgindir. Partiküller, alt-tane boyutunu inceltir veya alt-tane oluşumunu engelleyebilir. Alt-tane sınırındaki ince partiküller alt-taneleri stabilize ederek statik veya dinamik yeniden kristalleşmeyi engelleyebilirler [69].



Şekil 3.17. Bakırın saflık derecesinin kararlı hal gerilmesine σ_s etkisi (4NCu=%99,99Cu, 6NCu=%99,9999Cu, 7NCu=%99,99999Cu) [70].

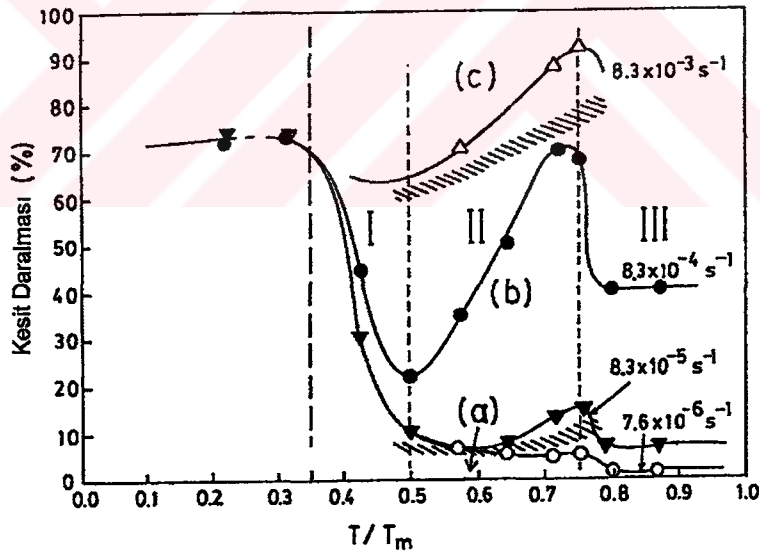


Şekil 3.18. $0.7T_m$ 'de Deforme edilmiş Cu-Al alaşımlarında Al içeriğinin dinamik yeniden kristalleşmeye etkisi [66].

3.3. Dinamik Tane Büyümesi ve Süneklik Gelişimi

Metal ve alaşımların sünekliği artan sıcaklıkla artmasına rağmen vasat sıcaklıklarda bir düşüş gözlenir [12]. Sıcaklığın daha da artırılmasıyla bu düşüş bölgesinden çıkılır ve tekrar süneklik artışı görülür. Vasat sıcaklıklarda görülen bu ani süneklik azalmasına "temper gevrekliği-intermediate temperature embrittlement" denir. Yüksek deformasyon hızlarında temper gevrekliği daha yüksek sıcaklıklarda görülür. Deformasyon hızının artışı, süneklikte görülen bu düşüşün şiddetini de azaltır [12].

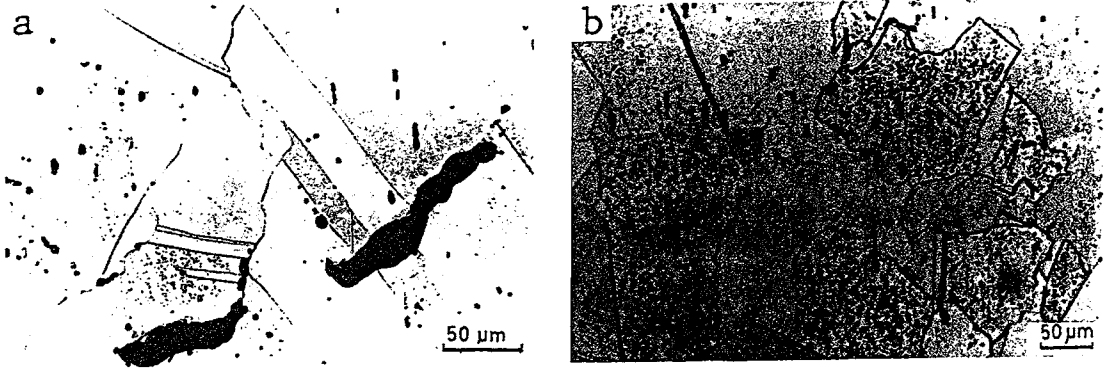
Vasat sıcaklıklardaki süneklik düşüşü tane sınırlarına boşlukların çekirdeklenmesi, büyümesi ve birbirleriyle birleşmesi sonucunda oluşan gevrek intergranüler kırılmadan ileri gelir. Diğer yandan; sıcaklık daha fazla artırıldığında tane sınırlarının göçü hızlanır ve yeterince yüksek sıcaklıklarda dinamik yeniden kristalleşme olur. Dinamik yeniden kristalleşmeyi dinamik tane büyümesi takip eder. Dinamik yeniden kristalleşme ve dinamik tane büyümesi tane sınırlarındaki boşlukların çekirdeklenme ve büyümesini geciktirdiğinden süneklikte artış meydana gelir. Şekil 3.19'da saf bakırın farklı sıcaklıklarda sünekliği görülmektedir.



Şekil 3.19. Tane boyutu $100\mu m$ olan saf bakırın (%99.9), sıcaklık ve deformasyon hızına bağlı olarak süneklik değişimi [12].

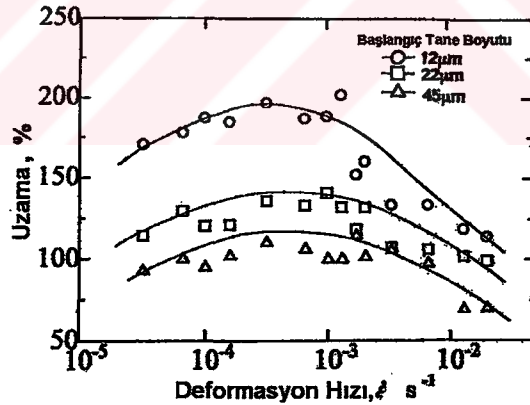
Dinamik tane büyümesinin mikroyapıya etkisi Şekil 3.20'de görülmektedir. Şekil 3.20a'da görülen daha düşük deformasyon hızıyla çekilmiş malzemede dinamik tane büyümesi olmamış ve tane sınırlarında boşluklar görülmektedir. Şekil 3.20b'de görülen ve nispeten daha yüksek deformasyon hızıyla çekilmiş aynı malzemede taneler çok daha iridir. Tane sınırlarındaki dalgalı görünüm dinamik tane büyümesini

göstermektedir ve tane sınırlarında boşluk oluşumu engellenmiştir. Şekil 3.20'de mikroyapısı verilen deformasyon hızları için Şekil 3.19'daki verilere göre, sıcak deformasyon sünekliğindeki artışın malzemenin dinamik tane büyümesiyle ilişkili olduğu görülür [12,71-73].



Şekil 3.20. Saf bakırda dinamik tane büyümesinin mikroyapıya etkisi, deformasyon sıcaklığı $0.72T_m$, deformasyon hızı a) $8.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ ve b) $8.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ [12].

Şekil 3.21'den görüleceği gibi başlangıç tane boyutu da sıcak deformasyon sünekliğini etkilemektedir [17].

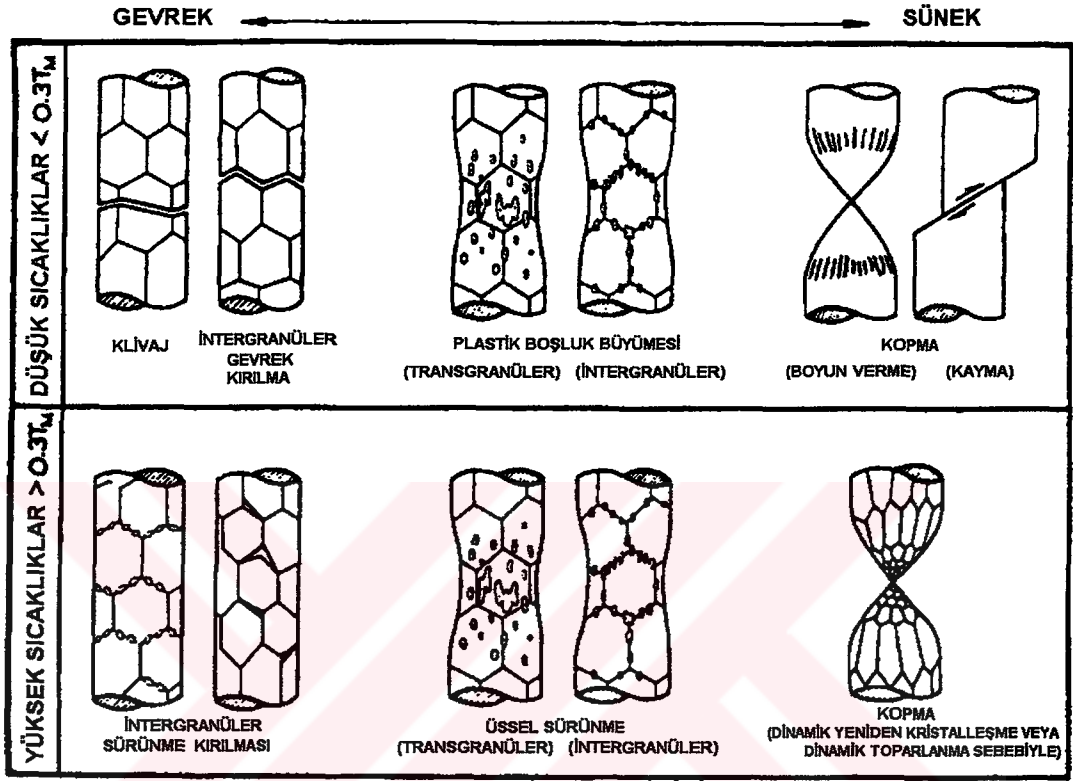


Şekil 3.21. 400°C'da Pirincin (Cu-%30Zn) başlangıç tane boyutunun sünekliğine etkisi [17].

3.4. Yüksek Sıcaklıkta Kırılma

Kristal yapıya sahip silindirik bir çubuğa çekme yükü uygulandığında, birkaç şekilde kırılabilir (Şekil: 3.22). Örneğin, kesiti sıfıra inene kadar boyun verebilir. Düşük sıcaklıklarda; klivaj, intergranüler veya sünek olarak kırılabilir. Yüksek sıcaklıklarda çeşitli sürünme, intergranüler veya transgranüler kırılma görülebilir. Bir malzeme,

örneğin bakır, bu kırılma çeşitlerinin hepsini gösterebilir. Her bir kırılma şeklinin görülebileceği şartları ve alaşım elementlerinin etkisini bilmek gereklidir. Belli bir durumda birden fazla mekanizma aynı anda etkili olabilmesine karşın genellikle bir mekanizma diğerlerine göre daha baskındır [58,74,75].

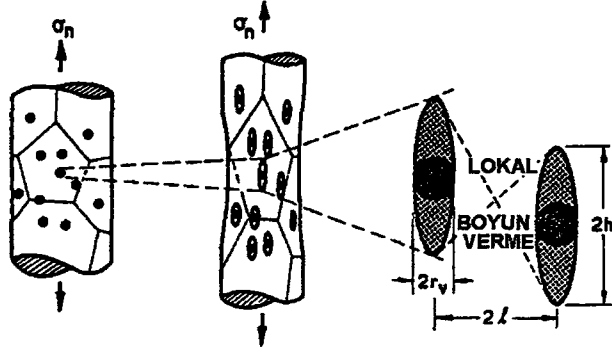


Şekil 3.22. Düşük ve yüksek sıcaklık kırılma mekanizmalarının en basit sınıflandırılması [74].

Yüksek sıcaklıkta transgranüler sürünme kırılması, intergranüler sürünme kontrollü kırılma, difüzyonel kırılma, veya dinamik yeniden kristalleşmeyle sünek kopma mekanizmaları hakimdir [74].

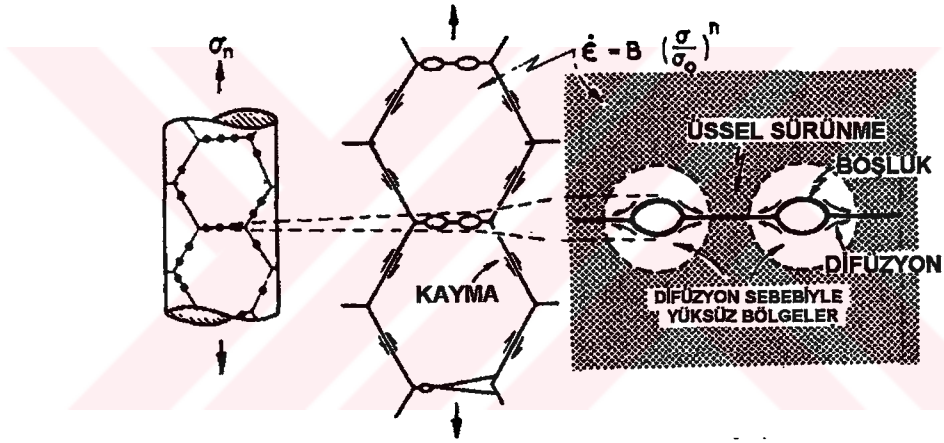
Transgranüler sürünme kırılması $0.3T_m$ 'nin üzerindeki sürünme sıcaklıklarında görülür. Tane içinde oluşan boşluklar, sürünmeyle birlikte büyür ve boşlukların birleşmesiyle malzeme kırılır (Şekil 3.23). Bu tür kırılma, düşük sürünme gerilmelerinde olduğundan, boşluk oluşumu ve kopma yüksek deformasyon miktarlarında olur [74].

Düşük gerilmelerin uzun süre uygulanması sonucu transgranüler kırılmadan intergranüler kırılmaya doğru bir geçiş olur. Bu yeni kırılma şeklinde, tane sınırları kayar, tane sınırlarında boşluklar oluşur (Şekil 3.24) [74].



Şekil 3.23. Transgranüler sürünme kırılması [74].

Sıcaklık difüzyona müsaade edecek kadar yüksekse ve gerilme sürünme kontrollü kırılma için çok düşükse, tane sınırlarında oluşan boşluklar sadece difüzyon yardımıyla büyür [74].

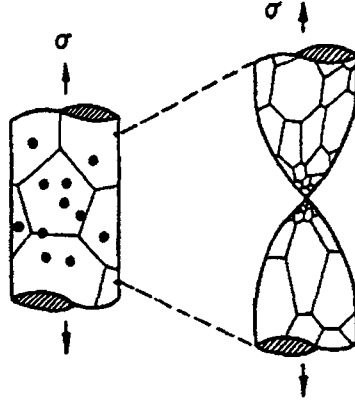


Şekil 3.24. Intergranüler sürünme kontrollü kırılma [74].

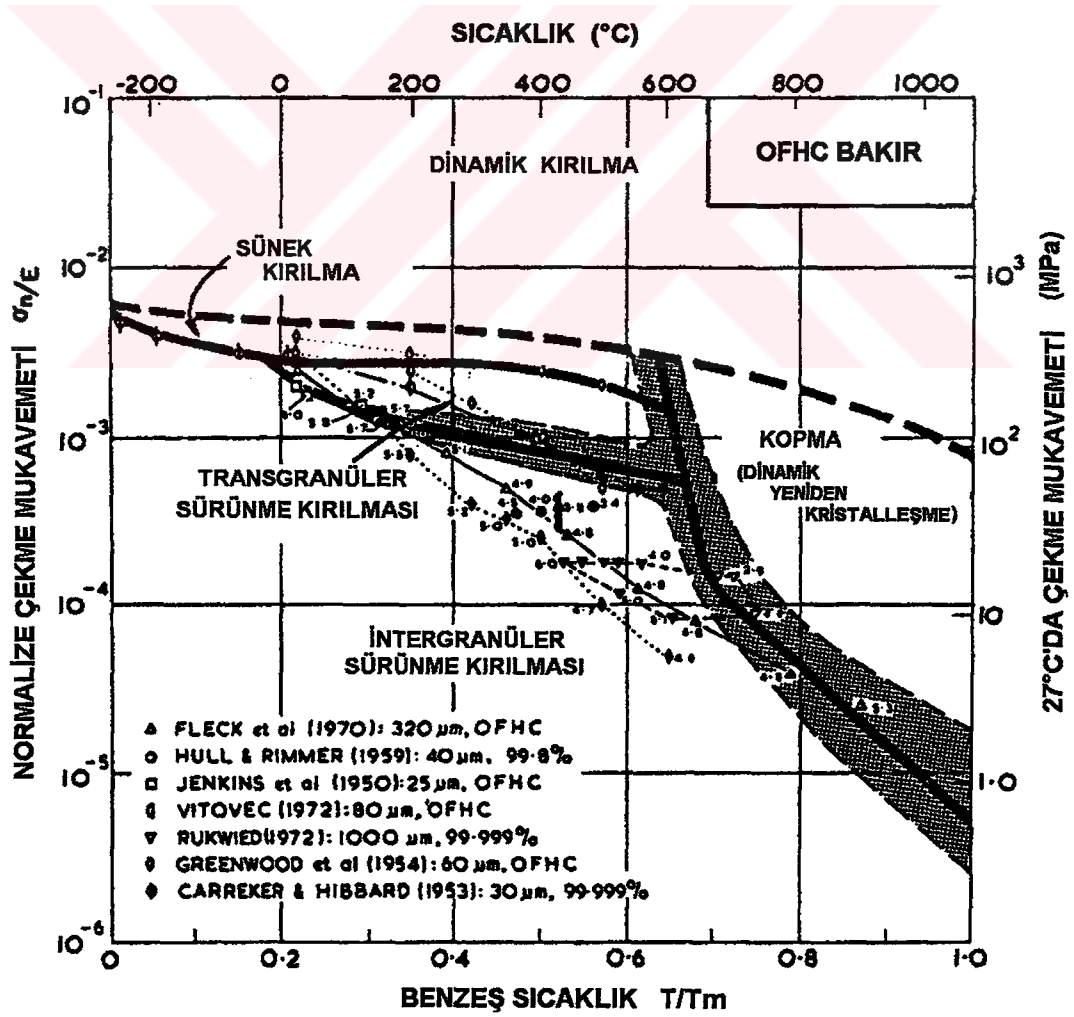
Dinamik yeniden kristalleşme sonucu sünek kopma dışındaki tüm mekanizmalarda kırılma, boşluk oluşumu ve bu boşlukların birleşmesiyle meydana gelmektedir. Uygulanan deformasyon şartlarında, eğer dinamik yeniden kristalleşme sonucu sünek kopma dışında hiçbir mekanizma meydana gelmezse, deformasyon boyun bölgesinde yoğunlaşır ve kesit incelererek yükü taşıyamayacak hale gelir ve malzeme kopar. Hemen hemen bütün YMK malzemelerde dinamik toparlanma veya dinamik yeniden kristalleşme sonucu meydana gelen kopma Şekil 3.25'de şematik olarak görülmektedir [58,74].

Uygulanan gerilme ve deformasyon sıcaklığına bağlı olarak değişen kırılma tipleri malzemelerin "kırılma mekanizması haritalarından" belirlenebilir. Kırılma mekanizma haritaları deneysel kırılma yüzeylerinin incelenmesinden elde edilmektedir. YMK malzemelerde sabit tane boyutu için homolog sıcaklık (T/T_m) ve normalize çekme

gerilmesi (σ/E) eksenlerinde kırılma mekanizması haritaları oluşturulmuştur. Bakırın kırılma mekanizması haritası Şekil 3.26'da görülmektedir [74,76].



Şekil 3.25. Genellikle YMK malzemelerde dinamik toparlanma veya dinamik yeniden kristalleşme sonucu meydana gelen sünek kopma [74].



Şekil 3.26. Bakırın kırılma mekanizması haritası [74].

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu bölümde yapılan deneysel çalışmalar, kullanılan yöntem ve cihazlar konusunda bilgi verilecektir.

4.1. Kullanılan Malzemeler

Bu çalışmada, başlangıç tane boyutu, deformasyon hızı, deformasyon sıcaklığı ve alaşım elementlerinin yüksek sıcaklık deformasyon davranışına etkisini incelemek için kullanılan, OFHC bakır ve alaşımlı bakır olmak üzere farklı bileşimdeki iki malzemenin kimyasal bileşimleri Tablo 4.1'de verilmiştir. Saf bakıra ait çeşitli özellikler Tablo 4.2'de verilmiştir.

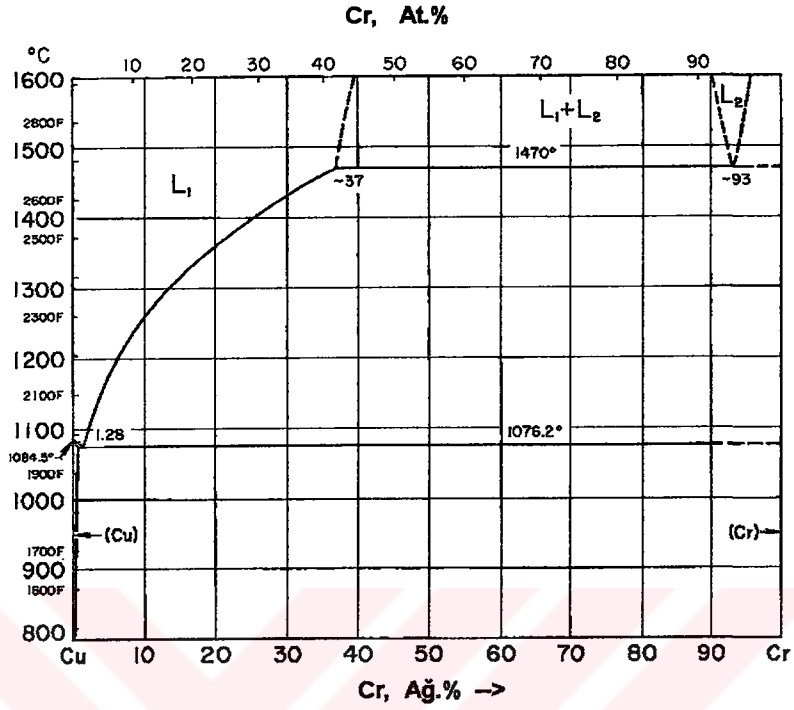
Tablo 4.1. Deneylerde kullanılan malzemeler.

Malzeme	% Alaşım Elementi		
	Cu	Cr	Zr
OFHC-Bakır	99,99	-	-
Alaşımlı Bakır	99,28	0,7	0,08

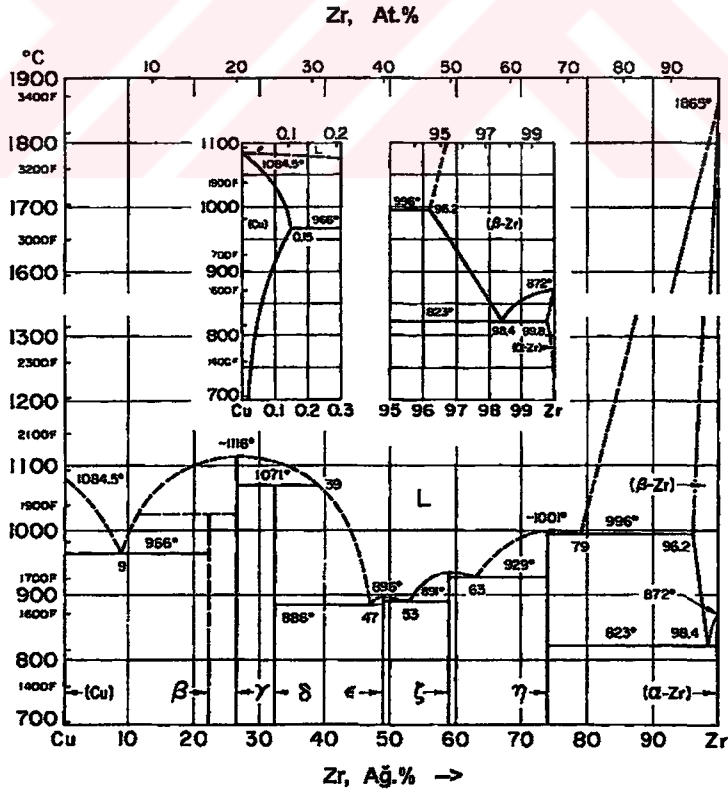
Tablo 4.2. Saf bakırın özellikleri.

Özellik	
Atom ağırlığı	63.54
Yoğunluk	8.96 gr/cm ³
Ergime sıcaklığı	1083 °C
Kafes yapısı	Yüzey Merkezli Kübik
İstif hatası enerjisi	~90 mJ/m ² (Alüminyum'un ~250mJ/m ²)
Yayınma aktivasyon enerjisi	47100 kal/mol

Alaşımlı bakırdaki alaşım elementleri olan krom ve zirkonyum ile bakırın ikili denge diyagramları Şekil 4.1'de görülmektedir.



a

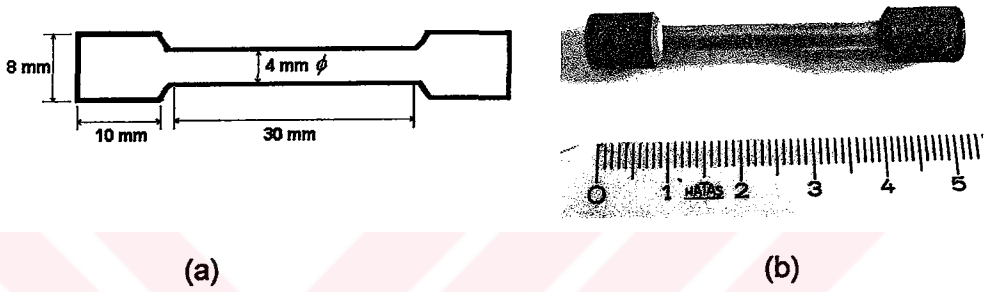


b

Şekil 4.1. a) Bakır-krom ve b) Bakır-zirkonyum ikili denge diyagramları [77].

4.2. Yüksek Sıcaklık Çekme Deney Numunelerinin Hazırlanması

Kimyasal bileşimi Tablo 4.1'de verilen, orijinal hali 10mm çapında soğuk çekilmiş çubuk olan OFHC-bakır malzeme ve orijinal hali 20mm çapında sıcak çekilmiş çubuk olan alaşımlı bakır malzemeden torna ile Şekil 4.2'de görülen yüksek sıcaklık çekme deney çubukları hazırlanmıştır. Yüksek sıcaklık çekme deney çubuklarının yüzeyi 1200 no'lu zımpara ile zımparalanarak pürüzsüz, temiz bir yüzey elde edilmiştir.



Şekil 4.2. Yüksek sıcaklık çekme deney numunesinin a) şematik görünümü, b) yüzeyi 1200 no'lu zımpara ile parlatılmış numune.

4.3. Farklı Tane Boyutuna Sahip Numuneler Elde Edilmesi

Şekil 4.2a'daki ölçülere göre hazırlanan, deney numunelerinin farklı başlangıç tane boyutlarına sahip olabilmesi için, OFHC-bakır numuneler 300, 700 ve 900°C sıcaklıklarında yarım saat süre ile tavlánmıştır. Alaşımlı bakır numunesine tavlama yapılmamıştır.

OFHC-bakır numunelerin tavlama sonucunda elde edilen mikroyapı ve tane boyutunu tespit etmek amacıyla metalografik parlatma ve dağlama işlemleri yapılmış, başlangıç mikroyapıları saptanmıştır. Dağlayıcı reaktif olarak; 5gr Fe_3Cl , 95ml Alkol (metanol), 2ml HCl (konsantre) kullanılmıştır.

Ortalama tane boyutu görüntü analizi yöntemleri kullanılarak tespit edilmiştir.

4.4. Yüksek Sıcaklık Çekme Deneyleri

Farklı başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakır ve alaşımlı bakır numunelerden hazırlanmış olan çekme numuneleriyle, deformasyon davranışı, mikroyapı ve mekanik özelliklerin değişimini belirlemek amacıyla yüksek sıcaklık çekme deneyleri

yapılmıştır. Yüksek sıcaklık çekme deneyleri; 300, 405, 500, 700, 750°C sıcaklıklarında ve 1, 2, 5, 10, 20, 50mm/dk çene hızlarında, atmosferik koşullarda gerçekleştirilmiştir. Bu sıcaklıklar 300-1023°K (0.25-0.75 T/T_m) mutlak sıcaklık değerlerine ve kullanılan çene hızları $0.5-30 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ mühendislik deformasyon hızlarına tekabül etmektedir. Kullanılan sıcaklıkların, mutlak sıcaklık ve benzeş sıcaklık eşdeğerleri Tablo 4.3'de ve kullanılan çene hızlarının mühendislik deformasyon hızı eşdeğerleri Tablo 4.4'de verilmiştir. Deneyler normal atmosferde gerçekleştirilmiştir.

Tablo 4.3. Kullanılan sıcaklıkların, mutlak sıcaklık ve benzeş sıcaklık eşdeğerleri.

Sıcaklık, °C	Sıcaklık, °K	Benzeş Sıcaklık, T/T_m
300	573	0.42
405	678	0.50
500	773	0.57
700	973	0.72
750	1023	0.75

Tablo 4.4. Kullanılan çene hızlarının mühendislik deformasyon hızı eşdeğerleri.

Çene Hızı, mm/dk	Mühendislik Def. Hızı, s^{-1}
1	5.6×10^{-4}
2	1.1×10^{-3}
5	2.8×10^{-3}
10	5.6×10^{-3}
20	1.1×10^{-2}
50	2.8×10^{-2}

Yüksek sıcaklık çekme deneyleri Şekil 4.3a'da görülen Instron 1195 üniversal test cihazında yapılmıştır. Şekil 4.3b'de cihazın yüksek sıcaklık aparatı görülmektedir.



(a)



(b)

Şekil 4.3. a) Instron universal test cihazı, b) yüksek sıcaklık aparatı, çekme çeneleri ve numune yerleşim şekli.

Tablo 4.5'de farklı tane boyutu, deformasyon sıcaklığı ve deformasyon hızlarında gerçekleştirilen yüksek sıcaklık çekme deneylerinin planı görülmektedir.

Tablo 4.5. OFHC-bakır ve alaşımlı bakırda farklı tane boyutu, deformasyon sıcaklığı ve deformasyon hızlarında gerçekleştirilen yüksek sıcaklık çekme deneylerinin planı.

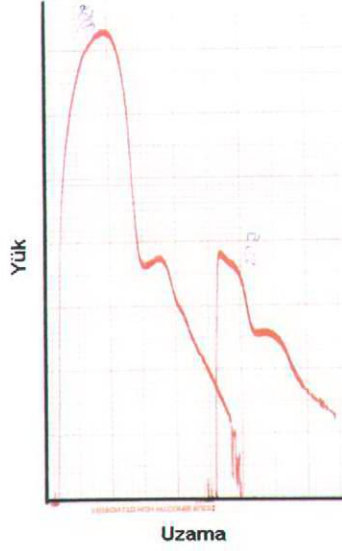
OFHC-Bakır

Başlangıç Tane Boy. μm	Deney Sıcaklığı $^{\circ}\text{C}$	Çene Hızı, mm/dk					
		1	2	5	10	20	50
25	500		X		X		X
25	700		X		X		X
50	-		X		X		X
50	300		X		X		X
50	405				X		
50	500		X		X		X
50	700	X	X	X	X	X	X
100	-				X		
100	500		X	X	X	X	X
100	700	X	X	X	X	X	X
100	750		X		X		X
150	700		X		X		

Alaşımlı Bakır

Başlangıç Tane Boy. μm	Deney Sıcaklığı $^{\circ}\text{C}$	Çene Hızı, mm/dk					
		1	2	5	10	20	50
100	700	X	X		X		X

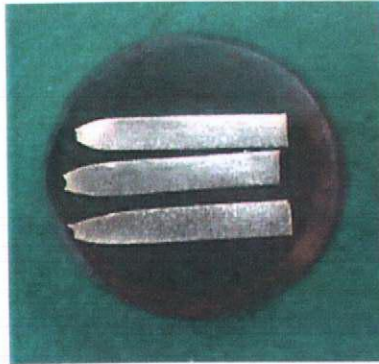
Instron 1195 universal test cihazından elde edilen x-ekseni uzama, y-ekseni yük olan yüksek sıcaklık çekme eğrilerinin iki örneği Şekil 4.4'de görülmektedir.



Şekil 4.4. Instron universal test cihazına ait yüksek sıcaklık çekme eğrileri; OFHC bakır, başlangıç tane boyutu $50\mu\text{m}$, deney sıcaklığı 700°C , a) 1mm/dk çene hızı, b) 5mm/dk çene hızı.

4.5. Metalografik Çalışmalar ve Görüntü Analizi

Yüksek sıcaklık çekme deneyleri numune kopana kadar sürdürülmüş, kopma anında numune hızlı bir şekilde soğutularak nihai mikro yapısının değişimine meydan verilmemiştir. Kopmuş numunelerin çekme yönünde kesitinin tamamı metalografik olarak inceleme için Şekil 4.5'da görüldüğü gibi reçineye alınarak, mikroyapıda herhangi bir değişime meydan verilmeden mekanik olarak parlatılmıştır. Nihai parlatmada $0.25\mu\text{m}$ 'luk elmas pasta kullanılmıştır.



Şekil 4.5. Yüksek sıcaklık çekme deneyi sonrasında, çekme yönünde tüm kesiti metalografik olarak hazırlanmış kopmuş çekme numuneleri.

Numunelerin, boyun verme bölgesi ve homojen deformasyon bölgesi için ayrı ayrı mikroyapı fotoğrafları çekilmiştir. Bu iki bölgenin bilgisayar kontrollü görüntü analiz cihazı yardımıyla görüntü analizleri yapılarak nihai tane boyutu ve yeniden kristalleşme oranları belirlenmiştir.

Yüksek sıcaklık çekme numunelerinin kopma bölgesi stereo mikroskop ile makro olarak incelenmiş ve fotoğrafları çekilmiştir.

4.6. Taramalı Elektron Mikroskopunda (SEM) Kırık Yüzey İncelemeleri

Stereo mikroskop ile ön incelemesi yapılmış olan yüksek sıcaklık çekme numunelerinin kopma bölgesi, SEM ile yüksek büyütmelerde incelenmiştir. SEM çalışmaları kırılma mekanizmasının belirlenmesine katkıda bulunmuştur.

4.7. Sertlik Deneyleri

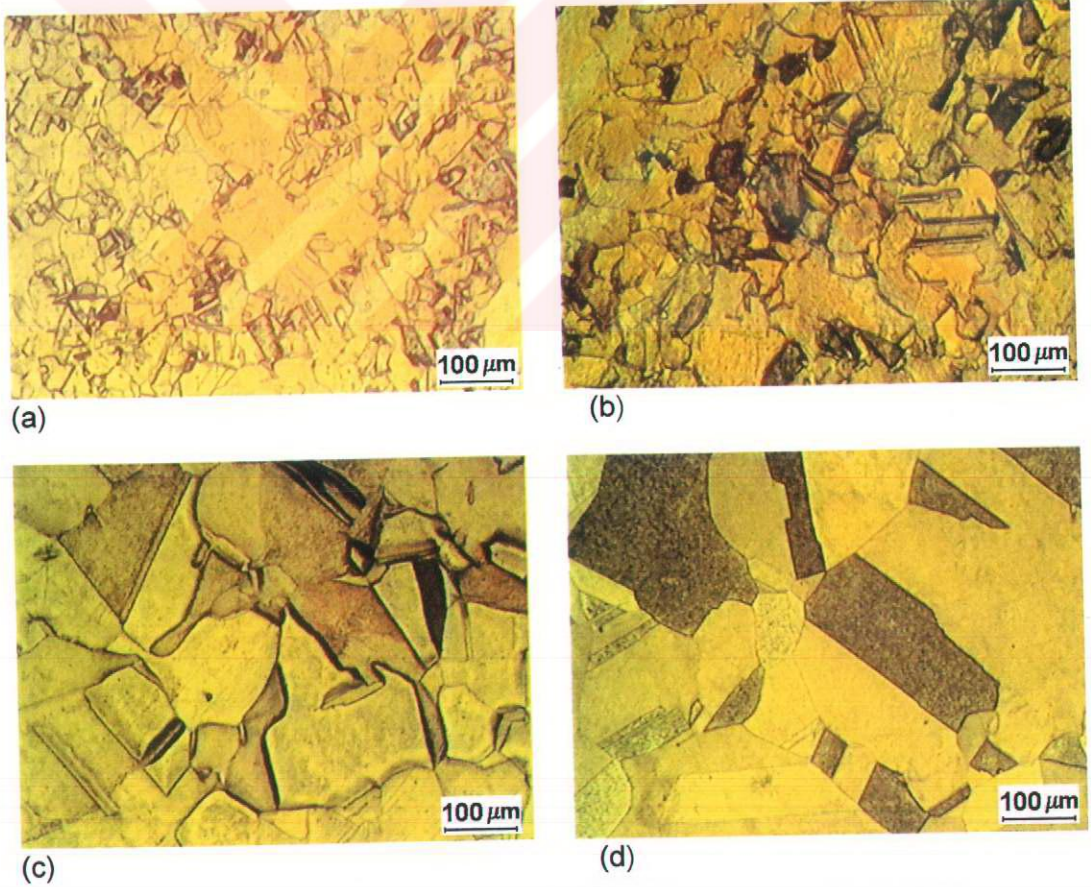
Çekme yönünde metalografik olarak hazırlanmış yüksek sıcaklık çekme numunelerinin boyun verme ve homojen deformasyon bölgelerine ait sertlik ölçümleri mikro sertlik cihazında, 100g yük kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Her numunede farklı bölgelerden en az beş ölçüm yapılmış ve bu ölçümlerin ortalama sertlik değerleri alınmıştır.

5. DENEY SONUÇLARI VE İRDELENMESİ

Bu bölümde deneysel çalışmalar sonrasında elde edilen sonuçlar ve bu sonuçların değerlendirilmesi yapılacaktır.

5.1. Başlangıç Mikroyapısı ve Tane Boyutu Ölçümleri

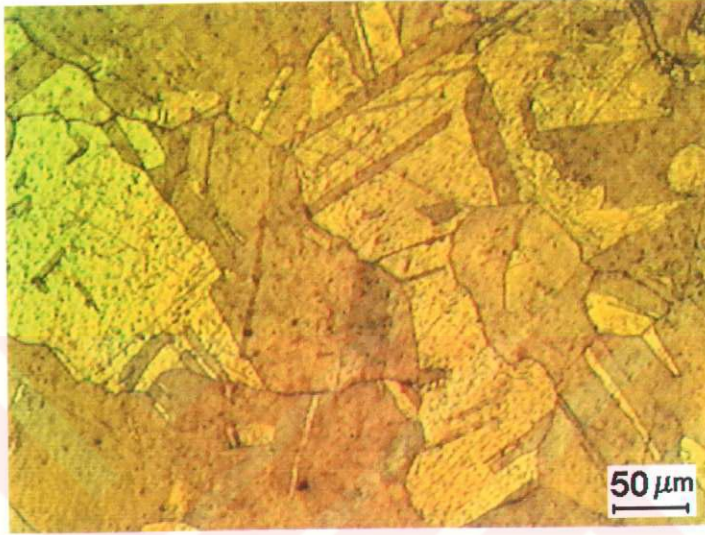
Malzemelerin özellikleri mikroyapıları ile doğrudan ilgilidir. Yüksek sıcaklık deformasyon davranışı başlangıç tane boyutuna oldukça bağlıdır. Orijinal halde ve çeşitli sıcaklıklarda tavlama sonrası OFHC-bakır numunede elde edilen mikroyapılar Şekil 5.1'de görülmektedir.



Şekil 5.1. OFHC-bakır numunede elde edilen farklı tane boyutları: a) Orijinal yapı, b) 300°C'da, c) 700°C'da, d) 900°C'da yarım saat süreyle tavllanmış yapılar.

Şekil 5.1'de mikroyapıları verilen numunelerin görüntü analizleri sonucunda, orijinal OFHC-bakırın numunesinin ortalama 25µm tane boyutuna sahip olduğu, 300, 700 ve 900°C'da yarım saat tavllanmış numunelerin ortalama tane boyutunun sırasıyla 50, 100 ve 150µm olduğu saptanmıştır.

Alaşımlı bakır numunenin orijinal mikroyapısı Şekil 5.2'de görülmektedir. Alaşımlı bakır numunenin mikroyapı fotoğraflarının görüntü analizi sonucunda ortalama 100µm tane boyutuna sahip olduğu saptanmıştır.



Şekil 5.2. Alaşımlı bakır numunenin orijinal mikroyapısı.

5.2. Yüksek Sıcaklık Çekme Deney Sonuçları

Tablo 5.1'de OFHC-Bakır'ın oda sıcaklığındaki çekme deney sonuçları verilmiştir.

Tablo 5.1. OFHC-Bakırın oda sıcaklığındaki çekme deney sonuçları.

Tane Boyutu, µm	Çene Hızı, mm/dk	Akma Mukavemeti, MPa	Çekme Mukavemeti, MPa	Kopma Uzaması, %	Kesit Daralması, %
50	2	130	231	50	93.8
	10	145	239	45	92.0
	50	150	240	47	91.0
100	10	135	229	41	81.0

Tablo 5.2'de başlangıç tane boyutu 25µm olan OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme deney sonuçları verilmiştir.

Tablo 5.2. 25µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme deney sonuçları.

Deformasyon Sıcaklığı, °C	Çene Hızı, mm/dk	Akma Mukavemeti, MPa	Çekme Mukavemeti, Mpa	Kopma Uzaması %	Kesit Daralması %
500 (0.57T _m)	2	87	147.2	44.9	91.0
	10	100	171.1	45.3	91.0
	50	111	192.5	44.0	93.4
700 (0.72T _m)	2	32	46.9	25.2	95.8
	10	35	50.2	29.8	99.4
	50	48	133.9	38.5	98.4

Tablo 5.3'de başlangıç tane boyutu 50µm olan OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme deney sonuçları verilmiştir.

Tablo 5.3. 50µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme deney sonuçları.

Deformasyon Sıcaklığı, °C	Çene Hızı, mm/dk	Akma Mukavemeti, MPa	Çekme Mukavemeti, MPa	Kopma Uzaması %	Kesit Daralması %
300 (0.42T _m)	2	73	161.5	46.9	84.0
	10	80	185.4	42.8	93.8
	50	95	203.7	45.9	93.8
405 (0.50T _m)	10	75	178.3	45.5	89.4
500 (0.57T _m)	2	80	186.7	62.0	96.3
	10	82	195.1	44.7	93.4
	50	100	209.3	46.8	88.9
700 (0.72T _m)	1	41	67.0	33.7	88.2
	2	60	99.6	30.7	98.4
	5	62	119.1	55.6	98.4
	10	64	116.7	62.4	99.6
	20	70	144.0	36.5	94.5
	50	82	159.1	45.3	93.4

Tablo 5.4'de başlangıç tane boyutu 100µm olan OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme deney sonuçları verilmiştir.

Tablo 5.4. 100µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme deney sonuçları.

Deformasyon Sıcaklığı, °C	Çene Hızı, mm/dk	Akma Mukavemeti, MPa	Çekme Mukavemeti, MPa	Kopma Uzaması %	Kesit Daralması %
500 (0.57T _m)	2	40	83.7	20.8	30.6
	5	50	100.3	30.0	54.4
	10	56	130.5	38.1	56.1
	20	65	134.0	33.6	67.3
	50	72	134.5	34.7	75
700 (0.72T _m)	1	7	29.3	11.6	20.1
	2	8	36.8	14.5	21.7
	5	20	43.7	26.3	40.3
	10	24	46.9	37.6	46.6
	20	25	47.4	36.5	52.5
	50	30	53.6	39.6	65.0
750 (0.75T _m)	2	5	25.8	10.8	12.6
	10	8	37.7	18.6	34.8
	50	18	41.9	31.6	60.0

Tablo 5.5'de başlangıç tane boyutu 150µm olan OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme deney sonuçları verilmiştir.

Tablo 5.5. 150µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme deney sonuçları.

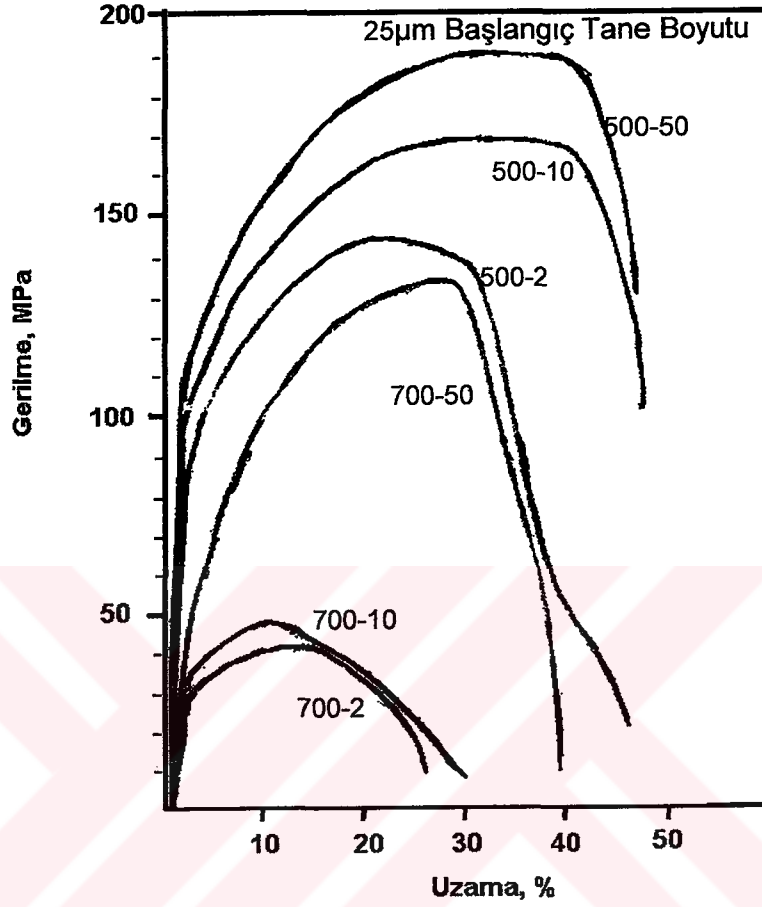
Deformasyon Sıcaklığı, °C	Çene Hızı, mm/dk	Akma Mukavemeti, MPa	Çekme Mukavemeti, MPa	Kopma Uzaması %	Kesit Daralması %
700 (0.72T _m)	2	8	24.7	4.1	7.7
	10	16	45.9	20.0	15.2

Tablo 5.6'da başlangıç tane boyutu 100µm olan alaşımlı bakırın yüksek sıcaklık çekme deney sonuçları verilmiştir.

Tablo 5.6. 100µm başlangıç tane boyutuna sahip alaşımlı bakırın yüksek sıcaklık çekme deney sonuçları.

Deformasyon Sıcaklığı, °C	Çene Hızı, mm/dk	Akma Mukavemeti, MPa	Çekme Mukavemeti, MPa	Kopma Uzaması %	Kesit Daralması %
700 (0.72T _m)	1	295	370	7.5	72.2
	2	293	360	10.7	74.5
	10	243	289	14.5	76.1
	50	147	184	38.2	92.8

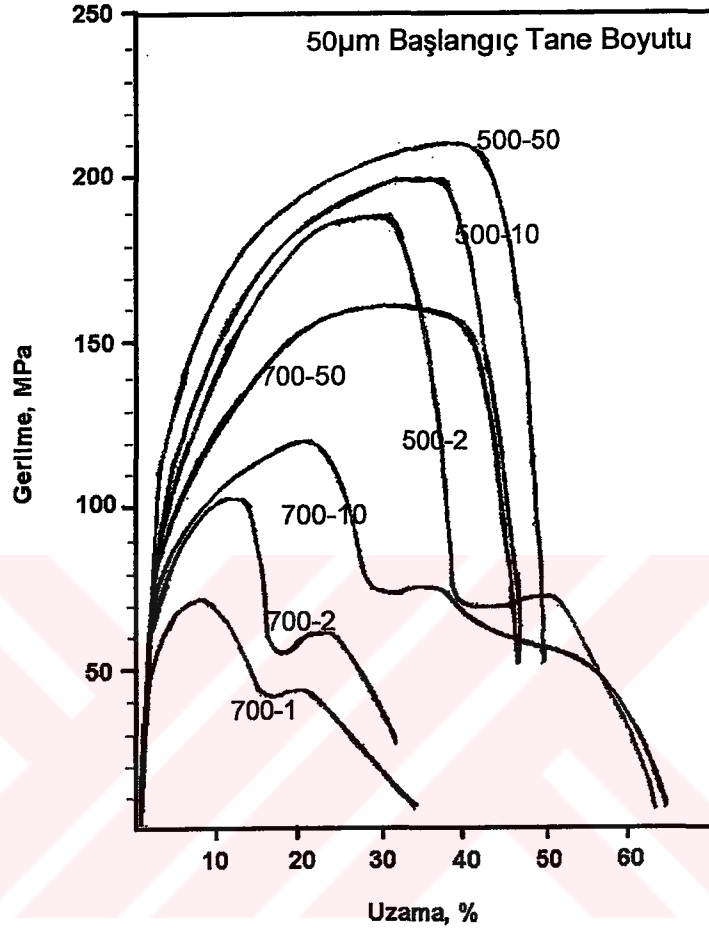
Şekil 5.3'de başlangıç tane boyutu 25µm olan OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme eğrileri verilmiştir.



Şekil 5.3. 25µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme eğrileri (eğrilerin üzerinde deney sıcaklığı, °C ve çene hızı, mm/dk belirtilmiştir).

25µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın 500°C'da mukavemeti ve sünekliği 700°C'daki mukavemet ve sünekliğinden daha yüksektir. Her iki sıcaklıkta da artan çene hızıyla mukavemet ve süneklikte artış görülmüştür. En yüksek mukavemet 500°C'da 50mm/dk çene hızında, en yüksek süneklik 500°C'da 10mm/dk çene hızında elde edilmiştir. 500°C'da 2mm/dk çene hızında, 700°C'da 2 ve 10mm/dk çene hızlarında çekme noktasından (boyun verme) sonra malzemenin sünekliğinde belirgin bir artış vardır.

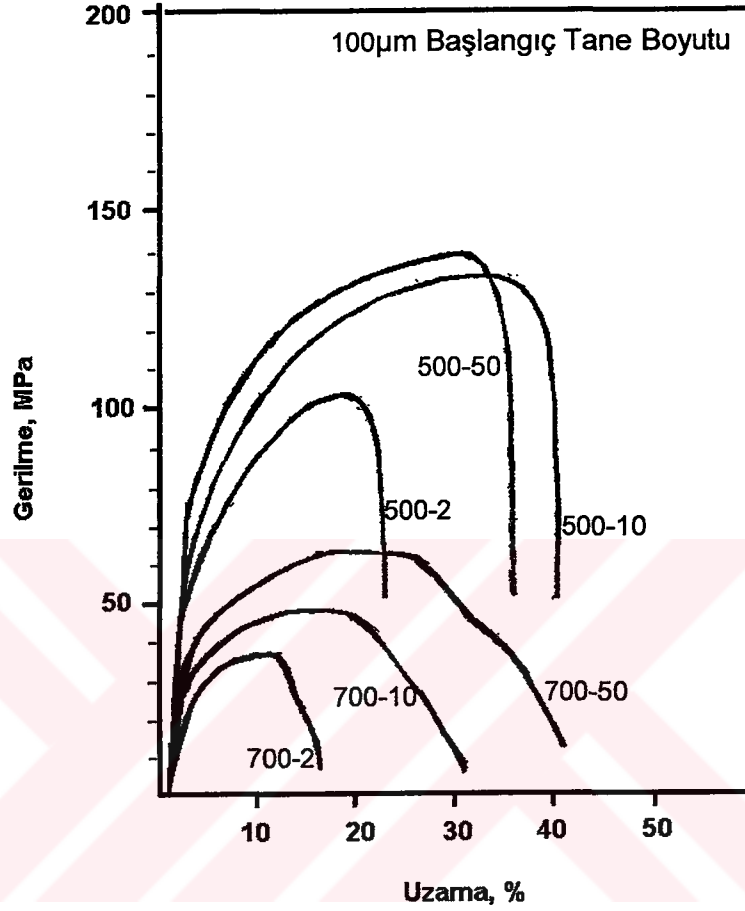
Şekil 5.4'de başlangıç tane boyutu 50µm olan OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme eğrileri verilmiştir.



Şekil 5.4. 50µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme eğrileri (eğrilerin üzerinde deney sıcaklığı, °C ve çene hızı, mm/dk belirtilmiştir).

50µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın 500°C'da mukavemeti 700°C'dan daha fazladır. Her iki sıcaklıkta da artan çene hızıyla mukavemet ve süneklilikte artış görülmüştür. En yüksek mukavemet 500°C'da 50mm/dk çene hızında, en yüksek süneklilik 700°C'da 10mm/dk çene hızında elde edilmiştir. 700°C'da yapılan çekme deneylerinde maksimum gerilme noktasından sonra eğrilerde ikinci bir pik görülmektedir. 700°C'da 50 mm/dk çene hızında ikinci bir pik görülmezken, 500°C'da 2mm/dk çene hızında ikinci bir pik görülmüştür. Çekme eğrilerinde görülen bu çok pikli davranış dinamik yeniden kristalleşme ve tane büyümesinden ileri gelmektedir. Çok pikli davranış görülen şartlarda süneklilikte önemli artış elde edilmiştir.

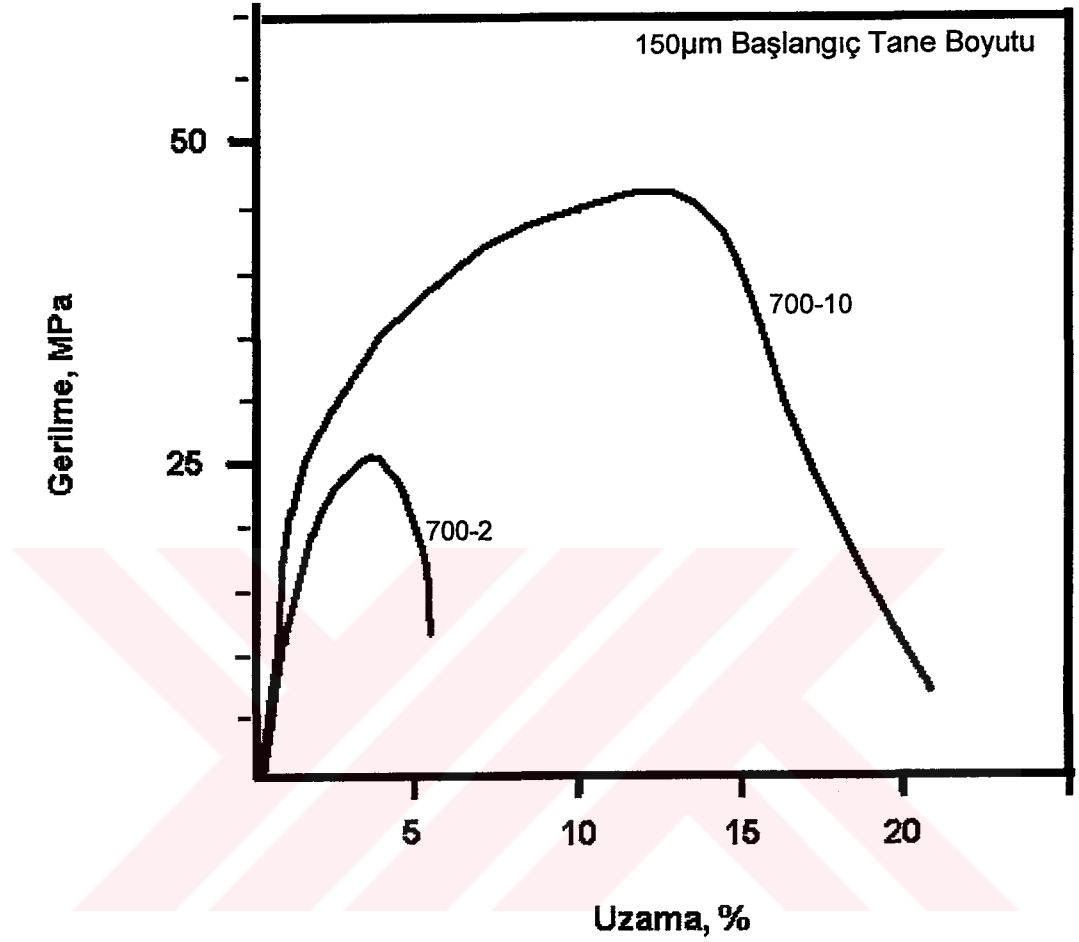
Şekil 5.5'de başlangıç tane boyutu 100µm olan OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme eğrileri verilmiştir.



Şekil 5.5. 100µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme eğrileri (eğrilerin üzerinde deney sıcaklığı, °C ve çene hızı, mm/dk belirtilmiştir).

100µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın 500°C'da mukavemeti 700°C'dan daha fazladır. Her iki sıcaklıkta da artan çene hızıyla mukavemet ve süneklikte artış görülmüştür. En yüksek mukavemet 500°C'da 50mm/dk çene hızında, en yüksek süneklik 700°C'da 50mm/dk çene hızında elde edilmiştir. 500°C'da yapılan deneylerde en fazla süneklik 10mm/dk çene hızında elde edilmiştir. 700°C'da yapılan çekme deneylerinde çekme noktasından sonra eğrilerde süneklik artışı görülmektedir.

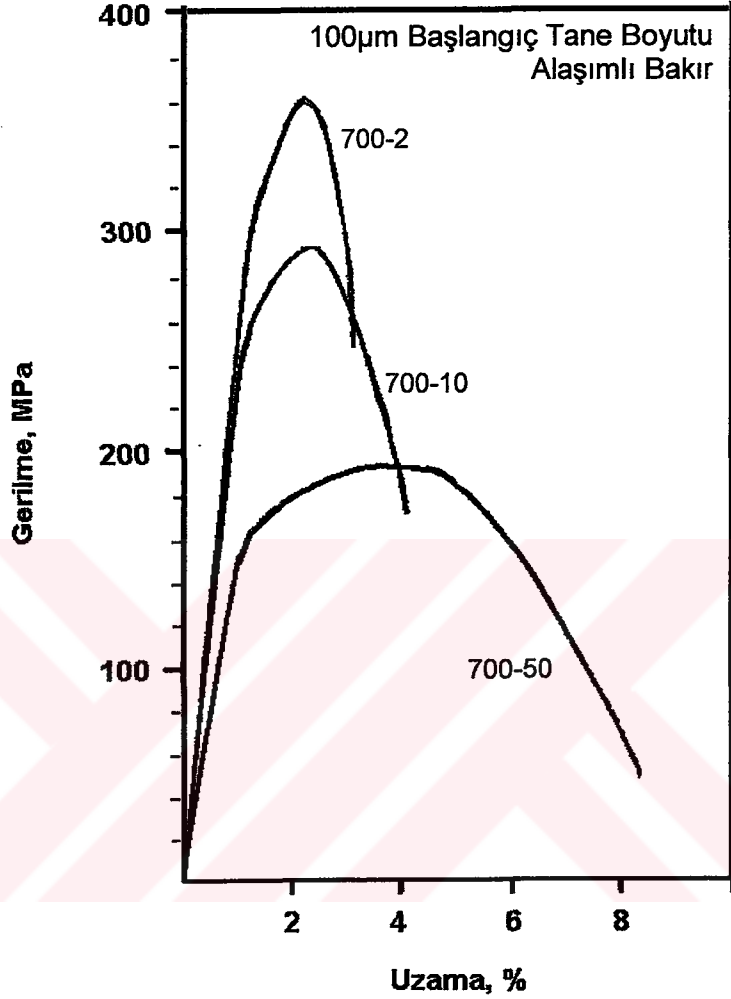
Şekil 5.6'da başlangıç tane boyutu 150µm olan OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme eğrileri verilmiştir.



Şekil 5.6. 150µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme eğrileri (eğrilerin üzerinde deney sıcaklığı, °C ve çene hızı, mm/dk belirtilmiştir).

150µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın 700°C'da 10mm/dk çene hızıyla çekilmesi sonucunda, 2mm/dk çene hızıyla çekilmesinden oldukça yüksek mukavemet ve süneklilik elde edilmiştir.

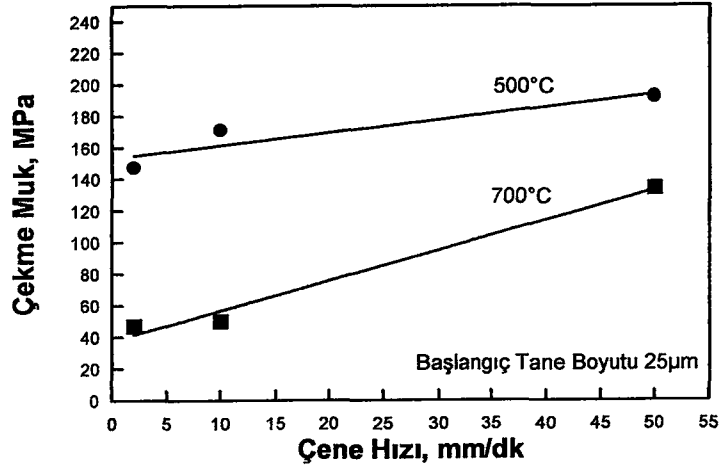
Şekil 5.7'de başlangıç tane boyutu 100µm olan alaşımlı bakırın yüksek sıcaklık çekme eğrileri verilmiştir.



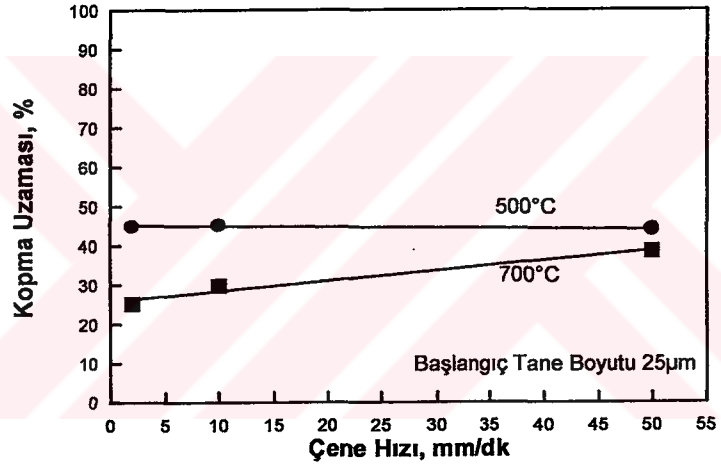
Şekil 5.7. 100µm başlangıç tane boyutuna sahip alaşımlı bakırın yüksek sıcaklık çekme eğrileri (eğrilerin üzerinde deney sıcaklığı, °C ve çene hızı, mm/dk belirtilmiştir).

100µm başlangıç tane boyutuna sahip alaşımlı bakırın 700°C'da çekme deneylerinde çene hızının artmasıyla mukavemet düşmüş, süneklilik artmıştır. Alaşımlı bakırın 2mm/dk çene hızıyla çekilmesi sonucu en yüksek mukavemet, 50mm/dk çene hızıyla çekilmesi sonucu en yüksek süneklilik elde edilmiştir. Alaşımlı bakır numunesi yaşlanabilir karakterdedir. Malzemenin, düşük çene hızlarında yüksek mukavemet göstermesi yaşlanma sertleşmesi sebebiyledir.

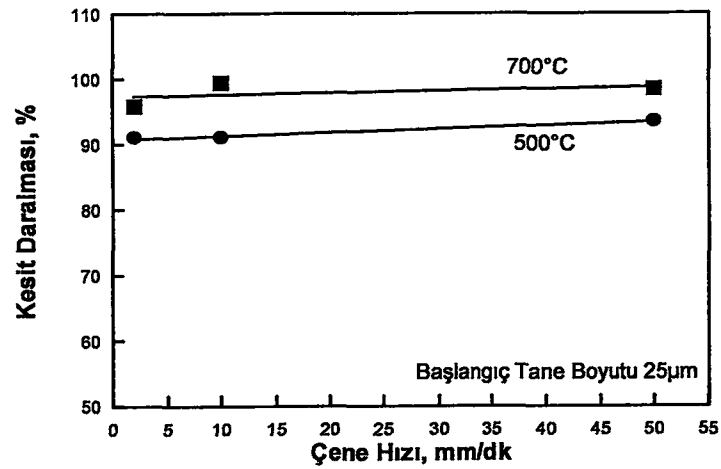
Şekil 5.8'de başlangıç tane boyutu 25µm olan OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme mukavemeti, %uzama ve kesit daralması çekme hızıyla değişimi görülmektedir.



(a)



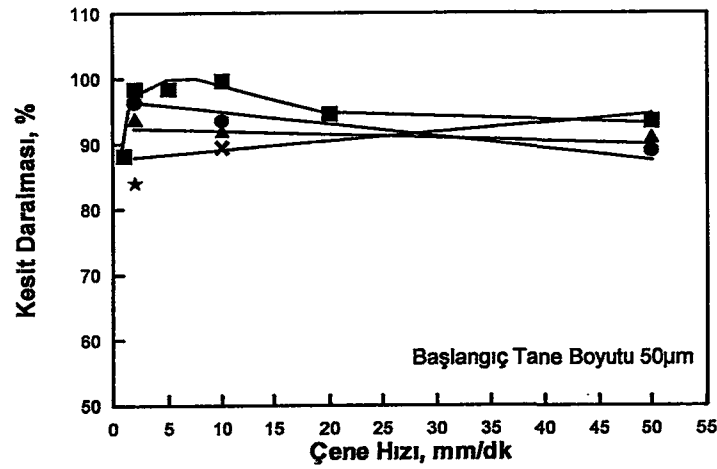
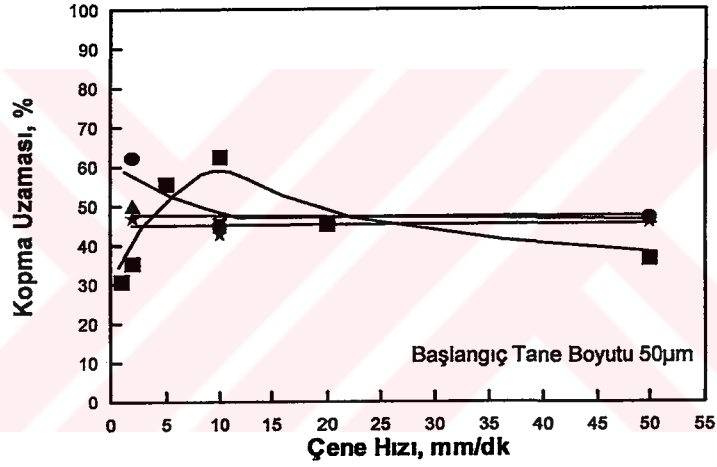
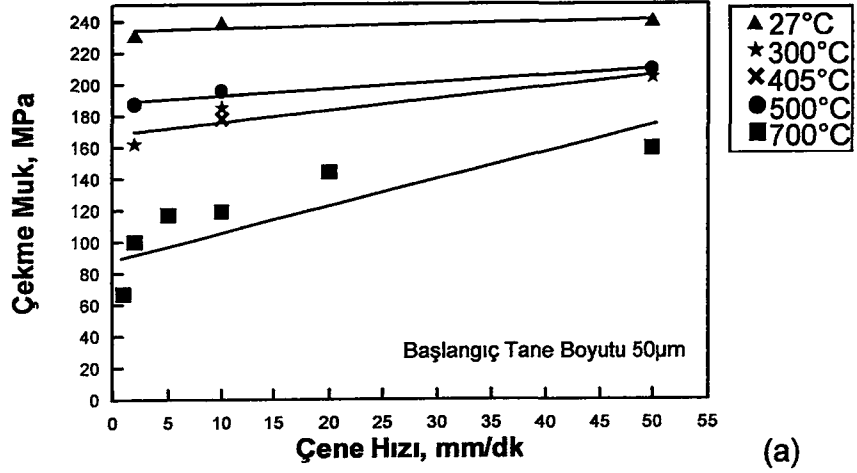
(b)



(c)

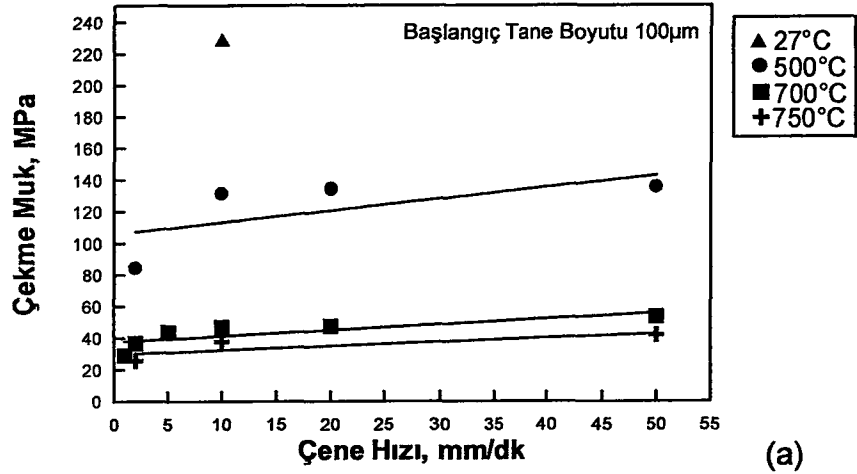
Şekil 5.8. 25µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık a)çekme mukavemeti, b)%uzama ve c)kesit daralması çekme hızıyla değişimi.

Şekil 5.9'da başlangıç tane boyutu 50µm olan OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme mukavemeti, %uzama ve kesit daralması'nın çekme hızıyla değişimi görülmektedir.

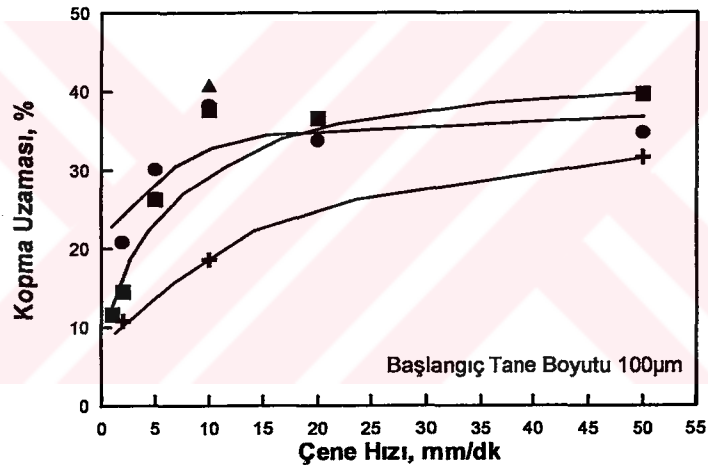


Şekil 5.9. 50µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık a)çekme mukavemeti, b)%uzama ve c)kesit daralması'nın çekme hızıyla değişimi.

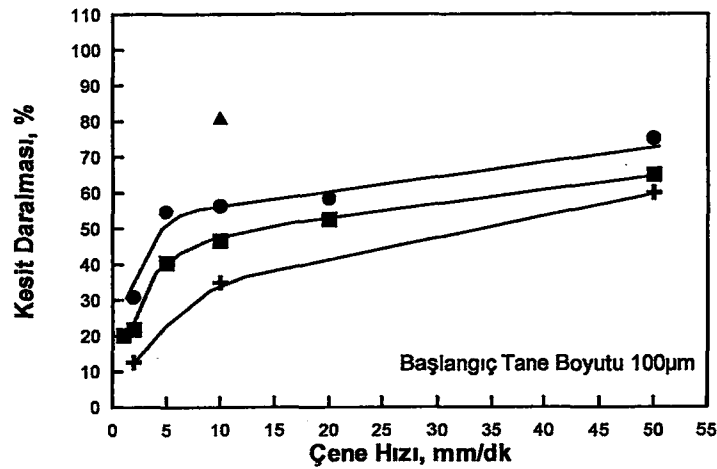
Şekil 5.10'da başlangıç tane boyutu 100µm olan OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme mukavemeti, %uzama ve kesit daralmasının çekme hızıyla değişimi görülmektedir.



(a)



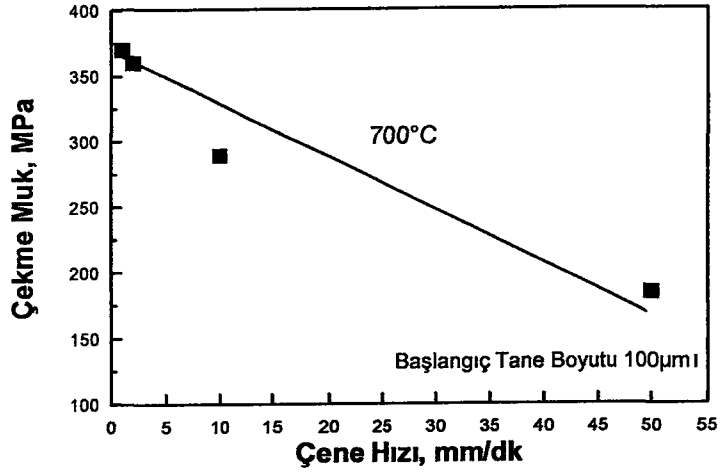
(b)



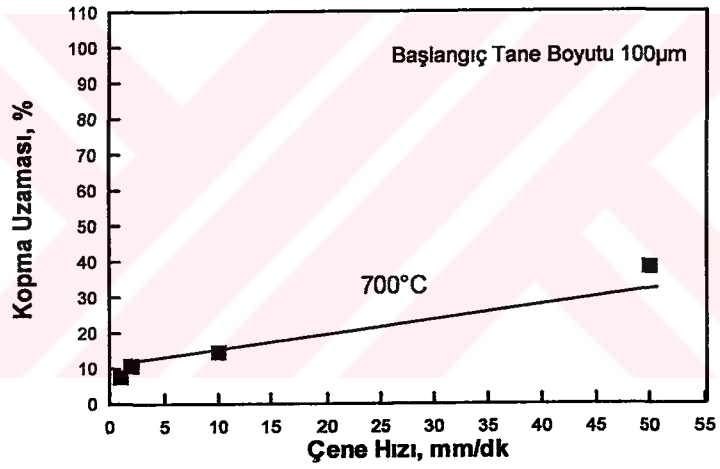
(c)

Şekil 5.10. 100µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakırın yüksek sıcaklık a)çekme mukavemeti, b)%uzama ve c)kesit daralmasının çekme hızı ile değişimi.

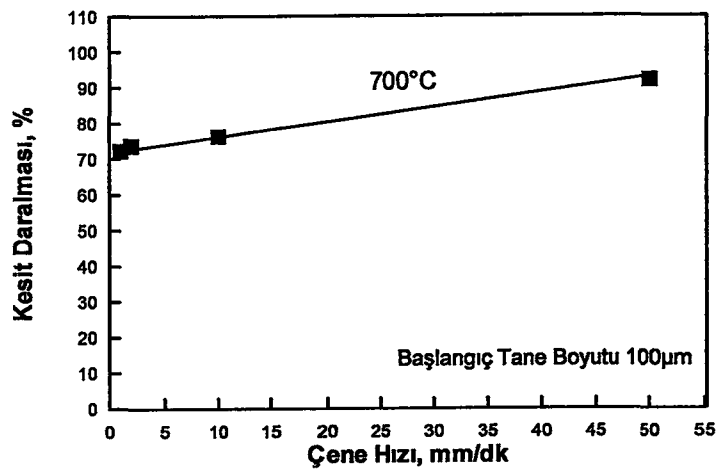
Şekil 5.11'de başlangıç tane boyutu 100µm olan alaşımlı bakırın yüksek sıcaklık çekme mukavemeti, %uzama ve kesit daralmasının çekme hızıyla değişimi görülmektedir.



(a)



(b)



(c)

Şekil 5.11. 100µm başlangıç tane boyutuna sahip alaşımlı bakırın yüksek sıcaklık a)çekme mukavemeti, b)%uzama ve c)kesit daralmasının çekme hızı ile değişimi.

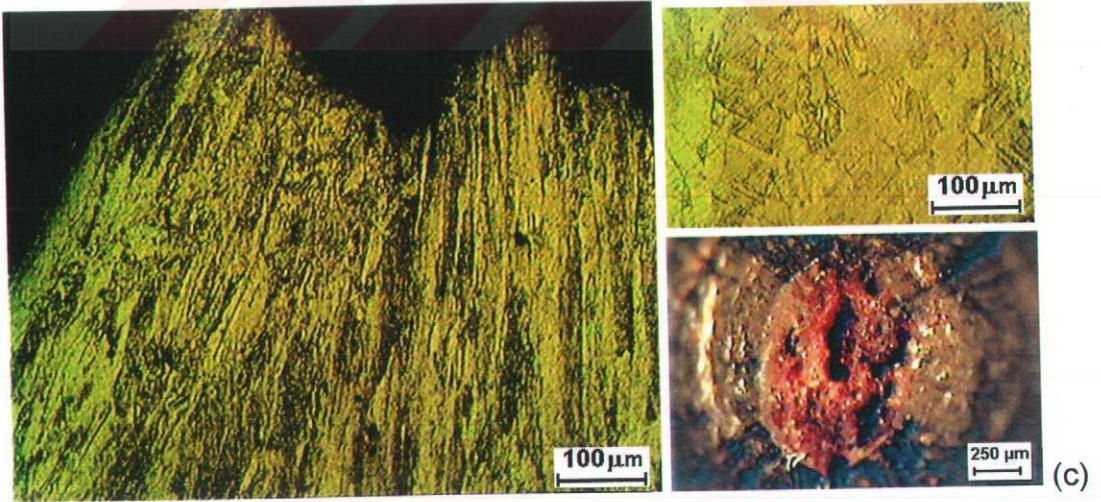
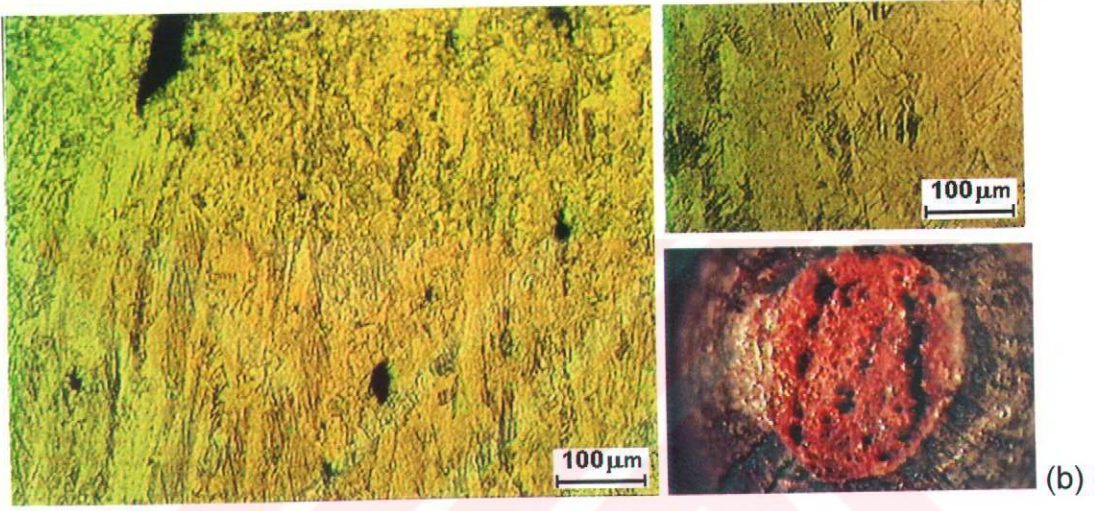
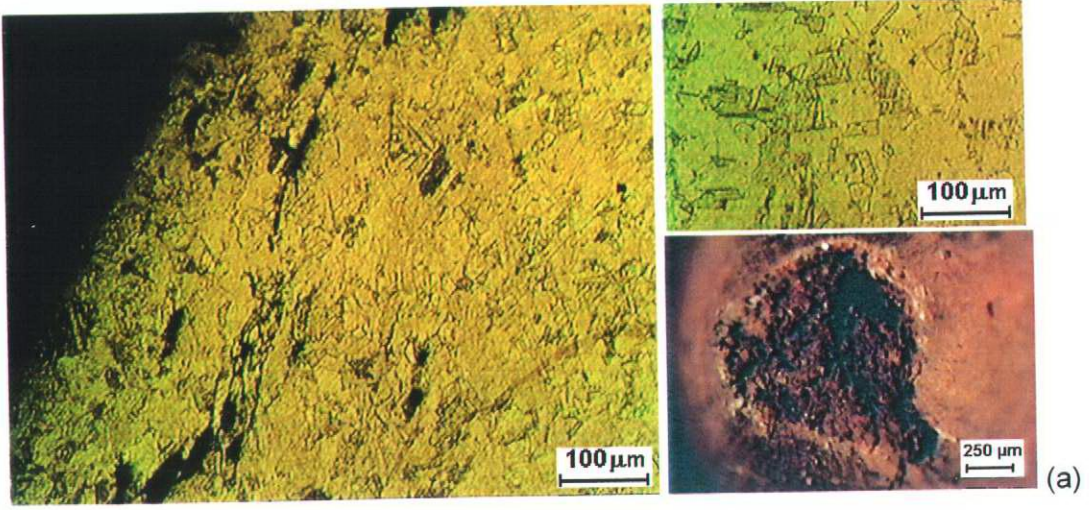
5.3. Çekme Numunelerin Metalografisi

25µm başlangıç tane boyutuna sahip, 500°C'da ($0.57T_m$) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi Şekil 5.12'de görülmektedir. Şekil 5.12a'da görülen 2mm/dk çene hızıyla çekilmiş numunenin kopma bölgesinde dinamik yeniden kristalleşmiş, eş eksenli mikroyapı (%70) hakimdir, ayrıca az miktarda boşluk oluşumu görülmektedir. Homojen deformasyon bölgesinde de eş eksenli taneler mevcuttur. Kırılma davranışı sünektir. Şekil 5.12b'de görülen 10mm/dk çene hızıyla çekilmiş numunenin kopma bölgesinde uzamış taneler görülmektedir, az miktarda dinamik yeniden kristalleşmiş tane (%10) mevcuttur. Oluşan boşluk sayısı 2mm/dk çene hızıyla çekilmiş numuneye nazaran daha azdır. Homojen deformasyon bölgesinde de uzamış taneler mevcuttur. Kırılma davranışı sünektir. Şekil 5.12c'de görülen 50mm/dk çene hızıyla çekilmiş numunenin kopma bölgesinde ve homojen deformasyon bölgesinde uzamış taneler görülmektedir, dinamik yeniden kristalleşmiş yapı görülmemektedir. Kopma bölgesinde boşluk mevcut değildir. Kırılma davranışı sünektir.

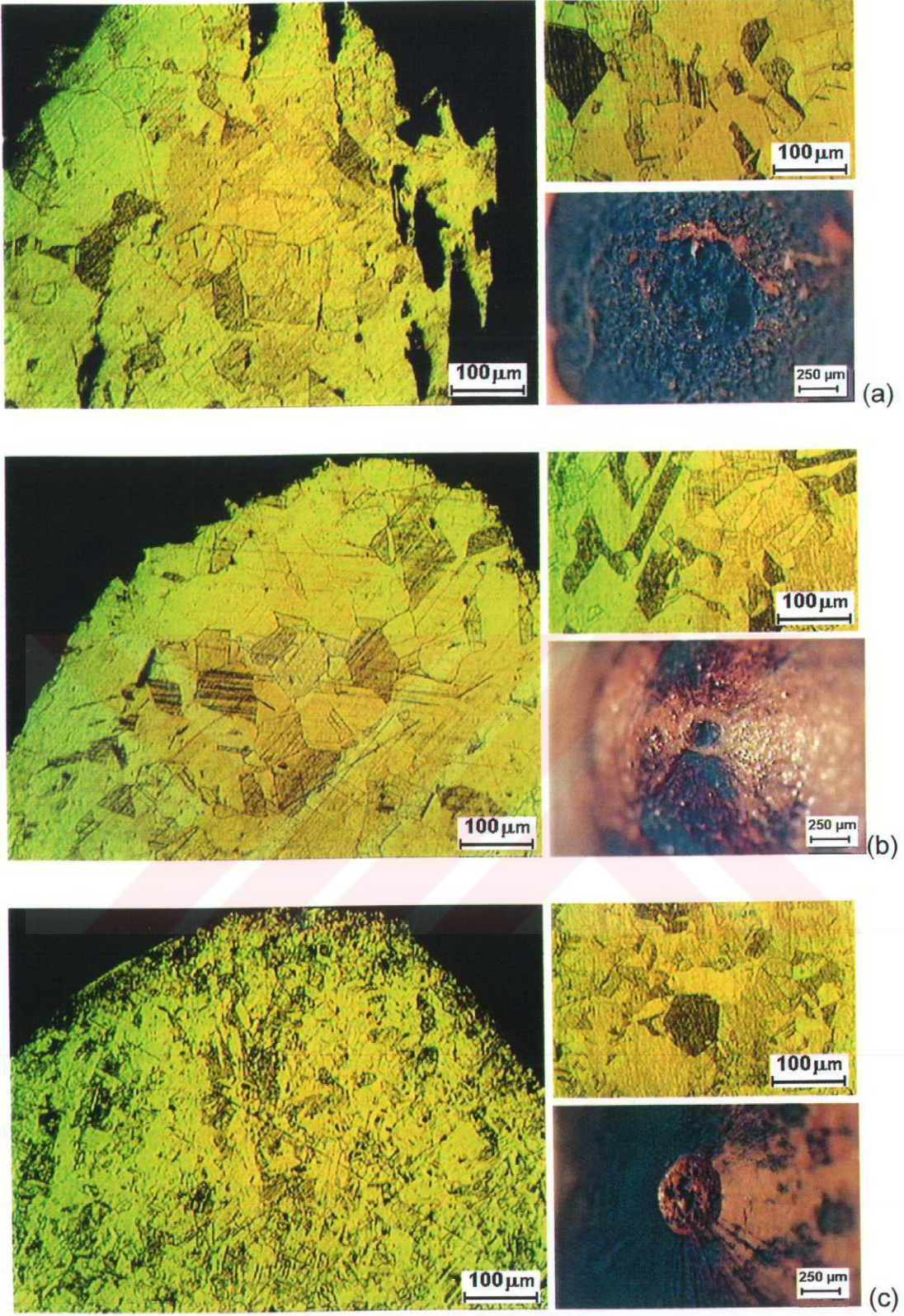
25µm başlangıç tane boyutuna sahip, 700°C'da ($0.72T_m$) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi Şekil 5.13'de görülmektedir. Şekil 5.13a ve Şekil 5.13b'de görülen 2mm/dk ve 10mm/dk çene hızlarıyla çekilmiş numunelerin kopma bölgesinde eş eksenli iri taneler görülmektedir. 50mm/dk çene hızıyla çekilen numunenin tane boyutu ise çok daha incedir (Şekil 5.13c). 2 ve 10mm/dk çene hızlarında dinamik tane büyümesi sonucu sünek kırılma meydana gelmiştir. 50mm/dk çene hızında düşük oranda (%10) dinamik yeniden kristalleşme mevcuttur.

50µm başlangıç tane boyutuna sahip, oda sıcaklığında ($0.25T_m$) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi Şekil 5.14'de görülmektedir. 2, 10 ve 50mm/dk çene hızıyla çekilmiş numunelerin her üçünde de soğuk deformasyon sonrası uzamış taneler mevcuttur. Homojen deformasyon bölgesinde deformasyon oranı daha düşüktür. Kırık yüzeylerde boşluk oranının çok düşük olduğu görülmektedir.

50µm başlangıç tane boyutuna sahip, 300°C'da ($0.42T_m$) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi Şekil 5.15'de görülmektedir. 2, 10 ve 50mm/dk çene hızıyla çekilmiş numunelerin her üçünde de uzamış taneler mevcuttur. Homojen deformasyon bölgesinde deformasyon oranı daha düşüktür. 2mm/dk çene hızıyla çekilmiş numunenin kopma bölgesinde ve kırık yüzeyinde boşluk miktarı yüksektir.



Şekil 5.12. 25µm başlangıç tane boyutuna sahip, 500°C'da ($0.57T_m$) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a) 2mm/dk, b) 10mm/dk, c) 50 mm/dk çene hızı.



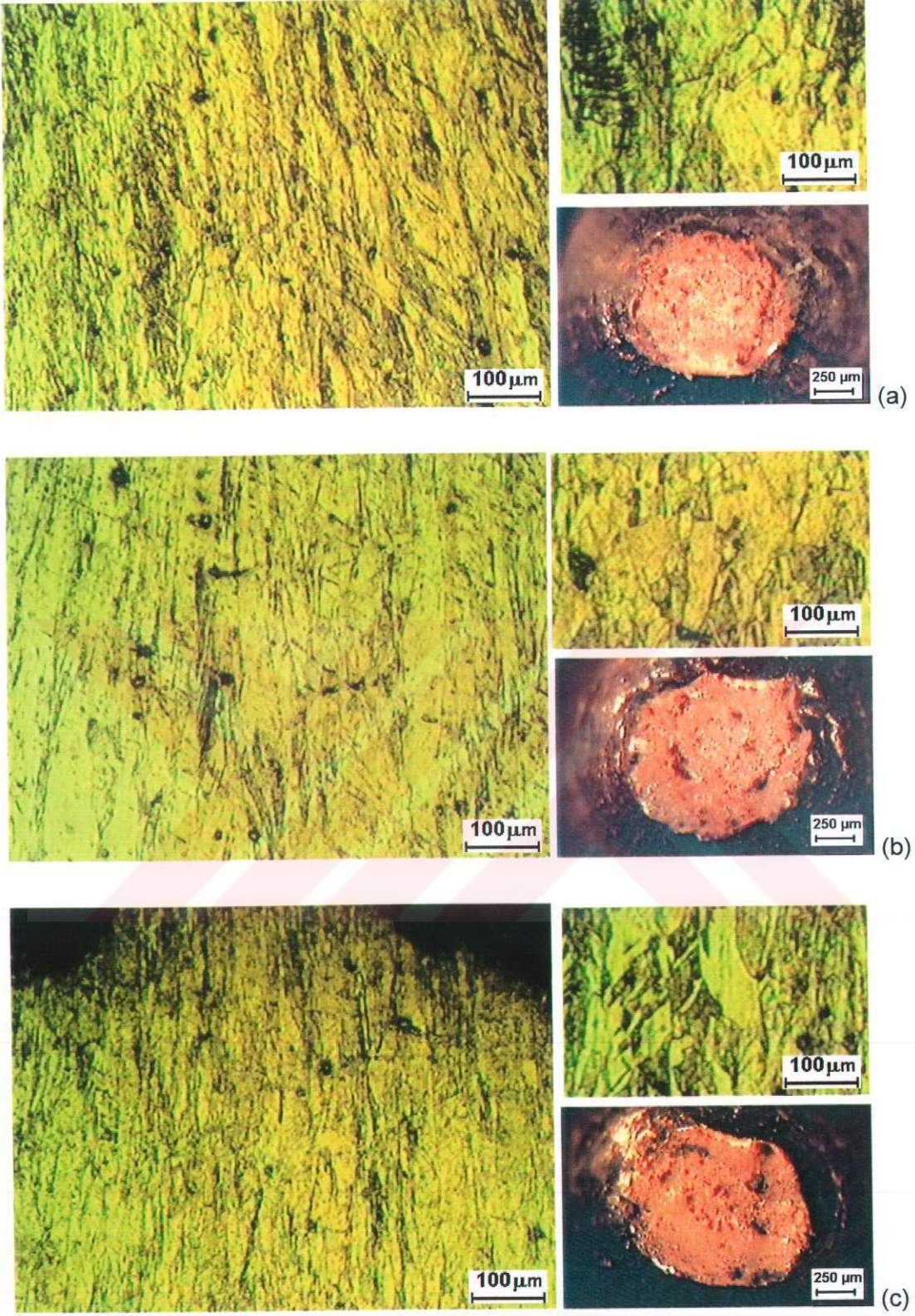
Şekil 5.13. 25μm başlangıç tane boyutuna sahip, 700°C'da ($0.72T_m$) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a) 2mm/dk, b) 10mm/dk, c) 50 mm/dk çene hızı.

50µm başlangıç tane boyutuna sahip, 500°C'da ($0.57T_m$) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi Şekil 5.16'da görülmektedir. 2mm/dk çene hızıyla çekilmiş numunenin kopma bölgesinde bulunan eş eksenli ince taneler dinamik yeniden kristalleşmeyi göstermektedir. Homojen deformasyon bölgesinde de tane sınırlarının kayması dolayısıyla deformasyonun etkisi görülmemektedir. Çene hızının artmasıyla, 10mm/dk çene hızında %30 oranında dinamik yeniden kristalleşme olmuştur, 50 mm/dk çene hızında dinamik yeniden kristalleşme olmamış, taneler daha düşük sıcaklıklardaki gibi uzamıştır.

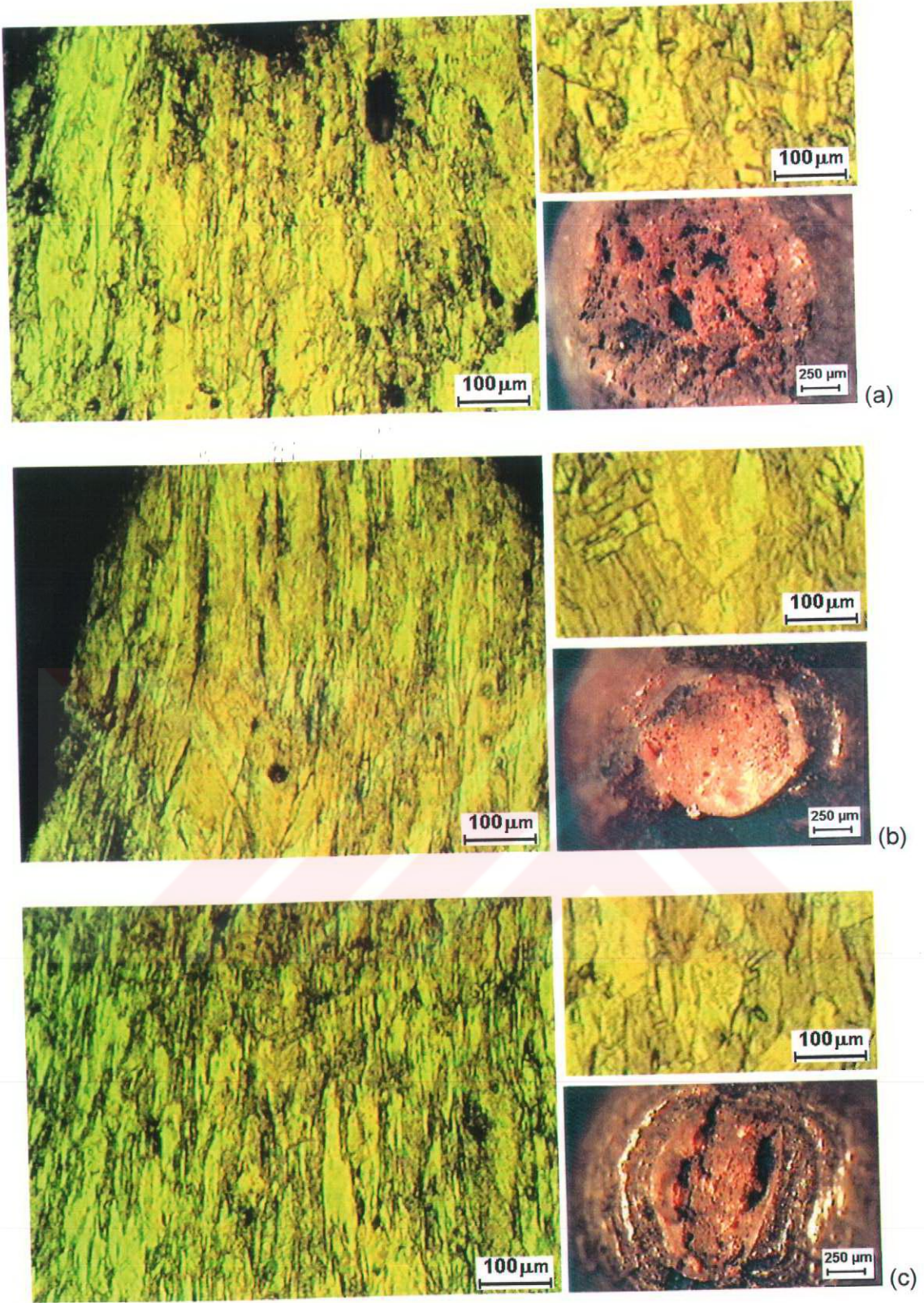
50µm başlangıç tane boyutuna sahip, 700°C'da ($0.72T_m$) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi Şekil 5.17'de görülmektedir. Tüm çekme hızlarında elde edilen mikroyapılarda eş eksenli taneler mevcuttur ve dinamik yeniden kristalleşme gerçekleşmiştir. 2 ve 10mm/dk çene hızlarında dinamik tane büyümesi sonucu tane boyutu kabalaşmıştır. 50mm/dk çene hızıyla çekilmiş numunede %70 oranında dinamik yeniden kristalleşme olmuştur. 10mm/dk çene hızıyla çekilmiş numunenin kesit daralması çok yüksektir. Mikroyapılarda boşluk görülmemektedir, kırık yüzeylerdeki boşluklar ince ve boşluk oranı düşüktür.

100µm başlangıç tane boyutuna sahip, 500°C'da ($0.57T_m$) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi Şekil 5.18'de görülmektedir. Tüm çekme hızlarında elde edilen mikroyapılarda kısmi dinamik yeniden kristalleşmiş bölgeler mevcuttur. Deformasyon hızı arttıkça dinamik yeniden kristalleşme miktarı artmaktadır. En fazla dinamik yeniden kristalleşmiş tane görülen 50mm/dk çene hızında kesit daralmasının en yüksek olduğu görülmektedir. Yeniden kristalleşen taneler diğer büyük tanelerin aralarındadır. Dinamik yeniden kristalleşmenin tane sınırlarında başladığı anlaşılmaktadır.

100µm başlangıç tane boyutuna sahip, 700°C'da ($0.72T_m$) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi Şekil 5.19'da görülmektedir. Düşük deformasyon hızlarında tane sınırlarının kayması belirgin hale gelmiştir. Tanelerin sınırlarının kaymasıyla, taneler arasında oluşan boşluklar numunenin sünekliğini önemli ölçüde azaltarak intergranüler kırılmaya yol açmaktadır. Deformasyon hızı arttığında dinamik yeniden kristalleşme miktarının artmasıyla tane sınırlarının kayması ve intergranüler kırılma ortadan kalkmış, süneklik artmıştır. 50mm/dk çene hızında kopma bölgesinde %50 oranında dinamik yeniden kristalleşme görülmektedir.

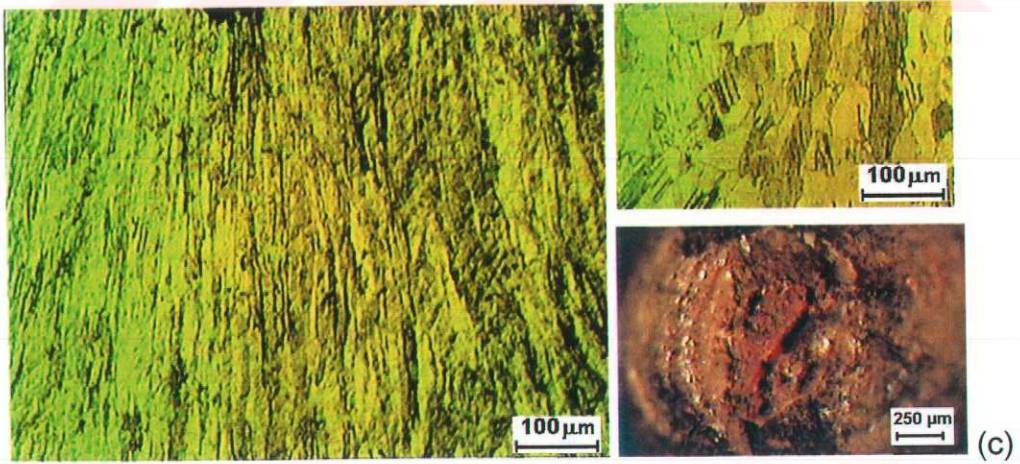
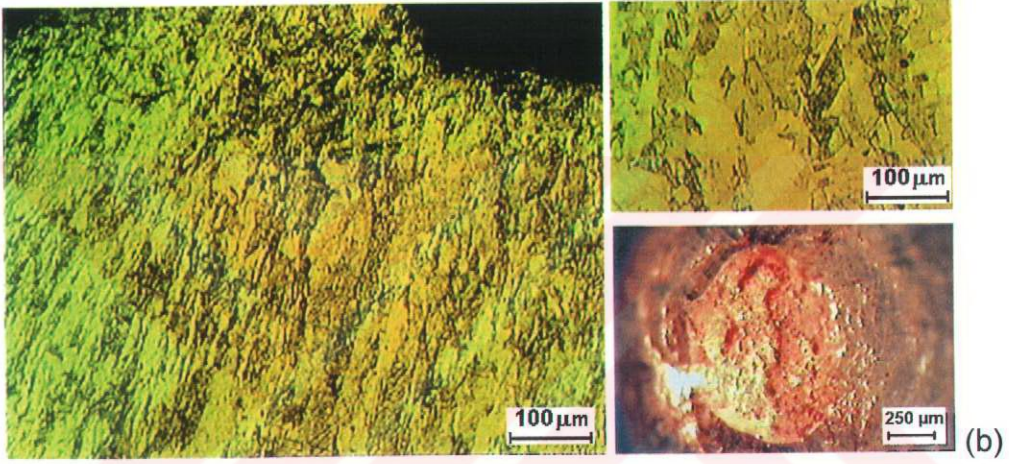
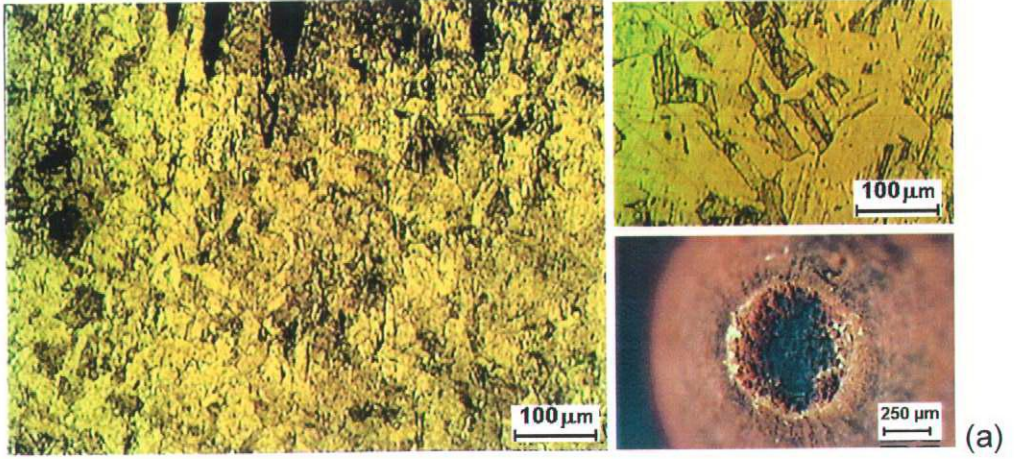


Şekil 5.14. 50μm başlangıç tane boyutuna sahip, oda sıcaklığında ($0.25T_m$) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk, c)50 mm/dk çene hızı.

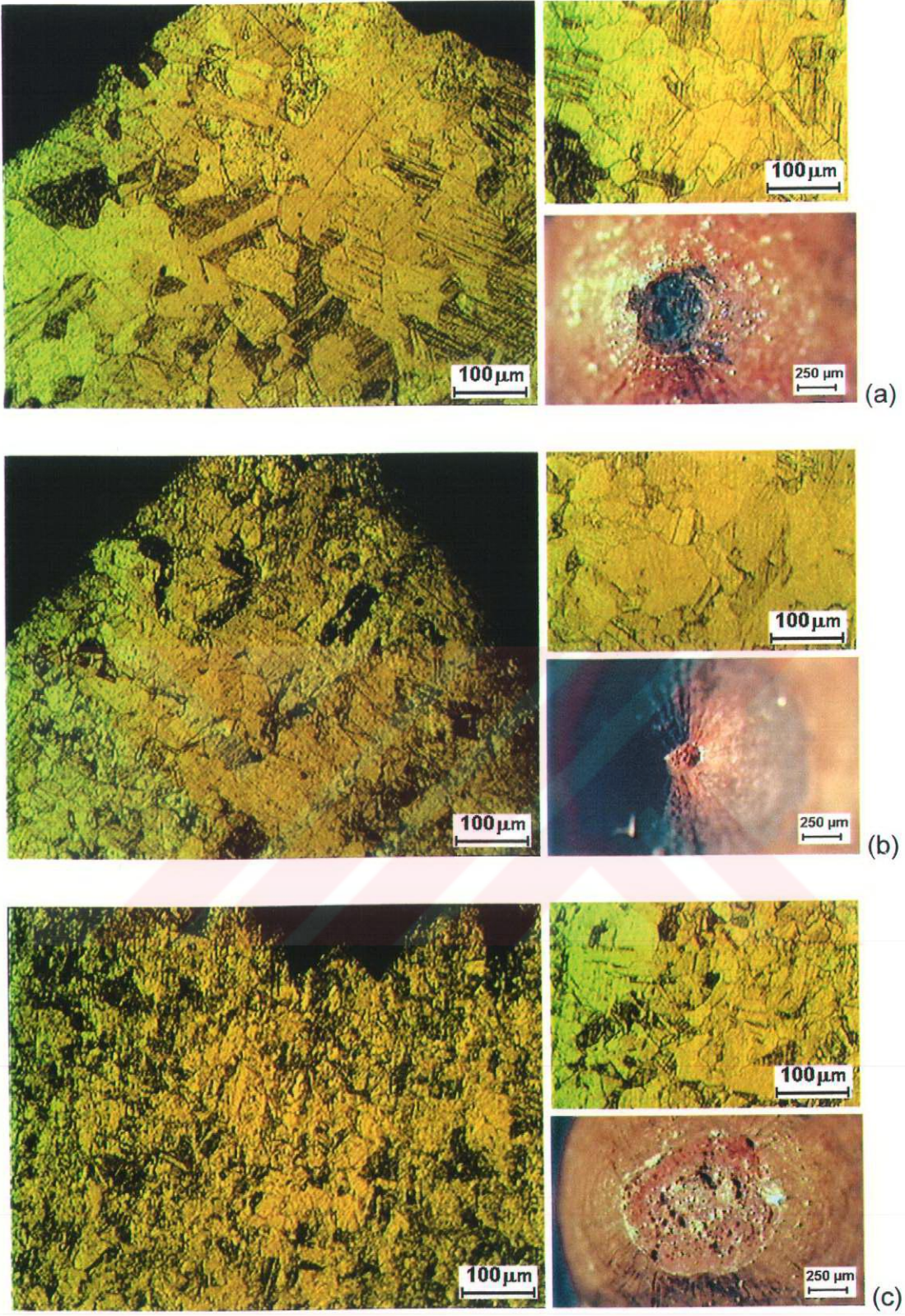


Şekil 5.15. 50μm başlangıç tane boyutuna sahip, 300°C'da ($0.42T_m$) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk, c)50 mm/dk çene hızı.

100 μ m başlangıç tane boyutuna sahip, 750°C'da (0.75T_m) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi Şekil 5.20'de görölmektedir.

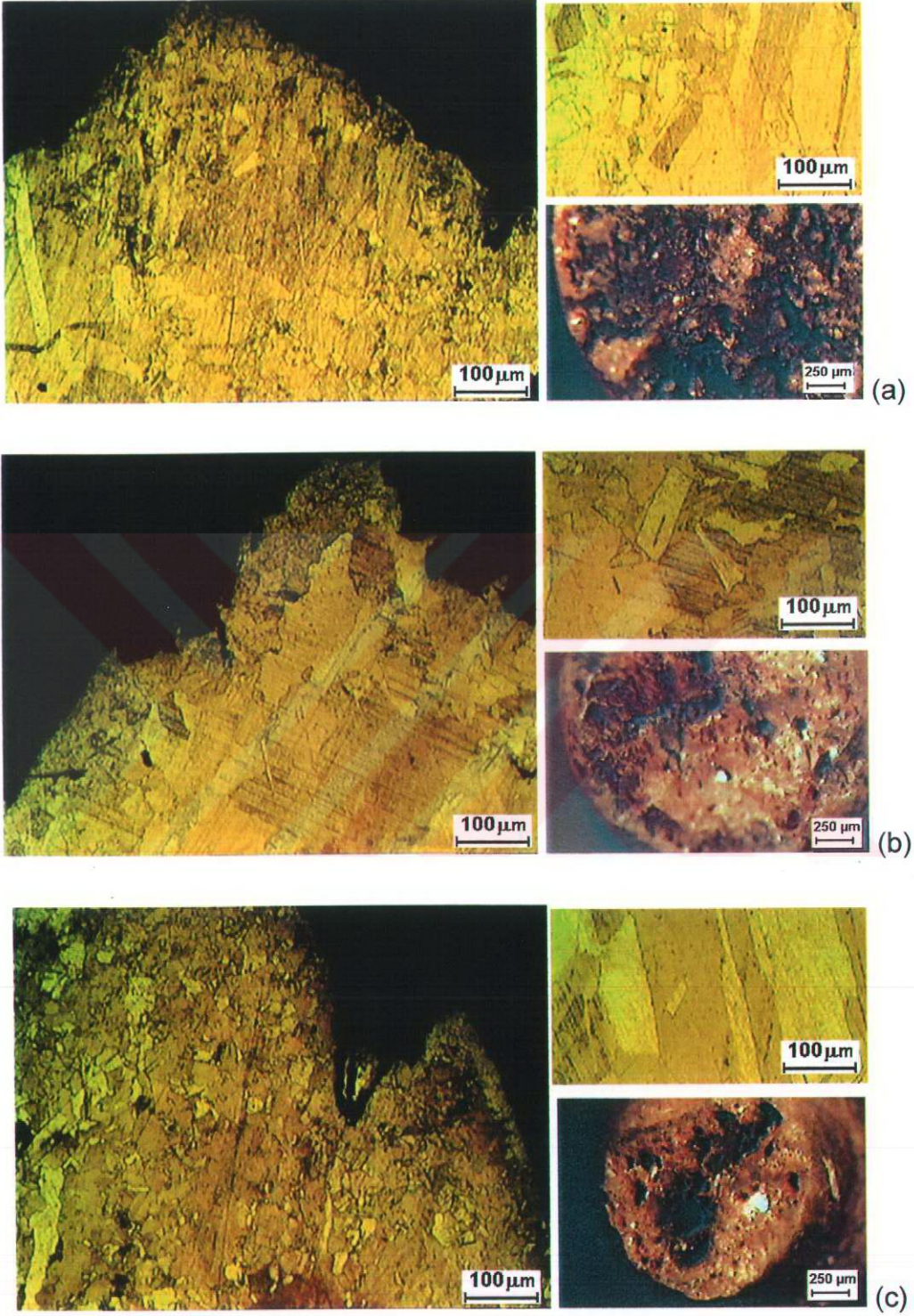


Şekil 5.16. 50 μ m başlangıç tane boyutuna sahip, 500°C'da (0.57T_m) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk, c)50 mm/dk çene hızı.

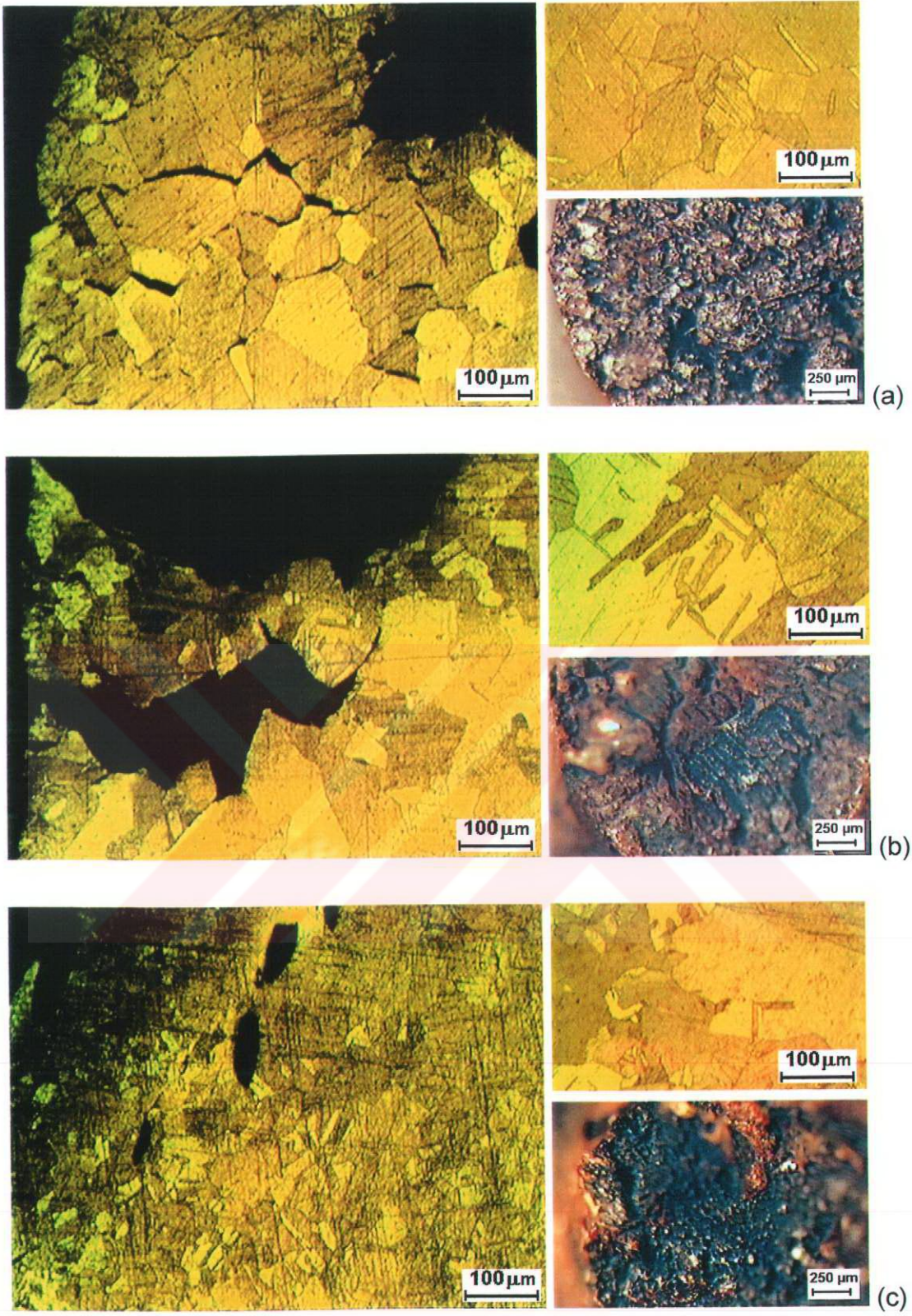


Şekil 5.17. 50μm başlangıç tane boyutuna sahip, 700°C'da ($0.72T_m$) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk, c)50 mm/dk çene hızı.

Şekil 5.20'den görüldüğü gibi, tüm deformasyon hızlarında, tane sınırlarının kayması sonucu tane sınırlarında boşluklar oluşmuştur. Deformasyon hızının artmasıyla boşluk oranı azalmaktadır

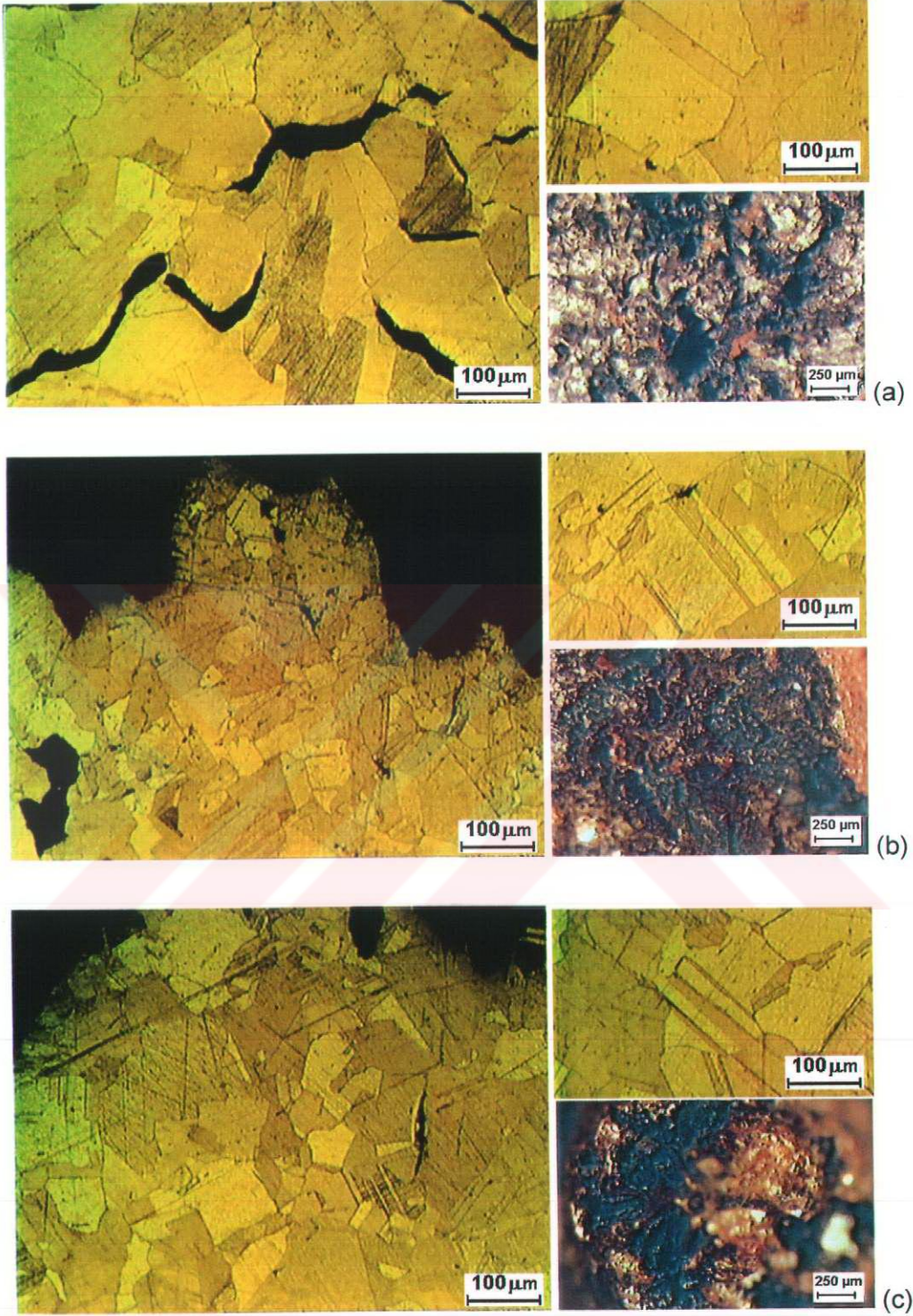


Şekil 5.18. 100µm başlangıç tane boyutuna sahip, 500°C'da (0.57T_m) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk, c)50 mm/dk çene hızı.



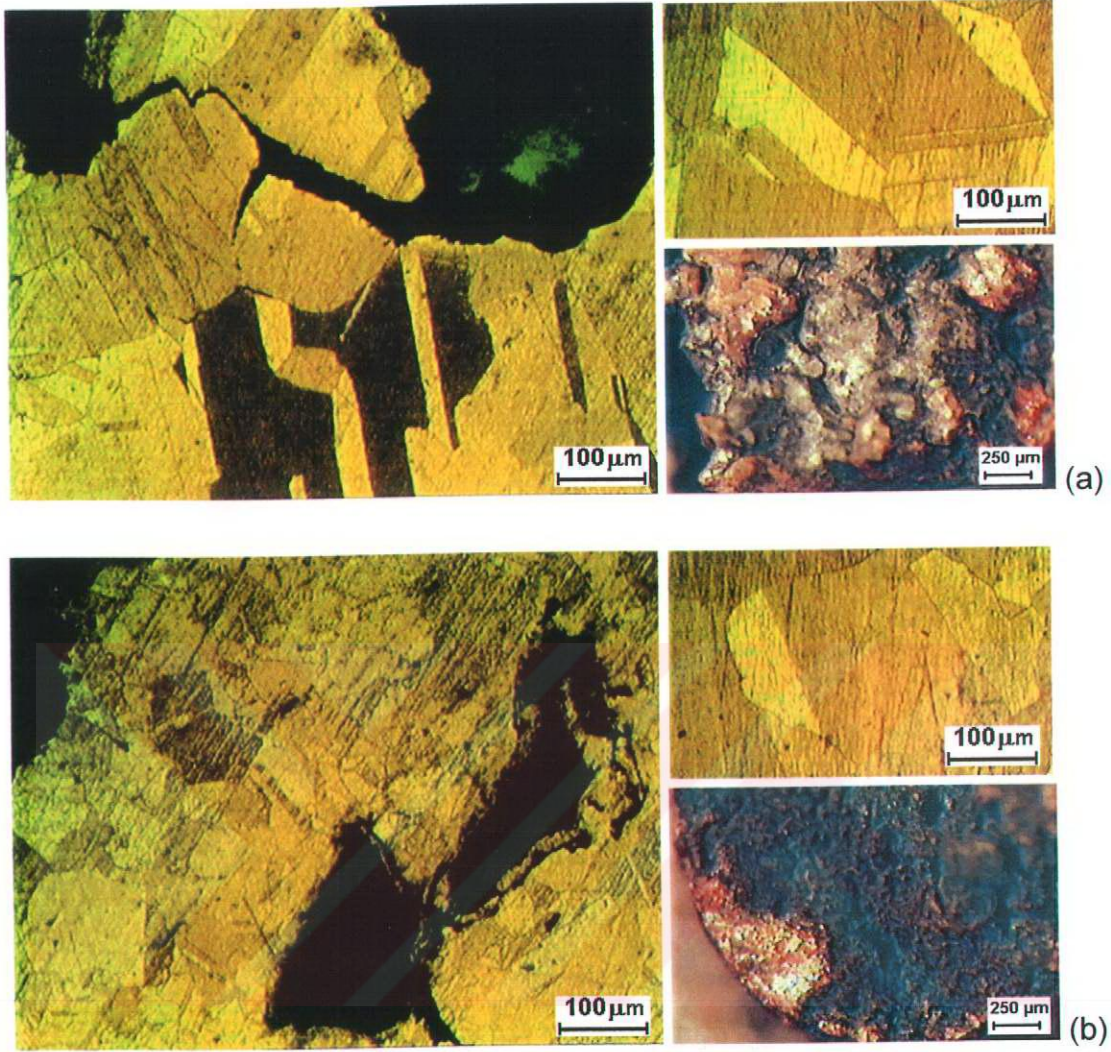
Şekil 5.19. 100μm başlangıç tane boyutuna sahip, 700°C'da ($0.72T_m$) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk, c)50 mm/dk çene hızı.

2mm/dk deformasyon hızında, kopma bölgesinde sıcaklığın etkisiyle taneler irileşmiştir (200 μ m). Deformasyon hızı arttıkça süneklik artmıştır.



Şekil 5.20. 100 μ m başlangıç tane boyutuna sahip, 750°C'da (0.75T_m) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk, c)50 mm/dk çene hızı.

150µm başlangıç tane boyutuna sahip, 700°C'da (0.72T_m) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi Şekil 5.21'de görülmektedir.

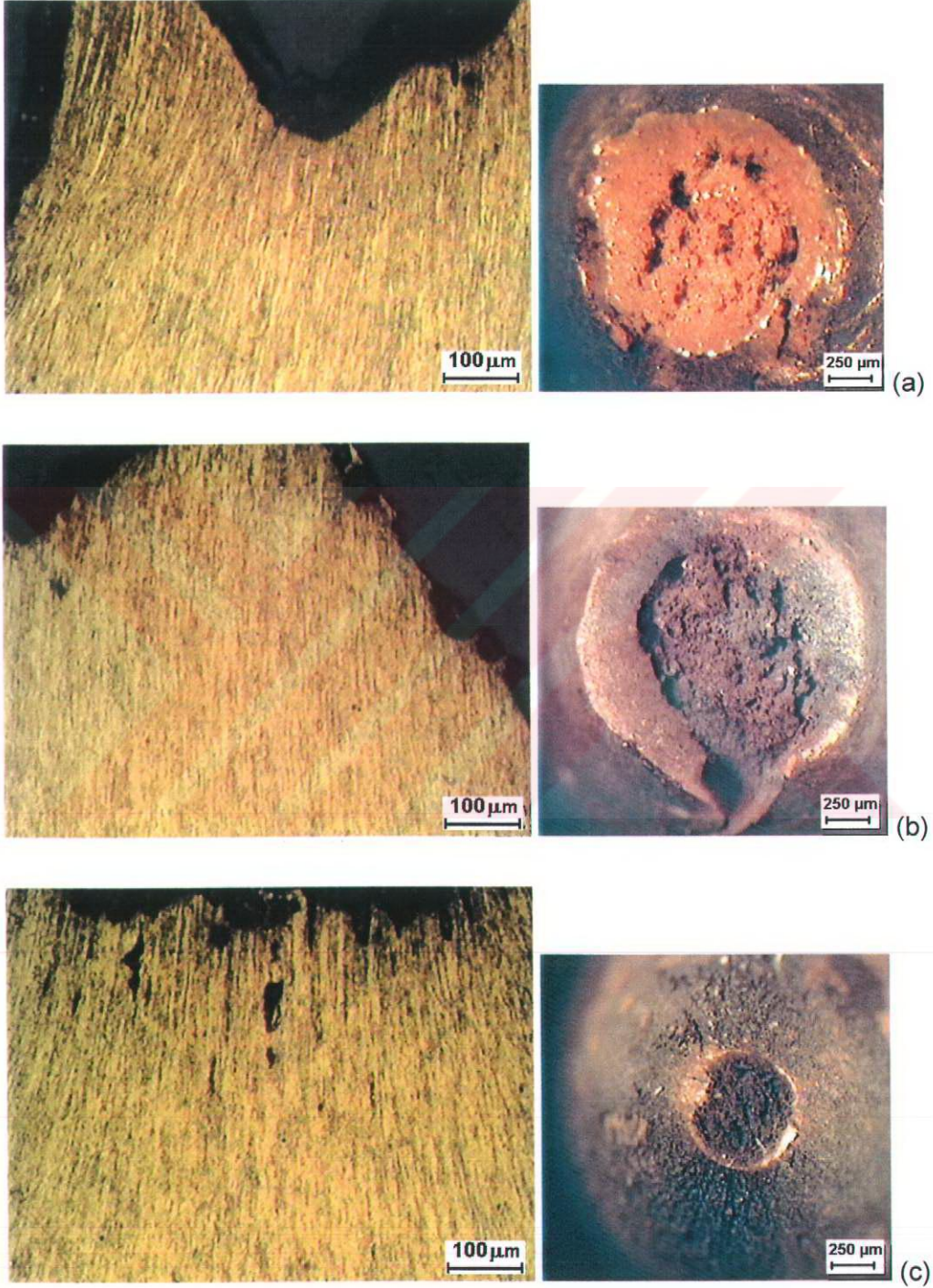


Şekil 5.21. 150µm başlangıç tane boyutuna sahip, 700°C'da (0.72T_m) çekilmiş OFHC-bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk çene hızı.

2 ve 10mm/dk deformasyon hızlarında, tane sınırlarının kayması sonucu oluşan intergranüler boşluklar kopma bölgesine hakimdir. Deformasyon hızının artmasıyla az miktarda (%2) bölgesel dinamik yeniden kristalleşme süneklığe önemli bir etki yapamamıştır. Homojen deformasyon bölgesinde taneler arası boşluk görülmemiştir fakat aşırı tane irileşmesi (300µm) vardır.

100µm başlangıç tane boyutuna sahip, 700°C'da (0.72T_m) çekilmiş alaşımlı bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi Şekil 5.22'de görülmektedir. Düşük miktarda alaşım elementi ilavesi bakırın sıcak deformasyon davranışını tamamiyle değiştirmiştir. Kullanılan deformasyon hızlarında, tüm numunelerin kopma ve homojen

deformasyon bölgelerinde uzamış taneler görülmektedir. Aynı sıcaklık, deformasyon hızları ve tane boyutunda OFHC-bakırda görülen dinamik yeniden kristalleşme ve tane sınırlarının kayması mekanizmaları, alaşımlı bakırda görülmemektedir. Ayrıca deformasyon hızının artmasıyla kesit daralması da artmıştır.



Şekil 5.22. 100µm başlangıç tane boyutuna sahip, 700°C'da ($0.72T_m$) çekilmiş alaşımlı bakırın mikroyapısı ve kırık yüzeyi; a)2mm/dk, b)10mm/dk, c)50 mm/dk çene hızı.

5.4. Görüntü Analizi Sonuçları

Farklı başlangıç tane boyutuna sahip, çeşitli sıcaklık ve deformasyon hızlarında yüksek sıcaklık çekme deneyleri sonucunda kopan OFHC-bakır numunelerinin çekme yönündeki kesitlerinin görüntü analizlerinin sonuçları Tablo 5.7'de verilmiştir.

Görüntü analizinden elde edilen sonuçlar, metalografik değerlendirmeye birlikte değerlendirilmiştir. En yüksek dinamik yeniden kristalleşmenin 50µm başlangıç tane boyutunda ve 700°C sıcaklığında olduğu Tablo 5.7'de görülmektedir. Ayrıca dinamik yeniden kristalleşme sonucu tane boyutunun 50µm'a yaklaşması dikkat çekicidir.

Tablo 5.7. OFHC-bakırın yüksek sıcaklık çekme numunelerine ait görüntü analizi sonuçları.

Başlangıç Tane Boy. µm	Deney Sıcaklığı °C	Çene Hızı mm/dk	Homojen Def. Bölgesi Ortalama Tane Boyutu, µm	Kopma Bölgesi Ortalama Tane Boyutu, µm	Yeniden Kristalleşme Oranı
25	500	2	70	30	70
		10	Uzamış	Uzamış	10
		50	Uzamış	Uzamış	-
25	700	2	110	80	Tane büyümesi
		10	100	55	Tane büyümesi
		50	60	30	-
50	500	2	100	50	%100*
		10	100**	70	%30
		50	100**	Uzamış	-
50	700	2	90	150	%100*
		10	90	100	%100*
		50	80	30	%70
100	500	2	130	100	%30
		10	120	90	%50
		50	110	50	%70
100	700	2	210	100	-
		10	180	90	%10
		50	160	50	%50
100	750	2	250	200	-
		10	200	100	%2
		50	150	100	%5
150	700	2	300	250	-
		10	280	110	%2

* Çok-pikli dinamik yeniden kristalleşme

5.5. Sertlik Deneyi Sonuçları

Farklı başlangıç tane boyutuna sahip, çeşitli sıcaklık ve deformasyon hızlarında yüksek sıcaklık çekme deneyleri sonucunda kopan bakır numunelerinin kopma ve homojen deformasyon bölgelerindeki sertlikleri Tablo 5.8'de verilmiştir.

Tablo 5.8. Farklı başlangıç tane boyutuna sahip, çeşitli sıcaklık ve deformasyon hızlarında yüksek sıcaklık çekme deneyleri sonucunda kopan bakır numunelerinin kopma ve homojen deformasyon bölgelerindeki sertlikleri.

Başlangıç Tane Boy. µm	Deney Sıcaklığı °C	Çene Hızı mm/dk	Homojen Def. Bölgesi Sertlik, HV	Kopma Bölgesi Sertlik, HV
OFHC-Bakır				
25 (65HV)	500	2	55	62
		10	96	100
		50	96	108
	700	2	52	50
		10	52	55
		50	55	64
50 (55HV)	27	2	100	116
		10	100	116
		50	100	116
	300	2	88	94
		10	100	110
		50	110	122
	500	2	55	59
		10	90	90
		50	92	106
	700	2	60	50
		10	60	48
		50	74	57
100 (50HV)	500	2	74	74
		10	86	61
		50	86	50
	700	2	55	55
		10	55	50
		50	55	47
	750	2	50	50
		10	50	52
		50	50	52
150 (46HV)	700	2	55	54
		10	55	53
Alaşımlı Bakır				
100 (77HV)	700	2	120	110
		10	120	105
		50	92	90

5.6. Sonuçların İrdelenmesi

Malzemelerin yüksek sıcaklıktaki karmaşık deformasyon davranışını anlamak için yoğun araştırmalar yapılmıştır ve araştırmalar bütün hızıyla günümüzde de devam etmektedir. Bu çalışmalarda malzemenin yüksek sıcaklıktaki davranışına dair çeşitli mekanizmalar ortaya atılmış, mekanizma haritaları hazırlanmış ve ampirik ilişkiler geliştirilmeye çalışılmıştır. Ancak, bu çalışmaların sayısı halen çok sınırlı olup, elde edilen sonuçların diğer malzemelere uygulanması mümkün olmamıştır. Bununla beraber araştırma sonuçları; yüksek sıcaklık deformasyonlarında, belirli sıcaklık ve deformasyon hızı aralıklarında, farklı deformasyon mekanizmalarının yer aldığını ortaya koymuştur. Yüksek sıcaklıkta, farklı deformasyon şartlarında görülen olaylar: dinamik toparlanma (yüksek istif hatası enerjisine sahip malzemelerde), dinamik yeniden kristalleşme (düşük istif hatası enerjisine sahip malzemelerde), dinamik tane büyümesi, faz dönüşümü, tane sınırlarının kayması, sürünme ve süperplastik davranış olarak sıralanabilir.

Son yıllarda, bazı önemli mühendislik malzemelerinin yüksek sıcaklıktaki gerilme-deformasyon diyagramlarında dalgalanmaların yer aldığı, sünekliliğin arttığı gözlenmiş ve bunun "*dinamik yeniden kristalleşme*" ve "*dinamik tane büyümesi*" ile ilişkili olduğu saptanmıştır. Bu çalışmalarda kullanılan deney yöntemleri: çekme, basma, burma ve gerilme gevşemesidir [4-20,66,72,78-84].

Gerçekleştirilmiş olan çalışmaların incelenmesiyle;

- Deformasyon yumuşamasının belirli bir deformasyon oranından sonra meydana geldiği [58,60,61,64,65,72],
- Deformasyon yumuşamasının tek pikli veya çok pikli davranış gösterdiği [58,60,61,64,65,72],
- Deformasyon ve yeniden kristalleşmenin heterojen karakterli olduğu (tane yönelmesiyle ilişkisinin olduğu) [79,82],
- Yapıda tavlama ikizlerinin yer aldığı görülmüştür [12,78,82].

Yine mevcut çalışmaların incelenmesinden, dinamik yeniden kristalleşmeye etki eden parametreler ise; sıcaklık, deformasyon hızı (veya sıcaklık ve deformasyon hızının birlikte etkisini gösteren Zener-Holloman parametresi), deformasyon oranı, başlangıç tane boyutu, istif hatası enerjisi ve alaşım elementleridir. Farklı başlangıç tane boyutuna sahip malzemelerle çalışmalar yapılmış olmasına rağmen, özellikle başlangıç tane boyutunun etkisini inceleyen sistematik bir çalışma mevcut değildir.

Alaşım elementlerinin dinamik yeniden kristalleşmeye etkisi çeşitli yollardan olmaktadır. Alaşım elementleri istif hatası enerjisini değiştirir, ikinci bir faz oluşturabilir veya çökelti fazı oluşturarak dinamik yeniden kristalleşmeye etki eder.

Dinamik yeniden kristalleşme konusunda yapılan araştırmaların önemli tartışma konuları; mekanizma, başlangıç tane boyutunun etkisi, istif hatası enerjisinin etkisi, tek pik ve çok pikli davranışın neden kaynaklandığı, statik yeniden kristalleşme ile olan ilişkisi, tavlama ikizleri ve süperplastik davranışla olan ilişkisidir. Mekanizma tartışmaları, yeni tanelerin nasıl çekirdeklendiği ve kinetiği üzerine olmuştur. Yeni tanelerin çekirdeklenmesi ile ilgili üç farklı yaklaşım vardır. Bunlar; alt tane oluşumu, ikizlenme ve mevcut tane sınırlarının ilmek haline gelmesidir [66,78,79,82,84].

Bu çalışmada, yüksek saflıkta OFHC-bakır malzeme kullanılmıştır. YMK kristal yapıya sahip, polikristalin bakır numuneler, karmaşık olan yüksek sıcaklık deformasyon davranışının incelenmesi ve değiştirilen parametrelerin etkilerinin anlaşılması için iyi bir model malzemedir. Ayrıca mühendislik malzemesi olarak bakırın şekillendirilmesinin teknolojik önemi de vardır. Bu çalışmada, 25, 50, 100 ve 150µm olmak üzere dört farklı başlangıç tane boyutuna sahip bakır numunelerle, 300, 405, 500, 700 ve 750°C sıcaklıklarda ($0.42-0.75 T_m$), 1, 2, 5, 10, 20 ve 50mm/dk çene hızlarında ($5.6 \times 10^{-4} - 2.8 \times 10^{-2} s^{-1}$) çalışılmıştır.

Gerçekleştirilen deneyler sonucunda; yüksek sıcaklıkta mekanik davranışın, dinamik yeniden kristalleşme ve dinamik tane büyümesinin, sıcaklık ve deformasyon hızının yanında başlangıç iç yapısından da etkilendiği görülmüştür. Farklı başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakır numuneler, aynı deformasyon sıcaklıkları ve deformasyon hızlarında oldukça farklı davranış göstermiştir.

Tablo 5.7'deki görüntü analizi sonuçları incelendiğinde; 500°C'da ($0.57T_m$), 2mm/dk çene hızında, 25µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakır numunede dinamik yeniden kristalleşme oranı %70 olurken, 50µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakır numunede dinamik yeniden kristalleşme oranı %100'dür. Şekil 5.4'de verilmiş olan 50µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakır numuneye ait yüksek sıcaklık çekme eğrilerinde, 500°C'da, 2mm/dk çene hızında görülen çok-pikli deformasyon davranışı, bu sıcaklıkta, düşük deformasyon hızlarında tekrarlanan birkaç dinamik yeniden kristalleşme meydana gelebileceğini göstermiştir. Çene hızı 10mm/dk'ya çıktığında, dinamik yeniden kristalleşme oranı, 25µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakır numunede %10'a, 50µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakır numunede %30'a düşmüştür. 50mm/dk çene hızında, her iki

numunede de dinamik yeniden kristalleşme görülmemiştir. 500°C'da 25 ve 50µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakır numunelerin düşük çene hızlarında daha yüksek dinamik yeniden kristalleşme oranına sahip olduğu görülmektedir.

500°C'da, 100µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakır numunede, 2mm/dk çene hızında %30 oranında dinamik yeniden kristalleşme meydana gelirken, 50mm/dk çene hızında bu oran %70'e çıkmıştır. Tane boyutunun irileşmesi halinde, dinamik yeniden kristalleşmenin meydana gelebilmesi için çene hızının artırılması gerekmiştir.

700°C'da (0.72T_m), 2 ve 10mm/dk çene hızlarında, 25µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakır numunenin deformasyon sonrası tane boyutu 50-70µm'a çıkmıştır. Bu numunenin, ince başlangıç tane boyutu sebebiyle dinamik tane büyümesine uğradığı anlaşılmaktadır. 50mm/dk çene hızında dinamik yeniden kristalleşme ve dinamik tane büyümesi görülmemiştir.

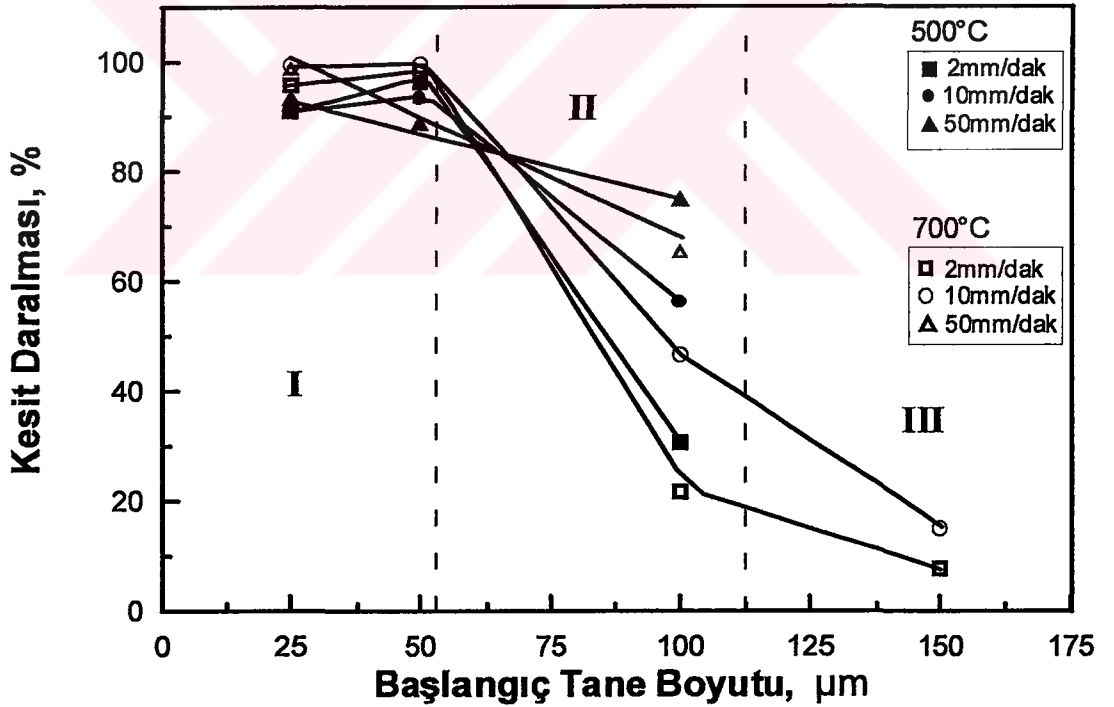
700°C'da, 50µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakır numunede çok-pikli deformasyon davranışı görülmüştür (Şekil 5.4). Numunelerde tekrarlanan dinamik yeniden kristalleşme sonucunda, süneklik yüksek değerlere çıkmıştır (Tablo 5.3). Bu sıcaklıkta, sadece 50mm/dk çene hızında çok-pikli çekme eğrisi görülmemiştir.

700°C'da, 2mm/dk çene hızında, 100µm başlangıç tane boyutuna sahip OFHC-bakır numunede dinamik yeniden kristalleşme görülmemiştir. Çene hızı arttığında, 10mm/dk çene hızında %10 ve 50mm/dk çene hızında %50 dinamik yeniden kristalleşme meydana gelmiştir. 100µm tane boyutunda, çene hızının artmasıyla dinamik yeniden kristalleşme oranı artmaktadır.

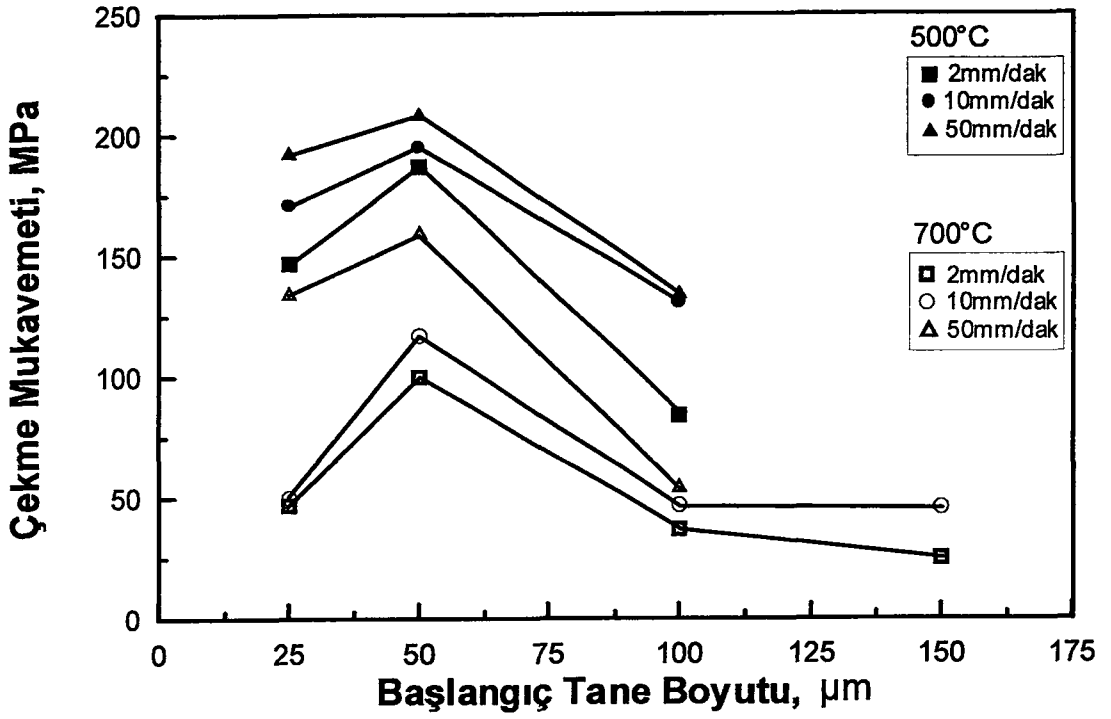
OFHC-bakıra düşük miktarda alaşım elementi ilavesi (0.7Cr, 0.08Zr) yüksek sıcaklık davranışını oldukça değiştirmiştir. 700°C'da kopma ve homojen deformasyon bölgelerinde uzamış taneler görülmüştür (Şekil 5.22). İlave edilen elementlerin istif hatası enerjisini ve dinamik yeniden kristalleşme sıcaklığını artırmasından dolayı, benzer tane boyutuna sahip OFHC-bakırda saptanan dinamik yeniden kristalleşme, tane büyümesi, tane sınırlarının kayması ve intergranüler kırılma gibi mekanizmalar tamamen değişmiştir. Alaşımlı bakırın mikroyapısında, sadece uzamış taneler görülmüştür.

5.6.1. Tane Boyutunun Etkisi

500 ve 700°C'da, tane boyutunun kesit daralması ve mukavemete etkisi Şekil 5.23 ve Şekil 5.24'de görülmektedir. Tane boyutunun kesit daralmasına etkisi üç farklı bölgede incelenmiştir (Şekil 5.23). I. bölgede bulunan 25 ve 50µm başlangıç tane boyutuna sahip numunelerde kesit daralması yüksektir. Bu bölgede süneklik, sıcaklık ve deformasyon hızına bağlı değildir. Geçiş bölgesi olan II. bölgede, süneklik tane boyutunun artmasıyla düşmektedir. II. bölgede, süneklik sıcaklık ve deformasyon hızından oldukça etkilenmektedir. Tane boyutunun arttığı (150µm) III. bölgede süneklik düşüktür ve süneklik deformasyon hızından fazla etkilenmemektedir. 500 ve 700°C'da kullanılan deformasyon hızlarında, ince tane boyutuna sahip numunelerde dinamik yeniden kristalleşme oranının yüksek olması sünekliğin yüksek olmasını sağlamıştır. Tane boyutunun yüksek olduğu durumlarda, tane sınırlarının kayması sonucu tane sınırlarında oluşan boşluklar malzemenin intergranüler kırılmasına sebep olmuş ve süneklik düşmüştür.



Şekil 5.23. OFHC-bakır numunelerde kesit daralmasının başlangıç tane boyutuyla değişimi.

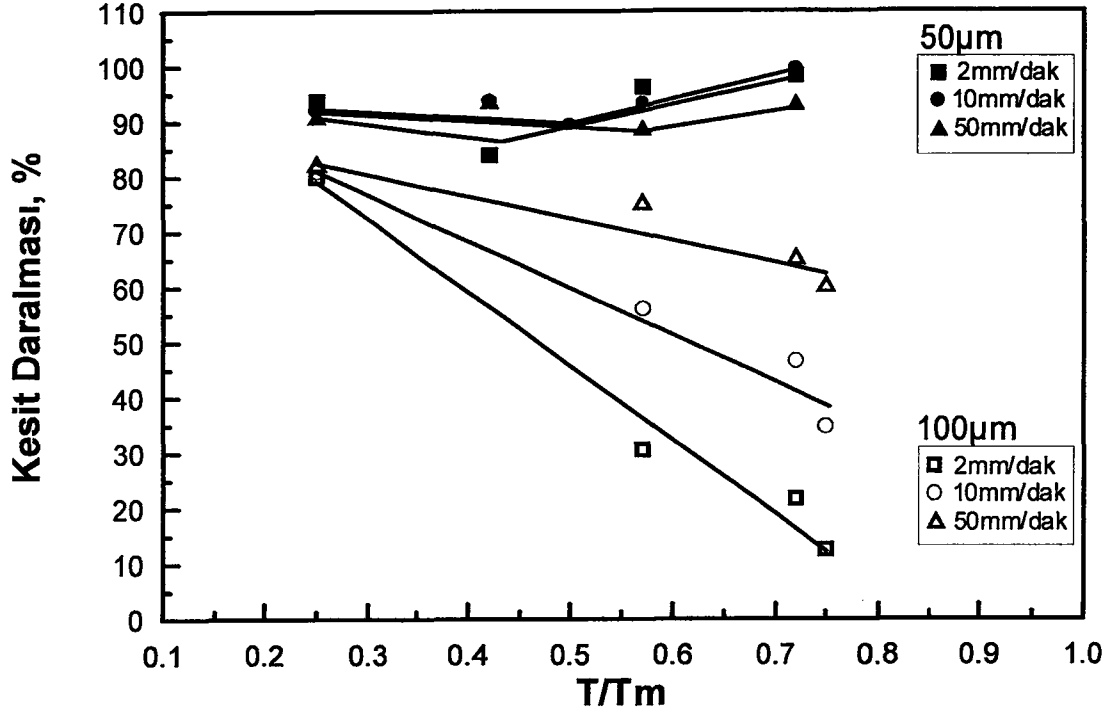


Şekil 5.24. OFHC-bakır numunelerde mukavemetin başlangıç tane boyutuyla değişimi.

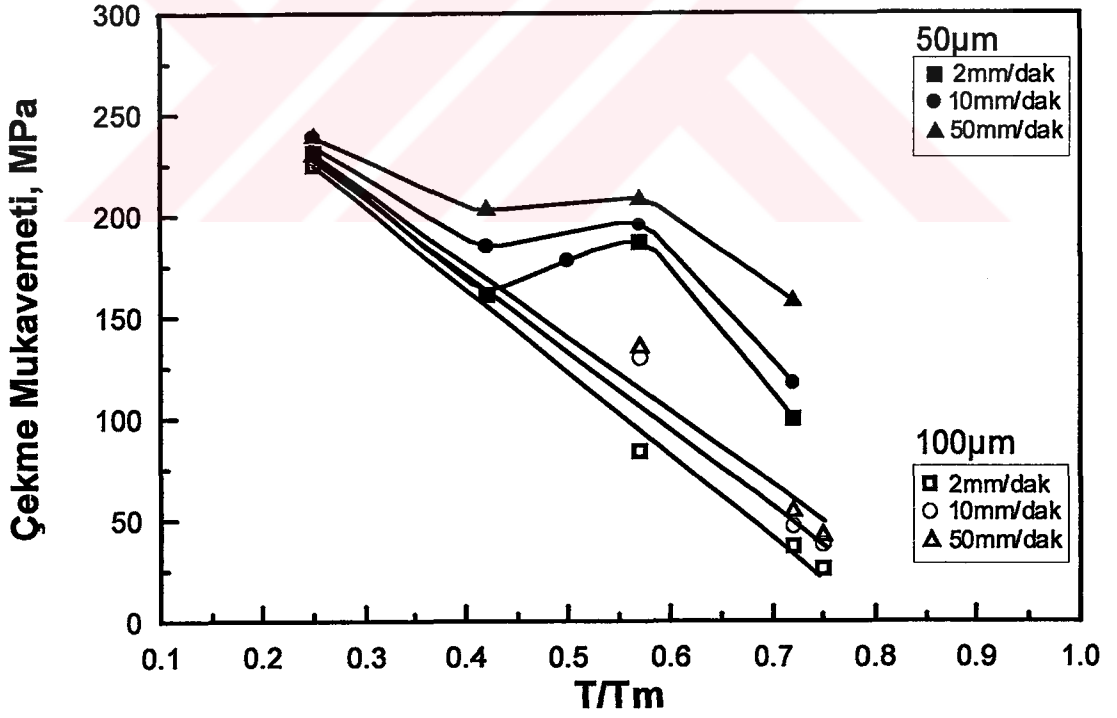
5.6.2. Sıcaklığın Etkisi

Sıcaklığın, süneklik ve mukavemete etkisi Şekil 5.25'de görülmektedir. Şekil 5.25a'dan görüleceği gibi, 50 μm başlangıç tane boyutuna sahip bakır numunelerin kesit daralması yüksektir ve sıcaklığın artmasından etkilenmemektedir. Yüksek sıcaklıklarda (500°C-0.57 T_m ve 700°C-0.72 T_m) dinamik yeniden kristalleşmenin yer alması sonucu süneklik korunmaktadır.

100 μm başlangıç tane boyutuna sahip numunelerin kesit daralması, sıcaklıktaki artışla beraber hızla düşmektedir. Artan sıcaklık ve tane büyümesi tane sınırlarının kayması yoluyla intergranüler kırılmanın etkisini arttırmaktadır. Süneklikteki bu düşüşün deformasyon hızına karşı çok duyarlı olduğu görülmektedir. Deformasyon hızı arttıkça, süneklik de artmaktadır. Bunun sebebi, artan deformasyon hızıyla dinamik yeniden kristalleşme oranının artması ve intergranüler kırılmanın zorlaşmasıdır. Şekil 5.25b'den görüleceği gibi, sıcaklık arttıkça çekme mukavemeti düşmektedir.



a

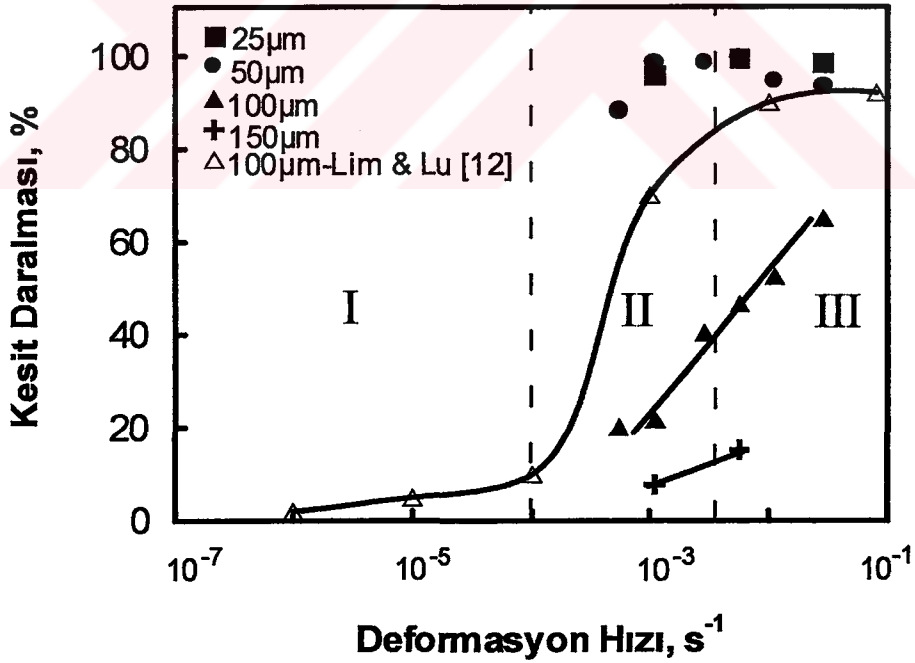


b

Şekil 5.25. OFHC-bakır numunelerde a)kesit daralması b)mukavemetin sıcaklık ile değişimi.

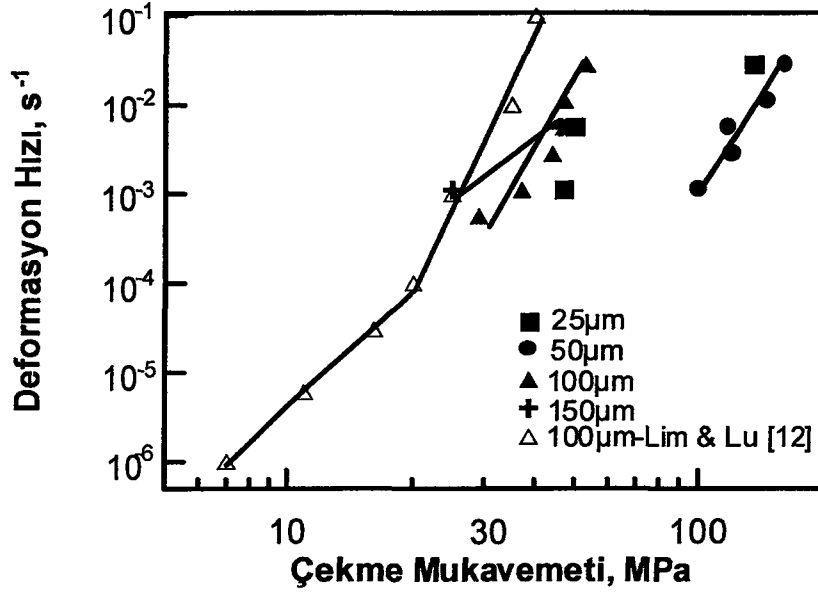
5.6.3. Deformasyon Hızının Etkisi

700°C'da, 100µm başlangıç tane boyutuna sahip numunenin deformasyon hızına karşı çok duyarlı olduğu Şekil 5.25'de görülmektedir. 700°C'da deformasyon hızının kesit daralması ve mukavemete etkisi Şekil 5.26 ve Şekil 5.27'de gösterilmiştir. Lim ve Lu [12] tarafından, 700°C'da ve 100µm başlangıç tane boyutunda, deformasyon hızının kesit daralmasına etkisi üç bölge halinde incelenmiştir. I. bölgede; düşük deformasyon hızlarında, tane sınırlarının kayması ve intergranüler kırılma hakimdir, süneklik düşüktür ve deformasyon hızına bağlı değildir. II. bölge; geçiş bölgesidir, burada artan deformasyon hızlarında, dinamik yeniden kristalleşmenin etkisiyle süneklik artar. III. bölgede; dinamik yeniden kristalleşme hakim mekanizmadır, süneklik yüksektir ve deformasyon hızına bağlı değildir. Şekil 5.25a'dan görüleceği gibi, 25 ve 50µm başlangıç tane boyutuna sahip numunelerin süneklikleri yüksektir ve deformasyon hızına bağlı değildir. 100µm başlangıç tane boyutuna sahip numunelerde deformasyon hızının artmasıyla süneklik artmaktadır. 150µm başlangıç tane boyutuna sahip numunelerin sünekliği düşüktür ve deformasyon hızına bağlı değildir.



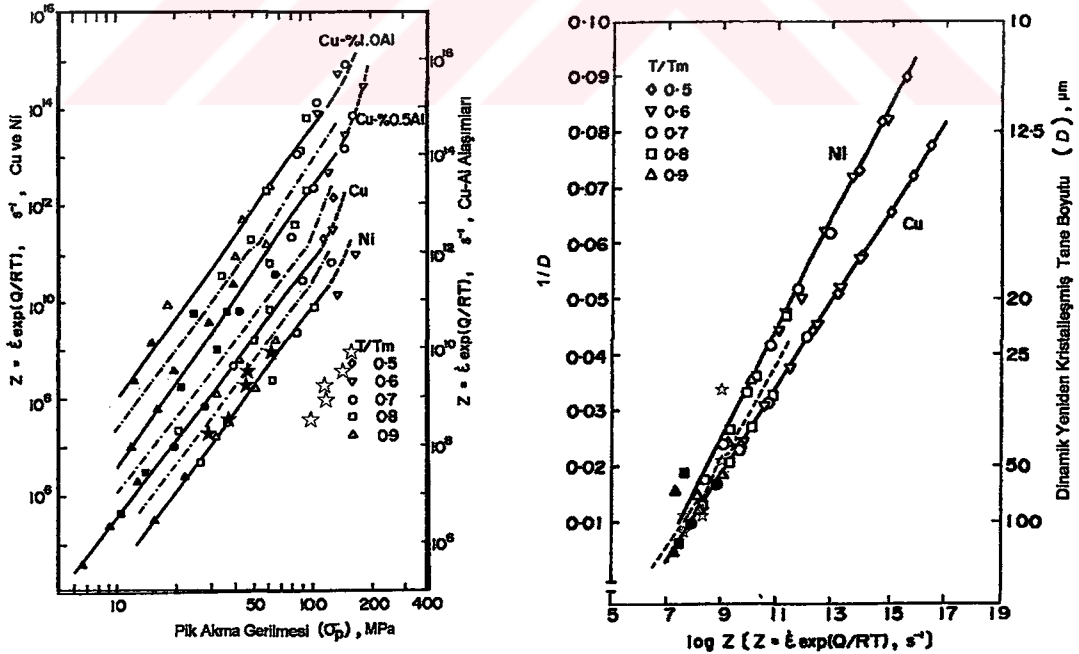
Şekil 5.26. OFHC-bakır numunelerde, 700°C'da kesit daralmasının deformasyon hızı ile değişimi.

Şekil 5.26'ya göre, artan tane boyutuyla süneklik daha yüksek deformasyon hızlarında ortaya çıkmaktadır. Şekil 5.27'de görülen mukavemet-deformasyon hızı eğrilerinin eğimleri, Lim ve Lu'nun [12] çalışmasıyla uyumludur.



Şekil 5.27. OFHC-bakır numunelerde, 700°C'da a)kesit daralması b)mukavemetin deformasyon hızı ile değişimi.

Diğer taraftan, çekme mukavemeti (σ_p) ve nihai tane boyutu ile Zener-Holloman parametresi arasında ilişki, Ueki, Horie ve Nakamura'nın verileriyle [66] uyum göstermektedir. Buradan, çekme mukavemeti ve nihai tane boyutu ile Zener-Holloman parametresi (Z) arasında lineer bir ilişki olduğu görülmektedir (Şekil 5.28).

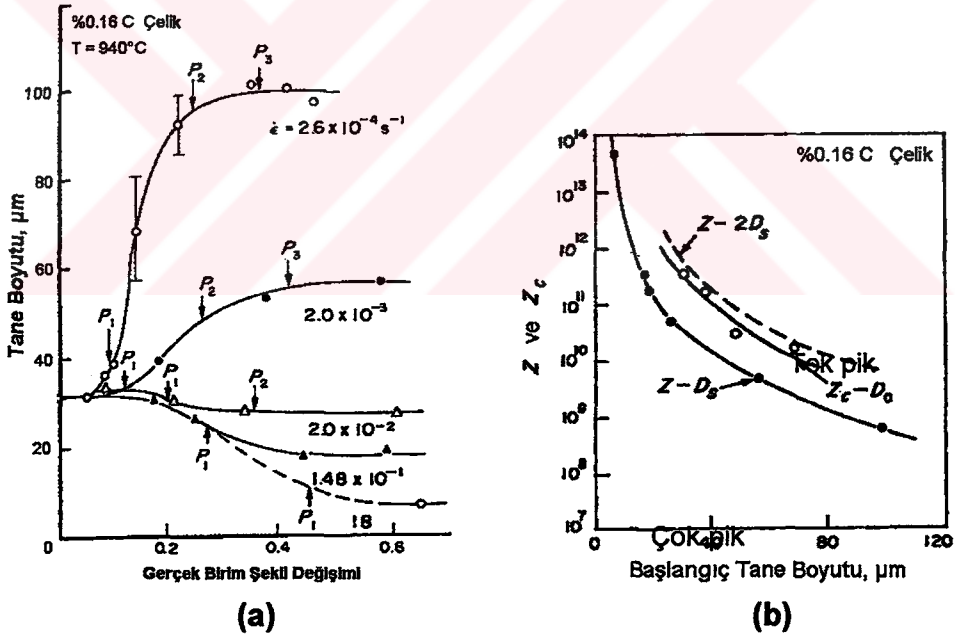


Şekil 5.28. a) Çekme mukavemetinin (σ_p) ve b) nihai tane boyutunun Zener-Holloman parametresi (Z) ile değişimi; içi dolu semboller çok-pikli, içi boş semboller tek pikli dinamik yeniden kristalleşmeyi göstermektedir (Yıldız-☆ sembolleri ile gösterilen noktalar, bu çalışmadan elde edilen değerlerdir.)[66].

5.6.4. Tane Boyutu, Sıcaklık ve Deformasyon Hızının Ortak Etkisi

Deformasyon mekanizması haritaları oluşturma'nın ilk adımı; parametrelerin değişmesiyle deformasyon davranışındaki değişimi tespit etmek ve bölgeler halinde ifade etmektir. İki parametrenin etkisini gösteren deformasyon mekanizması haritalarının birleştirilmesiyle çok boyutlu haritalara geçiş mümkündür. Mekanizma bölgelerinin değişmesi sebebiyle, her malzeme için ayrı ayrı bu haritaların çıkarılması gereklidir.

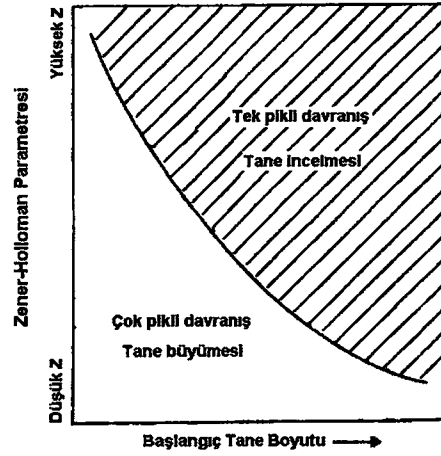
Sakai ve Jonas tarafından, çelik için yapılan çalışmalarda çok pikli deformasyon davranışı sonucunda nihai tane boyutunun irileştiği, tek pikli deformasyon davranışı sonucunda nihai tane boyutunun inceldiği tespit edilmiştir (Şekil 5.29a) [65]. Yine aynı çalışmada, çok pikli davranıştan tek pikli davranışa geçiş için kritik bir Z değerinin olduğu (Z_c) ileri sürülmüştür (Şekil 5.29b). Sakai ve Jonas tarafından, çelik için ileri sürülen dinamik yeniden kristalleşme mekanizma haritası Şekil 5.30'de gösterilmiştir [65].



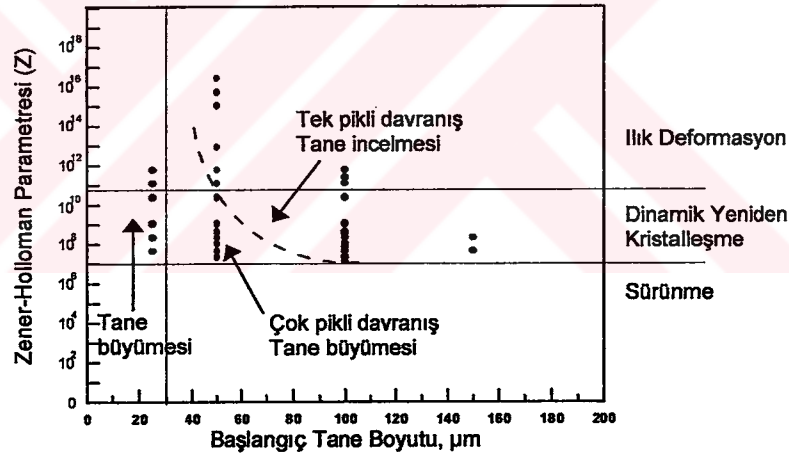
Şekil 5.29. %0.16 C'lu çeliğin a) 940°C'da başlangıç tane boyutuna deformasyon hızının etkisi (P_1 pik değerlerini göstermektedir), b) başlangıç tane boyutunun, çok pikli davranıştan tek pikli davranışa geçişe etkisi (Z_c) [65].

Bu çalışmadan elde edilen verilerle, bakır için, başlangıç tane boyutu ve Zener-Hollaman parametresinin etkisini gösteren bir dinamik yeniden kristalleşme mekanizma haritası Şekil 5.31'de çizilmiştir. İnce tane boyutlarında ve düşük Z değerlerinde çok pikli davranış ve tane büyümesi, iri tane boyutlarında ve yüksek Z

değerlerinde tek pikli davranış ve tane incelmesi görülmüştür. Bakırın, dinamik yeniden kristalleşme deformasyon haritası, Sakai ve Jonas'ın haritasına benzer şekildedir.



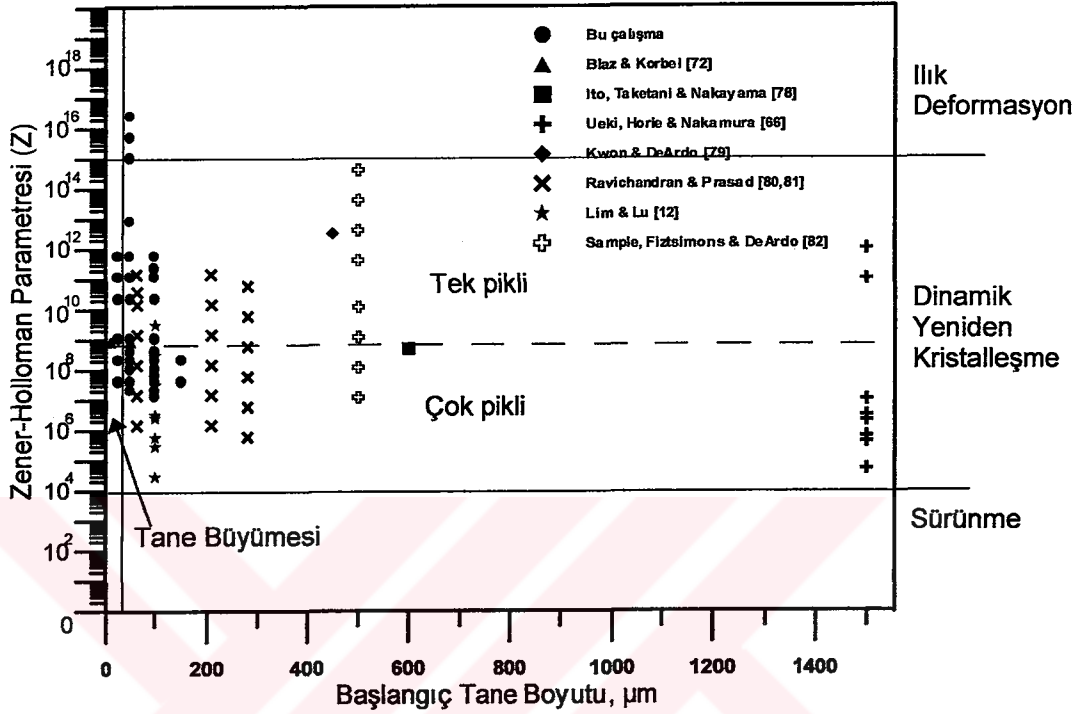
Şekil 5.30. Sakai ve Jonas'a göre, başlangıç tane boyutuyla Zener-Holloman parametresine dayalı dinamik yeniden kristalleşme davranışı [65].



Şekil 5.31. Bu çalışmadan elde edilen verilerle, bakırın dinamik yeniden kristalleşme mekanizma haritası.

Literatürde mevcut, polikristal, saf bakırla yapılmış çalışmaları [12,66,72,78-82] da kullanarak deformasyon mekanizması haritası Şekil 5.32'deki gibi genişletilebilir. Farklı başlangıç tane boyutuna sahip, polikristalin, bakır malzemelerde, geniş deformasyon hızı ve sıcaklık aralıklarında, birbirine eşdeğer Z değerlerinde, farklı deformasyon davranışı (çok pikli veya tek pikli) görülebilmektedir. Başlangıç tane boyutu ne kadar büyürse büyüsün, çok pikli davranıştan tek pikli davranışa geçiş için kritik bir Z değerinin olduğu söylenebilir. Mevcut çalışmalar, ince başlangıç tane boyutlarında tane büyümesinin görüldüğü ($\approx 50\mu\text{m}$ altı) ve daha büyük başlangıç tane boyutlarında çok pik veya tek pikli dinamik yeniden kristalleşme sırasında

daima tane incelmesinin ortaya çıktığını göstermektedir. Bu durum, Sakai ve Jonas'ın [65] çelik için geliştirdiği dinamik yeniden kristalleşme davranışı haritasında, saf, polikristal bakır için başlangıç tane boyutuna göre modifikasyon gereğini ortaya koymaktadır.



Şekil 5.32. Literatürde mevcut, saf, polikristal bakırla yapılmış çalışmaların datasını da kullanarak oluşturulmuş, başlangıç tane boyutu ve Z parametresine bağlı olarak dinamik yeniden kristalleşme davranışı.

5.6.5. Aktivasyon Enerjisi

Soğuk deformasyona uğramış, polikristal bakırın, tavlama sonucu yeniden kristalleşme aktivasyon enerjisi $Q_x=233$ kJ/mol'dür [83]. Bu değer, düşük soğuk deformasyon oranlarında (%5) 290 kJ/mol olmakta [83], yüksek deformasyon oranlarında (%98) ise 125 kJ/mol değerine düşmektedir [83].

Bakırın, toparlanma aktivasyon enerjisinin $Q_T=222$ kJ/mol olduğu ve bunun düşük deformasyon değerlerinde (%5) 250 kJ/mol değerine ulaştığı saptanmıştır [83].

Bakırın, difüzyon ve sürünme aktivasyon enerjisi ise $Q_D= 200-230$ kJ/mol aralığında değişmektedir [59].

Literatürde dinamik yeniden kristalleşme aktivasyon enerjisi değeri tek kristal bakır için $Q_{DYK}= 221$ kJ/mol [85], polikristal bakır için (500µm başlangıç tane boyutu) $Q_{DYK}= 237$ kJ/mol [82] olarak, sadece iki kaynakta verilmiştir.

Bu çalışmada, 50µm başlangıç tane boyutuna sahip numunelerde çok pikli davranış sadece iki sıcaklıkta (500 ve 700°C) görüldüğünden (Şekil 5.4), aktivasyon enerjisini Arrhenius denklemleri vasıtasıyla hesaplamının sağlıklı olmayacağı düşünülmüştür.

Saf, çok kristalli malzemelerde kararlı hal sürünme ilişkisi;

$$\sigma^5 = \dot{\epsilon} e^{Q_c/RT} \quad (5.1)$$

şeklindedir [59]. Burada; σ kararlı sürünme gerilmesi, Q_c kararlı sürünme aktivasyon enerjisidir. Bu çalışmada elde edilen çok pikli davranış (5.1) denkleminde uygulandığında, aktivasyon enerjisi değerleri;

Başlangıç tane boyutu=50µm, T=700°C

$\dot{\epsilon}=0.0056s^{-1}$ için $Q=235kJ/mol$ ($\sigma_p=117Mpa$),

$\dot{\epsilon}=0.0011s^{-1}$ için $Q=242kJ/mol$ ($\sigma=100Mpa$) ve

$\dot{\epsilon}=0.00056s^{-1}$ için $Q=231kJ/mol$ ($\sigma=70Mpa$) olarak hesaplanmıştır.

Buradan, dinamik yeniden kristalleşme aktivasyon enerjisinin $Q_{DYK}=231-242$ kJ/mol aralığında olduğu görülmektedir.

Benzer şekilde, kararlı hal sürünme ilişkisinin (5.1) Blaz ve Korbel'in [72] verilerine uygulanması sonucunda da $Q_{DYK} \approx 245$ kJ/mol olarak bulunmaktadır. Bulunan bu değerler, literatürde polikristal bakır için rapor edilmiş tek değer olan dinamik yeniden kristalleşme aktivasyon enerjisi $Q_{DYK} = 237$ kJ/mol [82] değeri ile kıyaslandığında, değerlerin birbirine yakın olduğu görülmektedir.

Kararlı hal sürünme ilişkisinden elde edilen aktivasyon enerjisi değerlerinin dinamik yeniden kristalleşme aktivasyon enerjisi değerlerine yakın olması ($Q_{DYK} \approx Q_c$), saf polikristal bakırın kararlı sürünmesi esnasında dinamik yeniden kristalleşmenin yer aldığını dolaylı olarak ifade eder.

5.6.6. Kırılma Mekanizması

Kırılma mekanizması, malzemenin sıcak deformasyon davranışının bir sonucu olarak ortaya çıkmaktadır. YMK malzemelerde düşük sıcaklıklarda sünek kırılma görülür. Şekil 5.33'de oda sıcaklığında çekme deneyi yapılmış OFHC-bakırın kopma yüzeyi görülmektedir.



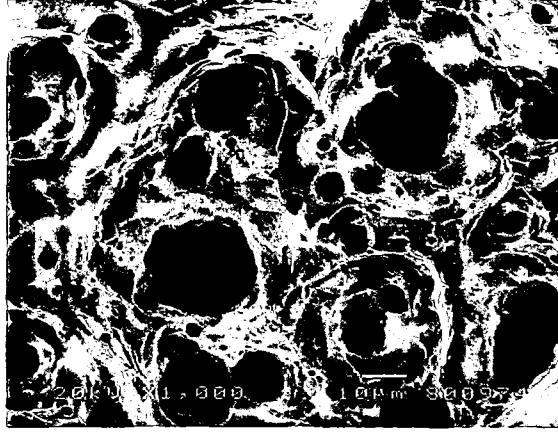
Şekil 5.33. Düşük sıcaklıkta sünek kırılma SEM görüntüsü; OFHC-bakır kırık yüzeyi, 27°C(0.25Tm), 50µm başlangıç tane boyutu, 10mm/dk çene hızı.

Şekil 5.34'de, intergranüler kırılma görülen numunelerin kırılma yüzeyi görülmektedir. Tane sınırlarının kayması sonucunda, taneler arasında meydana gelen boşluklar kırık yüzeylerde görülmektedir.



Şekil 5.34. Yüksek sıcaklıkta intergranüler kırılma sonucu tane sınırlarında boşluk oluşması; OFHC-bakır kırık yüzeyi, 750°C(0.75Tm), 100µm başlangıç tane boyutu, 2mm/dk çene hızı.

Şekil 5.35'de, dinamik yeniden kristalleşen numunelerin kırılma yüzeyi görülmektedir. Kırılma, deformasyon esnasında oluşan boşlukların birleşmesi sonucunda meydana gelmiştir.



a



b

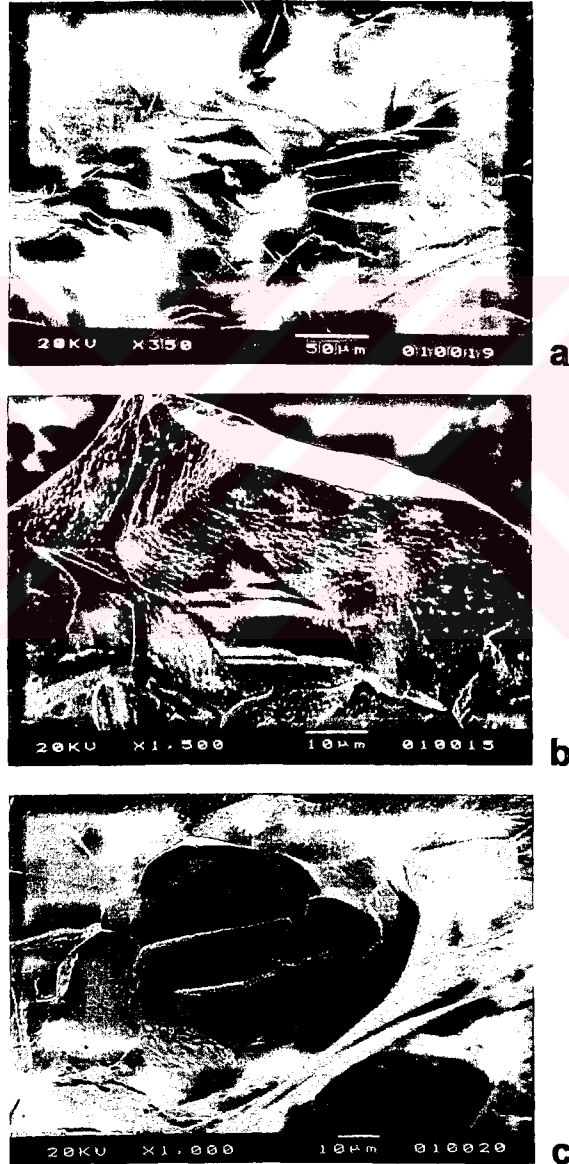


c

Şekil 5.35. Dinamik yeniden kristalleşme sonucu sünek olarak kopmuş OFHC-bakırın kopma noktasının SEM görüntüsü; 700°C(0.72T_m), a) ve b) 50µm başlangıç tane boyutu, 10mm/dk çene hızı, c) 25µm başlangıç tane boyutu, 2mm/dk çene hızı.

Çalışılan şartlarda görülen kırılma mekanizmaları, bakır için elde edilmiş kırılma mekanizması haritasına uygundur [74]. Ancak, deformasyon hızı, malzemenin tane boyutu ve alaşım elementi gibi parametreler kırılma bölgelerinin değişmesine neden olurlar. Bu nedenle, diğer parametrelerin etkisini gösteren üç boyutlu haritalara ihtiyaç vardır.

Kırık yüzey SEM görüntülerden, yüksek sıcaklıkta meydana gelen ikizlenmeler ile deformasyon koşulları arasında bir ilişki olduğu görülmüştür (Şekil 5.36). Bu ilişkinin açıklığa kavuşturulması, ilâve çalışmalar gerektirmektedir.



Şekil 5.36. Yüksek sıcaklıkta intergranüler kırılma SEM görüntüsü; OFHC-bakır kırık yüzeyi, 700°C(0.72T_m), 100µm başlangıç tane boyutu, a) ve b) 10mm/dk çene hızı, c) 2mm/dk çene hızı.

6. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada, farklı başlangıç tane boyutuna sahip OFHC bakırın yüksek sıcaklıkta, farklı deformasyon hızlarında mekanik davranışı ve kırılma mekanizması incelenmiştir. Bu deneylerden elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir.

1- Çalışılan sıcaklık ve deformasyon hızlarında mukavemet ve sünekliğe katkıda bulunan dinamik yeniden kristalleşme açısından optimum başlangıç tane boyutunun $50\mu\text{m}$ olduğu saptanmıştır. $50\mu\text{m}$ başlangıç tane boyutunda en yüksek süneklik 700°C 'da, $5.6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ deformasyon hızında elde edilmiştir (%62.4 uzama, %99.6 kesit daralması).

2- OFHC bakır numunelerin başlangıç tane boyutunun değişmesi, yüksek sıcaklık mekanik davranışını önemli ölçüde değiştirmektedir. 25 ve $50\mu\text{m}$ başlangıç tane boyutuna sahip bakır numuneler yüksek sıcaklıkta daha mukavemetli ve sünek davranış göstermektedir. Çalışılan sıcaklık ve deformasyon hızlarında, 25 ve $50\mu\text{m}$ başlangıç tane boyutuna sahip bakır numunelerde dinamik yeniden kristalleşme ve dinamik tane büyümesi oranı daha yüksektir. Bakır numunelerin başlangıç tane boyutunun artmasıyla, yüksek sıcaklıkta mukavemet ve süneklikleri düşmüştür.

3- Nispeten düşük deformasyon sıcaklıklarında (500°C - $0.57T_m$) dinamik yeniden kristalleşme daha düşük deformasyon hızlarında (2mm/dk - $1.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) meydana gelmektedir, yüksek deformasyon sıcaklıklarında ($T > 0.72T_m$), deformasyon hızının artmasıyla dinamik yeniden kristalleşme oranı da artmıştır. 700°C 'da sünekliğin deformasyon hızına oldukça duyarlı olduğu görülmüştür. Bu sıcaklıkta, deformasyon hızının sünekliğe etkisi üç bölgede incelenebilir. Düşük deformasyon hızlarında süneklik düşüktür ve deformasyon hızına bağlı değildir, intergranüler kırılma hakim mekanizmadır. Geçiş bölgesinde, süneklik deformasyon hızının artmasıyla artmaktadır. Yüksek deformasyon hızlarında, süneklik yüksektir ve dinamik yeniden kristalleşme hakim mekanizmadır.

4- Kısmi dinamik yeniden kristalleşmenin yer aldığı numunelerde, dinamik yeniden kristalleşmenin tane sınırlarında başladığı görülmüştür.

5- Dinamik yeniden kristalleşen tanelerde tavlama ikizleri yer almaktadır.

6- 50µm başlangıç tane boyutuna sahip numunede, dinamik yeniden kristalleşme görülen 700°C'da, sıcaklık ve deformasyon hızının yüksek sıcaklık deformasyon davranışına etkisinin ortak göstergesi olan Zener-Holloman parametresi(Z) ile pik akma gerilmesi (σ_p) arasında üstel bir ilişki olduğu saptanmıştır. Bu ilişki 50µm tane boyutu için $\sigma^5 = \dot{\epsilon} e^{Q/RT}$ olup, deformasyon aktivasyon enerjisi $Q \approx 235$ kJ/mol olarak saptanmıştır.

7- OFHC bakıra alaşım elementi ilavesinin, yüksek sıcaklık deformasyon davranışını önemli ölçüde değiştirdiği saptanmıştır. OFHC-bakır numunelerde, dinamik yeniden kristalleşme görülen şartlarda, alaşımlı bakır numunelerde taneler uzamıştır.

8- OFHC bakırda kırılma mekanizması, sıcaklık, deformasyon hızı ve tane boyutu gibi parametrelere bağlıdır. Oda sıcaklığında sünek kırılma görülmüştür, yüksek sıcaklıkta; dinamik yeniden kristalleşme meydana gelen şartlarda sünek kopma hakimdir. Dinamik yeniden kristalleşme gerçekleşmeyen şartlarda, intergranüler kırılma görülmüştür.

9- Bu çalışma, dinamik yeniden kristalleşme için malzemede belirli bir dislokasyon yoğunluğuna ulaşılması gerektiğini ve literatürde ilk defa, polikristal, saf bakırın dinamik yeniden kristalleşmesinin, vasat sıcaklık ve gerilme altındaki kararlı sürünme davranışına eşdeğer olduğunu göstermiştir.

KAYNAKLAR

- [1] **Muhly, J. D.**, 1988. The Beginning of Metallurgy in The Old Word, The Beginning of the Use of Metals and Alloys, Ed. Maddin, R., pp.2-20, MIT Press.
- [2] **Yener, K. A., Geçkinli, A. E. and Özbal, H.**, 1996. Abrief Survey of Anatolian Metallurgy Prior to 500 BC, *The Proceedings of the 29th International Symp. On Archaeometry*. Ed. Ş. Demirci, A. M. Özer and G.D Summers, pp375-391, Published by TÜBİTAK, İstanbul.
- [3] **Geçkinli, A. E.**, 2000. *Aksaray, "Aşıklı Höyük" Bakır Buluntularının Arkeometrik Etüdü*, (Yayınlanacak).
- [4] **Orlova, A. and Bocek, M.**, 1993. Substructures in Copper in Conditions of High Temperature Deformation Instability, *Zeitschrift fuer Metallkunde*, 84, 806-810.
- [5] **Govind, Balasubramaniam, R. and Upadhyaya, G. S.**, 1994, Elevated Temperature Deformation Behaviour of Alumina-Dispersed P/M Copper, *Materials Chemistry and Physics*, 36, 371-376.
- [6] **Jonas, J. J., Toth, L. S. and Urabe, T.**, 1994. Modelling the Effects of Static and Dynamic Recrystallization on Texture Development, *Materials Science Forum*, 157, 1713-1730.
- [7] **Belyakov, A., Miura, H. and Sakai, T.**, 1998. Dynamic Recrystallization Under Warm Deformation of Polycrystalline Copper, *ISIJ International*, 38, 595-601.
- [8] **Yamagata, H.**, 1995. Dynamic Recrystallization and Dynamic Recovery in Pure Aluminium at 583 K, *Acta Metallurgica et Materialia*, 43, 723-729.
- [9] **Sakai, T., Miura, H. and Muramatsu, N.**, 1995. Effect of Small Amount Addition of Co on Dynamic Recrystallization of Cu-Be Alloys, *Materials Transactions, JIM*, 36, 1023-1030.
- [10] **Nagasaki, C. and Kihara, J.**, 1997. Effect of Copper and Tin on Hot Ductility of Ultra-low and 0.2% Carbon Steels, *ISIJ International*, 37, 523-530.
- [11] **Cho, J. H., Park, S. J. and Oh, K. H.**, 1998. Analysis of Texture Evolution of Torsion-Reverse Torsion of Copper Rods, *Materials Science Forum*, 273, 649-654.
- [12] **Lim, L. C. and Lu, H. H.**, 1994. Dynamic Grain Growth and Ductility Enhancement at Intermediate Temperature, *Materials Science and Engineering*, A176, 439-446.
- [13] **Hameda, A. A. and Blaz, L.**, 1998. Microstructure of Hot-Deformed Cu-3.45 wt.%Ti Alloy, *Materials Science & Engineering A*, A254, 83-89.

- [14] **Manonukul, A. and Dunne, F. P. E.**, 1999. Initiation of Dynamic Recrystallization Under Inhomogeneous Stress States in Pure Copper, *Acta Materialia*, 47, 4339-4354.
- [15] **Lin, J. and Cheng, J.**, 1999. Dynamic Recrystallization During Hot Torsion of Al-9Mg Alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 9, 799-805.
- [16] **Zhu, F., Cao, Q. and Xu, B.**, 1999. Dynamic Softening Mechanism on Steel of ASME SA508-3 During Hot Working, *Qinghua Daxue Xuebao/Journal of Tsinghua University*, 39, 13-16.
- [17] **Muto, A., Kawagishi, S. and Tagami, M.**, 1999. Effects of Grain Size and Strain Rate on Ductility of Cu-30 mass%Zn Alloy at 673 K, *Journal of the Institute of Metals*, 63, 1062-1068.
- [18] **Zhang, W. J.; Lorenz, U. and Appel, F.**, 2000. Recovery, Recrystallization and Phase Transformations During thermomechanical processing and Treatment of TiAl-based Alloys, *Acta Materialia*, 48, 2803-2813.
- [19] **Yagi, H.; Tsuji, N. and Saito, Y.**, 2000. Dynamic Recrystallization in 18%Cr Ferritic Steel, *Tetsu-To-Hagane/Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*, 86, 349-356.
- [20] **Gao, F., Xu, Y., Song, B. and Xia, K.**, 2000. Substructural Changes During Hot Deformation of an Fe-26Cr Ferritic Stainless Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 31, 21-27.
- [21] **Byrne, J. G.**, 1965. Recovery, Recrystallization and Grain Growth, The Macmillan Co., New York.
- [22] **Reed-Hill, R. E.**, 1973. *Physical Metallurgy Principles*, pp.267-325, Litton Educational Publishing, New York.
- [23] **Askeland, D. R.**, 1990. *The Science and Engineering of Materials*, pp.186-217, Chapman & Hall, London.
- [24] **Avner, S. H.**, 1974. *Introduction to Physical Metallurgy*, pp.129-147, McGraw-Hill Book Company, New York.
- [25] **Hernaiz, J., Blazquez, M. L. and Criado, A. J.**, 1987. Electron Microscopic Observations on Recrystallization in Pure Copper, *Praktische Metallographie*, 24, 119-125.
- [26] **Smallman, R. E.**, 1976. *Modern Physical Metallurgy*, pp.387-404, Butterworth & Co Ltd, London.
- [27] **Shackelford, J. F.**, 1992. *Introduction to Materials Science for Engineers*, pp.291-297, Macmillan Publishing Company, New York
- [28] **Smith, W. F.**, 1990. *Principles of Materials Science and Engineering*, pp.243-321, McGraw-Hill Book Co., Singapore
- [29] **Geçkinli, A. E.**, 1989. Malzeme Notarı, İTÜ Kimya-Metalurji Fakültesi, İstanbul.

- [30] **Guy, A. G.**, 1972. Introduction to Materials Science, pp.363-398, McGraw-Hill Kogakusha Ltd, Tokyo.
- [31] **Bozkurt, N.**, 1994. Isıl İşlem, pp.67-70, İTÜ Kimya-Metalurji Fakültesi Matbaası, İstanbul.
- [32] **Dieter, G. E.**, 1976. Mechanical Metallurgy, pp.235-242, McGraw-Hill Kogakusha Ltd, Tokyo.
- [33] **Duggan, B. J. and Lee, C. S.**, 1992. Deformation Banding, Original Grain Size and Recrystallization in FCC Intermediate-To-High SFE Metals, Scripta Metallurgica et Materialia, 27, 1503-1507.
- [34] **Haasen, P.**, 1992. Extended Nucleation and Growth to The Recrystallization Texture, Scripta Metallurgica et Materialia, 27, 1477-1484.
- [35] **Yeung, W. Y., Lee, W. B. and Duggan, B. J.**, 1989. Recrystallization in Cross-Rolled α -Brass, Scripta Metallurgica et Materialia, 23, 2029-2032.
- [36] **Inoko, F., Hama, T., Tagami, M. and Yoshikawa, T.**, 1990. Nucleation of Recrystallized Grains Near Boundary in Copper Bicrystals, Colloque de Physique, 51, 525-529.
- [37] **Inoko, F. and Yoshikawa, T.**, 1993. Formation of Recrystallized Grains at Grain Boundaries of Copper Bicrystals Deformed in Tension, Materials Transactions, JIM, 34, 334-342.
- [38] **Clark, S. D. and Varney, W. R.**, 1962. Physical Metallurgy for Engineers, pp.104-110, Litton Educational Publishing Inc., New York.
- [39] **Porter, D. A. and Easterling, K. E.**, 1981. Phase Transformations in Metals and Alloys, pp.287-290, Van Nostrand Reinhold Co. Ltd., Bershire, England.
- [40] **Hennaut, J., Othmezzouri, J. and Charlier, J.**, Static Softening of 63/37 α -Brass Cold and Hot Worked by Tensile Test, Zeitschrift fuer Metallkunde, 78, 856-861
- [41] **Vazquez, L., McQueen, H. J., Charest, M. and Carpenter, G. J. C.**, 1986. Misroscopically-Determined Static Recrystallization of Copper During Holding Without Stress or With Stress Relaction After Hot Working, Canadian Metallurgical Quarterly, 25, 337-348.
- [42] **Embury, J. D., Poole, W. J. and Koken, E.**, 1992. Some Views on The Influence of Strain Path on Recystallization, Scripta Metallurgica et Materialia, 27, 1465-1470.
- [43] **Burke, J.**, 1965. The Kinetics of Phase Transformations in Metals, pp.184-195, Pergamon Press Ltd., London.
- [44] **Krüger, P. and Woldt, E.**, 1992. The Use of An Activation Energy Distrubution for The Analysis of The Recrystallization Kinetics of Copper, Acta Metallurgica et Materialia, 40, 2933-2942.

- [45] **Anon.**, 1990., Application to The Recrystallization Kinetics of Cold Drawn OF-Cu Bars, *Praktische Metallographie*, 27, 341-350.
- [46] **Hesselbarth, H. W. and Göbel, I. R.**, 1991. Simulation of Recrystallization by Cellular Automata, *Acta Metallurgica et Materialia*, 39, 2135-2143.
- [47] **Price, C. W.**, 1989. Comments on The Extent of Simultaneous Recovery During Recrystallization and Its Effect on Recrystallization Kinetics, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 23, 1273-1276.
- [48] **Price, C. W.**, 1990. Use of Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami Kinetics in Recrystallization of Metals and Crystallization of Metallic Glasses, *Acta Metallurgica et Materialia*, 38, 727-738.
- [49] **Huang, K. and Form, W.**, 1989. On The Invariant and Homologous Character of The Recrystallization Kinetics of Polycrystalline Copper, *Zeitschrift fuer Metallkunde*, 80, 686-691.
- [50] **Hutchinson, B., Jonsson, S. and Ryde, L.**, 1989. On The Kinetics of Recrystallization in Cold Worked Metals, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 23, 671-676.
- [51] **Liu, L. and Baker, I.**, 1993. The Dependence of Recrystallization Temperature and Stored Energy on Rolling Strain in Polycrystalline Copper, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 28, 197-200.
- [52] **Lindh, E., Hutchinson, B. and Ueyama, S.**, 1993. Effect of Redundant Deformation on Recrystallization Behaviour of Copper, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 29, 347-352.
- [53] **Klement, U. and Haasen, P.**, 1993. In Situ HVEM-Investigations of The Early Stages of Recrystallization in Cu-0.2 at.% Mn-Single Crystals, *Acta Metallurgica et Materialia*, 41, 1075-1087.
- [54] **Baker, I. and Liu, L.**, 1994. The Effect of Internal Oxidation on The Stored Energy and Recrystallization of Copper Single Crystals, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 30, 1167-1170.
- [55] **Nielsen, J. P.**, 1965. The Grain Coalescence Theory, in *Recrystallization, Grain Growth and Textures*, Papers Presented at a Seminar of the ASM, pp.141-165, ASM, Metals Park, Ohio.
- [56] **Günther, B., Kumpmann, A. and Kunze, H. D.**, 1992. Secondary Recrystallization Effects in Nanostructured Elemental Metals, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 27, 833-838.
- [57] **Kayalı, E. S ve Ensari, C.**, 1991. Metallere Plastik Şekil Verme Ilke ve Uygulamaları, pp.118-177, İTÜ Kimya-Metalurji Fakültesi Ofset Atölyesi, İstanbul.
- [58] **Courtney, T. H.**, 1990. Mechanical Behavior of Materials, pp.263-325, McGraw-Hill, New York.
- [59] **Sherby, O. D., and Burke, P. M.**, 1967. Mechanical Behavior of Crystalline Solids at Elevated Temperature, Dept. of Materials Sci., Stanford University, California.

- [60] **Bever, M. B.**, 1986. Encyclopedia of Materials Science and Engineering, Pergamon Press Ltd., London.
- [61] **Roberts, W.**, 1984. Dynamic Changes That Occur During Hot Working and Their Significance Regarding Microstructural Development and Hot Workability, in *Deformation Processing and Structure*, pp.109-184, Ed. Krauss, G., ASM, Metals Park, Ohio.
- [62] **Fritzemeier, L., Luton, M. J. and McQueen, H. J.**, 1979. Dislocation Substructure in Dynamic Recovery and Recrystallization of Hot Worked Austenitic Stainless Steel, in *Strength of Metals and Alloys*, pp.95-100, Eds. Haasen, P., Gerold, V. and Kostorz, G., Pergamon Press Ltd., Oxford.
- [63] **McQueen, H. J. and Baudelet, B.**, 1979. Comparison and Contrast of Mechanisms, Microstructures, Ductilities in Superplasticity and Dynamic Recovery and Recrystallization, in *Strength of Metals and Alloys*, pp.329-336, Eds. Haasen, P., Gerold, V. and Kostorz, G., Pergamon Press Ltd., Oxford.
- [64] **Jonas, J. J. and Sakai, T.**, 1984. A New Approach to Dynamic Recrystallization, in *Deformation Processing and Structure*, pp.185-244, Ed. Krauss, G., ASM, Metals Park, Ohio.
- [65] **Sakai, T. and Jonas, J. J.**, 1984. Dynamic Recrystallization: Mechanical and Microstructural Considerations, *Acta Metallurgica et Materialia*, 32, 189-209.
- [66] **Ueki, M., Horie, S. and Nakamura, T.**, 1987. Factors Affecting Dynamic Recrystallization of Metals and Alloys, *Materials Science and Technology*, 3, 329-337.
- [67] **Hirth, J. P. and Lothe, J.**, 1968. Theory of Dislocations, pp.288-334, McGraw-Hill, New York.
- [68] **Hertzberg, R. W.**, 1976. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, pp.73-105, John Wiley & Sons, New York.
- [69] **McQueen, H. J.**, 1978. The Experimental Roots of Thermomechanical Treatments for Aluminum Alloys, in *Thermomechanical Processing of Aluminum Alloys*, pp.1-25, Ed. Morris, J. G., The Metallurgical Society of AIME, Missouri.
- [70] **Gao, W., Belyakov, A., Miura, H. and Sakai T.**, 1998. Dynamic Recrystallization of Copper Polycrystals with Different Purities, *Materials Science and Engineering*, A265, 233-239.
- [71] **Cetlin, P. R.**, 1989. A Speculation on Dynamic Recrystallization, *ISIJ International*, 29, 175-178.
- [72] **Blaz, L. and Korbel, A.**, 1989. Effect of Multipeak Dynamic Recrystallization on Structure of Deformed and Annealed Copper, *Materials Science and Technology*, 5, 1186-1190.
- [73] **Yamagata, H.**, 1995. Dynamic Recrystallization and Dynamic Recovery in Pure Aluminum at 583 K, *Acta Metallurgica et Materialia*, 43, 723-729.

- [74] **Ashby, M. F., Gandhi, C. and Taplin, M. R.**, 1979. Fracture-Mechanism Maps and Their Construction For F.C.C. Metals and Alloys, *Acta Metallurgica*, 27, 699-729.
- [75] **Yıldırım, S.**, 1992. 27MnSi5 ve 23MnNiMoCr54 Kalite Zincir Çeliklerinin Mekanik ve Aşınma Özellikleri, *Yüksek Lisans Tezi*, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [76] **Gandhi, C. and Ashby, M. F.**, 1979. Fracture Mechanism Maps for Materials Which Cleave: FCC, BCC and HCP Metals and Ceramics, *Acta Metallurgica*, 27, 1565-1602.
- [77] **Metals Handbook**, 1973. Metallography, Structures and Phase Diagrams, 8th Edition, ASM, Metals Park, Ohio.
- [78] **Ito, T., Taketani, T. and Nakayama, Y.**, 1986. Dynamic Recrystallization by The Bulging of Grain Boundaries in Polycrystalline Dilute Copper Alloys, *Scripta Metallurgica*, 20, 1329-1332.
- [79] **Kwon, O. and DeArdo, A.J.**, 1990. On The Recovery and Recrystallization Which Attend Static Softening in Hot-Deformed Copper and Aluminum, *Acta Metallurgica*, 38, 41-54.
- [80] **Ravichandran, N. and Prasad, Y.V.R.K.**, 1992. Influence of Oxygen on Dynamic Recrystallization During Hot Working of Polycrystalline Copper, *Material Science and Engineering*, A156, 195-204
- [81] **Ravichandran, N. and Prasad, Y.V.R.K.**, 1993. Characteristics of Dynamic Recrystallization Domain in Processing Map for Hot Working of OFHC Copper, *Zeitschrift fuer Metallkunde*, 84, 132-139.
- [82] **Samuel, V.M., Fitzsimons, G.L. and DeArdo, A.J.**, 1987. Dynamic Softening of Copper During Deformation at High Temperatures and Strain Rates, *Acta Metallurgica*, 35, 367-379.
- [83] **Vazquez, L., McQueen, H.J. and Jonas, J.J.**, 1987. Recovery and Recrystallization of Copper During Stress Relaxation After Hot Compression, 35, 1951-1962.
- [84] **Rohatgi, A., Vecchio, K.S. and Gray, G.T.**, 2001. The Influence of Stacking Fault Energy on The Mechanical Behavior of Cu and Cu-Al Alloys: Deformation Twinning, Work Hardening and Dynamic Recovery, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32A, 135-145.
- [85] **Siethoff H. and Ahlborn K.**, 1986. Steady-State Deformation of Copper, *Scripta Metallurgica*, 20, 1445-1450.

ÖZGEÇMİŞ

Selim YILDIRIM, 1968 yılında İstanbul'da doğmuştur. Lise eğitimini 1984 yılında Şişli 50.Yıl Çağlayan Lisesinde tamamlamıştır. 1984 yılında İ.T.Ü. Kimya-Metalurji Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölümünde lisans eğitime başlamış, 1988 yılında bu bölümden metalurji mühendisi ünvanıyla mezun olmuştur. 1989 yılında İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı Malzeme Programında yüksek lisans eğitime başlamış ve 1992 yılında metalurji yüksek mühendisi ünvanını almıştır. Aynı yıl İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı Malzeme Programında doktora eğitime başlamıştır. 1992-1994 yılları arasında Çelik Granül San. A.Ş.'de Kalite Güvencesi Müdürü olarak görev yapmıştır. 1994 yılında İ.T.Ü. Kimya-Metalurji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde Araştırma Görevlisi olarak göreve başlamıştır ve halen bu göreve devam etmektedir, evlidir.

