

YAPI CELİGİNDE DEFORMASYON VE TAVLAMA SICAKLIĞININ  
TANE YAPISINA ETKİSİ

T. C.  
ANADOLU ÜNİVERSİTESİ  
MERKEZ KÜTÜPHANESİ

M. Kemal Taşcı

Anadolu Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Lisansüstü Yönetmeliği Uyarınca  
Makina Mühendisliği Anabilim Dalında  
YÜKSEK LİSANS TEZİ  
Olarak Hazırlanmıştır.

Danışman: Doç.Dr. Macit Yaman

Temmuz-1987

Anadolu Üniversitesi  
Merkez Kütüphane

M. Kemal Taşcı'nın YÜKSEK LİSANS tezi olarak hazırladığı "Yapı Çeliğinde Deformasyon ve Tavlama Sıcaklığının Tane Yapısına Etkisi" başlıklı bu çalışma, jürimizce lisansüstü yönetmeliğinin ilgili maddeleri uyarınca değerlendirilerek kabul edilmiştir.

10 / 7 / 1987

Üye : Prof. Dr. Battal Kuzhan

Üye : Doç. Dr. Maecit Yaman

Üye : İrd. Doç. Dr. Orhan Secif KOMAÇ

Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun 21.8.1987...  
gün ve 152/1.....sayılı kararıyla onaylanmıştır.

Enstitü Müdürü

## ÖZET

Bu çalışmada, yapı çeliğinin soğuk ön deformasyonu ve daha sonra tavlama ile, malzemenin iç yapısında ve mekanik özelliklerinde oluşan değişimlerin incelenmesi amaçlanmıştır. Konu önce teorik olarak incelenmiş ve daha sonra yapılan deneysel çalışmalar özetlenmiştir.

Deneysel çalışmalar **basma** ile gerçekleştirilmiştir. Tavlama sıcaklığı ve sürenin etkilerini belirlemek amacıyla **izokronal** ve **izotermal** tavlama teknikleri kullanılmıştır. Ayrıca malzemede deformasyon yaşanması görüldüğünden, bununla ilgili sertlik sonuçları da tezin kapsamına alınmıştır.

İnceleme teknikleri olarak, mikroskopik yöntemler ve sertlik ölçme yöntemi seçilmiştir. Böylece hem iç yapı hem de mekanik özellik değişimleri hakkında fikir edinilmesi amaçlanmıştır.

Sonuçta, deformasyonun işlem sertleşmesine neden olduğu, tavlama ile de bu sertleşmenin, sıcaklık ve süreye bağlı olarak kısmen ya da tamamen ortadan kalktığı belirlenmiştir. Bu sırada deformasyonla tanelerdeki uzama ve tavlama ile yeniden kristalleşmenin oluşumu mikroyapı fotoğraflarıyla gösterilmiştir.

## SUMMARY

The aim of this thesis is the investigation of the changes of mechanical properties and microstructures of material which occur during the cold pre-deformation and then annealing of ordinary steels. First, the subject was reviewed in theoretical aspects and second the experimental results were given.

In the experiments deformation was realized with compression. Isocronal and isothermal annealing techniques were used to determine the effects of temperature and time for annealing. Furthermore, since the strain aging was seen, hardness measurements associated with the aging were given in the thesis.

Microscopic methods and hardness measurements were selected as searching techniques. So, it was aimed to get some idea about the changes in microstructures and mechanical properties.

Finally, it was observed that the deformation had caused the work hardening and this hardening relieved with annealing partially or completely, annealing depending on the annealing time and annealing temperature. The elongation of the grains by deformation and recrystallization due to the annealing during the preceding process, were shown in the microstructural photographs.

**TEŞEKKÜR**

Bu çalışmanın gerçekleşmesinde yönlendirici danışmanlığı ile çok önemli katkıları bulunan sayın hocam Doç. Dr. Macit Yaman'ın değerli yardımlarını saygı ile anıcağım.

Ayrıca tezin yazımı aşamasında yardımlarını esirgemenen sayın Prof. Dr. İmdat Kara'ya, sevgili ağabeyim End. Yük. Müh. C. Nuri Taşcı'ya, sevgili eşim End. Yük. Müh. Müşerref Taşcı'ya ve çizimlerimi yapan Ümit Kırac ile Azime Sünter'e teşekkürü bir borç bilirim.

## İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET .....	iv
SUMMARY .....	v
ŞEKİLLER DİZİNİ .....	ix
ÇİZELGELER DİZİNİ .....	xiii
1. GİRİŞ VE AMAÇ .....	1
2. TEORİK ÖNBİLGİ .....	6
2.1. Metallerde Deformasyon .....	6
2.1.1. Dislokasyonlar .....	6
2.1.2. Tane sınırları .....	13
2.1.3. İşlem sertleşmesi .....	15
2.1.4. Deforme edilen metallerin iç enerjisi.	20
2.1.5. Deforme edilen metallerin iç yapısına etki eden faktörler .....	22
2.2. Deforme Edilen Metallerin Tavlanması .....	27
2.2.1. Birincil yeniden kristalleşme öncesi özellik değişimleri .....	30
2.2.2. Birincil yeniden kristalleşme sırasında özellik değişimleri .....	31
2.2.3. Toparlanma ve yeniden kristalleşmenin etkileşimi .....	35
2.2.4. Birincil yeniden kristalleşmenin incelenmesi .....	37
2.2.5. Tane büyümesi .....	57
2.3. Yeniden Kristalleşme ve Tane Büyümesinin Teknolojik Önemi .....	65

## İÇİNDEKİLER (devam)

	<u>Sayfa</u>
2.3.1. Metallerin özelliklerine tane yapısının etkisi .....	66
2.3.2. Tane yapısının kontrolü .....	69
2.3.3. Sıcak deformasyon sırasındaki yapısal değişimler .....	73
3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	76
3.1. Deney Planı .....	76
3.1.1. Deney numunelerinin hazırlanması .....	76
3.1.2. İzokronal tavlama deneyinin uygulanması .....	77
3.1.3. Deney sonrası numune hazırlama ve inceleme .....	78
3.1.4. İzotermal tavlama deneyinin uygulanması .....	78
3.2. Deneyin Yapılışı .....	79
3.2.1. Malzeme seçimi .....	80
3.2.2. Yöntem belirlenmesi .....	81
3.2.3. Numunelerin hazırlanması .....	82
3.2.4. Basma deformasyonu .....	85
3.2.5. İzokronal tavlama .....	88
3.2.6. İzotermal tavlama .....	90
3.2.7. Numunelerin incelenmesi .....	92
3.3. Deney Sonuçları .....	93
3.3.1. Deformasyon işlemi sonuçları .....	93
3.3.2. İzokronal tavlama sonuçları .....	115
3.3.3. İzotermal tavlama sonuçları .....	116
3.4. İrdelenme .....	116
3.4.1. Deformasyon sonuçlarının irdelenmesi .	116
3.4.2. İzokronal tavlama sonuçlarının irdelenmesi .....	118
3.4.3. İzotermal tavlama sonuçlarının irdelenmesi .....	122
4. SONUÇLAR .....	124
5. KAYNAKLAR .....	126

## ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>Şekil</u>	<u>Sayfa</u>
2.1. Kenar ve vida dislokasyonları .....	7
2.2. Prizmatik dislokasyon halkası .....	8
2.3. Frank-Read kaynağı .....	10
2.4. Çapraz kaymada dislokasyon hareketi .....	11
2.5. Bir kenar dislokasyonunun tırmanması .....	12
2.6. V ve W dislokasyonlarının kesişerek geçmeleriyle jog oluşumu .....	13
2.7. Eğim ve büküm sınırları .....	14
2.8. YMK tek kristal için gerilim-deformasyon eğrisi .....	17
2.9. % 50 yumuşama ve % 50 yeniden kristalleşmeyle ilgili tavlama sıcaklıkları .....	34
2.10. Poligonizasyon süreci .....	41
2.11. Üçlü noktadaki eğim sınırında kenar dislokasyonları .....	42
2.12. Tali tane dönmesi yoluyla tali tane birleşmesi .....	44
2.13. Tali tane birleşmesiyle birincil yeniden kristalleşme çekirdeği oluşumu .....	44
2.14. Sınır hareketi oluşturan şekil değişimi yoluyla birincil yeniden kristalleşme .....	46



Sekil	Sayfa
2.15.Tane sınırı çıkıntılaşması .....	47
2.16.Tane sınırı kavisi ve hareketi .....	61
2.17.Tane boyutu, deformasyon ve sıcaklık ilişkisi ..	70
3.1. Çelikler için demir-karbon denge diyagramı .....	84
3.2. Üniform şekil değişimine kadar deformasyonla elde edilen basma eğrisi .....	85
3.3. İzokronal tavlama için elde edilen basma eğrileri .....	87
3.4. İzotermal tavlama için elde edilen basma eğrileri .....	92
3.5. Deformasyon yapılarının mikroyapı fotoğrafları .	95
3.6. Orijinal yapının mikroyapı fotoğrafı .....	94
3.7. Deformasyon sonrası ve tavlama öncesi ortalama sertlik eğrileri .....	96
3.8. 500°C da tavlama için sertlik-deformasyon eğrisi .....	96
3.9. 550°C da tavlama için sertlik-deformasyon eğrisi .....	97
3.10.600°C da tavlama için sertlik-deformasyon eğrisi .....	97
3.11.650°C da tavlama için sertlik-deformasyon eğrisi .....	98
3.12.700°C da tavlama için sertlik-deformasyon eğrisi .....	98
3.13.% 2 deformasyon için sertlik-sıcaklık eğrisi ...	99
3.14.% 7 deformasyon için sertlik-sıcaklık eğrisi ...	99

## SEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Şekil</u>	<u>Sayfa</u>
3.15.% 13 deformasyon için sertlik-sıcaklık eğrisi ..	100
3.16.% 19 deformasyon için sertlik-sıcaklık eğrisi ..	100
3.17.% 25 deformasyon için sertlik-sıcaklık eğrisi ..	101
3.18.% 31 deformasyon için sertlik-sıcaklık eğrisi ..	101
3.19.% 37 deformasyon için sertlik-sıcaklık eğrisi ..	102
3.20.% 43 deformasyon için sertlik-sıcaklık eğrisi ..	102
3.21.% 2 deformasyon ve izokronal tavlama sonuçları .....	103
3.22.% 7 deformasyon ve izokronal tavlama sonuçları .....	104
3.23.% 13 deformasyon ve izokronal tavlama sonuçları .....	105
3.24.% 19 deformasyon ve izokronal tavlama sonuçları .....	106
3.25.% 25 deformasyon ve izokronal tavlama sonuçları .....	107
3.26.% 31 deformasyon ve izokronal tavlama sonuçları .....	108
3.27.% 37 deformasyon ve izokronal tavlama sonuçları .....	109
3.28.% 43 deformasyon ve izokronal tavlama sonuçları .....	110
3.29.400 büyütme mikroyapı fotoğrafları .....	111
3.30.% 19 ve % 25 deformasyonlar için izotermal tavlama eğrileri .....	111
3.31.% 19 deformasyonda izotermal tavlama eğrisi .....	112

## SEKILLER DIZINI (devam)

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
3.32.% 25 deformasyonda izotermal tavlama eğrisi ....	112
3.33.% 19 deformasyonda izotermal tavlama sonuçları .	113
3.34.% 25 deformasyonda izotermal tavlama sonuçları .	114

**ÇİZELGELER DİZİNİ**

<u>Çizelge</u>	<u>Sayfa</u>
3.1. Malzemenin kimyasal analizi .....	80
3.2. İzokronal tavlama da basma deneyi parametreleri .	86
3.3. İzokronal tavlama da deney planı .....	90
3.4. İzotermal tavlama da deney planı .....	91
3.5. Ortalama DSS, TSS ve fark değerleri .....	94
3.6. İzokronal tavlama da sıcaklık ve deformasyon miktarının sertliğe etkisi .....	115
3.7. İzotermal tavlama da süre ve deformasyon miktarının sertliğe etkisi .....	116

## 1. GİRİŞ ve AMAC

Metalik malzemeler genellikle birçok yöntemle kolayca şekillendirilebilirler ve bu nedenle teknolojik olarak geniş kullanım alanına sahiptirler. Bu malzemelere uygulanan başlıca şekillendirme yöntemleri, döküm, talaslı imalat, toz metalurjisi ve plastik şekil vermedir.

Plastik şekil verme, şekillendirmede çok yaygın olarak kullanılan bir yöntemdir. Bu yöntemde malzemeye kuvvet uygulanarak malzemenin kalıcı şekil değiştirmesi sağlanır. Bu sırada, uygulanan mekanik işlemlerle malzemenin fiziksel ve mekanik özellikleri de değişir. Plastik şekil verme işlemleri bu nedenle diğer şekillendirme yöntemlerinden farklılık göstermektedir. Başka bir deyişle, bu işlemler sırasında malzemenin sertlik ve mukavemetinin artması, plastik şekil vermenin bu amaçla da kullanılmasına imkan tanımaktadır. Yöntem bu durumda **soğuk işlem** adını alır ve malzemenin belirli bir sıcaklık değeri altında deforme edilmesini gerektirir.

Plastik şekil verme işlemleri farklı uygulamalar

için, uygulanan kuvvetin şekline ve tipine bağlı olarak; doğrudan basma (dövme, haddeleme), eğme (yassı metalik malzemelerin şekillendirilmesi), çekme (gererek şekillendirme) ve kesme işlemleri olarak sınıflandırılabilir (Kayalı ve Ensari, 1986). Bu kuvvetlerin etkisi sonucu plastik deformasyon, atomların belirli düzlem ve doğrultularda hareket etmesi ile gerçekleşir. Bu hareket, **kayma** veya **ikizlenme** ile olabileceği gibi, yüksek sıcaklık ve düşük deformasyon hızlarında **tane sınırlarının kayması** veya **yayınma sürünmesi** mekanizmalarıyla da meydana gelebilir.

Plastik şekil vermede en önemli sorun, malzemenin plastik deformasyona gösterdiği dirençtir. Uygulanan kuvvet bu direnci aşip deformasyonu sağlamalı ve aynı zamanda malzemede çatlama ve kırılmalara neden olmamalıdır. Metalik malzemelerin elastik veya plastik deformasyona gösterdiği direnç, atomlararası bağ kuvvetlerinden ileri gelmektedir. Fakat bağ kuvvetlerine dayanarak hesaplanan **teorik mukavemet**, bu malzemelerin gerçek mukavemetlerinden çok daha yüksek çıkmaktadır. Aradaki bu büyük fark, malzemelerin yapısındaki hatalar, özellikle **dislokasyon** adı verilen çizgi hataları nedeniyle meydana gelmektedir.

Soğuk işlem, malzemenin mukavemet ve sertliğini arttırmasının yanında, daha düzgün malzeme yüzeyi ve daha

duyarlı boyutlar vermesi açısından da avantajlıdır, Fakat malzemenin sünekliğini azaltıp, iç gerilimleri arttırması nedeniyle kullanımı sınırlıdır.

Soğuk işlem sırasında harcanan enerjinin bir kısmı doğrudan dislokasyon enerjisine çevrilirken, bir kısmı da ısı halinde kaybolur. Böylece enerjinin büyük bir kısmı dislokasyon enerjisi halinde malzemenin içinde depo edilir. Taneler uzar, belirli kristallografik doğrultularda yönelirler ve uzamış tanelerde dislokasyon yoğunluğu artar. Ayrıca atom boşlukları oluşur ve yoğunluk bir miktar düşer. Bu boşlukların çoğalmasıyla da malzemede çatlaklar ve yırtılmalar oluşur. Bu nedenle malzeme soğuk işlem sırasında zaman zaman tavlanır. Tavlama, malzemenin bir süre yüksek sıcaklıkta tutulmasıdır. Bu esnada soğuk işlem yapısı bozular. Bu yapısal değişim genel olarak, **toparlanma, yeniden kristalleşme ve tane büyümesi** olarak üç safhada meydana gelir (Geçkinli,1976).

Toparlanma safhasında, soğuk işlenmiş malzemedeki dislokasyonlar yeni bir düzene girerler. Bu düzen, dislokasyonların daha düşük enerjiye tekabül eden konumlarıdır. Böylece yapıda tali taneler meydana gelir. Bu olaya **poligonizasyon** adı verilir. Toparlanma ile bir miktar gerilim gidermesi oluşur ve sertlikte hafif bir düşme meydana

gelir. Bu düşüşün az olması, tali tane sınırlarının dislokasyon hareketine engel olmasındandır.

Yeniden kristalleşme safhasında, dislokasyon içeren toparlanmış taneler tamamen kaybolur ve yerlerine yepyeni taneler çekirdeklesir. Çekirdekleşme genellikle hatalı bölgelerde, tane sınırlarında meydana gelir. Toparlanmış tanelerin içindeki dislokasyonlar bu yeni tanelerin hudutlarına kaçarlar. Böylece, içlerinde dislokasyon bulunmayan ufak boyutlu taneler oluşur ki bu yapıya **yeniden kristalleşmiş yapı** adı verilir.

Yeniden kristalleşen taneler, tavlama sıcaklığında difüzyon imkanı bularak zamanla büyürler. Büyüme miktarı, tavlama sıcaklığı ve süresiyle artar. Bu safha da **tane büyümesi** olarak adlandırılır.

Yeniden kristalleşmeyle malzemedeki soğuk işlemin etkisi tamamen ortadan kalktığından pratikte önemi çok büyüktür. **Yeniden kristalleşme sıcaklığı**, pratik olarak, bir saat içinde malzemenin yüzde ellisinin yeniden kristalleştiği sıcaklıktır ve yaklaşık olarak o malzemenin ergime sıcaklığının yarısı ile üçte biri arasında bir değerdir.

Tezde genel olarak farklı kalıcı deformasyonlar uy-



güçlenen yapı çeliğinde, değişik tavlama şartlarının mikro-yapı ve mekanik özelliklere olan etkisinin incelenmesi amaçlanmıştır. Bu amaçla tavlama sıcaklığı ve süresinin değişik değerlerinde, malzemenin iç yapısındaki ve buna bağlı olarak sertliğindeki değişimler gözlenmeye ve irdelenmeye çalışılmıştır.

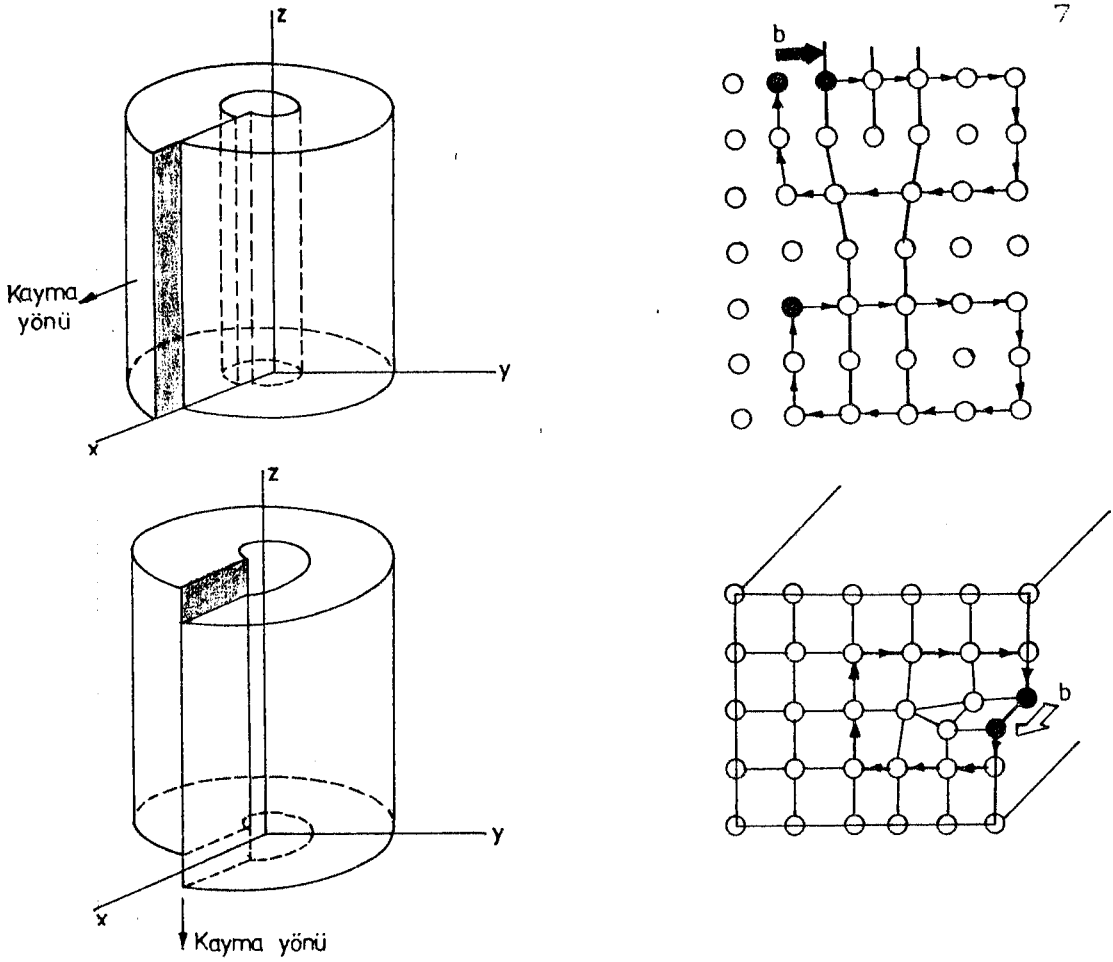
## 2. TEORİK ÖNBİLGİ

### 2.1. Metallerde Deformasyon

#### 2.1.1. Dislokasyonlar

En genel tanımıyla dislokasyonlar, çizgisel kristal hatalarıdır. Dislokasyonların kenar, vida, karışık, halka ve helis dislokasyonları gibi çeşitli tipleri bulunmaktadır.

Kenar dislokasyonları, mükemmel bir kristalde ekstra bir atom tabakasının ilavesi veya bir iki sıra atom tabakasının çıkarılmasıyla elde edilir (Şekil 2.1.). Ekstra atom tabakasının ilk durumda kenarı **dislokasyon çizgisi** adını alır. **Burgers vektörü** dislokasyonun hareket yönü ile miktarını belirten bir terimdir. Kenar dislokasyonunda dislokasyon çizgisi ile burgers vektörü birbirine diktir ve bu nedenle çarpımları sifıra eşittir.

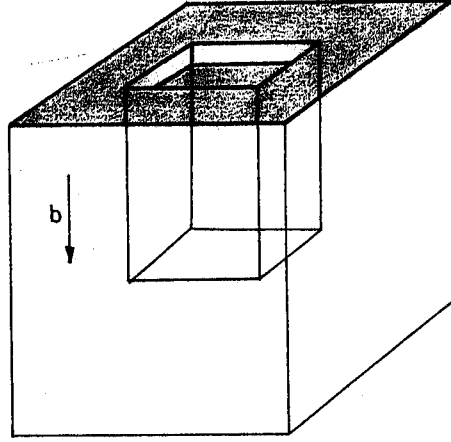


Sekil 2.1. (a) Elastik blokta kenar dislokasyonu; (b) kenar dislokasyonunda burgers devresi; (c) elastik blokta vida dislokasyonu; (d) vida dislokasyonunda burgers devresi<sup>1</sup> (Honeycombe 1968).

Vida dislokasyonunda (Sekil 2.1.) burgers vektörü dislokasyon çizgisine paralel olup, çarpımları burgers

-----

<sup>1</sup> Burgers devresi: Burgers vektörü birbirine bağlı birim kafes ötelenme vektörleri dizisidir. Bu devre kusursuz bir yapıya uygulandığında kapanır, bir dislokasyon çevresine uygulandığında kapanmaz.



Sekil 2.2. Prizmatik Dislokasyon Halkası (Honeycombe,1968).

vektörünün pozitif ya da negatif işaretli değerine eşittir. Dislokasyon halkaları (Şekil 2.2.) dairesel ya da prizmatik olabilirler. Dairesel olanları karışık karakterli, prizmatikler ise kenar karakterli dislokasyonlardır.

Malzemeler dislokasyonların hareketi sonucunda plastik olarak deforme olurlar. Dislokasyonun birim uzunluk başına enerjisi, kenar dislokasyonu için vida dislokasyonununkinin üçte ikisi kadardır. Bu enerji (E), kayma elastiklik modülü (G) ve burgers vektörü (b) cinsinden;

$$E \approx Gb^2 \quad \dots \dots \dots (1)$$

olarak gösterilebilir. Görüldüğü gibi dislokasyon enerjisi, burgers vektörünün karesiyle orantılıdır. Atomlar enerjiyi en küçük tutmak için en kısa burgers vektörünü

tercih edecekler ve dolayısıyla kayma, atomların en sıkı istif edildiği yönlerde olacaktır.

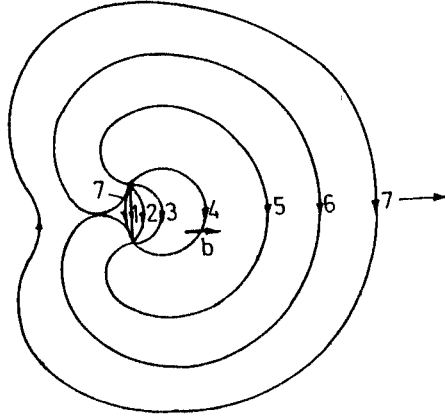
Malzemeye uygulanan yük, bir iş yaparak sistemin potansiyel enerjisini düşürür. Dislokasyona etkiyen kuvvet, bu enerji değişiminin, dislokasyonun yer değişimi miktarına oranıdır. Böylece dislokasyonun birim uzunluğuna etki eden kuvvet (F):

$$F/\text{birim uzunluk} = \tau b \quad . . . . . (2)$$

olur. Bu denklemde  $\tau$ ; uygulanan gerilme ve  $b$ ; burgers vektörüdür. Bu kuvvet dislokasyon çizgisine dik, dislokasyonların hareket yönüne paraleldir.

Malzemelerin kristal yapılarındaki dislokasyonlar her ne kadar plastik deformasyonu kolaylaştırıyorsa da, dislokasyon yoğunluğu belirli bir değeri aşınca, dislokasyon çizgileri birbirleriyle kesişerek birbirlerinin hareketine engel olurlar ve böylece malzemenin mukavemeti artar.

Dislokasyonların çoğalma mekanizması, dislokasyon çizgisinin etkin kuvvet altında kalabilmesine ve uygulanan gerilme altında bu çizginin halka şekline gelebilme kabiliyetine dayanır. Dislokasyonların çoğalması, bir dislokasyon parçasının uygulanan gerilme altında, eğer bu ge-



Şekil 2.3. Frank-Read kaynağı (Bollmann,1970).

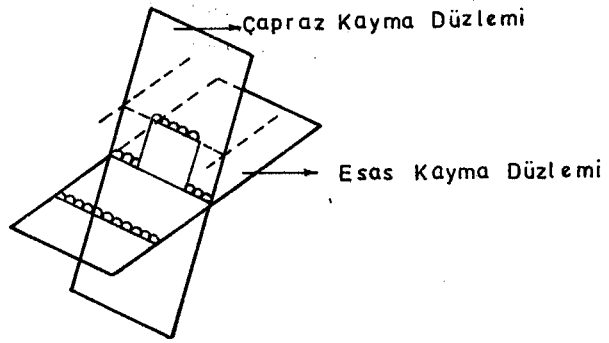
rilme miktarı kritik bir değerin <sup>1</sup> üzerinde ise halkalar oluşturup, yine bir kritik gerilme değerinde genişlemesiyle meydana gelir. Olay Frank-Read kaynağıyla çoğalma olarak bilinir (Şekil 2.3.).

Dislokasyon, esas kayma düzleminden başka bir düzlemde de kayabilir. Bunun için dislokasyon çizgisi ile burgers vektörünün her iki kayma düzleminde de bulunması gerekir. Bu da ancak vida dislokasyonları için mümkündür ve bu kayma şekline **çapraz kayma** adı verilir (Şekil 2.4.).

---

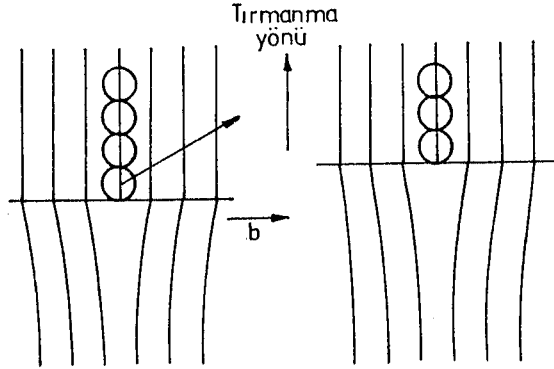
<sup>1</sup> Dislokasyon parçası için kritik gerilme değeri,  $\tau = 2Gb/l$ ; halkalar için,  $\tau = Gb/r$ 'dir. Esitlikte,  $l$  dislokasyon parçasının boyunu,  $r$ , halka yarıçapını göstermektedir.

Kenar dislokasyonu burgers vektörüne dik olarak da hareket edebilir ki, bu harekete **tırmanma** denir. Tırmanma için atomların ya da atom boşluklarının yer değiştirmesi gerekir. Ekstra tabakadaki atomlar atom boşluklarını doldurarak, kenar dislokasyonunun yukarı doğru ilerlemesini sağlarlar (Şekil 2.5.). Yayınmayla olduğundan, genellikle yüksek sıcaklık mekanizmasıdır.



Şekil 2.4. Çapraz kaymada dislokasyon hareketi (Geçkinli,1976).

Hareket eden bir dislokasyonun kayma düzlemi üzerinde bulunmayan dislokasyonlar bir **dislokasyon ormanı** oluştururlar. Hareketli dislokasyon bu ormandaki dislokasyonları keser ve üzerlerinde kendi burgers vektörü kadar bir basamak bırakır. Oluşan basamağın burgers vektörünün yönü, dislokasyonun kendi burgers vektörününkiyle aynıdır.



Sekil 2.5. Bir kenar dislokasyonunun tırmanması (Honeycombe, 1968).

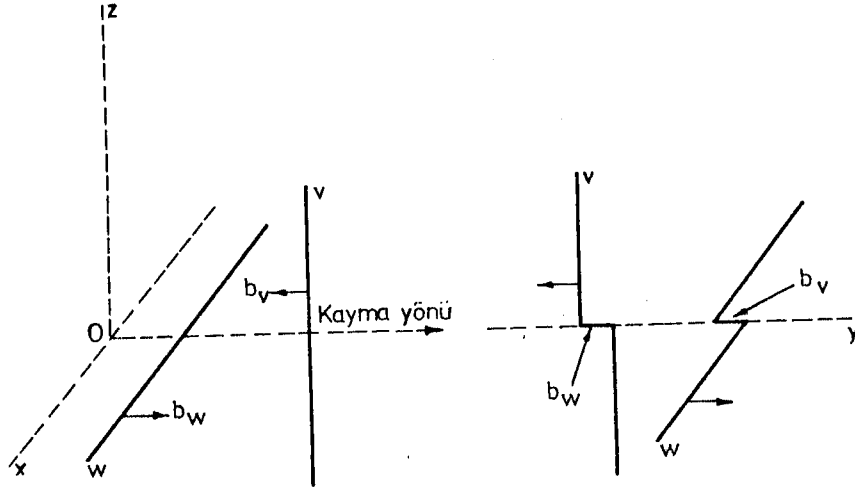
Dislokasyon çizgisi üzerinde oluşan basamak, hareket eden dislokasyonun kayma düzlemindeyse **kink**, değilse **jog** adını alır (Şekil 2.6.). Kink zaten kayma düzlemi içinde olduğundan hareketi daha kolaydır ve serbest kabul edilir. Joglar ise ancak tırmanmayla hareket edebilirler. Bir kristalde jog teşekkülüyle dislokasyon enerjisi artar. Bunun değeri her jog için;

$$\Delta E_{\text{dislokasyon}} = Gb^3 \dots \dots \dots (3)$$

olarak belirtilir. Bu da jog oluşumu için  $(Gb^3)$  kadar ekstra enerji gerektiğini gösterir. Böylece dislokasyonların hareketi esnasında sarfedilen enerjinin bir kısmı jog teşekkülü için harcanacaktır. Demek ki dislokasyonların, kayma düzlemlerinde olmayan dislokasyonlarla kesisip yoluna devam etmesi güçtür. Deformasyon sırasında dislo-



kasyonların birbirini böyle kesmesi malzemenin mukavemetini arttırır. **Deformasyon sertleşmesi** olarak bilinen olay, genelde budur.

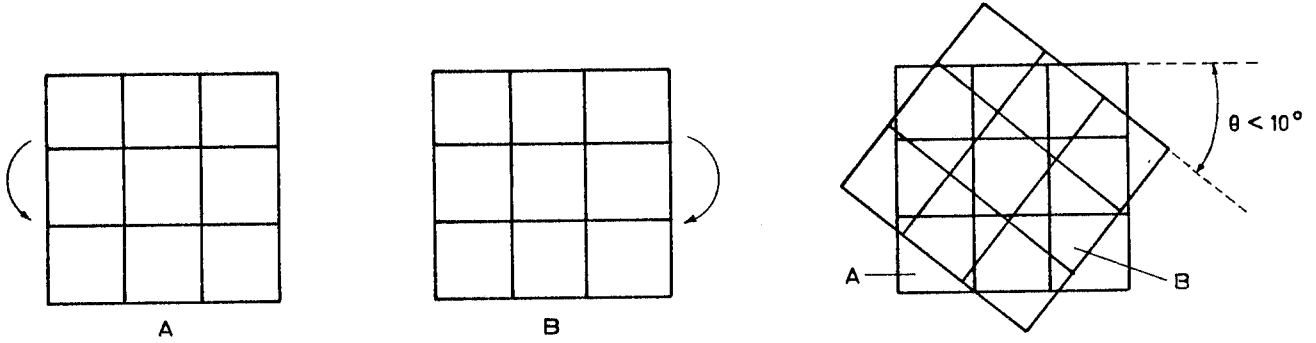


Sekil 2.6. V ve W dislokasyonlarının kesiserek geçmeleriyle jog oluşumu (Wood, 1971).

### 2.1.2. Tane Sınırları

Katılaşma sırasında iki kristal birbiriyle temas ettiğinde, bunların kristallografik yönelmeleri farklı olduğu için uyumsuzlar. **Tane sınırı**, bu farklı oryantasyondaki taneler arasındaki ara yüzeydir. İki tek kristal arasındaki oryantasyon çok küçük farklılık gösteriyorsa ( $10^\circ$ 'den küçük) küçük açı sınırını oluştururlar. Bu sınırlar, **tali tane sınırı** olarak bilinir. Oryantasyon farkı yeterince büyükse ( $20^\circ$ - $30^\circ$ ) büyük açı sınırı oluşur. Bu sınırlara da **tane sınırı** adı verilir. Tali tane sınırları genel olarak iki farklı yapılanmayla meydana gelir. İki

kristal yanyana getirilip hafifce döndürülürse **eğim sınırı** oluşur. Eğim sınırlarında kenar dislokasyonları meydana gelir. İki kristal üstüste konup birbirlerine göre  $10^\circ$ 'den küçük açıyla döndürülürse **büküm sınırı** elde edilir. Büküm sınırlarında vida dislokasyonları oluşur (Şekil 2.7.).



Şekil 2.7. Eğim ve büküm sınırları (Geckinli, 1976).

Büyük açı sınırları, düşük sıcaklıkta malzemeye mukavemet kazandırır. Bunun nedeni, tane sınırlarının dislokasyon hareketine engel olmalarıdır. Tane sınırlarına gelen dislokasyonlar burada durur ve yığılırlar. Taneler arası oryantasyon farkı nedeniyle komşu tanelerin kayma düzlemleri genellikle uyumsuzdur. Dislokasyonların komşu taneye geçebilmeleri için ekstra bir kuvvet gerekir ki, bu

da malzemenin kuvvetlenmesi demektir. Bazı durumlarda yığılan ve komşu taneye hiç geçemeyen dislokasyonlar mikroboşlukları oluştururlar. Mikroboşluklar kritik bir değere ulaşınca iki tane arayüzeyi boyunca ayrılma olur. Böylece malzemede çatlak oluşumu görülür.

Yüksek sıcaklıkta sınırlar, iç kısımlara göre daha zayıf bölgelerdir. Çünkü atomik ölçüde hatalı bölgeler olan sınırlar, yüksek sıcaklıkta yayınma nedeniyle hareketlerini arttırarak **tane sınırı kaymalarını** oluştururlar. Ya da **tane sınırlarının yer değiştirmesi** olayı meydana gelir ki bu, ilerde ayrıntılarıyla tartışılacak olan **tane büyümesinin** nedenidir (Bölüm 2.2.5.). Eğer sürünmedeki gibi gerilme uygulanırsa, sınırlar tercihan gerilme yönünde hareket ederler (Bölüm 2.3.3.).

### 2.1.3. İşlem sertleşmesi

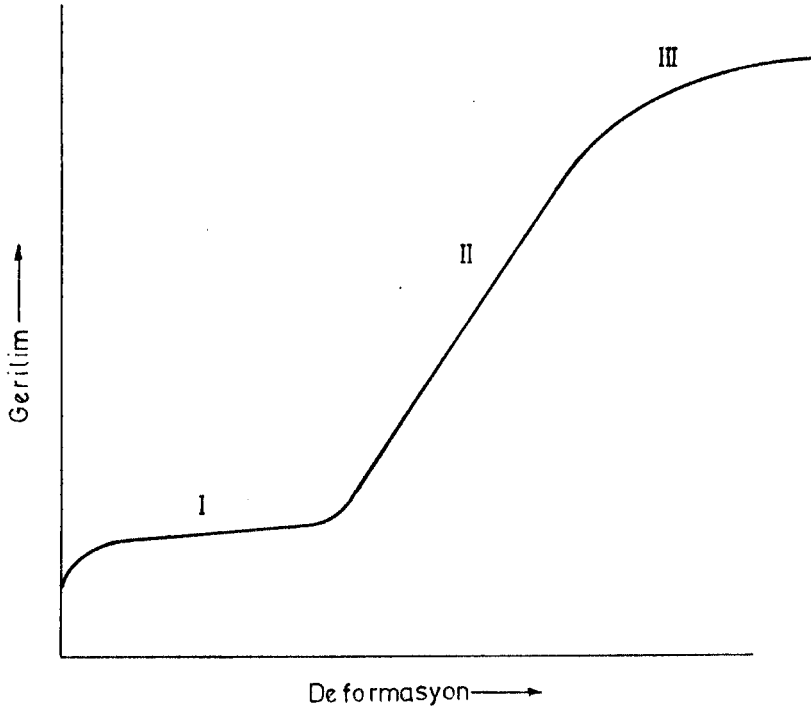
İşlem sertleşmesi çoğalan dislokasyonların hareketiyle meydana gelir. Uygulanan gerilimin artışı dislokasyonların oluşumunu ve hareketini güçleştirir. Fakat aynı anda dislokasyon kaynakları da etkilendiğinden, dislokasyon oluşumu için bu güçlük ortadan kalkar. Böylece sertleşme yalnızca latisin dislokasyon hareketine direncinin yükselmesiyle meydana gelir (Cotterill and Mould, 1976). Başka

bir deyişle işlem sertleşmesi dislokasyonların hareketinin önlenmesiyle ilgilidir. Dislokasyon hareketini sınırlayan birçok engel vardır. Bunların başlıcaları şöyle sıralanabilir (Honeycombe 1968):

- i. Diğer dislokasyonlar,
- ii. Tane sınırları ve tali tane sınırları,
- iii. Eriyen atomlar,
- iv. İkinci faz partikülleri,
- v. Yüzey tabakaları.

Yukarıda sayılan faktörlerin en önemlisi dislokasyonların birbirleriyle etkileşimidir. Taylor, 1934'de, bazı dislokasyonların metal latisinde geçici olarak yerleştiğini ve diğer dislokasyonların hareketini engelleyerek iç gerilimlerin kaynağını oluşturduğunu ileri sürmüştür (Cottrell and Mould 1976; Honeycombe 1968; Wood 1971). İşlem sertleşmesini dislokasyonların etkileşimiyle açıklayan bu teori bugüne kadar geliştirilen tüm geçerli "işlem sertleşmesi teorileri"nin temelini oluşturmuştur.

Yüzey merkezli kübik tek-kristal'de işlem sertleşmesi safhaları ayrı ayrı incelenerek konu daha kolayca anlaşılabilir. Yüzey merkezli kübik tek-kristal'de gerilim-deformasyon eğrisi, belirgin bir şekilde üç safhaya ayrılabilir (Şekil 2.8.). I safhası kolay kayma safhası olarak



Sekil 2.8. YMK tek kristal için gerilim ve deformasyon eğrisi. Eğri akma noktasının hemen üzerinde, kalıcı deformasyon için geçerlidir (Cotterill and Mould, 1976).

bilinir ve düşük sertleşme hızı bölgesidir. II safhası **doğrusal sertleşme safhası** olarak adlandırılır. Bu safhada işlem sertleşmesi hızı yüksek ve hemen hemen sabittir. III safhası **parabolik sertleşme safhası**dır ve II safhasındaki eğrinin ekstrapole edilmesiyle elde edilir. Çekme gerilmesi (flow stress) bu safhada düşme gösterir.

I safhası tek kayma sisteminde kayacak şekilde yönelen kristallerde sözkonusudur. Kayma mesafesi büyük, yüzey kayma çizgileri uzun ve aralarındaki uzaklık küçüktür. Bu safhada birincil kayma dislokasyonlarına ikincil kayma karışması olmadığından, gerilme değerleri dislokasyon

kaynaklarının hareketine geçmesiyle ilgilidir.

II safhasının karakteristik özelliği, ikincil kaymanın da devreye girmesidir. Bu durum kaçınılmaz olarak, diğer dislokasyonların hareketini engelleyen, Lomer-Cottrell engelleri<sup>1</sup>, dislokasyon ormanı ve joglar gibi latis düzensizliklerinin meydana gelmesine neden olmaktadır. Bu düzensizliklerin herbiri işlem sertleşmesinin ayrı bir temelini oluştururlar.

Bu konuda geliştirilen ilk teori Seeger'indir. Bu teoriye göre dislokasyonların hareketi, Lomer-Cottrell engelleri, inklüzyonlar ve tane sınırları gibi engellerle önlenmekte ve bu engellerde uzun mesafeli iç gerilimler oluşmaktadır. Sonraları, karışık dislokasyon düzensizliklerinin gözlenmesi üzerine Taylor'un orman teorisi geliştirilmiştir. Teori, hareketli dislokasyonun düzensizlikle karşılaştığında **etkin bağlar** oluşturduğunu ileri sürmektedir. Bu bağların bozulması için uygulanan gerilimin artışı işlem sertleşmesini oluşturmaktadır. Mott ve Hirsch ise, dislokasyonların farklı kayma düzlemlerinde kesişmeleriyle

-----

1Lomer-Cottrell engelleri, birincil kayma düzlemlerinde hareket eden ve farklı kayma düzlemine sahip dislokasyonların bu kayma düzlemlerinin arakesitinde kesişip hareketlerini önlemesiyle oluşurlar.

dislokasyon joglarının oluşumu esasına dayanan teoriyi ortaya atmışlardır. Jog oluşturan dislokasyonlar, daha sonra kompleks boşlukları oluşturarak ya da çoğaltarak işlem sertleşmesine yol açmaktadırlar (Cotterill and Mould, 1976).

III safhası çapraz kayma oluşumuyla ilgilidir. Bu safhada çapraz kayma izleriyle birleşen kısımlardan ibaret geniş ve derin kayma çizgileri oluşur. II safhasında engellenen vida dislokasyonları III safhasında, muhtemelen ilk kayma sistemlerine dönerek ya da diğer kayma sistemleri üzerinde hareket ederek çapraz kayma yapmaktadırlar. Kısacası dislokasyonlar bu sırada kendilerini engelleyen düzensizlikleri aşmaktadırlar.

Daha sonraları Seeger, tüm bu teorileri içeren bütünlük bir teori geliştirmiştir. Bu teoriye göre vida dislokasyonları, birincil kayma düzlemleri boyunca boşluk veya boşluk kümeleriyle kesişmektedirler. Böylece bu dislokasyonlar hareket edememekte ve dislokasyon halkalarının oluşumunda kaynak olarak rol oynamaktadırlar. Bundan sonra genişleyen halkalar diğer nokta hatalarıyla kesişmektedirler. Böylece uygulanan gerilim, dislokasyon halkalarının çoğalmasına yetmeyinceye ve latisin çok karışık bölgelerinde uzun mesafeli gerilim alanı oluşuncaya kadar dislokasyon yoğunluğunda artışa neden olmaktadır (Cotterill and

Mould, 1976).

Yüzey merkezli kübik tek kristal için anlatılan üç safhanın bir metalik malzemede görülebilmesi, iç yapıdaki yönelme kadar mevcut kayma sistemlerinin sayısına da bağlıdır. Bu nedenle kristal latis tipi işlem sertleşmesinde önemlidir<sup>1</sup>. Tek kristaller için özetlenen olay, çok kristalli numunelerde belirli bir işlem sertleşmesi üssüne sahip olarak ortalama parabolik yapıda bir gerilim-deformasyon eğrisi verir (Şekil 2.8'de III safhası gibi). Hekzagonal latis için ise eğri daha çok doğrusaldır (Şekil 2.8'de I safhası gibi) (Cotterill and Mould, 1976).

#### 2.1.4. Deforme edilen metallerin iç enerjisi

Metallerin plastik deformasyonu sırasında harcanan mekanik enerjinin büyük bir kısmı ısıya çevrilirken küçük bir oranı da metal içinde **depo** edilir. Depo edilen bu enerji deformasyonla oluşturulan düzensizliği göstermesi açısından önemlidir. Daha da önemlisi toparlanma ve yeniden kristalleşme süreçleri için bu enerjinin **itici gücü**

---

<sup>1</sup> Kayma sistemleri, YMK yapılarda 12, HMK yapılarda 12,24, HSP yapılarda ise 3,6 adettir.



sağlamasıdır. Elastik deformasyon enerjisinin toplam depolanan enerjiye katkısının çok küçük olduğu bilinmektedir. Bu nedenle depolanan enerji, genel olarak soğuk işlem yapısının özellikleri olan dislokasyonlar, nokta hataları ve kitle hatalarının artışıyla ilgilidir.

Çeşitli yöntemlerle ölçülen dislokasyon yoğunluğu değerleri, tavllanmış metaller için santimetrekare başına  $10^6 - 10^8$  ve şiddetli deformasyona uğramış metaller için  $10^{10} - 10^{12}$  dislokasyon mertebesindedir. Çeşitli araştırmacılar, gerek tek kristalli gerekse de çok kristalli numunelerin hızlı sertleştirilmesi sırasında dislokasyon yoğunluğunun;

$$\sigma = \alpha \mu b \rho^{1/2} \quad \dots \dots \dots (4)$$

eşitliği uyarınca uygulanan gerilime bağlı olduğunu göstermişlerdir. Bu eşitlikte  $\sigma$ , gerçek gerilim;  $\alpha$ , 0,2-0,3 mertebesinde bir sabit;  $\mu$ , kayma modülü;  $b$ , burgers vektörü ve  $\rho$ , dislokasyon yoğunluğunu göstermektedir.

Depolanan enerji konusunda yapılan araştırmalar genel sonuçlara varmak için sağlıklı veriler vermemektedir. Çünkü depolanan enerji değerleri, başta deformasyon işlemi olmak üzere birçok deneysel faktöre karşı oldukça duyarlıdır. Bununla birlikte bazı genel geçer sonuçlar üretilebilmiştir. Bunlar;

- i. Depolanan enerjinin mutlak değeri, deformasyonun artışıyla artar. Tek kristallerde bu artış sürekli olurken, çok kristalli alüminyum, bakır ve altın için bir limit değere ulaşmaktadır.
- ii. Depolanan toplam enerjinin deformasyon miktarına oranı, deformasyon artışıyla düşer.
- iii. Depolanan enerji miktarı, metalin ergime noktasının yükselmesiyle düşer.

Yüksek deformasyonlarda, çok kristalli numunelerin depolanan enerjisinin bir limit değere ulaşması, dislokasyon hareketinin tane sınırları tarafından kısıtlanmasıyla ilgilidir. Bu limit değere **doymuşluk değeri** adı verilir. Bu değer dislokasyonların ya da dislokasyon guruplarının gevşemesi ve ortadan kalkmasıyla, dislokasyon hareketi ve etkileşiminin aynı anda meydana geldiği dinamik denge durumunu gösterir. Bu durumda deformasyon sürekli artmasına rağmen, dislokasyon yoğunluğu gibi, depolanan enerji de sabit kalır (Cotterill and Mould, 1976).

#### **2.1.5. Deforme edilen metallerin yapısına etki eden faktörler**

Deforme edilen metallerin yapısına etki eden başlıca faktörler; istif hatası enerjisi, eriyen atomlar, dağınık ikinci faz partikülleri, deformasyon sıcaklığı, deformas-

yon hızı, tane boyutu ve deformasyon işlemi olarak sayılabilir. Bu faktörlerin deformasyon yapısına etkileri kısaca özetlenecektir <sup>1</sup>.

Metal kristali içindeki istif hatasının genellikle kısmi dislokasyonlar <sup>2</sup> tarafından bağlandığı kabul edilmektedir. Hata genişliği, metalin depolanan enerjisiyle ters orantılıdır. Düşük istif hatası enerjisine sahip metallere (örneğin bakır), deformasyon sırasında çapraz kaymanın engellenmesi ve bunun sonucunda kayma uzaklıklarının kısa olması nedeniyle geniş istif hataları oluşturmaktadırlar. Buna karşılık yüksek istif hatasına sahip metallere (örneğin alüminyum) için çapraz kayma daha kolay-

<sup>1</sup> Belirli bir yapıdaki sıkı dizili düzlemlerin birbirleri üzerinde dizilme şekli **istif düzeni** olarak bilinir. Atomları aynı hizada olan düzlemler, aynı harfle gösterilerek belirtilir. Sözcüğümleri, HSP yapılarda ABABA..., YMK yapılarda ABCABCAB... Bu istiflenmede oluşan farklılıklar **istif hatası** adını alır. Örneğin, YMK yapıda AB(CACA)BCA.. gibi. Burada CACA dizilimi bir HSP yapı dizilimidir. İstif hataları, yapıları gereği yarı kararlı olup bir miktar ekstra enerji içerirler ki, bu enerji **istif hatası enerjisi** olarak adlandırılır.

<sup>2</sup> Burgers vektörü bir kafes ötelenmesinden farklı olan dislokasyonlara **kısmi dislokasyon** adı verilir. Ama bu dislokasyonların burgers vektörlerinin vektörel toplamı çoğunlukla bir birim kayma oluşturur.

dır. Bu nedenle bu tür metaller daha uzun kayma uzaklıkları oluşturabilmektedirler. Sonuç olarak soğuk işlem görmüş metalin genel yapısı, onun istif hatası enerjisinden önemli ölçüde etkilenmektedir. Yeniden kristalleşme olgusundan yola çıkılarak istif hatası enerjisinin en önemli etkisinin, muhtemelen dislokasyon yoğunluğu ve dağılımı üzerine olduğu söylenebilir. Bunun sonucunda da depolanan enerji etkilenmektedir. Ayrıca, plastik deformasyon sırasında oluşan hücre duvarlarının keskinliği de istif hatası enerjisi tarafından etkilenmektedir. Bu etki daha çok yüksek istif hatası enerjisine sahip metallerde söz konusudur. Deforme edilen metalin dislokasyon yoğunluğu, istif hatası enerjisinin düşüşüyle yükselmektedir.

Bir alaşımdaki eriyen miktarı herhangi bir deformasyon için dislokasyon yoğunluğunu ve depolanan enerjiyi arttırmaktadır. Bu, muhtemelen latis tipi ve/veya istif hatası enerjisi ile ilgili bir durum olabilir. Hacim merkezli kübik yapıdaki metaller, genellikle yüksek istif hatası enerjisine sahiptirler ve bunlar için eriyen miktarının etkisi daha komplekstir.

Dağınık ikinci faz partiküllerinin varlığı, metallerin mekanik özelliklerini etkiler. Bu etkinin hemen hemen tamamının, dislokasyon kaynaklarının oluşup dislokasyon hareketini engellemesi ile ilgili olduğu düşünülmektedir.

Etkinin miktarı partiküllerin boyutları ve aralarındaki uzaklıkla belirlenmektedir.

**Deformasyon sıcaklığı** da, dislokasyon yoğunluğu ve dağılımını, buna bağlı olarak da depolanan enerjiyi önemli ölçüde etkilemektedir. Örneğin, 78 K'de deforme edilen numunelerdeki dislokasyon yoğunluğu, oda sıcaklığında deforme edilenlerden daha çok olarak bulunmuştur. Bu sonuç, sıcaklığın azalmasıyla hem istif hatası enerjisinin hem de kayma uzaklığının düşüşüne dayandırılmaktadır.

**Deformasyon hızının** deformasyon yapısına etkisi üzerine çok az ayrıntılı çalışma yapılmıştır. Yine de genel olarak, deformasyon hızının artışıyla dislokasyon yoğunluğu ve depolanan enerjinin arttığı kabul edilmektedir.

Deformasyon öncesi farklı **tane boyutuna** sahip demir üzerine yapılan çalışmada, aynı deformasyon için deformasyon sonrası dislokasyon yoğunluğu karşılaştırılmıştır. İnce taneli örneklerdeki dislokasyon yoğunluğunun daha yüksek olduğu bulunmuştur. Genel olarak dislokasyon yoğunluğu ile tane boyutu arasındaki bağıntı

$$\rho = \frac{e}{\alpha k_1 b} \times \frac{1}{d^n} \dots \dots \dots (5)$$

şeklinde verilebilir. Burada  $\rho$ , deformasyon sırasında

ilave olan dislokasyonların yoğunluğu;  $e$ , deformasyon;  $\alpha$ , çekme deformasyonu ve kayma deformasyonuna bağlı bir sabit;  $k_1$  ve  $n$ , deformasyon ile değişen sabitler ve  $d$ , tane boyutudur. Depolanan enerji ile tane boyutu arasındaki bağıntı ise

$$E = \frac{e}{k_1^2} \times \frac{1}{d^n} \quad \dots \dots \dots \quad (6)$$

esitliğiyle verilebilir. Eşitlikte  $E$ , birincil yeniden kristalleşme sırasında bırakılan depolanmış enerji ve  $k_2$ , depolanan enerjinin dislokasyon yoğunluğuyla orantılı olduğu varsayımına dayanan bir sabittir.

Deformasyon sürecinde yapılan iş üç bileşenden meydana gelir; (a) hasit çekmede gerekli olan şekil değişimini elde etmek için yapılacak iş, (b) sürtünmeyle ilgili iş, (c) aşırı iş. Aşırı iş deformasyonu oluşturarak düzeneğin tabiatıyla ilgilidir ve bu düzenek nedeniyle ortaya çıkan şekil değiştirme zorluklarını yenmek için fazladan yapılan iş miktarını gösterir. Deformasyon işleminin önemi, aslında aşırı işle ilgilidir. Ne yazık ki aşırı iş, birçok faktör dolayısıyla işlemde önemli farklılıklar göstermektedir. Bu durum deformasyondan sonraki tavlama davranışlarıyla ilgili iki önemli sorunu da beraberinde getirir. Birincisi, deformasyon prosesiyle ilgili olarak toplam depolanan enerjide ortaya çıkan farklılıklardır.

Böylece araştırmalardan elde edilen sayısal veriler sağlıklı bir şekilde karşılaştırılamamaktadır. İkinci sorun, haddeleme, tel çekme, ekstrüzyon gibi işlemlerin özelliği olan heterojen deformasyon dağılıımıdır. Bunun sonucunda çoğunlukla deforme edilen metalin aynı parçasındaki farklı bölgelerde farklı deformasyon altyapıları elde edilir. Bu nedenle tavlama davranışlarında da farklılıklar gözlenir (Cotterill and Mould, 1976).

## 2.2. Deforme Edilen Metallerin Tavlamaı

Deforme edilen metallerin tavlama işleminin komplekstir ve yapı deformasyonsuz duruma gelinceye kadar çeşitli safhalardan geçer. Genel olarak bu safhalar, **toparlanma**, **yeniden kristalleşme** ve **tane büyümesi** olarak adlandırılır. Ne var ki bu kavramlar, farklı makalelerde farklı isim ve anlamlarda kullanılabilmektedir. Bu nedenle öncelikle bu kavramlar kısaca açıklanacaktır.

**Toparlanma** genellikle, deforme edilen malzemenin, büyük açılı sınırları tarafından oluşturulmayan değişimlerini gösterir. Bu safhada deforme edilen malzemedeki hataların yoğunluğu ve dağılıımı değişmesine rağmen malzeme temelinde aynı kalmaktadır.

**Yeniden kristalleşme** malzeme boyunca büyük açı sınırlarının dönüşmesi ile kristal yönlenmesinin, muhtemelen birden çok değişimini kapsayan kollektif bir terimdir.

**Birincil yeniden kristalleşme** , yeni tanelerin çekirdekleşip, daha sonra deformasyon yapısını tamamen tüketinceye kadar büyüdüğü süreçtir. Birincil yeniden kristalleşme tamamlandığında malzeme, bileşim, ön deformasyon miktarı ve tavlama sıcaklığı gibi faktörlere bağlı olarak, "minimum yeniden kristalleşmiş tane boyutu"na sahiptir.

**Tane büyümesi**, yeniden kristalleşen yapıda, tane sınırlarının azalan hızla ekstra hareketini içerir. Tane boyutu ortalama olarak yeniden kristalleşme sonundaki tane boyutundan daha büyük ve taneler daha az sayıdadır.

**Normal tane büyümesi**, tane büyümesinin daha çok kullanılan bir formudur. Tane sınırının hareket hızı, malzeme boyunca hemen hemen uniformdur. Bu nedenle herhangi bir anda taneler kabaca aynı boyuttadır.

**Anormal tane büyümesi**, tane büyümesi sırasında daha az sayıda sınırın hareket ettiği bir süreçtir. Dolayısıyla tanelerin birkaçı diğerlerini tüketerek aşırı büyürler ve uniform olmayan bir yapı elde edilir. Bu safha **ikincil**



yeniden kristalleşme ya da kabalaşma olarak da adlandırılabilir. labilmektedir.

Toparlanma kavramı farklı anlamlarda kullanılabilir. Bu durum, literatürde bir kavram karmaşasına neden olmaktadır. Aslında toparlanma için alınması gereken referans durum, deformasyon yapısının kalmadığı tamamen yeniden kristalleşmiş ya da tam tavllanmış durumdur. Fakat tavlama sırasında malzemelerin bazı özellikleri (örneğin elektriksel direnç) erken safhalarda önemli ölçüde değişirken bazıları (örneğin mekanik özellikler), ancak yeniden kristalleşmenin sonlarında gerçek anlamda değişmektedirler.

Hem toparlanma, hem de birincil yeniden kristalleşme için itici güç, deformasyon yapısının yüksek iç enerjisiyle sağlanır. Tane büyümesi için ise bu güç, yeniden kristalleşen yapıdaki tane sınırlarının arayüzey enerjisi tarafından sağlanmaktadır. Deforme edilen metalde iç enerji dağılımı genellikle heterojen olduğundan, tavlama etkileri de heterojen dağılmaktadır. Bu nedenle tavlama sırasındaki deneysel ölçümler, malzemenin farklı bölgelerinde, tavlama sürecinin farklı safhalarının oluşabildiğini göstermektedir.

### 2.2.1. Birincil yeniden kristalleşme öncesi özellik değişimleri

**Depolanan enerji**, toparlanma ve yeniden kristalleşme için itici gücü sağladığından önemlidir. Bu enerji ısıyla **gevşer**. Bakır için çekme sonucu yapılan tavlama işlemi sırasında, toparlanma için, depolanan enerjinin % 10'undan azının gevşediği bulunmuştur. Yeniden kristalleşme öncesi enerji gevşemesi, metalin saflığına, deformasyon miktarına ve deformasyon sıcaklığına bağlı olarak muhtelif safhalarda meydana gelir. Bu gevşeme olayı oldukça kompleks bir yapıda olup, deneysel verilerin yorumu açık değildir.

Plastik deformasyon sırasında oluşan dislokasyon ve latis boşluklarının artışı, **elektriksel dirençte** yükselmeye ve **yoğunlukta** düşüşe neden olmaktadır. Tavlamanın erken safhalarında bu özellikler latis hatalarının dağılım ve konsantrasyonundaki değişimlerin sonucunda orijinal değerlerine yaklaşır.

Düşük istif hatası enerjisine sahip metallerin (örneğin bakır, nikel) mekanik özellikleri, yeniden kristalleşme öncesinde genellikle çok küçük değişim gösterirler. Oysa yüksek istif hatası enerjisine sahip metaller (örneğin alüminyum,  $\alpha$ -demiri) aynı safhada önemli ölçüde yumu-

sama gösterirler. Bu yumuşama bu malzemelerde dislokasyonların yeniden düzenlenmelerinin, sıcaklık yeterince yüksek olduğunda tırmanma gibi mekanizmalarla oldukça hızlı olmasındandır. Böylece yeni tanelerin oluşumuna gerek kalmaksızın kısmi yumuşama olabilmektedir. Bazı özel durumlarda (alüminyum, çinko, demir-alüminyum, demir-silisyum gibi) işlem sertleşmesinin tümü, yeniden kristalleşmesinin toparlanabilmektedir. Yine de genel olarak yeniden kristalleşme öncesi yumuşama, toplam yumuşamanın küçük bir oranıdır (Cottrell and Mould, 1976).

### 2.2.2. Birincil yeniden kristalleşme sırasında özellik değişimleri

1952'de Burke ve Turnbull'ın derlediği ve altı temel kuraldan ibaret olan **yeniden kristalleşme kanunları**, daha sonra yapılan araştırmalarla da onaylanmıştır. Bu kurallar:

- i. Yeniden kristalleşmenin başlaması bir minimum deformasyon gerektirir.
- ii. Daha küçük deformasyon miktarı, yeniden kristalleşme için daha yüksek sıcaklık gerektirir.
- iii. Tavlama süresinin yükselmesi, yeniden kristalleşme için gereken sıcaklığı düşürür.
- iv. Yeniden kristalleşen tanelerin boyutu, öncelikle de-

formasyon derecesine ve daha az miktarda tavlama sıcaklığına bağlıdır. Bu bağıllık, daha büyük deformasyon derecesi ve daha düşük tavlama sıcaklığında daha küçük tane boyutuna yol açacak şekildedir.

v. Orjinal tane boyutunun daha büyük olması, aynı yeniden kristalleşme sıcaklık ve süresi için gereken soğuk deformasyon miktarının da daha fazla olmasını gerektirir.

vi. Aynı sertleşmeyi sağlamak için gerekli soğuk işlem miktarı, işlem sıcaklığının yükselmesiyle artar.

Yeniden kristalleşme, birçok bakımdan katılaşma ya da ötektoid dönüşüm gibi bir faz dönüşümüne benzer. Örneğin işlemin herhangi bir safhasında, eski ve yeni taneler dönüşmekte olan metalde birarada bulunmaktadır.

Yeniden kristalleşme çalışmalarında kullanılan tavlama yöntemleri iki kategoriye ayrılır; izotermal (eşsıl) tavlama ve izokronal (eşsürelî) tavlama. İzotermal tavlama çekirdeklenme ve büyüme hızlarının kabaca fakat kolaylıkla belirlenebildiği bir yöntemdir. İzokronal tavlama ise, yeniden kristalleşmenin meydana geldiği sıcaklık açısından daha teknolojik esaslı bilgiler elde etmek için kullanılır. Sertlik testi, işlem kolaylığı ve teknolojik önemi dolayısıyla, tavlama çalışmalarında en çok kullanılan

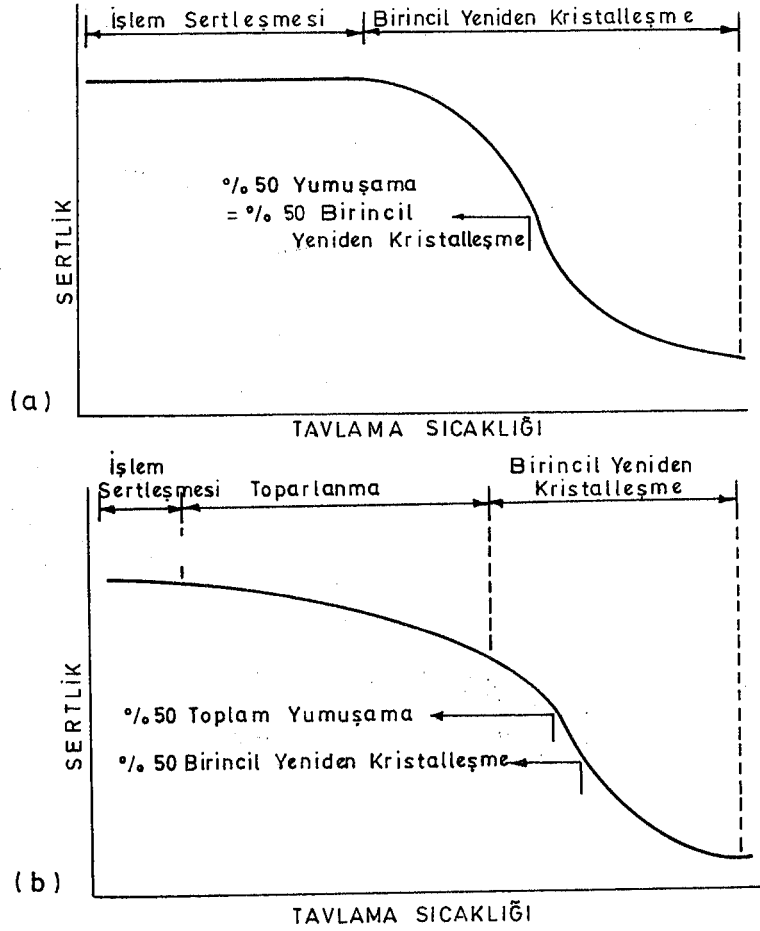
tekniktir. Ne var ki gerek makro sertlik, gerekse de optik metallografi teknikleri, bu iki farklı tavlama tekniği için farklı değerler vermektedir (Cotterill and Mould, 1976).

% 50 yeniden kristalleşme sıcaklığı ya da süresinin tesbiti için, klasik anlamda % 50 yumuşama durumu değerlendirilir. Ancak bu değerlendirmenin tam anlamıyla geçerli olabilmesi için, metalin yeniden kristalleşme öncesi toparlanma yumuşaması göstermemesi gereklidir (Şekil 2.9.).

Diğer hız prosesleri gibi yeniden kristalleşme tavlama da **aktivasyon enerjisi** cinsinden yorumlanabilir. Bununla birlikte deforme edilen metalin yeniden kristalleşmesi sırasında çekirdekleşme ve büyüme süreçlerinin aynı anda ve ayrı ayrı oluştuğu gözönüne alınmalıdır. Bu nedenle bu safhaları ayrı ayrı değerlendirip, aktivasyon enerjisini bunlara bölüştürmek gerekir.

Çekirdekleşme hızının ( $\dot{N}$ ) sıcaklığa Arrhenius tipi <sup>1</sup>

-----  
<sup>1</sup> Arrhenius denklemi: Reaksiyon hızını, sıcaklığın ve o reaksiyona ait enerji engelinin fonksiyonu olarak gösteren ampirik denklemdir.



Şekil 2.9. % 50 yumuşama ve % 50 yeniden kristalleşmeyle ilgili tavlama sıcaklıklarının şematik gösterilişi. (a) tamamen birincil yeniden kristalleşmeyle yumuşayan metal, (b) birincil yeniden kristalleşme sırasında olduğu kadar, öncesinde de yumuşayan metal (Cotterill and Mould, 1976).

bir eşitlikle bağlı olduğu kabul edilir:

$$\bar{N} = A e^{-Q_n/RT} \quad (7)$$

Bu eşitlikte  $Q_n$ , çekirdeklenme aktivasyon enerjisi;  $A$ ,  $Q_n$ 'e bağlı bir sabit;  $R$ , gaz sabiti;  $T$ , mutlak sıcaklıktır. Pratikte çekirdek sayısı ( $n$ ) ile çekirdeklenme hızı ( $\dot{N}$ ), aşağıdaki bağıntılarla zamana bağlıdır:

$$\ln n = k_1 + k_2 t \quad \dots \dots \dots (8)$$

$$\ln \bar{N} = k_3 + k_4 t \quad \dots \dots \dots (9)$$

Bu eşitliklerde  $k_1$ ,  $k_2$ ,  $k_3$  ve  $k_4$  sabitlerdir. Benzer şekilde sabit ön deformasyon için genişleyen tanelerin büyüme hızı (G);

$$G = G_0 e^{-Q/RT} \quad \dots \dots \dots (10)$$

şeklinde verilebilir.

Düşük deformasyonlarda çekirdeklesme, bu çekirdeklerin büyümesinden daha yüksek aktivasyon enerjisine sahiptir. Daha yüksek deformasyon değerlerinde benzer değerdedirler (Cotterill and Mould, 1976).

### 2.2.3. Toparlanma ve yeniden kristalleşmenin etkileşimi

**İstif hatası enerjisi**, deformasyon yapısını etkilediği gibi, toparlanma derecesini de etkiler. Yüksek istif hatası enerjisine sahip metallerde hücre duvarlarının uzun mesafeli gerilim alanları, dislokasyonların çapraz kaymasını sağlayarak, tavlama sırasında dislokasyon tırmanmasını kolaylaştırır. Bu nedenle bu metallerde, dislokasyon yokolması (dislocation annihilation) ve yeniden düzenlenmesi daha kolay olmaktadır.

Toparlanma ve yeniden kristalleşme, tavlama işleminin herhangi bir safhasında aynı anda meydana gelebilir. Ye-

niden kristalleşme öncesi toparlanma yumuşaması gösteren bir metalde, tavlama sıcaklığının yükselmesiyle, yeniden kristalleşmenin olmadığı bölgelerde sertliğin sürekli olarak ve hafifçe düştüğü gözlenmektedir (Bkz.Şekil 2.9.b). Bu da bu malzemelerde, tavlamanın herhangi bir safhasındaki dönüşen yapının, **toparlanan ve yeniden kristalleşen** bölgelerin karışımından ibaret olduğunu kanıtlar.

Sertlik tavlama sıcaklığı eğrisinin, klasik anlamda **soğuk işlem, toparlanma ve yeniden kristalleşme** şeklinde alt bölümlere ayrılması pek doğru sayılmaz. Çünkü toparlanma, aslında tüm numune yeniden kristalleşinceye kadar devam etmektedir. Bu nedenle, %50 yumuşama esasına dayanan %50 yeniden kristalleşme tesbitinde de farklılıklar ve hatalar söz konusu olabilir.

Yeniden kristalleşme öncesi toparlanmanın varlığı, sonraki yeniden kristalleşme için itici gücü azaltır. Toparlanma ve yeniden kristalleşmenin bir arada olduğu durumlarda, yeniden kristalleşme için gerekli itici güç sürekli düşecektir. Çünkü, yeniden kristalleşmemiş bölgelerin depolanan enerjisi, toparlanmanın buralarda da meydana gelmesi nedeniyle sürekli azalmaktadır.



## 2.2.4. Birincil yeniden kristalleşmenin incelenmesi

### 2.2.4.1.Çekirdekleşmenin genel görünümü

Birincil yeniden kristalleşme klasik faz dönüşümüne benzer. Bu nedenle önce klasik çekirdekleşme teorisini hatırlamak uygun olacaktır. Bu teori önce Becker tarafından ortaya atılmış, Orowan tarafından geliştirilmiş, Burke ve Turnbull ile Oriani tarafından gözden geçirilmiştir.

Denge sıcaklığı altına soğutmada,  $\alpha$ -tek fazının yeni  $\beta$ -fazına dönüşmesindeki normal faz dönüşümü için, dönüşümün başlangıcında oluşan küçük  $\beta$  bölgelerinin serbest enerjisi, bu bölgelere ait bir miktar hacimsel ve yüzeysel serbest enerji oluşmasını sağlar. Başlangıçta oluşan bu  $\beta$  bölgelerine **embriyon** denir. Embriyonların küre şeklinde oldukları varsayılır. Bu varsayım yeniden kristalleşme için pek doğru olmamaktadır. Embriyonun boyutu, yüzey enerjisinin engellemesine karşın, hacim serbest enerjisi yardımıyla artar. Böylece embriyon oluşumundaki serbest enerji değişimi:

$$\Delta F_T = 4\pi r^2 \gamma + 4/3\pi r^3 \Delta F_V \quad \dots \dots \dots (11)$$

olur. Burada  $\Delta F_T$ , toplam serbest enerji değişimi;  $r$ , embriyon yarıçapı;  $\gamma$ , özel arayüzey enerjisi ve  $\Delta F_V$ , hacim serbest enerjisi değişimidir.

Görülebileceği gibi embriyonun yaşayabilmesi için kritik çap aşılmalıdır. Bu kritik çap ( $r_c$ ), (11) numaralı eşitlikte,  $r$ 'ye göre türev alınıp sıfıra eşitlenerek;

$$r_c = -2\gamma/F_v \quad \dots \dots \dots (12)$$

olarak bulunabilir. Böylece kritik boyutta embriyon oluşabilmesi için gereken toplam serbest enerji değişimi ( $\Delta F_{T(C)}$ ) şöyle bulunur:

$$\Delta F_{T(C)} = 16 \pi \gamma^3 / 3\Delta F_v^2 \quad \dots \dots \dots (13)$$

Teori yeniden kristallemeye uyarlanmak istenirse, ( $\alpha$ ) fazı, şekil değiştirmiş yapıyı, ( $\beta$ ) ise yeniden kristallemiş, deformasyonsuz yapıyı temsil etmektedir. Bu nedenle hacim serbest enerjisi değişimi ( $\Delta F_v$ ), soğuk işlem görmüş ve tümüyle yeniden kristallemiş durumlar arasındaki farka karşılık gelmektedir. Bu noktadan hareketle, izotermal tavlama sırasında gözlenen kulucka periyodunun denge haline gelmek için, kritik boyuttan büyük veya eşit, deformasyonsuz bölgenin oluşmasını sağlayacak ortalama süre olduğu söylenebilir. Bu safhadaki deformasyonsuz bölge **yaşayabilir çekirdek** adını alır.

Böylece  $r_c$ ; yaşayabilir çekirdeğin minimum çapı ve E; deforme edilen metalin şekil değişim enerjisi olmak üzere:

$$r_c = -2\gamma / E \quad \dots \dots \dots (14)$$

ve benzer şekilde yasayabilir çekirdek oluşumunu sağlayan serbest enerji değişimi ( $\Delta F_{T(C)}$ )

$$\Delta F_{T(C)} = 16\pi\gamma^3 / 3E^2 \quad \dots \dots \dots (15)$$

eşitlikleriyle bulunabilir.

Teori, bir kulüçka periyodunun varlığını dikkate almaktadır. Aynı zamanda, çekirdekleşme tercihan yüksek oranda şekil değiştiren bölgelerde oluştuğuna göre, çekirdekleşme sayısının mümkün değerleri de tahmin edilebilmektedir.

Klasik çekirdekleşme teorisi, yine de birincil yeniden kristalleşme süreçleri için kesin birşeyler söyleyememektedir. Burgers, bu amaçla blok teorilerini ileri sürmüştür. Bu teorilere göre çekirdek, deforme edilen metalde, tavlama sırasında büyüeyebilen ve önceden varolan bir bloktur. **Düşük enerji blok teorisi** ve **yüksek enerji blok teorisi** olarak iki farklı durum için geliştirilen blok teorileri, Cahn'ın **poligonizasyon** kavramını ileri sürmesine kadar açıklık kazanamamıştır. Cottrell ise embriyon ile çevresi arasındaki yönelme farkını vurgulamıştır.

Aslında birincil yeniden kristallesmenin her durumunu tek bir çekirdekleşme mekanizmasıyla açıklamaya çalışmak

hatalı olacaktır. Çünkü deformasyon sonucu oluşan altyapı, birçok faktöre bağlı olarak farklılıklar göstermektedir. Bu da çekirdeklesmenin oluşumu için farklı yolların izlenebilmesini anlaşılır kılmaktadır (Cotterill and Mould, 1976).

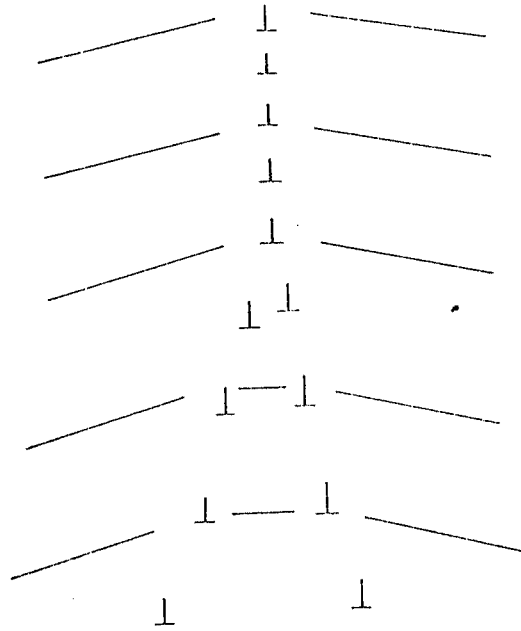
#### 2.2.4.2. Temel çekirdeklesme mekanizmaları.

Küçük açılı sınırlarının genel özellikleri daha önce özetlenmişti (Bölüm 2.1.2). Bu sınırların değişimi iki temel çekirdeklesme modeliyle gerçekleşir. Bunlardan biri poligonizasyon, diğeri hücre birleşmesidir. İlkinde tane, içindeki dislokasyonların yeniden düzenlenmeleri sonucunda büyümekte, tane sınırları bu yönde değişmektedir. İkincisinde iki ya da daha çok sayıda komşu tali tane birbirine karışarak büyümekte ve sınırın değişimi bu şekilde gerçekleşmektedir.

Genel olarak çekirdeklesme mekanizmaları şöyle özetlenebilir:

1. Poligonizasyon: Cahn ve Beck birbirlerinden habersiz olarak poligonizasyon yoluyla dislokasyonsuz tali tane oluşabildiğini ileri sürdüler. Böylece bu tali taneler yaşayabilir yeniden kristalleşme çekirdeğini oluşturmaktadırlar. Poligonizasyon süreci şematik olarak Şekil 2.10 da

basına azalan sınır enerjisi ve dolayısıyla artan yönelme farkından kaynaklanır.



Sekil 2.11. Üçlü noktadaki (üç sınırın kesişme yerine verilen genel ad) eğim sınırındaki kenar dislokasyonları (Cotterill and Mould, 1976).

Genel poligonizasyon işleminde çeşitli safhalar olmasına rağmen, genel özelliği dislokasyon tırmanmasının meydana gelmesidir. Bu nedenle işlemin, yüksek istif hatasına sahip metallerde çok daha kolay oluşabileceği tahmin edilebilir. Tavlama sırasında poligonizasyon yoluyla alt-yapı oluşumu ile doğrudan soğuk işlem sırasında teli tane oluşumu arasında şu temel farklar vardır:

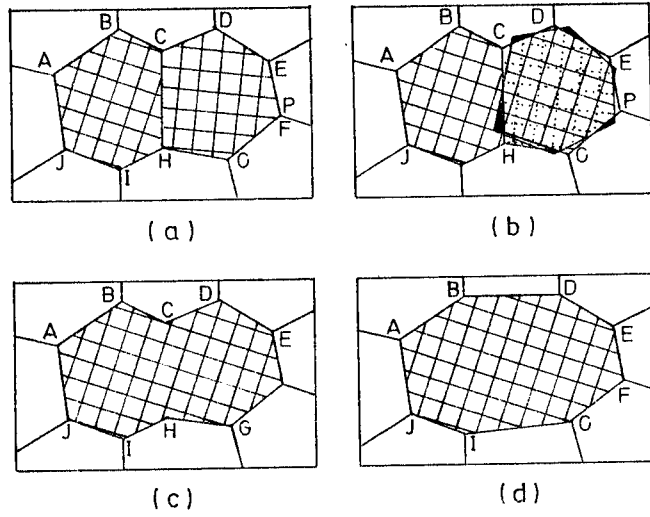
a) Poligonizasyonda bir dislokasyon tipinin fazlalığı gerekir (eğilmede kenar dislokasyonları gibi).

b) Poligonizasyon, doğrudan düşük sıcaklık soğuk işlemi sırasında meydana gelmez. Oysa tali taneler ya da en azından tali tanelerin habercisi olan hücre duvarları, soğuk işlem sırasında meydana gelir.

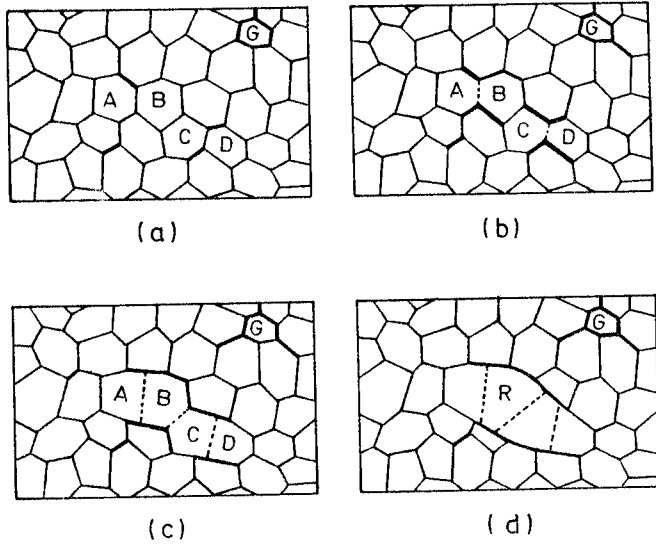
c) Poligonizasyon, ya belirli bir sıcaklıkta tavlama, ya izotermal sürünme, ya da bir sıcaklıkta deformasyon gerektirir. Oysa deformasyon tali tanesinin oluşumu için bunlar gerekmez.

d) Poligonize altyapının boyutu, çoğunlukla daha büyük mertebededir.

2. Rotasyonla Tali Tane Birleşmesi: Tali tanenin dönme olasılığı 1948'de Smith tarafından ortaya atıldı. Ayrıntıları Hu tarafından incelendi (Şekil 2.12). Şekil 2.12 (a) daki genel sınırın ortadan kalkması, Şekil 2.12 (b) deki koyu bölgelerden diğer bölgelere atomların difüzyonuyla gerçekleşir. Bu işlem yalnızca yaşayabilir yeniden kristalleşme çekirdeği oluşumu için geçerlidir. Hu, bu modeli yeniden kristallesen tanelere uyguladı (Şekil 2.13). Şekil 2.13 deki koyu bölgeler yüksek yönlenme farkını göstermektedir. Görüldüğü gibi sonuçta, oldukça deformasyonsuz, yaşayabilir ve en azından kısmen büyük açılı sınırlarıyla sınırlanmış bir bölge oluşmaktadır.



Sekil 2.12. Tali tane dönmesi yoluyla tali tane birleşmesinin sematik gösterimi. (a) Birleşme öncesi orijinal tane yapısı, (b) Bir tali tanenin dönmesi, (c) Dönmeden hemen sonra tali tane yapısı, (d) Bazı tali sınır hareketleri sonunda son tali tane (Cotterill and Mould, 1976).



Sekil 2.13. Tali-tane birleşmesiyle birincil yeniden kristalleşme çekirdeğinin oluşumunun sematik gösterimi. (a) Çekirdeklesme öncesi tali tane yapısı, (b) A ve B ile C ve D tali tanelerinin birleşmesi, (c) Ayrıca B ve C tali tanelerinin birleşmesi, (d) Büyük açılı sınırlarına sahip çekirdeğin oluşumu (Cotterill and Mould, 1976).

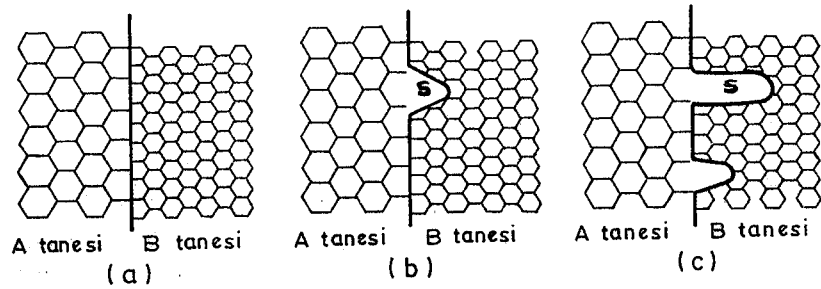
3. Geometrik Birleşme Modeli: Nielsen'in ileri sürdüğü bu alternatif modelde iki komşu hücre bir noktada karşılaştığında, çapı orjinal hücrelerin toplam çapının bir kesrine sahip olan tek ve daha büyük bir hücre oluşturmak üzere birleşmektedirler. Nielsen'e göre bu model, hem tali tanelerin hem de tanelerin boyut artışı için uygulanabilir. Rotasyonla birleşme modelinde, birleşmiş tane civarında yönlenme farkı artarken bu modelde artış meydana gelmez. Bu nedenle model yaşayabilir çekirdek oluşumunu açıklayamaz. Ama rotasyonla birleşmenin son safhasındaki sınır ayarlaması sırasında yüzey gerilimi olgusunu tanımlamada kullanılabilir.

4. Martenzitik Çekirdekleşme Modeli: Çekirdekleşme için ileri sürülen farklı bir model, deforme edilen latisin küçük bölgelerinde martenzitinkine benzer kayma olması ihtimalidir. Bu model yüksek deformasyona uğramış bakırın tavlama sırasında, bilinen küp yapısının özel bir oluşum durumu için Burgers ve Verbraak tarafından ortaya atılmıştır.

5. Tane Sınırı Çıkıntılaşmasıyla Çekirdekleşme: Daha önce Crussard tarafından bazı özellikleri belirtilmiş olmasına rağmen, tane sınırlarında çekirdekleşmenin ilk detaylı tanımı Beck ve Sperry tarafından yapılmıştır (Şekil 2.14). Model iki varsayıma dayanmaktadır. ilki, sını-



rın ayırdığı iki tane arasındaki büyük yönlenme farkı nedeniyle yüksek hareket hızına sahip olması, ikincisi ise, bu iki tanede önemli deformasyon farkı bulunmasıdır. Bu durumda sınır hareketi, daha düşük deformasyonlu tanede (A tanesi), sınır oluşturan tali tanelerden birinin (s) boyun vermesi ile başlayabilir. Hareketin yönü, daha fazla şekil değiştiren taneye doğrudur. Böylece, tükenen bölgede depolanan enerji gevşemesiyle hareketli sınırın genişlemesi için gereken enerji arasındaki fark dengelenmek üzere ic enerji düşecektir. Temel itici güç, aslında bu iki tane arasındaki depolanan enerji farkıdır.

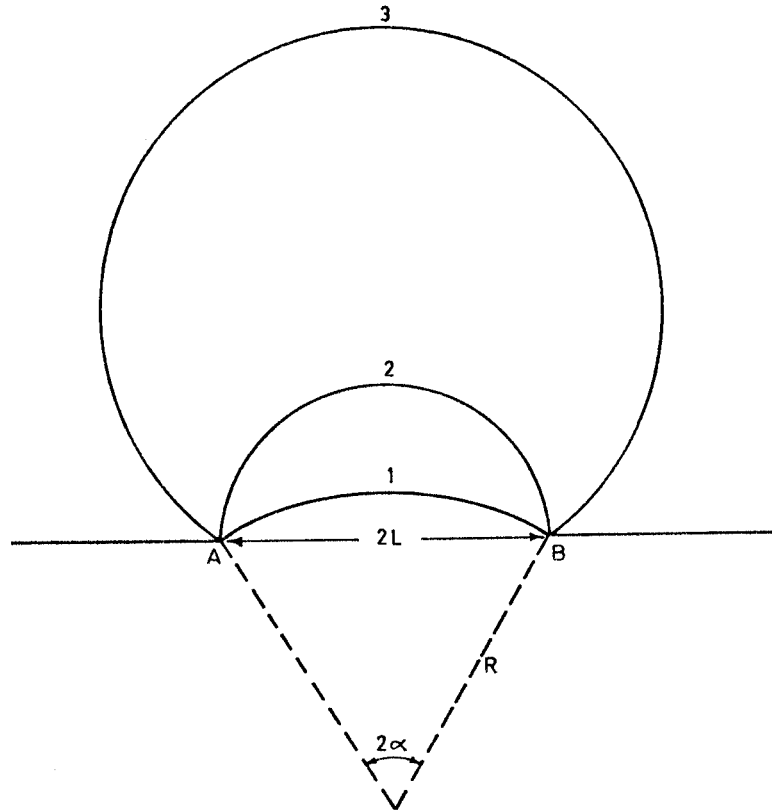


Şekil 2.14. Sınır hareketi oluşturan şekil değişimi yoluyla birincil yeniden kristalleşme (Cotterill and Mould, 1976).

Bailey'e göre, oluşan çıkıntının büyümesi için temel koşul şöyledir:

$$L > 2S / \Delta E \quad \dots \dots \dots (16)$$

Bu eşitlikte  $S$ , hareketli sınırın arayüzey enerjisi;  $\Delta E$ , bu sınıra karşılık birim hacim başına depolanan enerji farkıdır. Çıkıntı oluşturan sınır parçasının ilk andaki boyunun  $2L$  olduğuna dikkat edilmelidir (Şekil 2.15.). Sınırın büyüme hızı başlangıçta yavaş, çıkıntı yarım daireyi geçtikten sonra hızlı olmaktadır. Niteliksel olarak başlangıçtaki bu yavaş büyüme periyodu, kuluçka periyodunun oluşumuna işaret etmektedir. Oysa gözlemler, bu modelle yeniden kristalleşmede kuluçka periyodunun oluşmadığını göstermektedir.



Şekil 2.15. Tane sınırı çıkıntılaşması (Cotterill and Mould, 1976).

Çekirdekleşme mekanizmalarını genel olarak karşılaştırabilmek için önce çekirdekleşme bölgelerini, ikinci olarak bu bölgeler için uygun modeli dikkate almak gerekir.

Gözlemler, çekirdekleşmenin yüksek derecede deformasyon ve/veya bölgesel latis yönelme farklılıklarının olduğu bölgelerde meydana gelme eğiliminin varlığını kanıtlamaktadır. Düşük deformasyonlarda, genellikle tane kenar ve/veya köşelerinde daha çok deformasyon vardır. Bu nedenle, bu durumda tane sınırları ve sınırların üçlü noktaları çekirdekleşme için özel öneme sahiptirler. Fakat soğuk deformasyon miktarının artışı ile, deformasyonun genel dağılımı ve ilgili depolanan enerji daha homojen olmaktadır. Bu durumda yeniden kristalleşme çekirdekleri, tane sınırları kadar tane içlerinde de yerleşmektedirler. Tane içlerindeki çekirdekleşme, özellikle **deformasyon geçiş bantlarında** meydana gelmektedir.

Bir çekirdekleşme modelinin olabirliğine karar vermek için, ilk olarak yukarıdaki gibi çekirdekleşme bölgeleri belirlenmelidir. İkinci olarak, önerilen mekanizmaların, hareketli büyük açılı sınırı ile en azından kısmen sınırlanmış ve kritik boyutun üzerinde deformasyonsuz bir bölge sağlayıp sağlamadığı incelenir. Bu ikinci şarta

ilave olarak, çekirdekleşme bölgelerinin yüksek latis yönlenme farkına sahip bölgelere yerleşmesine karşın, çekirdeğin temelde onu geliştiren deformasyon yapısına benzer şekilde yönlendiği de dikkate alınmalıdır.

Yukarıda sıralanan kurallar, **sınır hareketi oluşturan şekil değişimi** (veya **tane sınırı çekirdeklesmesi**), **poligonizasyon** veya **tali tane birleşmesi** modellerini içermektedir.

Sınır hareketi oluşturan şekil değişimi düşük deformasyonlar için geçerlidir. **Normal** deformasyonların çoğunda, soğuk işlem yapısındaki yaşayabilir çekirdek, deforme olmuş tanenin içinde de oluşmaktadır. Çünkü bu bölgelerde de yeterli bölgesel yönlenme farklılıkları oluşabilir. Bu mekanizmaların herbirinde, çekirdekleşmede başlangıç noktası olarak iyi gelişmiş tali tane yapısı gereklidir.

Poligonizasyon yoluyla yaşayabilir çekirdeğin oluşumu, deformasyon sırasında az sayıda kayma sisteminin söz konusu olduğu durumlarda önemini hala korumaktadır. Fakat genel olarak bu oluşumun gerçekleşme olasılığı düşüktür. Çekirdekleşmenin martenzitik modeli ise özel durumlarda geçerli olmaktadır (Cotterill and Mould, 1976).

### 2.2.4.3. Birincil yeniden kristalleşmenin büyüme safhası

Birincil yeniden kristalleşmenin büyüme safhası, aslında yeni taneleri sarıp genişleyen büyük açılı sınırlarının, deformasyon yapısındaki hareketini içermektedir. Bu nedenle, öncelikle büyük açılı sınırlarını incelemek yerinde olacaktır. Tane sınırları genel olarak, farklı yönlenmeye sahip iki kristalin birleştikleri arayüzeydir.

Cottrell, bu sınırları şöyle sınıflandırmaktadır:

- (a) Küçük açılı ( $0^{\circ}$ - $1^{\circ}$ ) simetrik sınırlar;
- (b) Orta açılı ( $5^{\circ}$ - $20^{\circ}$ ) simetrik sınırlar;
- (c) Küçük veya orta açılı ( $0^{\circ}$ - $20^{\circ}$ ) asimetrik sınırlar;
- (d) Latis düzenlerinin sürekliliğinin olmadığı, büyük açılı ( $20^{\circ}$  den fazla) bitişik olmayan sınırlar. Cottrell, (a) ve (b) tiplerinin en hareketli sınırlar olduğunu göstermiştir. (a), (b) ve (c) tipleri yaşayabilir çekirdeklerin gelişmesi, (d) tipi ise büyüme safhası ile ilgilidir.

Büyük açılı sınırlarının yapısı için dört temel model teklif edilmektedir. Bunlar:

- (a) Sınırın sıvı yapısına benzeyen bir bölge olarak düşünüldüğü, **aşırı soğutulmuş sıvı modeli**;
- (b) Sınırın dislokasyon dizilerinden oluştuğunun varsayıldığı **dislokasyon modeli**;

(c) Sınırın, arayüzey boyunca, oldukça iyi atomik uyuma sahip adaların, çok daha kötü uyumlu adalarla yan yana bulunan bölgeler olduğunu kabul eden **ada modeli**;

(d) Sınırın, belirli latis bölgelerinde her iki taraftaki tanelere genişlemesi esasına dayanarak tariflendiği, **tesadüf eden (coincident) bölge modeli**.

Genel olarak asimetrik sınırlar, simetrik veya basit benzerlerinden daha karmaşık dislokasyon düzenine sahiptirler ve büyük açı sınırlarının yapısı çok daha zor anlaşılmaktadır.

Gordon ve Vandérmeer, tane sınırı hareketi konusunda birtakım postulatlar ileri sürdüler. Bunlar;

- i. Bir saf metalde tane sınırının hareket kabiliyeti (M), sınırdaki poroziteye (veya boşluk konsantrasyonuna) bağlıdır. Atomik difüzyon için enerji engellerinin küçük olması nedeniyle, porozite en yüksek olduğunda hareket kabiliyeti en yüksek değerini alır.
- ii. Saf olmayan bir metalde hareket kabiliyeti sınırdaki katı empürite segregasyonuna bağlıdır ve segregasyon en fazla olduğunda en düşük olmaya meyillidir.
- iii. Genelde sınırın hareket kabiliyeti;

$$M(p, c_B) = f_1(p) f_2(1/c_B) \dots \dots \dots (17)$$

- eşitliği ile verilebilir. Burada  $f_1$ , saf metalde sınır porozitesinin ( $p$ ) bir fonksiyonu;  $f_2$ , sınırdaki katı konsantrasyonunun ( $c_B$ ) bir fonksiyonudur. İki fonksiyon da sıcaklığa bağlıdır.
- iv. Sınır porozitesi ve dolayısıyla hareket kabiliyetine etkisi ( $f_1$ ), sınırdaki uyum bölgelerinin yoğunluğu ile değişir ve sonuç olarak, uyum bölgesi ile ilgili bir bağıntıya, bu bağıntı ile mükemmelliğin oluşumuna ve verilen uyum latisinde en sıkı uyum paketi düzlemlerine göre bir sınır yönlenmesine sahiptir.
- v. Hareketli sınır için, sınırdaki veya sınır civarında eriyen atomların birikmesi söz konusu olabilir. Bu, bir ortalama sınır konsantrasyonu ( $c_B$ ) ile gösterilebilir.
- vi.  $c_B$  değeri, sınır porozitesinin artışı ile yükselir (Cotterill and Mould, 1976).

Tane sınırı hareketi için ilk teoriler Mott ve Turnbull tarafından geliştirilmiştir. Turnbull, atomların tekil olarak karşılardaki hareketli sınıra transfer olduklarını iddia etmektedir. Bu durumda, hareket hızı ( $G$ ), aktivasyon enerjisi ( $Q$ ) ve mutlak sıcaklık ( $T$ ) arasında (10) eşitliği geçerli olmaktadır. Eşitlikte  $G$ , bölgesel sınır hareketi mesafesinin, latis parametresinin, itici gücün ve sıcaklığın fonksiyonudur. Turnbull'a göre

hareket hızı difüzyon katsayısı ile orantılı olmalıdır. Bu teori, **tek proses teorisi** olarak bilinir.

Mott'un teorisi ise tane sınırının **ada yapısı** modeline dayanmaktadır. Bu modele göre, atomlar karşılıklı transfer sırasında guruplar halinde aktive olmaktadır. Böylece temel süreç, bir kristalin sonradan yeniden kristalleşmek üzere diğeri içinde gurup halinde ergidiği varsayımı üzerine kurulmuştur. Bu modelde de (10) eşitliğine benzer bir eşitlik elde edilmektedir. Eşitlikte ( $G_0$ ), transfer olan guruptaki atom sayısına bağlıdır ve metalin ergime ısısının üstel bir fonksiyonudur. Teori, **gurup proses teorisi** olarak bilinir.

Li'nin poroziteye bağlı tane sınırı hareketi mekanizmasında dislokasyon dağılım uzaklığı ( $\lambda$ ), burgers vektörü ( $b$ ) ve yönlenme farkına ( $\theta$ ) şu şekilde bağlıdır :

$$\lambda = \frac{b/2}{\sin 1/2 \theta} \approx \frac{b}{\theta} \dots \dots \dots (18)$$

Bu teorilerden elde edilen sonuçlar, deneysel verilerle çelişmektedir. Aradaki oldukça büyük farkın, **empiricilerin** dikkate alınmaması nedeniyle ortaya çıktığı iddia edilmektedir. Lürke ve Detert, sınırda, eriyen ve eriten atomlararası boyut farkına bağlı olarak enerji azalması olduğunu ileri sürmektedirler. Bu teoriye göre sınır,



düşük konsantrasyonlar ve yüksek sıcaklıklarda eriyenden bağımsız hareket edebilir ve aksi halde edemez (Cotterill and Mould, 1976).

#### 2.2.4.4. Birincil yeniden kristalleşmeyi etkileyen faktörler

##### I. Deformasyon Şartlarıyla İlgili Faktörler:

(a) **Deformasyon Miktarı**- Tavlama öncesi yapılan deformasyonun büyüklüğü ve deforme edilen metaldeki dağılımı, birincil yeniden kristalleşmeyi önemli ölçüde etkilemektedir. Bunun en önemli nedeni, bilindiği gibi bu süreç için itici gücü sağlamasıdır. Bu anlamda, **belirli metal ve şartlar için yeniden kristalleşmenin tamamen oluştuğu en düşük sıcaklık** olarak tanımlanan **yeniden kristalleşme limiti** olgusu ortaya çıkmaktadır. Bu limit değeri belirlemek iki önemli avantaj sağlar. Birincisi, bir limit deformasyon değerinin altında yeniden kristalleşme olmayacağını bilmek, ikincisi ise bu deformasyon değerinin üzerinde, deformasyon artışıyla yeniden kristalleşme limiti sıcaklığının düşeceğini bilmektir.

Cekirdekleşme ve büyüme hızının deformasyonla bağımlılığının farklı olduğu gözlenmektedir. Bunun nedeni, bu safhalardaki aktivasyon enerjisi farklılıklarıdır. Cekirdekleşme mekanizması da şekil değişimi miktarına bağlı

olarak değişebilmektedir (Bölüm 2.2.4.2).

Yeniden kristalleşme sıcaklığı ve son tane boyutu, düşük deformasyonlar için daha büyük değerlere ulaşırlar. En kaba tane boyutunun elde edildiği deformasyon, genellikle yeniden kristalleşme için gerekli minimum şekil değişiminden biraz büyük bir değerdir. Bu şekil değişimi **kritik şekil değişimi**, son tane boyutu da **kritik tane boyutu** olarak bilinir.

(b) **Deformasyon Sıcaklığı**- Başlangıçtaki deformasyon sıcaklığının düşük olması, birincil yeniden kristalleşmenin başlayacağı efektif tüm aktivasyon enerjisini ve sıcaklığını azaltmaktadır. Ayrıca deformasyon sıcaklığındaki ani düşüş, daha uniform tane boyutu dağılımı ve daha ince tane boyutu sağlamaktadır.

(c) **Deformasyon İşlemi**- Bir şekil değişimi için, başlangıçtaki gerilme sisteminin çekme bileşeninin yükselmesi, dislokasyon yoğunluğunu arttırır. Böylece yeniden kristalleşme için daha büyük itici güç ve daha çok sayıda çekirdekleşme bölgeleri oluşur.

## II- Mikroyapıyla İlgili Faktörler:

(a) **Tane Boyutu**- Metalin başlangıçtaki tane boyutu,

yeniden kristalleşme davranışlarına iki yolla etki eder. Birinci olarak deforme edilen metalin dislokasyon yoğunluğu ve dolayısıyla depolanan enerjisi etkilenir. İkinci olarak da çekirdekleşmenin olduğu tane sınırı bölgelerindeki farklılıklara neden olarak, **çıkıntı** mekanizması ya da sınırlara yakın bölgelerde tali tane gelişmesini kontrol eder. Aslında tüm çekirdekleşme mekanizmalarında, tane sınırları ya da sınırlara yakın bölgeler yeniden kristalleşmenin başlaması için özel bir öneme sahiptir. Bu nedenle tane boyutu ve tane sınırlarının yeniden kristalleşme kinetiklerine ve yeniden kristalleşen tane boyutuna etkisi normal karşılanmalıdır.

Tane boyutunun yeniden kristalleşmeye etkisi düşük deformasyonlarda çok daha belirgindir. Bunun nedeni, tahminen deformasyon dağılımının şekil değişiminin artmasıyla homojenliğinin artmasıdır. Böylece birim hacimde tane sınırı alanlarındaki farklılık daha az olup, şekil değişiminin artışıyla yeniden kristalleşme kinetiklerinin değişimi, orijinal tane boyutuna daha az bağımlı olmaktadır.

**(b) İkizlerin Varlığı, Numune Kalınlığı ve Süperlatis Oluşumu-** Deformasyon ve tavlama sürecinin herhangi bir safhasından önce ikizlerin varlığı, sonraki tavlama sıra-

sında yeniden kristalleşmeyi etkiler. Bazı deneysel kanıtlar ikizlerin, çekirdekleşme hızını arttırıp, yeniden kristalleşme hızını yükselteceğini düşündürmekteyse de, ikizlerin yeniden kristalleşmeyi geciktirmede önemli rol oynadığı genel kabul görmektedir.

A B tipi alaşımların (örneğin  $Cu_3Au$ ) uzun mesafeli düzenini içeren süperlatis oluşumları, çekirdekleşmeyi engellemektedirler. Buna karşılık, büyük iç gerilimlere sahip tetragonal süperlatisler (örneğin  $CuAu$ ) tam ters etkiye sahip olup, yeniden kristalleşmeyi hızlandırılırlar.

Numune kalınlığının düşüşüyle yeniden kristalleşmedeki gecikme artar. Bu gecikmeye karşılık, değişik yönlenmeli tanelerin yüzey gerilim kuvvetleri dolayısıyla, tane sınırına ek itici güç söz konusu olacaktır (Cotteril and Mould, 1976).

### 2.2.5. Tane büyümesi

Birincil yeniden kristalleşmenin, yeniden kristalleşen ve genişleyen sınır bölgelerinin, hareket edip birbirine çarptığında tamamlandığı kabul edilir. Böylece orijinal deformasyon yapısı, deformasyonsuz çok kristalli yeni bir yapıyla yer değiştirmektedir. Deformasyon yapısının oldukça yüksek iç enerjisi birincil yeniden kristalleş-

meyle ortadan kalkmasına rağmen, prensip olarak sonuçtaki durum hala yarı kararlıdır. Metal içindeki toplam tane sınırı alanındaki düşmeyle toplam iç enerji daha da düşebilir. Bu yüzden tavlamanın sürekliliği, yeniden kristalleşen yapıda tane sınırlarının hareketine devam etmesini sağlar. Böylece az sayıdaki genişlemiş tane içeren bir yapı elde edilir.

Bu süreç, ayırdedilebilen iki temel yapıyı içeren **tane büyümesi** safhasıdır. **Normal tane büyümesi**, ortalama tane boyutunun artmasına karşın, tane boyut ve/veya şeklinin, numune boyunca hemen hemen sabit olduğu bir safhadır. Bu safha **sürekli tane büyümesi** olarak da bilinir. Buna karşın **anormal tane büyümesi**, bazı tanelerin boyut ve/veya şeklinin üniform olmayan bir şekilde geliştiği ve diğerlerinden daha hızlı büyüdüğü safhadır. Bu safhaya **ikincil yeniden kristalleşme** ya da **süreksiz tane büyümesi** de denir.

Tane büyümesinin her iki yapısıyla da ilgili olan temel fiziksel olgu, birincil yeniden kristalleşmenin büyüme safhasında oluşan birçok olay aracılığıyla yapı boyunca tane sınırlarının hareket etmesidir. Aralarında benzerlik olmasına rağmen, birincil yeniden kristalleşmedeki çekirdeklerin büyümesiyle yeniden kristalleşen tanelerin büyü-

mesi arasındaki fark, itici güçlerin farklılığıyla ayır-  
dilebilir.

Birincil yeniden kristalleşmenin büyüme safhasında itici güç, deformasyon sırasında depolanan enerjiyle sağlanır. Bu tanelerin büyümesi için gerekli itici güç ise deformasyonsuz yapıdaki toplam tane sınırı alanındaki azalmayla karşılanmaktadır. Bu nedenle ilk durumda sınır hareketi daha hızlıdır. İlkinde tane sınırları, kavislerin merkezinden, ikincisindeyse kavislerin merkezine doğru hareket etmektedirler.

#### 2.2.5.1. Normal tane büyümesi

Burke ve Turnbull, 1952'de normal tane büyümesi sırasındaki temel tane şekli değişimlerini özetlemişlerdir:

(a) Normal tane büyümesi, genişleyen taneleri çevreleyen sınırların hareketiyle oluşur ve kesinlikle komşu tanelerin birleşmesiyle meydana gelmez.

(b) Tane sınırı hareketi işlemi süresiz ya da düzensizdir; Yani belirli bir sınırın hareket hızı, izleyen ısıtma periyotlarında sabit değildir ve hareketin doğrultusu sürekli değişmektedir.

(c) Bir tane, bir yandan komşu tanelerden birine doğru

büyürken, diğer taraftan farklı bir komşusu tarafından tüketilebilir.

(d) Tanenin tükenmesi çoğunlukla tanenin ortadan kalkmasına doğru hızlanır.

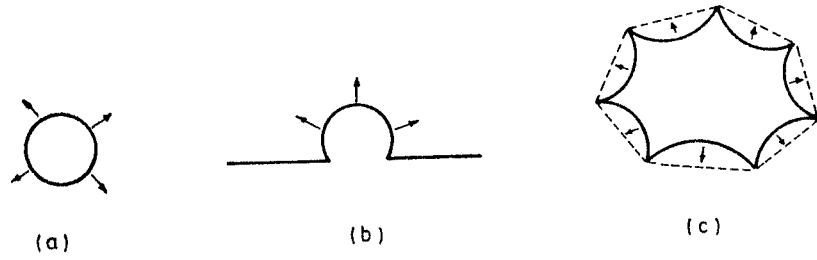
(e) Kavisli tane sınırı genellikle kavisin mekezine doğru hareket eder.

(f) Tek fazlı metalde tane sınırlarının  $120^\circ$  den farklı açılarda karşılaştıkları yerlerde daha dar açılı olan tane tükenmektedir. Bu durum, tane büyümesi sürecinde bütün açılarda  $120^\circ$  olma eğiliminin bir sonucudur.

Kavisli tane sınırının kavis merkezine doğru hareket etmesi, ilk olarak Sutoki tarafından gözlenmiştir. Daha önce de belirtildiği gibi bu hareket, birincil yeniden kristalleşmedeki büyümeyle zıt yöndedir. Bu fark itici güç farklılığından kaynaklanmaktadır.

Birincil yeniden kristalleşmedeki büyüme iki türlü olabilir (Şekil 2.16 a ve b). Her iki durumda da sınırın konkav tarafındaki yapı deformasyonsuz ve düşük enerjilidir. Konveks taraf ise yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip olup, yüksek iç enerji içermektedir. Sınır hareketi yüksek iç enerjiyi tüketecek biçimde olacağından, sınırın konveks tarafında ortaya çıkar. Tane büyümesi durumunda ise (Şekil 2.16 c), hemen hemen tüm yapı deformasyonsuz

olup, tane sınırı hareketi, sınır uzunluğunu azaltıp taneler arasındaki arayüzey alanını daraltmak üzere sınırın konkav tarafında oluşur.



Sekil 2.16. Tane sınırı kavisinin ve hareketinin sematik gösterimi. (a) Birincil yeniden kristalleşme sırasında, izole olmuş genişleyen bir yeni tanenin büyümesi, (b) Birincil yeniden kristalleşme sırasında hareket oluşturan şekil değişimi yoluyla tane sınırı parçasının genişlemesi, (c) Normal tane büyümesi sırasında tane sınırı düzelmesi yoluyla deformasyonsuz bir tanenin büyümesi (Cotterill and Mould, 1976)

#### 2.2.5.2. Anormal tane büyümesi

Tane kabalaşması, aşırı tane büyümesi, süreksiz tane büyümesi ya da ikincil yeniden kristalleşme olarak da adlandırılan bu safhanın deneysel gözlemleri Cahn tarafından özetlenmiştir:



(a) Anormal tane büyümesi sırasında, gelişen bütün taneler yeni çekirdeklenmemişlerdir. Bunlar, başlangıçtaki büyüyen yapının yalnızca belirli taneleridir.

(b) Anormal tane büyümesinin başlangıç safhaları yavaştır. Anormal tane büyümesi öncesinde önemli bir kuluçka periyodu vardır.

(c) Büyüyen tanelerin ayrılmasını belirleyen faktörler ve büyümenin erken safhalarında oluşan özel mekanizmaların belirlenmesi sürecin açıkça anlaşılabilir kısımlarını oluşturur. Birincisi, bu gelişen taneler (ikincil<sup>1</sup> taneler) başlangıçtaki tanelerin (birincil taneler) ortalama boyutundan daha büyüktür. İkinci olarak bunlar, eğer böyle bir yapılanma varsa, başlangıçtaki tercihli yönlendirmeden oldukça farklı yönlendirilmişlerdir.

(d) Tane büyümesinin anormal olması için normal tane büyümesinin meydana gelmesi ve sürekliliği önlenmelidir.

(e) Anormal tane büyümesi tamamlandığında, sonuç yapısındaki her hangi bir tercihli yönlendirilmiş yapılanma,

-----

<sup>1</sup> Birincil terimi anormal tane büyümesi başlangıcında varolan ve/veya bu safhanın sonunda ortadan kalkıncaya kadar değişmeyen mikroyapı özelliklerini belirtmede kullanılır. İkincil terimi ise, anormal tane büyümesiyle elde edilen ya da gelişen özellikler için kullanılır.

genellikle süreç başlangıcında varolan esas yapılanmadan farklılık göstermektedir.

(f) Belirli bir metal için, genellikle anormal tane büyümesinin oluşması için aşırı bir minimum sıcaklık söz konusudur. Bu, çoğunlukla **tane kabalaşması sıcaklığı** olarak bilinir. İzotermal tavlama için en büyük tane boyutu, çoğunlukla kabalaşma sıcaklığının hemen üzerinde elde edilir. Daha yüksek sıcaklıklardaki tavlamalar genellikle, hareketli sınırların çarpıştığı, yani anormal tane büyümesinin tamamlandığı safhada, daha az kaba olan ortalama tane boyutuna sahip, daha çok sayıda tane oluşumu sağlar.

(g) Hem normal hem anormal tane büyümesi için itici güç temelde aynıdır. Bu güç toplam tane sınırı alanındaki düşüş ve dolayısıyla toplam iç enerjideki azalmayla karşılanır. Ama bazı özel durumlarda metalin yüzey enerjisi de normal tane büyümesi davranışlarının belirlenmesinde rol oynar.

Anormal tane büyümesinin meydana gelmesi için, genel olarak iki koşul sağlanmalıdır. İlki normal tane büyümesini engelleyen empüriterler, ikincisi tercihli yönlenmeyle normal tane büyümesinin önlenmesidir.

### 2.2.5.3. Üçüncül yeniden kristalleşme

Özel bir durum olarak % 3'lük demir-silisyum alaşımlarında, bazen, tane büyümesi süreci tamamlandıktan hemen sonra, diğer bir değişim farkedilmiştir. Bu, yüksek sıcaklıklarda uzun süreli tavlama sırasında, ikincil tercihli yönelmiş yapılanmanın, yerini farklı tercihlili yönelmiş bir yapılanmaya bırakmasından ibarettir. Bu olayı Walter ve Dunn keşfetmiş ve üçüncül yeniden kristalleşme olarak adlandırmışlardır.

(100) düzlemleri, oksijen içeren atmosferlerdeki tavlamalarda, (110) düzlemlerinden daha yüksek yüzey enerjilerine sahiptirler ve bu sırada küp yapılanması oluşmaktadır. Oysa vakum ya da hidrojen atmosferinde durum tersine dönmekte, tane sınırı hareketi küp yapılanmasının tükenip Goss yapılanmasının<sup>1</sup> yayılması doğrultusunda olmaktadır. Anormal tane büyümesinin devam etmesi, yüzey enerjisi farklılıklarının, üçüncül tanelerin oluşumuna itici güç sağladığını gösterir.

-----

<sup>1</sup> % 3'lük demir-silisyum alaşımında manyetikleşme [001] yönünde kolay olduğundan, transformator yapraklarının üretimi sırasında (110)[001] yapılanmasının oluşması istenir. Bu yapılanma Goss yapılanmasıdır.

### 2.3. Yeniden Kristalleşme ve Tane Büyümesinin Teknolojik Önemi

Metalin özellikleri, onun bileşim ve üretim sürecini tanımlayan mikroyapısında belirlenebilir. Bu nedenle yeniden kristalleşme ve tane büyümesinin teknolojik önemi, deformasyon ve tavlamaı ayrı ayrı ya da bir arada içeren süreçlerin, üretim sürecinde iç yapıya etkisinin belirlenmesinden kaynaklanmaktadır. Aynı zamanda, malzemenin belirli sıcaklıklarda mühendislik şartlarında kullanılması sırasındaki iç yapı değişimleri de bu teknolojik önemi pekiştirmektedir. Tane yapısını tam olarak belirleyebilmek için, tanenin boyutu, şekli ve yönelmesini ve bu parametrelerin dağılımlarınının kompleks bir kombinasyonunu belirlemek gerekir.

Yeniden kristalleşmenin önlenildiği ya da kısmen oluşturulduğu yapının stabilizasyonu bazı durumlarda pratik yarar sağlamaktadır. Bu şartlara ulaşabilmek için genellikle yeniden kristalleşmenin ne zaman ve nasıl oluştuğunu açıklayan teorik esaslar anlaşılmalıdır. Bu durumda tipik örnekler; belirli dispersiyon alaşımları, **gevrek** malzemelerin özelliklerininin kısmi yeniden kristalleşmeyle geliştirilmesi ve **ceyrek-sert** ya da **yarı-sert** şartlarda kulla-

nılan malzemelerde kısmi yeniden kristalleşme yapısının stabilizasyonudur.

### 2.3.1. Metallerin özelliklerine tane yapısının etkisi

1. Tane Boyutu—Metalin akma direnci ile tane boyutu arasındaki temel bağıntı, Sylvestrowicz ile Hall ve Petch tarafından geliştirilen eşitlikten beri geniş çapta araştırılmaktadır (Cotterill and Mould, 1976):

$$\sigma_a = \sigma_i + k_y d^{-1/2} \quad \dots \dots \dots (19)$$

Eşitlikte  $\sigma_a$ ; akma mukavemeti,  $\sigma_i$ ; sürtünme direnci olarak adlandırılan bir terim,  $k_y$ ; bir sabit ve  $d$ ; tane çapını göstermektedir.

Eşitlik uyarınca  $k_y$  değeri genellikle tavlanmış durumda maksimum ve malzeme deformasyon yaşanmasına uğradığında minimum olmaktadır. Ayrıca çekme direncine bağlı tane boyutu, akma direncinden daha düşük olmaktadır. Genelde çekme direnci-tane boyutu ilişkisi, latis yapısındaki uygun deformasyon şekillerinin sayısına bağlıdır. Bu nedenle, kübik metallerde tane boyutuna duyarlık, hekzagonal metallere daha azdır. Akma ve çekme direncine bağlı tane boyutu, sıcaklığın artışı ile düşer. Çünkü sıcaklığın artışı ile mümkün deformasyon şekilleri de artar. Tane inceltme, tokluğun azalmadığı yegane sertleş-

tirme mekanizmasıdır. Bu nedenle, tane boyutu ve mekanik özellikler arasındaki bağımlılık, tokluk ya da çentik sünekliği özelliklerindeki artışla teknolojik uygulama alanı bulur.

Metal sürünme şartları altında deforme olduğunda, tane boyutu artışıyla mukavemet artar, süneklik azalır. Bu nedenle tane boyutu, teknolojik olarak yüksek sıcaklık özelliklerinde de önemli etkiye sahiptir. Bu tip deformasyonda etki, tane sınırının etkisi dolayısıyla meydana gelmektedir.

Birçok fiziksel özellik, tane boyutu değişimlerine daha az duyarlıdır. Bu durum, transformatör göbeklerindeki güç kaybının, göbek saçlarındaki tane boyutuna bağlı olduğu durumlarda önem kazanır. Bu durumda tane sınırlarının elektron saçtığı ve bu nedenle bu malzemelerin kaba taneli olması gerektiği düşünülebilir. Öte yandan saf demirde tane boyutunun güç kaybını etkilemediği bulunmuştur.

2. Tane yönleneşmesi- Metallerin plastik deformasyonu, belirli düzlem ve doğrultularda hem kayma hem de ikizlenme içermektedir. Bu nedenle kristalin mekanik özellikleri, onun uygulanan gerilim doğrultusunda yönleneşmesine bağlı olmaktadır.

Numune özellikleri, yapılanma yoğunluğunun artışı ile daha anizotropik olmaktadır. Bu bilhassa ince sac metaller için önemlidir. Genel olarak metal-sac düzlemi içinde farklı doğrultulardaki ortalama  $r$ -değerleri<sup>1</sup> sacın derin çekilebilirliği ile ilgilidir. Bu nedenle  $r$ -değeri olgusu ve bunun tercihli yönelmiş yapılanma ile değişimi, sac metal teknolojisinin önemli bir yönünü oluşturmaktadır.

Sıcaklığın yükselmesi aktif deformasyon şekillerini artırdığından, yönelme azalır. Bu nedenle mekanik özelliklere bağlı yönelme, uygun deformasyon şekillerinin azalması ile daha belirli olmaktadır. Fiziksel bir özellik üzerine kristal yönelmesinin etkisi konusunda en çarpıcı örnek, manyetik duyarlıdır. Young modülü de az olmakla birlikte kristal yönelmesine duyarlıdır.

3. Tane şekli- Uzamış taneler, mekanik işlem görmüş metaller kadar, kolonsal yapıya sahip metallerde de bulunabilir. Deneysel kanıtlar sınırlı olmakla birlikte, ayrılmış katı eriyik alaşımlarında veya iki fazlı alaşımlarda tane şeklinin düzensizliğinin, fazların ve/veya

---

<sup>1</sup>  $r$ -değerleri genişlik ve kalınlık doğrultusundaki şekil değişimleri için kullanılan genel bir terimdir.

ikinci faz partiküllerinin **bağlanmasına** ya da doğrusal dağılımlarına yardım ettiği bulunmuştur.

4. Tamamlanmamış yeniden kristalleşmenin rolü: Bu konudaki en eski ve basit örnek, **ceyrek sertleştirme**, **yarım sertleştirme** veya **tamamen sertleştirme** şartlarında, alüminyum ve bakır alaşımlarında bulunabilir. Bu, işlem sertleşmesindeki sertleştirme etkisinin oluşturulmasında kullanılan ucuz ve etkili bir yöntemdir. Yeniden kristalleşmenin uygun biçimde önlenmesinin daha karmaşık bir örneğine, yüksek mukavemetli dispersiyon alaşımlarında rastlanmaktadır. Artan sıcaklıklardaki yüksek mukavemet, muhtemelen birincil yeniden kristalleşmenin bastırılması ile oluşmaktadır. Bunun gerçekleşmesi için, soğuk işlem sırasında uniform dislokasyon yoğunluğu elde edilmeli ve partiküller arası uzaklık küçük olmalıdır.

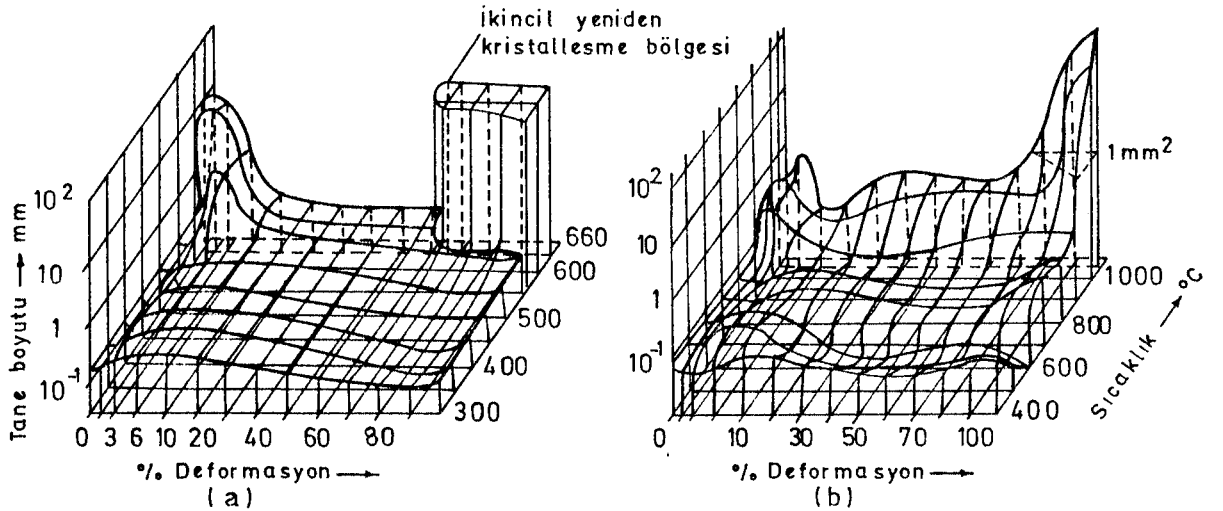
### 2.3.2. Tane yapısının kontrolü

1. Tane boyutu- **Tam yumuşama** sağlamak için tasarlanan ısıtım işlemler genellikle, birincil yeniden kristalleşme kadar, bir miktar tane büyümesini de içerir. Bu durumda elde edilen tane boyutu, tane büyümesinin etkisi ile daha büyük olmaktadır.



Ön deformasyon ve tavlama şartlarının izokronal değişiminden ortaya çıkan karmaşık durum, **tavlanmış** tane boyutunun, ön deformasyon ve izotermal tavlama sıcaklığına bağlı olduğu **üç boyutlu grafiklerde** özetlenmiştir (Şekil 2.17.).

Tane büyümesini de içermesine rağmen bu grafikler, **yeniden kristalleşme diyagramları** olarak bilinir. Şekil 2.17'den de görüleceği gibi, anormal tane büyümesini gösteren kaba tane boyutları, yüksek ön deformasyonlar ve yüksek tavlama sıcaklıkları için söz konusudur.



Şekil 2.17. (a) alüminyum, (b) bakır için tane boyutu, deformasyon ve sıcaklık ilişkisi (Smallman, 1970).

Tipik işlem programında çıkabilecek yapısal güçlüklerle rağmen, tane boyutunun ticari kontrolü, dağıntık partiküllerin etkisi de göz önünde tutularak Burke ve Turnbull'un **yeniden kristalleşme kanunları** (Bölüm 2.2.2) uygulanarak gerçekleştirilir. Örneğin kaba taneli bir yapıda normal tane büyümesi genişlemesini sağlamak için, hem tavlama öncesi düşük toplam deformasyon, hem uzun süreli yüksek sıcaklık tavlamasını içeren program kolayca uygulanabilir. Düşük deformasyon ve tavlama, **kritik deformasyon ve tavlama tekniği** olarak adlandırılır. Bu tekniğin ve anormal tane büyümesinin kullanılması, uzun süreli normal tane büyümesi tavlama tekniği ile birlikte, optimum şekillendirme gerektiren düşük karbonlu çelik sacda kaba taneli yapıların elde edilmesi için yaygın olarak kullanılan metodlardır.

2. Tane yönlenmesi- Kuvvetli deformasyon ve sonraki tavlama sırasında ortaya çıkan tercihli yönlenmiş yapılanmanın kontrolü için çeşitli girişimlerde bulunulmuştur. Tipik örnekler, Goss yapılanmasının geliştirilmesi, alüminyum sacda derin çekme sırasındaki kulaklaşmanın (earing) önlenmesi ve düşük karbonlu çelik sacda iyi derin çekme özelliklerinin geliştirilmesidir.

Hutchinson, tüm mikroyapı içinde birincil yeniden kristalleşme çekirdeklerinin yerleşmesinin fonksiyonu olarak ortaya çıkan yönelme farklılıklarını incelemiştir. Bu şartlarda üç temel bölge tesbit etmiştir: **tane içleri**, **geçiş bantları** ve **tane sınırları**. İlkine, yüksek derecede haddelenmiş demir veya çelik, ikincisine Goss yapılanması ((110)[001] yapılanması) örnek olarak verilebilir. Ferran ve arkadaşları alüminyumda, tane sınırlarında ya da bu sınırların yanında oluşan yeniden kristalleşme çekirdeklerinin yönelmesinin, soğuk işlem yapısınıninkine benzediğini bulmuşlardır. Tane içlerindeki yönelme ise, soğuk işlem yapısına göre hafifçe dönmüş durumdadır.

3. Kısmi yeniden kristalleşme- Birincil yeniden kristalleşmenin önlenmesi veya kısmen bastırılmasının, belirli durumlarda avantajlı özelliklere sahip bir mikroyapı oluşturduğu bilinmektedir. Yalnız yapı kontrolü, bu oluşumun temelini oluşturan prensiplerin dikkatle yorumlanması, Burke ve Turnbull'un ampirik **yeniden kristalleşme kanunlarının** uygulanmasını ve dağınık partiküllerin yeniden kristalleşme üzerine etkilerinin bilinmesini gerektirmektedir. Tipik örnekler ince partiküllü dağınık alaşımlarda bulunabilir. Bunların yüksek sıcaklık mukavemetlerini geliştirmek için dislokasyon dağılımları planlı olarak stabilize edilmelidir. Ayrıca çinko, kurşun gibi

ergime sıcaklığı düşük, eriyen madde ilave edilir. Böylece oda sıcaklığı mukavemetleri geliştirilir (Cotterill and Mould, 1976).

### 2.3.3. Sıcak deformasyon sırasındaki yapısal değişimler

Sıcak işlem ve soğuk işlem terimleri yaygın olarak kullanılan ifadeler olmakla birlikte, bunları basit ve anlaşılır biçimde ayırdetmek pek kolay değildir. Genellikle soğuk işlemin sürekli işlem sertleşmesi ile ilgili olduğu, sıcak işlemin ise, deformasyon sırasında ve sonrasında oldukça düşük sertlik değerleri verdiği kabul edilmektedir. Mutlak ergime noktalarının yarısından daha büyük sıcaklıklarda bile, deformasyon işlem sertleşmesine yol açmaktadır. Bu sırada izlenen yol da soğuk işlemde izlenen yolla aynıdır. Fakat işlem sırasında, bir yandan da kısmen ya da tamamen hata eliminasyonu olmaktadır. Bu yüzden, statik benzerlerinden ayırdedilmeleri amacıyla dinamik olarak adlandırılırlar.

Sürünme şartları altında sıcak deformasyonun detaylı incelenmesi, kurşun, bakır, altın ve  $\delta$ -demirinde birincil yeniden kristalleşmenin oluştuğunu kanıtlarken, alüminyum, çinko, kadmiyum, kalay ve  $\alpha$ -demirinde oluşmadığını göstermektedir. Bu durumda, alternatif gerilme ve deformasyon

hızı tanımları olarak **sürünme** ve **sıcak işlem** terimlerinden çok, **dinamik toparlanma** ve **dinamik yeniden kristalleşme** kavramlarının kullanılması uygun olmaktadır.

1. Dinamik toparlanma- Dinamik toparlanmanın oluşabilmesi için, dislokasyonların, karşıtları ile karşılıklı birbirlerini yok etmeleri veya enerjileri açısından daha mümkün olan başlama pozisyonuna gelmeleri gerekir. Bu amaçla da orijinal kayma düzlemlerini terketmelidirler. Vida dislokasyonları bunu çapraz kayma ile, kenar dislokasyonları tırmanma ile gerçekleştirirler.

2. Dinamik yeniden kristalleşme- Sürünme sırasındaki yeniden kristalleşme, işlem sertleşmesindeki ve toparlanmadaki sürünme eğrisi ile çakışan bir periyot izler. Bu anlamda önce hızlı daha sonra yavaşlayan bir süreç söz konusudur. Dinamik yeniden kristalleşme hızının azalıp, gerilimin artışı ile arttığı dolaylı verilerle tesbit edilmiştir.

Dinamik yeniden kristalleşmenin genellikle orijinal tane sınırlarında çekirdeklediğinin gözlenmesi, çekirdeklesmenin sınır hareketi oluşturan şekil değişimi ile oluştuğunu göstermektedir. Bu nedenle yeniden kristalleşmenin oluşmasına yetecek bir itici güç, bölgesel sınırlama etkilerinin (pinning effect) üstesinden gelebilmelidir. Çünkü

sınır hareketi oluşturan şekil değişiminin oluşabilmesi için, çekirdekleşmenin, sınırın dış çizgilerinde oluşmasının engellenmesi gerekir (Cotterill and Mould, 1976).

### 3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

#### 3.1. Deney Planı

##### 3.1.1. Deney numunelerinin hazırlanması

(1) İşleme toleransları göz önüne alınarak, 100 adet, 17 mm. çap, 34 mm. yüksekliğinde numune kesilmesi,

(2) Sertlik ölçülerek, normalizasyon öncesi ortalama sertlik değerinin belirlenmesi,

(3) Numunelere normalizasyon işleminin uygulanması. Bu amaçla, tüm numunelerin fırında 940°C sıcaklıkta 15 dakika bekletilmesi ve sonra havada soğutulması,

(4) Sertlik ölçülerek normalizasyon sonrası ortalama sertlik değerinin belirlenmesi,

(5) Numunelerin tornada işlenerek, boyutlarının 17 mm. çap ve 34 mm. yüksekliğe getirilmesi,

(6) Tüm numunelerin sırası ile, 220, 320, 500, 800 mesh numaralı zımpara kademelerinden geçirilmesi,

(7) Numunelere mekanik parlatma işleminin uygulanması.

### 3.1.2. İzokronal tavlama deneyinin uygulanması

(1) 8 deformasyon değeri belirlenmesi ve her deformasyon değerine 10 adet numunenin **basma** yoluyla deforme edilmesi,

(2) Deformasyon sonrası sertlik değerlerini belirleme,

(3) Tavlama öncesi sertlik değerlerini belirleme,

(4) Deforme edilen numunelerden, her deformasyon değerinden birer numunenin bulunduğu 8'erli 6 grup oluşturulması,

(5) 5 tavlama sıcaklığı belirlenmesi ve 5 gurubun her birinin, fırında bu sıcaklıklardan birinde tavllanması. Bu işlemin, tavlama sıcaklığına kademeli olarak çıkılıp, 15 dakika beklenerek ve sonra havada soğutma yapılarak gerçekleştirilmesi,

(6) Tavlama sonrası sertlik değerlerinin belirlenmesi.



### 3.1.3. Deney sonrası numune hazırlama ve inceleme

- (1) Numunelerin basma yönünde kesilmesi,
- (2) Kesme yüzeylerinin sırasıyla, 220, 320, 500, 800 mesh numaralı zımpara kademelerinden geçirilmesi,
- (3) Elektrolitik parlatma işleminin uygulanması,
- (4) %5 lik nitelle dağlama işleminin yapılması,
- (5) Elde edilen mikroyapıların mikroskopta incelenmesi ve mikroyapı fotoğraflarının çekilmesi.

### 3.1.4. İzotermal tavlama deneyinin uygulanması

- (1) İzokronal tavlama sonuçları incelenerek, izotermal tavlama için 2 deformasyon, 1 tavlama sıcaklığı, 5 süre değeri belirlenmesi,
- (2) (3.1.1.) kademesinden geçen 10 adet numune, 5'erli 2 gurup haline getirilip, belirlenen 2 deformasyon değerinde basma deformasyonu uygulanması,
- (3) Deformasyon sonrası sertlik değerlerini belirleme,

(4) Tavlama öncesi sertlik değerlerini belirleme,

(5) Belirlenen tavlama sıcaklığına kademeli olarak ısıtılıp, belirlenen sürelerde bekletilen numunelerin havada soğutulmasıyla tavlama işleminin gerçekleştirilmesi,

(6) Tavlama sonrası sertlik değerlerini belirleme,

(7) (3.1.3.) kademesinin bu numunelere uygulanması.

### 3.2. Deneyin Yapılışı

Burke ve Turnbull'un geliştirdiği **yeniden kristalleşme kanunları** (Bölüm 2.2.2), genel olarak bazı faktörlerin yeniden kristalleşme üzerinde dominant etkiye sahip olduklarını düşündürmektedir. Gerçekten, **deformasyon miktarı, tavlama sıcaklığı ve tavlama süresi** olarak belirlenen bu üç faktör bir limit değerinin üzerine çıkmadıkça, yeniden kristalleşme oluşmamaktadır. Bu nedenle, deneysel çalışmalarda bu üç faktörün yeniden kristalleşme yapısına etkilerinin incelenmesi uygun görülmüştür.

### 3.2.1. Malzeme seçimi

Malzeme olarak yapı çeliği seçilmiştir. Deneylerde kullanılan bu çeliğin kimyasal analizi, yapıdaki 14 elemanı spektral analizle ölçen Quantovac cihazıyla yapılmıştır (Çizelge 3.1). Malzeme ötektoid altı çelik olduğundan yapıda perlit ve ferrit olmak üzere iki faz bulunmaktadır. Bununla birlikte, karbon miktarı çok düşük olduğundan, perlit fazı yapının küçük bir oranını oluşturmaktadır (yaklaşık %8.5).

Çizelge 3.1. Kullanılan malzemenin kimyasal analizi(%).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
.078	.171	.708	.018	.050	.111	.082
Cu	Mo	Sn	Al	As	V	W
.170	.028	.009	.002	.009	.005	.001

Malzeme seçiminde, malzemenin iki temel koşulu sağlanması amaçlanmıştır. Bunların ilki kolay şekil değiştirebilmesi, ikincisi ise teknolojik öneme sahip olmasıdır. Düşük karbonlu olması nedeniyle, yapı çeliğinin kolay şekil değiştireceği tahmin edilebilir. Böylece de **deformasyon miktarının** etkisi daha geniş bir aralıkta incelenebilir. Öte yandan yapı çeliğinin özellikle inşaat sektö-

ründeki fonksiyonu nedeniyle çok yaygın kullanım alanına sahip olduğu bilinmektedir. Bu çelik, haddelene, tel çekme, boru çekme gibi pek çok şekillendirme yöntemiyle soğuk olarak da şekillendirilmektedir.

### 3.2.2. Yöntem belirlenmesi

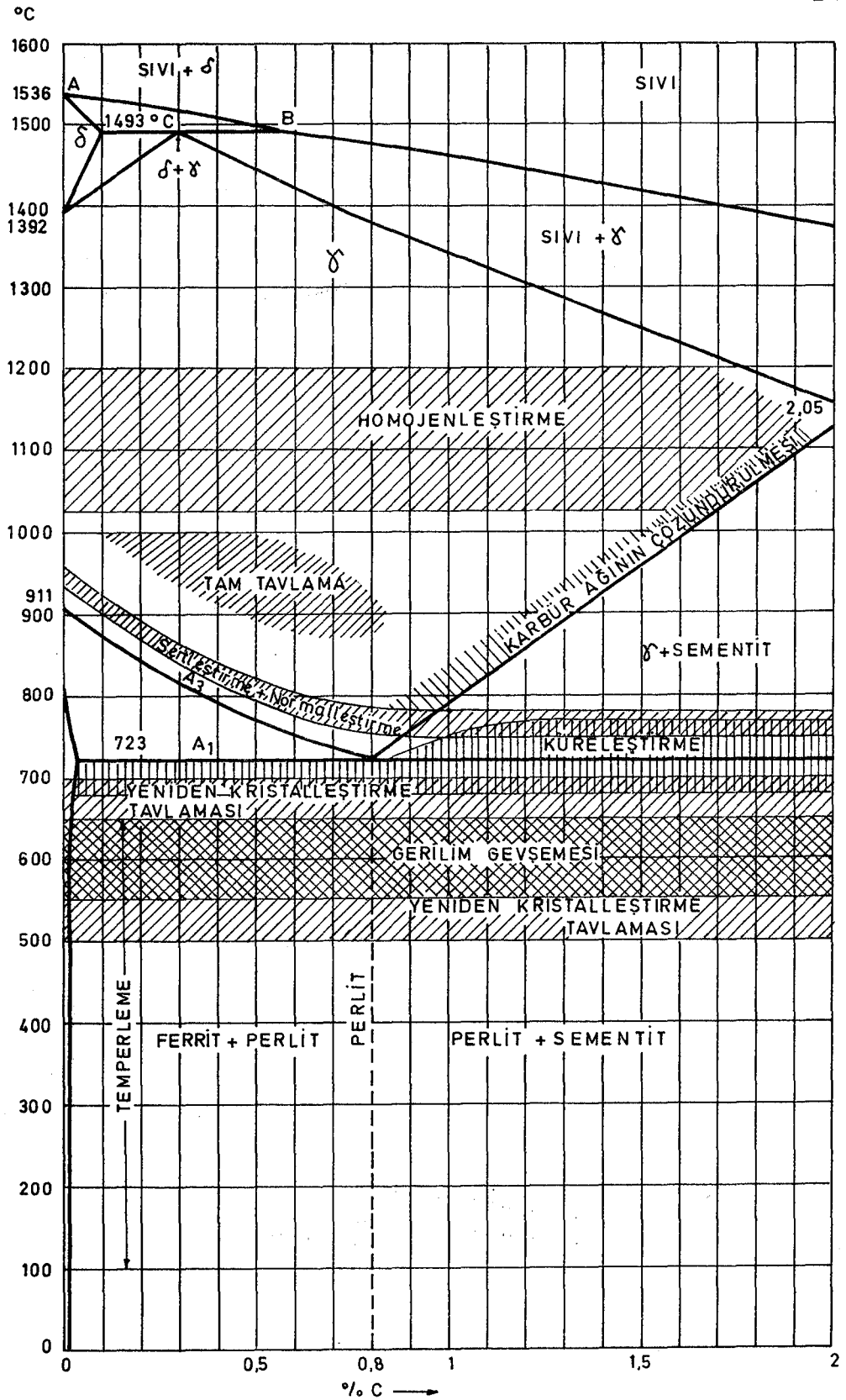
Numunelerin **basma** yükü ile deforme edilmesine karar verilmiştir. Deformasyon işleminin, malzemenin deformasyon ve tavlama davranışlarını etkilediği Bölüm 2.4. ve Bölüm 3.6.'da açıklanmıştır. **Çekme** deformasyonu, şekil değişim miktarının kontrolunu kolaylaştırdığından ve yeniden kristalleşme hızını artırdığından basma deformasyonundan daha avantajlı gibi görünmektedir. Fakat aynı malzemenin hem çekme hem de basma ile deforme edilmesiyle elde edilen sonuçlarda basmanın önemli bir üstünlüğü olduğu görülmüştür. Bu üstünlük, üniform bölgedeki deformasyon miktarının basmada, çekmedekinin iki katı kadar olmasıdır. Bu durumda, basma numuneleri daha geniş bir deformasyon aralığında incelenebileceğinden numunelere basma yükü uygulanması uygun görülmüştür. Ön deformasyondan sonra numunelere hem **izotermal tavlama** hem de **izokronal tavlama** işlemlerinin uygulanmasına karar verilmiştir. Bunlardan ilki sürenin, ikincisi ise sıcaklığın malzemeye etkisinin belirlenmesi amacıyla yapılmıştır.

### 3.2.3. Numunelerin hazırlanması

TS 206'ya göre (TSE, 1975), basma numunelerinin boyutları için  $h=3d$  oranının kullanılması uygun olmaktadır. Burada  $h$ , numunenin yüksekliğini ve  $d$ , çapını göstermektedir. Fakat yapılan ön çalışmalar, bu oranın deformasyon sırasında çarpılmaya neden olduğunu göstermiştir. Ayrıca yine bu oranda deney sonunda, aynı yük için ölçülen deformasyon değerleri birbirleriyle uyum sağlamamışlardır. Bu durumda metalik malzemeler için basmada en çok kullanılan oran olan  $h=2d$  oranı (Kayalı, Ensari ve Dikeç, 1978) kullanılmıştır. Numunelerin çapı 17 mm. ve yüksekliği 34mm. olarak belirlenmiştir. Bu değerler, TS 206'nın verdiği sınırlar içinde kalmaktadır (TSE, 1975).

Hazırlama aşamasında, önce malzemeden 100 adet numune kesilmiştir. Kesme işlemi, Behringer Firması'nın Super 245 PU2 tipi cihazında yapılmıştır. Numuneler işleme payları göz önüne alınarak 18 mm. çap ve 36 mm. boyda kesilmişlerdir. Bu numunelerin tesadüfi seçilen 20 tanesinin sertliği ölçülerek normalizasyon öncesi ortalama sertlik değeri tesbit edilmiştir. Sertlik ölçme işleminde Zwick Firması'nın 3106 tipi Rockwell Sertlik ölçme cihazı kullanılmıştır. Daha sonra numunelere normalizasyon ısıl işlemi uygulanmıştır. Bu işlem için Heraeus Firması'nın KS 120

tipi, 1500°C kapasiteli, rezistanslı kamaralı fırını kullanılmıştır. İşlem 940°C sıcaklığa ısıtma, 15 dakika bekleme ve havada soğutmayla gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.1.). Bundan sonra tekrar sertlik ölçülerek normalizasyon sonrası ortalama sertlik değeri belirlenmiştir. Sertlik değeri belirlendikten sonra numuneler 17 mm. çap ve 34 mm. yüksekliğe kadar tornada işlenmiştir. Bu işlem MKE'nin Fritz Werner lisansı ile imal ettiği torna cihazında gerçekleştirilmiştir. Daha sonra numuneler sırasıyla 220, 320, 500, 800 mesh numaralı zımpara kademelerinden geçirilmiştir. Zımparalama, Struers Firması'nın Knuth-Rotor tipi, 280 rpm. dönme hızına sahip zımparalama cihazında gerçekleştirilmiştir. Bu kademe mekanik parlatma kademesi izlemiştir. İşlem, Struers Firması'nın DP-10 tipi, 250 rpm. ve 125 rpm. dönme hızlarına sahip parlatma cihazında  $Al_2O_3$  + su karışımından oluşan süspansiyonla gerçekleştirilmiştir. Tornalamadan sonraki yüzey hazırlama işlemleri, basma sırasında numune yüzeyi ile basma plakaları arasındaki sürtünmeyi minimuma indirmek amacıyla yapılmıştır. Aksi halde, deformasyon sırasında numunelerde **şişme** oluşmaktadır. Şişme nedeniyle de, üniform şekil değişimi bölgesinde deformasyon dağılımı heterojen olmaktadır. Tüm bu çabalara rağmen şişme tam olarak önlenmemiştir.

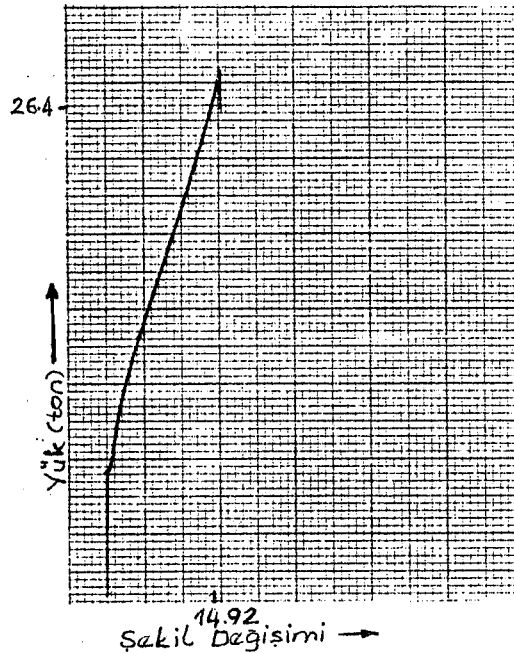


Sekil 3.1. Çelikler için demir-karbon denge diyagramı ve başlıca ısı işleme bölgeleri (Struers Scientific Instrumens)

### 3.2.4. Basma deformasyonu

Basma deformasyonu için, hidrolik sistemle çalışan, 400 KN yükleme kapasitesine sahip, MFL Firması'nın üniversal test cihazı kullanılmıştır.

Hazırlanan numunelerden birisi, üniform şekil değişimi bölgesinin üzerine kadar deforme edilmiştir (Şekil 3.2.). Elde edilen yük-şekil değişimi eğrisinde, akma noktası ile üniform şekil değişimi sınırı arası yedi uygun aralığa bölünmüştür (Çizelge 3.2.).



Şekil 3.2. Üniform şekil değişimi bölgesi üzerine kadar deformasyon sonucu elde edilen basma diyagramı.

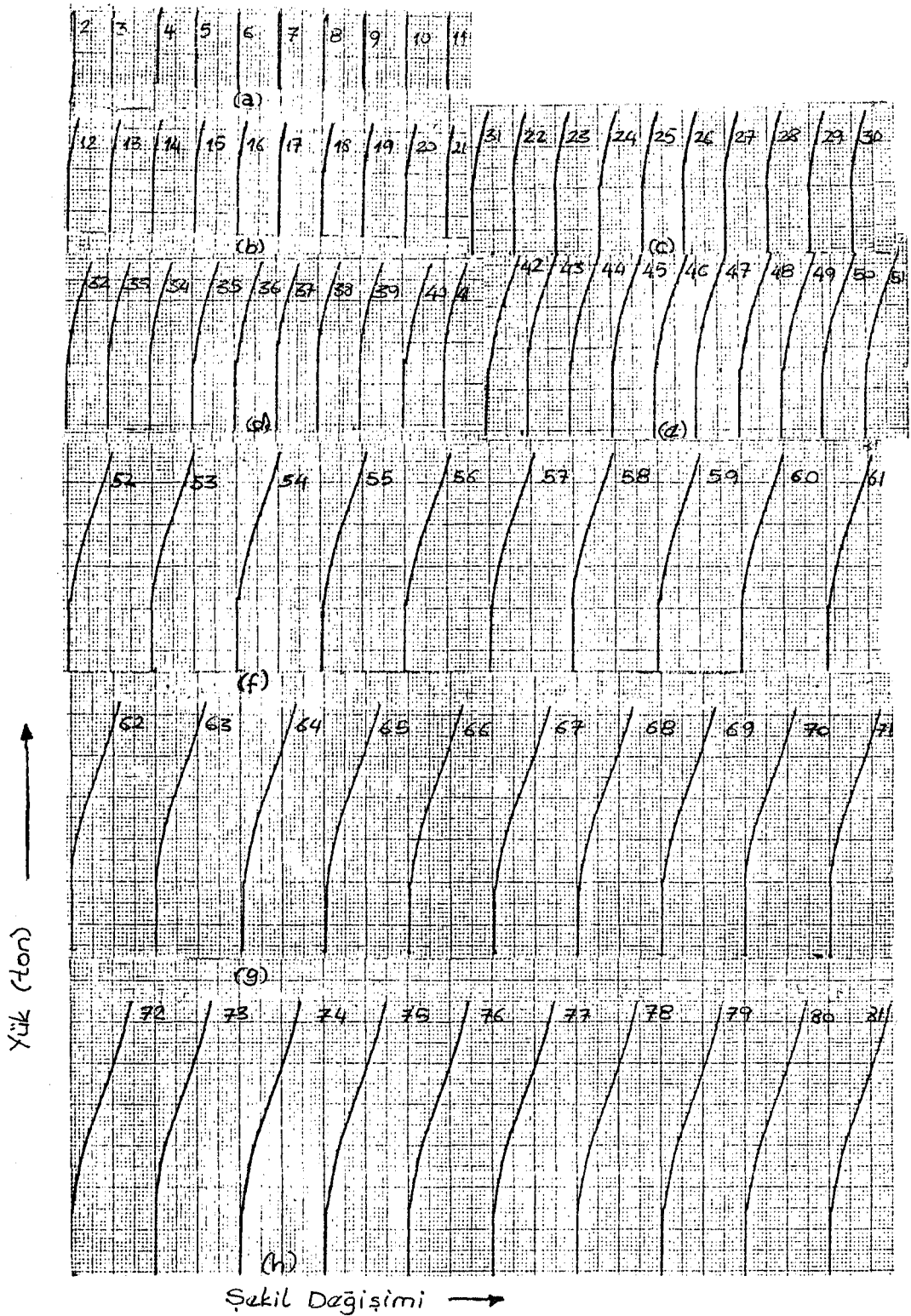


Çizelge 3.2. İzokronal tavlama için belirlenen basma deneyi parametreleri\*

P(Ton)	h <sub>0</sub> (mm)	h <sub>1</sub> (mm)	d <sub>0</sub> (mm)	d <sub>1</sub> (mm)	τ(kg/mm <sup>2</sup> )	%r	%ε
7.2	34	33.32	17	17.23	31.74	2.75	2
10.8	34	31.62	17	17.87	47.60	10.46	7
13.6	34	29.58	17	18.48	59.95	18.05	13
16.0	34	27.54	17	19.23	70.53	28.01	19
18.4	34	25.50	17	20.06	81.10	39.29	25
20.8	34	23.46	17	21.18	91.68	55.28	31
23.6	34	21.42	17	22.27	104.03	71.55	37
26.4	34	19.38	17	23.56	116.37	92.01	43

\* p, uygulanan yük; h<sub>0</sub>, numunenin ilk yüksekliği; h<sub>1</sub>, numunenin son yüksekliği; d<sub>0</sub>, numunenin ilk çapı; d<sub>1</sub>, numunenin son çapı; τ, basma mukavemeti; %r, yüzde kesit genişlemesi; %ε, yüzde boy kısalması.

Deneylerde deformasyon değeri olarak boy kısalması yüzdesi (%ε) kabul edilmiştir. Araştırmalarda, hem boy kısalması, hem kesit genişlemesi deformasyon miktarı olarak verilebilmektedir (Gücer, 1972). Fakat basmada şişme nedeniyle sabit bir kesit genişlemesi değeri elde edilemediğinden, değerlerin boy kısalması cinsinden verilmesi tercih edilmiştir. Çizelge 3.2.'deki %r değerleri, kesitin maksimuma ulaştığı noktadan belirlenmiştir. Yapılan deneylerde, izokronal tavlama için elde edilen yük-şekil değişimi diyagramları Şekil 3.3.'de verilmiştir. Belirlenen her deformasyon değeri için 10 adet numuneye basma yükü uygulanmıştır. Deformasyon sonrasında tüm numunelerin sertlik değerleri ölçülmüştür.



Şekil 3.3. İzokronal tavlama yapılan numunelerin basma diyagramları. (a) %2, (b) %7, (c) %13, (d) %19, (e) %25, (f) %31, (g) %37, (h) %43 deformasyonlar için elde edilmiştir.

### 3.2.5. İzokronal tavlama

Malzemenin deformasyonu ile tavlama arasında geçen 168 saatlik (7 gün) süre içinde, malzemenin sertliğinde artış olduğu görülmüştür. Bu artış, düşük karbonlu çeliklerde gözlenen **deformasyon yaşlanması** nedeniyle meydana gelmiştir<sup>1</sup>. Bu nedenle tavlama öncesi sertlik değerleri tekrar ölçülmüştür.

Metalik malzemelerde yeniden kristalleşme sıcaklığının, genellikle o malzemenin ergime sıcaklığının yarısı ile üçte biri civarında olduğu birinci bölümde belirtilmişti. Nitekim çelikler için genel olarak yeniden kristalleşme tavlama sıcaklıkları 500-700 °C sıcaklıklar arasında yapılmaktadır (Şekil 3.1.). Deneylerde tavlama sıcaklığı değerleri için bu nedenle alt sınır 500°C, üst sınır 700°C olarak belirlenmiştir. Ayrıca bu aralık dört eşit aralığa bölün-

<sup>1</sup> **Deformasyon yaşlanması:** Düşük karbonlu çeliklerde, soğuk ön deformasyona uğramış malzemelerin zamanla mekanik özelliklerinde oluşan değişimi kapsayan olaydır. Burada esas olay, N ve C gibi arayer atomlarının, ön deformasyon sonucu yoğunluğu artan serbest dislokasyonlara yayılması ve orada önce bir atmosfer (Cottrell atmosferi), daha sonra atom birikimi (cluster) veya çökelti oluşturarak dislokasyonları kilitleyip hareketlerine engel olmalarıdır (Ensari, 1977).

müş ve tavlama sıcaklıkları; 500, 550, 600, 650 ve 700°C olarak alınmıştır.

Tavlama işlemi sırasında, fırının ısıtma hızının çok yüksek olması ve ayrıca sabit bir hızda artmaması gibi iki önemli sorunla karşılaşılmıştır. Örneğin düşük sıcaklıklarda dakikada 100°C kadar olan hız, sıcaklığın yükselmesi ile azalmış ve 400°C'den sonra saatte 100°C değerine kadar düşmüştür. Oysa literatürde izokronal tavlama için ısıtma hızı olarak 20°C/saat gibi çok düşük değerler kullanılmaktadır (Michalak and Hu, 1979).

Isıtma hızı ile ilgili sorunları kısmen de olsa ortadan kaldırmak için kademeli tavlama uygulanmıştır. Bu amaçla 400°C'a kadar her 100°C sıcaklık artışında 15 dakika beklenmiştir. Daha sonra numuneler fırından alınıp havada soğumaya bırakılmışlardır. 15 dakikalık bekleme süresi yapının tavrlandığı sıcaklığı tamamen özümlemesi amacıyla 1 inç için 20 dakika olarak bilinen deneysel kurala göre hesaplanmıştır.

Her tavlama sıcaklığı için, her deformasyon değerinden birer numune alınarak 8'erli 6 gurup oluşturulmuştur (Çizelge 3.3.). Bir gurup deformasyon yapısının belirlenmesinde kullanılmış, diğer guruplar ise 500, 550, 600, 650 ve 700°C sıcaklıklarda tavllanmışlardır. Tavlama işleminden

sonra numunelerin sertlik değerleri belirlenmiştir.

Çizelge 3.3. Izokronal tavlama deney planı

Numune No*	Tavlama Sıc.(°C)
4,12,28,40, 48,58,63,74	Tavlanmamış
3,14,25,33, 43,54,64,73	500
2,13,22,32, 42,52,62,72	550
6,15,26,36, 45,55,65,76	600
8,16,27,37, 46,56,66,77	650
10,19,30,39, 50,60,69,79	700

\* Numune numaraları Şekil 3.3.'e göre belirlenmiştir.

### 3.2.6. İzotermal tavlama

izokronal tavlama sonuçlarının incelenmesiyle, izotermal tavlama için deformasyon ve tavlama sıcaklığı değerleri belirlenmiştir. Orta deformasyonlarda tavlama etkilerinin daha belirgin olarak görülebilmesi nedeniyle deformasyon değerleri %19 ve %25 olarak belirlenmiştir. Tavlama sıcaklığı olarak da 600°C aynı nedenle uygun görülmüştür. İzokronal tavlama olduğu gibi deformasyon sonrası, tavlama öncesi ve sonrası sertlik değerleri ölçülmüştür.

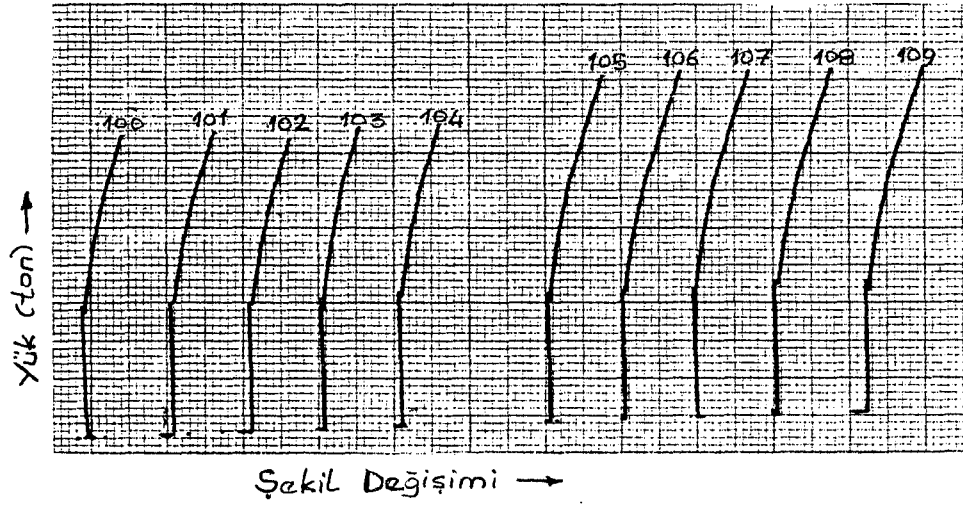
ilk olarak beş numune %19 ve beş numune %25 deforme edilmiştir. Bu numunelere ilişkin basma deneyi verileri Çizelge 3.2.'de, elde edilen yük-şekil değişimi eğrileri ise Şekil 3.4.'de verilmiştir.

Tavlama için, tüm numuneler fırına yerleştirildikten sonra 400°C sıcaklığa kadar kademeli, bu sıcaklıktan 600°C sıcaklığa kadar doğrudan ısıtılmıştır. Numuneler 600°C sıcaklıkta, sırasıyla 30, 60, 90, 120 ve 150 dakikalık sürelerle ikişer ikişer fırından alınmışlardır (Çizelge 3.4.). Daha sonra havada soğutularak incelenmek üzere hazırlanmışlardır.

Çizelge 3.4. İzotermal tavlama deney planı

Numune No*	Tavlama Sür. (dak.)
100,105	30
101,106	60
102,107	90
103,108	120
104,109	150

\*Numune numaraları Şekil 3.4.'e göre belirlenmiştir.



Şekil 3.4. İzotermal tavlama yapılan numunelerin basma diyagramları. (a) % 19 ve (b) % 25 deformasyon için elde edilmiştir.

### 3.2.7. Numunelerin incelenmesi

Tavlama işlemlerinden sonra numuneler basma yönünde kesilmiş ve kesilme yüzeyleri metallografik numune hazırlama kademelerinden geçirildikten sonra incelenmiştir. Kesme işlemi **Struers**'in **Discotom** tipi kesme cihazında yapılmıştır. Cihazın kesici diskinin dönme hızı 3500 rpm.'dir. Daha sonra numuneler, Bölüm 2.3.'te açıklanan zımpara kademelerinden geçirilmiştir. Parlatma işlemi, **Struers**'in **Lectropol** tipi elektrolitik parlatma cihazında gerçekleştirilmiştir. Parlatma ayraçı olarak 950 cc Asetik asit + 50cc Perklorik asit karışımı kullanılmıştır. Dağlama, %5'lik nital ayraçıyla yapılmıştır.

Mikroyapılar, **Olympus**'un **MF** tip ışık mikroskopunda incelenmiştir. Mikroyapı fotoğraflarının çekiminde, yine **Olympus**'un **PM-6** tipi fotomikrografik fotoğraf makinası ve aynı firmanın **EMM-5** tipi fotomikrografik pozometresi kullanılmıştır.

### 3.3. DENEY SONUÇLARI

Deney sonuçları üç alt bölümde verilmiştir. İlk bölüm deformasyon miktarının malzeme özelliklerine etkisini, ikincisi deformasyon yapısının izokronal (eş süreli) tavlama sonuçlarını, üçüncüsü ise yine deformasyon yapısının izotermal (eş ısı) tavlama sonuçlarını göstermektedir.

#### 3.3.1. Deformasyon işlemi sonuçları

Malzemenin normalizasyon sonrası ortalama sertliği  $70.5 R_B$  olarak belirlenmiştir. Bu durumdaki mikroyapı Şekil 3.6.'da gösterilmiştir.

Elde edilen 8 farklı deformasyon sonucunda elde edilen mikroyapı fotoğrafları Şekil 3.5.'de verilmiştir. Standartlık sağlamak amacıyla tüm numunelerin fotoğrafları 100 büyütmede çekilmiştir. İşlem sertleşmesinin ve deformasyon yaşanmasının belirlenmesi amacıyla, deformasyon



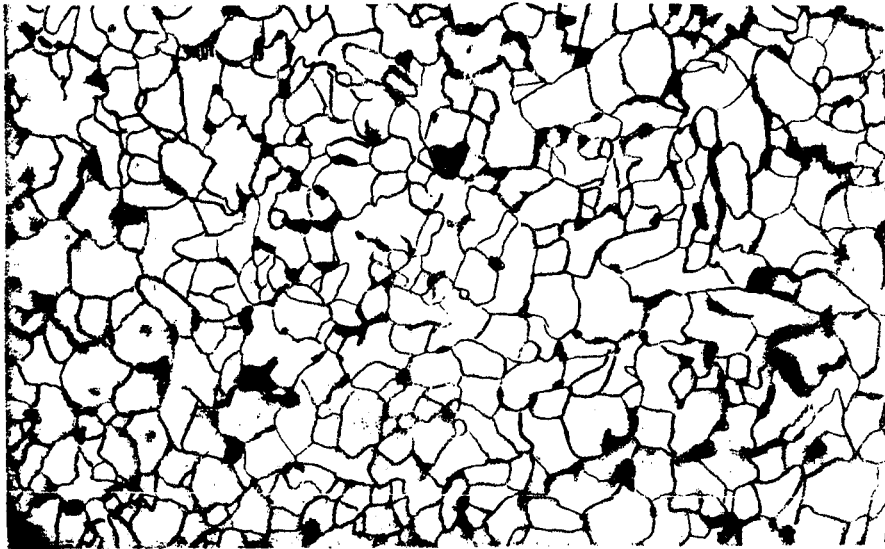
sonrası ve tavlama öncesi ortalama sertlik değerleri birarada verilmiştir (Şekil 3.7. ve Çizelge 3.5.).

Çizelge 3.5.'de ayrıca deformasyon sonrası ve tavlama öncesi sertlik değerleri farkı verilerek deformasyon yaşanması ile deformasyon miktarı arasındaki ilişki belirlenmeye çalışılmıştır.

Çizelge 3.5. Ortalama DSS, TÖS ve fark değerleri \*.

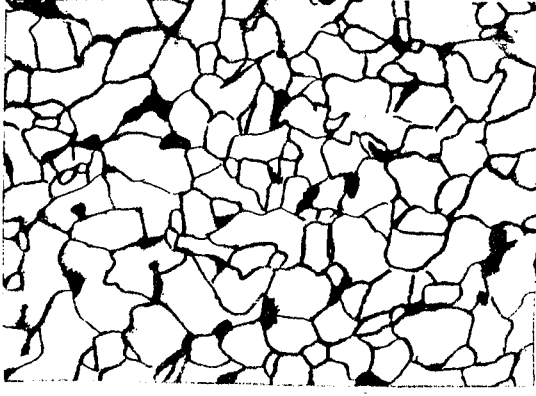
DEFORMASYON	% 2	% 7	% 13	% 19	% 25	% 31	% 37	% 43
DSS	76.9	85.2	89.1	91.7	93.2	94.3	94.5	95.1
TÖS	78.3	86.9	91.0	94.7	96.5	98.2	98.5	100.5
FARK	1.4	1.7	2.1	3.0	3.3	3.9	4.0	5.4

\* DSS, deformasyon sonrası sertlik, TÖS, tavlama öncesi sertlik değerlerini göstermektedir.

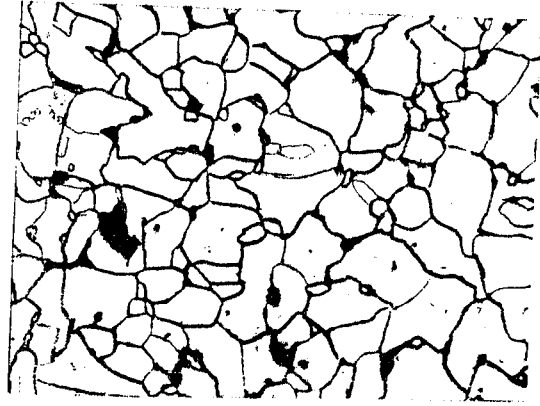


Şekil 3.6. Orijinal yapının mikroyapı fotoğrafı.

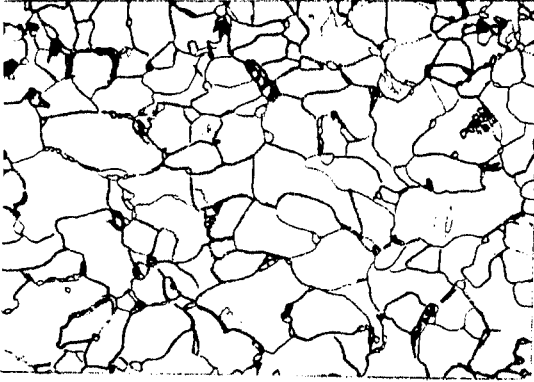
(x100, % 5 nital)



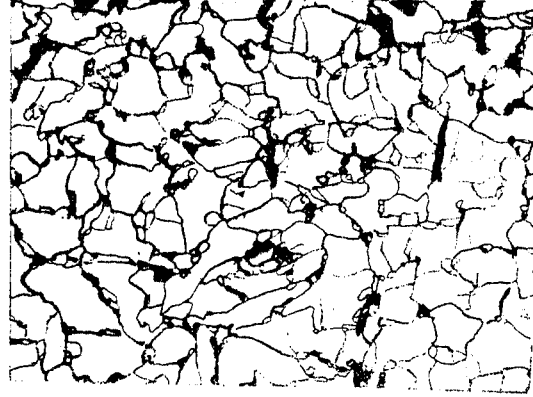
% 2 deformasyon



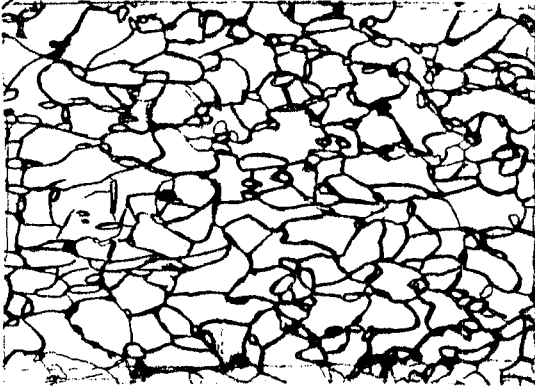
% 7 deformasyon



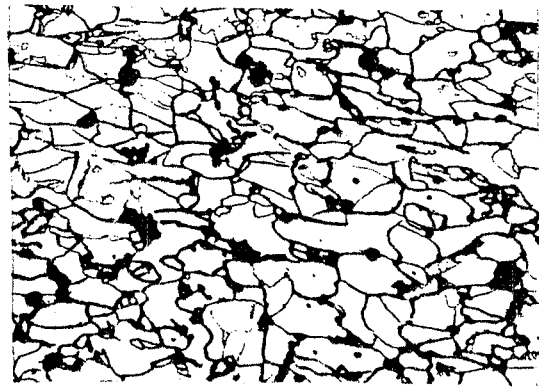
% 13 deformasyon



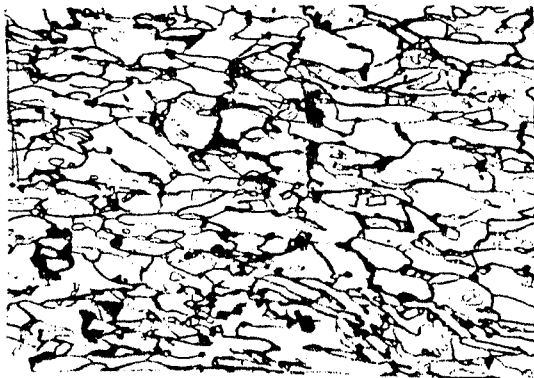
% 19 deformasyon



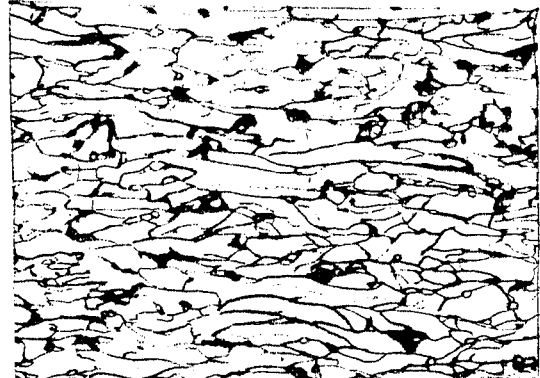
% 25 deformasyon



% 31 deformasyon

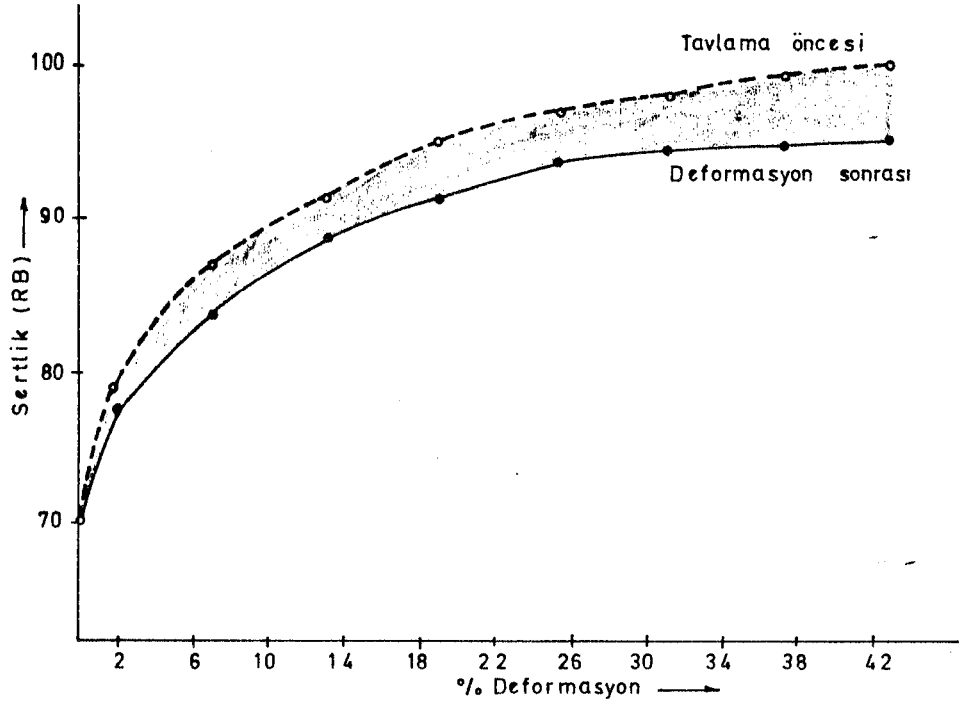


% 37 deformasyon

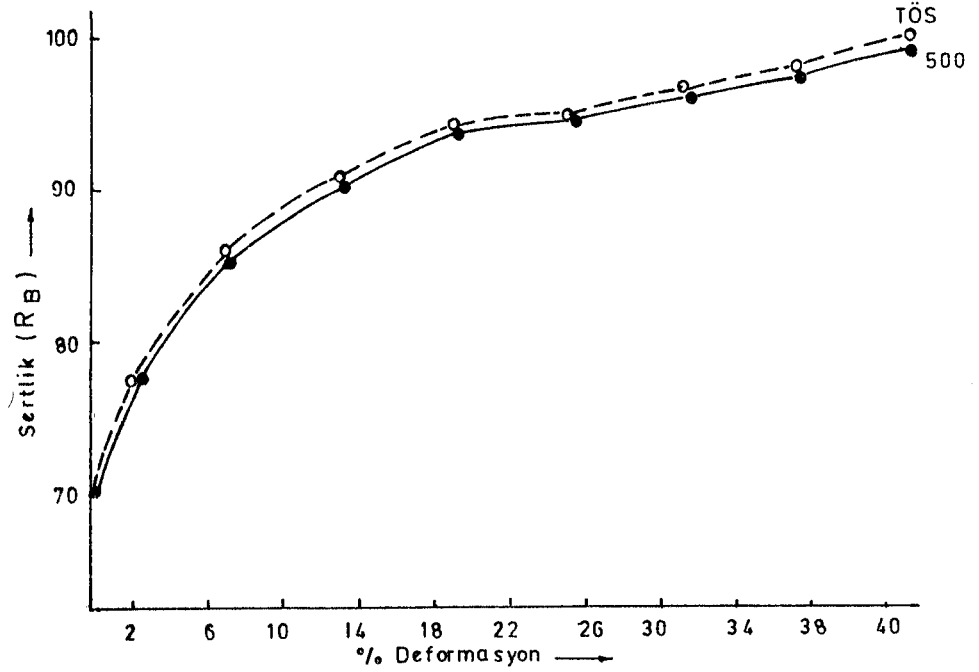


% 43 deformasyon

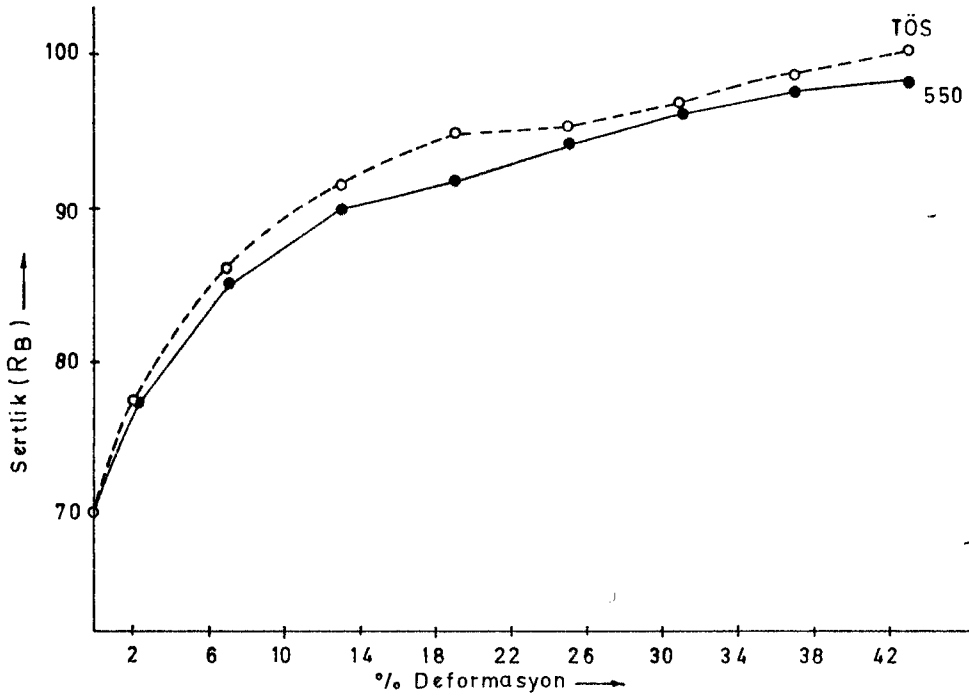
Sekil 3.5. Deformasyon yapılarının mikroyapı fotoğrafları



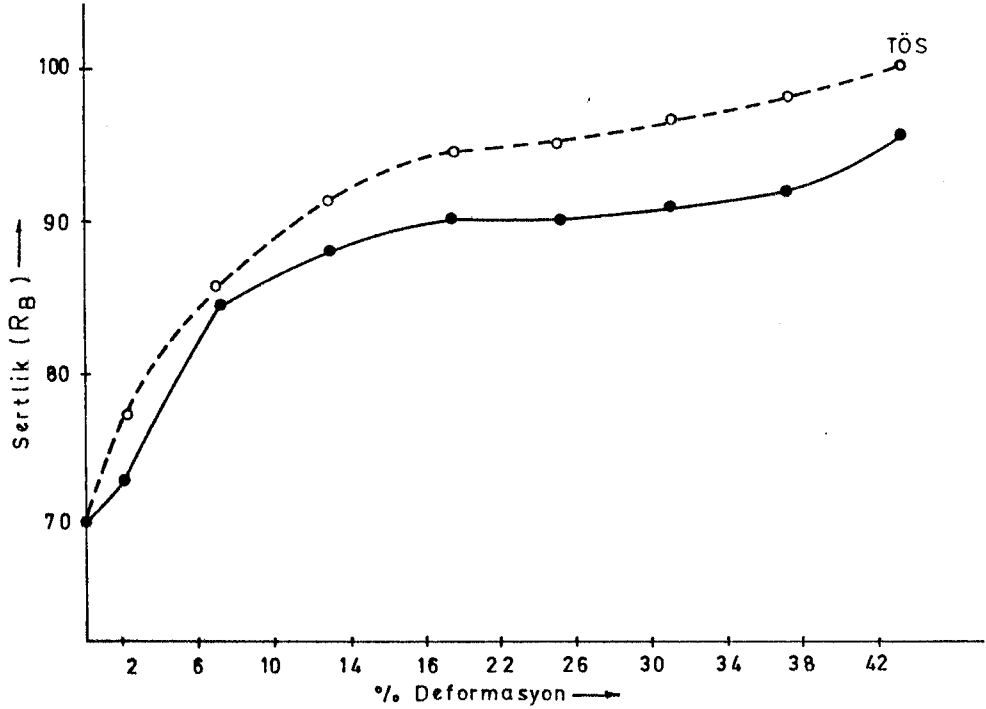
Sekil 3.7. Deformasyon sonrası ve tavlama öncesi ortalama sertlik değeri eğrileri.



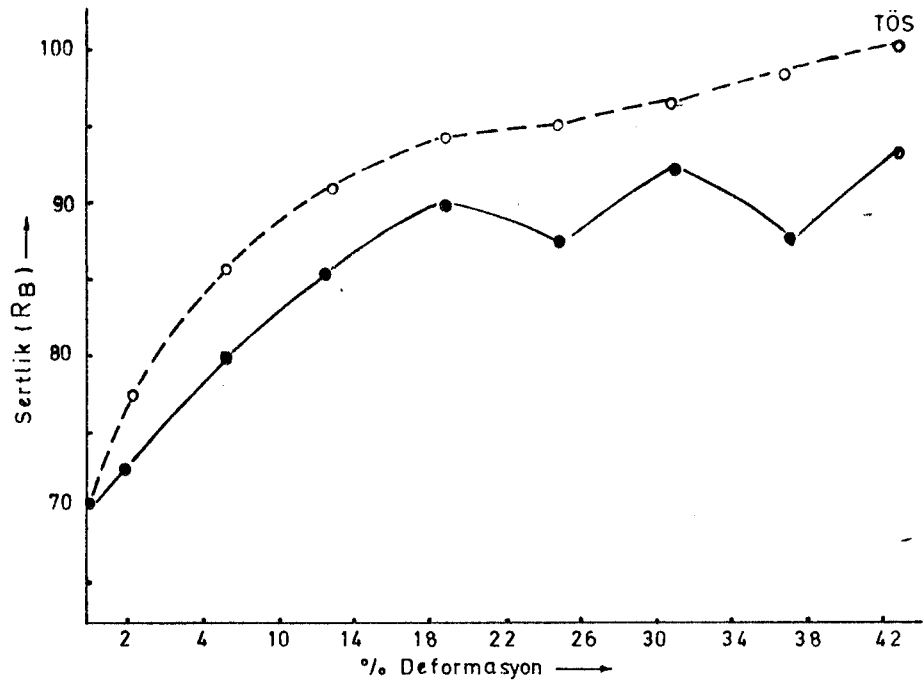
Sekil 3.8. 500°C da tavlama için sertlik-deformasyon eğrisi.



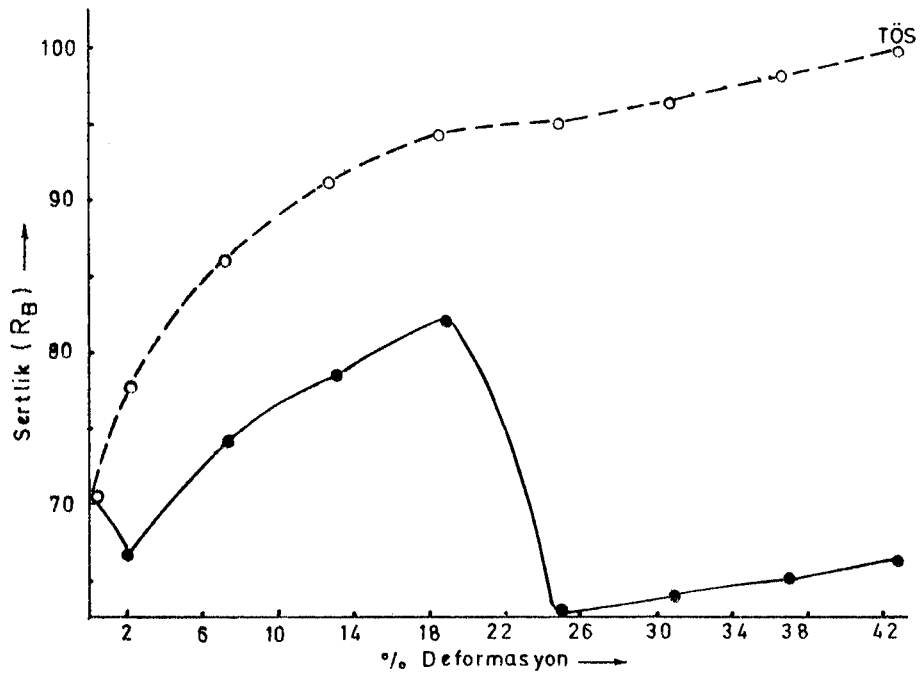
Sekil 3.9. 550°C da tavlama için sertlik-deformasyon eğrisi.



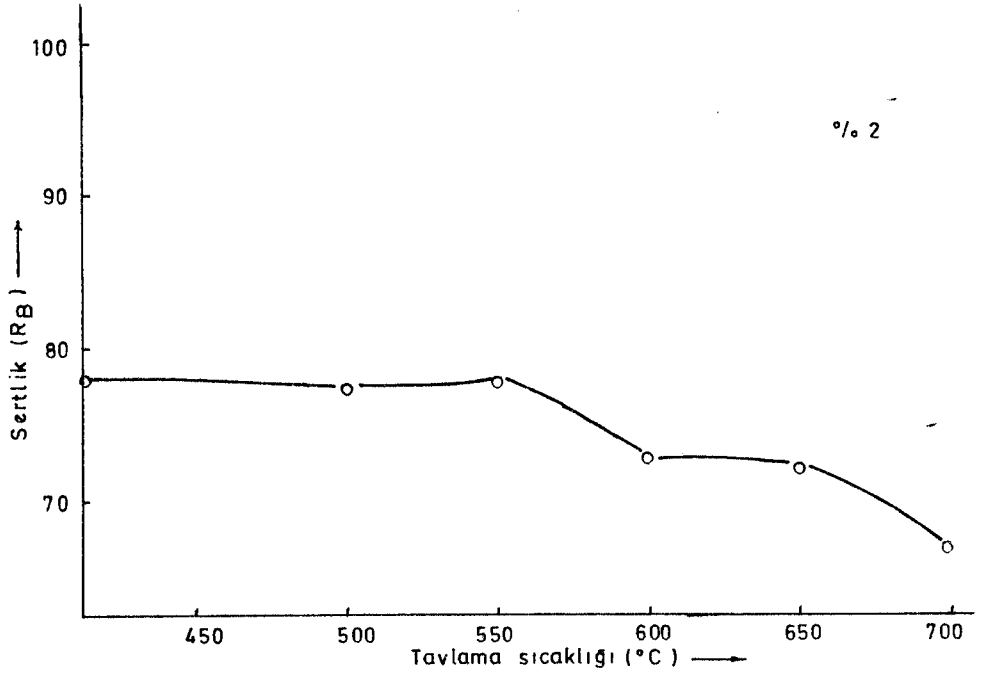
Sekil 3.10. 600°C da tavlama için sertlik-deformasyon eğrisi.



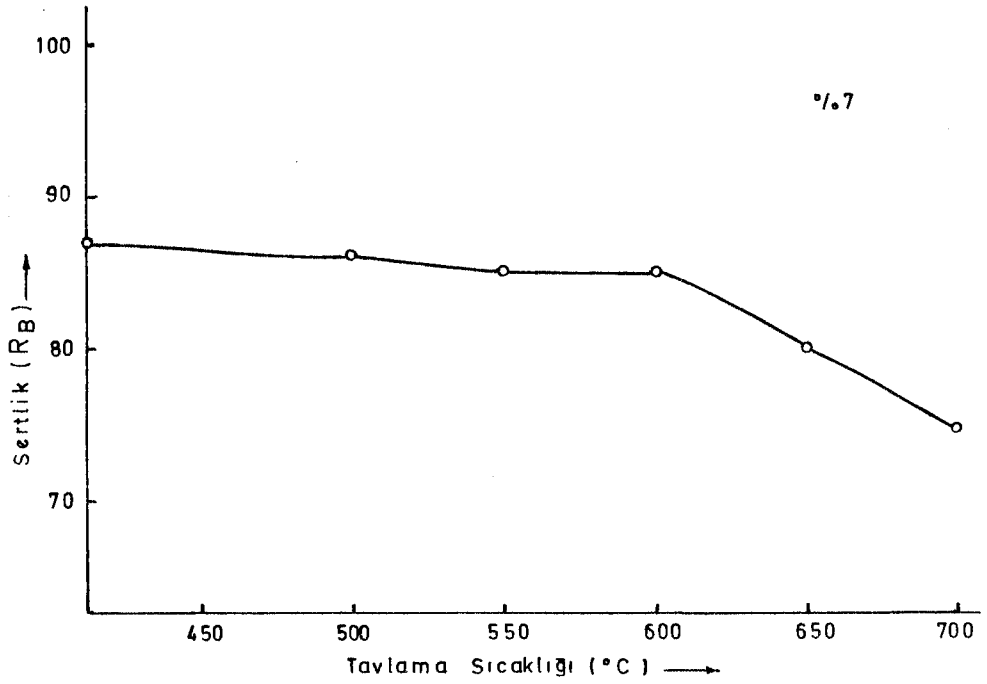
Şekil 3.11. 650°C da tavlama için sertlik-deformasyon eğrisi.



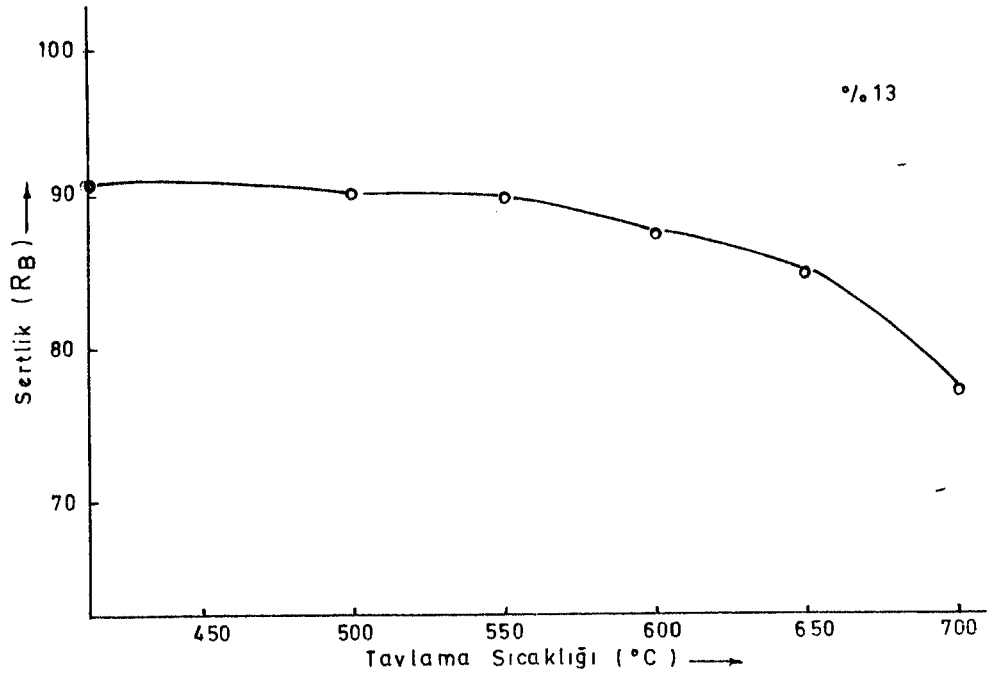
Şekil 3.12. 700°C da tavlama için sertlik-deformasyon eğrisi.



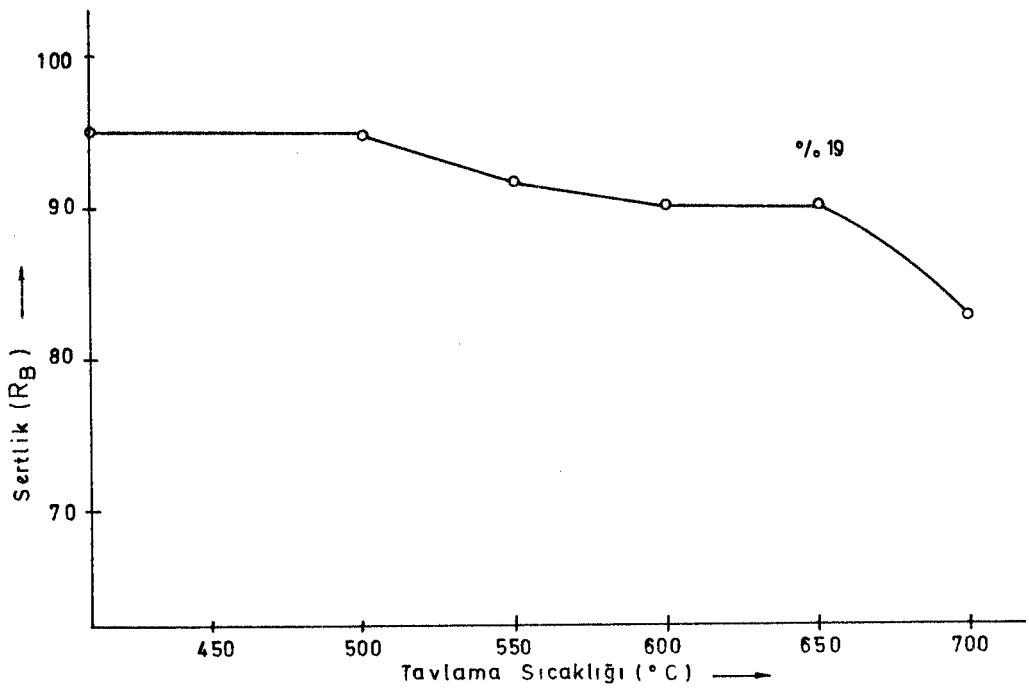
Sekil 3.13. % 2 deformasyon için sertlik-sıcaklık eğrisi



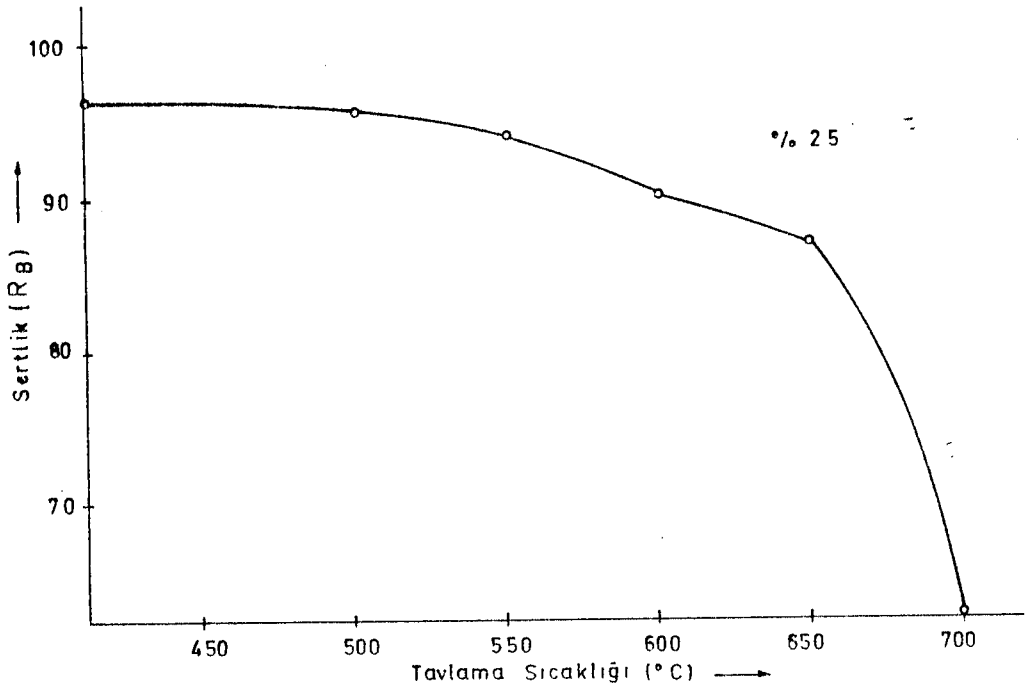
Sekil 3.14. % 7 deformasyon için sertlik-sıcaklık eğrisi



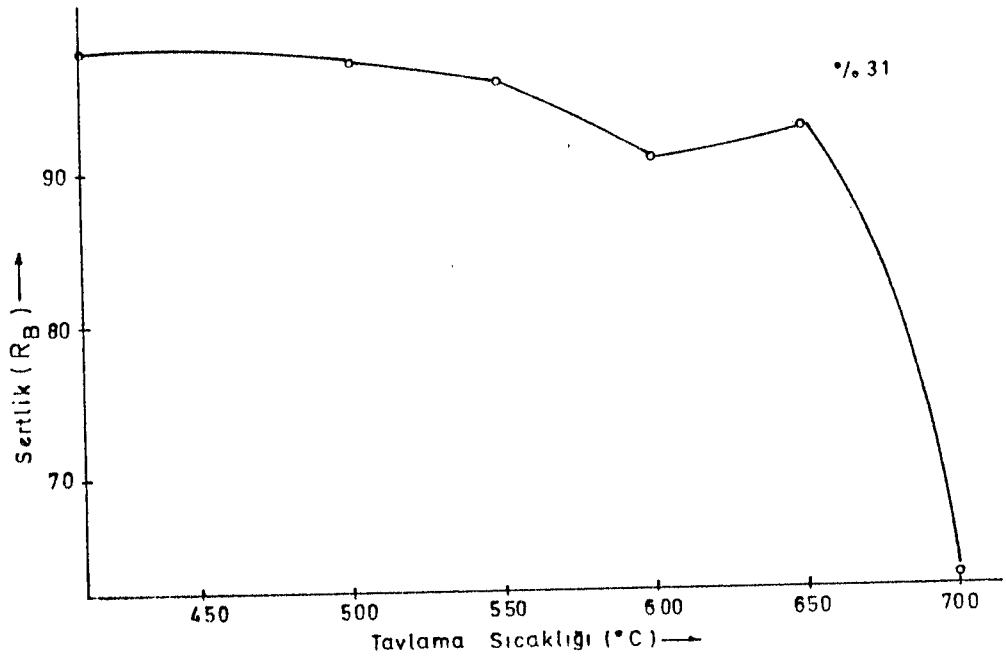
Sekil 3.15. % 13 deformasyon için sertlik-sıcaklık eğrisi



Sekil 3.16. % 19 deformasyon için sertlik-sıcaklık eğrisi

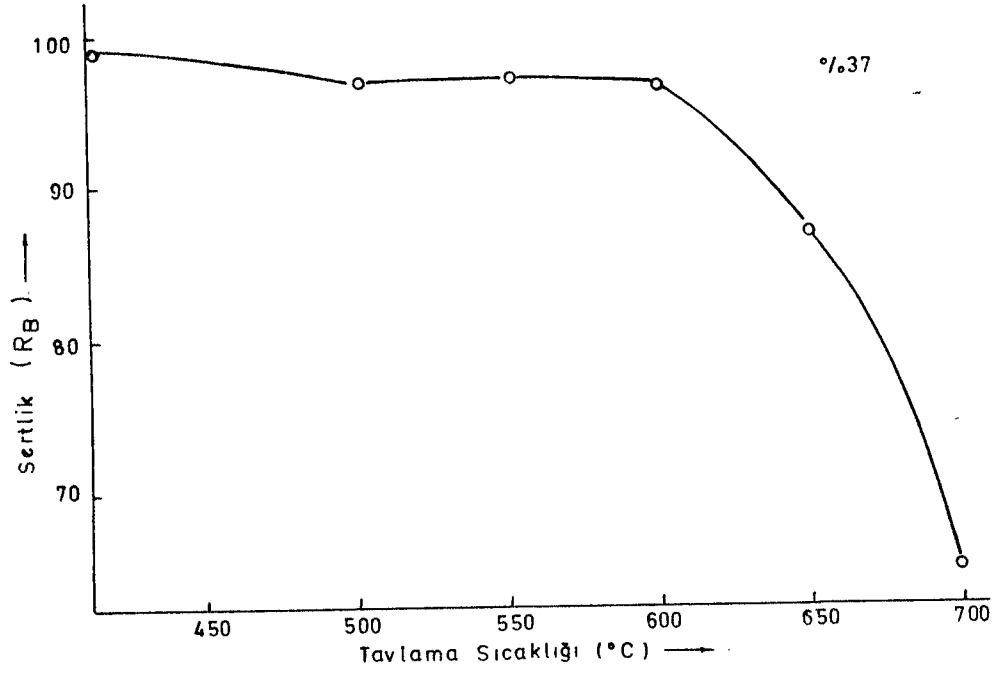


Sekil 3.17. % 25 deformasyon için sertlik-sıcaklık eğrisi

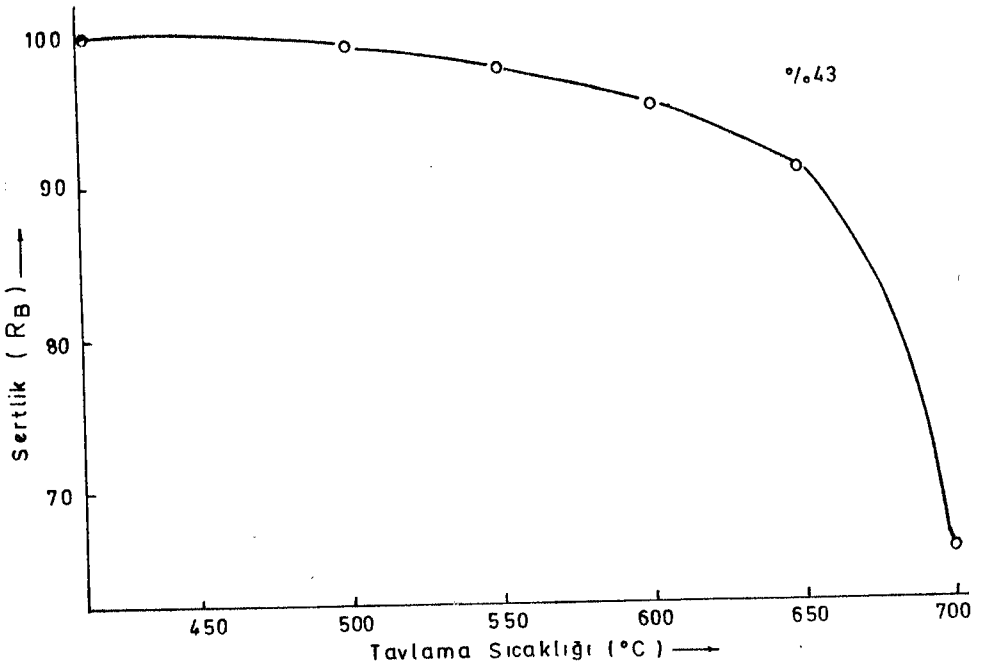


Sekil 3.18. % 31 deformasyon için sertlik-sıcaklık eğrisi

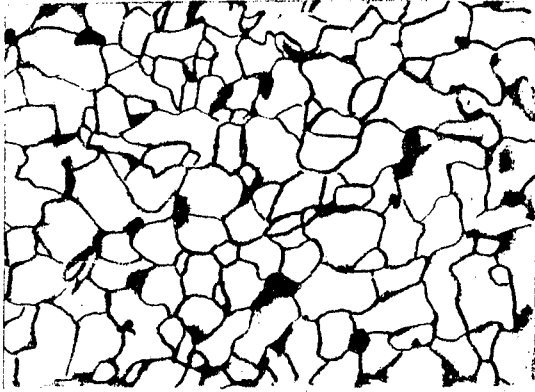




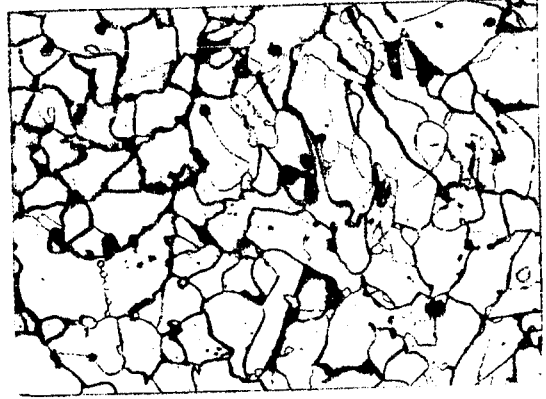
Şekil 3.19. % 37 deformasyon için sertlik-sıcaklık eğrisi



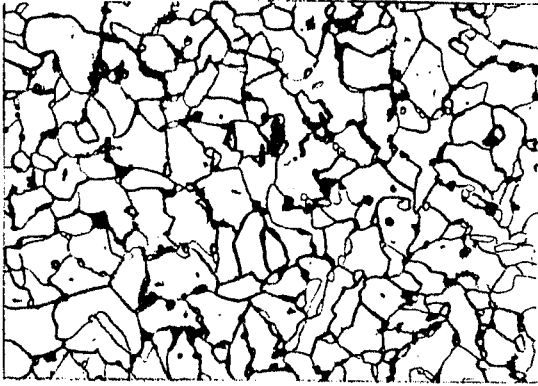
Şekil 3.20. % 43 deformasyon için sertlik-sıcaklık eğrisi



Deformasyon Yapısı



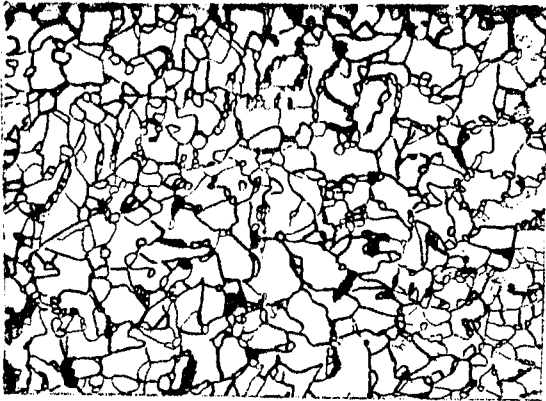
500°C da tavlama



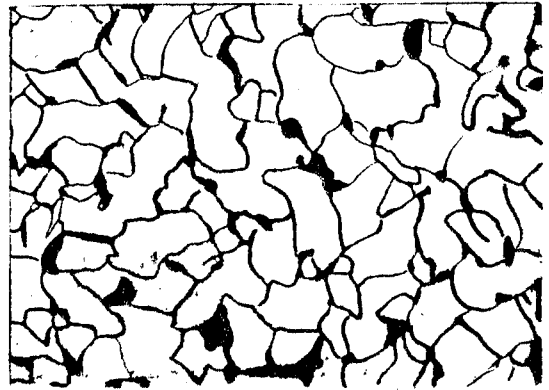
550°C da tavlama



600°C da tavlama

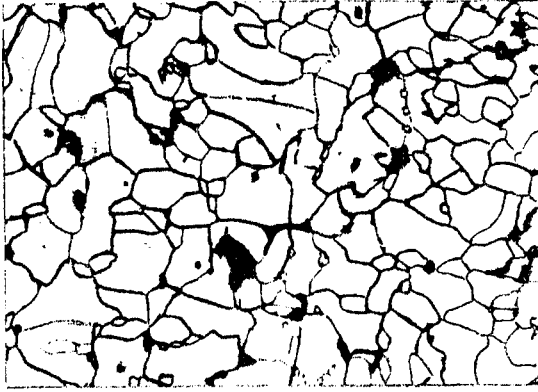


650°C da tavlama

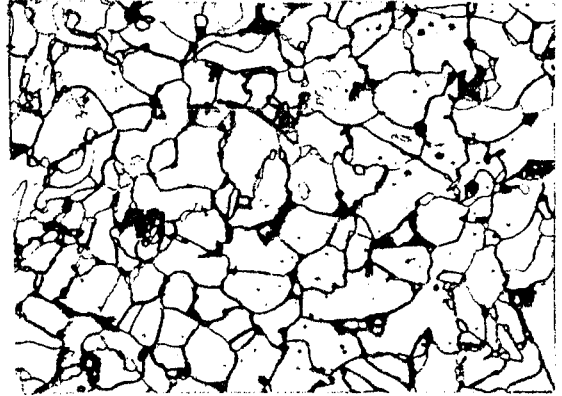


700°C da tavlama

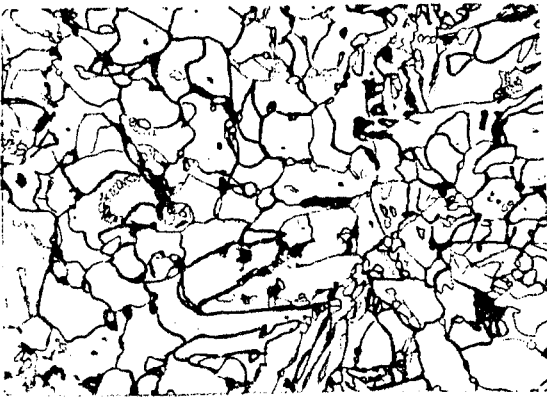
Sekil 3.21. % 2 deformasyon ve izokronal tavlama sonuçları. (x100, % 5 nital)



Deformasyon Yapısı



500°C da tavlama



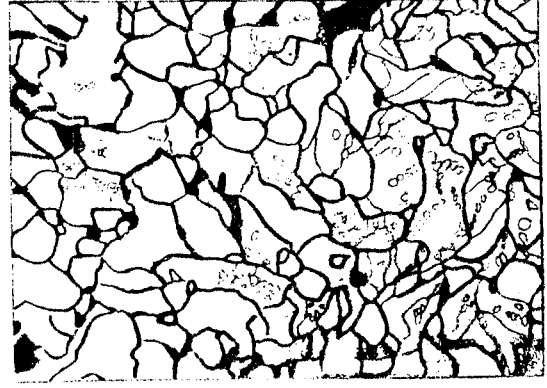
550°C da tavlama



600°C da tavlama

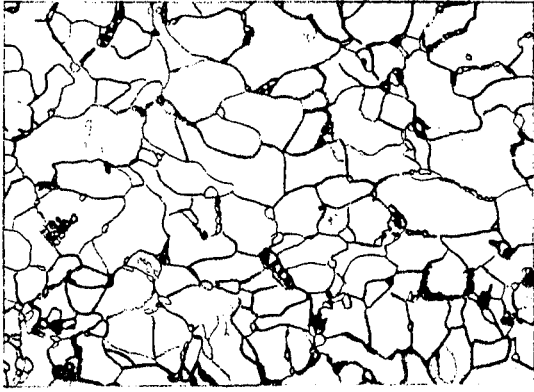


650°C da tavlama



700°C da tavlama

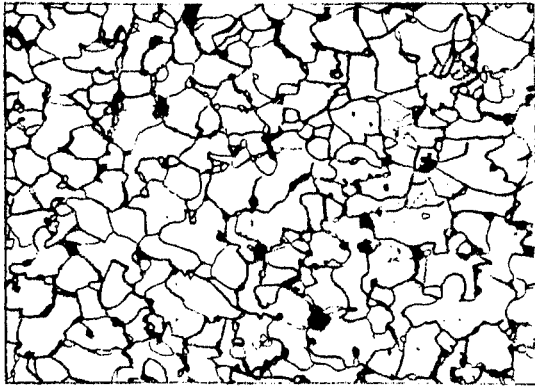
Sekil 3.22. % 7 deformasyon ve izokronal tavlama sonuçları. (x100, % 5 nital)



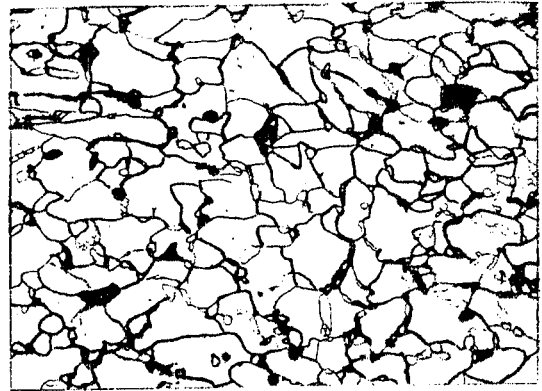
Deformasyon Yapısı



500°C da tavlama



550°C da tavlama



600°C da tavlama

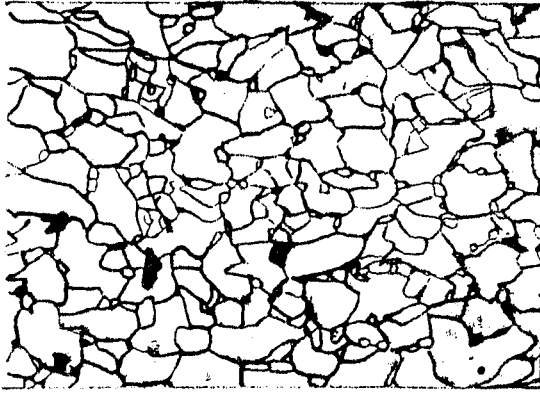


650°C da tavlama

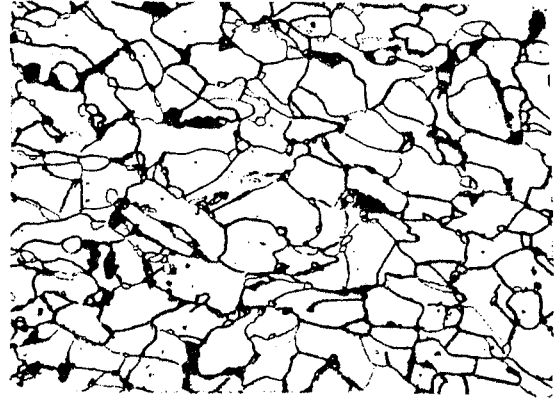


700°C da tavlama

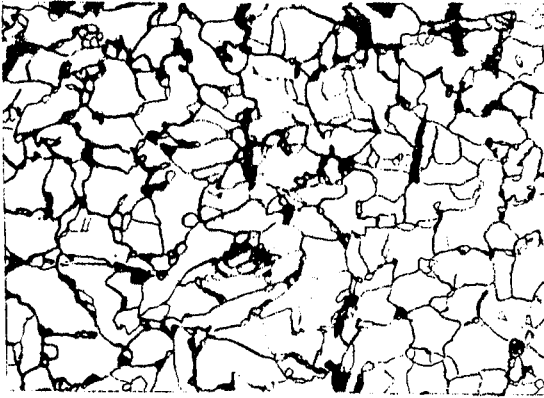
Sekil 3.23. % 13 deformasyon ve izokronal tavlama sonucları. (x100, % 5 nital)



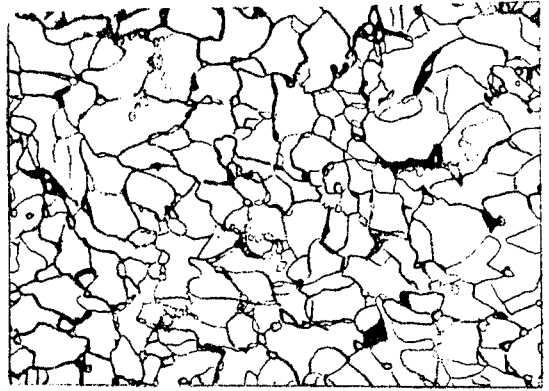
Deformasyon Yapısı



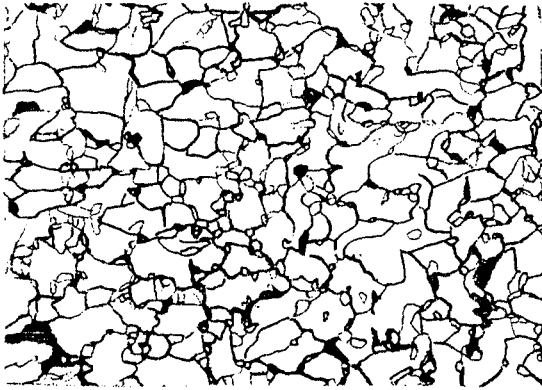
500°C da tavlama



550°C da tavlama



600°C da tavlama



650°C da tavlama

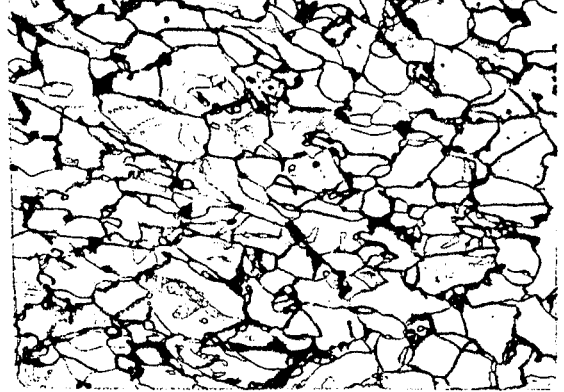


700°C da tavlama

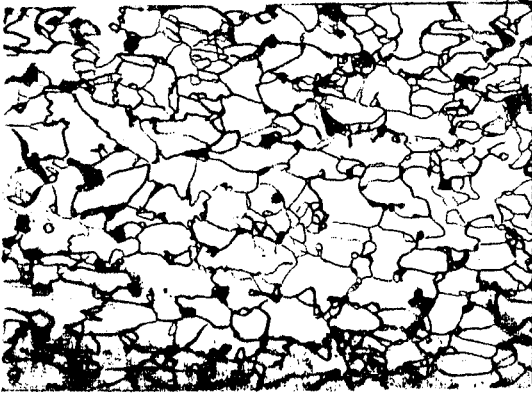
Sekil 3.24. % 19 deformasyon ve izokronal tavlama sonuçları. (x100, % 5 nital)



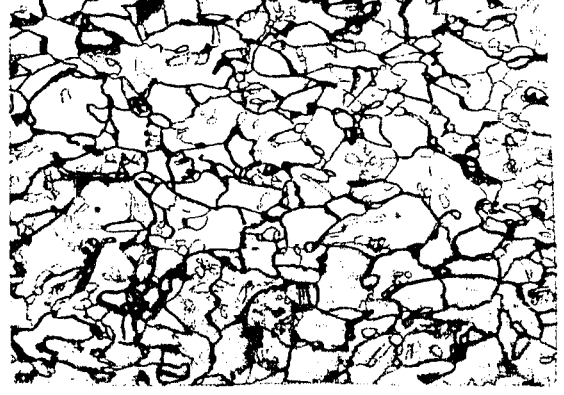
Deformasyon Yapısı



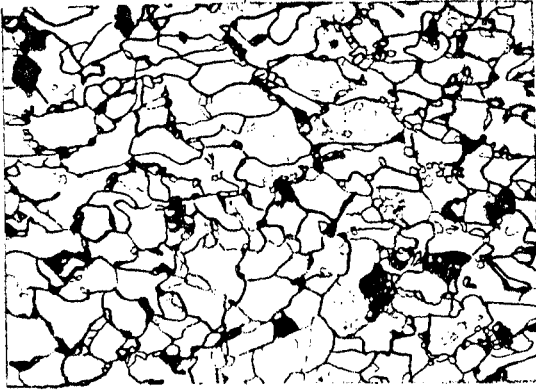
500°C da tavlama



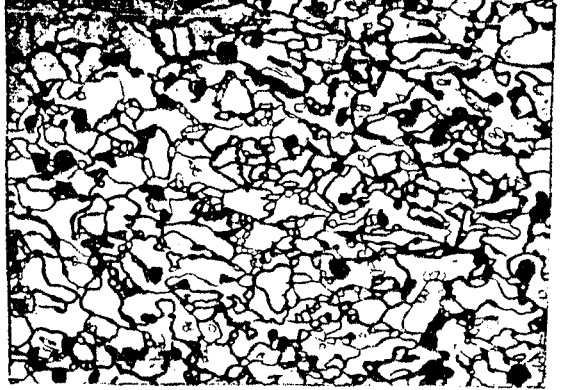
550°C da tavlama



600°C da tavlama

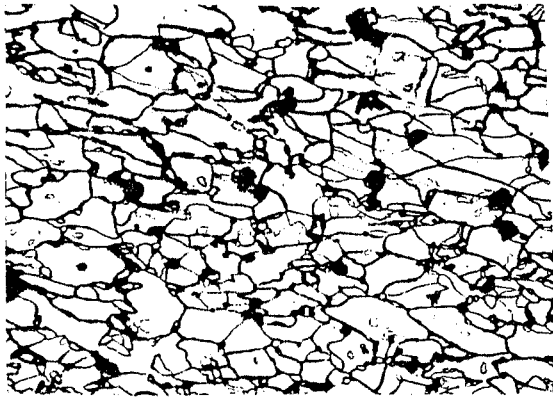


650°C da tavlama

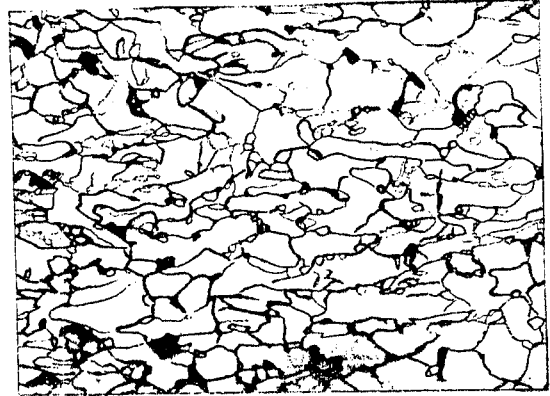


700°C da tavlama

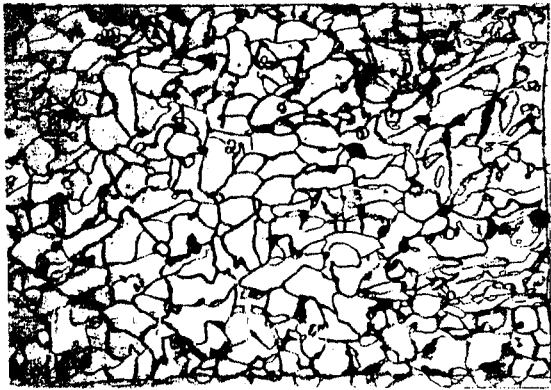
Sekil 3.25. % 25 deformasyon ve izokronal tavlama sonuçları. (x100, % 5 nital)



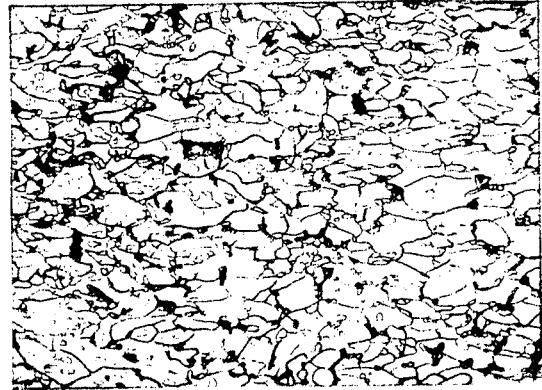
Deformasyon Yapısı



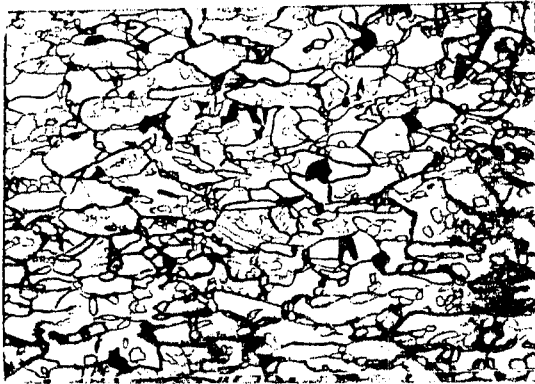
500°C da tavlama



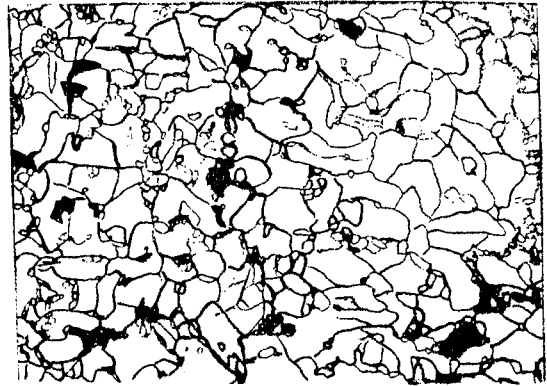
550°C da tavlama



600°C da tavlama

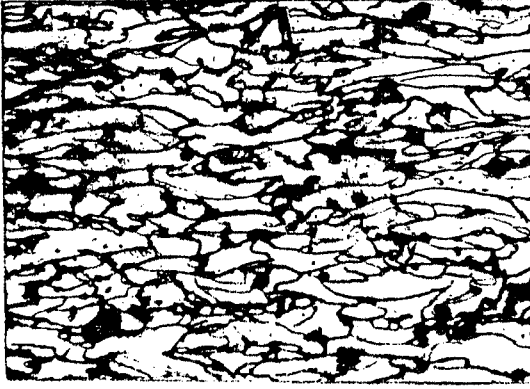


650°C da tavlama



700°C da tavlama

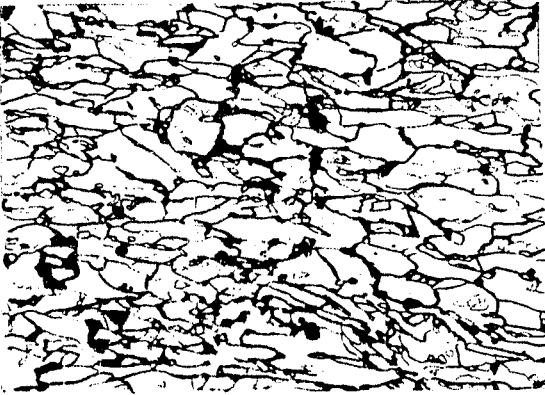
Sekil 3.26. % 31 deformasyon ve izokronal tavlama sonuçları. (x100, % 5 nital)



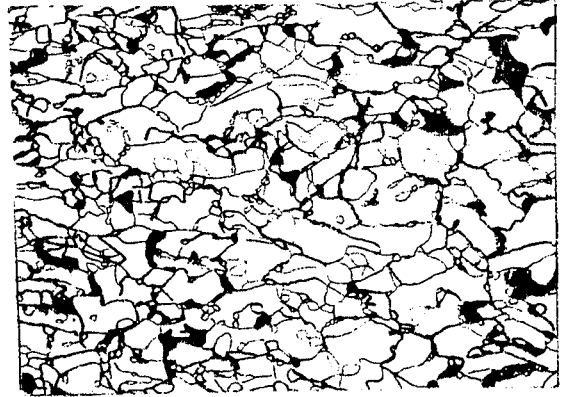
Deformasyon Yapısı



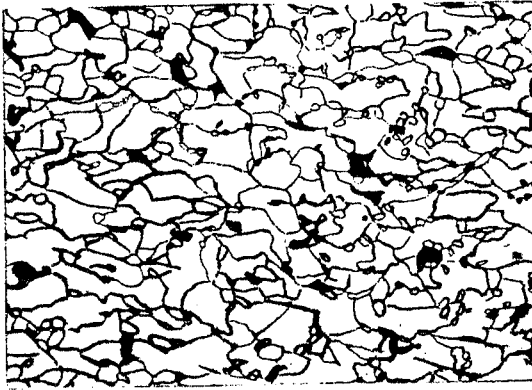
500°C da tavlama



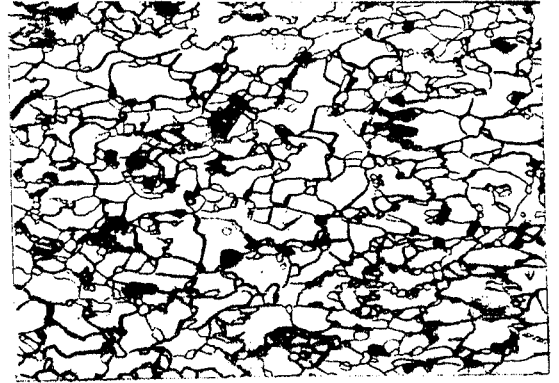
550°C da tavlama



600°C da tavlama



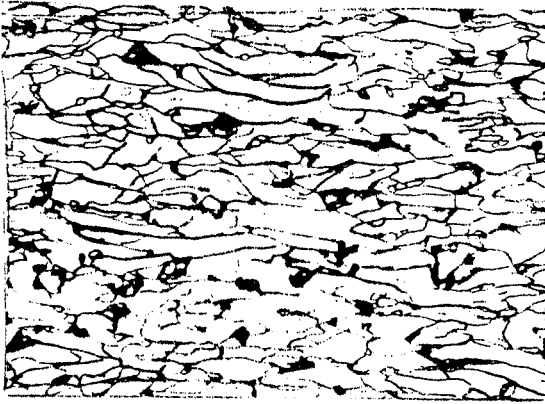
650°C da tavlama



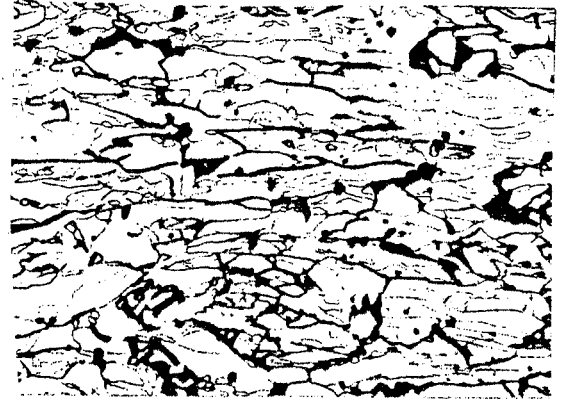
700°C da tavlama

Sekil 3.27. % 37 deformasyon ve izokronal tavlama sonuçları. (x100, % 5 nital)

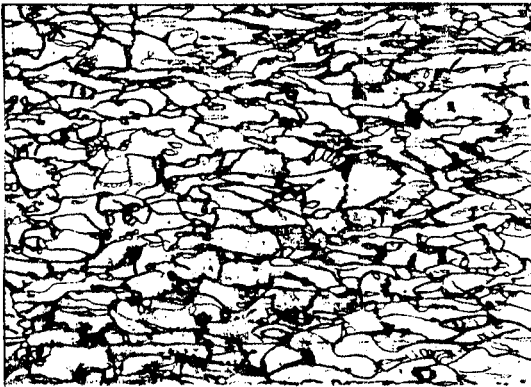




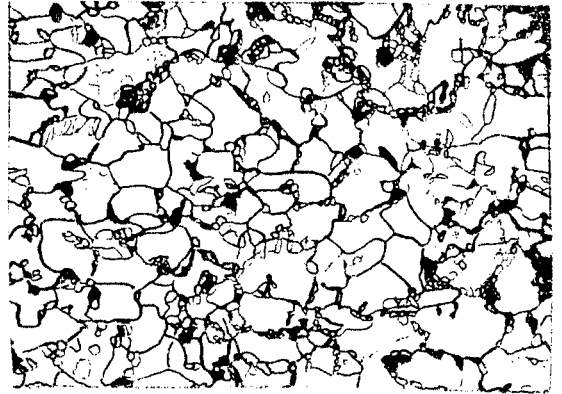
Deformasyon Yapısı



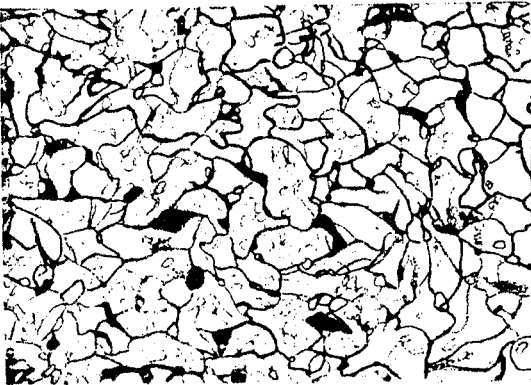
500°C da tavlama



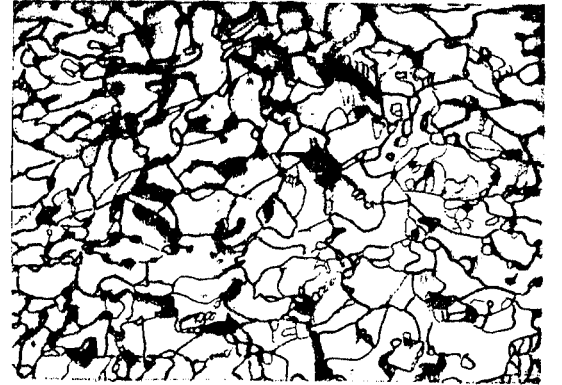
550°C da tavlama



600°C da tavlama

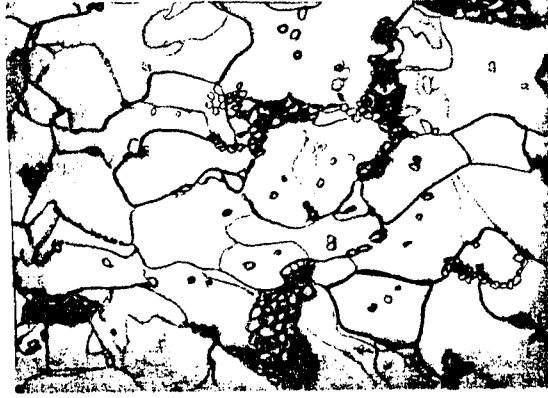


650°C da tavlama

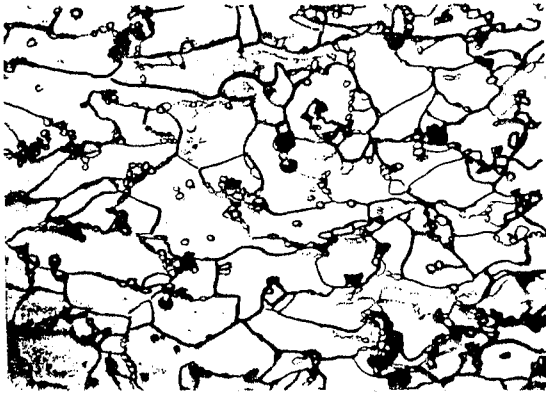


700°C da tavlama

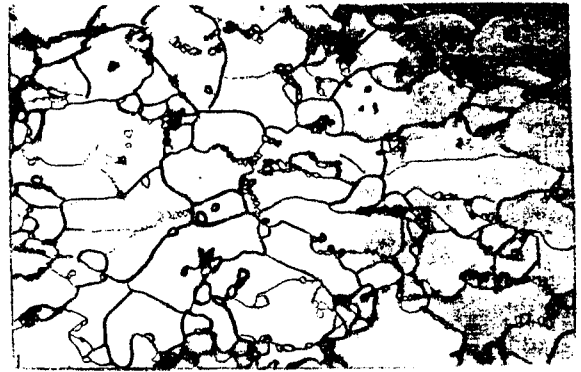
Sekil 3.28. % 43 deformasyon ve izokronal tavlama sonuçları. (x100, % 5 nital)



% 31 deformasyon

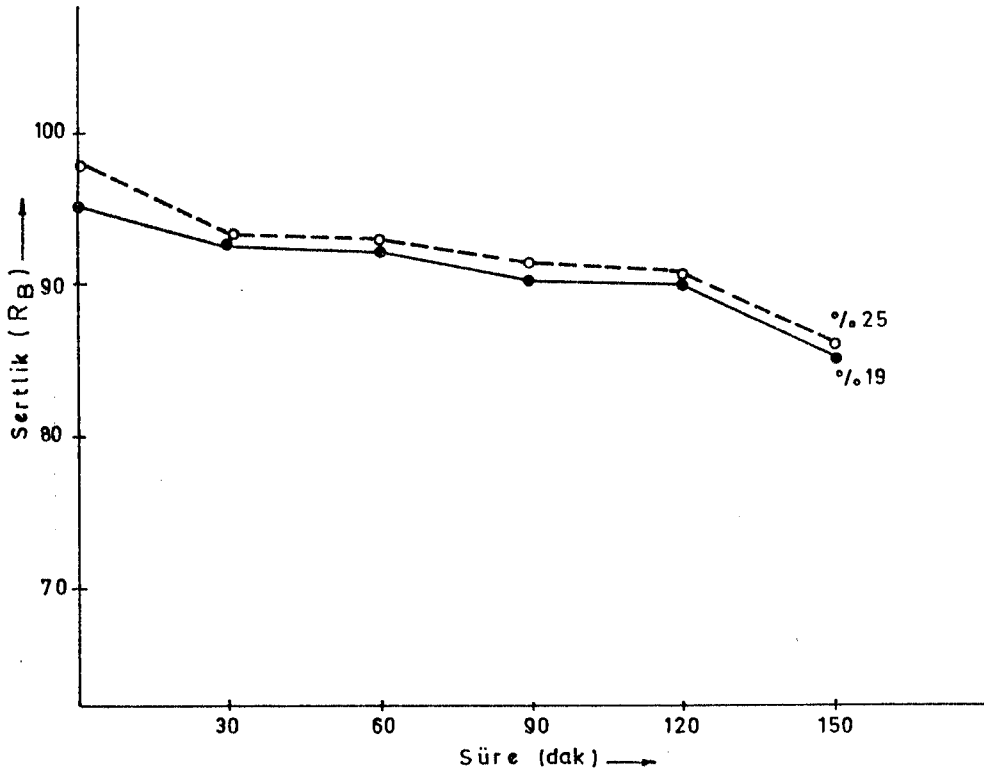


% 37 deformasyon

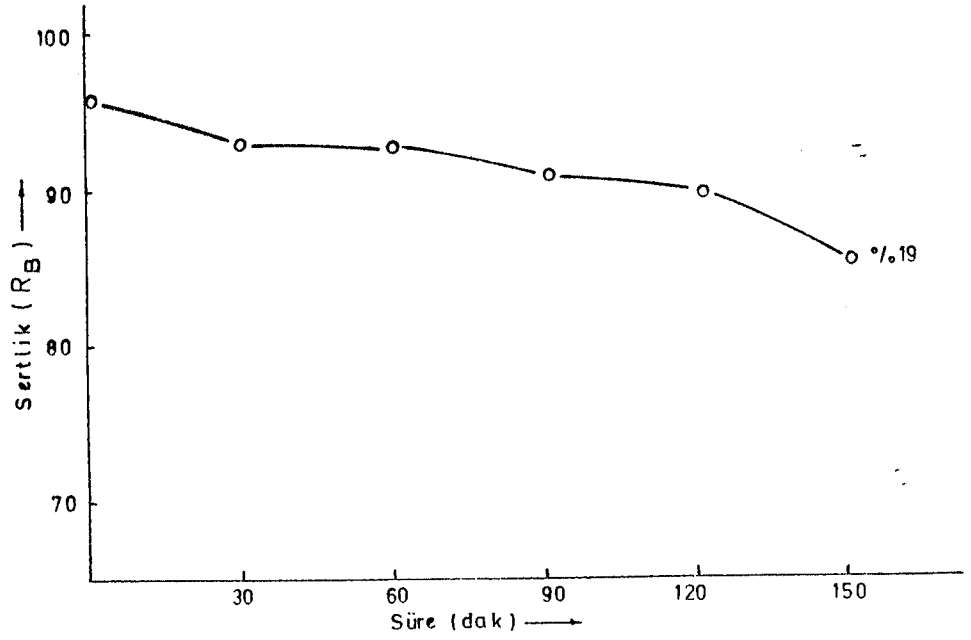


% 43 deformasyon

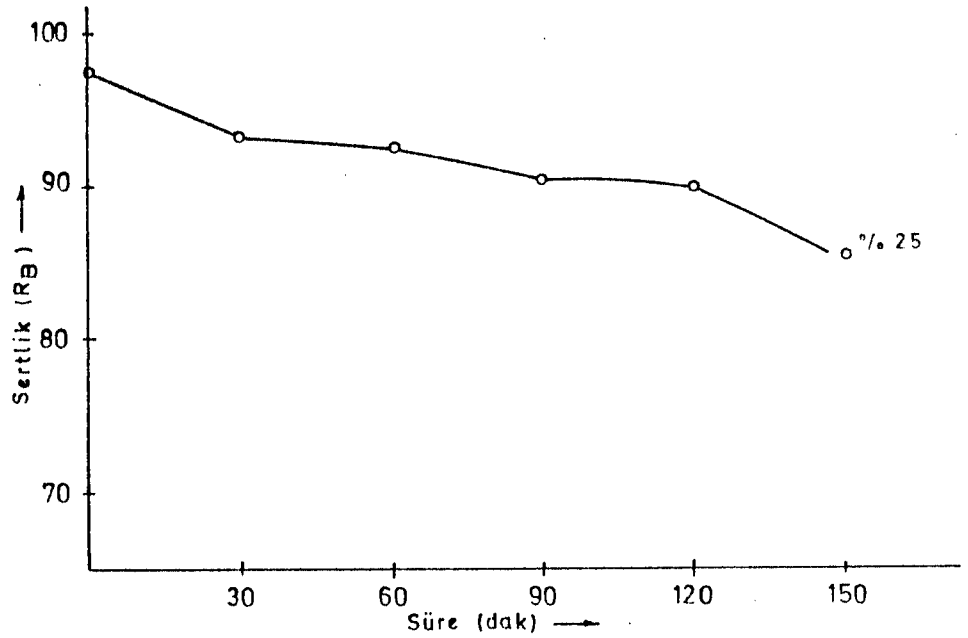
Sekil 3.29. 700°C da izokronal tavlanan bazı numunelerin mikroyapı fotoğrafları. (x400, %5'lik nital.)



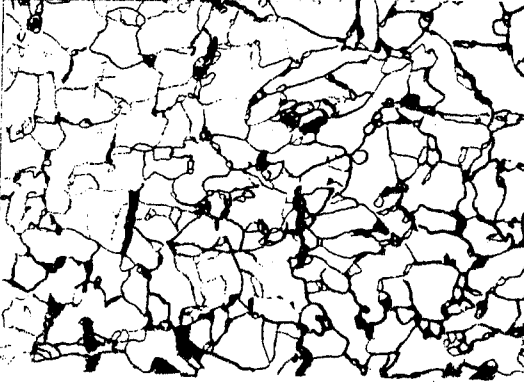
Sekil 3.30. % 19 ve % 25 deformasyon için 600°C daki izotermal tavlama eğrileri.



Şekil 3.31. % 19 deformasyon için 600°C'deki izotermal tavlama eğrisi.



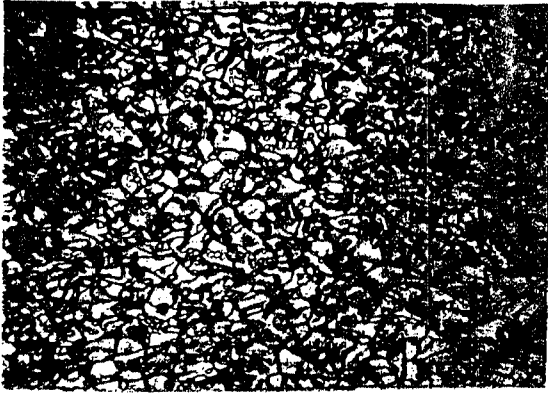
Şekil 3.32. % 25 deformasyon için 600°C'deki izotermal tavlama eğrisi.



Deformasyon Yapısı



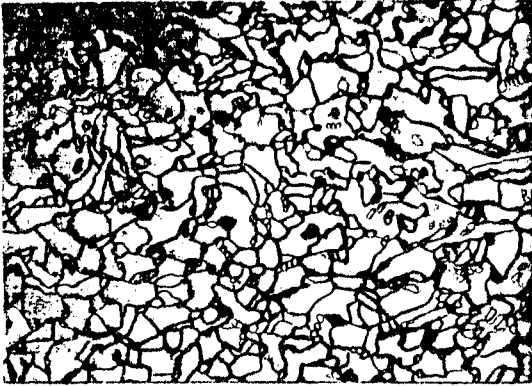
30 dakika tavlama



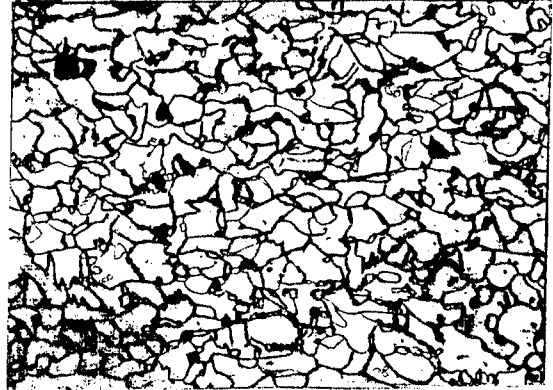
60 dakika tavlama



90 dakika tavlama

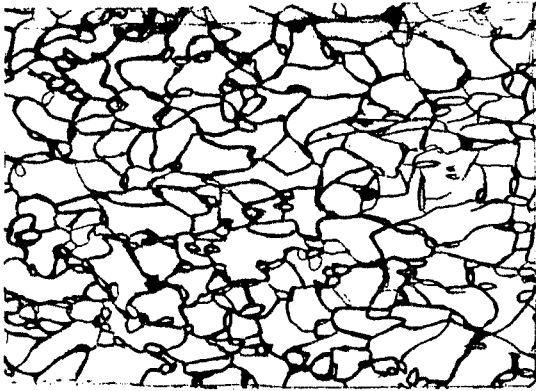


120 dakika tavlama



150 dakika tavlama

Sekil 3.33. % 19 deformasyon için 600°C daki izotermal tavlama sonuçları. (x100, % 5 nital)



Deformasyon Yapısı



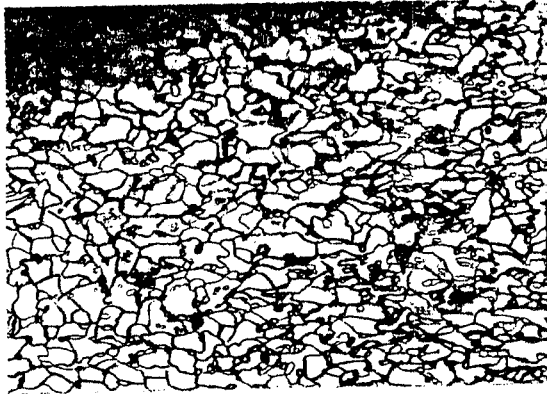
30 dakika tavlama



60 dakika tavlama



90 dakika tavlama



120 dakika tavlama



150 dakika tavlama

Şekil 3.34. % 25 deformasyon için 600°C daki izotermal tavlama sonuçları. (x100, % 5 nital)

### 3.3.2. Izokronal tavlama sonuçları

Sekiz deformasyon değeri için belirlenen 5 farklı tavlama sıcaklığında yapılan izokronal tavlama işlemlerinin sertlik sonuçları Çizelge 3.6.'da verilmiştir. Bu değerler Şekil 3.8.-Şekil 3.20. arasında gösterilmiştir. Söz konusu durumlar için mikroyapı fotoğrafları ise Şekil 3.21.-Şekil 3.28. arasında verilmiştir. Bu fotoğraflarda 100 büyütme kullanılmıştır. Ayrıca bazı numuneler için 400 büyütme ile de mikroyapı fotoğrafları çekilmiştir (Şekil 3.29.).

Çizelge 3.6. Izokronal tavlama sıcaklık ve deformasyon miktarının sertliğe etkisi.

SIC.(°C)	500			550			600			650			700		
	DSS	T05	TSS	DSS	T05	TSS	DSS	T05	TSS	DSS	T05	TSS	DSS	T05	TSS
2	77.0	78.0	77.7	77.0	79.0	78.0	75.0	77.1	73.1	75.0	77.1	73.0	78.0	79.0	67.0
7	83.0	87.5	86.3	83.0	87.8	84.8	84.0	87.8	84.8	82.0	87.5	80.0	83.0	85.3	74.5
13	88.0	91.1	90.3	88.0	91.1	90.0	90.0	91.8	87.8	90.0	90.3	85.5	89.0	90.8	77.0
19	91.0	96.8	94.5	91.5	94.1	92.0	93.0	94.8	90.4	92.8	93.1	90.0	91.0	94.6	82.7
25	96.0	97.4	96.1	94.0	96.8	94.0	95.0	95.6	90.3	93.0	95.9	87.0	95.0	97.0	62.0
31	96.0	97.7	97.1	95.0	97.9	96.0	94.0	96.7	91.0	96.0	98.3	93.1	94.0	99.3	63.0
37	95.0	98.1	96.7	96.0	98.8	97.4	94.0	98.0	92.2	94.0	102.8	87.0	96.0	100.9	65.0
43	95.0	99.6	99.1	95.0	99.1	97.9	97.0	98.9	95.7	96.0	99.1	91.1	95.0	99.9	66.0

### 3.3.3. İzotermal tavlama sonuçları

İki deformasyon değeri için belirlenen 5 farklı sürede, 600°C'deki izotermal tavlama işlemlerinin sertlik değerleri Çizelge 3.7.'de özetlenmiştir. Bu değerler Şekil 3.30.'da birarada, Şekil 3.31 ve Şekil 3.32'de ayrı ayrı gösterilmiştir. Söz konusu durumlar için mikroyapı fotoğrafları ise Şekil 3.33. ve Şekil 3.34. arasında verilmiştir. Büyütme değeri burada da 100 olarak seçilmiştir.

Çizelge 3.7. İzotermal tavlama süresi ve deformasyon miktarının sertliğe etkisi.

SÜRE(Dak.)	30			60			90			120			150		
DEF.(%)	DSS	TÖS	TSS	DSS	TÖS	TSS	DSS	TÖS	TSS	DSS	TÖS	TSS	DSS	TÖS	TSS
19	94.8	97.0	93.0	94.0	96.0	92.8	92.5	94.0	91.0	89.3	96.0	90.3	94.3	96.0	85.5
26	95.0	97.0	93.0	95.3	98.0	94.0	95.5	98.2	92.0	95.5	98.2	91.5	96.0	98.5	86.5

### 3.4. İrdeme

#### 3.4.1. Deformasyon sonuçlarının irdelenmesi

Deformasyon işlemi sonucunda oluşan mikroyapı fotoğrafları önceki bölümde verilmiştir (Bkz. Şekil 3.5.). Deformasyon sonrası (DSS) ve tavlama öncesi (TÖS) ölçülen

ortalama sertlik değerleri Çizelge 3.5.'de ve bu değerlerle elde edilen sertlik-deformasyon eğrileri Şekil 3.7.'de görölmektedir. Deformasyon sonrası ve tavlama öncesi sertlik değerlerinin birlikte verilmesiyle deformasyon yaşlanmasının belirlenmesi amaçlanmıştır.

Sonuçlar, deformasyon miktarı artışıyla sertliğin arttığını göstermektedir. Bu genel bulgudan işlem sertleşmesinin meydana geldiği sonucuna varılmaktadır. Öte yandan deformasyon yapısında, tanelerin basma yönüne dik olarak uzadığı ve bu uzamanın, şekil değişimindeki yükselmeye daha belirginleştiiği görölmektedir (Bkz. Şekil 3.5.).

Deformasyon miktarının artışıyla, deformasyon sonrası sertlik de artmaktadır. Örneğin, malzemede orijinal sertlik değeri  $70.5 R_B$  iken, % 2 şekil değişim oranı için bu değer  $77 R_B$  olmaktadır. Şekil değişim oranı %43 olduğunda sertlik  $99 R_B$  'ye yükselmektedir. Bununla birlikte sertlik artışı lineer değildir ve deformasyon miktarının yükselmesiyle düşer. Örneğin, % 7 deformasyon için  $6.5 R_B$  'lik bir artış gözlenirken, % 43 deformasyona ulaşıldığında bu değer  $0.6 R_B$  'ye kadar düşmektedir (Bkz. Çizelge 3.5. ve Şekil 3.7.). Bu durum, çok kristalli malzemeler için söz konusu olan **doymuşluk değeri** kavramı ile açıklanabilir (Bkz. Bölüm 2.1.4.).



Malzeme düşük karbonlu çelik olduğundan, numunelerde **deformasyon yaşlanması** meydana gelmiştir. Yaşlanma miktarı, Şekil 3.7 ve Çizelge 3.5.'de gösterilmiştir. Şekil 3.7.'de tavlama öncesi sertlik artışını gösteren eğri incelendiğinde, deformasyondan sonraki bir haftalık sürede oluşan yaşlanmanın, deformasyon miktarı ile etkilendiği sonucuna varılabilir. Diğer bir deyişle deformasyon miktarının artışı, yaşlanma sonucunda sertlikte oluşan artışı yükseltmektedir. Örneğin, bu değer % 2 deformasyon için  $1.4 R_B$  iken, % 43 deformasyonda  $5.4 R_B$ 'ye kadar yükselmektedir. Bunun nedeninin, deformasyon artışı sonucu yapıdaki hataların, dolayısıyla boşlukların artmasıyla ilgili olduğu düşünülebilir. Böylece C ve N gibi arayer atomlarının bu boşluklara yayılması ve Cottrell atmosferi oluşturmaları kolaylaşmaktadır.

#### **3.4.2. Izokronal tavlama sonuçlarının irdelenmesi**

Izokronal tavlama ile elde edilen sonuçlar Şekil 3.21.-Şekil 3.28. arasındaki mikroyapılarla belirlenmiş, ölçülen sertlik değerleri Çizelge 3.6. da özetlenmiştir. Özetlenen bu sertlik verileri Şekil 3.8. - Şekil 3.20. arasındaki eğrilerle gösterilmiştir.

Genel olarak, düşük sıcaklıklarda deformasyon-tavlama sıcaklığı ilişkisinin yüksek deformasyonlar için daha belirgin olması beklenebilir. Çünkü, deformasyon artışı, yeniden kristalleşme sıcaklığını düşürmektedir (Burke ve Turnbull'un yeniden kristalleşme kanunları). Bu durumda, yüksek deformasyonlar için, düşük sıcaklıklarda yeniden kristalleşmenin başlama ihtimali daha yüksek olup, sertlikteki düşüşün daha fazla olacağı düşünülmektedir. Bununla birlikte deney sonuçları bu genel kuralla çelişmektedir. Sertlikteki düşüş, düşük sıcaklıklarda tüm deformasyonlar için yakın değerler vermiştir (Bkz. Çizelge 3.6. ve Şekil 3.8.). Örneğin 550 °C daki tavlama için, % 2 deforme edilen numunede  $1 R_B$  lik sertlik düşüşü gözlenirken, % 37 deformasyona uğrayan numunede bu düşüş  $1,5 R_B$  kadar olmuştur. Bunun başlıca sebebinin fırının ısıtma hızının oldukça yüksek olmasıyla ilgili olduğu tahmin edilmektedir.

Sertlik değerlerinde iki büyük sapma görülmektedir. İlki % 25 deforme edilen ve 700 °C da tavlanan numunede gözlenmiştir (Şekil 3.12., Şekil 3.17. ve Çizelge 3.6.). Bu numunenin sertliği % 19 deforme edilen ve yine 700 °C da tavlanan numuneye göre  $20 R_B$  daha düşüktür. Öte yandan aynı numunenin sertliği 700 °C da tavlanan ve % 31 deforme edilen numuneden de  $2 R_B$  daha azdır.

%19 deforme edilen numuneye göre sertlikteki 20 birimlik düşüş, 700 °C da % 25 deformasyon için malzemede yeniden kristalleşmenin hemen hemen tamamlandığını, oysa % 19 deformasyon için aynı sıcaklıkta henüz yeniden kristalleşmenin erken safhalarında bulunulduğunu düşündürmektedir. % 31 deforme edilen numuneye aradaki iki birimlik fark ise, her iki numunede yeniden kristalleşmenin bitmiş olması ve tane büyümesinin henüz başlamamış olmasıyla açıklanabilir. Çünkü yeniden kristalleşme tamamlandığında, daha yüksek deformasyona uğramış numunede daha fazla çekirdeklenme bölgesi bulunacaktır ve dolayısıyla tane boyutu daha küçük olacaktır. Bu durumda daha yüksek derecede deforme edilen numune yeniden kristalleşme tamamlandığında, aynı safhadaki daha düşük deformasyona sahip numunelerden daha yüksek sertliğe sahip olacaktır. Bu varsayımı sınamak için mikroyapılar karşılaştırılabilir (Bkz. Şekil 3.24.- Şekil 3.26.).

İkinci önemli sapma ise % 31 deforme edilen ve 650 °C da tavlanan numunede görülmüştür. Bu numunenin 600 °C ve 700 °C da tavlanan aynı deformasyona sahip numunelere göre daha yüksek sertliğe sahip olduğu gözlenmiştir (Bkz. Şekil 3.18. ve Çizelge 3.6.).

700 °C da tavlanan numuneye göre 650 °C da tavlanan numunenin daha sert olması, yeniden kristalleşme oranının

miktariyla kolayca açıklanabilir. 600 °C da tavlanan numuneyle karşılaştırıldığında ise, bu sapmanın numunelerin tavlama öncesi sertlik değerleriyle açıklanması mümkün olmaktadır. Çizelge 3.6. incelendiğinde 650 °C da tavlanan numunede  $4,3 R_B$  lik bir sertlik artışı gözlenirken 600 °C da tavlanan numune için bu artış  $2,7 R_B$  kadar olmuştur. Böylece tavlamadaki sertlik düşüşü daha fazla olmasına rağmen, tavlama öncesi sertlik farkı nedeniyle sertlik değeri, 650 °C da tavlanan numunede daha fazla olmuştur.

Bunların dışında oluşan küçük sapmaların, muhtemelen aşırı iş nedeniyle meydana geldiği sanılmaktadır (Bkz. Bölüm 2.1.5.). Deformasyonu oluşturan düzeneğin tabiatı ile ilgili olan aşırı iş, heterojen deformasyon dağılımına neden olduğu gibi, diğer araştırmalarla sayısal verilerin karşılaştırılmasında da güçlük çıkarmaktadır.

Çekirdeklesme bölgelerinin düşük deformasyonlarda tercihan tane sınırlarında yerleştiği, orta ve yüksek deformasyonlar için ise tane sınırları ile tane içlerinin aynı derecede önemli olduğu belirtilmişti (Bkz. Bölüm 2.3.2 .). Deney sonuçlarından elde edilen mikroyapı fotoğrafları bu varsayımı doğrular görünmektedir. Nitekim, % 2, % 7 ve % 13 deforme edilen numunelerde yeniden kristalleşmenin çoğunlukla tane sınırlarında ve özellikle bu sınırların üçlü noktalarında oluşmaya başladığı gözlenmektedir.

Diğer deformasyon değerlerinde tane içlerinde de oldukça çok sayıda yeniden kristalleşme çekirdeğinin bulunduğu görülmektedir (Bkz. Şekil 2.21.-Şekil 2.28.).

Çekirdekleşmenin olduğu bölgeleri daha detaylı görebilmek için, % 31, % 37 ve % 43 deforme edilen ve 700 °C da tavlanan numunelerin 400 büyütmeyle çekilen mikroyapı fotoğrafları da Şekil 3.29. da gösterilmiştir.

### 3.4.3. İzotermal tavlama sonuçlarının irdelenmesi

İzotermal tavlama ile elde edilen sertlik değişimleri Çizelge 3.7. de özetlenmiş ve Şekil 3.30.-Şekil 3.32. arasındaki eğrilerle gösterilmiştir. Bu sırada oluşan içyapı değişimleri Şekil 3.33. ve Şekil 3.34. de gösterilmiştir.

Seçilen tavlama süreleri beklenen sonuçları vermiş ve sürenin artışıyla sertlikte düşme kaydedilmiştir. Bununla birlikte gerek % 19 gerekse de % 25 deformasyon değerleri için, 600 °C da bu süre değerlerinin, yeniden kristalleşmenin tamamlanması için yeterli olmadığı görülmüştür. Bu durum hem sertlik değerlerinde, hem mikroyapılarda gözlemlenebilir.

Yeniden kristalleşmenin gecikmesinin ve yeniden kristalleşme hızının düşük olmasının deformasyon işlemiyle ilgili olduğu düşünülebilir. Çünkü yeniden kristalleşme hızı, deformasyon işlemindeki çekme bileşeninin artışıyla artmaktadır (Bkz Bölüm 2.4.4.).

#### 4. SONUCLAR

1. Oda sıcaklığında basmayla oluşturulan deformasyon yapı çeliğinde sertlik artışı sağlamıştır. Bu sırada iç yapıda tanelerin basma yönüne dik olarak uzadığı gözlenmiştir.
2. Deformasyon miktarının yükselmesiyle sertlik ve tanelerdeki uzama artmıştır. Sertlikteki artışın bir limit değere yakınsadığı belirlenmiştir.
3. Basma deformasyonu, numunelerde şişmeye neden olmuştur. Bu durumda meydana gelen iç yapı ve mekanik özellik değişimlerinin yapıya heterojen dağıldığı gözlenmiştir.
4. Malzemede deformasyon yaşlanması görülmüştür. Yaşlanmayla meydana gelen sertlik artışı deformasyon miktarının daha yüksek değerlerinde daha fazla olmuştur.
5. Düşük deformasyonlarda çekirdekleşme, daha çok tane sınırlarında ve bu sınırların üçlü noktalarında oluşmuştur. Deformasyonun yükselmesiyle hem sınırlarda hem de tane içlerinde aynı oranda çekirdekleşme görülebilmektedir.
6. Daha yüksek deformasyonlarda, yeniden kristalleşme

sonunda elde edilen yapının daha küçük tane boyutuna sahip olduğu belirlenmiştir.

7. Tavlama sıcaklığının yükselmesi, aynı süre ve deformasyon değerinde, sertliğin düşmesine yol açmıştır.
8. Deformasyon miktarının artışı, yeniden kristalleşmenin başladığı sıcaklığı ve yeniden kristalleşme hızını artırmıştır.
9. Tavlama süresinin artışıyla, aynı deformasyon ve sıcaklık değeri için sertlik düşmüştür. Bu yönüyle sürenin, malzemedeki sıcaklığa benzer bir etkiye sahip olduğu belirlenmiştir. Bununla birlikte etkinin miktarı sıcaklığınkine oranla daha az olmuştur.



## 5. KAYNAKLAR

- Bollmann, W., 1970, Crystal defects and crystalline interfaces, Springer-Verlag, Berlin, 254 p.
- Cotterill, P. and Mould, P.R., 1976, Recrystallization and grain growth in metals, Surrey University Press, London, 409 p.
- Ensari, C., 1977, Düşük karbonlu çeliklerde üretim koşullarının ve bileşimin deformasyon yaşlanmasına etkileri, Doktora tezi, İ.T.Ü. Maden Fakültesi, İstanbul, 120 s.
- Geçkinli, E., 1976, Malzeme ders notları, İ.T.Ü. Matbaası, İstanbul, yayımlanmamış, 109 s.
- Guy, G.A., 1972, Fiziksel metallurjinin esasları, (Çev. Gücer, D.E.), İ.T.Ü. Makina Fakültesi, İstanbul, 450 s.
- Honeycombe, R.W.K., 1968, The plastic deformation of metals, Edward Arnold (Publishers) Ltd., London, 477 p.
- Kayalı, E.S. ve Ensari, C., 1968, Metallere plastik şekil verme ilke ve uygulamaları, İ.T.Ü. Kimya-Metalurji Fakültesi, İstanbul, 417 s.
- Kayalı, E.S., Ensari, C. ve Dikeç, F., 1978, Metalik malzemelerin mekanik deneyleri, İ.T.Ü. Metalurji ve Malzeme Bölümü, İstanbul, 168 s.

- Michalak, J. T. and Hu, H., 1979, Annealing behavior of cold-rolled low-carbon phosphorus-containing steels with variations in silicon content, Metallurgical Transactions A, 10, 975-983.
- Smallman, R.E., 1970, Modern physical metallurgy, Butterworths Co.(Publishers) Ltd., London, 544 p.
- Türk Standartları Enstitüsü, 1975, Basma deneyi metalik malzemedede, TSE 206, 9 s.
- Wood, W.A., 1971, The study of metal structures and their mechanical properties, Pergamon Press Inc., N.Y., 383 p.