

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

34719

**SAF ALÜMİNYUM VE BAKIRDA
TANE SINIRI YOĞUNLUĞUNUN YÜKSEK
SICAKLIK DEFORMASYON
KARAKTERİSTİKLERİNE ETKİSİ**

Metalurji Müh. F. ALİ AYANLIOĞLU

**F.B.E. Metalurji Müh. Anabilim Dalında
hazırlanan**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tez Danışmanı : Y. Doç. Dr. Mustafa ÇİĞDEM

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

İSTANBUL, 1994

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR.....	V
ÖZET.....	VI
BÖLÜM 1. GİRİŞ.....	1
BÖLÜM 2. DEFORMASYON SERTLEŞMESİ.....	2-5
2.1. Deformasyon Sertleşmesi Mekanizmaları.....	5-8
BÖLÜM 3. TEK KRİSTALLERDE "GERİLME-BİRİM ŞEKİL DEĞİŞTİRME EĞRİLERİ.....	8-12
3.1. Polikristal Deformasyon Sertleşmesinin Tane Boyutuna Bağımlılığı.....	12-13
3.2. Polikristal Deformasyon Sertleşmesinde Ashby Modeli.....	13-18
3.3. Gerilme-Birim Şekil Değiştirme Eğrileri.....	19-23
BÖLÜM 4. ÇOK KRİSTALLI MALZEMELERDE GERİLME-BİRİM ŞEKİL DEĞİŞTİRME EĞRİLERİ VE ETKİLEYEN FAKTÖRLER.....	24
4.1. Plastik Deformasyonda Gerilme-Birim Şekil Değiştirme Bağıntıları.....	24-25
4.2. Gerilme-Birim Şekil Değiştirme ilişkisinin Belirlenmesi.....	25-28
4.3. Gerilme-Birim Şekil Değiştirme Eğrilerine Deformasyon Sıcaklığının ve Deformasyon Hızının Etkisi.....	29
4.3.1. Deformasyon Sıcaklığının Etkisi.....	29-30
4.3.2. Deformasyon Hızının Etkisi.....	30-33
BÖLÜM 5. TANE BOYUTUNUN MEKANİK ÖZELLİKLERE VE MALZEME PARAMETRELERİNE ETKİSİ.....	34
5.1. Alt Tane ve Tane Boyutunun Mukavemete Etkisi.....	34-37
5.2. Tane Boyutunun Malzeme Parametrelerine Etkisi.....	37-38
5.3. Tane Boyutunun Diğer Mekanik Özelliklere Etkisi.....	38-40
BÖLÜM 6. DEFORMASYON SERTLEŞMESİ ÜSSÜ (n).....	41-46
6.1. Deformasyon Sertleşmesi Üssü (n) - Tane Boyutu (d) Arasındaki ilişki.....	46-50

BÖLÜM 7. BAKIR VE ALÜMİNYUMUN ÖZELLİKLERİ.....	51
7.1. Bakır.....	51
7.1.1. Mukavemet Özellikleri.....	51-53
7.1.2. Fiziksel Özellikler.....	53
7.2. Saf Alüminyumun Fiziksel Özellikleri.....	54
7.2.1. Saf Alüminyumun Kimyasal Özellikleri.....	54
BÖLÜM 8. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	55-57
8.1. Kullanılan Malzeme ve Ön işlemler.....	58
8.1.1. % 99,92 Saflıktaki Cu.....	58
8.1.2. % 99,99 Saflıktaki Al.....	58
8.2. Çekme Deneyi ile Elde Edilen Değerler.....	58-61
8.3. Metalografik Etüdlar ve Sertlik Ölçümleri....	61-62
8.3.3. Cu ve Al Tablolarından Elde Edilen Şekiller.....	63-66
8.3.1. Alüminyum Numunelerin Çesitli Büyütmelerdeki Bünye Fotoğrafları.....	67-70
8.3.2. Bakır Numunelerin Çesitli Büyütmelerdeki Bünye Fotoğrafları.....	70-75
SONUÇLAR.....	76
KAYNAKLAR.....	77-78
ÖZGEÇMİŞ.....	

TEŞEKKÜR

Bana deneysel bir çalışma konusu vererek, böyle bir çalışmada nasıl davranılacağını gösteren, yüksek lisans öğrenimim boyunca dersler vede özellikle tez çalışmam sırasında her konuda yardımlarını aldığım Sayın Hocam Yard. Doç. Dr. Mustafa ÇİĞDEM'e teşekkürü borç bilirim. Ayrıca çalışmam sırasında bana yardımcı olan Metalurji Müh. Bölümü 4. Sınıf öğrencilerinden, arkadaşım Berna Öksüz'e, Elektrolitik parlatma sırasında yardımcı olan Araşt. Gör. Sayın Yaman Eraslan'a, Bakır numunelerin fotoğraflarının çekilmesinde yardımcı olan Araşt. Gör. Sayın Aziz Hatman'a teşekkürü borç bilirim.

Öğrenim hayatım boyunca beni destekleyen aileme, çalışmalarım sırasında yardımlarını gördüğüm herkese ve tezimi yazan Sayın Ergün Erdoğan'a teşekkür ederim.

Haziran 1994

F. ALİ AYANLIOĞLU

ÖZET

Malzemelerin mutlak ergime sıcaklıklarından (T_m), oldukça düşük sıcaklıklarda ($T < 0,3 T_m$), plastik deformasyona uğramaları sonucu mukavemetlerinin ve sertliklerinin artması "deformasyon sertleşmesi" olarak bilinir.

Çoğu metalik malzemelerin plastik deformasyon davranışları, Holloman tarafından ileri sürülen ve üslû eşitlik olarak bilinen ($\sigma_g = K\epsilon^n$) şeklindeki bir bağıntıyla açıklanmaktadır. Burada (σ_g), gerçek gerilme; (ϵ), gerçek plastik birim şekil değiştirme; (n) deformasyon sertleşmesi üssü ve (K), mukavemet katsayısı olup, $\epsilon = 1$ için elde edilen gerilmeye eşdeğerdir. (K) ısıtılma işlem ve soğuk işlem miktarına bağlı olarak değişim göstermektedir.

Deformasyon sertleşmesi üssü (n), bir metalin bölgesel deformasyona olan direnme yeteneğini belirtir. (n) değerinin yüksek olması, birim şekil değişiminin daha homojen olarak dağılmasına ve deformasyona uğrayan malzemenin sertleşerek boyun vermeye karşı daha fazla direnç göstermesine sebep olur. (n) değeri arttıkça malzemenin şekillendirilebilirliği artar. (n) değerini etkileyen önemli faktörlerden biri tane boyutu (d) olup, bu ilişki literatürde genellikle,

$$n = a - b.d^{-1/2} \quad \text{şeklinde belirtilmiştir.}$$

Bu çalışmada % 99.99 Al ve % 99.92 Cu safiyetinde üç farklı tane boyutundaki numuneler kullanarak, yüksek sıcaklık deformasyon karakteristikleri arasındaki ilişki incelenmiştir. Bunun için haddelenmesi ve ısıtılma işlemi yapılan malzemelerden elde edilen üçer farklı tane boyutlu Al ve Cu numuneleri önce değişik sıcaklıklarda çekme testine tabi tutulmuşlardır. Daha sonra bu numunelerin metalografik etüdüleri yapılmış ve değişik büyütme oranlarında bünne fotoğrafları çekilmiştir. Son olarakta numunelerin Vickers cinsinden sertlik ölçümleri yapılarak deneysel çalışmalar tamamlanmıştır.

Tane boyutunun artışıyla sertlik, mukavemet ve tokluğu tanımlamada kullanılan, çekme mukavemeti σ_g toplam uzama ($\sigma_g \cdot \epsilon_g$) değeri azalmaktadır. Süneklik ise tane boyutuna bağlı olarak artan sonra azalan bir davranış göstermektedir. Mukavemet katsayısı (K)'nın ise tane boyutunun artmasıyla birlikte azaldığı belirlenmiştir.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

Günümüzde malzemelerin mekanik özelliklerini ve bunlar arasındaki ilişkileri bilmek, kullanımlarında büyük yarar ve pratiklik sağlamaktadır. Tane boyutunun mekanik özelliklere etkisi 1950'den sonra en çok araştırılan konulardan biri olmuştur. Bu konunun önemi malzemenin tane boyutunun küçültülmesi mukavemet artışına neden olurken sünekliğin artmasından kaynaklanmaktadır. Oysa, deformasyon sertleşmesi, çökme sertleşmesi v.b. gibi diğer mukavemet arttırıcı işlemler sünekliğin azalmasına neden olmaktadır.

Metalik bir malzemenin endüstriyel uygulamada soğuk şekillendirme sınırı; bölgesel boyun verme olayından sonra şekillendirmeye devam etmenin mümkün olacağı plastik kararsızlık anıdır. Gerçekte, şekillendirme işlemlerinin çoğunda gerilme sistemi iki eksenli olmasına rağmen, çekme ve basma gibi tek eksenli gerilme uygulanarak yapılan deneyler, malzemelerin plastik deformasyon özelliklerini belirlemede yaygın olarak kullanılmaktadır.

Çekme deneyi ile malzemenin deformasyon sertleşmesi üssü (n), akma oranı (σ_a / σ_c) ve homojen % uzama ($\%e_h$) gibi endüstriyel öneme sahip mekanik özellikleri hakkında fikir sahibi olunabilir. Bunlar içerisinde en çok kullanılanlardan biri olan, deformasyon sertleşmesi üssü (n) bir metalin bölgesel deformasyona olan direnme yeteneğini belirtir. Bir malzemenin (n) değeri ne kadar yüksek ise şekillendirilebilme yeteneği de o kadar yüksektir.

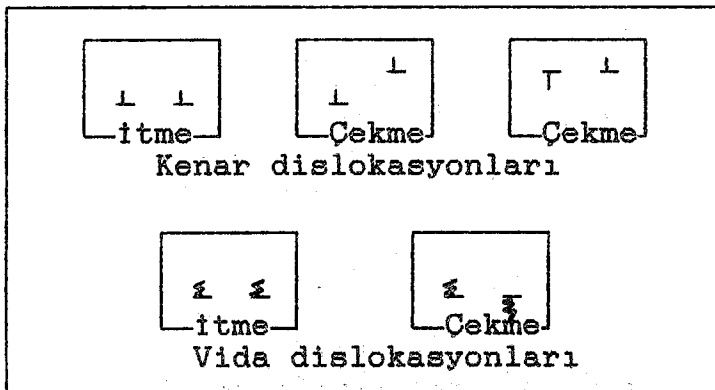
Tane boyutuna bağlı olarak malzemelerin sertlik, mukavemet, süneklik, tokluk v.b. gibi mekanik özellikleri değişim göstermektedirler. Malzeme parametreleri olan (K ve n) değerleri ile malzemenin mekanik özelliklerinin tane boyutu (d) ile arasındaki ilişkiyi araştırmak önem taşımaktadır.

Metalik malzemelerde plastik şekil verme işlemlerinde, malzeme yüzeyinin kalitesi önemlidir.

BÖLÜM 2. DEFORMASYON SERTLESMESİ

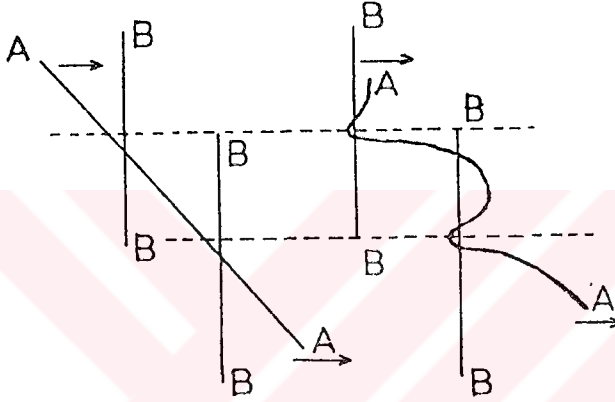
Malzemelerin mutlak ergime sıcaklıklarından ($T_m, ^\circ K$) oldukça düşük sıcaklıklarda ($T < 0,3 T_m$) plastik deformasyona uğramaları sonucu mukavemetlerinin ve sertliklerinin artması "deformasyon sertleşmesi" olarak isimlendirilir. Bu oldukça önemli bir sertleştirme mekanizmasıdır. $T < 0,3 T_m$ şartlarında yapılan plastik deformasyon soğuk işlem olarak bilinir. Soğuk işlem malzemeye plastik şekil verme yöntemleri ile uygulanır. Yüksek mukavemetli alüminyum alaşımlarının çoğu herhangi bir plastik şekil verme yöntemi (örneğin haddeleme) ile deformasyon sertleşmesine uğratıldıktan sonra kullanılırlar. Deformasyon sertleşmesi, çeşitli yapı elemanlarının emniyetini arttırma açısından da faydalıdır. Eğer bir yapı elemanı aşırı yüklenecek olursa, plastik deformasyona uğrar ve buna bağlı olarak deformasyon sertleşmesi nedeniyle mukavemeti artar. Ancak, deformasyon sertleşmesinin meydana gelebilmesi için, malzemeye plastik deformasyon uygulanması gerektiğinden, malzemenin sünekliği yüksek olmalıdır. [1]

Deformasyon sertleşmesi, dislokasyonların hareketi ve etkileşimi ile ilgilidir. Dislokasyonlar, gerilme alanlarına sahip olduklarından, birbirlerini etkileyen kuvvetler oluşturmaktadırlar. Örneğin iki paralel dislokasyon birbirlerine yaklaştıkça, dislokasyonların gerilme alanları onları yoketme eğilimindedir, bu nedenle dislokasyonlar birbirlerini çekerler ve böylece üzerlerinde onları birbirlerine doğru hareket ettiren kuvvetler oluşur. Bundan farklı olarak, paralel dislokasyonların gerilme alanları birbirlerine ters ise, dislokasyonlar birbirlerini iterler. Şekil-2.1'de dislokasyonlar arasındaki etkileşimlerden bazıları görülmektedir.



Şekil-2.1 Dislokasyonlar arasındaki etkileşim.[1]

Farklı kayma sistemlerindeki dislokasyonların da etkileşimi söz konusudur. Şekil-2.2'de görülen (AA) dislokasyonu, kayma düzlemi üzerinde başka bir dislokasyon (BB) ile karşılaşabilir. Bu iki dislokasyon (AA ve BB) arasındaki etkileşim genel olarak çekme veya itme yönünde olabilir. Dislokasyonlar arasında itme kuvveti mevcut ise, uygulanan gerilmenin, (AA)'nın dik dislokasyonlar (BB) arasında kıvrılması veya gerilme alanı etkileşimini aşması için (AA)'nın (BB)'yi kemesine sebep olacak şekilde bir iş yapması gerektiğinden, dislokasyon hareketi engellenir.



Şekil-2.2 (AA) dislokasyonunun kayma düzlemine dik (BB) dislokasyonu ile etkileşimi. [1]

Eğer dislokasyonlar arasında çekme kuvveti mevcut ise, dislokasyon hareketinin devam edebilmesi için gerilmenin (AA)'yı (BB)'den uzaklaştırmaya yönde bir iş yapması gerektiğinden, benzer durum olur. [1]

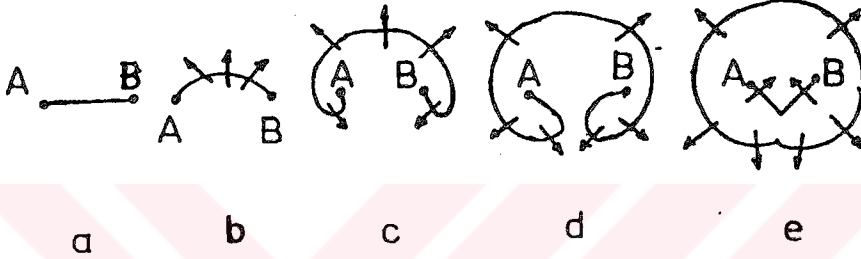
Bir kristalde tek ve izole bir dislokasyonu hareket ettirmek için, çok küçük bir gerilme gereklidir. Bu dislokasyon kristal içinde boydan boya hareket edip dışarı atılınca meydana gelen şekil değiştirme de küçüktür ve ancak (b) kadar bir kayma basamağı oluşur. Gerçekte makroskobik düzeyde şekil değiştirme elde etmek için çok büyük sayıda dislokasyonun hareketine gerek vardır.

Bir kristaldeki dislokasyon yoğunluğu (Γ)'yu, birim hacimdeki dislokasyon çizgilerinin toplam uzunluğu (cm çizgi/cm³) veya yaklaşık olarak herhangi bir kesitte birim alanı delen dislokasyonların sayısı (çizgi sayısı/cm²) şeklinde tanımlamak mümkündür. Çok saf ve tavlanmış tek kristallerde dislokasyon yoğunluğu 10^2 - 10^3 (çizgi/cm²)'ye kadar düşebilir.

Bir metalde başlangıçta mevcut dislokasyon yoğunluğu, kopma şekil değiştirmesini oluşturmak için gerekenden birkaç mertebe daha azdır. Örneğin, tavlanmış metallerde ortalama

dislokasyon yoğunluğu 10^7 ile 10^8 çizgi/cm² civarındadır. Halbuki aynı numunede önemli derecede plastik şekil değiştirmeden sonra bu yoğunluk 10^{11} - 10^{12} çizgi/cm² 'ye kadar ulaşabilir. O halde plastik şekil değiştirme süresinde dislokasyon doğuran bir mekanizmanın varlığı zorunludur. [2]

Frank Read kaynağı diye adlandırılan böyle bir dislokasyon doğurucu kaynak Şekil-2.3'de görülmektedir.



Şekil-2.3. Frank-Read Kaynağı. a) Kayabilir A-B dislokasyon parçası. (b)'den (e)'ye kadar: gerilmenin arttırılması ile bir dislokasyon halkasının ve yeni bir A-B dislokasyon parçasının oluşumu. [3]

Genellikle kapalı bir çevrim oluşturan bir dislokasyonun sadece A ve B noktaları arasındaki bölümü hareketli, yani bir kayma düzlemi üzerinde olsun (Şekil-2.3 a). Bir kayma gerilmesinin etkimesi ile dislokasyon hareket edecek, ancak kapalı çevrim bozulamayacağından A ve B noktaları sabit, dislokasyon cephesi eğilerek bir yay oluşturacaktır. (Şekil-2.3 b). Şekil-2.3 c ve d'de karşılıklı yaklaşan kısımlar birbirini yokederken, tekrar başlangıçtaki A-B parçası ve ayrıca bir dislokasyon halkası ortaya çıkar.

Kayma gerilmesinin etkimeye devam etmesi halinde olay tekrarlanacağından, böyle bir kaynak devamlı olarak yeni dislokasyon halkaları oluşturur. Şekil değiştirmiş bir metalde, şekil değiştirmemiş oranla dislokasyon yoğunluğunun önemli miktarda yüksek olması bu gerçeğe dayanır. Dislokasyon halkalarının diğer engellerle veya başka kaynaklarda oluşmuş halkalarla tepkimeye girmesi dislokasyon ağlarını ortaya çıkarır. [3]

Çeşitli dislokasyon kaynaklarının çalışması dislokasyon kesişmelerinin sayısını gittikçe arttırır ve neticede her birinde bir çok basamaklar bulunan karışık bir dislokasyon çizgileri ormanı oluşturur. Böylece takip eden şekil değiştirmeler için gerilmeyi sürekli olarak arttırmak gereklidir. Bu olaya deformasyon sertleşmesi denir. Bununla beraber şekil değiştirme arttıkça gerilmenin artış hızında

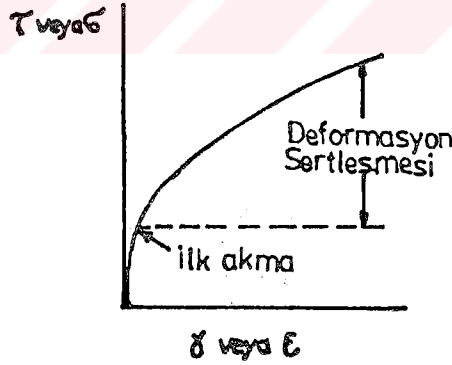
azalma olur, çünkü yukarıda görülen deformasyon sertleşmesi mekanizmasının tersi yönünde çalışan bir toparlanma veya yumuşama olayı vardır. Örneğin, her ne kadar şekil değiştirmeyi daha da arttırmak için uygulanacak gerilmenin yükseltimesi gerekirse de gerilmedeki bu yükseliş çapraz kaymalara veya yığılmış dislokasyonların harekete zorlanmasına neden olabilir. Diğer taraftan sıcaklığı arttırarak dislokasyon tırmanmalarından doğan toparlanma olayı da etkin hale gelebilir. [2]

Deformasyon sertleşmesine uğramış bir kristalde malzemenin mukavemetindeki deformasyon sertleşmesinden kaynaklanan artış;

$$\sigma = \alpha \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{r} \quad (2.1)$$

bağıntısı ile bulunabilir. Burada α , bir sabit (genellikle 0,3-0,6 arasındadır.) r , dislokasyon yoğunluğudur.

Deformasyon sertleşmesinin toplam dislokasyon direnci f' 'ya olan f_{ds} kadarlık etkisi önemli mertebede olup, artan deformasyon miktarı ile artmaktadır. (Şekil-2.4)



Şekil-2.4 Dislokasyonların etkileşimi sonucu meydana gelen deformasyon sertleşmesi. [1]

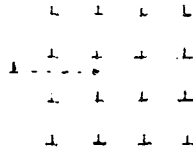
2.1. Deformasyon Sertleşmesi Mekanizmaları

Kristalin malzemelerde deformasyon sertleşmesine sebep olan çeşitli dislokasyon mekanizmaları mevcuttur ve halen bu konuda araştırmalar yapılmaktadır. Fakat basit modeller yardımıyla söz konusu mekanizmaların önemli özellikleri izah edilebilir. [1]

Deformasyon sertleşmesini açıklamak için ayrı ayrı zamanlarda beş farklı mekanizma ileri sürülmüştür. Bunlar Şekil-2.5'de görüldüğü gibi sistemli olarak düzenlenmiştir.

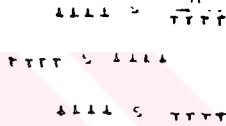
Şekil-2.5'in üstündeki model Taylor'un orjinal çalışmalarına dayanır. Burada deformasyon sertleşmesinin dislokasyonlar arasındaki elastik etkileşmeden doğduğu öne sürülmüştür. Şekildeki A denkleminde bir dislokasyonu, dislokasyon dizileri arasından geçirmek için uygulanacak gerilmenin bütün dislokasyonların oluşturduğu ortalama iç gerilme kadar olması gerektiği varsayımı yapılmıştır. B'deki denklem ve singeler iç yapıda mevcut kayıcı olmayan dislokasyonların yığılmaları sonucu doğan süper kafes yapıdan oluşan bir modeli belirtmektedir. Burada yığılmış dislokasyon gruplarının iç gerilmelerinin yeni doğan dislokasyonların hareketini durdurduğu varsayılır. Bir kayma düzlemi boyunca hareket eden dislokasyonlar arasındaki elastik etkileşmelere dayanan Basinski modeli C'de görülmektedir. Kayma düzlemini kesen dislokasyon çizgileri bir dislokasyon ormanı oluşturur. Mott ve Hirsch akma için gerekli gerilmenin, dislokasyon basamaklarının vida dislokasyonlarının hareketini ne şekilde engellediğine bağlı olduğunu belirtmişlerdir. Bu son görüşe göre oluşan dislokasyon basamaklarının sayısı dislokasyon ormanının sıklığı ile ilgilidir. Son şekil E ise, akma gerilmesinin engellere takılan dislokasyonların yay şeklinde eğilerek aralardan geçmesini sağlayacak şekilde büyük olması gerektiği varsayımına dayanır. Şekil-2.5'de verilen formüllerde b 'ler aynı ve K 'da yaklaşık olarak bir birim mertebesinde olduğundan bu formüller birbirlerine çok benzerler. [2]

Taylor Dislokasyon Süperkafesi



$$\frac{\tau_0}{G} = \frac{1}{2\pi K} b \sqrt{\rho}$$

Seeger Yığılma Süperkafesi veya Kayma Bölgeleri



$$\frac{\tau_0}{G} = \frac{\sqrt{n}}{2\pi K} b \sqrt{\rho}$$

Basinski Kesişen Dislokasyonların Elastik Etkileşmesi



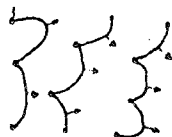
$$\frac{\tau_0}{G} = \frac{1}{2\pi K_0} b \sqrt{\rho}$$

Mott - Hirsch Süper Basamakların Sürüklenmesi



$$\frac{\tau_0}{G} = \frac{1}{2\pi K_{H1}} b \sqrt{\rho}$$

Kuhlmann-Wilsdorf Dislokasyonların Kesişme Noktaları Arasından Geçerek Yayılma



$$\frac{\tau_0}{G} = \frac{1}{K_K} b \sqrt{\rho}$$

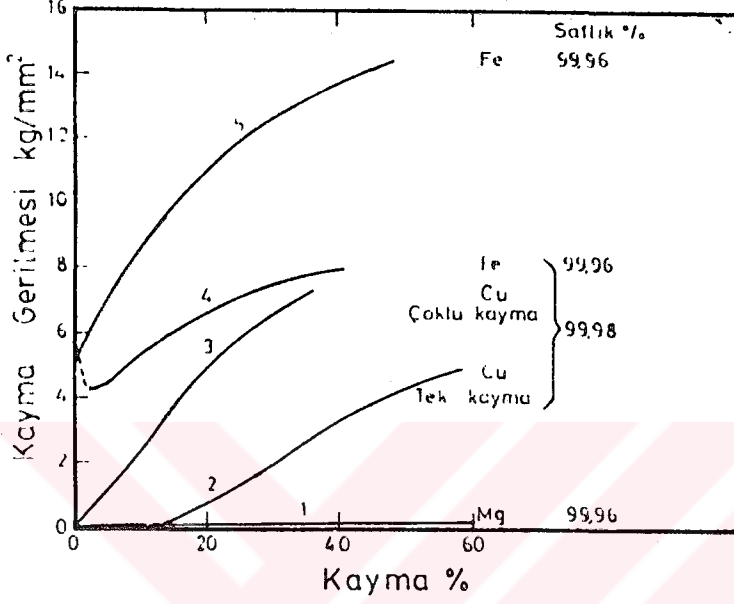
Şekil-2.5 Beş deformasyon sertleşmesi modelinin karşılaştırılması. ρ , kayma dislokasyonuna paralel dislokasyon yoğunluğu, ρ_i , dislokasyon ormanının yoğunluğudur. [2]

BÖLÜM 3. TEK KRİSTALLERDE "GERİLME-BİRİM ŞEKİL DEĞİŞTİRME" EĞRİLERİ

Eğer tek bir kristal kullanılarak çekme deneyi yapılırsa, kristalin çekme doğrultusu, hangi kayma sisteminin harekete geçebileceği saptanabilir. Böylece kristalinde tek kayma ve çoklu kayma durumunda ne gibi değişiklikler olacağı anlaşılabilir.

Sekil-3.1'de çeşitli metallerin tek kristallerine ait gerilme-birim şekil değiştirme eğrileri görülmektedir. Bu şekilden anlaşılabilir olduğu gibi, farklı kristal yapıları, farklı deformasyon özellikleri göstermektedir. 1. ve 2. eğriler, kristallerin tek kayma (tek yönde ve tek düzende kayma) olacak şekilde yönlendirildiği durumdaki deformasyon özelliklerini belirler. Bu deformasyon özellikleri hegzogonal ve yüzey merkezli kübik (YMK) metallerdeki düşük başlangıç deformasyon sertleşmesidir. Uygulanan gerilme arttırıldığında ise, 1. eğride hala düşük deformasyon sertleşmesi görülürken 2. eğride deformasyon sertleşmesi artar ve eğri, oluşan çoklu kayma nedeniyle yukarı doğru kayar. Bu durumda 2. eğri çoklu kayma olacak şekilde yönlendirilmiş kristale ait olan 3. eğriye hemen hemen paraleldir. 4. ve 5. eğriler - hacim merkezli kübik (HMK) metal α demiri için - görece basit ve karışık kayma oluşacak biçimde yerleştirilmiş kristaller arasında benzer özellikler gösterir. Bu eğrilerin ayrıntılı açıklaması (YMK) metallere uygulanarak açıklanmadan biraz daha farklıdır. (HMK) kristalde kayma, daha deformasyonun başlangıcında maksimum kayma gerilmesi doğrultusunu paylaşan iki veya daha fazla kayma düzlemi üzerinde olur. [3]

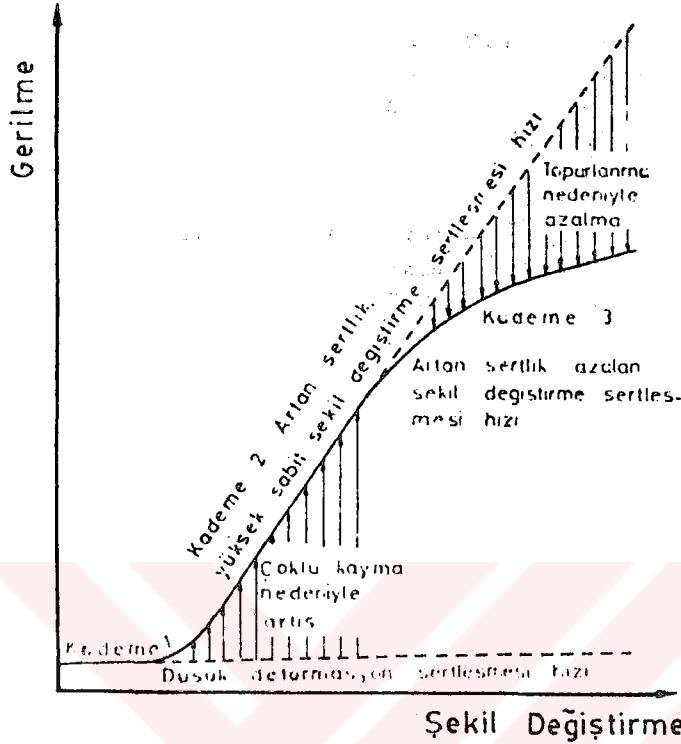
Metallerin tek kristallerinde şekil değişimi kayma sistemlerinden en büyük kritik kayma gerilmesine sahip kayma işleminin çoğunluğu sıkı paket hegzogonal (SPH) ve yüzey merkezi kübik (YMK) sistemlerindeki metallerde sadece bir kayma sisteminde meydana gelir. Malzemeye uygulanan gerilme arttırıldığında deformasyon sertleşmesi nedeniyle kritik kayma gerilmesi değeri artmış olan kayma sistemleri de deformasyona katılır.



Şekil-3.1 Tek kristallerin "Gerilme-Birim şekil değiştirme" eğrileri (oda sıcaklığında) [3]

Şekil-3.1'de görüldüğü gibi SPH sistemdeki Mg'un deformasyon sertleşmesi hızı çok düşüktür. Halbuki YMK sistemdeki Cu tek kristalinin deformasyon eğrisi üzerinde üç farklı deformasyon sertleşmesi bölgesi görülür. Birinci bölge kolay kayma bölgesi olarak isimlendirilir ve bu bölgedeki deformasyon sertleşmesi hızı, SPH sistemdeki kristalin sertleşme hızına eşittir. İkinci bölgede, deformasyon eğrisinin eğimi sabit olup en yüksek değere ulaşmaktadır. Bu bölgede doğrusal sertleşme bölgesi olarak adlandırılır. Toparlanma bölgesi olarak isimlendirilen üçüncü bölgede ise, deformasyon sertleşmesi hızı azalmaktadır.

Birinci ve ikinci bölgelerde deformasyon sertleşmesi hızı kristal tekstürü ile yakından ilgili olup, sıcaklığın artması ile deformasyon sertleşmesi hızı azalır. HMK sistemdeki Fe kristali ise bütün deformasyon boyunca azalan deformasyon sertleşmesi hızı gösterir.



Şekil-3.2 YMK sistemdeki tek kristalin şematik "Gerilme-Birim şekil değiştirme" eğrisindeki 3 farklı deformasyon sertleşmesi bölgesi. [5]

Şekil-3.2'de görülen YMK sistemdeki tek kristalin "Gerilme-Birim şekil değiştirme" eğrisi teorik olarak açıklanabilmektedir. Söz konusu deformasyon eğrisinin üç farklı bölgesindeki deformasyon mekanizmaları aşağıda kısaca açıklanmıştır.

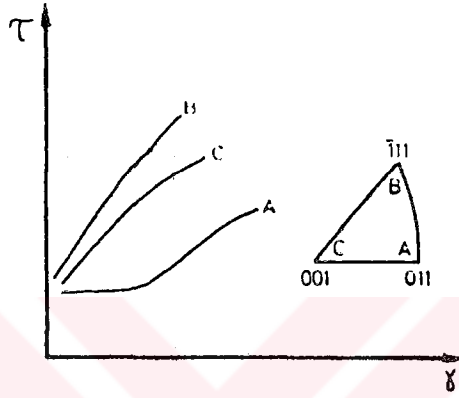
1. Bölge: YMK sistemdeki tek kristalin ilk deformasyon bölgesindeki deformasyon mekanizması aynı zamanda SPH sistemdeki kristalin deformasyonundaki mekanizmadır. Bu bölgede dislokasyon yoğunluğu artar, fakat dislokasyonlar birbirleri ile karşılaşp kilitlenmezler. Bu bölgede Kayma bandı genişliği 50 atom çapı mertebesinde olan uzun ve ince kayma çizgileri görülür. Burada, dislokasyonlar en uygun kayma sistemlerinde kaydıkları için deformasyon sertleşmesi hızı çok düşüktür ve kristalin sertliği çok az artar. Bu bölgede sertleşme hızına sıcaklığın etkisi yok denecek kadar azdır.

2. Bölge: Bu bölgede en büyük kritik kayma gerilmesi değerine ulaşılır ve dislokasyon yoğunluğu çok artar. Aynı zamanda dislokasyonlar karşılaşarak kilitlenmeler olur ve birbirleri üzerine yığılırlar. Bu kilitlenmelerin kayma düzlemlerinde kayma işlemini zorlaştırarak bölgesel iç gerilmeler oluşturmaları nedeniyle, tek kristalin yüzeyinde görülen kayma çizgilerinin boyları, birinci bölgedeki kayma çizgilerinden daha kısa, fakat kayma çizgileri birbirine daha yakın olur. Bu bölgede kristalin sertliği deformasyon ilerledikçe doğrusal olarak artar ve deformasyon sertleşmesi hızı sabit kalır.

3. Bölge: Bu bölgede vida dislokasyonları da kenar dislokasyonları gibi kolayca hareket ederler. Yüksek gerilmeler ve yüksek sıcaklıklar vida dislokasyonlarının hareketini kolaylaştırır. Deformasyon sırasında meydana gelen dinamik toparlanma nedeniyle bu bölgede deformasyon sertleşmesi hızı azalır. Dinamik toparlanma, dislokasyonların tırmanması ve çapraz kayma olaylarının etkisi ile olur. Aynı zamanda bu bölgede kristalin sertliğide artar.

HMK sistemdeki bir kristalin deformasyon eğrisinin şekli YMK sistemdeki kristalin dinamik toparlanma bölgesi olarak isimlendirilen üçüncü bölgedeki deformasyon eğrisine benzer HMK kristallerde çapraz kayma, deformasyonun başlangıcından itibaren görülür. HMK kristalin deformasyonu sırasında dislokasyonların kilitlenmesi ve dislokasyon yoğunluğunun artması ile birlikte oluşan dinamik toparlanma olayı deformasyon sertleşmesi hızının azalmasına sebep olmaktadır.

YMK sistemdeki tek kristalin deformasyon eğrisine kristal tekstürünün etkisi şekil-3.3'de görülmektedir. Çekme eksenini $\langle 011 \rangle$ doğrultusuna paralel olduğundan, sadece bir kayma sistemindeki kayma gerilmesi diğerlerinden fazla olduğundan deformasyona bu kayma sistemi katılır ve bu durumda A eğrisindeki gibi geniş bir kolay kayma bölgesi görülür. Çekme keseni $\langle 100 \rangle$ veya $\langle 111 \rangle$ doğrultularına yakın olduğundan çeşitli kayma sistemlerindeki kayma gerilmeleri birbirine yakındır ve bu durumdaki deformasyon eğrileri (B ve C) daha yüksek deformasyon sertleşmesi hızlarına sahiptir.



Şekil-3.3 YMK tek kristalinde kristal tekstürünün deformasyon eğrisine etkisi. [5]

3.1. Polikristal Deformasyon Sertleşmesinin Tane Boyutuna Bağımlılığı.

Polikristal deformasyon sertleşmesini anlamak için yapılan çalışmaların geçmişi oldukça eskidir, fakat ilk olarak modern bir şekilde Taylor tanımlamıştır. Taylor, hatalı bir varsayım, her tanenin tüm numunede olduğu gibi, aynı homojen deformasyona maruz kaldığını kabul etmiştir. Daha sonra Bishop ve Hill, deformasyonun bölgesel olarak homojen olmayabileceğini göstererek, Taylor'un yapmış olduğu çalışmalarda hesaplamaları hükümsüz kılmışlardır. Bu yüzden Taylor'un seçimi fiziksel olarak kayma sistemlerinde mümkündür.

Deformasyon sertleşmesini tane boyutunun bir fonksiyonu olarak tanımlamada fazla bir çalışma bulunmamaktadır. Yapılan çalışmalarda tane boyutuna akma gerilmesinin bağımlılığı üzerine kurulmuştur. [6]

Tane boyutu küçülmesinin akma mukavemetinde artışa neden olması metalurjide bilinen bir davranıştır. Bu ilişkinin tarifi Hall-Petch tarafından yapılmıştır. Bu ilişki, akma

gerilmesi (σ)'nın tane boyutu (d)'ye olan bağımlılığını şu şekilde gösterir;

$$\sigma = \sigma_0 + k \cdot d^{-1/2} \quad (3.1)$$

Burada, σ_0 ve k sabitlerdir. (2.2) no'lu bağıntıyı mantıklı kılan çok sayıda çalışma bulunmaktadır. Ancak bu çalışmalar iki sınıfa ayrılabilir. Bunlar, yığılma ve kayma bantları temeline dayanan ve dislokasyon yoğunluğunun tane boyutuna bağımlı oluşu temeline dayanan görüşlerdir. [7]

Hall-Petch ikilisinin yorumları yığılma mekanizması kabulüne dayanmaktadır. Ancak, daha sonraki yıllarda, diğer çalışmalarda ve saf metallerde dislokasyon yığılmasının tam olarak açıklanamama eksikliği, yığılma mekanizmasını içermeyen, başka mekanizmalar konusunda araştırma gereğini ortaya çıkarmıştır.

Akma gerilmesi üzerine tane boyutunun etkisi; dislokasyon yoğunluğu-şekil değiştirme ilişkisine tane boyutunun etkisiyle, tanımlananyeni bir model ileri sürülmüştür. Bu deformasyon sertleşmesi modelinde, akma gerilmesi ile dislokasyon yoğunluğunun karekökü arasındaki doğrusal ilişki deneysel bir gerçek olarak alınmaktadır. [8]

3.2. Polikristal Deformasyon Sertleşmesinde Ashby Modeli.

Deformasyon sertleşmesinin tane boyutuna bağımlılığını açıklamak; ilkeleri Ashby tarafından ileri sürülen çalışmanın temeline dayanmaktadır. Ashby, statistiksel olarak depolanmış ve geometriksel olarak gerekli dislokasyonlar arasında önemli bir ayırım yapmıştır. Statistiksel olarak depolanmış dislokasyonlar; bir tek-kristalin çekilmesi süresince biriken, yığılan dislokasyonlardır. Geometriksel olarak dislokasyonlar ise; polikristal tanelerin uyumunu sürdürebilmeleri için statistiksel dislokasyonlara ek olarak üretilen dislokasyonlardır. Her bir dislokasyon yoğunluğunun gerilimine bağlı olarak bir gerilme şekil değiştirme eşitliği yazılabilir, fakat bunu yapmak için; farklı dislokasyon yoğunluklarının deformasyon üzerindeki bağımlılığını bilmek gerekmektedir. [7]

Ashby, statistiksel dislokasyon yoğunluğu (ρ_s)'un, deformasyon ve kayma mesafesi (λ_s)'e olan bağımlılığını şu şekilde ifade etmiştir.

$$\rho_s = \epsilon / b \cdot \lambda_s \quad (3.2)$$

Burada b , Burgers vektörüdür.

Ayrıca, Ashby geometriksel dislokasyon yoğunluğu (ρ_g)'nın deformasyon ve tane boyutuna olan bağımlılığını şöyle göstermiştir.

$$\rho_g = \epsilon / 4.b.d \quad (3.3)$$

Toplam dislokasyon yoğunluğu $\rho_t = \rho_s + \rho_g$ 'dir. Çekme gerilmesi σ_f ve ρ_t arasındaki ilişki deneysel olarak oldukça iyi bilinmektedir.

$$\sigma_f = \sigma_0 + \alpha.G.b(\rho_t)^{\frac{1}{2}} \quad (3.4)$$

Burada, G: kayma modülü. α ve σ_0 ; sabitlerdir.

$\rho_t = \rho_s + \rho_g$ eşitliğinde değerler yerine konulup, (3.4) denkleminde konulursa; Ashby ilkelerini kullanarak bir gerilme-şekil değiştirme eşitliği elde edilir: [7]

$$\sigma_f = \sigma_0 + \alpha.G.b.(\epsilon / 4.b.d + \epsilon / b.s)^{\frac{1}{2}} \quad (3.5)$$

Pirinç gibi, bazı malzemelerde, deformasyon sertleşmesi (3.1) no'lu denklemin modifiye edilmesiyle de tanımlanabilir. (3.1) no'lu denkleminde (σ_a)'nın yerini bazı birim şekil değiştirmelerinde akma gerilmesinin (σ_f) almasıyla σ_0 ve bazen k birim şekil değişiminin fonksiyonu halini alırlar.

$$\sigma_f = \sigma_0(\epsilon) + k(\epsilon)^{-\frac{1}{2}} \quad (3.6)$$

(3.1) no'lu denklem için geçerli olan iki mantık, (3.6) no'lu denklemi oluşturmada da kullanılabilir. Ancak, (3.6) no'lu bağıntının sorunu, bazı basit malzemelerin, örneğin bakır, deformasyon sertleşmesini tanımlamada başarısızlığa uğramasıdır. Bu deneysel gerçek var olan iki mantığın genelliği ile ilgili olarak akla sorunlar getirir.

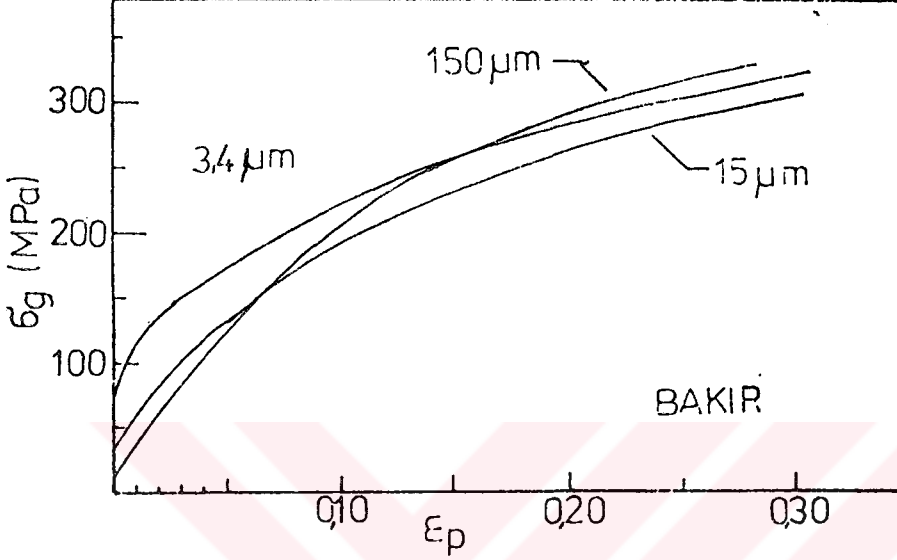
Thompson ve Baskes, Ashby'nin kavramsal ön çalışmalarını kullanarak bu probleme farklı bir yaklaşım sağlamışlardır. Kompüter analiz teknikleri kullanarak, bir gerilme-birim şekil değiştirme bağıntısı kurmuşlar ve pirinç, bakır, alüminyum gibi malzemelerin gerilme-şekil değiştirme verileriyle bağıntılarını denemişlerdir. [7]

Thompson ve Baskes, çekme deneylerini alçak, orta, yüksek değerlerde istif hatası enerjisi taşıyan malzemeler ile gerçekleştirmişlerdir. Bunlar sırasıyla, kurşunsuz alfa pirinç (70-68 % Cu, 29.99 % Zn, 0,001 Fe), bakır (3 ppm O_2 , < 40 ppm toplam empüriteler) ve 1100 Alüminyumdur. Bu malzemelerin bağıntı (2.2)'ye uyduğu görülmüştür ve k değerleri Tablo-3.1'de verilmiştir.

Tablo-3.1. Bazı malzemelere ait σ_0 ve k değerleri. [7]

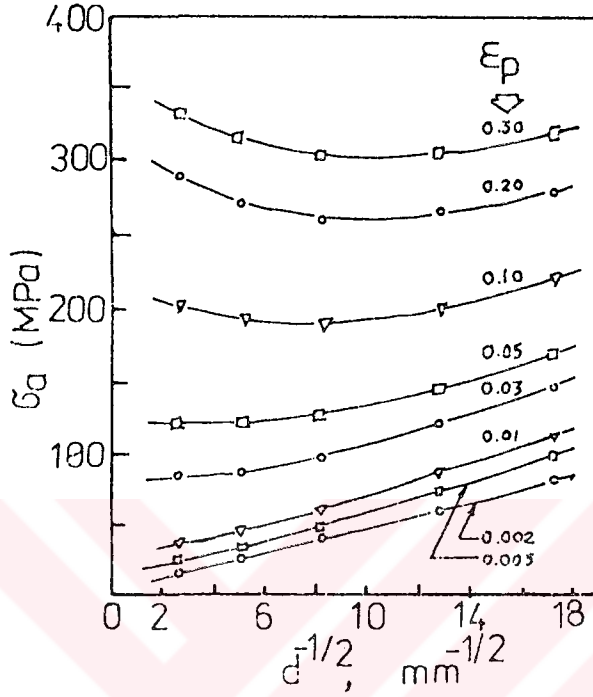
Malzeme	Tane Boyutu (μm)	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Muk. (MPa)	E_n	σ_0 (MPa)	k (MPa) $\sqrt{m}$
Pirinç	10 $\pm$ 1.1	164.3	400.1	0.33	28.0	0.409
	20 $\pm$ 2	107.9	383.4	0.39		
	115 $\pm$ 6	71.1	364.8	0.43		
Bakır	3.4 $\pm$ 0.8	78.8	238.3	0.31	3.4	0.14
	15 $\pm$ 1.0	40.0	227.5	0.31		
	150 $\pm$ 7	14.8	246.2	0.28		
Aluminyum	20 $\pm$ 2	28.9	88.3	0.19	14.3	0.065
	200 $\pm$ 7	18.9	93.2	0.20		

Şekil-3.3, bakırda, deformasyon sertleşmesinin tane boyutunanasıl bağımlı olduğunu göstermektedir. Eğriler homojen gerçek birim şekil değiştirme (ϵ_h)'de sona ermektedir. Eğrilerin kesişmesine dahaönce yapılan çalışmalarda da rastlanmış fakat bu konuda yorum yapılmamıştır.



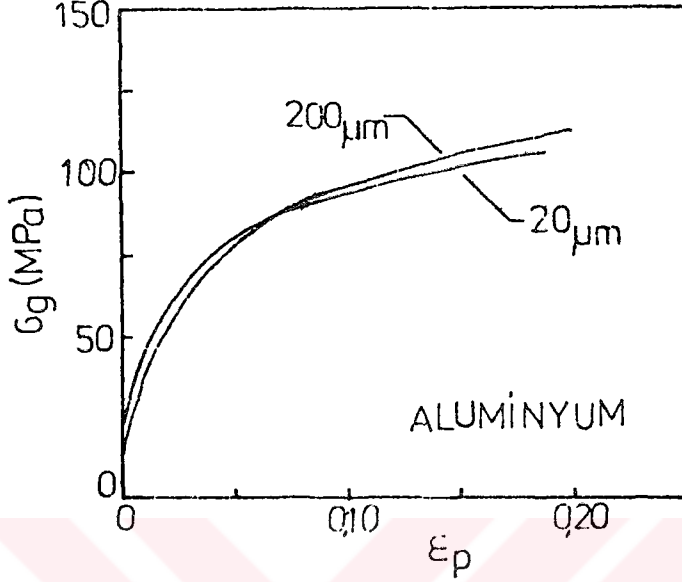
Şekil-3.3 Üç değişik tane boyutunda, bakırda gerilme-şekil değiştirme eğrileri. [7]

Şekil-3.4'dan görülebileceği gibi, eğrilerin kesişmesi (3.6) no'lu bağıntının bakır için uygun olmadığını göstermektedir. Şekil-3.4'deki eğrilerin daha önce keşfedilememiş olmasının bir nedeni de genellikle sınırlı bir tane boyutu aralığında çalışılmış olmasıdır. Bir diğer sebep ise, $\sigma - d^{-1/2}$ koordinatlarında, yüksek şekil değiştirmelerde, konkav eğriler elde edilmesidir.

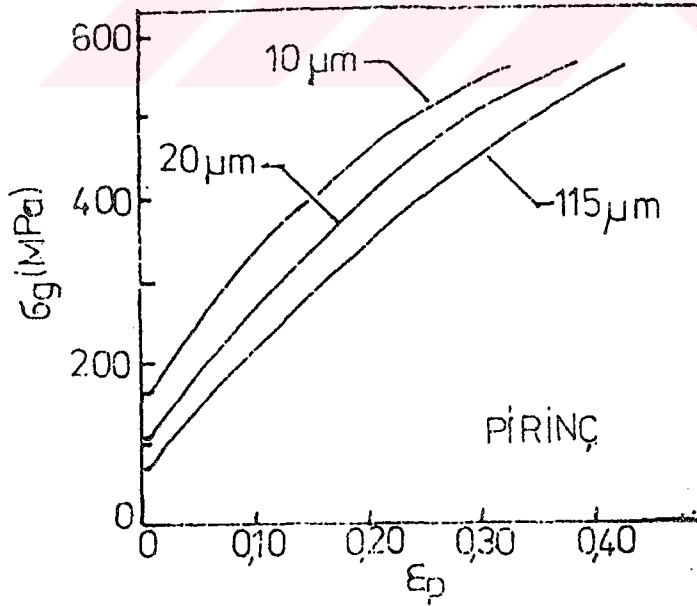


Şekil-3.4 Bakırda, akma gerilmesinin tane boyutuna (d) olan bağımlılığı. [7]

Aluminyum ve pirinç için gerilme-birim şekil değiştirme eğrileri şekil-3.5 ve şekil-3.6'da görülmektedir. Eğriler Al'da birbirini kesmekte, pirinçte ise küçük bir Luders uzaması görülmektedir, fakat eğriler kesilmemektedir. Bu farklı davranış biçimleri (3.6) no'lu bağıntının genelleştirilemeyeceğini açıkça göstermekte ve deformasyon sertleşmesi kavramında önemli bir tartışma ortaya çıkarmaktadır. [7]



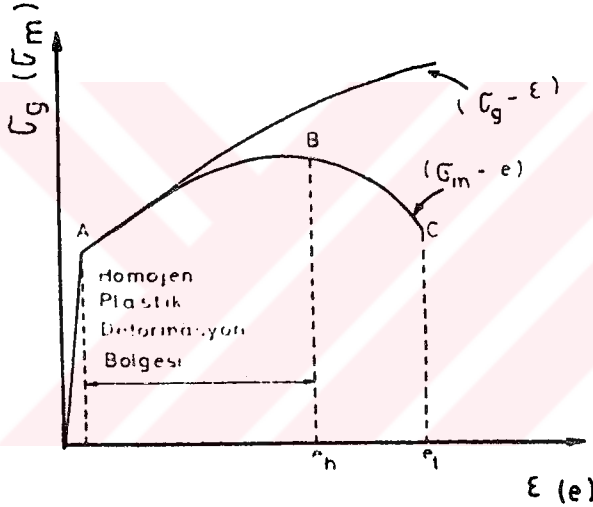
Şekil-3.5 Alüminyumda iki farklı tane boyutunda gerilme-şekil değiştirme eğrileri. Eğriler homojen şekil değiştirmede son bulmaktadır. [7]



Şekil-3.6 70-30 pirinçte üç farklı tane boyutu için gerilme şekil değiştirme eğrileri. Luders uzaması kabaca gösterilmiştir. Eğriler homojen şekil değişiminde son bulmaktadır. [7]

3.3. Gerilme-Birim şekil değiştirme eğrileri

Malzemelerin gerilme-birim şekil değiştirme eğrilerini incelemek için en yaygın olarak kullanılan yöntem çekme deneyidir. Çekme deneyinde, numunenin sürekli olarak artan tek eksenli çekme kuvveti etkisi ile uzaması sağlanır. Çekme deneyi sonuçları, belli bir miktar deformasyona veya uzamaya sebep olan kuvvet cinsinden bulunur. Ancak bu verilerden faydalanılarak çizilen, parça geometrisinden bağımsız olan, mühendislik gerilme-şekil değiştirme eğrilerini (Şekil-3.7) kullanmak daha uygun olmaktadır.



Şekil-3.7 Gerçek ve mühendislik "Gerilme-Birim şekil değiştirme" eğrisi [5].

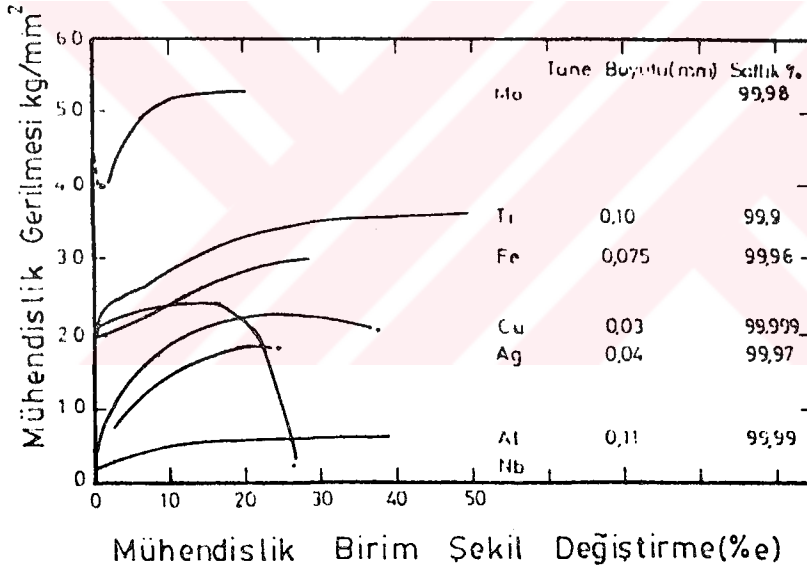
Mühendislik gerilme (σ_m), deney parçasına etkiyen P yükünün A_0 ilk kesit alanına oranı olarak tanımlanır.

$$\sigma_m = \frac{P}{A_0} \quad (3.7)$$

Mühendislik birim şekil değiştirme (e_m) ise, deney parçasında meydana gelen uzama miktarı ($l - l_0$)'nın numunenin ilk boyuna (l_0) oranı şeklinde tanımlanır.

$$e = \frac{l - l_0}{l_0} = \frac{l}{l_0} - 1 \quad (3.8)$$

Deneyin başlangıcında, düşük gerilmeler altında malzeme elastik deformasyona uğrar, yani yük kaldırıldığında parça ilk uzunluğuna geri döner. Yük plastik veya geri dönmeyen şekil değiştirme olacak kadar büyük ise malzemenin elastik sınırının aşıldığı söylenir, diğer bir deyimle yük kaldırıldığı zaman parça ilk boyutuna geri dönemez. Bu noktadaki gerilme değerine akma gerilmesi denir. Plastik şekil değiştirme bölgesindeki toplam uzamanın bir kısmı daima geri dönebilen elastik uzama, belirli bir kısmı da kalıcı plastik uzamadır. Deney parçasının boyunu daha da uzatmak için gerilmeyi arttırmak gerekir. Bu durumda malzemede deformasyon sertleşmesi meydana gelir. Gerilmenin ulaştığı en büyük değere çekme mukavemeti denir. Bu noktadan sonra deney



Şekil-3.8 Çeşitli metallerin mühendislik gerilme-şekil değiştirme eğrileri [4]

parçasında boyun verme olayı başlar, numune ek deformasyonların yoğunlaştığı bu yerde durmadan inceler ve kesit bölgesel olarak daralır. Boyun verme başladıktan sonra mühendislik gerimesi artan deformasyonla beraber kırılma oluncaya kadar azalır. Kırılma noktasında mukavemeti belirleyen kuvvet, büzülme nedeniyle çekme kuvvetinin hesaplanmasında kullanılan kuvvetten daha düşüktür. Boyun verme olmadan kırılan malzemelerde ise kırılma mukavemeti ile çekme mukavemeti aynıdır. [2]

Şekil-3.8'de çeşitli metaller için mühendislik "Gerilme-Şekil değiştirme" eğrileri görülmektedir. Bu metaller çok çeşitli davranışlar göstermekte olup, farklı (σ - ϵ) eğrilerine sahiptirler. Bu farklılıklar metallerin kullanımlarına karar vermekte yardımcıdırlar. Örneğin derin çekmedeki gibi bir noktada yoğunlaştırılarak imal edilen bir ürün için bir metalde uzun bir deformasyon sertleşmesi alanına gerek duyulur. [4]

Elastik şekil değiştirme süresince metal veya seramik deney parçalarında çok az hacim değişikliği oluşur, bununla beraber plastik şekil değiştirme süresinde ise, yük boşaldıktan sonra yapılan ölçüde hacim değişmesi görülmez. Bunu matematiksel olarak

$$A_0 \cdot L_0 = A_s \cdot l_s = \text{sabit} \quad (3.9)$$

şeklinde ifade etmek mümkündür. Ancak bu bağıntının, numune boyun verdikten sonra geçersiz olduğu gözönünde bulundurulmalıdır.

Bu ifadeye göre malzeme uzadığı zaman kesit alanının azalması gerekir. Elastik şekil değiştirme sırasında bu kesit daralması ihmal edilebilir, fakat plastik şekil değiştirme sırasında önemli bir değere çıkar. Bu nedenle plastik şekil değiştirmeler ele alındığı zaman "Gerilme" ve "Şekil değiştirme"yi yeniden tanımlamak ve "Gerçek Gerilme" (σ_g) "Gerçek şekil değiştirme" (ϵ) terimlerini kullanmak daha uygundur. Ayrıca bu terimleri kullanmak, farklı metallerin birbirinden farklı deformasyon sertleşmesi davranışlarının nedenlerini araştırmak için de yararlıdır.

Gerçek gerilme (σ_g) uygulanan yükün deney parçasının o andaki kesit alanına bölünmesi ile elde edilir.

$$\sigma_g = \frac{P}{A_1} \quad (3.10)$$

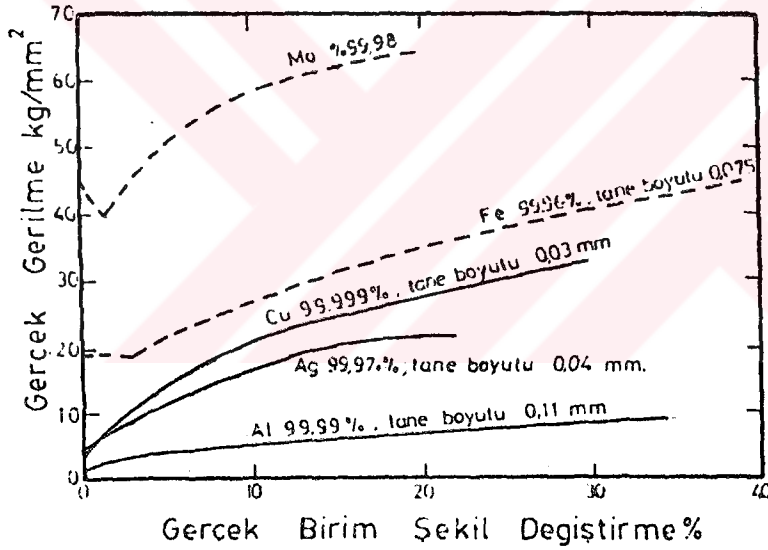
Gerçek şekil değiştirme (ϵ) ise deney parçasının boyundaki küçük dl değişmesinin o andaki l_1 boyuna oranının integrali olarak tanımlanır.

$$\epsilon = \int \frac{dl}{l} \quad (3.11)$$

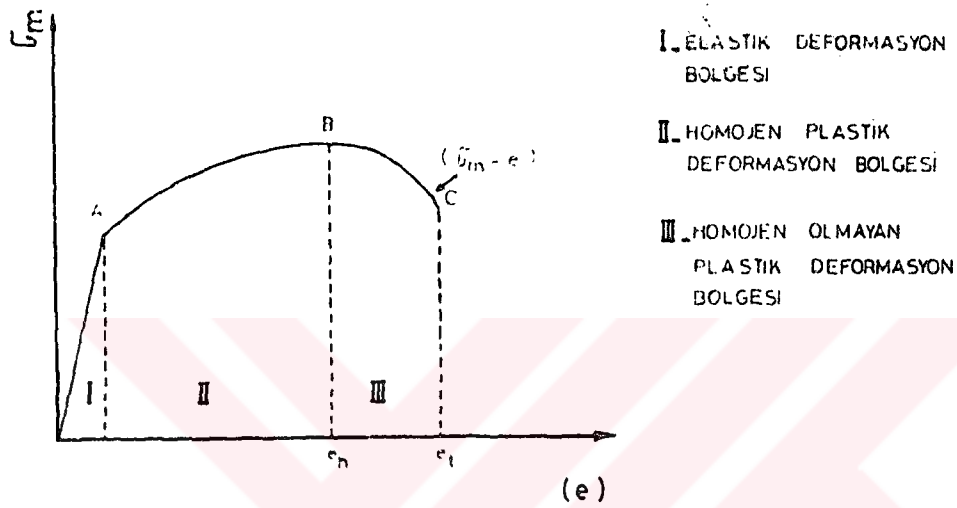
Şekil-3.9'da, şekil-3.8'deki eğrilerin gerçek gerilme-birim şekil değiştirme eğrilerine dönüştürülmüş hali görülmektedir. Her iki şekil karşılaştırıldığında aynı malzemenin mühendislik gerilme-birim şekil değiştirme ve

gerçek gerilme-birim şekil değiştirme arasındaki temel farklar ortaya çıkar. Gerçek gerilme, mühendislik eğrisinde olduğu gibi boyun vermenin başlangıcında en büyük değerini almaz, aksine artan şekil değiştirmeye bağlı olarak devamlı yükselir ve kırılma anında en büyük değerine ulaşır.

Gerilme-Birim şekil değiştirme eğrilerinde, elastik ve plastik olmayan deformasyon bölgesi olmak üzere iki bölge vardır. Elastik deformasyon bölgesi akmanın başladığı bölgeye kadar olan bölgedir. Buradan sonra başlayan plastik deformasyon bölgesi ise, homojen ve homojen olmayan deformasyon bölgesi olmak üzere iki kısma ayrılabilir. (Şekil-3.10)



Şekil-3.9 Çeşitli metallerin gerçek "gerilme-birim şekil değiştirme" eğrileri. [4]



Sekil-3.10 Gerilme-Sekil değiştirme diagramı ve elastik ve plastik deformasyon bölgelerinin gösterilişi.

Çekme deneyi yardımıyla, elastik sınır, elastisite modülü, akma, çekme, kopma mukavemetleri, rezilyans, tokluk, % kesit daralması, % uzama, malzeme parametreleri gibi büyüklükler belirlenebilir. ifade edilen bu özellikler, çekme deneylerinden aktarılarak mühendislik alanlarında kullanılırlar.

BÖLÜM 4. ÇOK KRİSTALLİ MALZEMELERDE GERİLME-BİRİM ŞEKİL DEĞİŞTİRME EĞRİLERİ VE ETKİLEYEN FAKTÖRLER.

4.1. Plastik deformasyonda Gerilme-Birim Şekil Değiştirme Bağantıları

Plastik deformasyonda, gerilme ile birim şekil değiştirme arasında ilişkiler, elastik deformasyona nazaran daha karmaşıktır. Örneğin, elastik deformasyon, gerilme ve şekil değiştirme hallerinin ilk ve son durumuna bağlıdır ve bu bölgede Hook kanunu yardımıyla gerilmelerin oluşturacağı birim şekil değiştirmeler hesaplanabilir. Plastik deformasyon ise, sonu varmak için izlenen yükleme yoluna bağlı olduğundan, bu bölgede birim şekil değiştirmeler sadece gerilmelere bağlı olarak tayin edilemez. Değişik kademelerden oluşan plastik deformasyonda, her kademe için birim şekil değiştirme ise, toplama veya integral alma işlemi ile elde edilir.

Basit bir çekme deneyi sonucunda elde edilen gerçek gerilme (σ_g) gerçek birim şekil değiştirme (ϵ) eğrisine genellikle plastik akış eğrisi adı verilir. Zira, bu eğri, belirli bir deformasyon oranı için metalin plastik olarak akışını sağlayacak gerekli gerilmeleri vermektedir. Gerçek gerilme (σ_g) -gerçek birim şekil değiştirme (ϵ) eğrisinin, numunenin her bölgesindeki homojen plastik deformasyonunu karakterize eden kısmı, matematiksel olarak;

$$\sigma_g = K \cdot \epsilon^n \quad (4.1)$$

şeklinde bir bağıntı ile ifade edilebilir. Burada n, deformasyon sertleşmesi üssü, K ise mukavemet katsayısı olup, $\epsilon = 1$ için elde edilen gerilmeye eşdeğerdir. Denklem (4.1) Holloman denklemi olarak bilinir.

Holloman denklemi, plastik deformasyonda homojen deformasyon bölgesi için geçerli olup, $\epsilon = 0$ değeri için $\sigma_g = 0$ değerini vermektedir. Bu bağıntıya elastik deformasyondan sonra plastik deformasyonu başlatan akma gerilmesi (σ_a) ilave edildiğinde, Ludwig denklemi olarak bilinen;

$$\sigma_g = \sigma_a + K \epsilon^n \quad (4.2)$$

bağıntısı elde edilir.

Homojen plastik deformasyon bölgesinde, deformasyon sertleşmesi üssü n, her zaman sabit tek bir değerde olmayabilir. Bu durumda, plastik deformasyon bölgesi için

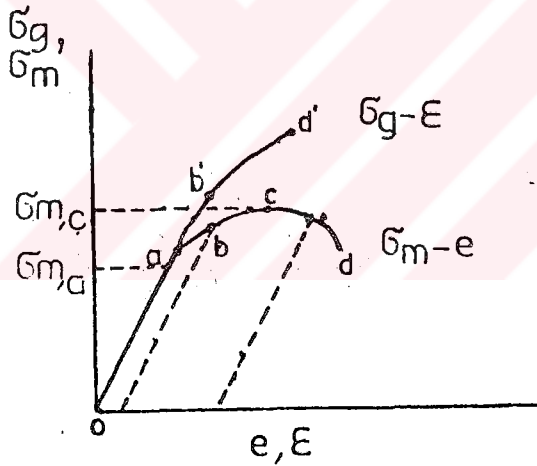
$$\sigma_g = K (\epsilon_0 + \epsilon)^n \quad (4.3)$$

şeklindeki Swift denklemini kullanmak daha uygundur. Burada, ϵ_0 malzeme sabitidir. [1]

Holloman denkleminin daha gelişmiş bir hali, Ramani ve Rodriguez tarafından ileri sürülmüştür. Fakat bu kişilerin bağıntıları kullanımda daha karmaşıktır. [9]

4.2. Gerilme-Birim Şekil Değiştirme ilişkisinin Belirlenmesi

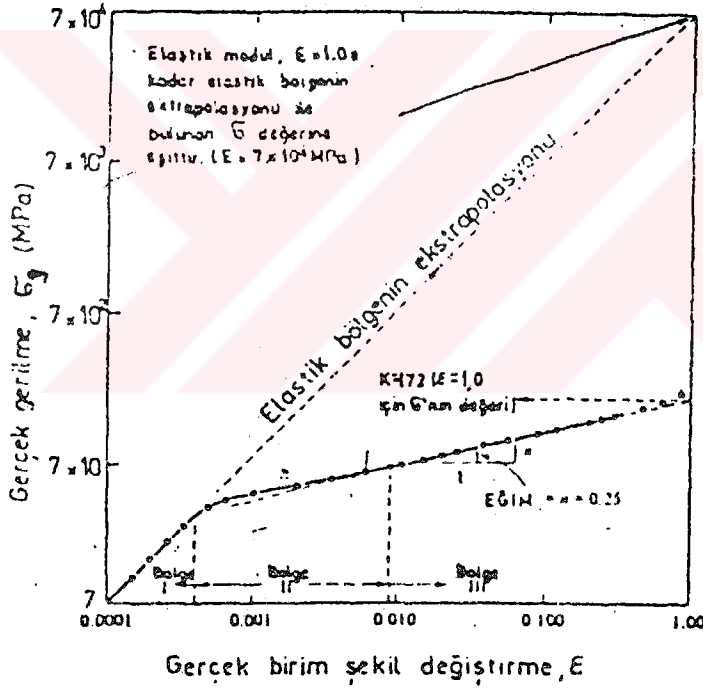
Gerçek gerilme-gerçek birim şekil değiştirme eğrisi, şekil 4-1'deki (o a b' d'), Holloman denklemi ile ifade edilebilir.



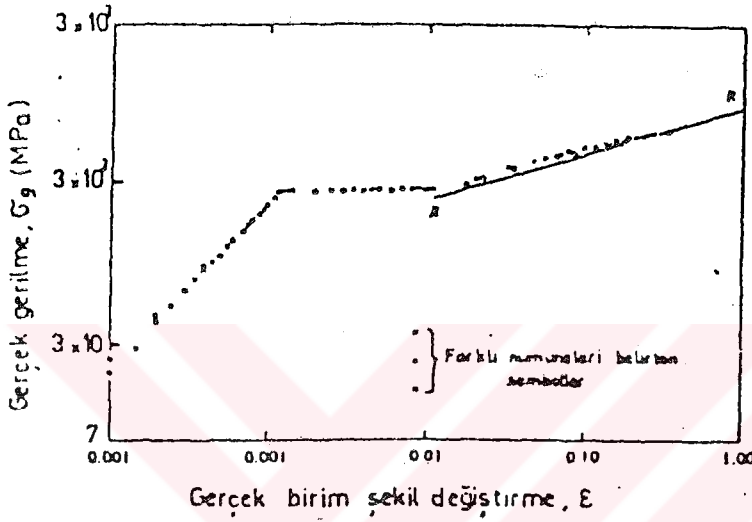
Şekil-4.1 Mühendislik ve gerçek gerilme-ε uzama eğrileri. [1]

K ve n değerleri, çekme deneyi verilerine göre, Şekil-4.2'de görüldüğü gibi logaritmik olarak çizilen σ_g - ϵ grafiğinden faydalanılarak tespit edilir. Logaritmik koordinatlarda sıfır-sıfır başlama noktası olmadığından, tavllanmış ticari saflıktaki Al için çizilen Şekil-5.2'deki $\log \sigma_g$ - $\log \epsilon$ p grafiğinde 1. bölge olarak gösterilen elastik bölge, belirli bir değerden başlamaktadır. Malzeme Hook Kanununa uyacak şekilde elastik deformasyona uğruyor ise, bu bölgede gerilme-birim şekil değiştirme ilişkisi $\sigma = E \cdot \epsilon$ bağıntısına uyar ve bu durumda, işaretlenen noktaları birleştiren doğru her iki eksenle 45° 'lik açı yapar. Gerilme-

birim şekil değiştirme eğrisinin elastik bölgedeki eğimi, elastisite modülünü (E) vermektedir, oysa logaritmik koordinatlarda, birinci bölgedeki doğrunun eğiminin elastik modül ile bir ilgisi yoktur. Ancak $\epsilon = 1$ noktasına kadar 1. bölgedeki doğrunun extrapolasyonu ile (E) değeri belirlenebilir. (Şekil-4.2). Düşük karbonlu çeliklerde olduğu gibi, süreksiz akma gösteren malzemelerin $\log \sigma_g - \log \epsilon$ grafiği ise Şekil-4.3'de görülmektedir.



Şekil-4.2 1100-O Al'un tek eksenli çekme deneyi sonuçlarına göre çizilen $\log \sigma_g - \log \epsilon$ grafiği. [1]



Şekil-4.3 Tavlanmış düşük karbonlu çeliğin tek eksenli çekme deneyi sonuçlarına göre çizilen log σ_g -log ϵ grafiği [1]

2. Bölge, elastik deformasyondan plastik deformasyona geçişi belirtmektedir. 3. Bölgeye ulaşıldığında metal tamamen plastik deformasyon konumuna gelmiştir ve bu noktadan boyun oluşumuna kadar deney sonuçlarına göre grafik üzerinde işaretlenen noktalar bir doğru üzerine düşer. Ancak bu, malzeme çekme deneyinden önce soğuk deformasyona uğramamış ise sözkonusudur. 3. Bölgedeki doğrunun eğimi, deformasyon sertleşmesi üssü (n) değerini verir ve bu doğrunun $\epsilon = 1$ ile kesiştiği nokta K değerini belirtir. (Şekil-4.2). Bu açıklamalara göre;

$$\sigma = E \cdot \epsilon^{1,0} \quad (\text{elastik-1.bölge}) \quad (4.4)$$

$$\sigma = K \cdot \epsilon^n \quad (\text{plastik-3.bölge}) \quad (4.5)$$

bağıntıları yazılabilir. Ve bu denklemlerin benzerliği nedeniyle (K) plastik modül olarak da isimlendirilebilir.

Gerçekte, metallerin gerilme-birim şekil değiştirme özelliğini yükleme anından kırılma anına kadar hiç bir basit bağıntı belirleyemediğinden, deformasyon sertleşmesinin

tesbitinde Holloman denkleminin kullanılmasının bazı sakıncaları vardır. Diğer gerilme-birim şekil değiştirme ilişkileri de benzer şekilde eleştirilebilir. Deformasyon sertleşmesini belirlemede üssel fonksiyon kullanıldığında aşağıdaki fiziksel sınırlılıkları gözönüne almak gerekir.

a) Birim şekil değişimi 0,02'den büyük fakat boyun oluşumu anındaki birim şekil değişiminden küçük olduğunda böyle bir denklem oldukça güvenilirdir.

b) Metallerin ilk akma mukavemetini belirlemek amacıyla bu bağıntının kullanılmasından kaçınılmalıdır.

c) Çoğu metal biçimlendirme işlemleri 0,02'den büyük birim şekil değişimine sebep olurlar. (Bu % 2'lik soğuk işleme eşdeğerdir.) ve bu açıdan elastik ve plastik deformasyona geçiş birim şekil değişimini (1. ve 2. bölgeler) içermemesi çok az hataya sebep olur.

Daha Öncede belirtildiği gibi K ve n değerleri malzeme sabitleridir. Ancak, gerçekte bu değerler örneğin, mikroyapısı ısıtılıp işlemle değiştirilebilen malzemeler için tek bir değerde değildir. Söz gelimi % 0,2 karbonlu bir çelikten hazırlanan iki parçadan biri, tavllanmış, diğeri de ostenitlenip yağda soğutulmuş ise bu iki çelik parçanın K ve n değerleri birbirinden farklıdır. Benzer olarak çözeltiye alınmış ve yaşlandırılmış 2024 Al alaşımının da K ve n değerleri, aşırı yaşlanmış olanlardan farklıdır. Bazı kaynakların belirttiğine göre, deformasyon sertleşmesi nedeniyle malzeme parametreleri (K ve n), soğuk işlem miktarına göre değişmektedir. Örneğin tavllanmış bir metalde $K=700$ Mpa ve $n=0,25$ iken, bu metal % 20 oranında soğuk işleme uğradıktan sonra, $K= 800$ Mpa ve $n = 0,20$ olmaktadır. Böyle bir yaklaşımda temel bir hata mevcuttur. Bu metal için ilk tavllanmış durumda verilen iki değer doğru olabilir, fakat ilk soğuk işlemle değişmez. İkinci numune (yani, önce % 20 soğuk işlem görmüş olan), $\epsilon = \ln(1+0,2) = 0,223$ değerine eşdeğer ilk gerçek birim şekil değişimine uğramıştır. Gerçek birim şekil değişiminin toplanabilir özelliğe sahip olması nedeniyle, ikinci numune için;

$$0,25$$

$$\sigma_g = K.\epsilon^n = 700 (0,223 + \epsilon) \quad (4.6)$$

bağıntısı yazılabilir. Bu yolla, ilk deformasyon sertleşmesinin etkisi, ilave birim şekil değişimi ile birleştirilerek Swift denklemi elde edilir. Buradan Swift denklemindeki (ϵ_0) değerinin ilk soğuk işlemin sebep olduğu birim şekil değiştirme ve (ϵ) değerinin ise daha sonra yapılan soğuk işlemin sebep olduğu birim şekil değiştirme olduğu ortaya çıkar. [1]

4.3. Gerilme - Birim Şekil Değiştirme Eğrilerine Deformasyon Sıcaklığının ve Deformasyon Hızının Etkisi

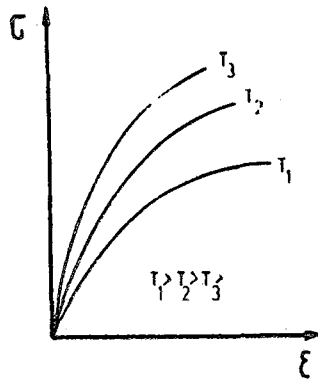
Malzemelerin mukavemetini belirten genel denklem;

$$\sigma = f(\epsilon, \dot{\epsilon}, T) \quad (4.7)$$

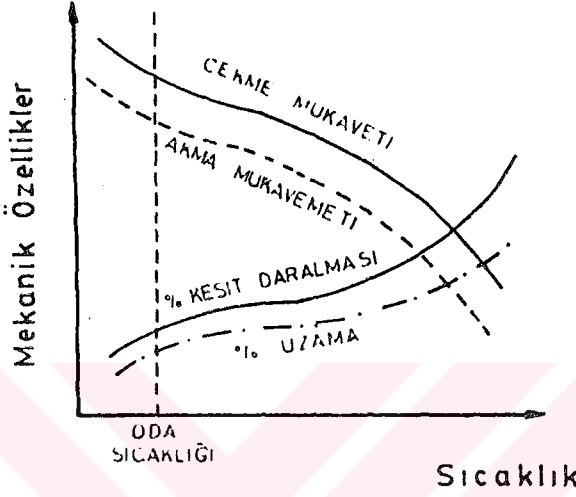
şeklinde ifade edilebilir. Burada, ϵ birim şekil değiştirme, $\dot{\epsilon}$, deformasyon hızı, T sıcaklıktır. Genel olarak malzemelerin plastik deformasyon eğrisinin eğiminin artan sıcaklığa ve azalan deformasyon hızına bağlı olarak azaldığı bilinmektedir. HMK metaller ve seramikler, sıcaklık ve deformasyon hızına karşı YMK metallerden daha duyarlıdırlar.

4.3.1. Deformasyon Sıcaklığının Etkisi

Gerilme-birim şekil değiştirme eğrisinin şekline, mukavemet, süneklik ve kırılma özelliklerine deformasyon sıcaklığının etkisi çok fazladır. Şekil-4.4'da gerilme-birim şekil değiştirme eğrisine sıcaklığın etkisi görülmektedir. Genel olarak sıcaklık arttıkça malzeme mukavemeti azalır, sürekliliği ise artar. (Şekil-4.5). Farklı kristallografik yapıdaki malzemelere sıcaklığın etkisi aynı şiddette değildir. Örneğin HMK sistemindeki metallerde sıcaklığın artması ile akma mukavemeti hızla azalırken, YMK sistemdeki metallerde sıcaklık arttıkça akma mukavemetinin azalması çok daha yavaştır. [1]



Şekil-4.4 Sıcaklığın gerilme-birim şekil değiştirme eğrilerine etkisi. [1]



Şekil-4.5 Malzemelerin mekanik özelliklerine sıcaklığın etkisi. [1]

Metallik malzemelerin kırılma tipi sıcaklık arttıkça taneler içi kırılmadan, taneler arası kırılma tipine geçiş gösterir. Taneler içi kırılmada kayma düzlemleri tane sınırlarından daha zayıftır ve kırılma, taneler içindeki kayma düzlemleri boyunca olur. Taneler arası kırılmada ise tane sınırlarının daha zayıf olması sebebiyle kırılma, tane sınırları boyunca olur. [1]

4.3.2. Deformasyon Hızının Etkisi

Malzemeye uygulanan deformasyon hızı, gerilme-birim şekil değiştirme eğrisinin şekline etki eden diğer önemli bir faktördür. (Şekil-4.6) Deformasyon hızı, mühendislik ($\dot{\epsilon}$) ve gerçek deformasyon hızı ($\dot{\epsilon}$) olmak üzere iki şekilde ifade edilebilir.

Mühendislik deformasyon hızı ($\dot{\epsilon}$), çekme deneyinde cihazın çene hızı ($V = dL/dt$) ile orantılı olup,

$$\dot{\epsilon} = \frac{de}{dt} = \frac{d(L_i - L_o/L_o)}{dt} = \frac{1}{L_o} \cdot \frac{dL_i}{dt} = \frac{V}{L_o} \quad (4.8)$$

bağıntısı ile ifade edilir.

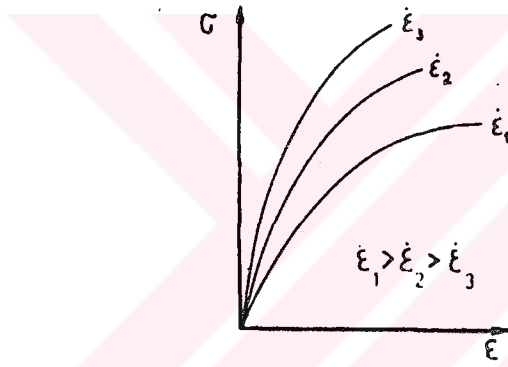
Gerçek deformasyon hızı ($\dot{\epsilon}$) ise, birim zamanda meydana gelen gerçek şekil değiştirme miktarını gösterir ve;

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{d(\ln L_i/L_0)}{dt} = \frac{1}{L_i} \cdot \frac{dL_i}{dt} = \frac{V}{L_0} \quad (4.9)$$

bağıntısı yardımıyla bulunabilir.

Gerçek deformasyon hızı ile mühendislik deformasyon hızı arasındaki ilişki;

$$\dot{\epsilon} = \frac{\dot{e}}{1+e} \quad (4.10)$$

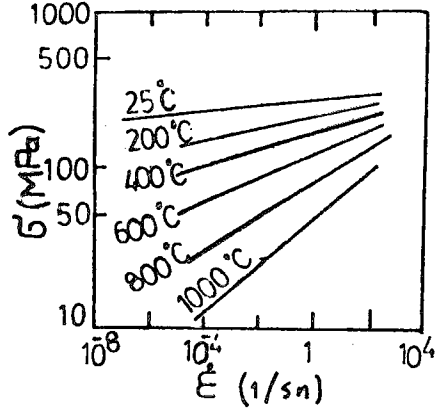


Şekil-4.6 Malzemelerin gerilme - birim şekil değiştirme eğrisine deformasyon hızının etkisi. [1]

Deformasyon hızının mukavemete etkisi sıcaklık yükseldikçe artar (Şekil-4.7). HMK yapıda olan metalik malzemeler, deformasyon hızına karşı diğer metalik malzemelerden daha duyarlıdırlar. Yüksek sıcaklıklarda ($T > 0,5 T_m$) deformasyon hızının malzemenin mukavemetine etkisi çok fazla olduğundan σ_g ile ϵ arasında (sabit sıcaklık ve sabit birim şekil değiştirme miktarı için);

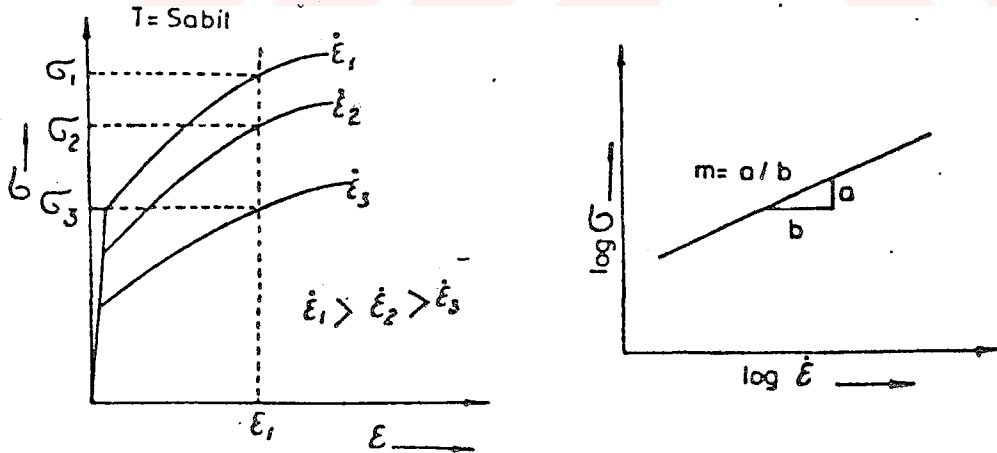
$$\sigma_g = c \epsilon^m \quad \epsilon, T \quad (4.11)$$

bağıntısı mevcuttur. Burada C, malzeme sabiti, m ise deformasyon hızı duyarlılığı üssüdür.



Şekil-4.7 Saf bakırın değişik sıcaklık ve çekme hızlarında çekme mukavemeti. [1]

Deformasyon hızı duyarlılığı üssü (m), sabit T ve ϵ için çizilen $\log \sigma$ - $\log \dot{\epsilon}$ grafiğinin eğimine eşittir. Böyle bir grafik sabit sıcaklıkta farklı deformasyon hızlarında çekme deneyleri yapılarak çizilebilir. (Şekil-4.8)



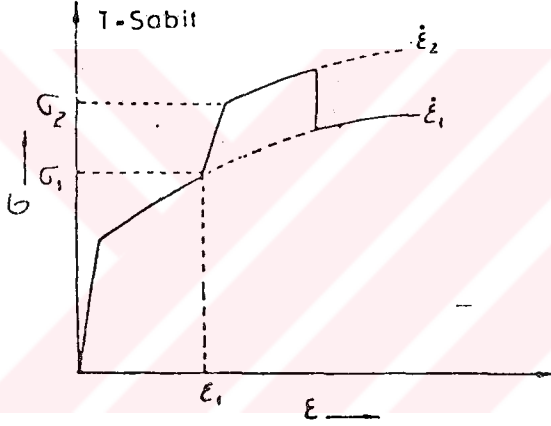
Şekil-4.8 Farklı deformasyon hızı ile yapılan çekme deneyleri yardımıyla (m) değerinin bulunması. [1]

Deformasyon hızı duyarlılığı üssünü daha hassas olarak saptamak için kullanılan diğer yöntem ise, deformasyon hızını

değiştirme deneyidir. (Şekil-5.11). Bu durumda deformasyon hızı duyarlılığı üssü (m) sabit bir sıcaklıkta yapılan bir deney sırasında herhangi bir birim şekil değiştirme miktarında (ϵ_1), deformasyon hızı değiştirilerek;

$$m = \frac{\delta \log \sigma}{\delta \log \dot{\epsilon}} = \frac{\log \sigma_2 - \log \sigma_1}{\log \dot{\epsilon}_2 - \log \dot{\epsilon}_1} \quad (4.12)$$

bağıntısı yardımıyla hesaplanabilir.



Şekil-4.9 Deformasyon hızını değiştirme deneyi. [1]

Metallik malzemelerde deformasyon hızı duyarlılığı üssü oda sıcaklığında genellikle düşüktür ($m < 0,1$), fakat sıcaklık arttıkça m değeri de artar ve en yüksek 1 olabilir. (m) malzemenin sünekliliğini karakterize eder, şöyle ki:

- $m < 0,1$ ise malzeme sünek değildir,
- $m \approx 0,3-0,4$ ise malzeme sünektir,
- $m > 0,5$ ise malzeme süperplastiktir,
- $m = 1$ ise malzeme cam gibi akar.

BÖLÜM 5. TANE BOYUTUNUN MEKANİK ÖZELLİKLERE VE MALZEME PARAMETRELERİNE ETKİSİ

Metallerde soğuk deformasyondan sonra tavlama işleminin toparlanma safhasında alt tane veya hücre yapısı oluşur. Alt tane ve hücre, tane içindeki küçük açılı sınırlarla çevrelenmiş bölgelerdir. Aralarındaki en önemli fark hücre sınırlarında dislokasyon yoğunluğunun daha fazla olmasıdır.

Sıvı halde veya soğuk şekil değiştirmeden sonra yeniden kristalleşmiş malzemelerde ise büyük açılı tane sınırları oluşur. Bu sınırların çevrelediği bölgelere de tane adı verilir.

Yapılan çalışmalar tane ve alt tane boyutunun çeşitli mekanik özellikler üzerinde etkisi olduğunu göstermiştir. Bu bölümde alt tane ve tane boyutunun mukavemete, daha sonra sadece tane boyutunun malzeme parametrelerine ve diğer mekanik özelliklere etkileri incelenecektir.

5.1. Alt Tane ve Tane Boyutunun Mukavemete Etkisi

Bölüm 3.3.'de gerilme-birim şekil değiştirme eğrileri incelenirken elastik bölgeden plastik bölgeye geçiş noktası akma noktası olarak tanımlanmış ve bu noktadaki gerilmenin akma mukavemeti olarak isimlendirildiği belirtilmiştir.

Bir malzemenin akma mukavemeti kimyasal bileşim, deney sıcaklığı, deformasyon hızı, tane boyutu gibi faktörlere bağlıdır. Deney sıcaklığının ve deformasyon hızının malzeme mukavemetine etkisi Bölüm 4.3.1 ve 2'de incelenmişti. Burada ise tane boyutunun etkileri ve bu etkileri mekanizması açıklanacaktır.

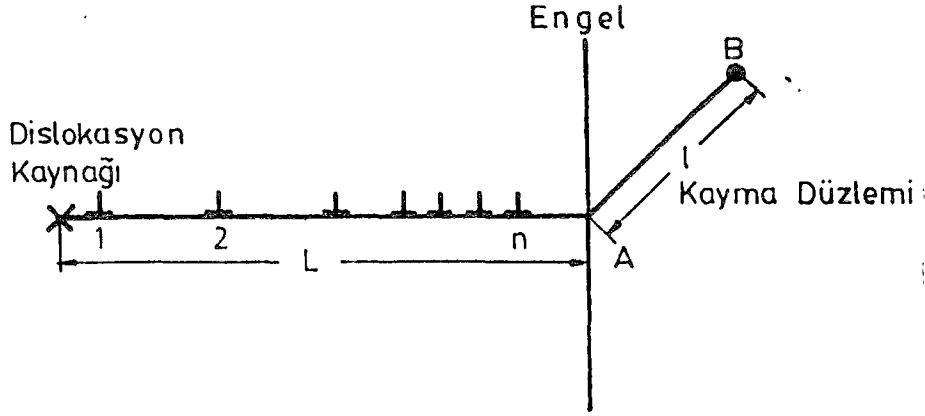
Tane boyutunun azalması malzeme mukavemetinin artmasına neden olur. Bu ilişkiyi Hall-Petch bağıntısı göstermektedir.

$$\sigma_a = \sigma_i + k d^{-\frac{1}{2}} \quad (5.1)$$

Burada,

- σ_a Akma gerilmesi
- σ_i Sürtünme gerilmesi
- k Malzeme sabiti
- d Tane boyutu'nu simgelemektedir.

Tane boyutunun mukavemet üzerindeki etkisi iki farklı model yardımıyla açıklanabilir. Bunlar, Holloman Petch'in dislokasyon kümelenmesi modeli ile Conrad, Meakin ve Petch'in deformasyon sertleşmesi modelidir.

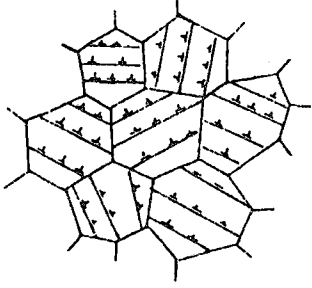


Şekil-5.1 Dislokasyon kümelenmesi modelinin şematik açıklanması. [15]

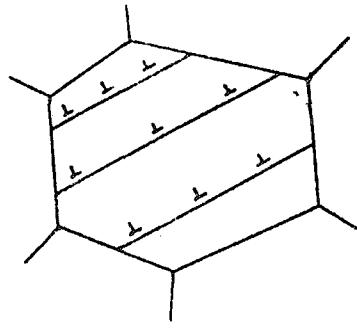
Hall ve Petch'in dislokasyon kümelenmesi modelinde tane boyutunun etkisi, L uzunluğu üzerindeki (L uzunluğu ise tanedeki dislokasyon kaynağı ile tane sınırı arasındaki uzaklıktır) kümelenmiş dislokasyon sayısı ve kümenin hemen yanı başındaki A durumunda veya kümeye l mesafesindeki dislokasyonların hareket ve çoğalmasına neden olan gerilme konsantrasyonu üzerinedir. (Şekil-5.1)

Condrad, Meakin ve Petch'in deformasyon sertleşmesi modelinde ise, verilen bir deformasyonda, ince tanelide oluşan dislokasyon yoğunluğu kaba tanelide daha yüksektir. (Şekil-5.2). Bu daha yüksek dislokasyon yoğunluğu, daha yüksek bir ortalama iç gerilmeye ve dolayısıyla daha yüksek akma gerilmesine neden olur. Bu modelde tane boyutunun akma gerilmesine etkisi, dislokasyon yoğunluğu üzerindeki dolaylı etkisine bağlıdır. Model tüm tane boyunca dislokasyon yoğunluğunu vurgular. [15]

Sonuç olarak genel bir açıklama şekli ile ifade edilmek istenirse şunlar söylenebilir: Tane sınırları kaymayı önlerler. Tane sınırlarının, hareket halindeki dislokasyonların hareketini engellemesi nedeni ile, bir tane içinde meydana gelen kayma bandı tane sınırında durur. Dislokasyonlar tane sınırı engeli ile karşılaştıklarında hareket edemez ve bunun sonucu tane sınırlarında dislokasyon yığılmaları olur. Bu yığılmalar, tane sınırlarında gerilme konsantrasyonu doğururlar. Tane boyutu küçük olduğundan hem dislokasyon yoğunluğu fazladır, hem de kayma düzlemleri boyunca hareket eden dislokasyonların karşılaşacakları tane sınırı engeli fazladır. Bu durum ise, malzemenin şekil



Küçük
Tane Boyutlu



Büyük
Tane Boyutlu

Şekil-5.2 Deformasyon sertleşmesi modelinin sematik açıklanması. [15]

değişimine uğraması için daha fazla gerilme uygulanmasını gerektirmektedir.

Soğuk işlemden sonra tavlama ile malzemede meydana gelen alt tane yapısı da mukavemetin artmasına neden olur. Böyle bir yapı malzemenin oda sıcaklığındaki mekanik özelliklerini etkiler. Özellikle, alt tane boyutu küçüldükçe akma mukavemeti artar. Alt tane boyutu ile malzemenin akma mukavemeti arasındaki ilişkinin,

$$\sigma_a = \sigma_i + k' \lambda^a \quad (5.2)$$

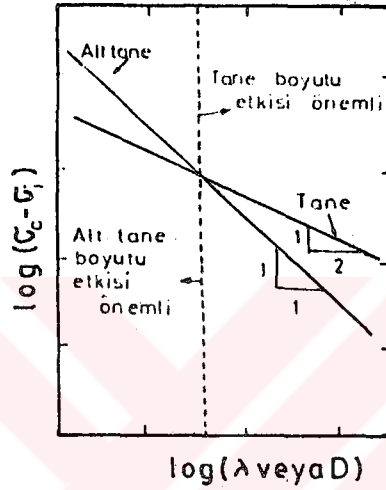
bağıntısı ile ifade edildiği deneysel olarak saptanmıştır. Burada,

- σ_a Akma gerilmesi
- σ_i Sürtünme gerilmesi
- k' Malzeme sabiti (Alt tane sınırları dayanımı ile ilgili bir parametredir.)
- λ Alt tane boyutu
- a Malzeme sabiti ($a \approx 1$)

Alt tane boyutu ile tane boyutunun malzemenin akma mukavemetine etkisini Şekil-5.4 yardımıyla irdelemek mümkündür.

Şekil-5.4'de de görüleceği gibi, tane ve alt tane boyutu ile akma gerilmesinin değişimini gösteren doğrular bir noktada kesilmektedir. Bu noktadaki tane veya alt tane boyutunun demir esaslı alaşımlarda $\approx 0.5 \mu\text{m}$ civarında olduğu

deneysel olarak saptanmıştır. Kesişme noktasındaki kritik değerden daha büyük boyutlarda tane boyutunun etkisi daha fazladır. Kritik değerın altında ise tane boyutunun akma gerilmesine etkisi daha fazladır. [5]



Şekil-5.4 Tane boyutu ile alt tane boyutunun akma gerilmesine etkisinin şematik olarak karşılaştırılması. [5]

5.2. Tane Boyutunun Malzeme Parametrelerine Etkisi

Metalik malzemelerin "gerilme-birim şekil değiştirme eğrilerinin (deformasyon sıcaklığı metalin ergime sıcaklığının 0.5 katından küçük olduğunda - $0.5 T_m > T$) $\sigma = K\epsilon^n$ bağıntısıyla ifade edildiği belirtilmektedir. Bu bağıntıda K mukavemet katsayısı, n ise deformasyon sertleşmesi üssü olarak tanımlanmaktadır.

Deformasyon sertleşmesi üssü "n" metalin, gerilme gradyanı altında birim şekil değişimini dağıtabilme yeteneğinin bir ölçüsüdür. "n" değerinin yüksek olması birim şekil değişiminin daha uniform olarak dağılmasına ve deformasyona uğrayan malzemenin sertleşerek boyun vermeye karşı daha fazla direnç göstermesine sebep olur. [17]. Bu durumda uygulanan gerilme altında plastik şekil değiştirme bitişik bölgelere doğru ilerler ve birim şekil değiştirme homojen olarak dağılmış olur. n değeri küçük olan malzemelerde boyun verme olayı belirli bir bölgede başlar ve o bölgede yoğunlaşır. Kalınlığın hızla azalması sonucunda çatlak erken oluşur.

Deformasyon sertleşmesi üssü, $n = 0$ (ideal plastik malzeme) ile $n = 1$ (elastik malzeme) değerleri arasında olabilir. Birçok malzeme için bu değer 0.1 ile 0.5 değerleri arasındadır.

Tane boyutu ile deformasyon sertleşmesi üssü ilişkisi, az karbonlu çelikler için, Morrison tarafından yapılan çalışmada:

$$n = 5/(10 d^{-\frac{1}{2}}) \quad (d = \text{mm}) \quad (5.3)$$

bağıntısı ile verilmektedir. Bu bağıntıya göre tane boyutu büyüdükçe, deformasyon sertleşmesi üssü de büyümektedir. [11]

Yüksek sıcaklıklarda ($T > 0.5 T_m$) deformasyon hızının malzemenin mukavemetine etkisi çok fazla olup, sabit sıcaklık ve birim şekil değiştirme miktarı için:

$$\sigma = C \cdot \dot{\epsilon}^m \quad (5.4)$$

bağıntısının geçerli olduğu saptanmıştır. Burada plastik gerilme, C malzeme sabiti, m deformasyon hızı duyarlılığı üssüdür.

Boyun verme noktasından sonraki birim şekil değiştirme büyük ölçüde " m " değerine bağlıdır. Deformasyon hızı duyarlılığı üssü " m ", malzemelerin boyun verme sırasında lokal birim şekil değiştirmeye karşı gösterdiği direncin bir ölçüsüdür. Yüksek " m " değerine sahip metallerde, birim şekil değiştirme daha homojen olarak dağılır. " m " değeri pozitif ise, deformasyon hızındaki artış boyun alanındaki plastik gerilmeyi arttırarak, deformasyonun boyun etrafındaki alanlarda olmasına sebep olur ve bu nedenle, lokal incelme gecikir. [17]

Deformasyon hızı duyarlılığı üssü, sıcaklık ve tane boyutundan etkilenir. Sabit bir yapı için, daha yüksek bir deformasyon sıcaklığı " m " değerini büyütecektir. Tane boyutu küçüldükçe, $0.5 T_m$ üzerindeki sıcaklıklarda deformasyon hızı duyarlılığı büyüyecektir. Tane boyutları çok ince değilse " m " değerleri 0.1'den daha küçük olur. Eğer kararlı, çok ince taneli alaşımlar söz konusu ise, böyle malzemeler çekme deneyinde 0.3'den daha büyük " m " değerlerine sahip olurlar ve "süperplastik" alaşımlardır. Toplam uzamaları değerleri de normal tane boyutlu alaşımlardan daha büyüktür. [15]

5.3. Tane Boyutunun Diğer Mekanik Özelliklere Etkisi

Bu bölümde tane boyutunun, % uzama, % kesit daralması, sertlik, yorulma dayanımı sınırı, kırılma tokluğu, darbe direnci, gerilmeli korozyon gibi mekanik özelliklere etkisi

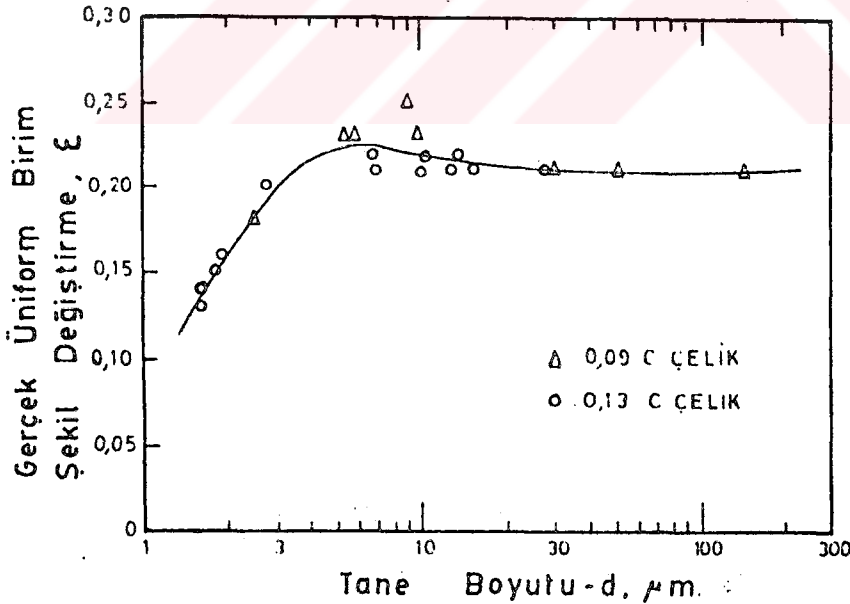
kısaca incelenecektir.

Bir malzemenin, elastik olarak şekil değiştirdiğinde absorbe ettiği enerjiyi, şekil değişimini yapan kuvvet ortadan kaldırıldığında geri vermesi özelliğine Rezilyans modülü adı verilir. [14]. Tane boyutunun azalmasının akma mukavemetinin artmasına neden olduğunu daha önce belirtmiştik. Rezilyans modülü ile akma mukavemeti arasında

$$\frac{U}{R} = \frac{\sigma_m}{2E} \quad (5.5)$$

şeklinde bir bağıntı vardır. Burada σ_m , mühendislik akma gerilmesi. E elastik modüldür. Bu durumda akma mukavemeti artarsa rezilyans modülünde artar.

Çekme numunesinin toplam uzama uniform ve uniform olmayan kısım olmak üzere iki kısma bölünebilir. Düşük karbonlu çeliklerde tane boyutunun uniform uzama (ϵ_u) üzerine etkisi incelenmiştir. Şekil-5.5'de görüldüğü gibi tane boyutunun 10 μm 'dan büyük olduğu durumlarda uniform uzama tane boyutuna bağımlı değildir. ϵ_u sünekliğin bir ölçüsü olarak ele alınırsa, çok ince taneli alaşımların çok düşük süneklikleri olduğu görülmektedir. [15]



Şekil-5.5 Düşük karbonlu çeliklerde tane boyutunun gerçek uniform uzama üzerine etkisi. [15]

Çok saf metallerde ise, tane boyutunun % kesit daralması üzerine belirgin bir etkisi yoktur. Ancak ikinci faz partiküllerinin hacmi arttıkça tane boyutunun etkisinin de arttığı söylenebilir. [15]

Mukavemeti artan bir malzemenin sertliği de artar. Dolayısıyla tane boyutu ile mukavemet arasındaki ilişki sertlik değeri için de kullanılabilir. Şöyle ki tane boyutu arttıkça sertlik azalır.

Darbe enerjisi, malzemenin dinamik bir zorlama altında kırılması için gereken enerji miktarıdır. Bu zorlamaya gösterdiği dirençde darbe direncidir. Tane boyutunun küçülmesi darbe direncinin artmasına yol açar. Çünkü tane boyutu küçüldükçe darbe sıcaklığı düşer. Ferritte darbe geçiş sıcaklığı ile tane boyutu arasındaki ilişki

$$\beta T_g = \ln \beta - \ln C - \ln d^{-\frac{1}{2}} \quad (5.6)$$

burada β ve C sabit, T_g sünek-gevrek geçiş sıcaklığı, d tane boyutudur. [16]

Tekrarlı gerilmeler altında çalışan malzemelerin belirli bir tekrar sayısı "N" sonunda çatlamlarına veya kırılmalarına "yorulma" denir. Bu olayın meydana geldiği gerilmeye ise Yorulma Dayanımı adı verilmektedir. [14]. Tane boyutunun yorulma olayına etkisi bir çok malzemeler için ihmal edilebilecek durumdadır. (örneğin saf bakır ve Al'da olduğu gibi) Ancak pirinç ve çelik gibi bazı malzemelerde yorulma dayanımı azalan tane boyutu ile artar. Bu ilişki Hall-Petch ilişkisinde olduğu gibi $d^{-\frac{1}{2}}$ ile orantılı olarak değişir. [15]

Çatlaklı malzemelerin kırılmadan dayanabileceği gerilmeyi belirten kırılma gerilmesi (σ_f)

$$\sigma_f = \frac{4 G \Gamma m}{k_y} d^{-\frac{1}{2}} \quad (5.7)$$

bağıntısına göre artan tane boyutu ile azalmaktadır. Bu bağıntıda;

- σ_f Kırılma gerilmesi
- G Kayma modülü
- m Çatlağın kristalde ilerlemesi sırasında yapılan plastik iş
- k_y Dislokasyon kilitlenmesi terimi'ni simgeler.

BÖLÜM 6. DEFORMASYON SERTLEŞMESİ ÜSSÜ (n)

Soğuk deformasyon sınırı; bir metalin esas olarak deformasyon sertleşmesi yeteneğinden etkilenen bölgesel boyun verme olayından sonra şekillendirmeye devam etmenin mümkün olmadığı plastik kararsızlık davranışdır. Bu yetenek, basit çekme deneyinden saptanan deformasyon sertleşmesi üssü (n), akma oranı, ve homojen uzama ile tanımlanabilir. Gerçekte, şekillendirme işlemlerinin çoğunda gerilme sistemi iki eksenlidir. Fakat basit çekme deneyinden saptanan özelliklerin, örneğin, gererek şekillendirmede olduğu gibi, iki eksenli gerilme durumları için, iyi bir sonuç verdiği görülmüştür.

Bu ilişkide en iyi özellik, üslü eşitlik tarafından tanımlanan deformasyon sertleşmesi üssüdür. Deformasyon sertleşmesi üssü (n), bir metalin bölgesel deformasyona olan direnme yeteneğini belirtir. (n) değeri Duncan tarafından ileri sürülen bir çok yöntem ile saptanabilir. Hatta eşitliğe uymayan metallerde (n) değerini saptamak için Halford tarafından ileri sürülen alan yöntemini kullanmak mümkündür. [10]

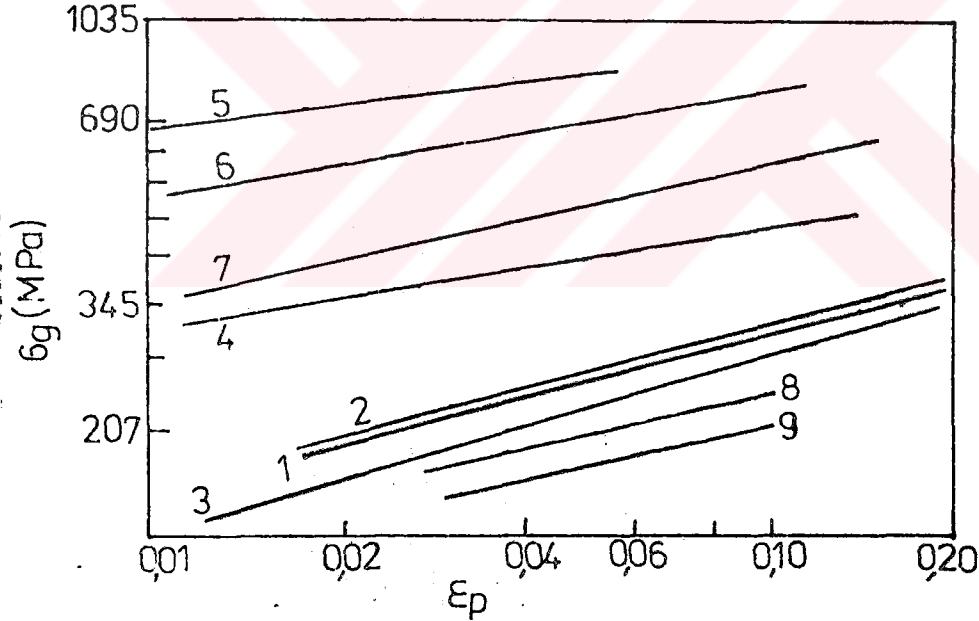
Deformasyon sertleşmesi üssü (n), metalin gerilme gradyanı altında, birim şekil değişimini dağıtabilme yeteneğinin bir ölçüsü olduğundan, (n) değerinin yüksek olması, birim şekil değişiminin daha homojen olarak dağılmasına, deformasyona uğrayan malzemenin sertleşerek boyun vermeye karşı daha fazla direnç göstermesine sebep olur. Kleemola ve Kumpulainen, (n) değerinin yöne göre değiştiğini tespit etmişler ve ortalama (n) değerini yumuşak Al (Al 1100-0) için 0.243 ve yarım sert Al (Al 1100-H14) için 0,27 olarak bulmuşlardır. [5]

Deformasyon sertleşmesi üssü, bakır, pirinç, ticari saflıkta Al ve ostenitik paslanmaz çelikler gibi, tavllanmış saf metaller ve tek fazlı alaşımlar için nispeten büyüktür. Oysa, deformasyon sertleşmesi üssü (n), soğuk haddelenmiş çelik, yaşlanma sertleşmesi uygulanmış Al alaşımları, su verilmiş ve temperlenmiş çelikler gibi soğuk şekillendirilmiş tek fazlı metaller ve dispersiyonla sertleştirilmiş alaşımlarda daha düşüktür. [11]

Deformasyon sertleşmesi üssü (n) ne kadar yüksek ise akma mukavemeti ile orantı sınırı arasındaki (%) farklılık o kadar büyüktür. Örneğin, deformasyon sertleşmesi üssü 0.3 ve 0.03 olan, ikisinin de % 0.2 akma mukavemeti 827 MPa olan iki metalin elastik sınırlarını mukayese edelim. Bu hesaplamada plastik deformasyonun 20×10^{-6} dan daha düşük değerlerinin saptanamadığını söylersek; elastik sınır, 20×10^{-6} plastik

şekil değiştirmedeki gerilim olarak alınabilir. Daha sonra elastik sınırın, akma mukavemetine oranı $(20 \times 10^{-6} / 0.002)^n$ her iki durum için 0.250 ve 0.871 olacaktır. Bunun anlamı; $n = 0.03$ olduğu zaman, elastik sınır akma mukavemetinden yalnızca % 13 kadar az olacaktır. Fakat $n = 0.3$ olduğunda elastik sınır, akma mukavemetinin sadece 1/4'i kadardır. Bu örnekten de açıkça görülebileceği gibi; büyük deformasyon sertleşmesi üssü gösteren bir metal ile ilgilenen kimse "akma mukavemeti altındaki gerilmelerde plastik akma oluşamayacağı" varsayımı ile ilgili olarak dikkatli davranmalıdır. [11]

Gerçek gerilme - gerçek şekil değiştirme çekme deneyi verileri logaritmik kağıda çizildiğinde, hemen hemen doğrusal bir ilişki gösteren metal ve alaşımların sayısı oldukça fazladır. [12] (Şekil-6.1) ve (Şekil-6.2)'de bu tip bir ilişki görülmektedir. Ancak, (Şekil-6.3)'dan görülebileceği gibi birçok istisnalar da gözlenmiştir. [11]

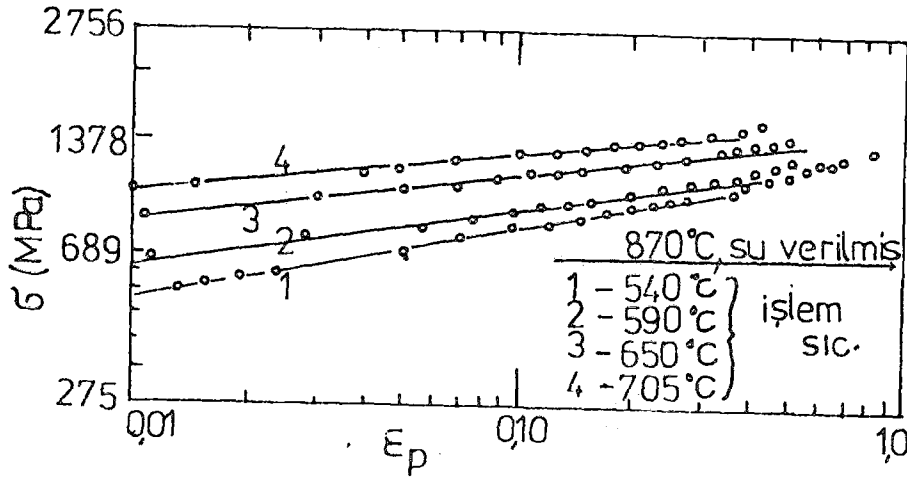


Şekil-6.1 Çeşitli malzemeler için logaritmik gerçek gerilme - gerçek şekil değiştirme arasındaki ilişki. [12]

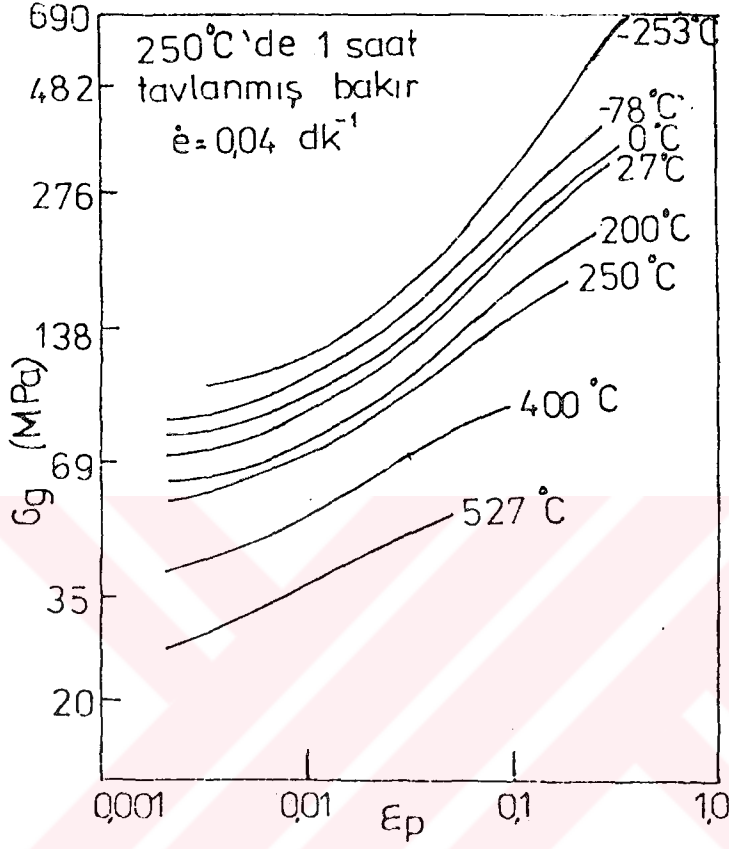
Tablo-6.1'de, Şekil-6.1'de verilen grafikteki malzemeler için (n) ve (K) değerleri verilmiştir.

Tablo 4-1. Farklı malzemeler için n ve K sabitleri

No	Malzeme	İşlem	n	K (MPa)
1	0,05 % C, Çevreli çelik	Tavlarmış	0,261	(532)
2	0,05 % C, Söndürülmüş çelik	Tavlarmış ve temper haddesi uygulanmış	0,234	(504)
3	0,05 % C, Tamamen dekarburize edilmiş	Tavlarmış	0,284	(520)
4	0,05-0,07 % P'lu az C'lu çelik	Tavlarmış	0,156	(643)
5	SAE 4130 çelik	Tavlarmış	0,118	(1168)
6	SAE 4130 çelik	Normalize edilmiş ve temper haddesi uygulanmış	0,156	(1065)
7	430 tipi paslanmaz çelik (17 % Cr)	Tavlarmış	0,229	(986)
8	Alcoa 24-S Al	Tavlarmış	0,211	(385)
9	Reynolds R-301 Al	Tavlarmış	0,211	(334)



Sekil-6.2 SAE 1055 çeligi (0,59 % C) için logaritmik gerilme - birim şekil değiştirme eğrileri. [11]



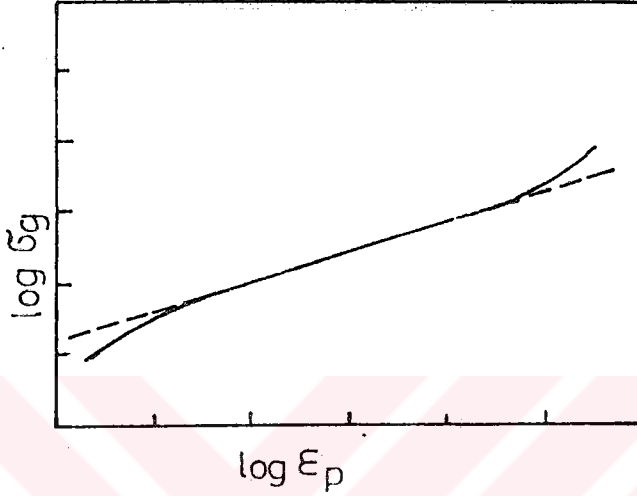
Şekil-6.3 Tipik logaritmik gerçek gerilme - gerçek şekil değiştirme çizimi. [11]

Metal ve alaşımların çoğunda, gerçek gerilme - gerçek şekil değişimi ilişkisi logaritmik kağıda çizildiğinde, Şekil-6.4'de görülebileceği gibi, küçük ve büyük deformasyon miktarlarında doğrusal çizgiden bir sapma görülebilir. Eğer elastik + plastik deformasyonlar yerine sadece plastik deformasyonlar işaretlenirse, küçük deformasyon miktarındaki doğrusallıktan sapma olayı ortadan kaldırılabilir. Büyük gerilmeler ve şekil değiştirmeler için noktaları biraraya getiren bir düzeltme öne sürülmüştür. Bu düzeltme, numunenin boyun verme bölgesindeki gerilimin bileşke halinin etkisini önler ve bileşke haldeki gerilmeyi eşdeğer tek eksenli hale indirger. Bazı malzemeler için Holloman denkleminin uygulanamayacağını unutmamak gerekir. Örneğin, plastikler için gerçek gerilme-gerçek şekil değişimi ilişkisi, yarı logaritmik ilişkiye daha yakındır ve

$$\epsilon = k_1 + k_2 \ln \sigma$$

(6.1)

bağıntısıyla ifade edilir. k_1 ve k_2 malzeme sabitleridir.



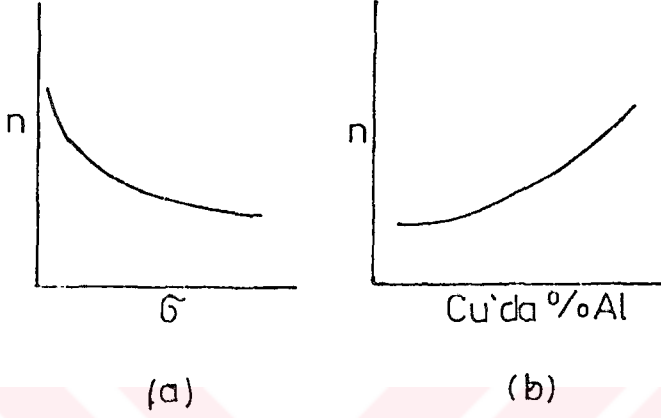
Sekil-6.4 Gerçek gerilme-şekil değişimi ilişkisi [12]

Deformasyon sertleşmesi üssü, istif hatası enerjisinin (iHE) azalmasıyla artış gösterir. Aşağıdaki Tablo-7.2 bazı metaller için n ile iHE arasındaki ilişkiyi göstermektedir. [13]

Tablo-6.2 (n) ile (iHE) arasındaki ilişki

Metal	iHE (Mj/m ²)	n
Paslanmaz Çelik	10	0,45
Bakır	90	0,3
Aluminyum	250	0,15

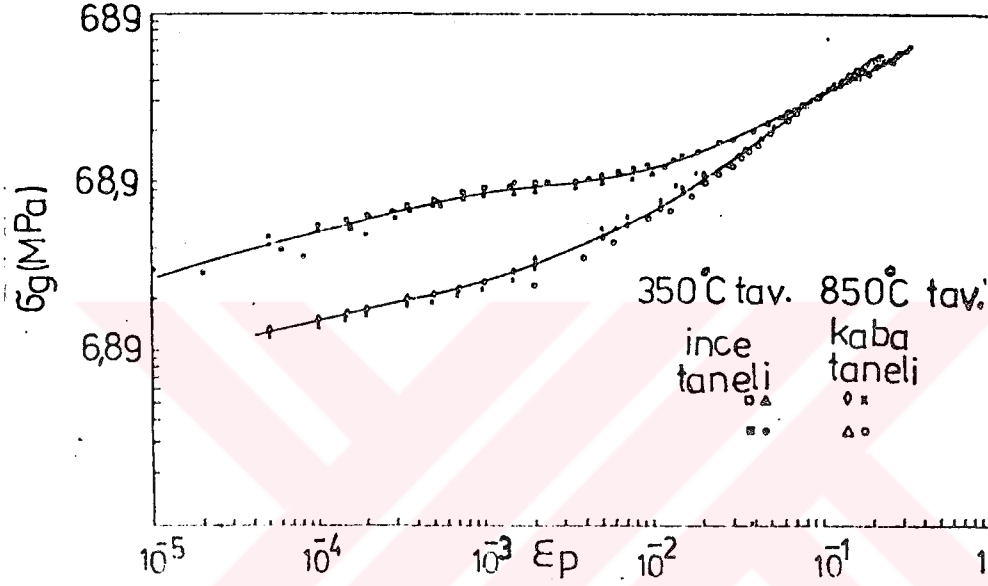
Sekil-6.5'de görüldüğü gibi deformasyon sertleşmesi üssü (n), mukavemet seviyesinin düşmesiyle artar ve bazı katı eriyiklerde eriyik içeriğinin artmasıyla artan bir davranış gösterir. [13]



Şekil-6.5 Deformasyon sertleşmesi üssü, mukavemet seviyesinin artmasıyla zalmaktadır (a). ve (n), bakırda Al konsantrasyonunun artmasıyla artmaktadır. [13]

6.1. Deformasyon Sertleşmesi üssü (n) - Tane Boyutu (d) Arasındaki ilişki.

Tavlanmış saf metallerde ve tek fazlı alaşımlarda tane boyutu, deformasyon sertleşmesi üssü üzerinde belirgin bir etkiye sahiptir. Şekil-6.6'da kaba taneli bakır, küçük taneli bakıra nazaran daha hızlı bir şekilde deformasyon sertleşmesi göstermektedir. Bu daha hızlı deformasyon sertleşmesi nedeniyle, kaba taneli bakır, 0,1 deformasyon miktarında küçük taneli bakır kadar mukavemete sahiptir, oysa kaba taneli bakır 0,001 deformasyon miktarında küçük taneli'ye göre 3 kat daha zayıftır. [11]



Şekil-6.6 Oda sıcaklığında, OFHC bakırın gerilme-şekil değiştirme eğrisine tane boyutunun etkisi. Kaba tane = 35 katı ince tane. [11]

0,2 akma sınırı ve (n) arasında fonksiyonel bir bağıntı vardır. Hem 0,2 akma sınırı hem de kopma mukavemeti Hall-Petch ilişkisine göre tane büyüklüğüne bağlıdır. Tane büyüklüğünün (n) 'e olan etkisi Hall-Petch ilişkisine benzer bir fonksiyonla gösterilebilir. Tavllanmış çelik, bakır, gümüş, alüminyum ve nikel ile yapılan çalışmaların sonucunda tane büyüklüğü ve (n) arasındaki ilişkinin aşağıdaki şekilde olduğu bulunmuştur. [14]

$$n = A + B d^{-1/2} \quad [6.2]$$

Burada;

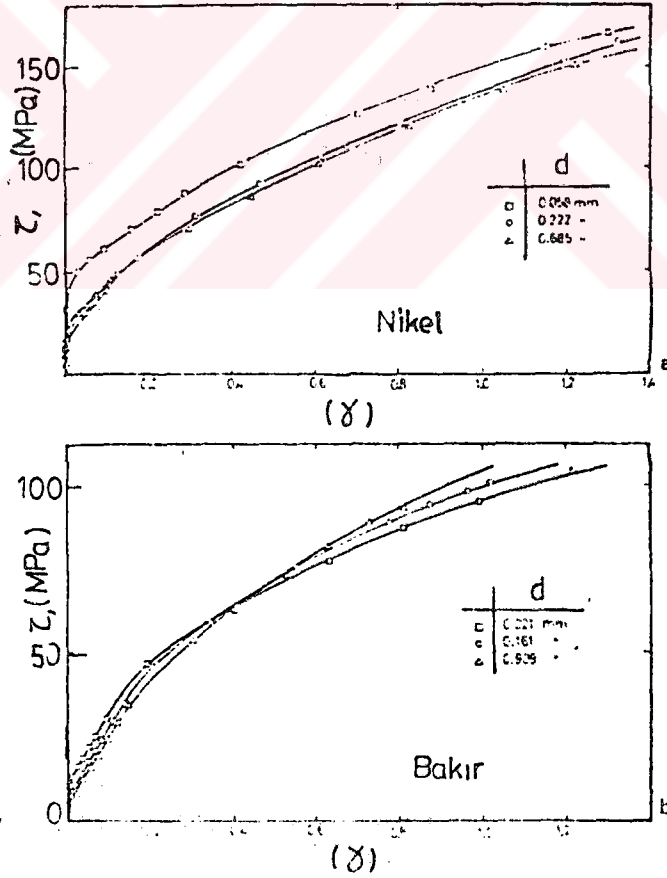
n = Deformasyon sertleşmesi üssü

A, B = Malzemeye bağlı sabitler

d = Ortalama tane boyutudur.

Tiainen ve Kattunen [9], % 99,99 Cu ve % 99,9 saflıktaki Ni ile yaptıkları çalışmada (K) ve (n) parametrelerinin tane boyutu ile olan ilişkilerini incelemişlerdir. Bakırda, (n)

parametresinin tane boyutuna bağımlı, (K) 'nin ise tane boyutuna az bağımlı olduğunu belirtmişlerdir. Nikel'de ise her iki parametrenin tane boyutuna olan bağımlılığının az olduğunu belirtmişlerdir. [9]

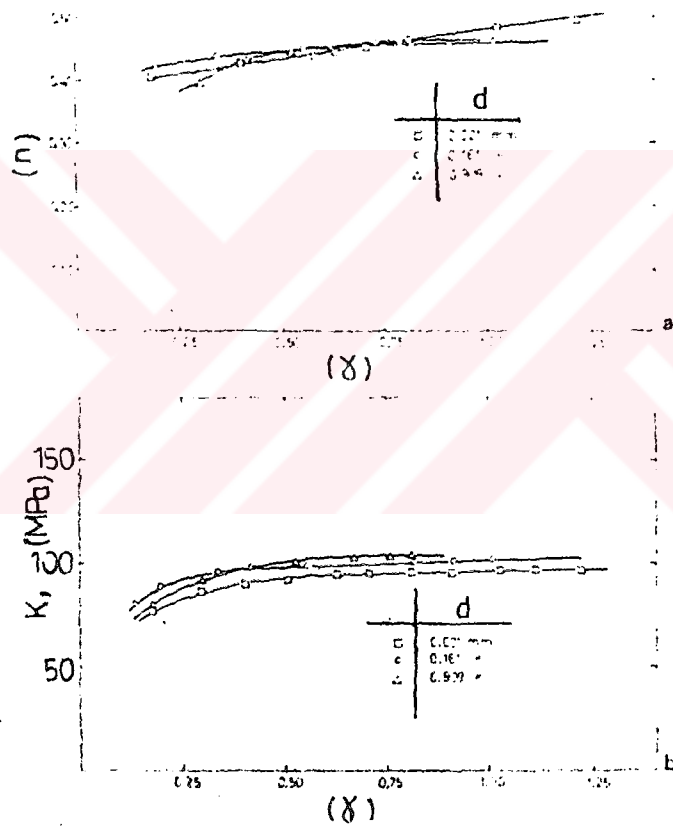


Şekil-6.7 Çekme Deneyi Eğrileri (a) Nikel, (b) Bakır. [9]

Nikelin, III. kademede deformasyon sertleşmesi davranışı Şekil-6.7 (a)'dan görülebileceği gibi, deformasyon sertleşmesinin tane boyutuna olan genel bağımlılığına uyduğu bulunmuştur. Aynı şey bakır için küçük şekil değiştirmelerde geçerlidir, fakat büyük deformasyon miktarında durum tersine dönmektedir. Şekil-6.7 (b). Bu durum, büyük ihtimalle sınıra yakın bölgelerde bazı fazlardan kaymaya neden olan, tane sınırlarından dolaydır. Bu fazlardan kaymalar, çok küçük tane boyutuna sahip saf metallerde deformasyon sertleşmesini etkileyebilir. Bu etki nikel'de görünmemektedir. Bu belki de kullanılan nikelin daha fazla empürite derecesine sahip olmasından dolaydır. [9]

Nikel'de, üslü bağıntısının parametreleri olan K ve (n) 'in tane boyutuna olan bağımlılıkları az olarak ortaya çıkmıştır. n 'nin sayısal değerleri 0,4-0,6 arasında, K 'nin sayısal değerleri 127-137 MPa arasında değişim göstermektedir.

Bakırda ise n parametresi tane boyutuna oldukça bağımlı olarak gözükmiştir. (Şekil-6.8 (a)) K parametresi ise, Şekil-6.8 (b)'de görüldüğü gibi, tane boyutuna az olarak bağımlıdır. (n) parametresinin sayısal değeri bakır için yaklaşık 0,45'tir. (K) parametresinin sayısal değeri ise 93-103 MPa arasında değişmektedir.



Şekil-6.8 Bakırda, üslü bağıntının parametreleri. [9]

BÖLÜM 7. BAKIR VE ALÜMİNYUMUN ÖZELLİKLERİ

Bakır, gümüşten sonra ısı ve elektriği en iyi iletir. Korozyona dayanıklıdır. Soğuk ve sıcak şekil verilmeye elverişlidir, ince tel ve levha haline kolaylıkla getirilebilir. Uzaması % 45 - 50, bu nisbet alaşım katmak suretiyle yükseltilebilir. Soğuk işletme ile çekme mukavemeti 45 kg/mm². Piyasada satılan haddelenmiş, çekilmiş ve tavllanmış bakırın çekme mukavemeti 20 - 23 kg/mm² arasındadır. Ergime noktası 1083°C (1981°F) alaşım elementlerinin ilavesi ile 1600°F kadar düşer. Mühim istisna (Ni) bakır ile izomorf sistem teşkil eder ve ergime sıcaklığını yükseltir. (% 70 Cu, % 30 Ni, 2250°F)

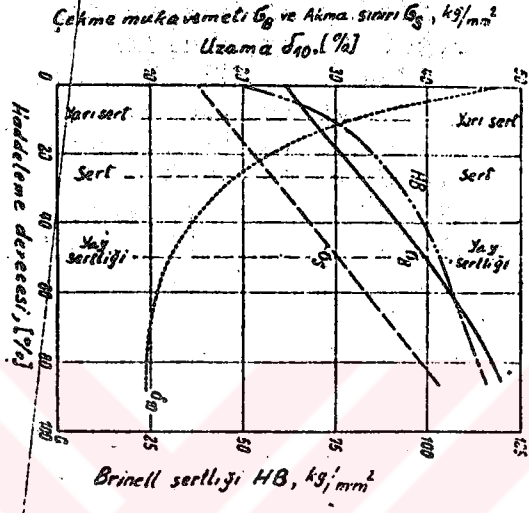
Alüminyumun en göze çarpan özelliği hafif olmasıdır. Demirden 3 defa daha hafiftir, ergime niktası 658°C'dır. Elektrik ve ısı iletkenliği bakırın yarısı kadardır. Çekme mukavemeti 6,3 kg/mm² olup, ince tel ve levha haline getirilmesi kolaydır. Çekme, haddeleme, döğme, pres etme işçiliklerine elverişlidir. Asitlere karşı genel olarak dayanıklı olup, bazlara hiç dayanmaz, deniz suyuna dayanmaz. Alüminyuma lehim ve kaynak yapılabilir. [18]

7.1. Bakır

Bakırın kullanılması üç önemli özelliği dolayısıyla. Yüksek elektrik iletkenliği bütün elektroteknik için önemlidir. iletkenler, salter parçaları v.s. bakırdan imal edilir. Mükemmel ısı iletkenliğinden ısı eşanjörlerinin imalinde faydalanılır. Bakır kanatlı borular, buzdolabı boruları, lamelli radyatörler bu konuda sadece birkaç örnek olarak verilebilir. Kimyasal etkilere karşı dayanıklılığı sebebiyle bakır, kimya ve gıda maddeleri endüstrisinde, tesisat tekniğinde, makina imalinde geniş kullanıma alanlarına sahiptir. Örnekler: Bira kaynatma kazanları, banyo sobaları, bakır damlar, su boruları, armatürler. [19]

7.1.1. Mukavemet Özellikleri

Tavllanmış yumuşak durumda çekme mukavemeti, akma sınırı ve sertlik en düşük değerdedirler. Soğuk şekil değiştirme ile (yani oda sıcaklığında veya daha yüksek fakat yeniden billurlaşma sıcaklığı altında şekil değiştirme) bu değerler bütün metallerde yükselir. Böylece metal pekleşir. Buna mukabil uzama, büzülme ve derinleşme yumuşak durumda en fazla olup artan soğuk şekil değiştirme ile azalır. Şekil-7.1 bu bağıntıları E - bakırını örnek alarak göstermektedir. Çekme mukavemeti σ , akma sınırı σ ve Brinell sertliği HB'nin yükselişi ile uzama δ 'nin azalışı açıkça görülmektedir.

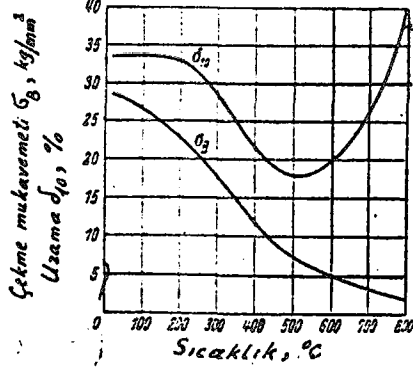


Şekil-7.1 Soğuk haddellemenin E-bakırının mukavemet özelliklerine etkisi

Tablo-7.1 Bakır yarı mamullerinin mukavemet özellikleri

Malzeme	Durum	Çekme mukavemeti kg/mm ²	Uzama en az %
A-Cu	yumuşak	23 - 26	38
D-Cu	yumuşak	21 - 24	38
	yarı yumuşak	25 - 29	10
	sert	30 - 36	5
	yay sertliğinde	37 - 44	2
E-Cu	yumuşak	20 - 24	38
	yarı yumuşak	25 - 29	10
	sert	30 - 36	5
	yay sertliğinde	37 - 44	2

Şekil-7.2, E-Cu'nun yüksek sıcaklıklardaki mukavemet değerlerini göstermektedir. E-Cu'nun uzaması 400° ila 600°C arasında bir minimum göstermektedir.



Şekil-7.2 E-Bakırının yüksek sıcaklıklardaki mukavemeti

7.1.2. Fiziksel Özellikler

Bakırın en önemli fiziksel özellikleri Tablo-7.2'de gösterilmiştir. [19]

Tablo-7.2 Bakırın fiziksel özellikleri

Eletrik iletkenliği (20°C'da yumuşak durumda yalnız E - Cu için), m/Ohm . mm ²	58,5
Direnç sıcaklık katsayısı (20°C'da), her °C için	0,00392
Ergime noktası, °C	1083
Buharlaştırma noktası, °C	2595
Ergime ısısı, cal/g	50,6
Özgül ağırlık, g/cm ³	8,9
Elastiklik modülü, kg/mm ²	13100
Özgül ısı (20°C'da), cal/g . °C	0,092
Isı iletkenliği (20°C'da), cal/cm . san . °C	0,934
Isıl genleşme katsayısı, 10 ⁻⁶ /°C	
20 - 100 °C için	16,7
20 - 200 °C için	17,1
20 - 400 °C için	17,8

7.2. Saf Alüminyumun Fiziksel Özellikleri [20]

Atom numarası	13
Atom ağırlığı	26,97
Valansı	3
Latis Parametresi (25°C)(Å°)	4,0413 ± 0,0101
Atom çapı (Å°)	1,35
Spesifik Yoğunluğu (20°C)	2,6989 kg/dm ³
Spesifik Yoğunluğu (700°C)	2,371 "
Ergime noktası (°C)	660,2
Kaynama noktası (°C)	2057
Viskozite (700°C)	% 70
Katılma çekilmesi	% 6.6
Ergime ısı (Kal/gr.)	93,96
Buharlaştırma ısı (Kal/gr.)	61480
Spesifik ısı (100°C)	0,2226
Isı iletkenliği (°C, Kal/cm ² /cm/°C/san)	0,52
Yanma ısı (Kal/mol)	399000
Süblimasyon ısı (25°C) Kal/mol	67,5
Elektrik direnci Mik.Ohm/cm ³	2,6548 (20°C'de)
Hacimsel iletkenlik (Cu % 100)	64,97 %
Çeliğe karşı sürtünme katsayısı	0,74 - 1
Renk	Gümüşü beyaz
Kopma mukavemeti (kg/mm ²)	9,14
Akma sınırı (% 0,2) (kg/mm ²)	4,22
Uzama (%)	15 - 30
Sertlik (BHN)	25

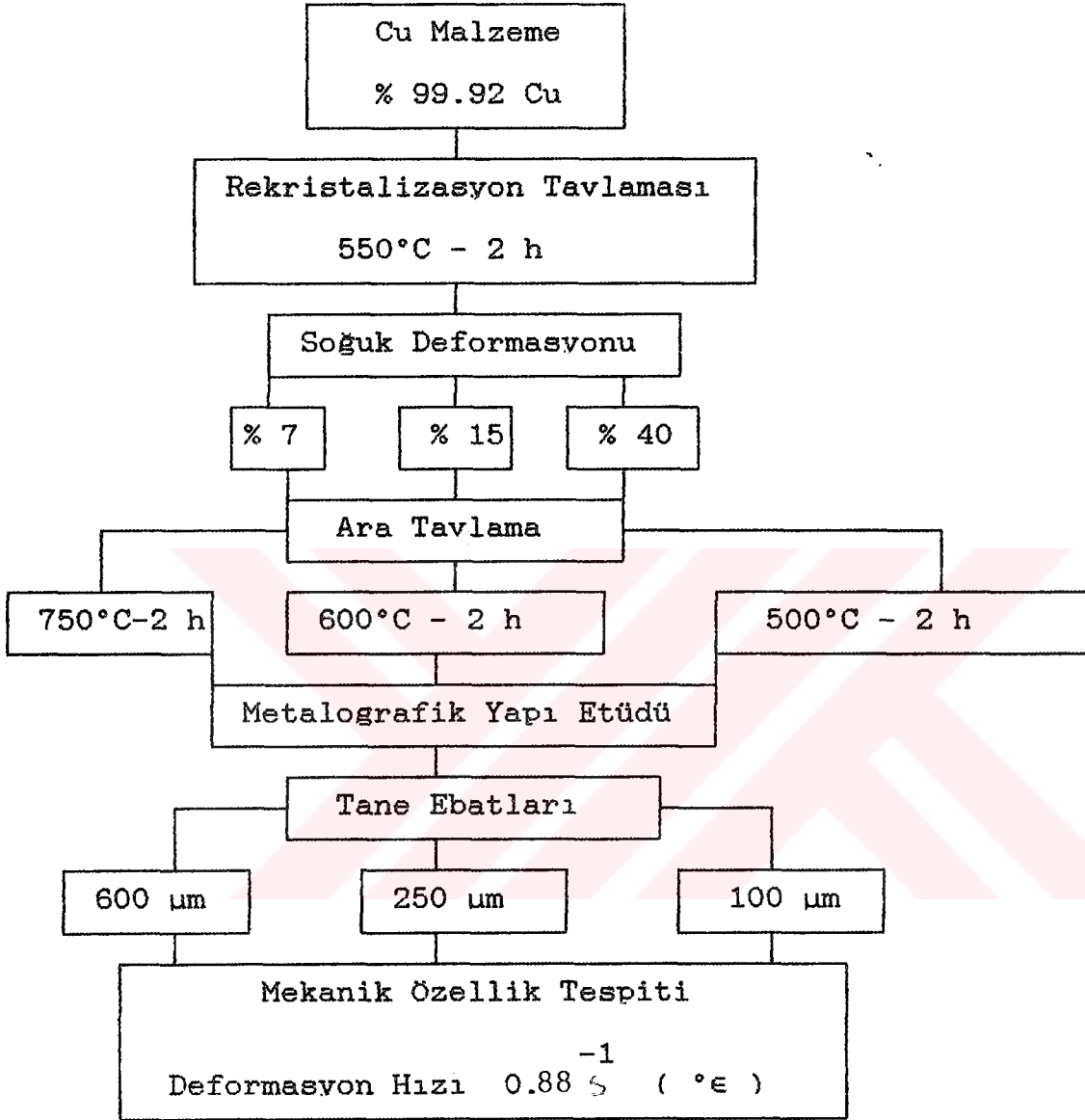
7.2.1. Saf Alüminyumun Kimyasal Özellikleri [20]

Alüminyumun yüzeyi daima Al₂O₃ filmi ile kaplıdır. Bu sebepten korozyon direnci çok yüksektir. Anodik işlem veya benzeri işlemlerle oksit filminin kalınlığı arttırılarak, korozyon direnci arttırılır. Alüminyum yüzeydeki Al₂O₃ filmini çözdükleri için alkalilere karşı hassastır. NaOH sıcakta (70°C'de) şiddetli tesir yapar. HF hariç diğer sulandırılmış asitlerin tesiri çok azalır.

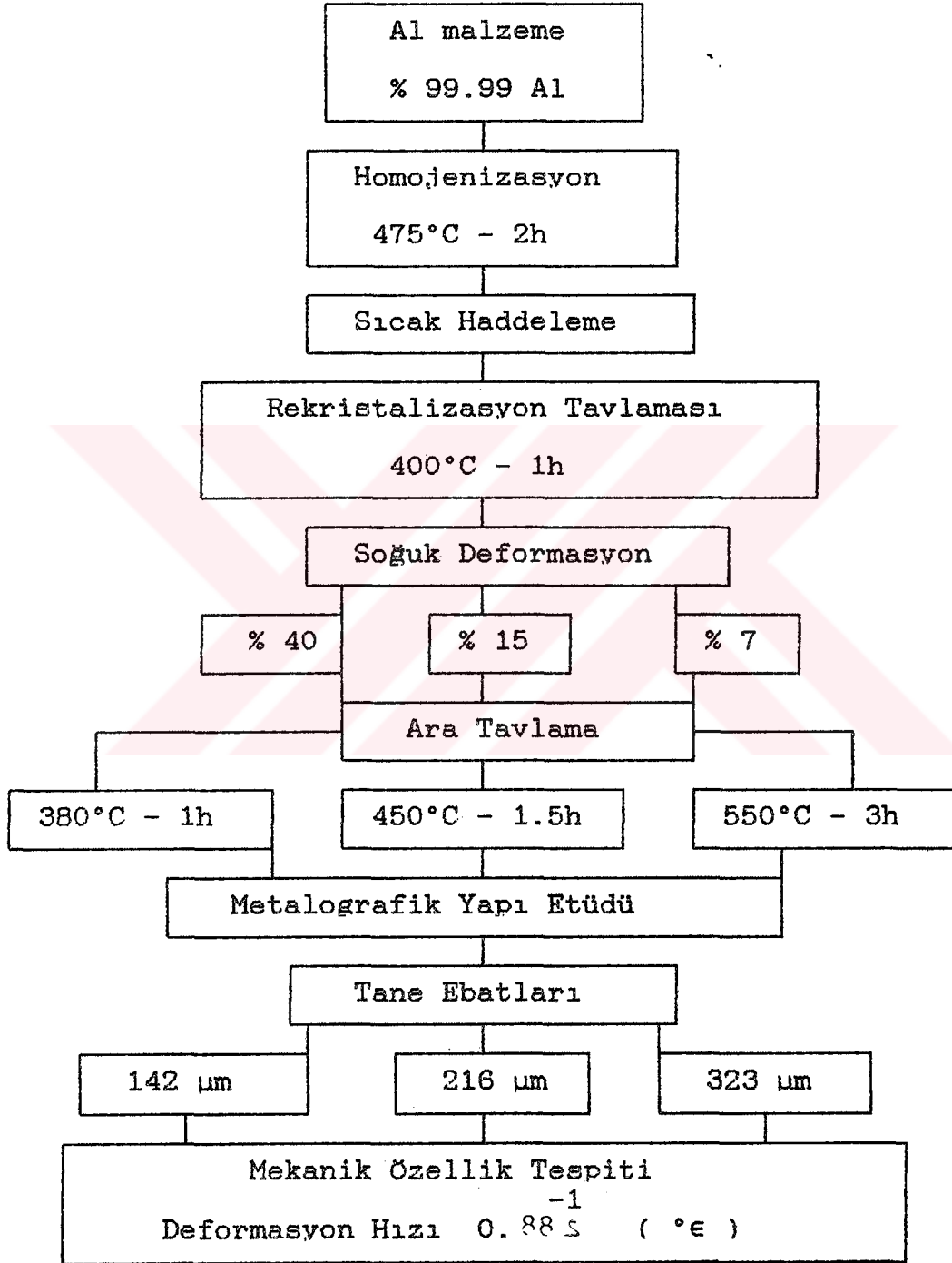
BÖLÜM 8. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

% 99,99 Al ve % 99,92 saflıktaki Cu malzemelerde üç farklı referans başlangıç tane boyutuna levhaların üretilmesi için bazı ön termal ve mekanik işlemler yapılmıştır. Uygun tane boyutu aralığını üretmek için takip edilen proses çizgisi izah edilen şekildedir ve bir akış diyagramıyla Al ve Cu için ayrı ayrı şekillerde gösterilmiştir. (Şekil-8.1 ve 8.2)





Şekil-8.1 Uygun tane boyutu aralığını üretmek için takip edilen bakır malzeme akış diyagramı



Şekil-8.2 Uygun tane boyutu aralığını üretmek için takip edilen alüminyum malzeme akış diyagramı

8.1. Kullanılan Malzemeler ve Ön işlemler

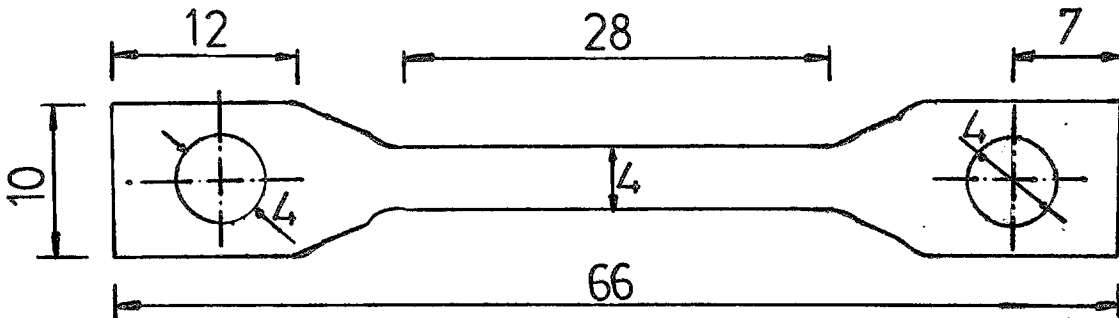
8.1.1. % 99,92 Safılıktaki Cu

Cu malzeme 150 x 5 x 1000 mm boyutlarında levhalar şeklinde elde edildi. (Batch döküm ve sıcak haddelenmiş şekilde) ve nuhtemel kalıntı gerilimleri önlemek ve % 100 rekristalize bir yapı ile işlemlere başlayabilmek amacıyla 550°C'de iki saat tavlandı. Daha sonra bu levhalar 100 µm, 250 µm, ve 600 µm boyutlu üç farklı referans tane boyutu üretebilmek için % 7 (kritik deformasyona yakın değer), % 15 ve % 40 haddelenmiş ve sırasıyla 750°C, 600°C ve 500°C'lerde ikiye saat süreyle ısıtılma işlemine tabi tutulmuşlardır. Daha sonrada elde edilen tane boyutlarında mekanik özellik tespitine gidilmiştir.

8.1.2. % 99,99 Safılıktaki Al

Malzeme prosesi 100 x 50 x 75 mm boyutlarında küçük külçeler halinde süper saf alüminyumun mekanik yüzey temizleme işleminden sonra 475°C'de iki saat süre için homojenize edildi ve sıcaklık 450°C'ye düşürülerek 10 mm nihai boyuta 6-7 pasoda indirilmiştir. Her iki paso sonrası 450°C'ye çıkılarak 2-3 dakika ara tavlama işlemine tabi tutulmuştur. Sıcak haddeleme sonrası 10 mm kalınlığındaki stripler 400°C'de bir saat süreyle rekristalizasyon tavlama tabi tutulmuştur. Bu işlemten sonra levhalar % 7 (kritik deformasyona yakın değer), % 15 ve % 40 soğuk deformasyona tabi tutularak sırasıyla 300°C'de 1 saat, 450°C'de birbuçuk saat ve 550°C'de üç saat süreyle tavlama işlemine tabi tutulmuşlardır ve sonuçta 323 µm, 216µm ve 142 µm tane boyutlu levhalar elde edilmiştir, sonrada mekanik özellikler tespitine gidilmiştir.

8.2. Çekme Deneyi ile Elde Edilen Değerler



Şekil-8.3 Bakır ve Alüminyum için hazırlanan çekme numunesi

Tablo-8.1 Al numunelerinin deneysel sonuçları

	Malzeme Grubu	Numune No	a.b	Ao a.b	lo	l	P max	σ_c	% μ	Sertlik (HV)	Fırın Set Sıc.	Gerçek Sıc.
100°C	Al	1-1	4.14-4.86	20.12	20	29.42	104	5.16	47.1	22.3	100	117
	Al	2-1	4.15-4.40	18.26	20	30.59	97	5.31	52.95	30.83	100	117
	Al	3-1	3.04-4.32	13.13	20	29.15	72	5.48	45.75	34.6	100	117
200°C	Al	1-2	5.04-4.10	20.66	20	35.73	69	3.33	78.65	29.7	200	235
	Al	2-2	4.25-4.35	18.48	20	32.20	67	3.62	61	26.68	200	235
	Al	3-2	3.10-4.15	12.86	20	32.44	47	3.65	62.20	27.5	200	235
300°C	Al	1-3	4.97-4.07	20.22	20	34.04	48	2.37	70.02	40.88	300	365
	Al	2-3	4.43-3.89	17.23	20	32.50	37	2.14	62.25	27	300	365
	Al	3-6	3.12-4.00	12.48	20	32.53	35	2.8	62.65	22	300	365
400°C	Al	1-4	4.93-4.16	20.50	20	38.93	18	0.87	94.65	17.8	400	485
	Al	3-4	3.15-3.89	12.25	20	38.32	21	1.71	91.60	16.66	400	485
ODA Sıc.	Al	1-5	4.90-4.22	20.67	20	30.67	124	5.99	52.20	35.9	20	--
	Al	3-5	3.19-3.91	12.47	20	30.09	84	6.73	50.20	33.9	20	--

Tablo-8.2 Cu numunelerinin deneysel sonuçları

	Malzeme Grubu	Numune No	a,b	Ao a.b	lo	l	P max	σc	% μ	Sertlik (HV)	Fırın Set Sic.	Gerçek Sic.
C	Cu	1-7	3.12-4.23	13.19	20	29.17	238	18.03	45.85	88	100	117
	Cu	1-8	3.15-4.02	12.66	20	28.35	236	18.63	41.77	100.5	100	117
	Cu	2-7	2.92-3.98	11.62	20	27.47	230	19.79	37.35	94.5	100	110
	Cu	2-8	2.94-3.69	10.48	20	25.62	266	21.56	28.10	90.3	100	117
	Cu	3-7	2.07-4.22	8.73	20	28.65	173	19.80	43.25	106.5	100	114
	Cu	3-8	2.03-4.23	8.58	20	28.53	176	20.49	42.65	103	100	114
C	Cu	1-1	3.17-4.10	12.99	20	28.57	196.5	15.11	42.85	85	200	235
	Cu	1-2	3.17-4.10	12.99	20	31.10	210	16.15	55.50	107	200	239
	Cu	2-1	2.92-3.87	11.26	20	30.68	185	16.42	53.40	83.75	200	235
	Cu	2-2	2.91-3.87	11.26	20	27.84	199	17.67	39.20	109.5	200	236
	Cu	3-1	2.17-4.19	9.09	20	28.16	141	15.50	40.80	82	200	238
	Cu	3-10	2.15-4.23	9.09	20	29	147	16.16	38.55	94	200	235
C	Cu	1-3	3.15-4.06	12.78	20	29.48	159.5	12.47	47.40	94	300	350
	Cu	1-4	3.20-4.09	13.08	20	30.39	148	11.3	51.95	81.75	300	360
	Cu	2-3	2.94-3.78	11.11	20	30.40	147	13.22	52	89	300	368
	Cu	2-4	2.95-3.86	11.38	20	30.42	149	13.08	52.10	91.5	300	368
	Cu	3-3	2.15-4.26	9.15	20	28.16	119	12.99	40.80	89.75	300	368
	Cu	3-11	2.13-4.12	8.77	20	29.67	117	13.13	45.60	88.3	300	360
C	Cu	1-5	3.20-4.13	13.21	20	34.82	102	7.71	74.10	54.16	400	501
	Cu	1-6	3.22-4.23	13.62	20	30.86	109	8	54.30	67.5	400	485
	Cu	2-5	3.01-4.13	12.43	20	35.73	93	7.48	78.65	44.75	400	485
	Cu	2-6	2.95-4.01	11.82	20	30.29	87	7.35	51.45	46.83	400	485
	Cu	3-5	2.20-4.25	9.35	20	35.98	78	8.34	79.90	49.16	400	471
	Cu	3-6	2.06-4.13	8.50	20	37.58	76	8.93	87.90	45.88	400	480
J.	Cu	1-9	3.18-4.00	12.72	20	29.58	273	21.46	47.90	93.5	20	--
	Cu	2-9	3.03-3.92	11.87	20	29.75	260	21.88	48.75	125	20	--
	Cu	3-9	2.12-4.23	8.96	20	29.56	200	22.3	47.80	151.6	20	--

Tablolardan da görüldüğü gibi üç farklı tane boyutlu Al ve Cu numuneler 100, 200, 300, 400°C ve oda sıcaklığında 500 kg'lık yük altında 68 mm/dak. sabit çekme hızıyla çekilmiştir. Çekme işlemi öncesinde numunelerin a ve b boyutları ölçülmüş, buradan

$$A_o = a \times b \quad (8.2.1)$$

formülü ile herbir numunenin A_o değerleri hesaplanmıştır.

Numunelerin l_o boyu olarak 20 mm kabul edilmiş ve çekme testi sonundaki son boyda bir kumpas vasıtasıyla ölçülerek l_1 olarak tablolara işlenmiştir. Elde edilen bu l_o ve l_1 değerleriyle

$$\% \mu = \frac{l_1 - l_o}{l_o} \times 100 \quad (8.2.2)$$

formülüyle $\% \mu$ (% uzama) değerleri hesaplanmıştır. Çekme numunesinin çekme testi sonucunda koptuktan sonra cihazın gösterdiği değer P_{max} (maxç yük) olarak tablolara konmuş vede σ_c (Çekme mukavemeti) olarak tablolara işlenmiştir.

$$\sigma_c = \frac{P_{max}}{A_o} \quad (8.2.3)$$

Tablolardaki HV (Vickers Sertlik) değerleride numunelerin çekme testi sonucunda kopma noktalarına yakın yerlerden alınan sertlik ölçüm değerleridir.

Set sıcaklığı; fırının ayarlanan sıcaklık değeridir. Gerçek sıcaklık ise fırının içinde termokupl ile ölçülen sıcaklık değeridir.

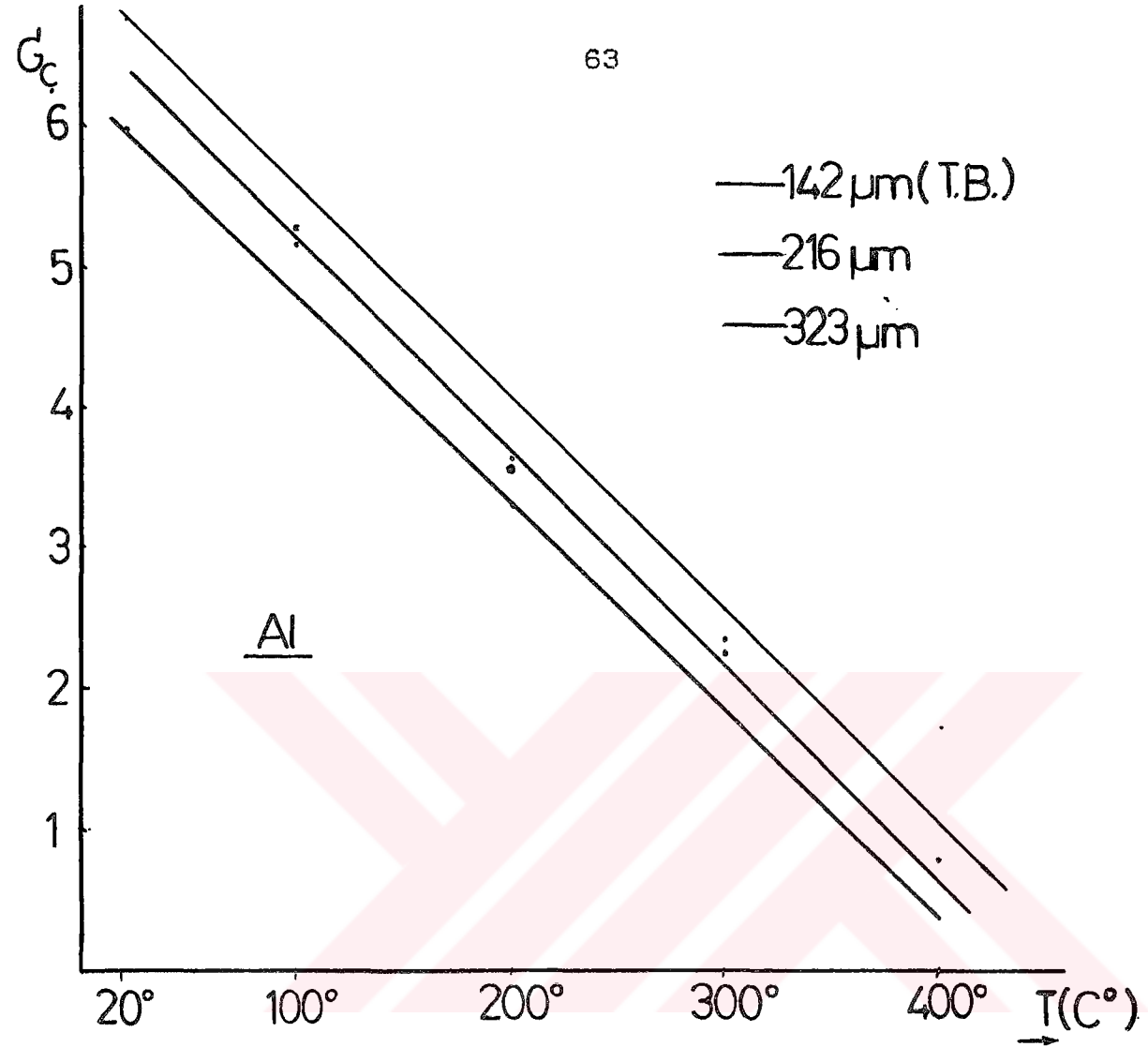
8.3. Metalografik Etüdler ve Sertlik Ölçümleri

Metalografik incelemeler için numunelerimize standard numune hazırlama işlemleri uygulanmıştır. Önce çeşitli tane boyutlarına sahip zımparalarla (220, 320, 400 ve 600'lük) döner disklerde zımparalama işlemlerine tabi tutulmuşlardır. Sonra numunelerimiz parlatma için parlatma disklerimizde Cr O (Kromoksit) aşındırıcı solüsyonu ile parlatmaları tamamlanmıştır. Bakır numunelerimiz için % 5'lik FeCl (Demirklorür) çözeltisini yada % 4,5'luk H PO (Fosforik asit) çözeltisini elektrolitik dağlama yöntemiyle ~ 15 sn. uygulayarak yaptık. Al numunelerimiz içinse hazırlanan % 67 CH OH (Metanol) + % 33 HNO (Nitrik asit) çözeltisiyle yine ~ 15 sn. lik elektrolitik dağlama yapılmıştır. Daha sonra optik mikroskobumuzla numunelerin yüzeyleri incelenmiş ve

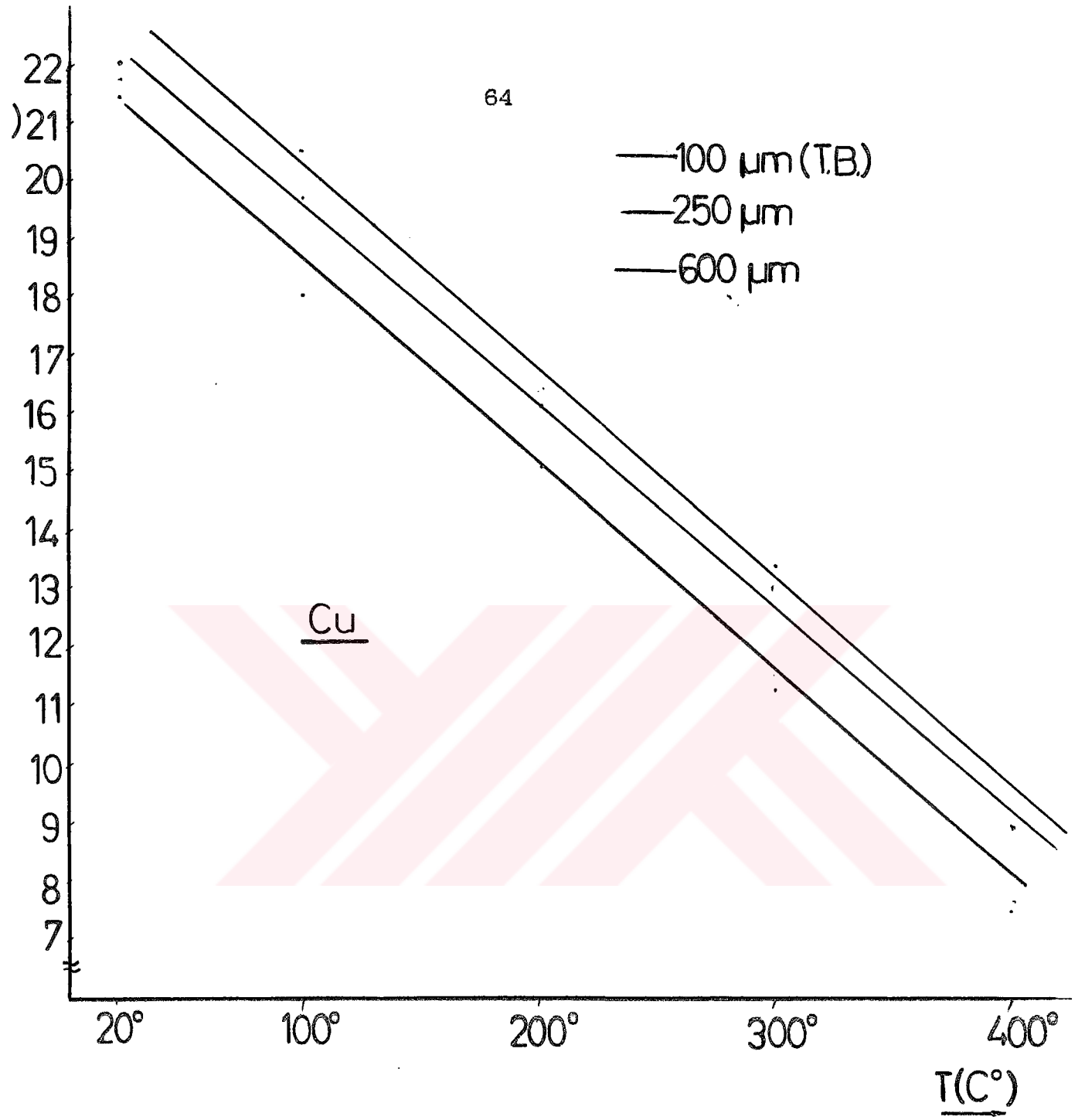
siyah-beyaz fotograf filmi ile çeşitli büyötmelerde numunelerimizin kopma noktasına yakın yerlerden fotograf çekimleri yapılmıştır.

En sonunda tüm numunelerimizin Vickers Sertlik Ölçme cihazı ile 10 Kp'lık yük altında sertlik ölçümleri yapılmış ve görünen değerler tablolardan Vickers cinsine çevrilerek Tablo-8.1 ve 8.2'ye geçirilmiştir.

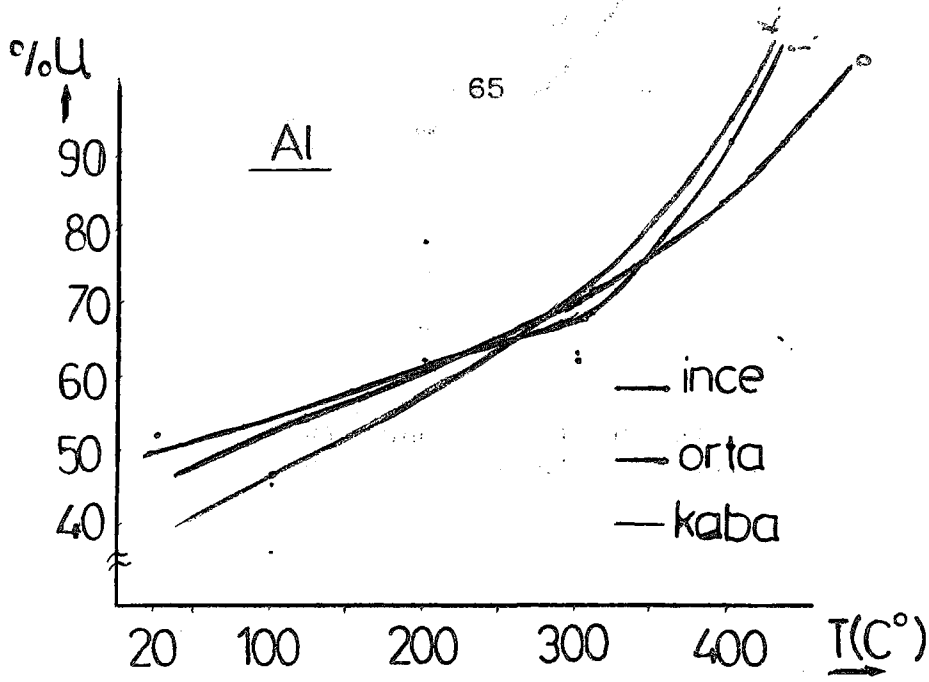




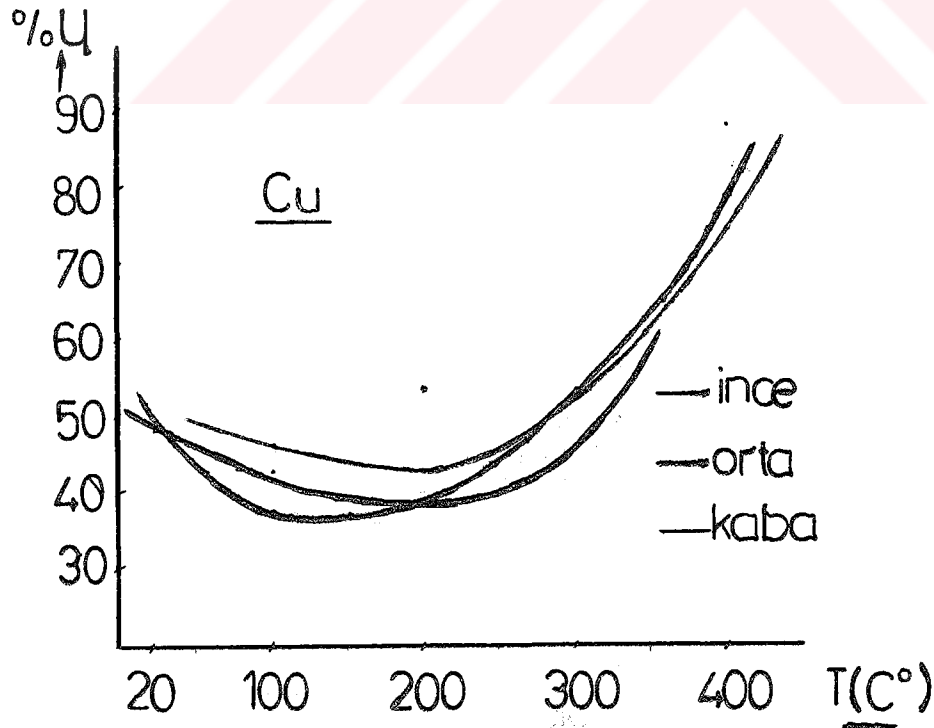
Şekil-8.4 Alüminyum numunelerinden elde edilen gerilme - sıcaklık eğrileri



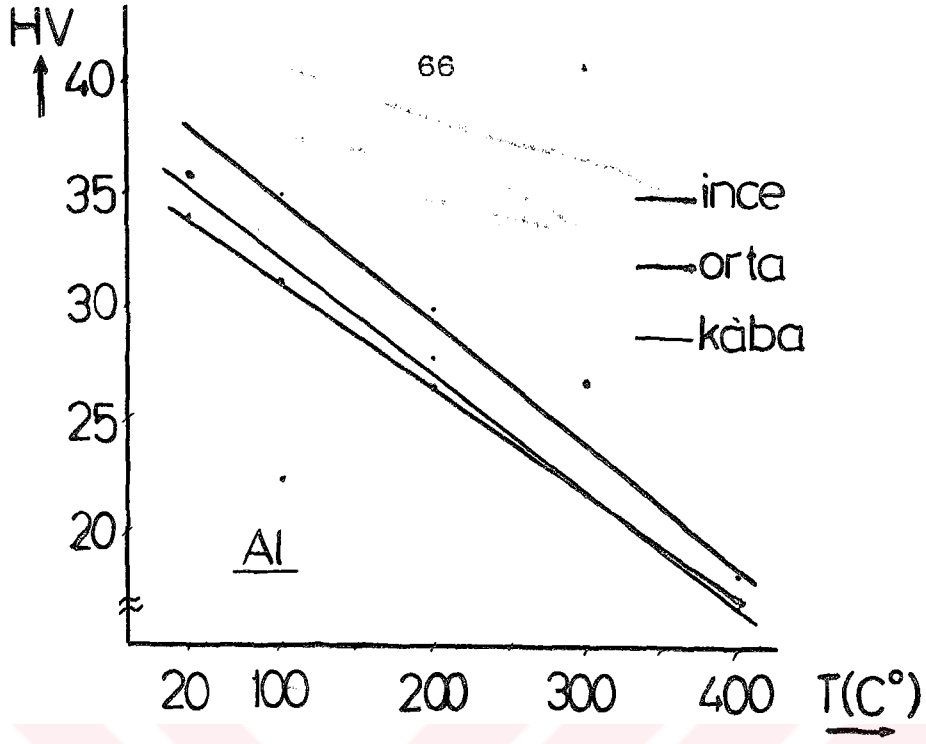
Şekil-8.5 Bakır numunelerinden elde edilen gerilme - sıcaklık eğrileri



Şekil-8.6 Alüminyum numunelerinden elde edilen % uzama - sıcaklık eğrileri

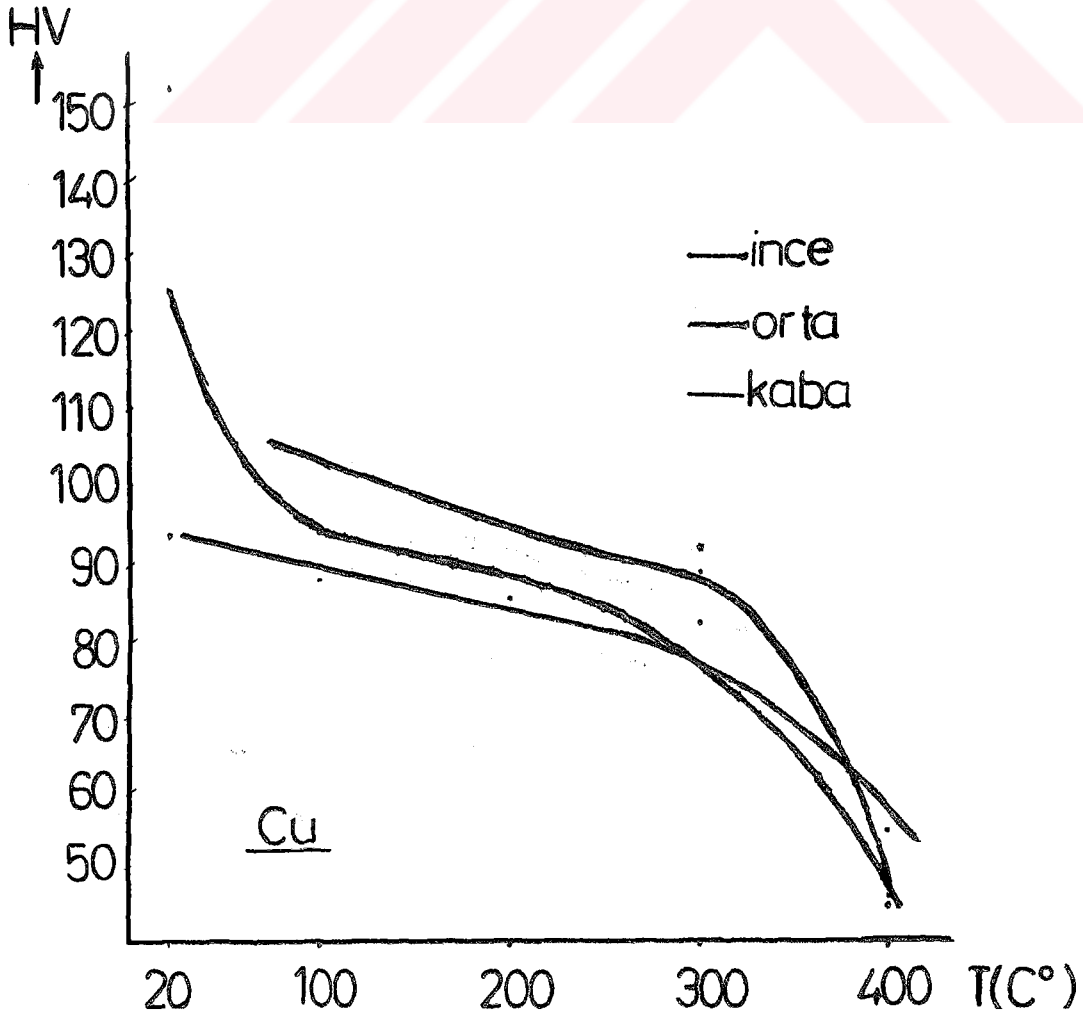


Şekil-8.7 Bakır numunelerinden elde edilen % uzama - sıcaklık eğrileri



Şekil-8.8 Değişik sıcaklıklarda çekilen Alüminyum numunelerinden alınan sertlik eğrileri

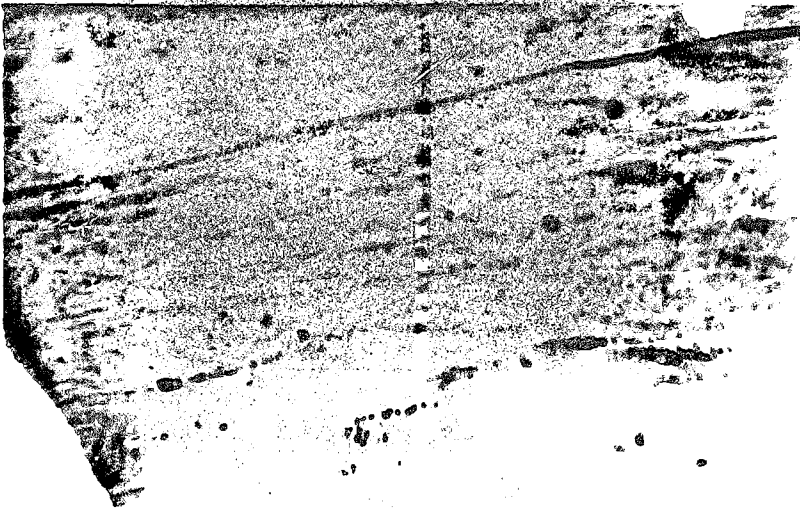
Şekil-8.9 Değişik sıcaklıklarda çekilen bakır numunelerinden alınan sertlik eğrileri



8.3.1. Alüminyum Numunelerinin Cesitli Buvötmelerdeki
Bünve Fotoğrafları



Numune-1.1 66x 100°C

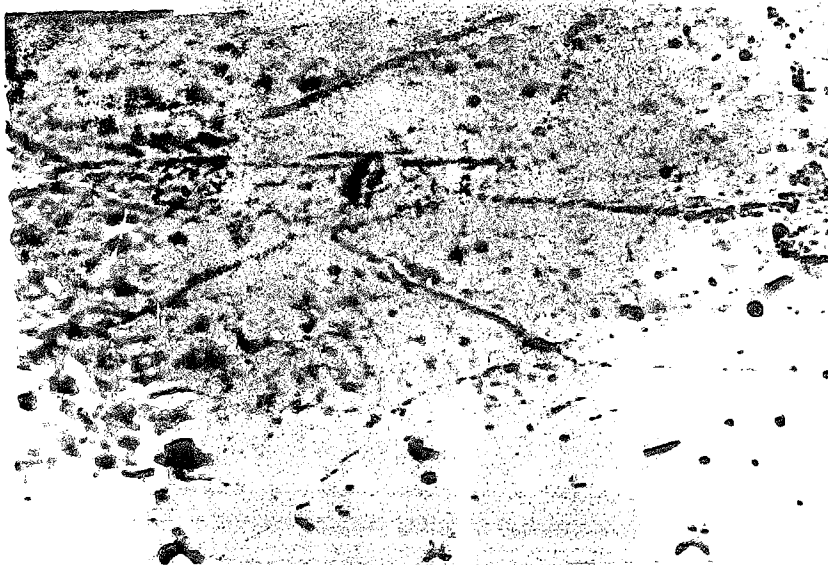


Numune-2.1 66x 100°C

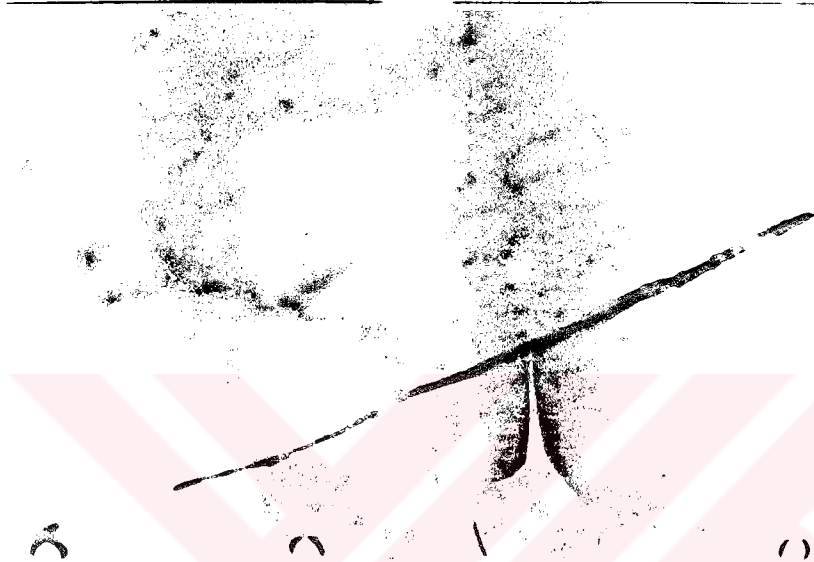
68



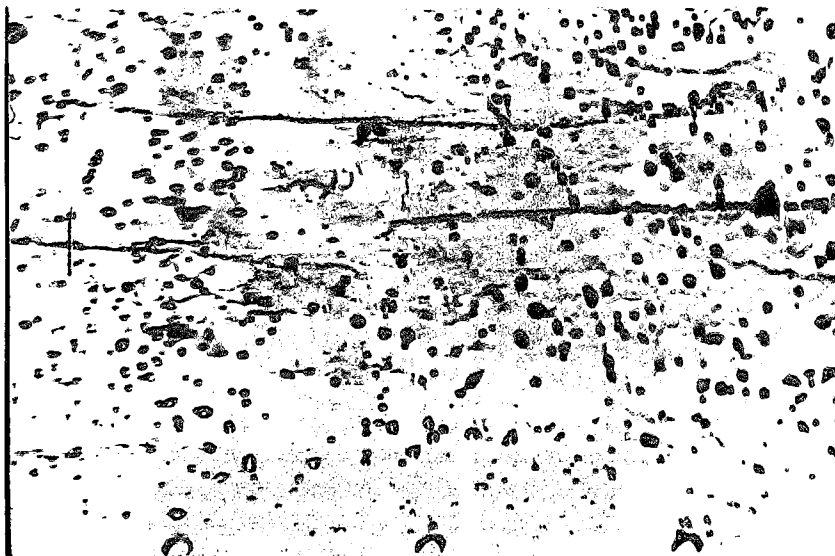
Numune-3.1 66x 100°C



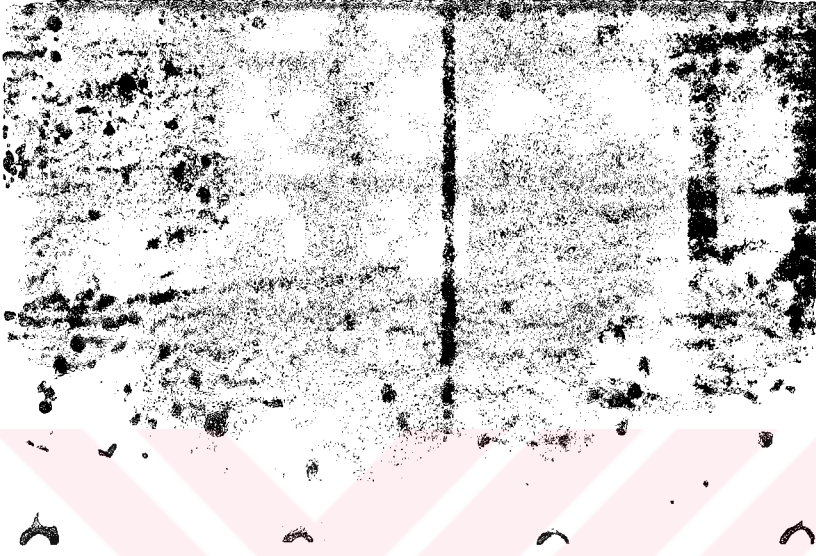
Numune-1.3 66x 300°C



Numune-1.3 333x 300°C

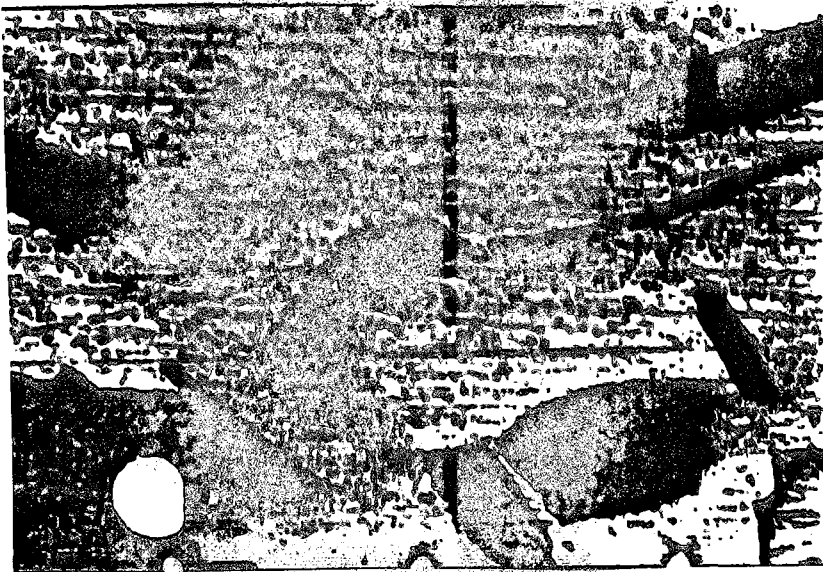


Numune-2.3 66x 300°C



Numune-3.3 66x 300°C

3.3.2. Bakır Numunelerin Çesitli Büyütmelerdeki Bünve Fotoğrafları



Numune-1.2 66x 200°C

71



Numune-1.2 333x 200°C



Numune-2.2 66x 200°C



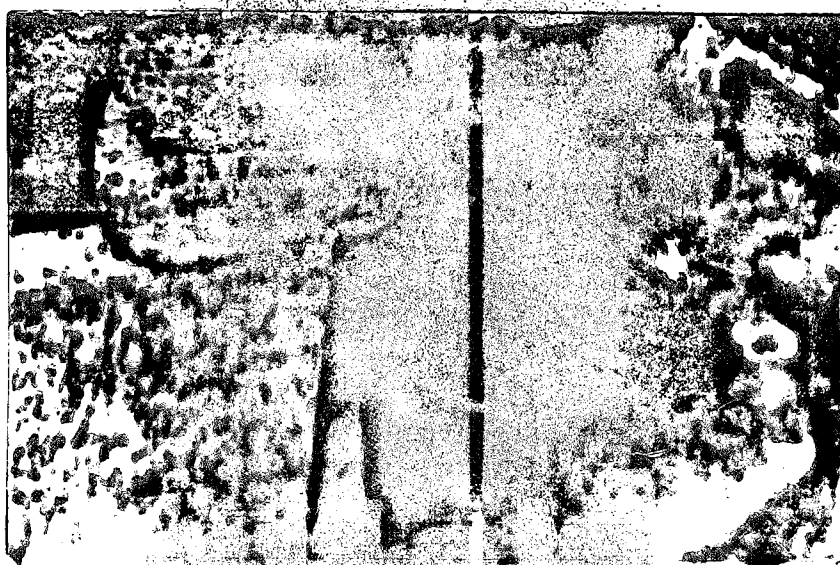
Numune-3.10 66x 200°C



Numune-3.10 133x 200°C



Numune-1.6 66x 400°C



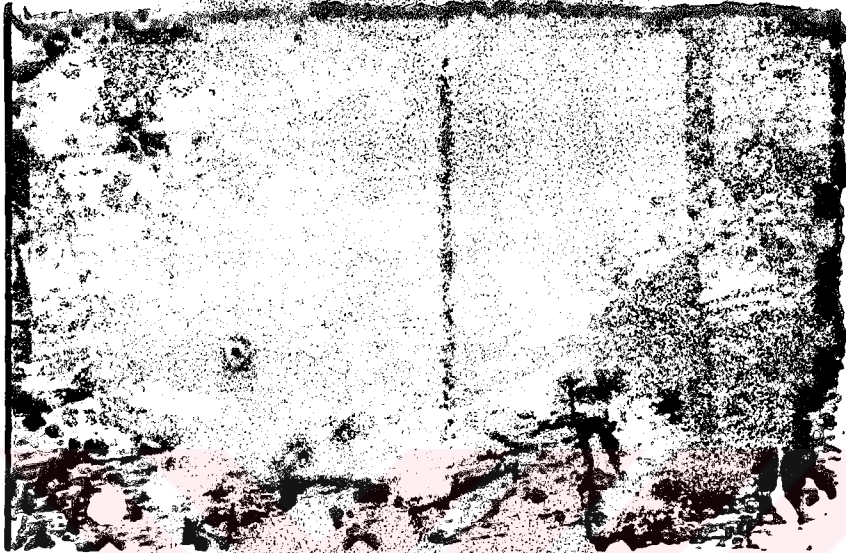
Numune-1.6 323x 400°C



Numune-2.6 66x 400°C



Numune-3.6 66x 400°C



Numune-3.6 133x 400°C

SONUCLAR

Saf Alüminyum ve Saf Bakır malzemelerinde uyguladığımız çekme deneyleriyle bir takım sonuçlar tespit etmiş bulunmaktayız. Cu numunelerimizde Al numunelerimize göre Pmax, σ ve HV değerleri daha yüksektir, buna karşılık μ değerleri ise daha düşüktür. Artan sıcaklık ile birlikte Pmax, σ ve HV değerlerinde düşüş görülmektedir.

Al numunelerde 300°C'ye kadar doğrusal bir % uzama artışı görülmektedir. 300°C'den sonra % uzama miktarları artan bir eğilim göstermektedir. Cu numunelerde ise 200°C'ye kadar % uzama değerleri düşmektedir. 200°C'den sonra % uzama değerleri artmıştır.

Saf metallerin alaşımlılara göre kopmadaki uzama yüzdeleri daha yüksek değerler vermektedir. Saf alüminyum numunelerdeki % uzama miktarı, saf bakır numunelere göre daha yüksek değerler verdiği saptanmıştır.

Saf bakır, saf alüminyuma göre daha ince tane yapısına sahip olduğundan uygulanan çekme deneyinde arı alüminyum numunelerinde daha fazla % uzama değerleri elde edilmiştir. İnce tane yapısı mikroyapıda birim şekil değiştirme için gerekli dislokasyon yoğunluğunu azaltmıştır. İnce taneli yapıda tane sınırı yoğunluğu fazla olduğundan, dislokasyonları engellemiş ve % uzama miktarını azaltıcı etken olmuştur.

KAYNAKLAR

- [1] KAYALI, E.S., ÇİMENOGU, H., Malzemelerin Yapısı ve Mekanik Davranışları, İ.T.Ü. Kimya-Metalurji Fakültesi, İstanbul, 1986.
- [2] HAYDEN, H.W., MOFFAT, W.G., WULFF, J., Çevirenler : ONARAN, K., ERMAN, B., Malzemelerin Yapı ve Özellikleri, Cilt III, İ.T.Ü. Matbaası, İstanbul, 1978.
- [3] McLEAN, D., Mechanical Properties of Metals, John Wiley and Sons Inc., New York, 1962.
- [4] KAYALI, E.S., ENSARI, C., Metallerde Plastik Şekil Verme ve Uygulamaları, İ.T.Ü. Metalurji Mühendisliği Bölümü, İstanbul, 1986.
- [5] ÇİMENOGU, H., KAYALI, E.S., Al-Alaşımlarının Şekillendirilebilirliği Etkileyen Faktörler, II. Ulusal Al Sanayi Kongresi, Seydişehir, 323-333, 1984.
- [6] THOMPSON, A.W., BASKES, M.I., Flanagan, W.F., The Dependence of Polycrystal Grain Hardening on Grain Size, Acta Metallurgica, Vol.21, 1017-1028, 1973.
- [7] THOMPSON, A.W., BASKES, M.I., The Influence of grain size on the work hardening of face-centered cubic polycrystals, Phil. Magazine, Vol. 28, 301-308, 1973.
- [8] DOLLAR, M., GORCZYCA, S., The Effect of Grain Size on Polycrystal Hardening, Scripta Metallurgica, Vol. 16, 901-906, 1982.
- [9] TIAINEN, T., KETTUNEN, P.O., Relation between the Power Law Equation and the Lücke-Mecking Equation in Stage III Work-Hardening of Polycrystalline F.C.C. Metals, Scand. J. Metallurgy, 4, 81-84, 1975.
- [10] KLEEMOLA, H.J., Strain-Hardening Properties of 0,05 C and 1.0 Cu-1.0 Ni-0.05 C Steels, J. Iron Steel Inst, 208, 1025-1028, 1970.
- [11] LUBAHN, J.D., FELGAR, R.P., Plasticity and Creep of Metals, Colorado, 1961.

- [12] MARIN, J.. Mechanical Behaviour of Engineering Materials, New Delhi, 1966.
- [13] HERTZBERG, R.W., Deformation and Fracture Mechanics of Engineering, John Wiley Sons., Pennsylvania, 1976.
- [14] KAYALI, E.S., ENSARI, C., DIKEÇ, F., Metalik Malzemelerin Mekanik Deneyleri, 2. Baskı, i.T.Ü. Metalurji Fakültesi, 1981.
- [15] BURKE, J.J., WEISS, V., Ultrafine-Grain Metals, Syracuse University Press, New York, 1970.
- [16] TEKİN, A., Çeliklerin Metalurjik Dizaynı, Doyuran Matbaası, İstanbul, 1981.
- [17] ÇİMENOGU, H., KAYALI, E.S., Derin Çekme Kalitesindeki Saçlarda Özellikleri Etkileyen Faktörler, 3. Ulusal Metalurji Kongresi Bildiriler Kitabı.
- [18] ZURNACI, M., Tek Fazlı Malzemelerde Temperatur ve Deformasyonun Sertliğe Etkisi, i.T.Ü. Maden Fakültesi Fiziksel Metalurji Kürsüsü Diploma Çalışması, 1967.
- [19] KELLER, H., EICKHOFF, K., Bakır ve Bakır Alaşımları, Çeviren: Şefik Güleç, i.T.Ü. Türk Teknik Haberleşme Merkezi Yayını.
- [20] HARMANŞAH, K., Saf Alüminyumun Rekrystalizasyonu, i.T.Ü. Maden Fakültesi, Fiziksel Metalurji Kürsüsü Diploma Çalışması, 1969.
- [21] GÖKMEN, Y., Tane Boyutunun Mekanik Özelliklere Etkisi, Bitirme Ödevi, 1993.

ÖZGEÇMİŞ

Adı, Soyadı	F. ALİ AYANLIOĞLU
Doğum Tarihi	15 Nisan 1970
Doğum Yeri	Ankara
İlkokul	Edirne, İstiklal İlkokulu (1977)
Ortaokul	İstanbul, 50. Yıl Küçükyağı Lisesi Orta Bölümü (1983)
Lise	İstanbul, Kadir Has Lisesi (1987)
Üniversite	İstanbul, Yıldız Üniversitesi Metalurji Mühendisliği Bölümü (1991)