

Temiz Çelik ve Mekanik Özellikleri

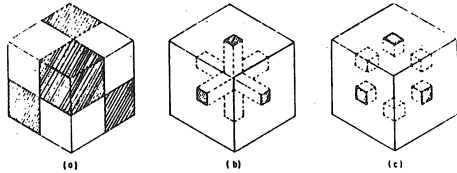
Süleyman SARITAŞ

Doç.Dr.,
Makina Mühendisliği Bölümü,
Orta Doğu Teknik Üniversitesi,
Gaziantep Yerleşkesi
Gaziantep

Dünyada yaşanan enerji krizi Makina Elemanlarının daha üstün dayanımlı çeliklerden imal edilerek ağırlıklarının azaltılmasını gerektirmektedir. Çeliklerin dayanımları arttıkça içlerindeki kalıntıların mekanik özelliklere etkisi daha belirginleşir. Kalıntılar, çelik üretimi sırasında kopan refrakter tuğlaların eriyiğe katılması ve deoksitleme ürünlerinin yüzeye çıkamamalarından oluşurlar. Kalıntıların kimyasal yapısı, şekilleri, büyüklükleri ve miktarları mekanik özelliklere etki eder. Çekme dayanımı çok etkilenmez, ancak süneklik, darbe enerjisi, tokluk ve yorulma dayanımı kalıntı miktarı ve şekline çok bağlıdır. Kalıntıların oluşumu kontrol edilerek mekanik özelliklere kötü etkisi engellenebilir.

GİRİŞ

Mühendislik malzemelerinin pekçoğu ya imalat yönteminden veya sonraki termo-mekanik işlemlerden dolayı ikinci faz parçacıklar ihtiva ederler. Alaşımın dayanımları, alaşımı oluşturan fazların tipi, miktarı ve aralarındaki bağın gücüne bağlıdır. Belirli fazlardan oluşan bir bütünde, fazların herbirinin dayanımı mikro-yapılarına bağlıdır: Her fazın büyüklüğü (tane büyüklüğü, parçacık büyüklüğü); her fazın dağılımı (dağılmış veya toplu halde, paralel veya rastgele yönlendirilmiş fiberler, devamlı veya devamsız anafaz); her fazın şekli (eşit-eksenli, plaka şeklinde, iğne şeklinde) gibi [1]. Bu fazlar üç boyutlu hacimde iki devamsız fazlar olarak, iki birbirini kesen devamlı fazlar olarak veya bir devamsız faz ikinci devamlı faz içinde gömülü olarak bulunabilirler. Şekil 1'de bu üç ihtimale örnekler gösterilmiştir [2]. Genel durum bu üç



Şekil 1 İki fazlı alaşımın dağılımı [2]: (a) iki devamsız faz, (b) iki devamlı faz, (c) bir devamsız faz ikinci devamlı faz içinde

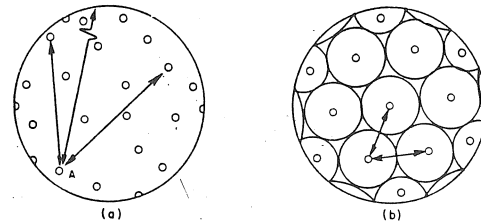
örnekten sonucudur; kalıntılar, karbürler veya metallerarası parçacıklar devamlı bir metal anafaz içinde gömüldürler.

Devamlı faz içinde gömülmüş devamsız fazların hacimsel oranları, (f), ve parçacık büyüklükleri, (d), bağımsız değışkendirler. Birbirleriyle aşağıdaki formüllerle birleştirilebilirler:

$$\text{Ortalama serbest yol} : \lambda = \frac{2d}{3f} (1-f) \quad (1)$$

$$\text{Parçacıklararası uzaklık} : D_s = \sqrt{\frac{2d^2}{3f}} (1-f) \quad (2)$$

Şekil 2 bu formüllerin grafik yorumunu vermektedir.



Şekil 2 Parçacık dağılım ölçümleri [2]: (a) Ortalama serbest yol, (b) parçacıklararası uzaklık

İkinci faz parçacıkların, alaşımların mekanik özelliklerine etkisi ile ilgili oldukça araştırma yapılmıştır. Bu etkilere inmeden önce ikinci fazların oluşumu, çevrelerindeki gerilme dağılımı ve şekil değiştirme özellikleriyle ilgili bilgi verilecektir.

İKİNCİ FAZ PARÇACIKLAR

İkinci faz parçacıklar iki gruba ayrılırlar: Kalıntılar ve Metallerarası parçacıklar. Kalıntılar genellikle alaşımın üretimi sırasında oluşurlar. Metallerarası parçacıklar ise genellikle sonradan ısı işlemlerle oluşturulurlar.

Kalıntılarn Oluşumu

Normal çelik üretim kalıntıları ya de-oksitleme ürünlerinin (curuflar) yüzeye yüzemelerinden oluşur (iç kalıntılar) ve/veya refrakter tuğlalardan kopan parçaların eriyiğe katılmasıyla oluşur (dış kalıntılar). Dış kalıntılar hem çok büyük hem de kimyasal yapıları çok karışıktır. De-oksitlenmiş çeliğin boşaltılması sırasındaki oksitlenmeden dolayı da büyük kalıntılar oluşabilir.

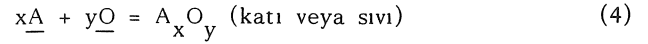
Çelikte oluşan kalıntılarla ilgili ilk önemli yayın Benedicks ve Löfquist [3] tarafından 1930'da yapılmıştır. Öncü çalışmalardan biri de Herty ve arkadaşlarına [4] aittir. Bu konuda pekçok kitap ve bölümler [5-9] yazılmış, derlemeler yapılmış [10-12] ve konferanslar düzenlenmiştir [13-17].

Problemin kaynağı sıvı demir içinde oksijenin % 0.2 miktarında erimesidir. Oksijenin erimesi çeliğin saflaştırılması için faydalıdır. Ancak, Saflaştırma ve elde edilen yapıyı gaz oluşma reaksiyonu kontrol eder:



Altı çizilmiş elemanlar sıvı demirde eriyik halindedirler. Eriyiğin sıcaklığı düştükçe reaksiyon sağ yönde hızlanır. Önlem alınmazsa, potada ve kalıpta CO gazının oluşması kesindir. Bu ise katılaştırılmış

çelikte gaz boşluklarının oluşmasına sebep olur. Alüminyum ve silisyum gibi de-oksitleyici elemanlar katarak gaz oluşmasını engelleyebiliriz. Bu halde eklenen elemanlar eriyikteki oksijeni alarak curuf oluşturur:



Eriyik yüzeyine çıkamayan de-oksitleme ürünleri katı çelik içinde kalıntı oluştururlar.

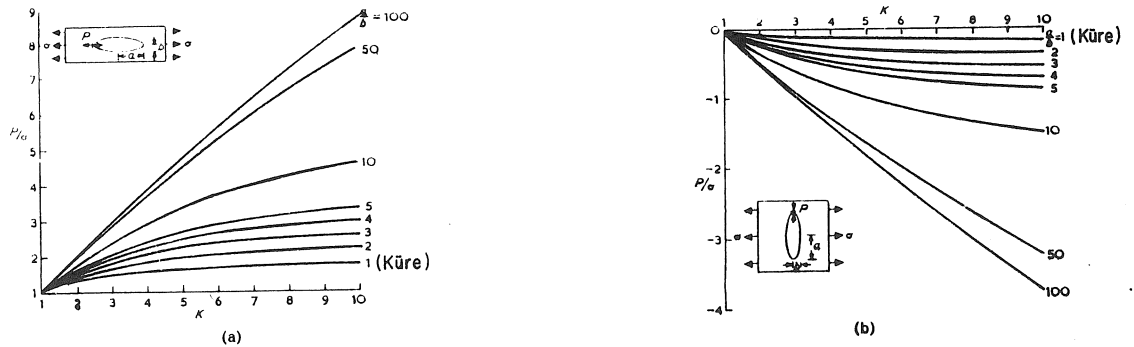
Sülfid tipi kalıntıların kaynağı, demir-çelik üretiminde kullanılan metalurjik koktur. Koktaki kükürt yüksek fırın reaksiyonları sırasında sıvı demir içinde erir ve katılma sırasında özellikle manganez ile birleşerek kalıntı oluşturur.

Metallerarası Parçacıkların Oluşumu

Çelik üretimi sırasında oluşan kalıntılar $1 \mu\text{m}'$ den büyüktür. Özellikle refrakter dış kalıntılar $100 \mu\text{m}'$ den de büyüktür. Buna karşılık ısı işlemlerle oluşturulan metallerarası parçacıklar genellikle $1 \mu\text{m}'$ den küçüktür. Çöktürme-yaşlandırma yoluyla alaşımların sertleştirilmesinde oluşan parçacıklar $1-100 \mu\text{m}$ arasındadır. Nitrürleme, sementasyon gibi yüzey sertleştirme işlemlerinde ve su verme-menevişleme gibi klasik ısı işlemlerde $0.1-1 \mu\text{m}$ arasında parçacıklar oluşur. Kalıntıların çelik içerisinde varlığı kesinlikle istenmemesine rağmen, metallerarası parçacıklar istenerek oluşturulurlar. Makalenin gerisinde zararlı ikinci faz parçacıklar denince kalıntılar anlaşılacaktır.

Kalıntılar Etrafında Gerilme Dağılımı

Elastik bir malzemedeki boşluklar ve delikler etrafındaki gerilme dağılımı Timoshenko [18] tarafından hesaplanmıştır. Bu problemler daha genel hal olan kalıntıların özel bir durumudur. Kalıntılar etrafında oluşan gerilme dağılımı pekçok kişi tarafından [19-22] araştırılmış ve bilhassa fotoelastik modellerle [22] çözüm aranmıştır. Şekil 3'de elipsoid kalıntılar etrafında oluşan gerilme dağılımı verilmiştir. Şekilden anlaşılacağı gibi kalıntılar etrafındaki gerilme dağılımı kalıntının elastisite modülüne, şekline ve yönüne bağlıdır.



Şekil 3 Elipsoid kalıntılar etrafında gerilme dağılımı [22]. (a) büyük eksen yüke paralel, (b) büyük eksen yüke dik

Kalıntılar, termo-mekanik işlemler sırasında oluşan sıcaklık değişiminden dolayı de etraflarında gerilme dağılımına sebep olabirler. Bu gerilmelerin büyüklüğü ve dağılımı fotoelastisite tekniği yoluyla Brooksbank ve Andrews [21] tarafından çözülmüştür.

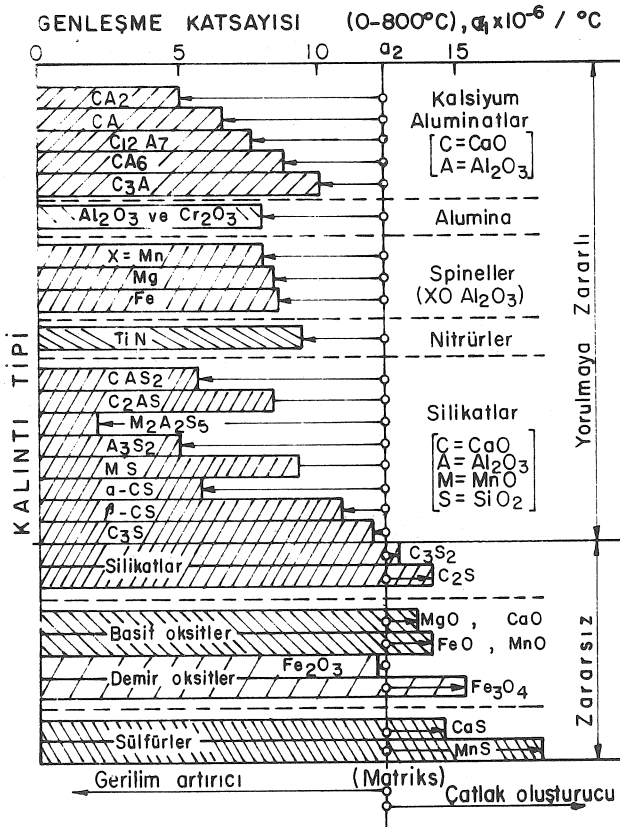
Sıcaklık değişimine bağlı gerilme dağılımı aşağıdaki fonksiyon ile belirlenir.

$$\pm \Phi[(\alpha_2 - \alpha_1) \Delta T] \quad (5)$$

Burada, Φ kalıntı ve matriksin elastisite modülleri, şekilleri, dağılımları ve büyüklüklerinin fonksiyonudur. α_1 ve α_2 kalıntı ve matriksin ısı genleşme katsayılarıdır. ΔT sıcaklık değişimidir.

Küresel kalıntılarda, eğer kalıntının büzülmesi matriksten az ise ($\alpha_1 < \alpha_2$), kalıntı hidrostatik basınç altında kalır ve matrikste gerilme dağılımına sebep olur. Eğer kalıntı daha büzülürse ($\alpha_1 > \alpha_2$), etrafında boşluk yaratacağından matrikste gerilme dağılımına sebep olmaz. ($\alpha_2 - \alpha_1$) terimi çok önemli olduğundan Şekil 4'te sık rastlanan kalıntıların genleşme katsayıları mukayese edilmiştir.

Kalıntılar etrafında oluşan toplam gerilme dağılımı, uygulanan yükten dolayı oluşan gerilme dağılımı ve sıcaklık değişimi neticesinde oluşan



Şekil 4 Kalıntıların genleşme katsayılarının mukayesesi [21]

gerilme dağılımının toplamıdır. Böylece oluşan en büyük teğet gerilme küresel bir kalıntı için % 10 hata sınırı içinde;

$$\sigma_t = 2\sigma_0 \quad (6)$$

olur. Burada σ_0 uygulanan gerilme ve σ_t toplam teğet gerilmedir.

Sıcak Haddelenme Sırasında Kalıntıların Şekil Değiştirmesi

Çeliklerin sıcak işleme sünekliliklerine kalıntıların kötü etkisi çok iyi bilinmektedir [23]. Çeliğin çatlak oluşmadan işlenmesi genellikle kalıntı miktarına bağlıdır.

Haddelenmiş çelik mamüllerdeki kalıntıların boyutları ve dağılımları onların sıcak işlem sırasındaki şekil değiştirebilmelerine bağlıdır. Kalıntıların çeliğe göre şekil değiştirebilmelerini ölçmek için Malkiewicz ve Rudnik [24] şekil değiştirme indeksi, (V), tarif etmişlerdir.

$$V = \epsilon_k / \epsilon_m \quad (7)$$

burada ϵ_k kalıntıdaki birim uzamadır. Kalıntının başlangıçta küresel ve haddelenmeden sonra elipsoid olduğunu kabul edersek; çubuk haddelenme için

$$V = \frac{2 \log b/a}{3 \log A_0/A_1} \quad (8)$$

ve plaka haddelenmek için

$$V = \frac{\log b/a}{2 \log h_0/h_1} \quad (9)$$

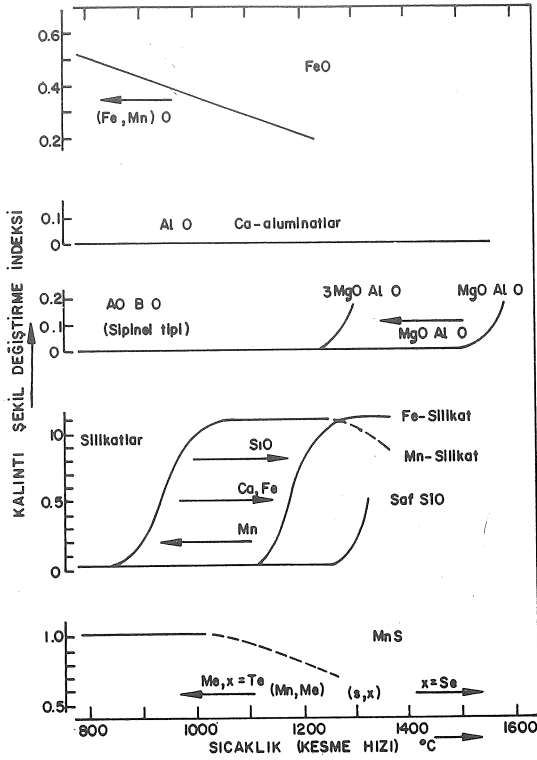
olur. Burada b ve a elipsoidin büyük ve küçük eksenleri, A_0 ve A_1 haddeden önce ve sonra kesit alanları, h_0 ve h_1 haddeden önce ve sonraki kalınlıklardır.

Charles ve arkadaşları [25-26] kalıntı sertliği H_k 'nin matriks sertliği H_m 'ye oranı ile V arasında doğru ilişki olduğunu göstermişlerdir.

$$V = 2 - H_k/H_m \quad (0 < V < 2) \quad (10)$$

Pratik olarak sıfır sertlikteki kalıntıların (akışkanlar) V değeri yaklaşık 2'dir. Bu hal silikatlar için çeliğin 1100°C üzerinde haddelenmesinde oluşur. Diğer taraftan, $H_k = 2 H_m$ iken $V = 0$ 'dır. Yani kalıntı hiç şekil değiştirmez. Pickering [27] ve Kiessling [8] V'nin kalıntıların kimyasal yapısına ve çalışma sıcaklığına bağlı olduğunu göstermişlerdir (Şekil 5). Kalıntı büyüklüğünün V'ye etkisi kesin olarak açıklığa kavuşmamıştır. V'nin kalıntı büyüklüğü ile arttığı iddia edildiği [24-28] gibi azaldığı [25] veya etkilenmediği [29]'de belirtilmiştir.

Çeliğin haddelenmesi sırasında, kalıntı çeliktan



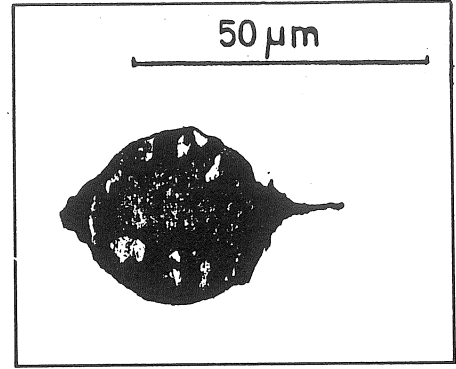
Şekil 5 Sıcaklığın kalıntı şekil değişmesine etkisi [8]

az şekil değiştirirse, kalıntı-matriks arasında gerilmeler oluşur ve çatlak veya benzeri devamsızlıklara sebep olabilir (Şekil 6). Çatlak genellikle çeliğin aktığı yöne dik olarak oluşur. Çatlak oluşması için kritik kalıntı büyüklüğü vardır [30] ve Şekil 7'de gösterildiği gibi kritik büyüklük haddeleme miktarına bağlıdır.

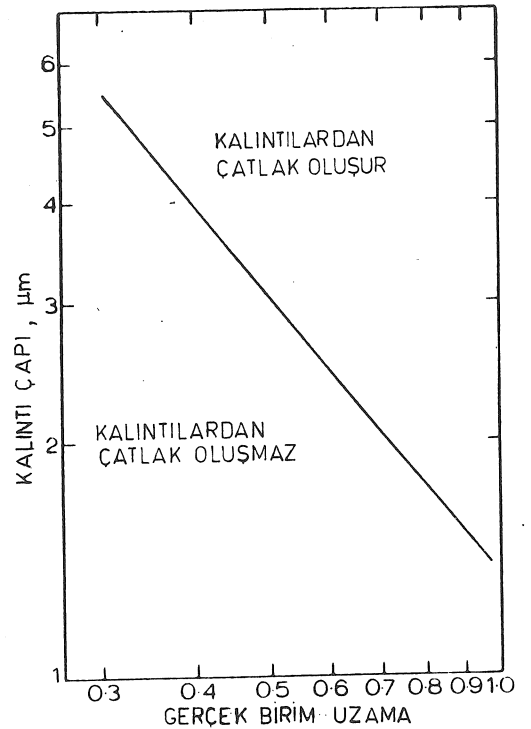
Kalıntı-Matriks Bağı ve Arayüzeylerden Çatlama

Çelik içindeki kalıntı/matriks arayüzü düzgün geçişli değildir, kalıntı ve metalde değişik kristal yapılar vardır [31]. Oksit kalıntıları metalden çok serttirler ve mekanik şekil değiştirme sırasında etraflarında gerilmeler oluşur. Brown ve Stobbs[32] % 0.1 plastik birim uzama neticesinde kalıntı/matriks arayüzeylerinden çıkık atılarak gerilmeyegevşemesi olduğunu tesbit etmişlerdir.

Mukavemeti düşürmeden çatlak oluşturan minimum birim uzamayı artırabilmek çok faydalı olacaktır. Fishmeister ve arkadaşları [33] Al_2O_3 yayımlı çeliklerde; Al_2O_3 /metal arasındaki bağın gücünün, oldukça az alaşım elemanı katılarak, büyük miktarlarda değiştirilebileceğini (artı ve eksi yönde) göstermişlerdir. Tanaka ve arkadaşları [34], Eshelby'nin enerji kriterini [35] ve Ashby'nin gerilme kriterini [36] kullanarak küresel kalıntılardan çatlak oluşmasını incelemişlerdir. Gerilme kriterine göre çatlak büyük veya küçük herhangi bir parçacıktan başlayabilir. Diğer taraftan, enerji kriterine göre çatlak önce büyük parçacıklardan başlar.



Şekil 6 Şekil değiştirmeyen kalıntılardan çatlak oluşması [8]



Şekil 7 Çatlak oluşturan kalıntı büyüklüğü [30]

KALINTILARIN ÇEKME ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

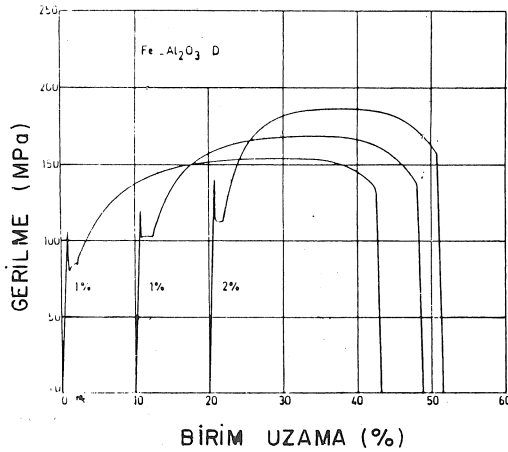
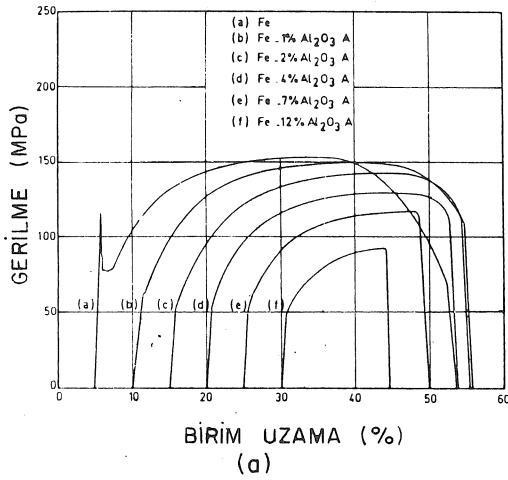
İki fazlı alaşımların mikrodokuları ile akma dayanımları arasındaki ilişkiyi ilk araştıran Gensamer ve arkadaşları [37-38] olmuştur. Tavlanmış, normalize edilmiş ve küreleştirilmiş çelikler üzerinde çalışarak, akma gerilmesinin, ortalama serbest ferrit yolunun logaritmasıyla ters orantılı olduğunu bulmuşlardır. Bu ilişkinin küçük taneciklerle sertleştirilmiş bütün alaşımlar için geçerli olduğu diğer araştırmacılar tarafından da doğrulanmıştır [39-42]

İkinci faz parçacıklarının mekanik özelliklere etkilerini incelemek için Edelson ve Baldwin [2],

ve Roesh ve arkadaşları [43-45] tarafından çok önemli çalışmalar yapılmıştır. Demire toz metalurji yöntemi ile değişik oranlarda sokulan değişik büyüklüklerdeki alumina (Al_2O_3) parçacıklarının demirin çekme eğrisine etkisi Şekil 8'de gösterilmiştir [45]. Ortalama tane büyüklüğü $35 \mu m$ olan alumina parçacıkları yayılma mekanizması yoluyla dayanım artışı yaratmazken, $0.05 \mu m$ olan alumina parçacıkları yaratmışlardır.

Elastik Limit

Şekil 8'de görüldüğü gibi büyük alumina parçacıkları alt ve üst akma noktalarını hemen yok ederken, küçük alumina parçacıkları zarar vermişlerdir. Aynı şekilde büyük aluminalar elastik limiti düşürürken, küçük aluminalar yükseltmiştir.



Şekil 8 Demir-alumina kompozitlerinin çekme eğrileri [45]: (a) Al_2O_3 tane büyüklüğü $35 \mu m$, (b) Al_2O_3 tane büyüklüğü $0.05 \mu m$

İş-Sertleşmesi

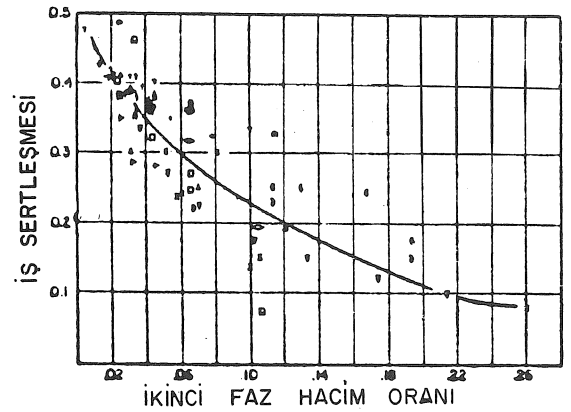
Genelde, ikinci faz parçacıkları iş-sertleşmesinin başlangıcını değiştirirler ve sertleşme hızını düşürür-

ler [2,43-45]. Parçacıklar etrafında boşluk oluşması gerilme gevşemesine izin verir.

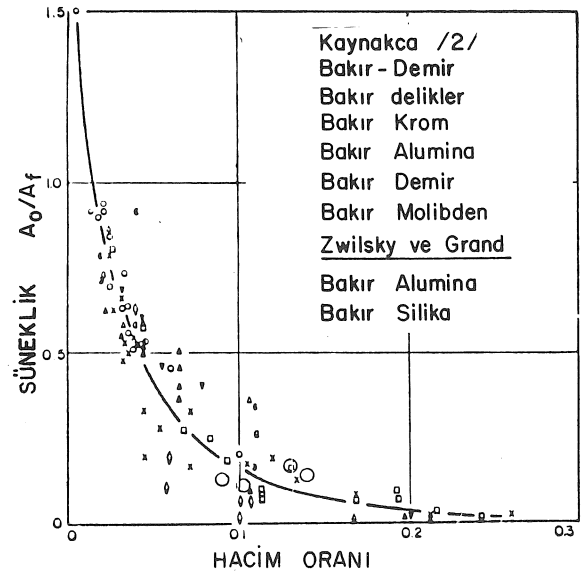
Edelson ve Baldwin'e göre iş-sertleşmesi katsayısı parçacıkların hacim oranlarına bağlıdır (Şekil 9). Roesh ve arkadaşları [45] ince tanecikler için, iş-sertleşme hızının başlangıçta saf demirden daha yüksek olduğunu gözlemişlerdir.

Süneklik

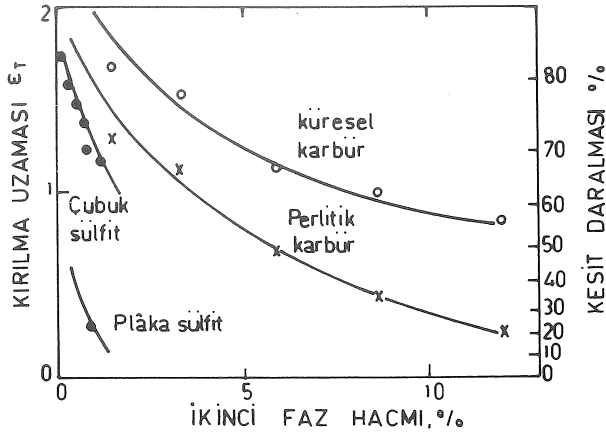
Sünekliğin, parçacık büyüklüğüne bağlı olmaksızın hacim oranı arttıkça azaldığı konusunda bütün araştırmacılar anlaşmaktadırlar [2,41,43-48]. Değişik araştırmacıların, bakır alaşımları ile ilgili ortak değerleri Şekil 10'da gösterilmiştir. Gladman



Şekil 9 İş-sertleşmesinin ikinci faz miktarıyla değişimi [2]



Şekil 10 Sünekliğin ikinci faz miktarıyla değişimi [2]



Şekil 11 Çeşitli ikinci fazların süneklığe etkisi [46]

ve arkadaşlarına [46] göre ikinci faz parçacıkların şekli de süneklığe etki ederken (Şekil 11), Edelson ve Baldwin [2], ve Roesh ve arkadaşlarına [45] göre şekil önemli değildir.

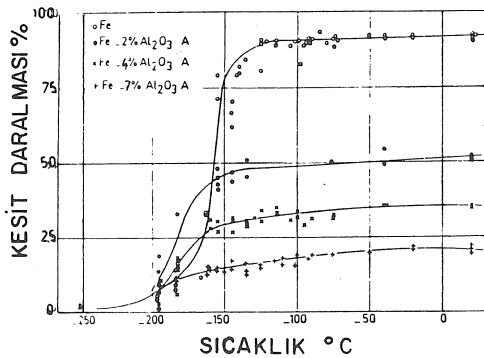
Gurland ve Plateau [47], kalıntıların hacim oranı (f) ve kopma uzaması (ϵ_R) arasında ilişki bulmaya uğraşmışlardır. Pekçok uzun formüller geliştirdikten sonra aşağıdaki basit formülün deneysel neticelerle çok iyi uyum içinde olduğunu görmüşlerdir.

$$\epsilon_R = k \frac{1-f}{f} \quad (11)$$

burada k deneysel bir sabittir.

Sünek-Gevrek Geçiş

Kalıntılar, geçiş bölgesini genişletirler ancak sıcaklığını çok değiştirmezler. Şekil 12'de gösterildiği gibi -196°C 'de bazı kompozitler saf demirden daha sünektir. % 50 gevrek kırılma sıcaklığı -145°C 'den alumina miktarı arttıkça -220°C 'ye düşer.

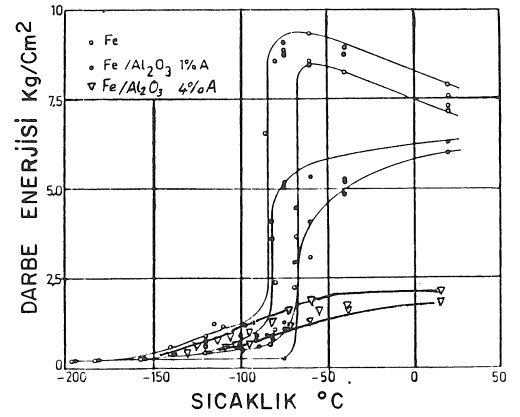


Şekil 12 Demir-alumina kompozitlerinde sünek-gevrek geçişi [45]

KALINTILARIN DARBE ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

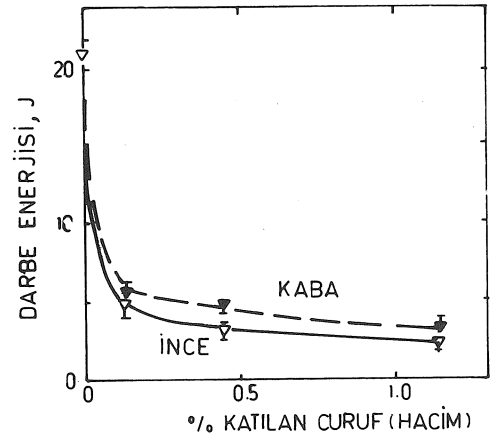
Mikro-çatlakların kalıntılardan başladığı ve özellikle oda sıcaklığında, çatlakların birleşmesi ile sünek kırılmanın meydana geldiği bilinmektedir [1]. Diğer taraftan, kalıntılar çatlakların ilerlemesine de etki edebilirler.

Demir-alumina kompozitlerinde darbe enerjisinin alumina miktarına bağlı olarak değişimi Şekil 13'de sunulmuştur [45]. İçine cüruf katılmış toz dövme demir ve çeliklerde darbe enerjisinin değişimi Şekil 14'de verilmiştir [49]. Görüleceği gibi, cüruf miktarı arttıkça darbe enerjisi süratle azalmaktadır. Çok yüksek dayanımlı çeliklerde sülfür kalıntılarının da benzeri etki gösterdiği Seraphin ve Tricot [50] tarafından belirtilmiştir. Pekçok araştırmacı [2,44,49,50] darbe enerjisinin kalıntıların miktarına



Şekil 13 Demir-alumina kompozitlerinde darbe enerjisi değişimi [45]

43 SIS2541 (ARMCO DEMİRİ)



Şekil 14 Cüruf miktarının darbe enerjisine etkisi [49]

bağlı olduğunu ve bu yönüyle süneklığe benzediğini belirtmektedirler.

KALINTILARIN YORULMA ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

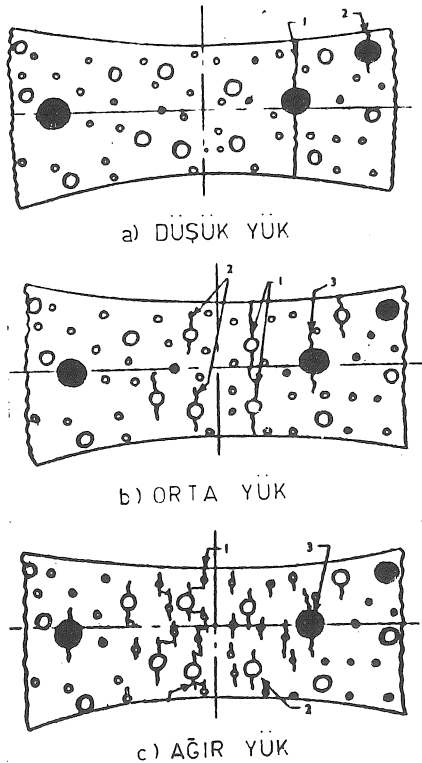
Çeliklerin yorulma özelliklerine kalıntıların etkisi son elli yıl içerisinde gittikçe artan ilgi toplamaktadır [51-70].

İlk araştırmacılarından Swam ve diğerleri [51], ve Stones [52] yaylarda oluşan kırılmaların % 90'ının sebebinin kalıntılar olduğunu göstermişlerdir. Cumings ve arkadaşlarına [54] göre ilk çatlak gerilim seviyesine bağlı olmaksızın daima yüzeydeki büyük kalıntılarda oluşur. Uhrus [56] rulman çeliklerinin ömrünün kalıntıların sayısı ve şekline bağlı olduğunu göstermiştir.

Kalıntıların şekil, büyüklük, miktar, dağılım ve kimyasal bileşimlerinin herbirinin yorulma özelliklerine etki ettiğine dair pek çok deneysel bilgi vardır [51-70]. Bu konuda, Duckworth ve Ineson [57] ve Sumita ve diğerleri [61-65] tarafından sistematik iki çalışma yapılmıştır. Duckworth ve Ineson En24 çeliğine değişik büyüklük ve şekillerdeki alumina (Al_2O_3) parçacıklarını döküm yoluyla katmışlardır. Sumita ve diğerleri toz metallurji yöntemi ile daha homojen alumina dağılımı elde ederek yukarıdaki çalışmayı tekrarlamışlardır.

Yorulma Çatlağı Başlangıcı

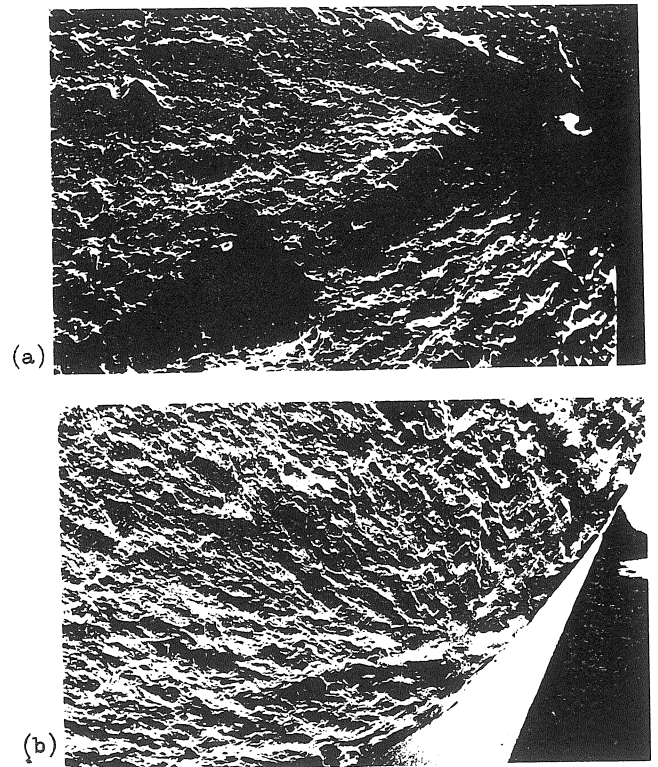
Daha önceki bölümlerde açıklandığı gibi kalıntı-



Şekil 15 Kalıntılardan çatlak başlaması ve kırılma [53]

lar çelik içerisinde gerilme birikimine sebep olurlar. Bu gerilme birikimi kalıntının şekline, uygulanan yüke göre kalıntının yönüne ve kalıntı-çelik elastisite modülleri oranına bağlıdır. Gerilme birikimi küresel kalıntı için 2'den elipsoid kalıntı için 5'in üzerine çıkabilir. Ayrıca çeliğin termo-mekanik işlenmesi esnasında oksit tipi sert kalıntılar etrafında boşluk oluşur. Bu boşluklar bazı hallerde keskin çatlaklar gibi hareket edebilirler.

Şekil 15'de gösterildiği gibi kalıntılardan çatlak başlangıcı Stulen ve diğerleri [53] tarafından izah edilmiştir. Uzun ömür-düşük yük altında, çatlak büyük bir kalıntıda oluşur. Orta yüklerde, küçük kalıntılar da çatlak başlatıp kırılmaya yol açabilirler. Aşırı yüklerde, büyük kalıntılar önemli değildir. Küçük kalıntılarda oluşan sayısız küçük çatlak birleşerek kırılmaya yol açarlar. Duckworth ve Ineson [57] çatlak oluşması için kritik kalıntı büyüklüğünden bahsetmektedirler. Araştırmacılara [57,66,69] göre, kritik kalıntı büyüklüğü yüzeydeki kalıntılar için $10 \mu m$ 'dir. Yüzeyden $100 \mu m$ derinlikteki kalıntılar için kritik büyüklük $30 \mu m$ 'dir. Kalıntının derinliği arttıkça kritik büyüklük artar. Shih ve Araki'ya [66] göre kalıntılardan yorulma çatlağı başlaması üç şekilde oluşabilir: Kalıntının kendisinin parçalanması, kompleks kalıntılarda kendi iç arayüzeylerinin ayrılması veya kalıntı-matriks arayüzeyinin ayrılması. Plastik şekil değiştirmenin zor olduğu malzemelerde, kalıntıların yorulma çatlağı başlatması daha kolaydır [69]. Şekil 16'da kalıntılardan yorulma çatlağı başlamalarına örnek verilmiştir [71].



Şekil 16 Kalıntılardan yorulma çatlağı başlaması [71], Büyütme: X 100, (a) arayüzey ayrılması, (b) parçalanmış kalıntı

Yorulma Çatlağı İlerlemesi

Kalıntıların yorulma çatlağını hızlandırdıkları iddia edildiği gibi [58], aksine yavaşlattıkları da iddia edilmiştir [72]. Birinci halde, kalıntıların ana çatlaktan ileride küçük çatlaklar oluşturup bunların birleşmesiyle çatlak hızını arttırdıkları iddia edilmiştir. İkinci halde ise, kalıntıların çatlağın keskinliğini azaltarak onu yavaşlattığı belirtilmiştir.

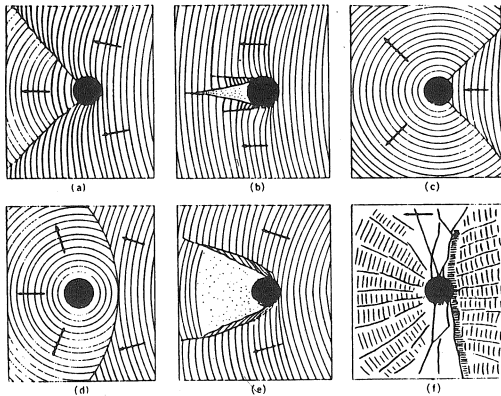
Striasyonlar yorulma çatlağının ilerleme adımlarını ve sadece yorulmuş kırık yüzeylerde görülürler. Sumita ve arkadaşları [61-65], kalıntıların striasyonlara etkilerini incelemişlerdir. Striasyon oluşturarak ilerleyen bir çatlak kalıntılara rastlayınca, striasyonların oluşumunda düzensizlikler meydana gelir (Şekil 17). Çatlağın yaklaşma açısı 180°C 'den büyükse, kalıntı çatlağı yavaşlatır (Şekil 17a ve b). Eğer yaklaşma açısı 180°C 'den küçükse, kalıntı çatlağı hızlandırır (Şekil 17c).

Yorulma Dayanımı ve Ömrü

Deneyisel neticeler [57-72] göstermektedir ki, çeliğin mekanik işlenmesi sırasında şekil değiştirmeyen sert ve gevşek kalıntılar yorulma için değerlerinden daha tehlikelidir. Şekil değiştirme katsayısı $V = 1$ olan kalıntı (Şekil 5) yorulma için en az tehlikelidir. Sülfür tipi kalıntıların şekil değiştirme katsayıları yüksektir, mekanik işleme sırasında etraflarında çatlak veya boşluk oluşmaz. Rulman çeliklerinde sülfür kalıntıları yorulmaya zararlarının olmadığı tesbit edilmiştir [68]. Oksit kalıntılarıyla birlikte bulunmaları halinde onların zararlı etkilerini de azaltırlar.

Oksit tipi kalıntılar yorulmaya zararlıdır. Ancak, en tehlikeli olanları şekil değiştirme katsayıları $V = 0$ olan kalsiyum-alüminat kalıntılarıdır. Oksit kalıntıların yorulma ömrüne etkisi Şekil 18'de gösterilmiştir [56]. Toz metallurji yoluyla katılan Al_2O_3 kalıntıların yorulma dayanımına etkileri Şekil 19'da verilmiştir [65]. Şekilden de görüleceği gibi karışık şekilli alüminalar küresel alüminalardan daha tehlikelidir.

Yorulmaya kalıntıların etkileri özetlenecek

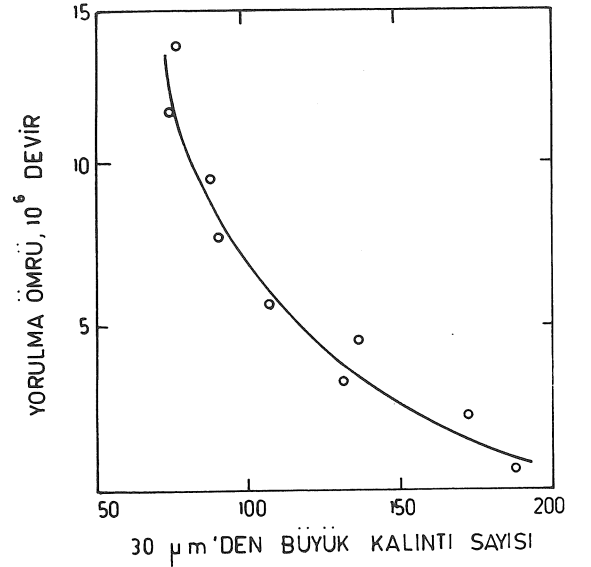


Şekil 17 Kalıntıların yorulma striasyonlarında yarattıkları düzensizlikler [62]

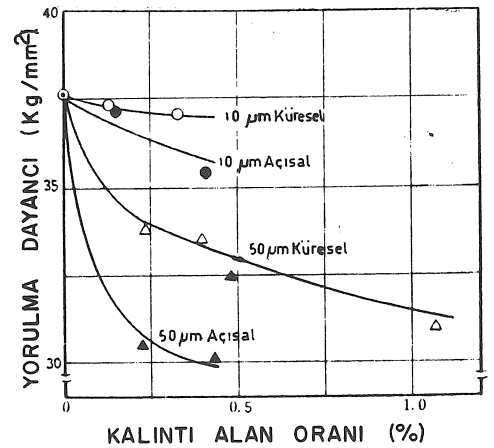
olursa, en önemlisi çatlak başlatmadaki rolleridir. Bir kalıntının yorulma hasarı yaratması için; kritik boyuttan büyük olması, düşük şekil değiştirme katsayısı olması ve düşük ısıl genleşme katsayısı olması gereklidir. Böylece, tehlikeli kalıntılar 10 m' den büyük spineller ve alüminatlardır.

KALINTI DAĞILIMI TAYİNİ

Temiz çelikte fosfor % 0.035'ten az ve hidrojen ppm (milyonda bir) mertebesinde bulunmalıdır [73]. Oksijen ve kükürt, çelikte daima bulunurlar. Bu iki elementin, 80'li yıllardaki temizlik anlayışı ile, değişik çelik üretim yöntemlerine göre miktarları



Şekil 18 Oksit kalıntıların yorulma ömrüne etkisi [56]



Şekil 19 Alumina kalıntıların yorulma dayanımına etkisi [65]

Çizelge 1 Değişik Yöntemlerle Üretilen Çeliklerdeki Oksijen ve Kükürt Miktarları [73]

Yöntem	Oksijen (ppm)	Kükürt (ppm)
Endüksiyon	100-150	50-200
Ark	60-100	20-200
AOD	50- 60	50-150
ESR	20- 30	10- 30
VAR	10- 20	50-200

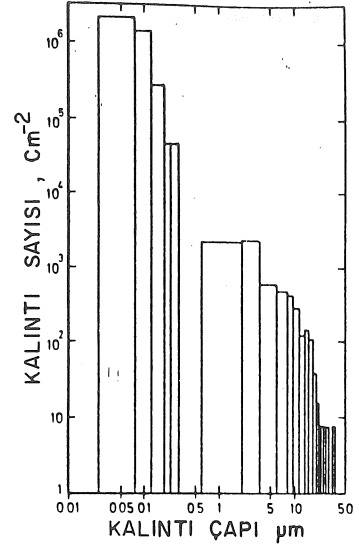
Çizelge 1'de verilmiştir [73]. Toplam oksijen ve kükürt miktarları çeliğin temizliği hakkında bilgi vermesine rağmen, yeteri kadar aydınlatıcı değildir. Kalıntıların sayısı, büyüklüğü ve dağılımı da çok önemlidir. 100 ppm oksijeni olan bir çelikte, eşit büyüklükteki Al_2O_3 kalıntılarının dağılımı teorik olarak hesaplanmış ve Çizelge 2'de verilmiştir. Ticari bir çelikte kalıntılar her büyüklükte oluşur. Silisyumla söndürülmüş 100 ppm oksijeni olan bir çelikteki kalıntı dağılımı Bergh tarafından tesbit edilmiş ve Şekil 20'de gösterilmiştir [74]. Kalıntıların % 98'i 0.2 μm 'den küçüktür, fakat bunlar toplam oksijen miktarının sadece % 2'sini oluştururlar. Gayet açıkça görüleceği gibi kalıntıların tamamını indirmek mümkün değildir. Önemli olan kalıntıların dağılımını kontrol etmek ve özellikle kritik büyüklüğün üzerindeki yok etmektir.

Çizelge 2 100 ppm Oksijenli Çelikte Eşit Büyüklükteki Al_2O_3 Kalıntılarının Dağılımı [73]

Kalıntı Çapı	Çelik Hacmi /Kalıntı	Kalıntı Miktarı (Adet/ton)	Ortalama Kalıntı Yolu
10^3	1.3 cm^3	10^4	1.1 cm
10^2	1.3 cm^3	10^8	1.1 cm
10	$1.3 \times 10^6 \mu m^3$	10^{11}	110 μm
1	$1300 \mu m^3$	10^{14}	11 μm
10^{-1}	$1.3 \mu m^3$	10^{17}	1.1 μm
10^{-2}	$1.3 \times 10^{-3} \mu m^3$	10^{20}	0.11 μm
10^{-3}	$1.3 \times 10^6 A^3$	10^{23}	110 A^0

Nitelik Tayini

Kalıntıların kimyasal bileşimini, mevcut fazlarını tayin etmek için pekçok metod vardır. X-ışını kameraları faz ve yapı tayini için en güvenilir araçlardır. Kiessling çelikte oluşan her türlü kalıntının X-ışını fotoğraflarını bir atlas halinde meşhur kitabında [8] vermiştir. X-ışını kameralarının toz malzeme istemesi kalıntıların çelik içerisinde incelenmelerine imkan vermez. Elektron Mikro Probu (EMP) ve analiz imkanı olan SEM ve TEM mikroskopları ile kalıntılar çelik matris içerisinde incelenebilirler. Özellikle EMP ile kalıntıların içinde kimyasal elemanların bölgelere göre dağılımı



Şekil 20 100 ppm oksijenli çelikte kalıntı dağılımı [74], (0.5 μm civarındaki kopukluk ölçü tekniği değişikliğindedir. Gerçekte yoktur.).

haritası çıkartılabilir ve kalıntıların tarama analizi yapılabilir.

Nicelik Tayini

Kalıntıların sayısal analizi teknikleri son yıllarda çok gelişme göstermiştir. Fox, J.K., TİMKEN ve ASTM mukayese grafikleri terkedilmektedir. Çünkü, bu grafiklerdeki verilerle mekanik özellikler arasında ilişki kurmak mümkün değildir. Yeni teknikler, doğrudan analiz yoluyla, kalıntıların şekil, büyüklük ve büyüklük dağılımlarını otomatik olarak tayin etmektedir. Otomatik tane analiz aletleri; ışık mikroskobu, video tarayıcı, mikro bilgisayar ve yazıcı-çizici ünitelerinde oluşur [75]. Böyle bir aletle herbiri 0.32 mm olan değişik 500 alanda 1 dakikadan kısa bir sürede kalıntıların dağılımını tayin etmek mümkündür.

SONUÇ

Her çelik belirli miktarlarda kalıntı ihtiva eder. "Temiz Çelik" deyimi hergün manasını değiştirmektedir. Dünün temiz çeliği, bugün temiz çelik değildir. Ayrıca bir uygulama için temiz kabul edilen çelik, diğer bir uygulama için temiz değildir. Aşırı temizlik maliyeti süratle artırdığı gibi mekanik özelliklerde düzelleme yaratmayabilir. Önemli olan, kalıntıların oluşumunu kontrol ederek onların zararlı etkilerini azaltmaktır.

CLEAN STEEL AND ITS MECHANICAL PROPERTIES

World energy crisis requires that machine elements should be produced from stronger steels to reduce their weights. As the strength of the steels increases, the influence of non-metallic inclusions on their mechanical properties dominates. Inclusions are either entrapped refractory bricks or deoxidation products that fail to float out.

Mechanical properties of the steel are affected by; chemical composition, shape, size and amount of the non-metallic inclusions. Tensile strength is not affected too much; but ductility, impact energy, toughness and fatigue strength are very much dependent on the amount and shape of inclusions. By controlling the occurrence of non-metallic inclusions during steel production, their bad effects can be eliminated.

KAYNAKÇA

- 1 Gurland, J. ve Parikh, N.M., *Fracture*, 8, (1972), 841.
- 2 Edelson, B.I. ve Baldwin, W.M., *Trans. ASME*, 55, 230, 1962.
- 3 Benedicks, C. ve Löfquist, H., *Non-Metallic Inclusions in Iron and Steel*, Chapman and Hall, London, 1930.
- 4 Herty, C.H., *Deoxidation of Steel*, A Memorial Volume, AIME, New York, 1957.
- 5 Türkdogan, E.T., *BOF Steelmaking*, Vol.2, Chapter 4, AIME, New York, 1975.
- 6 Derge, G., *Basic Open Hearth Steelmaking*, Chapter 12, AIME, New York 1964.
- 7 Baeyartz, M., *Non-Metallic Inclusions in Steel*, ASM, Ohio, 1947.
- 8 Kiessling, R. and Lange, N., *Non-Metallic Inclusions in Steel*, Parts I-IV, The Metal Society, London, 1978.
- 9 Pickering, F.B., *Inclusions*, The Institution of Metallurgist, London, 1979.
- 10 Sims, C.E., *Trans. AIME*, 215, (1959), 367.
- 11 Türkdogan, E.T., *Chemical Metallurgy of Iron and Steel*, 153, The Iron and Steel Institute, London, 1973.
- 12 Van Vlack, L.H., *Oxide Inclusions in Steel*, Review 220, Int. Metals Reviews, 187, 1977.
- 13 *Clean Steel*, The Iron and Steel Institute, London, 1963.
- 14 *Clean Steel*, Royal Swedish Academy of Engineering, Stockholm, 1971.
- 15 *Production and Application of Clean Steels*, The Iron and Steel Institute, London, 1972.
- 16 *Sulphide Inclusions in Steel*, ASM, Ohio, 1974.
- 17 *Symp. on Non-Metallic Inclusions in Steel*, Swedish Ins. For Metal Research, Stockholm, 1981.
- 18 Timeshenko, S., *Strength of Materials*, Vol.2, 616, 1970.
- 19 Goodier, N.J., *J.App. Mech.*, *Trans. ASME*, 55, (1933), A39.
- 20 Sadowsky, M.A. ve Sternberg, E., age, 69, (1947). A191.
- 21 Booksbank, D. ve Andrews, K.W., *Prod. Appl. Clean Steel*, (1972), 186.
- 22 Edmonds, D.V. ve Beevers, C.J., *J. Mat. Sci.*, 3, (1968), 457.
- 23 Sellars, C.M. ve Tegart McG., W.J., *Int. Met. Rev.*, 17, (1972), 1.
- 24 Malkiewicz, T. ve Rudnik, S., *JISI*, 201, (1963), 33.
- 25 Charles, J.A., *Con. on Inclusions and Their Effects on Steel Properties*, University of Leeds, BSC, 1974.
- 26 Gove, K.B. ve Charles, J.A., *Met. Tech.*, 1, (1974), 425.
- 27 Pickering, F.B., *JISI*, 188, (1958), 148.
- 28 Iwai, H. ve diğerleri, *Tetsu-to-Hagane*, 55, (1969), 887.
- 29 Ekerot, S., *AIME Fall Meeting on Inclusions in Steels*, 1970.
- 30 Klevebring, B.I. ve diğerleri, *Met. Trans*, 6A, (1975), 319.
- 31 Easterling, K.E. ve diğerleri, *P/M*, 16, (1973), 31, 128.
- 32 Brown, L.M. ve Stobbs, W.M., *Phil. Mag.*, 23, (1971), 1185.
- 33 Fischmeister, H.F. ve diğerleri, *Met. Sci.*, J., 6, (1972), 211.
- 34 Tanaka, K. ve diğerleri, *Phil. Mag.*, 21, (1970), 267.
- 35 Eshelby, J.D., *Proc. Roy. Soc.*, A241, (1957), 376.
- 36 Ashby, M.F., *Phil. Mag.*, 14, (1966), 1157.
- 37 Gensamer, M. ve diğerleri, *ASM Trans.*, 28, (1940), 380.
- 38 a.g.e., 30, (1942), 983.
- 39 Turkalo, A.M. ve Low, J.R., *Trans. AIME*, 212, (1958), 750.
- 40 Starr, C.D. ve diğerleri, *Trans. ASM*, 46, (1954), 1075.
- 41 Liu, C.T. ve Gurland, J., *Trans. AIME*, 242, (1968), 1535.
- 42 Gurland, J. ve Bardzil, P., a.g.e., 203, (1955), 311.
- 43 Roesh, L. ve diğerleri, *Mem. Sci. Rev. Metall.*, 63, (1966), 11, 927.
- 44 a.g.e., 941.
- 45 a.g.e., 66, (1969), 1,29.
- 46 Gladman, T. ve diğerleri, *Effect of Second Phase Particles on Mech. Prop. of Steel*, ISI, 68, 1971.
- 47 Gurland, J. ve Plateau, J., *Trans. ASM*, 56, (1963), 442.
- 48 Saritaş, S. ve diğerleri, *P/M*, 3, (1981), 131.
- 49 Bockstiegel, G. ve Blande, C.C., *4th Euro. Sym P/M*, 3, (1976), 21.
- 50 Seraphin, L.G. ve Tricot, R.H., *Sulphide Inclusions in Steels*, ASM, Ohio, 338, 1974.
- 51 Swam, A. ve diğerleri, *Engineering*, 27, (1931), 314.
- 52 Stones, F., *The Iron Age*, 12, (1931), 4, 154.
- 53 Stulen, F.B. ve diğerleri, *Fatigue of Metals*, 439, 1956.
- 54 Cumming, H.N. ve diğerleri, *Trans. ASM*, 49, (1957), 482.
- 55 Murray, J.D. ve Johnson, R.F., *Clean Steel*, ISI Spec. Rep. 77, (1963), 110.
- 56 Uhrus, L.O. age, 104.
- 57 Duckworth, W.E. ve Nelson, E., age, 87.
- 58 Pelloux, R.M.N., *Trans ASM*, 57, (1964), 511.
- 59 Broek, D., *Proc. Int. Con. on Fracture*, 754, 1969.
- 60 Andrews, K.W., *Iron and Steel*, (1970), 89.
- 61 Sumita, M. ve diğerleri, *TNRIM*, 11, (1969), 6, 14.
- 62 age, 14, (1972), 4, 12.
- 63 age, 15, (1973), 1, 1.
- 64 age, 17, (1975), 3, 14.
- 65 Sumita, M. ve diğerleri, *Trans. ISIJ*, 14, (1974), 275.
- 66 Shih, T.Y. ve Araki, T., age, 13, (1973), 11.
- 67 Tricot, T., *Prod. Appl. Clean Steel*, ISI Spec. Rep. 134, (1972), 199.
- 68 Enekes, S. age, 215.
- 69 Castagne, J.L. ve diğerleri, age, 221.
- 70 Frost, N.E., *J. Mech. and Phys. Solids*, 9, (1961), 143.
- 71 Saritaş, S. ve Davies, T.J., *P/M-84 Int. Con.*, Toronto, 1984.
- 72 Mc Evily, A.J., *NASA TDD-328*, 1962.
- 73 Kiessling, R., *Symp. on Non-Metallic Inclusions*, Swedish Inst For Metal Research, 7, 1981.
- 74 Berg, S., *Jernkontorets Ann.*, 146, (1962), 748.
- 75 Hougardy, H.P., *Microscope*, 24, (1976), 7.