

**ÇELİKLERDE İÇ YAPI İLE «OLGUNLAŞMA\*»  
VE  
«YAVAŞ-AKMA\*\*» OLAYLARI  
ARASINDAKİ BAĞINTI**

Mehmet ÖZEL \*\*\*

**ÖZET :**

Elektron - mikroskop tekniklerinin gelişmesi metallerin mekanik özellikleri ile iç yapıları arasında çok kuvvetli bağıntılar olduğunu göstermiştir. Bugünün metalürjisinde önemli rolleri olan olgunlaşma ve yavaş - akma olaylarının da iç yapıların etüdü ile kolayca izahı yapılabilmektedir. Bu yazıda,, her iki alanda, alaşımlar ve özellikle çelikler üzerinde yapılan önemli çalışmaların literatürden örnekleri verilmiştir.

**SYNOPSIS :**

The development of electron - microscope techniques has shown that there is a strong interrelationship between the mechanical properties of metals and their microstructures. The ageing and creep phenomena, which play important roles in today's metallurgy, can also be explained easily by the study of microstructures. In this paper, examples from literature on both subjects are given of the important studies on alloys, especially alloy steels, carried out by electron - microscopy.

**Giriş :**

İnsanlar metallurjinin ilk günlerinde bile metallerin, kendi ergime derecelerine kıyasla yüksek olan sıcaklıklarda, uzun bir süre için yükte etkilendirildiğinde kırılacaklarını bilirlerdi. Bugün, bu olay «yavaş - akma» diye bilinmektedir; ve bu konunun incelenmesi ile yavaş - akmaya dirençli alaşımların geliştirilmesi büyük önem taşır.

Kısaca tarif edilirse «yavaş - akma», bir malzemenin yüksek sıcaklıkta yük altında tutulduğunda devamlı olarak deforme olmasıdır. Değişen şartlara bağlı olarak yavaş - akma çeşitli şekiller alır. Genellikle; yük, ısı ve uzama, süreyle bağlantılı ise de, normal olarak bu değişkenlerden ikisi sabit tutulur. En genel usule göre, sıcaklık sabit tutularak sabit yük altında, zamanla uzamanın değişmesi ölçülür. Pratikte sabit yük yerine, sabit gerilim tatbiki çok enderdir.

Buhar ve gaz türbinleri icat edildiğinde,

\* Olgunlaşma yerine bazı yazılarda «yaşlanma» deyimini de kullanılmaktadır. (1).

\*\* Yavaş - akma, İngilizce'deki «creep» ve Almanca'daki «kriechen» deyimlerinin karşılığı olarak alınmıştır.

\*\*\*. Dr. Metalurji Y. Müh.  
Etibank, ANKARA.

bunların gelişmesi elverişli malzemenin yokluğu yüzünden gecikmiştir. Bu nedenle, yavaş akmaya dirençli alaşımların gelişmesi, yüksek sıcaklıklara dayanıklı alaşımlara ihtiyaçtan doğmuştur.

Bu asrın başlangıcına kadar yapılan araştırmaların çoğu saf metallerin kırılma mekanizmaları üzerinde olmuşsa da olgunlaşma yoluyla sertleştirilebilen (olgunlaşmış - sertleşen) alaşımların bulunuşundan beri, yüksek sıcaklıklarda kullanılan malzemeler yapılarında iki veya daha çok faz ihtiva ederler.

Son otuz yıldaki teknik ilerleme dolayısıyla yüksek sıcaklıklara dayanıklı kuvvetli malzeme için devamlı bir istek ve ihtiyaç vardır. Yüksek sıcaklıklardaki direncini, yapısındaki sabit karbürlerden alan Fe - % 20 Co - % 20 Ni'li ostenitik çelik buna güzel bir misal teşkil eder. Nikel ve Kobalt ana metallerinin alaşımları daha da kuvvetlidirler.

Nimonic\*)'lerde mekanik özellikleri alüminyum (Al) ve titan (Ti) ilaveleriyle geliştirilmesi, gerek bu alaşımların kullanılış sahaları ve gerekse çökelen kimyasal bileşimle-

\* Nimonic, ana metali Nikel olan bir alaşım serisinin patent ismidir, renk kompozisyon : Nimonic 90; % 0.07 C, % 20.4 Cr, % 19.1 Co, % 2.4 Ti, % 1.2 Mo ve Mi.

rin olgunlaşım - sertleşme mekanizmasına etkisi üzerinde Egi uyandırmıştır.

Burada, «olgunlaşma» nm ne olduğunu açıklamak faydalı olacaktır. Bütün çeliklerde, alaşım elementleri (C, Al, Ti, Nb vb.) yüksek sıcaklıkta işlem yoluyla eriyiğe alınabilirler. Buna «eriyik işlemi\*\*» adı verilir. Alaşımın, bu derecedeki yapıyı muhafaza edebilmesi için yüksek dereceden doğrudan doğruya su veya yağa daldırılarak soğutulması gerekir. Eğer bu alaşım sonra, daha düşük sıcaklıklarda belli bir müddet ısıtılırsa eriyiğe girmiş fazla elementler ayrılarak çökelmeye ve bir takım bileşikler yapmağa başlarlar. Bu işleme de «olgunlaşma» denilir. Bundan sonraki kısımlarda, olgunlaşım - sertleşen şeklinde anlatılan her alaşımın, olgunlaşma işleminden önce bir eriyik işlemine tabi tutulduğu otomatikmari anlaşılmalıdır.

Çökeltme ile meydana gelen kimyasal bileşik molekülleri bir arada toplanarak çok ince zerreciklerden İbaret olan bir çökelti meydana getirirler. Bu çökelti o kadar ufaktırlarki ancak çok kudretli cihazlar olan elektron - mikroskoplarla incelenebilirler.

Nimbnic alaşımları gibi, içlerinde Ni,Al tipinde bileşimlerin çökeldiği % 15 Cr - % 25 Ni ile Al ve/veya Ti ihtiva eden ostenitik çeliklerin de olgunlaşım - sertleşme gösterdikleri görülmüştür. Ni<sub>3</sub>Al bileşiminin yapı ve dağılışı bir alaşımı hem daha kuvvetli hem de yüksek sıcaklıklarda yavaş akmaya daha dayanıklı yapar.

Çökelen fazların davranışları, büyüklükleri ve dağılışı şekli bir alaşımın sertlik, gevreklik ve yavaş - akma direnci gibi mekanik özelliklerinin tayininde önemli rol oynarlar. Olgunlaşma İşleminin süre ve sıcaklığı değiştirilerek çökelen fazların özelliklerini değiştirmekte mümkündür.

Elektron - mikroskop âletinin ve elektronmikroskop tekniklerinin gelişmesi, olgunlaşım-sertleşme yapılarının ayrıntı'ı olarak incelenmesini imkân dahiline sokmuştur. Bu tekniğin klâsik metotlara nazaran avantajı, her çökelen parçanın yer ve şekli ile bunların dislokasyonlanmn bir bir gözlenebilmesidir.

Yüksek sıcaklıklarda yavaş - akma direnci gösteren alaşımlar birkaç grupta toplanabilir. Bunlar Nikel, Kobalt ve Demir esaslı gruplardır. Burada sadece demir esaslı gruba yer verilecektir. Gerçekte bu grup da tekrar ufak sınıflara ayrılabilir :

D) 18 Cr-8 Ni'li Ostenitik çelikler : Bunlar kuvvetlerini «katı - eriyik - sertleşmesi\*\*)\*

ve Ti, Nb vb. gibi stabilizer olarak az miktarda ilâve edilen elementlerin dağılmasından alırlar,

II) İkinci gruptaki çelikler karbür bileşikleri veren elementlerle kuvvetlendirilirler. Bunlar : Mo, W, Nb ve Ti'dir. Bu tip alaşımlardaki çökeltme reaksiyonları Arrowsmith (2) tarafından incelenmiş ve yayınlanmıştır.

III) Üçüncü sınıfta olgunlaşmayla sertleşen ostenitik çelikler dahildir. Olgunlaşma işlemiyle meydana gelen çökelti direnci sağlayan esas unsurlardır. Muhtelif tipteki olgunlaşım - sertleşen paslanmaz çeliklerle, bunların içinde teşekkül eden değişik fazlar hakkında Dulis (3) tarafından geniş bilgi verilmiştir.

Gözlemler :

1. Daha önce bahsedildiği gibi türbinlerin kullanılmaya başlanmasıyla yüksek sıcaklıklarda gerilime dayanabilecek alaşımlara ihtiyaç artmıştır. Bu gayeyle uzun bir süre ferritik çelikler beşanyla kullanılmışsada, ilerleyen teknoloji sayesinde türbinler daha randımanlı çalışır hale gelmiştir. Dolayısıyla avaraj işletme dereceleri yükselmiş ve bir kere daha, daha yüksek sıcaklıklara dayanan yavaş - akmaya dirençli alaşımlara ihtiyaç başgöstermiştir.

Bir alaşımın yavaş - akmaya dirençli olabilmesi için içinde meydana gelen çökeltilerin; yüksek sıcaklıklarda değişmeyen, sabit bir yapıda olması ve çelik içinde düzenli olarak dağılması şartları bugünün metalürjisinde kabul edilmiş durumdadır, öyleki, Mc Lean ve Hale (4) çökeltmeyle sertleşen alaşımlarda yavaş - akma hızı ile birleşim parçacıklarının dağılışı arasında bir bağıntı olduğunu bulmuşlardır. Onlara göre düzenli yapısı olan alaşımlarda, parçacıkların arasında kritik bir mesafe vardır ki bu mesafe aşılar aşılmaz yavaş - akma hızı, gerilim etkisiyle süratle artar. Bu kritik mesafe :

ub

$X = \frac{ub}{a}$  ile gösterilir.

a

X = parçalar arasındaki ortalama mesafe,  
p, = elastikiyet modülü,  
b = dislokasyon Burgers vektörü,  
tr = bindirilen gerilim.

Bu bağıntıyı kurduktan sonra Mc Lean ve Hale dağılan fazın sabit yapıda ve düzenli bir şekilde dağılımı şartı üzerinde İsrarla durmuşlardır.

\*\* Eriyik işlemi, İngilizce'de «solution treatment» diye tanıyan işleme denmiştir.

\* Katı - eriyik - sertleşmesi, «solid · solution - hardening» karşılığı olarak kullanılmıştır.

içinde % 25 Ni - % 15 Cr ile Al ve/veya Ti bulunan ostenitik çeliklerde meydana gelen çökelti - bileşimlerin tipleri, çökeltme safhaları ve bunların çeliğin mekanik özellikleri üzerindeki etkileri son yıllarda ayrıntılı araştırma konusu olmuştur.

1961'de Irvine ve arkadaşları (5) bu gayeyle X-ışınları difraksiyonu ve elektron-mikroskop teknikleriyle çalışmış ve yalnız Al (veya Ti) ihtiva eden alaşımlarda Al (veya Ti) miktarı arttırılmca çekme direncinin arttığını fakat uzama kabiliyetiyle kırılma adedinin düştüğünü müşahade etmişlerdir. Buldukları fazlar aliminyumlu alaşımlarda NiAl ve titanlı alaşımlarda Ni<sub>3</sub>Ti ve TiC idi. Al ve Ti'nin her ikisini birden ihtiva eden çeliklerde çökeltmenin iki safhada olduğu görülmüştür: Birincisi bir atom düzenlenmesi reaksiyonu ve ikincisi de geçici-çökelti (ara-bileşim) fazının oluşumu idi. Bu çeliklerdeki sertleşme miktarının da yalnız Al veya Ti ihtiva eden çeliklerden daha fazla olduğu bulunmuştur. Irvine ve arkadaşları bu çalışmalar sonunda, Ni:Al oranının yüksek olduğu hallerde, Ti ilâvesinin Ni<sub>3</sub>(Al,Ti) teşekkülüne sebebiyet verdiği sonucuna varmışlardır. Halbuki Ni:Al oranı düşük olunca Ni (Al,Ti) meydana gelmektedir.

Al ve Ti'ni farklı oranlarda ihtiva eden aynı tipli çelikler Parsons (6) tarafından farklı sıcaklıklarda incelenmiştir. Muhtevası Ti: Al = 1 ve Ti + Al = % 5.6 olan çeliklerde 800°C'nin altında Ni<sub>3</sub>(Al,Ti) ve Ni<sub>2</sub>AlTi fazlarının beraberce, ve 800°C'in üstünde Ni<sub>2</sub>AlTi fazında yalnız çökeldiğini bulmuştur. Parsons birinci tip çelikte (% 2.65 Ti, % 2.96, Al) 800°C'da 20 saatten fazla olgunlaşma ile Ni<sub>3</sub>(Al,Ti) yani y fazının hızla büyüüp denge fazı olan Ni<sub>2</sub>AlTi'nin büyümesini sağlamak için tekrar eriyiğe geçtiğini bulmuştur. Parsons'a göre sertlik 800°C'deki olgunlaşmanın ilk 4 saatinde maksimum değerine (260 V.H.N.\*) varmış ve 6 saatten sonra azalmaya başlamış ve 100 saatte tamamen düşmüştür. Bunun nedeninde y'in büyüüp tekrar eriyiğe girmesi ve oluşan Ni, AlTi bileşimininde sertlik verememesidir. 700°C'de y'in büyümesi daha yavaş olduğundan sertliğin artması 800°C'dekinden daha az barizdir. Fakat varılan sertlik 700°C'de çok daha fazladır ve olgunlaşma sırasında uzun bir süre aynı sertlik muhafaza edilir. 700°C'de 50 saatlik olgunlaşmayla erişilen sertlik 380 V.H.N. dir. Parsons sertlikle çökeltme tarzı arasındaki bağıntıları incelerken % 2 Ti ve % 1-05 Al'lu çelikten

\* Vickers Sertlik Sayısı.

700 ve 800°C'de y'in ilk çökeltmesiyle sertlik aniden artmıştır. 800°C'de 165 saatlik olgunlaşmadan ve 230 V.H.N. değerinden sonra sertlik hızla düşmüştür. Bu anda y parçacıklarının büyük ve 1000 Å çapında oldukları görülmüştür. 700°C'deki maksimum sertlik daha yüksektir. 320 V.H.N. ve 300 saatlik olgunlaşma boyunca bu değer muhafaza edilir. Bunun nedeni, 700°C'de y'in yavaş büyümesi ve uzun zaman da olgunlaştırılma aynı büyüklüğü muhafaza etmesidir. Şekil: 1 ve 2'nin incelenmesi, bileşim parçacıklarının büyüklüğü ile sertlik arasında bir bağıntı olduğunu açıkça göstermektedir.

içinde (Ti: Al = 2, X Ti + Al = % 3) ve (Ti: Al = 1, Ti + Al = % 3) olan iki çeliğin incelenmesi, ikisinde Ni<sub>3</sub>(Al,Ti) fazının çökeltmesiyle sertleştiğini göstermiştir. Parsons bu oran ve toplam farklarını gözönünde tutarak, Ni, (Al,Ti) fazı yerine Ni<sub>2</sub>AlTi fazının çökeltmesini eriyikteki (Al+Ti) toplamının tayin ettiği neticesine varmıştır.

1961 yılında, Al ve/veya Ti miktarları % 4'e kadar çıkan ostenitik çeliklerin 800°C'de 100 saat olgunlaşmaya tabi tutulduğu zaman gösterdiği değişiklikler Wilson ve Pickering (7) tarafından incelenmiştir. Onlarda en yüksek olgunlaşma - sertleşme şartlarını aramışlar ve böyle bir çeliğin :

- S - ferrit ihtiva etmemesi,
- Olgunlaşma sonunda a - fazını oluşturmaması,
- ve bunlara rağmen, olgunlaşma anında sertliğin artma göstermesi gerektiğini bildirmişlerdir. Çalışmaları sonunda, bütün bu şartları karşılayan bir çeliğin kompozisyonunda % 15 Cr, % 25 Ni, % 3-3.5 Ti ve % 1-1.5 Al ile çok az miktarda karbon olması gerektiğini bulmuşlardır.

Düşük karbonlu 15 Cr - 25 Ni çeliklerine % 4.2 Ti ve % 2.95 Al'a kadar ilâveler yapıp inceleyen Clark ve Pickering (8) Ni<sub>3</sub>(Al,Ti) taneciklerinin difüzyon ile meydana geldiğini ve sabit y'in büyüme hızının Ti ve/veya Al miktarlarıyla, olgunlaşma derecesine bağlı olduğunu bulmuşlardır.

Tablo: I'de kompozisyonları verilen iki ostenitik çelik üzerinde elektron-mikroskop yardımıyla yapılan etüdlerde\*) (9) aşağıdaki neticeler alınmıştır. Her iki çelik de 1280 °C'de Argon atmosferli bir fırında 20 dakika eriyik-işlemine tabi tutulduktan sonra hemen suda «söndürülmüş», sonrada «havasız» bir fırında

\* Bu kısım İngiltere'nin Leeds Üniversitesinde «Bazı Ostenitik çeliklerde Yavaş - Akma sonucu İç - Yapı Etüdü» lü bir doktora tezinden alınmıştır, (9).

700°C'de, değişen süreler için olgunlaştırılıp yine suda söndürülmüştür.

Bunlardan A çeliğinde uzun süreler olgunlaştırma sonunda dahi, oluşan  $Ni_3$  (Al,Ti) fazının fazla büyümediği; B çeliğinde ise,\*\*) 4 saatlik olgunlaştırma sonunda  $Ni_3$  (Al,Ti) ve  $Ni_2$  Al Ti fazlarının beraber buldukları görülmüştür. 100 saatlik olgunlaştırmada  $Ni_2$  Al Ti parçacıklarının çok büyümüş oldukları buna karşılık  $Ni_3$  (Al,Ti) parçacıklarının ise fazla bir değişiklik göstermedikleri gözlenmiştir. Şekil: 4 ve 5'de 100 saatlik olgunlaştırmaya tekabül eden tipik iç yapılar görülmektedir. Şekil: 5'deki büyük parçaya dikkat edilirse bunun iç yapısında anormal bir hal olduğu görülürki bu hal ufak benekler veya çizgiler şeklinde kendini göstermektedir. Elektron difraksiyon çalışmalarına göre büyük parçalar ya  $Ni$  (Al,Ti) veya  $Ni_2$  Al Ti olabilirler. İlerde bu konuya tekrar değinilerek gözlenen bu yapının ne olduğu açıklanmıştır. Şekil: 4 ve 5'in 40,000 defa büyütülmüş bir yapıyı gösterdikleri düşünülürse çökeltilerin gerçekte ne kadar küçük parçacıklar oldukları (  $Ni_jAlTi$  ) parçacıklarının çapı =  $60 - 100 \times 10^{-8}$  cm) kolayca anlaşılır. Çelikler içinde, özellikle A'da, düzenli bir şekilde yayılmış olan bu parçaların çeliğe olgunlaşma ile sertlik kazandırdığı gibi, yavaş - akma deneyleri sırasında da direnç verdiği görülmüştür.

2. Nileshtar ve Quarrell (10) % 0.2 C - % 9 Cr ihtiva eden ferritik bir çelikte 600°C'de, yavaş - akma gerilimlerinin  $Cr_7 - C_3 \rightarrow Cr_{13} C_6$  dönüşmesini yavaşlattığını gözlemişlerdir. Aynı kişiler, % 0.185 C - % 3.4 Mo'denli çelikte  $Mo_2C \rightarrow Mo_2C$  dönüşmesinin ise hızlandığını görmüşlerdir.

Biliby ve Pickering (11) bu yavaşlamayı şöyle izah ederler: Yavaş akma anında yapı, hareket halindeki dislokasyonların yarattığı boşluklarla doymuş haldedir. Böylece, eğer çökelme reaksiyonu, net bir hacim küçülmesi ile olursa meydana gelen hacim boşluğu yapıya dağılacaktır. Halbuki yavaş - akma anında yapı, boşluklarla halen doymuş halde olduğundan çökelme ve dönüşme olayı yavaşlayacaktır. Bunun aksi olarak, dönüşme net bir hacim genişlemesine yol açıyorsa, bulunan boşluklar kullanılacağından dönüşme hızlanacaktır.

Ridal ve Quarrell (12) de 600 ve 700°C'deki Molibden-karbür dönüşmelerindeki farkları aşağıdaki gibi açıklamışlardır: Eriyen atomların hareketleri, difüzyon anında dislo-

kasyonların gerilim alanları veya mevcut boşluklarla geçici münasebetleri dolayısıyla yavaşlayabilir. Mamafih, eğer sıcaklık yeter derecede yüksekse bu «difüzyon tuzakları» eriyon atomları durduramaz ve yavaş-akmayla meydana gelen boşlukların tesiri daha etkili olur. Kritik bir derecenin altında bu tuzaklar tesirlerini gösterir ve yeter derecede düşük sıcaklıklarda difüzyon yavaşlatılabilir. Böylece, difüzyonla kontrol edilen bir dönüşme, yavaş-akma tesiriyle düşük sıcaklıklarda yavaş; yüksek sıcaklıklarda ise hızlı olabilir.

Grupta ve Dhar (13) Krom - karbür dönüşmesini incelemiş ve artan yavaş-akma gerilimleriyle yavaşlamanın hızlandığını görmüşlerdir. Açıklamalarında,  $Fe_3 C \rightarrow Cr_7 C$ ,  $\rightarrow Cr_{23} C_6$  dönüşmeleri olmadan önce  $Fe_3 C$  ve  $Cr_7 C_3$ 'ün Cr bakımından zenginleşmesi icabettiğinden, matriksin Cr ve C bakımından fakirliğinin, difüzyonu ve dolayısıyla dönüşmeyi yavaşlatacağını ileri sürmüşlerdir.

Woodhead ve Quarrell, karbürler ve karbür değişmelerinin, ferritik çeliklerin iç yapıları ve yavaş-akma özelliklerine etkisini inceleyen bir dokümantasyon yayınlamışlardır, (14).

Irvine, Murray ve Pickering (15) bazı çeliklerde çökeltilerinin, boyut, şekil ve dağılımlarını yavaş-akma deneyinden önce ve sonra incelemişler ve yavaş-akma tesiriyle çökeltilerin hızla büyüdüklerini görmüşlerdir. Aynı zamanda tane sınırlarında\*) çökeltilerden arı bölgelerin yavaş-akmaya tabi tutulmuş malzemede daha geniş olduğunu görmüşlerdir.

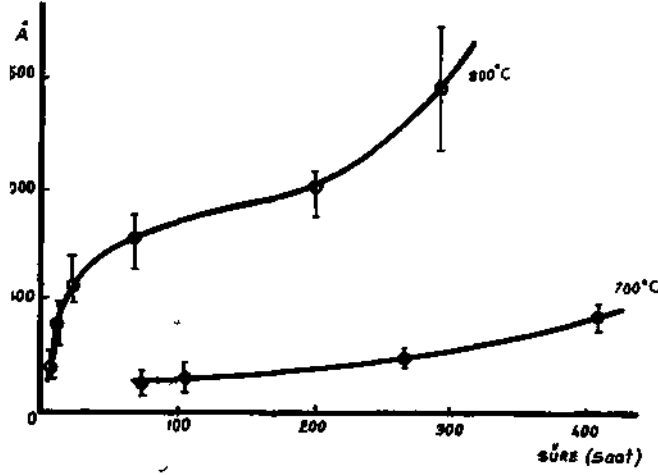
Bütün bu misaller göstermektedirki yavaş-akma olayı ile çökelme ve bileşimlerin, yapı değiştirmelerinin birbirlerine zincirleme tesirleri vardır. Yani, örneğin,  $Ni_2$  Al Ti parçacıkları yavaş-akma geriliminin tesiriyle, olgunlaşmada olduğundan daha hızla büyürler, ve bu hızlı büyüme, bu fazın çeliğe yavaş - akma direnci vermesini önler.

Paslanmaz çeliklerdeki yavaş-akma direncini izah edebilecek bir başka özellikte streyn tesiriyle olgunlaşma\*\*) dir. Mazza ve Willoughby (16) 17 Cr - 11 Ni - 2.5 Mo'li çeliklerde 600°C'de meydana gelen yapı değişmelerini ve yavaş-akma mekanizmalarını incelemiş ve  $M_{23}C_6$  parçacıklarının yavaş-akma anında çökeldiğini, sayı ve boyutlarının dislokasyon yoğunluğuna bağlı olarak arttığını görmüşlerdir. 1500 saat veya daha uzun yavaş-akma sürelerinde yavaş-akma hızının,

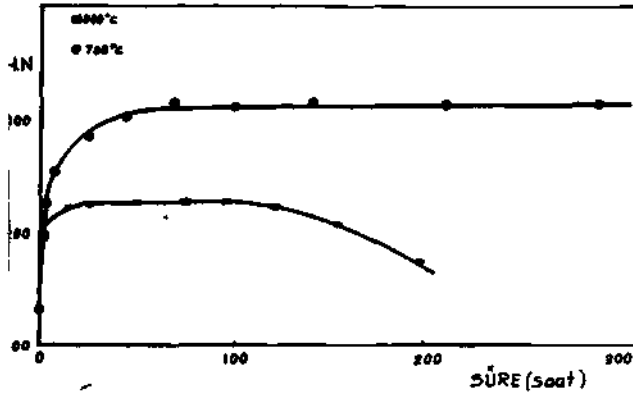
\*\* Bu çelik, 100 saatlik olgunlaştırma sonunda erişebileceği maksimum sertliğe ve 4 saat sonunda da bu değerin yarısına varmıştır.

\* İngilizce : Grain Boundaries

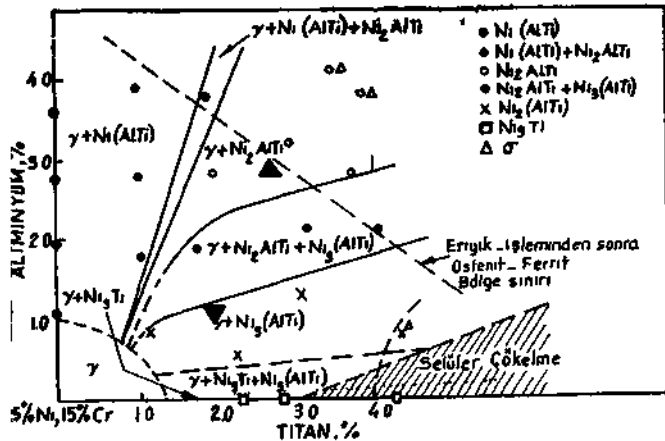
\*\* İngilizce : Strain Aging



Şekil: 1 — B çeliğinde  $Ni_3(Al,Ti)$  çapının olgunlaşma süresine ve sıcaklığa bağlı olarak artışı, (Parsons'dan, [6]).



Şekil: 2 — B çeliğinin 700°C ve 800°C'deki olgunlaşma eğrileri, (Parsons'dan, [6]).



Şekil: 3 — 800°C'de 100 saatlik olgunlaşmanın yapı-diyagramı, (Hughes [18] ve Wilson ve Pickering'den [7]).

△ A Çeliğinin yeri.  
▽ B Çeliğinin yeri.

büyük  $M_2C_6$  parçacıklarının dislokasyonlarda çökelip onları kitlemelerıyla düştüğünü bildirmişlerdir. Aynı özelliğe, aynı çelikte Barnby (171) tarafından da bulunmuş ve bu çelik olgunlaşmayla sertleşmediği için, Yavaş-akma direncinin, dislokasyonların hareketlerinin, üzerlerindeki çökelme ile önlenmesinden ileri geldiğini söylemiştir.

İrdeleme :

İçinde % 25 ni - % 15 Cr ile Alüminyum ve/veya Titan bulunan çeliklerde oluşan çökeltiler üzerindeki çalışmaların sonuçları şöyle özetlenebilir: Titan ve/veya Alüminyum ilavesiyle olgunlaşıp-sertleşme olan hallerde; olgunlaşmanın ilk safhalarında atomları bir düzen dahilinde sıralanmış bölgeler ve arabilim olan  $\gamma$  yani Ni, (Al,Ti) meydana gelir.  $\gamma$  yüzeylerinin merkezinde birer atom bulunan kübik bir sistem arzeder, (f.c.c). Ti:Al oranı uygun olan bazı alaşımlarda ise Ni, (Al,Ti) çok sabit bir yapı gösterir. Böyle olunca, olgunlaşma anında parçacıklar sadece ebat olarak büyür ve kimyasal bir değişmeye uğramaz. Ti:Al oranı düşük olan bazı alaşımlarda, olgunlaşma sonunda Ni (Al,Ti) fazı meydana gelebilir. Bu bileşimde, merkezinde bir atom bulunan kübik bir sistem arzeder, (b.c.c). Bazı alaşımlarda, Ni (Al,Ti) fazının atomları özel bir şekilde düzenlenmeye uğrayarak  $Ni_3AlTi$  (f.c.c) fazına dönüşür. Şekil: 5'te böyle bir dönüşmenin örnekleri verilmiştir. Yukardaki açıklamaya göre, büyük parçacıklar gerçekte Ni (Al,Ti) fazını ve bu parçaların içinde benek ve çizgiler şeklinde görülen yapıda, dönüşme ile meydana gelmiş bölgesel  $Ni_3AlTi$  çökeltilerini göstermektedir. Tekrar hatırlatılmalıdırki, şekillerin 40,000 defa büyütüldükleri düşünülürse gerçek çökeltilerin boyutlarının ne kadar ufak olduğu ortaya çıkar. Ni (Al,Ti) ve  $Ni_3AlTi$  fazları olgunlaşma sırasında çok hızlı büyüdüklerinden pek makbul değildirler.  $Ti:Al$  oranı yüksek ve Titan miktarı % 3'den fazla olduğu (veya Alüminyum bulunmadığı) zamanlar,  $\gamma$  yine arabilim olarak meydana gelirse, olgunlaşmanın son safhalarında  $Ni_3Ti$  fazı oluşur. Hughes (18); Wilson ve Pickering (7) tarafından hazırlanan Şekil: 3, Fe-25 Ni-15 Cr çeliklerinde, 800°C'de ve 100 saatlik olgunlaşma sonunda bulunan faz çeşitlerini göstermektedir.

Genel olarak, yüksek çökelme ve sertleşme sıcaklıklarında maksimum sertliğin daha hızla erişildiği, fakat bu değer düşük sıcaklıklarda elde edilen sertlikten düşük olduğu bulunmuştur. Şekil: 2 gösterirki, fazla sert-

İlk arzulandığı zaman olgunlaşma İşleminin çok yüksek sıcaklıklarda yapılmaması daha faydalıdır.

Sıcaklık ve süreye bağlı olarak meydana gelen değişmeler içinde en dikkate değeri ve en kolay ölçülebileni sertlik olduğu için, olgunlaşma etkisi sertlik değişmesiyle izlenir. Her ne kadar sertlik artması ile yavaş-akma direncinin de artması beklenirse de, maksimum sertlik veren şartların her zaman maksimum yavaş-akma direnci vermediği görülmüştür.

Yavaş-akma direnci için gerekli şartlara daha önce değinilmiş ve çökelti fazlarının düzenli şekilde dağılmış olması ve yavaş-akma ve geilim'leriyle yapışım sabit tutabilmesi gerektiği söylenmişti. Şekil: 6'da 72 saatlik olgunlaşmadan sonra iç yapısında y' fazının düzenli olarak dağılmış olduğu görülen B çeliğinin, gerçekten yavaş-akmaya karşı dirençli olduğu bulunmuştur, (9). Burada, yavaş-akma deneyinden önceki ısıl İşlemin süre ve sıcaklığının, yani, deney öncesi iç yapının da yavaş-akma direnci üzerinde çok önemli rolleri olduğunu belirtmek icabeder. Bu, olgunlaşma etkisiyle hızla büyüyen fazlar (Ni<sub>2</sub>AlTi gibi) ihtiva eden çelikler için özellikle üzerinde durulması gereken bir husustur.

**TABLO : I**

	C	Ni	Cr	Ti	
Çelik A.	0.020	25.9	15.35	2.65	
Çelik B.	0.021	25.7	15.4	2.04	
	Al	Mn	Si	N	Fe
	2.96	0.65	0.51	0.014	Tamamı
	1.05	0.65	0.33	0.011	Tamamı

**REFERANSLAR**

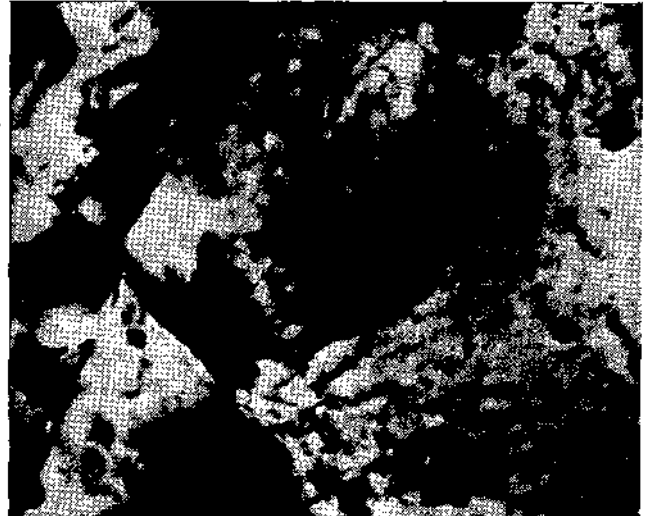
- [ 1 ] V. Aytekin, Madencilik, VII, 2, 1968, S. 63.
- [ 2 ] J.M. Arrowsmith : Ph. D. Tezi, Cambridge Üniversitesi, 1960.
- [ 3 ] E.J. Dulis : J.I.S.I. Spec. Rep. (Özel rapor) No: 43-1952, S. 1.
- [ 4 ] D. McLean ve K.F. Hale: I.S.I. Spec. Rep. (Özel rapor) No: 70, 1961, S. 19.
- [ 5 ] K.J. Irvine, T. Llewellyn ve F.B. Pickering: J.I.S.I., 199, 1961, S. 153.
- [ 6 ] P.O. Parsons : Ph. D. Tezi, Leeds Üniversitesi, 1965.
- [ 7 ] F.G. Wilson ve F.B. Pickering: J.I.S.I., 204, 1966 S. 628.
- [ 8 ] B.R. Clark ve F.B. Pickering: J.I.S.I., 205, 1967, S. 70.
- [ 9 ] M. Özel : Ph. D. Tezi, Leeds Üniversitesi, 1967.
- [ 10 ] (a) V.B. Nileshwar : Ph. D. Tezi, Sheffield Üniversitesi, 1958.
- (b) V.B. Nileshwar ve A.G. Quarrell : I.S.I. Spec. Rap. (Özel rapor) No. «4, 1957, S. 259.
- [ 11 ] B.A. Bilby ve F.B. Pickering : Réf. 10 - b'in irdelemesinde.
- [ 12 ] K.A. Ridal ve A.G. Quarrell: J.I.S.I., 195, 1960, S. 307.
- [ 13 ] V.P. Gupta ve P.R. Dhar : J.I.S.I., 201, 1963, S. 213.
- [ 14 ] J.H. Woodhead ve A.G. Quarrell: J.I.S.I., 203, 1965, S. 605.
- [ 15 ] K.J. Irvine, J.D. Murray ve F.B. Pickering : Referans 4. S. 246.
- [ 16 ] J.A. Mazza ve G. Willoughby : J.I.S.I., 204, 1966, S. 718.
- [ 17 ] J.T. Barnby : J.I.S.I., 204, 1966, S. 23.
- [ 18 ] H. Hughes: J.I.S.I., 20J, 1965, S. 1019.



**Şekil: 4 — çeliği. 700°C'de 100 saat olgunlaşmış. Ni<sub>2</sub>AlTi parçacıklarının tipik yapı ve şekil. 40,000 defa büyütülmüş.**



**Şekil: 5 — A çeliği. 700°C'de 100 saat olgunlaşmış. İç yapısında değişme gösteren büyük parçalar. 40,000 defa büyütülmüş.**



**Şekil: 6 — B çeliği. 700°C'de 72 saat olgunlaşmış. 40,000 defa büyütülmüş.**