

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ * FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Çelik Dokümanlarda Difüzyon
Tavlama ve Uygulamaları

İlhan Taşkiran

Yüksek Lisans Tezi

R 153
769

YILDIZ ÜNİVERSİTESİ
D.E. N. 45762

YILDIZ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSİTÜTÜSÜ

1-2

2-6

YÜKSEK LİSANS
TEZİ

ÇELİK DÖKÜMLERDE
DİFÜZYON TAVLAMASI
VE
UYGULAMALARI

METALURJİ MÜHENDİSİ A. İLHAN TAŞKIRAN

YILDIZ ÜNİVERSİTESİ
GENEL KİTAPLIĞI

R 153
769

Kot :
Alındığı Yer : Fen Bil. Enst.
Tarih : 4.4.1991
Fatura :
Fiati : 10.300. TL
Ayniyat No : 1/2
Kayıt No : 47534
UDC : 621 378.242
Ek :



İÇİNDEKİLER

GİRİŞ VE AMAÇ	Sayfa
	1-2
1-KATILAŞMA MEKANİZMASI	2-6
1.1 Yapısal Aşırı Soğuma	
1.2 Hücresel katılma	
1.2.1 Hücre -dendirit geçisi	
1.2.2 Dendiirit büyüme	
1.2.3 Dendirit kolları arası uzaklık	
1.3 Döküm yapısı	
2. SEGREGASYON	6-23
2.1 Makro segregasyon	
2.1.1 Makrg sergegasyona yol açan faktörler	
2 2 Mikro segregosyan	
2.2.2 Az alaşımlı çeliklerin mikrosegregasyonuna etki eden faktörler	
3- DEMİR ALAŞIMLARINDA DİFÜZYON	23-34
3.1 Mikroskobik difüzyon akışı	
3,2 konsantrasyon dengelenmesi	
4- DİFÜZYON TAVLAMASI	34-44
4.1 Genel bilgiler	
4.2 Tavlama şekli	
4.3 X Sahasında ısıtmada genel anprik bağıntılar	
4.4 Katılma işlemindeki homojensizliklerin dönüşüm olaylarına etkisi	
4.5 Mekanik göstergelerin düzelmesi	
5- ÇELİKLERDE TANE BÜYÜMESİ	45-61
5.1 Östenitin tane büyümesinin incelenmesi	
5.2 Östenit tane büyümesinde olayların açıklanması	
6- PRATİK ÇALIŞMA	61=66
7- SONUÇ	67
8- TEŞÜKKÜR	68
9 REFERANSLAR	69

GİRİŞ VE AMAÇ

Teknik çeliklerin hemen hepsi dendiritik olarak katılaşır. Dendirit tarzı Kristaller görünüm olarak aralarında belirli aralıklar bulunan çam ağacı benzeri dallanmış yapı demektir, ve dendirit geliştikçe dallanma azalır. Bu tür yapı yalnızca aşırı soğutulmuş eriyiğin katılaşmasında görülür. Normal döküm koşullarında yapılaşma aşırı soğuma ile gerçekleştiğinden gerek çelik dökümde gerekse kütüklerde bu yapıya rastlanır.

Teknikte kullanılan çelik alaşımlarının katılaşmasında kural olarak dendirit iskeletinin ilk katılaşan sahası ve çekirdekleri daha az miktarda alaşım elemanı ve arıtılamayan eleman ihtiva eder katılaşma zamanla konsantrasyon zenginleşmesi olacak şekilde devam eder. Bu nedenle katılaşma sonrasında konsantrasyon farklılığı meydana gelir. Kristal konsantrasyon farklılıkları alaşımların katılaşmasında görülen katılaşma sıcaklık aralığındaki karışmazlık olarak tarif edilebilir.

Eğer katılaşma sonsuz yavaş hızda gerçekleşirse ergiyikte her zaman noktasında dengeleme olur (dif Deng) Bu nedenle dengeli katılaşma konsantrasyon farklılığı olmayan malzeme meydana getirir

Extrem yüksek katılaşma hızlarında ise difüzyonsuz katılaşma ilede konsantrasyon farklılığı olmayan malzeme elde edilir. Ancak bu durum yalnızca kalıp cidarı gibi sınır hallerde gerçekleştirilebilir. Ama teknikteki soğuma koşulları bu iki sınırın arasındadır ve çekirdekten itibaren tane gelişmesi seyrine göre kaçınılmaz olarak konsantrasyon farklılığı meydana gelir. Tanede çekirdeğin teşekkül etteği bölge alaşım elemanları bakımından fakirdir, gelişme devam ettikçe zenginleşme olur ve tane sınırları en zengin bölgelerdir. Tane sınırlarının karbonada zenginleşmesi sonucu normal olarak olmaması gereken ledeburit fazıda son katılaşan ergiyikte karbon zenginleşmesinden dolayı tane sınırlarında görülebilir. Ayrıca ergiyikte bulunan hidrojen, azot, CO gibi gazların ve arıtılamayan elemanların bağlantıları oksit, sülfür ile kısmen karbürler son katılaşan ergiyikte bulunurlar. Özellikle oksid ve sülfür bağlantıları tane sınırlarında birikim yaparak taneler arası bağlantıyı zayıflatır.

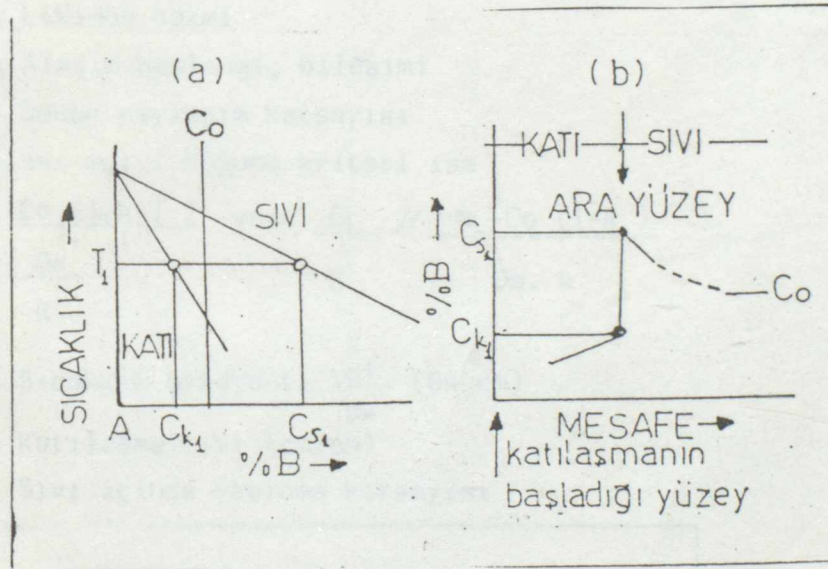
Genel olarak kristalde dendiritik yapıya bağımlı olarak konsantrasyon farklılığı olabilmektedir. Ancak bu farklılıklar tüm malzeme kesitinde de değişimler göstermektedir. Kristalde görülen farklılıklar mikrove daha büyük boyuttaki farklılıklar (segregasyonlar) olarak tanımlanır.

Katılaşma sırasında oluşan segregasyon birçok zorluklarla difüzyon tavlama ile giderilebilir. Çeliklerin tavlama süresi dendritler arası uzaklığın fonksiyonu olarak incelendi. Tavlamanın dendirit büyümede hücresele büyümeden daha zor olduğu bulundu. Yaklaşık olarak tavlama için gereken zaman X^2/RK ile orantılı olacaktır. Burada X yayınma mesafesi RK ise katı içinde yayınma katsayısıdır.

Örneğin 10-10 cm²/sn olan bir katı yayınma katsayısı için 1 mm ölçeğindeki segregasyon 10 sn de giderilebilir 0.1 mm ölçeğindeki segregasyon tavlama ile azaltılması için yaklaşık 10 gün gereklidir. Sıcak işlem ve difüzyon tavlamasının segregasyonu azaltılmasına rağmen çoğu zaman kalıntıda kalabilir. Bu konuyu daha detaylı inceleyebilmek katılaşma mekanizması ve difüzyon teorisi yardımı ile olacaktır.

1- KATILAŞMA MEKANİZMASI

1-1- Yapısal Aşırı soğuma-birçok metalin sıvı eriyiklerinden katılaşmaları sırasında katı ve sıvı içinde büyük bileşim farklılıkları olabilir. Fakat arayüzey boyunca atomların taşınmasına karşı az bir direnç bulunur. Şekil 1a'daki gibi bir ikili denge diyagramı göz önüne alındığında ortalama bileşimi C_0 olan bir alaşım örneğin T_1 sıcaklığına soğutulduğunda katılaşırken, katı-sıvı arayüzeyindeki denge gereği katı ve sıvı bileşimleri denge diyagramında gösterilen C_{k1} ve C_{s1} değerlerine sahip olacaktır.



Şekil 1a- tipik bir ikili diogram

Şekil 1b- Katı sıvı arayüzeyinde bileşim profili

Katı-sıvı arayüzündeki dengenin olması halinde katı ve sıvı faz bileşimleri " Denge Bileşim Katsayısı "

$K_0 = C_{k1}/C_{s1}$ dir.

Katılaşmanın tek yönlü olması halinde katılaşılan kısım, katı-sıvı arayüzeyinden yeterli uzaklıklardaki sıvı bileşimini etkilememekte ve bu bileşim alaşımın ortalama bileşimi olarak kalmaktadır. Bu nedenle katılaşma sırasında alaşımın bileşimine yayınmaya ve kabalaşmaya bağlı olarak katı fazda eriyen ikinci element (B) miktarındaki artış ($K/1$) veya azalış ($K/1$) efektif paylaşım katsayısı $k_e = \frac{C_{k1}}{C_0}$ ile tanımlanır.

Şekil 2 a'da arayüzeyden sıvıya doğru herhangi bir nedenden dolayı meydana gelebilecek bir çıkıntı halinde büyüyen kristal, likidüs sıcaklığından, daha yüksek sıcaklıktaki bir ortamın içine gireceğinden tekrar eriyecektir. Oysa aynı kristalin Şekil 2 b'de yansıtılan durumda kararlı olma şansı vardır. Zira bu durumda arayüzey önündeki sıvı aşırı soğumuş halde olup sıcaklığı denge likidüs sıcaklığının altındadır. Buna Chalmers ve arkadaşlarının "yapısal aşırı soğuma" tabir etmelerinin nedeni aşırı soğumanın sıcaklık değişiminden değil bileşim değişiminden ileri gelmesidir. Gerçek sıcaklık gradyontı, likidüs ve solidüs sıcaklıkları arasındaki farkın yayıma mesafesine oranında elde edilen sıcaklık gradyontından azdır. Alışılmış kullanımda likidüs ve solidüs sıcaklıkları arasındaki farkı

$a_l (C_0 C_1 / K - 1)$ bağıntısını verir.

a_l = Likidüs eğimi

C_0 = Alaşım başlangıç bileşimi

k = Denge paylaşım katsayısı

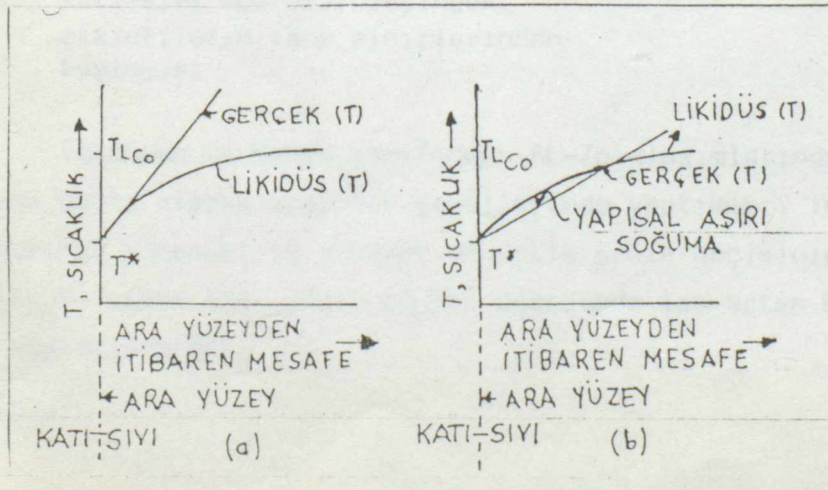
Yapısal aşırı soğuma kriteri ise

$$G_L / \left(\frac{m_L C_0 (1/k - 1)}{D_s} \right) \text{ veya } \frac{G_L}{R} \gg \frac{-m_L C_0 (1 - k)}{D_s \cdot k}$$

G_L = Sıcaklık gradyantı $\frac{dT}{dx}$ (04 cm)

R = Katılaşma hızı (cm/sn)

D_s = Sıvı içinde yayınma katsayısı



Şekil 2 (a)

Yapısal aşırı soğumanın olmadığı durum (dengeli ara yüzey).

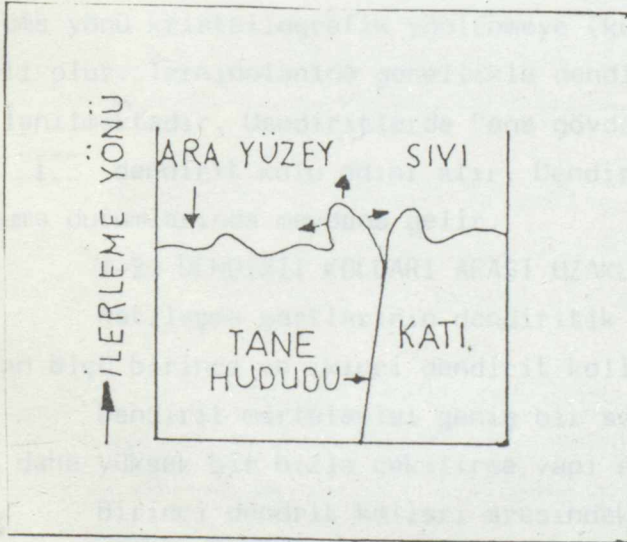
Şekil 2 (b)

Yapısal aşırı soğumanın olduğu durum (dengesiz ara yüzey)

Yapısal aşırı soğuma ancak yeteri kadar empüritenin bulunduğu, katılaşma hızının yeteri kadar hızlı olduğu ve sıcaklık gradyanının yeteri kadar düşük olduğu zaman meydana gelir.

1-2 HÜCRESEL KATILAŞMA

Tek yönlü katılaşma sırasında katı-sıvı arayüzeyinin şekli R katılaşma hızı (veya arayüzeyin ilerleme hızı) C_e alaşım bileşimi ve G_L sıcaklık gradyanına bağlı eğer (1) denkleminin şartları oluştuğu takdirde arayüzey kararlıdır. Düz arayüzeyinin karaklılığı için gerekli şartlardan uzaklaştıkça yapısal aşırı soğuma meydana geldikçe sırasıyla dalgalı, hücresel ve dendritik arayüzeyler oluşacaktır. Düz arayüzeyde tane sınırlar varsa (şekil 3) bunlar yüzeyin bozulmaya bağlı yerleri teşkil edeceklerdir.



Şekil-3 Katı-sıvı düz arayüzeyindeki çıkıntıların tane sınırlarından başlayışı

Takahash ve Kanio tarafından AL-Zn alaşımlarından bileşim ve (G_L/R) oranına bağlı olarak arayüzey şekillerinde yaptıkları incelemede arayüzeyin düz durumda hücresel ve nihayet dendritik şekle geçişinin sabit bileşimde azalan (G_L/R) oranı ile, sabit (G_L/R) değerinde ise artan bileşimle meydana geldiğini saptamışlardır.

Sharp, R M ve mellawell A düz arayüzeyin yalnız katı çözelti sınırları içinde meydana geldiğini göstermişlerdir. Düz olmayan arayüzeyde hücre uçlarının belirli bireğriliğe sahip olduğu ve bu eğriliğin başlıca katı fazın ilerleme hızı alایشının ortalama bileşimi ve sıcaklık gradyantı tarafından kontrol edilmektedir.

Düzlemsel arayüzeyden altıgen kesitli hücresel tipe geçişte meydana gelen arayapılar ayrıca kristalagrafı yönlenmeye de tabi olmaktadır.

1-21 HÜCRE -DENDRİT GEÇİŞİ

Hücresel yapıdan dendritik yapıya geçiş sabit bileşimde G_L/R değerine bağlıdır. Sabit G_L/R değeri için bileşimdeki artış ile dendritik yapıya geçiş hızlanmaktadır.

Dendritik arayüzeyin oluşumu esas olarak hücre tepesindeki kararlılığın sıcaklık gradyantı, büyüme hızı ve bileşim etkisi ile kaybolmasıdır. Dolayısıyla yapısal aşırı soğuma kriteri buradada uygulanabilmektedir.

Düz arayüzeyden hücresel tipe kademeli bir geçiş olmasına karşılık hücre sel yapıdan dendritik yapıya geçiş ani olmaktadır.

1-22 DENDRİK BÜYÜME

Düşük bir hızla ilerleyen tek yönlü katışalmada meydana gelen hücreler katı-sıvı arayüzeyine dik olmalı buna karşılık katılaşma hızındaki bir artış ile büyüme yönü kristallografik yönlenmeye (kübik sistemdeki metaller için $C100//yönü$) tabii olur. Terminolanide genellikle dendirit tabiri ikinci kollar oluştuğu zaman kullanılmaktadır. Dendiritlerde "ana gövde" ilk dendirit kolu buna dik çıkan kollar ise II dendirit kolu adını alır. Dendirit büyüme genellikle yüksek yapısal aşırı soğuma durumlarında meydana gelir.

1-23 DENDİRİT KOLLARI ARASI UZAKLIK

Katılaşma şartlarının dendiritik yapıya olan etkisinde çoğunlukla kullanılan ölçü birinci ve ikinci dendirit kolları arası mesafedir.

Dendirit marfalanisi geniş bir soğuma hızı aralığında genellikle değişmez ısı daha yüksek bir hızla çekilirse yapı sadece daha ince olur.

Birinci dendrit kolları arasındaki uzaklık

Sıcaklık gradyantı ve büyüme hızı arasında aşağıdaki bağıntı vardır.

$$L_1 = K_1 (G_L - R)$$

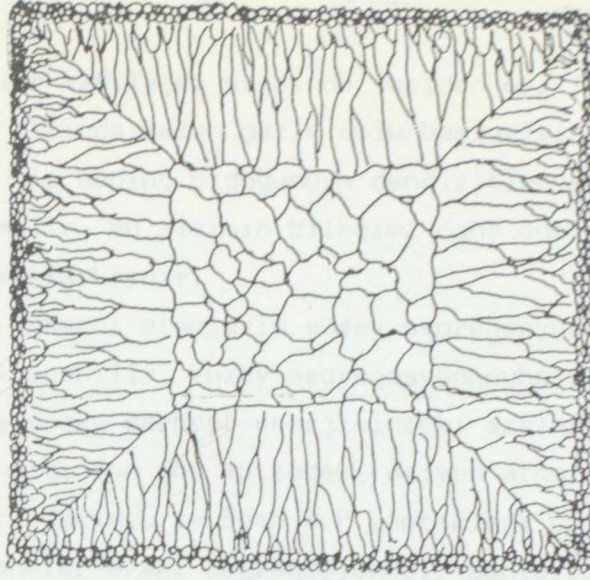
İkinci kollar arasındaki mesafe ise değişik üssel bağıllılık gösterir.

$$L_2 = K_2 (G_L - R)^{-n}$$

Burada K_1, K_2 ın değerleri sabitleri göstermektedir.

1-24 DENDİRİT ARASI SIVI AKIŞI

Dendiritler arası sıvı akışı; katılaşma çekmesinden sıvı ve katının soğudukça büzülmesinden yer çekiminden veya dendiritlerin önü dendiritler arası sıvı arasındaki yoğunluk farkından doğar.



Şekil-4 Sematik olarak çil-kristal kolonsal dendiritleri ve eşeksenli bölgeyi gösteren ingot yapısı

Bir döküm veya inpot yapısının klasik şekli, şekli 4'de gösterilmiştir şekilde en dışta çil kristal orada kalansal bölge ve merkezde eş eksenli bölge görülmektedir. Az alaşımlı çeliklerde bu bölgelerin üçü birden görülür. Bununla beraber döküm yapısındaki bu bölgelerin varlığı ve kapsadığı saha kalıbın ısııl özelliklerine ve çinsine, metalin ısııl özelliğine bileşimine dökümün katılaşma sıcaklığına ve katılaşma şartlarına bağlıdır.

Merkezdeki eş eksenli kristallerin oluşumu hakkında birkaç farklı görüş vardır.

A) Merkezdeki eş eksenli kristallerin konveksiyon akımlarıyla sürüklenen çil kristaller tarafından veya ingot üst düzeyindeki radyasyon ile soğuma sonucu meydana gelen kristallerin yer çekimi ile sıvı metal içine çökelmiş sonucu meydana geleceği,

B) İkinci dendirit kollarının arka boyun kısmı kollarının kısmına nazaran daha fazla eriyen ihtiva edeceği ileri sürülmüştür. Böylece bu boyunun ergime noktası daha düşük olacak ve ısııl dalgalanmaları bu bölgede ergimeye sebep vereceği görülmüştür.

C) Merkezdeki aşırı soğumanın çok büyük olacağı ve bu yüksek aşırı soğumanın çok küçük kritik çekirdek yapı çapına tekabil ettiğini düşünerek merkezde homajen bir çekirdeklenme sonucu eş eksenli kristallerin oluşacağını ileri süren görüş vardır.

2- SEGREGASYON

katılaşma ilerlerken yapı giderek ergime derecesi düşük bileşence zenginleşir. Döküm içerisinde farklı bileşimdeki yapılar segregasyonu teşkil ederler. Bu yapılar dendiritler arası mertebede ise mikrosegregasyon veya daha büyük mertebelerde olursa makrosegregasyon olarak tanımlanır.

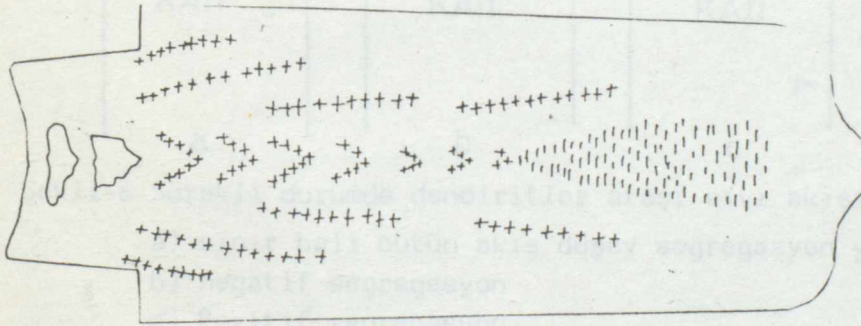
Erimiş gazlar katılaşma arasında yapıdan ayrılırlar. Kalıbın dışından içine doğru basınç altında kalan gazla dolu boşluklar oluşur. Boşluk içerisinde emme şeklinde ters bir basınç olduğundan dendiritler arasındaki henüz katılaşmamış sıvı boşluğu emilir. Bu sıvının bileşimi daha önce katılaşmış olan boşluk çeperleri bileşiminden farklıdır.

Metallerde yabancı atomların yüzey segregasyonu birkaç atomik tabakanın zenginleşmesine yol açabilir. Yüzey segregasyonunun hareket ettiren kuvvet eriyince zenginleşme ile yüzey serbest enerjisindeki azalmadır. Segregasyon atomları ana kütleden sağlandığından ona kütledeki eriyen atomların hareketi segregasyon kinetiğini belirler. Co, Lin, L ve Seah M.P yaptıkları çalışmalarda serbest yüzey segregasyonu ile taneler arası segregasyon bir benzerlik bulunduğunu göstermişlerdir.

Az alaşımlı çeliklerde teniper kırılabilirliği olayı, kütle konsantrasyonları ppm (% 0.0001) seviyesindeki antimon, P, Sn, As. gibi elementlerin tane sınırları segregasyonlarının sonucu olarak gösterilmiştir.

2-1 MAKRO SEGREGASYON

İngot segregasyonu döküm malzemelerin katılaşmaları sonucu ortaya çıkar. İngotun en son katılaşan bölgesi en düşük sıcaklıkta ergiyen yapıyı ihtiva eder ki bunlar genellikle empüritelerdir. (S, P) bu empüriteler Segregasyon bölgesinde ortalama bileşimden daha yüksektir. Segregasyon bölgeleri kötü kaliteli bir malzeme yapısı verdiklerinden ingotun üst kısmı kısmen kesilerek atılır.



Şekil-5 Deoksidasyondan sonra bir çelik ingotta
Makro segregasyon

(+) Pozitif segregasyon bölgesi

(-) Negatif segregasyon bölgesi

Sıvı halde üniform bileşime sahip alaşımların bir döküm veya ingot kalıbında katılaştırılmaları sonucu dendirit boyutundan daha büyük mertebedeki segregasyonlardan makrosegregasyon ortaya çıkar

Pozitif ve negatif segregasyon aşağıdaki eşitlik ile belirtilmiştir.

$$\frac{V}{R} = \frac{B}{1-B} \quad \text{burada}$$

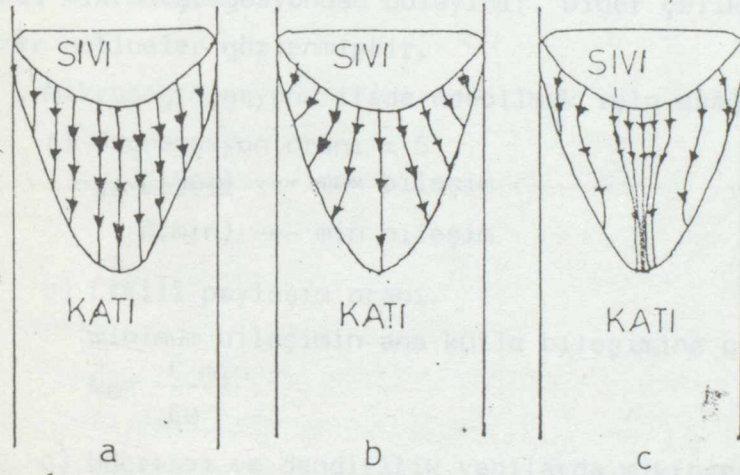
B= Katılma çekmesi

R= Katılma hızı

V= Dendiritler arası akış hızı

Eğer denklemin sol tarafı sağ tarafından büyükse pozitif segregasyon küçük ise negatif segregasyon denklemin her iki yanı birbirine eşit ise segregasyon olmaz.

döküm ve ingottaki makrosegregasyon katı-sıvı hamur bölgesindeki sıvı hareketinden ileri geldiği anlaşılmıştır. Katılma sırasında hamur bölgesinde segregasyon yüksek seviyelerde meydana geldiği fazlar vardır. Bu fazların fiziksel olarak yer değiştirmesi segregasyona sebep olur. Bu yer değiştirmenin bir yöntemi katılma başlarında oluşan fazların yüzmesi veya yerleşmesidir. Eş eskenli taneler katılmanın hemen başında teşekkül eder. ve birbirlerine bağlı olmadıklarından yüzer veya çökebilirler. Kalıntılar da keza yüzer veya çökebilirler. Bu çeşit segregasyona özellikle önemli bir örnek dökme demirde grafitin yüzmesidir. Makrosegregasyon sürekli veya yarı sürekli döküm ingotunda şekil 6 daki gibi gösterilebilir. döküm ve ingotlarda bu hetarejenlik mamulün mekanik özelliklerinin bozulmasına yol açar. Büyük rotarların imalatında ön önemli problem segregasyondur.



Şekil-6 Sürekli durumda dendiritler arası sıvı akışı

- a) sınır hali bütün akış düşey segregasyon yok
- b) negatif segregasyon
- c) Pozitif segregasyon

Eğer akış çizgileri dikey ise (şekil 6 a) ısı akışı ve katılma kararlıdır. ve bu durumda ingotta segregasyon yoktur. Hidrodinamik durumlar bu kadar basit bir akış modeline imkan tanımaz. şayet sıvı yoğunluğu katılma devam ederken sabit ise (şekil 6 b) akış hatları yelpaze gibi dışarıya doğru açılırlar (sıcak bölgeden soğuk bölgeye doğru) Bu durumda ingotun merkez hattı yakınından dendiritler arası sıvı akışı fazladır. Eğer dendiritler arası sıvının yoğunluğu katılma sırasında artarsa akış yelpazesi içe doğru olur. (soğuk bölgeden sıcak bölgeye geçiş) (şekil 6 c) daki gibi gösterilebilir. Bu durumda merkez hattı civarında pozitif segregasyon ortaya çıkar.

2-1-1 MAKRO SEGREGASYONA YOL AÇAN FAKTÖRLER

- A) İlerleyen katı-sıvı arayüzeyi önündeki yayınma tabakasının akışı veya karışması
- B) Sıvı içinde katı (veya diğer sıvı) fazın çökmesi
- C) Katılaşma sırasındaki hacim değişikliğinden kaynaklanan yarı katı bölgede sıvının akışı
- D) Katılaşma sırasında sıvının yoğunluğunun değişmesinden kaynaklanan yarı katı bölgede sıvının konvektif akışı

2-2 MİKROSEGREGASYON

Cu ve Ni gibi birbiri içinde tam eriyen alaşımların bileşimleri soğuma sırasında devamlı olarak değişmektedir. çok yavaş bir soğutmada bu olay yayınma yardımı ile mümkündür. Dendirit boyundaki bileşim farklılıkları döküm sonrası endüstriyel işlem problemlerinin haddeleme, boru imali ekotrüzyonüs esasını teşkil etmektedir. Segregasyonun mekanik özelliklere etkisi önemlidir. Az alaşımlı çeliklerin çekme mukavemeti homojenleşmiş numunelerin döküm numunelerinden % 10 fazla olması mikrosegregasyondan dolayıdır. Diğer çeliklerde ve alüminyum alaşımlarında benzer neticeler gözlenmiştir.

Mikrosegregasyonu ifade edebilmek için aşağıdaki bağıntılar verilmiştir.

a) Segregasyon oranı = S

$$S = \frac{C(\max)}{C(\min)} \quad \text{--- max bileşim}$$

$$\quad \quad \quad \text{--- min bileşim}$$

b) Etkili paylaşım oranı

minimum bileşimin ana kütle bileşimine oranıdır.

$$k_e = \frac{C_{\min}}{C_0}$$

c) Hücresel ve dendiritik yapılarda mikrosegregasyon Scheil eşitliği ile belirtilir.

$$C_k = k C_0 (1 - f_k)^{k-1}$$

C_k = Başlangıçtaki sıvının $f(k)$ değerine kadar katılaştığı yerdeki sıvının bileşimi

f_k = (hacim elemanı) % katı

k = Denge paylaşım katsayısı

C_0 = Alaşım başlangıç bileşimi

Bu son eşitlik dökümün tamamına değil fakat dendirit kolları arası mesafe mertebesindeki çok küçük bölgesine tatbik edilebilir. Dendiritler arası bölgede aşırı soğumanın çok küçük olduğu kabul edilir, aynı zamanda geniş bir sıcaklık aralığında katılaşan ticarî alaşımlar içinde diğer kabullerin çoğunun geçerli olduğu söylenebilir. Alaşımların çoğunda katılaşmadan önce ve sonra yayınmanın meydana gelir. Dendirit ucu eğrilik yapıçapının katılaşmaya etkisi vardır. Bu iki neden Scheil eşitliği ile deney sonuçları arasındaki farklılığın nedenleridir. Katılaşma ilerlerken

eğrilik yarıçapı etkisiyle hacim elemanının bazı kısımlarında bölgesel ergime meydana gelir. Dendirit morfolojisinin soğuma hızından bağımsız olması şartıyla nicel sonuçta bağımsızdır. Bununla beraber nitel hesaplamalar dendirit morfolojisinin belirtilmesini gerektirir. Bu şekilde çok basit bir ifade levha şeklinde bir morfolojinin kabul edilmesi ve katı-sıvı arayüzeyinde geri yayınmayı hesaba katacak bir terimin ilavesiyle sıvı içinde eriyen madde miktarında biraz artma olacaktır.

Bu süreçlerden ilki ara yüzeydeki yayınma tabakası sıvıya karıştığı zaman ortaya çıkar Katılaşma düzlemsel bir arayüzey ile gerçekleşirse bu mekanizma oldukça önemlidir. Dendiritik büyümede dendiritik arayüzeyinin önündeki yayınma tabakası çok daha dar olduğundan bu mekanizma daha az makrosegregasyon katılaşma süresinin uzun olduğu durumlarda söz konusudur.

İkinci mekanizma eşeksenli kristallerin veya metalik olmayan inklüyonların ingotun bir kısmında çökeldiği zaman ortaya çıkar. Segregasyonun kontrolünde önemli faktörler yeni fazların büyümesi ve çekirdeklenmesidir.

Üçüncü mekanizmaya göre makrosegregasyon katılaşma sırasında hacim değişikliğini karşılamak için sıvının dendiritler arasında akması ile meydana gelir. Fark edilebiri bir segregasyon ancak büyüme hızı ve sıcaklık gradyanı hızla değişiyorsa ortaya çıkar kararlı bir büyüme makrosegregasyonu neden olmaz Küçük dökümlerin kenarlarında hızla değişen büyüme koşulları çoğu zaman ters segregasyona neden olur.

Dördüncü mekanizma dendiritler arası sıvının yoğunluğunun ana sıvıdan farklı olması yüzünden ortaya çıkar Bu fark konvektif sıvı akışına ve makrosegregasyona neden olur Makrosegregasyon sıcaklık gradyanı altında sıvı yarı katı bölgenin bir kısmından diğer kısmına hareket ettiği için ve dendiritler arası sıvının ana sıvıya geri dönmesine müsait kanallar oluşup ana sıvının bileşimi değiştiği için ortaya çıkar Yarı katı bölgede akışa karşı bir direnç olduğu için bu mekanizma ile uzun katılaşma sürelerinde makrosegregasyon gözlenir.

dendiritler arası sıvı akış hızlarının çok düşük olmasına rağmen segregasyonun belirlenmesinde çok önemlidir. Sıcık bölgelerden soğuk bölgelere doğru hatta hızlı sıvı akışı olduğu zaman negatif segregasyon oluşur. Negatif segregasyon için akış hızı ifadesi

$$n.v \nearrow - \frac{B}{1-B} n.R$$

n = Birim vektör, katı sıvı bölgesinde verilen izoterme diktir.

v = Dendiritler arası akış hızı

R = Katılaşma hızı

B = Katılaşma çekilmesi

Eğer akış hızı yukarıdaki bağıntıdaki değerden az olduğunda soğuk bölgelerden sıcak bölgelere sıvı akışı ve pozitif segregasyondan oluşur. Bu denklemin iki taraflı birbirine eşit olursa segregasyon olmaz

Makrosegregasyonun belirlenmesi makro-segregasyon ingot kesitinin derin doğrulanması ile gözlenebildiği gibi ingot kesitinden alınan kükürt printleri yardımıyla da

sadece kükürt segregasyonları da gözlenebilir.

Örnek bir doğrulama çözeltisi % 50 HCL içerir. ve 90 C sıcaklıktadır.

İncelenen dilimler üzerinde yapılacak kimyasal analiz ve elementlerin segregasyon derecesi aşağıdaki formüller ile hesaplanır,

$$\Delta C = \frac{C_{\max} - C_{\min}}{C_{\min}} \times 100 \quad \text{veya}$$

$$\Delta C = \frac{C_{\max} - C_{\min}}{C_L}$$

ΔC = Elementin segregasyon derecesi

$C_{\max}$ = Elementin kimyasal analizle bulunan max bileşimi

$C_{\min}$ = Min bileşime

C_L = Elementin potadaki sıvı metaldeki bileşimi

Küçük dökümlerde sıcak işlem ve çok uzun süreli dif tavlama segregasyonu azaltmasına rağmen çoğunlukla segregasyon kalıntıları tamamen giderilemez. Büyük ingotlarda ise yapılacak homojenleştirme işlemi için büyük fırınlara vinçlere vb. teçhizatlara gerek olacaktır.

Gerek küçük ingotlarda gerekse büyük ingot dökümlerinde makrosegregasyonun kontrolü homojenleştirme işleminin süresini azaltacağından maliyeti düşürmesi açısından etkilidir.

Fleming katılaşma sırasında yayınma miktarını hesaplamak için yaklaşık analitik çözümü vermiştir. Buna göre sıvının son katılaşan parçasının eriyen madde miktarı aşağıdaki eşitlikten hesaplanabilir.

$$C_k = k C_o \left[\frac{I - \frac{f_k}{I+Lk}}{I - \frac{f_k}{I+Lk}} \right]^{k-1}$$

D_k = Katı yayınma katsayısı

θ_f = Katılaşma zamanı

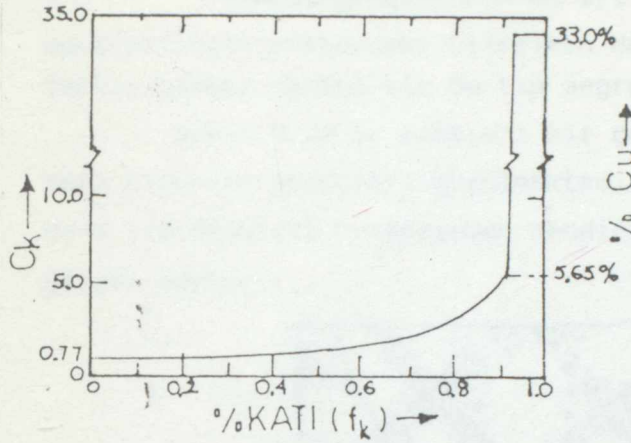
L = dendirit kolları arasındaki uzaklığın yarısı

$$x = \frac{D_k \theta_f}{L^2}$$

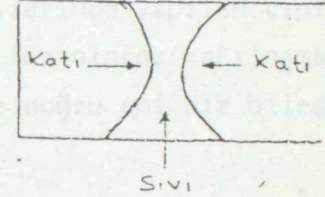
Yapılmış mikrosogregasyon hesaplarına göre bu denklemin deneyle nitel olarak uygun alması için dendirit kolları arasındaki mesafenin gerçekte gözlenenenden daha küçük olduğunun kabul edilmesi gerekmektedir. Bu fark kısmen dendirit geometrisinin basit bir şekilde kabul edilmiş olmasına bağlıdır. kısmen de yayınma katsayısının uygun şekilde seçilmemesinden veya kabalaşma etkisinden ileri geliyor diye düşünülebilir.

ayrıca bu denklemdeki X_k değeri yaklaşık olarak 0.1 değerine eşit veya bundan büyük olduğu zaman önem kazanır. Ti-Mo alaşımlarında X_k oranına bağlı olarak yapılan hesaplarda θ_f zamanının ve katsayısının artmasıyla segregasyon oranının azaldığı görülmektedir.

Mikrosegregasyonların tayinleri başlangıçta radyografıl ve sertlik ölçme teknikleri uygulanarak yapılmaya çalışıldı. fakat pek başarılı olunmadı. En kolay en duyarlı olarak mikrosegregasyon tayin yöntemi elektrongrob mikro analiz (EPMA)dır.



Şekil:7 Mesafe AL % 4.5 Cu alaşımlı eriyen dağılımı



Şekil:8 Mesafe M-- az alaşımlı çelik eriyen dağılımı

Az alaşımlı Çeliklerin katılaşma sırasında mikrogeregasyon kontrolü:

- Soğuma hızıyla
- Eriyen elementle
- İngot boyutuyla
- Döküm şartıyla
- geri yayınmayla
- Büyüme hızıyla
- katılaşma tarzıyla
- Katılaşma yapısıyla
- Katılaşma aralığıyla
- Paylaşım oranıyla kontrol edilebilir.

Bunlar ile kontrol edilemeyip oluşmuş bir segregasyon ancak difüzyon tavlama ile giderilebilir. Yada makrosegregasyon azaltılabilir. tamamen giderilmesi çok zaman ve yüksek ısı gerekeceğinden çok zordur.

Tespit edilmiş başlıca mikrosegregasyon çeşitleri:

Hücreler arası mikrosegregasyon dendritler arası mikro segregasyon ve taneler arası mikro segregasyondur.

- Hücreler arası mikro-segregasyon

Bir döküm ve ingotun katılaşması sırasında yapısal aşırı soğuma medeni ile hücrel bir yapı görülür. Hücre sınırları $K \leq 1$ olduğunda eriyen elementçe $K > 1$ olduğunda ise eriyen elementçe fakirdir. $K = 1$ olduğunda hücre yapısı Katı sıvı arayüzeyinde eriyen elementçe zengin bölgeye doğru ilerlerken hücre sınırlarındaki segregasyon eriyen büyüme uzantısının ucundan yanlara doğru yayılması sonucu oluşur.

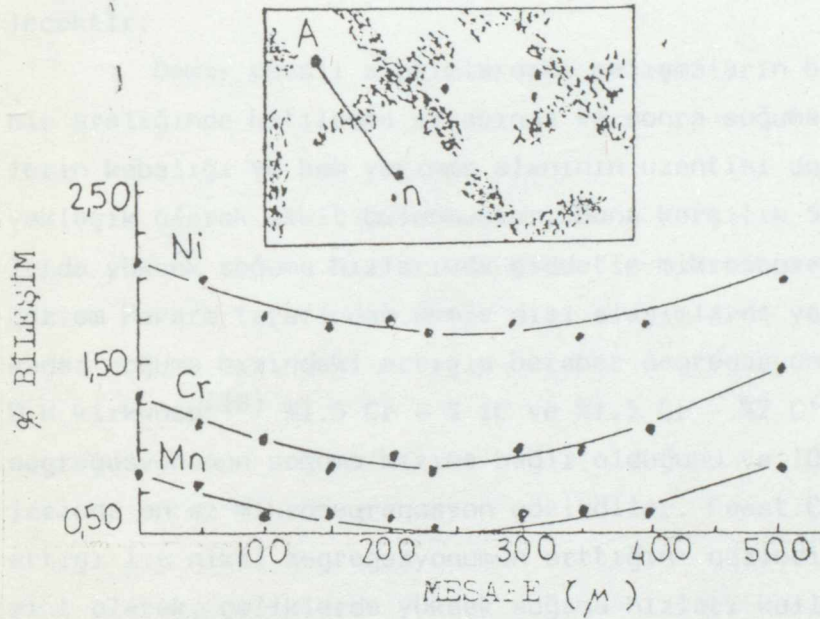
Biloni ve Bolling metallografik teknikleri kullanarak hücre sınırlarındaki segregasyon miktarının büyüklüğünü belirlemişlerdir.

b) Dendiritler arası mikrosegregasyon

Mikrosegregasyonun en iyi bilenini dendiritler arası segregasyondur.

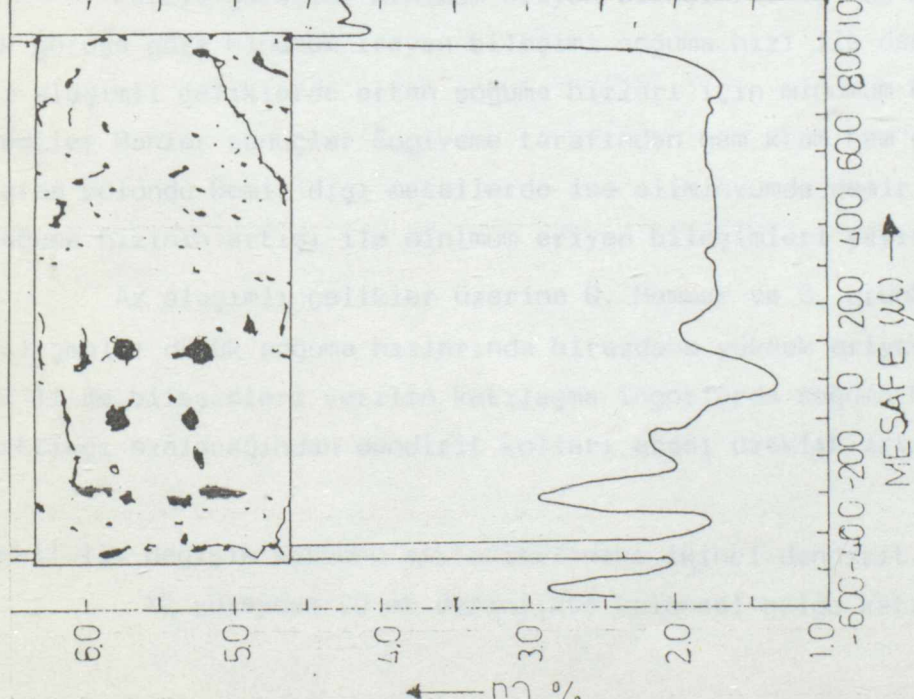
dendiritlerin merkezdeki bileşimin dendiritlerin dış bölgesindeki bileşimden farklı olması nedeni ile bu tip segregasyon göbekteşme diye adlandırılır.

Şekil 9 da az alaşımlı bir çelikte dendirit kollarında yapılan tipik bir seri ölçmenin sonuçları görülmektedir. Bu alaşımlı tek faz olarak katılaşması nedeni ile dendirit merkezinden dendiritler arası bölgeye doğru ani bir bileşim değişimi yoktur.



Şekil 9: Az alaşımlı çelikte A-n boyunca elektronmikroanaliz ile saptanmış eriyen element dağılımı.

dendiritler arası bölgede ikinci bir faz teşekkül edince AL—%4.5 Cu alaşımında olduğu gibi genellikle çok aeniz bir bileşim farkı bulunur.



Şekil 10: AL—%4.5 Cu alaşımında elektronmikroanaliz ile saptanmış eriyen element dağılımı

C) taneler arası mikrosegregasyon

Dendiritler arası segregasyonda olduğu gibi tane sınırlarındaki bölgelerde yüksek eriyen bileşimine sahiptir. Bu tür segregasyon tane sınırının nasıl oluştuğuna bağlıdır. genede döküm ve ingotlarda taneler arası segregasyonun şekil 10 daki duruma benzer şartlarda oluştuğu belirtilmektedir. Bu durumda tane sınırları en son katılacak bölgelerdir.

2.2.1 Az alaşımlı çeliklerin mikrosegregasyonuna ekti eden faktörler.

Mikrosegregasyonuna ekti eden faktörler birbirlerine bağlıdır. ve bunlar aşağıda incelenecektir. Tek başına farklı etki uygulayanlara ayrıca değinilecektir.

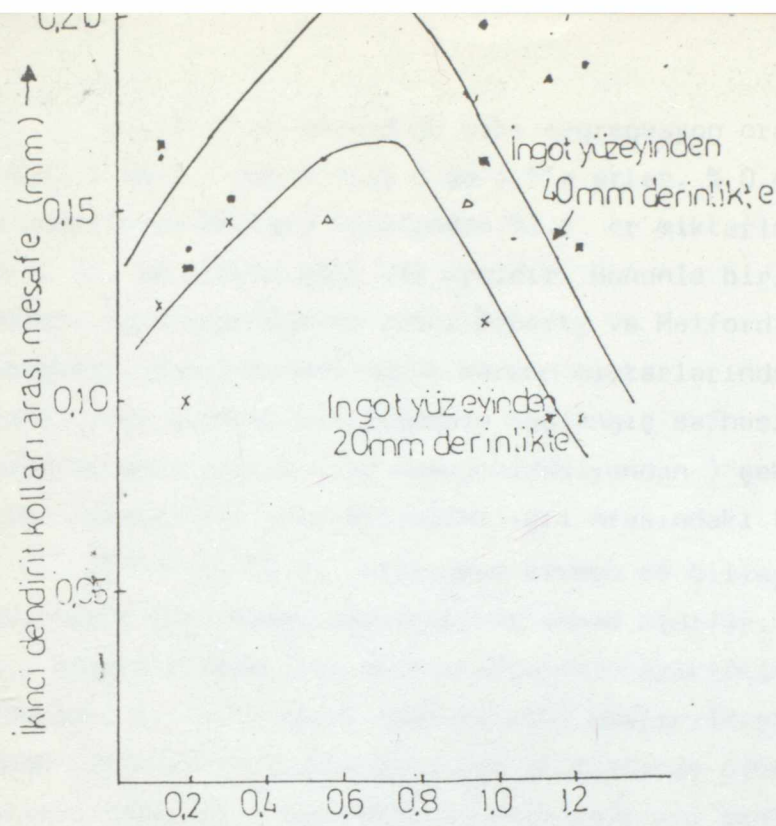
Demir esaslı alaşımlardaki çalışmaların bir çoğunda soğuma hızının geniş bir aralığında katılma sırasında ve sonra soğuma hızı ile birlikte hem dendiritlerin kabalığı ve hem yayınma alanının uzantısı değiştiğinden dolayı mikrosegregasyon yaklaşık olarak sabit bulunmuştur. Buna karşılık Shved⁽¹¹⁾ Fe-Cr-C az alaşımlı çeliklerde yüksek soğuma hızlarında şiddetle mikrosegregasyon gözlenmiştir. Benzer bir gözlem Makara tarafından demir dışı alaşımlarda yapılmıştır. Burada 60' C/ dakikaya kadar soğuma hızındaki artışla beraber segregasyon şiddeti arttı BA Rickinson ve D.H kirkwood⁽¹⁸⁾ %1.5 Cr - % 1C ve %1.5 Cr - %2 C'lu alaşımlarda kromun soğuma hızındaki artışla beraber segregasyon şiddeti arttığını ve 100'C /dak. civarındaki soğutma hızlarında en az mikrosegregasyon gözlediler. Feest Cu-Ni alaşımlarında soğuma hızının artışı ile nikel segregasyonunun arttığını gözledi Doherty ve arkadaşları bu bulgulara zıt olarak, çeliklerde yüksek soğuma hızları kullanarak krom segregasyonunun azaltılabileceğine teklif ettiler. Bu görüş Diğer bazı araştırmacılar tarafından doğrulandı.⁽¹²⁾

Farklı görüşler minimum eriyen bileşimler içinde benzer tarzda anaya katıldı. Nk görüşe göre minimum eriyen bileşimi soğuma hızı ile değişmez. Fleming ve arkadaşları az alaşımlı çeliklerde artan soğuma hızları için minimum krom bileşiminin arttığını gözlediler Benzer sonuçlar Sugiyeme tarafından hem krom hem nikel için paslanmaz çeliklerde bulundu Demir dışı metallerde ise alüminyumda demir için bakırda nikel için soğuma hızının artışı ile minimum eriyen bileşimleri yayınlandı.⁽¹¹⁾

Az alaşımlı çelikler üzerine Ö. Hammar ve G. grünbaun⁽¹⁵⁾ tarafından yapılan çalışmalar düşük soğuma hızlarında birazdaha yüksek eriyen element oluştuğu bulunmuştur. Ek 11 de bileşimleri verilen katılma ingotlarda soğuma hızı ingot yüzeyinden uzaklık arttıkça azalacağından dendirit kolları arası uzaklık artar. bu şekil 11 de gösterilmiştir.

Şekil 11: değişik karbon miktarlarındaki ikinci dendirit kolları arasıuzaklık

XII yüzeyden 20 mm derinlikte kolonsal bölge katılma zamanı 4 dakika



x: Yüzeyden 40 mm derinlikte kolonsal bölge katılaşma zamanı 4 dakika
 : Yüzeyden 40 mm derinlikte kolonsal bölge katılaşma zamanı 4 dakika

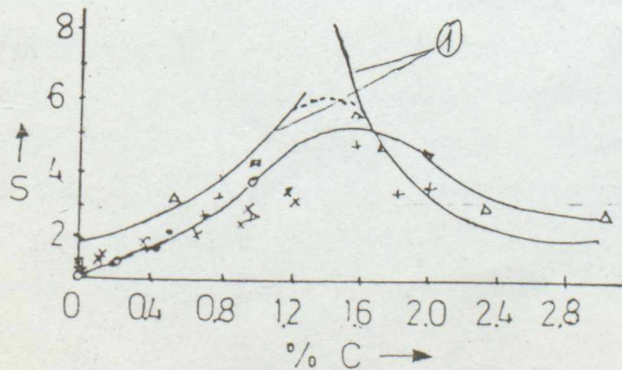
● Yüzeyden 40 mm derinlikte eş eksenli bölge katılaşma zamanı 8 dakika

△ Yüzeyden 20 mm derinlikte kolonsal bölge katılaşma zamanı 8 dakika

▲ Yüzeyden 40 mm derinlikte kolonsal bölge katılaşma zamanı 8 dakika

Arayer alaşım elementleri karbon ve azot paslanmaz çeliklerde olduğu gibi az alaşımlı çeliklerde diğer elementlerin segregasyonunu şiddetlendirirler. Yüksek karbon miktarı marbür oluşumuna sebep olur ve ana yapıyı alaşım elementinin fakirleştirir.

H. Fredrikssin ve Z Heliner kromlu çeliklerde karbonun krom segregasyonuna etkisini tesbit etmiştir.



Şekil 12: kromlu çeliklerde karbon içeriğine göre kromun segregasyon aranı

Şekil 12 de görüldüğü gibi segregasyon oranı karbon miktarının artmasıyla % 0.12 C da 1.5 dan % 1.21 C da 3.9'a artar. % 0.4 üzerindeki karbon miktarı için bu Doherty ve Melford tarafından 91.5 cr miktarları için verilen segregasyon oranı şekil 14. de 1 nolu eğri ile aynıdır. Bununla birlikte % 0.4'ün altındaki karbon miktarları için segregasyon oranı Doherty ve Melford tarafından yayınlanan değerden yüksektir. Bunun nedeni düşük karbon miktarlarında artan karbon miktarıyla ötektik reaksiyonun giderek katılaşmanın başlangıç safhasında oluşmaya başlamasından (ve kuvvetli geri yayımın ile homojenizdsiyondan) şekil 12 deki 1 nolu eğri ile gösterilen neticelerle onun altındaki eğri arasındaki fark açıklanmaktadır.

Fe — C- Si li çeliklerde karbon ve silisyum gibi metalik olmayan elemanlar sıvı fazda toplanarak segregasyona sebep olurlar. Ayrıca çelik bileşiminde bulunan bazı alaşım elementleri de birbirlerinin erirliklerini etkileyerek segregasyona neden oldukları A. Yoshi tarafından bu etki gösterilmiştir. Az alaşımlı Fe-C, Ni-Cr sisteminde kütle konsantrasyonları ppm seviyesinde olsa bile nikel ve krom ferrit fazında antimon kalay gibi elementlerin erirliklerini azaltarak segregasyona neden oldukları bulunmuştur. Yer alan alaşım elementlerinin etkisi üzerinde aksi görüşler ileri sürülmüştür Al-Cu alaşımlarında çözünen element miktarındaki farkı Harwat tarafından bakırın % 2 den 5' e artarken arttığı iddia edilirken Weinger tarafından Cu-Ni alaşımlarında nikeli % 8 e kadar artırılmasının mikrosegregasyona hiç bir tesiri olmadığı bulunmuştur.

Hızlı soğuyan küçük ingotlarda krom segregasyonunda % 30 düşüşe rastlandı Kabulowsky karbür fazı oluşması nedeniyle sonuçlarda bir dağılım olmasına rağmen ingotun herhangi bir noktasındaki segregasyon ingot boyutundan bağımsız olduğunu ileri sürdü. R.Y. Mc Douald ve Y.D. hunt hidrostatik durumda küçük farklar oluşturabilecek uzun bir ingotta segregasyon oluşumunun hızlanacağını ileri sürdüler. Smith tarafından yapılan çalışmaları göredüküm hızı ve döküm sıcaklığı mikrosegregasyona etikli olmasına rağmen mikrosegregasyon etkisi ihmal edilebilecek kadar az olduğunu ileri sürdü.

Katılaşma sırasında katıda eriyen elementin yayınmazı eriyen dağılımını oldukça düzeltir, dolayısıyla mikrosegregasyonunu şiddeti azalır. Yayınmanın etkisi eğer birden fazla element varsa en yavaş yayınan element segregasyonu kontrol eder, yüksek alaşımlı malzemelerde eriyen yayınmasının etkisi çok belirgindir. Bower ve arkadaşları Al-Cu alaşımlarında katılaşma sırasında su verilerek yapılan deneylerde minimum eriyen bileşiminin dendrit gövdesinin merkezinde % 0.8 Cu'dan %1.4 Cu'da yükseldiğini ölçmüşlerdir. Blöck karbonun katılaşma sırasında yayınmanın hızlı fakat çoğunla eğer krom gradyanı varsa aynı yönde olduğunu gördü.

Eriyen elementin geri yayınmasıyla çözünen dağılımının oldukça düzeltilmesi nedeniyle mikrosegregasyonun şiddeti azalır Fleming'e göre düzlemde geri yayınma

$$X = \frac{Dk \cdot \theta f}{L^2}$$

L²

Bağlantısı ile ifade edilir. Burada

D_k ; katı içindeki yayınma katsayısı

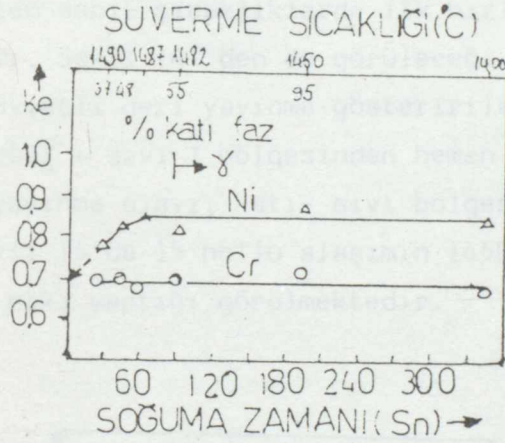
θ_f ; Bölgesel katılaşma zamanı

L ; Dendirit kolları arasındaki uzaklığın yarısıdır.

Geri yayınma denge paylaşım katsayısı, k ile δ 'nin çarpımında 0.1 değerine eşit veya daha yüksek olduğu zaman önem kazanır ve bundan sonra dendiritlerdeki minimum eriyen bileşimini belirtmek için etkili paylaşım katsayısı $k_e = \frac{C_{min}}{C_o}$ kullanılır. Eğer $k_o < 1$ ise geri yayınma olmaz.

Ek 11 de bileşimi belirtilen az alaşımlı çeliklerden 16 no'lu alaşımın su verilmiş numunelerdeki dendiritlerin minimum bileşimleri (şekil 13) görülmektedir. ki ısısal yayınması önemli ölçüdedir ve geri yayınma ısısal duraklama civarında bir kaç dakika içerisinde oluşmaktadır.

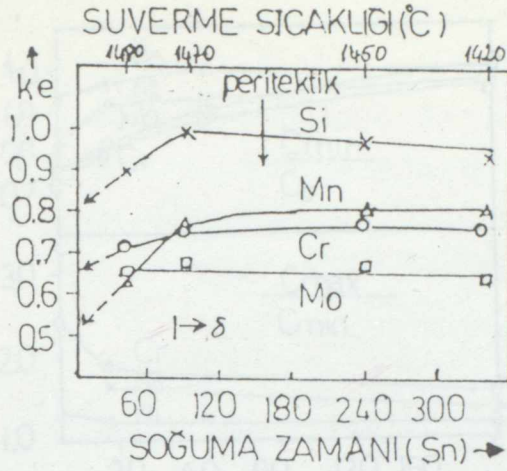
SU VERME SICAKLIĞI



Şekil 13; Katılaşmanın başlamasından itibaren 16 no'lu alaşımın katılaşma sırasında k_e değişimi;

Şekil 13' de ısısal duraklama sırasında k_e^{Ni} yaklaşık olarak 0.75 den 0.85'e yükseldiği görülmektedir. Buradan $k_e = \frac{C_{min}}{C_o}$ olduğundan dolayı nikelin geri yayınması dendiritteki minimum bileşimini C_o yükselttiği sonucu çıkar.

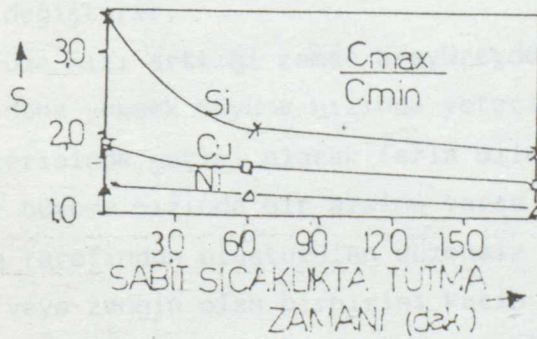
Kromun ise geri yayınmada dendiritteki minimum bileşime etkisi olmadığı yine şekil 15'den görülür, ve bütün geri yayınma ($\delta + \text{sıvı}$) bölgesinde olur. Aynı şartlarda yapılmış deneylerde 17 no'lu alaşımda bulunan elementlerin k_e değişimleri şekil 16' da verilmiştir.



Şekil 14: Katılaştırmanın başlamasından itibaren 17 no'lu alaşımanın ke değişimi

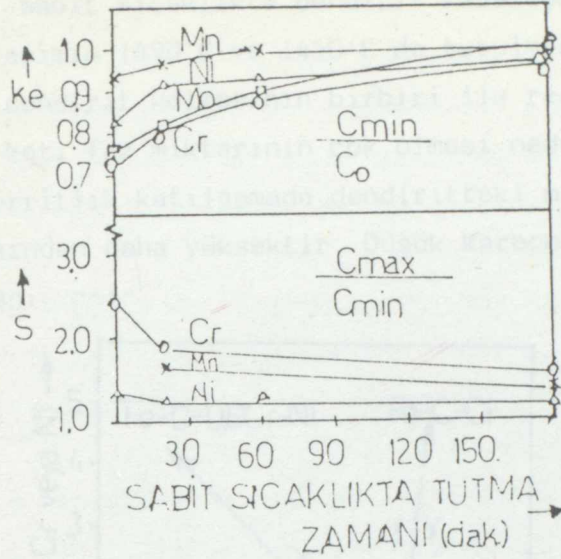
nispeten sabit sıcaklıklarda ilk hızlı katılaştırma safhasında, geri yayınma çok kuvvetlidir. Şekil 14' den de görüleceği gibi mangan, silisyum, krom ve molibdenen daha kuvvetli geri yayınma gösteririler ve geri yayınma geritektik reaksiyon başlamadan önce ($\chi + \text{sıvı}$) bölgesinden hemen hemen tamamlanmıştır.

Geri yayınma olayı, katı- sıvı bölgesinde sabit sıcaklıkta tutmakla da saplanabilir. Şekil 15'de 15 no'lu alaşımanın 1450°C deki sabit sıcaklıkta tutulmasından nasıl bir etki yaptığı görülmektedir.



Şekil 15: 1450°C deki sabit sıcaklıkta ($\chi + \text{sıvı}$) bölgesinde tutma sırasında 15 no.lu alaşımanın segregasyon oranının g değişimi:

Şekil 15'den de görülebileceği gibi ısıtma işlemin ilk saatinde nikel, bakır ve silisyum elementleri için mikrosegregasyon oranı azalır. Benzer şekilde 16 no'lu alaşımdaki nikel, krom, mangan ve molibden elementleri için geri yayınmanın etkisi şekil 16' da görülmektedir.



Şekil 16: 1450 C' deki sabit sıcaklıkta 16'nolu alaşımın (χ + sıvı) bölgesinde tutulması sırasında segregasyon oranı değişimi

Yayınma işleminin yanında dendirit kollara kabalaşır ve birbirlerine yapışır. kabalaşma işlemi kattamış tarafından küçük dendirit kollarının kaybolması ve büyük dendirit kollarının büyümesi ile açıklanmıştır. kabalaşma ile dendirit kolları arasında kalacak sıvı alanı azaltılmış olur dolayısıyla mikro-segregasyon şiddeti azalır.

Segregasyon üzerine büyüme hızının etkisi soğuma hızının ki ile normal olarak aynıdır. Bununla beraber büyüme hızı değişikliği arayüzeyin önünde eriyen bileşimini değiştirir.

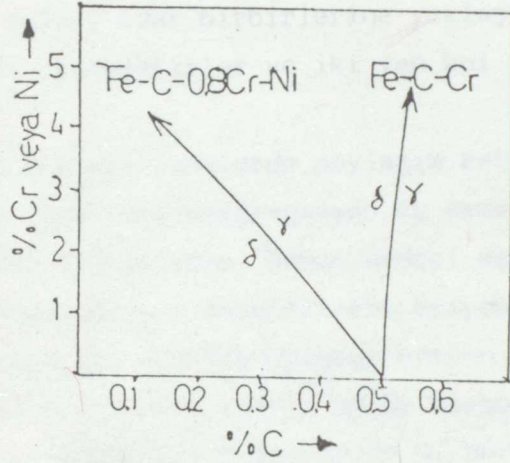
Büyüme hızı arttıkça zaman arayüzeydeki ikinci element miktarı artar, çünkü bu element daha yüksek büyüme hızında yeteri kadar yayınanamaz. bu ikinci elementin katı içerisinde geçici olarak fazla bileşimde olması sonucunu doğurur. Benzer olarak eğer büyüme hızında bir azalma varsa ikinci elementce fakir bir bonol oluşur. Konveksiyon tarafından oluşturulan düzensiz büyüme hızı böylece ikinci elementce daha fakir veya zengin olan birbirini katıp eden bandlar meydana getirir. Büyüme hızındaki bu dalgalanmalardan segregasyon büyüme yüzeyine paraleldir. Bandlaşma büyüyen kristalin ana hatlarını oluşturur.

katı-sıvı bölgesinde tutma sırasında geri yayınmanın yanında dendirit kabalaşması oluşmaktadır. Bu şekil 17' de

Şekil 17: f_k , katı faz fonksiyonu olarak 16'nolu alaşımdan sabit sıcaklıkta dendirit kabalaşması

Alaşımların 1490°C ve 1450°C de tutulmasında ilk 15 dakikadaki ısıtıl işlem zamanında dendirit kollarının birbiri ile reaksiyona girmesi ve yapışmasına imkan veren katı faz miktarının çok olması nedeniyle kabalaşma hızı yüksektir.

Ferritlik katılaşmada dendiritteki minimum eriyen madde miktarı ostenit katılaşmasından daha yüksektir. Düşük karbon miktarı ferrit+sıvı bölgesinde uzun geçiş zamanı verir.



Şekil 18: Fe-C-Cr ve Fe-C-0.8Cr-Ni sistemlerindeki

Krom ve nikelin likidüs eğrileri:

Fe-C-Cr ve Fe-C-0.8Cr-Ni sistemlerinde ilk ferritik katılaşmadan önce ostenit katılaşmaya geçiş için çizilen likidüs eğrisine tekabül eden şekil 20 deki hatlardır. Kromun etkisi az olmasına rağmen nikel ilavesi likidüs eğimini düşük karbon miktarlarına kaydırır. böylece ilk ferrit teşekkülü için bileşim aralığını daraltır katılaşma hızı arttığı zaman yapısal olarak δ - katılaşma aşamaları ilk ostenit çökelme ile katılaşabilirler Krom, molibden ve vanadyum gibi 'yı kararlı yapan elementlerin ilavesi γ / sıvı eğrisinin yerini değiştirir. ve bu suretle γ - katılaşmasını artırır.

Ö. hammar ve G. Grünbansın geri yayınma ile katılanma sırasında homojenleşmeyi sağlamak için ferritik katılaşmanın en uygun olduğunu bulmuştur.

Δ (bağıntı 6)

ko. $\Delta > 3.4$ ferrit içinde

ko. $\Delta > 0.1$ ostenit içinde

geri yayınma olur Ferritik katılaşma ostenitik katılaşmadan daha büyük ke- değerini verir. Karbonu düşük az alaşımlı çeliklerdeki ostenitik katılaşma kromun yüksek segregasyonuna neden olur. Ostenitik paslanmaz çeliklerde manganez, ostenit eriyikte kalır ve son katılaşma bölgesinde kükürtçe zengin sıvı katılaşırken kükürt filmini bozacak manganez yoktur. Metallerdeki sıcak yırtılmanın ana nedeni kükürt segregasyonudur. Fosforda ostenit içinde kükürt gibi segregasyona neden olur. dolayısıyla sıcak yırtılmada krom ve nikel ostenit içinde segregasyon göstermez, fakat %4-5 oranında bulunan δ - fazında belirli bir segregasyon oluşur.

Coulhard, segregasyonun dendiritlerde ve kırılmış hücrelerde, düzenli hücrelerden daha yüksek oluşmasının nedeni düzenli hücrelerde mikrosegregasyonun kristalin boyutunda değil hücre boyutunda olmasıdır. fikriniileri sürdür.

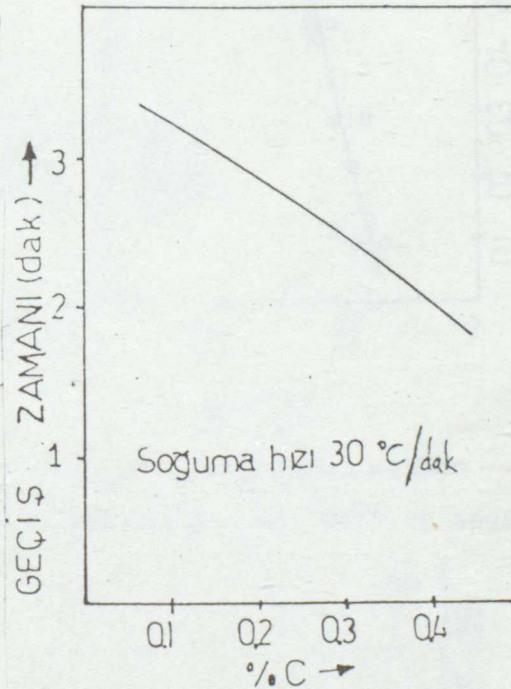
Bundan başka dendiritler arası sahada eriyen ünüform olarak dağılmış olup ilk kollar arasındaki ikinci kollar arasına nazaran bir dereceye kadar daha çok toplama olur.

Bir ingotun katılaşması sırasında bir çok ana dendirit gövdeden büyüyen yan kollar yeteri kadar birbirlerine yaklaşırlar bunlar birbirlerini etkiliyerek büyümelerini yavaşlatırlar ve iki yan kol arasında alaşım elementlerin zenginleşmesi artar.

Eş eksenli tanelerde paylaşım katsayısı kolonsal bölgeye oranla daha düşük olduğu için mikrosegregasyon eş eksenli tane bölgelerinde kolonsal bölgelerden daha şiddetlidir. Bunun nedeni eş eksenli bölgedeki geniş dendiritler arası mesafeden dolayı dendiritlere eriyen elementin geri yayınması kolonsal bölgeye nazaran eş eksenli bölgede eriyen elementin bileşimine ekti olmasındandır

Az alaşımlı çeliklerin düşük karbon miktarları ferrit-sıvı bölgesinde uzun geçiş zamanı verdikleri Ö.Hammer ve G. nüranbaum tarafından gözlenmiştir.

Bu şekil 19 da göste



Şekil 19: 1.3 no'lu alaşımların katılaşma sürecindeki

($\delta + \text{sıvı}$) bölgesinde geçiş zamanı

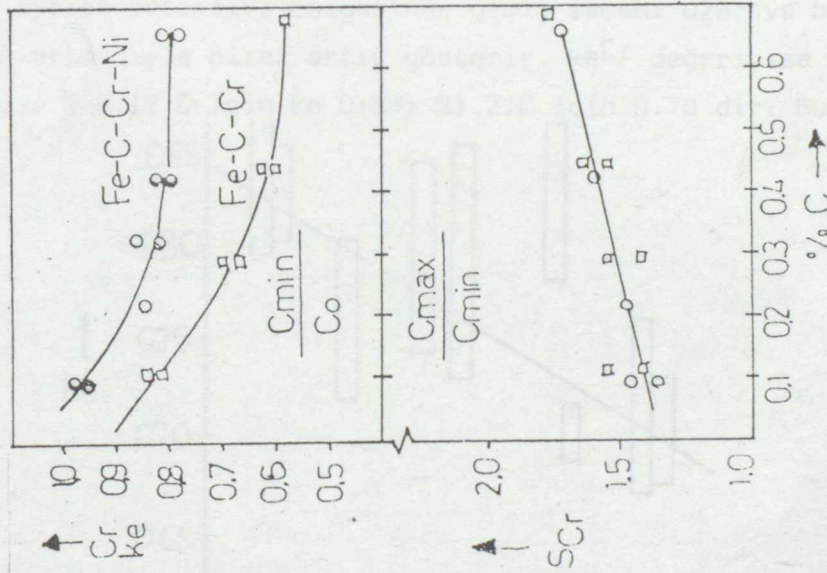
Yapısal denge paylaşım katsayısı, k C_k ile mikrosegregasyon arasında bir bağlantı vardır. k değeri birden ne kadarsa farklı ise mikrosegregasyon şiddeti artar. X' nin vanadyum, krom, molibden, tungstein, kobalt ve nikel gibi alaşım elementlerinde birini belirttiği Fe- X ikili sistemi için k bir değerine yakındır.

Krom mikrosegregasyonunda Fe-C-X sisteminde karbonun etkisi olduğu açıktır. Nitel olarak vanadyum, krom, molibden, tungstein ve mangan elementleri için karbon

ilavesi ke'ı düşürür. Diğer taraftan karbon ilavesiyle kobalt, nikel, bakır, silisyum ve alüminyum gibi elementler için artırır. Melford ve Grange Fe-C-%1.5 Cr alışımin-
da çeşitli karbon miktarlarıyla kromun Ko'nın tesbit ettiler ve karbon artarken Ko
Cr değerinin düştüğünü buldular.

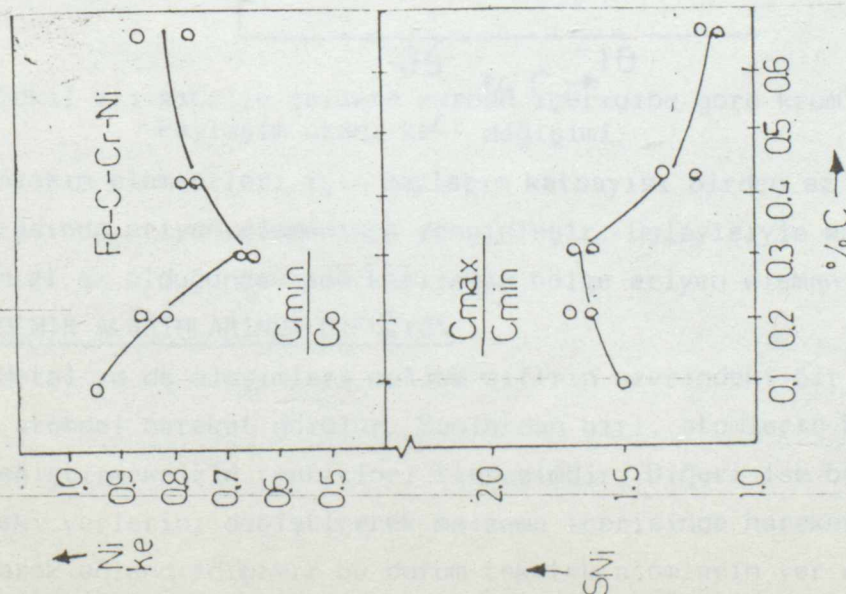
Buckley ve Hoze- rotary Fe-Cr-Ni sistesinde çalıştılar. %2 Ni ve %0.1-0.3 C'da
(δ + sıvı) bölgesinde koNi= 0.9 dan büyük olduğunu saptadılar.

ke değeri katılaşma sırasında geri yayınmadan sonra dendiritlerin ortasındaki
gerçek C-min değerine bağlı olduğu için ko değeri ile karıştırılmamalıdır, fakat bir
kıyaslama yapılabilir Krom için ke ve ko 'ın her ikisinde karbon miktarının artmasıyla
azalır. Karbon minimum bileşimi düşürür Şekil 20 de ke^{Ni}'e karbonunu etikisi çok kuv-
vetlidir fakat krom ile aynı tarzda değildir. Karbonun % 0.3 e kadar artmasıyla
keni 1.0 dan 0.7 ye düşer. İlk δ - katılaşmadan ilk χ - katılaşmaya dönüşmesi nedeni-
le bu değerden yüksek karbon değerleri ile ke'de bir artış olur.



Şekil 20: Fe-C-Cr ve Fe-C-Cr-ni sistemlerindeki karbon

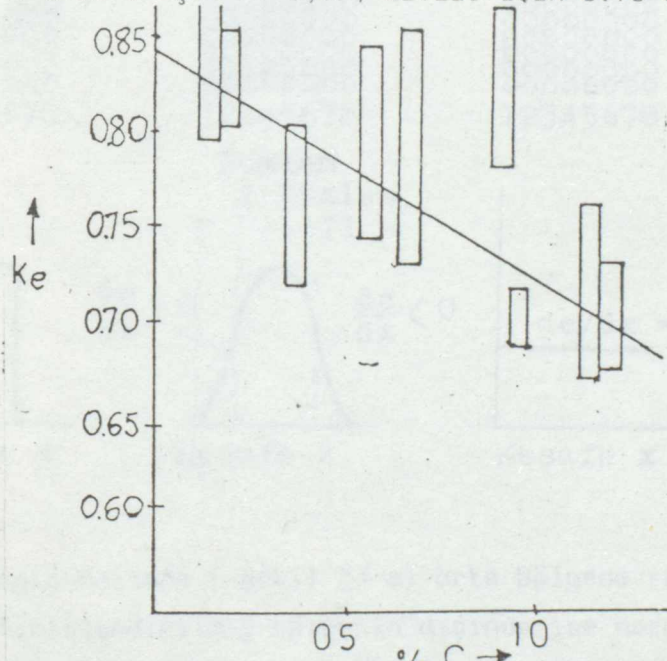
içerliğine göre krom paylaşım oranı ke^{Cr} ve segregasyon oranı s^{Cr} değişimi



Şekil 21: Fe-C-Cr-Ni sistemindeki karbon içeriğine görenikel paylaşım oranı ke^{Ni} ve segregasyon oranı S^{Ni} değişimi

Şekil 20 ve 21' de ko değerleri için değişik varsayımlar yapılmaktadır. Bunlardan birincisi, karbon ilavesi ko^{Cr} ve ko^{Ni} 'i etkileyebilir; ikincisi ferritik katılaşmanın miktarı karbon içeriğinin bir fonksiyonu olabilir Ferrit-teki yayınma zamanı dolayısıyla karbon ile değişecektir. Üçüncü varsayım ise metalik eriyen elementlerin aktiviteleri üzerinde karbonunu etkisi olabilir.

Karbon miktarındaki artış ferritik büyüme zamanını azaltır ve kromun aktivitesini düşürür. Krom yayınmasının verilen kısa bir zamanda çok zayıf olduğu ostenitik bölgede geri yayınmanın az olmasından ke eğrisi ko a yaklaşır. Şekil 21' de ke^{Ni} eğrisi ferrit bölgesinde yüksek nikel aktivitesine rağmen azalan geri yayınma zamanı nedeniyle karbon kitarının artmasıyla düşer. Yüksek karbon bileşimlerinden ve ilk katılaşmanın astenite dönüşümünden sonra artan nikel aktivitesi nedeniyle nikel yayınması nın etki derecesi kromunkinden daha yüksektir. Ayrıca katı-sıvı bölgesinde geçiş zamanı uzar ve bundan dolayı ke^{Ni} de karbonun artmasıyla biraz artış gösterir. ke^{Cr} değeri ise karbon miktarı artarken azalır % 0.12 C için ke 0.83; %1.21C için 0.70 dir. Bu şekil 22 de gösterildi.



Şekil 22; %1.21C'lu çelikte karbon içeriğine göre krom Paylaşım oranı ke^{Cr} değişimi

Alaşım elementleri için paylaşım katsayısı birden az olduğundan sıvı katılaşma sırasında eriyen elemanınca zenginleşir. Dolayısıyla katılaşan malzemede yayınma hızı az olduğundan son katılaşan bölge eriyen elemanınca zengin olur

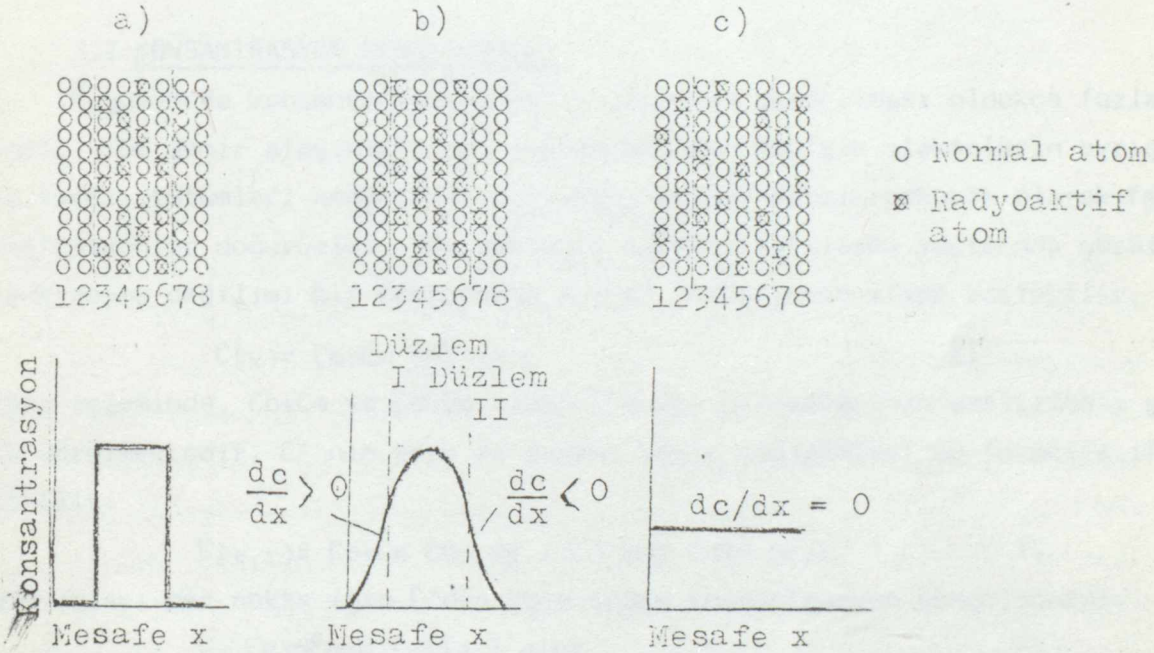
DEMİR ALAŞIMLARINDA DİFÜZYON

Metal ya da alaşımları mutlak sıfırın üzerindeki bir sıcaklığa ısıtılırsa iki tarz atomsal hareket görülür. Bunlardan biri, atomların kristal kafesindeki yerini değiştirmeksizin yaptıkları titreşimdir. Diğer ise bazı atomların kristal kafesindeki yerlerini değiştirerek malzeme içerisinde hareket etmeleridir. Difüzyon olayı olarak adlandırdığımız bu durum tek tek atomların yer değiştirmesi nedeniyle

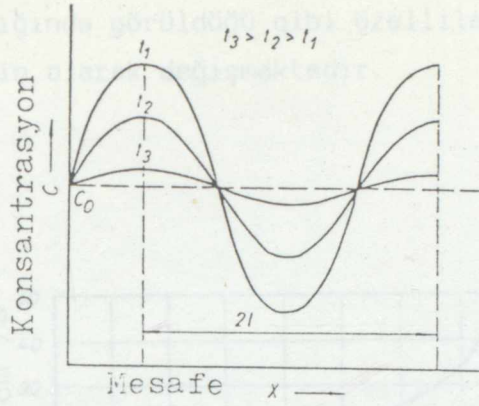
mikroskopik malzeme akışının meydana geldiği bir istatistik olayıdır. difüzyon olayları metallerin ısıtıl işlemlerinde birçok durumda görülür, hatta eğer ani soğuma prosesi istişa tutulursa, bütün ısıt işlemler difüzyon olayı ile meydana gelmektedir. denebilir.

3.1 MİKROSKOBİK DİFÜZYON AKIŞI

Yer atom kafes içerisinde belirli bir yer işgal eder. Sıcaklığın artmasıyla atomların enerjileri artar ve kafasteki yerini değiştirebilir. Çok sayıda ki kaidesiz atom sıçramalarına karşılık, her hacimi birimi için kütle sabittir. Konsantrasyon farklarının takibi ile olay belirlenebilir, ancak konsantrasyon değişmeden de bu olay meydana gelebilir. Ana metal içerisindeki birkaç atom radyoaktif olarak yüklenirse, bu atomların zamana bağlı olarak hacimde dağılması kolaylıkla gözlenebilir. Bu durumdaki bir metalin, kendi atomlarının yayınması kendi kendine difüzyon yada özdifüzyon olarak adlandırılır. Şekil 23'de olay şematik olarak gösterilmiştir.



Başlangıç halinde (Şekil 23 a) orta bölgede radyoaktif izotoplar homojen dağılmıştır. Sınırlandırılmış bölgenin dışında ise normal atomlar bulunmaktadır. Numaralandırılmış düşey atom sıralarından 3 ile 6'nın her birinde 4 radyoaktif izotop mevcuttur. Altta şekil b de her radyoaktif atom kafesteki yerini, bir kafes Parametresi kadar değiştirmiştir. Sıcaklık durumu her doğrultuda aynı ihtimalle meydana geleceği için işaretlenmiş atomların 4 ve 5 sıralarında sayısal değişme yoktur. Fakat 3 ve 6 düşey sıraları birer atomlarını kaybetmiştir, ve bu atomlar 2 ve 7 düşey sıralarına geçmiştir, konsantrasyon dağılımı altta şekil c de görüldüğü gibi çan eğrisi tarzındadır. Devam eden kaidesiz sıçramalarla radyoaktif atomların yayılmaları devam eder ve nihai durum olarak dengeli bir dağılım ortaya çıkar. (Şekil 23 c) müteakip sıçramalar artık konsantrasyon değişmesi meydana getirmez.



Şekil 24 : Homojenleştirme ile periyodik konsantrasyon değişiminin dengelenmesi

3.2 KONSANTRASYON DENGELENMESİ

Uygulamada konsantrasyon farklılıklarının azaltılması oldukça fazla öneme sahiptir. Tüm demir alaşımlarında, yapıda bulunan değişik elemanların ayrışmaya karşı farklı tutumları nedeniyle, katılaşma esnasında mikroskobik olarak farklı konsantrasyonlar doğururlar. İlk yaklaşım olarak, katılaşma yapısında görülen konsantrasyon dağılımı bir doğrultuda açısal fonksiyonla ifade edilebilir.

$$C(x) = C_0 + C_m \cos(x/L) \quad 21$$

Tavlama işleminde, $C_0 + C_m$ ve $C_0 - C_m$ konsantrasyon extremlerinin azaltılması şekil 60 da görülmektedir. C' nin yere ve zamana bağlı değişimleri şu formülle ifade edilebilir.

$$C(x,t) = C_0 + C_m \cos(\pi x/L) \exp(-\pi^2 D t/L^2) \quad 22$$

Bundan dolayı her nokta için C' den C_0 'a doğru konsantrasyon dengelenmesi:

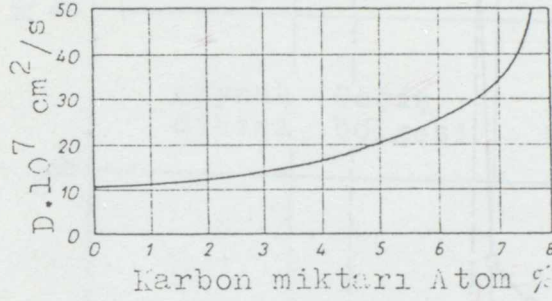
$$C - C_0 \sim \exp(-t/\bar{J}) \text{ olur.} \quad 23$$

$\bar{J} = L^2 / \pi^2 D$ sabiti, teknolojik olarak etki edilebilir büyüklükleri kapsar. Sıcaklığın yükseltilmesi ve difüzyon katsayısı D' nin arttırılmasıyla $\bar{J}$ değeri azalır ve böylece konsantrasyon dengelenmesi hızlanır. Fakat ergime belirtileri ve istenmeyen tane kabalaşması tehlikelerinden dolayı homojenleştirme (difüzyon tavlama) tavlamasında bir üst sınır vardır. bundan dolayı yukardaki bağıntılarda karesi oranında etki yaptığı için, maksimum ve minimum konsantrasyonlar arasındaki mesafe $\bar{J}$ 'nin azaltılması daha çok yarar sağlar.

Teknolojik olarak $2\bar{J}$ dendiritler yada dendirit elemanları arası mesafedir. Bu değeri katılaşma hızı ve sıcaklık radyantı ile etki edilebilir. Şekillendirilmiş malzemelerde arttan şekillendirme derecesi ile bu mesafe azalır. Bu nedenle şekillendirilmiş malzemelerde döküme nazaran konsantrasyon dengelenmesi daha kolaydır. =

Fiş kanunları ile çözümlerde buraya kadar sabit difüzyon katsayısı verilmiştir. Ancak deneyler difüzyon katsayısının genellikle konsantrasyona bağımlı olduğunu

göstermektedir. Şekil 25 de ,8-demirinde karbonu için difüzyon katsayısının konsantrasyona bağımlılığında görüldüğü gibi özellikle yüksek karbon miktarlarında difüzyon katsayısı belirgin olarak değişmektedir.



Şekil 25: 1127'C de 8-demirinde karbon konsantrasyonunun karbonun difüzyon katsayısına etkisi

Şimdiye kadar anlatılan difüzyon olaylarında nüfuz eden atom çok bulunduğu ya da hiç bulunmadığı yere yayılmakta idi. Ancak bu durumun tersi gözlemler de mevcuttur, yani atom akışının yüksek konsantrasyona doğru olması mümkündür. "Ters Difüzyon" adı verilen bu olay yapıda bulunan diğer elementlerin nüfuz eden atomun aktivitesini etkilemesinden doğmaktadır. Örnek olarak, iki değişik alaşımla çeliklerin kaynak bağlantısında, 10 günlük difüzyon süresinden sonra şekil 26'da belirtilen, sürekli çizgilerle gösterilmiş karbon dağılımı elde edilir. Böyle bir durumda Fick kanunları daha önce verildiği şekilde yazılamaz. Bu koşullarda bir konsantrasyon dengelenmesi değil, aksine "termodinamik potansiyel farklılık" ortaya çıkar. Burada da, konsantrasyon değişmesine bağlı difüzyon katsayısı D, ideal koşullardaki gibi difüzyon olanağını sağlar. Diğer atom çeşitleri ile oluşan değişim etkisi, ideal koşullardan sarpma yaptırır. Bundan dolayı difüzyon denklemine, ayrıca sözü edilen termodinamik faktörün katılması gerekir.

$$m = \left(\frac{\partial \ln a}{\partial \ln N} \right)_T = \left(1 + \frac{\partial \ln \gamma}{\partial \ln N} \right)_T \quad (24)$$

N- molekül kesri

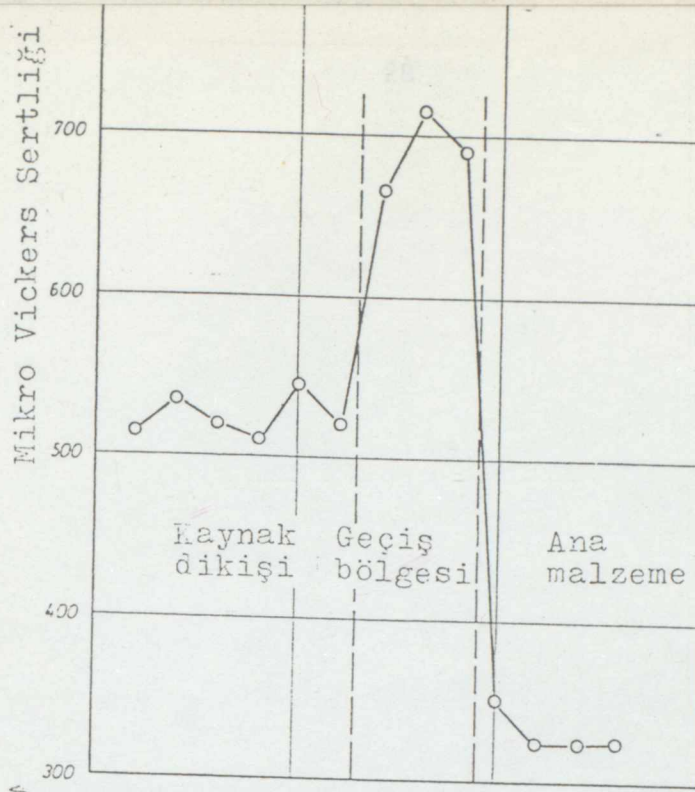
a- yabancı atom aktivitesi

γ , aktivite katsayısı

Böylece $\bar{I}$. Fick kanunu şöyle yazılabilir.

$$J = -D \cdot m \frac{dc}{dx} \quad (25)$$

Eğer termodinamik faktör negatif ise, konsantrasyon azalmasına karşı bir difüzyon olur Çok maddeli sistemlerde, her bir elementin termodinamik faktörü pozit değildir.



Şekil 26: %3.8 silisyum ve %0.49 karbonlu çelikle %0.57 karbon ve

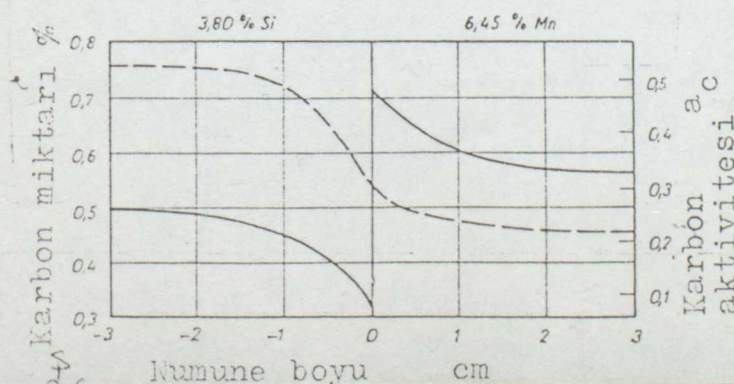
%6.45 manganlı çeliğin kaynağından sonra 1050°C de 10 sa-

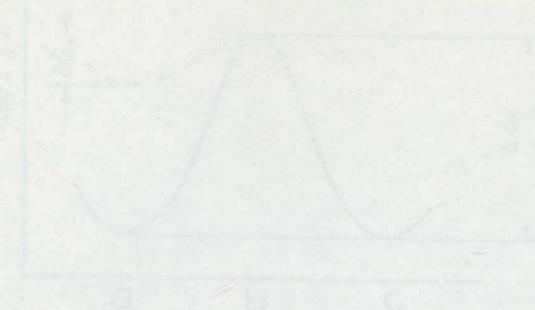
atlık difüzyon işleminde karbon miktarının dağılımı (sürekli çizgiler)

Ters difüzyonu, sorun olmayacak problem getirdiği görülmektedir. Aktivite kavramından yararlanarak deneylerde bulunan sonuçlara kolaylıkla açıklık getirilebilir. Şekil 26' da ayrıca kesik çizgilerle karbon aktivitesinin seyri gösterilmiştir. Buradan görüleceği gibi düşük karbon miktarına rağmen mangan alaşımlı çeliklere nazaran silisyum alaşımlı çeliklerde karbonun aktivitesi çok fazla yüksektir. Isıl işlemlerde, konsantrasyon azalmasına karşı difüzyon tehlikesinin mutlaka göz önüne tutulması gerekir. Örnek olarak böyle bir durum yüksek alaşımlı çeliklerin alaşımsız yad diğer elementlerle alaşımlı kaynak telleri ile kaynak edilmesinde görülür. Yüksek alaşımlı ana malzeme ile kaynak dikişi arasındaki geçiş bölgesinde karbon miktarının yükselmesi ile, şekil 27'de görüldüğü gibi arzu edilmeyen sertlik artması ve bunun sonucu olarak da çatlama görülebilir. Ayrıca termodinamik faktörün negatif olduğu tüm ayrışma olaylarında da ters difüzyon görülür. Bunlara ilave olarak, sıcaklık farklılığı gibi diğer potansiyel farklılıklar da bir tahrik edici kuvvet olarak difüzyon dayını etkiler (termodifüzyon)

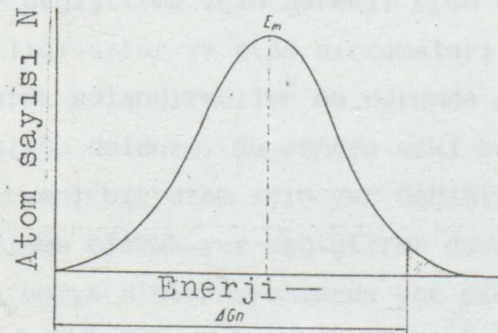
Şekil 27: kaynak dikişinin geçiş bölgesinde

karbonun ters difüzyonu ile sertlik yükselmesi





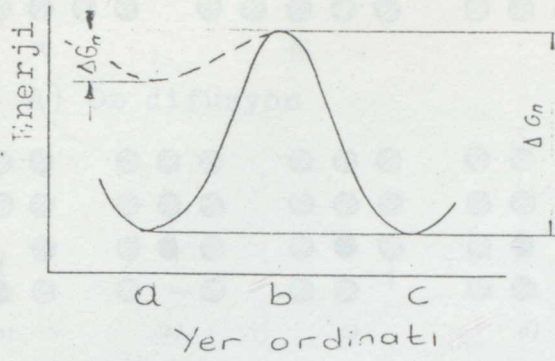
32.1 Difüzyon olaylarının atomar yönden açıklaması: Makroskobik difüzyon seyrinde ısı enerjisinin artması ile kaidesiz atom sıçramaları meydana gelir. Atomlar sukunet halinde titreşimli duruma geçerler ve titreşim genliği yükselen sıcaklıkla daha da artar. Şekil 64 de verilen Boltzman dağılımına uygun olarak her bir atomun titreşim enerjileri toplamı, cismin termik enerjisini teşkil eder. Ortalama titreşim enerjisi E_m değeri, $3/2RT$ kadardır.



Şekil 28: Atomlar enerji dağılımının şematik görünümün

Eğer atom kafi titreşim enerjisine ulaşırsa kolaylıkla kafesta bulunduğu yeri kerte edebilir, ve komşu bir yere sıçrama yapabilir. Böyle bir sıçrama ihtimali için ölçü sıcaklığı bağımlı olan ortalama titreşim enerjisi yanında sıçramada aşılması gereken şekli 29'da belirtilen ve serbest entalpisi ΔG_n olan aktivasyon enerjisidir. Yoleal bir kafes yapısında bir atomun en yakın komşu atomlarının sayısı 2 ve bir doğrultuda ortalama titreşim frekansı ν ile gösterilirse, bu atomun yer değiştirme olasılığı şöyle yazılabilir.

$$H \sim \nu \exp \left(-\Delta G_n / RT \right)$$



--- Hatalı yer için
 — Hatasız yer için

Şekil 29 : Atomun a noktasından b noktasına geçebilmesi için

ideal ve hatalı kafaslerde gerekli aktivasyon enerjisi

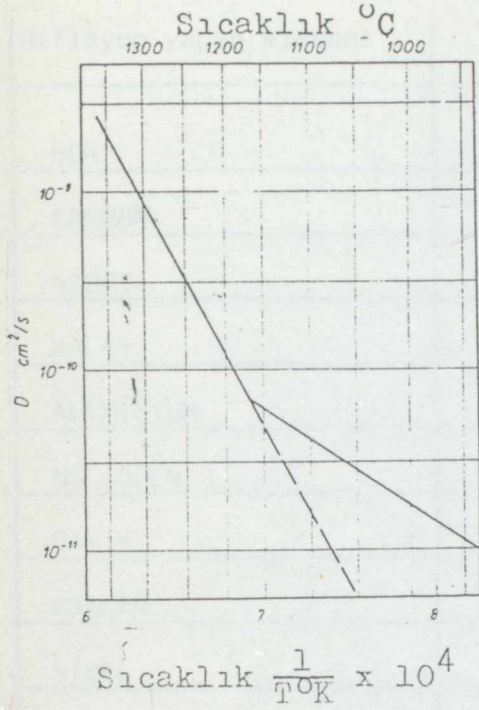
Yer değiştirme olasılığı H değeri ideal kafes yapısında çok yüksektir. Bu nedenle ideal yapıdaki kafeste bulunan iki atomun karşılıklı yer değiştirmesi olanaksız gibidir. Ancak yeterli aktifleşme enerjisine ulaşabilirse, kübük sistemde dört atom ya da hekzagoonal sistemde üç atom birbirini takiben peşisıra ve birlikte yer edğiştirmeyle "çevresel difüzyon" yada " rotasyon difüzyonu" yapabilirler.

Gerçek kristallerde bulunan boşluklar şekil 29 da kesik çizgilerle gösterildiği gibi, yer değiştirme için gerekli ΔG_n serbest entalpisini azalttığından yer değiştirme olasılığı artar ve atom sıçramaları önemli ölçüde kolaylaşır. "Kafes boşluğu difüzyonu" olarak adlandırabilen bu durumda atom bir kafes parametresi kadar yer değiştirerek boşluğu dolduru. Bu esnada eski bulunduğu yer boşalacağı için şekil 30 da görüldüğü gibi yeni bir atom için yer değiştirme olanağı doğar ve böylece sürekli bir şekilde zincirleme olarak yer değiştirme devam eder. Boşlukların parça yüzeyinde, tane sınırında ve ya dislokasyonlarda yok olmalarından dolayı belirli bir ömürleri vardır. Boşluğun yok olmasıyla kafes boşluğu difüzyonu da sona erer. Hemen hemen tüm metalik katı cisimlerde metalik kendi atomları arasındaki "öz difüzyon" ve yaklaşık eşit çaplı diğer atomların " yabancı atom difüzyonu" olayları bu boşluk mekanizması ile açıklanabilir.

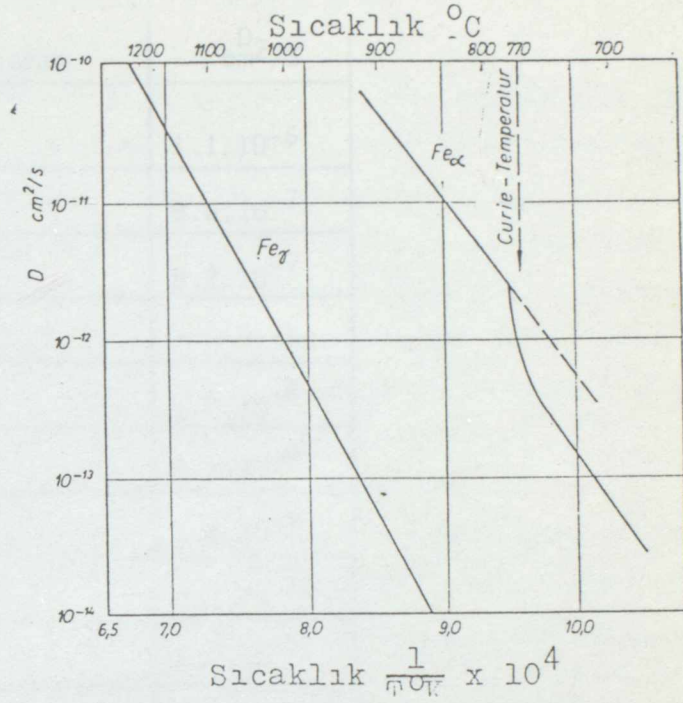
Şekil 30: Boşluklar yardımıyla öz difüzyon ve yabancı

Atom difüzyonunda difüzyonun devam eden seyri

Tane sınırı için belirtilen esaslar benzer şekilde dislokasyonları için de geçerlidir. Dislokasyonlar yayılan atomun kolayca hareket edebildiği bir hortum gibi gösterilebilir.



Şekil 31: manganlı bir demir alaşımında demirin öz difüzyonunda sıcaklığın etkisi



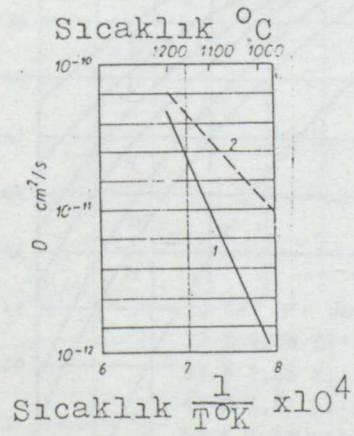
Şekil 32: α- ve γ- demirleri için difüzyon katsayısının sıcaklığa bağımlılığı

Dislokasyonlarda da tane sınırına benzer olarak etkinliğin artmasıyla aktifleştirme enerjisi yaklaşık yarı değerine düşer. Bu nedenle dislokasyonların da özellikle düşük sıcaklıklarda difüzyon kontrolü reaksiyonlar için önemi fazladır. Ayrıca plastik deformasyon sonrası dislokasyon konsantrasyonunun artması difüzyonu kolaylaştırır. Bu açıklamalardan da anlaşılacağı gibi, difüzyon katsayısı D'nin kullanılmasında, malzemenin hangi aşamalardan geçtiğine dikkat etmek gerekir. Demir alaşımlarında difüzyonla ilgili değerler demir ve demir alaşımlarında difüzyonun belirlenmesi için, birçok deney uygulanır. D, D₀ ve Q' nun belirlenmesinde, deney sonuçları çok etkene bağlı olduğu için büyük dağılım gösterir. Bu nedenle, cetvel 7 de verilen değerlerle, sübjektif seçilen değerler arasında bazı farklılıklar olabilir. Difüzyon katsayısının sıcaklığı bağlı değişiminin tesbitinde, iyi bir sonuç alınabilmesi için, en azından dört değişik sıcaklıkta değer saptanmalıdır.

Şekil 32 de demirin öz difüzyonunda D'nin sıcaklığa bağımlılığı tekrar verilmiştir. Şekil 32 de görüldüğü gibi her sıcaklık için α- demirinin difüzyon katsayısından yaklaşık olarak 10^3 katı kadar büyüktür. Şekil 33 da ise, γ- demirinde hacim ve tane sınırı vs difüzyonunda düşük sıcaklıklarda tane sınırının difüzyon olayını çok iyileştirdiği de açıkça görülmektedir.

CETVEL 1 : α -demirinde ve arıtılamayan elemanların
difüzyonunda hesaplanan değerler ($T=0.8 T_e$)

difüzyon yapan element	Q kcal/g.atom	D cm^2/s
BOR	21.6	$1.1 \cdot 10^{-6}$
KARBON	27.0	$8.0 \cdot 10^{-7}$
AZOT	34.0	$8.2 \cdot 10^{-7}$
KALAY	46.0	-----
ALİMİNYUM	56.0	$1.0 \cdot 10^{-8}$
MOLİBDEN	57.7	$6.4 \cdot 10^{-9}$
BAKIR	61.0	$1.8 \cdot 10^{-9}$
MANGAN	66.0	$5.1 \cdot 10^{-11}$
NİKEL	67.5	$2.1 \cdot 10^{-11}$
8-DEMİRİ	67.9	$3.1 \cdot 10^{-11}$
WOLFRAM	81.5	-----



şekil 33: α - demirinde tane için hacim (1) ve tane
sınırı (2) öz difüzyon katsayılarının
sıcaklığa bağlı olarak değişimi

demir atomlarının yer değiştirme kabiliyetine alaşım elemanlarının etkisi oldukça önemlidir. Karbon çok kuvvetli etki yapar. δ -demirinde öz difüzyonda Q ve D_0 in karbon miktarına bağlı olarak yaklaşık değişimi şu bağıntılarla ifade edilebilir.

$$D_0 \approx 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{s} \text{ ve } Q \approx (69000-70000) \text{ kcal/g atom}$$

C- % atom olarak karbon miktarı

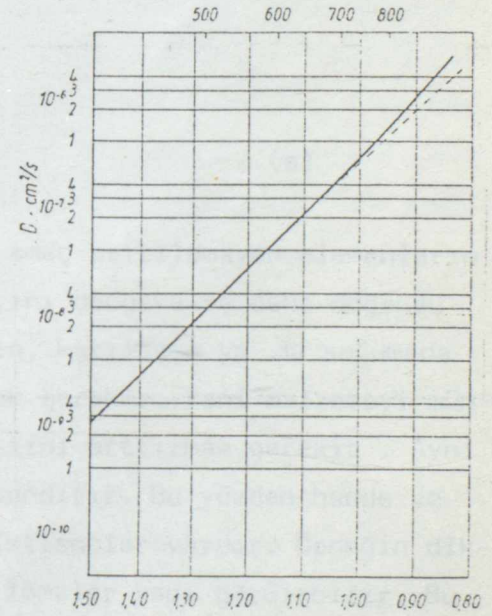
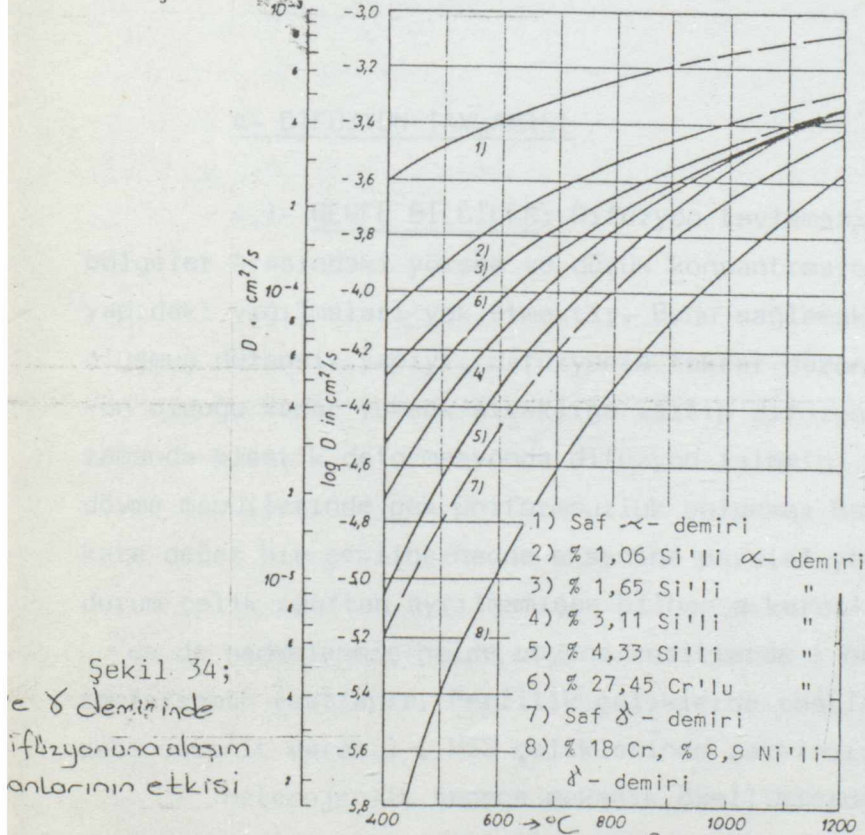
Östenitte karbon miktarı yükseldiğinde Q nun ve D_0 nin azalmasıyla öz difüzyon katsayısı artar. Diğer alaşım elemanlarının etkileri pek az bilinmektedir. Ancak krom ve vanadyum difüzyon kabiliyetini çok belirgin olarak iyileştirir.

Demir kafesindeki diğer değiş atomlu metaller, difüzyon olanağını demir atomunun kendisi gibi eşit büyüklükte etkiler Öz difüzyonda olduğu gibi aynı sıcaklıkta δ - demirinde değiş yabana atomların difüzyonu γ -demirinden daha iyidir. Değiş atomların difüzyon kabiliyeti atom numarasının periyodik fonksiyonu olarak değiştiği görülür. Aktifleştirme enerjisi şöyle yazılabilir.

$$Q = b - a \log V$$

Burada a ve b ana metalin karakteristik sabitleri ve V sözkonusu atomun hacmidir. Bu bağıntıya göre 0.8 Te sıcaklığında (Te -ergime sıcaklığı) demirdeki difüzyon katsayıları cetvel 1 de verilmiştir. Bu değerler, değişik kaynaklarda verilen değerlere büyük ölçüde uyum göstermektedir.

Diğer alaşım elemanlarıyla birlikte karbonun da bulunması ikili sistemdeki değerlerde beklenildiği gibi gene değişmeler yapar. Ancak bu konuda sistematik ölçme sonuçları mevcut değildir.

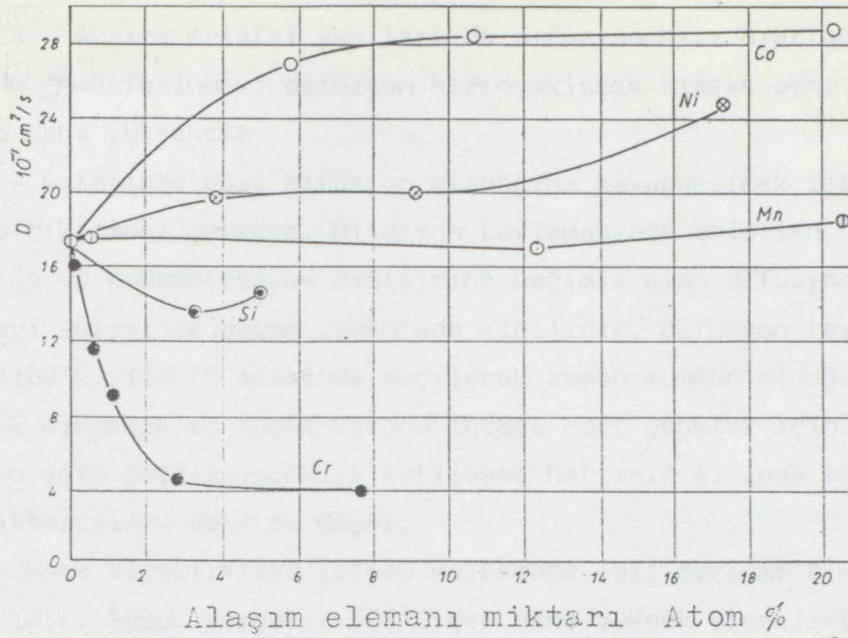


$$\text{Sıcaklık } \frac{1}{T} \times 10^3$$

Şekil 35: Karbonun α - demirindeki

Difüzyon katsayısının sıcaklığın etkisiyle yüksek sıcaklıklarda saptanması

Kuvvetli karbür ettiren elementler Q değerini önemli ölçüde arttırırlar ve bundan dolayı karbonun östenit içerisindeki difüzyonunun frenkleri (şekil 36) bu büyük durdurucu etki, krom ve wolframda görülür. Silisyum alüminyum ve manganın önemli bir etkisi yoktur. Nikel ve kobalt ise karbonun östenit içerisinde difüzyonunu iyileş-



Şekil 36 : % 0.4 karbonlu ve 1200°C de östenitte karbon

Difüzyon katsayısının alaşımlı elemanlarıyla değişimi

Azotun demirdeki difüzyonu karbonu benzer. Demir kafesindeki difüzyon olanağı nisbeten az olmasına karşılık, atom çapının küçük olması kısmen iyileşme sağlar. Ancak uygulamalar azot difüzyonunun karbon difüzyonuna nazaran oldukça az olduğundan göstermektedir.

4- DİFÜZYON TAVLAMASI

(a)

4,1- GENEL BİLGİLER: Difüzyon tavlamasında amaç arıtılamayan elemanların bölgeler arasındaki yüksek ve düşük konsantrasyonlarını dengeye ve daha doğrusu yapıdaki yığılmaları yok etmektir. Bunu sağlamak için, katılaşma ya da soğumada oluşmuş düzensiz yapıyı, difüzyonla tekrar düzenlemek gerekir. Yani malzemeyi mümkün olduğu kadar yüksek sıcaklığa ısıtıp difüzyon hızını arttırmak gerekir. Aynı zamanda plastik deformasyonda difüzyon işlemini hızlandırır. Bu yüzden hadde ve dövme mamüllerinde pek üniformsuzluk bulunmaz. Bazı istisnalar vardır. Örneğin dik-kate değer bir şekilde hadde eksenine paralel yönde lâmeler yapı görülebilir. Bu durum çelik cıuftan ayrılmamışsa bilhassa karsılaşırlar. Alaşımlı takım çeliklerinde de haddelenmiş halde boyuna kesitlerde (hadde eksen yönünde) karbür lâmel-zamam rastlanır. Perlitik çeliklerde rastlanmaz (eğer ostenit homojense; sadece östenit varsa) (HSS çeliklerinde rastlanır.)

Heterojenlik sadece mekanik özelliklerdeki üniformsuzluk bir tarafa aynı zamanda çeşitli sertleşebilirlik özellikleride bir yerden bir yere değiştirecektir. Ve böyle bir durum çatlamaması gereken bir yapıdaki çatlakların bir nedeni olabilir.

Bir kirstal yapısında difüzyon hızı sıcaklığın artması ile doğru orantılı olarak artar. Ayrıca Kristal yapıları da difüzyon hızı üzerine önemli etki yapar. Örneğin kHm χ kafesindeki difüzyon hızı yaklaşık olarak aynı sıcaklıktaki χ kafesi ne nazaran daha yüksektir.

χ - kafesinde eşit difüzyon olanağına kavuşabilmek için oldukça yüksek sıcaklıklara çıkılması gerekir. Difüzyon tavlamasında erişilen dengelemenin büyüklüğü sıcaklığa ve konsantrasyon değişimine bağımlı olan difüzyon hızının yanında difüzyon olayı süresinde geçen zamanlada ilgilidir. Difüzyon tavlamasında sıcaklık da sıcaklık 1100'C -1300'C arasında seçilerek zaman mümkün olduğu kadar kısa tutulur. Daha yüksek sıcaklıklar düşük karbon ihtiva eder çehkler için geçerlidir. Güvenilir bir çalışma için seçilensıcaklık katılaşma hattının altında almalıdır. Bu sıcaklık artan χ miktarıyla daha da düşer.

Yüksek sıcaklıklara ısıtma malzemede ısı gerilme oluşturmamak için hızlı yapılmamalıdır. Soğuk parçalar 900'C den daha yüksek sıcaklıkta olan fırına kanmamalı yüksek sıcaklıklar için ön ısıtma yapılmalıdır. Çelik döküm malzemelerde olduğu gibi hassas yada gerilmeli parçalarda başlangıç sıcaklığı oldukça düşük tutulmalıdır. Pratikte 1200-1300'C'nin üzerindeki sıcaklıklara bu sıcaklıkları sağlayacak fırın bulma güçlüğü nedeniyle genellikle çıkılmaz.

Difüzyon olaylarında difüzyon doğrultusunda sükerli olarak ahtivitenin azalacağı konsantrasyon değişmesinin ise karşı yönde olacağı göz önünde tutulması gerekir.

Örneğin Fe-C alaşımlarında, Si C'nun aktivitesini yükseltir. Bu nedenle C yükseksi bu bölgelerden düşük Si'lu bölgelere geçer Eğer Si ayrışması varsa Bu bölgelerde C sürekli yerdeğiştirir ve Si'u az bölgelerde, özellikle tane sınırlarında zenginleşir. Diğer taraftan diğer alaşım elemanları C' nun difüzyonunu önemli ölçüde azalttığından alaşım elemanları bölgesinde C' zenginleşmesi olur. Örneğin mn, karbon difüzyonuna Si'un karşı etkisini gösterir Yani yüksek mn'lı bölgelerde C' yığılması olur.

Difüzyon tavlamasıyla kristal ayrışmaları ve konstansyon farkları komşu kristaller arasında kısmen dengelenebilir Buna karşılık Blok ayrışmalarının tam olarak yok edilmesi genellikle çok uzun tavlama süreleri ile gerçekleştirilebilir. Yüksek sıcaklıklarda çok uzun süre tutma maliyet artışlarının yanı sıra çok fazla tufallaşmada meydana getirir. Burada tane kabalaşması ise en önemli etkidir.

4.2 TAVLAMA ŞEKLİ (DİFÜZYONTAV UYG)

Önceki açıklamalardanda anlaşılacağı gibi sıcaklık tavlama geçiren süre ve aynı zamanda çözülebilir. arıtılamayan elemanların miktarı çelik ergitme tarzı ve ergiyik halden katılaşmaya kadar yapılan işlemler kaba istenmeyen tane teşekkülüne meyilli sağlar.

Tavlama işleminin uygulanmasında tane kabalaşması meylini azaltacak tarzda mümkün olan ve düşük tavlama süresi ve sıcaklığı seçilmelidir. Belirgin bir tane kabalaşma için 1100-1300'C arası 3-4 saat süre yeterlidir.

(0.8-0.95) terg Homojenizasyon işlemi bazı uygulamalarda γ yerine δ da olabilir. Optimum netice A_1 'nin biraz altında olur

Difüzyon tavlaması yaygın olarak yalnızca çelik döküm de kullanılır. Bu işlemle çentik darbe dayanıklılığı önemli ölçüde artarken dayanım karakteristiklerinde belirgin düşmeler görülür. Kalıpta dökümün soğuması ne kadar hızlı ise dayanımın azalması o kadar fazladır. Çelik döküm parçaların sertleştirilmesinde çatlama nedeni ile olan iskartalar dif tavlaması uygulanarak azaltılabilir. Analizi esas olan ve istenen dayanım özelliklerine suda sertleştirme ile ulaşılması gereken küçük ve orta büyüklükteki döküm parçalarda C ayrışması meydana getiren bölgeler kabul edilmeyecek çatlaklara neden olur Döküm parçalarda en son katılaşma yolluklarının ağız kısmında olduğundan ayrışmalar bu bölgelerde olur Çatlak teşekkülünü önlemek için yalnızca ayrışmaların yok edilmesi yeterli ise yaklaşık olarak en az 2 saat difüzyon tavlaması yapılır. Döküm sırasında dendirit çekirdekler ne kadar iri-kaba ve birbirinden uzak ise o kadar uzun zaman tutmak gerekir.

Alaşımlı çeliklerde homojenizyon daha zordur. Çünkü onlarda dendirit segregasyonu eğilim vardır. Ve Cr Mo W ın C' un difüzyon hızını yavaşlatıcı etkisi vardır. ısı ne kadar yüksek olursa olsun kontantrasyon gradyanı düşüsü nedeni ile zamanla bir dahali ısı yükseltilmesinde alınabilir.

Bu yüzden belirli bir ısıda tutma zamanını çok uzatmamak lazımdır.

Sıcak haddelenecek yada dövülecek kütüller kuyu ocaklarda sıcaklık dengelemesi ve müteatiben yapılacak sıcak şekillendirme için uzun süre ısıtıldıklarından bu işlem esnasında difüzyon olayı da olur. Şekillendirmede gürünen boy uzaması ve bununla oluşan yeni kristal teşekkülleri dif olayına katkıda bulunur. Fakat dif tavlaması yapılırsa, sıcak şekillendirmede yeniden kristalleşme ile olası mümkün tane kabalaşması önlenabilir.

Difüzyon tavlamasıyla mekanik özelliklerde bilhassa darbe dayanımında erişilebilen iyileşme arıklığı yüksek olmayan yanı yüksek miktarlardaki S ve P içeren çeliklerde oldukça belirgindir. Ayrıca bu çelikler yüksek miktarda Al₂O₃ ve SiO₂ ihtiva ederler. Bu çeliklerde tane sınırlarındaki sülfür yığılmaları sıcakta şekillendirmede sıcak kırılgenlik doğurur. Buda dif tavlaması ile engellenir. Çoğu zaman iç mikro çatlaklara sınırlarda oluşan gaz fazı nedendir.

(f) Devemli atomların hareketleri dolayısıyla gaz molekülleri oluşuyor ve oluşan gaz miktarı ile iç basınç artışı metalin çatlamasına yol açabilir.

Homojenizasyonda ısıtmada çatlakları oluşturan gaz molekülleri ayrışır ve serbest kalan atomlar metal matrixte çözünür. Eğer çatlak içerde ve yüzey temiz ise bu çatlaklar Fe atomları ile doldurulabilir. (kim reaksoyin ve oksidasyon yoktur)

Takım çelikleri daha yüksek arıklıkta ve fazla miktarda arıtilamayan eleman bulunmadığı ayrıca kullanmada mutlaka sertleştirme yapıldığı için bu çeliklerde difüzyon tavlaması pek uygulanmaz Fakat C miktarı çok yüksek değerlerde ise katılaşma esnasında son katılan ergiyik % 4.3' e yakın C miktarı ile ötektik yapı oluşturur. ve ledeböritik yapı doğar Bu yapı sıcak şekillendirmeyi zorlaştırdığı için difüzyon tavlaması ile yok edilmelidir. Ledeböritik yapı sementit ile beraber tane sınırların

bulunur. Metallografiktetikte beyaz grölür. Yaklaşık 1100'C ta uygulanan dif tavlama sırasında, ledebürütteki C östenit içinde dağılır ve soğumadan sonraki yapı perlit tane sınırı sementiti olur.

Dif işleminden sonraki soğuma genellikle yavaştır ve fırında veya sahin havada yapılır. İnce cidarlı çelik dökümlerde (kesit farklılığı olan) ısıtma ve soğutma oldukça yavaş olmalı

Böylece çıkan sonuçlarda dif tavlı

1- Alaşımli çelik ingotlarda genellikle

1100-1200'C 10x20 saat+ yavaş soğuma

2- Çelik döküm 1+ normalizyon

3- Ötektoid üstü alaşımli çelikler

5-6 saat 1100-1200

4- Ötektoid altı çeliklerde

1-2 saat tavlama+normalizasyon

5- Takım çeliklerQ

Tavlama +normalize+yüksek sıcaklık nenevş

4-3 X SAHASIN DA ISITMADA GENEL ANPRİK BAĞINTILAR

Cetvel birkaç ısıtma işlem yönteminde ve bazı ön ısıtma işlemleri, malzeme de denge sıcaklığı sağlanacak bir sıcaklıkta uygulanır. Bu sıcaklık sahasında difüzyon kabiliyetleri yeterli düzeyde alacağından, böyle işlemlerle yapıdaki aray elementlerinin konsantrasyonunda da dengeleme meydana gelir. (bak bölüm 4-2) Kristal konsantrasyon farklarının yeterli homojenleştirilmesi için gerekli koşullar, geçmişte amprik olarak tesbit edilmiştir. Değişik çelik kalitelerinde, kristal konsantrasyon farklarının ve örnek olarak yapıda dizisel teşekkülünün belirli sınırlarda tutulması amaçlanarak özel tesbitler mevcuttur. Cetvel 14 de örnek olarak rulman çeliğinde gerekli tav sıcaklığı ve bekleme süreleri verilmiştir. Bu cetvelden, karbür dizileri için karakteristik tanınma değerlerinin bulunması için ön malzemenin alışılmış boyutlarda alınması gerektiği anlaşılır. Verilen değerler Drese tarafından bu amaç için özel çalışmayla bulunmuş sınıflandırmadır. Karbür diziselliğinin ölçüsü yükselen değer sayısı ile artar Kristal konsantrasyon farklılıklarının objektif kritere bağlanamaması bu tarz tavlama önerilerinin ünüversal kullanılabilirliğinin engeller. Eğer maksimum ve minimum konsantrasyonlar asarındaki uzaklık, örnek olarak ortalama dizi aralığı 1 hadde malzemesinde biliniyorsa, mevcut konsantrasyon farklılığında kabul edilen yada arzu edilen yüzde azalma, bölüm 4.2.1 de verilen gerekli tavlama parametreleri ile hesaplanabilir. Peter ve Finkler bu konuda birkaç element için nomogram çıkarmıştır. (bak şekil 278) Bu nomogramda bağıntı:

$$\lg(\lg f) = \lg D_0 - \frac{0.3443 Q}{RT} + \lg t - 2 \lg 0.233 i \quad (108)$$

Burada D_0 frekans faktörü ve Q RT aktifleştirme enerjisidir. L/f , tavlama süresi t ve sıcaklığı T 'ye bağlı, mevcut artık konsantrasyon farklılığının başlangıç konsantrasyon farklılığına oranıdır. Mangan, krom ve molibden için difüzyon katsayısı benzer olduğundan, mangan için verilen nomogram, diğer elementler için de kullanılabilir.

Eğer eşit oranlı konsantrasyon farklılığı dengelemesine ulaşılması gerekiyorsa, nikel için kullanmada tav süresi üç kat olarak alınmalıdır. Nomogramın kullanılması verilen dizi uzaklığı ve arzu edilen artık konsantrasyon farklılığı bir doğru ile L klavuz çizgisine kadar birleştirilir, bu kesme noktası ile arzu edilen tavlama sıcaklığı birleştirilerek, gerekli tav süresinin bulunması şeklindedir. ters yönde gidilerek, difüzyon tavlama sonucu olarak konsantrasyon dengeleme-ğeri de saptanabilir. Yazar bu diyagramı tavlama işleminin etkilerini tahmin etme de tavsiye etmekteve mikrosondalar ile kantitatif ölçmeyle deneylerde iyi bir uyum sağlandığını bildirmektedir. kattamis ve Flemings'de aynı baza dayanarak homojenleştirme kinetiğinin hesabını yapmışlardır. Bununla, yazar dendirit morfolojisini ideal olarak açıklığa kavuşturmuş ve keza izotermik işlemlerde 80 saat ve 1200°C ye kadar deneysel bulunanlarla hesaplanan değerlerin uyum sağladığını göstermişlerdir.

Metalik elementlerin konsantrasyon dengelenmesinde benzer işlemler, benzer difüzyon koşulları gerektirirler Değişik arayer alaşım elementlerinde uygulamada görülen konsantrasyon farklılıkları da kuşkusuz farklıdır.

Örnek olarak difüzyon koşulları benzer olan krom ve manganda, kromun konsantrasyon farklılığı katsayısı daha büyük olduğundankrom miktarlarındaki mutlak farklılığın berteraf edilmesi, mangana nazaran daha güçtür.

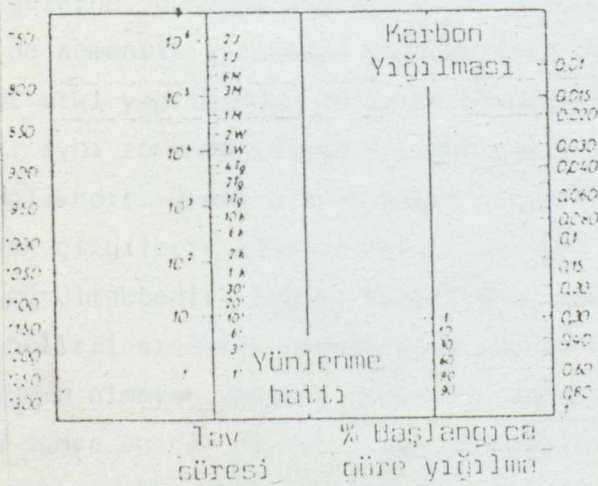
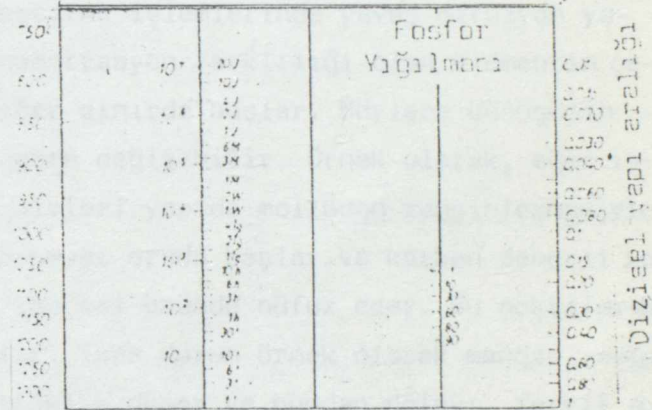
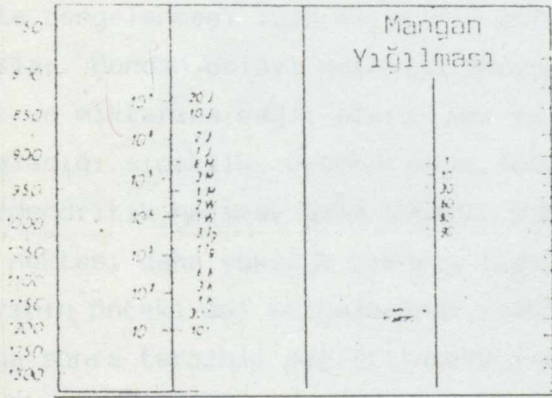
Arsen ve fosfor elementlerinde yüksek konsantrasyon farklılığının, daha doğrusu düşük K_0 değerinin etkisi çok daha belirgin ölçüde görülür. Her ne kadar bunlar tipik alaşım metallerine nazaran daha iyi difüzyon olanağına sahiplerse de mümkün olduğunca çok iyi konsantrasyon dengelenmesi için oldukça uzun tav süresi ya da daha yüksek tav sıcaklığı gerektirirler.

Karbonun difüzyon dengelenmesi yüksek sıcaklıklarda çok hızlı gerçekleşir. Bundan dolayı hemen denge durumuna ulaşır. Bir alaşım elementinin dengelenmesi, esas olarak onun aktivitesine bağlıdır. Bundan dolayı konsantrasyon dengesi olmayan homojer olmayan mevcut alaşım dağılımında karbonun dengeye gelmesi anlam taşır. Alışımli çeliklerde mevcut olan koşullar altında aktivite etkisinin tahmin edilmesindeki esas, kuşkusuz karbon konsantrasyonunda yalnızca aktivileştirme dengelemesinden sonra yalnızca yaklaşık % 0.01 değerinde fark kalmalıdır.

Difüzyon tavlamasında kükürtün davranışı, çelikteki mangan mitarına bağlı olarak farklıdır. Eğer yeterli miktarda mangan varsa, mangani zengin sülfürler teşekkül edebilir ve sülfürlerin çözülmesi ya da belirli bir yerde yerleşmesi meydana gelir Bu nedenle gerekli difüzyon tav sıcaklığı ve zamanı mangana bağlıdır. Sülfürlerin tekrar ayrışmasıyla ince sülfür dispersionları oluşabilir Örnek olarak otomat gelişinde 1200° C 16 saatlik tavlamadan sonra Diergarten Değer sayısı yaklaşık 1 1/2 ve düşebilir.

Cetvel 2 : rulman çeliğinde karbür diziselliğine
difüzyon tavlama sıcaklığının etkisi:

Tavlama işlemi	Değer sayısı
850'C/Yağ	4....5
2h. 1050'C Havada soğutma, 850'C/Yağ	4....5
4h. 1050'C Havada soğutma 850'C/Yağ	3....4
8h. 1050'C Havada soğutma 850'C/Yağ	2....3
850'C/Yağ	5....6
2h. 1100'C Havada soğutma 850'C/Yağ	3....4
4h. 1100'C Havada soğutma 850'C/Yağ	1....2
8h. 1100'C Havada soğutma 850'C/Yağ	1....2
850'C/Yağ	4....5
2h. 1150'C havada soğutma 850'C/Yağ	2....4
4h. 1150'C havada soğutma 850'C/Yağ	1....2
8h. 1150'C Havada soğutma 850'C/Yağ	1....2



Şekil 37: Kristal yığılmalarının den-
gelenmesi için homojenleş-
me karakteristik değerleri
ortalama nomogramı

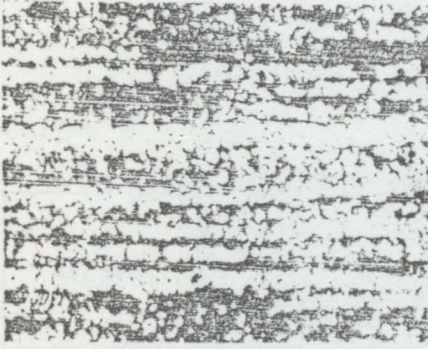
4.4 KATILAŞMA İŞLEMİNDEKİ HOMAJENSİZLERİN DÖNÜŞÜM OLAYLARINA ETKİSİ

Çeliklerin normal olarak yarı mamul olarak üretiminde yüksek sıcaklığa ısıtma işlemleri, aynı zamanda katılaşma koşullarında oluşan konsantrasyon farklılıklarını da dengeye getirmesi mümkündür. Bunun için, kokil içersinde soğuma için geçen zamanı ve sıcak şekillendirme için bir yada birkaç kez yapılan ön ısıtmayı sayabiliriz. Böylece çok ince Dendiritik katılaşmada pek az konsantrasyon farklılıklarına ulaşılabilir, ancak arayer atomlarında tam dengeleme sağlanamaz. Makroskobik konsantrasyon farklılıklarında, konsantrasyon dengelemesi deneyinde tam dengelem görülmez.

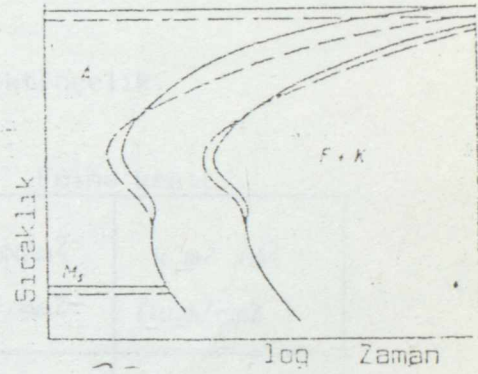
Bundan dolayı her çelik numunede makroskobik boyutlarda periyodik konsantrasyonun farklılıkları mevcuttur. Bir doğrultudaki sıcak şekillendirme ile yüksek ve düşük miktarlı alaşım ve arıtılmayan elementleri dizisel yapı oluşur. buna karşılık her dönüşüm, malzemede bölgesel farklı koşullara neden olur (bak Şekil 38 ve 39) önceden de açıklandığı gibi yığılan elementlerin dengeli dağılımında, özellikle karbonun aktiviteye etkisi söz konusudur. Ancak, alaşım elemanları aktivite dengelenmesi için alışılmış östenitleştirme işlemlerinde yavaş difüzyon yaparlar. Bundan dolayı müteakip dönüşüm konsantrasyon farklılığı olan elementin çeşit ve miktarına bağlı olarak bir ya da diğer sınırdan başlar. Böylece dönüşümün başladığı sıcaklık, elementlerin tutumuna göre değişebilir. Örnek olarak, eğer interdendritik hacimde daha önceden oluşmuş dizisel yapıda molibden zenginleşmesiyle A₃ noktası daha yükseğe çıkarsa ferrit ayrışması orada başlar ve karbon dendrit kollarının önceki saf bölgelerinde reaksiyon cephesi önünde nüfuz eder. Bu noktalarda daha sonra tercihli perlit teşekkül edebilir. Ters durum örnek olarak mangan zenginleşmesinde görülür. Dönüşümün başladığı sıcaklık düşer ve bundan dolayı, ferrit ayrışması önce alaşımın fakir bölgelerde başlar. Katılaşma sonrasında da zengin olan bölgelerde, dönüşüm sonrasında da karbon bulunur. Benzer şekilde, ötektoid öncesinde de sementit ayrışması görülebilir. Dönüşüm seyrine daim, aynı zamanda birçok element etki yaptığından ve zaman-dönüşüm-sıcaklık seyri-yalnızca sıcaklık durumuna değil, aynı zamanda soğuma seyrine bağlı olduğundan dolayı uygulamada koşullar oldukça komplikedir. Örnek olarak şekil 40'da koyu çizgiler normal koşulları belirttiğinde, kesik çizgilerle alaşımı zengin dizisel yapının dönüşüm koşullarını nasıl etkilediği görülmektedir. Soğuma hızına göre dönüşüm başlangıcında bölgesel değişimler olur ve belirli sıcaklık sahalarında yapıda dizisel görünüm rastlanmaz. Böyle bir dizisel görünüm olmayan yapıda, diğer bir ısıtma işleminden sonra, örnek olarak diğer soğutmalarından sonra aniden dizisel yapı görülebilir. Mavcut konsantrasyon farklılıklarına rağmen malzemenin tüm bölgelerinde eşit soğuma koşullarının yaratılabildiği çok alaşımlı numunelerde, bu durum düşünülebilir, ve pratik olarak da denenebilir. Bugüne kadar, Konsantrasyon farklılığı koşulları hakkındaki bilgiler ve dönüşüm seyirlerine etkileri, büyük ölçüde bilinmemektedir. Değişik yazarların verdikleri bilgilere göre, Si, P, Mo, V, W ve mangan miktarına bağlı olarak kükürt elementleri "ters Karbon konsantrasyon farklı-

lığı yarattığı, yani alaşımı zengin bölgelerde ferrit teşekkül yaptığı söylenebilir. Mangan, nikel ve krom ötektoid dönüşüm öncesi ayrışma sıcaklığını düşürür ve direkt karbon konsantrasyon farklılığına neden olur. Önceki açıklamalarda verilen bağıntılar genel geçerliliği olmaksızın bu olayları açıklığa kavuşturmaktadır. Bunun için, hem mutlak alaşım miktarına hem de östenitleştirme esnasında meydana gelen konsantrasyon değişimlerine dikkat edilmesi gereklidir.

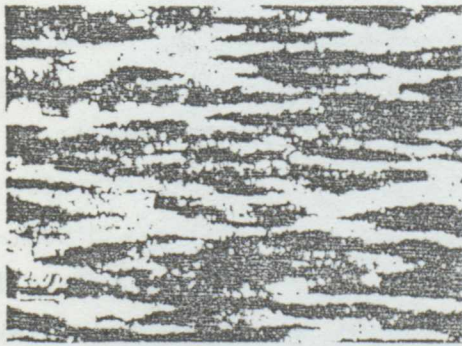
bu gözlemler difüzyona bağımlı yapı dönüşümlerine teşmil edilebilir. Martenzit dönüşümünde, farklı alaşım konsantrasyonu martenzit sıcaklığına etki eder, ve bununla artık östenit miktarı ile kendi kendine meneviş efekti etkilenir. Dizisel bir martenzitik yapı kuşkusuz zor görülür. Çünkü dönüşüm esnasında ayrışma olanaksızdır.



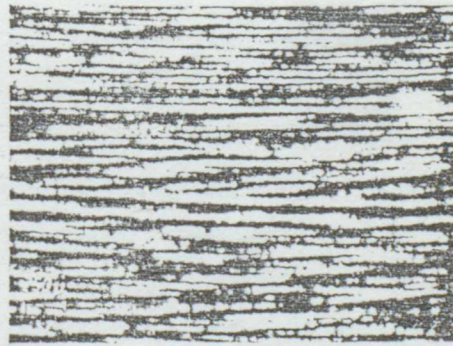
Şekil 38: krom alaşımlı ıslah çeliğinde
Perlit-Ferrit dizisel yapısı



Şekil 39: Yapının dizisel olmasıyla
dönüşüm koşullarının değişimi



a)



b)

Şekil 40 : sıcak iş çeliğinde dizisel yapı a)kükürt merkezinde b) kütüğün cidarında

4.4 MEKANİK GÖSTERGELERİN DÜZELMESİ

Difüzyon tavlaması neticesinde çekirdeklerin parçalanmasından sonra tane sınırlarında sertlik artar. Homojenizasyon çeliklerde trans-kristal parçalanma oluşur. Böylece metalik bağlantı oluşuyor. Darbe dayanımı artıyor mukavemet artıyor. Bu özellikler belirginleşiyor. ortalama P ve S bileşimlerinde Temiz ve çok arıtılmamış eleman ihtiva eden çeliklerde bu özellikler enaz belirgindir. Temiz çeliklerde rol oynayacak elemanlaryok arıtılmamış elemanlar kimyasal üniformsuz, luktan çok alaşım çeşitlerinde roloynarlar, mesela mn V lu çeliklerde % 0.4 C % 1.7 mn % 0.12 V elektrormarken fırınlarda 1200'C ta 50 saat aşağıdaki cetvelde görülen özellikler elde edilmiştir. Cetvelde tavlamanın elektro fırınlarda çeliklerde daha fazladır. Homojenizasyon sona sertlik azalıyor. Heterojen yapıda (Atom dağılımında) sert bölgeler gideriliyor. Bölgesel segregasyonun giderilmesi kısa zamanlı tutmadagratikte hemen hemen olanaksızdır. Büyük miktarda atom değişimi gerekir. ve buyüzden homojenizasyon zorlaşır.

Difüzyon ortalama temizlikte elektroçelik.

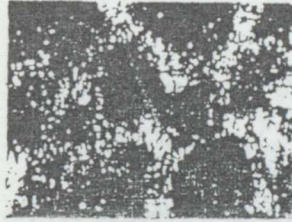
CETVEL 3

TAVLAMA	uzunlamaya kesit		Enine kesit	
	B _{mN} / m.2 (kgt/mm ²)	k.m ³ /m ² kg m/Gm ²	B mN/m ² kgf/mm ²	k m ³ /m ² (kgm/cm ²)
dif olmadan	904,(90.4)	1.15-1.17	849(84.9)	0.59-0.63
dif sonra	792(79.2)	11.5-11.7	778(77.8)	(5.9-6.3)
fark	- 112 (- 11.2)	1.90-1.92 19.0-19.2 +(0.73-0.75) +(7.3-7.5)	-51 (-5.1)	0.94-100 9.4- 10.0 +(0.35-0.37) +(3.5-3.7)

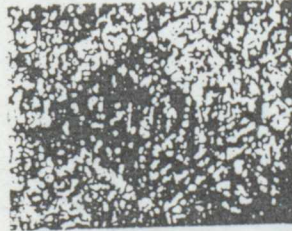
Eğer bölgesel homojenizasyon isteniyor tavlama max ısıda ve 100-120 saat zaman yapılıyor bu büyük parçalarda ingotlarda aynı şartlar 100-180 saat arasındadır.

İşlemin süresini kısaltmak için çoğu zaman döküm sıcaklığı kontrol edili Döküm soğuması kristalizasyon (katılaşma) sonuna kadar bekletilir. Sonra 1100-1200'C lık fırına alınır. (hamur için) Bu şekilde fizik üniformsuzluk giderilir. Soğumanın erken bitirilmesinden yeni fırına sıcak girilmesinden zaman kazanılır. İşlem ön plastak deformasyon kullanılarak daha da kısaltılabilir. Yüksek ısıli işlemlerin bitimiyle soğutma fırında yapılır, veya izotermik tutmada ve ondan sonra havaya alınır. Bazende direk havaya çıkartılabilir. Havada sertlik olmayan çeliklerde

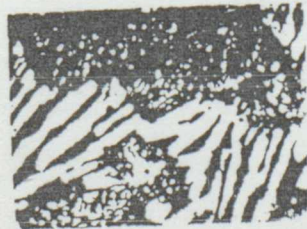
Morten Çelikleri düşük temizlik derecesi ile			
Uzunlamasına kesit		Enine kesit	
B mN/m ² (kgf/mm ²)	k m ³ /m ² (kgm/cm ²)	B mN/m ² (kgf/mm ²)	k m ³ /m ² (kgm/cm ²)
901 (90.1)	1.37-1.41 13.7-14.1)	867 (86.7)	(0.29-0.34) (2.9-3.4)
887 (88.7)	(1.81-1.85	831 (83.1)	(0.50-0.50) (5.0-5.0)
-14 (-1.4)	+(0.44-0.44) +(4.4-4.4)	-34 (-34)	+(0.21.-0.16) +(2.1-1.6)



Şekil 41:
% 0.46 C ve % 1.8 Cr ihtiva eden,
difüzyon tavlaması uygulamadan ısı
edilmiş çelik. Beyaz gölgeler kri-
tal ayrışmalarını göstermektedir.
büyültme 180X



Şekil 42:
Şekil 4.2 deki çelik, ancak ısıtma
işlenidne önce difüzyon tavlaması
uygulanmış. Ayrışmalar büyük ölçü
yok edilmiş fakit biraz daha tane
büyümesi
büyültme 180X

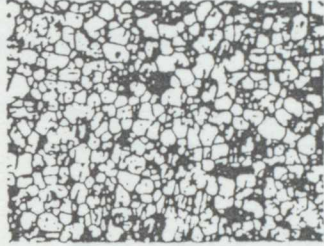


Şekil 43:
% 1.7 C'lu alaşımsız çelik yapıda
ledeburit ayrışması var (kalın
beyaz ve siyah yapı) ince lamelli
yapı
büyültme 500X



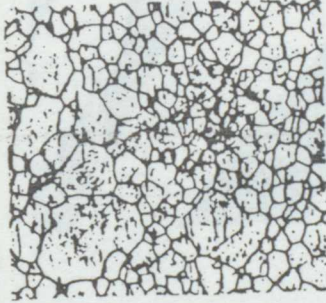
Şekil 44:

Şekil 4.4 de verilen çelik 1100'C de difüzyon tavlaması yapılmış tane sınırlarında yalnızca sementit var (açık renkli / ana yapı perlit taneleri)
Büyültme 500X



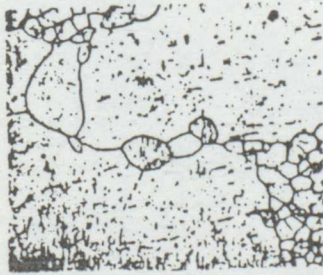
Şekil 45:

% 0.1 C'lu çelik 1200'C de 2 saat tavllanmış
Büyültme 150X



Şekil 46:

şekil 4.6 daki çelik fakat 3.5 saat tavllanmış
Büyültme 150 X



Şekil 47:

Şekil 4.6 daki çelik fakat 5 saat tavllanmış
Büyültme 150X

5 Çeliklerde Tane büyümesi

Çeliklerde " Tane büyümesi olayları " rekristalizasyon bandının üzerindeki Tüm ısıtma olaylarında görülür. Çoğu zaman, dönüşüm ya da ayrışma ve sekonder fazın tekrar çözülmesiyle, önemli yapı değişmelerinde istenmediğinden dikkat edilir. Ayrıca, tane büyümesi olaylarının gözlenmesi, dönüşüm olaylarının takibine nazaran çok daha fazla güçlükler içerir. Diğer taraftan çoğu kez cidar koşulları daha güç olarak tesbit edilebileceğinden, özelliklere alon etkisi kesin olarak ortaya konulamaz.

Ferritik çelikler

İmalat çelikleri

Hesaplanan ortalama tane çapı μm	Her mm^2 parlatma yüzeyinde tane sayısı	ASTM - Tane Büyüklüğü
16000		1
8000		2
4000		3
2000		4
1000		5
500		6
400		7
300		8
200		9
100		10
50		11
40		12
30		13
20		14
10		15
5		16



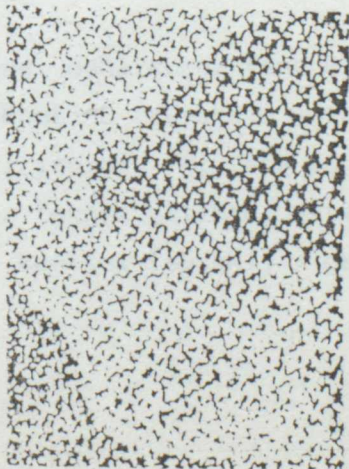
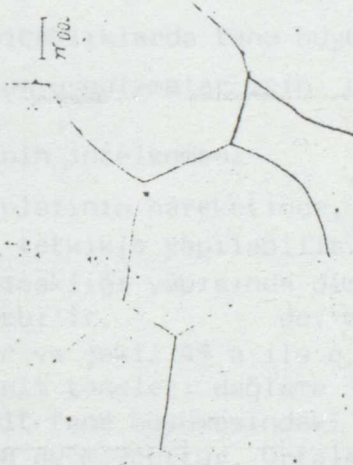
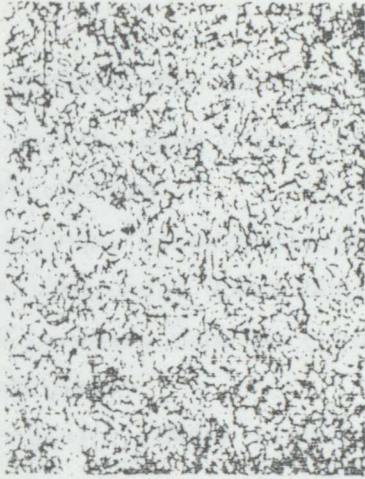
Hesaplanan ortalama tane çapı μm	Her mm^2 parlatma yüzeyinde tane sayısı	ASTM - Tane Büyüklüğü
1000	1	10
500	4	9
250	16	8
125	64	7
63	256	6
31.5	1024	5
15.7	4096	4
7.9	16384	3
4.0	65536	2
2.0	262144	1

Sertleştirilmiş çelikler

İnce tane

Kaba tane

Östenitik çelikler



Sekil 225 : Teknikteki değişik çeliklerde tane yapısı (Devamı sayfa 239 da)

66

İncelemede doğabilecek güçlükler primer rekristalizasyonda açıklanabilir. Bu güçlükler dönüşümünden önceki seyirlerde tam olarak görülür. Tane büyümesi olaylarının en basit olarak incelenmesini, primer rekristalizasyonun da olmadığı, yani daha önce şekil değiştirmemiş dönüşümsüz çeliklerde yapmak mümkündür. Tane büyümesinin uygulamada görüldüğü durumlar şunlardır:

Östenit tanesinin dönüşümünden sonraki değişim

Östenit ya da ferrit tanesinin, daha önceki soğuk şekillendirme ve primer rekristalizasyondan sonra değişimi

Östenit ya da ferrit tanesinin, sıcak şekillendirmeden sonra, direkt gerçekleşen primer rekristalizasyondan sonra değişimi

Ferritik ya da östenitik tanenin, daha önce yapı değişikliği olmaksızın, yeniden ısıtılmasında değişimi

Ferrit ya da östenit tanesinin, yüksek sıcaklıkta menevişlenmesinden sonra değişimi

Östenitik ya da ferritik tanenin, katılaşmadan sonraki değişimi

Öncelikle, östenitin yüksek sıcaklıklarda tane büyümesi oldukça önemlidir.

Buradaki temel bağlantılar, tüm uygulamalar için de geçerlidir.

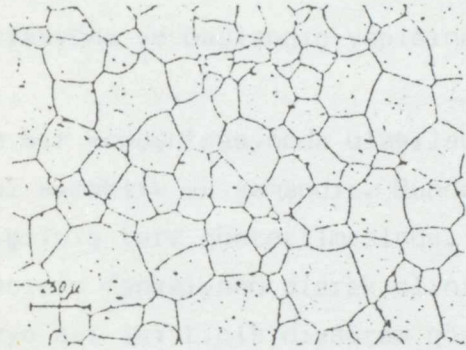
5.1 Östenitin tane büyümesinin incelenmesi

Östenitte büyük açı tane sınırlarının hareketinde, seyrin incelenmesi yüksek Sıcaklık mikroskobunda direkt tetkikle yapılabilir. (bak şekil 245) Ayrıca, östenit tane sınırları, oda sıcaklığı yapısında direkt ya da indirekt olarak görülebilir yapılarak incelenebilir. de, bu problem birkaç yöntemle verilmiştir. Şekil 48 a ile c ve şekil 49 a ile c de sementasyon çeliğinin ani soğutulmuş yapısında östenit taneleri dağılama ile direkt görülebilir hale getirilmiş, ferrit veya östenit tane büyümesindeki her bir etap görülmektedir. Normal tane büyümesi, şekil 48 de mevcuttur. Ortalama tane çapı sürekli olarak büyür, bu esnada gerçek tane büyüklüğü dar bir dağılım bandına uygun hareket eder. (şekil 244) Tane büyüklüğü dağılımı bir logaritmik normal dağılım olarak, şekil 50 deki gibi ifade edilebilir.

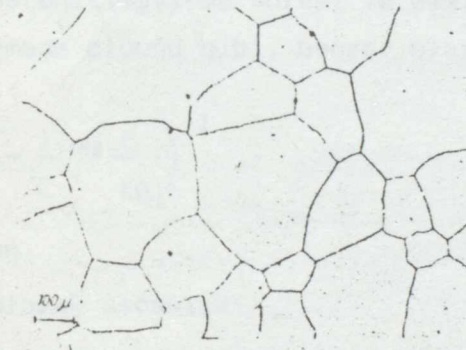
Her bir tanenin düzlemsel parlatmayla kesilmesinde, daha küçük tane çapı da görülebilir. Örnek olarak şekil 49a ile c de, diskontinü (süreksiz) tane gelişmesi mevcuttur. Belirli bir sıcaklık sahasındaki yapıda, iki tane dağılımı bulunmaktadır. (Şekil 50 b ye bak) Yalnızca pek az teknik çelikte, östenitleştirme sıcaklığının toplam sahası üzerinde, sadece kontini (sürüklü) gelişme görülür.



a)



b)

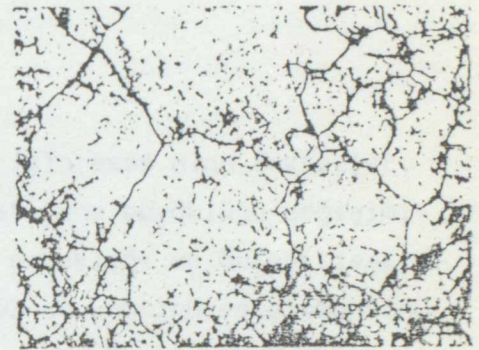


c)

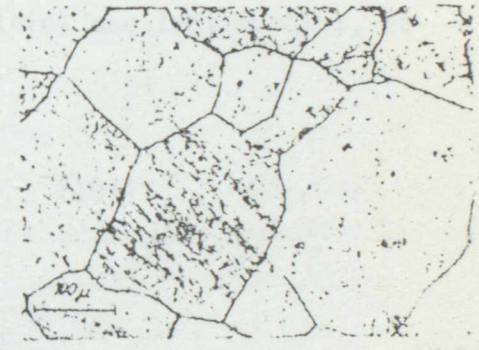
Şekil 48: Ferritit çelikte tane büyümesi
(b şeklinde de ölçek 100)



a)

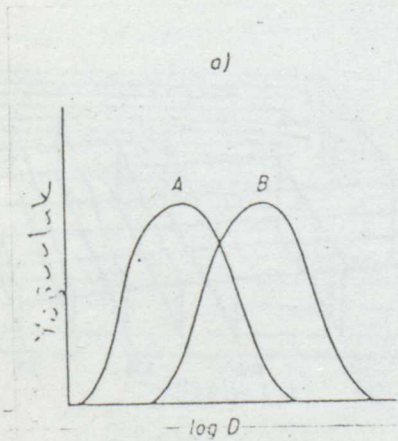


b)

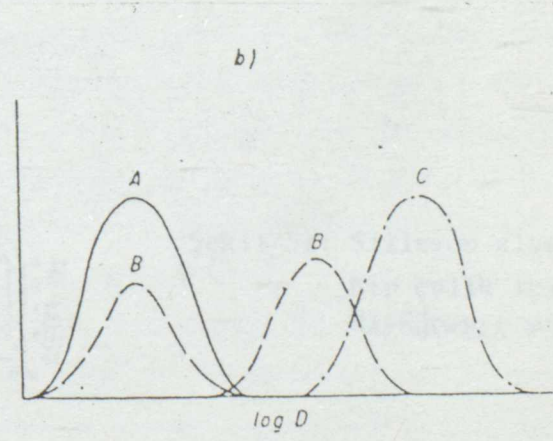


c)

Şekil 49: Sementasyon çeliğinde tane büyümesi



a)



b)

Şekil 50: Kontinü (a) ve diskontinü (b) tarzda tane büyümesinde, tane dağılımının şematik gösterilmesi. A.B. ve C= Tane kabalaşması etapları

Uygulamada deneyimlere göre, östenit tanesinin büyüklüğü, şu karakteristiklere bağlıdır.

Östenitleştirme sıcaklığına,

Östenitleştirme süresine,

İnce dağılmış sekunder fazın mevcudiyetine,

Isıtma hızına,

Konsantrasyona ve başlangıç yapısına,

Verilen bir konsantrasyonda ulaşılan tane büyüklüğü için esas olan faktörler, kuşkusuz sıcaklık ve zamandır. Bundan dolayı, östenit tane büyüklüğü değişiminin alışılmış tarz gösterilmesinde, östenitleştirme sıcaklığı ve östenitleştirme süresinin fonksiyonu olarak alınır. Şekil 51 ve 52 de kontinü ve diskontinü gelişmeye ait iki tipit diyağram gösterilmiştir. Maynier, Martin ve Bastien, hangi östenitleştirme süresi ve zaminin parametre olarak seçilebileceğini, me-nevişlemede olduğu gibi, benzer olarak vermişlerdir.

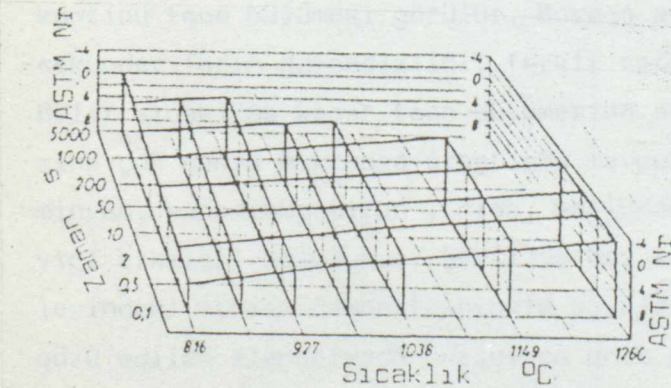
$$P = \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{C} \log \frac{t}{t_0} \right)^{-1} \quad (103)$$

t- zaman

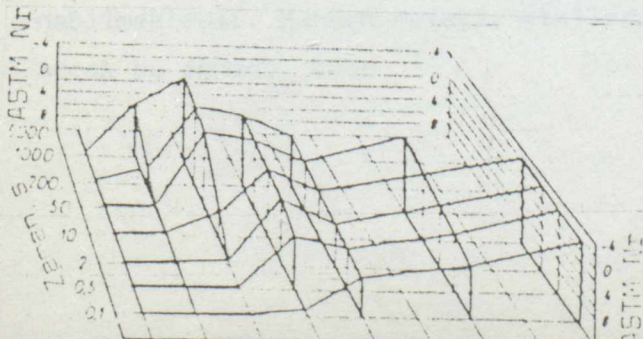
T- $^{\circ}\text{K}$ olarak sıcaklık

C- Q/nR

P- t_0 bekleme süresi içerisinde, t zamanında T gibi aynı etkiyi meydana getiren sıcaklık



Şekil 51: Silisyum alaşımlı yumuşak bir çelik için, tane büyüme diyağramı (miller)



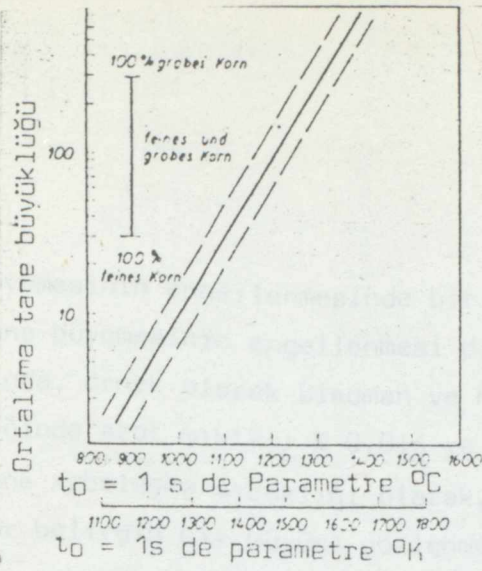
Şekil 52: Aliminyum alaşımlı yumuşak bir çelik için, tane büyüme diyağramı (miller)

% 0.15 karbonlu bir çelikte ortalama tane büyüklüğünün P parametresine bağımlılığı şekil 53 de gösterilmiştir.

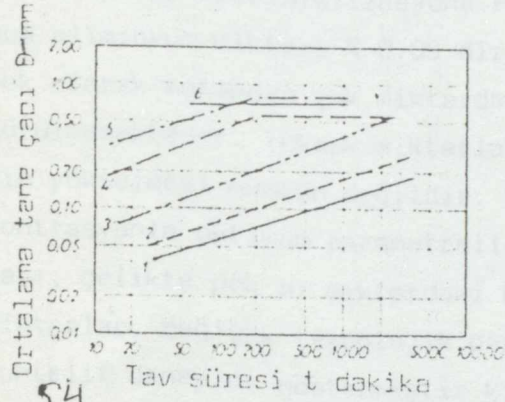
Mevcut sekunder fazlar, östenitin tane büyümesine farklı etki yaparlar. Östenitleştirme sıcaklık sahasında zamanla değişmeyen dispersiyon, yeterli uzun tav sürelerinde, tane büyüklüğünü artık değiştirmeyecek şekilde etki yapar. Şekil 54 de bur östenitik çeliğin değişik sıcaklıklarda tane büyüme eğrileri verilmiştir. Buradan da görüleceği gibi, bazı östenitleştirme sıcaklıklarında sınır tane büyüklüğü yaklaşık 0.7 mm ulaşmakta ve bu değeri aşmamaktadır.

Bu durum genel olarak, yüksek sıcaklıklarda görülür ve ancak oksit ve sülfürlerin tane sınırlarında çok sayıda mevcut oksid ve sülfürlerin bulunduğu yüksek sıcaklıklarda uzun süre östenitleştirmeden sonra elde edilir. Emprütele- rin engelleyici etkisi bu esnada açıkca olur. Ancak deneylerde de tane sınırlarında parçaçıkların birlikte hareket edeceği farzedilebilir. Kock ve Aust östenitik çelikte tane sınırlarında $(FeCr)_{23}C_6$ partiküllerinin birlikte sürüklendiklerini isbat etmeyi başarmışlardır. Fakat böyle görünüm- ler açık olarak istisnadır ve yalnızca tane sınırlarının küçük hızlarında mümkündür.

Kural olarak, sekunder fazlar bulundukları yeri değiştirmezler. (bak şekil 55) Var olan bir dispersionda belirli bir sıcaklıkta dispersion başlarsa parça- cığın içinde çökelme yada çözülme olabilir ve tane büyüklüğünde değişme olur. Önceki durumuna göre, büyük aç tane sınırı hareketi ilk olarak çözülür. Yeni- si oluşmaya başlar ve hızlanır. Var olan dispersiondaki değişmeler, esas ola- rak teknik yapıda genelde her yerde aynı zamanda düzenli olmayacağından, dis- kontinü tane büyümesi görülür. Burada ayrıca tane büyümesinin her kademesinde sekunder fazın düzensizliği, farklı tane büyüklüğü dağılımına da neden olur. Belir sıcaklığa kadar tane büyümesine engel olan, çelikte değişik ilaveler üze- rine çok geniş miktarda araştırma mevcuttur. İncelemelerin orta noktasında ali- minyum, vanadyum, titan, niob, molibden ve zirkon'un tane büyümesini engelle- yici etkileri bululunur. Şekil 56 da, alüminyum ve titanın semantasyon çelik- lerindeki etkisi demonstrasyonla açıklanmıştır. Tane büyümesinin engellenmesi, gözü edilen elemanlarda herşeyden önce azot ve karbonla bağlantılarıyla sağla- nabilmektedir. Bundan dolayı, etkileri bu elemanların miktarıyla ilişkilidir. Ancak bu esnada, tane

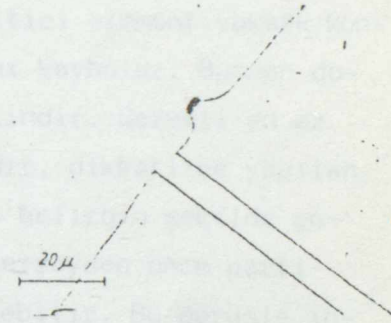


Şekil 53: P parametresinin östenit tane büyüklüğüne bağımlılığı (maynier, Mart ve Bastien) (ortalama tane büyüklüğü 10-5 mm²)

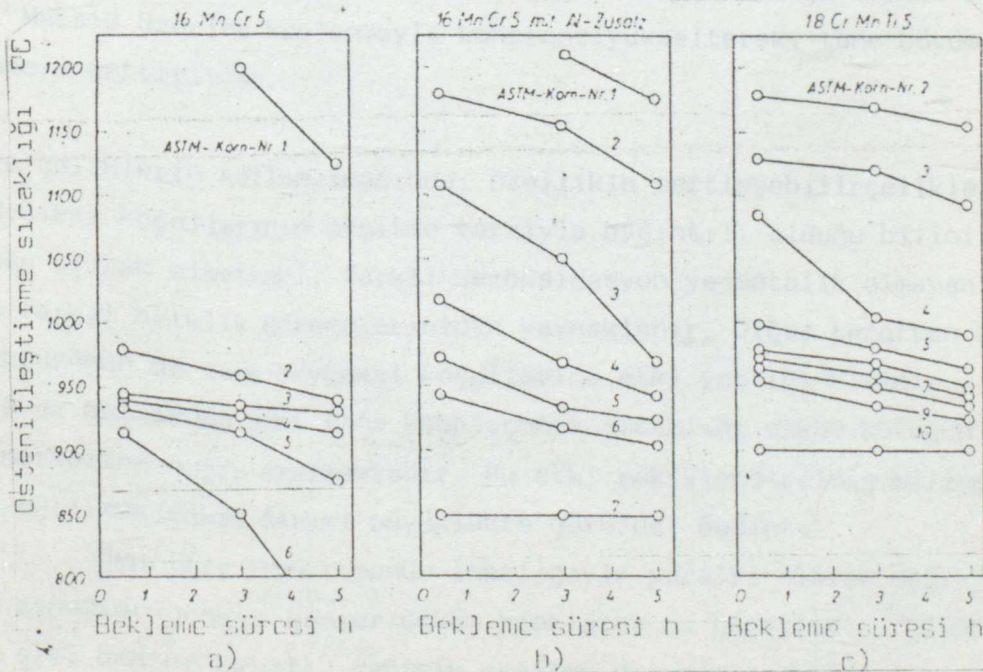


Şekil 54: Östenitik bir çelik için tane kabalık eğrileri (Skuin)

1 = 950°C, 2 = 1000°C, 3 = 1050°C
4 = 1150°C, 5 = 1200°C, 6 = 1250°C



Şekil 55: Paslanmaya ve aside dayanıklı b çelikle östenit tane sınırında arıtilamayan elemanlar



Şekil 56: değişik sementasyon çeliklerinde tane büyüme koşullarının karşılaştırması Parametre: ASIM tane nraması

büyümesinin engellenmesinde bir sınır vardır, yani daha fazla katılarak tane büyümesinin engellenmesi daha fazla iyileştirilemez. Böyle bir bağında, örnek olarak Gladman ve Pickering tarafından yumuşak imalat çe-liğinde azot miktarı % 0.016 ya kadar bulunmuştur (bak şekil 57)

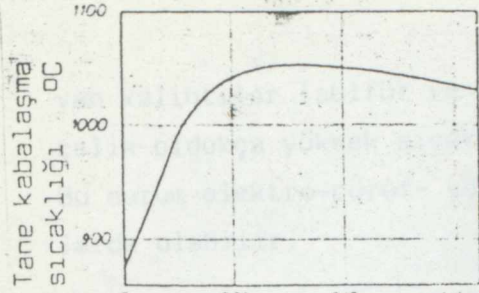
tane kabalaşma sıcaklığı olarak, hangi östenitleştirme sıcaklığına ka-
dar belirgin bir büyüme gözlenmeyen sıcaklığa denir. Bu sınırın üzerin-
de, sekonder rekristalizasyona rastanır. Verilen tasavvur altında, opti-
mum alüminyum miktarı % 0.08 dir. Karbür teşkil ettiren elementler, ör-
nek olarak molibden çok miktarda karbon alabildiğinden, böyle bir sınır
görülmemektedir. Yüksek miktarlarda elbekteki, tane kabalaşma sıcaklığı-
nın yükselmesi mümkün değildir. Çünkü, tane inceltici element yüksek kon-
sentrasyonla optimum parametrelili partikül dağılımı kaybolur. Bundan do-
layı, çelikte pek az miktardaki katkılar daha etkindir. Gerekli en az
miktarlar, değişik teknolojik parametrelerebağlıdır. dikkatlice yapılan
muhtelif deneyler göstermiştir ki, sekonder fazın belirgin şekilde çö-
zülmesinden önce ortaya çıkmaktadır. Bunun için herşeyden önce parti-
külreni çapının değişmesi nin dened olduğu söylenebilir. Bu görüşle in-
celemer de kaba başlangıç dispersiyonlarında sekonder rekristalizasyon
örnek olarak bir yada daha fazla karbür ısınma olayının başlangıçındaki
ince dağılımıyla gecikme yaptığı şeklinde açıklanabilir.

Yüzeyde bulunan partiküllerin etkilerine gelirsek, oldukça önemli rol oy-
narlar. Matris üzerine kaplanmayla koherenziiükselterek, tane büyümesini
engellemeyi arttıırırlar.

Pratikte çeliklerin kullanılmasında, özellikle sertleşebilirçeliklerde
tane büyümesi koşullarının ergitme tarzıyla bağıntılı olduğu bilinirb Bu
etki esas olarak elbetteki, farklı dezoksidasyon ve metalik olmayan kalın-
tıların farklı aralık dereceleriniden kaynaklanır. Diğer taraftan katılaş-
ma strüktürünün de tane büyümesi koşullarına etki yaptığı bilinir.

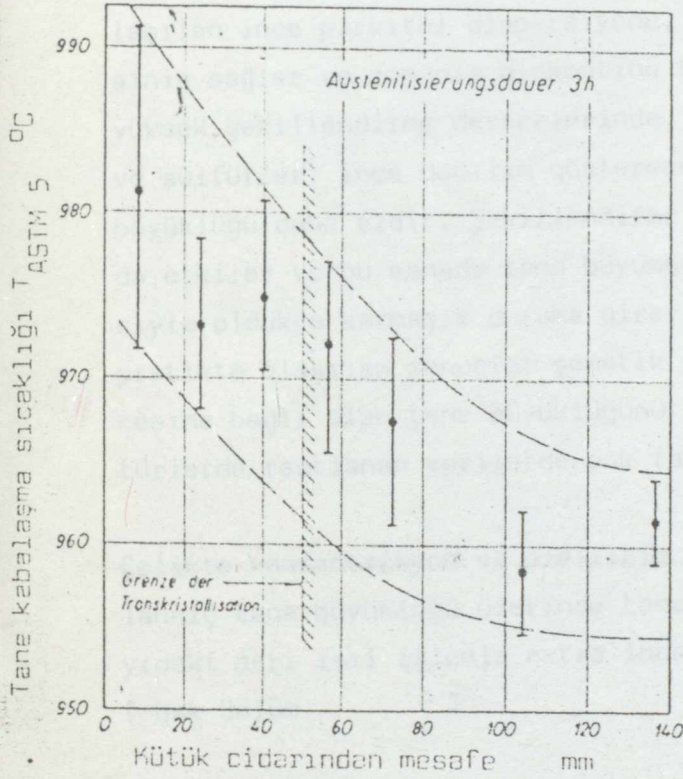
Şekil 58 de görüldüğü gibi tane kabalaşmaya sıcaklığı döküm kütüğün cida-
rından merkezine doğru azalmaktadır. Bu etki şekillendirilmiş malzemelerde
de aynı eğilimde fakat farklı büyüklükte görülür. Bağıntı

denritir strüktürünün inceliğiyle paralel olarak değişir Orada
verilen sonuçlar genelde benzer döküm bloklarda da geçerlidir. Döküm strüktü-
ründeki gibi benzer bağıntı, değişik ergitme durumlarındaki çeliklerin tane
büyümesinde de görülür. (şekil 59) Farklar, özellikle yüksek östenitleştir-
me sıcaklıklarına çok belirgin görülür. Eğer yeterli çoklukta ve ince metalik
olma

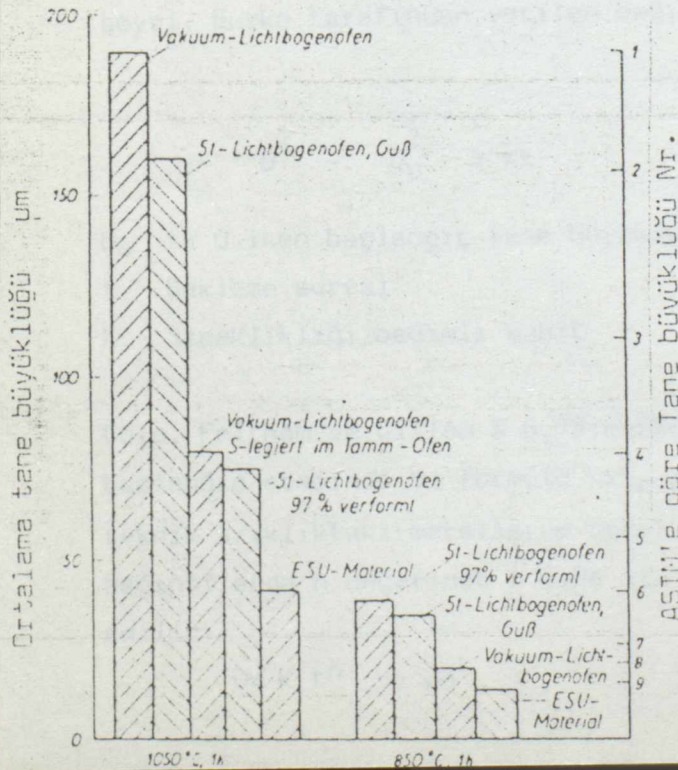


Alüminyum miktarı %-Ağırlık

Şekil 57 : Alüminyum miktarının tane kabalaşma sıcaklığına etkisi



Şekil 58: Döküm yapısının tane kabalaşmasına etkisi



Şekil 59: ergitme tarzının 850 ve 1050°C'de tane büyüklüğüne etkisi

yan kalıntılar (sülfür ve oksidler) çelik üretim yönteminde yapıda kalıyorsa çelik oldukça yüksek sıcaklıklara kadar metalurjik ince taneli olarak kalır. Bu durum elektro-cüruf- yönteminden sonra ergitme işlemlerinde belirli koşullarda olabilir.

Çelikte sekonder fazın değişimi ile, östenit tane büyümesi koşullarına şekillendirmenin etkisi büyük oranda açıklanabilir. Yüksek şekil değiştirmeye ulaşılan ince parkitül dispersiyonu, karbür ve nitrürlerin daha kolay çözülmesi sağlar ve zamanla diskontinü tane büyümesine neden olur. Buna karşılık yüksek şekillendirme derecelerinde, çözülmeyen disperse olmuş fazlar, (oksit ve sülfürler) ince dağılım göstereceklerirned, yüksek sıcaklıklardaki tane büyüklüğü daha azdır. Şekillendirme aynı zamanda kuşkusuz başlangıç yapısını da etkiler ve bu esnada tane büyümesi koşulları sıcak şekillendirmenin etkisiyle oldukça karmaşık duruma girer Şekil 60 ve 61 de bu esas koşullar ve pratikte ulaşılan sonuçlar şematik olarak gösterilmiştir. Şekillendirme derecesine bağlı olan tane büyüklüğünü veren çok farklı eğrisel görünüm, literatürlerde rastlanan verilerde çok farklıdır. (şekil 60 b ve 61)

Çelikte konsantrasyon ve özellikle ısıt işlemin uygulanmasında etkiler. başlangıç tane büyüklüğü üzerinde tane büyümesini etkiler. Örnek olarak çok sayıdaki seri ısıt işlemlerle extra ince tane üretilmesi mümkündür.
(bak Bölüm)

Yüksek arıklıktaki metallerde izotermik koşullarda düzenli tane büyümesinin seyri, Burke tarafından verilen bağıntı ile tam iyi olarak açıklanabilir:

$$D^2 - D_0^2 = Kt \quad (104)$$

D_0 $t=0$ iken başlangıç tane büyüklüğü

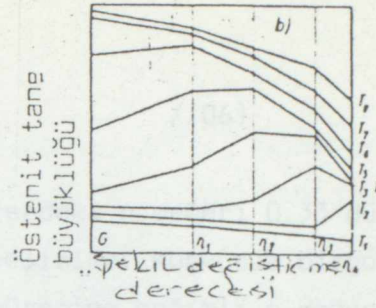
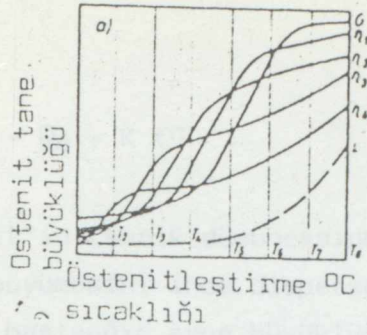
t Bekleme süresi

K Sıcaklıkbağımlı sabit

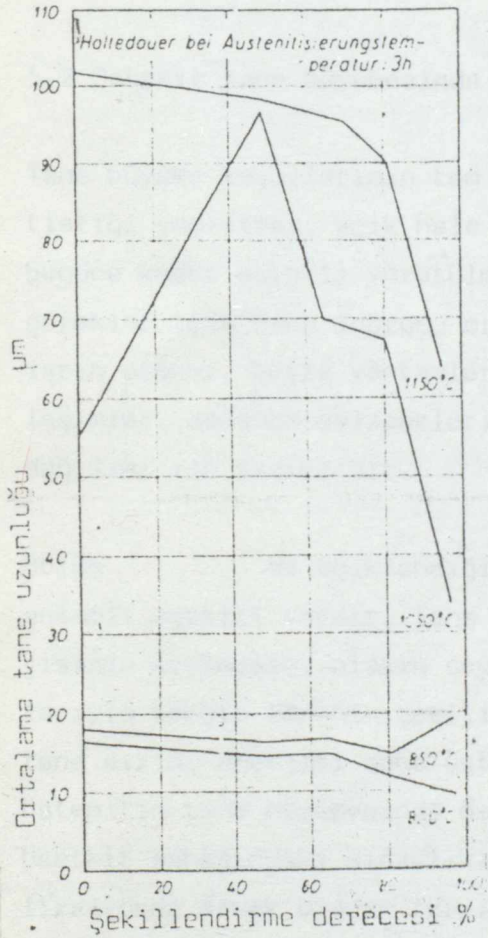
Cole, Feltham ve Gillam % 0.79 karbonlu alaşımsız çelikte tane büyümesinin başlangıç etabında bu formülü $K=K_0 \exp(-Q/RT)$ ile vermektedirler. Ancak, teknik arıklıktaki metallerde üstel bağıntı gözlenir ve aşağıda verilen bağıntılarda n değerinde (0,06 ila 0.50) oldukça büyük farklar tesbit edilir.

$$D = K t^n \text{ ya da}$$

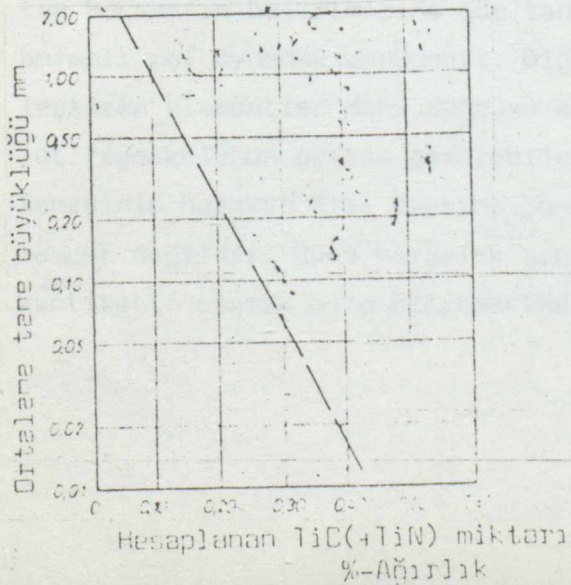
(105)



Şekil 60: Östenitin tane kabalaşma koşullarına şekillendirmenin yaptığı etkinin şematik olarak gösterilmesi



Şekil 61: 30 CrMnTi 5 çeliğinin östenit tane büyümesi koşullarına, şekillendirme derecesinin etkisi



Şekil 62: Bir östenitik çelikte, titan, karbür miktarının, östenit tane büyüklüğüne etkisi

Hillert'in teorik düşüncesine göre çeliklerdeki n değeri 0.33 dür ve çelikteki tane büyümesini ince disperse olmuş faz belirler. Kuşkusuz birçok deneysel gözlemde başlanğıç tane büyüklüğüne ve tav süresine bağımlı n değerleri bulunur. Bu esnada korul olarak karışık kollaktif koşullarda ortalama tane büyüklüğü bulunur. (105) ve (106) formüllerinden hangisinin pratikte bulunan bağıntıları daha iyi karşıladığı değişik düşüncelerde farklı alınmaktadır.

5-2 Östenit tane büyümesinde olayların açıklaması

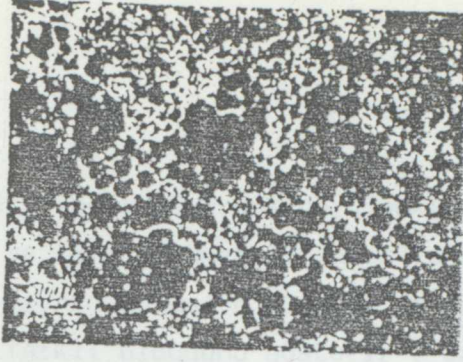
Tane büyüme koşullarının tam analizi, yalnızca her işlem durumunda tane istatistiği yapılırsa, açık hale getirilemez mümkündür. Bu çok masraflı çalışmalar bugüne kadar sürekli yürütülmüş ve çelişkiler giderilmeye çalışılmıştır. Pratik gerekler için daha doğrusu ortalama tane büyüklüğü bazı üzerine standard esasların olması, böyle yöntemlere elbetteki geçerlilik sağlar. Bu esnada elde yaklaşımlar, denenen malzemelerin ilgili bölgeleri ve kullanılan deney tekniğinin dağılımı ile sınırlıdır.

Bölüm de açıklandığı gibi, tane büyümesinde itici kuvvetler için tek anlamlı açıklık vardır. Tane sınırlarının küçülme eğilimi ve tane sınırı enerjisinin azalması, olayın seyri için ölçülüdür. Bu itici kuvvetler pek az farklarıyla her bir tanenin gerilim haline yardımcı olabilirler. Fakat toplam olarak tane sınırını enerjisi daha üstündür. Uygulamalardaki tecrübeler göstermiştir ki östenitin tane büyümesinde östenitteki sekonder fazın şaşırtıcı etkiye sahiptir. Östenit sahasındaki sıcaklıklarda çözülen elementlerin etkisi, primer rekristalizasyonda örnek olarak ferritin etkisen göre daha az tanınmaktadır. Bir taraftan Bclean'ın belirtmesine göre tane sınırı çevresinde bulut teşekkülü pek anlamlı rol oynamak zorundadır. Diğer taraftan östenitik halde de yüzeyi aktiveleştiren elementler daha doğrusu aray ve değişik atomlarla tane sınırlarında bulut teşekkülünün açıkca görülebileceği, oldukça sık kabul edilir. Fakat, östenit tanesinin hareket hızı üzerine bunların etkisi hakkında sayısal bilgiler henüz mevcut değildir. Buna karşılık sınırlarda ince dağılmış partiküllerin etkileri kantitatif olarak bile bilinmektedir.

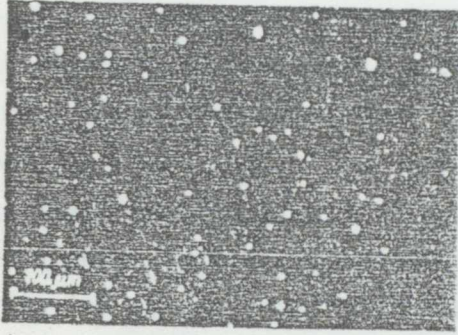
Bir çözülmemiş fazın eşit şekilde dağılımında, (91) formülünde açıklanan kamsimum tane büyüklüğü yardımıyla aşıkarak belirtilebilir. Şekil 62 de söz konusu işlemde şaklaşık sabit partikül büyüklü titankarbürde hesaplana? bilen östenitik çeliklerdeki sonuçlar verilmiştir. Değişik sıcaklıklarda ve üç saatlik bekleme süresinde ulaşılan tane büyüklüğü, titankarbürün miktar oranı ile çok iyi bağıntı sağlamakta ve bununla Zener tarafından verilen bağıntı geçerli olmaktadır. Alışılmış teknik ısıs işlem olaylarında östenitleştirmenin toplam sıcaklık sahasında sekonder faz partiküllerinin değişim seyri, bununla hesaplanabilir. Buradan alışılmış östenitleştirme zamanı ve sıcaklığı Zener formülünde verilen denge yi sağlamaya yetmediğinde, partiküllerin değişen koşullarıyla denge halinin bozacakları görülür.

Bundan dolayı böyle koşullar altında tane büyümesi olaylarının kantitatif açıklaması için sekonder fazın çözülme ve ayrışma koşullarının göz önünde tutulması zorunludur. En azından, birinci etap olarak ayrışan sekonder fazın çözülme dengesinin denenmesi gereklidir. Glodman ve Pickerign alüminyum ve niob alaşımlı imalat çeliklerinde bu tarz bilgileri vermektedirler. Bu başlık açısı altında prenosil titanın etkisini ve Brandlis ile Kroy vanadyumun etkisini sementasyon çelikleri için açıklamışlardır. Glodman ve piçkering uygulamada görülen tane kabalaşma sıcaklığını teorik olarak belirtmeyi başarmıştır. Bu söz konusu tane kabalaşma sıcaklığı düşük alaşımlı ince tane ilaveli ergitilmiş çeliklerde deneysel olarak çok iyi saptanabilir. Östenitleştirme sıcaklığına bağlı eğri seyrinde keskin bir büküm görülür ve yapıda tanelerin bir kısmında oldukça fazla büyüme ortaya çıkar.

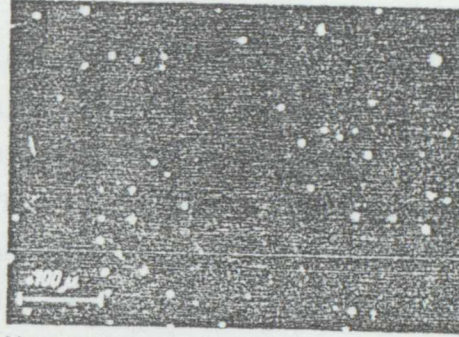
Şekil 63) özellikle yüksek karbonlu ve yüksek alaşımlı birçok çelikte bu durum nadiren ortaya çıkar. Kontinü seyreden birlikte küreselleşme ve karbürlerin çözülmesi nitrür ve karbonitrür dispersiyonlarının yok olmasına neden olur ve düzenli bir geçiş sağlanır. Coğu zaman, tane büyüme eğrisinde birçok kademeler de görülebilir. Bu durum örnek olarak farklı karbur ya da nitrür çeşitlerinin çözülmesinden olur. Fakat bu durum tane kabalaşma sıcaklığının tarif edildiği çeliklerde sınırlanmıştır. Sıcaklık değeri olarak ASTM- tane büyüklüğü ortalama değer eğrisi 5 e ulaştığında tarif edilir. Teknik kullanma sözü olarak ASTM- tane büyüklüğü 5 den büyük olan çelikler metalurjik ince taneli çelik olarak tanımlanır Şekil 64 a ile c de bir rulman çeliğinde östenit kabalaşmasının seyri, yüksek sıcaklık mikroskopunda alınmış resimlerle gösterilmiştir. Tane büyüklükleri arasındaki farklar fazla büyük olmadığından bu resimlerde geçiş etabı, daha doğrusu bilinen diskontinü



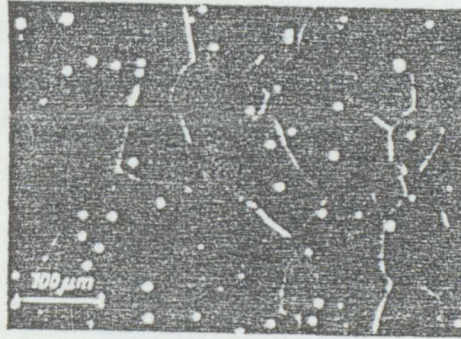
Şekil 63: 40 Cr 4 çeliğin sekonder
Rekristalisasyonunda farklı
büyüklerdeki taneler



a)

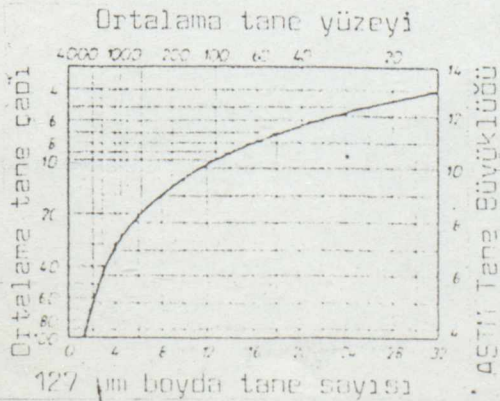


b)



c)

Şekil 64: Bir rulman çeliğinde östenit tanesi büyümesinin seyri (yüksek
sıcaklık mikroskobunda karanlık alanda görüntü)



Şekil 65: Alışılmış tane büyüklüğü
karakteristik değerlerinin
birbirine dönüştürme diyağı
(Brandis ve Wiebking)(orta
tane çapı ortalama tane
yüzeyi)

(sürekli) tane büyümesi görülmektedir. Tane sınırlarının birbirine göre açıları ve tane büyümesinin nihaj etebande benzer acıların bulunması böyle bir yapının normal dñüşümle ya da primer rekristalizasyonla oluşmuş yapıdan farklı olduğunu gösterir (bak şekil)

Yalnızca en saf metallerde, büyük açı tane sınırı hareketinin tane sınırlarındaki kendi kendine difüzyonla direk kontrallı olacağı beklenilebilir. Teknik arıtılmış malzemelerde -demirinde tane sınırı kendi kendine difüzyonda bulunan aktifleştirme enerjisine nazaran biraz yüksek olduğundan (104) formülüne dayanılarak verilen düşüncelerde belirli eşit koşullarda geçerlilik mevcuttur. Cole v arkadaşları % 0.79 karbonlu alaşımsız çelikte aktifleştirme enerjisini 30 kcal/Mol bulmuştur ve bu değer yaklaşık olarak gerekli değere uymaktadır. Buna karşılık miller, hada yüksek değer olarak 90 ila 113 kcal/Mol, Brandis ve Koy ise 84 ila 108 kcal/Mol arasında değer vermektedir.

Fakat, çok sık olarak deneysel sonuçlara dayanarak, sabit aktifleştirme enerjisi değeri verilmemektedir. Bu da göstermektedir ki, tane büyümesi esnasında değişmez koşullar mevcut değildir.

Cetvel 12: Demir ve demir silisyum alaşımında farklı yapı teşekkülü ile maksimum ulaşılabilen tane büyüklüğü

Tavlamada gerçekleşen olay	Maksimum ulaşılabilen tane büyüklüğü	Malzeme
Primer rekristalizasyon (pek az şekillendirmeden sonra)	3000	Fe % 1 Si
Sekunder rekristalizasyon	5000	Fe % 3 Si
Gerilim etkili tane büyümesi	600	Fe (teknik arık)
Stengel tane büyümesi	250	Fe FeSi (dönüşümlü)
Normal tane büyümesi	500	Fe FeSi

Cetvel 13: Östenit tane büyüklüğünü görülebilir yapma yöntemleri

Direkt İnceleme	Yüksek sıcaklık mikroskopi Elektron emisyon mikroskopi		
İndirekt	Dağlama ile	Ac3 üzerindeki sıcaklıkta	Wakumda (termik dağlama), tuz eriyiğinde
		Oda sıcaklığında	Vilella'ya göre Bechet ve Beaujeu'a göre
	Östenitin dönüşüm Seyrinin gerçekleşmesi	Ferrit ağ düzeni yöntemi Troostit ağ düzeni yöntemi Sementit ağ düzeni yöntemi Önceden yapılan sementasyonla McQuaid-Ehn'e göre	
	Östenit tane sınırı sahalarına yabancı atom difüzyonu	Oksidasyon yöntemi Bakır difüzyonu Kurşun difüzyonu Karbon difüzyonu	Herasymenko'ya göre Koch' göre

Tablo: Ti - Mo alaşımlarında α oranına bağlı olarak hesap edilmiş segregasyon oranı⁽⁹⁾.

ALAŞIM	L(mm)	θ_f (Sn)	$\alpha \cdot 10$	S
Ti-30Mo	32	7.6	0.029	1.56
Ti-15Mo	26	1.1	0.033	1.45
Ti-30Mo	128	141.0	0.035	1.41
Ti-15Mo	128	33.0	0.040	1.34
Ti-10Mo	33	1.0	0.059	1.36
Ti-5Mo	28	0.9	0.060	1.35
Ti-50Mo	140	31.0	0.088	1.27
Ti-10Mo	130	29.0	0.091	1.26

L: Dendirit kolları arasındaki uzaklığın yarısı,

θ_f : Katılaşma zamanı,

α : Geri yayılma,

S: Segregasyon oranı,

Tablo : 50 kg'lık ingot bileşimleri⁽¹²⁾.

İNGOT No:	% BİLEŞİM				
	C	Si	Mn	Gr	Ni
568	0.12	0.19	0.28	1.06	0.04
563	0.18	0.19	0.22	0.89	0.04
562	0.35	0.19	0.24	0.96	0.04
567	0.67	0.22	0.23	1.14	0.04
566	0.95	0.16	0.20	1.16	0.04
565	1.21	0.28	0.24	1.14	0.04
561	0.56	0.20	0.21	1.01	0.04
560	0.91	0.18	0.24	1.08	0.04
559	1.15	0.25	0.26	1.08	0.03

H. Fredrikssin ve L. Heliner⁽¹²⁾ tarafından yapılan deneylerde , her ingot 150X150X300 mm ebatlarında ve ingotlardaki fosfor % 0,009 dan kükürt ise % 0,010 dan azdır. Bütün ingotlar 4 saat boyunca 800 °C de yuhuşatma tavlmasına tabi tutulmuşlardır.

Tablo : Az alaşımlı çeliklerin bileşimleri, dönüşüm sıcaklıkları ve
laşma tarzları⁽¹⁵⁾.

ALASIM No:	% BİLEŞİM								DÖNÜŞÜM SICAKLIKLARI(°C)			KATIL TARZI
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Cu	LIKİDÜS SICAKLIĞI	SOLIDÜS SICAKLIĞI	PERİTEKTİK SICAKLIK	
1	0.11	0.01	0.04	0.83	—	—	—	—	1535	1447	—	δ
2	0.29	0.01	0.05	0.86	—	—	—	—	1512	1474	1482	δ
3	0.44	0.02	0.05	0.88	—	—	—	—	1496	1436	1476	δ
4	0.68	0.04	0.03	0.72	—	—	—	—	1472	1415	—	γ
5	0.10	0.01	0.03	0.75	1.82	—	—	—	1518	—	—	δ
6	0.22	0.03	0.03	0.77	1.84	—	—	—	1503	—	1467	δ
7	0.31	0.04	0.03	0.75	1.91	—	—	—	1500	—	1467	δ
8	0.43	0.01	0.02	0.73	1.76	—	—	—	1492	—	—	γ
9	0.67	0.02	0.03	0.73	1.76	—	—	—	1472	1412	—	γ
10	0.10	1.58	1.34	0.10	3.69	—	—	—	1476	1448	—	γ
11	0.43	1.62	1.34	0.15	3.63	—	—	—	1464	1445	—	γ
12	0.59	1.56	1.32	0.19	3.64	—	—	—	1456	1440	—	γ
13	0.25	0.17	0.64	1.30	2.91	0.22	—	—	1495	1455	1480	δ
14	0.29	0.75	1.09	2.14	0.36	0.31	—	0.32	1500	—	1460	δ
15	0.37	0.29	0.13	0.01	2.14	—	—	1.44	1492	—	—	γ
16	0.37	0.25	0.65	0.96	1.85	0.35	0.12	—	1496	1450	—	γ
17	0.44	0.25	0.59	5.2	0.01	0.49	0.09	—	1487	1430	1464	δ

Tablodaki tüm çeliklerde fosfor % 0.015 den, kükürt ise % 0.013 den, azdır. Alaşımların sınıflandırılması karbon içeriğine göredir. Şöyleki:

(1-4) No'lu alaşımlar :Fe-C-Cr
 (5-9) " " " :Fe-C-Cr-Ni
 (10-12) " " " :Fe-C-Ni
 (13-17) " " " :Teknik alaşımlar (yüksek alaşımlı)

REFERANSLAR

- 1- Topbaş M. Ali
Isıl İşlem Ders Notları MMLS
- 2- Zakharov
Heat Treatment of Steel
- 3- Ivan Rasov
Çeliklerin Isıl İşlemi
- 4- Enver Oktay
Dökümlerde Makrosegregasyon ve Katılaşma Sırasında Kontrolü Lisans Tezi
- 5- Mustafa Güçlü
Az Alaşımlı Çeliklerde Mikrosegregasyon ve Katılaşma Sırasında Kontrolü MMLS Tezi
- 6- Atlas of Micro-Structures Metals Hand Book
- 7- Kaya Özeren
Dökümlerin Katılaşma Mekanizması, Döküm Yapıları ve Homojensizlikler Bitirme Ödevi

TEŞEKKÜR

Tez çalışmalarım sırasında bana destek olan ve yönlendiren Sayın Hocam Prof. M. Ali Topbaş'a sonsuz şükran ve teşekkürlerimi sunarım.

Ayrıca tüm öğrenimim boyunca bana yön veren ve yardımlarını esirgemeyen tüm Yıldız Üniversitesi Metalurji Bölümü öğretim görevlilerine teşekkürü borç bilirim.

