ÇELİKLERİN ISIL İŞLEMLERİ

(Devamı)

Aşırı soğumuş ostenit üç temel sıcaklık kademesinde dönüşüme uğrar:

- perlit kademesi,
- beynit kademesi,
- martenzit kademesi

Perlit Kademesinde Dönüşüm :

Ostenitin bu tür dönüşümü, ferrit ve sementit lamellerinden oluşan bir iç yapı oluşumu ile sonuçlanır. Her iki fazın çekirdeklenmesi ve tane büyümesi, karbon ve demirin yayınması ile gerçekleşir.

Soğuma hızının artması yayınma süresini sınırlar; yani atomların gidebilecekleri yol kısalır.

Lamel genişliği azalarak ince lamelli perlitik bir iç yapılar ortaya çıkar (sorbit, trostit).

Lameller arası uzaklık ne kadar küçükse, iç yapıda karbonun (ve dolayısıyla sementitin) dağılımı o kadar homojen olur. Bu sebeple sertlik ve dayanım değerleri artar.

İç Yapı	Sertlik
Perlit	180 HV
Sorbit	250 HV
Trostit	400 HV

Bazı özel durumlarda ötektoid öncesi ferrit, ostenit tanesi içinde (belirli atom düzlemleri boyunca) levha şeklinde oluşur.

Beynit Kademesinde Dönüşüm :

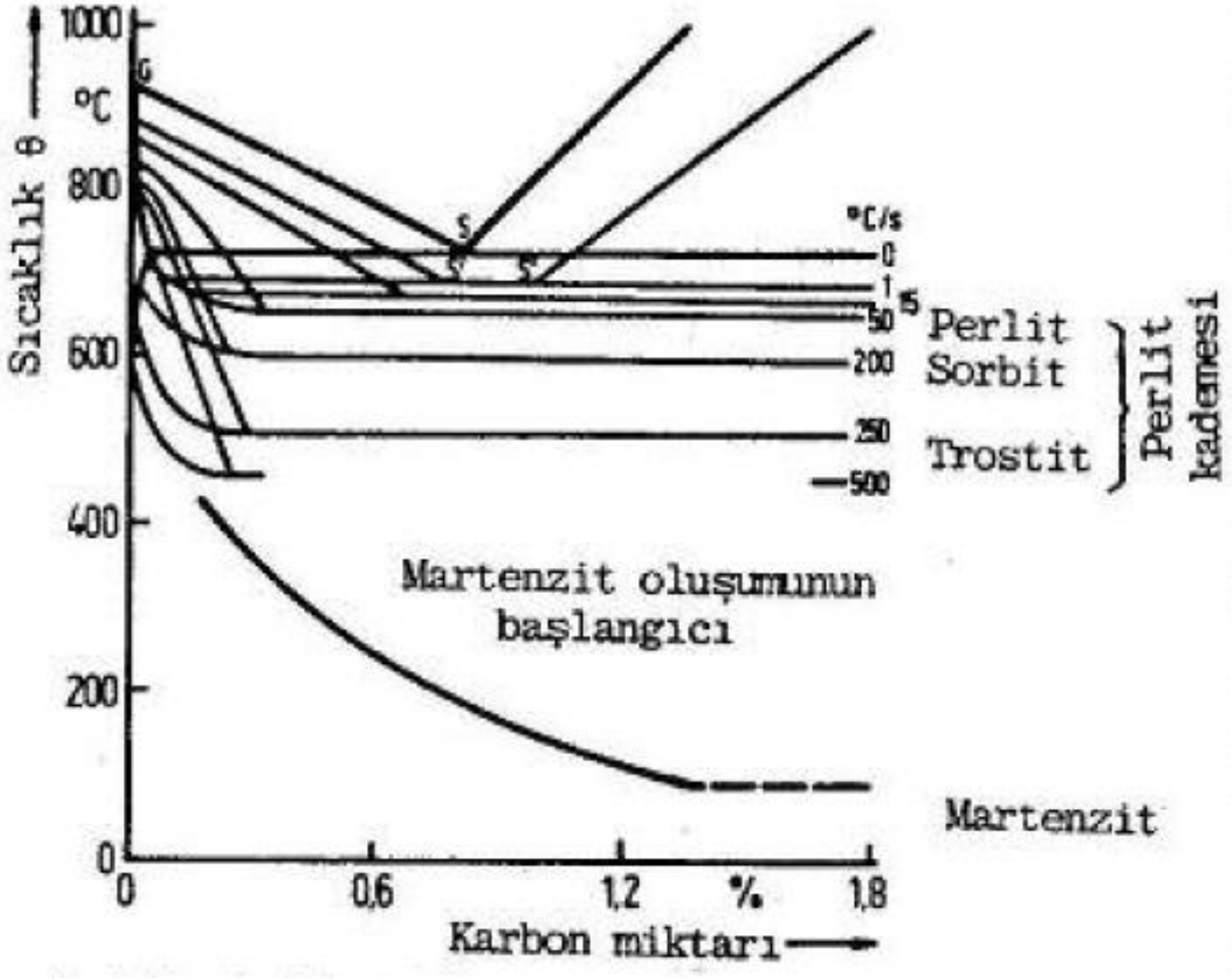
Perlit ve martenzit kademeleri arasındaki sıcaklık alanında demir yayınamaz; karbon yayınması da oldukça güçleşir.

Bu şartlar altında oluşan beynit iki gruba ayrılır:

- İğneli beynit,
- Taneli beynit.

Genelde ferrit içine gömülmüş karbür parçacıkları şeklinde olan bu iç yapılardan iğneli beynit, sürekli soğuma veya sabit sıcaklıkta dönüşüm ile elde edilebilirken, taneli beynit sadece sürekli soğuma sonucu elde edilebilir.

Ferrit levhaları metalografik kesitte iğne biçiminde görünür. Karbür büyüklüğü, ostenitin dönüşüm sıcaklığına göre kabadan çok inceye kadar değişir. Böylece iğneli beynitin ince ve kaba türleri ortaya çıkar.



Saf Fe-C alaşımlarında dönüşüm noktalarının soğuma hızına bağlı olarak ötelenmesi

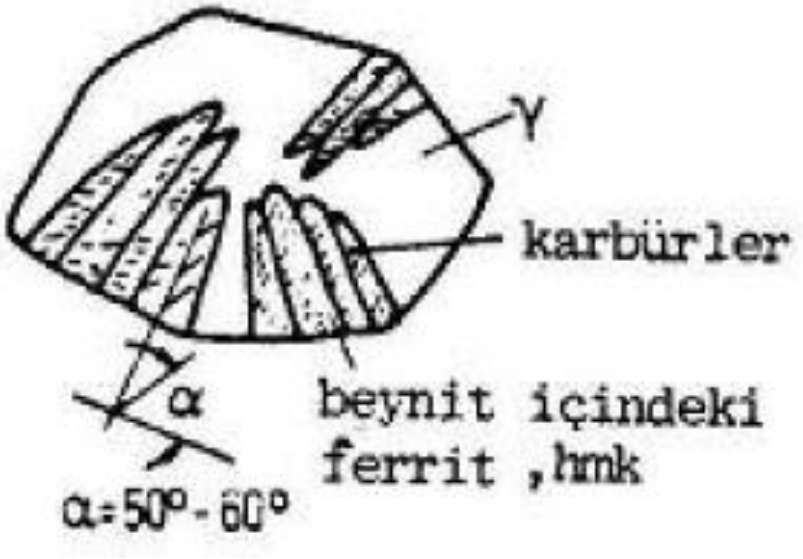
İnce beynit, dönüşüm kademesinin alt kısmında, yani Ms sıcaklığının hemen üstünde oluşur.

Ostenit tane sınırlarından içeriye doğru, karbonca aşırı doymuş ferrit levhaları büyümeye başlar.

Düşük sıcaklıktaki ostenitte hemen hemen tümüyle durmuş karbon yayınması, HMK α – kafesine dönüşümden sonra tekrar başlayabilir.

Zorunlu çözünmüş durumdaki karbon atomlarının α – kafesinden ayrılmasıyla meydana gelen çok ince karbürler, iğnelerin ekseni ile 50° ile 60° açı yaparlar.

Bu ayrıntılar optik mikroskop
ile seçilemez,
ancak elektron mikroskobu
altında görüntülenebilir.

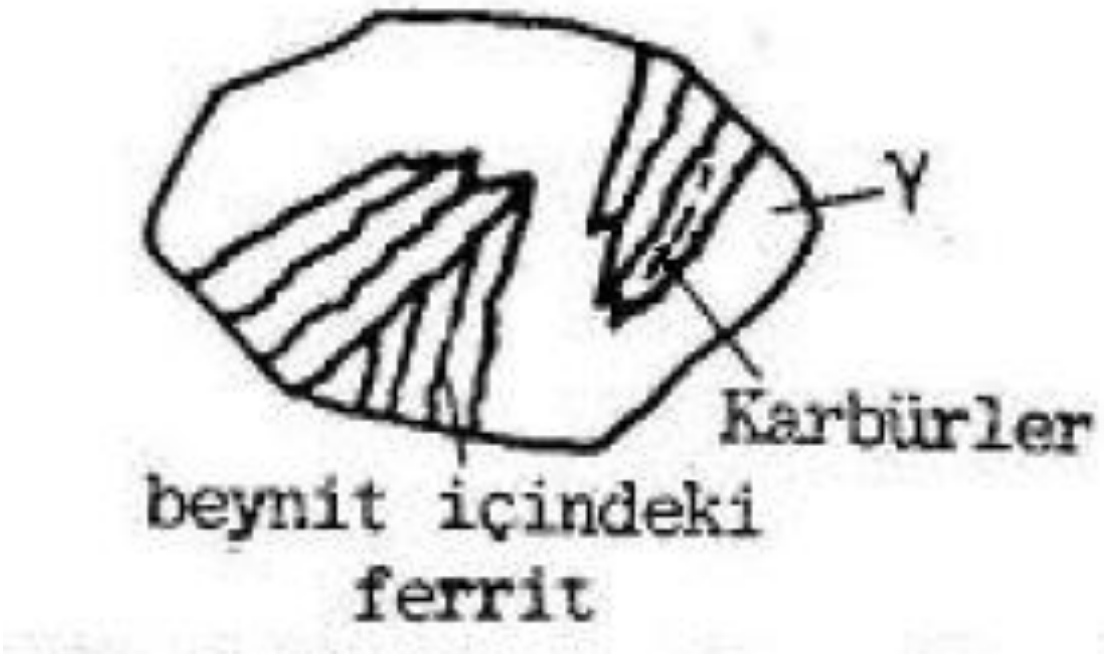


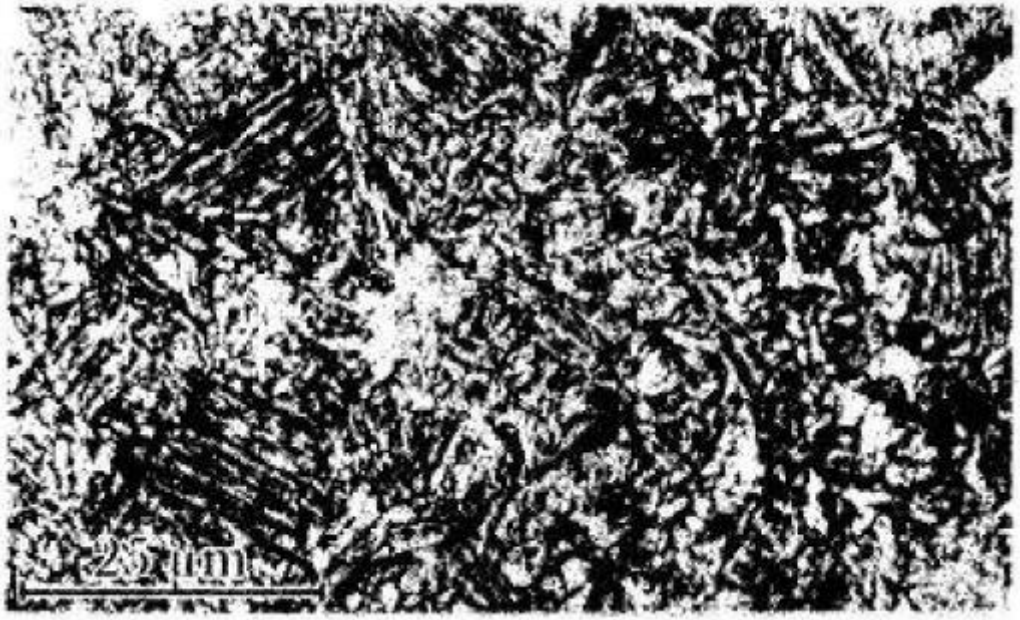
Kaba beynit, dönüşüm kademesinin üst kısmında oluşur.

Yayınma bir ölçüde kolaylaştığı için, ayrışan karbür parçacıkları genellikle iğne doğrultusunda büyür ve kesikli olarak dizilir.

Metal mikroskobu ile görünümü perlitle karıştırılabilecek kadar benzerdir.

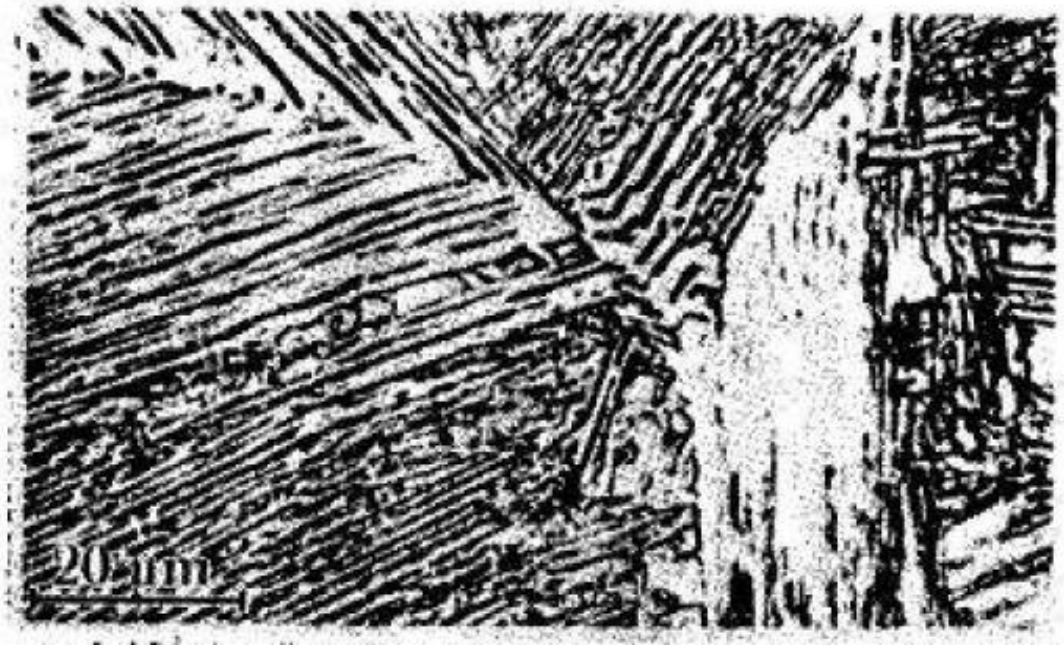
Karbürlerin irileşmesi nedeniyle mekanik özellikleri ince beynit kadar iyi değildir.





İnce beynit,

400°C sabit sıcaklıkta elde edilmiş (37 MnSi 5)
Sertlik: 375 HV1,
Çentik vurma işi (20°C):
$A_{v(ISO-V)}$=35 J

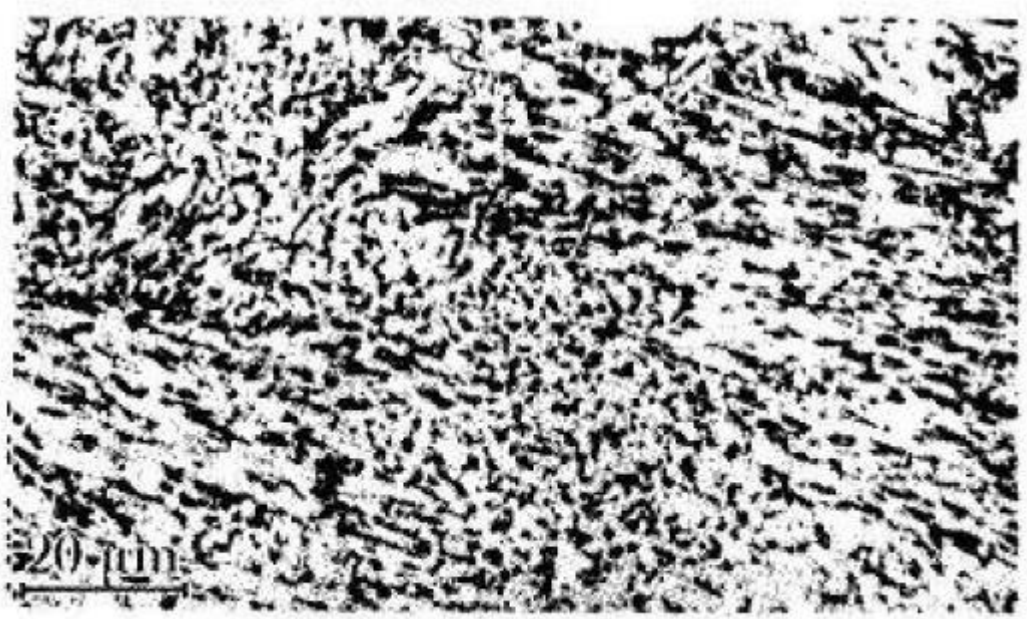


Bir kaynak dikişinin iri tane bölgesinde kaba beynit(niyobyumlu taneli yapı çeliği)

Taneli beynit,

Koşullara bağlı olarak sadece sürekli soğuma sonucu ortaya çıkabilir.

Ferrit ve karbür bileşenlerinin düzeni belirli bir kurala uymaz.



10CrMo910 çeliğinin kaynak bağlantısında kaynak metalinin taneli beynit yapısı

Beynitik iç yapı alaşımlı çelikler için karakteristiktir.

Alaşımsız çeliklerde ise önemli oranda elde edilmesi sabit sıcaklık dönüşümü gerektirir. Sürekli soğuma sonucunda az miktarda oluşabilir.

Martenzit Kademesinde Dönüşüm :

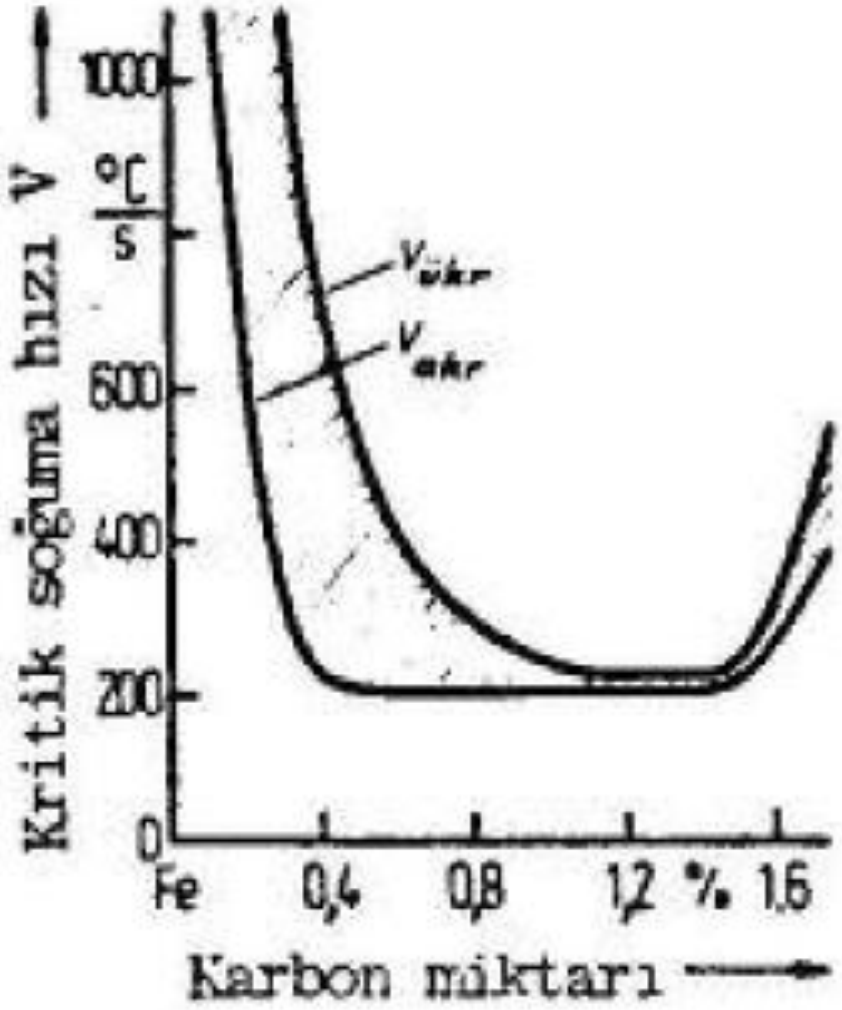
Kritik soğuma hızı aşılırsa, ostenit Ms- sıcaklığının altında martenzite dönüşür.

- Soğuma hızının alt kritik soğuma hızına erişmesiyle martenzit oluşumu başlar.

- Soğuma hızı üst kritik soğuma hızından daha büyükse, iç yapıda sadece martenzit vardır. (Ancak Mf sıcaklığına inilmezse bir miktar artık ostenit "restostenit" de bulunur).

Ostenitte erimiş karbon miktarının artmasıyla,

- Kritik soğuma hızı azalır,
- Dönüşüm başlangıcı ve sonu (Ms ve Mf) daha düşük sıcaklıklara ötelenir.
- Böylece artık ostenit miktarı artabilir.



Saf Fe-C alaşımlarında kritik soğuma hızının karbon miktarı ile değişimi

Küçük karbon oranlarında kritik soğuma hızına ulaşmak, pratik açıdan olanaksız denebilecek kadar güçtür.

Bu nedenle martenzitik dönüşüm sonucu sertleşebilir alaşımsız çeliklerde karbon en az %0,2 veya % 0,25 olmalıdır.

TAMAMLAYICI KONU ANLATIMI

Hızlı Soğutma ile Sertleştirme; SU VERME

Fe- C diyagramında verilen dönüşüm sıcaklıkları ve oluşan içyapılar, ancak düşük soğuma hızları sonucunda (*yavaş soğutmalarda*) kaydedilirler.

Soğutma hızları değiştikçe, aynı çelik malzeme için elde edilecek iç yapılar (ve buna bağlı sonuç özellikleri) çok farklıdır ve verilen Fe-C denge diyagramlarından okunamaz.

Soğutma hızı arttıkça, denge diyagramının öngördüğü *kristal dönüşümleri daha düşük sıcaklıklarda gerçekleşmeye başlar*. *Düşük dönüşüm sıcaklıkları* ise difuzyonun ya *kısmen* gerçekleşmesine izin verir, veya *difuzyon sürecini tamamen engeller.*

Ara yapı:

TAMAMLAYICI KONU ANLATIMI (DEVAM)

Soğutma hızı artırıldığı halde C- atomları yayınmasının halâ mümkün olabildiği düşük dönüşüm sıcaklıklarında oluşan, *perlit benzeri* içyapılarla, *martenzit* arasındaki yapılardır. Mekanik özellik değerleri de, *çok ince lamelli -ancak perlit benzeri diyebileceğimiz-* içyapılarla (***sorbit***), hiç sementit ayrışmamış *martenzit* arasındadır.

Hızlı soğutma ile düşen sıcaklıklarda, ostenit tanelerinden az da olsa Fe3C-partikülleri ayrışır; ayrışan bu sementit parçacıklarının miktarı ve boyutları, soğutma hızına bağlı olarak değişecektir.

Halâ dönüşmemiş olarak geriye kalan, *C bakımından fakirleşmiş bulunan* **γ**-bölgeleri, daha da düşmüş sıcaklıkta, artık C-difuzyonuna fırsat vermeden HMK – yapısına (*ferrite*) dönüşmek zorunda kalır ki bu ferrit ***karbonca aşırı doymuş*** **α-** ***kristalleri*** **demektir:**

Aşırı doymuş ferritin kafes yapısı, içerdiği C-oranına göre, az veya çok *çarpılmış*, ***tetragonal****leşmiş*, olur: Martenzit.

C- oranı düşükse *çarpılma derecesi* de düşüktür: ***Kübik martenzit***.

Martenzit oluşumu (martenzit fazı):

Daha yüksek soğutma hızlarında hem Fe- ve hem de C- difuzyonu tamamen bastırılır. Difuzyonun tamamen engellendiği bu soğutma hızına ***kritik soğuma hızı*** ($\mathbf{v_{kr}}$) denir.

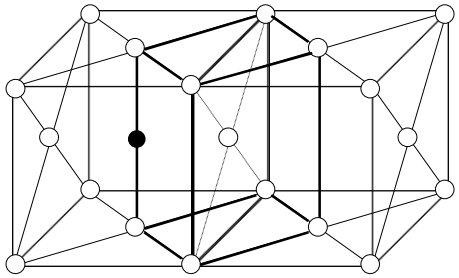
Malzemenin kompozisyonuna bağlı bu $\mathbf{v_{kr}}$'den daha büyük soğutma hızlarında $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümü çok daha düşük sıcaklıklarda ($T_{dönüşüm} \leq 320\ ^oC$) cereyan eder.

Bu sıcaklıklarda ise, söz konusu zaman aralığında, herhangi bir atomlar arası hareket (*difuzyon*) kaydedilemez.

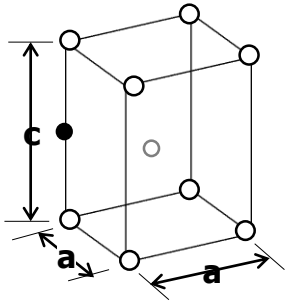
Mevcut C- atomları YMK- yapılı γ-kristal kafesleri içerisindeki, *erimiş olarak bulundukları yerlerde*, $\gamma \rightarrow \alpha$ *dönüşümünden sonra da* kalmış olurlar.

C- atomlarının, eritme yeteneği yok sayılabilen HMK yapılı α- kafesi içinde sıkışıp kalması (*zorunlu erimesi*), *kübik yapıyı belli oranda çarpıtarak tetragonal* ($a = b \neq c$ *ve* $\alpha = \beta = \gamma = 90^o$) *hale getirir* (Şekil 2).

Çarpılma derecesi (c/a) çeliğin içerdiği C-oranına bağlıdır. **c/a** oranına ***tetragonalite*** ve oluşan *sert (ve gevrek) kristal yapısına da* ***martenzit*** denir.



A) Ön ve arka yüzey Fe- atomları gösterilmemiştir)



B) (*Tetragonal*) martenzit kafesi a = b ≠ c)

YMK yapılı -yan yana bulunan- iki ***γ- Fe*** *kristali içerisinde, mevcut (Fe-atomlarının oluşturdukları) tetragonal -hacim merkezli- atom düzeni (**A**-şekli içerisinde **B**) (şematik gösterim)*

(o- Fe ve - C atomları, ***c/a*** *: çarpılma derecesi).*

Mevcut karbon oranına bağlı olan *anisotropik elastik deformasyon oranı (*çarpılma derecesi: c/a*)*, martenzit oluşumu ile elde edilen sertlik değerini etkiler;

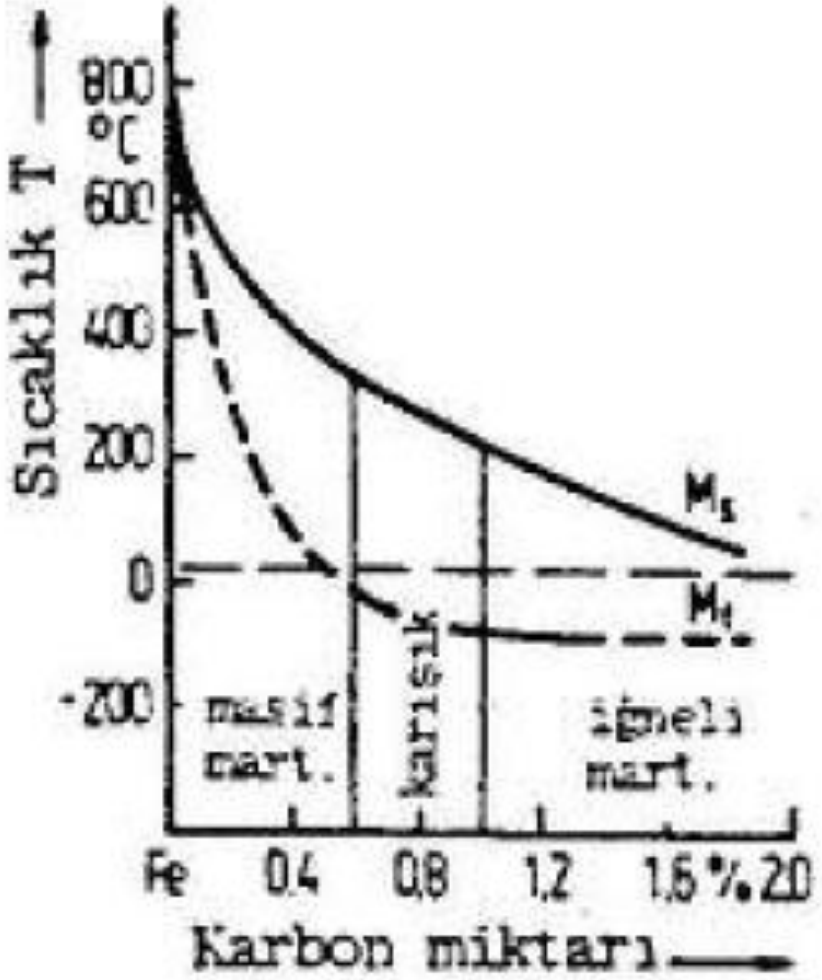
c/a ile ulaşılan sertlik miktarı artar *(1 ≤* ***c/a*** *≤ 1,08).*

Zorla sıkıştırılmış C- atomları dolayısıyla (*aşırı doyma yüzünden*), martenzit yapısı yüksek derecede *iç gerilmeler* içerir; **martenzit bu bakımdan çok *sert*** ve fakat **doğrudan kullanılamayacak kadar *gevrek* bir fazdır.**

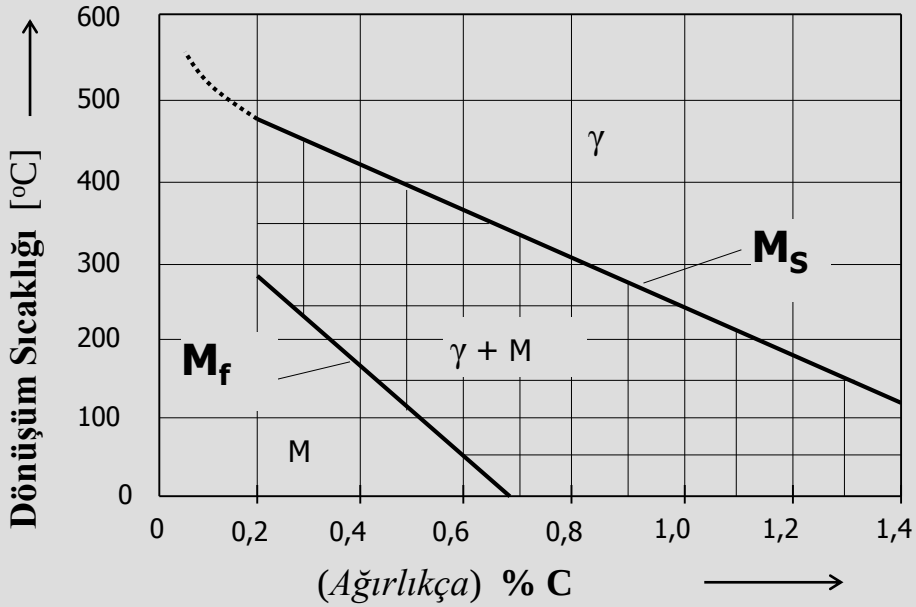
Bir çeliğin doğru "suverme" ile ulaşabileceği en yüksek sertlik değeri sadece **%C- miktarına bağlıdır:** Yaklaşık %0.6 ÷0.8 C mertebelerine kadar, çelikte artan C- oranıyla birlikte -doğrusal olmasa bile- ulaşılabilecek sertlik değeri artar (Şekil-3).

Yapıda *daha fazla C bulunması* (ve hatta diğer alaşım elementlerinin bulunması) *su verme ile ulaşılabilecek sertlik değerini* (maksimum sertlik) *etkilememiş olur*.

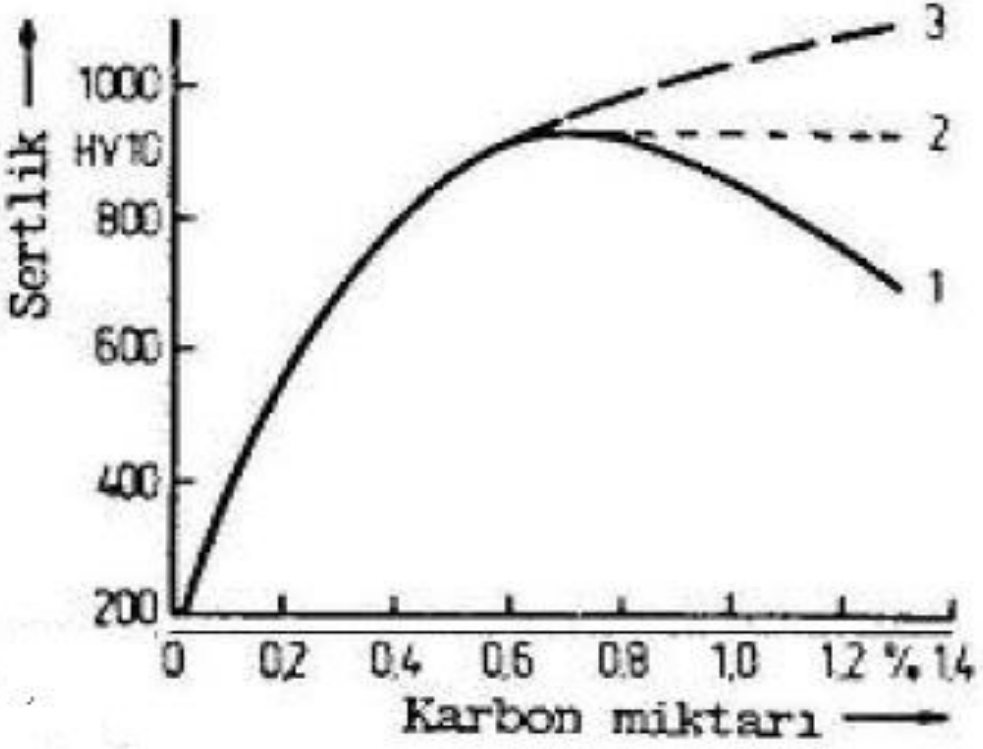
TAMAMLAYICI KONU ANLATIMI SONU



Saf Fe-C alaşımlarında martenzit sıcaklığının ve türlerinin karbon miktarı ile değişimi



*Martenzit dönüşümünün başladığı (**M_S**) ve tamamlandığı (**M_f**) sıcaklıkların karbon oranına bağlı olarak değişimi*

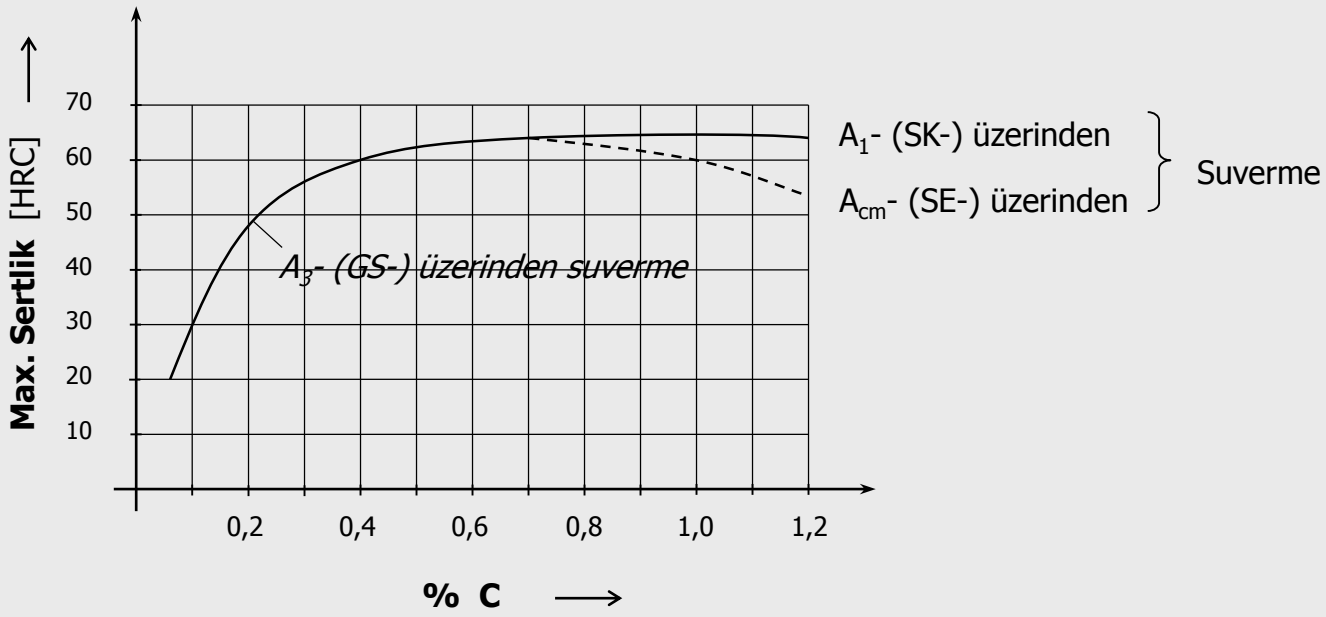


Saf Fe-C alaşımlarında karbon miktarının en büyük sertlik değeri ve artık ostenit oranına etkisi($v_{soğ} > v_{ükr}$)

1:γ-alanından 0^oC'ye soğutma (art.ost.çok olabilir)

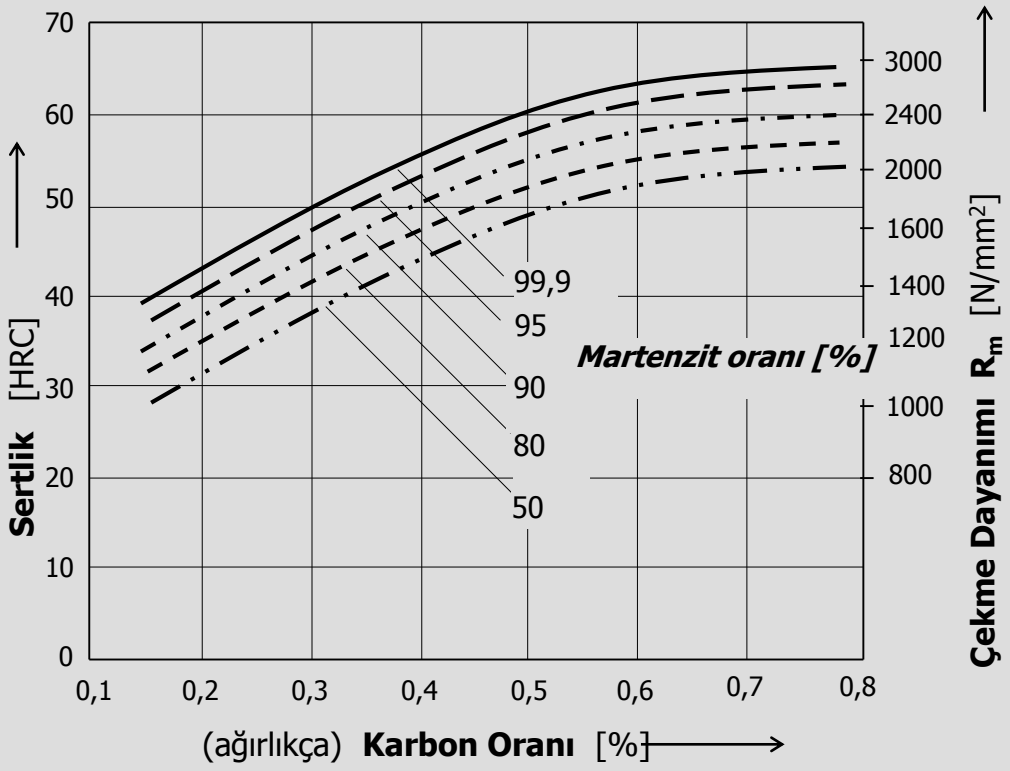
2:γ+Fe_3C alanında ∿ A_1'den 0^oC'ye soğ.(ost.karbonu ∿ %0,8; art.ost. az)

3:γ-alanından $M_f<0^oC$'ye soğutma (art.ost. yok; %100 mart.)

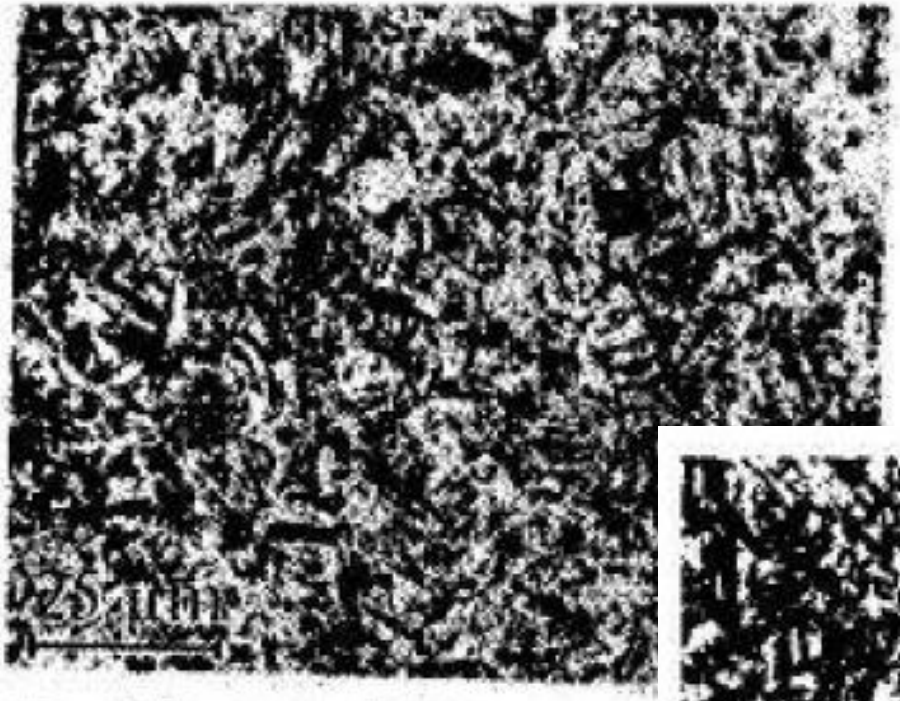


Şekil-3) Çeliklerin (*alaşımsız ve alaşımlı*) C- oranına bağlı olarak ulaşabilecekleri hızlı soğutma sertleşmesinin (*"su verme" sertliğinin*) değişimi

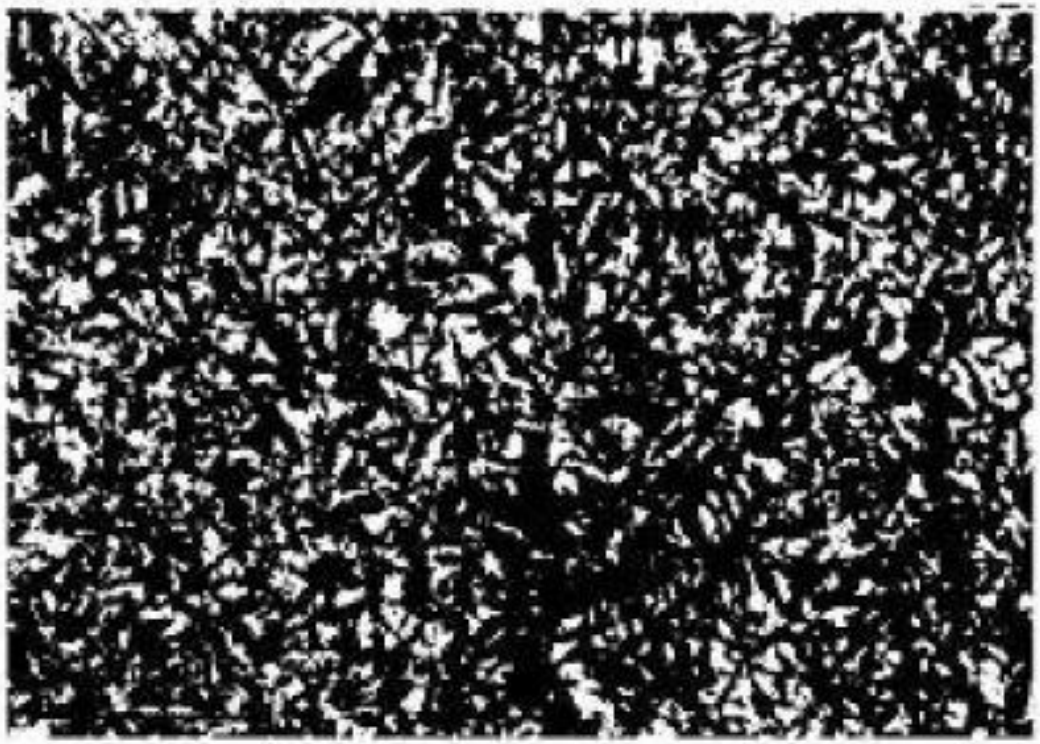
Karbon oranı yanında, *martenzit dönüşümünün gerçekleşme derecesi de* (*%M*) *sertlik ve mukavemet artışını etkiler* (Şekil-4).



Şekil-4) *Su verme sonunda –karbon ve martenzit oranına bağlı olarak- sertlik ve mukavemet artışı*



Masif veya lata martenzit (37MnSi5)



İğneli veya levha martenzit

Soğuma hızına göre çeşitli iç yapıların ortaya çıkışını özetlersek,

Dönüşüm kademelerindeki yayınmanın farklı olmasından kaynaklanan:

- **Perlit kademesi**

  Karbon ve demir kolaylıkla yayınır, iri karbürler oluşur.

- **Beynit kademesi**

  Sadece karbon yayınabilir, ince ve çok ince karbürler oluşur.

- **Martenzit kademesi**

  Karbon ve demirin yayınmaları mümkün değildir, karbür oluşmaz. Karbon martenzit kafesinin ara yerlerinde zorunlu çözünmüş olarak kalır.

Zaman Sıcaklık Dönüşüm (Z.S.D.) Diyagramları

Bu diyagramlar yabancı literatürde T.T.T. diyagramları olarak da isimlendirilirler.

Ostenit dönüşümü sırasında görülen dönüşüm ürünlerinin özelliklerini belirleyen çok yönlü olayların irdelenmesinde, denge durumunda geçerli olan Fe-C denge diyagramından yararlanılamaz.

Karbon ve alaşım elementlerinin yayınmasının sıcaklık ve zamana bağımlılığı (dönüşüm hızı), iç yapı özelliklerinin irdelenmesinde belirleyici rol oynar.

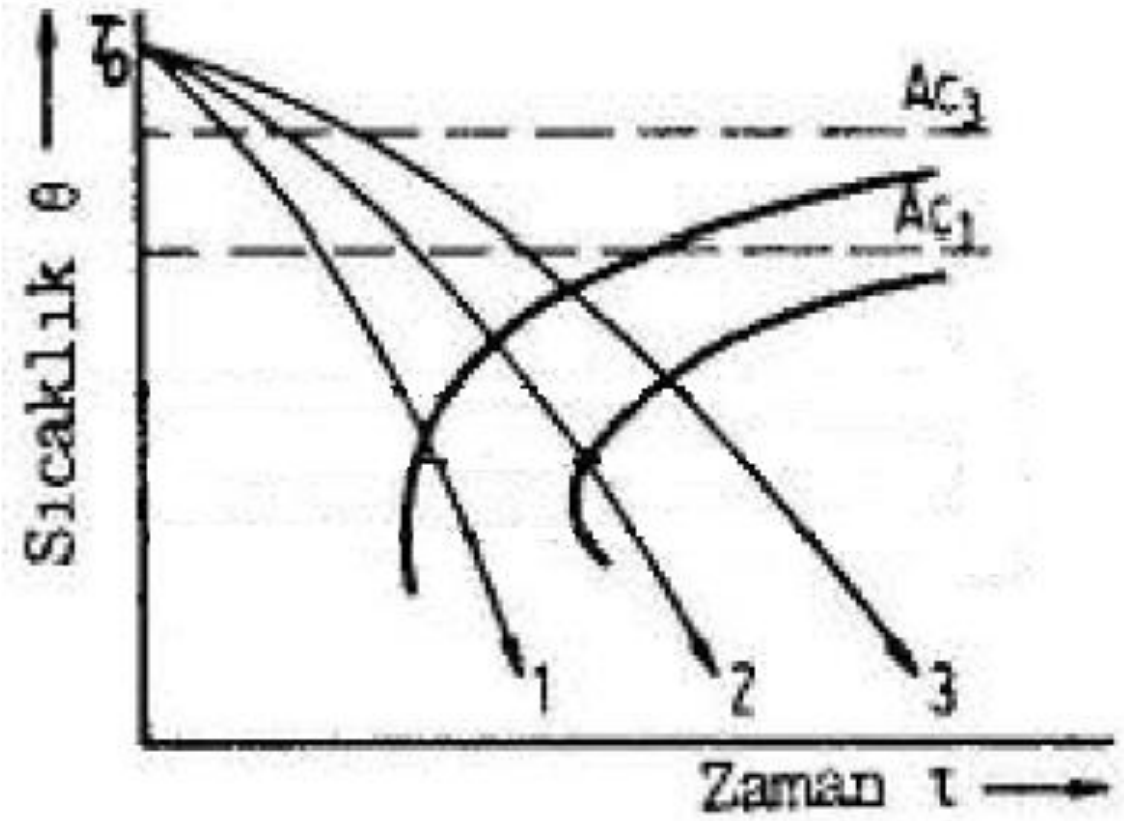
Dönüşüm olaylarının sıcaklık ve zamana bağlı olarak gösterilebilmesi bu diyagramlarla mümkün olabilmiştir.

Olaylar bazen çok uzun sürebileceğinden zaman ekseni logaritmik bölüntülüdür.

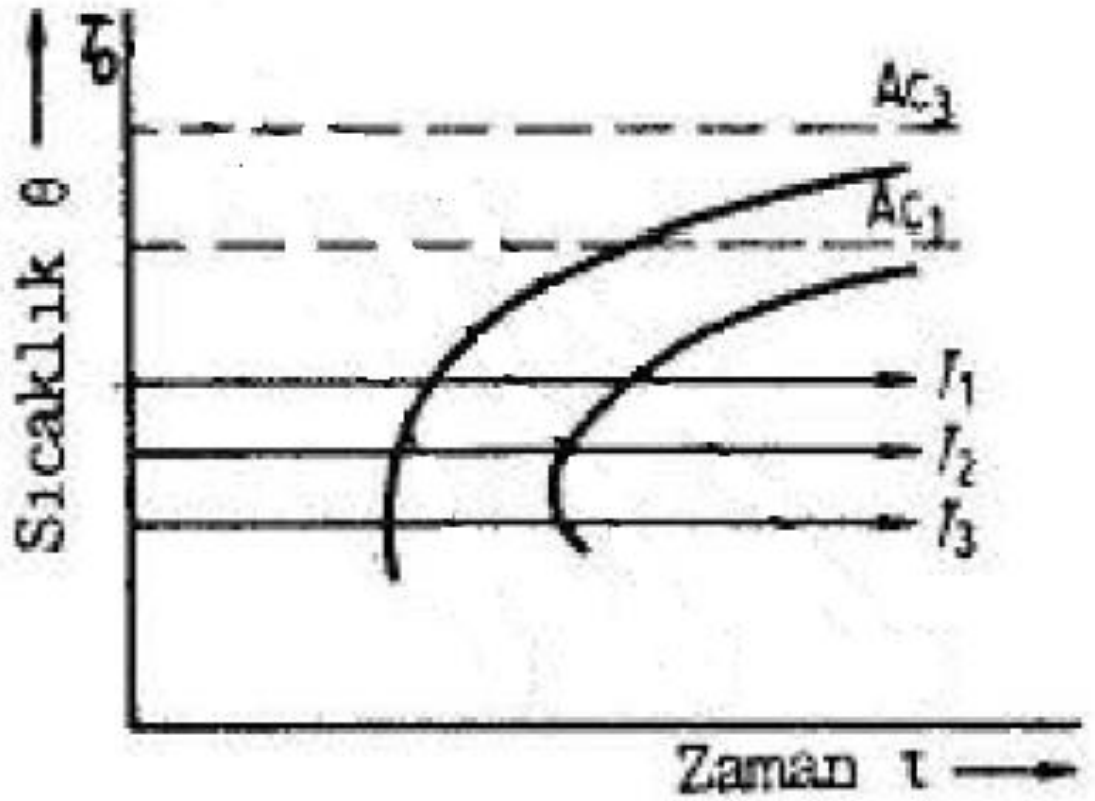
Uygulama göz önüne alındığında iki tip Z.S.D. diyagramı elde edilişi vardır.

- Sürekli soğuma dönüşümleri ile elde edilenler,
- Sabit sıcaklıkta izotermik dönüşüm tamamlanıncaya kadar bekletilerek elde edilenler.

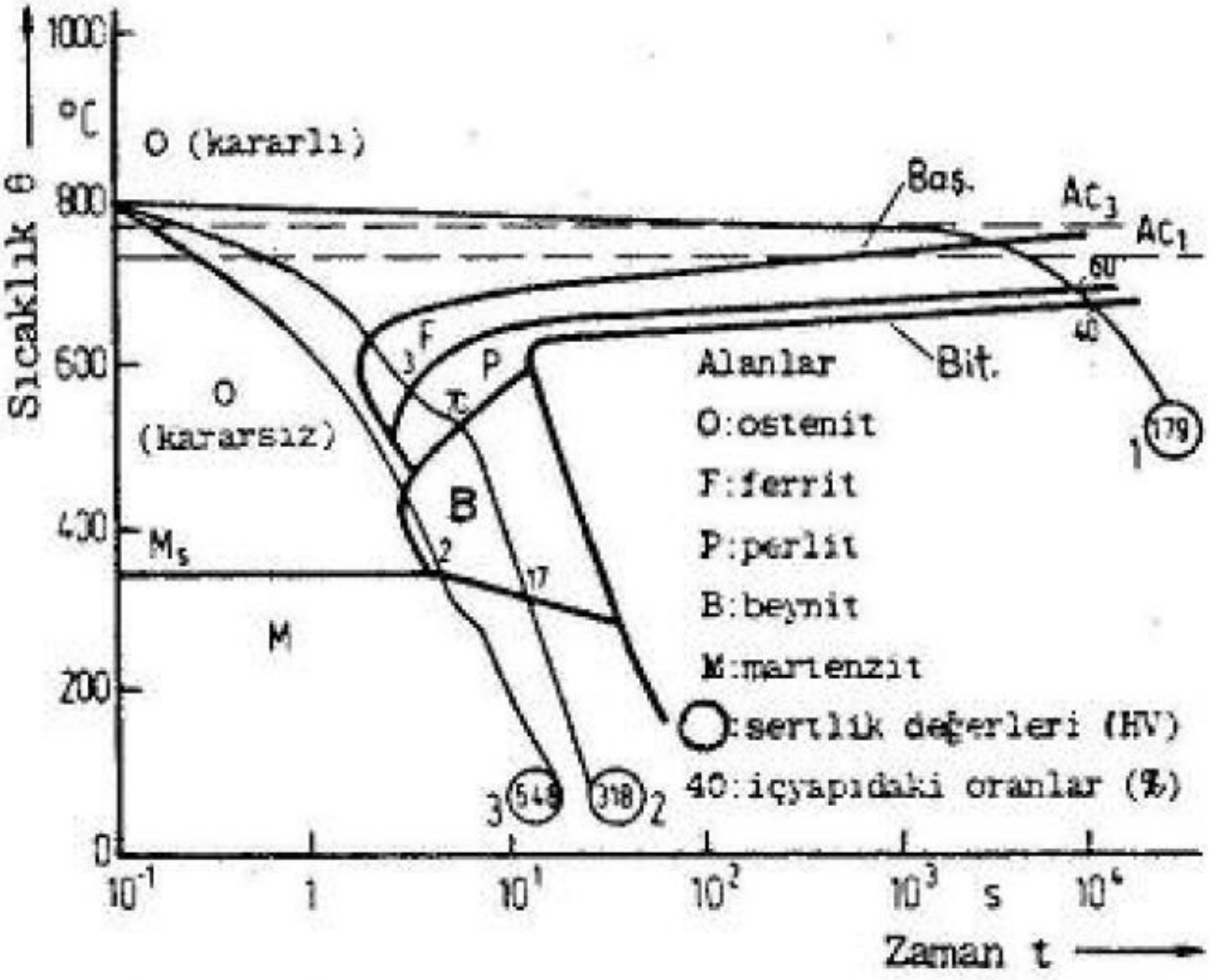
Ortaya çıkan iç yapılar çoğunlukla metalografik olarak, dönüşüm sıcaklıkları ise dilatometrik olarak saptanır.



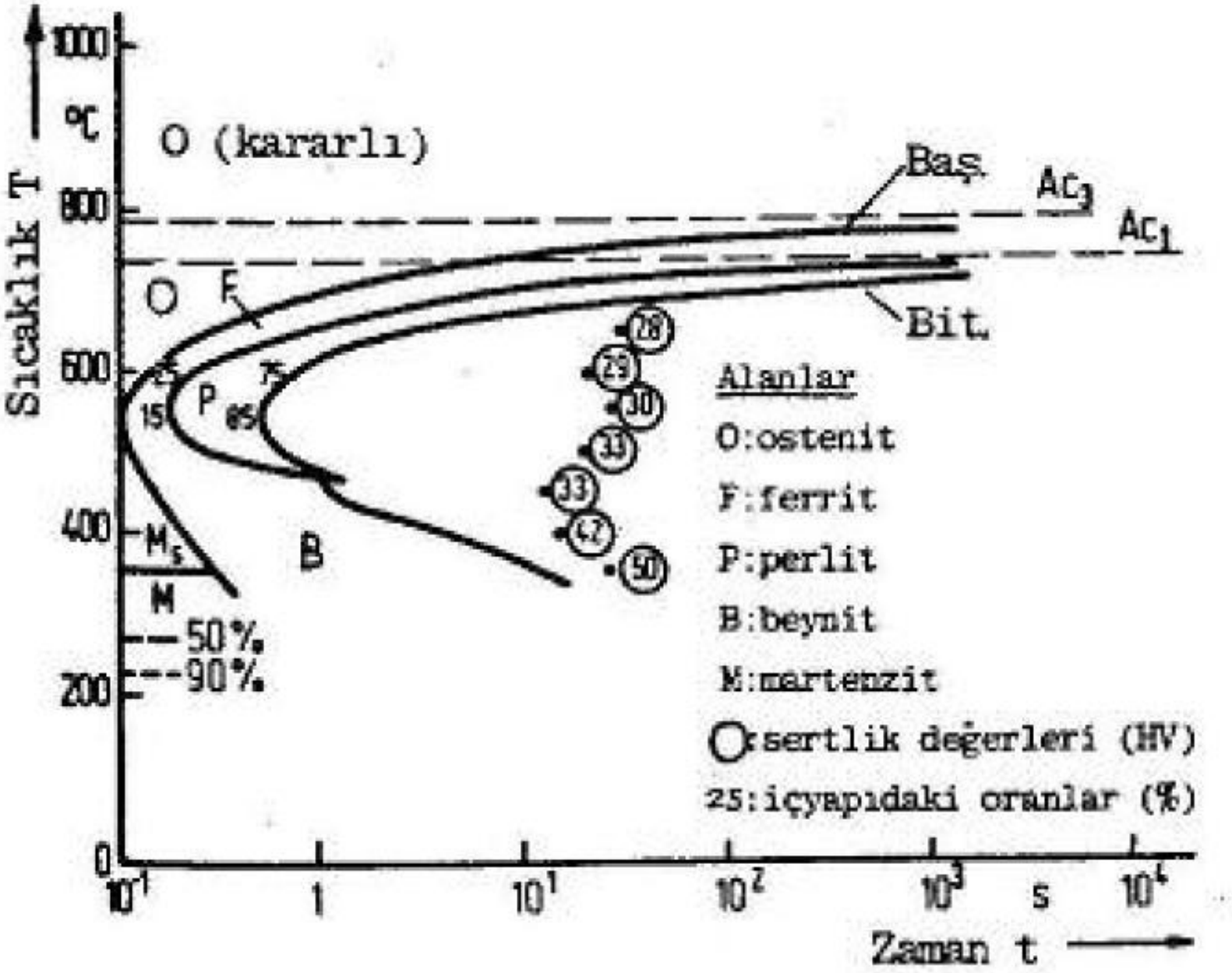
1 , 2 , 3 : sürekli soğuma dönüşümleri ile Z.S.D. Diyagramının elde edilişi (şematik).



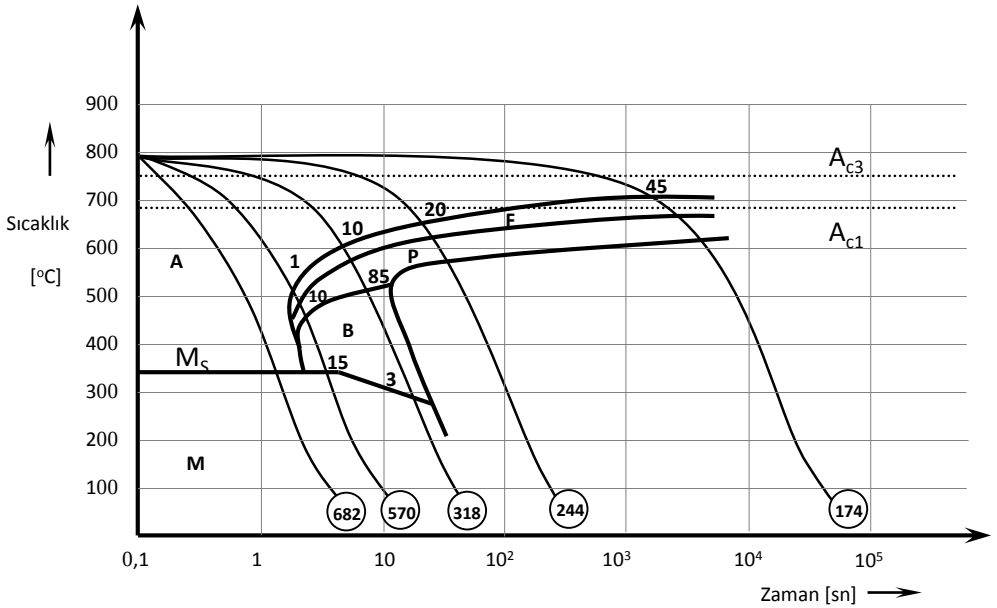
T_1 , T_2 , T_3 sabit sıcaklıkta izotermik dönüşüm ile Z.S.D. Diyagramının elde edilişi (şematik).

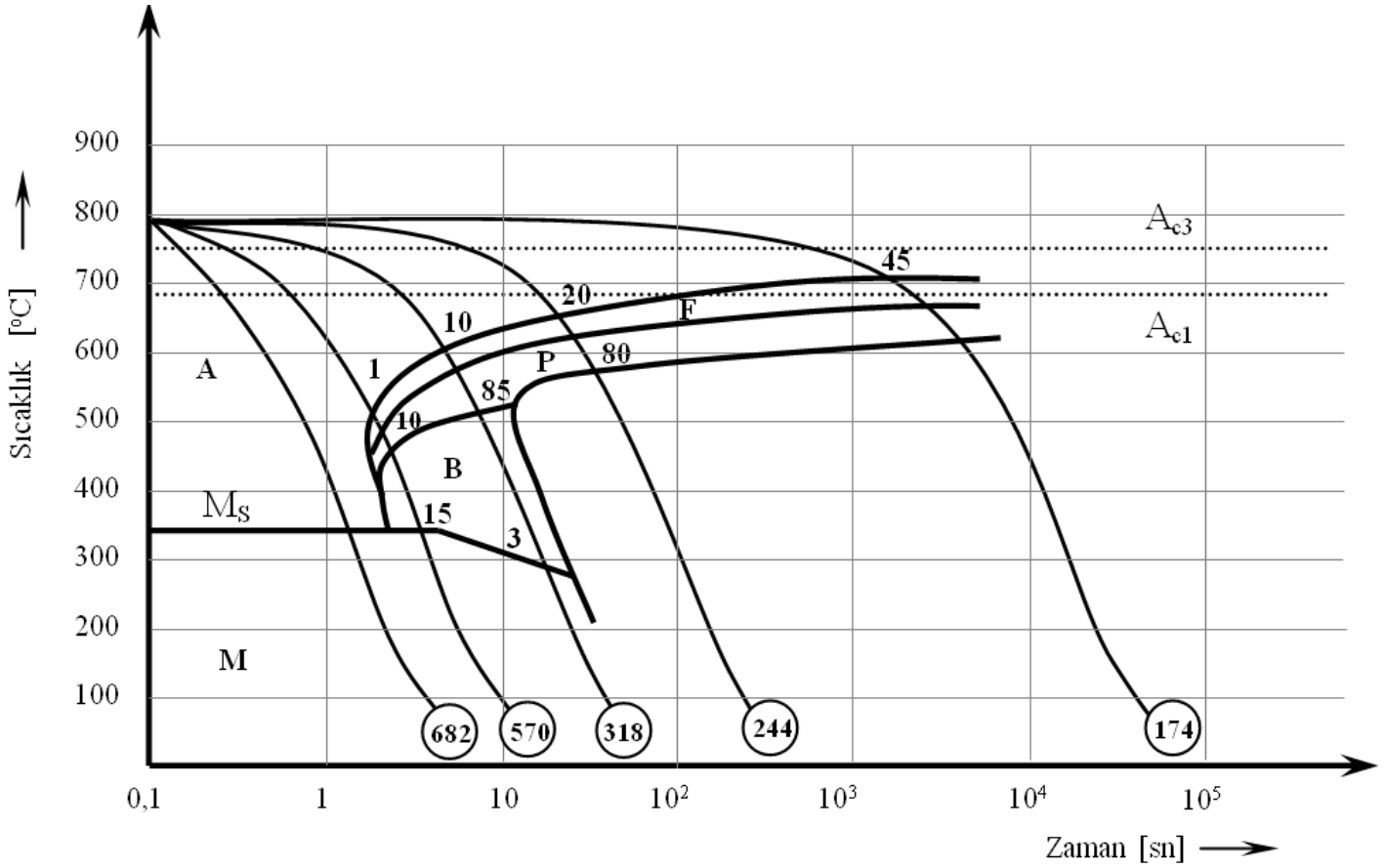


% 0,45 karbonlu alaşımsız bir çeliğin sürekli soğuma Z.S.D. diyagramı.



% 0,45 karbonlu alaşımsız bir çeliğin sabit sıcaklık Z.S.D. diyagramı.


900
800
700
600
500
400
300
200
100
Sıcaklık
[°C]
A
B
M
M_s
A_{c3}
A_{c1}
45
20
10
1
F
P
85
10
15
3
682
570
318
244
174
0,1
1
10
10^2
10^3
10^4
10^5
Zaman [sn]

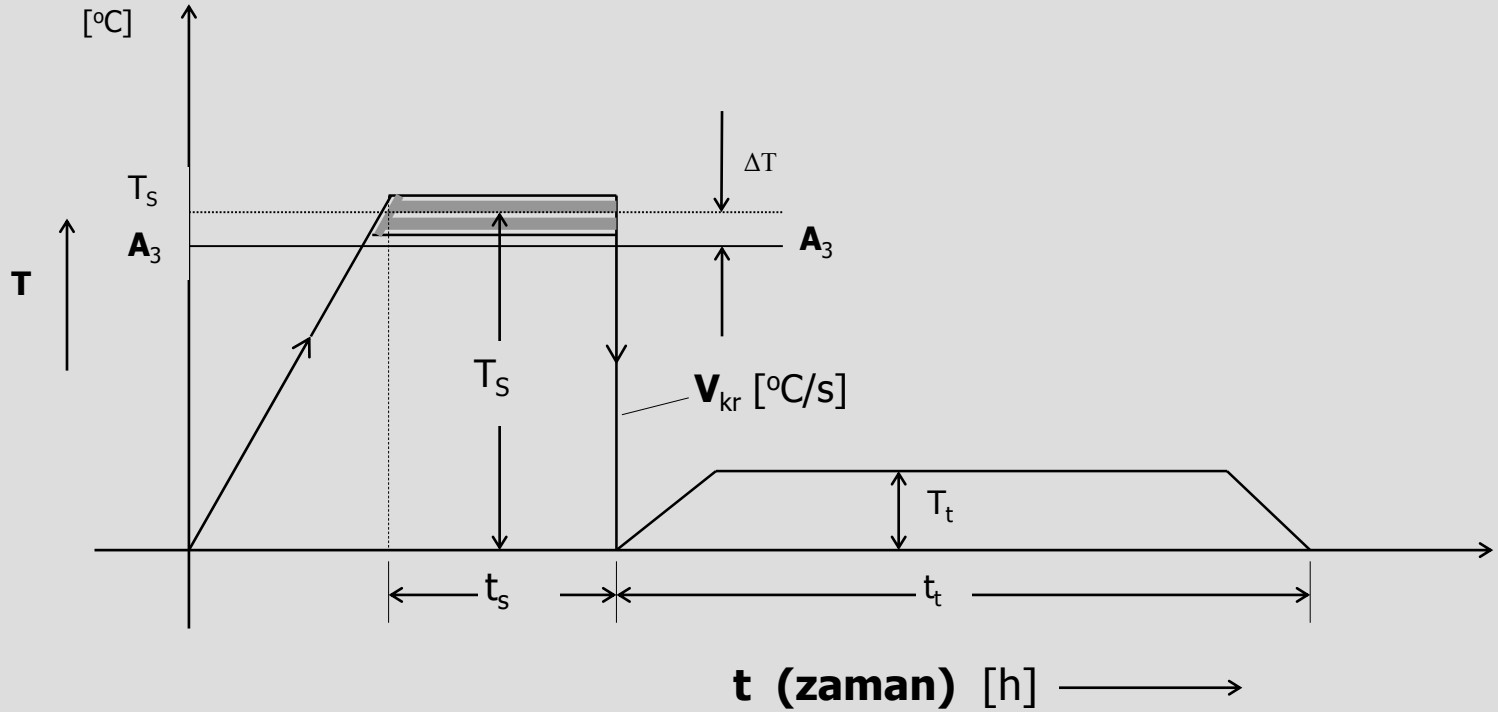

Sıcaklık [°C]
900
800
700
600
500
400
300
200
100
0,1
1
10
10²
10³
10⁴
10⁵
Zaman [sn]
Ac3
Ac1
A
M
B
P
F
Ms
45
20
10
1
85
10
80
15
3
682
570
318
244
174

Yararlanılan Kaynaklar:

1- "**Mühendislik Malzemeleri**"
Prof.Dr.-Ing. A.Halim DEMİRCİ
Alfa-2004

2- "**Malzeme Bilgisi**" Cilt-II
Prof. Dipl. –Ing. H-J. BARGEL & Prof. Dr. –Ing. G. SCHULZE
Çevirenler : Prof. Dr. Şefik GÜLEÇ & Doç. Dr. Ahmet ARAN Gebze-1987

Ötektoitaltı çelikler için kısaca "***su verme***" diye özetlenebilecek bu ısıl işlemi (*uygulanışı* ve belirtilen içyapıları için *uygulamada kabul görmüş optimum değerler* itibariyle) şematik bir programla vermek mümkündür (Şekil-6):



Şekil-6) *Ötektoitaltı çelikler için, bir su verme programı ("ıslah etme" için de geçerli genel ve şematik gösterim).*

A_3 *: C- oranına bağlı* $\gamma \rightarrow \alpha$ *dönüşümünün başladığı sıcaklık % C = 0 için* $A_3 = 910\ ^oC$; *% C = 0,8 için* $A_3 = 723\ ^oC$

T_S : *Su verme Sıcaklığı)* $= A_3 + 30 \div 50\ [^oC]$

V_s : *Soğutma hızı* $\geq V_{kr}$ *(kritik soğuma hızı)*

t_s : *γ- sahasında tutma süresi* ($\approx 45 \div 60$ *[dk])*