

150941

**MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE YAŞLANMA SERTLEŞTİRMESİNİN
MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ**

Hasan KARABULUT

**Zonguldak Karaelmas Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metal Eğitimi Ana Bilim Dalında
Bilim Uzmanlığı Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

ZONGULDAK, KARABÜK

Ocak 2004

150941

KABUL:

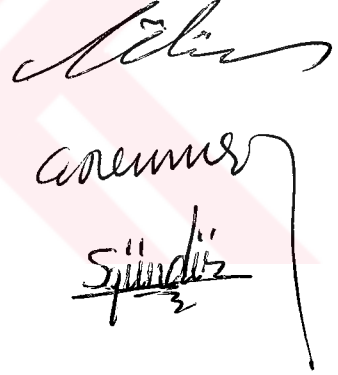
Hasan KARABULUT tarafından hazırlanan “MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE YAŞLANMA SERTLEŞTİRMESİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ” başlıklı bu çalışma jürimiz tarafından değerlendirilerek, Metal Eğitimi Anabilim Dalında Bilim Uzmanlığı Tezi olarak kabul edilmiştir.

23 / 01 / 2004

Başkan: Doç.Dr. Ramazan ÇITAK

Üye : Doç.Dr. Adem KURT

Üye : Yrd.Doç.Dr. Süleyman GÜNDÜZ



ONAY:

Yukarıda ki imzaların, adı geçen öğretim üyelerine ait olduğunu onaylarım.

20. / 02. / 2004



Prof.Dr. Ethem KİŞİOĞLU

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

ÖZET

Bilim Uzmanlığı Tezi

MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE YAŞLANMA SERTLEŞTİRMESİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

Hasan KARABULUT

Zonguldak Karaelmas Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metal Eğitimi Anabilim Dalı

Tez Danışmanı: Yrd.Doç. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

Aralık 2003, 89 sayfa.

Bu çalışmada dinamik yaşlanma sertleşmesi olayının, farklı miktarlarda vanadyum ve alüminyum içeren ve 25-400°C sıcaklık aralığında çekme testi yapılan 4 adet orta karbonlu mikroalaşım çeliğinin mekanik özelliklerine etkisi araştırılmıştır. Çekme testi sonucunda kopan parçaların kırık yüzey resimleri tarama elektron mikroskobu ile incelenmiştir. Çelikler yüksek sıcaklıklarda farklı çekme davranışları göstermişlerdir. Bu farklılıklar çeliklerin kimyasal kompozisyonları ve kırık yüzey morfolojileri göz önünde bulundurularak tartışılmaktadır. Bu çalışmalar sonucunda incelenen mikroalaşım çeliklerinin dinamik yaşlanma sertleşmesine maruz kaldığı ancak çelik içerisinde artan V ve/veya Al miktarıyla dinamik yaşlanma sertleşmesinin azaldığı tespit edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Mikroalaşımli çelik, dinamik yaşlanma sertleşmesi.

Bilim Kodu : 626.20.01

ABSTRACT

M.Sc. Thesis

THE EFFECT OF STRAIN AGEING ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF MICROALLOYED STEELS

Hasan KARABULUT

**Zonguldak Karaelmas University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Metallurgy**

Thesis Advisor: Assist. Prof. Süleyman GÜNDÜZ

December 2003, 89 pages.

In this study, the effects of dynamic strain ageing on mechanical properties of 4 medium carbon microalloyed steels containing different amount of vanadium and aluminium are investigated at testing temperature of 25 to 400°C. Fracture surface of broken samples were examined using scanning electron microscope (SEM). The steels displayed different tensile behaviour at elevated temperatures and these differences are discussed with regard to the chemical compositions and fracture surface morphology. At the end of studies, it was seen that dynamic strain ageing occurred in microalloyed steel, however the intensity of dynamic strain ageing decreased with increasing the amount of vanadium and/or aluminium.

Key Words : Microalloyed steels, dynamic strain ageing.

Science Code: 626.20.01

TEŞEKKÜR

Bu çalışmanın meydana gelmesinde büyük emeği olan, tecrübesi, sabrı ve çalışma disiplini ile beni her zaman olumlu yönde etkileyen değerli hocam Sayın Yrd.Doç.Dr. Süleyman GÜNDÜZ'e şükranlarımı sunarım. Çalışmalarım sırasında bana destek olarak yardımlarını esirgemeyen Sayın Yrd.Doç.Dr. Ramazan KAÇAR'a, Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü Öğretim Üyesi Doç.Dr. Ramazan ÇITAK'a ve Arş. Gör. Mustafa BOZ'a teşekkürlerimi bir borç bilirim. Labratuvar çalışmalarında yardımlarını esirgemeyen Dr. Bilge DEMİR'e, deney numunelerinin temin edilmesinde yardımlarını gördüğüm ÇEMTAŞ Çelik Makine Sanayi ve Ticaret A.Ş.'ye, resimlerin çizilmesinde emeği olan Cumali DOĞAN ve Ferdi YİĞİT'e, çalışmalarım sırasında yardımlarını gördüğüm Sezgin ÇETİN ve Sevdâ ÇUKDAR'a teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca çalışmalarım süresince bana destek olan Sinop/Gerze Çok Programlı Lisesinde ve Zonguldak/Kilimli Anadolu Meslek, Teknik ve Endüstri Meslek Lisesinde görev yapan tüm öğretmen arkadaşlarıma teşekkürlerimi sunarım. Son olarak bu günlere gelmemi sağlayan, beni her yönden iyi bir insan olarak yetiştiren, destekleyen ve topluma faydalı olma düşüncesini kazandıran aileme sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖZET	iii
ABSTRACT	iv
TEŞEKKÜR.....	v
İÇİNDEKİLER.....	vi
ŞEKİLLER DİZİNİ	x
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	xii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	xiii
 BÖLÜM 1 GİRİŞ.....	 1
 BÖLÜM 2 MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER.....	 3
2.1 MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN TANIMI.....	3
2.2 MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN GELİŞİMİ.....	4
2.3 MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN ÜRETİM ÇEŞİTLERİ VE AŞAMALARI.....	5
2.3.1 Yassı Ürünler.....	5
2.3.1.1 Östenitleştirme (Çözündürme tavlama).....	6
2.3.1.2 Kontrollü haddeleme ve kontrollü soğutma.....	7
2.3.2 Mikroalaşimli Boru Çelikleri.....	10
2.3.3 Dövme Ürünler.....	10
2.3.3.1 Mikroalaşimli dövme çeliklerde işlenebilirlik.....	11
2.3.3.2 Mikroalaşimli dövme çeliklerde kontrollü soğutma.....	12
2.3.3.3 Mikroalaşimli dövme çeliklerin avantajları.....	15

İÇİNDEKİLER (devam ediyor)

Sayfa

2.3.3.4 Mikroalaşımli dövme çeliklerin kalite standartları ve kullanılma alanları.....	15
2.4 MİKROALAŞIM ELEMENTLERİ.....	16
2.4.1 Mikroalaşım Elementlerinin Rolü.....	17
2.4.1.1 Niobyum (Nb).....	18
2.4.1.2 Titanyum (Ti).....	19
2.4.1.3 Vanadyum (V).....	20
2.4.1.4 Alüminyum (Al).....	21
2.4.1.5 Karbon (C).....	22
2.4.1.6 Azot (N).....	22
2.4.1.7 Silisyum (Si).....	22
2.4.1.8 Fosfor(P).....	22
2.4.1.9 Mangan(Mn).....	23
2.4.2 Mikroalaşım Çökeltilerinin Etkileri.....	23
2.4.2.1 Karbür ve nitrür çökmesi.....	24
2.4.2.2 Sıcaklık ve soğuma hızının çökelmeye etkisi.....	25
2.4.3 Mikroalaşım Karbür ve Nitrürlerinin Çözünürlüğü.....	26
2.5 MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE DAYANIM ARTTIRICI MEKANİZMALAR.....	28
2.5.1 Tane Boyutunu Küçültme.....	29
2.5.2 Çökelme Sertleşmesi.....	31
BÖLÜM 3 YAŞLANMA SERTLEŞMESİ.....	34
3.1 GİRİŞ.....	34
3.2 STATİK YAŞLANMA SERTLEŞMESİ.....	35
3.3 DİNAMİK YAŞLANMA SERTLEŞMESİ.....	37
3.4 KARBON VE AZOT ATOMLARININ ETKİLERİ.....	39
3.4.1 Karbon ve Azotun Ferrit ve Östenitte Çözünürlüğü.....	39

İÇİNDEKİLER (devam ediyor)

Sayfa

3.4.2 Karbon ve Azot Atomlarının Ferrit ve Östenit İçerisinde Difüzyonu.....	41
3.4.3 Anelastik Davranış ve İç Sürtünme Deneyi.....	43
3.4.4 Karbon ve Azot Atomlarının Yaşlanma Sertleşmesindeki Rolü.....	45
3.5 DİĞER ALAŞIM ELEMENTLERİNİN YAŞLANMA SERTLEŞMESİNE ETKİLERİ.....	46
3.6 YERALAN ALAŞIM ELEMENTLERİNİN YAŞLANMA SERTLEŞMESİNE ETKİLERİ.....	46
3.7 MİKROALAŞIM ÇELİKLERİNDE YAŞLANMA SERTLEŞMESİ OLAYI.....	49
BÖLÜM 4 DENEYSEL METOT.....	50
4.1 GİRİŞ.....	50
4.2 DENEYSEL ÇALIŞMALARDA KULLANILAN ÇELİKLER.....	50
4.3 OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ.....	51
4.3.1 Metalografik İncelemelerde Kullanılacak Numunelerin Hazırlanması.....	51
4.3.2 Dağlayıcıların Hazırlanması ve Dağlama İşleminin Yapılması.....	52
4.3.3 Ferrit ve Perlit Oranlarının Nokta Sayım Metodu Kullanılarak ölçülmesi.....	52
4.3.4 Ferrit Tane Büyüklüğünün Ortalama Doğrusal Kesme Metodu Kullanılarak Belirlenmesi.....	53
4.4 SICAK ÇEKME DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI..	54
4.5 ÇEKME DENEYLERİNİN YAPILMASI.....	55
4.6 TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU İLE KIRIK YÜZEY İNCELEMELERİ.....	55

İÇİNDEKİLER (devam ediyor)

Sayfa

BÖLÜM 5 BULGULAR.....	56
5.1 GİRİŞ.....	56
5.2 OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ.....	56
5.3 SICAK ÇEKME DENEY SONUÇLARI.....	59
5.3.1 Çelik 1' in Sıcak Çekme Test Sonuçları.....	59
5.3.2 Çelik 2' nin Sıcak Çekme Test Sonuçları.....	62
5.3.3 Çelik 3' ün Sıcak Çekme Test Sonuçları.....	64
5.3.4 Çelik 4' ün Sıcak Çekme Test Sonuçları.....	66
5.4 TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU İNCELEMELERİ.....	68
BÖLÜM 6 BULGULARIN İRDELENMESİ.....	73
6.1 GİRİŞ.....	73
6.2 OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİNİN İRDELENMESİ.....	73
6.3 SICAK ÇEKME DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ.....	74
6.4 TARAMA ELEKTRON MİKROSKOP İNCELEMELERİNİN İRDELENMESİ.....	80
BÖLÜM 7 SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	82
7.1 SONUÇLAR.....	82
7.2 ÖNERİLER.....	83
KAYNAKLAR.....	85
ÖZGEÇMİŞ.....	89

SEKİLLER DİZİNİ

<u>No:</u>		<u>Sayfa:</u>
2.1	Mikroalaşımli çelik üretim işlemi.....	5
2.2	Çeşitli mikroalaşım çeliklerinin tane büyüme karakteristikleri.....	7
2.3	Kontrollü haddelemenin şematik profili.....	8
2.4	Kontrollü haddeleme aşamaları ve östenit tanelerinin geçirdiği değişimler.....	8
2.5	Ferrit tane boyutu ile dönüşüm sıcaklığı arasındaki ilişki.....	9
2.6	Mikroalaşımli çelikler ile ıslah çeliklerinin dövme sonrası aşamaları.....	11
2.7	Cr-Mo çeliği ile mikroalaşımli bir çeliğin işlenebilirlik özellikleri.....	12
2.8	Ferrit tane ve perlit hacim oranının soğuma hızına göre değişimi.....	13
2.9	38MnSiVS5 kalite mikroalaşım çeliğinin 900°C normalizasyon sonrası mekanik değerlerdeki değişim.....	14
2.10	Mikroalaşım elementlerinin çeliğe etkileri.....	17
2.11	Mikroalaşım elementlerinden niobyumun çeliğin mikro yapısına etkisi.....	18
2.12	Ti'un mikroalaşım çeliklerinin dönüşümü ve yapısı üzerine etkileri.....	19
2.13	Vanadyumun mikroalaşımli çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerine etkisi.....	21
2.14	Çeliğin mikro yapısı üzerinde mikroalaşım çökeltilerinin etkileri.....	23
2.15	Mikroalaşım elementlerinin oluşturdukları bileşikler.....	24
2.16	Soğuma süresince dönüşüm sıcaklığına bağlı olarak mikroalaşım karbonitrürlerinin oluşması.....	25
2.17	Mikroalaşım karbür ve nitrürlerinin çözünürlüğü.....	27
2.18	Çeşitli sertleştirme mekanizmaların akma dayanımına etkisi.....	28
2.19	Mikroalaşımli çeliklerde uygulanan sertleştirme mekanizmalarının mekanik özelliklere etkisi.....	29
2.20	Nb, V ve Ti çökeltilerinin boyut ve hacimsel oranının çökelti sertleşmesine etkisi.....	32
2.21	Çökelti tanesi ile dislokasyonun etkileşimi.....	33
3.1	Statik yaşlanma sertleşmesinin temel prensibi.....	36
3.2	Dinamik yaşlanma sertleşmesi neticesinde gerilim-uzama diyagramında meydana gelen değişim.....	38

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam ediyor)

<u>No:</u>		<u>Sayfa:</u>
3.3	Elastik ve anelastik şekil değişimi arasındaki ilişki.....	44
3.4	Uygulanan gerilme karşısında karbon atomlarının uygun oktahedral boşluklara hareketi.....	45
3.5	Karbon, azot ve manganın akma dayanımına etkisi.....	47
3.6	Düşük manganlı, düşük karbonlu çeliğin yüksek sıcaklık çekme özelliklerine kromun etkisi.....	48
4.1	Deney numunelerinin hazırlanmasındaki safhalar.....	55
5.1	Çelik 1'in mikro yapı görüntüsü.....	57
5.2	Çelik 2'nin mikro yapı görüntüsü.....	57
5.3	Çelik 3'ün mikro yapı görüntüsü.....	58
5.4	Çelik 4'ün mikro yapı görüntüsü.....	58
5.5	Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan Çelik-1 numunelerinin gerilim-uzama diyagramları.....	61
5.6	Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan Çelik-2 numunelerinin gerilim-uzama diyagramları.....	63
5.7	Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan Çelik-3 numunelerinin gerilim-uzama diyagramları.....	65
5.8	Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan Çelik-4 numunelerinin gerilim-uzama diyagramları.....	67
5.9	Çelik-1 numunelerinin farklı sıcaklıklarda elde edilen kırık yüzey resimleri.....	69
5.10	Çelik-2 numunelerinin farklı sıcaklıklarda elde edilen kırık yüzey resimleri.....	70
5.11	Çelik-3 numunelerinin farklı sıcaklıklarda elde edilen kırık yüzey resimleri.....	71
5.12	Çelik-4 numunelerinin farklı sıcaklıklarda elde edilen kırık yüzey resimleri.....	72
6.1	Artan vanadyum miktarının orta karbonlu çeliğin mekanik özelliklerine etkisi.....	75
6.2	Çekme testi sıcaklığının artmasıyla akma dayanımındaki değişim, 1-Si ile söndürülmüş %0,015 Nb; 2- %0,045 Al çözeltisi; 3- Söndürülmüş Si; 4- Eşit miktarlarda alaşım elementi.....	77
6.3	Sıcak olarak çekme testi yapılan çeliklerin % 3 plastik deformasyonda elde edilen mühendislik gerilmelerinin karşılaştırılması.....	78
6.4	Sıcak olarak çekme testi yapılan çeliklerin akma noktalarının karşılaştırılması.....	79
6.5	Sıcak olarak çekme testi yapılan çeliklerin çekme gerilmelerinin karşılaştırılması.....	79
6.6	Sıcak olarak çekme testi yapılan çeliklerin % uzamalarının karşılaştırılması.....	80

ÇİZELGELER DİZİNİ

<u>No:</u>		<u>Sayfa:</u>
2.1	EN 10267’de bulunan kaliteler ve kimyasal analizleri.....	16
2.2	Çökelme mekanizmasıyla sertleşen ferritik-perlitik çelikler (SEW101).....	32
3.1	Demirde metalik olmayan elementlerin atomik boyutları.....	39
3.2	HMK ve YMK yapılarında uygun boşluk alanlarının büyüklüğü.....	40
3.3	γ ve α demirinde karbon ve azotun çözünürlüğü.....	41
3.4	Bazı elementlerinin ferrit içerisinde difüzyonu.....	42
3.5	Bazı elementlerinin östenit içerisinde difüzyonu.....	42
4.1	Mikroalaşımli çeliklerin kimyasal kompozisyonları (%Ağırlık).....	51
5.1	Ortalama doğrusal kesme tane ebatları , % Ferrit ve Perlit miktarları.....	56
5.2	Çelik-1’in 25-400°C sıcaklık aralığında yapılan çekme deney sonuçları.....	59
5.3	Çelik-2’nin 25-400°C sıcaklık aralığında yapılan çekme deney sonuçları.....	62
5.4	Çelik-3’ün 25-400°C sıcaklık aralığında yapılan çekme deney sonuçları.....	64
5.5	Çelik-4’ün 25-400°C sıcaklık aralığında yapılan çekme deney sonuçları.....	66

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

dak	=	dakika
f	=	ferrit yada perlit fazının hacimsel oranı
n	=	ferrit yada perlit fazına karşılık gelen nokta sayısı
N	=	sayılan toplam nokta sayısı
σ_n	=	nokta sayım metodunun standart sapması
ia	=	ferrit tane büyüklüğü
L	=	ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu
fp	=	% perlit miktarı
$n\alpha$	=	ölçüm çizgisi tarafından kesilen ferrit tanelerinin toplam sayısı
σ_i	=	ortalama doğrusal kesme metodunun standart sapması
n_i	=	ölçülen tane sınırı sayısı
mm	=	milimetre
μm	=	mikron
MPa	=	mega paskal
sn	=	saniye
T	=	sıcaklık
σ_y	=	akma gerilmesi
σ_{ii}	=	dislokasyon hareketi için gerekli sürtünme gerilmesi
k	=	sabit sayı (Hall-Petch sabiti)
d	=	ferrit tane boyutudur
D	=	östenit tane çapı
A	=	sabit sayı
P	=	çökelti çapı
f_v	=	çökelti partiküllerinin hacimsel oranı

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ (devam ediyor)

KISALTMALAR

YDDA	=	Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelik
HSLA	=	high strenght-low alloyed
CEN	=	Avrupa Standartları Komitesi
EN 10267	=	Çökelme Sertleşmeli Ferritik-Perlitik Çelikler'in standardı
VN	=	Vanadyumnitrür
TN	=	Titanyumnitrür
VC	=	Vanadyumkarbür
TiC	=	Titanyumkarbür
NbC	=	Niobyumkarbür
NbN	=	Niobyumnitrür
AlN	=	Alüminyumnitrür
VCN	=	Vanadyumkarbonitrür
NbCN	=	Niobyumkarbonitrür
DMA	=	Dövme amaçlı üretilen mikroalaşımlı çelik
ITAB	=	Isının tesiri altında kalan bölge
TS	=	Türk Standartları
SEM	=	Scanning Electron Microscope (Tarama elektron mikroskobu)

BÖLÜM I

GİRİŞ

Son yıllarda çelik metalurjisinde teknolojik gelişmelere paralel olarak çok önemli gelişmeler olmuştur. Özellikle çelik metalurjisinde en önemli gelişmelerden bir tanesi mikroalaşımlı çeliklerin üretilmesi olarak söylenebilir. Mikroalaşımlı çelikler yüksek mukavemet, tokluk ve iyi kaynak kabiliyeti gibi özellikleri nedeniyle otomotiv sektöründen bina yapımına kadar çok geniş bir kullanım alanına sahiptir. Mikroalaşım çeliklerinde bulunan vanadyum, niobyum, titanyum, baron ve alüminyum gibi elementlerin oluşturdukları karbonyürler tane büyümesini, dislokasyonların hareketini ve yeniden kristalleşmeyi engelleyerek çeliğin dayanımını artırmaktadır.

Mikroalaşımlı çeliklerin üretimi esnasında kimyasal bileşim ayarlamalarında karbon, fosfor gibi elementler ağırlıkça % oranları mümkün olduğunca düşük tutularak şekillendirebilirlik ve kaynak kabiliyeti özelliğini azaltmadan çökelme ve tane boyutunu küçültme mekanizmaları kullanılarak dayanım artışı sağlanmaktadır.

En çok kullanılan mikroalaşım elementleri vanadyum, niobyum, alüminyum ve titanyumdur. Bu elementler çeliğe % 0,10-0,20 ağırlık mertebesinde tek olarak yada değişik kombinasyonlar dahilinde ilave edilmektedir. Mikroalaşımlamanın amacı dayanım, tokluk, şekillendirebilirlik ve kaynak kabiliyeti gibi özelliklerde ısı işlemlere gerek kalmaksızın pahalı alaşım elementlerinden tasarruf ederek çelik üretimini mümkün olduğunca ekonomik olarak gerçekleştirmektir. Bunun yanında çeliğin içerisinde bulunan mikroalaşım elementleri yeterli miktarlarda olursa (özellikle çelik içerisindeki mikroalaşım element miktarının az olduğu durumlarda) karbon ve azot gibi ara yer atomlarını katı eriyik içerisinde karbonyür olarak dışarı alır ve çeliğin statik yada dinamik yaşlanma

sertleşmesine maruz kalmasını engeller. Ancak pratikte karbon ve azotun hepsi katı eriyik içerisinde dışarı karbonitrür olarak alınamaz ve çelik, yaşlanma sertleşmesine maruz kalarak dayanımda bir artış, şekillendirilebilmede bir düşüş gösterir. Bu durum mikroalaşımli çeliklerin kullanıldıkları yerlerde dinamik yada statik yükler etkisi altında dayanım ömrünün kısılmasına, çalışma sertleşmesinin oluşarak çeliğin çatlamasına sebebiyet verir.

Her ne kadar mikroalaşımli çelikler ısıtılma tabi tutulmasa da bütün kaynak yöntemleri kullanılarak kaynatılmaktadır. Kaynak işlemi sırasında oluşan yüksek ısı (~3000°C) ısıtılma tesiri altında kalan bölgeden (ITAB'tan) kaynak metaline doğru kademeli olarak düşmektedir. Bu durum çelikte farklı metalurjik yapıların oluşmasına sebebiyet verir. Kaynak esnasında sıcaklığın yüksek olmasından dolayı karbonitrürler çözünebilir ve kaynak sonrası hızlı soğumadan dolayı tekrar çökmek için yeterli zaman bulamazlar. Bu durumda karbon ve azot katı eriyik içerisinde kalabilir, sıcaklığın 723°C' ye düştüğü bölgelerde yani ITAB' ın en dış bölgesinde yaşlanma sertleşmesi oluşarak çeliğin tokluğunu düşürebilir.

Yapılan literatür araştırmalarında, düşük veya orta karbonlu çeliklerin statik veya dinamik yaşlanma özellikleri araştırılırken, mikroalaşım çeliklerinde yaşlanma olayı ve yaşlanmanın mekanik özelliklere etkisinin detaylı olarak araştırılmadığı görülmüştür. Bu nedenle yapılan bu çalışmada, farklı miktarlarda V içeren 4 adet orta karbonlu mikroalaşım çeliklerinde oluşan yaşlanma sertleşmesi olayının mekanik özelliklere etkisi araştırılmıştır. Çelikler 25-400°C sıcaklık aralığında ve 2 mm/dak. çekme hızında test edilerek dinamik yaşlanma sertleşmesine maruz kalıp kalmadığı incelenmiştir. Çeliklerin mekanik özellikleri ile mikro yapı arasındaki ilişkiyi karşılaştırmak için optik mikroskop incelemeleri yapılmıştır. Ayrıca, sıcak çekme testi sonucunda kopan parçaların kırık yüzey mikro resimleri tarama elektron mikroskobu kullanılarak alınmış ve incelenmiştir. Tüm bu çalışmalar sonucunda orta karbonlu mikroalaşım çeliklerinin dinamik yaşlanma sertleşmesine maruz kaldığı ancak V ve Al miktarının artmasıyla birlikte dinamik yaşlanma olayının azalarak etkisiz hale geldiği görülmüştür.

BÖLÜM 2

MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER

2.1 MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN TANIMI

Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikler (YDDA) veya high strenght-low alloyed (HSLA) olarak ta adlandırılan mikroalaşımlı çelikler, kuvvetli karbür yada nitrür yapıcı elementlerden çok az miktarlarda ilave edilerek mekanik özellikleri geliştirilmiş çeliklerdir. Mikroalaşımlı çelikler, günümüzde, farklı sertleştirme mekanizmaları, uygun termomekanik işlemler ve düşük C içeriklerden dolayı mukavemet, tokluk veya düşük sıcaklıklarda gevrek kırılma emniyeti ve kaynak edilebilirlik gibi özelliklerin bileşimine sahip bir malzeme grubu olarak tanımlanabilir (Topateş, 1995).

Mikroalaşımlı çelikler üretim şekillerine göre, dövme amaçlı mamuller ve yassı mamuller olarak ikiye ayrılmakla birlikte boru çelikleri olarak ta üretilmektedir. Uygulamalar çoğunlukla yassı ürünlerde gerçekleşmekte olup günümüzde dövme amaçlı ürünlerde, özellikle otomotiv sektöründe kullanılmakta ve yaygınlaşmaktadır.

Mikroalaşımlı çeliklerin özellikleri çeliğin mikro yapısı ve kimyasal bileşimi ile ilişkilidir. Mikro yapının kontrolü ise çelik bileşimine, östenitleme sıcaklığına, ilk ve son haddelemeden sonra dönüşümün kontrolüne bağlıdır. Bu yüzden istenen özellikler çelik bileşimi ve üretim prosesi kontrol edilerek sağlanır (Çeviker, 1991).

2.2 MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN GELİŞİMİ

Bu çeliklerin ilk üretimi 1900'li yılların başında çekme dayanımı üzerinde temellenmiştir. Geliştirilmesine alaşımlama (mangan-nikel-krom) ile başlanmıştır. Başlangıçta yüksek çekme dayanımı elde etmek için pahalı olmayan alaşım elementi olan karbon %0,3 miktarında kullanılmıştır. 1834 yılında İngiltere'de karbonu %0,27, manganı %1,5 olan ve akma sınırı 350 N/mm^2 olan çelik ile Almanya'da 1930 yıllarında kullanılan St52 standardı çelik o dönemlerin hep daha yüksek dayanımlı yapı çelikleri geliştirilmeleri sonucu ortaya çıkan çeliklere örnektirler (Tekin,1995).

İkinci dünya savaşından sonra kaynaklı birleştirmelerin gündeme gelmesiyle akma sınırı üzerinde ferrit tane incelmesinin olumlu etkisi görülmüştür. 1950'li yılların başında yapı-özellik ilişkisi ile ilgili yeni gelişmeler, normalleştirilmiş ince taneli çelikleri ortaya çıkarmıştır (Pickering,1975). 1950'li yıllardan sonra Avrupa'da kontrollü haddelemenin, normalleştirmenin yerini alması ile mikroalaşimli çelikler ortaya çıkmıştır. 1958 yılında, kontrollü haddeleme tekniğinin C-Mn çelikleri için gelişimi, Al ilavesi ve Mn/C oranının yükseltilmesi ile gerçekleştirilmiş olup başlangıçta tane inceltmesi AlN ile yapılmıştır. Nb, V ve Ti gibi elementlerin ferrit içinde küçük çökelti oluşturmasının, dayanımda artışa neden olduğu görülmüştür. Ayrıca, Nb ile mikroalaşımlandırılmış çelikte Mn miktarının artırılmasının östenit-ferrit dönüşüm sıcaklığını düşürdüğü ve Nb(CN)'lerin miktarının artması dayanım artışını getirirken yeniden kristalleşmeyi geciktirdiği ortaya konmuştur (Koltuk,1996).

1960'lı yıllarda petrol ve doğal gaz taşımacılığında kullanılan yüksek dayanımlı mikroalaşimli çeliklerin Nb ve V ilavesi ile imalata alınması ve aynı yıllarda termomekanik haddeleme yönteminin geliştirilmesi ile yüksek dayanıma, yüksek tokluk değerine ve iyi kaynaklanabilme özelliğine sahip çelikler üretilmiştir. Japonya ilk olarak Nb ile mikroalaşımlamayı 1963'de gerçekleştirmiştir (Koltuk, 1996).

Günümüzde ise geliştirilen kontrollü haddeleme ve kontrollü soğutma tekniği ile mikroalaşımli çeliklerin üretimi hızlanmıştır. Özellikle dövme amaçlı mikroalaşımli çeliklerin otomotiv sektöründe sağladığı hafiflik ve diğer ıslah çelikleriyle aynı mekanik özellikleri taşıması nedeniyle tercih edilmektedir.

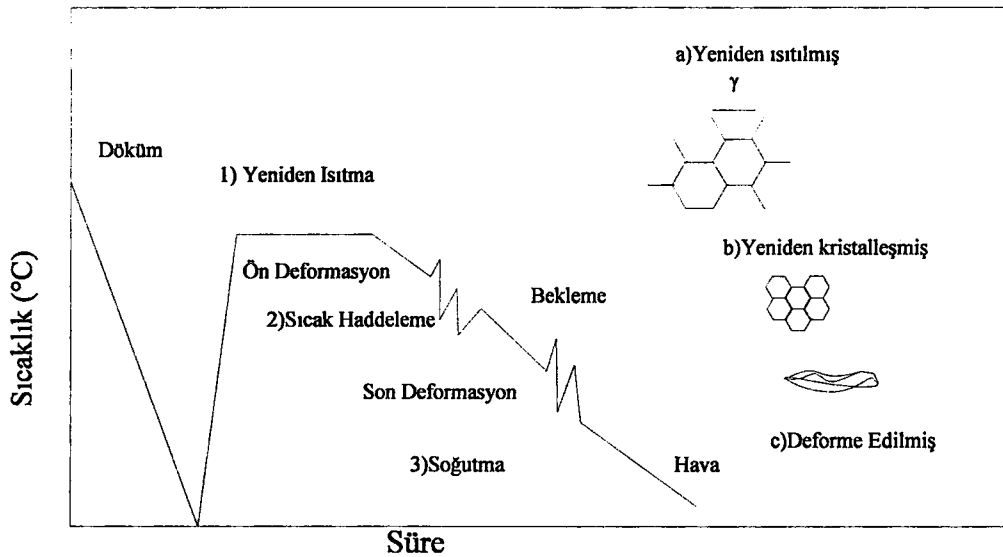
2.3 MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN ÜRETİM ÇEŞİTLERİ VE AŞAMALARI

Günümüzde üretilen mikroalaşımli çeliklerin çoğunluğu yassı mamul olarak üretilmekle birlikte son yıllarda dövme amaçlı mikroalaşımli çeliklerin üretimi de hız kazanmıştır.

2.3.1 Yassı Ürünler

Yassı ürünlerin üretimi dört aşamada gerçekleştirilmektedir. Bunlar;

- a. Döküm
- b. Östenitleştirme (Çözündürme tavlı)
- c. Kontrollü haddeleme
- d. Kontrollü soğutmadır. Şekil 2.1’de Mikroalaşımli çeliklerin üretiminde kullanılan işlem basamakları görülmektedir.



Şekil 2.1 Mikroalaşımli çelik üretim işlemi (Topateş,1995).

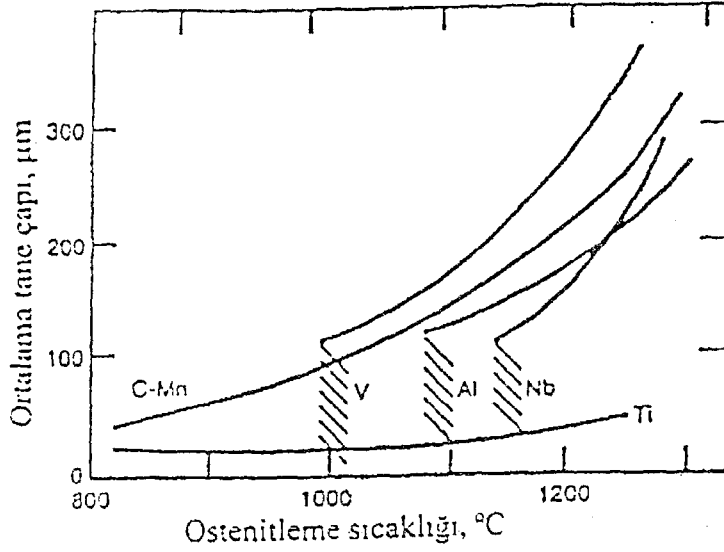
Yassı ürünlerde mikroalaşımlamayla birlikte uygun bir termomekanik işlemin yapılması gerekir. Kontrollü haddeleme ile gerçekleştirilen bu işlemde, genelde 1000–1200°C’ de yapılan ön deformasyona, düşük sıcaklıklarda (700-800°C) nihai bir deformasyon eklenir. Haddeleme sonrası değişik soğuma hızları kullanılarak mikro yapının ince taneli ferrit veya beynitten oluşması sağlanır. Soğuma şartlarına bağlı olarak az miktarlarda perlit veya martenzit de elde edilir (Asil Çelik Teknik Yayınları,1994).

2.3.1.1 Östenitleştirme (Çözündürme tavlaması)

Yüksek sıcaklıklarda (1100-1200°C) östenit tane boyutu, birbirini izleyen sıcak deformasyon ve yeniden kristalleşmeyle mümkün olduğu kadar küçültülmek istenmektedir. Östenitleştirme sıcaklığına bağlı olarak mikroalaşım elementleri ya tane küçültücü yada, çökelme sertleştiricisi olarak etki eder (Topateş, 1995).

Çeliğin ısıtılması süresince çökelmiş karbonitrür parçacıklarının ince şekilde yayılmaları östenit tane sınırlarının kilitlenmesine neden olup, tane büyümesini önlemektedir. Ancak yeterince yüksek sıcaklıklarda ve/veya yeterince uzun sürelerde, parçacıklar çözünür ve/veya kabalaşarak tane sınırı kilit etkisi zayıflar ve tane kabalaşması olur (Koltuk,1996). Şekil 2.2 Mikroalaşım elementlerinin, östenitleme sıcaklığına bağlı olarak östenit tane ebadında meydana gelen değişimi göstermektedir.

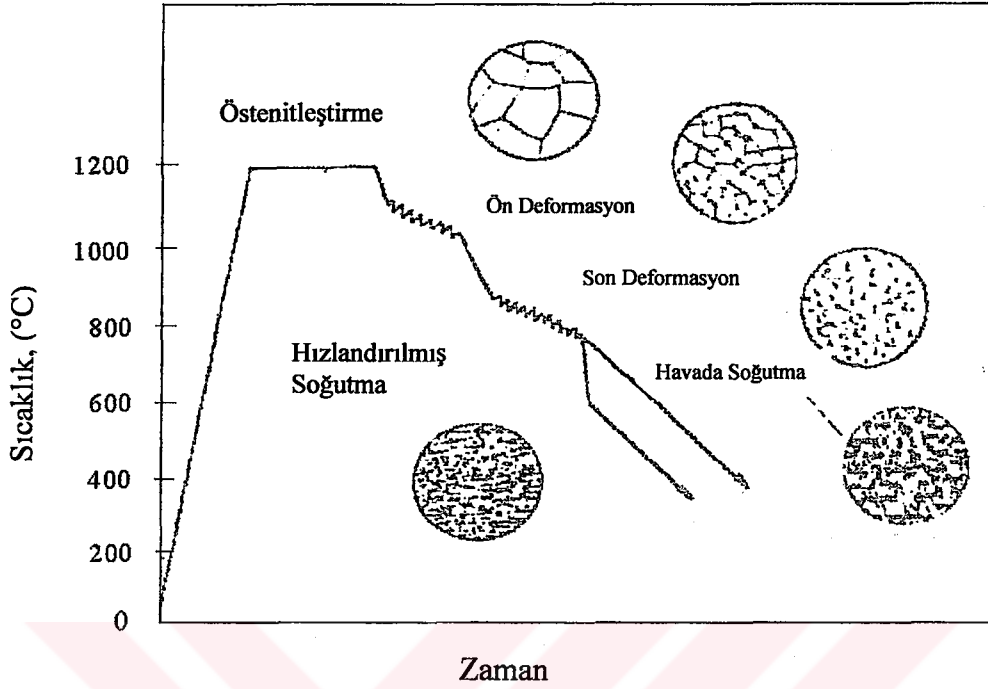
Mikroalaşım elementlerinin etkisini maksimum seviyede kullanmak için tüm mikroalaşım elementlerini östenit tanesinin büyümesine imkan vermeden çözündürmek gerekir (Koltuk,1996).



Şekil 2.2 Çeşitli mikroalaşım çeliklerinin tane büyüme karakteristikleri (Repas, 1988; Topateş'ten,1995).

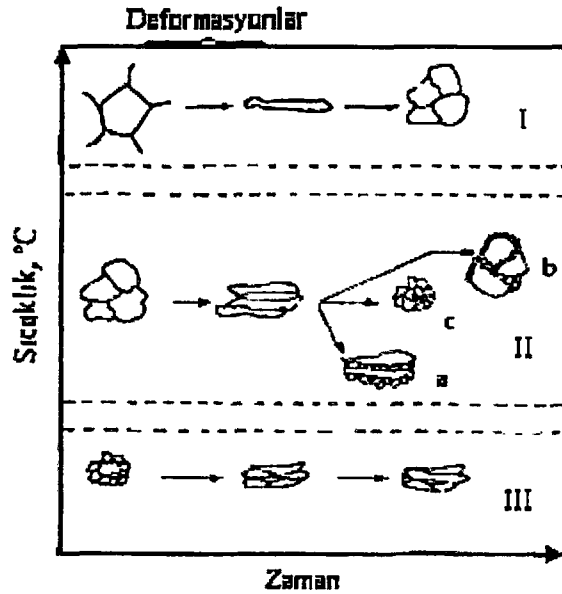
2.3.1.2 Kontrollü haddeleme ve kontrollü soğutma

Kontrollü haddeleme işleminde sıcaklık, haddeleme işleminin belirli bölümlerinde kontrol altında tutulur. Her bir hadde geçişinde hadde merdanelerinin indirgeme miktarı önceden belirlenir ve en son bitirme sıcaklığı tanımlanır (Metals Handbook,1994). Kontrollü haddeleme, gerekli sıcaklıkta ısıtma ile başlar, haddeleme sırasında sıcaklık ve deformasyon kontrol edilir ve haddeleme sonrası belli bir hızla soğutma ile son bulur. Özellikle kangal olarak sarılan şerit ve levhaların sarma hızı ve sarma sıcaklığı da kontrol edilir (Koltuk, 1996). Kontrollü haddeleme ve soğutmadaki ana amaç; östenit yapıyı en ince ferrit yapıya dönüştürmektir. Şekil 2.3'te kontrollü haddelemenin şematik profili görülmektedir.



Şekil 2.3 Kontrollü haddeleme şematik profili (Çeviker,1991).

Kontrollü haddelemenin aşamaları ve östenit tanelerinin gösterdiği değişimler Şekil 2.4'te görülmektedir.

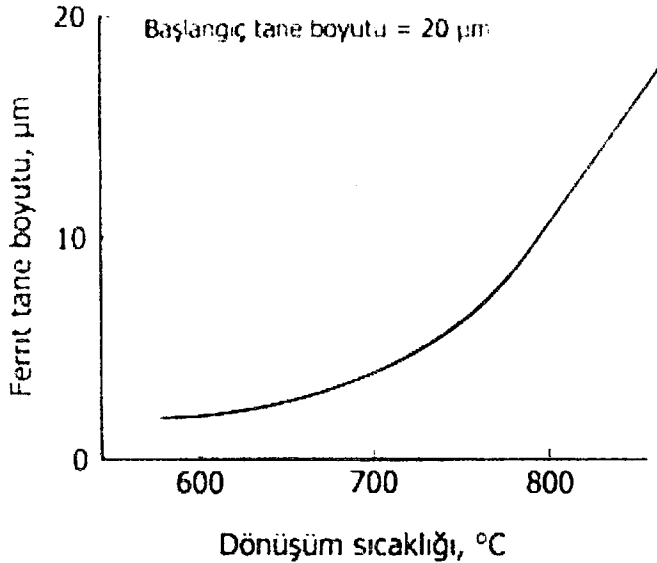


Şekil 2.4 Kontrollü haddeleme aşamaları ve östenit tanelerinin geçirdiği değişimler (Alain and Bon,1975; Koltuk'tan,1996).

Kontrollü haddelemede, istenilen özellikler, maliyet ve imkanlar doğrultusunda 3 ayrı metod ile yapılabilir (Metals Handbook,1994).

1. Konvansiyonel kontrollü haddeleme (Östenitin yeniden kristalleşmediği bölgede deformasyon)
2. Yeniden kristalleşmeli kontrollü haddeleme (Östenitin yeniden kristalleştiği bölgede deformasyon)
3. Östenit-Ferrit çift fazlı alanında deformasyon

Bu üç farklı yöntemin hepside yeniden kristalleşmeli bir ön haddeleme işlemini içerirler. Bu işlem yaklaşık 1100–1200°C sıcaklıklarda östenit tane boyutu, birbirini izleyen deformasyon ve yeniden kristalleşme ile mümkün olduğu kadar küçültülmelidir (Topateş,1995). Soğutma hızı ne kadar büyük olursa veya sıcaklığı ne kadar düşük olursa verilen östenit yapısında o denli küçük ferrit tane boyutu oluşmaktadır. Şekil 2.5'te ferrit tane boyutunun dönüşüm sıcaklığına bağlı olduğu görülmektedir. Ancak böyle bir ilişki farklı çelik bileşimleri ve östenit tane boyutları için değişecektir (Tekin,1995).



Şekil 2.5 Ferrit tane boyutu ile dönüşüm sıcaklığı arasındaki ilişki (Albright,1983; Koltuk'tan,1996).

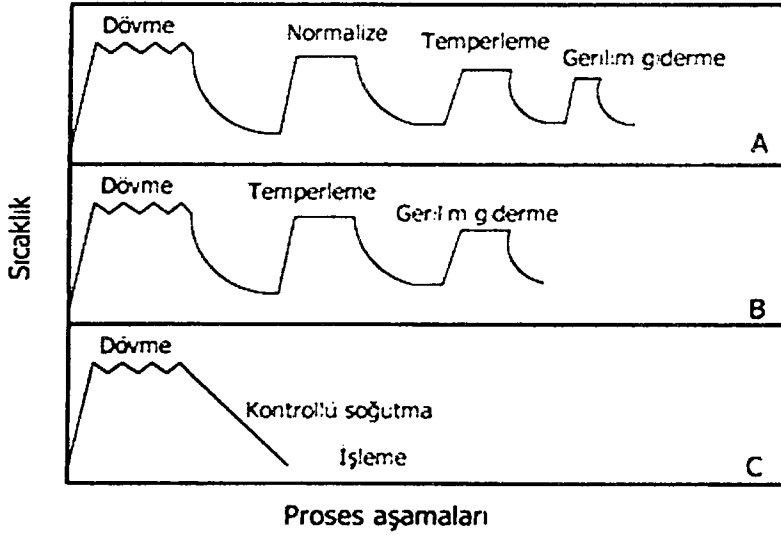
2.3.2 Mikroalaşımli Boru Çelikleri

Mikroalaşımli çelikler, yüksek dayanım, yüksek tokluk ve yüksek kaynak kabiliyeti nedeniyle doğal gaz ve çeşitli boru hatlarında da kullanılmaktadır. Petrol ve doğal gaz boru hatlarında kullanılan mikroalaşımli çeliklerin üretimi 1960'lı yıllarda başlamıştır. Özellikle bu yıllardan sonra mikroalaşımli çeliklerin üretilmesi daha büyük çaplı ve yüksek basınca dayanıklı boruların imal edilmesini sağlamıştır. Basınca dayanım artarken, boruların çapları da 400 mm'den 1500 mm'ye kadar çıkmıştır. Petrol ve doğal gaz taşımacılığında kullanılan borulardaki basınç 1900'lü yıllarda 2 atm. iken, 1930'lu yıllarda 30 atm., 1960'lı yıllarda 65 atm., 1980'li yıllarda 80 atm. günümüzde ise 120 atm.'in üzerine çıkmıştır (Koltuk,1996).

2.3.3 Dövme Ürünler

Mikroalaşımli dövme çelikler (DMA), orta karbonlu ıslah çeliklerinin yerine geliştirilmişlerdir. Mikroalaşımli yassı ve dövme ürünlerin alaşım dizaynı, özellikle karbon miktarında büyük farklılıklar gösterir. Dövme işlemi günümüzde sadece kontrollü soğutma mekanizmasıyla çalıştığından % 0,025'lik bir karbon miktarı alt sınır olarak görülür (Asil Çelik Teknik Yayınları,1994).

Islah çeliklerinde yapı temperlenmiş martenzit olarak ortaya çıkarken; mikroalaşımli dövme çeliklerde ince ferrit-perlit yapı görülür. Ancak hem tane küçülmesi etkisi ile hem de çökelti sertleşmesi nedeni ile mikroalaşımli dövme çeliklerde ıslah çelikleriyle aynı mekanik özellikler görülür (Çemtaş bülten,1996). Geleneksel ısıtma işlem aşamaları ile mikroalaşımli dövme çeliklerde uygulanan işlem aşamaları Şekil 2.6'da görülmektedir.



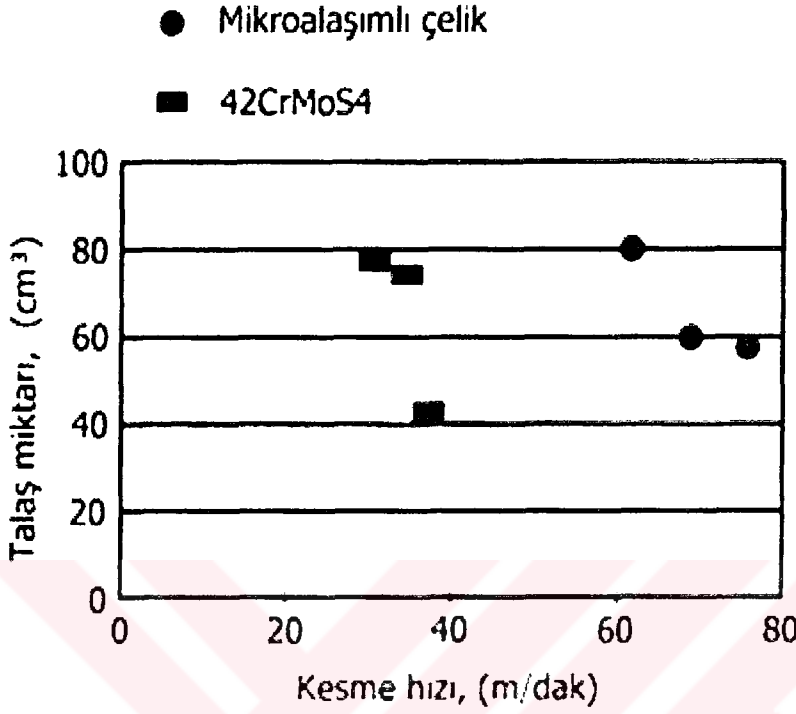
- A- Islah çelikleri geleneksel işlem
 B- Islah çelikleri dövme sonrası direk sertleştirme
 C- Mikroalaşımli çelik

Şekil 2.6 Mikroalaşımli çelikler ile ıslah çeliklerinin dövme sonrası aşamaları (Çemtaş bülten,1996).

Şekilden de görüldüğü gibi dövme işleminden sonra yapılan kontrollü soğutma ile ısıl işlemin ortadan kaldırılması ve azalan alaşım elementi nedeniyle bu çelikler de maliyetin düşük olduğu açıkça görülmektedir.

2.3.3.1 Mikroalaşımli dövme çeliklerde işlenebilirlik

Bu çelikler ferrit-perlit yapıdadır. Bu yapıların işlenebilirliğinin iyi olmasına rağmen, mikroalaşımli çeliklerde işlenebilirliğin artırılması için % 0,020-0,060 arasında S ilavesi yapılır. Şekil 2.7’de 42CrMoS4 çeliği ile, mikroalaşımli bir çeliğin işlenebilirliği kıyaslanmaktadır. Aynı miktarda kalem aşınması ve talaş kaldırma miktarı dikkate alındığında mikroalaşımli çeliklerin kesme hızının daha fazla olduğu açıkça görülmektedir. Mikroalaşımli çeliklerin işlenebilirliklerinin iyi olması, talaş kaldırma esasına dayalı çalışan tezgahlarda daha iyi verim alınmasını ve daha kısa sürede daha çok işin yapılmasını sağlar.

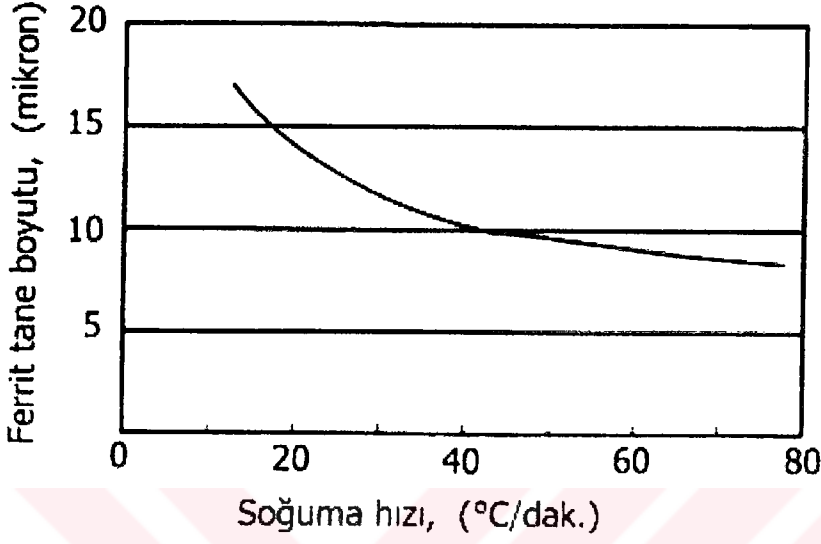


Şekil 2.7 Cr-Mo çeliği ile mikroalaşımlı bir çeliğin işlenebilirlik özellikleri (Çemtaş bülten,1996).

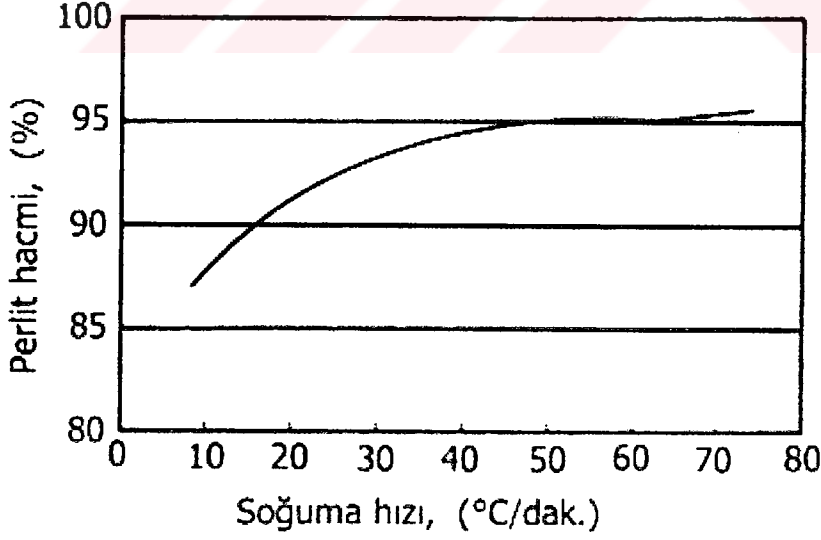
2.3.3.2 Mikroalaşımlı dövme çeliklerde kontrollü soğutma

Soğuma hızı ile, perlit yapının hacimsel oranı artmakta, ferrit taneleri ile perlit lameller arasındaki boşluk küçülmektedir. Bu değişimler çeliğin mekanik özelliklerini artırmaktadır. Şekil 2.8’de soğuma hızının ferrit tane büyüklüğüne ve perlit hacim oranına etkisi görülmektedir. Burada mekanik özelliklerde artış sağlayan kontrollü soğutma yaklaşık 75°C/dak. dır. Dövme işlemi sonrası fanlar yardımı ile bu koşullar sağlanmaktadır. Şekil 2.9’da ise 38MnSiVS5 mikroalaşım çeliğinin 900°C normalizasyon sonrası durgun hava ve hızlı soğutmanın mekanik özelliklere etkisi görülmektedir. Grafiklerden de görüldüğü gibi 900°C normalizasyon sonrası hızlı soğutmayla yapılan işlemde, durgun havada yapılan soğutma işlemine göre hem çekme özelliklerinde hem de toklukta bir artış olmaktadır.

a) Ferrit tane büyüklüğü

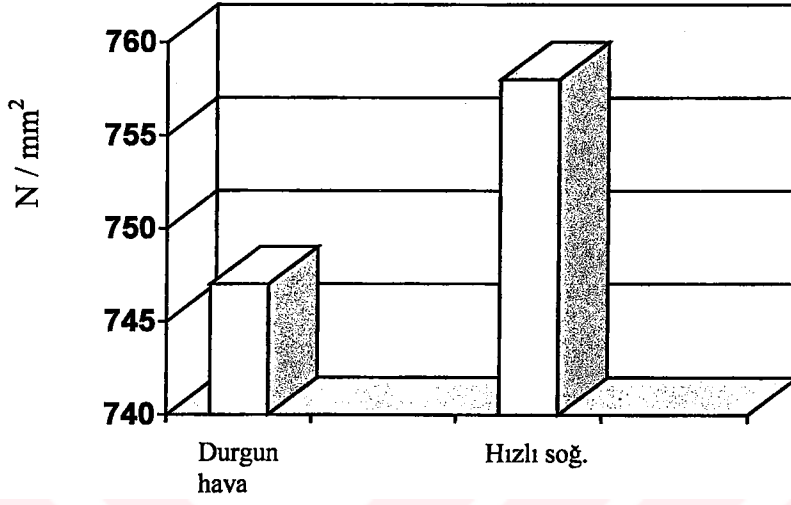


b) Perlit hacim oranı

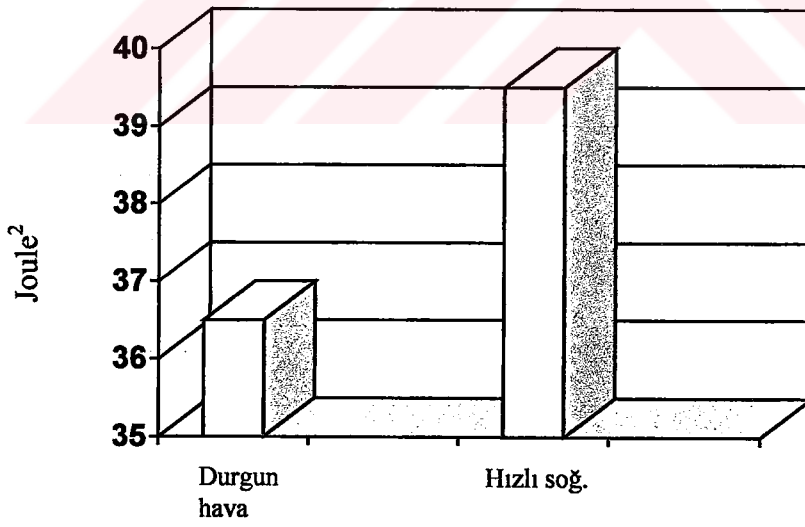


Şekil 2.8 Ferrit tane ve perlit hacim oranının soğuma hızına göre değişimi (Çemtaş bülten,1996).

a) Çekme dayanımı



b) Çentik tokluğu



Şekil 2.9 38MnSiVS5 kalite mikroalaşım çeliğinin 900°C normalizasyon sonrası mekanik değerlerdeki değişim (Çemtaş bülten,1996).

2.3.3.3 Mikroalaşımli dövme çeliklerin avantajları

Genel üretim yöntemi ve özelliklerine bakıldığında mikroalaşımli dövme çeliklerin avantajlarını şöyle sıralayabiliriz.

1. Kullanılan alaşım miktarı azdır.
2. Isıl işlem gerektirmez.
3. İşlenebilirlik özellikleri daha iyidir.
4. Üretim imkanı daha hızlıdır.
5. Zaman ve enerjiden kayıplar azdır.
6. Gerilme, yorulma ve sertlik özellikleri ıslah çeliklerinkine eşittir.
7. Ağırlık yönünden daha hafiftirler.

2.3.3.4 Mikroalaşımli dövme çeliklerin kalite standartları ve kullanılma alanları

Değişik kullanım alanları (Yüksek dayanım isteyen çelik yapı elemanlarında, otomotiv sektöründe, ağırlık yönünden hafif fakat dayanım yönünden yüksek çekme dayanımı istenen yerlerde vs.) nedeniyle oluşan kimyasal analiz farklılıkları bir standart ihtiyacını doğurmuştur. 1988 yılında Almanya’da dört çeşit kaliteyi içeren ve bunların mekanik özelliklerini gösteren bir kitapçık yayınlanmıştır. 1998 yılında ise, Çizelge 2.1’de görüldüğü gibi Avrupa Standartları Komitesi (CEN) tarafından EN 10267-“Çökelme Sertleşmeli Ferritik-Perlitik Çelikler” standardı onaylanarak yayınlanmıştır (Çemtaş bülten,1996).

Mikroalaşımli dövme çelikler özellikle yüksek dayanım isteyen yapı elemanlarında, otomotiv sektöründe fiyat ve ağırlık yönünden tasarruf sağlamaları nedeniyle tercih edilir.

Otomotiv sektöründe kullanılan bazı parçalar şunlardır (Çeviker,1991);

1. Statik olarak çalışan krank milleri, pistonlar, biyel kolları
2. Dinamik olarak çalışan aks ve direksiyon elemanları gibi.

Çizelge 2.1 EN 10267’de bulunan kaliteler ve kimyasal analizleri.

ADI:	KİMYASAL ANALİZ (% AĞIRLIK)						
	C	Si	Mn	P _{Max.}	S	N	V
19MnVS6	0.15	0.15	1.20	0.025	0.020	0.010	0.08
	0.22	0.80	1.60		0.060	0.020	0.20
30MnVS6	0.26	0.15	1.20	0.025	0.020	0.010	0.08
	0.33	0.80	1.60		0.060	0.020	0.20
38MnVS6	0.34	0.15	1.20	0.025	0.020	0.010	0.08
	0.41	0.80	1.60		0.060	0.020	0.20
46MnVS6	0.42	0.15	1.20	0.025	0.020	0.010	0.08
	0.49	0.80	1.60		0.060	0.020	0.20
46MnVS3	0.42	0.15	1.20	0.025	0.020	0.010	0.08
	0.49	0.80	1.60		0.060	0.020	0.20

2.4 MİKROALAŞIM ELEMENTLERİ

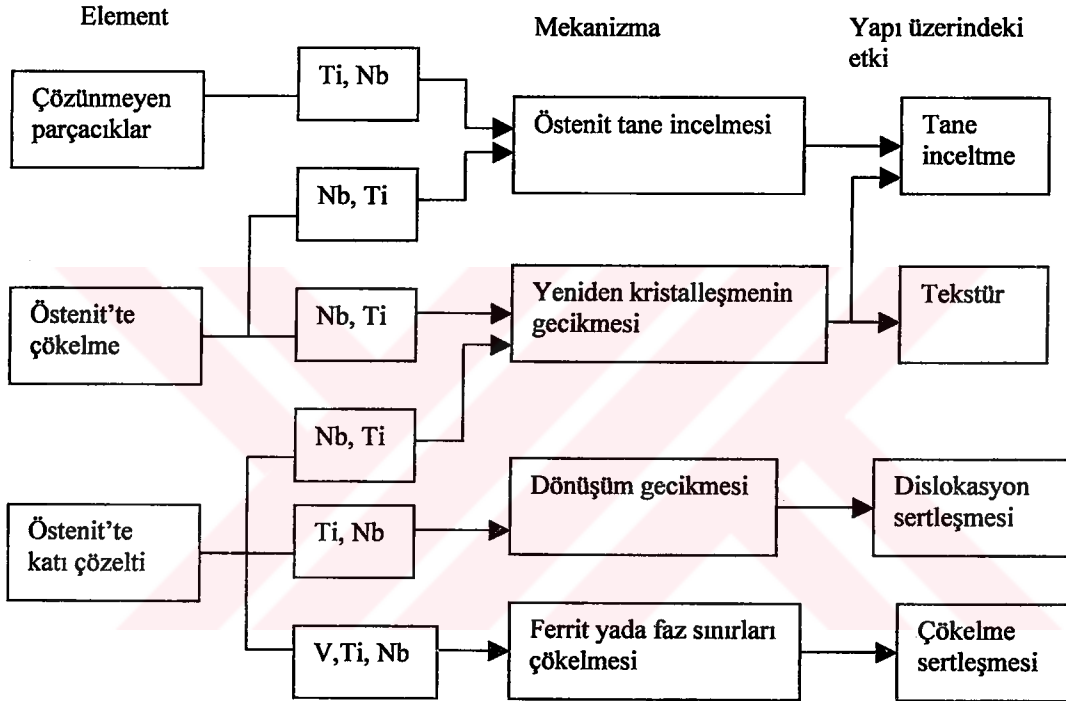
Genelde, karbür yada nitrür yapıcı özellikleri nedeniyle mikroalaşım elementleri olarak Niobyum, titanyum, vanadyum ve alüminyum kullanılmaktadır. Mikroalaşım elementlerinin ana rolü tane boyutunu küçültmek, yeniden kristalleşmeyi engellemek ve çökelme sertleşmesine katkıda bulunmaktır.

Mikroalaşım elementleri mikro yapı özelliklerini şu şekilde etkilerler (Sage, 1992; Topateş’ten, 1995).

1. Karbonitrür çökmesi
2. Katı çözelti
3. Nitrürlerin oluşumu esnasında katı çözültiden azotun alınmasıdır.

Mikroalaşım elementlerinin tane sınırı hareketine ve yeniden kristalleşmeye etkisi karbonitrür çökeltilerinin bir sonucudur. Mikroalaşım çökelekleri östenitte çözünmeden kalmış veya soğuma sırasında meydana gelmiş olabilir. Ayrıca çökelme hızı plastik deformasyonun artmasıyla artar (gerinim sonucu çökelme).

Çözelti içindeki mikroalaşım elementlerinin östenitin yeniden kristalleşmesine etkisi çok zayıftır. Çökelmiş partiküller ile tane sınırı hareketinin engellenmesi çözünen atomların etkisinden çok daha fazladır (Korchynsky,1988). Mikroalaşım elementleri çeşitli mekanizmalarla çeliklerin mikro yapılarını kontrol ederler ve ayrıca mikroalaşımlama ile bu mekanizmalar değişiklik göstermektedirler. Şekil 2.10’da mikroalaşım elementlerinin çeliğe etkileri görülmektedir.



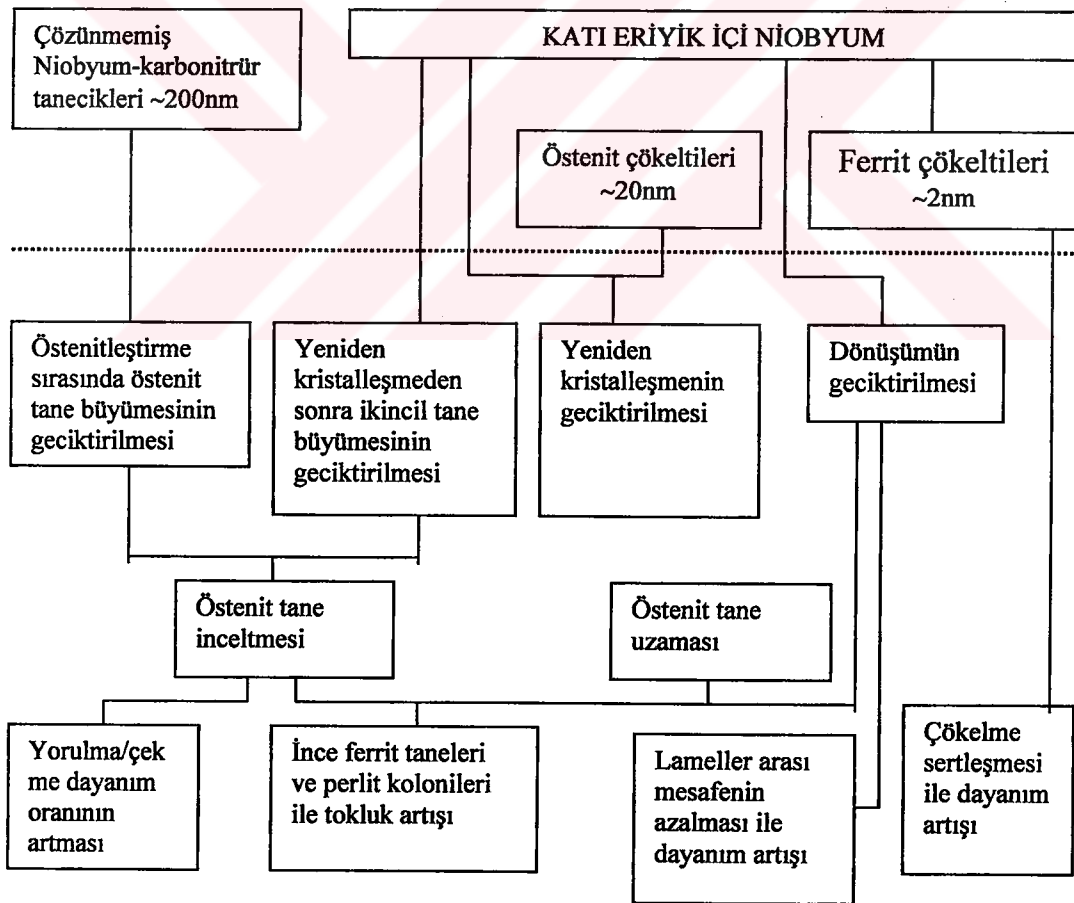
Şekil 2.10 Mikroalaşım elementlerinin çeliğe etkileri (Hulka,1992; Koltuk'tan, 1996).

2.4.1 Mikroalaşım Elementlerinin Rolü

Mikroalaşım çelikleri çoğunlukla birden fazla mikroalaşım elementi içerir. Yaygın olarak kullanılan mikroalaşım elementleri; niobyum (Nb), vanadyum (V), titanyum (Ti), alüminyum (Al) dur. Bunun yanında azot, silisyum, karbon, bakır, mangan ve fosforda kullanılmaktadır. Bu mikroalaşım elementlerinin etkileri aşağıda açıklanmaktadır.

2.4.1.1 Niobyum (Nb)

En etkili mikroalaşım elementi olarak bilinir. Nitrür ve karbür oluşturur. Niobyumkarbür pratikte, 1000°C' nin altında oluşmakta ve östenitin yeniden kristalleşmesini engelleyerek küçük ferrit tanelerinin oluşmasına neden olur. Niobyum'un, kontrollü haddeleme işleminde kullanımında bazı sınırlamalar vardır. NbC' ün etkili olabilmesi için yeniden ısıtma sıcaklığında tamamen çözelti içinde olması gerekir. Böylece ince parçacıklar şeklinde çökerek akma sınırında artışa neden olurlar. NbC'ün çözeltiye girebilmesi için yeniden ısıtma sıcaklığının yüksek(1300°C) ve yeterince uzun süreli olması gerekir (Koltuk,1996). Yüksek sıcaklığa çıkmak ve çözeltiye almak ise masrafı artıracaktır.

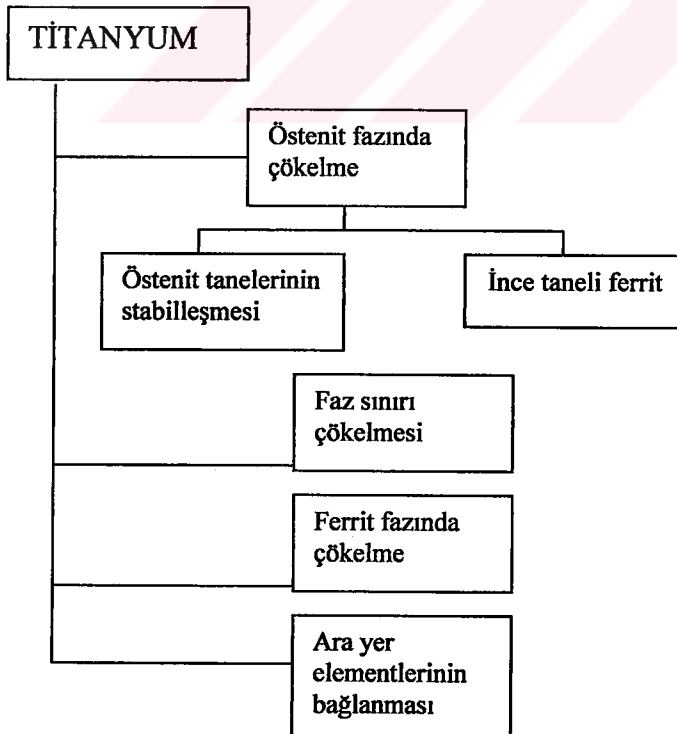


Şekil 2.11 Mikroalaşım elementlerinden niobyumun çeliğin mikro yapısına etkisi (Asil Çelik Teknik Yayınları,1994).

Şekil 2.11’de Nb’un mikroalaşımli çeliğin mikro yapısına etkisi görülmektedir. Ortalama 200 nm boyutlu NbC tanecikleri tane büyümesini engeller. Östenit içi oluşan 20 nm’lik tanecikler ise yeniden kristalleşmeyi geciktirir. Çökelti sertleşmesi, 2 µm boyutlu çok küçük çökeleklerle gerçekleşmektedir (Asil Çelik Teknik Yayınları,1994).

2.4.1.2 Titanyum (Ti)

Titanyum çok yüksek sıcaklıklarda nitrür oluşturur. Bu nitrürler haddeleme ve dövme işlemi sırasında östenitin tane büyümesini engeller. Ayrıca, TiN partikülleri ısı tesiri altında kalan bölgenin (ITAB) en sıcak kısımlarında çözünmeden kalabilir. Bu nedenle TN partikülleri ITAB’ın kaba taneli yapısını ince taneli yapıya dönüştüren en etkin mikroalaşım çökeleklerinden biridir. Ti’un etkili olabilmesi için, çelik katılaşmadan hemen sonra 25 ve 35 °C/dak. hızında soğutulmalıdır (Koltuk,1996). Titanyumun çelik üzerine etkileri Şekil 2.12’de görülmektedir.



Şekil 2.12 Ti’un mikroalaşım çeliklerinin dönüşümü ve yapısı üzerine etkileri (Sage,1992; Koltuk’tan,1996).

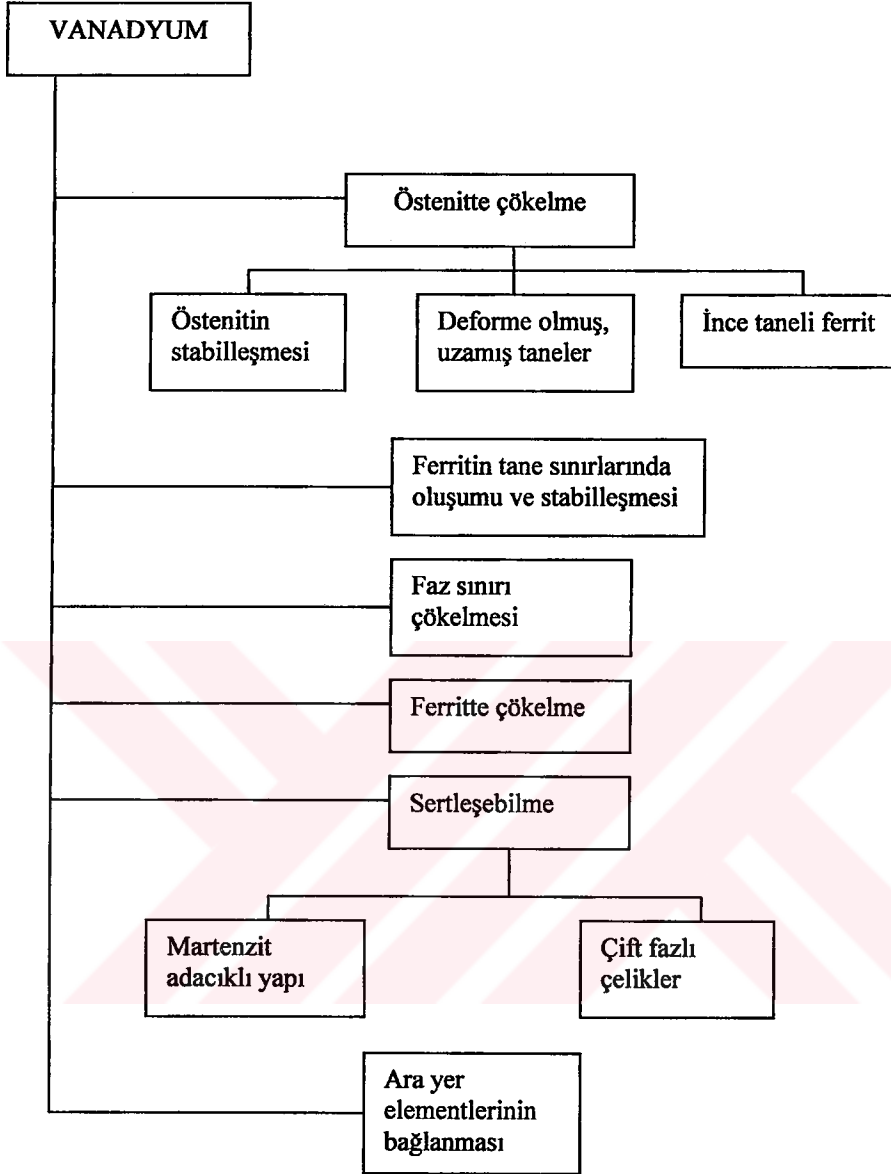
Çelik içerisinde titanyum miktarı olması gerekenden fazla olursa TN ile birlikte TiC'de oluşur. TiC'ün çözünebilirliği TN'den fazla, fakat NbC ile benzerdir. Bu nedenle TiC düşük östenit sıcaklıklarında (100°C) çökerek östenit tane büyümesini engeller (Gündüz,2000).

2.4.1.3 Vanadyum (V)

Vanadyum, titanyum ve niobyumun oluşturduğu sıcaklıklardan daha düşük sıcaklıklarda nitrür ve karbür çökeltileri oluşturur. Vanadyumun, tane boyutunu kontrol etmek için, titanyum ve niobyum kadar yaygın bir kullanım alanı yoktur. Yüksek karbonlu çeliklerde (%0,4 C) özellikle azot oranı yüksek ise, çelik östenitik yapıda iken VN oluşabilmekte ve niobyuma benzer şekilde dövme tane boyutunu inceltmektedir (Koltuk,1996). Vanadyumun mikroyaşımli çeliklerin iç yapısına ve faz dönüşümüne etkisi Şekil 2.13'de görölmektedir.

Ferrit içerisinde VN, AlN ile birlikte tane büyümesini engeller ve ince ferrit oluşmasını sağlar. Kontrollü haddelemeden önce normalize edilmiş çeliklerde, yüksek dayanımlı boru hatlarında VCN çökerek haddeleme sırasında yüksek dayanım sağlar (Topateş,1995).

Vanadyumun çökelme sertleşmesine etkisinden dolayı çeliğin akma mukavemeti artan vanadyum miktarı ile artar. Tane inceltme etkisinin zayıf olması nedeniyle vanadyumun tokluğa etkisi zayıftır (Hulka,1989). Vanadyum östenit içinde oldukça çözünür olmasına karşın, ferrit içerisinde az çözünür. Diğer mikroyaşımli aksine vanadyumun ferrit oluşumunu engellemediği hatta ferriti stabilize ettiği bilinmektedir. V özellikle kaynak işleminde önemlidir, östenit tane sınırlarında ve östenit tane içinde ferrit oluşumunu sağlar ve böylece ITAB bölgesinde tokluk artışına neden olur (Sage,1992).



Şekil 2.13 Vanadyumun mikroalaşımlı çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerine etkisi (Sage,1992; Koltuk'tan, 1996).

2.4.1.4 Alüminyum (Al)

Alüminyum çok yavaş çökelir ve sadece nitrür oluşturur. Alüminyumnitrür, 1000°C'nin üzerinde çözünür, ancak çelik hızla ısıtılırsa, çözelti dışında belirli bir zaman kalabilir ve böylece küçük tane boyutu sağlamak için kullanılır. AlN'ü diğer nitrürlerden ayıran en büyük özelliği yapısının hegzagonal sıkı paket olmasıdır (Gladman, 1997).

2.4.1.5 Karbon (C)

Karbon miktarının fazla olması, perlit yapısının artmasına neden olmakla birlikte tokluk ve kaynak kabiliyetinde bir azalmaya neden olmaktadır. Bunun yanında akma dayanımında artış sağlamaktadır. Yüksek miktarlarda karbon kullanımı martenzit ve beynitik yapı oluşumunu sağlar. Mikroalaşımli çeliklerde karbonun maksimum kullanımı sıcak haddeleme koşulları altında yaklaşık % 0,2 dir. Ancak otomotiv sanayisinde kullanılan dövme parçalarda sadece kontrollü soğutma mekanizmasıyla çalıştığı için karbon miktarı % 0,25'in üzerindedir (Metals Handbook,1994).

2.4.1.6 Azot (N)

Mikroalaşımli çeliklerde azot kullanımı %0,02 seviyesindedir. Bazı uygulamalarda % 0,005 seviyesinde sınırlandırılmıştır. Vanadyumlu çeliklerde azotun ilavesi önemlidir, çünkü çökelme sertleşmesini artırır. V-N çeliklerinde oluşan VN'ün, VC'e göre östenit içerisinde daha az çözünürlüğe sahip olması, onun tane küçültülmesinde daha etkin rol oynamasını sağlar (Sage,1992).

2.4.1.7 Silisyum (Si)

Silisyum, ergimiş çelik içerisinde deoksidan olarak kullanılır. Bu nedenle % 0,35 civarında kullanılmaktadır. Silisyum katı çözelti sertleşmesi sağlayarak akma dayanımında artış sağlar. Kaynak edilecek yerlerde %0,3'den fazla kullanımı toklukta ve kaynak kabiliyetinde düşmeye neden olur (Topateş,1995).

2.4.1.8 Fosfor (P)

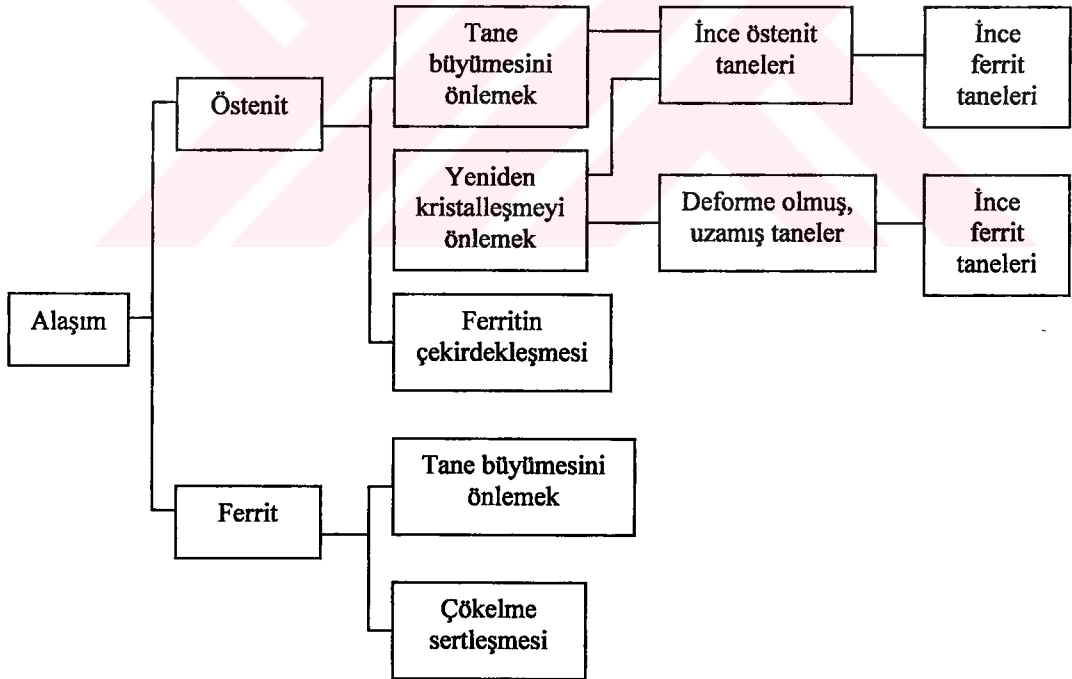
Ferrit içinde etkili bir katı çözelti sertleştiricisidir. Korozyon dayanımını artırır. % 0,05'den düşük kullanımlarda östenit tane sınırlarında meydana gelen segragasyonların yol açtığı kırılganlığa neden olur. Bakır ile birlikte kullanımı önemli ölçüde korozyon dayanımı sağlar (Topateş,1995).

2.4.1.9 Mangan (Mn)

Mikroalaşımli çelikler yaklaşık olarak %1,5 mangan içerirler. Manganın oluşan iğnesel ferritin tane küçültülmesine etkisi bu miktarlardan daha yüksek miktarlarda önemsizdir. Bu nedenle maksimum mangan miktarı %1,3 – 1,7 arasındadır (Topateş,1995).

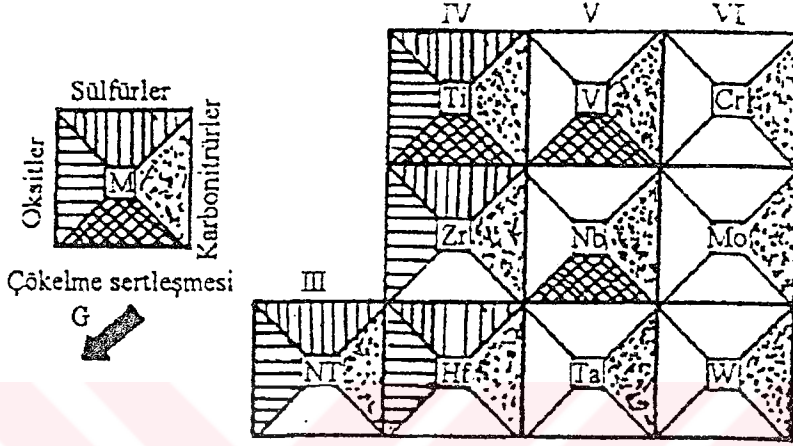
2.4.2 Mikroalaşım Çökeltilerinin Etkileri

Mikroalaşımli çeliklerde çökeltiler, çeliğin özelliklerine önemli ölçüde etki etmektedir. Şekil 2.14’de çeliğin mikro yapısı üzerindeki mikroalaşım çökeltilerinin etkisi görülmektedir. Ayrıca Şekil 2.15 mikroalaşım elementlerinin oluşturdukları bileşikleri göstermektedir.



Şekil 2.14 Çeliğin mikro yapısı üzerinde mikroalaşım çökeltilerinin etkileri (Sage,1992).

Mikroalaşım elementleri seçilirken; bu elementlerin çözünebilirlikleri ve çökelti oluşturmalarına dikkat edilmektedir. Mikroalaşım elementlerinin karbür ve nitrür oluşturabilmeleri, onlara çökeltme sertleştirme özelliğini kazandırmaktadır (Tekin,1995).



Şekil 2.15 Mikroalaşım elementlerinin oluşturdukları bileşikler (Tekin,1995).

2.4.2.1 Karbür ve nitrür çökeltmesi

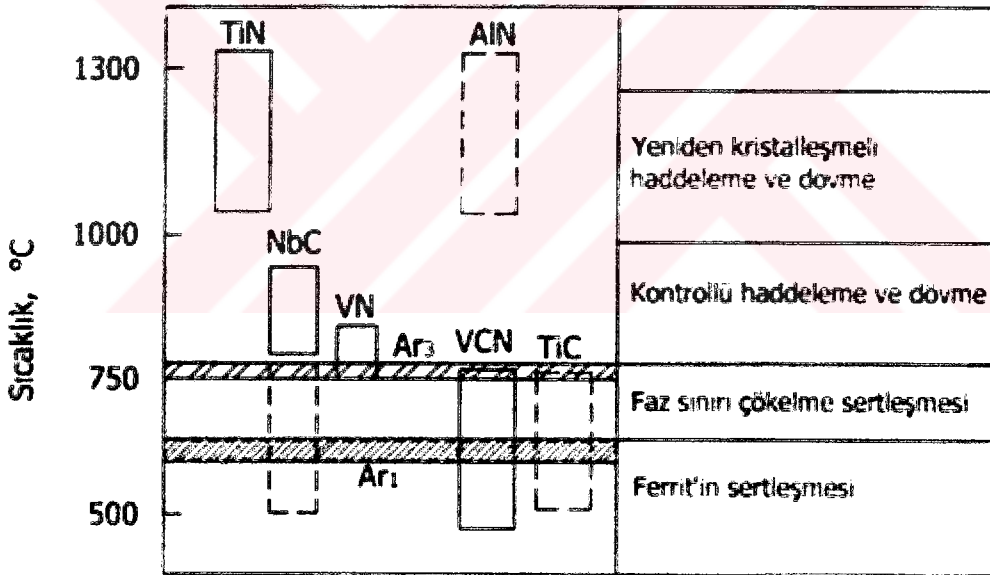
Mikroalaşım çeliklerinde karbonitrür partiküllerinin çökeltmesi üç aşamada meydana gelmektedir. I. aşamada oluşan çökelekler sıvı faz içerisinde ve katılaşma sırasında veya katılaşmadan sonra sıvı-katı ara yüzeyinde ve δ -ferrit içerisinde meydana gelirler (TiN). Bu çökelekler çok kararlı fakat östenitin yeniden kristalleşmesini engellemek için çok büyüktürler, küçük olanları ısıtım işlem veya kaynak sırasında östenit tanelerinin kabalaşmasını engelleyebilirler (Gladman, 1989).

II. aşamada, oluşan çökelekler sıcaklık düşerken sıcak deformasyon sürecinde (örnek olarak kontrollü haddeleme) meydana gelmektedir. Bu çökelekler östenitin yeniden kristalleşmesini geciktirirler (NbCN, AlN). Mikroalaşım çeliklerindeki tane büyümesi bu aşamada oluşan çökeleklerle engellenmektedir (Gladman, 1989).

III. aşamada, oluşan çökelekler östenit-ferrit faz dönüşümü sırasında ve sonrasında meydana gelmektedir. Bu tip çökelekler γ - α ara yüzeyinde ve ferrit içerisinde çekirdeklenmektedir. Ferrit fazındaki çökelek sertleşmesi bu değişim sürecinde oluşur ve küçük taneli çökelekler meydana gelir (VCN) (Gladman, 1989).

2.4.2.2 Sıcaklık ve soğuma hızının çökelmeye etkisi

Mikroalaşım çökeleklerinin çeliğin mekanik özelliklerini etkilemedeki rolü meydana geldiği sıcaklıkla doğrudan ilgilidir. Şekil 2.16., haddeleme veya dövme işleminden sonra çelik soğurken karbür ve nitrürlerin oluşum sıcaklığını göstermektedir.



Şekil 2.16 Soğuma süresince dönüşüm sıcaklığına bağlı olarak mikroalaşım karbonitrürlerinin oluşması (Sage, 1992).

Soğuma hızı ne kadar yüksek ise, çökeleklerin oluştuğu sıcaklık o kadar düşük olacaktır. Soğuma hızı çökeleklerin östenitte mi yoksa ferrit içerisinde mi çökeleceğini belirlemektedir (Koltuk, 1996). En yüksek sıcaklıkta birden fazla alaşım elemanı tarafından oluşturulan karbür ve nitrür çökeltileri çelikte baskın bir etkiye sahiptir (Topateş, 1995).

Bunun nedeni;

1. Soğuma sırasında ilk önce bu çökeltilerin meydana gelmesi çeliğin özelliklerini etkiler.
2. Yüksek sıcaklıklarda nitrürlerin veya karbürlerin oluşması mikroalaşım elementlerinin miktarını düşürerek, düşük sıcaklıklarda karbonitrür oluşumunu engeller.
3. Düşük sıcaklıklarda yalnız başına karbür ve nitrür oluşturmuş alaşımlar daha yüksek sıcaklıklarda karbonitrür şeklinde oluşabilirler.
4. Oluşan nitrürler ile katı çözeltideki azot azalır. Böylece azotun kırılganlık ve sertleşebilirlik üzerine etkisi azaltılmış ve/veya kaldırılmış olur.

2.4.3 Mikroalaşım Karbür ve Nitrürlerinin Çözünürlüğü

Çeşitli karbür ve nitrürler için çözünürlük ve çözünürlük sınırları çalışmaları Irvine, Pickering ve Gladman (1967) tarafından yapılmıştır. Bunlar aşağıda belirtilen denklemlerle ifade edilmektedir.

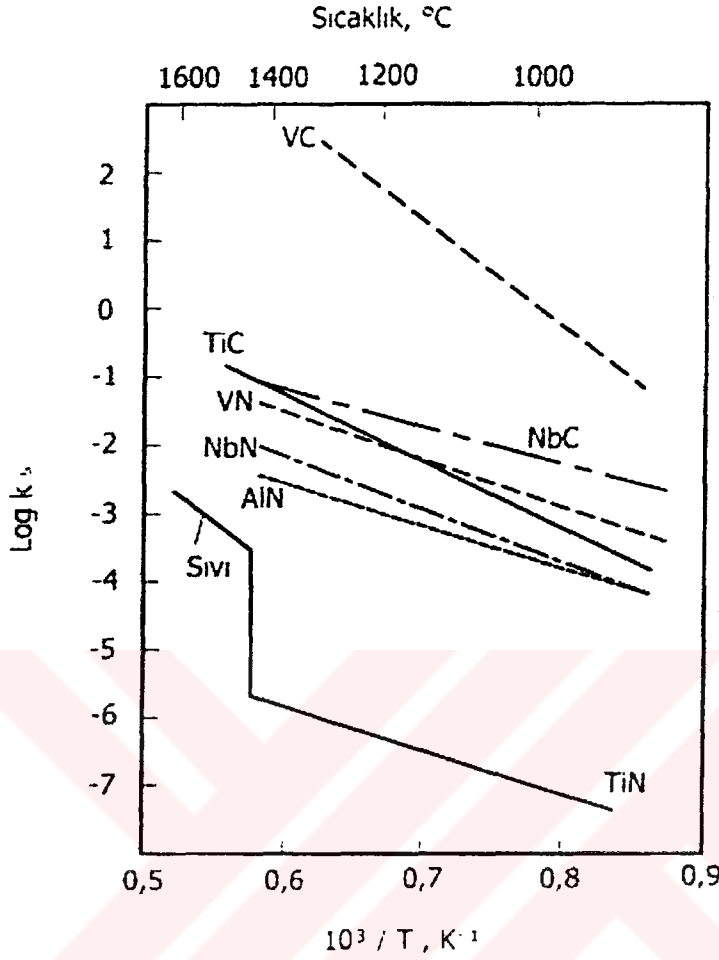
$$\text{Log}_{10} (\text{Al}) (\text{N}) = - 6770 / T + 1,03$$

$$\text{Log}_{10} (\text{V}) (\text{N}) = - 8330 / T + 3,46$$

$$\text{Log}_{10} (\text{Nb}) (\text{C}) = - 6770 / T + 2,26$$

$$\text{Log}_{10} (\text{Ti}) (\text{C}) = -7000 / T + 2,75$$

Burada; T kelvin cinsinden sıcaklıktır.



Şekil 2.17 Mikroalaşım karbür ve nitrürlerinin çözünürlüğü (Narita,1975).

Litaratür çalışmalarına bakıldığında mikroalaşım karbür ve nitrürlerinin çözünürlüklerinin çok çeşitlilik gösterdiği görülmektedir. Örneğin Irvine, Pickering ve Gladman % 0,03 Al ve % 0,015 N'ün 1273°C' de çözünürken, Narita'nın verileri kullanıldığında 1126°C'de çözündüğü söz konusudur. Bu farklılık uygun sıcaklığı seçmede problem oluşturacak kadar önemlidir. Şekil 2.17'de Narita (1975) verileri kullanılarak yapılmış mikroalaşım karbür ve nitrürlerinin çözünürlük sonuçları gösterilmiştir. Diğer kaynaklarla karşılaştırıldığında küçük farklılıklar olmasına rağmen genelde Şekil 2.17'den çıkarılacak sonuçlar şöyledir;

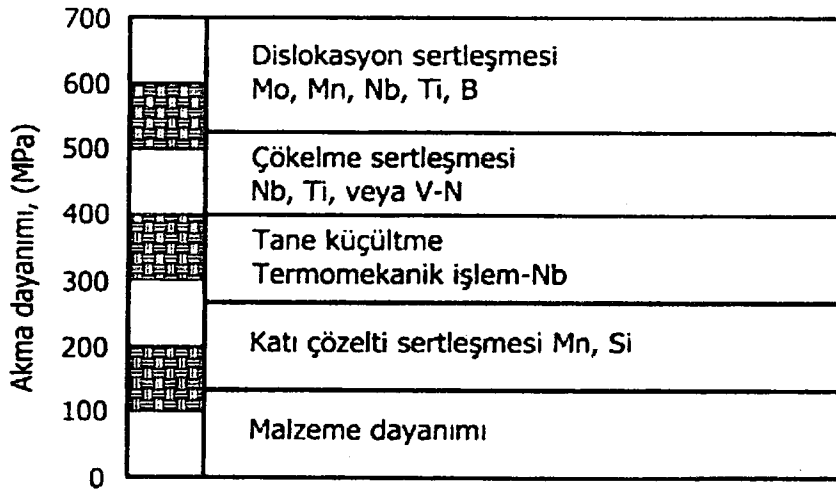
1. Titanyum nitrürün çözünürlüğü diğer mikroalaşım çöktelilerinden çok daha düşüktür.

2. Alüminyum nitrürün çözünürlüğü titanyum dışında diğer mikroalaşım çökeltilerinden çok az düşüktür.
3. Mikroalaşım karbürlerinin çözünürlüğü benzer mikroalaşım nitrürlerinden genelde daha yüksektir.
4. Vanadyum karbürün çözünürlüğü diğer mikroalaşım çökeltilerinden çok daha yüksektir.

2.5 MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE DAYANIM ARTTIRICI MEKANİZMALAR

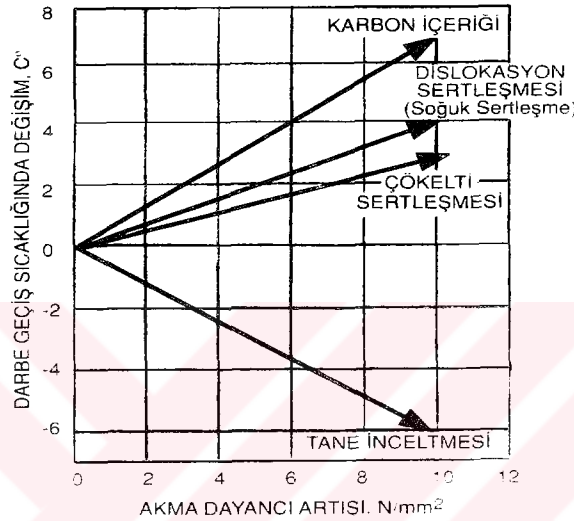
Mikroalaşımli çeliklerde en fazla kullanılan sertleştirme mekanizmaları tane boyutunu küçültme ve çökelme sertleşmesi ile ilgilidir. Bunun yanında, katı eriyik sertleşmesi ve deformasyon sertleşmesi de (pekleşme) kullanılan yöntemlerdendir. Bu çeliklerde görülen en büyük gelişme ferrit tane boyutunun, hem akma sınırı hem de sünek-gevrek geçiş sıcaklığına olan etkisinin belirlenmesi olmuştur (Koltuk,1996).

Bu mekanizmaların tek başına gösterdikleri etki çok önemli değildir. Şekil 2.18’de bu mekanizmaların akma dayanımına etkisi görülmektedir (Bakkaloğlu,1994).



Şekil 2.18 Çeşitli sertleştirme mekanizmalarının akma dayanımına etkisi.

Değişik sertleştirme mekanizmalarının mikroalaşımli çeliklerin dayanım ve tokluk özelliklerine etkisi Şekil 2.19’da görülmektedir. Tane küçültme mekanizmasıyla dayanım ve tokluk aynı anda artırılmaktadır. Çökelek ve dislokasyon sertleşmesi mekanizmaları ile dayanımın arttığı ancak; tokluğun (darbe geçiş sıcaklığında artış) düştüğü görülmektedir (Asil Çelik Teknik Yayınları,1994).



Şekil 2.19 Mikroalaşımli çeliklerde uygulanan sertleştirme mekanizmalarının mekanik özelliklere etkisi (Asil Çelik Teknik Yayınları,1994).

2.5.1 Tane Boyutunu Küçültme

Tane boyutunu küçültme hem dayanımı hem de tokluğu artıran tek sertleştirme mekanizmasıdır. Mikroalaşımli çeliklerin östenitleştirilmesinden hemen sonra uygulanan yüksek deformasyon miktarının amacı; bu sıcaklıkta oluşan östenit tane boyutunu küçültmektir. Yeniden kristalleşmiş östenit tanesinin son boyutu, başlangıçtaki tane boyutunun, deformasyon gerinmesinin, deformasyon sıcaklığının ve tane sınırı hareketini engelleyen ince partiküllerin dağılımının bir fonksiyonu olarak hesaplanmaktadır (Topateş,1995).

Küçük tane üretmek için ana faktörler şunlardır (Çeviker,1991);

1. Östenitleştirme sıcaklığında tane büyümesini geciktirmek
2. Yeniden kristalleşmenin geciktirilmesi
3. Ferrit çekirdeklenme bölgesinde artma
4. Ferrit tane büyümesinin geciktirilmesi

Yapı-Özellik ilişkisi ise Hall-Petch bağıntısı ile bulunmaktadır.

$$\sigma_y = \sigma_{ii} + k \cdot d^{-1/2}$$

Burada;

σ_y = akma gerilmesi

σ_{ii} = (tane sınırlı yapıda) dislokasyon hareketi için gerekli sürtünme gerilmesi

k= sabit sayı

d= Ferrit tane boyutudur.

Östenitleştirme sırasında, ince dağılmış çökelti partikülleri östenit tane sınırı hareketini engeller ve tane büyümesini önler. Fakat yüksek sıcaklıklarda ve/veya uzun sürelerde partiküller çözünür ve/veya kabalaşır tane sınırı hareketini önleyemez, bunun sonucunda da tane büyümesi meydana gelir. Çökelti boyutu ve hacminin östenit tane çapına etkisi aşağıdaki bağıntı ile hesaplanmaktadır (Repas, 1988).

$$D = A \cdot P/f_v$$

Burada;

D = Östenit tane çapı (μm)

A = Sabit sayı

P = Çökelti çapı (μm)

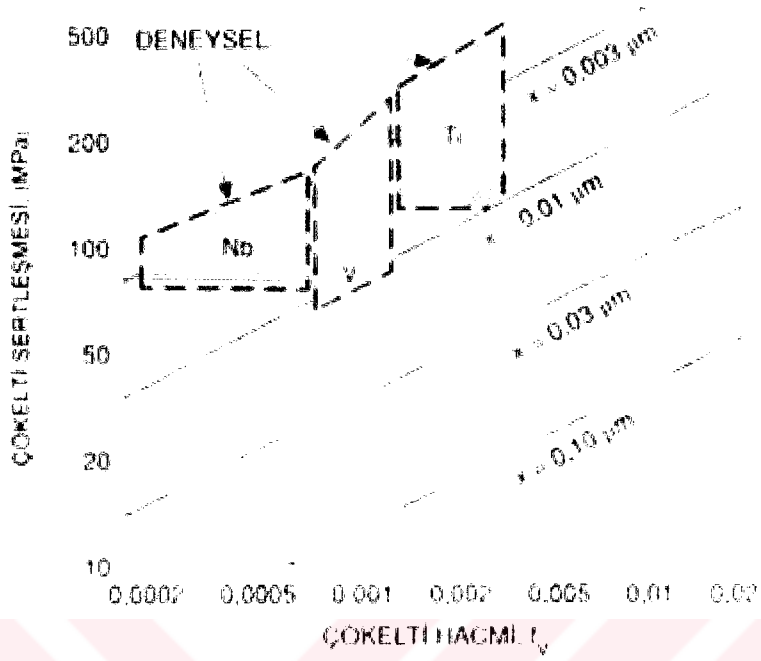
f_v = Çökelti partiküllerinin hacimsel oranı (% hacim)

Tane küçültmede etkili olan diğer bir faktörde hızlı soğutmadır (Accelerated cooling). Ferrit taneleri kontrollü haddeme ile de küçültülebilmektedir (Çeviker,1991; Topateş'ten,1995).

2.5.2 Çökelme Sertleşmesi

Çökelme sertleşmesi için mikroalaşım elementlerinin karbon ve azotla oluşturdukları bileşiklerin tipi, boyutu ve dağılımı önemlidir. Şekil 2.20'de Nb, V, Ti' un oluşturduğu karbonitrür çökeltilerinin miktar ve boyutlarına bağlı olarak dayanım artışına etkisi gösterilmiştir. Pratikte östenit içi yüksek çözünürlüğü nedeniyle en etkili element vanadyumdur (Asil Çelik Teknik Yayınları,1994).

Çökelme sertleşmesi tane küçültülmesinden sonra en çok istenen sertleştirme mekanizmasıdır. Yüksek sıcaklıklarda şekil almış çökeltiler tane büyümesini engelleseler de, büyük olduklarından dolayı sertleştirmede etkili değildirler (Leslie,1982). Özellikle dövme ürünlerde ilk çalışmalar, çökelme sertleştirmesindeki yoğun etkisi nedeniyle vanadyum katkısıyla yapılmış ve ferritik-perlitik mikro yapı vanadyumkarbür tipi çökeleklerle sertleştirilmiştir. Çökelek oluşumu ise, basit kontrollü soğutma ile sadece boyutsal olarak sınırlandırılmıştır. Bu tip mikroalaşımlı çelikler Almanya'da 1988 yılı sonunda "Çökelme mekanizmasıyla sertleşen ferritik-perlitik çelikler" (AFP çelikleri) olarak standartlaştırılmıştır. SEW101 den alınan çelik kompozisyonları çizelge 2.2'de verilmektedir.



Şekil 2.20 Nb, V ve Ti çökeltilerinin boyut ve hacimsel oranının çökelme sertleşmesine etkisi (x = çökeltilerin boyutu (μm), F_v = çökelti hacmidir).

Çizelge 2.2 Çökelme mekanizmasıyla sertleşen ferritik-perlitik çelikler (SEW101).

ÇELİK TİPİ:		C	Si	Mn	P	S	V
KISA İŞARETİ:	MALZEME NUMARASI:	KÜTLESEL MİKTAR (%)					
49MnVS3	1,1199	0,44/0,50	$\leq 0,50$	0,70/1,00	$\leq 0,035$	0,030/0,065	0,08/0,13
38MnSiVS5	1,5231	0,35/0,40	0,50/0,80	1,20/1,50	$\leq 0,035$	0,030/0,065	0,08/0,13
27MnSiVS6	1,5232	0,25/0,30	0,50/0,80	1,30/1,60	$\leq 0,035$	0,030/0,050	0,08/0,13
44MnSiVS6	1,5233	0,42/0,47	0,50/0,80	1,30/1,60	$\leq 0,035$	0,020/0,035	0,010/0,15

Çökelme sertleştirmesinin esası, çökeleklerin dislokasyonların hareketini engellemesi prensibine dayanmaktadır, bu olay Şekil 2.21’de açıkça görülmektedir. Hareket eden dislokasyon çökelti tanesine çarparak duraksar, malzemenin akma ve çekme dayanımında bir artışa neden olur.



Şekil 2.21 Çökelti tanesi ile dislokasyonun etkileşimi.

BÖLÜM III

YAŞLANMA SERTLEŞMESİ

3.1 GİRİŞ

Yaşlanma sertleşmesi karbon (C) ve azot (N) gibi arayer atomlarının dislokasyonların hareketini engellemesiyle metal ve alaşımların mekanik özelliklerinin değişmesine neden olan bir mekanizma olarak tanımlanabilir. Yaşlanma sertleşmesi plastik deformasyondan sonra meydana geliyorsa bu durum statik yaşlanma sertleşmesi olarak adlandırılır. Eğer yaşlanma sertleşmesi olayı plastik deformasyon sürecinde meydana geliyorsa bu dinamik yaşlanma sertleşmesi olarak adlandırılır (Leslie, 1983).

Yaşlanma sertleşmesi ile ilgili ilk çalışmalar Baird tarafından yazılan iki makale ile başlamıştır. Birinci makale’de yeralan atomların dinamik yaşlanma sertleşmesine ve akma noktasına etkisi 1963 yılında yazar tarafından araştırılmıştır. İkinci makalede yazar, arayer atomları ve dislokasyonların etkileşiminden meydana gelen yaşlanma sertleşmesinin çeliğin mekanik özelliklere etkisini araştırmıştır. Bu iki makale yaşlandırma sertleşmesi ile ilgili çalışmalara ışık tutmuş ve tutmayada devam etmektedir.

Dinamik yaşlanma sertleşmesi ve statik yaşlanma sertleşmesi çeliğin mekanik özelliklerini farklı bir şekilde etkilemektedir. Genellikle dinamik yaşlanma sertleşmesi başlıca çeliğin şekillendirilebilme özelliğini ve çalışma sertleşmesini etkilerken, statik yaşlanma sertleşmesi çeliğin akma dayanımını etkiler. Statik yaşlanma sertleşmesi ile ilgili çalışmaların bir çoğu belli bir deformasyondan sonra yaşlandırılan numunelerde yeni bir akma noktasının tekrar meydana gelmesine dayanmaktadır. Bu olay çeliğin statik yaşlanma sertleşmesine maruz kaldığını gösteren en önemli olaydır (Baird, 1963; Baird, 1971).

1949 yılında Cottrell ve Bilby, karbon ve azot gibi arayer atomlarının dislokasyonların hareketini engellediği ve dislokasyonları bu arayer atmosferinden kurtarmak için daha fazla gerilme uygulanması gerektiğini belirtmişlerdir. Bunun sonucunda oda sıcaklığında yapılan çekme deneyleri neticesinde üst ve alt akma noktaları elde edilmiştir. Bununla beraber Glen(1958), Cottrell ve Bilby'den farklı olarak arayer atomlarından meydana gelen atmosferle dislokasyonların etkileşiminden ziyade çökeleklerle dislokasyonların etkileşimi çeliğin dayanımının artmasında başlıca faktör olduğunu belirtmiştir.

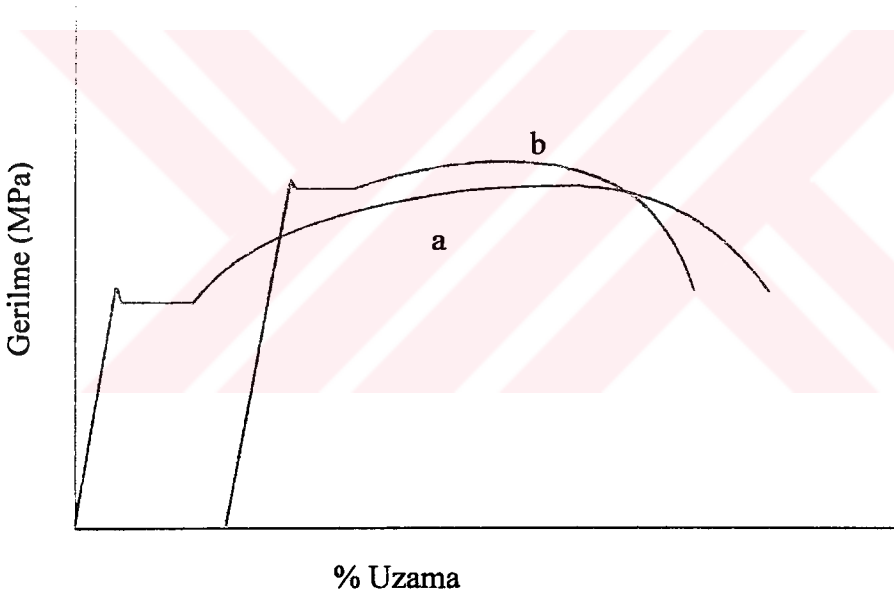
Yukarıdaki açıklamalardan'da anlaşılacağı gibi çeliklerde yaşlanma sertleşmesi olayının meydana gelmesine neden olan en önemli etken C ve N gibi arayer atomlarının katı eriyik içerisinde serbest halde bulunmasıdır. Çelik içerisinde ağırlık olarak % 0.0001'den % 0.001'e kadar karbon yada nitrojen yaşlanma sertleşmesi oluşması için yeterli bir miktar olarak görülmektedir (Rashid, 1975).

3.2 STATİK YAŞLANMA SERTLEŞMESİ

Statik yaşlanma sertleşmesi, plastik deformasyondan sonra meydana gelen yaşlanma olarak tanımlanabilir. Statik yaşlanma sertleşmesinin etkisi, akma gerilmesinde bir artış ve uzamada bir düşüş olarak görülmektedir. Bu etkilere hareket eden dislokasyonlar ve onları kilitleyen karbon ve azot ara yer atomlarının neden olduğu kabul edilmektedir (Baird, 1963).

Şekil 3.1'de statik yaşlanma sertleşmesi olayının temel prensibi görülmektedir. Burada; normalize edilmiş yumuşak çeliğin gerilim-uzama diyagramı şekil 3.1'deki (a) eğrisinde görülmektedir. Eğer numune akma sınırını aşp belirli bir oranda plastik deformasyona maruz kalırsa ve çekme test cihazı durdurulup ardından fazla bekletilmeden çekme testine devam edilirse gerilim-uzama eğrisi farklı bir akma noktası göstermez ve (a) eğrisini takip eder. Ancak; numune belirli bir oranda plastik deformasyona uğradığında test cihazı durdurulur ve numune oda sıcaklığında veya oda sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda (25-400°C) belli bir süre bekletildikten (yaşlanma) sonra çekme işlemine tabi

tutulursa; ilk akma noktasına göre daha yüksek bir akma noktası oluştuğu ve gerilim-uzama eğrisinin (b) eğrisini takip ettiği görülür. Akma noktasındaki bu artış, statik yaşlanma sertleşmesinin en önemli kriteri olarak kabul edilmektedir. Ayrıca statik yaşlanma neticesinde çekme dayanımında bir artış, % uzama değerlerinde ise bir azalma meydana gelebilir, fakat bunlar her zaman olmayabilir. Yaşlanma sertleşmesi olayı çeliklerin sünek/gevrek geçiş sıcaklığını, yüksek sıcaklık dayanımını, elektriksel ve manyetik özelliklerindeki etkilemektedir (Baird, 1971).



şekil 3.1 Statik yaşlanma sertleşmesinin temel prensibi.

Wilson ve Russel (1960) yaptıkları çalışmada; yaşlanma sertleşmesinin ara yer atomlarının bir fonksiyonu olarak ortaya çıktığını göstermişlerdir. Yaşlanma sertleşmesinin etkisini azaltmak için, katı çözeltide ara yer atomlarının oranını % 0,0001'den aşağıya düşürülmesi gerektiğini ve ara yer atomlarının % 0,002 oranında olduğunda yaşlanma olayının maksimuma ulaştığını göstermişlerdir. Ayrıca, S.GÜNDÜZ ve R. KAÇAR (2000), C-Mn-Al-V-N mikroalaşım çeliğinde yaşlanma sertleşmesinin oluştuğunu ve özellikle havada soğutulan numunelerin

herhangi bir ısıtıl işlem görmemiş numunelere göre daha fazla statik yaşlanmaya maruz kaldığını göstermişlerdir. Yapılan tarama elektron mikroskobu (TEM) çalışmalarında, havada soğutulmuş numunelerin esas malzemeden elde edilen numunelere göre daha fazla karbon ve azotu katı eriyik içerisinde bulundurduğunu gözlemlemişlerdir.

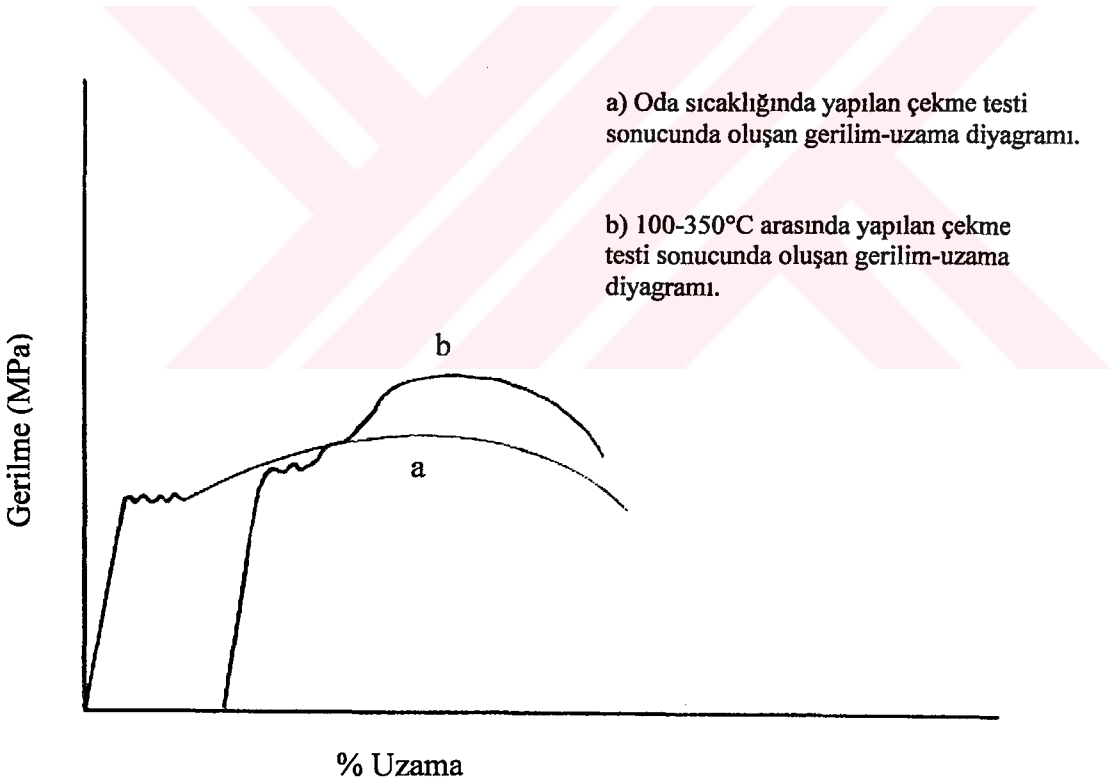
3.3 DİNAMİK YAŞLANMA SERTLEŞTİRMESİ

Dinamik yaşlanma sertleştirilmesi, plastik deformasyon esnasında meydana gelen yaşlanma olarak tanımlanabilir. Dinamik yaşlanmanın düşük karbonlu çeliklerde en çok görüldüğü sıcaklık aralığı 150°C–250°C’dir. Bu sıcaklık aralığında meydana gelen dinamik yaşlanma olayı mavi kırılmalılık etkisi olarak adlandırılmaktadır. Mavi kırılmalılık, C ve N atomlarının yüksek sıcaklıkta dislokasyonların hareketini engellemesinden dolayı oluşmaktadır (Baird ve Jamieson,1963). C ve N atomu içermeyen çeliklerin çekme dayanımları 25-500°C aralığında yapılan sıcak çekme testlerinden sonra düzgün olarak düşerken; C ve N ilavesi, 100–350°C sıcaklık aralığında yapılan testlerde dayanımda artış sağlamaktadır. Azot düşük sıcaklıklarda (25-200°C) karbona göre daha yüksek çözünürlüğe sahip olduğundan dinamik yaşlanma sertleşmesinin oluşmasına neden olur. Fakat 200°C üzerindeki sıcaklıklarda karbon, çözünürlüğünün artmasından dolayı dinamik yaşlanma sertleşmesinin oluşmasında başlıca rol oynar (Baird,1971).

Yüksek sıcaklıklarda yapılan çekme testi sonucunda gerilim-uzama diyagramında görülen testere dişi (zig-zag) akma davranış ve çalışma sertleşmesi oranındaki artış dinamik yaşlanma sertleşmesinin nedeni olarak kabul edilmektedir. Ancak bazı durumlarda, testere dişi (zig-zag) davranış görülmezken yaşlanma sertleşmesi oluşabilir. Mulford ve ark., Li CC ve ark.’ları (1978) tarafından yapılan çalışmalarda, karbonlu çeliklerde testere dişi davranış olmadan da yaşlanmanın oluşabileceği gösterilmiştir. Şekil 3.2’de görüldüğü gibi oda sıcaklığında yapılan çekme testleriyle, yüksek sıcaklıklarda yapılan çekme testleri

kıyaslandığında; akma noktasından itibaren maksimum çekme noktası arasındaki bölgede bir dikleşme olması çalışma sertleşmesinin bir göstergesidir. Bu şekilde artan bir çalışma sertleşmesi oranı dinamik yaşlanma sertleşmesinin bir belirtisidir.

Dinamik yaşlanma sertleşmesi, çekme testi sırasında sıcaklığın etkisiyle hareket eden dislokasyonlar ile ara yer atomlarının etkileşiminden kaynaklanmaktadır. Yaşlanma, sadece dislokasyonların serbest hareketi esnasında değil, aynı zamanda bekleme süresi olarak bilinen ve dislokasyonların geçici olarak kayma düzlemindeki lokal engellerde tutulduğu süre boyunca ortaya çıktığı ileri sürülmüştür(Gündüz, 2002).



Şekil 3.2 Dinamik yaşlanma sertleşmesi neticesinde gerilim-uzama diyagramında meydana gelen değişim.

C, çeliklerde yaşlanma sertleşmesine neden olmaktadır, ancak düşük sıcaklıklarda ferritte çözünürlüğünün düşük olması nedeniyle N ile karşılaştırıldığında 0–200°C sıcaklık aralığında çok daha az yaşlanma sertleşmesi oluşturur. Bunun yanında

çelik, östenit bölgesinden hızlı bir şekilde soğutularak karbon katı çözelitide kalmış ise; düşük sıcaklıklarda dinamik yaşlanma sertleşmesi ortaya çıkabilir. Karbon nedeniyle meydana gelen yaşlanma sertleşmesi, azot tarafından meydana gelen yaşlanma sertleşmesi kadar kolay ortaya çıkmamaktadır. Yaşlanma sıcaklığı değiştikçe bazı istisnalar olabilir, fakat düşük sıcaklıklarda bu durum oldukça geçerlidir.

3.4 KARBON VE AZOT ATOMLARININ ETKİLERİ

3.4.1 Karbon ve Azotun Ferrit ve Östenitte Çözünürlüğü

Çizelge 3.1’de belirtildiği gibi C ve N atomlarının çapları Fe atomuyla kıyaslandığında oldukça küçüktür. Küçük olmalarından dolayı bu atomlar α -Fe ve γ -Fe kristal kafesinde ara yer atomu olarak yer bulurlar. Fakat mangan, nikel, krom gibi metalik alaşım elementleri daha büyük atom çapına sahip olduklarından kristal kafes içerisinde yer alan atomu olarak bulunurlar. Küçük atom çapına sahip olan C ve N atomları kristal kafes içerisindeki oktahedral boşluklara oturmaktadır (Arnold, 1995).

Çizelge 3.1 Demirde metalik olmayan elementlerin atomik boyutları (Arnold, 1995).

Element:	Atomik yarıçap , r (Å)	r / r _{Fe}
α -Fe	1.28	1.00
B	0.94	0.73
C	0.77	0.60
N	0.72	0.57
O	0.60	0.47
H	0.46	0.36

Çizelge 3.2 hacim merkezli kübik (HMK) ve yüzey merkezli kübik (YMK) kristal kafeslerinde bulunan oktahedral ve tetrahedral boşlukların çaplarını

göstermektedir. Çizelge 3.1 ve 3. 2'den görüldüğü gibi C ve N atomlarının çapları kristal kafesteki ara yer boşluklarının çaplarından büyüktür. Bu durumda C ve N atomları ara yer boşluklarına oturduklarında kristal kafesi distorsoyona uğratacağı aşikar olarak belli olmaktadır.

Çizelge 3.2 HMK ve YMK yapılarında uygun boşluk alanlarının büyüklüğü (Arnold, 1995).

Kristal Kafes Yapısı		Yarıçap (r) (Å)	Demir yarıçapı (Å)
HMK	tetrahedral	0.29	0.37
	oktahedral	0.15	0.19
YMK	tetrahedral	0.23	0.28
	oktahedral	0.41	0.51

r = demirin atomik yarıçapı (Å)

Ayrıca C ve N atomlarının ferrite nazaran östenit içerisinde daha yüksek çözünebilirliğe sahip olduğu Çizelge 3.3'ten anlaşılmaktadır. Buna neden olarak östenit fazındaki ara yer boşluklarının, ferrit fazındaki boşluklardan daha büyük olması gösterilebilir. Ferrit bölgesinde ise C ve N atomlarının çözünürlüğü düşmektedir. Örneğin C atomunun ferrit bölgesinde maksimum çözünürlüğü %0,1 iken N atomunununki ise %0,4'tür. Ara yer atomlarının östenit ve ferrit fazlarında sahip olduğu farklı çözünürlük, çeliklerin ısıt işlemlerle mekanik özelliklerinin değişmesine ve yaşlanma sertleşmesinin oluşmasına neden olur.

Çizelge 3.3 γ ve α demirinde karbon ve azotun çözünürlüğü (Arnold, 1995).

		SICAKLIK: (°C)	ÇÖZÜNÜRLÜK	
			wt %	at %
C	γ	1150	2,04	8,8
		723	0,80	3,6
	α	723	0,02	0,095
		20	<0,00005	<0,00012
N	γ	650	2,8	10,3
		590	2,35	8,75
	α	590	0,10	0,40
		20	<0,0001	<0,0004

3.4.2 Karbon ve Azot Atomlarının Ferrit ve Östenit İçerisinde Difüzyonu

α içerisinde C ve N atomlarının difüzyonu, iç sürtünme tekniği kullanılarak aşağıda verilen formüllerle hesaplanmaktadır. Burada; D_c ve D_N karbon ve azotun yayınma katsayısı, Q aktivasyon enerjisi, T sıcaklık ve R ise gaz sabitidir.

$$D_c = 6,2 \times 10^{-3} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1} \quad (Q = 80 \text{ kJ mol}^{-1})$$

$$D_N = 3,0 \times 10^{-3} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1} \quad (Q = 76 \text{ kJ mol}^{-1})$$

Çizelge 3.4 ve 3.5 bazı elementlerin ferrit ve östenit içerisinde difüzyonunu göstermektedir. Çizelge 3.4'te görüldüğü gibi, ferrit içerisinde C ve N atomlarının difüzyonu yer alan atomlarının difüzyonundan daha fazladır. Ara yer atomlarının difüzyonunun fazla olması demirin karbürleme ve nitrürleme işlemleriyle yüzeyinin sertleşmesine olanak sağlar. Bu durum demir için bir avantaj olarak düşünülebilir. Fakat çelik içerisinde bulunan C ve N gibi ara yer atomları yaşlanma sertleşmesinin oluşumunu kolaylaştırarak çeliğin şekillendirilebilme özelliğini düşürür ve beklenmedik çatlamalara ve kırılmalara neden olabilir. Bu

açından değerlendirildiğinde katı eriyik içerisinde serbest halde bulunan ara yer atomları yaşlanma sertleşmesi meydana getirdiklerinden çelik için zararlıdır.

Çizelge 3.4 Bazı elementlerinin ferrit içerisinde difüzyonu (Arnold, 1995).

Çözen:	Çözünen:	Aktivasyon Enerjisi: (kj mol ⁻¹)	Frekans Faktörü: (Cm ² s ⁻¹)	Yayınım Katsayısı: (Cm ² s ⁻¹)	Sıcaklık Aralığı: (°C)
α	C	80	6.2 x 10 ⁻³	1.8 x 10 ⁻⁶	
	N	76	3.0 x 10 ⁻³	1.3 x 10 ⁻⁶	
	Fe	240	0.5		700-750
	Co	226	0.2	2.1 x 10 ⁻¹¹	700-790
	Cr	343	3.0 x 10 ⁴		
	Ni	358	9.7	3.7 x 10 ⁻¹¹	700-900
	P	230	2.9	2.0 x 10 ⁻¹⁰	860-900
	W	293	3.8 x 10 ²		

Çizelge 3.5 Bazı elementlerinin östenit içerisinde difüzyonu (Arnold, 1995).

Çözen:	Çözünen:	Aktivasyon Enerjisi: (kj mol ⁻¹)	Frekans Faktörü: (Cm ² s ⁻¹)	Yayınım Katsayısı: (Cm ² s ⁻¹)	Sıcaklık Aralığı: (°C)
γ	C	135	0.15	1.5 x 10 ⁷	900-1050
	Fe	269	0.18	2.2 x 10 ⁻¹³	1060-1390
	Co	364	3.0 x 10 ²	24.0 x 10 ⁻¹² (1050°C'de)	1050-1250
	Cr	405	1.8 x 10 ⁴	58.0 x 10 ⁻¹² (1050°C'de)	1050-1250
	Cu	253	3.0	15.0 x 10 ⁻¹¹	800-1200
	Ni	280	0.77	7.7 x 10 ⁻¹³	930-1050
	P	293	28.3	3.6 x 10 ⁻¹²	1280-1350
	S	202	1.35	1.5 x 10 ⁻⁹	1200-1350
	W	376	1.0 x 10 ³	12.0 x 10 ⁻¹² (1050°C'de)	1050-1250

Ayrıca oda sıcaklığında azotun difüzyonu $1 \times 10^{-16} \text{ cm}^2 / \text{sn}$ iken karbonun difüzyonu $3 \times 10^{-17} \text{ cm}^2 / \text{sn}$ 'dir (Leslie, 1983). Bu durum oda sıcaklığında azotun difüzyonunun karbona nazaran daha fazla olduğunu göstermektedir. Bu nedenle çeliklerde oda sıcaklığında meydana gelen yaşlanma sertleşmesi daha yüksek difüzyon hızına sahip olan azot atomunun dislokasyonların hareketini engellemesiyle oluşmaktadır.

3.4.3 Anelastik Davranış ve İç Sürtünme Deneyi

Şekil değiştirmenin zamana bağlı olarak ve gerilmenin gerisinde kalarak oluşması anelastik davranış olarak tanımlanmaktadır. Bu durum Şekil 3.3'te açıkça görülmektedir. Elastik sınırlar içerisinde orantılı olarak belli miktarlarda uygulanan gerilmeler karşısında test parçası elastik şekil değişimine uğrar (ϵ_e). Bu noktadan sonra şekil değişimi kademeli olarak sabit bir değere kadar yükselir ($\epsilon_e + \epsilon_{an}$). Uygulana gerilim kaldırıldığında parça tekrar eski konumuna döner, fakat küçük bir miktar şekil değişimi kalır ve zamanla ortadan kalkar. Anelastik şekil değişimi aşağıdaki formülle ifade edilmektedir (Smallman, 1970).

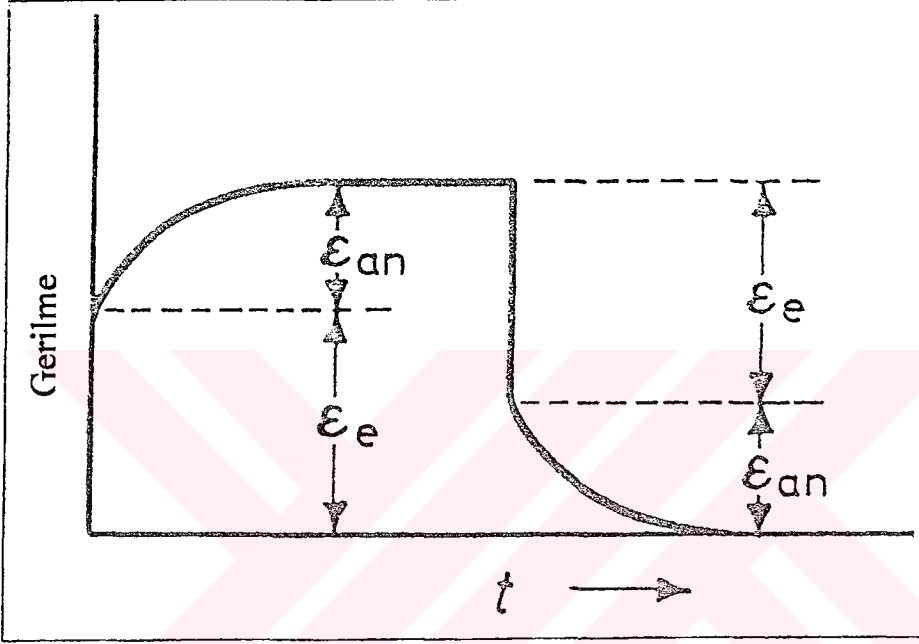
$$\epsilon = \epsilon_{an} \exp(-t / \tau)$$

Burada; τ gevşeme zamanıdır.

Dalgalı yük altındaki malzemelerde anelastik etki titreşmenin miktarında bir düşmeye neden olur ve iç sürtünmeden dolayı bir enerji açığa çıkarak yok olur. İç sürtünme genelde burulma sarkacı tarafından ölçülür. Burada küçük bir ağırlık hassas sıcaklık ayarı yapabilen bir fırın içinde bulunan tel halindeki ince bir test parçasının ucuna asılır. Ağırlık ve test parçası elastik limit içerisinde burulur ve ardından serbest bırakılırlar. Burkulma işleminden sonra parçanın hareketi zamanla düşer ve kaydedilir. Şekil değişiminin gerilimi gerisinden takip etmesiyle meydana gelen açı δ olarak adlandırılır ve $\tan \delta$ iç sürtünmenin ölçümüdür. Burulmadan sonra parçanın hareketi düşerken bir sinüs eğrisi meydana gelir ve bu

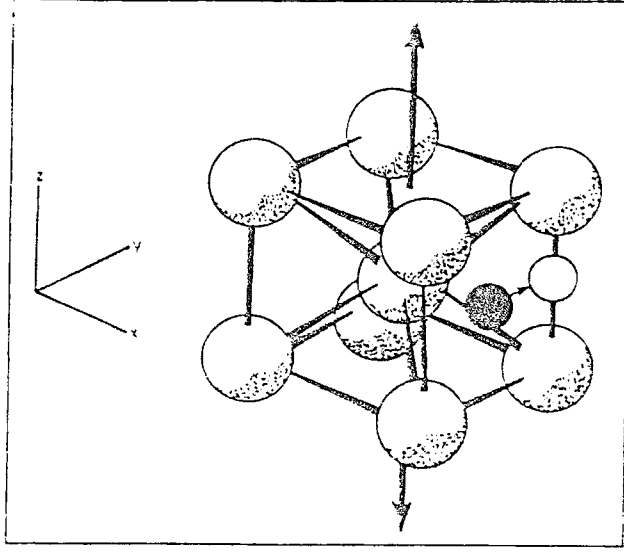
sinüs eğrisinin büyüklük oranı logaritmik düşme olarak adlandırılır. $\tan \delta$ küçük olduğunda aşağıdaki formül geçerlidir.

$$\tan \delta = \frac{\log \text{ düşme}}{\Pi} = Q^{-1}$$



Şekil 3.3 Elastik ve anelastik şekil değişimi arasındaki ilişki (Smallman, 1970).

Karbon ve azot atomunun oluşturduğu oktahedral boşluklar Şekil 3.4'te görüldüğü gibi birim kafesin köşelerinin ve yüzeyinin merkezlerindedir. Şekilden de görüldüğü gibi herhangi bir gerilme $\langle 100 \rangle$ doğrultusunda uygulandığında, oktahedral boşluklar z doğrultusu boyunca uzarken x ve y doğrultularında büzüldüğü görülür. z doğrultusu boyunca uzayan oktahedral boşluklar ara yer atomları için uygun bir yer teşkil eder ve sıcaklıkta uygun ise ara yer atomları bu boşluklara hareket eder. Hareket eden atom sayısı arttıkça Q^{-1} değeri de artar. Uygulanan gerilimin süresi hareket zamanına eşit olduğunda maksimum iç sürtünme meydana gelir. Q^{-1} oda sıcaklığında maksimum 1 sn'lik sarkaç süresine eşittir. Oda sıcaklığının altında ise sıcaklığın düşük olmasından dolayı sarkaçın titreşimine rağmen atomlar hareket edemez ve yüksek sıcaklıklara nazaran daha az hareketlidirler (Smallman, 1970).



Şekil 3.4 Uygulanan gerilme karşısında karbon atomlarının uygun oktahedral boşluklara hareketi (Smallman, 1970).

3.4.4 Karbon ve Azot Atomlarının Yaşlanma Sertleşmesindeki Rolü

Azot atomundan dolayı meydana gelen yaşlanma sertleşmesi katı eriyik içerisinde bulunan serbest azot miktarıyla direkt olarak ilgilidir. Azotun meydana getirdiği yaşlanma sertleşmesi düşük yaşlanma sıcaklıklarında (200°C ve altı) meydana gelirken, karbonun meydana getirdiği yaşlanma sertleşmesi 200°C 'nin üzerindeki sıcaklıklarda gerçekleşir. Bu farklılık bölüm 3.4.1'de açıklandığı gibi C ve N atomlarının ferrit fazı içerisinde farklı çözünürlüklere sahip olmasından kaynaklanmaktadır (Leslie, 1965; Baird, 1971).

Baird ve Jamieson (1963), yapmış oldukları çalışmada mavi kırılmanın katı eriyik içerisinde serbest halde bulunan C ve N atomlarından dolayı meydana geldiğini göstermişlerdir. Yapmış oldukları çalışmada kullanılan çekme numunelerinin bir bölümünün C ve N atomları tavlama işlemi neticesinde çelik içerisinden alınırken, diğer bölümü karbürleme ve nitrürleme işlemine tabi tutulmuştur. Yapılan çekme deneyleri neticesinde, karbon ve azot atomu içermeyen numunelerin çekme dayanımları artan test sıcaklığı ile birlikte ($20-500^{\circ}\text{C}$) düzenli bir düşüş göstermiştir. Fakat C ve N atomlarınca zenginleştirilen

numunelerin çekme dayanımı 100-350°C sıcaklık aralığında artmıştır. Ancak, mavi kırılmalılığın 500°C' nin üzerine kadar yüksek deformasyon hızlarında olabileceği, 300-500°C sıcaklık aralığında karbon ve azot atomlarının dislokasyonların hareketini engellediği bilinmektedir (Manjoine,1944; Baird'ten,1963). Böylece dislokasyonların kilitlenmesi dayanım artışına neden olmakta ve çelik yaşlanma sertleşmesine maruz kalmaktadır.

3.5 DİĞER ALAŞIM ELEMENTLERİNİN YAŞLANMA SERTLEŞMESİNE ETKİLERİ

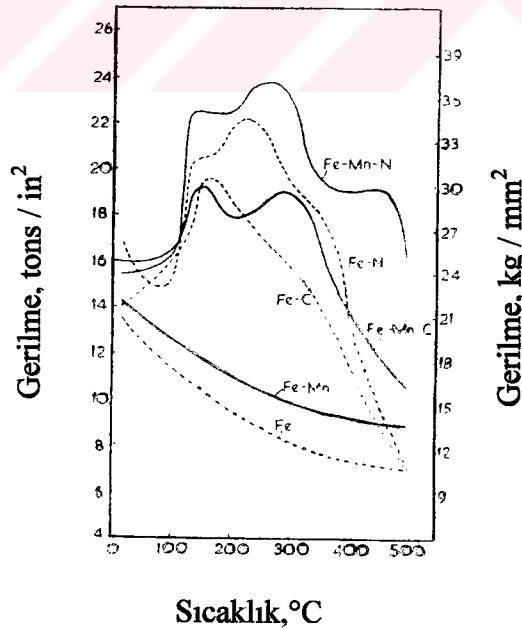
Bir önceki bölümde yapılan açıklamalardanda anlaşılacağı gibi C ve N atomları yaşlanma sertleşmesini direk olarak etkileyen en önemli elementlerdir. Bunlardan başka yaşlanma sertleşmesini etkileyen ve 3 sınıf altında toplanabilen elementler vardır. Bunların içerisinde 1. sınıf elementler; nitrür oluşturabilen alüminyum ve bordur. Bu elementler azotu katı eriyik içerisinde alarak AlN veya BN oluşturur ve düşük sıcaklıklarda N atomundan dolayı meydana gelecek yaşlanma sertleşmesini minimum düzeye düşürürler. Her ne kadar N katı eriyik içerisinde Al veya B tarafından alınsada yüksek sıcaklıklarda yaşlanma sertleşmesi çelik içerisinde oluşabilir (Herman et al., 1987). 2. sınıf elementler; hem karbür hem de nitrür oluşturan elementlerdir. Bu elementler, vanadyum, niobyum ve titanyumdur. Bu elementler katı eriyik içerisinde serbest halde bulunan C ve N atomlarını karbonitrür olarak dışarı alır. Bunun sonucunda ferrit bölgesinde hem düşük hem de yüksek sıcaklıklarda oluşabilecek yaşlanma sertleşmesini ortadan kaldırırlar (Baird, 1971). 3. sınıf elementler ise; bakır, nikel, manganez ve fosfor gibi elementlerdir. Bunlar karbür ve nitrür yapıcı elementler değildir.

3.6 YERALAN ALAŞIM ELEMENTLERİNİN YAŞLANMA SERTLEŞMESİNE ETKİLERİ

Bakır, nikel, manganez ve fosfor gibi yer alan alaşım elementleri bölüm 3.5'te açıklanan 1. ve 2. sınıf elementlerden farklı olup bir önceki bölümde belirtildiği gibi 3. sınıf elementler olarak adlandırılmaktadır. Bu elementlerin hiç biri kuvvetli

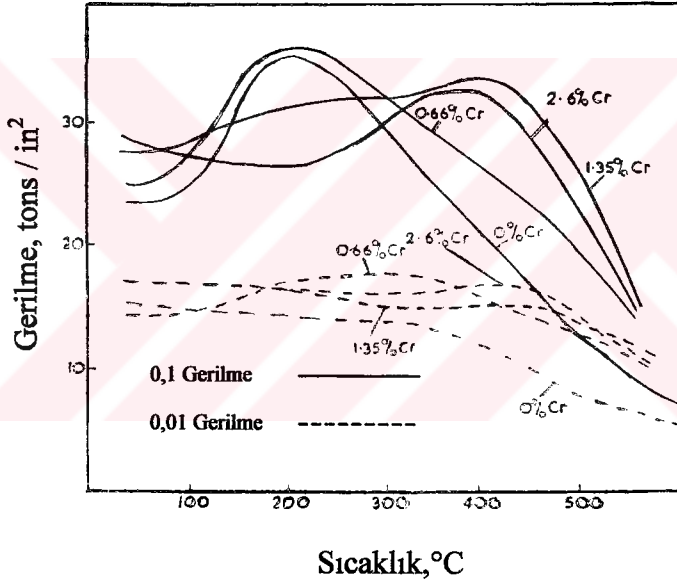
karbür ve nitrür yapıcı elementler değildirler. Yalnızca manganez zayıf nitrür (MnN) yapıcı elementtir ve düşük sıcaklıklarda yaşlanma sertleşmesinin oluşmasını çok az bir miktar engelleyebilir (Herman et al., 1987).

Katı eriyik içerisinde bulunan yer alan alaşım elementlerinin statik yaşlanma sertleşmesine etkileri çok belirgin olmamakla birlikte yaşlanmanın şiddetini düşürdüğü bilinmektedir. Fakat bunun yanında yer alan alaşım elementlerinden mangan, krom, molibden, tungsten ve bakır mavi kırılmalık bölgesinin üstündeki sıcaklıklarda yapılan çekme testi esnasında çeliğin yaşlanma sertleşmesini artırır (Glen, 1953). Glen bu dayanım artışı, dislokasyonların üzerinde oluşan uyumlu karbür veya nitrürlerin oluşmasına bağlamıştır. Bu karbonitrürler düşük sıcaklıklarda dislokasyonların hareketini engelleyerek statik kilitlenmeyi yüksek sıcaklıklara çıkarmıştır. Ayrıca Glen yapmış olduğu çalışmada yer alan alaşım elementlerinin çeliğin yüksek sıcaklıklarda bile keskin akma noktası göstermesine neden olduğunu belirtmiştir.



Şekil 3.5 Karbon, azot ve manganın akma dayanımına etkisi (Baird, 1963).

Ayrıca Baird ve Jamieson (1963) manganez miktarının çeliklerin yüksek sıcaklık çekme özelliklerine etkisini detaylı olarak araştırmışlardır. Yapılan çalışmada % 1 Mn ilave edilen ve karbon veya azot atomundan yoksun olan numunelerin akma dayanımında 20-500°C sıcaklık aralığında yapılan çekme testi neticesinde herhangi bir değişim görülmemiştir. Fakat çalışma sertleşmesi oranı sıcaklıkla birlikte artmıştır. Şekil 3.5 karbon, azot ve manganın, demirin %10 plastik deformasyondaki dayanımına etkisi görülmektedir. Şekilden de görüldüğü gibi C ve Mn' ın bir arada bulunması 300°C sıcaklıkta bir dayanım artışına sebep olurken N ve Mn'nin bir arada bulunması 450°C'de bir dayanım artışına neden olmuştur.



Şekil 3.6 Düşük manganlı, düşük karbonlu çeliğin yüksek sıcaklık çekme özelliklerine kromun etkisi (Baird, 1963).

Şekil 3.6'da ise krom oranının düşük karbonlu çeliğin yüksek sıcaklık çekme özelliklerine etkisi görülmektedir. Şekilden de görüldüğü gibi, hiç Cr içermeyen veya çok az miktarda Cr içeren bir numunede yaklaşık 200°C sıcaklıkta bir dayanım artışı görülürken, Cr oranı % 1,35'e yükseldiğinde yaşlanma sertleşmesinin daha fazla olduğu görülmektedir. Cr oranının %2,6 çıktığı durumda ise %1,35'lik orana göre 200°C sıcaklıkta bir düşüş görülürken 400°C sıcaklıkta yeni bir artış görülmektedir. Jones ve Combs (1953) içerisinde % 0,44

krom içeren çeliklerin yaşlanma sertleşme özelliklerini araştırmışlardır. Çalışmada kullanılacak olan çelik malzemeler sıcak ve soğuk haddelemeden sonra 680°C’de 20 saat tavlansmıştır. Yapılan çalışma neticesinde Cr miktarının artması yaşlanma sertleşmesinin hızını 100°C’de düşürmüştür ve % 0,44 Cr içeren numunelerin çekme dayanımında herhangi bir değişim gözlenmemiştir. Çalışmada elde edilen bu sonuçlar katı eriyik içerisinde bulunan N atomunun Cr tarafından kısmen CrN olarak alındığını veya Cr’un N atomunun dislokasyonlara hareket etmesini engellediğini göstermektedir.

3.7 MİKROALAŞIM ÇELİKLERİNDE YAŞLANMA SERTLEŞMESİ OLAYI

Karbon çeliklerinde yaşlanma sertleşmesi olayının tamamen ortadan kaldırılması oldukça zordur, çünkü katı eriyik içerisinde çok az miktarlarda N ve/veya C atomunun bulunması yaşlanma sertleşmesinin oluşmasına neden olmaktadır. Fakat N ve C atomunu katı eriyik içerisinde karbonitrür olarak dışarıya alan mikroalaşım elementlerinin çeliğe katılması yaşlanma sertleşmesinin derecesini minimum düzeylere düşürmektedir (Marshall et al., 1990).

Yıllar önce çeliğin içerisine alüminyum, titanyum ve bor katılmasıyla düşük yaşlanma sertleşmesine maruz kalan çelikler üretilmiştir. Karbür ve nitrür yapıcı elementlerin miktarı karbür ve nitrür oluşturmak için gerekli olan stokiometrik orandan fazla olmalıdır. Fakat çelik içerisindeki karbon ve azotun miktarı az ise mikroalaşım elementlerinin miktarıda az olabilir. Verilen bilgilerden de anlaşılacağı gibi mikroalaşım elementleri karbon ve azot atomlarına yakınlık göstermektedir. Bu yakınlığın artması yani karbonitrürlerin oluşması çelik içerisindeki yaşlanma sertleşmesinin şiddetini düşürmektedir (Baird, 1963).

BÖLÜM 4

DENEYSEL METOT

4.1 GİRİŞ

Bu bölümde, dövme amaçlı üretilen mikroalaşımli (DMA) çeliklerin yaşlanma özelliklerini araştırmak için kullanılan deneysel metot ve malzemeler tanıtılmıştır. Bölüm 4.2 deneysel çalışmada kullanılan çelik malzemelerin kimyasal kompozisyonunu ve çekme deney numunesinin hazırlanış şartlarını anlatmaktadır. Çekme deneyinin nasıl yapıldığı ve sıcak çekme deneyi yapılırken kullanılan cihaz bölüm 4.3'te tanıtılmaktadır. Ayrıca optik mikroskop ve tarama elektron mikroskop incelemeleri bölüm 4.4'te açıklanmaktadır. Çeliklerin kimyasal kompozisyonlarına bakıldığında vanadyum ve alüminyum mikroalaşım elementlerinin miktarları farklılık gösterirken, diğer alaşım elementlerinin miktarlarının birbirine çok yakın olduğu görülmektedir. Bu çalışmada çelik numunelerin yaşlanma özellikleri, özellikle değişen vanadyum miktarının yaşlanmayı nasıl etkilediği araştırılmıştır. Çekme deneyleri ve tarama elektron mikroskopu çalışmaları Tübitak Marmara Araştırma Merkezinde yapılırken, optik mikroskop incelemeleri Karabük Teknik Eğitim Fakültesi Malzeme Laboratuvarlarında gerçekleştirilmiştir.

4.2 DENEYSEL ÇALIŞMALARDA KULLANILAN ÇELİKLER

Deneysel çalışmalarda kullanılan çelik numuneler, Bursa Çemtaş Çelik fabrikasında dövme amaçlı olarak üretilen ve içerisinde farklı miktarlarda vanadyum içeren orta karbonlu mikroalaşımli çeliklerdir. Bu çalışmada kullanılan çeliklerin kimyasal kompozisyonu Çizelge 4.1'de verilmiştir. Çelik malzemeler 1180°C sıcaklıkta sıcak haddeleme işleminden sonra oda sıcaklığına kontrollü olarak 27°C/dak. soğuma hızında soğutulmuştur.

Çizelge 4.1 Mikroalaşımlı çeliklerin kimyasal kompozisyonları (%Ağırlık).

	C	Si	Mn	P	S	V	Al
Çelik 1	0.39	0.53	1.27	0.016	0.022	-	0.016
Çelik 2	0.38	0.52	1.28	0.016	0.027	0.08	0.007
Çelik 3	0.38	0.51	1.30	0.017	0.021	0.12	0.022
Çelik 4	0.38	0.52	1.28	0.014	0.025	0.14	0.033

4.3 OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ

Mikro yapı incelemeleri, X50-X1000 büyütme kapasitesine sahip Epiphot 200 Nikon marka optik mikroskop kullanılarak yapılmıştır. Her numunenin değişik bölgelerinden farklı büyüklüklerde görüntüler alınarak bu görüntülerin bütün mikro yapıyı temsil edebilir nitelikte olmasına dikkat edilmiştir. Ayrıca çelik numunelerin tane ebadı, ferrit ve perlit fazlarının % oranları uygun büyütmede Nikon marka optik mikroskop kullanılarak ölçülmüştür.

4.3.1 Metalografik İncelemelerde Kullanılacak Numunelerin Hazırlanması

Bu çalışmada çeliklerin mikro yapısını incelemek ve tane ebatlarını ölçmek amacıyla optik mikroskop kullanılmıştır. Çizelge 4.1’de kimyasal kompozisyonları verilen dört ayrı dövme amaçlı üretilen orta karbonlu mikroalaşımlı çeliklerden 20x10x10 mm ölçülerinde numuneler kesilmiştir. Kesilen numunelerin yüzeyleri frezede işlenerek düzeltilmiştir. Daha sonra bu parçalar bakalite gömülerek sırasıyla 200, 400, 600, 800, 1000, 1200 meshlik su zımparasıyla yüzeydeki pürüzler yok edilinceye kadar zımparalanmıştır. Bu yüzeyler sırayla 3 µm ve 1 µm elmas pasta ile parlatılarak dağlamaya hazır hale getirilmiştir.

4.3.2 Dağlayıcıların Hazırlanması ve Dağlama İşleminin Yapılması

Metalografik incelemeler için parlatılan ve dağlamaya hazır hale getirilen numuneler için etanol içerisine %2 nitrik asit karıştırılarak elde edilen Nital solisyonu hazırlanmıştır. Dağlama işlemi numunelerin nital solisyonu içerisine daldırılarak 15-20 sn bekletilmesiyle gerçekleştirilmiştir. Dağlama işlemi tamamlandıktan sonra dağlanan yüzeyler methanol ile temizlenip kurutulduktan sonra optik mikroskopta incelemeye hazır hale getirilmiştir.

4.3.3 Ferrit ve Perlit Oranlarının Nokta Sayım Metodu Kullanılarak Ölçülmesi

Çeliklerin ferrit ve perlit oranları Gladman ve Woodhead'ın (1960) tanımlamış olduğu metalografik nokta sayım metodu kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Ferrit ve perlit oranlarını hesaplarken Swift marka nokta sayım cihazı kullanılmıştır. Bu cihaz ferrit veya perlit fazına karşılık gelen nokta sayısını ve toplam nokta sayısını kayıt edebilme kapasitesine sahiptir. Ferrit veya perlitin hacimsel oranını belirlerken 500 adet nokta sayılmıştır ve aşağıda belirtilen formül kullanılmıştır.

$$f = \frac{n}{N}$$

Burada; f = ferrit yada perlit fazının hacimsel oranı
 n = ferrit yada perlit fazına karşılık gelen nokta sayısı
 N = Sayılan toplam nokta sayısı

Nokta sayım metodunun standart sapması Gladman ve Woodhead'in (1960) geliştirmiş olduğu aşağıda belirtilen formül kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

$$\sigma_n = \sqrt{\frac{f(1-f)}{N}}$$

Burada; σ_n = Standart sapma

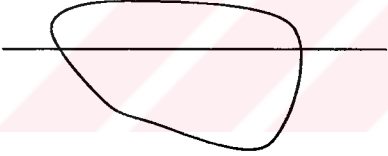
f = Ferrit yada perlit fazının hacimsel oranı

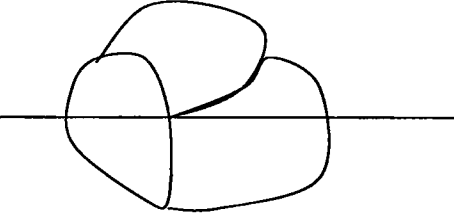
N = Sayılan toplam nokta sayısıdır.

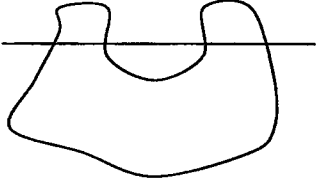
4.3.4 Ferrit Tane Büyüklüğünün Ortalama Doğrusal Kesme Metodu Kullanılarak Belirlenmesi

Tane büyüklüğü, ölçüm çizgisinin haddelenme yönüne 45° açı oluşturacak şekilde belirlenmesini içeren ortalama doğrusal kesme metodu kullanılarak ölçülmüştür. Her bir ölçüm için 500 adet tane sınırı sayılmıştır ve sayım işlemi yapılırken aşağıda belirtilen önemli noktalar göz önünde bulundurulmuştur (British Standards Institutions, 1990);

- 

1. Eğer ölçüm çizgisi tane sınırını teğet kesiyorsa; 0,5 sayılır.
- 

2. Eğer ölçüm çizgisi tane sınırını tam olarak kesiyorsa; 1 sayılır.
- 

3. Eğer ölçüm çizgisi 3 taneyi birleşim yerinden kesiyorsa; 1,5 sayılır.
- 

4. Eğer ölçüm çizgisi aynı taneyi farklı yerlerinden 4 defa kesiyorsa; 2 sayılır.

Ölçüm yapılan her çelik numune için tane sınırları sayıldıktan sonra ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu kayıt edilmiştir. Ferrit fazının tane büyüklüğünün hesaplanması aşağıdaki formül kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

$$i\alpha = \frac{L (1 - fp)}{n \alpha}$$

Burada ;

$i\alpha$ = Ferrit tane büyüklüğü (μm)

L = Ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu

fp = % perlit miktarı

$n\alpha$ = ölçüm çizgisi tarafından kesilen ferrit tanelerinin toplam sayısı

Ortalama doğrusal kesme metodunun standart sapması Blank ve Gladman (1970) tarafından geliştirilen formül ile hesaplanmaktadır. Bu formülde tek kesme değerinin standart sapması (σ_i / i) 0,7 gibi sabit bir değer olduğu kabul edilmiş olup aşağıdaki formülle ifade edilmektedir.

$$(\sigma_i / i) / n_i^{1/2} = 0,7 / n_i^{1/2}$$

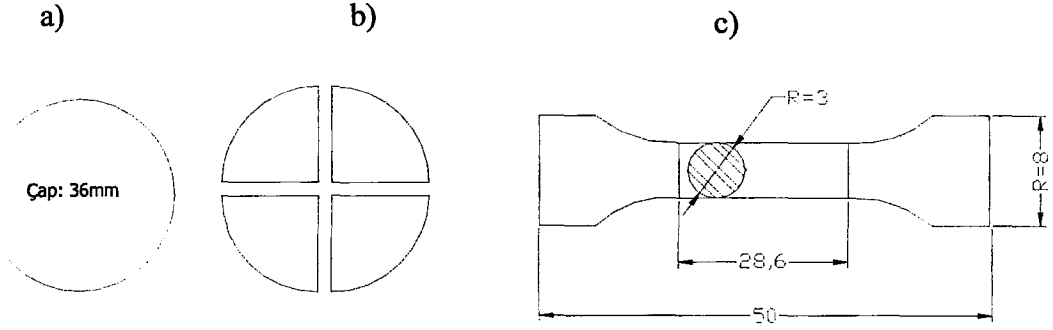
Burada; σ_i = Standart sapma

n_i = ölçülen tane sınırı sayısı

4.4 SICAK ÇEKME DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI

Çelikler Çizelge 4.1’de belirtilen kimyasal oranlarda, 36 mm çapında ve 600 mm uzunluğunda Bursa Çemtaş Çelik Fabrikasından temin edilmiştir. Bu numuneler Şekil 4.1.a ve b’de görüldüğü gibi 50 mm boyunda kesilerek planya tezgahında dörde dilimlenmiştir. Bu sayede çeliklerin üretimi esnasında katılaşmadan dolayı merkezinde oluşabilecek çekme boşluklarının olumsuz etkileri engellenmiştir. Daha sonra bu her dilim ayrı ayrı torna tezgahında 8 mm çapında yuvarlak çubuk haline getirilmiştir ve Şekil 4.1.c’ de görüldüğü gibi T.S.E.(138) normlarına

uygun olarak sıcak çekme deney numuneleri hazırlanmıştır. Her çelikten 28,6 mm çekme uzunluğunda ve 3mm çapında 5 farklı sıcaklık için 10 adet olmak üzere toplam 40 adet çekme deney numunesi hazırlanmıştır.



Şekil 4.1 Deney numunelerinin hazırlanmasındaki safhalar.

4.5 ÇEKME DENEYLERİNİN YAPILMASI

Sıcak çekme deneyleri Instron 1115 Universal marka test cihazı kullanılarak 25°C, 100°C, 200°C, 300°C ve 400°C sıcaklıklarında ve 2mm/dak. çekme hızında gerçekleştirilmiştir. Yukarıda belirtilen 5 farklı sıcaklığın her biri için ikişer adet numune kullanılarak çekme deneyi yapılmıştır. Numuneler test sıcaklığına bir tüp fırın içerisinde getirilerek bu sıcaklıkta 20 dakika bekletilmiştir. Her test sonrasında kuvvet-uzama diyagramları elde edilerek, bu diyagramlardan farklı sıcaklıklarda çekme testine tabi tutulan her numune için akma dayanımı (%0,2), çekme dayanımı, %3 plastik deformasyon noktasındaki dayanım ve % uzama değerleri hesaplanmıştır.

4.6 TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) İLE KIRIK YÜZEY İNCELEMELERİ

Çekme numunelerin kırık yüzeylerinin incelenmesi JEOL-100C marka Tarama Elektron Mikroskobu kullanılarak gerçekleştirilmiştir. 25, 100, 200, 300 ve 400°C' de çekme deneyi sonucunda kopan numunelerin kırık yüzey görüntüleri alınarak dinamik yaşlanma sertleşmesi olayının çeliklerin kırılma davranışlarını nasıl etkilediği yapılan incelemede görülmeye çalışılmıştır.

BÖLÜM 5

BULGULAR

5.1 GİRİŞ

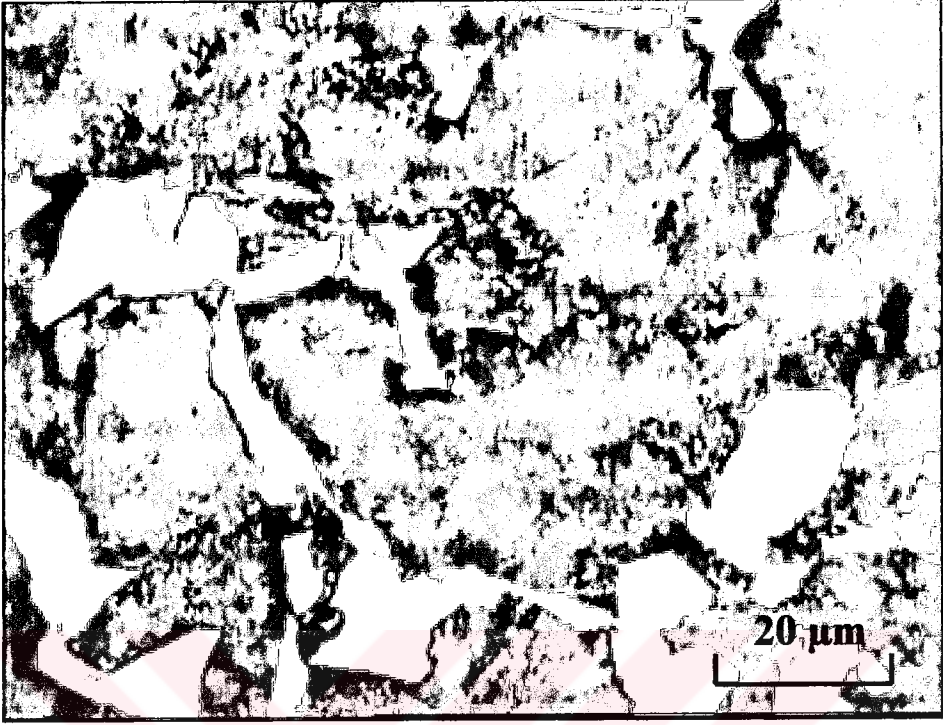
Bu bölümde, farklı vanadyum miktarlarına sahip 4 adet dövme amaçlı üretilen orta karbonlu mikroyaşımlı çeliklerinin mikro yapı resimleri ve çekme deneyi sonuçları belirtilmiştir. Bölüm 5.2, mikroyaşımlı çeliklerinin tane ebatlarını, ferrit ve perlit oranlarını ve ayrıca çeliklerin mikro yapı resimlerini göstermektedir. Bölüm 5.3 sıcak çekme deneyi sonucunda elde edilen gerilim-uzama diyagramlarını göstermektedir. Ayrıca, farklı sıcaklıklarda çekme deneyi uygulanan numunelerin kırık yüzey resimleri bölüm 5.4'te sunulmuştur.

5.2 OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ

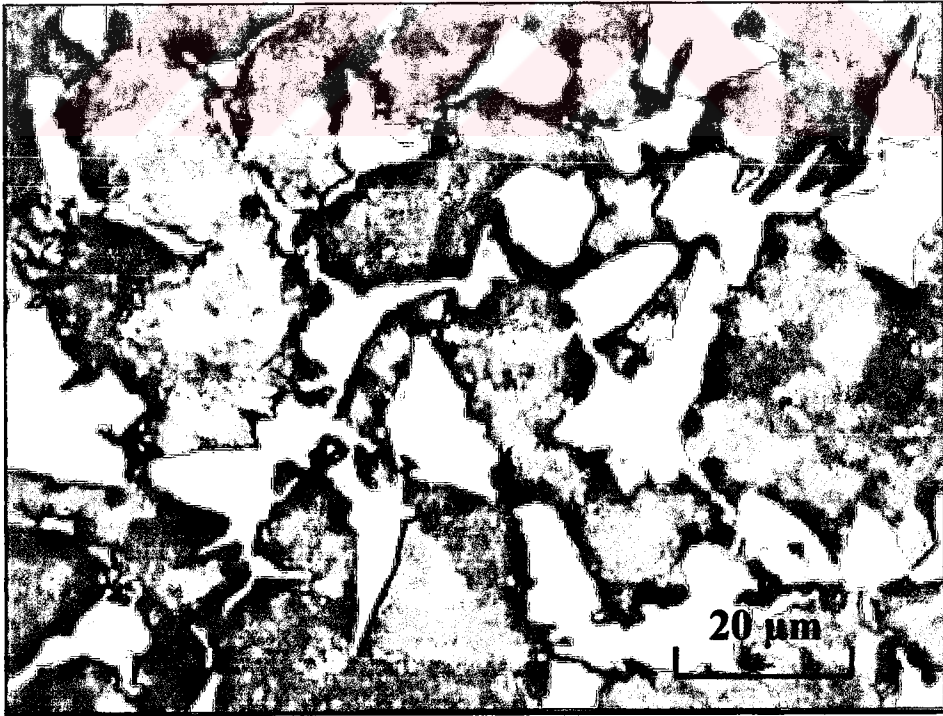
Yapılan mikro yapı incelemelerinde DMA çeliklerinin ferrit ve perlit yapısında , eşeksenli tanelere sahip olduğu görülmüştür. Şekil 5.1-5.4 sırasıyla; çelik-1, çelik-2, çelik-3, çelik-4'ün mikro yapı resimlerini göstermektedir. Çizelge 5.1 DMA çeliklerin ortalama doğrusal kesme tane ebatlarını, yüzde ferrit ve perlit miktarını göstermektedir. Çizelge 5.1'de görüldüğü gibi vanadyum ve alüminyum miktarının artması küçük taneli yapının oluşmasına neden olmuştur.

Çizelge 5.1 Ortalama doğrusal kesme tane ebatları , % Ferrit ve Perlit miktarları.

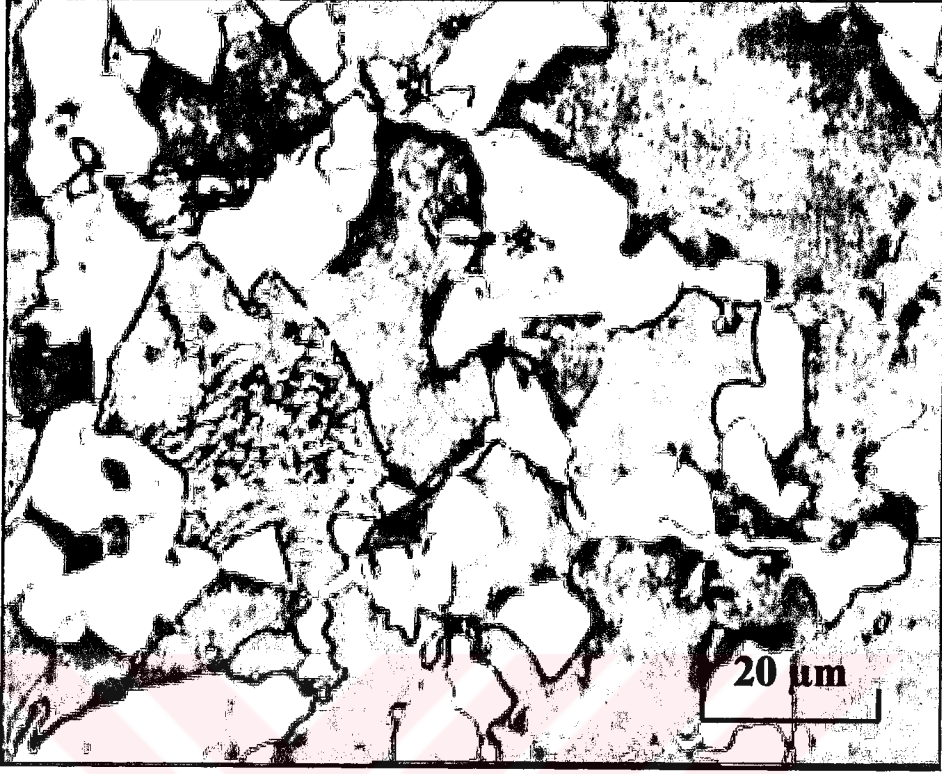
NUMUNE NO:	TANE BOYUTU (μm) $\pm$ Standart Sapma (σ_n)	FERRİT (%) $\pm$ Standart Sapma (σ_i)	PERLİT (%) $\pm$ Standart Sapma (σ_i)
Çelik – 1	17 $\pm$ 0,5	30 $\pm$ 0,02	70 $\pm$ 0,02
Çelik – 2	15 $\pm$ 0,5	35 $\pm$ 0,02	65 $\pm$ 0,02
Çelik – 3	14 $\pm$ 0,4	38 $\pm$ 0,02	62 $\pm$ 0,02
Çelik – 4	12 $\pm$ 0,4	40 $\pm$ 0,02	60 $\pm$ 0,02



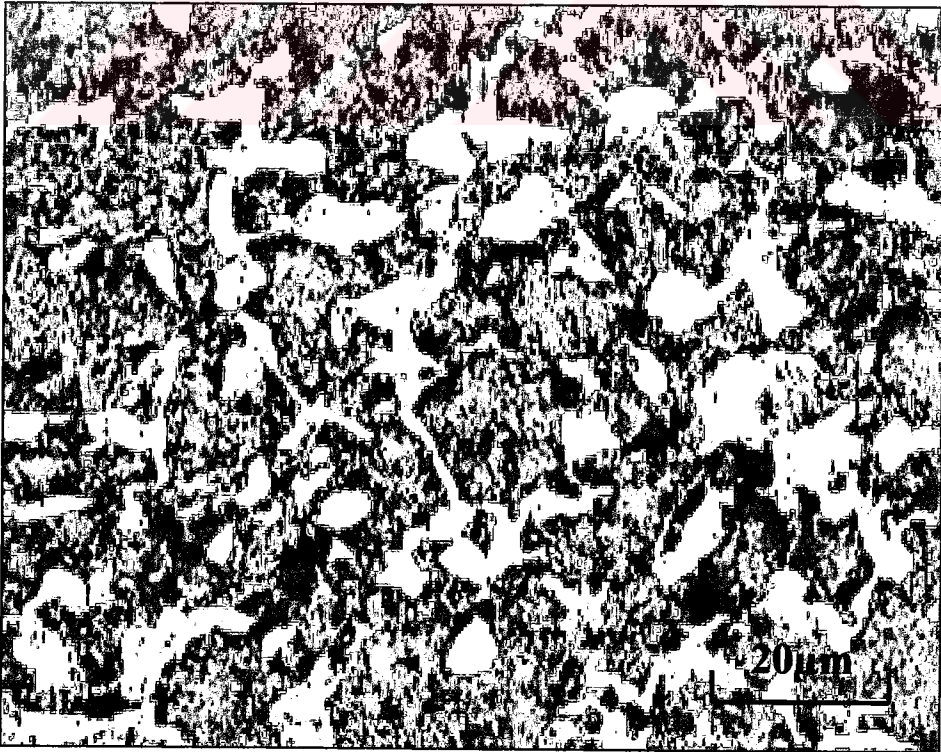
Şekil 5.1 Çelik 1'in mikro yapı görüntüsü.



Şekil 5.2 Çelik 2'nin mikro yapı görüntüsü.



Şekil 5.3 Çelik 3'ün mikro yapı görüntüsü.



Şekil 5.4 Çelik 4'ün mikro yapı görüntüsü.

5.3 SICAK ÇEKME DENEY SONUÇLARI

Sıcak çekme deneyi her DMA çeliği için 5 farklı sıcaklıkta (25,100,200,300 ve 400°C) 2 mm/dak. çekme hızında gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçlar farklı vanadyum oranına sahip 4 adet DMA çelikleri için ; bölüm 5.3.1-5.3.4’de verilmiştir.

5.3.1 Çelik 1’in Sıcak Çekme Test Sonuçları

Şekil 5.5 çelik-1’in gerilim-uzama diyagramlarını göstermektedir. Şekilden de görüldüğü gibi çelik-1, bütün deney sıcaklıklarında çalışma sertleşmesinin olduğu bölgede her ne kadar küçük düzensizlikler gösterse de herhangi bir testere dişi davranış göstermemiştir. Ayrıca çelik-1, 25, 100 ve 200°C sıcaklıklarda belirgin bir akma noktası gösterirken 300 ve 400°C sıcaklıkta belirgin bir akma noktası göstermemiştir. Fakat 300°C sıcaklıkta sıcak çekme sonucu elde edilen gerilim uzama diyagramındaki deformasyon eğrisi diğer test sıcaklıklarıyla karşılaştırıldığında zaman daha diktir. Bu durum 300°C sıcaklıkta çelik-1’in yüksek çalışma sertleşmesine maruz kaldığını göstermektedir.

Çizelge 5.2 Çelik 1’in 25-400°C sıcaklık aralığında yapılan çekme deney sonuçları.

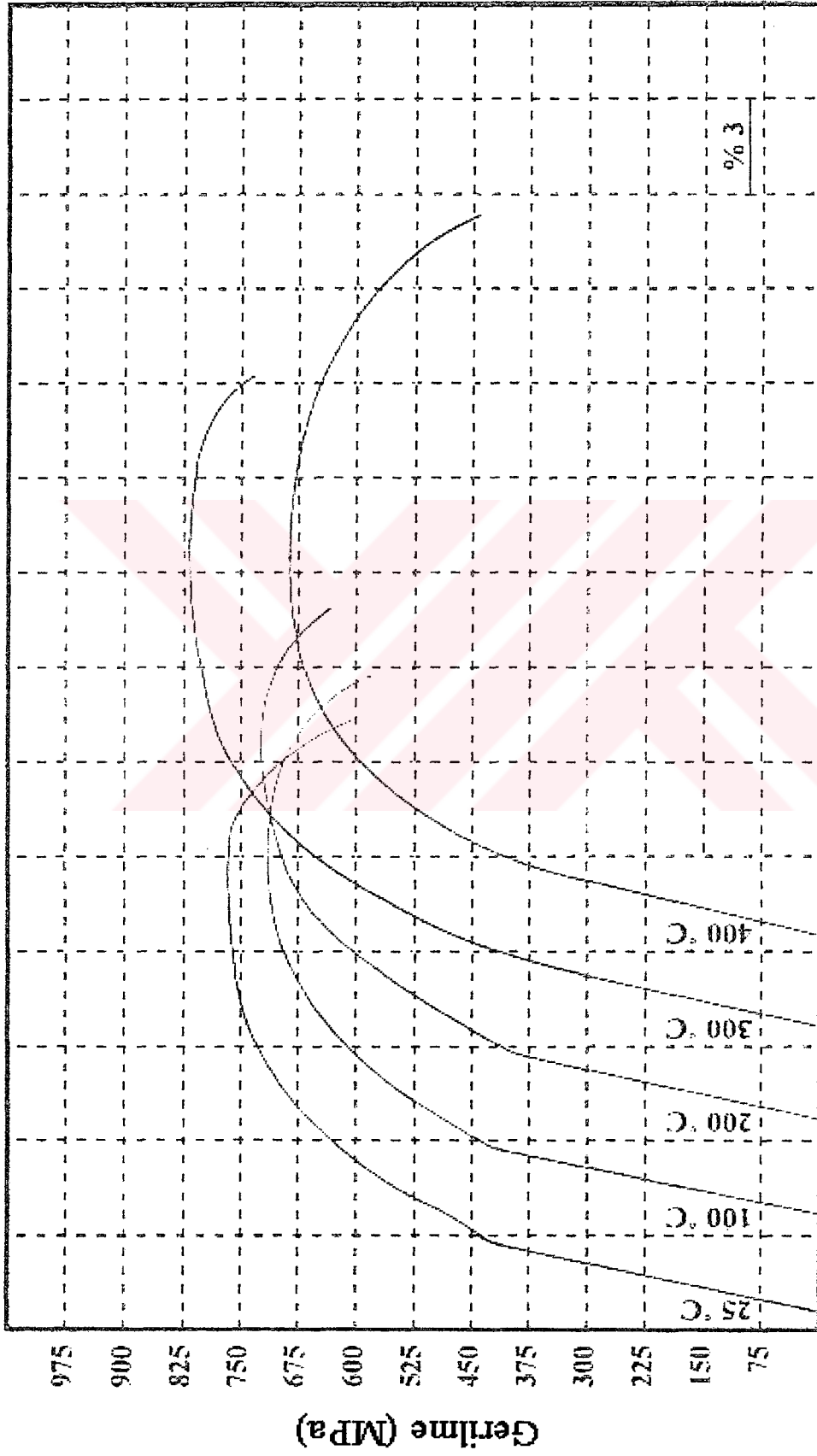
Sıcaklık (°C)	Akma Gerilmesi (MPa)	Çekme Gerilmesi (MPa)	Uzama (%)	% 3 Deformasyon (MPa)
25	439	773	17	666
100	430	703	15	621
200	393	696	13	628
300	*440	818	18	712
400	*378	690	22	636

* %0.2 plastik deformasyondaki akma gerilmesi

Çizelge 5.2 çelik-1’in 25-400°C sıcaklık aralığında yapılan çekme deneyi sonuçlarını göstermektedir. Çizelge 5.2’de görüldüğü gibi çekme dayanımı ve %3 plastik deformasyon noktasındaki dayanım 200°C sıcaklığa kadar bir düşüş

gösterirken; 300°C sıcaklıkta artmıştır daha sonra 400°C sıcaklıkta tekrar düşüşe geçmiştir. Bununla beraber çeliğin akma dayanımı yükselen test sıcaklığı ile birlikte bir düşüş göstermiştir. Fakat 300°C sıcaklıkta akma dayanımında bir artış gözlenirken 400°C sıcaklıkta akma dayanımı düşmüştür. Çelik-1'in 300°C'de belirgin olmayan akma noktası göstermesi göz önünde bulundurulmalıdır. Ayrıca çelik-1'in yüzde uzaması 200°C sıcaklığa kadar bir düşüş gösterirken bu sıcaklıktan sonra bir artış göstermiştir.





Şekil 5.5 Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan Çelik-1 numunelerinin gerilim-uzama diyagramları.

5.3.2 Çelik 2'in Sıcak Çekme Test Sonuçları

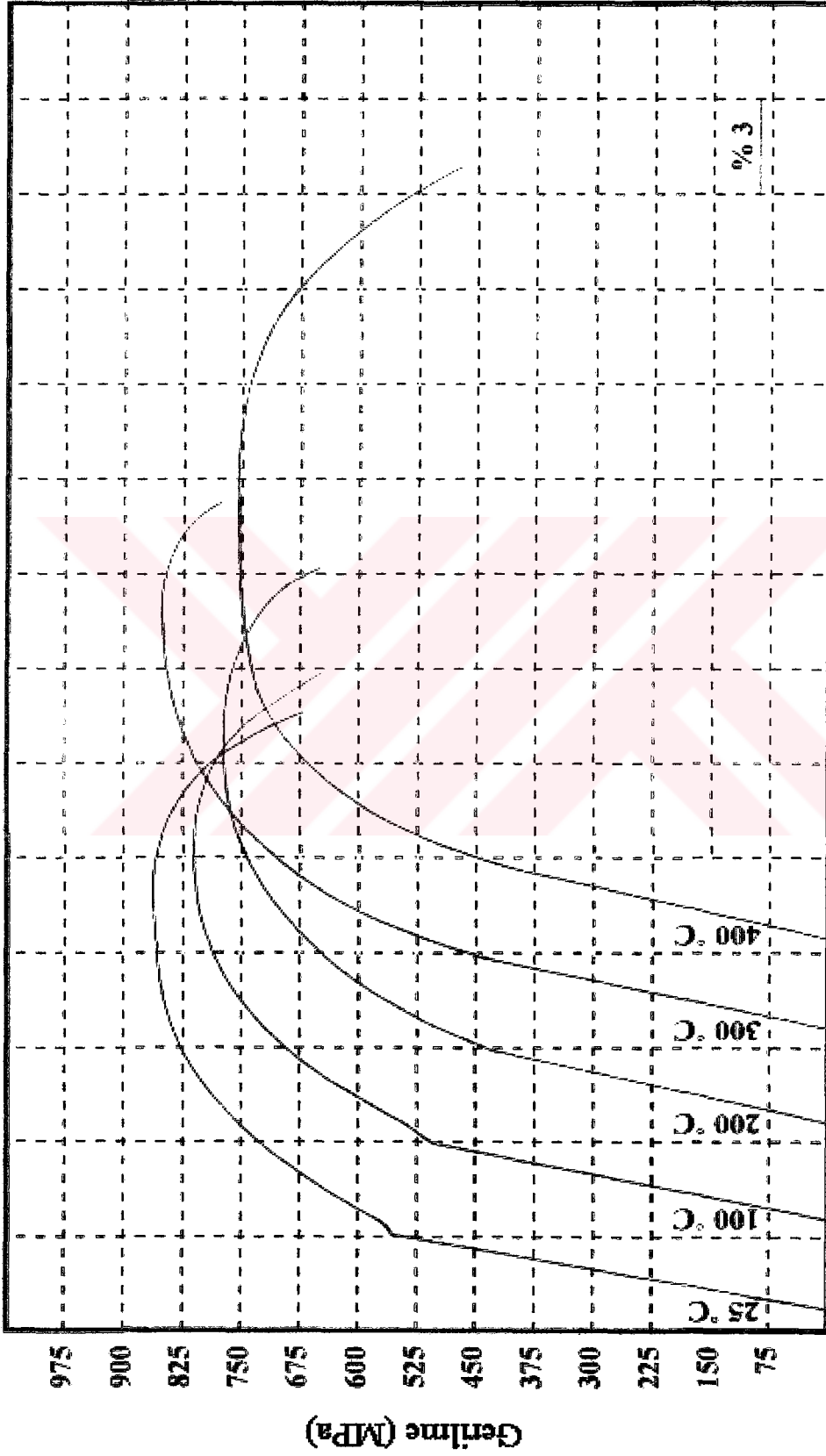
Şekil 5.6 çelik-2'nin gerilim-uzama diyagramlarını göstermektedir. Çelik-2 bütün deney sıcaklıklarında herhangi bir testere dışı davranış göstermemektedir. Ayrıca, çelik-2, çelik-1'de olduğu gibi 25, 100, 200°C sıcaklıklarda belirgin bir akma davranışı gösterirken 300 ve 400°C sıcaklıklarda sürekli yani belirgin olmayan akma davranışı göstermiştir. 300°C sıcaklıkta elde edilen gerilim-uzama diyagramı, diğer sıcaklıklarda elde edilen diyagramlarla kıyaslandığında çelik-2'nin yüksek deformasyon sertleşmesine uğradığını göstermektedir.

Çizelge 5.3, çelik-2'nin 25-400°C sıcaklık aralığında yapılan çekme deneyi sonuçlarını göstermektedir. Çizelge 5.3'te görüldüğü gibi çelik-2, çelik-1'e benzer davranışlar sergilemektedir. Akma dayanımı, çekme dayanımı ve %3 plastik deformasyon noktasındaki dayanım 200°C sıcaklığa kadar bir düşüş gösterirken 300°C sıcaklıkta artmaktadır. 400°C sıcaklıkta ise, tekrar düşme söz konusudur. Ayrıca çelik-2'nin % uzama değerleri 300°C sıcaklığa kadar düşerken 400°C sıcaklıkta büyük bir artış göstermiştir.

Çizelge 5.3 Çelik2'nin 25-400°C sıcaklık aralığında yapılan çekme deney sonuçları.

Sıcaklık (°C)	Akma Gerilmesi (MPa)	Çekme Gerilmesi (MPa)	Uzama (%)	% 3 Deformasyon (MPa)
25	563	858	17	757
100	523	800	16	727
200	484	772	15	697
300	*526	849	13	758
400	*474	755	23	696

* %0.2 plastik deformasyondaki akma gerilmesi



Şekil 5.6 Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan Çelik-2 numunelerinin gerilim-uzama diyagramları.

5.3.3 Çelik 3'ün Sıcak Çekme Test Sonuçları

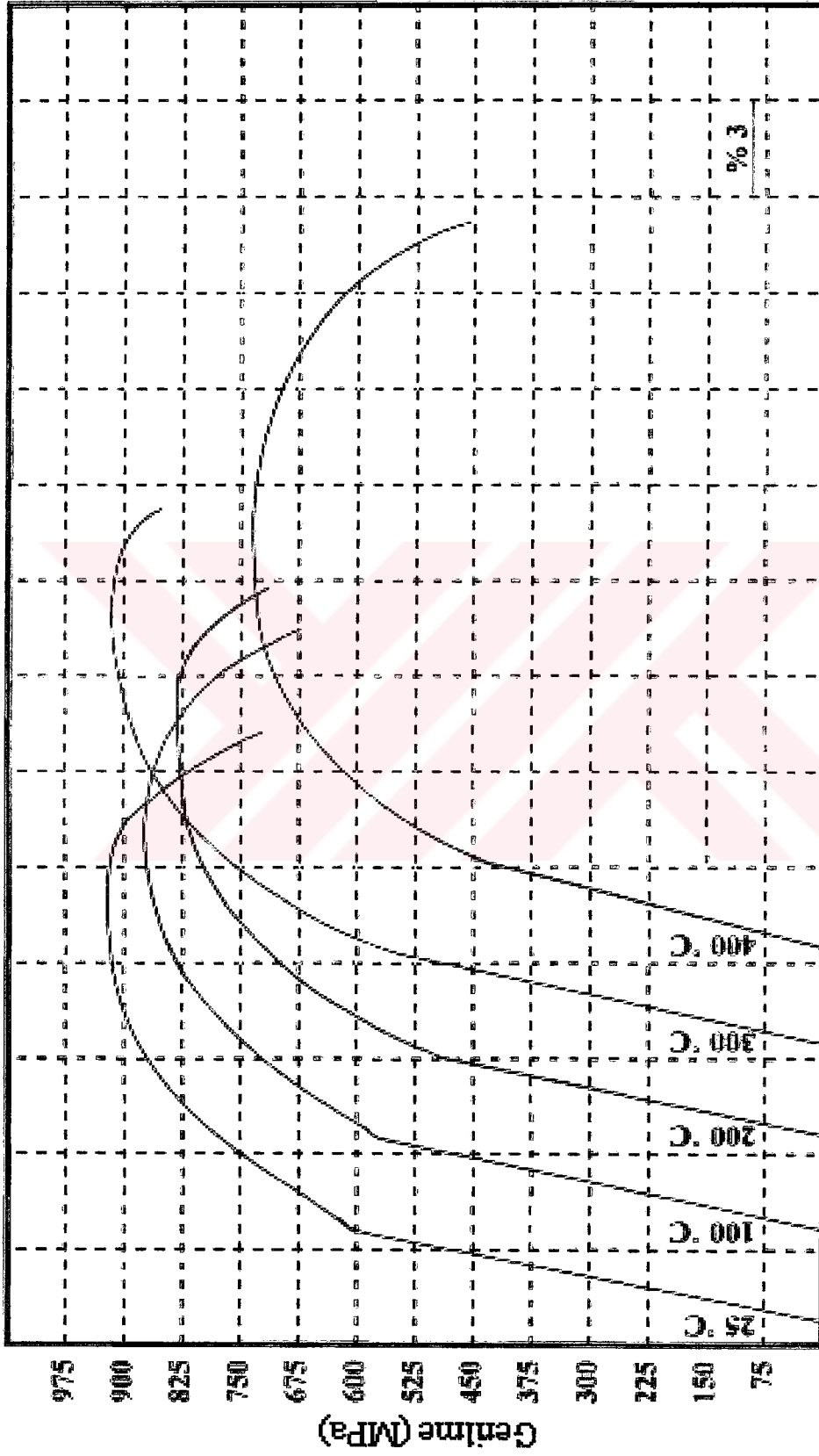
Şekil 5.7 çelik-3'ün gerilim-uzama diyagramlarını göstermektedir. Şekil 5.7'de görüldüğü gibi çelik-3 bütün deney sıcaklıklarında herhangi bir testere dışı davranış göstermemiştir. Çelik-3'ün farklı test sıcaklıklarından elde edilen gerilim-uzama diyagramlarına bakıldığında, çelik-2'ye benzer bir davranış gösterdiği görülmektedir. Çelik-3, 25, 100 ve 200°C sıcaklıklarda belirgin bir akma davranışı gösterirken, 300 ve 400°C sıcaklıklarda sürekli veya belirgin olmayan akma davranışı göstermiştir. Ayrıca çelik-3'ün 300°C'de elde edilen gerilim-uzama diyagramındaki deformasyon eğrisi diğer sıcaklıklarda elde edilen diyagramlara göre daha fazla diktir. Bu nedenle çelik-3'ünde çelik-1 ve çelik-2'de olduğu gibi 300°C sıcaklıkta bir çalışma sertleşmesine maruz kaldığı açıkça görülmektedir.

Çizelge 5.4 Çelik-3'ün 25-400°C sıcaklık aralığında yapılan çekme deney sonuçları.

Sıcaklık (°C)	Akma Gerilmesi (MPa)	Çekme Gerilmesi (MPa)	Uzama (%)	% 3 Deformasyon (MPa)
25	610	927	17	839
100	572	859	17	772
200	515	826	14	739
300	*590	909	13	824
400	*394	730	20	660

* %0.2 plastik deformasyondaki akma gerilmesi

Çizelge 5.4 çelik-3'ün 25-400°C sıcaklık aralığında yapılan çekme deneyi sonuçlarını göstermektedir. Çizelge 5.4'te görüldüğü gibi, akma dayanımı, çekme dayanımı ve %3 plastik deformasyon noktasındaki dayanım çelik-1 ve çelik-2'deki gibi 200°C sıcaklığa kadar düşerken 300°C sıcaklıkta artmıştır. 400°C sıcaklıkta ise tekrar düşüşe geçmiştir. Ancak çelik-3'ün % uzaması, çelik-2'deki gibi 300°C sıcaklığa kadar düzenli olarak düşerken 400°C sıcaklıkta ise bir artış göstermiştir.



Şekil 5.7 Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan Çelik-3 numunelerinin gerilim-uzama diyagramları.

5.3.4 Çelik 4'ün Sıcak Çekme Test Sonuçları

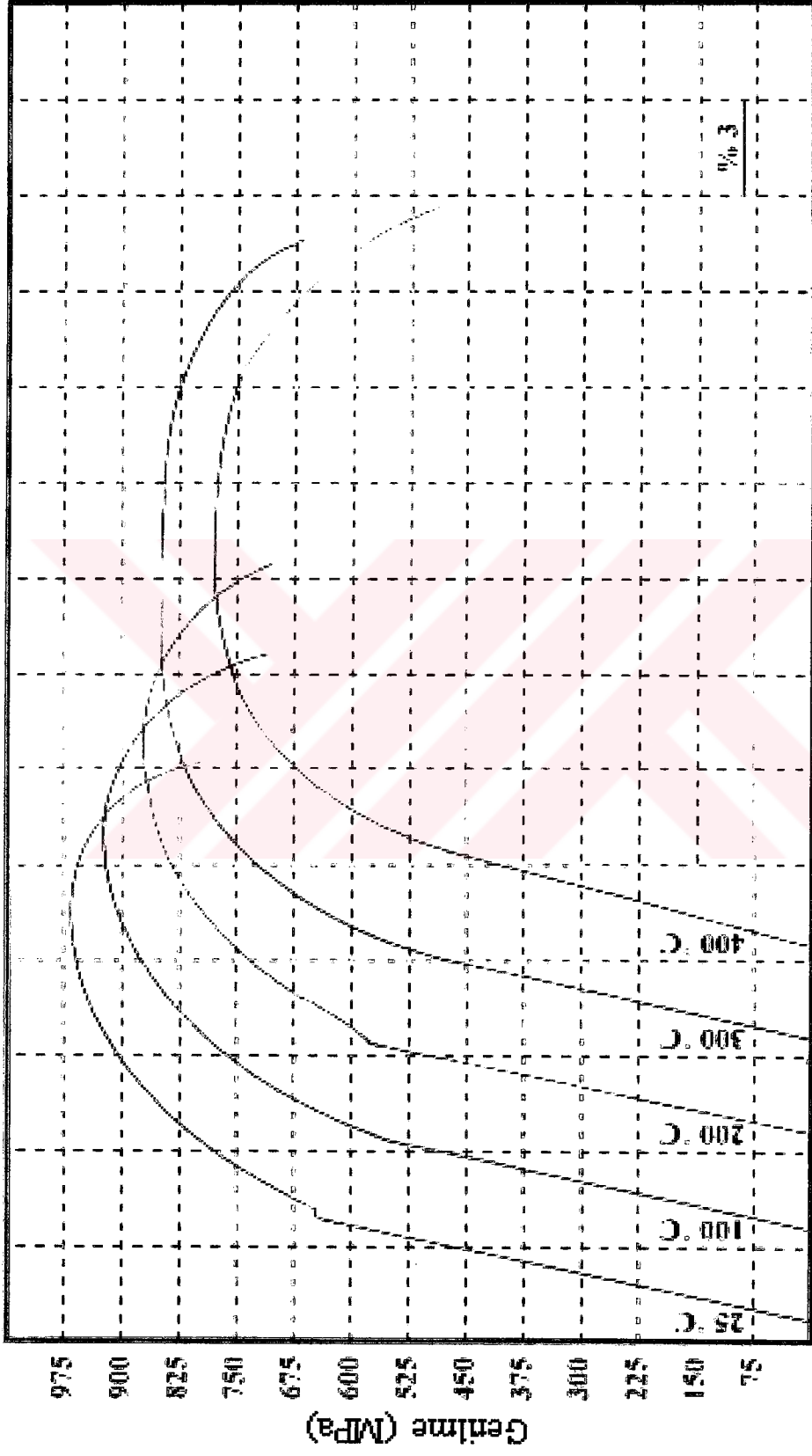
Şekil 5.8 çelik-4'ün gerilim-uzama diyagramlarını göstermektedir. Şekil 5.8'de görüldüğü gibi çelik-4'de diğer çelikler gibi herhangi bir testere dişi davranış göstermemiştir. Çelik-4, 25, 100, 200°C sıcaklıklarda belirgin bir akma davranışı gösterirken, 300 ve 400°C sıcaklıklarda belirgin bir akma davranışı göstermemiştir. Ayrıca çelik-4, diğer çeliklerden farklı olarak, 300°C sıcaklıkta elde edilen gerilim-uzama diyagramındaki deformasyon eğrisinde herhangi bir dikleşme göstermemiştir. Bu durum çelik-4'ün diğer çeliklerden farklı olarak daha düşük oranlarda çalışma sertleşmesine uğradığını göstermektedir.

Çizelge 5.5 Çelik-4'ün 25-400°C sıcaklık aralığında yapılan çekme deneyi sonuçları.

Sıcaklık (°C)	Akma Gerilmesi (MPa)	Çekme Gerilmesi (MPa)	Uzama (%)	% 3 Deformasyon (MPa)
25	651	962	17	841
100	581	924	16	787
200	575	871	16	780
300	*560	840	22	727
400	*553	777	23	720

* %0.2 plastik deformasyondaki akma gerilmesi

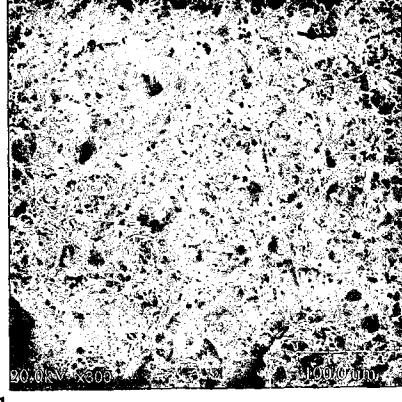
Çizelge 5.5 çelik-4'ün 25-400°C sıcaklık aralığında yapılan çekme deneyi sonuçlarını göstermektedir. Çizelge 5.5'te görüldüğü gibi, akma dayanımı, çekme dayanımı ve %3 plastik deformasyon noktasındaki dayanım 25-400°C sıcaklık aralığında düzenli olarak bir düşüş göstermektedir. Ancak, 100 ve 200°C'deki % uzama değerlerinde oda sıcaklığına göre % 1'lik gibi çok az bir azalma söz konusuken 300 ve 400°C sıcaklıklarda ise; % uzama değerlerinde düzenli bir artış görülmektedir.



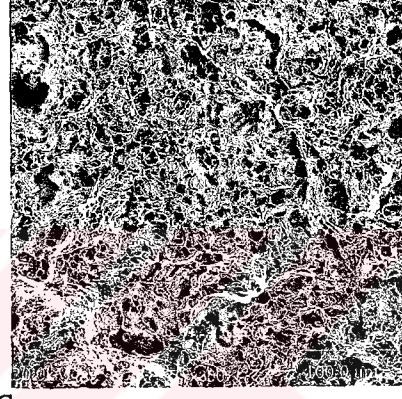
Şekil 5.8 Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan Çelik-4 numunelerinin gerilim-uzama diyagramları.

5.4 TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU İNCELEMELERİ

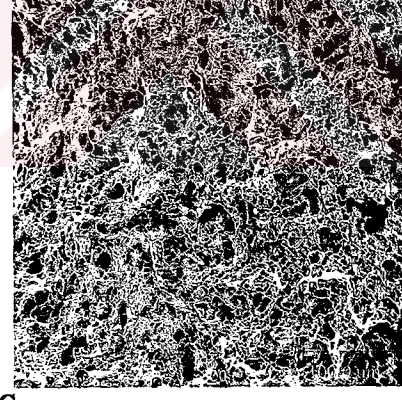
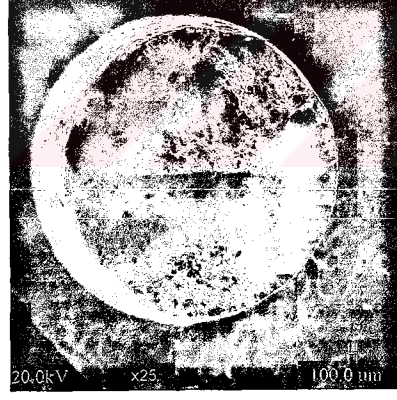
Şekil 5.9-5.12’de DMA çeliklerinin, 25-400°C sıcaklık aralığında yapılan sıcak çekme testinden sonra elde edilen kırık yüzey resimleri görülmektedir. Şekillerden de görüldüğü gibi 25 ve 200°C sıcaklıklarda çekme deneyi uygulanan bütün çeliklerin kırık yüzey resimlerinin girintili çıkıntılı ve pürüzlü bir yüzeye sahip olduğu görülmektedir. Fakat test sıcaklığının 300°C olduğu sıcaklıklarda numunelerin kırık yüzey resimlerinin pürüzlü ve camsı bir yapıda oluşan karmaşık bir görüntüye sahip olduğu görülmektedir. Ayrıca 300°C sıcaklıkta yapılan çekme testi sonuçlarında numunelerin kesit daralması düşmüştür ve bu durum çeliklerin 300°C’de dinamik yaşlanma sertleşmesinin etkisiyle koptuğunu göstermektedir. Bunun yanında, 4 nolu çelik numunenin kırık yüzeyi incelendiğinde; diğer numunelerden farklı olarak artan sıcaklıkla birlikte kesit daralmasının giderek arttığı görülmekte ve kırılmanın daha sünek bir şekilde meydana geldiği anlaşılmaktadır. Bu durum 4 nolu çelik’te dinamik yaşlanmanın diğer çeliklere oranla çok daha az olduğunu göstermektedir.



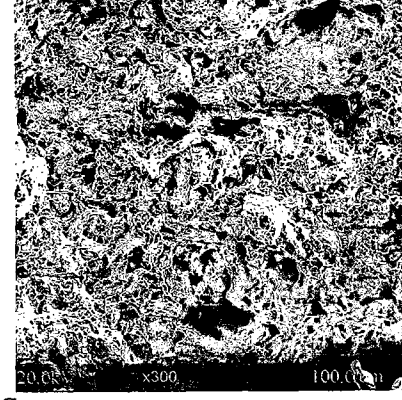
25°C



200°C

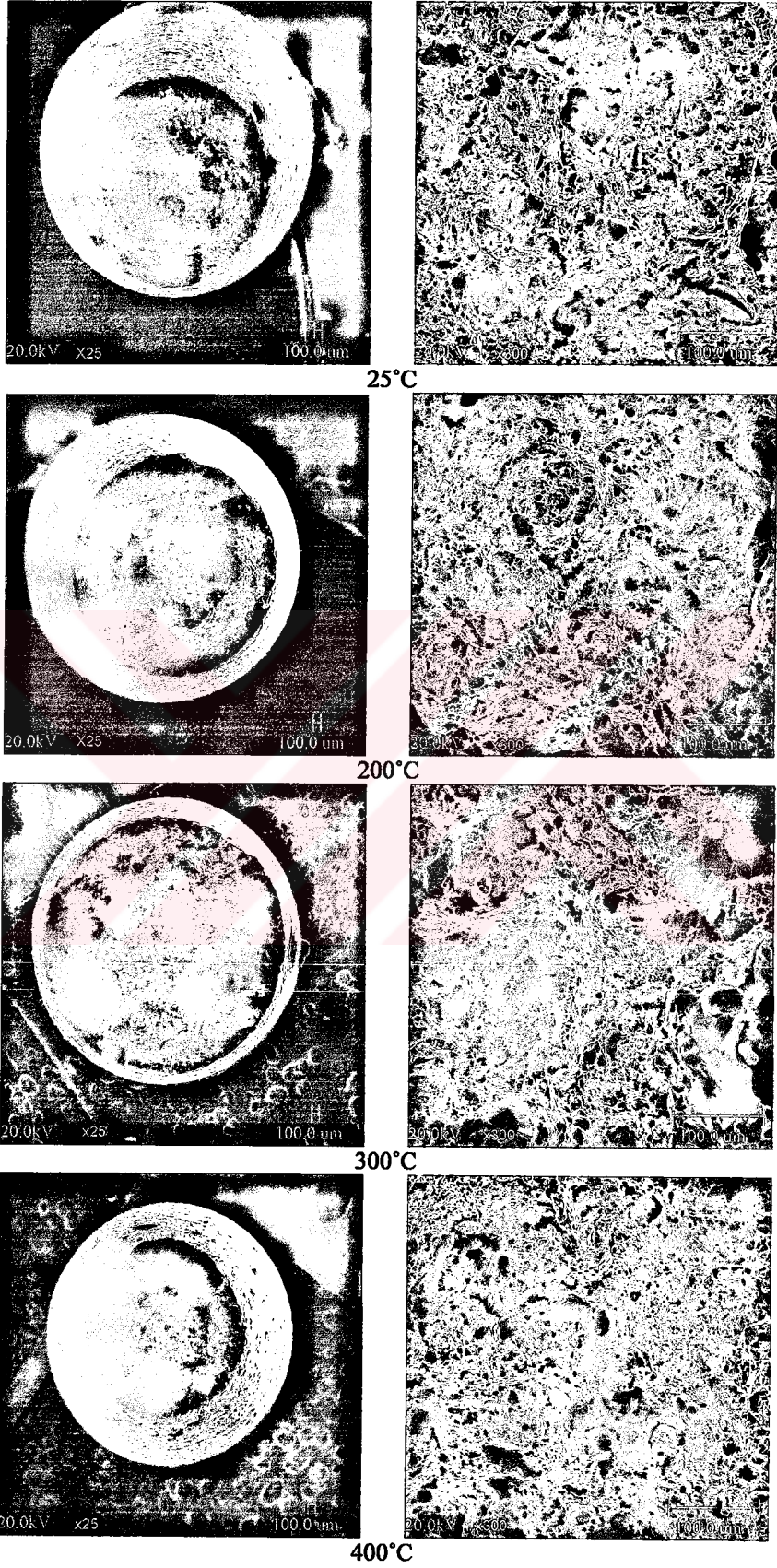


300°C

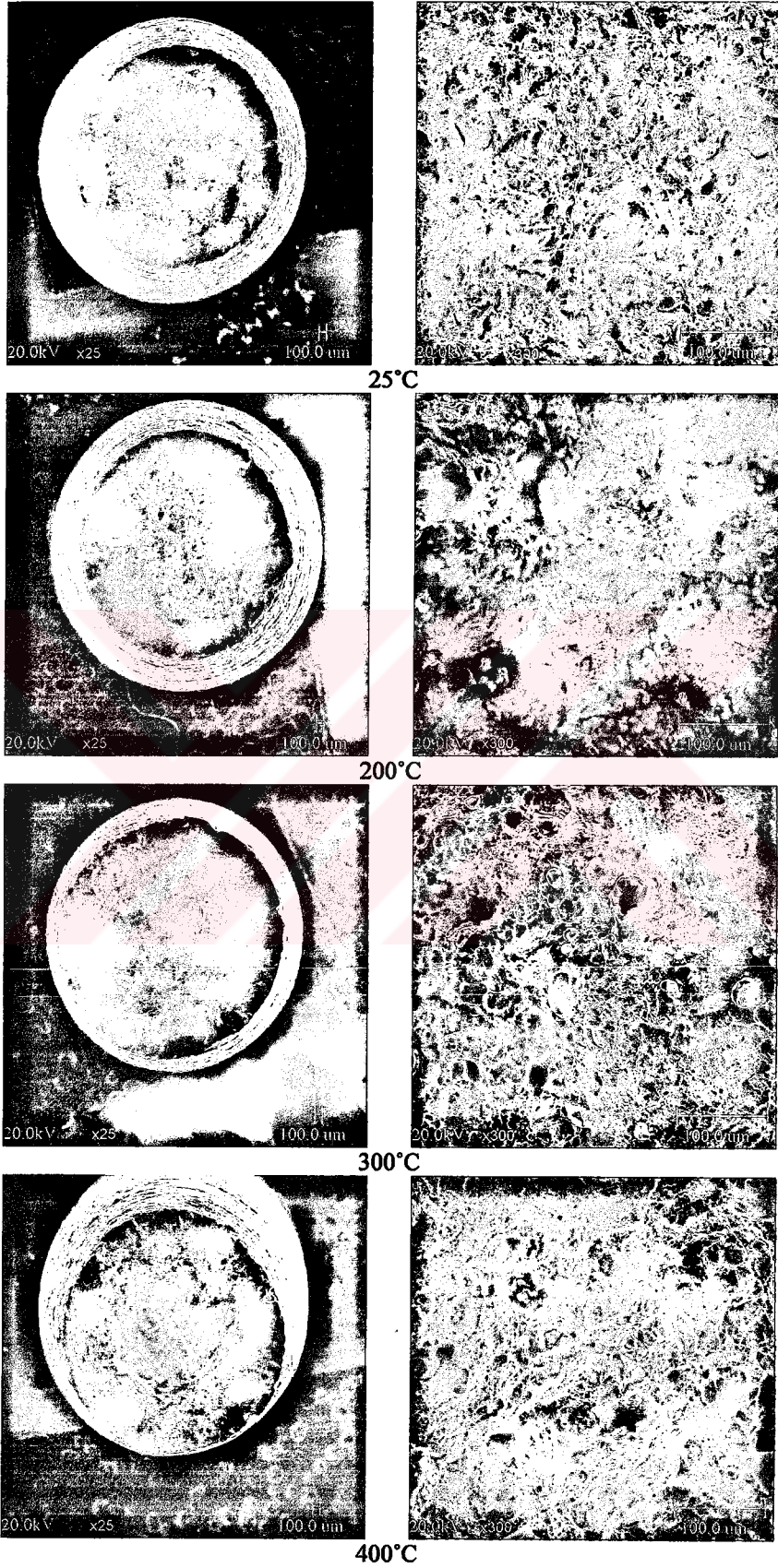


400°C

Şekil 5.9 Çelik-1 numunelerinin farklı sıcaklıklarda elde edilen kırık yüzey resimleri.



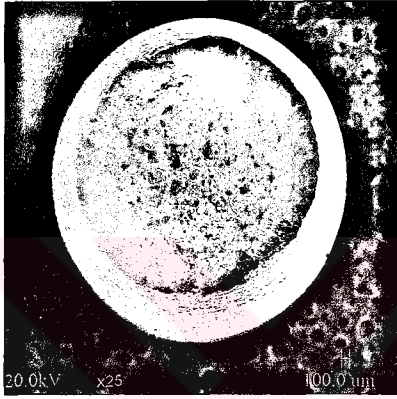
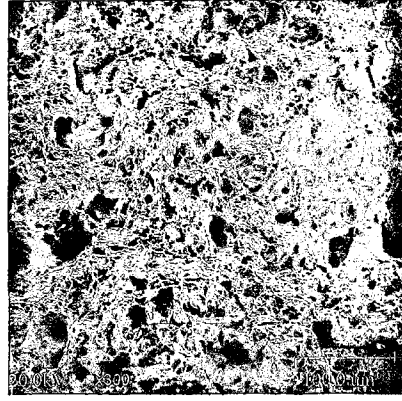
Şekil 5.10 Çelik-2 numunelerinin farklı sıcaklıklarda elde edilen kırık yüzey resimleri.



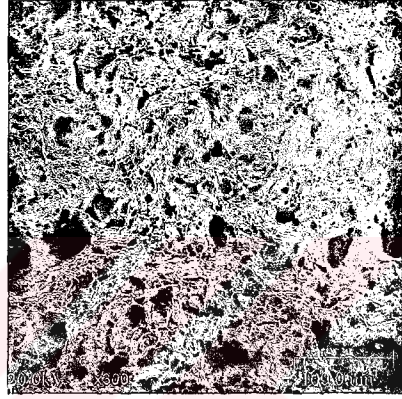
Şekil 5.11 Çelik-3 numunelerinin farklı sıcaklıklarda elde edilen kırık yüzey resimleri.



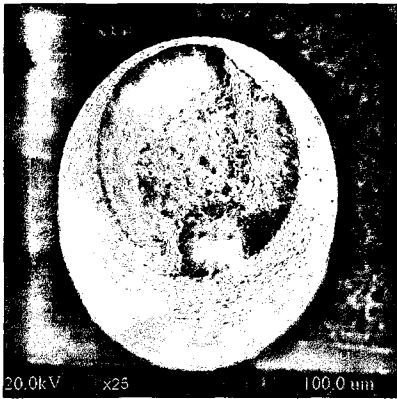
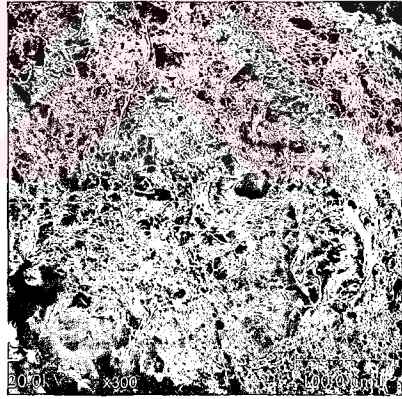
25°C



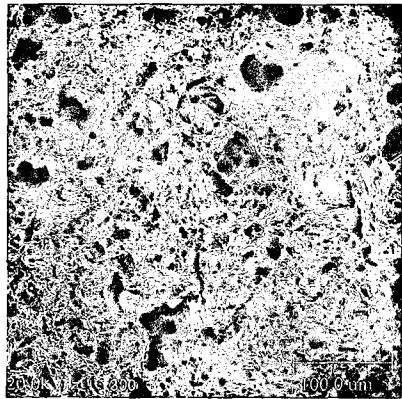
200°C



300°C



400°C



Şekil 5.12 Çelik-4 numunelerinin farklı sıcaklıklarda elde edilen kırık yüzey resimleri.

BÖLÜM 6

BULGULARIN İRDELENMESİ

6.1 GİRİŞ

Bu bölümde, çelik numunelerden elde edilen optik mikroskop görüntülerinin, sıcak çekme deney sonuçlarının ve tarama elektron mikroskobu ile görüntülenen kırık yüzey resimlerinin irdelenmesi yapılmıştır. Bölüm 6.2’de optik mikroskop incelemeleri, bölüm 6.3’te sıcak çekme deney sonuçlarının irdelenmesi, bölüm 6.4’te ise kırık yüzey resimlerinin irdelenmesi yapılmıştır. Ayrıca Şekil 6.1’ de sıcak çekme testi uygulanan çeliklerin % 3 plastik deformasyondaki mühendislik gerilimleri karşılaştırılmıştır. Şekil 6.2 ve 6.3’ de akma ve çekme dayanımları karşılaştırılan çeliklerin % uzama değerleri ise Şekil 6.4’ te karşılaştırılmıştır.

6.2 OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİNİN İRDELENMESİ

Bulgular kısmında gösterilen Şekiller 5.1-5.4’te görüldüğü gibi; çelik numuneler farklı tane ebatlarında ferrit-perlit yapıdan meydana gelmektedir. Vanadyum içeriğinin artmasıyla birlikte tane boyutları incelmektedir. Bu değişim haddeleme sırasında çökelek dağılımındaki farklılıklardan kaynaklanmaktadır. Özellikle yüksek karbonlu (% 0,4C) çeliklerde azot oranı da yüksek ise çelik östenitik iken VN oluşabilmekte ve böylece tane büyümesini engelleyerek dövme tane boyutunu küçültmektedir. Ayrıca VN ve VC çökeltileri ile birlikte AlN çökeltilerinin de ferrit tane büyümesini engelleyerek, haddelemeden sonra çeliğin son yapısının küçük taneli olmasına neden olmaktadır (Koltuk,1996). Çeliklerin kimyasal kompozisyonlarına bakıldığında, bütün çeliklerin % karbon oranlarının aynı olduğu fakat V ve Al miktarlarının arttığı durumda, çeliklerdeki ferrit tane ebadının küçüldüğü görülmüştür.

6.3 SICAK ÇEKME DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ

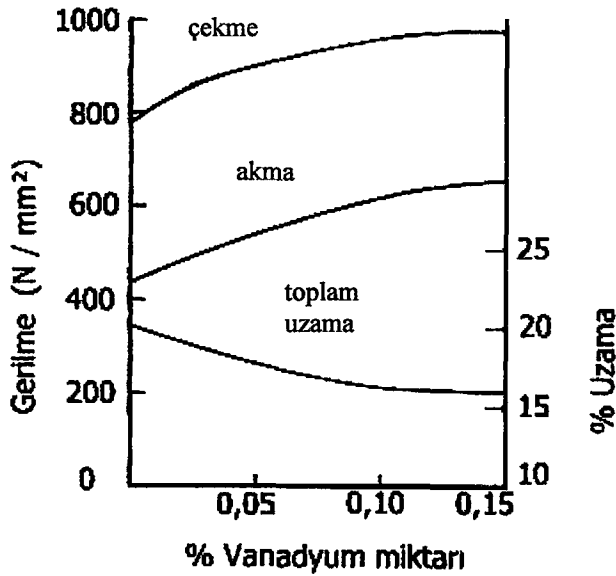
Sıcak çekme testi sonrası elde edilen gerilim-uzama diyagramlarında, herhangi bir testere dişi davranış görülmemektedir. Çoğunlukla, testere dişi davranış ve çalışma sertleşmesi oranındaki artış dinamik yaşlanma sertleşmesi için bir kriter olarak alınmıştır. Ancak bazı durumlarda testere dişi davranış görülmese de yaşlanma sertleşmesi meydana gelebilir. Mulford ve ark.(1979), Li CC ve ark.'da (1978) yaptıkları çalışmalarda karbonlu çeliklerde testere dişi davranış olmadan da yaşlanmanın olabildiğini göstermişlerdir.

Yapılan bu çalışmada çelik-1, 2 ve 3'te çalışma sertleşmesinin, test sıcaklığının 300°C' ye çıkmasıyla birlikte maksimum bir değere ulaştığı fakat 400°C sıcaklıkta hızlı bir şekilde düştüğü görülmüştür. Ayrıca, 300°C sıcaklıkta çelik-1, 2 ve 3'ün akma ve çekme dayanımları artarken % uzama değerlerinde bir düşüş meydana gelmiştir. Bu durum dinamik yaşlanma sertleşmesinin çelik-1, 2 ve 3' te meydana geldiğini göstermektedir. Ancak, çelik-1, 2, 3 ile karşılaştırıldığında en fazla V içeriğine sahip olan çelik-4'te çalışma sertleşmesi oranının, akma ve çekme dayanımının artan test sıcaklığı ile düştüğü fakat % uzama değerlerinin arttığı görülmektedir. Bu durum artan V miktarının çeliklerin çalışma sertleşmesi oranını düşürdüğü ve buna bağlı olarak ta çeliklerin şekillendirilebilme özelliğinin artırdığını göstermektedir.

Çalışma sertleşmesinin düşmesi V atomunun katı eriyik içerisinde serbest halde bulunan C ve/veya N ile karbonitrür oluşturmalarının bir sonucudur. Katı eriyik içerisinde azalan C ve/veya N atomları dislokasyonların hareketini yeterince engelleyemediği için yaşlanma oluşmayabilir. Buda malzemenin çalışma sertleşmesini düşürür (Baird,1963). Ancak bu nadir görülen bir durumdur, katı eriyik içerisinde serbest halde bulunan karbon ve azot atomlarının hepsi karbonitrür olarak çökelmeyebilir ve bu nedenle çeliklerde yaşlanma sertleşmesi olayı meydana gelir (Baird,1971), fakat Glen yapmış olduğu çalışmada (1957), % 0,55' lik V ilavesinin 200°C' sıcaklıkta yaşlanma sertleşmesine engel olduğunu,

C ve N gibi ara yer atomlarının vanadyum atomu tarafından bağlanıp hareket edemediklerini ve bundan dolayı da yaşlanma olayının oluşmadığını göstermiştir.

Numunelerin oda sıcaklığındaki gerilim-uzama diyagramlarına bakıldığında, artan V miktarıyla akma noktalarında da bir artış olduğu görülmektedir. Buda vanadyumun çökelme sertleşmesi etkisinden kaynaklanmaktadır. Bunun yanında çelik-3 ve çelik-4'te artan vanadyum miktarıyla birlikte alüminyum miktarında da bir artış söz konusudur. Haddemeleme sıcaklığına bağlı olarak çelik-3 ve çelik-4'te VCN ve AlN oluşabilir ve bu çökelekler östenit tanelerinin büyüklüğünü engelleyerek küçük ferrit tanelerinin oluşmasına neden olur. Bu da oda sıcaklığında akma dayanımını yükseltir. Gladman yapmış olduğu çalışmada (1997), vanadyumun yüksek çözünübilirliğe sahip olmasından dolayı orta karbonlu mikroalaşım çelikleri için en uygun mikroalaşım elementi olduğunu belirtmiştir. Çünkü haddelemeden sonraki soğuma sırasında vanadyum ferrit ve perlit fazlarının içerisinde VCN çökelekleri meydana getirerek çeliğin akma ve çekme dayanımını arttırdığını ifade etmiştir. Şekil 6.1. artan vanadyum miktarıyla birlikte orta karbonlu mikroalaşım çeliklerinin mekanik özelliklerinde meydana gelen değişimi göstermektedir.



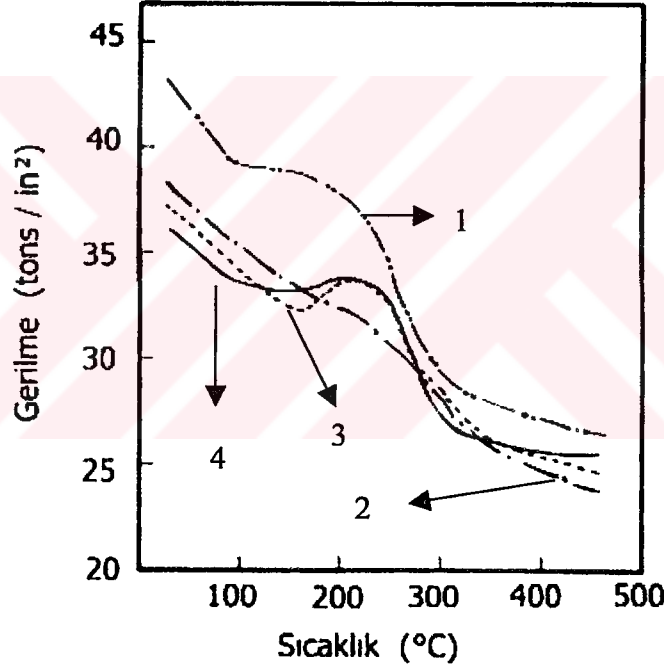
Şekil 6.1 Artan vanadyum miktarının orta karbonlu çeliğin mekanik özelliklerine etkisi(Lewellyn,1994).

Çelik-1, 2 ve 3'te test sıcaklığının artmasıyla birlikte akma dayanımında hızlı bir düşme söz konusudur. Fakat test sıcaklığının 300°C olduğu durumda akma dayanımında bir artış meydana gelmiştir. Çelik-1, 2 ve 3'te meydana gelen bu artış çeliğin dinamik yaşlanmaya maruz kaldığını göstermektedir. Çelik-4'te ise, artan test sıcaklığı ile birlikte akma dayanımında düzenli bir düşüş olduğu görülmüştür. Çünkü çelik-4, diğer çeliklerle kıyaslandığında en yüksek vanadyum ve alüminyum miktarına sahiptir. V ve Al katı eriyik içerisinde serbest halde bulunan C ve/veya N atomlarının miktarını VCN ve AlN gibi çökelekler oluşturarak düşürmüşlerdir. Bundan dolayı çelik-1, 2 ve 3'te 300°C' de yapılan sıcak çekme testi sonucunda meydana gelen akma dayanımındaki artış çelik-4'te görülmemiştir. Literatürde, akma dayanımının test sıcaklığına bağlı olarak göstermiş olduğu değişimleri inceleyen yalnızca birkaç çalışma bulunmaktadır (Baird,1963; Glen,1957; Glen,1958). Bu çalışmaların bir çoğu, sürünme (Creep) dayanımıyla bağlantılı olarak yapılmıştır ve test edilen numunelerin akma dayanımları dislokasyonların çapraz kayma ve tırmanma hareketlerinden dolayı 100°C sıcaklığa kadar hızlı bir düşüş göstermiştir. Daha sonra akma dayanımında meydana gelen bu düşme dinamik yaşlanmadan dolayı 100-300°C sıcaklık aralığında çok yavaşlamıştır. 300°C sıcaklıktan sonra ise akma dayanımındaki düşme artarak devam etmiştir.

Şekil 6.2.'den de anlaşılacağı gibi dinamik yaşlanma sertleşmesi çeliğin kimyasal kompozisyonu ile doğrudan ilgilidir. Örneğin dinamik yaşlanma sertleşmesi, çeliğin içerisinde Al miktarının artmasıyla minimum düzeye düşmüştür. Bu durum Al, katı eriyik içerisinde serbest halde bulunan N atomunu AlN olarak bağladığından N atomunun dislokasyonlarla etkileşimini engellemiştir. Yapılan çalışmada bulunan sonuçlar Şekil 6.2'de belirtilen sonuçlarla benzerlik göstermektedir.

Farklı sıcaklıklarda test edilen çeliklerin çalışma sertleşmesinde (%3 plastik deformasyon noktasındaki gerilme), akma, çekme dayanımlarında ve toplam % uzama değerlerinde meydana gelen değişim Şekiller 6.3-6.6'da gösterilmektedir.

Çelik-1, çelik-2 ve çelik-3'ün 300°C test sıcaklığında akma ve çekme dayanımlarında hızlı bir artış söz konusuyken, % uzama değerlerinde ise kısmen bir düşme söz konusudur. Bu durum yukarıda tartışıldığı gibi dinamik yaşlanma sertleşmesinden kaynaklanmaktadır. Ayrıca bu sıcaklıkta çalışma sertleşmesinde bir artış meydana gelmiştir. Çalışma sertleşmesinde meydana gelen bu artış katı eriyik içerisinde bulunan ara yer atomlarının dislokasyonların hareketini engelleyerek yoğunluğunun artırılmasına neden olmasından dolayıdır. Dinamik yaşlanma sertleşmesi katı eriyik içerisinde bulunan ara yer atomları ile hareketli dislokasyonların etkileşiminden oluşmaktadır (Butler,1962).

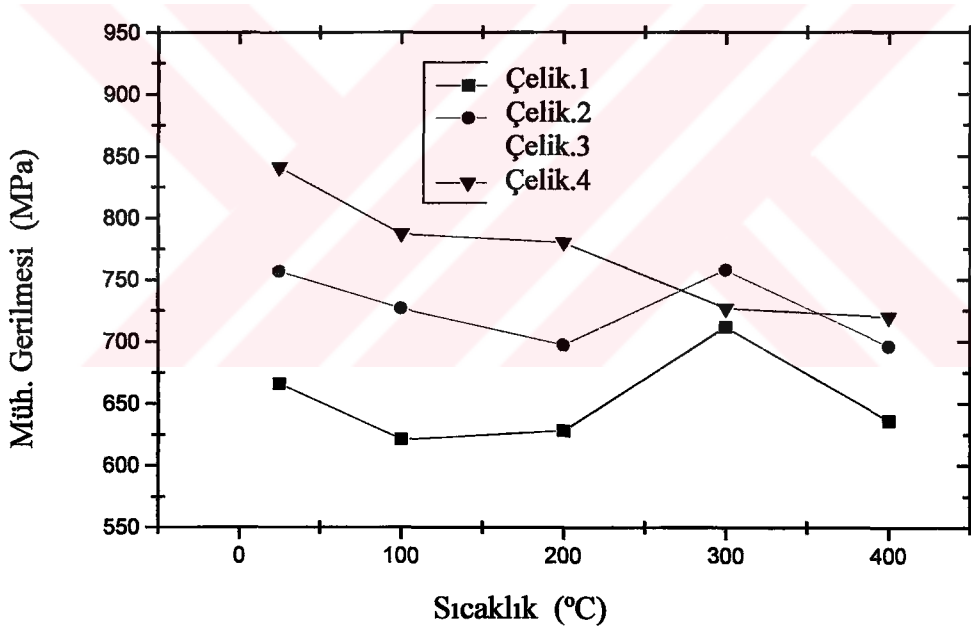


Şekil 6.2 Çekme testi sıcaklığının artmasıyla akma dayanımındaki değişim, 1-Si ile söndürülmüş %0,015 Nb; 2- %0,045 Al çözeltisi; 3- Söndürülmüş Si; 4- Eşit miktarlarda alaşım elementi (Baird,1963; Gündüz'den, 2002).

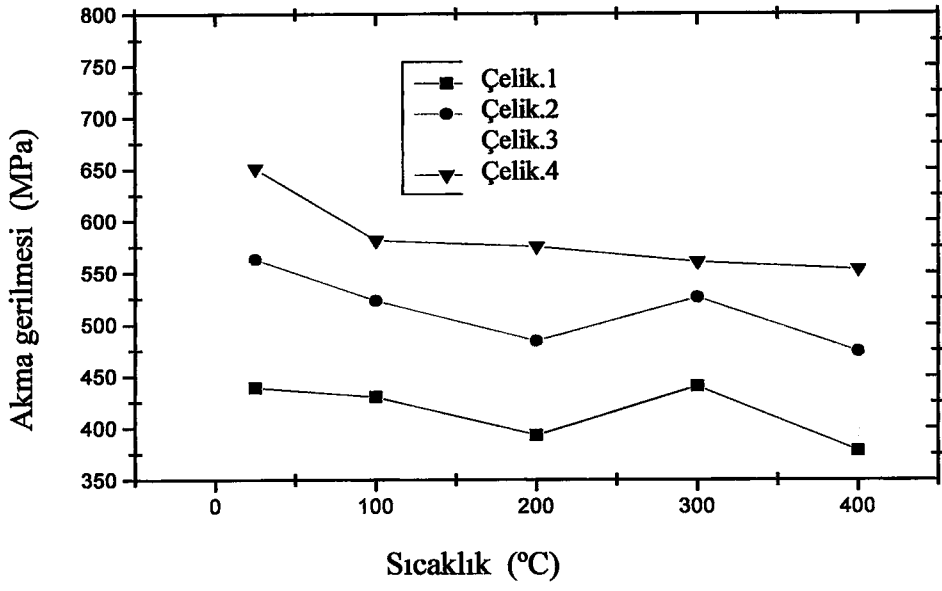
Ayrıca dinamik yaşlanma sertleşmesi dislokasyonların kayma düzleminde serbest hareket edemediği durumlarda, ara yer atom bulutunun yakalamasıyla meydana gelir. Anlatılan bu bilgiler ışığında dinamik yaşlanma sertleşmesi, karbon ve/veya

azot gibi ara yer atomlarının dislokasyonlarla etkileşiminden dolayı ferrit ve perlit yapıya sahip olan orta karbonlu mikroalaşım çeliklerinde oluşmaktadır.

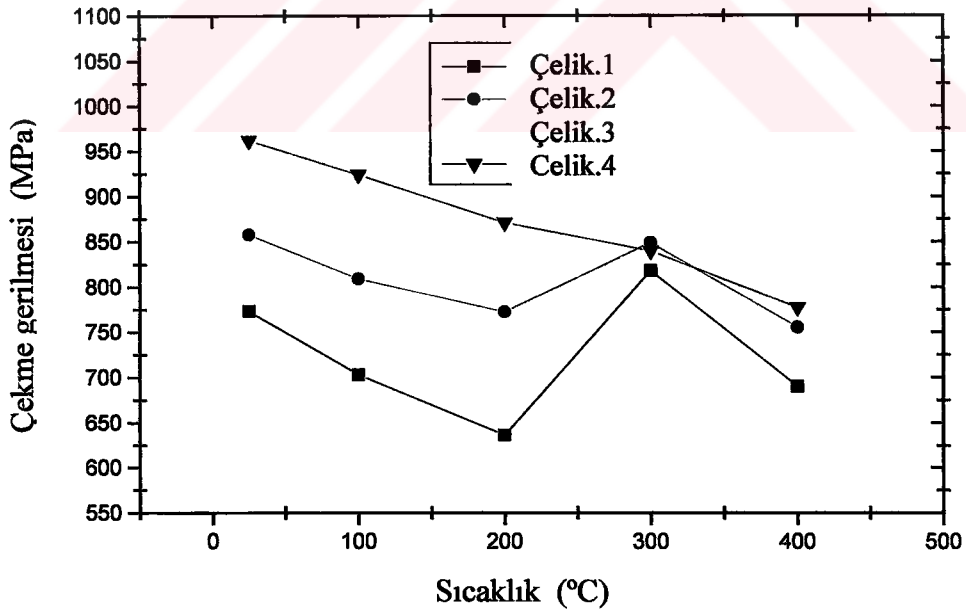
Ayrıca, artan vanadyum ve alüminyum miktarıyla çeliklerin çalışma sertleşmesinde, akma ve çekme dayanımlarında bir düşme meydana gelmesi ve şekillendirilebilme özelliklerinde bir artış olması, vanadyum ve alüminyumun ara yer atomlarıyla etkileşim içerisinde olduğunu göstermektedir. Bu sonuç vanadyumun karbon ve/veya azotun katı eriyik içerisinde VCN olarak aldığını ve dinamik yaşlanma sertleşmesini minimum düzeye düşürdüğünü göstermektedir.



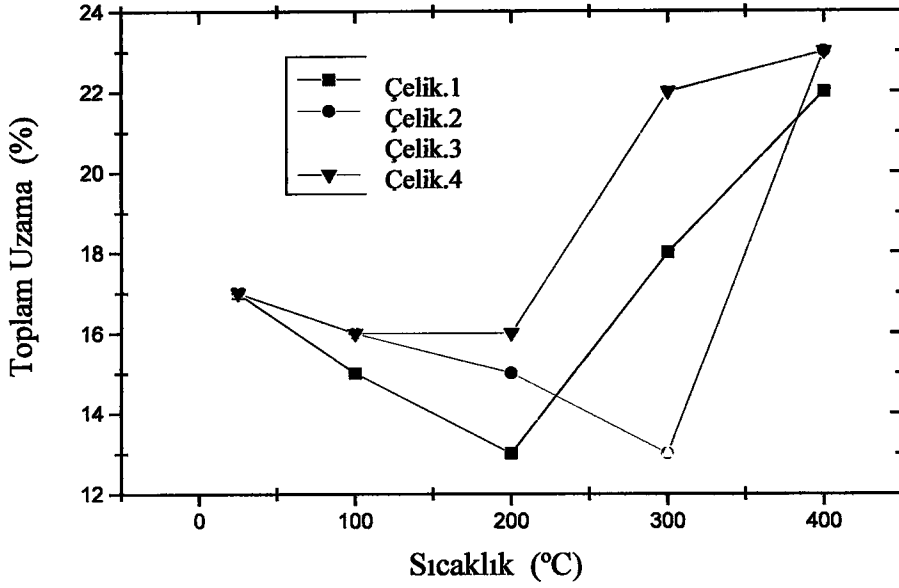
Şekil 6.3 Sıcak olarak çekme testi yapılan çeliklerin % 3 plastik deformasyonda elde edilen mühendislik gerilimlerinin karşılaştırılması.



Şekil 6.4 Sıcak olarak çekme testi yapılan çeliklerin akma noktalarının karşılaştırılması.



Şekil 6.5 Sıcak olarak çekme testi yapılan çeliklerin çekme gerilmelerinin karşılaştırılması.



Şekil 6.6 Sıcak olarak çekme testi yapılan çeliklerin % uzamalarının karşılaştırılması.

6.4 TARAMA ELEKTRON MİKROSKOP İNCELEMELERİNİN İRDELENMESİ

Şekil-5-9-5-12 , DMA çeliklerinin 25, 100, 200, 300 ve 400 °C’ de yapılan sıcak çekme testinden sonra elde edilen kırık yüzey resimlerini göstermektedir. Şekillerden de görüldüğü gibi 25 ve 200°C’ de çekme deneyi uygulanan çelik-1, 2 ve 3’ün kırık yüzeyleri girintili çıkıntılı ve pürüzlü olduğu görülmüştür. Fakat çekme sıcaklığının 300°C olduğu sıcaklıklarda çelik-1, 2 ve 3’den elde edilen numuneler pürüzlü ve camsı bir yapıdan oluşan karmaşık bir kırılma yüzeyi göstermişlerdir. Ayrıca 300°C’ de yapılan çekme testi sonucunda numunelerin kesit daralması düşmüştür ve bu durum çeliklerin 300°C’ de dinamik yaşlanmanın etkisinden dolayı koptuğunu göstermektedir. Bulunan bu sonuçlar Brindley’in (1969) yapmış olduğu çalışmayla paralellik göstermektedir. Brindley düşük karbonlu çelikten elde ettiği numuneleri 100-250°C arasında sıcak çekme testi uyguladığında çalışma sertleşmesinin ani bir artış göstererek numunelerin kırıldığını belirtmiştir. Bu kırılma olayını mavi kırılmalık olarak adlandırmış ve

oluşma nedenini de dinamik yaşlanmaya bağlamıştır. Fakat çelik-4' den elde edilen numunelerin kırık yüzeyleri incelendiğinde artan test sıcaklığı ile birlikte kesit daralmasının arttığı ve kırılmanın sünek bir şekilde meydana geldiği görülmektedir. Bunun nedeni bölüm 6.3' de açıklandığı gibi V' un VCN oluşturarak C ve N atomlarının katı eriyik içerisindeki miktarını düşürmesidir. Katı eriyik içerisinde azalan C ve/veya N atomları dislokasyonların hareketini yeterince engelleyemediği için yaşlanma meydana gelmemiştir ve bu nedenle çelik-4 bütün test sıcaklıklarında sünek bir kırılma göstermiştir.



BÖLÜM 7

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

7.1 SONUÇLAR

Farklı oranlarda vanadyum içeren orta karbonlu mikroalaşım çeliklerinin dinamik yaşlanma davranışlarını incelemek için çelik numuneler 25-400°C sıcaklık aralığında ve 2 mm/dak. çekme hızında test edilmiştir. Elde edilen sonuçlar aşağıda sıralanmaktadır.

1. Çelik-1, 2 ve 3'ten elde edilen numuneler, 100-200°C sıcaklık aralığında çekme testi yapıldığında akma gerilmesi, çekme gerilmesi ve çalışma sertleşmesinde bir düşüş meydana gelmiştir. Fakat çelik numuneler 300°C' de test edildiklerinde akma gerilmesi, çekme gerilmesi ve çalışma sertleşmesi ani bir artış gösterirken, 400°C' de tekrar düşmüştür. Bu durum çelik-1, 2 ve 3'ün 300°C' de dinamik yaşlanma sertleşmesine maruz kaldığını göstermektedir. 300°C' de katı eriyik içerisinde bulunan C ve N gibi ara yer atomları dislokasyonların hareketini engelleyerek dinamik yaşlanma sertleşmesinin oluşmasına dolayısıyla dayanımın artmasına neden olmuştur.
2. Dinamik yaşlanma sertleşmesinin şiddeti artan vanadyum veya alüminyum miktarıyla birlikte azalma göstermiştir. % ağırlık olarak en yüksek vanadyum ve alüminyum miktarına sahip olan çelik-4'ün akma gerilmesi, çekme gerilmesi ve çalışma sertleşmesi artan test sıcaklığı ile birlikte düzenli olarak düşerken % uzama değerleri artmıştır. Bu durum

vanadyum ve alüminyum gibi mikroalaşım elementlerinin karbon ve/veya azot atomunu katı eriyik içerisinde karbonitrür olarak dışarı aldığını göstermektedir. Bu nedenle dinamik yaşlanma sertleşmesi çelik-4'te oluşmamıştır.

3. Sıcak çekme test sonucunda, dinamik yaşlanma sertleşmesinin en belirgin özelliklerinden olan testere dişi davranış (serrated flow) gerilim-uzama diyagramlarında gözlenmemiştir. Fakat artan test sıcaklığı ile birlikte akma gerilmesi, çekme gerilmesi, % uzama ve çalışma sertleşmesi değerlerinin farklılık göstermesi, çeliklerde dinamik yaşlanma sertleşmesinin oluşup oluşmadığını göstermede belirleyici olmuştur.
4. Çelik-1, 2, 3 ve 4' ün 25-400°C sıcaklıklardaki kırık yüzey resimleri girintili-çukuntulu ve pürüzlü bir yüzey göstermiştir. Fakat çekme sıcaklığının 300°C olduğu sıcaklıklarda çelik-1, 2 ve 3' ten elde edilen numuneler pürüzlü ve camsı bir yapıdan oluşan karmaşık bir kırılma yüzeyi gösterirken çelik-4 pürüzlü bir kırılma yüzeyi göstermiştir. Bu durum çelik-1, 2 ve 3' ün 300°C' de test edildiğinde dinamik yaşlanma sertleşmesine maruz kaldığını göstermektedir.

7.2 ÖNERİLER

1. Bölüm 7.1' de verilen sonuçlardan anlaşılacağı gibi dinamik yaşlanma sertleşmesi katı eriyik içerisinde bulunan C ve N atomlarının miktarıyla veya VCN, AlN gibi çökeleklerin oluşmasıyla direkt olarak ilgilidir. Bu nedenle bu çalışmada kullanılan çeliklerin her birinde bulunan çökeleklerin ebadı, türü ve miktarı geçirmeli elektron mikroskobu (TEM) kullanılarak tespit edilebilir. TEM çalışmasından elde edilen sonuçlar, mekanik test sonuçlarıyla karşılaştırıldığında daha detaylı bilgilere ulaşılabilir.

2. Yapılan çalışmada imkanların kısıtlı olmasından dolayı farklı vanadyum miktarına sahip çeliklerin yalnızca haddeleme işleminden sonra soğutulduğu şartlardaki dinamik yaşlanma özellikleri araştırılmıştır. Bu çeliklere, çeşitli ısıl işlemler uygulanarak farklı soğuma hızlarında (havada, kumda) soğutulabilir ve ısıl işlem görmüş çeliklerin dinamik yaşlanma özellikleri araştırılarak, bu çalışmada bulunan sonuçlarla karşılaştırılabilir. Böylece dövme amaçlı üretilen orta karbonlu mikroalaşım çeliklerinde oluşan dinamik yaşlanma sertleşmesi olayı hakkında derin ve detaylı bilgiler alınabilir.



KAYNAKLAR

- Asil Çelik Teknik Yayınları**, (1994) *Mikroalaşımlama*, sayı:11, s.2-22.
- Bakkaloğlu, A.** (1994) 6.Uluslararası Makina Tasarım ve İmalat Kongresi 21-23 Eylül, ODTÜ, Ankara, *Mikroalaşımlı Çeliklerin Termomekanik İşlemleri ve Özellikler Üzerinde Proses Parametrelerinin ve Rekrystalizasyonun Etkisi*, s.263-267
- Baird, J.D.**, (1963) *Strain Ageing of Steel-Acritical Review*, Iron and Steel, pp. 186, 326, 368, 400, 450.
- Baird, J.D. and Jamieson, A.**, (1963) *N.P.L. Symposium on The Relation Between Structure and Mechanical Properties of Metals*, published by H.M.S.O.
- Baird, J.D.**, (1971) *The Effect of Strain Ageing Due to Interstitial Solutes on The Mechanical Properties of Metal*, Metallurgical Reviews, 16, 1 pp.
- Blank, J.R., and Gladman, T.**, (1970) *Quantitative Metallography*, Tools and Technique in Physical Metallurgy, Volume 1, Ed. Weinberg, F., Marcel Dekker, New York, 265 pp.
- Briedly, B.J.**, (1969) *The Effect of Dynamic Strain Ageing on The Ductile Fracture Process in Mild Steel*, Acta Metallurgica, Vol:18, pp. 325-329
- British Standards Institutions**, (1990) B S EN 10 002-1
- Butler, J.F.**, (1962) *The Effect of Heat Treatment and Microstructure on Carbon Strain Ageing in Low Carbon Steels*, Transaction of the Metallurgical Society of AIME, 224, 89 pp.
- Cotrell, A.H.**, (1953) *A Note on The Portevin-Le Chatelier effect*, Philosophical Magazine 44: pp. 829-832.
- Çemtaş Bülten**, (1996) *Dövme Amaçlı Mikroalaşımlı Çelikler*, s.3-4.
- Çeviker, I.**, (1991) *Mikroalaşımlı Dövme Çeliklerde Mikroyapısal Karakterizasyon ve Mikroyapı-Mekanik Özellikler İlişkisi*, Y.Lisans Tezi, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, s.6-30

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Gladman, T. and Woodhead, J.H.,** (1960) *The Accuracy of Point Counting in Metallographic Investigations*, Journal of the iron and steel institute, February 1960, 194, 189 pp.
- Gladman, T.,** (1989) *Physical Metallurgy of Microalloyed Medium Carbon Engineering Steels*, Ironmaking and Steelmaking, 16, 241 pp.
- Glen, J.,** (1957) *Effect of Alloying Elements on The High Temperature Tensile Strength of Normalised Low Carbon Steel*, Journal of the Iron and Steel Institute, 186, 21 pp.
- Glen, J.,** (1958) *The Effect of Alloying Elements on Creep Behaviour*, Journal of the Iron and Steel Institute, 195, 114 pp.
- Gündüz, S.,** (2002) *Dynamic Strain Ageing Effects In Niobium Microalloyed Steel*. Ironmaking and Steelmaking; 29: s. 341-346.
- Gündüz, S. ve Kaçar, R.,** (2000) *Static Strain Ageing In Microalloyed Steels*. Z.K.Ü.Teknoloji Dergisi, sayı 4, s.139-141.
- Gündüz, S.,** (2000) *Strain Ageing Phenomena In Microalloyed Steels*, University of Leeds, Ph.D. Thesis, pp.1-60
- Herman, W.A., Erazo, M.A., De Patto, L.R., Sekizawa, M., and Pense, A.W.,** (1987) *Strain Ageing Behaviour of Microalloyed Steels*, Welding Research Council Bulletin, 322, 1 pp.
- Hulka, K. and Pascoal, J.P.,** (1983) *An Alloy Design Approach for Economy in processing of High Strength and Tough Steels*, Processing, properties and Application, Proceedings of the Second International Conference Proceeding, pp. 789-799
- Irvine. K.J., Pickering, F.B., and Gladman, T.,** (1967) *Grain Refined C-Mn Steels*, Journal of The Iron And Steel Institute, 205, 161 pp.
- Jones, W.R. and Coobs, G.,** (1953) *Strain Ageing of Mild Steel Institute*, 174, p.9
- Kaplan, M.,** (1997) *Yüksek Cr-Ni Alaşımlı Çelik Dökümlerde Yaşlandırmanın Süneklik Davranışına Etkisi*, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Eğitimi Ana Bilim Dalı, Elazığ, s.20-27

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Koltuk, F.**, (1996) *Mikroalaşımli Çeliklerin İkincil Sıcak Şekillendirilmesinde Özelliklerin Optimizasyonunun İncelenmesi*, Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Ana Bilim Dalı, İstanbul, s.3-66
- Korchynsky,M.** (1988) *Microalloying and Thermo-mechanical Treatment*, Processing, Microstructure and Properties, pp. 169-199
- Leslie, W.C., and Keh, A.S.**, (1965) *Ageing of Rolled Steel Products as Investigated by Electron Microscopy*, in Mechanical Working of Steel-2, AIME. Met.Soc.Conf., 26, 337 p.
- Leslie, W.C.**, (1982) *The Physical Metallurgy of Steels*, Megraw-Hill, New York, 68 p.
- Leslie, W.C.**, (1982) *The Physical Metallurgy of Steels*, University of Michigan, International Student Edition, pp. 189-210
- Lewellyn, D.T.**, (1994) *Steels Metallurgy and Applications 2nd Edition*, pp.4-35.
- Li,C.C. and Leslie,W.C.** , (1978) *Effect of Dynamic Strain Ageing on The Subsequent Mechanical Properties of Carbon Steels*, Metallurgical Transactions A 9A: pp.1765-1775.
- Marschall,C.W. and Landow,M.P.**, (1990) Wilkowski GM, *Effect of Dynamic Strain Ageing on Fracture Resistance of Carbon Steel Operating at Light-Water Reactor Temperatures*. In: Gudas et al, editors. Fracture mechanics. ASTM STP 1074, Philadelphia, pp. 339-359.
- Metalls Handbook**, (1994) *Properties and Selections*, Volume 1 Tenth Edition, ASM International Publ., pp. 398-410
- Mulford,R.A. and Kocks, U.F.**, (1979) *New Observations on The Mechanisma of Dynamic Strain Ageing and of Jerky Flow*. *Acta Metallurgica*, 27: pp. 1125-1133.
- Narita, K.**, (1975) *Physical Cemistry of The Groups Iva (Ti, Zr), Va (V, Nb, Ta) and The Rare Earth Elements in Steel*, Transaction ISIJ, 15, p.145
- Pickering, F.B.**, (1975) *High Strength Low Alloy Steels A Decade of Progres*, Microalloying 75 Proceedings, pp. 3-21
- Repas, P.E.**, (1988) *Metallurgical Fundamentals For HSLA Steels, Microalloyed HSLA Steels Proceeding of Microaaloying*, ASM Int. Publ., pp. 3-14

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Robinson,J.M. and Shaw,M.P.,** (1994) *Microstructural and Mechanical Influences on Dynamic Strain Ageing Phenomena. International Materials Reviews*, 39, pp.113-121.
- Sage,A.M.,** (1992) *An Overview of the Use of Mikroalloys in HSLA Steels With Particular Reference to Vanadium and Titanium*, Processing, properties and Applications, Proceedings of the Second International Conference on HSLA Steels, pp.51-60
- Smallman, R.E.,** (1970) *Modern Physical Metallurgy*, 3^d Addition
- Tekin, E.,** (1995) *Modern Yapı Çelikleri Eğitim Semineri*, Metalurji Mühendisliği Bölümü, ODTÜ-Sem, Ankara, 92 s.
- Topateş, T.,** (1995) *Mikroalaşımlı Çeliklerin Termomekanik İşlemi Sırasında Değişen Proses Parametrelerinin Mikroyapı ve Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi*, Y.Lisans Tezi, Y.T.Ü. Metalurji Mühendisliği Ana Bilim Dalı, s.8-40

ÖZGEÇMİŞ

Hasan KARABULUT 1974'te İskenderun'da doğdu. İlk, orta ve Lise öğrenimini aynı şehirde tamamladı; 1994 yılında Z.K.Ü. Karabük Teknik Eğitim Fakültesi Metal Öğretmenliği Bölümüne girdi.1998 yılında “orta-iyi” derece ile mezun olduktan sonra askerlik görevini yedek subay olarak tamamladı. 2000 yılında Sinop/ Gerze Çok Programlı Lisesinde Metal Öğretmeni olarak göreve başladı ve 2003 yılında y.lisans öğrenimi nedeniyle Zonguldak/Kilimli Endüstri Meslek Lisesi'ne Metal Öğretmeni olarak tayin oldu; halen Z.K.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Ana Bilim Dalı'nda yüksek lisans programını sürdürmektedir.