

**DÖVME AMAÇLI ÜRETİLEN MİKROALAŞIM ÇELİKLERİNDE DÖVME VE
FARKLI SOĞUMA ŞARTLARININ MİKROYAPI VE MEKANİK
ÖZELLİKLERE ETKİSİ**

Abdullah ÇAPAR

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

KARABÜK

Haziran 2005

KABUL:

Abdullah ÇAPAR tarafından "DÖVME AMAÇLI ÜRETİLEN MİKROALAŞIM ÇELİKLERİNDE DÖVME VE FARKLI SOĞUMA ŞARTLARININ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ" başlıklı bu çalışma jürimiz tarafından değerlendirilerek Metal Eğitimi Anabilim Dalında Bilim Uzmanlığı tezi olarak oybirliğiyle kabul edilmiştir. 24/06/2005

Başkan: Prof. Dr. Mehmet TÜRKER (GÜ)

Üye : Doç. Dr. Süleyman GÜNDÜZ (ZKÜ)

Üye : Yrd. Doç. Dr. Behçet GÜLENÇ (GÜ)


.....

.....

.....

ONAY:

Yukarıdaki imzaların, adı geçen öğretim üyelerine ait olduğunu onaylarım. 13./07/2005


Prof. Dr. İhsan TOROĞLU
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

ÖZET

Bilim Uzmanlığı Tezi

DÖVME AMAÇLI ÜRETİLEN MİKROALAŞIM ÇELİKLERİNDE DÖVME VE FARKLI SOĞUMA ŞARTLARININ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

Abdullah ÇAPAR

Zonguldak Karaelmas Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metal Eğitimi Ana Bilim Dalı

Tez Danışmanı: Doç. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

Haziran 2005, 82 sayfa

Dövme amaçlı üretilen karbonlu mikroalaşım çelikleri, rot başı gibi otomotiv parçalarının üretiminde kullanılmaktadır. Bu çalışmada 1100°C'de 30 dakika östenitleme işlemi yapıldıktan sonra dövülen ve ardından kumda, havada ve suda soğutulan orta karbonlu Al ve V-Al mikroalaşım çeliklerinin mikroyapı ve mekanik özellik ilişkisi araştırılmıştır. Elde edilen sonuçlara göre dövme işlemi yapıldıktan sonra havada soğutulan Al ve V-Al mikroalaşım çeliklerinin akma ve çekme dayanımı artarken % uzama değerlerinde bir düşme olmadığı görülmüştür. Bunun nedeni çeliklerin havada soğumadan sonra küçük taneli yapıya ve daha yüksek perlit ve çökelti sertleşmesine sahip olmasından kaynaklanmaktadır. Ayrıca, orta karbonlu V-Al mikroalaşım çeliği aynı dövme ve soğuma şartlarında Al mikroalaşım çeliğine nazaran daha yüksek akma ve çekme dayanımı gösterirken tokluklarında bir düşme görülmemiştir.

ÖZET (devam ediyor)

Anahtar Sözcükler: Mikroalaşımli çelikler, mikroalaşım elementleri, soğutma hızı, mekanik özellikler

Bilim Kodu: 626.20.01

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

THE EFFECT OF FORGING AND DIFFERENT COOLING CODITION ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF MICROALLOYED FORGING STEELS

Abdullah ÇAPAR

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

**Thesis Advisor: Assoc. Prof. Süleyman GÜNDÜZ
June 2005, 82 pages**

Medium carbon microalloyed forging steels are used in several automotive components such as connection rods. In the present work the relationship between structure-mechanical properties of medium carbon Al and V-Al microalloyed steel, forged after austenitisation at 1100°C for 30 minutes and subsequently cooled either in sand, air or water were investigated. The results indicated that higher strength combined with adequate elongation to fracture can be achieved in Al and V-Al microalloyed stels by forging followed by air cooling. This strength and elongation to fracture obtained is due to finer grain sizes and the larger pearlite and/or precipitation contributions. In addition, under similar forging and cooling coditions the V-Al containing microalloy steel leads to beter strength/toughness combination compared to Al steel.

Key words: Microalloyed steels, microalloyed elements, heat treatments, mechanical properties

Science Code: 626.20.01

TEŞEKKÜR

Bu alıőmanın meydana gelmesinde büyük emeği olan, bilgisi, tecrübesi ve olumlu düşünceleri ile beni yönlendiren, bana her konuda destek veren değerli hocam Doç. Dr. Süleyman GÜNDÜZ' e sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Bana sunduğu imkanlardan dolayı K.T.E.F. Metal Eğitimi Ana Bilim Dalına teşekkürlerimi sunarım. Çalıőmalarım sırasında bana destek olan yardımlarını esirgemeyen Doç. Dr. Ramazan KAÇAR'a, Yrd. Doç. Dr. Bilge Demir' e, dövme işlemini ve çekme deneylerini gerçekleőtirmek için desteklerini esirgemeyen KARDEMİR A.Ő' den Makine Mühendisi Fikret ŐENOCAK' a ve çalıőmalarım boyunca yardımlarını gördüğüm tüm arkadaşlarıma teşekkürlerimi sunmayı bir borç bilirim. Son olarak bu günlere gelmeme vesile olan ve benden desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen AİLEME sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET	iii
ABSTRACT	v
TEŞEKKÜR	vi
İÇİNDEKİLER.....	vii
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xi
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	xiii
SİMGELER ve KISALTMALAR.....	xiv
BÖLÜM 1 GİRİŞ	1
BÖLÜM 2 MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER.....	3
2.1 GENEL	3
2.2 MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN TARİHİ GELİŞİMİ.....	3
2.3 MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN TEMEL ÖZELLİKLERİ.....	5
2.4 MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN ÜRETİM AŞAMALARI.....	5
2.4.1 Yassı Ürünler.....	7
2.4.2 Dövme Ürünler.....	8
2.4.2.1 Mikroalaşımli Dövme Çeliklerde İşlenebilirlik.....	9
2.4.2.2 Mikroalaşımli Dövme Çeliklerin Avantajları.....	10
2.4.2.3 Mikroalaşımli Dövme Çeliklerin Kullanım Alanları.....	11
2.5 MİKROALAŞIM ELEMENTLERİ VE ETKİLERİ.....	12
2.5.1 Vanadyum.....	13
2.5.2 Niobyum.....	14
2.5.3 Titanyum.....	15
2.5.4 Alüminyum.....	16
2.5.5 Karbon.....	17
2.5.6 Azot.....	17

İÇİNDEKİLER (devam ediyor)

	<u>Sayfa</u>
2.5.7 Silisyum	17
2.5.8 Fosfor.....	18
2.5.9 Mangan	18
2.5.10 Kükürt.....	19
2.6 MİKROALAŞIM KARBÜR VE NİTRÜRLERİN ÇÖZÜNÜRLÜĞÜ	19
2.6.1 Östenitleme Sıcaklığının Ve Soğuma Hızının Çökelmeye Etkisi	21
2.7 MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE DAYANIM ARTIRICI MEKANİZMALAR	22
2.7.1 Tane Büyüklüğünün Ayarlanmasından Dolayı Dayanımın Artması.....	24
2.7.1.1 Tane Büyüklüğünün Ortalama Kesme Metodu Kullanılarak Belirlenmesi.....	25
2.7.1.2 Ferrit ve Perlit Oranlarının Nokta Sayım Metodu Kullanılarak Ölçülmesi.....	27
2.7.2 Çökeltme Sertleşmesinden Dolayı Dayanımın Artması	28
2.7.3 Katı Ergiyik Sertleşmesinden Dolayı Dayanımın Artması.....	30
BÖLÜM 3 DÖVME TEKNOLOJİSİ.....	33
3.1 GİRİŞ.....	33
3.2 BAŞLICA DÖVME YÖNTEMLERİ	33
3.2.1 Elde Dövme	34
3.2.2 Açık Kalıpla Dövme.....	34
3.2.3 Kapalı Kalıpla Dövme	35
3.2.4 İzotermal Dövme.....	35
3.2.5 Hassas Dövme	36
3.3 DÖVME MAKİNELERİ.....	36
3.3.1 Dövmede Makine Seçimi	37
3.4 DÖVME KALIP MALZEMELERİ	37
3.5 DÖVME KALIBININ İNİŞ HIZI VE ŞEKİL DEĞİŞTİRME HIZI	38
3.6 DÖVÜLEBİLİRLİK.....	39
3.6.1 Dövülebilirlik Özelliğini Belirleyen Testler.....	40
3.6.2 Şekil Değiştirme Büyüklüğünün Değeri	41

İÇİNDEKİLER (devam ediyor)

	<u>Sayfa</u>
3.6.3 Dönel Cisimlerde F Dövme Kuvveti.....	42
3.6.4 Dönel olmayan parçalarda dövme kuvveti.....	42
3.7 DÖVME KONSTRÜKSİYON PRENSİPLERİ.....	43
3.8 MİKROALAŞIMLI DÖVME ÇELİKLER.....	43
BÖLÜM 4 DENEYSEL METOD.....	45
4.1 DENEYSEL ÇALIŞMALARDA KULLANILAN ÇELİKLER.....	45
4.2 DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI.....	45
4.2.1 Soğuma Hızının Ölçülmesi.....	47
4.2.2 Çekme Deneyi Numunelerinin Hazırlanması Ve Deneyin Yapılması.....	47
4.2.3 Çentik Darbe Deney Numunelerinin Hazırlanması Ve Deneyin yapılması..	48
4.2.4 Sertlik Deneyi.....	49
4.3 OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ.....	49
4.3.1 Metalografik İncelemelerde Kullanılacak Numunelerin Hazırlanması.....	49
4.3.2 Dağlayıcıların Hazırlanması Ve Dağlama İşleminin Yapılması.....	50
4.3.3 Tane Büyüklüğünün Ortalama Doğrusal Kesme Metodu Kullanılarak belirlenmesi.....	50
4.3.4 Ferrit ve Perlit Oranlarının Nokta Sayım Metodu Kullanılarak Ölçülmesi...	50
4.4 TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) İLE KIRIK YÜZEY İNCELEMELERİ.....	51
BÖLÜM 5 SONUÇLAR.....	52
5.1 SOĞUMA HIZLARI SONUÇLARI.....	52
5.2 OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ.....	52
5.3 ÇEKME TEST SONUÇLARI.....	56
5.3.1 Çelik 1' in Çekme Test Sonuçları.....	56
5.3.2 Çelik 2' nin Çekme Test Sonuçları.....	57
5.4 SERTLİK DENEYİ SONUÇLARI.....	58
5.5 ÇENTİK DARBE DENEYİ SONUÇLARI.....	59
5.6 TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU İNCELEME SONUÇLARI.....	60

İÇİNDEKİLER (devam ediyor)

	<u>Sayfa</u>
BÖLÜM 6 SONUÇLARIN İRDELENMESİ	66
6.1 OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİNİN İRDELENMESİ.....	66
6.2 ÇEKME DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ.....	68
6.3 SERTLİK DENEYİ SONUÇLARININ İRDELENMESİ	69
6.4 ÇENTİK DARBE DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ.....	70
6.5 MİKROYAPI MEKANİK ÖZELLİK İLİŞKİSİNİN İNCELENMESİ.....	71
6.6 TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) İNCELEMELERİNİN İRDELENMESİ	74
BÖLÜM 7 SONUÇLAR VE ÖNERİLER	76
7.1 SONUÇLAR.....	76
7.2 ÖNERİLER	77
KAYNAKLAR.....	79
ÖZGEÇMİŞ.....	82

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>No:</u>		<u>Sayfa</u>
2.1	Bazı mikroalaşımlandırılmış çeliklerin tane büyüme davranışları.....	6
2.2	Mikroalaşımlı çeliklerin üretim aşaması	8
2.3	Mikroalaşımlı çelikler ile ıslah çeliklerin dövme sonrası aşamaları	9
2.4	Cr-Mo çeliği ile mikroalaşımlı bir çeliğin işlenebilirlik özellikleri	10
2.5	Mikroalaşım elementlerinin çeliğe etkileri.....	12
2.6	Vanadyumun YDDA çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerine etkisi	14
2.7	Niobyumun YDDA çeliklerin yapısı ve dönüşümü üzerine etkisi.....	15
2.8	Titanyumun YDDA çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerine etkileri.....	16
2.9	Karbür ve nitrürlerin çözünürlüğü.....	20
2.10	NbC ve VN' ün östenit içi çözünürlüğü.....	21
2.11	Çeşitli sertleştirme mekanizmaların akma mukavemetine etkisi	23
2.12	Mikroalaşımlı çeliklerde uygulanan sertleştirme mekanizmalarının mekanik özelliklere etkisi	24
2.13	Nb, V ve Ti çökeltilerinin boyut ve hacimsel oranının çökelme sertleşmesine etkisi.....	29
2.14	Yeralan katı çözeltilisinin şematik resmi.....	30
2.15	Küçük ve büyük boyutlu yeralan atomlarının çözeltilinin kafes yapısına etkisi.....	31
2.16	Arayer katı çözeltilisinin şematik resmi	31
2.17	Arayer katı çözeltilisinin kafes yapısında meydana getirdiği çarpılma.....	32
3.1	Elde Dövme	34
3.2	Silindirik bir parçanın iki düzlemsel kalıp arasında basılması.....	35
3.3	Silindirik parçaların şekil değiştirme hızı.	39
3.4	Şekil değiştirilebilirliğin sınırları	41
3.5	Deneme dökümlerden yapılan dövme ürünler	44

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam ediyor)

<u>No:</u>		<u>Sayfa</u>
4.1	Numunelerin dövmeden önce (a) ve dövmeden sonraki (b) resimleri	46
4.2	Deneysel çalışmalarda kullanılan çekme deney numunesi.....	48
4.3	Çentik darbe deney numunesinin a) tespit bölgesi b) ölçüleri	48
4.4	Sertlik deney numunesi a) kopan çekme numunesinin baş kısmı b) sertlik ölçümlerinin yapıldığı bölgeler.	49
5.1	Çelik 1' in mikro yapı görüntüleri.....	54
5.2	Çelik 2' nin mikro yapı görüntüleri.....	55
5.3	Çelik 1' in -25°C 'de A) kum B) hava ve C) suda elde edilen kırık yüzey resimleri.	62
5.4	Çelik 1' in $+25^{\circ}\text{C}$ 'de A) kum B) hava ve C) suda elde edilen kırık yüzey resimleri.	63
5.5	Çelik 2' nin -25°C 'de A) kum B) hava ve C) suda elde edilen kırık yüzey resimleri.	64
5.6	Çelik 2' nin $+25^{\circ}\text{C}$ 'de A) kum B) hava ve C) suda elde edilen kırık yüzey resimleri.....	65

ÇİZELGELER DİZİNİ

<u>No:</u>	<u>Sayfa</u>
2.1 EN 10267' de bulunan kaliteler ve kimyasal analizi	11
2.2 Dayanım artırma mekanizmaları	23
2.3 Çökelme mekanizmasıyla sertleşen ferritik-perlitik çelikler (SEW101)	29
3.1 Sıcak dövme kalıplarının yapımında kullanılan çelikler	38
3.2 Çeşitli malzemelerin dövülebilirlik sıcaklıkları	40
4.1 Mikroalaşımli çeliklerin kimyasal kompozisyonları (% ağırlık).....	46
5.1 Numunelerin farklı ortamlardaki soğuma hızları	56
5.2 Çelik1 ve çelik 2' den elde edilen dövülmemiş ve dövüldükten sonra kum ve hava ortamlarında soğutulan numunelerin %ferrit, %perlit ve tane ebatları sonuçları....	59
5.3 Çelik 1' in çekme deney sonuçları	60
5.4 Çelik 2' nin çekme deney sonuçları	61
5.5 Çelik 1 ve çelik 2' nin sertlik deney sonuçları	62
5.6 Numunelerin ortalama çentik-darbe deneyi sonuçları.....	63
6.1 Dövülmemiş ve dövüldükten sonra, kumda ve havada soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numunelerinin mikroyapı ve mekanik özellik ilişkisi	76

SİMGELER ve KISALTMALAR

SİMGELER

n	:	Ferrit yada perlit fazına karşılık gelen nokta sayısı
N	:	Sayılan nokta sayısı
D	:	Östenit tane çapı
P	:	Çökelti çapı
f_v	:	Çökelti partiküllerinin hacimsel oranı
σ_y	:	Akma gerilmesi
σ_i	:	Tane sınırlı yapıda dislokasyon hareketi için gerekli sürtünme gerilmesi
k_y	:	Sabit (Hall-Petch eşitliği)
d	:	Ferrit tane boyu
σ_{ss}	:	Katı ergiyik sertleşmesi
σ_p	:	Çökelti sertleşmesi
α	:	Ferrit tane büyüklüğü (μm)
L	:	Ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu
f_p	:	% perlit miktarı
n_α	:	Ölçüm çizgisi tarafından kesilen ferrit tanelerin toplam sayısı
n_i	:	Ölçülen tane sınırı sayısı
f	:	Ferrit yada perlit fazının hacimsel oranı
σ_i	:	Standart sapma

KISALTMALAR

HSLA	:	High strength-low alloyed (Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşımli)
DMA	:	Dövme amaçlı üretilen mikroalaşımli çelikler
ITAB	:	Isı tesiri altında kalan bölge
SEM	:	Scanning Electron Microscope (Tarama Elektron Mikroskobu)
VN	:	Vanadyumnitrür
TN	:	Titanyumnitrür

SİMGELER ve KISALTMALAR (devam ediyor)

NbN	:	Niobyumnitrür
NbC	:	Niobyumkarbür
TiC	:	Titanyumkarbür
V(CN)	:	Vanadyumkarbonitrür
NbCN	:	Niobyumkarbonitrür
AlN	:	Alüminyumnitür
VC	:	Vanadyumkarbür

BÖLÜM 1

1.1 GİRİŞ

Son kırk yılın üretilen miktar açısından en önemli gelişimini gösteren mikroalaşımli çelikler, öncelikle yapı çeliklerinin dayanım kapasitelerinin yetersizliği nedeniyle geliştirilmiştir. Mikroalaşımli çeliklerin, yüksek akma mukavemetlerinden dolayı üretilen parçaların ağırlıkları büyük ölçüde azaltılmıştır. Mikroalaşımlama terimi, çok düşük oranlarda Nb, V, ve Ti ilavesi anlamına gelir. Bu elementlerin ilave edilmesiyle, kısmen tane küçültme sertleşmesi ve karbürler, nitrürler veya karbonitrürler gibi partiküllerin oluşması sonucu çökelme sertleşmesi meydana gelir. Genelde mikroalaşımlama, çok düşük karbon içeren çeliklerden hemen hemen ötektoid kompozisyonlu çeliklere kadar yapılır.

Mikroalaşımli çelikler aynı anda değişik sertleştirme mekanizmalarının ve uygun termomekanik işlemlerin uygulanması ile yüksek dayanım, yüksek tokluk, düşük sıcaklıkta gevrek kırılma emniyeti, mükemmel kaynaklanabilirlik ve korozyona dayanım gibi değişik, çok iyi özelliklere sahip bir malzeme grubudur. Yassı ve dövme mamuller şeklinde üretilirler. Uygulama yoğun olarak yassı mamullerde (gaz ve petrol boru hatları, kıyıdan/denizden uzak konstrüksiyonlar) gerçekleşir. Son yıllarda otomotiv endüstrisine yönelik dövme mamullerin üretiminde de bir gelişme vardır. Bugün, bu çelikler, kontrollü haddelenmiş plakalar, levhalar, profiller, olarak üretilmektedirler.

Modern yapı çelikleri diye de anılan çelikler genellikle yalın karbonlu çeliklere oranla daha yüksek dayanımlı çeliklerdir. Bunlar göreceli yüksek dayanımlarından ötürü "Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşımli " ya da YDDA çelikleri olarak bilinirler. Bu tür yapı çelikleri İngilizce kaynaklarda HSLA çelikleri (High Strengths Low Alloy Steels) yada ince taneli yapısal çelikler olarak, Almanca kaynaklarda ise Feinkornbaustaehele olarak belirtilmektedir.

Geçmişte kullanılan çeliklerin yüksek karbon miktarlı olmaları, kaynakla birleştirilmelerinde sorun doğmasına yol açmıştır. Bundan dolayı mikro düzeyde

alaşım yapılarak ve kontrollü haddeleme işlemiyle, kaynak edilebilme kabiliyetli, yüksek dayanımlı çelikler geliştirilmiştir. En çok kullanılan mikroalaşım elementleri vanadyum, niobyum, alüminyum ve titanyumdur. YDDA çeliklerinde alaşım elementi toplamı genellikle %2 değerini aşmaz. Çoğunda ise, mangan katılımları dışında, bu değer %0.1-0.2 arasındadır.

Basıncılı kap, eşanjör, köprü, nükleer enerji tesisleri ve büyük konstrüksiyonlarda mikroalaşım çelikler, her geçen gün artan oranda kullanılmaktadır. Yüksek dayanımlı ince taneli çelikler, genellikle düşük karbonlu mikroalaşım çelik olarak üretilirler, normal tavlı ya da ıslah edilmiş halde kullanılırlar ve bunların en düşük akma sınırı 255 ile 500 MPa arasındadır. Mikroalaşım çelikler genelde -100°C 'den 300°C 'ye kadar geniş bir sıcaklık aralığında kullanılırlar. Yüksek kırılma emniyetinin ve kötü şartlar altında bile güvenilir kaynaklanmanın arzulandığı yerlerde klasik yapı çeliklerinden çok üstün olmaları tercih nedenidir (Çeviker, 1991).

Dövme amaçlı üretilen mikroalaşım çelikleri uygun östenitleme sıcaklığında dövme işlemi yapıldıktan sonra kontrollü olarak havada soğutulur ve ikinci bir ısıl işleme gerek kalmadan (temperleme, gerilme giderme tavlama gibi) kullanılır. Bu özellik mikroalaşım çeliklerini ıslah çeliklerden ayıran en önemli özelliktir. Fakat yapılan literatür araştırmasında, dövme ve soğuma şartlarının mekanik özelliklere etkisi detaylı olarak araştırılmamıştır. Bu yüzden yapılan bu çalışmada uygun östenitleme sıcaklığında dövülen ve ardından farklı soğuma ortamlarında soğutulan orta karbonlu mikroalaşım çeliklerinin mikroyapı ve mekanik özellik ilişkisi araştırılmıştır.

BÖLÜM 2

MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER

2.1 GENEL

Mühendislik uygulamalarında kullanılan malzeme gurupları içersinde çelikler vazgeçilmez bir yere sahiptirler. Özellikle ikinci dünya savaşının ardından deniz- kara taşıt araçları, akaryakıt ve doğalgaz boru hatları, enerji santralleri ve derin deniz üstü yapılar ve benzeri ihtiyaçlar için çelik gereksinimi çok yükselmiştir. Dayanım/ağırlık oranının yükseltilmesiyle daha ince ve küçük kesitli çeliklerin kullanımına olanak sağlaması için çeşitli çalışmalara başlanmıştır. Bu sayede daha küçük kesitte daha yüksek dayanım sağlayan mikroalaşım çeliklerin geliştirilmesi neticesinde üretim ve işletme giderlerinin birim maliyetinin düşürülmesi sağlanmıştır (Çemtaş, 2003).

Geçen yıllarda, sade karbonlu çeliklerin küçük miktarlarda Niobiyum, Titanyum ve Vanadyum gibi kuvvetli karbür ve nitrür oluşturan elementlerle (yaklaşık %1' i geçmeyen) mikroalaşımlandırılmasıyla bu çeliklerin mekanik özelliklerinde büyük iyileşmeler sağlanmıştır. Sade karbonlu çeliklere küçük miktarlarda Nb, Ti ve V' un ilave edilmesi ve kontrollü haddeleme işleminin uygulanması ile birlikte maliyeti düşük dayanımı ve tokluğu iyi olan mikroalaşım çelikleri geliştirilmiştir. Mekanik özelliklerdeki bu iyileşmeler birçok faktörün bir araya gelmesi neticesinde sağlanmıştır. Bu faktörlerin en önemlileri şunlardır:

1. Mikroalaşım elementlerinin karbür ve nitrür olarak çökelmeleri.
2. Ferrit tane boyutunun karbür ve nitrürler ile inceltilmesi.
3. Ferit fazında elde edilen çökelme sertleşmesi (Erdoğan, 2000).

2.2 MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN TARİHİ GELİŞİMİ

Mikroalaşımlama işlemi daha önceki yıllarda da yapılmasına rağmen ancak 1970' li yıllarda daha yaygın olarak birçok çelik ürünlerinde kullanılmaya başlandığı

görülmektedir. Özellikle 1970 ile 1980 yılları arasında çok büyük gelişmeler olmuştur. Bu yıllarda Japonya, Batı Almanya, İtalya ve Fransa gibi gelişmiş ülkelerde mikroalaşımli çeliklerden maksimum güç elde etmek için gerekli tam kontrollü haddeleme uygulaması yapılmıştır.

1950' li yıllarda niobyum, titanyum ve vanadyum gibi mikroalaşım elementleri çeliklerin mekanik özelliklerini geliştirmek amacıyla kullanılmaya başlanmıştır. 1950' li yılların sonlarında niobyum katkılı yüksek mukavemetli çelikler Amerika Birleşik Devletlerinde üretilmiştir. Aynı zamanda Niobyum, Vanadyum ve Titanyum' un çelik üzerine olan etkisi ile ilgili çalışmalar başarılı bir şekilde devam ederken mikroalaşım elementlerinin gelişmesi, kontrollü haddeleme teknolojisi ile birlikte ilerlemiştir.

1960' li yıllarda yeni çelikler ve üretim prosesleri geliştirilmiştir. Bu geliştirme süreci içinde Nb ve V'un ferrit içerisinde ince çökelti partikülleri oluşturarak mukavemet artışına neden olduğu görülmüştür. Ti veya Nb ilavesi ile mikroalaşımlandırılmış çelikte artan mangan miktarı Ar_3 (östenit-ferrit dönüşüm sıcaklığı)'ü düşürdüğü, niobyum karbonitrür miktarının mukavemet artışına neden olduğu ve niobyum ilavesinin östenitin yeniden kristalleşmesini geciktirdiği belirlenmiştir.

Yüksek dayanımlı düşük alaşımli çelikler ile ilgili birçok konu 1970 li yıllarda henüz bilinmiyordu. Örneğin, östenit tanelerinin yeniden kristalleşmediği sıcaklık bölgesinde yapılan haddeleme işlemi sonucu ortaya çıkan mikroyapı ve tokluğun değişimi ile ilgili tezat bilgiler bulunuyordu. Irani ve Ogrami, raporlarında, östenit tanelerinin yeniden kristalleşmediği sıcaklık bölgesinde yapılan haddeleme sonunda, beynit ve ferrit tanelerinin birlikte bulunduğu yapıda dayanım ve tokluğun azaldığını belirtmişlerdir. Diğer taraftan, Priestner ve Irvine, tane inceltmesi ile iyi bir tokluk elde edildiğini göstermişlerdir (Koltuk, 1996).

1970' li yıllarda, düşük karbon eşdeğerinde yüksek mukavemet ve tokluk elde etmek için gösterilen çabalar, ekstra düşük karbon içeren yüksek mangan-molibden-niobyum'lu iğnesel ferritik çeliklerin ve ekstra düşük karbon içeren yüksek mangan – niobyumlu beynitik çeliklerin gelişimi ile sonuçlanmıştır. Bu yıllarda düşük karbonlu mikroalaşımli çelikler karbür ve nitrür oluşturmaları nedeni ile kaynak kabiliyeti iyi, dayanımı ve tokluğu yüksek çelikler haline gelmiştir (Çeviker, 1991).

2.3 MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN TEMEL ÖZELLİKLERİ

Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikler (YDDA) veya high strenght-low alloyed (HSLA) olarak ta adlandırılan mikroalaşımlı çelikler, kuvvetli karbür ya da nitrür yapıcı elementlerden çok az miktarlarda ilave edilerek mekanik özellikleri geliştirilmiş çeliklerdir (Topateş, 1995).

Mikroalaşımlı çelikler, mikroalaşımlama ve ısıl işlemler birlikte uygulandığı zaman yüksek mukavemet, tokluk, düşük sıcaklıklarda gevrek kırılma emniyeti ve kaynak edilebilirlik özelliklerine sahip bir çelik grubudur. Aynı zamanda mikroalaşımlı çeliklerin özellikleri çeliğin mikro yapısı ve kimyasal kompozisyonu ile ilişkilidir. Mikroyapının kontrolü ise çelik bileşimine, östenitleme sıcaklığına, ilk ve son haddeleme ve haddelemeden sonra dönüşümün kontrolüne bağlıdır. Bunun için istenilen özelliklerin elde edilebilmesi için çelik bileşimi ve üretim prosesi kontrol edilerek sağlanır.

Mikroalaşımlı çeliklerin mekanik özelliklerine katkıda bulunan en önemli faktörlerden bir tanesi de tane boyutudur. Tane boyutunun küçültülmesi ile mukavemet ve tokluk özelliklerinde iyileşme meydana gelir. Tane boyutu küçültme niobyum, titanyum ve vanadyum elementlerinin ilavesi ve uygun termomekanik işlemin birlikte uygulanmasıyla gerçekleştirilir. Bu mikroalaşım elementlerinin östenitteki çözünürlüğü ile ilgilidir. Çözünürlük ise östenitleştirme sıcaklığının ve süresinin fonksiyonu olarak hesaplanır (Çeviker, 1991).

Mikroalaşımlı çeliklerin özelliklerine etki eden ikinci işlem kademesi östenitin deformasyonudur. Östenit deformasyonu birkaç basamakta gerçekleştirilir. Yüksek sıcaklıkta uygulanan deformasyon ve yeniden kristalleşme sonucu taneler ufalır. Daha sonraki aşamada sıcaklığın düşmesiyle yeniden kristalleşme durur, taneler uzar ve son haddeleme ile ferrit ve östenit birlikte deforme edilir (Çeviker, 1991).

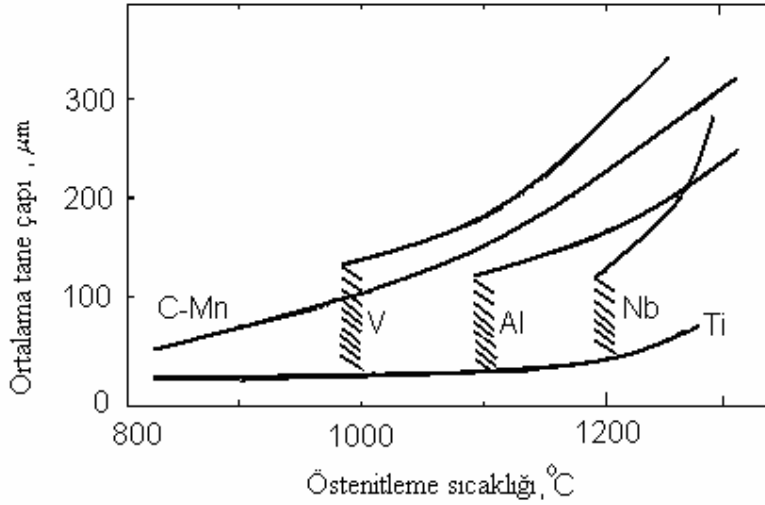
2.4 MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN ÜRETİM AŞAMALARI

Mikroalaşımlı çeliklerin üretim potansiyeli günümüzde gelişmiş ülkelerdeki çelik üretim miktarının % 10' nu aşmış bulunmaktadır. Uygulama yoğun olarak yassı mamullerde (gaz ve petrol boru hatları, off-shore konstrüksiyonlar vb.) gerçekleşir. Son yıllarda dövme

mamullerinde de öncelikle otomotiv endüstrisine yönelik parçalarda uygulama giderek yaygınlaşmıştır.

Mikroalaşımli çelikler birkaç yöntemle üretimleri yapılmakla birlikte bunların en önemlileri östenitleştirme, çözündürme tavlaması ve haddelemedir. Bir östenitleştirme işlemi olan hadde öncesi tavlama işleminde, katılaşma esnasında oluşan vanadyum, titanyum ve niobyum karbürlerin etkisini en üst seviyede kullanmak için tüm mikroalaşım elementlerini östenit tane büyümesine fırsat vermeden çözündürmek gerekir. Bu aşamada sıcaklık mikroalaşım elementlerinin çözünmesine izin verecek kadar yüksek, fakat tane büyümesine neden olmayacak kadar düşük olmalıdır.

Çeliğin ısıtılması süresince çökelmiş karbonitrür parçacıklarının ince dağılımları östenit tane sınırlarının kilitlenmesine neden olup, tane büyümesini önlemektedir. Ancak yeterince yüksek sıcaklıklarda ve/veya yeterince uzun sürelerde, parçacıklar çözünür ve kabalaşarak tane sınırı kilit etkisi zayıflar ve tane kabalaşması meydana gelir. Şekil 2.1’ de Bazı mikroalaşımlandırılmış çeliklerin tane büyümesine etkisi görülmektedir (Koltuk, 1996).



Şekil 2.1 Bazı mikroalaşımlandırılmış çeliklerin tane büyüme davranışları (Repas, 1988)

Haddeleme işlemi de sürekli haddelemeden farklılıklar gösterir. Kontrollü haddeleme işlemi genellikle iki ve/veya üç ayrı basamak içermektedir; yüksek sıcaklıkta haddeleme (1100-1200°C) veya “roughing” ve düşük sıcaklıkta haddeleme serisi (700-800°C) “finishing”. Eğer yüksek sıcaklıkta haddeleme sürekli ise işlem sıcak haddeleme, süreksiz

ise kontrollü haddeleme olarak isimlendirilir. Haddeleme sonrasında uygulanan soğutma ile ferrit tane boyutu küçültülür ve mukavemet artar (Çeviker, 1991).

Kontrollü haddeleme işlemi, gerekli sıcaklıkta ısıtma ile başlar; haddeleme sırasında sıcaklık ve deformasyon kontrol edilir ve haddeleme sonrası belli hızla soğuma ile son bulur. Özellikle kangal olarak sarılan şerit ve levhaların sarma hızı ve sarma sıcaklığında kontrol edilir (Erdemir, 1990).

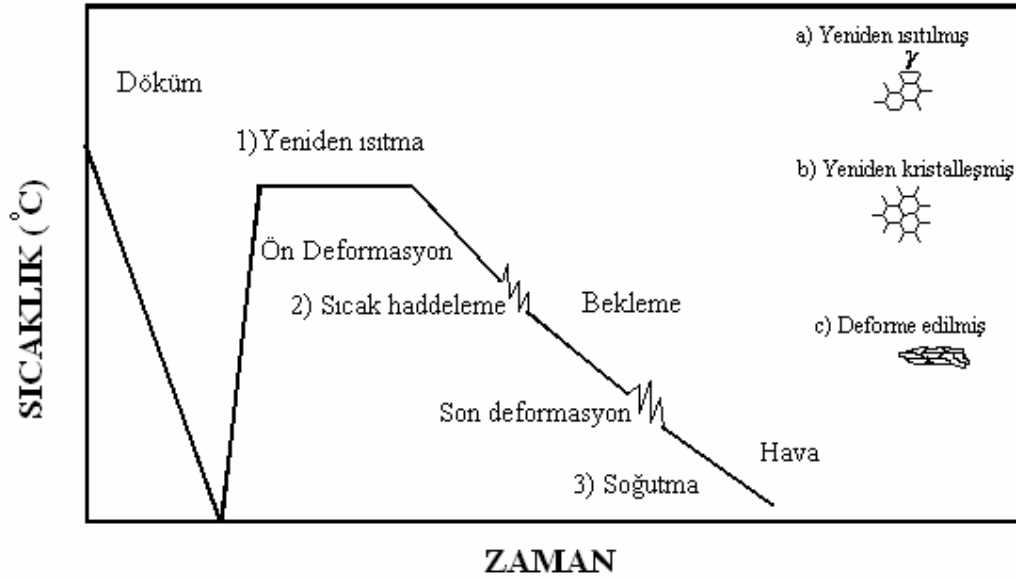
Haddeleme ve dövme üretim aşamaları dikkate alınarak mikroalaşımli çelikleri yassı ve dövme ürünler olmak üzere iki ana grupta toplamak mümkündür.

2.4.1 Yassı Ürünler

Günümüzde üretilen mikroalaşımli çeliklerin büyük bir bölümünü yassı mamuller oluşturmaktadır. Uygulanan kontrollü haddeleme ve mikroalaşımlama ile istenilen özelliklerin elde edilmesi mümkündür. Mikroalaşımli çeliklerin kontrollü haddelenmesindeki temel amaç çok küçük düzenli bir ferrit tane yapısı elde etmektir. Bu küçük ferritik yapı bir yandan akma mukavemetinin artmasına diğer yandan da tokluk özelliklerinin iyileşmesine neden olur (Link, 1988). Şekil 2.2' de şematik olarak gösterildiği gibi kontrollü haddeleme işlemi üç basamağa ayrılabilir.

1. Östenitin yeniden kristalleşme bölgesinde deformasyon
2. Östenitin yeniden kristalleşmediği bölgede deformasyon
3. İki fazlı östenit-ferrit bölgesinde deformasyon.

İstenilen mekanik özellikler, kontrollü haddelenenin her basamağında mikro yapısal değişimlerin hassas kontrolü ile elde edilir (Çeviker,1991).



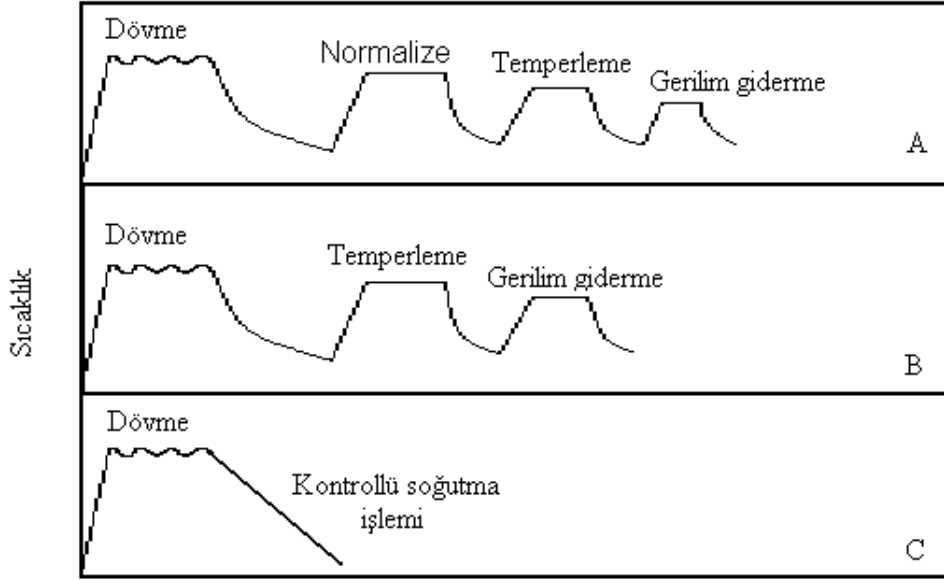
Şekil 2.2 Mikroalaşımli çeliklerin üretim aşaması (Topateş, 1995).

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 değişik soğuma hızları kullanılarak mikro yapının ince taneli ferrit veya beynitten oluşması sağlanır. Soğuma şartlarına bağlı olarakta az miktarlarda perlit veya martenzit'de elde edilir (Asil Çelik Teknik Yayınları, 1994).

2.4.2 Dövme Ürünler

Mikroalaşımli dövme çelikler, 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.

Islah çeliklerde yapı temperlenmiş martenzit olarak ortaya çıkarken; mikroalaşımli dövme çeliklerde ince ferrit-perlit yapı görülür. Ancak hem tane küçülmesi etkisi ile hemde çökelti sertleşmesi nedeni ile mikroalaşımli dövme çeliklerde ıslah çelikleriyle aynı mekanik özellikler görülür (Çemtaş bülteni,1996). Şekil 2.3' te geleneksel ısıl işlem proses aşamaları ile mikroalaşımli dövme çeliklerde uygulanan proses aşamaları görülmektedir.



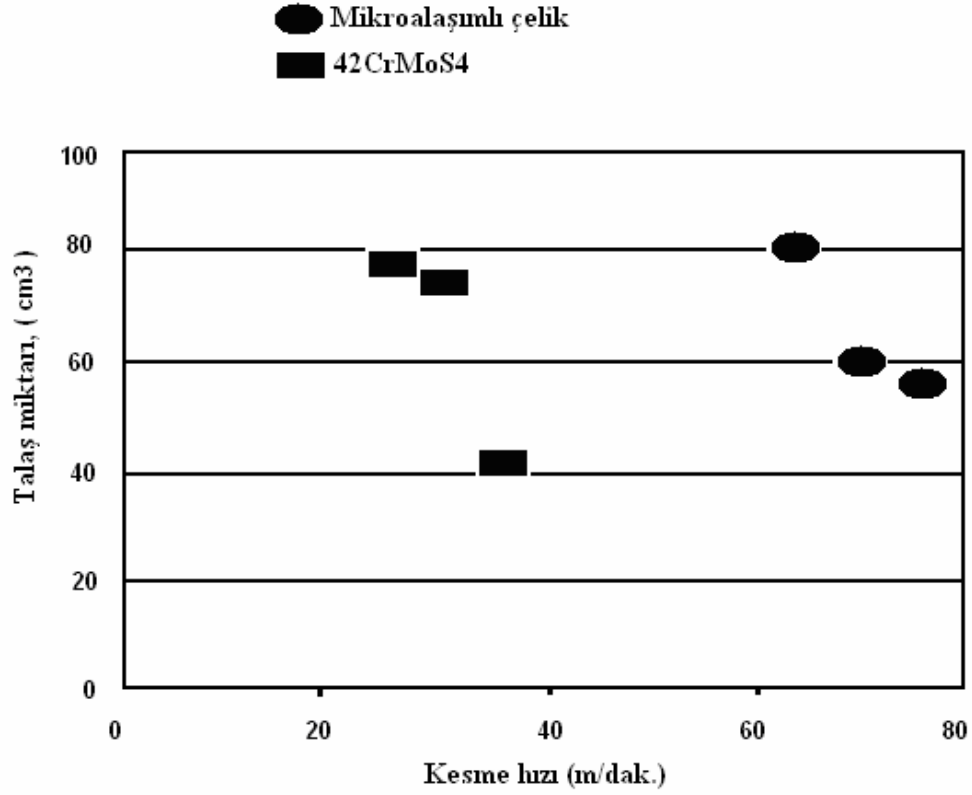
İşlem basamakları

- A- İslah çelikleri geleneksek işlem
- B- İslah çelikleri dövme sonrası direk sertleştirme
- C- Mikroalaşımli çelikler

Şekil 2.3 Mikroalaşımli çelikler ile ıslah çeliklerin dövme sonrası aşamaları (Çemtaş bülteni, 1996).

2.4.2.1 Mikroalaşımli Dövme Çeliklerde İşlenebilirlik

Ferrit-perlit yapıda bulunan bu çeliklerin işlenebilirlikleri iyi olması ile birlikte, mikroalaşımli çeliklerde işlenebilirliğin artırılması için % 0,020-0,060 oranlarında kükürt ilavesi yapılır. Mikroalaşımli çeliklerin işlenebilirliklerinin iyi olması, talaş kaldırma esasına dayalı çalışan tezgâhlarda daha iyi verim alınmasını ve daha kısa sürede daha çok işin yapılmasını sağlar. Şekil 2.4'te 42CrMoS4 çeliği ile, mikroalaşımli bir çeliğin işlenebilirliği karşılaştırılmıştır. Kalem aşınması ve talaş kaldırma miktarı dikkate alındığında mikroalaşımli çeliklerin kesme hızının daha iyi olduğu görülmektedir.



Şekil 2.4 Cr-Mo çeliği ile mikroalaşımli bir çeliğin işlenebilirlik özellikleri (Çemtaş bülteni, 1996).

2.4.2.2 Mikroalaşımli Dövme Çeliklerin Avantajları

Mikroalaşımli dövme çeliklerin üretiminde amaç pahalı ısı işlemin ortadan kaldırılmasıdır. Dövmüş parçaların geleneksel yolla üretiminde su verme, temperleme, sertleştirmeden sonra doğrultma ve gerilme gibi birkaç ısı işlem basamağı vardır. Oysaki mikroalaşımli çeliklere eşdeğer gerilme özellikleri dövme sıcaklığından havada soğutma sırasında çökelme sertleşmesi ile elde edilir (Çeviker,1991).

Mikroalaşımli dövme çeliklerin üretim yöntem ve özelliklerine baktığımızda bu çeliklerin avantajlarını şöyle sıralayabiliriz.

1. Kullanılan alaşım miktarı azdır
2. Isıl işlem gerektirmez
3. İşlenebilirlik özellikleri daha iyidir
4. Üretim imkanı daha hızlıdır

5. Şekillendirmeden sonra bükülme görülmez, sertleştirmeye ve gerilme gidermeye ihtiyaç yoktur.
6. Enerji tasarrufu sağlar.
7. Kullanılan alaşım miktarı daha azdır.
8. Gerilme, yorulma ve sertlik özellikleri ıslah çeliklerinkine eşittir
9. Ağırlık yönünden daha hafiftirler (Karabulut, 2003).

2.4.2.3 Mikroalaşımli Dövme Çeliklerin Kullanım Alanları

Mikroalaşımli dövme çelikler değişik kullanım alanları nedeniyle oluşan kimyasal analiz farklılıkları bir standart ihtiyacı doğurmuştur. 1988 yılında Almanya’da dört çeşit kaliteyi içeren ve bunların mekanik özelliklerini gösteren bir kitapçık yayımlanmıştır. 1989 yılında ise, Çizelge 2.1’ de görüldüğü gibi Avrupa Standartları Komitesi (CEN) tarafından EN 10267- “Çökeltme Sertleşmeli Ferritik-Perlitik Çelikler” standardı onaylanarak yayımlanmıştır (Karabulut, 2003).

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

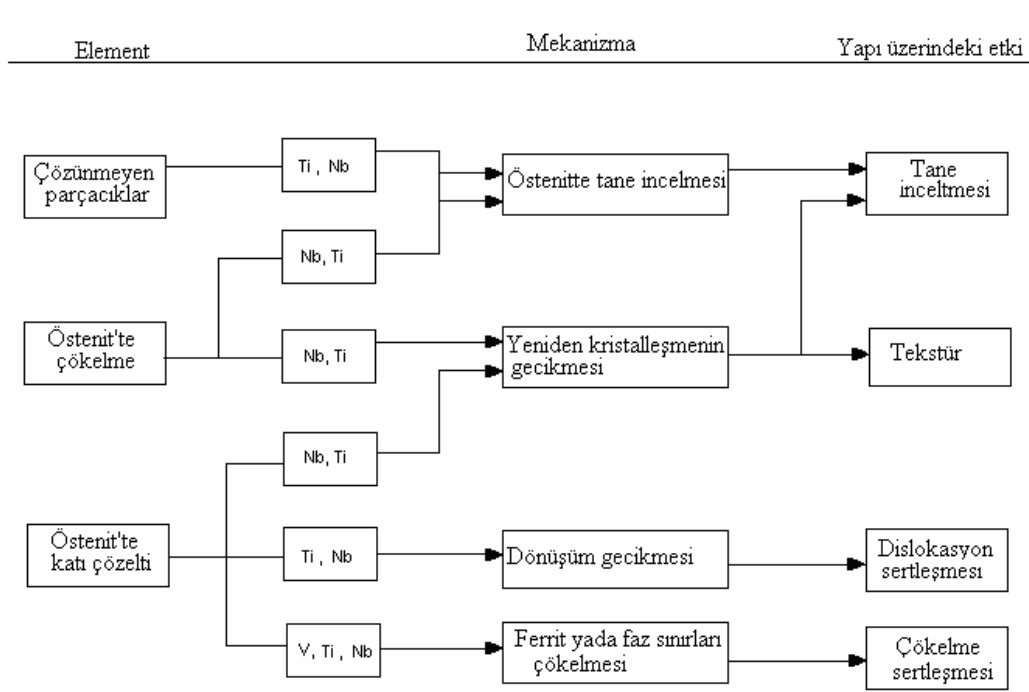
ADI	KİMYASAL ANALİZ (% AĞIRLIK)						
	C	Si	Mn	Pmax	S	N	V
19MnVS6	0.15	0.15	1.20	0.25	0.020	0.010	0.08
	0.12	0.80	1.60		0.060	0.020	0.20
30MnVS6	0.26	0.15	1.20	0.25	0.020	0.010	0.08
	0.33	0.80	1.60		0.060	0.020	0.20
38MnVS6	0.34	0.15	1.20	0.25	0.020	0.010	0.08
	0.41	0.80	1.60		0.060	0.020	0.20
46MnVS6	0.42	0.15	1.20	0.25	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	0.25	0.020	0.010	0.08
	0.49	0.80	1.60		0.060	0.020	0.20

Mikroalaşımli dövme çelikler özellikle yüksek dayanım isteyen yapı elemanlarında, otomotiv sektöründe fiyat ve ağırlık yönünden tasarruf sağlamaları nedeniyle tercih edilirler. Mikroalaşımli çeliklerden üretilmiş parçalar, otomotiv sanayinde kullanılan statik

olarak çalışan krank milleri, pistonlar, bilye kolları ve dinamik olarak çalışan aks ve direksiyon aksamlarıdır (Çeviker, 1991).

2.5 MİKROALAŞIM ELEMENTLERİ VE ETKİLERİ

Mikroalaşım elementleri ferrit tanelerinin küçülmesini sağlar. Mikroalaşım elementlerinin oluşturduğu Nb, V, Al ve Ti karbür, nitür veya karbonitürlerin östenitin yeniden kristalleşmesini engellemektedir. Ayrıca mikroalaşım elementleri çökeltme sertleşmesine de katkıda bulunmaktadır. Mikroalaşım elementlerinin görevi bir malzemeden diğerine göre değişir. Bazı malzemelerde aynı alaşım birden fazla görev yapabilmektedir. Mikroalaşım elementleri çeşitli mekanizmalarla çeliklerin mikro yapılarını kontrol etmektedir. Bu mekanizmalar, alaşımlama ile değişir. Şekil 2.5’ te mikroalaşım elementlerinin çeliğe etkileri görülmektedir (Koltuk,1996).



Şekil 2.5 Mikroalaşım elementlerinin çeliğe etkileri (Hulka, 1992).

Mikroalaşımli dövme çelikler niobium, titanyum, vanadyum ve alüminyum gibi mikroalaşım elementlerinin yanında diğer alaşım elementleri olan bakır, mangan, krom, nikel ve silisyum gibi alaşım elementlerini de içerirler.

Metalurjik dizaynda mikroalaşım elementlerinin birincil rolü tane inceltmesidir. Tane sınırı hareketinin ve yeniden kristalleşmenin engellenmesi sıcaklığa bağlı olarak çökelen V, Ti, Nb (CxNy) partikülleri sayesinde olur. Östenit içi çözünen elementlerin etkisi dikkate alınmayacak derecede azdır.

İkincil rol ise deformasyon sonucu soğumada çökelti tanecikleri oluşturmaktır. Östenit içi çözünen mikroalaşım elementleri (V,Ti,Nb) ile karbon ve azot gibi arayer atomları soğuma sırasında karbonyür olarak çökeler ve böylece arzulanan etkiyi sağlarlar. Ayrıca artan plastik deformasyon gerilme nedenli çökelti oluşumunu hızlandırır (Asil çelik teknik yayınları, 1994). Bazı mikroalaşım elementlerinin etkileri aşağıda açıklanmaktadır.

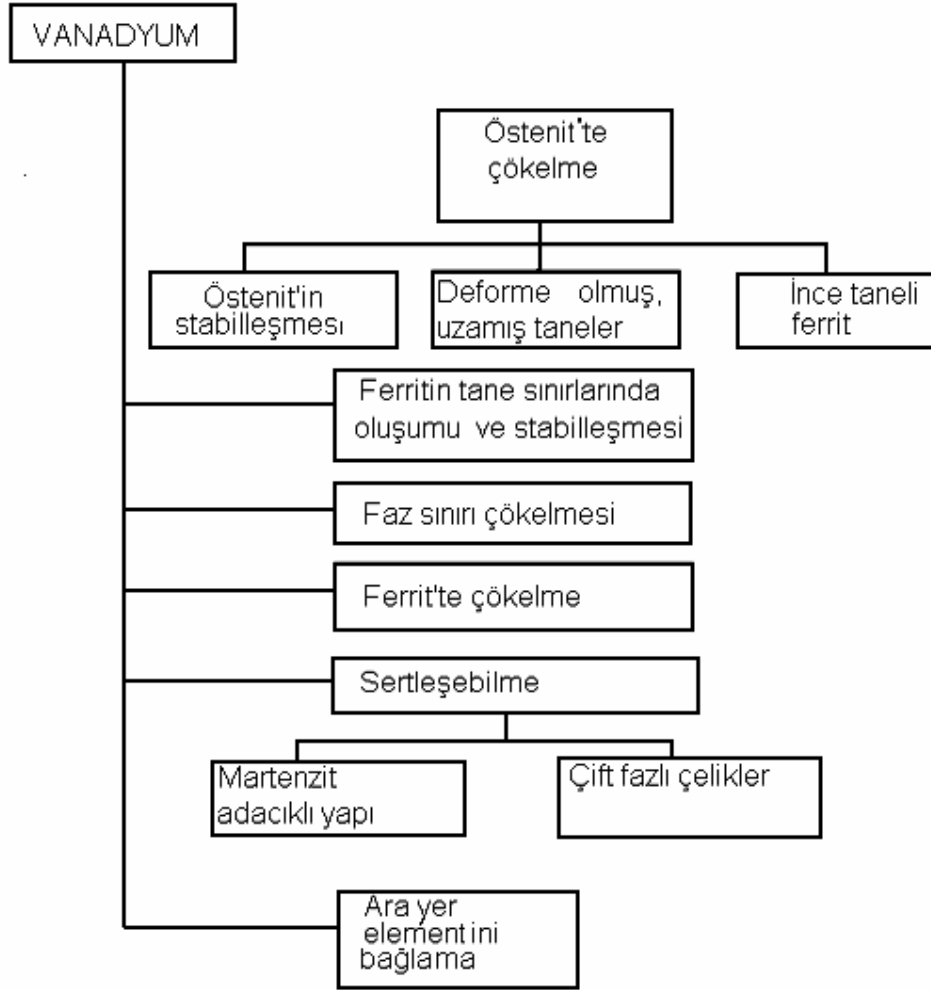
2.5.1 Vanadyum

Vanadyum, titanyum ve niobium'dan daha düşük sıcaklıklarda çökelen nitrür ve karbür oluşturur ve haddelenmiş çeliklerin tane boyutunun kontrolünde titanyum ve niobium kadar yaygın olarak kullanılmamaktadır. Yüksek karbonlu çeliklerde özellikle azot oranı yüksekse, çelik östenit iken VN oluşabilmekte ve tane büyümesini engelleyerek dövme tane boyutunu inceltmektedir. Aynı zamanda ferrit içindeki VN çökeltileri, AlN çökeltileri ile birlikte ferrit tane büyümesini engellediği ve normal haddelemeden sonra son yapıda küçük tane boyutuna yol açtığı düşünülmektedir (Tekin, 1995).

Vanadyumun azot ile birleşip oluşturduğu nitrürler ferritik yapıda tane küçülmesi sağlar. Bu nedenle, çentik dayanımını da yükseltir. Kuvvetli karbür oluşturduğundan, aşınmaya ve sıcak dayanımı arttırmak için takım çeliklerinde volfram'la sığağa dayanıklı çeliklerde krom ile birlikte katılır (Topbaş, 1998).

Vanadyum östenit içinde oldukça çözünür olmasına karşın, ferrit içerisinde az çözünür diğer mikroalaşımın tersine vanadyumun ferrit oluşumunu engellemediği hatta ferrit miktarını arttırdığı bilinmektedir. Vanadyum özellikle kaynak işleminde önemlidir, östenit tane sınırlarında ve östenit tane içinde ferrit oluşumunu sağlar ve böylece ITAB bölgesinde

tokluk artışına neden olur (Sage, 1992). Vanadyumun mikro alaşımlı çeliklerin iç yapısına ve faz dönüşümüne etkisi şekil 2.6'da görülmektedir.



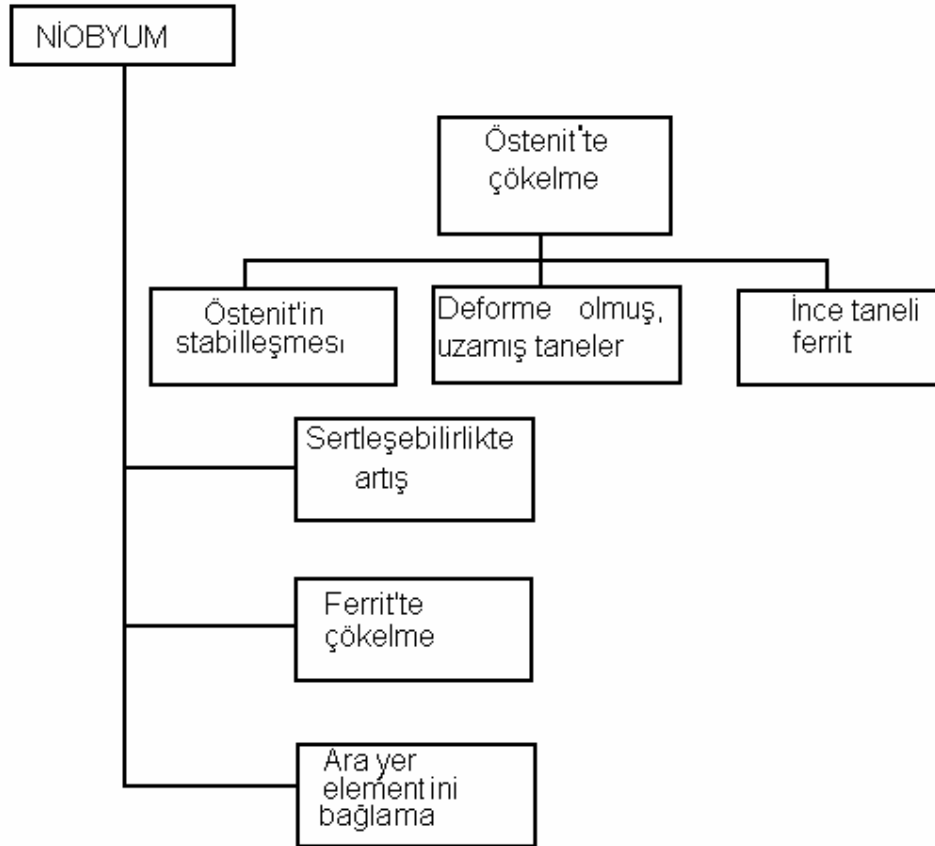
Şekil 2.6 Vanadyumun YDDA çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerine etkisi (Sage, 1992).

2.5.2 Niobyum

Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çeliklerde (YDDA) kontrollü haddeleme ve soğutma işlemi ile çeliğin mekanik özelliklerini iyileştirmek amacıyla kullanılmaktadır. Kuvvetli karbür ve nitrür yapıcıdır. Sertliği, akma sınırını yükseltir, taneleri inceltir ve şekil değişebilme özelliğini azaltır (Topbaş, 1998).

En etkili mikroalaşım elementi olarak bilinen niobyum, nitrür ve karbür oluşturur. Niobyumkarbür (NbC) uygun çeliklerde, 1000°C nin hemen altında oluşmakta ve östentın

yeniden kristalleşmesini önlemektedir. Niobyum, bu şekilde ince taneli boru çelikleri ve yapı çeliklerinin üretimi için yaygın olarak kullanılmaktadır. Mikroalaşımli çeliklerin mikro yapısı üzerinde Nb' nin etkileri şekil 2.7' de özet olarak verilmiştir (Koltuk, 1996).



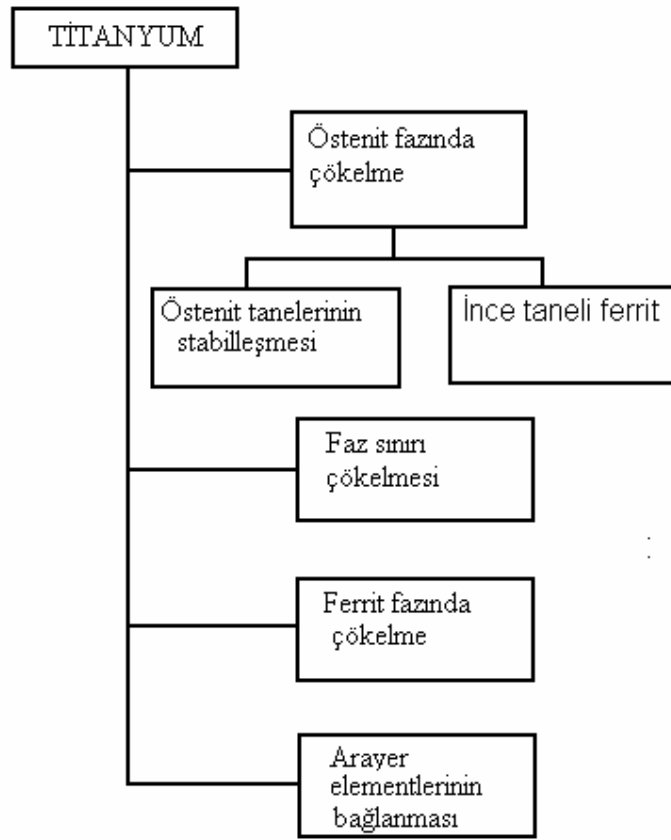
Şekil 2.7 Niobyumun YDDA çeliklerin yapısı ve dönüşümü üzerine etkisi (Sage, 1992).

Ortalama 200 nm boyutlu NbC tanecikleri tane büyümesini engeller. Ösenit içi oluşan 20 nm' lik tanecikler ise yeniden kristalleşmeyi geciktirir. Çökelti sertleşmesi, 2 nm boyutlu çok küçük çökeltilelerle gerçekleşmektedir (Asil Çelik Teknik Yayınları, 1994).

2.5.3 Titanyum

V, Mo, W ve Nb gibi kuvvetli karbür ve nitür yapıcıdır. Östenitik çeliklerde yapıda denge sağlar, genel olarak çeliklerde taneleri inceltir. Ayrıca Al ile birlikte deoksidan madde (oksit giderici) olarak da sakin dökülen çeliklerde kullanılır (Topbaş, 1998). Titanyum çok

yüksek sıcaklıklarda nitrür oluşturur ve nitrür çökeltileri, haddeleme ve dövme işlemleri süresince östenitin tane büyümesinin kontrolünde çok etkilidir. Ayrıca TiN partikülleri ısı etkisi altında kalan bölgenin (ITAB) en sıcak kısımlarında çözülmeyen kalabilir. Bu nedenle TiN partikülleri ITAB'ın kaba taneli yapısını ince taneli yapıya dönüştüren etkili mikroalaşım çökeltilerinde biridir. Titanyumun etkili olabilmesi için, çelik katılaşmadan hemen sonra 25 ve 35°C/dak. hızında soğutulmalıdır (Koltuk, 1996). Titanyumun, çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerindeki etkileri şekil 2.8' de görülmektedir.



Şekil 2.8 Titanyumun YDDA çeliklerin dönüşümü ve yapısı üzerine etkileri (Sage,1992)

2.5.4 Alüminyum

En güçlü oksijen gidericidir. Azot ile kuvvetli nitrür teşekkül ettirir, ısıtmada tane kabalaşması ve çeliğin yaşlanma eğilimini azaltır. Çelik üretiminde taneleri inceltir (Topbaş, 1998). Alüminyum çok yavaş çökeler sadece nitrür oluşturur. Alüminyumnitrür (AlN), 1000°C'nin üzerinde çözünür, ancak çelik hızla ısıtılırsa, çözelti dışında belirli bir

zaman kalabilir ve böylece küçük tane boyutu sağlamak için kullanılır. AlN' yi diğer nitürlerden ayıran en büyük özelliği yapısının hegzagonal sıkı paket olmasıdır (Gladman, 1997). AlN tane büyümesini engelleyerek çelik mikroyapısının küçük taneli olmasına neden olur. Vanadyum'un varlığı ile de daha küçük taneli yapı elde edilebilir (Koltuk, 1996).

2.5.5 Karbon

Karbon miktarının fazla olması, perlit yapısının artmasına neden olmakla birlikte; tokluk ve kaynak kabiliyetinde bir azalmaya neden olduğu bilinmektedir. Bunun yanında akma ve çekme dayanımında artış sağlamaktadır. Yüksek miktarlarda karbon kullanımı martenzit ve beyitik 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 Hand Book, 1994).

2.5.6 Azot

Mikroalaşımli çeliklerde azot % 0.02 seviyesinde kullanılır. Bazı uygulamalarda bu seviye % 0.005 ile sınırlandırılmıştır. Vanadyumlu çeliklerde azotun ilavesi, çökeltme sertleşmesini artırdığı için önemlidir. V-N çeliklerinde oluşan VN' ün, VC' e göre östenit içerisinde daha az çözünürlüğe sahip olması, onun tane küçültülmesinde daha etkin rol oynamasını sağlar (Karabulut, 2003).

2.5.7 Silisyum

Çelik üretiminde oksijen giderici olarak kullanılan temel elementlerden biridir. Çelikteki silisyum miktarı üretim tarzına bağlı olarak değişir. Sakin dökülen alaşımsız çeliklerde en fazla %0,60 Si bulunabilir. Düşük alaşımlı çelikler ve yay çelikleri, % 2 ye kadar silisyum içerirler. Buna karşın silisyumlu çelikler diye adlandırılan çeliklerde ise silisyum miktarı % 5'e kadar yükselebilir. Ayrıca % 14–15 Si içeren çeliklerde de korozyon dayanımı iyidir fakat dövülemezler ve kırılındırlar. Silisyum miktarı arttıkça çeliğin tane büyüklüğü de artar (Topbaş, 1998).

Silisyum, katı çözeltili sertleşmesi sağlayarak akma dayanımında artış sağlar. Kaynak edilecek yerlerde % 0,3'den fazla kullanımı toklukta ve kaynak kabiliyetinde düşmeye neden olur (Topateş, 1995).

Silisyum, ferrit içerisinde çözünerek çeliğin sünekliğini fazla azaltmadan mukavemetini artırır. Ayrıca, silisyum dioksit (SiO_2) oluşturarak sıvı çeliğin oksijenini büyük ölçüde alır ve böylece çeliğin kalitesini iyileştirir (Savaşkan, 2000).

2.5.8 Fosfor

Fosfor ferritin dayanımını en fazla artıran elementtir. Bu nedenle düşük miktarlarda bulunsa bile çeliğin dayanımını ve sertliğini artırıcı, buna karşın şekillendirme yönünde sünekliği ve darbe dayanımını azaltıcı etki yapar. Bu etkiler, özellikle yüksek karbonlu menevişlenmiş çeliklerde daha fazladır. Ayrıca, çeliğin korozyon dayanımını iyileştirmesine karşın, kükürtle birlikte çelikte mümkün olduğunca az bulunmasına çalışılır ve kalite belirlemede birinci planda rol oynar (Topbaş, 1998).

Ferit içinde etkili bir katı çözeltili sertleştiricidir. Korozyon dayanımını artırır. % 0.05' den düşük kullanımlarda östenit tane sınırlarında meydana gelen segregasyonların yol açtığı kırılmalığa neden olur. Bakır ile birlikte kullanımı önemli ölçüde korozyon dayanımı sağlar (Karabulut, 2004). Bazı çeliklerde % 0.07 ile % 0.12 oranları arasında bulunan fosfor, çeliklerin kesme özelliğini iyileştirir. Ancak, yüksek oranlardaki fosfor, çeliklerin sünekliğini azalttığından soğuk şekillendirme sırasında çeliğin çatlamasına veya kırılmasına neden olur (Savaşkan, 2000).

2.5.9 Mangan

Çeliğin dayanımını artırır fakat sünekliğini biraz azaltır. 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 (Karabulut, 2003).

Manganın en önemli yararı kükürdün olumsuz etkisini önlemesidir. Çelikte MnS oluşturacak miktardan daha fazla oranda mangan bulunursa, fazlalık mangan karbon ile reaksiyona girerek mangan karbür (Mn_3C) oluşturur (Savaşkan, 2000).

2.5.10 Kükürt

Çelik kalitelerinin belirlenmesinde sınırlanan element olan fosforla birlikte birinci planda göz önünde tutulur. Kükürt miktarı yükseldikçe, şekillendirmeye dik doğrultuda süneklik ve darbe dayanımı düşer, boyuna doğrultuda etkilenme azdır. Mangan ile dengelenmediğinde sıcak kırılma eğilimine neden olur. Kaynak edilebilirliği ve serleşebilirliği kötüleştirir (Topbaş, 1998).

Çelikte mangan bulunması durumunda kükürt mangan ile mangan sülfür (MnS) oluşturur. Yani FeS yerine MnS oluşur. MnS 'ün büyük bir bölümü curufta toplanırken, bir kısmı da MnS kalıntıları olarak yapı içerisinde dağılır. Mangan oranının, kükürt oranının 2 ile 8 katı arasında olması tercih edilir. Bazı çeliklerin işleme kabiliyetini iyileştirmek için kükürt oranı % 0.08 ile % 0.35 arasındaki bir değere kadar artırılabilir. Böylece talaşlı işlem kolaylaştırılıp takım aşınması da önlenmiş olur. Kükürt, çeliğin darbe dayanımını azaltır ve kaynak edilme özelliğini olumsuz etkiler (Savaşkan, 2000).

2.6 MİKROALAŞIM KARBÜR VE NİTRÜRLERİN ÇÖZÜNÜRLÜĞÜ

Çeşitli karbür ve nitrürlerin çözünürlük ve çözünürlük sınırları ile ilgili çalışmalar Irvın, Pickering ve Gladman (1967) tarafından yapılarak aşağıda belirtilen çözünürlük denklemleri ile ifade edilmektedir.

$$\text{Log}_{10} (Al) (N) = - 6770 / T + 1.03$$

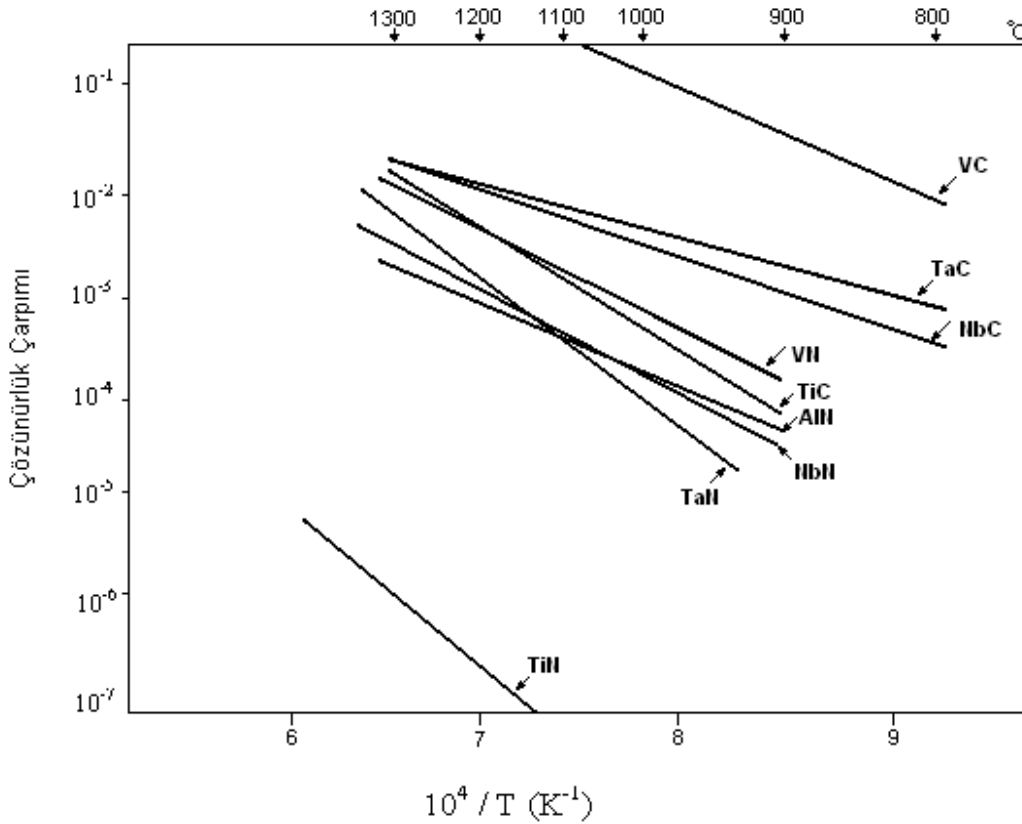
$$\text{Log}_{10} (V) (N) = - 8330 / T + 3.46$$

$$\text{Log}_{10} (Nb) (C) = - 6770 / T + 2.26$$

$$\text{Log}_{10} (Ti) (C) = - 6770 / T + 1.03$$

Burada; T Kelvin cinsinden sıcaklıktır.

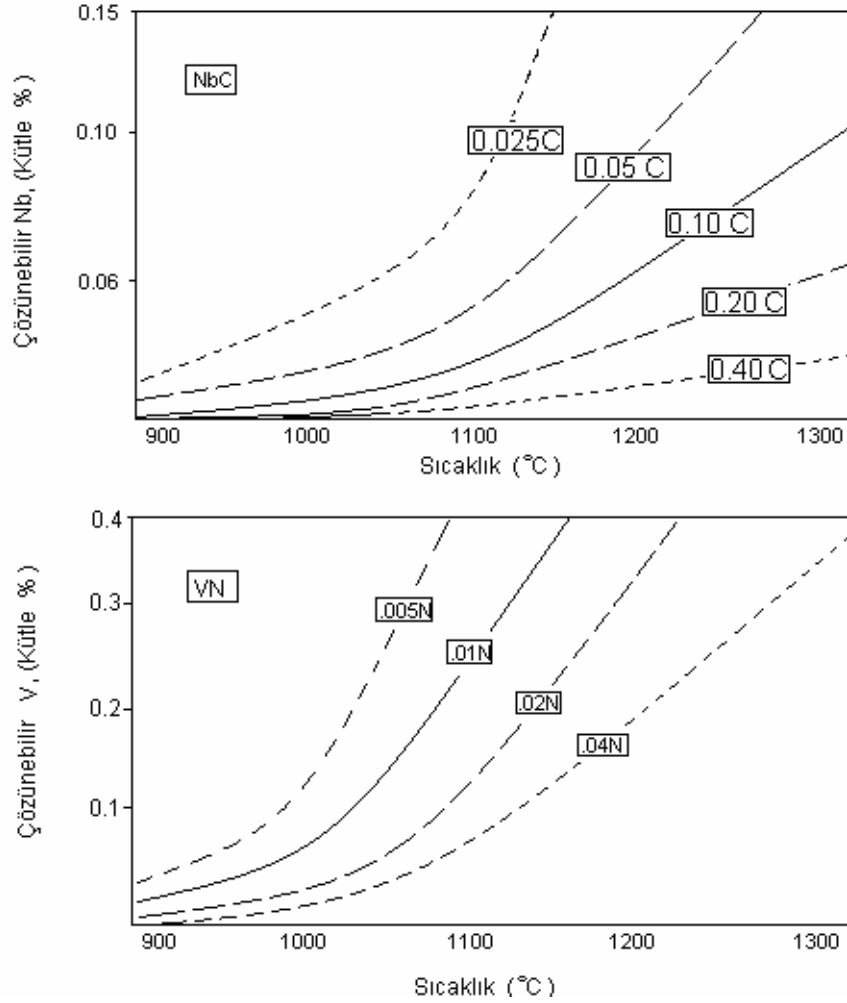
Yapılan literatür çalışmasında mikroalaşım karbür ve nitrürlerin çözünürlüklerinin çok farklılık gösterdiği görülmüştür. Örneğin Irvine, Pickering ve Gladman' nın verileri kullanıldığında % 0.03 Al ve % 0.015 N içeren çeliğin çözünme sıcaklığı 1273 °C iken Naritanın verileri kullanıldığında çözünme sıcaklığının 1126°C olduğu görülmektedir. Bu farklılık uygun östenitleme sıcaklığını seçmede problem oluşturacak kadar önemlidir. Karbürlerin çözünürlüğü nitrürlerin çözünürlüğünden daha fazladır. Nitrürlerin bu düşük çözünürlüğü tane kabalaşmasını önlemektedir. VC diğer karbürlere nazaran östenit içinde daha fazla çözünür. Şekil 2.9'da karbür ve nitrürlerin çözünürlüğü sıcaklığın fonksiyonu olarak verilmiştir.



Şekil 2.9 Karbür ve Nitrürlerin Çözünürlüğü (Çeviker, 1991).

NbC ve VN' ün östenit içinde çözünürlüğü Şekil 2.10'da sıcaklığın fonksiyonu olarak gösterilmiştir. Şekilde de görüldüğü gibi NbC' ün çözünürlüğü östenitleştirme sıcaklığı ve karbon miktarına bağlıdır. Örneğin 1100°C'de çözünen vanadyum miktarı % 0,02 N içeriğinde yaklaşık % 0,15 iken %0,04 N içeriğinde %0,1'in altındadır. Aynı şekilde 1100°C'de 0.025 C içeren çelikte çözünen Nb'un miktarı % 0.8 iken, 0.1 C içeren çelikte

% 0.02 dir. VN, NbC ve TiN arasında en kararlı bileşik TiN' dür. Östenit' te en düşük çözünürlüğe sahiptir. Elde edilen yüksek sıcaklıklarda östenit tane büyümesini engeller.



Şekil 2.10 NbC ve VN' ün Östenit içi Çözünürlüğü (Çeviker, 1991).

2.6.1 Östenitleme Sıcaklığının Ve Soğuma Hızının Çökelmeye Etkisi

Çeliğin ısıtılması süresince çökelmiş CN parçacıklarının ince dağılımları östenit tane sınırının kilitlemesine neden olup, tane büyümesini önlemektedir. Ancak yeterince yüksek sıcaklıklarda ve/veya uzun sürelerde partiküller çözünür ve/veya kabalaşır tane sınırı hareketini engelleme etkisi azalır ve tane kabalaşması meydana gelir. Çökelti boyutu ve hacminin östenit tane çapına etkisi aşağıda verilen bağıntı ile hesaplanmaktadır (Repas, 1988).

$$D = A \cdot P / f_v \quad (2.1)$$

Burada; D = Östenit tane çapı(μm)

A = Malzeme Sabiti

P = Çökelti çapı(μm)

f_v = Çökelti partiküllerinin hacimsel oranı (% hacim)

Mikroalaşım elementlerinin etkisini maksimum seviyede kullanmak için, çelik içi tüm mikroalaşım elementlerini östenit tanesinin büyümesine imkan vermeden çözündürmek gerekir (Koltuk, 1996). Mikroalaşımlı çeliklerde soğuma hızı ne kadar yüksek ise, çökeltinin oluştuğu sıcaklık o kadar düşük olacaktır. Soğuma hızı çökeltinin östenit'te mi yoksa ferrit içinde mi çökeceğini belirleyebilmektedir (Koltuk, 1996).

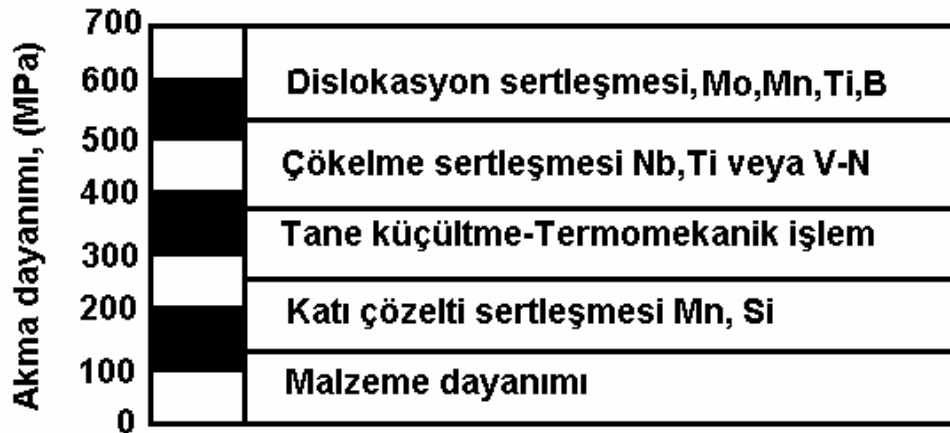
2.7 MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE DAYANIM ARTIRICI MEKANİZMALAR

Mikroalaşımlı çeliklerde arzu edilen bazı özellikleri geliştirmek ve bunlardan en iyi şekilde faydalanmak için içyapı - özellik ilişkilerinin çok iyi bilinmesi gerekmektedir. Mikroalaşımlı çeliklerde kullanılan sertleşme mekanizmaları, tane boyutu sertleşmesi, çökeltme sertleşmesi, katı ergiyik sertleşmesi ve deformasyon sertleşmesi gibi sertleşme mekanizmaları çeliklerin mukavemetini artırırlar. Bu sertleşme mekanizmaları içerisinde tane küçültme mekanizması mukavemeti artırırken aynı zamanda tokluğu da iyileştirir (Kim, 1983). Günümüze kadar yapılan çalışmaların büyük bir kısmı tane boyutunu küçültme ve çökeltme sertleşmesi ile ilgilidir.

Mikroalaşımlı çeliklerde kullanılan dayanım artırma mekanizmaları Çizelge 2.2' de açıklanmaktadır. Ayrıca Şekil 2.11 ve 2.12' de çeşitli dayanım artırma mekanizmalarının çeliğin akma dayanımına, darbe geçiş sıcaklığına etkisi görülmektedir.

Çizelge 2.2 Dayanım artırma mekanizmaları (Koltuk, 1996).

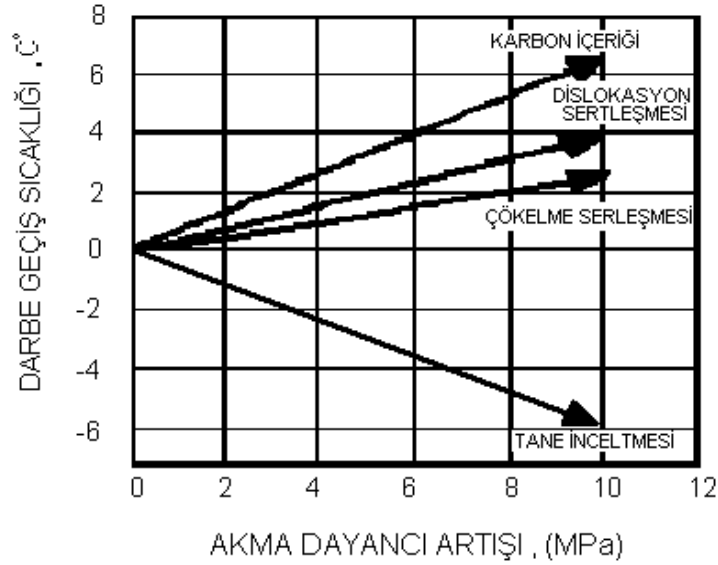
TANE İNCELTME	Deforme olmuş östenit tanesinin yeniden kristalleşme davranışı
	Östenit yeniden kristalleşmeme sıcaklığında şekil vermeden sonra faz dönüşümü
ÇÖKELME SERTLEŞMESİ	Çökeltme sertleşmesi, V ve Nb (CN) ile gevrekleşme
	Gerinim etkisi, çökeltme ve toklukta değişim
PEKLEŞME (DEFORMASYON-SERTLEŞMESİ)	Östenit + ferritin kritik bölgede haddelenmesi ile dayanımın artışı ve gevrekleşme
KATI ÇÖZELTİ SERTLEŞMESİ	
DÖNÜŞÜM SERTLEŞMESİ	Faz sertleşmesi (İğnesel ferrit çeliği-beynit çeliği)
	Mikro dubleks sertleştirme



Şekil 2.11 Çeşitli sertleştirme mekanizmalarının akma mukavemetine etkisi

Değişik sertleştirme mekanizmalarının mikroalaşımli çeliklerin dayanım ve tokluk özelliklerine etkisi farklılık göstermektedir (Şekil 2.12). Tane küçültme mekanizmasıyla

dayanım ve tokluk aynı anda artırılmaktadır. Çökelti ve dislokasyon sertleşmesi mekanizmaları ile dayanımın arttığı ancak; tokluğun (darbe geçiş sıcaklığında artış) düştüğü görülmektedir (Asil Çelik Teknik Yayınları, 1994).



Şekil 2.12 Mikroalaşımli çeliklerde uygulanan sertleştirme mekanizmalarının mekanik özelliklere etkisi (Asil Çelik Teknik Yayınları, 1994).

2.7.1 Tane Büyüklüğünün Ayarlanmasından Dolayı Dayanımın Artması

Çeliklerin akma noktası ile tane büyüklüğünün arasındaki ilişki ilk önce Hall ve Petch tarafından yapılan teorik ve deneysel çalışmalar neticesinde belirlenerek aşağıdaki şekilde formülize edilmiştir.

$$\sigma_y = \sigma_i + k_y \cdot d^{-1/2} \quad (2.2)$$

Bu formülde; σ_y = Akma gerilmesi

σ_i = Tane sınırlı yapıda dislokasyon hareketi için gerekli sürtünme gerilmesi

k_y = Malzeme sabiti

d = Ferrit tane boyutu

Mikroalaşımli çeliklerde çeşitli özelliklerin geliştirilmesinde tane boyutunun küçültülmesi büyük önem taşır. Küçük tane boyutunun özellikle tokluğu dayanımı arttırmada olumlu

etkisi vardır. Tane küçültme ile tokluk ve mukavemette aynı anda artış sağlanmaktadır. Küçük tane üretmek için ana faktörler şunlardır.

1. Östenitleştirme sıcaklığında tane büyümesini engellemek.
2. Yeniden kristalleşmeyi geciktirmek
3. Ferrit çekirdeklenmesini arttırmak.
4. Ferrit tane büyümesini geciktirmek (Koltuk, 1996)

Hall-Petch eşitliği yukarıda da ifade edildiği gibi akma dayanımının, tane ebadına göre değişimini gösteren bir eşitliktir. Bununla beraber mikroalaşım çelikleri bünyesinde oluşturdukları ikinci faz partikülleri (çökeltiler) ve katı ergiyik sertleşmesi ile tane ebadıyla birlikte akma dayanımını etkilemektedir. Bu nedenle Hall-Petch eşitliği aşağıdaki şekilde düzenlenerek ifade edilebilir (Gladman, 1997).

$$\sigma_y = \sigma_i + \sigma_{ss} + \sigma_p + k_y \cdot d^{-1/2} \quad (2.3)$$

Burada σ_y , σ_i , k_y ve $d^{-1/2}$ formül 2.7.1'de belirtilen ile aynı, σ_{ss} , katı ergiyik sertleşmesini, σ_p çökelti sertleşmesini ifade etmektedir.

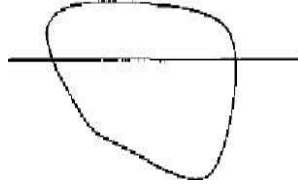
2.7.1.1 Tane Büyüklüğünün Ortalama Kesme Metodu Kullanılarak Belirlenmesi

Tane büyüklüğü, ölçüm çizgisinin haddeleme yönüne 45° açı oluşturacak şekilde belirlenmesini içeren ortalama doğrusal kesme metodu kullanılarak ölçülebilir. Ölçüm çizgisinin kesmiş olduğu tane sınırları sayılır. Ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu, bulunan tane sınırı sayısına bölünerek ortalama tane ebadı bulunur. Ölçüm işlemi için en az 500 tane sınırı sayılmalıdır ve sayım işlemi yapılırken aşağıda belirtilen önemli noktalar göz önünde bulundurulmalıdır (British Standards Institutions, 1990).

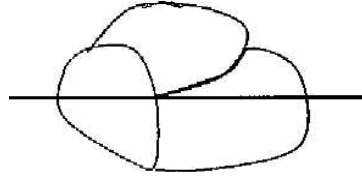
Eğer ölçüm çizgisi tane sınırını teğet kesiyorsa; 0,5 sayılır



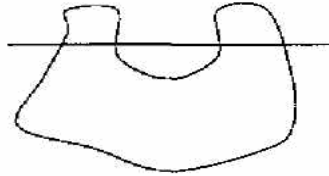
Eğer ölçüm çizgisi tane sınırını tam olarak kesiyorsa; 1 sayılır



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



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



Ferrit fazının tane büyüklüğü aşağıdaki formül kullanılarak hesaplanabilir.

$$i\alpha = \frac{L(1 - fp)}{n\alpha} \quad (2.4)$$

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

Ayrıca karbon oranı yüksek olan çeliklerde perlit fazının oranı yüksek olduğundan çeliğin dayanımını ferrit fazına göre daha fazla etkilemektedir. Bu nedenle karbon oranı yüksek olan çeliklerde ($> \% 0.25$) perlitin tane ebadının hesaplanması önem arz etmektedir ve

aşağıda belirtilen formülün kullanılması ile ortalama perlit tane ebadı hesaplanabilmektedir (Gladman, 1997).

$$ip = \frac{L \cdot fp}{np} \quad (2.5)$$

Burada; ip = Perlit tane büyüklüğü (μ m)

L = Ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu

fp = % perlit miktarı

np = Ölçüm çizgisi tarafından kesilen perlit 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.

$$(\sigma_i / i) / n_i^{1/2} = 0,7 / n_i^{1/2} \quad (2.6)$$

Burada; σ_i = Standart sapma

n_i = Ölçülen tane sınırı sayısı

2.7.1.2 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 yapılmaktadır. Ferrit veya perlitin hacimsel oranını aşağıda belirtilen formül kullanılarak hesaplanabilir.

$$f = \frac{n}{N} \quad (2.7)$$

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.

$$\sigma_n = \sqrt{\frac{f(1-f)}{N}} \quad (2.8)$$

Burada; σ_n = Standart sapma

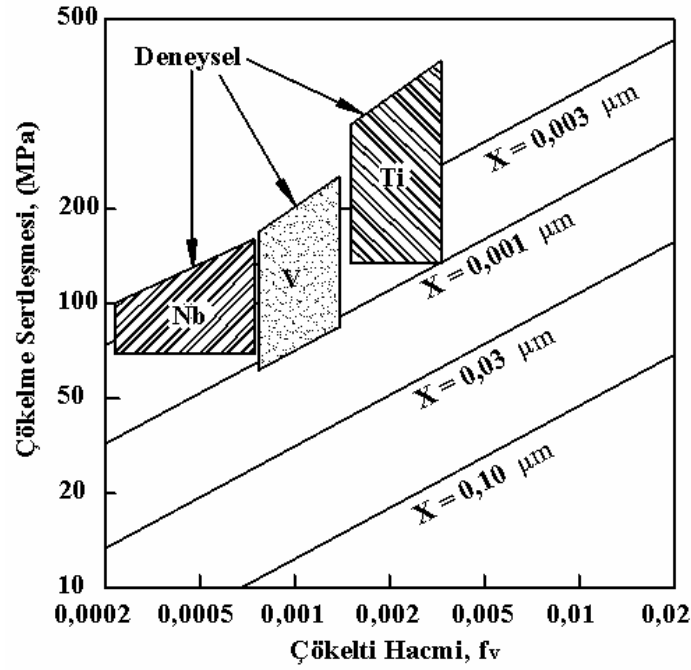
f = Ferrit yada perlit fazının hacimsel oranı

N = Sayılan toplam nokta sayısıdır.

2.7.2 Çökelme Sertleşmesinden Dolayı Dayanımın Artması

Çökelme sertleşmesi için mikroalaşım elementlerinin karbon ve azotla oluşturdukları bileşiklerin tipi, boyutu ve dağılımı önemlidir. Şekil 2.13' te Nb, V ve Ti' nin 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 değillerdir. Özellikle dövme ürünlerde ilk çalışmalar, çökelme sertleştirmesindeki yoğun etkisi nedeniyle vanadyum katkısıyla yapılmış ve ferritik-perlitik mikro yapı VC tipi çökeltilerle sertleştirilmiştir. Çökelti oluşumu ise, basit kontrollü soğutma ile sadece boyutsal olarak sınırlandırılmıştır. Bu tip mikroalaşımli çelikler Almanya'da 1988 yılı sonunda "çökelme mekanizmasıyla sertleşen ferritik-perlitik çelikler" (AFP çelikleri) olarak standartlaştırılmıştır. SEW101 den alınan çelik kompozisyonları çizelge 2.3' de verilmektedir (Karabulut, 2003).



Burada; x = çökeltilerin boyutu

F_v = çökelti hacmidir.

Şekil 2.13 Nb, V ve Ti çökeltilerinin boyut ve hacimsel oranının çökeltme sertleşmesine etkisi

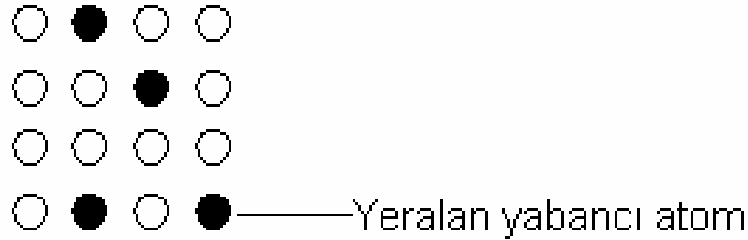
Çizelge 2.3 Çökeltme mekanizmasıyla sertleşen ferritik-perlitik çelikler (SEW101).

ÇELİK TİPİ:		C	Si	Mn	P	S	V
KISA İŞARETİ	MALZEME NUMARASI	KÜTLESEL MİKTAR (%)					
49MnVS3	1,1199	0,44/0,50	≤0,50	0,70/1,00	≤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	≤0,035	0,030/0,060	0,08/0,13
27MnSiVS6	1,5232	0,25/0,30	0,50/0,80	1,30/1,60	≤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	≤0,035	0,020/0,035	0,01/0,15

2.7.3 Katı Ergiyik Sertleşmesinden Dolayı Dayanımın Artması

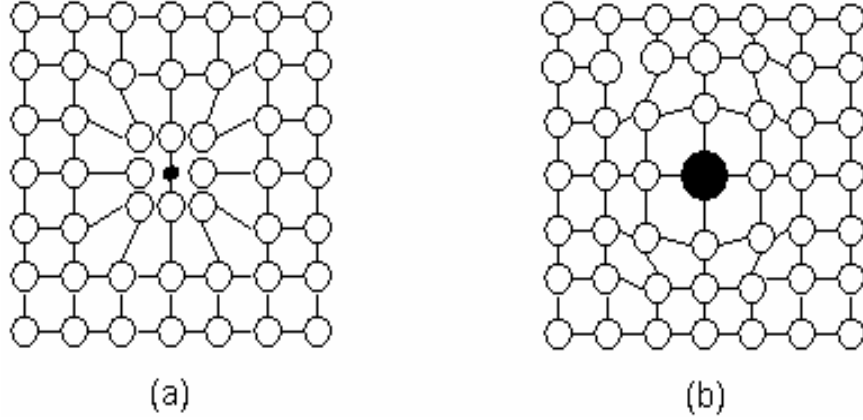
Katı ergiyik sertleşmesi, tane boyutu ve çökeltme sertleşmesi ile birlikte mikroalaşımli çeliklerin dayanımını artıran sertleşme mekanizmalarından biridir. Katı ergiyik sertleşmesi önemli iki faktöre bağlıdır. Bunlardan birincisi, çözen ve çözünen atomlar arasındaki çap farklılığının artması dayanımı artırmaktadır. Atom çapındaki bu farklılaşma atom kafesini deforme ederek kaymayı zorlaştırır ve bunun sonucunda da malzemenin dayanımı yükselir. İkincisi, alaşım elementlerinin yüksek oranlarda bulunması dayanımı artırmaktadır. Örneğin % 0.3 karbon içeren mikroalaşım çeliği aynı kimyasal kompozisyona sahip fakat %0.1 karbon içeren mikroalaşım çeliğine nazaran daha yüksek dayanım sergileyebilmektedir (Askeland, 1996).

Katı ergiyik sertleşmesi yeralan katı eriyiği ve arayer katı eriyiği olmak üzere iki kısma ayrılmaktadır. Yeralan katı çözeltisinde çözünen element atomlarının, çözen elementin atomlarının yerini almasıyla oluşan katı çözeltidir. Atomların birbirinin yerini alması olayı çözen elementin kafes yapısı içerisinde meydana gelir. Yeralan katı çözeltisinin şematik resmi Şekil 2.14'te görülmektedir (Savaşkan,2000).



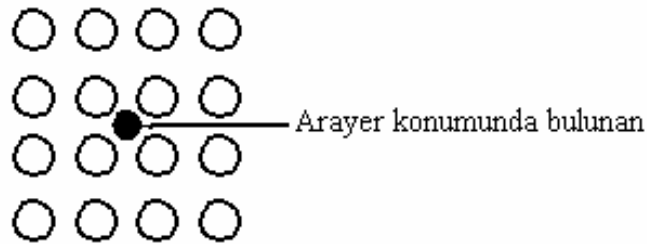
Şekil 2.14 Yeralan katı çözeltisinin şematik resmi

Ayrıca çözünen atomun bulunduğu bölgede, çözeltinin kafes yapısında çarpılma veya distorsiyon meydana gelir. Bu durum şematik olarak Şekil 2.15'te gösterilmektedir. Söz konusu distorsiyon, dislokasyonların kayma düzlemleri üzerindeki hareketini engelleyerek alaşımın sertlik ve mukavemetini artırır. Mikroalaşım çeliklerinde Mn, Si, Ti, vb. elementler yeralan katı çözeltisi etkisi göstererek çeliğin dayanımını artırır.

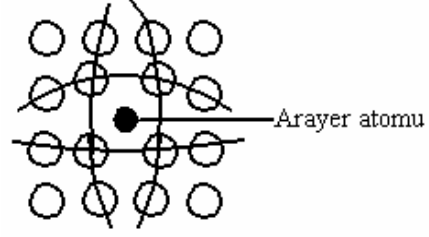


Şekil 2.15 (a) Küçük ve (b) büyük boyutlu yeralan atomlarının çözeltinin kafes yapısına etkisi (Savaşkan, 2000).

Arayer katı çözeltisinde yarıçapları küçük olan atomların, çözen elementin atomları arasındaki boşluklara girmesiyle oluşur. Kafes yapısındaki boşluk veya aralıklar çok dar olduğundan ancak yarıçapları 1 \AA ' dan daha düşük olan atomlar arayer katı çözeltisini oluşturabilirler. Mikroalaşım çelikleri içerisinde bulunan karbon (0.77 \AA) ve azot (0.77 \AA) katı ergiyük sertleşmesi gösterir, çünkü arayer katı çözeltisinde bulunan karbon ve azot atomları bulunduğu bölgede kafes yapısında çarpılma meydana getirir ve bu çarpılma dislokasyon hareketini zorlaştırarak alaşımın sertlik ve mukavemetini artırır. Arayer katı çözeltisinin şematik resmi şekil 2.16'da arayer katı çözeltisinde meydana gelen çarpılma şekil 2.17'de şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 2. 16 Arayer katı çözeltisinin şematik resmi



Şekil 2.17 Arayer katı çözeltisinin kafes yapısında meydana getirdiği çarpılma

BÖLÜM 3

DÖVME TEKNOLOJİSİ

3.1 GİRİŞ

Dövme işlemi, darbe veya basınç altında kontrollü bir plastik deformasyon sağlanarak, metale istenen şekli verme, tane boyutunu küçültme ve mekanik özelliklerini iyileştirme amacıyla uygulanan bir plastik şekil verme yöntemi olarak tanımlanabilir. Dövme işlemi, insanlığın uyguladığı en eski metal şekillendirme sanatıdır. Tarihte yaklaşık 18. yüzyılın sonlarına kadar el sanatı olarak gelişme göstermiştir. Bu tarihten sonra makinelerin insan gücünün yerini almasıyla, dövme sanatının uygulandığı atölyeler endüstrileşme yolunu tutmuştur. Günümüzde alüminyumdan zirkonyuma kadar tüm metaller bir civatadan türbin robotuna veya tek parça halindeki uçak kanadına kadar çeşitli boyut ve şekillerdeki parçalar dövülebilmektedir. Dövme ürünleri taşıtlarda (uçak, otomobil, tren v.s.), tarım makine ve aletlerinde inşaat ve yol makinelerinde, füze ve roketlerde, silah endüstrisinde, türbin, motor ve çeşitli makinelerde kullanılan parçalar, özellikle emniyet açısından önem taşıyan, darbeye ve gerilmelere dayanıklı kritik parçaları oluştururlar. Dövme işlemi değişik kriterlere göre farklı şekillerde sınıflandırılır. Kullanılan makineleri çalışma prensiplerine göre sınıflandırma, şahmerdanla dövme ve presle dövme diye iki grupta yapılır (Çiğdem, 1996).

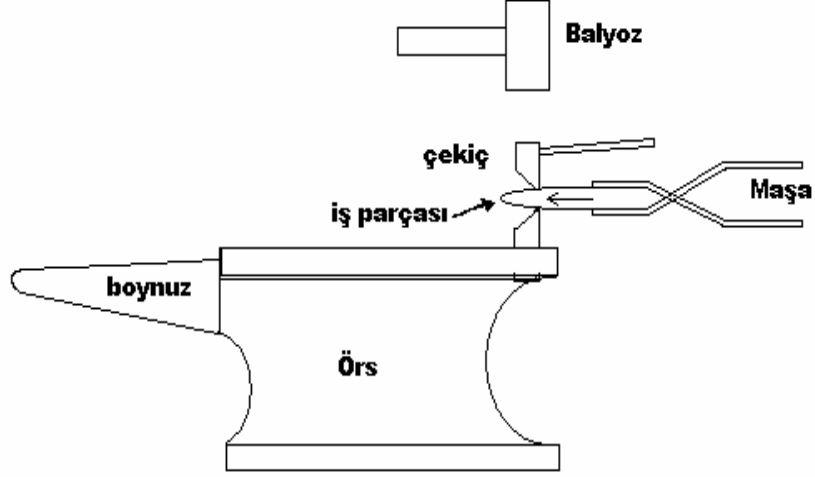
Dövme, sıcak, yarı sıcak ve soğuk olarak uygulanabilir. Malzemenin mutlak ergime sıcaklığı ($^{\circ}\text{K}$) T_e ve şekil verme sıcaklığı da T ile gösterilirse, genel olarak, $T/T_e < 0.3$ ise soğuk şekil verme, $T/T_e = 0.3 - 0.5$ ise yarı sıcak şekil verme ve $T/T_e > 0.6$ ise sıcak şekil verme söz konusudur (Çapan, 1999).

3.2 BAŞLICA DÖVME YÖNTEMLERİ

Günümüze kadar dövme işlemleri çok farklı yaklaşım ve yöntemler ile yapılmakla birlikte bu yöntemleri en genel anlamda iki ana grupta ele almak mümkündür. Bu yöntemler el ile dövme (demirci dövmesi) ve makine ile dövme yöntemleridir.

3.2.1 Elde Dövme

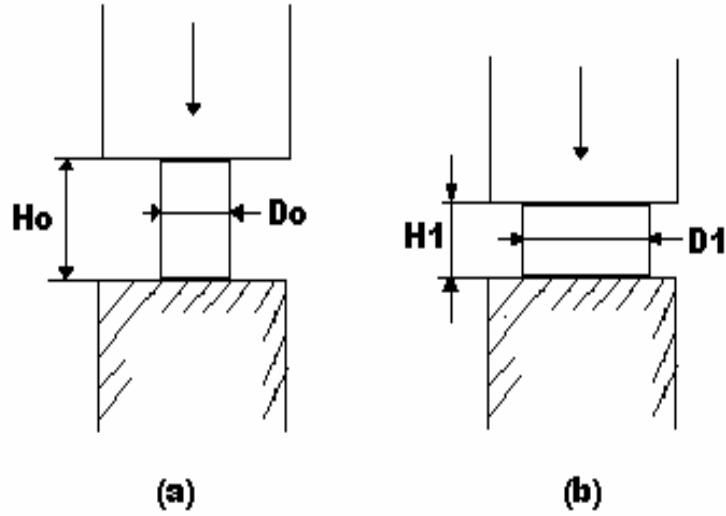
El takımları kullanılarak ısıtılmış metalin çekiçlenmesiyle gerçekleştirilen ilk dövme işlemi olarak bilinen bir dövme yöntemidir (şekil 3.1) (Maraşlıoğlu, 1990).



Şekil 3.1 Elde Dövme

3.2.2 Açık Kalıpla Dövme

En basit açık kalıpla dövme işlemi, örneğin silindirik bir parçaya, iki düzlemsel kalıp arasında, eksenini doğrultusunda uygulanan basma kuvveti etkisiyle şekil verilmesidir. Bu işlemde, iş parçası, bir taraftan boyu kısılırken diğer taraftan kuvvet doğrultusuna dik olarak genişler yani çapı büyür (şekil 3.2) (Çapan, 1999).



Şekil 3.2 Silindirik bir parçanın iki düzlemsel kalıp arasında basılması.

3.2.3 Kapalı Kalıpla Dövme

Karmaşık şekilli parçaları açık kalıpta dövme yöntemi ile elde etmek mümkün olmamakta ve bu parçaları üretebilmek için özel şekillendirilmiş kalıplara ihtiyaç duyulmaktadır. Bu nedenle, birbiri üzerine kapanan ve elde edilecek parçanın negatif şekline sahip kalıplar kullanılır (Maraşlıoğlu, 1990).

3.2.4 İzotermal Dövme

Geleneksel kalıpla dövme işlemlerinde, iş parçası ile kalıp arasındaki sıcaklık farkı yaklaşık 1000°C olabilmektedir. İzotermal dövmede ise uygun bir teçhizat vasıtasıyla kalıplar iş parçası sıcaklığına kadar ısıtılır. Dövme işlemi süresince de kalıplar ile iş parçası yaklaşık aynı sıcaklık mertebesinde tutularak iş parçasının soğuması önlenir. Böylece yüksek sıcaklıkta akma sınırı nisbeten düşük olan malzemenin kalıp boşluğunun tamamen doldurması sağlanır. Bu yöntemle en çok dövülen malzemeler, akma sınırlarının yüksekliği nedeniyle çok zor şekillendirilebilen titanyum ve yüksek sıcaklığa dayanıklı nikel esaslı alaşımlardır. İzotermal dövmenin geleneksel kalıpla dövmeye kıyasla üstünlükleri, işlem sonrası çok az talaş kaldırmaya gerek kalması ve dövme kuvvetinin % 20-25 oranında azalmasıdır (Demirkol, 1991).

3.2.5 Hassas Dövme

Hassas dövme çok az veya hiçbir makine işlemi gerektirmeksizin 0° veya bu değere çok yakın tasarım açıları ile dar toleranslarda gerçekleştirilen bir dövme işlemidir. Bilinen kapalı kalıpta dövme yöntemi ile hassas dövmede kullanılan üretim işlemleri esas olarak benzerdir. Bu yöntem, kapalı kalıpta çapaklı dövme ile kapalı kalıpta çapaksız dövme arası bir orta yol gibi düşünülebilir (Demirkol, 1991).

Hassas dövme ile üretilen parçalar talaş kaldırmaya gerek kalmadan veya çok az bir talaş kaldırma işleminden sonra kullanılabilir. Hassas dövme uygulamasının klasik örneği günümüzde paslanmaz çelik gibi dövülmesi zor alaşımlardan üretilen türbin kanadıdır. Hassas dövme için kapalı kalıpla çapaklı dövmeye kıyasla çok daha ince ve titiz işlenmiş kalıplara, ayrıca bazen özel dövme makinelerine gerek vardır (Çapan, 1999).

3.3 DÖVME MAKİNELERİ

Dövme sektöründe kullanılan makineleri aşağıdaki şekilde sınıflandırmak mümkündür.

A. Şahmerdanlar

1. Mekanik hareketli
2. Hava kaldırmalı ve serbest düşmeli
3. Buhar veya hava basınçlı
4. Karşı vuruşlu (Yatay veya Dikey)

B. Dövme presleri

1. Mekanik hareketli
2. Hidrolik hareketli

C. Diğer dövme makineleri

1. Yığma makineleri
2. Dövme haddeleri
3. Döner - kalıplı dövme makineleri (Rotary Swaging Machine)
4. Yüksek enerjili (Yüksek Hız) dövme makineleri (Çiğdem, 1996)

3.3.1 Dövmeye Makine Seçimi

Dövülecek parçanın büyüklüğü, şeklinin karmaşıklığı, malzemenin dayanımı ve şekil değiştirme hızı duyarlılığı dövme makinesinin seçimini etkileyen faktörlerdir. Genel olarak alüminyum, magnezyum, berilyum, bronz ve pirinç preslerde; bakır, çelik, titanyum ve refrakter alaşımlar çekiçlerle dövülürler. Ayrıca üretim hızı da makine seçimini etkiler. Örneğin dakikadaki vurma adedi hidrolik preslerde çok küçük, buna karşılık güç düşmeli çekiçlerde 300 mertebesindedir (Çapan, 1999).

3.4 DÖVME KALIP MALZEMELERİ

Dövme sırasında kalıplar tekrarlanan darbeli yüklerin etkisindedirler. Ayrıca kalıpta bölgeden bölgeye değişen yüksek sıcaklıkların varlığı da göz önüne alınırsa, sıcak dövme kalıplarının çalışma koşullarındaki ağırlık ortaya çıkar. Bu nedenle kalıp çeliğinin seçimi büyük önem kazanmaktadır.

Sıcak dövme kalıplarının üretiminde kullanılacak bir çelik aşağıdaki özelliklere sahip olmalıdır:

1. İşleme kolaylığı
2. Isıya ve ısı şoklarına dayanma
3. Yüksek basınca ve dinamik etkilere dayanma
4. Üniform sertleşebilme
5. Sıcak metalin dövme sırasındaki aşındırma etkisine dayanma (Çapan, 1999)

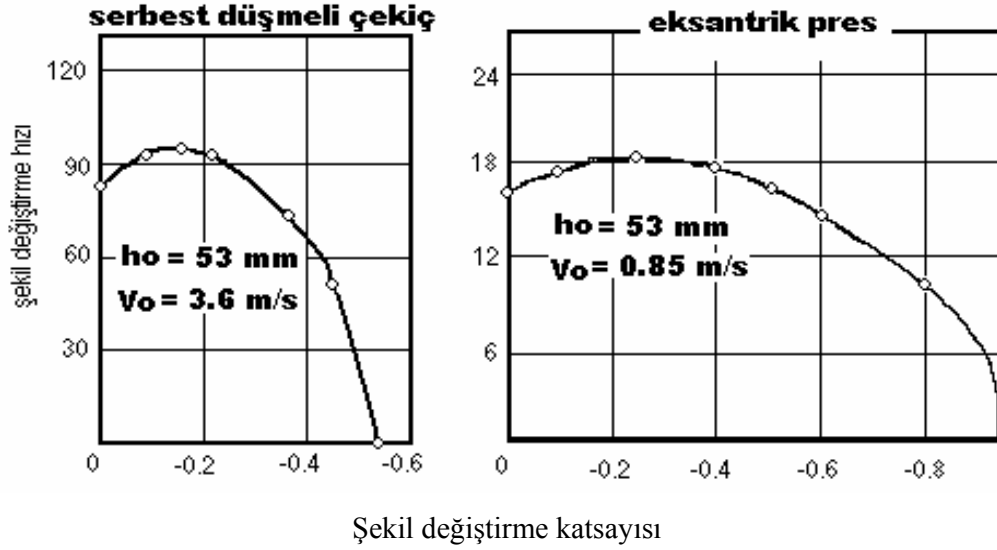
Genelde kalıplardan beklenen, bir yandan servis koşullarına dayanıklı olacak mertebede “sert” ve aynı zamanda yapım ya da kullanım sırasında çatlama ve kırılmaya yeterince direnç gösterecek düzeyde “sünek” olmasıdır (Serin, 1997). Isıl şok nedeniyle kalıpta meydana gelebilecek yüzey çatlaklarına engel olmak için, iş parçası sıcaklığının 1000°C ve daha yüksek olması halinde, kalıplar yaklaşık olarak 300°C civarında ısıtılırlar (Çapan, 1999). Sıcak dövme kalıbı olarak kullanılabilen bazı çeliklerin bileşimleri aşağıda çizelge 3.1’ de verilmiştir.

Çizelge 3.1 Sıcak dövme kalıplarının yapımında kullanılan çelikler (Sözöz, 1986).

Malzemenin Cinsi AISI ve SAE	KİMYASAL ANALİZ (%)							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V
H 10	0.40	-	-	3.25	-	2.50	-	0.40
H 11	0.35	-	-	5.00	-	1.50	-	0.40
H 12	0.35	-	-	5.00	-	1.50	1.50	0.40
H 13	0.35	-	-	5.00	-	1.50	-	1.00
H 14	0.40	-	-	5.00	-	-	5.00	-
H 21	0.35	-	-	3.50	-	-	9.00	-
H 26	0.50	-	-	4.00	-	-	18.00	1.00
O 1	0.90	1.00	-	0.50	-	-	0.50	-
A 2	1.00	-	-	5.00	-	1.00	-	-
D 2	1.50	-	-	12.00	-	1.00	-	-
Diğer alaşımlı çelikler								
6 G	0.55	0.80	0.25	1.00	-	0.45	-	0.10
6 F2	0.55	0.75	0.25	1.00	1.00	0.30	-	0.10
6 F3	0.55	0.60	0.85	1.00	1.80	0.75	-	0.10
6 F4	0.20	0.70	0.25	-	3.00	3.35	-	-
6 F5	0.55	1.00	1.00	0.50	2.70	0.50	-	0.10
6 F6	0.50	-	0.50	1.50	-	0.20	-	-
6 F7	0.40	0.35	-	1.50	4.25	0.75	-	-
6 H1	0.55	-	-	4.00	-	0.45	-	0.85
6 H2	0.55	0.40	1.10	5.00	-	1.50	-	1.00

3.5 DÖVME KALIBININ İNİŞ HIZI VE ŞEKİL DEĞİŞTİRME HIZI

Kalıbın parça üzerine inme hızı veya birbirine karşı hareket eden iki kalıp parçasının değişken hızları, zorlama zamanına ve şekil değiştirme hızına etki edeceğinden çok önemlidir. Bu hız çekicinin yapısına, presin hareket mekanizmasına ve iş parçasının şekil değiştirme mukavemetine bağlıdır. Çekiçte ve preste inme hızı ile şekil değiştirme mesafesi arasında parabolik bir bağlantı olduğu Şekil 3.3' te görülmektedir (Tamer, 1996).



Şekil 3.3 Silindirik parçaların şekil değiştirme hızı.

3.6 DÖVÜLEBİLİRLİK

Dövülebilirlik, bir metalin dövülerek çatlamaadan şekil değiştirebilme kabiliyetidir. Düşük kuvvetlerle çatlamaadan dövülerek şekillendirilebilen bir malzeme için dövülebilirliği iyi denir. Dövülebilirliğin ölçülmesi amacıyla çeşitli deneyler geliştirilmiştir. Hiçbiri üniversal olmayan bu deneylerden en çok uygulananlar yığıma deneyi ve sıcak burma deneyidir. Çeşitli malzemeler aşağıda dövülebilirlik sırasına göre dizilmişlerdir (Çizelge 3.2) (Çapan, 1999).

Çizelge 3.2 Çeşitli malzemelerin dövülebilirlik sıcaklıkları

METAL VEYA ALAŞIM	DÖVME SICAKLIĞI (°C)
Alüminyum alaşımları	400 -550
Magnezyum alaşımları	250 -350
Bakır alaşımları	600 -900
Karbonlu ve az alaşımlı çelikler	850 -1150
Martenzitik paslanmaz çelikler	1100 -1250
Maraging çelikleri	1100 -1250
Östenitik paslanmaz çelikler	1100 -1250
Nikel alaşımları	1000 -1150
Titanyum alaşımları	700 -950
Demir esaslı süperalaşımlar	1050 -1180
Kobalt esaslı süperalaşımlar	1180 -1250
Niobium alaşımları	950 -1250
Tantalum alaşımları	1050 -1350
Molibden alaşımları	1150 -1350
Nikel esaslı süperalaşımlar	1050 -1200
Tungsten alaşımları	1200 -1300

Dövme malzemelerinin dövülebilme özellikleri, dövme parçalarının tasarımında değişiklikler yapmayı zorunlu kılar. Örneğin alüminyum ile nikel esaslı bir süper alaşım için aynı yükseklikte elde edilebilecek kaburga ve kemer kalınlıkları ile yuvarlatma yarıçapları farklıdır. Malzemelerin akma dayanımı ve dövülebilirlikleri, metalurjik yapı sıcaklık, deformasyon miktarı ve deformasyon hızı gibi dış etkenlerden etkilenir (Alayalı, 1997).

3.6.1 Dövülebilirlik Özelliğini Belirleyen Testler

Dövülebilme özelliği dövme basıncı ihtiyaçlarına bakmaksızın hatasız deformasyon için metal veya alaşımlı toleransı olarak tarif edilmiştir. Dövülebilme özelliği aşağıdaki altı metottan birisi veya bir kaçının uygulanması ile ölçülmektedir.

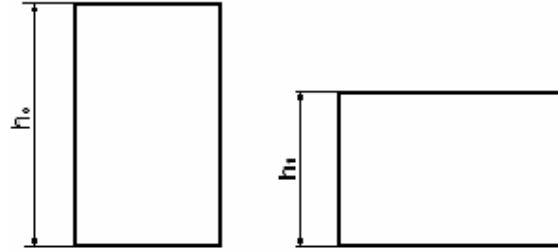
1. Sıcak burma testi

2. Şişirme testi
3. Çentikli çubuk şişirme testi
4. Sıcak – darbe çekme testi
5. Çekme ve gerilme testi

Genel olarak malzemelerin dövülebilme özelliği, bu metotlardan biri veya bir kaçını kullanarak kısa sürede tespit edilebilmektedir (Serim, 1988).

3.6.2 Şekil Değiştirme Büyüklüğünün Değeri

Şekil değişimi işlemine tabi tutulan malzemenin şekil değiştirilebilirliğinin sınırları aşağıda verilmiştir.



h_0 : şekil değiştirmeden önceki yükseklik h_1 : şekil değiştirdikten sonraki yükseklik.

Şekil 3.4 Şekil değiştirilebilirliğin sınırları

Eğer mühendislik birim şekil değiştirmesine ϵ_h diyecek olursak

$$\epsilon_h = \frac{h_0 - h_1}{h_0} \quad (3.1)$$

Gerçek birim şekil değiştirmesine Φ_h

$$\Phi_h = \ln \frac{h_1}{h_0} \quad (3.2)$$

Bunu yüzde olarak ifade edecek olursak

$$\Phi_h = \ln \frac{h_1}{h_o} \cdot 100 \quad \% \quad \text{olur.}$$

Eğer gerçek birim şekil değiştirme derecesi Φ_h verilmiş ise

$$h_o = h_1 \cdot e^{-\Phi_h} \quad \text{olarak alınır.}$$

veya

$$\Phi_h = \ln (1 - \varepsilon_h) \quad \text{dır (Tamer, 1996).}$$

3.6.3 Dönel Cisimlerde F Dövme Kuvveti

Genel olarak dönel cisimlerde F dövme (yığma) kuvveti aşağıdaki formül ile hesaplanmaktadır.

$$F = A_1 \cdot \sigma_{A1} \left(1 + \frac{1}{3} \cdot \mu \frac{d_1}{h_1} \right) \quad (3.3)$$

Burada;

F : dövme (yığma) kuvveti, (N)

A_1 : yığıldıktan sonraki kesit, (mm^2)

σ_{A1} : şekil değiştirdikten sonraki akma mukavemeti, (N/mm^2)

μ : sürtünme katsayısı, ($\mu=0,10-0,15$)

d_1 : dövüldükten sonraki çap, (mm)

h_1 : dövüldükten sonraki uzunluk, (mm)

3.6.4 Dönel olmayan parçalarda dövme kuvveti

Dönel olmayan parçalardaki dövme kuvveti aşağıdaki formül ile hesaplanır

$$F = \frac{A_1 \cdot \sigma_{A1}}{\eta_f} \quad (3.4)$$

Burada;

F : dövme (yığma) kuvveti, (N)

η_f : Şekil değiştirme katsayısını göstermektedir.

A_1 : yığıldıktan sonraki kesit, (mm^2)

$\sigma_{A/1}$: şekil değiştirdikten sonraki akma mukavemeti, (N/mm^2)

3.7 DÖVME KONSTRÜKSİYON PRENSİPLERİ

Ayrılma hattı (çapak hattı) yerinin ve şeklinin tayini, dövme konstrüksiyonunun en önemli işlerinden biridir. Dövme parçayı kalıplardan çıkartmaktan başka, optimum ayrılma hattının seçimi çoğu zaman birbirleriyle çakışan birçok ara ilişkili faktörle ilgilidir. Ayrılma hattı, dövme teçhizatının seçimi, proje kalıp konstrüksiyonu ve maliyeti, tane akışı, çapak kesme usulü, malzeme kullanımı ve parçanın daha sonraki işleme yüzeyinin konumu gibi faktörleri etkiler ve bunlardan etkilenir. Ayrılma hattı, ihtiyaca göre düz veya değişik kademeli olabilir. Ancak genel olarak bir düzlem içinde belirtilir (Serim, 1988).

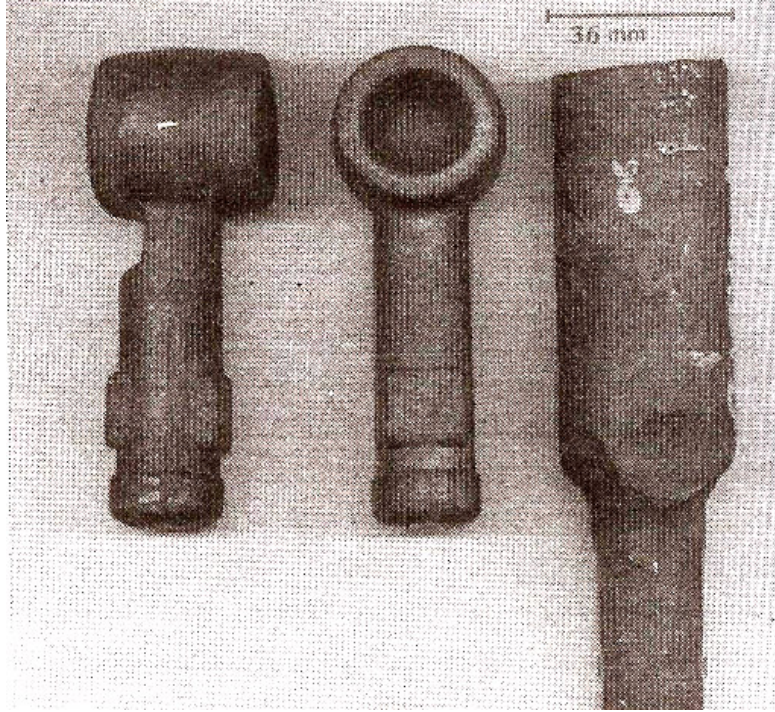
3.8 MİKROALAŞIMLI DÖVME ÇELİKLER

Otomotiv endüstrisinin gereksinimlerini yanıtlayacak şekilde son yıllarda gelişen dövme ürünlerinde mikroalaşımlama uygulaması sıcak deformasyon sonrası kontrollü soğutma öngörür (Asil Çelik Teknik Yayınları, 1994).

Mikroalaşımlı çeliklerden üretilmiş parçalar, otomotiv sanayinde kullanılan statik olarak çalışan krank milleri, pistonlar, bilyeler, bilye kolları ve dinamik olarak çalışan aks ve direksiyon aksamlarıdır. Ayrıca mikroalaşımlı dövme çelikler piyasada otomotiv sanayine sıcak dövme işlemi yapan firmalar tarafından rot başı olarak da üretilmektedirler (Çeviker, 1991).

Ülkemizde dövme amaçlı mikroalaşım çelikleri üretilmektedir. Örneğin ÇEMTAŞ, 1999 yılı ekim ayından itibaren 38MnSiVS5 kalitesinde başlayan çalışmalarda 10 adet deneme döküm yapmıştır. 160 x 160 mm kütük olarak üretilen dökümlerin 3'ü vanadyumsuz 7'si değişik oranlarda vanadyum ilaveli olarak üretilmiştir. Üretimi yapılan tüm deneme dökümler 36 yuvarlak ebada sıcak haddelenmiştir. Haddelme işleminde, tav fırını çıkış sıcaklığı 1180°C ve son paso çıkış sıcaklıkları 970–1030°C sıcaklık aralığı kullanılmıştır.

Haddelenmiş 36 mm çapındaki çelikler, tahribatsız olarak test edilmiştir ve herhangi bir hata durumu ile karşılaşılmamıştır. İç ve yüzey hata testlerinin akabinde deneme dökümlerden dövme işlemi için numuneler alınmıştır. Alınan numuneler ÇEMTAŞ tarafından fabrikanın üretim hattında uygun sıcaklıkta rot başı olarak dövülmüştür. Dövülen numuneler şekil 3.5'te görülmektedir (Ertaş, 2001).



Şekil 3.5 Deneme dökümlerden yapılan dövme ürünler

BÖLÜM 4

DENEYSEL METOD

4.1 DENEYSEL ÇALIŞMALARDA KULLANILAN ÇELİKLER

Deneyisel çalışmalarda kullanılan çelikler, 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. Çeliklerin kimyasal kompozisyonlarına bakıldığında vanadyum ve alüminyum mikroalaşım elementlerinin miktarları farklılık gösterirken, diğer alaşım elementlerinin miktarlarının birbirine çok yakın olduğu görülmektedir.

Çizelge 4.1. Mikroalaşımli çeliklerin kimyasal kompozisyonları (%Ağırlık).

	C	Si	Mn	P	S	V	Al	N
Ç.1	0.39	0.53	1.27	0.016	0.022	-	0.016	0.0048
Ç.2	0.38	0.52	1.28	0.016	0.027	0.08	0.007	0.0056

4.2 DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI

Çelikler, Çizelge 4.1' de belirtilen kimyasal oranlarda, 36 mm çapında ve 500 mm uzunluğunda Bursa Çemtaş Çelik Fabrikasından temin edilmiştir. Her bir çelikten 50 mm boyunda kumda, havada ve suda soğutulmak üzere toplam 12 adet numune torna tezgahında kesilerek elde edilmiştir. Bu numuneler elektrikle ısıtılan fırında 1100°C' de 30 dakika östenitlendikten sonra şahmerdanda son sıcaklık 900°C olması şartıyla dövülerek çapları 36 mm'den 23 mm'ye düşürülmüştür. Dövülen numunelerin bir kısmı kumda soğutulurken diğer kısmı hava ve su ortamlarında kontrollü olarak

soğutulmuşlardır. Şekil 4.1 numunelerin dövmeden önce ve dövmeden sonraki resimlerini göstermektedir.



(a)



(b)

Şekil 4.1. Numunelerin dövmeden önce (a) ve dövmeden sonraki (b) resimleri.

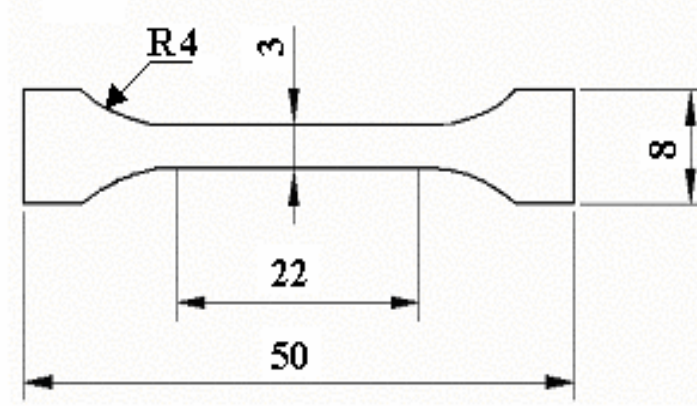
4.2.1 Soğuma Hızının Ölçülmesi

Bölüm 4.2’de detaylı olarak belirtildiği gibi 36 mm çapındaki numuneler östenitleme ve dövme işlemlerinden sonra çapları 23 mm’ ye düşürülerek kumda, havada yada su ortamlarında soğutulmuşlardır. Fakat termokopila bağlanan numuneleri östenitleme işleminden sonra fırın içerisinden çıkartıp dövme işlemi yapmak ve sonrasında farklı ortamlarda soğuma hızlarını ölçmek oldukça zor bir işlem olduğu görülmüştür. Bu nedenle östenitleme ve ardından dövme işlemi yapılmış 23 mm çapındaki numunelerin 1 tanesi sadece soğuma hızlarının ölçülmesinde kullanılmıştır. 23 mm çapındaki numunenin kesitinin tam ortasına 25 mm derinliğinde 1.8 mm çapında matkap ile delik açılarak termokopıl yerleştirilmiştir. Termokopıl yerleştirilen numune Karabük Teknik Eğitim Fakültesinde bulunan ve 1200°C kapasiteli Protherm PIF 130/9 marka fırının içerisine konularak 1100°C ‘de 30 dak. tavlansmıştır. Ardından östenitlenen numune kumda, havada ve suda soğutulularak 800 – 500°C arasındaki soğuma hızı ölçülmüştür.

4.2.2 Çekme Deneyi Numunelerinin Hazırlanması Ve Deneyin Yapılması

Çelik 1 ve çelik 2’den elde edilen, dövme işlemi yapılmamış ve dövme işlemi yapıldıktan sonra kumda, havada, suda soğutulan her çelikten 3 adet toplamda 24 adet çekme numunesi hazırlanmıştır. Şekil 4.2 dövülen parçalardan elde edilen çekme numunesinin ölçülerini göstermektedir. Çekme deneyleri Instron 1115 Universal marka test cihazı kullanılarak 2 mm/dak. çekme hızında gerçekleştirilmiştir. Her test sonrasında kuvvet-uzama diyagramları elde edilerek, akama dayanımı (% 0,2), çekme dayanımı ve % uzama değerleri hesaplanmıştır.

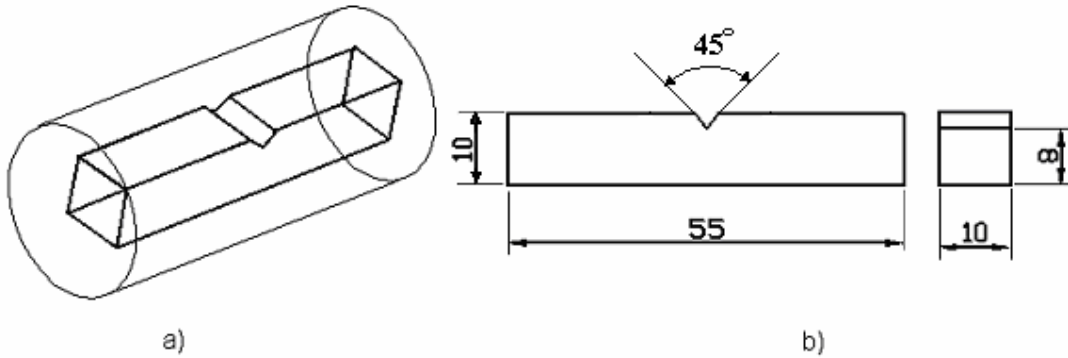
Her bir soğuma ortamı için 3 adet numune çekme testine tabi tutularak elde edilen ortalama değerler, o numunenin akma, çekme ve % uzama değeri olarak belirlenmiştir.



Şekil 4.2 Deneysel çalışmalarda kullanılan çekme deney numunesi

4.2.3 Çentik Darbe Deney Numunelerinin Hazırlanması Ve Deneyin yapılması

Çentik darbe deney numuneleri, çekme deney numuneleri gibi kumda, havada ve suda soğutulan numunelerden elde edilmiştir. Fakat çelik miktarlarının az olmasından dolayı çelik 1 ve çelik 2' nin dövülmemiş konumunda çentik darbe deneyi yapılmamıştır. Her ortam için 2 adet çentik darbe deney numunesi olmak üzere toplam 12 adet numune her bir çelik için TS PREN 875'E göre hazırlanmıştır. Şekil 4.3 çentik darbe numunelerinin alındığı bölgeleri ve ölçülerini şematik olarak göstermektedir.

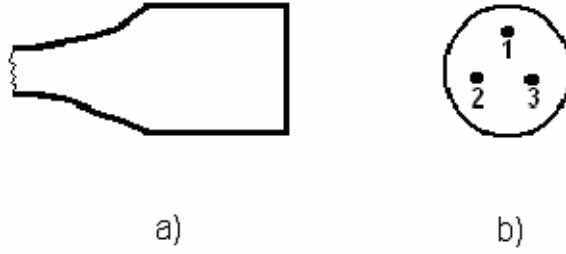


Şekil 4.3 . Çentik darbe deney numunesinin a) tespit bölgesi, b) ölçüleri

Çentik darbe deneyi kum, hava ve su ortamlarında soğutulan numuneler için hem oda sıcaklığında hem de -25°C ' de İstanbul Teknik Üniversitesi Metalurji mühendisliği laboratuarlarında gerçekleştirilmiştir.

4.2.4 Sertlik Deneyi

Çekme deneyi yapıldıktan sonra kopan numunelerin baş kısımları sertlik deneylerinde kullanılmışlardır. Sertlik ölçümleri Adapazarı Noksel Boru Sanayisi Laboratuvarında bulunan Universal tip Vickers sertlik ölçme cihazında yapılmıştır. Sertlik ölçümleri kumda, havada ve suda soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numunelerinin her biri için 3 ölçüm yapılarak gerçekleştirilmiştir. Yapılan 3 sertlik ölçümünün ortalaması o numunenin sertlik değeri olarak belirlenmiştir. Şekil 4.4 kopan çekme numunesinde sertlik ölçümünün yapıldığı bölgeyi şematik olarak göstermektedir.



Şekil 4.4 Sertlik deney numunesi a) kopan çekme numunesinin baş kısmı b) sertlik ölçümlerinin yapıldığı bölgeler.

4.3 OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ

Mikro yapı incelemeleri, X50, X100, X500, X1000 büyütme kapasitesine sahip Nikon marka optik mikroskop kullanılarak yapılmıştır. Isıl işlem görmüş ve görmemiş numunelerin 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 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 iki ayrı orta karbonlu DMA çeliklerden ve bu çeliklerin dövme işlemi yapıldıktan sonra

farklı ortamlarda soğutulan numunelerinden mikro yapı incelemeleri için parçalar kesilmiştir. Sonra bu parçalar bakalite gömülerek sırasıyla 200, 400, 600, 800, 1000, 1200 meshlik su zımparasıyla yüzeydeki çizikler 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 methanol içerisine %2 nitrik asit karıştırılarak elde edilen Nital çözeltisi hazırlanmıştır. Dağlama işlemi numunelerin nital çözeltisi içerisine daldırılarak 10–15 sn bekletilmesiyle gerçekleştirilmiştir. Dağlama işlemi tamamlandıktan sonra dağlanan yüzeyler methanol ile temizlenip kurutulduktan sonra optik mikroskopla incelemeye hazır hale getirilmiştir.

4.3.3 Tane Büyüklüğünün Ortalama Doğrusal Kesme Metodu Kullanılarak belirlenmesi

Tane büyüklüğü, ölçüm çizgisinin haddelene 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 Bölüm 2.7.1.1' de belirtilen önemli noktalar göz önünde bulundurulmuştur. Ölçüm yapılan her çelik numune için tane sınırları sayıldıktan sonra ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu kayıt edilmiştir, perlit fazının tane büyüklüğünün hesaplanmasında ve hesaplanan tane büyüklüklerinin standart sapmasının bulunmasında Bölüm 2.7.1.1' de belirtilen formüller kullanılmıştır.

4.3.4 Ferrit ve Perlit Oranlarının Nokta Sayım Metodu Kullanılarak Ölçülmesi

Çeliklerin ferrit ve perlit oranları Bölüm 2.7.1.2' de detaylı olarak açıklanan 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 ve perlitin hacimsel oranını belirlerken 500 adet nokta sayılmıştır ve elde edilen ölçüm

sonuçları ve bu sonuçların standart sapması, Bölüm 2.7.1.2' de belirtilen formüller yardımıyla hesaplanmıştır.

4.4 TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) İLE KIRIK YÜZEY İCELEMELERİ

Çelik 1 ve çelik 2' den elde edilen ve dövüldükten sonra kumda, havada ve suda soğutulan numunelerin bir bölümünün oda sıcaklığında diğer bölümünün ise -25°C ' de çentik darbe testine tabi tutulduğu Bölüm 4.2.3' te açıklanmıştır. Çentik darbe deneyi sonucunda oda sıcaklığında ve -25°C ' de kırılan numunelerin kırık yüzeylerinin incelenmesi TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezinde, JOEL-100C marka Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) kullanılarak yapılmıştır. Her soğutma ve test ortamı için kırık yüzey resimleri çekilmiştir.

BÖLÜM 5

SONUÇLAR

5.1 SOĞUMA HIZLARI SONUÇLARI

Çelik 1 ve çelik 2'den dövüldükten sonra elde edilen numuneler 1100°C' de 30 dakika östenitleme işleminden sonra dövülerek ardından kum, hava ve su ortamlarında soğutulmuşlardır. Soğuma hızları 800°C ile 500°C sıcaklık aralığındaki soğuma süresi ölçülerek elde edilmiştir. Çizelge 5.1 çelik 1 ve çelik 2 numunelerinin farklı ortamlardaki soğuma hızı sonuçlarını göstermektedir. Çizelgeden görüldüğü gibi suda soğuma en yüksek soğuma hızını verirken kumda soğuma ise en düşük soğuma hızına sahip olmuştur. Havada soğuma ise suda soğumadan düşük, fakat kumda soğumadan daha yüksek soğuma hızı göstermiştir.

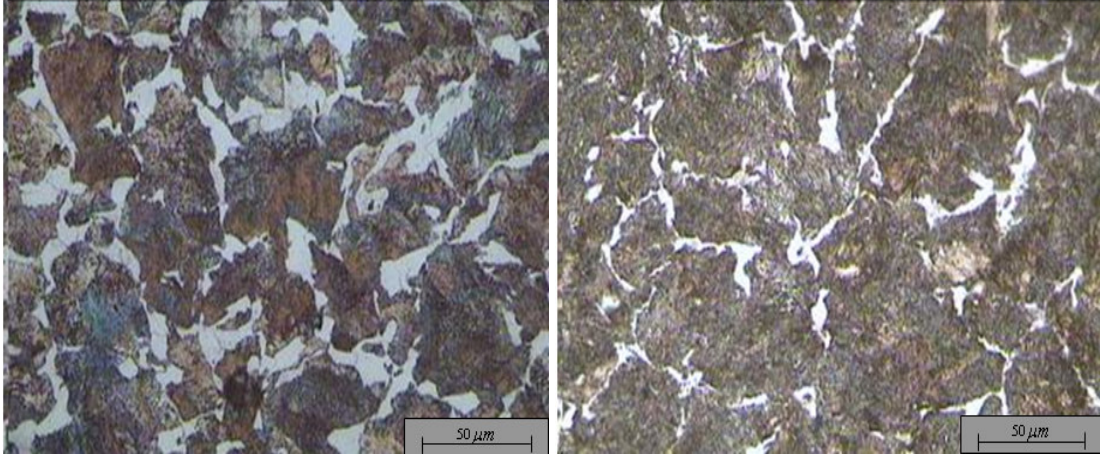
Çizelge 5.1 Numunelerin farklı ortamlardaki soğuma hızları

SOĞUMA ORTAMI	SICAKLIK ARALIĞI (°C)	SOĞUMA SÜRESİ (S)	SOĞUMA HIZI (°C/S)
Kum	800-500	541	0.55
Hava	800-500	311	0.96
Su	800-500	13	23.07

5.2 OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİ

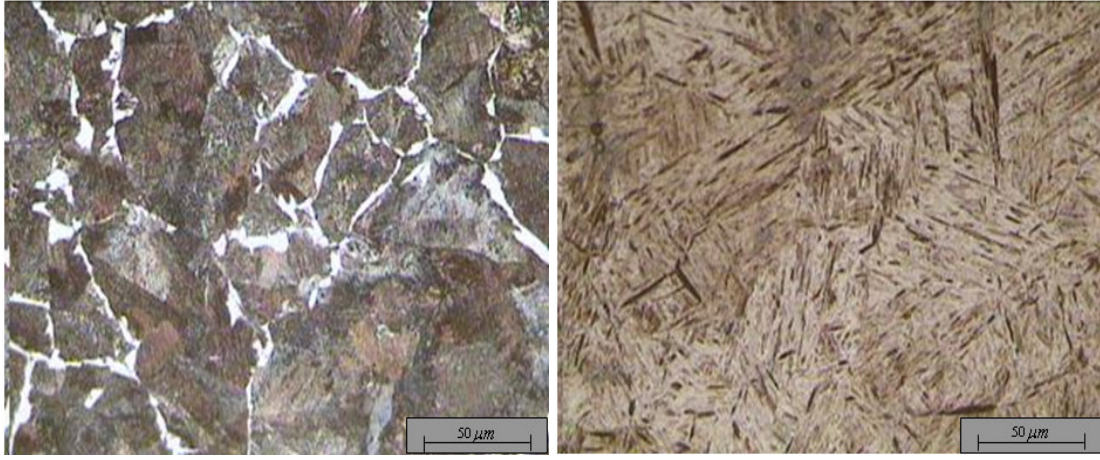
Yapılan mikroyapı incelemelerinde elde edilen mikroyapı resimler Şekil 5.1- 5.2' de gösterilmektedir. Şekil 5.1 çelik 1' in dövmeden önce ve dövüldükten sonra kumda, havada ve suda soğutularak elde edilen mikro yapı resimlerini gösterirken, Şekil 5.2 çelik 2' nin dövmeden önce ve dövüldükten sonra kumda, havada ve suda soğutularak elde edilen mikroyapı resimlerini göstermektedir. Bu mikroyapı resimleri yardımı ile

hesaplanan ortalama doğrusal kesme tane ebatları, yüzde ferrit ve perlit miktarları çizelge 5.2' de görölmektedir. Şekiller 5.1 – 5.2 ve çizelge 5.2' de göröldüğü gibi soğuma hızının artması, yüzde ferrit miktarının artmasına ve aynı zamanda perlit tane boyutunun küçölmesine etki ettiği görölmektedir. Çelik 2' den elde edilen dövölmemiş ve dövöldükten sonra kumda ve havada soğutulan numuneler çelik 1' den daha yüksek oranda ferrit fazına ve küçük perlit tane ebadına sahip olmuştur. Örneğin çelik 1' den elde edilen ve dövöldükten sonra havada soğutulan numuneler % 21 ferrit fazı ve 12 µm ortalama perlit tane ebadına sahip iken, çelik 2'den elde edilen ve dövöldükten sonra havada soğutulan numuneler % 33 ferrit fazı ve 6 µm ortalama perlit tane ebadı göstermişlerdir. Çizelge 5.2' ye bakıldığı zaman benzer durum dövölmemiş ve dövöldükten sonra kum ortamında soğutulan numuneler içinde geçerlidir. Ayrıca, çelik1 ve çelik 2 en yüksek soğuma hızına sahip olan su ortamında soğutulduğunda yapı tamamen martenzit fazına dönüşmüştür. Bu durum Şekil 5.1 d ve Şekil 5.2 d' de açıkça görölmektedir.



a

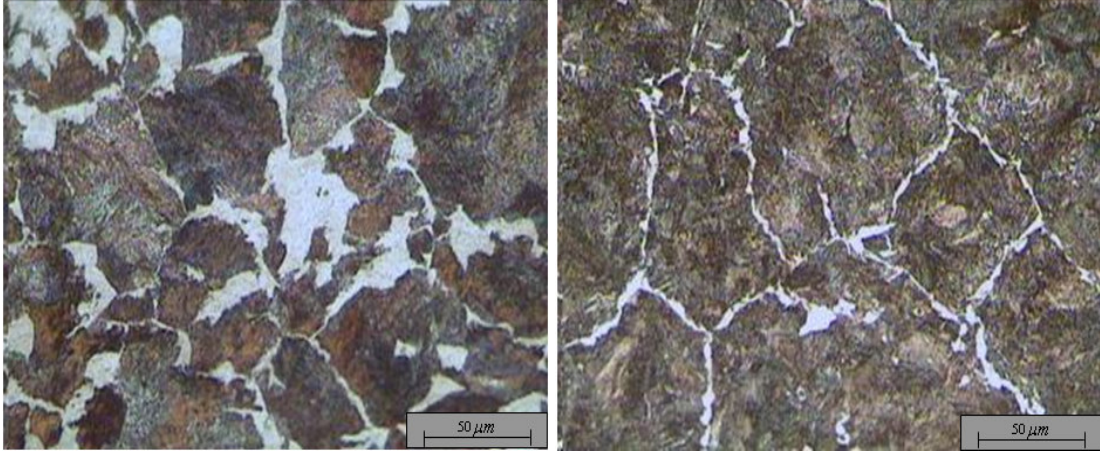
b



c

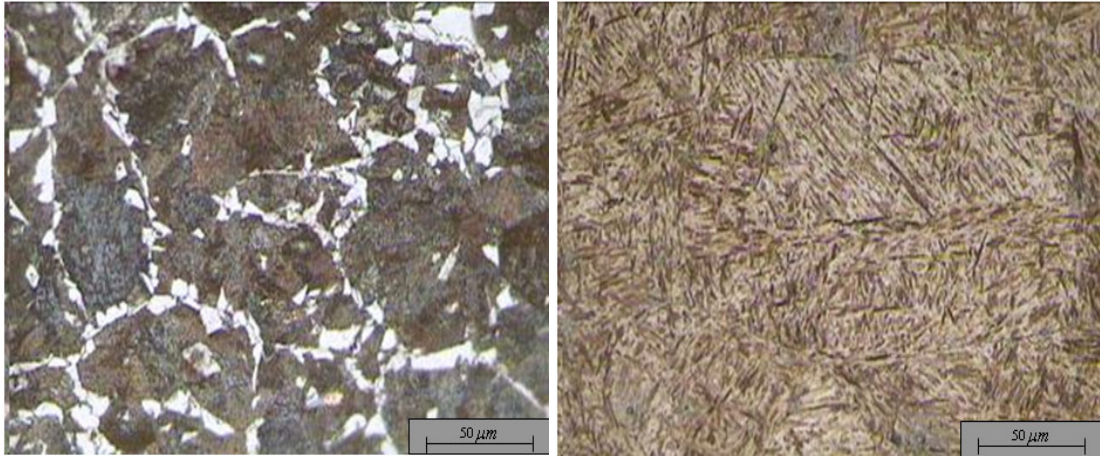
d

Şekil 5.1. Çelik 1' in mikro yapı görüntüleri a: dövme öncesi. b: dövme sonrası kumda soğutulmuş. c: dövme sonrası havada soğutulmuş. d: dövme sonrası suda soğutulmuş.



a

b



c

d

Şekil 5.2. Çelik 2' nin mikro yapı görüntüleri a: dövme öncesi. b: dövme sonrası kumda soğutulmuş. c: dövme sonrası havada soğutulmuş. d: dövme sonrası suda soğutulmuş

Çizelge 5.2. Çelik1 ve çelik 2' den elde edilen dövülmemiş ve dövüldükten sonra kum ve hava ortamlarında soğutulan numunelerin % ferrit, % perlit ve tane ebatları sonuçları.

ÇELİKLER	FERRİT(%) ve ± Standart Sapma (σ_i)	PERLİT (%) ve ± Standart Sapma (σ_i)	TANE BOYUTU (μm) ve ± Standart Sapma (σ_i)
ÇELİK 1- Dövülmemiş	30±2.0	70±2.0	13±0.4
ÇELİK 1 - Kum	19±1.7	81±1.7	15±0.5
ÇELİK 1 - Hava	21±1.8	79±1.8	12±0.4
ÇELİK 2- Dövülmemiş	35±2.1	65±2.1	10±0.3
ÇELİK 2 - Kum	30±2.0	70±2.0	8±0.3
ÇELİK 2 - Hava	33±2.1	67±2.1	6±0.2

5.3 ÇEKME TEST SONUÇLARI

Çekme deneyi, her ortam için çelik 1 ve çelik 2' den 3' er tane olmak üzere toplam 24 tane numuneye 2 mm/dak. çekme hızında gerçekleştirilmiştir. Yapılan çekme deneyi sonucunda malzemelerin % 0.2 akma dayanımı, maksimum çekme dayanımı ve yüzde uzama değerleri belirlenmiştir. Sonuçlar Bölüm 5.3.1 ve 5.3.2' de detaylı olarak açıklanmaktadır.

5.3.1 Çelik 1' in Çekme Test Sonuçları

Çizelge 5.3; çelik 1' in dövülmemiş ve dövüldükten sonra kum, hava ve su ortamlarında soğutulmuş numunelerinin çekme deneyi sonucunda elde edilen 0.2 % akma, çekme ve % uzama değerlerini göstermektedir.

Çizelge 5.3 Çelik 1' in çekme deney sonuçları

ORTAMLAR	Akma dayanımı (% 0.2 MPa)	Çekme dayanımı (MPa)	% Uzama (ε)
Dövülmemiş	439	773	17
Kum	459	794	18
Hava	490	823	17
Su	1439	1774	7

Çizelge 5.3' te farklı soğuma ortamlarında soğutulan numunelerin çeliğin mekanik özelliklerine etkisi açık bir şekilde görülmektedir. Çelik 1' den elde edilen çekme deneyi sonuçlarına bakıldığında akma ve çekme dayanımlarının artan soğuma hızıyla birlikte arttığı fakat % uzama değerlerinin ise azaldığı görülmektedir. Örneğin dövme işlemi yapıldıktan sonra kumda soğutulan numunenin çekme dayanımı 794 MPa iken, aynı numune havada soğutulduğunda çekme dayanımı 823 MPa' a çıkmıştır. Bir başka deyişle havada soğutma, kumda soğutmaya nazaran çekme dayanımında 29 MPa' lık bir artışa sebep olmuştur. Dövme işlemi yapıldıktan sonra suda soğutulan numunelerin çekme dayanımı ise 1774 MPa' a çıkarak kumda soğutmaya göre dayanımda 980 MPa' lık bir artış gerçekleşmiştir. En düşük % uzama değeri % 7 ile suda soğutulan numunede olmuştur.

5.3.2 Çelik 2' nin Çekme Test Sonuçları

Çizelge 5.4 çelik 2' nin dövülmemiş ve dövüldükten sonra kum, hava ve su gibi farklı ortam koşullarında soğutulan numunelerinden, çekme deneyi sonucunda elde edilen 0.2 % akma, maksimum çekme ve % uzama değerlerini göstermektedir.

Çizelge 5.4. Çelik 2' nin çekme deney sonuçları

ORTAMLAR	Akma dayanımı (% 0.2 MPa)	Çekme dayanımı (MPa)	% Uzama (%)
Dövülmemiş	563	858	17
Kum	595	890	19
Hava	650	944	19
Su	1529	1824	4

Çelik 2' den elde edilen çekme deneyi sonuçlarına bakıldığında artan soğuma hızı ile birlikte akma ve çekme dayanımlarında bir artış söz konusu iken, % uzama değerlerinde ise düşme meydana gelmiştir. Örneğin dövme işleminden sonra kumda soğutulan numune 890 MPa çekme dayanımı gösterirken havada soğutulan numune 944 MPa'lık bir dayanıma sahip olmuştur. Böylece havada soğutulan numuneler, kumda soğutulan numunelere göre çekme dayanımında 54 MPa'lık ekstra bir artışa sebep olmuştur. Ayrıca, numuneler suda soğutulduğunda çekme dayanımı 1824 MPa' a çıkmıştır. Bir başka deyişle kumda soğutulan numunelere göre suda soğutma 934 MPa'lık bir artışa neden olmuştur. Çelik 2'de en yüksek akma ve çekme dayanımı suda soğutulan numunelerde elde edilirken en düşük % uzama değeri %4 ile suda soğutulan numunelerde elde edilmiştir.

Çelik 1 ve Çelik 2' nin çekme test sonuçları karşılaştırıldığında her iki çelikten elde edilen numunelerin akma ve çekme dayanımları artan soğuma hızıyla birlikte artarken, % uzama değerlerinde ise bir düşüş söz konusudur (Çizelge 5.3 ve Çizelge 5.4). Fakat bununla beraber Çelik 2, dövülmemiş ve dövüldükten sonra kumda, havada ve suda soğuma şartlarında Çelik 1'e nazaran daha yüksek akma ve çekme dayanımı gösterirken % uzama değerlerinin ise birbirine çok yakın olduğu görülmektedir.

5.4 SERTLİK DENEYİ SONUÇLARI

Çelik 1 ve çelik 2' den elde edilen dövülmemiş ve dövüldükten sonra kum, hava ve su ortamında soğutulan numunelerin Vickers (Hv5) sertlik ölçüm sonuçları Çizelge 5.5' te verilmiştir. Çizelge 5.5' ten görüldüğü gibi soğuma hızının artması çelik 1 ve çelik 2' nin sertliğinin artmasına neden olmuştur. Bunun yanında çelik 2 bütün soğuma ortamları için çelik 1' den daha yüksek Vickers (Hv5) değerlerine sahip olmuştur. Örneğin çelik 1' den

elde edilen ve dövüldükten sonra kum ortamında soğutulan numunenin sertliği 235 Vickers iken çelik 2' den elde edilen ve aynı şartlarda soğutulan numunenin sertliği 273 Hv' dir. Ayrıca çelik 1 ve çelik 2' nin su ortamında soğutulan numunelerin sertlik değerlerinde kum ve hava ortamlarına nazaran keskin bir artış olduğu görülmektedir. Ayrıca sertlik ve çekme deneyi sonuçları karşılaştırıldığında sertlik sonuçlarının çekme deneyi sonuçları ile uyum içerisinde olduğu görülmüştür. Örneğin artan soğuma hızı ile birlikte çeliklerin akma ve çekme dayanımları artarken, sertlik değerlerinin de aynı doğrultuda yükseldiği görülmüştür.

Çizelge 5.5. Çelik 1 ve çelik 2' nin sertlik deney sonuçları.

ÇELİKLER	ORTAMLAR	SERTLİK(Hv5)
ÇELİK 1	Dövülmemiş	230
	Kum	235
	Hava	244
	Su	651
ÇELİK 2	Dövülmemiş	265
	Kum	273
	Hava	289
	Su	723

5.5 ÇENTİK DARBE DENEYİ SONUÇLARI

Çentik-darbe numuneleri dövme işlemi yapıldıktan sonra kumda, havada ve suda soğutulan numunelerden elde edilmiştir. Her ortam için 2 adet numune olmak üzere çelik 1 ve çelik 2 için toplamda 24 adet çentik darbe numunesi hazırlanmıştır. Hazırlanan numuneler Bölüm 4.2.3' te belirtildiği gibi -25 °C ve +25 °C deney sıcaklıklarında çentik-darbe deneyine tabi tutulmuştur. Numunelerin ortalama darbe dayanımları Çizelge 5.6' da verilmektedir. Çizelge 5.6 incelendiğinde, çelik 1 ve çelik 2' den elde edilen -25 °C ve +25 °C ' de çentik darbe testi uygulanan numunelerin artan soğuma hızı ile birlikte çentik darbe dayanımlarının azaldığı görülmektedir. Örneğin +25 °C' de test edilen kumda soğutulmuş çelik 1 numunesi 76.03 J çentik darbe dayanımı gösterirken, havada soğutulduğunda çentik darbe dayanımı 32.37 J düşmüştür. Dövüldükten sonra suda soğutulan çelik 1 numunesinin

çentik darbe dayanımı daha da düşerek 17.65 J değerine ulaşmıştır. -25 °C’ de çentik darbe testi uygulanan numunelerin çentik darbe dayanımlarında +25 °C’ de olduğu gibi, artan soğuma hızı ile birlikte bir düşme görülmüştür.

Çelik 2’ den elde edilen ve dövüldükten sonra kumda, havada ve suda soğutulan test numuneleri +25 °C ve -25 °C deney sıcaklıklarında test edildiklerinde çelik 1’ e benzer davranış göstermişlerdir. Başka bir deyişle artan soğuma hızıyla birlikte çentik darbe dayanımı düşmüştür. Fakat bununla beraber genel olarak çelik 2, +25 ve -25 °C’ de test sıcaklıklarında ve bütün soğuma şartlarında çelik 1’ den daha yüksek çentik darbe dayanımı göstermektedir. Bu durum Çizelge 5.6’ da açıkça görülmektedir. Ayrıca +25 °C’ de çentik darbe deneyi uygulanan bütün numunelerin çentik darbe dayanımları -25 °C’ deki dayanımlarından daha yüksek çıkmıştır.

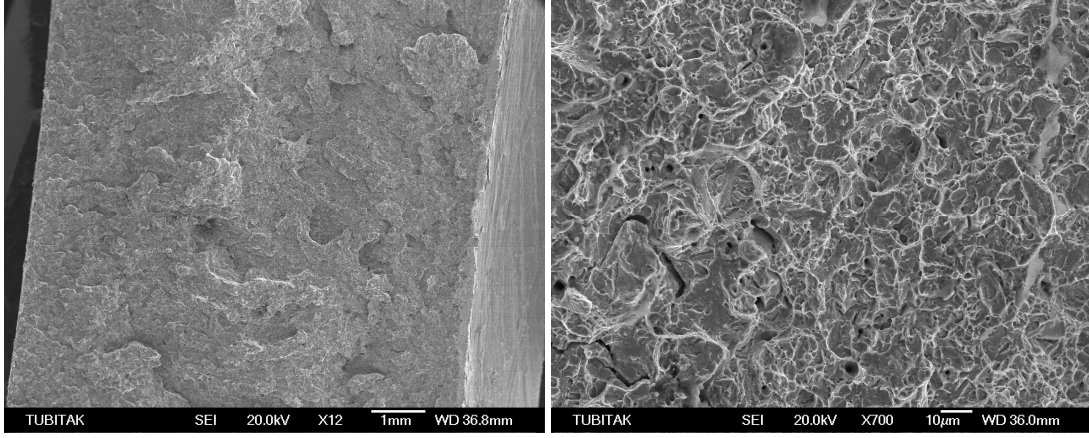
Çizelge 5.6. Numunelerin ortalama çentik-darbe deneyi sonuçları.

ÇELİKLER	ORTAMLAR	+25 °C (J)	-25 °C (J)
ÇELİK 1	KUM	76.03	33.32
	HAVA	32.37	24.52
	SU	17.65	11.28
ÇELİK 2	KUM	55.42	43.12
	HAVA	47.58	41.69
	SU	22.56	17.66

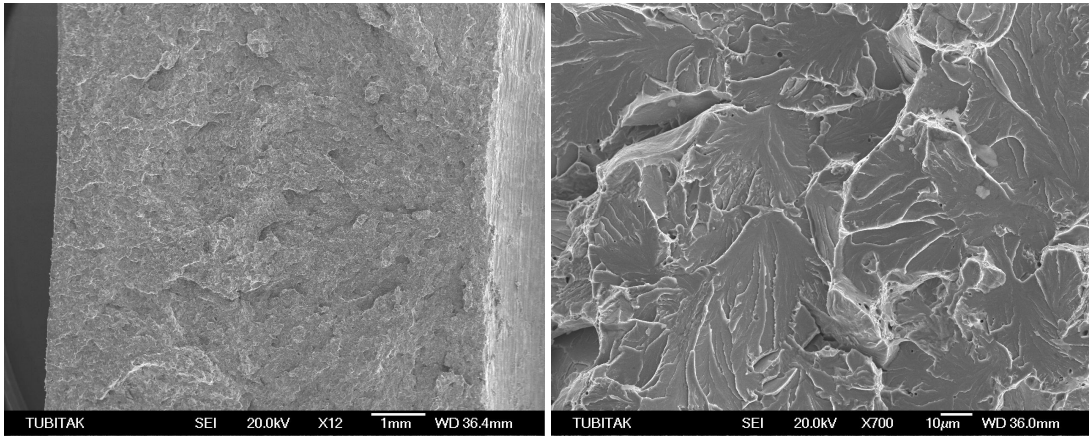
5.6 TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU İNCELEME SONUÇLARI

Şekil 5.3 ve 5.4, çentik darbe deneyi sonucunda çelik 1’ den elde edilen kırık yüzeylerin tarama elektron mikroskopunda çekilen mikroyapı resimlerini gösterirken Şekil 5.5 ve Şekil 5.6 çelik 2’ den elde edilen kırık yüzey mikroyapı resimlerini göstermektedir. Çelik 1’ in -25 °C’ de (Şekil 5.3) ve +25 °C’ de (Şekil 5.4) elde edilen kırık yüzey resimlerine bakıldığında kumda soğutulmuş numunelerinin kırık yüzeylerinin pürüzlü ve girintili çıkıntılı olduğu görülmektedir. Bu durum kumda soğutulan numunelerin sünek bir davranışı sergilediğini göstermektedir. Fakat havada ve suda soğutulan numuneler klivaj şeklinde bir kırılma göstererek camsı kırık yüzey görüntüsü sergilemiştir. Çelik 2’ nin

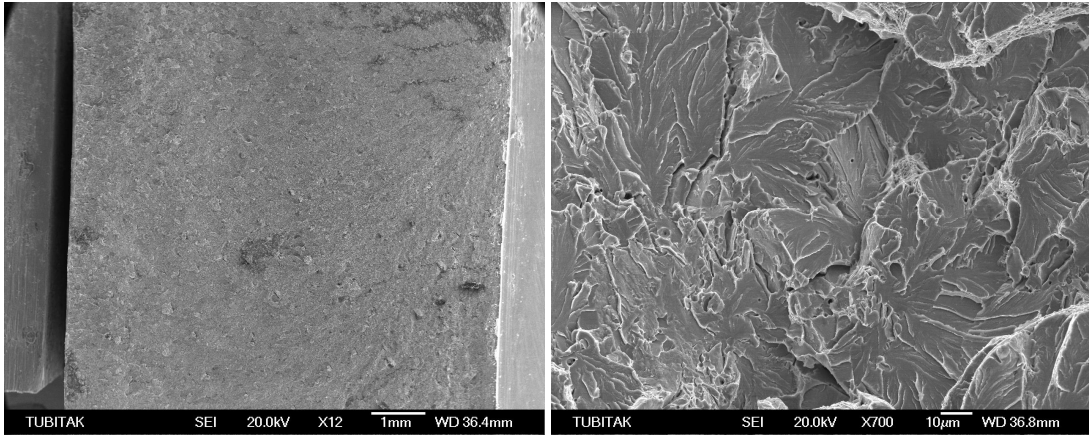
-25 °C' de (Şekil 5.5) ve +25 °C' de (Şekil 5.6) çentik darbe deneyi sonucunda elde edilen kırık yüzey resimleri incelendiğinde, kumda soğutulan numunelerin girintili çıkıntılı ve pürüzlü kırık yüzey görüntüsü verdiği ve çelik 1' de olduğu gibi sünek bir kırılma davranışı sergilediği görülmektedir. Havada soğutulan numuneler ise kısmen pürüzlü fakat çoğunlukla camsı bir kırılma davranışı göstermişlerdir. Suda soğutulan numunelerin ise klivaj tipi bir kırılma göstererek camsı bir yüzey sergilemiştir, yani suda soğutulan numuneler gevrek bir kırılma türü göstermiştir. Çelik 1 ve çelik 2' nin kırık yüzey resimleri analiz edildiğinde havada ve suda soğutulan numunelerin gevrek veya gevrek ve sünek kırılma davranışı gösterdiği görülmüştür. Havada ve suda soğutulan numunelerin çentik darbe dayanımları ve % uzama değerlerinin de düşük olduğu çentik darbe deney ve çekme test sonuçlarından da anlaşılmaktadır.



A

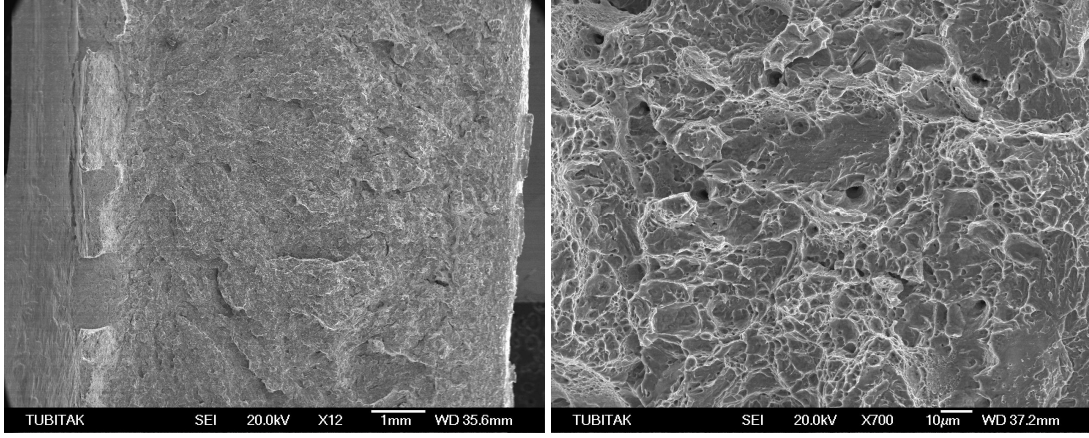


B

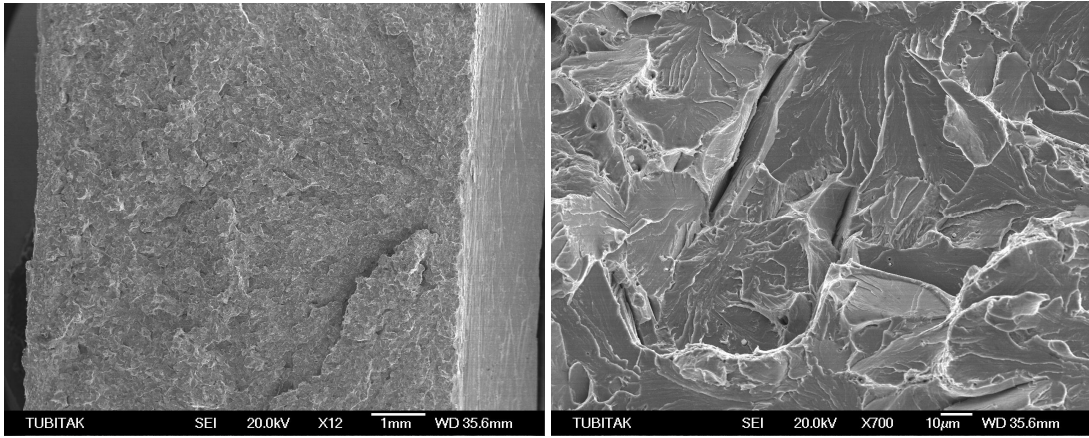


C

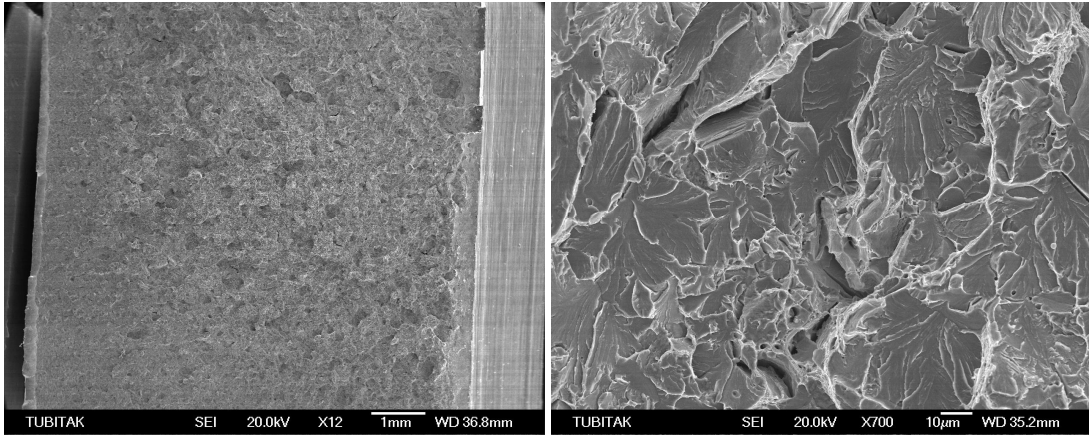
Şekil 5.3 Çelik 1'in -25°C'de A)kum B)hava ve C) suda elde edilen kırık yüzey resimleri.



A

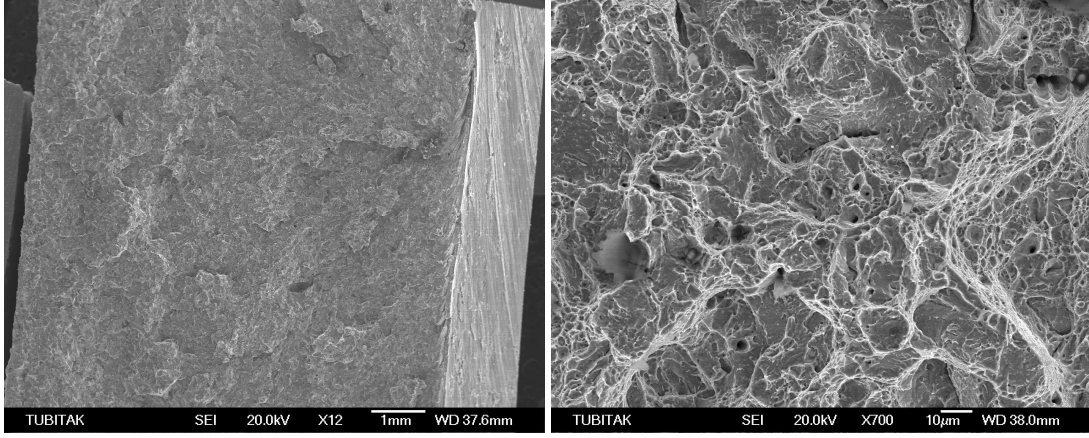


B

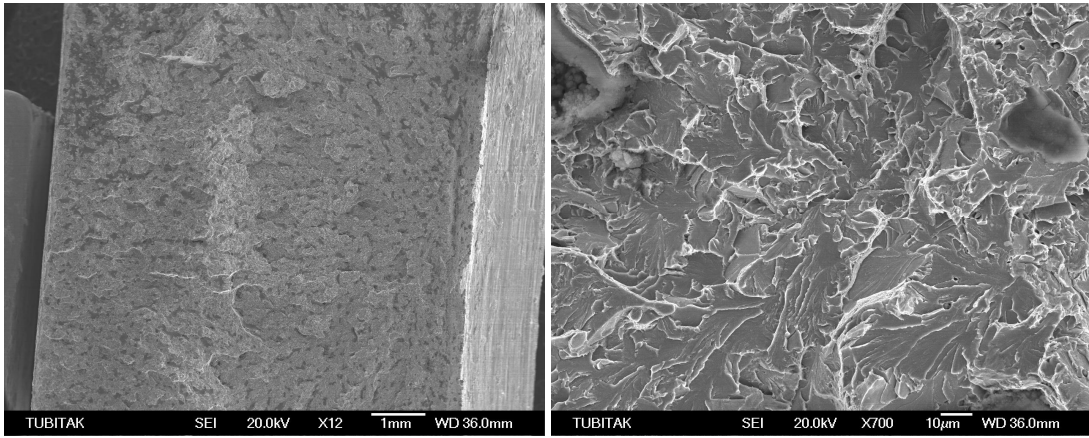


C

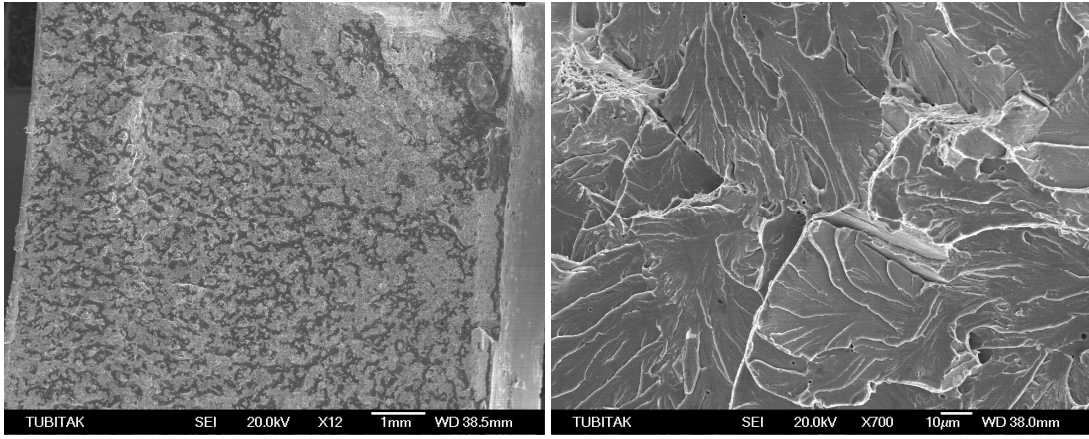
Şekil 5.4 Çelik 1'in +25°C'de A) kum B) hava ve C) suda elde edilen kırık yüzey resimleri.



A

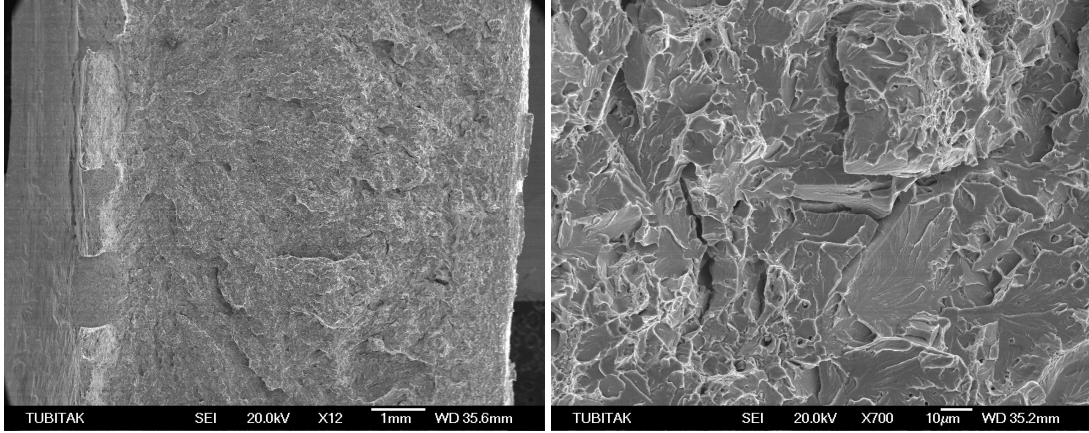


B

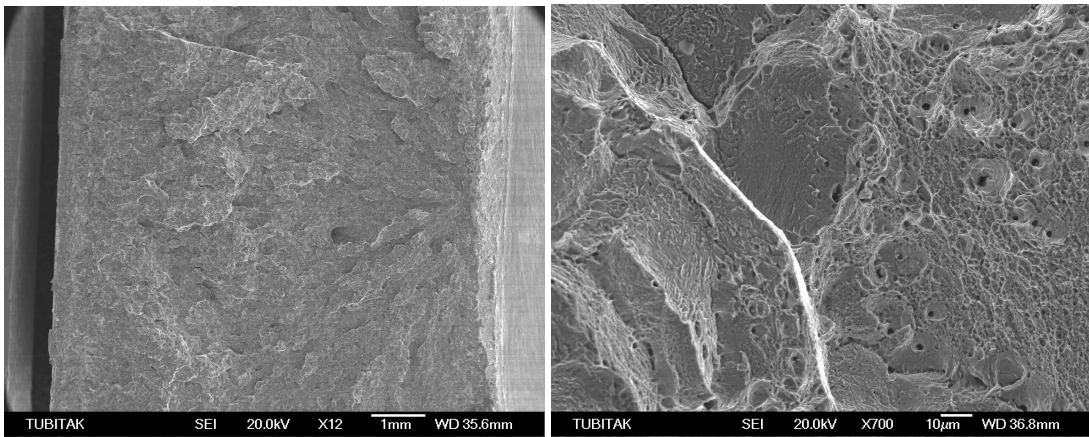


C

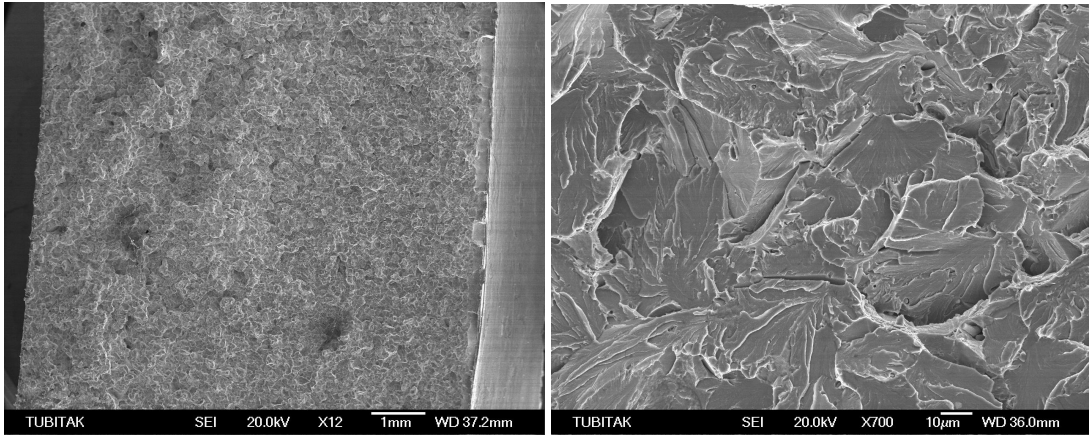
Şekil 5.5 Çelik 2'nin -25°C'de A)kum B)hava ve C) suda elde edilen kırık yüzey resimleri.



A



B



C

Şekil 5.6 Çelik 2'nin +25°C'de A)kum B)hava ve C) suda elde edilen kırık yüzey resimleri.

BÖLÜM 6

SONUÇLARIN İRDELENMESİ

6.1 OPTİK MİKROSKOP İNCELEMELERİNİN İRDELENMESİ

Sonuçlar kısmında gösterilen Şekil 5.1-5.2' de görüldüğü gibi ve ayrıca Çizelge 5.2' de belirtildiği gibi, dövülmemiş ve dövüldükten sonra kumda, havada, suda soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numuneleri farklı tane ebatlarında ferritik ve perlitik yapıdan meydana gelmektedir. Her iki çelikte de ötektoid öncesi ferrit östenit tane sınırlarında çekirdeklenerek ince ağ halinde bulunmaktadır. Dövülmemiş haldeki çelik 1 ve çelik 2' nin mikroyapı resimlerine bakıldığında, çelik 2' nin daha küçük perlit tane ebadına sahip olduğu fakat % ferrit miktarının çelik 1' e göre daha yüksek olduğu görülmektedir. Bunun nedeni çelik 2' nin kimyasal kompozisyonunda vanadyumun bulunmasıdır. Vanadyumun varlığı V(CN) gibi çökeltilerin oluşmasına sebep olur ve çeliğin tane yapısını küçülterek yüksek oranda ferritin tane sınırlarında çekirdeklenmesine izin verir. Ayrıca çelik 2' nin içerisinde bulunan alüminyumda tane küçülmesine yardımcı olur. Oluşan AIN 1000 °C üzerinde çözünmesine rağmen çelik hızlı ısıtılarak dövme sırasında tane büyümesini engellemek için yeterli süre çözelti dışında kalarak çeliğin küçük taneli yapıya sahip olmasına neden olur (Koltuk, 1996). Çelik 1 ve çelik 2' nin kimyasal bileşimlerine bakıldığında her ikisinde % karbon oranlarının aynı olduğu fakat vanadyum miktarı artarken alüminyum miktarının düştüğü görülmektedir. Bu durumda perlit tane ebadının düştüğü görülmüştür.

1100 °C de östenitleme işlemi yapıldıktan sonra dövülen ve ardından kumda, havada ve suda soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numunelerinin % ferrit miktarının artan soğuma hızıyla birlikte arttığı görülmüştür (Çizelge 5.2). Soğuma hızının artması ferritin östenit tane sınırlarında çekirdeklenme miktarını arttırmıştır (Gladman, 1997). Ayrıca dövme işlemi yapıldıktan sonra soğuma hızının dönüşüm sıcaklığını düşürerek perlitin düşük sıcaklıklarda oluşmasına neden olmuştur. Bunun sonucunda düşük dönüşüm sıcaklıklarında oluşan perlit daha küçük taneli olarak yapı içerisinde dağılmıştır

(Askeland, 1996). Kumda soğutma gibi düşük soğuma hızlarında östenit-ferrit dönüşümünden önce yeniden kristalleşme ve hatta tane büyümesi meydana gelebilir (Jahazi, 2001). Bu nedenle çelik 1 ve çelik 2 kumda soğutuldukları zaman ötektoid öncesi ferritin tane sınırlarında ağ şeklinde dağıldığı ve kumda soğutma hızının, suda soğutma hızından düşük olmasından dolayı yapının kaba taneli olduğu görülmüştür (Çizelge 5.2). Ayrıca çelik 1 ve çelik 2 den elde edilen numuneler dövme işlemi yapıldıktan sonra suda soğutulduklarında martenzitik bir yapıya sahip olmuşlardır. Hızlı soğuma esnasında hacim merkez kübik yapı karbon atomlarınca aşırı bir şekilde doyararak yapısını hacim merkez tetragonal yapıya dönüştürmüştür. Bu yapı çeliklerin tokluğunu düşürdüğü için arzu edilen bir yapı değildir (Madariage, 1999).

Dövüldükten sonra kumda ve havada soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numuneleri birbirleri ile karşılaştırıldığında, kumda ve havada soğutulan çelik 2 numuneleri çelik 1' den daha yüksek oranda ferrit fazına ve küçük tane ebadına sahip olmuştur. Örneğin çelik 2' den elde edilen ve dövüldükten sonra havada soğutulan numuneler % 33 ferrit fazı ve 6 µm ortalama perlit tane ebadı gösterirken, çelik 1 den elde edilen numuneler % 21 ferrit fazı ve 12 µm ortalama perlit tane ebadı göstermiştir. Benzer durum kumda soğutulan numuneler için de söz konusudur (Çizelge 5.2). Ötektoid öncesi ferrit miktarının ve ortalama perlit tane ebadının küçük olması, çelik 2 içerisinde % 0,08 oranında vanadyum elementinin bulunmasına bağlanabilir. Çünkü vanadyum östenit tane sınırlarında V(CN) olarak çökeler ve östenit tanelerinin büyümesini önleyerek ferritin çekirdekleşmesini hızlandırır. Yapılan literatür araştırmalarında tane sınırlarının ötektoid öncesi ferritin çekirdekleşmesine yardımcı olan en uygun bölgeler olduğu belirtilmektedir (Ollilainen, 2003). Ayrıca çelik 2 içerisinde bulunan Al, AIN bileşiği şeklinde çökeler tane büyümesini engeller. Bu nedenle çelik 2 nin içerisinde V(CN) ve AIN gibi çökeltilerin bulunması, 1000–1100°C sıcaklık aralığında dövme işlemi yapılırken östenit tanelerinin büyümesini ve yeniden kristalleşmesini engellemektedir. Bunun sonucunda küçük östenit taneleri soğuma sırasında küçük perlit tanelerinin oluşmasına neden olmuştur.

Narita 'nın çalışmasında elde edilen mikroalaşım elementlerinin çözünebilirlik verilerine bakıldığı zaman, AIN ve VN çökeltilerinin VC çökeltisinden daha düşük çözünebilirliğe sahip olduğu görülmüştür. Bu durum AIN ve VN 'ün, VC 'e nazaran östenitleme veya dövme sıcaklığında (1000–1100°C) çözünmeden yapıda kalabildikleri veya daha kararlı oldukları anlaşılmaktadır. Bundan dolayı AI ve V mikroalaşım elementlerinin her ikisini

de kimyasal kompozisyonunda barındıran çelik 2, çelik 1'e nazaran küçük taneli yapıya ve biraz daha yüksek ferrit miktarına sahip olmuştur.

6.2 ÇEKME DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ

Çelik 1 ve çelik 2' nin dövülmemiş ve dövüldükten sonra kum, hava ve su ortamlarında soğutulmuş numunelerin çekme test sonuçları Çizelge 5.3 ve 5.4' de görülmektedir. Çizelgelerden çelik 1 ve çelik 2' den elde edilen dövülmemiş konumdaki numunelerin akma (%0.2), çekme dayanımlarına bakıldığında çelik 2' nin çelik 1 e nazaran akma dayanımının 124 MPa, çekme dayanımının ise 85 MPa daha yüksek olduğu görülmektedir. Bunun yanında % 17' lik bir uzama göstermiştir. Çelik 2 nin dövülmemiş konumda akma ve çekme mukavemetinin yüksek olması ve aynı zaman da şekillendirilebilme özelliğinde herhangi bir düşme görülmemesi çelik 2' nin kimyasal kompozisyonundaki vanadyum ve azot miktarının yüksek olmasına bağlanabilir. V(CN) östenit bölgesinde AIN ile birlikte östenit tane büyümesini engelleyerek ince perlit tanelerinin oluşmasını sağlar (Topateş, 1995). Ayrıca vanadyum, çökeltme sertleşmesi mekanizması ile çeliğin dayanımını artırır bu nedenle çeliğin akma mukavemeti artan vanadyum miktarı ile artar (Hulka, 1989).

Dövülmüş ve ardından kumda, havada ve suda soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numunelerinin çekme deneyi sonuçlarına bakılınca, artan soğuma hızıyla birlikte çeliklerin akma ve çekme dayanımlarının arttığı görülmektedir. Soğuma hızının, kumda ve havada soğutma gibi düşük olduğu durumlarda % uzama değerlerinde bir düşme olmadığı görülürken suda soğutma gibi soğuma hızının yüksek olduğu durumlarda % uzama değerleri düşmüştür. Suda soğutulmuş çelik 1 ve çelik 2 numuneleri incelendiğinde çelik1 1774 MPa maksimum çekme dayanımı gösterirken çelik 2 1824 MPa göstermiştir. Çelik 1 ve çelik 2 nin çekme dayanımındaki bu artış martenzitik yapıya sahip olmasından dolayı kaynaklanmaktadır. Martenzitik yapı karbon atomlarınca doymuş hacim merkez tetragonal yapıdan meydana gelmektedir. Bu yapı malzemenin dayanımını artırırken tokluğu düşürmektedir (Das, 2003). Bu nedenle suda soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numunelerinin % uzama değerleri düşük çıkmıştır.

Dövülmüş ve dövüldükten sonra kumda, havada ve suda soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numuneleri birbirleriyle kıyaslandığında çelik 2, çelik 1' e nazaran bütün soğuma

şartlarında daha yüksek akma ve çekme dayanımı göstermiştir. Örneğin çelik 2 dövme işlemi yapıldıktan sonra havada soğutulduğunda 944 MPa'lık çekme dayanımı gösterirken çelik 1, 823 MPa'lık çekme dayanımı göstermiştir. Bunun yanında numuneler kumda soğutulduklarında ise çekme dayanımı çelik 2 için 890 MPa' a düşerken, çelik 1 için ise 794 MPa olmuştur. Benzer durum çeliklerin akma dayanımları içinde söz konusudur (çizelge 5.3 ve 5.4). Yapılan açıklamalardan anlaşılacağı gibi dövme işlemi yapıldıktan sonra hava gibi kuma nazaran daha yüksek soğutma hızına sahip ortamda soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numunelerinin akma ve çekme dayanımları artmıştır. Ötektoid dönüşüm boyunca soğuma hızının yüksek olması atomların hareket edeceği mesafeyi düşürür. Dolayısıyla perlit lamelleri arasındaki mesafe azalarak ince perlit oluşur. İnce perlitin meydana gelmesi çeliğin dayanımını yükseltir (Askeland, 1996). Ayrıca çekme dayanımı perlitin yapısından oldukça etkilenmektedir. Yapılan literatür araştırmalarında deformasyon sertleşmesi ile perlitin yapısı arasında lineer bir ilişki olduğu görülmektedir, çünkü perlitik yapı, ferrit fazına göre daha çok deformasyon sertleşmesine maruz kalabilmektedir (Honeycombe, 1995).

6.3 SERTLİK DENEYİ SONUÇLARININ İRDELENMESİ

Çizelge 5.5'den sertlik deneyi sonuçlarına bakıldığında suda soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numunelerinin, kumda ve havada soğumaya göre daha yüksek oranda Vickers (Hv5) sertliğe sahip olduğu görülmektedir. Bunun nedeni yüksek miktarda serbest karbon atomunun martenzit fazı içerisinde bulunmasından dolayıdır. Ayrıca havada soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numuneleri kumda soğutulan numunelere göre daha yüksek Vickers (Hv5) sertliği göstermişlerdir. Soğuma hızının yüksek olması ötektoid dönüşüm öncesi ve ötektoid dönüşüm sonrası oluşan ferrit fazı içerisinde homojen olarak dağılmış küçük çökeltilerin (V(CN) gibi) oluşmasına izin verir. Oluşan bu çökelti dislokasyonların hareketini engelleyerek çeliğin sertliğini arttırmıştır.

Ridley ve arkadaşları (1982) vanadyum içeren ötektoid bileşime sahip çeliğin dayanımını incelemişlerdir. Çeliğin dayanımındaki artışı iki faktöre bağlamışlardır. Birincisi vanadyumun çeliğe katılması, perlit lamelleri arasındaki mesafenin düşmesine neden olmaktadır ve bu aynı zamanda östenit perlit dönüşüm sıcaklığının düşmesinin bir sonucudur. İkincisi vanadyumun çeliğe katılması, perlitik yapıda bulunan ve ötektoid dönüşüm sonucunda elde edilen ferrit fazı içerisinde V(CN) çökeltilerinin oluşmasına neden

olarak çeliğin dayanımını arttırmıştır. Bepari' de (1990) yapmış olduğu çalışmada, vanadyum içeren düşük karbonlu çelikler sürekli soğutulduklarında küçük V(CN) gibi çökeltilerinin oluştuğunu göstermiştir. Bunun sonucunda da Bepari (1990), soğuma hızının artması dönüşüm sıcaklığını düşürdüğünü ve yapıda homojen olarak dağılmış ufak V(CN) çökeltilerinin oluşmasına neden olduğunu yaptığı çalışmada örneklemiştir.

Çizelge 5.5 'den çelik 1 ve çelik 2'nin sertlik sonuçları karşılaştırıldığında, dövülmemiş ve dövüldükten sonra kumda, havada ve suda soğutulan çelik 2 numunelerinin sertlik değerleri aynı şartlar altında çelik 1 numunelerinden daha yüksek çıkmıştır. Aynı karbon oranına sahip olmalarına rağmen çelik 2'nin sertliğinin çelik 1'den yüksek olmasının nedeni bünyesinde ağırlık olarak % 0.08 vanadyum elementinin bulunmasıdır. Benzer sonuçlar Ollilainen ve arkadaşları (2003) tarafından da elde edilmiştir. Yapmış oldukları çalışmada orta karbonlu vanadyum mikroalaşım çeliklerinde vanadyum miktarının ağırlık olarak % 0.085'e çıkması ile çeliğin sertliğinin arttığını gözlemişlerdir. Çeliğin sertliğinin artmasının nedeni ise ötektoid öncesi ve ötektoid sonrası oluşan ferrit fazı içerisinde çökelen ufak ve homojen olarak dağılmış V(CN) çökeltilerine bağlamışlardır. Bu çökeltiler dislokasyonların hareketini engelleyerek çeliğin dayanımını arttırmışlardır. Ayrıca çelik 2'nin içerisinde Al elementinin bulunması da AIN çökeleğinin oluşmasına izin vererek östenit bölgesinde yapılan dövme esnasında östenit tanelerinin büyümesini VN çökeltileri ile birlikte engellemiştir. Bunun sonucunda meydana gelen küçük östenit taneleri, küçük perlit ve ferrit tanelerinin oluşmasına izin vererek çeliğin dayanımını arttırırken, tokluğunu iyileştirmiştir (Djahazi, 1992). Dieter (1988) en iyi dayanım – tokluk ilişkisinin yapı içerisinde homojen olarak dağılmış ve matris ile iyi bağ oluşturmuş ufak çökeltilerle elde edilebileceğini belirtmektedir.

6.4 ÇENTİK DARBE DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ

Çizelge 5.6' da, dövme işlemi yapıldıktan sonra farklı ortamlarda soğutulan ve ardından +25 ve -25 °C' de çentik darbe deneyine tabi tutulan çelik 1 ve çelik 2 numunelerinin darbe deneyi sonuçları görülmektedir. Sonuçlardan anlaşılacağı gibi soğuma hızının artması çeliklerin çentik darbe dayanımını düşürmüştür. En düşük çentik darbe dayanımı en yüksek soğuma hızına sahip olan suda soğutulmuş çeliklerden elde edilmiştir. Örneğin -25°C' de çentik darbe deneyi uygulanan kumda soğutulmuş çelik 1 numunesi 33.3 J' luk darbe dayanımı gösterirken, havada soğutulan çelik 1 numuneleri 24.5 J' luk dayanım

sergilemişlerdir. Suda soğutmada ise çentik darbe dayanımı daha da düşerek 11.2 J değerine ulaşmıştır. Suda soğuyan çelik 1 numunelerinin çentik darbe dayanımının düşük olması yapılarındaki martenzit fazından kaynaklanmaktadır. Çekme ve sertlik sonuçlarının sonuçları irdelenirken de belirtildiği gibi martenzit fazı serbest halde bulunan karbon atomlarınca doymuş oldukça gevrek bir fazdır (Das, 2003). Bu nedenle çentik darbe deney sonucunun kumda ve havada soğutulan numunelere göre düşük çıkması beklenen bir sonuçtur. Çekme ve sertlik değerlerine bakıldığında da suda soğutulan ve en düşük çentik darbe dayanımına sahip olan çelik 1 ve çelik 2 numunelerinin % uzama değerlerinin de oldukça düşük olduğu görülmektedir (Çizelge 5.3 ve 5.4' e bakınız).

Benzer durum +25 °C' de çentik darbe deneyi uygulanan, kumda, havada ve suda soğutulmuş çelik 1 ve çelik 2 numuneleri için de söz konusudur. Fakat çelik 2' den elde edilen ve +25 / -25°C sıcaklıklarında çentik darbe deneyi uygulanan numuneler, bütün soğuma şartlarında çelik 1' den daha yüksek çentik darbe dayanımı göstermişlerdir. (Çizelge 5.6' ya bakınız). Bunun nedeni çelik 2' nin bütün soğuma şartları için ölçülen tane ebadı çelik 1' den oldukça ufaktır. Yapılan literatür araştırmalarında küçük taneli yapıların çeliklerin özellikle akma dayanımını artırırken çeliğin tokluğunu da iyileştirdiği bilinmektedir (Gladman, 1997). Ayrıca, +25°C' de yapılan çentik darbe deneyi neticesinde elde edilen bütün sonuçlar -25°C' de elde edilen sonuçlardan yüksek çıkmıştır. Çünkü sıcaklığın düşmesi kırılabilirliği artırmaktadır (Dieter, 1998).

6.5 MİKROYAPI MEKANİK ÖZELLİK İLİŞKİSİNİN İNCELENMESİ

Çeliklerin mikroyapı ve mekanik özellik ilişkisini araştırmak amacıyla yapılan ilk çalışmalar alaşımız düşük karbonlu çeliklerin kullanılması ile sınırlıydı. Bu çeliklerin mikroyapı-mekanik özellik ilişkisinin araştırılmasında Bölüm 2.7.1 de belirtilen Hall-Petch eşitliği kullanılmaktaydı. Fakat daha sonra bu eşitlik, katı ergiyik sertleşmesinin akma noktasına etkisi göz önünde bulundurularak aşağıda belirtildiği şekilde düzenlenmiştir (Hall, 1951).

$$\sigma_y = \sigma_i + k_1 (\% \text{ Mn}) + k_2 (\% \text{ Si}) + k_3 (\% \text{ N}) + k_y \cdot d^{-1/2} \quad (6.1)$$

Burada σ_y , σ_i , k_y , $d^{-1/2}$ Bölüm 2.7.1' de ve Formül 2.1' de belirtilen ile aynı, k_1 , k_2 ve k_3 malzeme sabitidir. Bu formül ağırlık olarak % 0.25 ve daha az karbon içeren çelikler için

kullanılmaktadır. Formülden de anlaşılacağı gibi çeliğin akma noktası (σ_y), sürtünme gerilmesinden (Pierls stres, σ_i), mangan, silisyum ve serbest azot atomlarının meydana getirdiği katı ergiyik sertleşmesinden etkilenmektedir. Fakat yukarıda belirtilen eşitlik perlit fazının akma dayanımına ne derece etki edebileceği konusunda herhangi bir yorum getirememektedir. Yapılan bu çalışmada kullanılan çelikler ağırlık olarak % 0.25' den fazla karbon içerdikleri için yüksek oranda perlit fazını yapılarında bulundurmaktadırlar (çizelge 5.2' ye bakınız). Bu nedenle çeliklerin dayanımlarının perlit fazının varlığı ile ne derece etkilendiğinin bilinmesi önem arz etmektedir. Yapılan literatür araştırmasında perlit miktarının artması çeliklerin dayanımını ve aynı zamanda çentik darbe geçiş sıcaklığını artırdığı görülmüştür (Gladman, 1989). Ayrıca perlit hacminin yapı içinde artması, ferrit tane ebadının akma noktası üzerine etkisini azaltmaktadır (Sinha, 1989).

Orta karbonlu ve yüksek karbonlu çeliklerin gerilme analizi yapıldığında akma dayanımı, çekme dayanımı ve çentik darbe geçiş sıcaklığının çeliğin kompozisyonu ve mikroyapısı ile ilgili olduğu açıklanmaktadır. Bu ilişki aşağıdaki gibi formülize edilebilir.

$$\sigma_y = f^n \sigma_\alpha + (1-f^n) \cdot \sigma_p \quad (6.2)$$

Burada σ_y farklı mikroyapıların oluşturduğu toplam akma dayanımı (MPa), f ferrit fazının yapıdaki oranı, σ_α eşitlik 6.1' de tanımlanan ferrit fazının akma dayanımı (MPa), σ_p perlitin akma dayanımı ve “n” ferrit ve perlit hacminin dayanıma etkisini ifade eder ve değeri $1/3$ ‘ tür ($n=1/3$).

Yukarıda yapılan tartışmalardan anlaşılacağı gibi çeliklerin dayanımı, sahip oldukları kimyasal kompozisyona ve buna bağlı olarak yapısında bulundukları fazlara bağlıdır. Bu amaçla, çelik 1 ve çelik 2' nin yapılarında yüksek oranda bulunan perlit fazının ve çökeltilerin (V(CN) ve AlN) çeliklerin dayanımlarına etkisini araştırabilmek için Formül 6.2' de ifade edilen σ_p değerinin hesaplanması gerekmektedir. σ_p , perlit fazından ve çökeltilerden elde edilen toplam dayanımı ifade etmektedir. Bu yüzden akma dayanımının, yüksek perlit içeren ferrit-perlit çeliklerinde hesaplanmasına yönelik formül aşağıda belirtildiği şekilde düzenlenip kullanılmıştır (Gladman, 1997).

$$\sigma_y = f^{1/3} [35 + 58.5 (\% \text{ Mn}) + 17.4 d^{-1/2}] + (1-f^{1/3}) \cdot \sigma_p \quad (6.3)$$

Burada σ_y akma noktası (MPa), d ortalama doğrusal kesme metoduna göre hesaplanan tane ebadı (mm), f ferrit fazının hacimsel oranı, σ_p perlit fazından ve çökeltme sertleşmesinden elde edilen dayanım. Eşitlik 6.3' ün kullanılması ile çelik 1 ve çelik 2 için hesaplanan σ_p değerleri Çizelge 6.1' de gösterilmektedir.

Çizelge 6.1. Dövülmemiş ve dövüldükten sonra, kumda ve havada soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numunelerinin mikroyapı ve mekanik özellik ilişkisi.

Çelikler	$f^{1/3}$	35+58,5x (%Mn)	Tane ebadı (μm)	ky.d. ^{-1/2} (MPa)	$(1-f)^{1/3}$	(σ_y, Test) (MPa)	σ_p (MPa)
Çelik1 Dövülmemiş	0,67	109	13	153	0,89	439	296
Çelik1,Kum	0,57	109	15	142	0,93	459	339
Çelik1,Hava	0,59	109	12	159	0,92	490	360
Çelik2 Dövülmemiş	0,70	110	10	174	0,87	563	419
Çelik2,Kum	0,67	110	8	195	0,89	595	439
Çelik2,Hava	0,69	110	6	225	0,88	650	476

Çizelge 6.1' den de görüldüğü gibi dövülmemiş ve dövüldükten sonra kumda ve havada soğutulan numuneler farklı miktarlarda σ_p değerleri göstermişlerdir. Çeliklerin σ_p değeri, deneysel olarak elde edilen akma dayanımından matematiksel olarak hesaplanan teorik akma dayanımının çıkartılmasıyla bulunmuştur. Bir başka deyişle σ_p değeri deneysel ve teorik akma dayanımlarının arasındaki fark olup perlit fazının ve çökelti sertleşmesinin çelik 1 ve çelik 2' nin dayanımının belirlenmesinde oynadığı önemli rolü göstermektedir. Örneğin çelik 1 numuneleri dövülmemiş ve dövüldükten sonra kumda ve havada soğutulduklarında çelik 2' ye nazaran düşük σ_p değeri göstermiştir. Bu durum çelik 2' nin kimyasal kompozisyonunda bulunan Vanadyumun oluşturmuş olduğu V(CN) çökeltilerinden dolayı meydana gelmektedir.

Çeliklerin dayanımlarını artırmanın en etkin mekanizmalardan bir tanesi, dönüşüm boyunca ve dönüşümden sonra V(CN) gibi çökeltilerin ötektoid öncesi ve sonrası ferrit fazı içerisinde çökmesidir. Vanadyumun mikroalaşım çeliklerinde kullanılmasının en büyük

nedeni çeliklerin dayanımını çökeltme sertleşmesi mekanizması ile artırmasıdır (Sage, 1992). Ayrıca Bölüm 6.2' de çekme deneyi sonuçları irdelenirken de belirtildiği gibi vanadyumun eklenmesi perlitin lamelleri arasındaki mesafeyi düşürdüğünden çelik 2 daha yüksek σ_p değeri göstermiştir. Çelik 1 kimyasal kompozisyonunda mikroalaşım elementi olarak yalnızca Al elementini barındırmaktadır; bu nedenle çelik 1 içerisinde çökeltme sertleşmesi yok denecek kadar az olacaktır. Fakat çelik 1, buna rağmen yüksek sayılabilecek oranda σ_p değeri göstermiştir. Örneğin dövülmemiş konumundaki numuneler alınıp incelendiğinde çelik 1' in σ_p değeri 296 MPa' a ulaştığı görülmüştür. Elde edilen bu değer çelik 2' nin değerlerinden düşük olmasına rağmen yüksek bir değerdir ve perlit etkisinden dolayı dayanımın arttığı düşünülmektedir. Benzer durum kumda ve havada soğutulan numunelerde de görülmüştür. Örneğin kumda soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numuneleri havada soğutulan numunelerden daha düşük σ_p değeri göstermişlerdir. Bunun nedeni, dövme işlemi yapıldıktan sonra soğuma hızına bağlı olarak perlitin yapısında ve miktarında, ayrıca oluşan çökeltilerin ebadında ve dağılımında meydana gelen farklılıklardan dolayı kaynaklanmaktadır. Örneğin havada soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numuneleri kumda soğutmaya nazaran daha küçük tane ebadına sahip olurlar. Ayrıca hızlı soğutma dönüşüm sıcaklığını düşürerek ince perlit lamellerinin olmasına ve küçük çökeltilerin meydana gelmesine izin verir ve bunun sonucunda σ_p değerleri yükselir (Sha, 2001).

6.6 TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) İNCELEMELERİNİN İRDELENMESİ

Şekil 5.3 - 5.6 dövme işlemi yapıldıktan sonra kumda, havada ve suda soğutulan, ardından +25 ve -25°C' de çentik darbe deneyi yapılan çelik 1 ve çelik 2 numunelerinin kırık yüzey resimlerini göstermektedir. Çelik 1 ve çelik 2' nin +25 ve -25°C' de elde edilen kırık yüzey resimlerine bakıldığında kumda soğutulan numunelerin pürüzlü ve girintili çıkıntılı görünüme sahip olduğu görülmektedir. Bu durum kumda soğutulan numunelerin sünek bir davranış sergilediğini göstermektedir. Bölüm 5.1 de soğuma hızı ölçüm sonuçlarına bakıldığında da kumda soğuma hızının hava ve suda soğuma hızından düşük olduğu görülmektedir. Bu durum kumda soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numunelerinin havada soğutulan numunelere nazaran kaba perlitik yapıya sahip olduğunu göstermektedir. Çentik darbe deneyi sırasında perlitik yapı içerisindeki ferrit- sementit ara yüzeyi, çatlakların kolayca oluşmasına müsaade eder. Fakat kumda soğutmada elde edilen perlit kaba lamelli olduğu için oluşan çatlaklar ferrit fazı içerisinde hareket ederek darbe deneyi sırasında

meydana galen enerjiyi emer ve çeliğin tokluğunu arttırır. (Honeycombe, 1995). Ayrıca kumda soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numunelerinin Çizelge 5.3 ve 5.4' ten % uzama değerlerine bakıldığında, özellikle suda soğumada elde edilen değerlere göre oldukça yüksek olduğu görülmektedir.

Havada soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numunelerinin kırık yüzey resimlerine bakıldığında kısmen pürüzlü, fakat çoğunlukla klivaj yapısında camsı bir kırılma sergilemiştir. Havada soğuma hızının kumda soğumaya göre yüksek olmasından dolayı elde edilen perlit ince lamellidir. Dolayısıyla ferrit- sementit ara yüzeyinde oluşan çatlaklar hareket edemeden çoğalarak çeliğin kırılmasına sebep olur. Bu nedenle havada soğutulan numuneler, kısmen sünek ve gevrek bir kırılma göstermiştir. Suda soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numuneleri tamamen camsı ve klivaj şeklinde bir kırılma sergilemişlerdir. Numunelerin bu tip kırılma davranışı sergilemelerinin nedeni suda soğuma neticesinde yapılarında martenzit fazının bulunmasına bağlanabilir. Martenzit aşırı karbonca doymuş, sementitten sonra en sert ve gevrek bir fazdır (Das, 2003). Ayrıca Bölüm 6.4' te detaylı olarak tartışıldığı gibi soğuma hızının artması çentik darbe dayanımını düşürdüğü ve en düşük çentik darbe dayanımı en yüksek soğuma hızına sahip olan suda soğutulmuş çeliklerde elde edildiği belirtilmiştir. Bu nedenle suda soğutulmuş çelik 1 ve çelik 2 numunelerinin klivaj şeklinde gevrek bir kırılma davranışı göstermesi beklenen bir sonuçtur.

BÖLÜM 7

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

7.1 SONUÇLAR

Bu çalışmada, dövülmemiş ve dövüldükten sonra farklı ortamlarda soğutulan 2 adet orta karbonlu mikroalaşım çeliğinin mikroyapı-mekanik özellik ilişkisi araştırılmıştır. Bu amaçla farklı kimyasal kompozisyona sahip dövme amaçlı üretilen mikroalaşımli çelik numuneler 1100°C’ de 30 dakika östenitlendikten sonra son sıcaklık 900°C olacak şekilde dövülerek, ardından kum, hava ve su ortamlarında soğutulmuşlardır. Farklı ortamlarda soğutulan bu numunelere çekme deneyi, çentik darbe deneyi ve sertlik deneyleri uygulanmıştır. Ayrıca bu numunelerin mikroyapı resimleri çekilip kırık yüzeyleri incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar aşağıda sıralanmıştır:

1. Yüksek dayanım ve tokluk değerleri, dövüldükten sonra havada soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numunelerinden elde edilmiştir. Dayanım ve tokluk değerlerinin yüksek olması, havada soğutulan numunelerin küçük tane ebadına yüksek perlit veya çökeltme sertleşmesine bağlanmaktadır.
2. 1100°C de östnenitleme işlemi yapıldıktan sonra dövülen ve ardından kum, hava ve su gibi farklı ortamlarda soğutulan numunelerin % ferrit miktarının artan soğuma hızıyla birlikte arttığı görülmüştür. Soğuma hızının artması ferritin östenit tane sınırlarında çekirdekleşme miktarını arttırmıştır
3. Dövme işlemi yapıldıktan sonra soğuma hızının dönüşüm sıcaklığını düşürerek perlitin düşük sıcaklıklarda oluşmasına neden olmuştur. Bunun sonucunda düşük dönüşüm sıcaklıklarında oluşan perlit daha küçük taneli olarak çelik 1 ve çelik 2 içerisinde dağılmıştır.

4. Çelik 2, çelik 1' e nazaran, bütün soğuma şartlarında ve dövülmemiş konumda, daha yüksek dayanım, sertlik ve tokluk göstermiştir. Bu durum çelik 2' nin kimyasal kompozisyonunda vanadyumun 0.08 oranında bulunmasından kaynaklanmaktadır. Çünkü vanadyumun eklenmesi çeliğin içerisinde V(CN) gibi ikinci faz partiküllerin oluşmasına izin vererek çeliğin dayanımını ve sertliğini artırmıştır.

5. Dövme işlemi yapıldıktan sonra su ortamında soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numunelerinin akma ve çekme dayanımları kum ve hava ortamlarında soğutmaya nazaran oldukça yüksektir. Fakat, bunun yanında tokluk değerleri de oldukça düşük olarak bulunmuştur. Bunun nedeni, suda soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numunelerinin hızlı soğumadan dolayı yapısında martenzit fazını barındırmasıdır.

6. Çelik 1 ve çelik 2 numuneleri dövme işlemi yapıldıktan sonra kumda soğutulduklarında, akma ve çekme dayanımlarında bir düşme görülmüştür. Kumda soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numunelerinin en düşük soğuma hızına sahip olmasından dolayı oluşan perlit taneleri kabadır ve çökeltme sertleşmesinin miktarı azdır. Bundan dolayı kumda soğutulan çelik 1 ve çelik 2 numuneleri havada soğutmaya nazaran düşük dayanım değerleri göstermiştir.

7.2 ÖNERİLER

1. Sonuçlarda da görüldüğü gibi kimyasal bileşimin mekanik özelliklere etkisi büyüktür. Bunun için farklı kimyasal kompozisyona sahip çelikler bu çalışmada yapılan aynı işlemlere tabi tutularak daha detaylı bilgilere ulaşılabilir. Ayrıca, östenitleme sıcaklıkları ve fırında bekleme süreleri değiştirilerek farklı büyüklüklerde çökeltilerin oluşması sağlanabilir ve dayanım tokluk ilişkisi daha detaya inilerek araştırılabilir.

2. Yapılan çalışmada dövme işlemi yapılmamış ve dövme işlemi yapıldıktan sonra kumda, havada ve suda soğutulan numunelerin akma, çekme dayanımları ve sertlik değerleri karşılaştırılarak ve ayrıca kimyasal kompozisyonları göz önünde bulundurularak farklı çökeltilere sahip olduğu belirtilmektedir. Bu çökeltilerin türü, miktarı ve çelikler içerisindeki dağılımları geçirmeli elektron mikroskobu (TEM) kullanılarak belirlenip daha detaylı bilgilere ulaşılabilir. Ayrıca, soğuma hızlarına bağlı olarak çeliklerde oluşan perlit

fazının lamelleri arasındaki mesafeler tarama elektron mikroskobu ile ölçülerek akma dayanımında meydana gelen değişmeler detaylı olarak araştırılabilir.

KAYNAKLAR

- Alayalı, N.**, (1994) Sıcak Dövme Endüstrisi Sektör Araştırması, İ.T.Ü., Y. L.Tezi, s.10- 40
- Asil Çelik Teknik Yayınları**, (1994) *Mikroalaşımlama*, sayı: 11, s.2-22.
- Askeland, D. R.**, (1996) *The Science and Engineering of Materials*, 3th edn 329, London, Chapman and Hall.
- Bepari, M. A.**, (1990) *Structure of continuously cooled low-carbon vanadium steels*, Metallurgical Transaction A, 21, pp.2839-2855.
- British Standarts Institutions**, (1990) B S EN 10 002-1
- Çapan, L.**, (1999) *Metallere Plastik Şekil Verme*, Ders kitabı, s.144-189.
- Çeviker, I.**, (1991) *Mikroalaşımlı Dövme Çeliklerde Mikroyapısal Karakterizasyon ve Mikroyapı-Mekanik Özellikler İlişkisi*, Y.Lisans Tezi, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, s. 5-35
- Çemtaş Bülteni**, (1996) *Dövme Amaçlı Mikroalaşımlı Çelikler*, s.3-4.
- Çiğdem, M.**, (1996) *İmal Usulleri*, Ders kitabı, s.120-130.
- Das, S., Ghosh, A., Chatterjee, S., Ramachandra, R. P.**, (2003) *The effect of cooling rate on structure and properties of a HSLA forging*, Scripta Materialia, 48, pp. 51-57
- Demirkol, M.**, (1991) *Dövme Teknolojisi Ders Notları*, İstanbul Teknik Üniversitesi.
- Dieter, G. E.**, (1988) *Mechanical Metallurgy*, 4th edn, 145, Mc Graw – Hill Book, London.
- Djahazi, M., He, X. L., Jones, J. J., Sun, W. P.**, (1992) *Mater. Sci. Technol.*, 8, pp.628-635.
- Erdoğan, M.** (1996) *Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri*, Cilt I, Nobel Yayınları, Çeviri, Ankara, s.60-76
- Ertaş, H., Kurt, Z.**, (2001) *Dövme Amaçlı Mikroalaşım Çeliklerinin Üretimi*, Demir Çelik Sempozyumu, s. 677-682
- Gladman, T.**, (1997) *The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*, 1st edn, 341, *The Institute of Materials*, London.
- Gladman, T.**, (1989) *Physical Metallurgy of microalloyed medium carbon engineering steels*, Ironmaking and Steelmaking, 16, pp. 241-245.

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Hall, E. O.**, (1970) Yield Point Phenomena in metals and alloys, plenum pres, *Proc. Phys. Soc.* New York, 64B, pp. 747-752.
- Hulka, K.**, (1989) Strip And Sheet, *Mikroalaşımli Çelikler Semineri*, Yıldız Üniversitesi.
- Honeycombe, R. W., Bahadeshia, H. K.**, (1982) Advances in Physical Metalurgy and Applications of Steels, 2nd edn, 199, London, *Metal Society*.
- Jahazi, M., Eghbali, B.**, (2001) The Influence of hot forging conditions on the microstructure and mechanical properties of two microalloyed steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 113, pp.594-598
- Karabulut, H.**, (2004) Mikroalaşımli Çeliklerde Yaşlanma Sertleşmesinin Mekanik Özelliklere Etkisi, Y. Lisans Tezi, Z.K.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü, Zonguldak, s. 3-30.
- Kim, N. J.**, (1983) The Physical Metallurgy of HSLA Line Pipe Steels- A Review, *J.Metals*, pp. 21-30.
- Koltuk, F.**, (1996) Mikroalaşımli Çeliklerin İkincil Sıcak Şekillendirilmesinde Özelliklerin Optimizasyonunun İncelenmesi, Doktora Tezi, Y.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Ana Bilim Dalı , İstanbul, s. 3-60.
- Madariage, I., Gutierrez, I., Garcia-de, A. C., Capdevila, C.**, (1999) *Scripta Materialia*, 41, pp. 229-235.
- Maraşoğlu, Ş.**, (1990) Tek Taraflı Delmede Kuvvet ve Malzeme Akışına Etkiyen Faktörlerin İncelenmesi, İTÜ Y.Lisana Tezi
- Metals Handbook**, (1994) *Properties and Selections*, Volume 1, 10th Edition, ASM International Publ., pp. 398-410.
- Narita, K.**, (1975) Physical Chemistry of The Groups Iva (Ti, Zr), Va (V, Nb, Ta) and The Rare Earth Elements in Steel, *Transaction ISIJ*, 15, pp.145-152
- Ollilainen, V., Kasprzak, W., Hollapa, L.**, (2003) The effect of silicon, vanadium and nitrogen on the microstructure and hardness of air cooled medium carbon low alloy steels, *Journal of Materials Processing Technology*, 134, pp. 405-412
- Repas, P. E.**, (1988) *Metallurgical Fundamentals For HSLA steels*, Microalloyed HSLA Steels Proceeding of Microalloying, ASM Int. Publ., pp. 3-14.
- Ridley, N., Lewis, M. T., Morrison. W. B.**, (1982) Advances in physical metallurgy and applications of steels, 2nd edn, 199, *Metal Society*, London.
- Sage, A. M.**, (1992) *HSLA Steels Processing*, Properties and applications, (ed. Tither, G., Shouhua, Z.) TMS.

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Savaşkan, T.** (2000) Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, K.T.Ü. Makine Mühendisliği Bölümü Malzeme Bilimi Anabilim Dalı, s. 96 – 97.
- Serim, İ.**, (1988) *Çelik Dövme Teknolojisi Ve Uygulamaları Semineri*, Sınai Eğitim Geliştirme Merkezi, Ankara.
- Sha, W., Kirby, B. R., Kelly F. S.**, (2001) The Behaviour of Structural steels at Elevated Temperatures and the Desing of Fire Resistant steels, *Materials Transactions*, 42, pp. 1913-1927.
- Sinha, A. K.**, (1989) *Ferrous Physical Metallurgy*, 1st edn, 417, USA. Butterworth.
- Sözöz, H.**, (1986) Kapalı Kalıpta Dövme Dizaynı, Marmara Üniversitesi Y. Lisans Tezi, s.5-25.
- Tamer, M.O.**, (1996) İyon Nitrürleme İle Sıcak Dövme Kalıplarının Ömrünün Artırılması, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, s. 10-25
- Tekin, E.**, (1995) *Modern Yapı Çelikleri Eğitim Semineri*, Metalurji Mühendisliği Bölümü, ODTÜ-Sem, Ankara
- Topbaş, M.A.**, (1998) *Çelik ve Isıl İşlem El Kitabı*, İstanbul, s. 34-40.
- Topateş, T.**, (1995) Mikroalaşımli 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. 5-40.

ÖZGEÇMİŞ

Abdullah ÇAPAR, 1975 yılında Diyarbakır'da doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini aynı ilde tamamladı. 1995-1996 yılında Dicle Üniversitesi Bismil Meslek Yüksek Okulunu kazandı. 1997 yılında mezun oldu. 1997-1998 yılında Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Karabük Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü, Döküm Öğretmenliği Anabilim Dalını kazandı. 2002 yılında bu bölümden mezun oldu ve aynı yıl Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metal Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek Lisans Eğitimine başladı ve halen öğrenimine devam etmektedir.

ADRES BİLGİLERİ

Adres: Nüketcoşkun Cad. Erkan Apt.
No:6 Bağlar - Diyarbakır

Tel: (412) 2368239

E- posta: abdullahcapar@mynet.com.tr