



MALZEME BİLGİSİ

CİLT II

Prof. Dipl. Ing. H. J. Bargel Prof. Dr. Ing. G. Schulze
Technische Fachhochschule Berlin

Çevirenler
Prof. Dr. Şefik Güleç Prof. Dr. Ahmet Aran
İ.T.Ü. Makina Fakültesi

İ.T.Ü. Makina Fakültesi Ofset Atölyesi
İSTANBUL - 1995

T.C.
İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
REKTÖRLÜĞÜ
Sayı:1551

© II. Baskı: 1995

Her Hakkı Mahfuzdur. Eserin Sahibi İ.T.Ü. Rektörlüğüdür.
Bu eser veya bir kısmı İ.T.Ü. Rektörlüğünün izni alınmaksızın
çoğaltılamaz ve kopya edilemez.

Bu kitabın çevirisinde birlikte çalıştığım değerli hocam ve
ağabeyim Prof. Dr. Şefik Güleç ' i 1991 yılında kaybettik. Kendisinin
itinalı çalışmalarına bir örnek olan bu kitabın yeni baskısı Şefik hocanın
anısına ithaf olunur.

Ahmet ARAN

İ.T.Ü. Kütüphanesi Kataloğu

Bargel, H. J.

Malzeme Bilgisi Cilt II/ H. J. Bargel, G. Schulze,
çev. Şefik Güleç, Ahmet Aran.-2.bs. - İstanbul: İ.T.Ü.. 1993.
c.: şekl., tabl. - (İstanbul Teknik Üniversitesi
Rektörlüğü, sayı: 1551)

Kaynakçaları ve dizini var.

ISBN 975 - 561 - 041 - 3 (Tk. No)

ISBN 975 - 561 - 042 - 1 (2. cilt)

1. MALZEMELER. 2. MALZEME BİLİMİ.

I. Eser adı, II. Schulze, G. ort. yaz.

III. Güleç, Şefik, çev. IV. Aran, Ahmet. çev.

V. Seri

TA403.B37 1995

İ Ç İ N D E K İ L E R

4. ÇELİKLER ve DÖKME DEMİRLER	1
4.1. Demir-Karbon Diyagramı (DKD)	1
4.1.1. Ön Bilgiler	1
4.1.2. Demir-Karbon Diyagramındaki Faz Dönüşümleri	2
4.2. Demir-Karbon Alaşımlarının Sınıflandırılması	7
4.3. Çelik Üretimi	8
4.3.1. Yüksek Fırın Ürünleri	8
4.3.2. Oksitleme ve Eritme Yöntemleri	9
4.3.2.1. Genel Bilgiler	9
4.3.2.2. THOMAS Yöntemi	10
4.3.2.3. Oksijen Üfleme Yöntemi	10
4.3.2.4. SIEMENS-MARTIN Yöntemi	10
4.3.2.5. Elektrikli Yöntemler	11
4.3.3. Oksit Giderme, Döküm ve Katılaşma	12
4.3.3.1. İngot Dökümü ve Sürekli Döküm	13
4.3.3.2. Çeliğin Katılaşması	14
4.3.4. Haddelene	17
4.4. Demir Eşlik Elementlerinin Etkisi	17
4.4.1. Mangan	17
4.4.2. Silisyum	18
4.4.3. Fosfor	18
4.4.4. Kükürt	19
4.4.5. Azot	19
4.4.6. Hidrojen	21
4.4.7. Oksijen	23
4.4.8. Metal Olmayan Kalıntılar	23
4.5. Çeliklerin Isıl İşlemleri	25
4.5.1. Genel Amaçlar ve Sınıflandırma	25
4.5.2. Sıcaklık-Zaman Diyagramı	26
4.5.3. Tav İşlemleri	28
4.5.3.1. 1.Tür Tav İşlemleri	28
4.5.3.2. 2.Tür Tav İşlemleri	30
4.5.4. Sertleştirme	32
4.5.4.1. Hızlı Soğumanın Etkisi	32
4.5.4.2. Perlit Kademesinde Dönüşüm	34
4.5.4.3. Beynit Kademesinde Dönüşüm	35
4.5.4.4. Martenzit Kademesinde Dönüşüm	36
4.5.5. Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm (ZSD) Diyagramları	38
4.5.5.1. Sürekli Soğuma İçin ZSD-Diyagramları	39
4.5.5.2. Sabit Sıcaklık ZSD-Diyagramları	41
4.5.6. Sertleştirme Yöntemleri	42
4.5.6.1. Temel Bilgiler, Kavramlar	42
4.5.6.2. Suverme Ortamları	44
4.5.6.3. Basit Suverme	45
4.5.6.4. Kesikli Suverme	45

4.5.6.5. Duraklı Suverme	45
4.5.6.6. Suverme Gerilmeleri	46
4.5.6.7. Sertleşme Davranış Deneyleri	47
4.5.7. Toklaştırma Yöntemleri	48
4.5.7.1. Islah Etme	48
4.5.7.2. Beynitlenme	51
4.5.7.3. Patentleme-Perlitleme	52
4.5.8. Yüzey Sertleştirme Yöntemleri	52
4.5.8.1. Sınırlı Isıtmanın Uygulandığı Yöntemler	53
4.5.8.1.1. Alevle Sertleştirme	53
4.5.8.1.2. İndüksiyonla Sertleştirme	53
4.5.8.1.3. Daldırmayla Sertleştirme	54
4.5.8.2. Kimyasal Bileşimin Değiştirildiği Yöntemler	54
4.5.8.2.1. Sementasyon	54
4.5.8.2.2. Nitrürlenme	56
4.6. Çelikte Alaşım Elementleri	58
4.6.1. Alaşım Elementlerinin Sınıflandırılması	59
4.6.2. Mekanik Özelliklerin Etkilenmesi	60
4.6.3. DKD Faz Alanlarının Etkilenmesi	61
4.6.4. ZSD-Diyagramlarının Etkilenmesi	62
4.6.5. Sertleşme Davranışının Etkilenmesi	63
4.7. Demir Esaslı Malzemelerin Standart Gösterilişleri	64
4.7.1. Çekme Dayanımını Temel Alan İşaretler	66
4.7.2. Kimyasal Bileşimi Temel Alan İşaretler	66
4.7.2.1. Alaşımsız Çelikler	66
4.7.2.2. Alaşımli Çelikler	66
4.7.3. Döküm Malzemeler	67
4.7.4. İnce Saçlar	68
4.7.5. Yüksek Dayanımlı Özel Yapı Çeliklerinin Gösterilişi ...	68
4.7.6. Malzemelerin Numaralarla Gösterilişi	69
4.7.7. Demir Esaslı Malzemelerin EURONORM 27-74'e Göre Gösterilişi	71
4.8. Çelik Türleri	73
4.8.1. Çeliklerin Genel Sınıflandırılması	73
4.8.2. Yapı Çelikleri	73
4.8.2.1. Genel Yapı Çelikleri	74
4.8.2.2. İnce Saçlar	77
4.8.2.3. Yüksek Dayanımlı Yapı Çelikleri	79
4.8.2.3.1. Dayanım Artırma Yöntemleri	79
4.8.2.3.2. Yüksek Dayanımlı Islah Edilmemiş İnce Taneli Yapı Çelikleri	82
4.8.2.3.3. Yüksek Dayanımlı Islah Edilmiş İnce Taneli Çelikler	84
4.8.3. Islah Çelikleri	86
4.8.4. Yüksek Sıcaklık Çelikleri	89
4.8.5. Soğukta Tok Çelikler	91
4.8.6. Paslanmaz ve Aside Dayanımlı Çelikler	93
4.8.6.1. Ferritik Krom Çelikleri	95
4.8.6.2. Ostenitik Krom-Nikel Çelikleri	96
4.8.7. Takım Çelikleri	99
4.8.7.1. Genel Bilgiler	99

4.8.7.2. Alaşimsız Takım Çelikleri	100
4.8.7.3. Alaşımlı Soğuk İş Çelikleri	101
4.8.7.4. Sıcak İş Çelikleri	102
4.8.7.5. Yüksek Hız Çelikleri	102
4.9. Demir Esaslı Döküm Malzemeleri	104
4.9.1. Temel Kavramlar ve Sınıflandırma	104
4.9.2. Dökme Çelik	105
4.9.3. Dökme Demir	109
4.9.3.1. Dökme Demir Diyagramları	109
4.9.3.2. Sert Döküm	110
4.9.3.3. Lamel Grafitli Dökme Demir	110
4.9.3.4. Küresel Grafitli Dökme Demir	115
4.9.4. Temper Dökme Demir	116
4.9.4.1. Beyaz Temper Döküm	117
4.9.4.2. Siyah Temper Döküm	119
5. DEMİR DIŞI METALLER	121
5.1. Demirdışı Metal ve Alaşımlarının Standart Gösterilişleri	121
5.1.1. Malzeme İşaretleri	121
5.1.2. Malzemelerin Numaralarla Gösterilişi	123
5.2. Bakır ve Bakır Alaşımları	123
5.2.1. Bakırın Elde Edilmesi	124
5.2.2. Saf Bakır	125
5.2.3. Katkılı Bakır	128
5.2.4. Piring ve Nikel Gümlüğü	129
5.2.5. Bronzlar	132
5.2.6. Seçkin Elektriksel Özellikler Gösteren Bakır-Nikel Alaşımları	134
5.2.7. Korozyona Dayanımlı Bakır-Nikel Alaşımları	135
5.3. Nikel ve Nikel Alaşımları	136
5.3.1. Saf Nikel	136
5.3.2. Katkılı Nikel	138
5.3.3. Nikel-Bakır Alaşımları	139
5.3.4. Nikel Esaslı Yüksek Sıcaklık Alaşımları	139
5.3.5. Nikel Alaşımlarının Korozyon Davranışı	143
5.3.6. Nikel İçeren Manyetik Malzemeler	144
5.4. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları	147
5.4.1. Saf Alüminyum	147
5.4.2. Alüminyum Alaşım Sistemleri	149
5.4.3. Çökeltme Sertleşmesi	151
5.4.4. Dökme Alüminyum Alaşımları	152
5.4.5. Dökme Alüminyum Alaşımları	153
5.4.6. Alüminyum Alaşımları İçin İmal Usullerinin Uygulanma Sınırları	154
5.5. Magnezyum ve Magnezyum Alaşımları	155
5.5.1. Saf Magnezyum	156
5.5.2. Magnezyum Alaşımları	156

5.6. Titan ve Titan Alaşımları	158
5.6.1. Saf Titan	158
5.6.2. Titan Alaşımları	160
5.7. Zirkonyum ve Nükleer Reaktör Malzemeleri	161
5.8. Kalay ve Kalay Alaşımları	162
5.8.1. Saf Kalay	163
5.8.2. Kalay Alaşımları	164
5.9. Çinko ve Çinko Alaşımları	165
5.9.1. Saf Çinko	165
5.9.2. Çinko Kaplama	166
5.9.3. Çinko Basıncılı Döküm Alaşımları	167
5.10. Kurşun ve Kurşun Alaşımları	168
5.10.1. Saf Kurşun	168
5.10.2. Kurşun Alaşımları	169
Alfabetik Dizin	171

Diğer Ciltlerin Başlıca Bölümleri

Cilt I : Metal Malzemelere Genel Bakış

- . Temel Bilgiler
- . Üretim Yöntemlerinin Etkisi
- . Malzeme Deneyleri

Cilt III : Metal Olmayan Malzemeler

- . Seramikler
- . Plastikler
- Hasar Analizi

KISALTMALAR

A_c, A_r	Fe-C alaşımlarının ısıtma ve soğutmadaki dönüşüm noktaları
ArKÇ	arayer katı çözeltisi
AsKÇ	asalyer katı çözeltisi
DKD	Demir-Karbon Diyagramı
e	elektron
hmk	hacim merkezli kübik
ISEB	ısıdan etkilenen bölge
KÇ	katı çözelti
KÖY	kısa ömürlü yorulma
L	alaşım
Li	likidüs (çizgisi)
M, Me	metal
M_f	martenzit bitiş sıcaklığı
M_s	martenzit başlama sıcaklığı
S	sıvı (eriyik)
sdh	sıkı düzenli hegzagonal
So	solidüs (çizgisi)
TAREM	tarayıcı elektron mikroskobu
TEM	transmisyon elektron mikroskobu
ymk	yüzey merkezli kübik
ZSD	zaman-sıcaklık-dönüşüm

SIK KULLANILAN SEMBOLLER

A_5, A_{10}	kopmadaki uzama yüzdesi
A_v	vurma işi
c	derişiklik
d	tane çapı
D	yayınma katsayısı
D_o	yayınma sabiti
E	elastiklik modülü
G	kayma modülü
K_{IC}	kırılma tokluğu
R	gaz sabiti
R_{eH}	akma sınırı
R_m	çekme dayanımı
$R_{p0,2}$	0,2-sınırı
T	sıcaklık
T_{yk}	yeniden kristalleşme sıcaklığı
Z	kopmada kesit daralma yüzdesi
ϵ	birim uzama
σ	normal gerilme
τ	kayma gerilmesi
φ	şekil değıştirme oranı

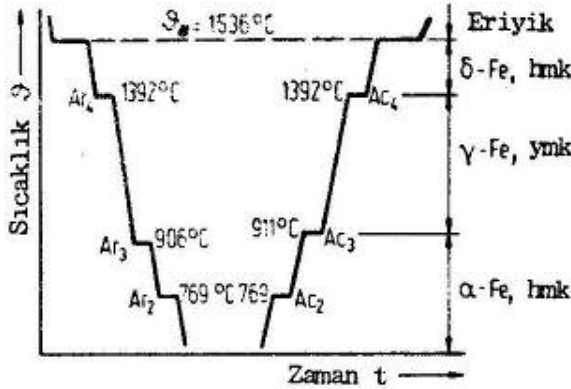
4. ÇELİKLER ve DÖKME DEMİRLER

4.1. Demir-Karbon Diyagramı (DKD)

4.1.1. Ön Bilgiler

Saf Demir

Saf demir çok yumuşak ve sünektir (Sertlik ≈ 60 VSD, $A \approx 850$, $Z \approx 80$). Üretiminin pahalılığı yanında mekanik dayanımının da düşüklüğünden dolayı konstrüksiyon malzemesi olarak kullanılmaz. Buna karşın manyetik geçirgenliğinin büyük, koersif alan şiddetinin küçük olması elektroteknik uygulamalarda önem taşır.



Şekil 4.1-Saf demirin soğuma ve ısınma eğrileri (θ_e :erime sıcaklığı)

CURIE noktası olarak anılan A_2 ise kristal yapı dönüşümleri ile ilgili değildir. Demir bu sıcaklığın altında ferromanyetik özelliğe sahiptir. A_1 durak noktası saf demirde görülmez (bk. 4.1.2, ötektoid reaksiyon).

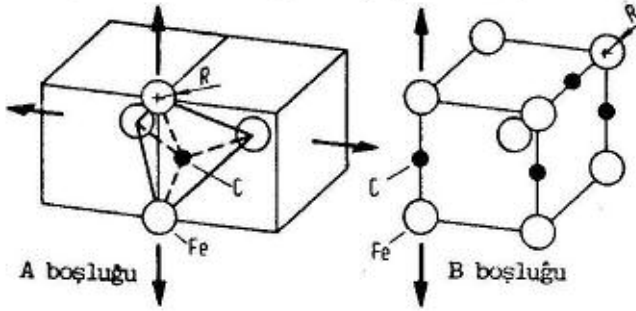
- Yüksek ısıtma ve soğutma hızları sonucu denge durumundan uzaklaştıkça,
- Alaşımlandırma yapılarak katkı miktarı artırıldıkça dönüşüm sıcaklıkları büyük ölçüde ötelenebilir.

Demir-Karbon Katı Çözeltileri

Karbon, demirin en önemli alaşım elementidir (bk.4.2.). Karbon derişikliğindeki küçük bir değişim bile çeliğin özelliklerini belirgin şekilde etkiler.

Karbon α -, γ - ve δ - demiri kafeslerindeki arayerlere yerleşir ve dolayısıyla demir içindeki çözünürlüğü sınırlıdır. α -demiri ile katı çözeltilisine ferrit (α -KÇ), γ - demiri ile katı çözeltilisine de ostenit (γ -KÇ) denir.

Demirin kafes geometrisi karbon çözünürlüğünü belirler. α -demiri birim hücrelerinde iki tür "boşluk" bulunur (Şekil 4.2). A boşluklarına yarıçapı en çok 0,291 R, B boşluklarına da yarıçapı en çok 0,154 R olan yabancı atomlar yerleşebilir. Ancak çözünen atomun yarıçapı bu değerlerden biraz büyükse A boşluğunda dört, B boşluğunda ise sadece iki komşu atomun denge konumundan ötelenmesi gerekir. Bu nedenle yabancı atomlar, daha küçük olmasına rağmen B kafes boşluklarını tercih ederler.



Şekil 4.2-hmk α -demirinde karbon atomlarının yerleşebileceği arayerlerin konumu

ymk kafeste ise küp kenarlarının ortasına yarıçapı 0,41R'ye kadar olan yabancı atomlar yerleşebilir (Şekil 4.3). Dolayısıyla atom düzeni daha sıkı olduğu halde γ -demirinde α -demirinden daha fazla karbon çözünebilir. Buna karşın atom düzeni seyrek olan α -demirinde gerek özyayınma gerek yabancı asalyer veya arayer atomlarının yayınması için D katsayısı γ -demirine göre en az 100 kat daha büyüktür (bk.1.4.1, Çizelge 1.4).

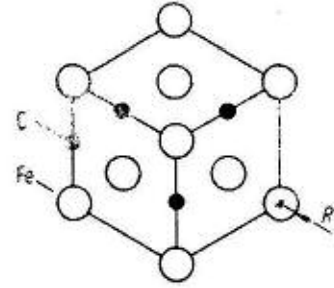
4.1.2. Demir-Karbon Diyagramındaki Faz Dönüşümleri

Teknikte kullanılan demir alaşımları karbon yanında, özellikleri ve içyapıyı önemli ölçüde değiştirebilen başka elementler de içerir. Buna rağmen temel olaylar demir-karbon diyagramı (DKD) yardımıyla açıklanabilir. Belirli bir demir esaslı malzeme için

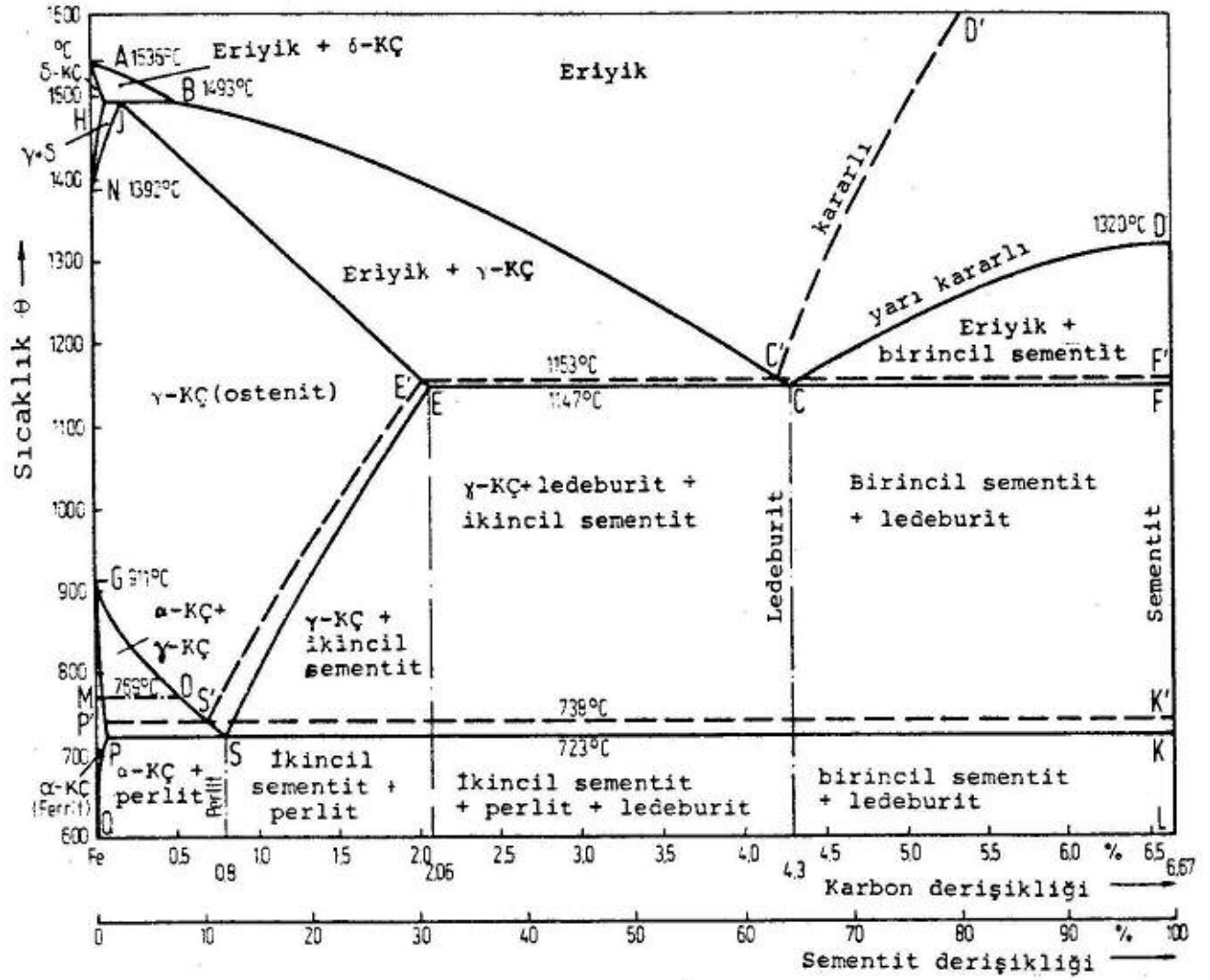
- soğuma veya ısınma hızı yükseldikçe,
- karbon dışındaki diğer alaşım elementlerinin miktarı arttıkça bu diyagramın geçerliliği azalır.

Demir ve karbon, sementit olarak adlandırılan Fe_3C arafazını oluştururlar. Yüksek sıcaklıklarda uzun süre tutma veya özellikle sıvı durumdan yavaş soğutma sonucu, bu faz karbon (grafit) ile demire ayrışma eğilimi gösterir. Diğer bir deyişle sementit karbona göre daha yüksek enerjili durumdadır, yani daha az kararlıdır. Bu nedenle Şekil 4.4 de görüldüğü gibi DKD kararlı $Fe-C$ (grafit) ve yarı kararlı $Fe-Fe_3C$ olmak üzere iki ayrı sistemi kapsar (ayrıca bk.cilt 1,s.183 ve 184).

Uygulamada çoğunlukla yarı kararlı $Fe-Fe_3C$ diyagramından yararlanılır. Yarı kararlı kavramı sadece belirli bir termodinamik durumu ifade eder (bk.Şekil 1.14); düşük sıcaklıkta zamanla değişme anlamına gelmez. Sementit ve karbon miktarları birbirine bağlı olduğundan ve çelikler genellikle karbon oranı



Şekil 4.3-ymk γ -demirinde karbon atomlarının yerleşebileceği arayerlerin konumu



Şekil 4.4- Kararlı (Fe-C) ve yarı kararlı (Fe-Fe₃C) durumlar için Demir-Karbon Diyagramı (DKD)

ile tanımlandıklarından Fe-Fe₃C diyagramında da derişiklik karbon cinsinden verilir.

Teknik demir-karbon alaşımlarının karbon oranı en çok %5 olabilir (döküm malzemeleri). Bu nedenle DKD'nin sadece demirce zengin ve %6,67 C (%100 Fe₃C) derişikliğine kadar olan bölümü kullanılır. Anılan bölüm

- bir ötektik
- bir ötektoid
- ve pratikte pek önemli olmayan
- bir peritektik reaksiyondan oluşur.

Demir-Karbon diyagramında artan karbon miktarıyla

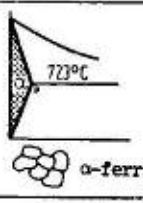
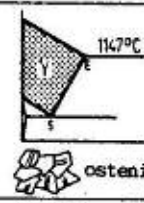
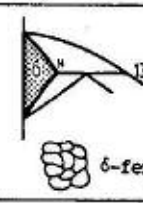
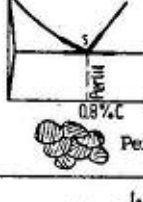
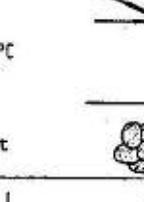
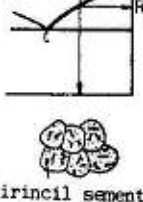
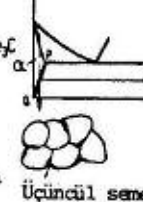
- Fe-C alaşımlarının erime sıcaklığı azalır (Likidüs çizgisi ABC),

- benzer şekilde $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünün meydana geldiği A_3 sıcaklığı da düşer (GOS çizgisi),
- Öte yandan A_4 sıcaklığı yükselir (NJ çizgisi).

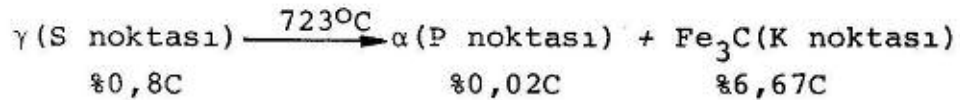
Buna göre karbon γ alanını genişleten ostenit yapıcı (Bk. 4.6.1) elementlerden biridir.

Diyagrama ilişkin bazı açıklamalar ve içyapılar Çizelge 4.1'de özetlenmiştir.

Çizelge 4.1- DKD için bazı açıklamalar ve içyapılar(şematik)

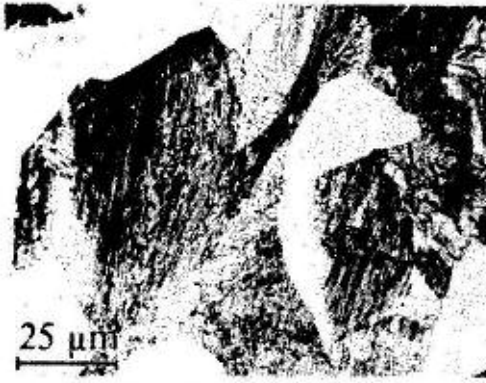
Adı	Açıklama		DKD'da konumu ve içyapının şematik gösterimi		
α -KÇ γ -KÇ δ -KÇ	En büyük C-miktari	Metallografik adlandırma			
	%0,02, P noktası %2,06, E noktası %0,1, H noktası	α -ferrit ostenit δ -ferrit			
Ötektoid, S noktası. Ötektik, C noktası.	İçeriği	Metallografik adlandırma			
	% 88 ferrit+ % 12 sementit+ % 51,4 ostenit+ % 48,6 sementit	Perlit Ledeburit			
Birincil sementit İkincil sementit Üçüncül sementit	oluşumu				
	Eriyikten birincil kristalleşme (CD-çizgisi)				
	Ostenitten ayrışma (ES-çizgisi)				
	Ferritten ayrışma (PQ-çizgisi)				
			Birincil sementit (+Ledeburit)	İkincil (ağ veya kabuk) sementit (+perlit)	Üçüncül sementit (+ α -KÇ)
				sadece en yavaş soğumada!	

Perlit denilen ötektoid yapı %0,8 C içeren γ -katı çözeltisinin 723°C 'da ferrit ve sementite ayrışması ile ortaya çıkar:



Sözkonusu ötektoid reaksiyon sabit sıcaklıkta oluşur ve durak noktası A_1 adını alır. Bu nokta $c \geq 0,02$ olan alaşımlarda görülür.

Perlitin karakteristik yapısında ferrit ve sementit genellikle lamel biçiminde yan yana bulunur (Şekil 4.5). Perlit iki

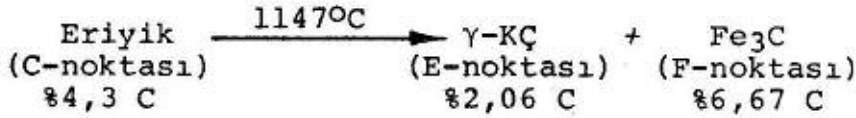


Şekil 4.5-Mikrofotograf, ferritik-perlitik içyapı. Malzeme: C45, normalleştirilmiş.

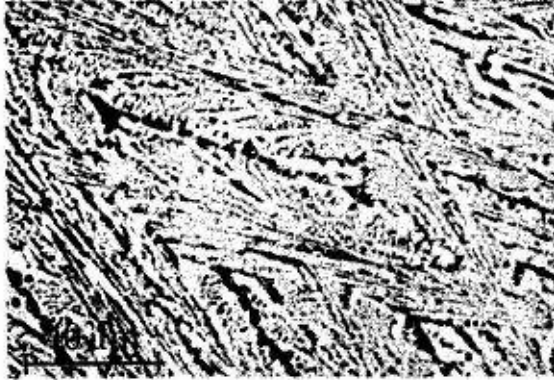
ayrı fazdan meydana geldiğinden perlit taneleri yerine perlit kolonileri deyiminin kullanılması daha uygun olur.

Perlit reaksiyonu sırasında karbon ve demirin katı halde yayınma yoluyla taşınması gerekir. Bu olay doğal olarak aşırı soğumadan kuvvetle etkilenir; yani yüksek soğuma hızı (kısa yayınma süresi) kütle taşınmasını büyük oranda engeller. Böylece ortaya çıkan özellik değişimleri teknik açıdan çok önemlidir (bk. 4.5).

Ledeburit diye anılan ötektik yapı %4,3 C içeren eriyiğin 1147°C'da γ -KÇ ve Fe₃C fazlarına ayrışması ile ortaya çıkar:



Ledeburitin iki bileşeni çok ince dağılmıştır (Şekil 4.6). Ledeburit içindeki ostenit fazından ayrılan ikincil sementit



Şekil 4.6- Ledeburit (beyaz dökme demir)

çoğunlukla önceki sementit kütlesine eklendiğinden daha sonra ayrı bir içyapı bileşeni olarak belirlenemez. Böylece karbon derişikliği %0,8'e (S noktası) kadar düşen γ -KÇ 723°C'da perlite dönüşür*.

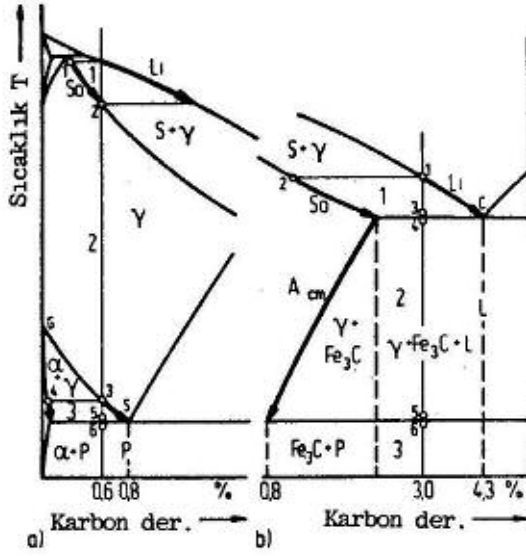
Katılama ve dönüşüm olayları ile ilgili içyapılar iki ayrı demir-karbon alaşımı için aşağıda açıklanmıştır (Şekil 4.7).

Örnek 1: %0,6 C içeren Fe (çelik)

1. sıcaklık aralığı

1490°C'da likidüs çizgisi (L₁) geçilirken γ -KÇ (nokta 1 bileşimli) ayrılmaya başlar soğuma ilerledikçe miktarı artan ostenitin karbon derişikliği Solidüs çizgisine (S₀), kalan eriyiğin derişikliği ise Likidüs çizgisine göre değişir. 1410°C'da katılama bitmiştir (2 noktası). Malzeme tümüyle γ -KÇ'den oluşur (Şekil 4.8).

*) Bu nedenle ötektoid sıcaklık altındaki ledeburit için "dönüşmüş ledeburit" deyimini de kullanılmaktadır.



Şekil 4.7-Fe-Fe₃C diyagramından bölümler ve soğuma sırasındaki olaylar

- a) örnek 1: %0,6C içeren alaşım (çelik)
b) örnek 2: %3C içeren alaşım (beyaz dökme demir)

2. sıcaklık aralığı

Tek fazlı γ -KÇ alanında karbon derişikliği sabit kalır.

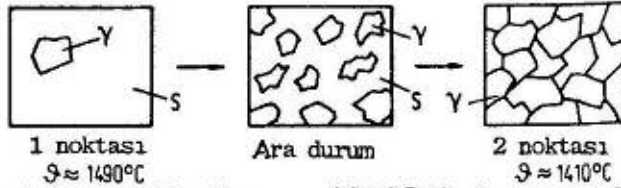
3. sıcaklık aralığı

3 noktasında (760°C) GS çözünürlük sınırı geçilir. Ymk γ -KÇ'den daha az karbon içeren (4 noktası) hmk α -KÇ ayrışır. Bu olay yüzey geriliminin en yüksek olduğu bölgelerde, yani tane sınırlarında başlar. Bu şekilde soğuma devam ederken γ -KÇ'nin karbon derişikliği %0,8'e kadar yükselir (S noktası 723°C). 5 noktasında alaşım

$$\frac{0,8-0,6}{0,8-0,02} \cdot 100 = \%25,6 \text{ ferrit} \quad (\%0,02 \text{ C'lu})$$

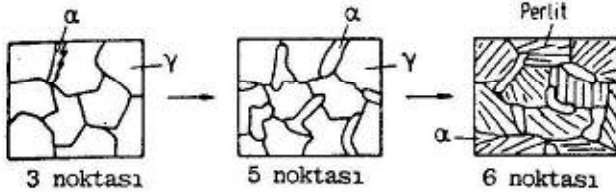
$$\%100 - \%25,6 = \%74,4 \text{ ostenit} \quad (\%0,8 \text{ C'lu})$$

bileşenlerinden oluşur. Ötek-



Şekil 4.8-Örnek 1'de 1. sıcaklık aralığında eriyiğin katılaşması sırasındaki olaylar (şematik)

toid sıcaklığının (723°C) hemen altında (6 noktası) γ -KÇ tanelerinin yerini perlit kolonileri almıştır (Şekil 4.9). Daha



Şekil 4.9- Örnek 1'de 3. sıcaklık aralığına ve 723°C sıcaklıkta ötektoid reaksiyonuna ait faz dönüşümleri (şematik)

düşük sıcaklıklarda ferritten çok az üçüncül sementit ayrışması çoğunlukla önemsiz olup yapıda ayırtedilebilir bir değişiklik yaratmaz.

Örnek 2: %3 C içeren Fe (beyaz dökme demir, yarı kararlı sistem*)

1. sıcaklık aralığı

Likidüsün altına inilirken (1300°C) birincil γ -KÇ krista-

*) Aynı karbon oranı için soğuma hızı ve Si miktarına bağlı olarak grafitleşme yani Fe-C (grafit) sistemine geçiş görülebilir. Bu durumda ise beyaz değil kır (gri) dökme demir söz konusudur (Bk. 4.9.1).

talleri(nokta 2 bileşimli) ayrışmaya başlar.Sonraki olaylar Örnek 1'in 1.sıcaklık aralığına benzer şekilde cereyan eder. 3 noktasında alaşım:

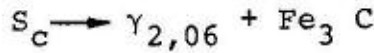
$$\frac{4,3 - 3}{4,3 - 2,06} \cdot 100 = \% 58 \text{ Ostenit } (\% 2,06 \text{ C'lu})$$

$$\% 100 - \% 58 = \% 42 \text{ Eriyik } (\% 4,3 \text{ C'lu})$$

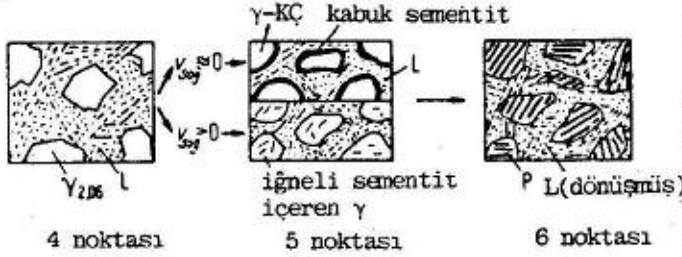
bileşenlerinden oluşur.

2. sıcaklık aralığı

S_c bileşimindeki kalan sıvı (eriyik) ötektik reaksiyonla ledeburite dönüşür (4 noktası)



Soğuma devam ederken gerek birincil gerek ledeburitteki ostenitten A_{cm} -çizgisi boyunca ikincil sementit ayrışır. Bu faz γ -KÇ tanelerinin çevresinde kabuk veya soğuma hızının biraz artırılmasıyla daha çok birincil taneler içinde içne biçiminde ortaya çıkar (Şekil 4.10).



Şekil 4.10-Örnek 2'de 2.sıcaklık aralığına ve γ -KÇ'nin 723°C'da ötektoid reaksiyonuna ait faz dönüşümleri (şematik)
L: Ledeburit

3.sıcaklık aralığı

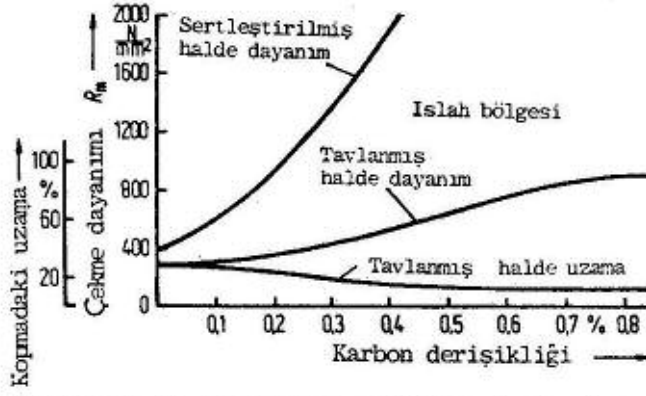
1.örnekte olduğu gibi ostenitin perlitte dönüşmesi 6 noktasında tamamlanmıştır(Şekil 4.10).

Yukarıdaki açıklamalardan da anlaşılacağı üzere,özel alaşımlandırma veya ısıtma işlem uygulanmadığı sürece,demir-karbon alaşımlarının büyük çoğunluğunun oda sıcaklığındaki içyapısı ferrit ve sementitten oluşur.Dolayısıyla bu alaşımların davranışı öncelikle ferrit ve sementitin özellikleri ve içyapıdaki dağılımları ile belirlenir.

Ferritin çok yumuşak (60 VSD)ve sünek ($A_5=\%50, Z=\%80$) olmasına karşın, sementit çok sert (800 VSD) ve gevrektrir.Böylece artan sementit miktarı ile çekme dayanımı yükselirken,şekil değiştirme kabiliyeti azalır. Teknikte çok yaygın olarak kullanılan alaşımsız çelikler için bu ilişki Şekil 4.11'de gösterilmiştir.

4.2. Demir-Karbon Alaşımlarının Sınıflandırılması

Ek bir işlem gerektirmeden dövülebilen demir-karbon alaşımlarına çelik denir ($C<\%2$). Çelikler genellikle sünek malzemelerdir. Tümüne sıcak, düşük karbonlularına soğuk olarak da şekil verilebilir. Sertleştirme, ıslah etme gibi ısıtma işlemleri yardımıyla ve sünekliğin azalması karşılığında dayanımları büyük oranda artırılabilir. $\%2$ den fazla karbon içeren



Şekil 4.11-Alaşımısız çeliklerde karbon miktarının, çekme dayanımı ve kopmadaki uzamaya etkisi (Werkstoffhandbuch Stahl und Eisen'den alınmıştır).

Çizelge 4.2-Fe-C alaşımlarının sınıflandırılması (şematik).

Sıcaklık T		Karbon miktarı	
Fe		0.8	
Çelikler		Dökme demirler	
Artan C oranıyla dayanım yükselir, süneklik çok siddetli olmak üzere düşer. Tümine sıcak, az karbonlu-larına soğuk olarak da şekil verilebilir. Isıl iş-lem uygulanarak mekanik özellikler büyük ölçüde de-ğiştirilebilir. Sertleştir-me ile dayanım çok yükselir, ancak malzeme gevrek ve dar-belere duyarlı olur. Islah işleminde ise dayanım ve süneklik değerleri optimize edilerek tokluk artırılır.		Çoğunlukla gevrek ve darbelere çok duyarlı. Küresel grafitli veya alaşımlı tür-ler dışında çekme dayanımı çeliklerinkine göre oldukça düşük. Plastik şekil vermeye elve-risli değil. Mekanik özel-likleri değiştirmek üzere ısıl işlem uygulaması daha sınırlı.	
saf demir		dökme demir	
örneğin genel yapı çelikleri		altı ötektoid üstü çelikler	
0.1 0.5		0.25 0.8	
Islah çelikleri		takım çelikleri	

alaşımlar(dökme demirler)ise çoğunlukla gevreklerdir.Bu malzemelerden istenilen biçimde parça üretilmesi sadece döküm ve talaşlı imalat yoluyla mümkündür. Bazı alaşımlı veya küresel grafitli türleri dışında, dökme demirler çekme da-yanımı bakımından çelik-lerin en çok alt düzeyi-ne ulaşırlar.Dayanım yük-seltici ısıl işlemler çe-liklere göre daha sınırlı olarak uygulanabilir(Çi-zelge 4.2).

4.3. Çelik Üretimi

4.3.1. Yüksek Fırın Ürünleri

Yüksek fırında elde edilen pik demir(pik,ham demir)çelik üretiminin başlangıç malzemesidir. Ayrıca dökümhanelerde ye-niden eritilip,gerekli katkılarla bileşimi ayar-landıktan sonra"dökme de-mir" niteliği kazanır*. Doğrudan konstrüksiyon malzemesi olarak kullanıl-maz.Yüksek fırından her 2-6 saatte bir alınan sı-vı pik,döner bant üzerin-deki kokillere dökülür (külçe pik)veya bir ka-rıştırıcıya doldurulur. Sıvı pik karıştırıcıları çelikten yapılmış ve ref-rakter tuğla ile örülmüş kaplar olup,aşağıdaki iş-levleri yerine getirirler:

- çelikhanenin sürekli beslenmesi,
- yüksek fırından değişik zamanlarda alınan pik-lerin bileşimlerinin dengelenmesi,

*) Pratikte "pik" deyimi "dökme demir" anlamında da kullanılmaktadır.

- mangan katılarak pik demirin kükürdünün giderilmesi.

Kullanma amacına göre değişik pik türleri üretilir (Çizelge 4.3). Pik demirin bileşiminde bulunan C, Si, Mn, P, S çoğunlukla cevherden ve yüksek fırın kokundan (C, S) kaynaklanır*.

Çizelge 4.3-Bazı piklerin ve Fe-Mn alaşımlarının ağırlık yüzdesi olarak kimyasal bileşimleri (Kalan:Fe)

Malzeme	C	Si	Mn	P	S
Dökümhane piki, kır	3,5-4,2	1,5-3	1	0,3-2	0,06
Dökümhane piki, beyaz	3,5-4	0,2-1	1-5	0,3	0,04
Çelikhane piki (MARTİN-piki, LD-piki)	3,5-4,5	1	2-6	0,1-0,3	0,04
Ferromangan	6-8	0,5-2,5	40-60	0,3	0,02
Spiegel	4-5	≤ 1	6-30	0,1	≤ 0,04

4.3.2. Oksitleme ve Eritme Yöntemleri

4.3.2.1. Genel Bilgiler

Çok sert ve gevrek olan pik demirin çeliğe dönüştürülmesi için öncelikle karbon miktarı uygun bir düzeye indirilmelidir**. Bu amaçla yapılan oksitleme (oksitleyerek arıtma) işlemi sırasında sıvı pikteki karbonun yanısıra fosfor, silisyum, mangan da yanarak ısı açığa çıkar. Gerekli oksijen metal banyosuna

- katı maddeler (cevherler, Fe_2O_3 , Fe_3O_4) aracılığı ile verilir,
- gaz (hava, saf oksijen) olarak üflenir.

Oksitleme işleminin gerçekleştirildiği armut biçimindeki konverter (değiştirgeç) veya yayvan tekne şeklindeki ocak haznesi, içi refrakter duvarlı çelik kaplardır. Eriyik konverterlerde yanma ısı ile yeterli sıcaklıkta tutulurken, ocaklarda ayrıca dıştan ısı verilir.

Oksitleme işleminde demirin olabildiğince az etkilenmesi istendiğinden, oksijene kimyasal ilgisi demirinkinden daha fazla olan elementler yakılır. Dolayısıyla kalay, molibden, kobalt, nikel ve bakır prensip olarak bu işlemle giderilemezler.

Yanan elementlerden karbon CO veya CO_2 gazları halinde uzaklaşırken, diğerlerinin oksitleri de büyük çoğunlukla metal eriyiğin yüzeyinde cüruf olarak toplanır. Cüruf, oksitlerin tür ve miktarına göre asit veya bazik karakterdedir.

Kükürt ve P_2O_5 durumuna gelmiş olan fosfor, bazik tuğlalı (astarlı) konverter ve ocaklarda bazik katkılarla cürufa geçirilebilir. Örneğin yanmış kireç (CaO) yardımıyla CaS ve $Ca_3(PO_4)_2$ oluşturulması gibi.

*) Yüksek fırına demir cevheriyle birlikte redükleyici ve ısı verici olarak kok, gangı ve kok külünü cüruf halinde uzaklaştırıcı olarak da kireç taşı yüklenir.

**) Diğer gevrekleştirici P ve S elementlerinin ise mümkün olduğu kadar giderilmesi gerekir.

4.3.2.2. THOMAS Yöntemi (T)

Oksitleme bazik astarlı konverterlerde yapıldığı için *fosforca zengin pik demirden çelik* üretilmesi mümkün olur. Gerekli hava konverterin çok sayıda kanal içeren *tabanından* sıvı pik içine üflenir. Bu yöntemde sadece silisyum ve mangan değil karbon da fosfordan önce yandığından, istenen karbon miktarı ancak oksitlemeden sonra *ferromangan* veya *spiegel* katılarak sağlanabilir. Söz konusu ferroalaşımların mangan oranının yüksek oluşu çelikteki kükürt miktarının azalmasına da yarar.

THOMAS çeliğinde fosfor ve azot miktarları yüksektir. Bu durum, demirin fazla yanmaması için oksitlemenin karbonun *bi-tişiyle* durdurulmasından (bu sırada $P\%0,08$ dolayındadır) ve işlemde hava (yaklaşık $\%80$ azot) kullanılmasından ileri gelir. Çeliğin bileşimindeki fosfor ($\%0,08$) ve azot ($>\%0,01$) gevrekleşmeye neden olduklarından B.Almanya'da THOMAS çeliği (T-Çeliği) artık üretilmemektedir.

T-çeliğinden yapılmış konstrüksiyonlara uygulanacak değişiklik ve tamir işlemlerinde (özellikle kaynak yapıldığı zaman) çok dikkatli davranılmalıdır. Mekanik özellikleri ile bağlantılı olarak bu çeliklerin *kaynak kabiliyetleri de kötüdür*. Dolayısıyla kaynak ilâve malzemeleri özenle seçilmeli ve saç kalınlığının 10 mm'den fazla olması halinde çıkabilecek sorunlara karşı önlem alınmalıdır.

4.3.2.3. Oksijen Üfleme Yöntemi (Y)

Avusturya'nın Linz ve Donawitz kentlerindeki çelik fabrikaları tarafından geliştirilip, ilk kez 1949 yılında endüstriyel ölçekte uygulanmıştır. Bu nedenle LD-çeliği veya yöntemi diye de anılır. Elde edilecek çelikteki azot miktarının çok az olmasını sağlayan saf *oksijen*, su ile soğutulan bir bordan konverterdeki pik banyosunun *üzerine* üflenir. Oksijenin metale ilk rastladığı bölgede oluşan çok yüksek sıcaklık etkisiyle astarın tahrip olmaması için, üfleme THOMAS konverterindeki gibi tabandan yapılmaz.

Hava yerine oksijen kullanımından ileri gelen sıcaklık artışı THOMAS yöntemindeki yanma sırasını da değiştirir (fosfor karbondan önce yanar). Dolayısıyla fosfor miktarı çok azalır; ayrıca banyoya $\%25$ 'e kadar (soğuk) hurda katılabilir. Önemli bir diğer ekonomik üstünlük de pik türünün seçimindeki serbestliktir.

LD-yöntemi ile yüksek kaliteli, düşük katışkılı ($N:\%0,002-0,006$; $P:\%0,016$; $S:\%0,02$) çelikler ekonomik olarak üretilebildiğinden, oksijen konverteri giderek artan ölçüde SIEMENS-MARTIN ocağının yerini almaktadır.

4.3.2.4. SIEMENS-MARTIN Yöntemi (M)

Oksitleme ve gerekebilecek eritme SIEMENS-MARTIN (SM) ocağının tekne şeklindeki yayvan *haznesinde* gerçekleştirilir. Kullanılan rejeneratif yakma sistemi yüksek ocak sıcaklıklarına

(1700^o-1800^oC) ulaşılmasını sağlar. Anılan sistemde baca gazları ısısından yararlanarak ön ısıtılmış hava ve yanıcı gaz, ayrı kanallardan üflenerek ocak şarjı* üzerinde alev oluşturlar.

Yaklaşık %10 hava fazlalığı ile çalışma sonucu metal banyosunun oksitlenmesi, alevin doğrudan etkimesi ile değil, FeO taşıyıcısı işlevi gören cüruf örtüsü üzerinden dolaylı biçimde meydana gelir. Oksitleme süresi diğer yöntemlere göre daha uzundur (3-5 saat). En önemli olay karbonun CO gazına dönüşmesidir. Yükselen gaz kabarcıkları (kaynama) banyonun iyi karışmasını ve tüm eriyik içinde oksitleme reaksiyonunun homojen olmasını sağlar.

Hammadde olarak katı veya sıvı pik demir ile hurda kullanılır. Pik demirin karbonu hurdada bulunan demir oksitleri (pas, tufal) indirger. Dıştan ısı verildiği için, katılan hurda miktarı istenildiği kadar fazla (>%50) olabilir. Üretilen çeliğin kalitesi eritilen hurdanın türüne göre büyük ölçüde değişir. Çoğunlukla kaynağı belirsiz olan endüstri hurdası kullanılırsa bakır, krom, nikel, kalay (teneke) ve arsenik gibi elementlerin müsaade edilen sınırların üzerinde katışması söz konusudur. Bu nedenle yüksek kaliteli ve özel çelikler için "mavi" hurda (haddhane artıkları) veya yüksek kaliteli başka hurdalardan yararlanılması zorunlu olur.

Çeliğin kalitesini kontrol edebilmek için yöntemin aşağıda açıklanan özellikleri göz önünde tutulmalıdır.

Üstten ısıtılan ve sıcak olan cürufun reaksiyon kabiliyeti çok yüksektir. Bu nedenle bazik karakterli ocaklarda çok düşük fosfor (%0,02), kükürt (%0,03) ve azot oranları elde edilebilir; hurdadaki alaşım elementleri sıvı metalde kolayca çözünebilir. Uzun oksitleme süresi bileşimin çok hassas olarak ayarlanmasına imkân verir. Dış kaynaklı ısıtma dolayısıyla eriyiğin "donma" tehlikesi bulunmadığından, alaşım elementleri oksitlemeden sonra da katılabilir.

4.3.2.5. Elektrikli Yöntemler (E)

Bunlarda gereken ısı elektrik enerjisi (ark, indüksiyon) ile sağlanır ve sıcaklık 2000^oC'a kadar çıkabilir. Yüksek alaşımlı çeliklerin üretimi için

- ocaktaki oksijen aktivitesi mümkün olduğu kadar düşük tutulabilmeli (aksi halde alaşım elementleri yanar),
- yüksek ocak sıcaklığına erişilebilmelidir (alaşım elementleri banyoya daha kolay girer).

Bu koşullar ancak elektrikli eritme yöntemleriyle yerine getirilebilir. Söz konusu yöntemlerde yakıttan dolayı katışkılının (kükürt) artması sorunu yoktur; gerekebilecek oksitleme işlemi demir cevheri veya oksijenle yapılır.

*) Ocağa yüklenen ham maddeler

En çok kullanılan HEROULT tipi elektrik ark ocağında, 3 fazlı akım uygulanan grafit veya karbon elektrotlar ile ocak şarjı arasındaki arkın ısısından yararlanılır. Banyo sıcaklığı akım şiddetiyle kontrol edilir. Uygun katkılar ve gerçekleştirilen cüruf reaksiyonları yardımıyla, kaliteli pik ile seçilmiş hurdadan istenilen özelliklerde ve katışkı miktarı çok düşük çelikler (asal çelikler) üretilir. Bazı astarlı ocaklarda arıtma ile fosfor ve kükürt %0,01 düzeylerine kadar azaltılabilir.

Yüksek dayanımlı ve yüksek alaşımlı çeliklerde, özellikle yeterli tokluk bakımından, çözülmüş gazlar da çok az olmalıdır. Bu amaçla hidrojen ve azotun giderilmesi oksijene göre daha zordur.

Eriyen elektrotlu ark yönteminde, sürekli biçimde metal banyosuna doğru hareket ettirilen bir çelik elektrot (bant, çubuk veya yuvarlak kütük) oluşturduğu elektrik arkıyla koruyucu gaz veya vakum altında eritilir. Gaz ve sıvı halindeki reaksiyon ürünleri adı geçen ortamlarda sıvı çeliği daha kolay terkederler; kükürt ve fosfor ise sadece kimyasal olarak giderilebilir.

Gazı büyük ölçüde alınmış ve katışkıları azaltılmış çeliklerin havaya açık olarak eritilenlere göre

- dinamik zorlamalara karşı dayanımları,
- çentik vurma toklukları,
- yüksek sıcaklıktaki dayanımları çok daha iyidir.

İndüksiyon ocağı bir trafonun birincil sargısı niteliğindeki bakır boru* ile çevrelenmiş bir potadır. Trafonun çekirdeği ve kısa devre edilmiş ikincil sargısı yerine geçen ocak şarjı, elektriksel girdap akımlarının ve histerezis kayıplarının etkisiyle 1900°C sıcaklığa kadar ısınır. Metal banyosunda PINCH-Olayından ileri gelen karıştırma hareketi alaşım elementlerinin çözünmesini kolaylaştırır. Eritme havada, koruyucu gaz altında veya vakumda yapılabilir. Bunlardan sonuncusu çelikteki gazları azaltma bakımından diğer tüm yöntemlerden üstündür (Çizelge 4.4).

İndüksiyon ocağı cüruf örtüsünün karışması v.b. güçlüklerden dolayı arıtmaya değil, daha çok bileşimi bilinen hurdadan alaşımlı çelik yapımına yarar. Düşük karbonlu çeliklerin eritilmesinde, ark ocaklarında olduğu gibi elektrottan karbon alma tehlikesi yoktur.

4.3.3. Oksit Giderme, Döküm ve Katılaşma

Sıvı çelik, üretimi sırasında temasta olduğu oksijen ve azot gazlarını yüksek sıcaklık etkisiyle büyük oranda çözebilir. Katılaşmadan sonra kalan oksijen miktarının %0,03'ten fazla olması çeliği yaşlanmaya karşı duyarlı, %0,07'nin üzerinde, olması ise kızıl sıcaklıkta kırılğan yapar.

*) Bu sargı uygun frekanslı bir kaynak tarafından beslenir ve içinden geçen su ile soğutulur.

Çizelge 4.4-Elektrikle eritilmiş çeliklerde yöntemle bağlı olarak tipik gaz miktarları

Eritme yöntemi	Gaz miktarı (ppm) ¹		
	O ₂	N ₂	H ₂
Ark ocağı	45	80	10
Vakum altında ark yardımıyla eritme	4	50	1
Vakum indüksiyon ocağı	4	3	<1

¹(milyonda bir)

Buna göre özellikle C<0,1 olan çeliklerde oksitleme işleminden sonra oksijen giderilmesi zorunludur.

Sıvı çelikten oksijenin uzaklaştırılması,yani artık demir oksidin indirgenmesi,oksit giderme* olarak adlandırılır.Bu amaçla, oksijene karşı kimyasal ilgileri (afinite-leri) demirden daha fazla olan aşağıdaki elementlerden yararlanabilmektedir:

Mn - V - C - Si - Ti - B - Zr-Al
(afinite soldan sağa artıyor)

İndirgeme gücü zayıf olan ve karbonun demir oksit ile CO oluşturmalarını önleyemeyen mangan,öncelikle



reaksiyonunu gerçekleştirmek,yani istenmeyen demir sülfürü zararsız mangan sülfüre dönüştürmek için konverterde veya döküm potasında çeliğe(daha önce karıştırıcıda pik demire)ferromangan halinde katılır.Silisyum ve alüminyum etkin oksit gidericiler olup, alüminyum oksijenin yanında tehlikeli olan azotu da nitrür(AlN) olarak bağlar.Alüminyumunkine benzer etki gösteren Ti ve B ise,ayrıca karbona olan ilgileri dolayısıyla karbonitrür meydana getirirler: Ti(CN),B(CN).

4.3.3.1. İngot Dökümü ve Sürekli Döküm

Sıvı metalin ingot kalıplarına(dökme demir kokillere)doldurulup katılaşmaya bırakılmasına ingot dökümü, su ile soğutulan bakır kokile bir uçtan akıtılırken öteki uçtan katılaş-

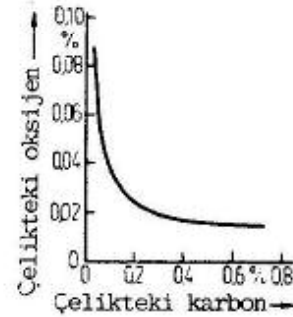
Metal banyosunda FeO halinde bulunan oksijen ile karbon arasında



reaksiyonu oluşur.Sonuçta elde edilen çeliğin karbon derişikliği azaldıkça,çelikte kalan çözünmüş oksijen oranı artar.Bu ilişki yaklaşık olarak

$$\text{C} \cdot \text{O} = \text{sabit}$$

bağıntısı ile verilebilir(Şekil 4.12).



Şekil 4.12-Bazik SM-ocağında üretilen çelikte oksijen miktarının karbon oranıyla değişimi

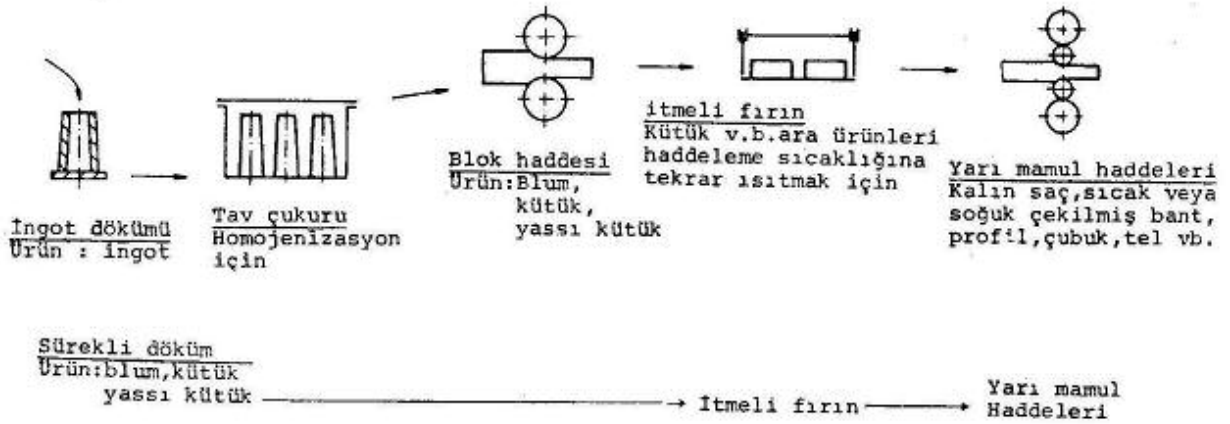
*) "Oksijen giderme"de denmektedir.

miş durumda dışarı çekilmesine sürekli döküm denir.

Başlangıçta demirdışı metallere uygulanan sürekli döküm yöntemi son yıllarda çelik üretiminde de teknik ve ekonomik açıdan büyük önem kazanmıştır. Yöntemin üstünlükleri şöyle sıralanabilir:

- Soğuma hızı yüksek olduğundan homojen ve ince taneli çelik elde edilir.
- Kokil amaçlanan yarı mamule en uygun şekilde tasarlanabilir.
- Üretim hattında tav çukurlarına ve blok haddesine gerek kalmaz(Çizelge 4.5).

Çizelge 4.5- Çelik yarı mamullerin elde edilmesi (Şematik)



- Verim ingot dökümüne göre daha yüksektir; çünkü her ingotta kafa lungerinin kesilmesinden ileri gelen kayıp sürekli dökümün sonunda sadece bir kez ortaya çıkar.

Öte yandan CO kabarcıklarının yarattığı olumsuz etki nedeniyle yalnız durgun çelikler(bk.4.3.3.2)sürekli dökümle üretilerler.

Vakumda gaz alma(Bk.2.1.5)yüksek kaliteli çeliklerin elde edilmesinde giderek yaygınlaşmaktadır.Böyle bir işlem görerek döküldükleri için gaz ve kalıntı miktarları çok düşük olan(*temiz*) çelikler,başta tokluk ve dinamik zorlamalara karşı dayanım olmak üzere,üstün mekanik özelliklere sahiptirler.

4.3.3.2.Çeliğin Katılaşması

Çelikler oksit gidermenin etkinlik derecesiyle ilişkili olarak,kokilde katılaşma sırasındaki davranışlarına göre *kaynar,durgun* ve *özel durgun* diye sınıflandırılırlar.

Kaynar Çelik(İşareti:U)

Çeliğe sadece *mangan* verilir;kükürt ve oksijen MnS ve MnO olarak bağlanır.Katılaşmanın kokil duvarında başlamasıyla, önce karbonca fakir katı çözelti kristallerinin ayrışmasından

ötürü,kalan eriyik karbon ve düşük sıcaklıkta eriyen diğer elementler bakımından zenginleşir.Böylece eriyikte karbon ile az da olsa hâlâ bulunan FeO arasındaki denge bozulur. Meydana gelen ve N₂,H₂ gibi diğer çözünmüş gazları da sürükleyen CO kabarcıklarının neden olduğu "kaynama" sıvı/katı bileşim farklılığının giderilmesini engeller (bk.2.2.2).

Sonuçta özellikle fosfor,kükürt gibi yavaş yayılan elementler ile karbon ve manganın homojen olmayan bir dağılımı ortaya çıkar (makrosegregasyon).Çelik ingotun ortasında fosfor ve kükürt miktarları ortalama derişikliğin 3 ilâ 4 katı olabilir.İngot kenarında meydana gelen gözeneksiz,karbon ve katışkıları çok az olan demir tabakası kaynar çelikler için karakteristiktir.

Durgun çelik(İşareti:R)

Silisyum katılması (ve kükürt giderme için ayrıca mangan), oksijenin çelikte FeO yerine SiO₂ olarak bulunmasını sağlar:



Silisyumun oksijene afinitesi karbonunkinden fazla olduğundan karbon ile indirgenme yani CO oluşumu söz konusu değildir.

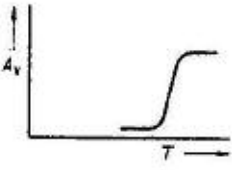
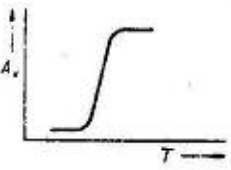
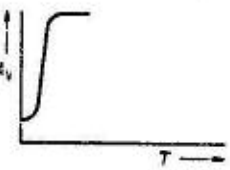
Böylece CO gazının çıkışından ileri gelen banyo hareketi görülmez.Çelik "durgun" olarak katılaşı ve makrosegregasyon kaynar çeliktekine göre yok denecek kadar azdır. Ancak gözeneksiz katılama, büyük ve çoğunlukla içeri doğru uzayan bir lunker yaratır.Katılama sırasında ingot kafasının ısıtılması, çeliğin bu bölgede daha uzun süre sıvı durumda kalarak söz konusu boşluğu doldurmasına yardım eder. Kafa lunkeri blok haddesinde kesilir.Dolayısıyla durgunlaştırılmış çelikte üretim verimi durgunlaştırılmamıştan %15-20 daha düşük olur.Lunkeri tümüyle uzaklaştırılamamış bir ingotun haddelenmesi,kesinlikle istenmeyen katmer oluşumuna yol açar.

SiO₂'in bir bölümü yükselerek cürufa geçer; ancak önemli miktarı eriyikte asılı kalır.Katışkılar ve oksit giderme işleminin ürünleri (SiO₂) ingot içinde oldukça homojen bir dağılım gösterirler.Kaynar çelik ingotlarındaki gibi bir demir tabakası bulunmadığından,durgun çeliklerden haddelenen yarı mamullerin yüzey kalitesi iyi değildir.Bu nedenle derin çekme saçları çoğunlukla kaynar veya -şekil değiştirme kabiliyetine büyük önem veriliyorsa-düşük karbonlu özel durgun çeliklerden üretilir.

Aşağıdaki hallerde çelik durgun olarak dökülmek zorundadır:

- Dökme Çelikler: Dökülen parçalara daha sonra haddelme veya dövme gibi şekil verme işlemleri uygulanmayacağından gözeneksiz yapı istenir.
- Sert Çelikler: %0,25'den fazla C içeren çeliklerde oksijen miktarı düşük olduğundan, katılama sırasında çıkan CO gazı ingotu terkedemeyecek kadar azdır.Rasgele dağılan gözenekler

Çizelge 4.6-Kaynar,durgun ve özel durgun çeliklerin karşılaştırılması

Karşılaştırma konusu	Oksit giderme türü(katılaşma davranışı)		
	U	R	RR
Kimyasal bileşim	Si: Eser Mn: 0,2...0,4% Cmax: 0,25%	Si: 0,1...0,4% Mn: 0,2...0,6%	Si: 0,1...0,4% Mn: 0,2...0,6% Almetalsel : >0,02%
Önemli reaksiyonlar	$FeO + C \rightarrow CO + Fe$ $FeS + Mn \rightarrow MnS + Fe$ $FeO + Mn \rightarrow MnO + Fe$	$FeS + Mn \rightarrow MnS + Fe$ $2FeO + Si \rightarrow SiO_2 + 2Fe$	$FeS + Mn \rightarrow MnS + Fe$ $2FeO + Si \rightarrow SiO_2 + 2Fe$ $3FeO + 2Al \rightarrow Al_2O_3 + 3Fe$ $FeN + Al \rightarrow AlN + Fe$
Makro-segregasyon	kuvvetli	çok az	çok az
Lunker oluşumu	yok	belirgin	belirgin
Yüzey kalitesi	iyi	iyi değil	iyi değil
Şekil değ. özellikleri	kenar tabaka:iyi çekirdek:kötü ve heterojen	yapıda kalan oksit giderme ürünlerine bağlı, homojen	yapıda kalan oksit giderme ürünlerine bağlı, homojen
Yaşlanma duyarlılığı	fazla	az	en az
Kaynak kabiliyeti	kenar tabaka:iyi çekirdek:çok kötü	dağa iyi	en iyi
A_v çentik vurma değerinin sıcaklıkla değişimi			

kenar tabakada da yüzeye çok yakın şekilde yer alır.Kalite açısından sakınca yaratan bu durumu önlemek için eriyik durgunlaştırılır*.

- Alaşımlı Çelikler: Alaşım elementlerinin homojen dağılmasını sağlamak üzere daima durgun olarak dökülmelidirler.

Özel Durgun Çelik (İşareti:RR)

Sıvı çeliğe mangan ve silisyuma ek olarak alüminyum katılıp kalan oksijen Al_2O_3 'e, azot ise AlN 'e dönüştürülür.Böylece oksijenin yanında,şekil değiştirme yaşlanmasına neden olan azotun gevrekleştirici etkisi de giderilmiş olur(bk.4.4.5). Ayrıca AlN parçacıklarının katılaşmada çekirdek rolünü oynaması içyapının ince taneli olmasını sağlar.Sonuçta dayanım

*)Oksit giderme,mehdana gelen lunkerı küçültmek amacıyla,tam değil sadece kenar gözeneklerini önleyecek ölçüde de yapılabilir(yarı durgun çelikler).

ve tokluk büyüklükleri olumlu yönde değişir. Akma sınırı ve çentik vurma tokluğu artar, geçiş sıcaklığı düşer.

Çizelge 4.6'da kaynar, durgun ve özel durgun çeliklerin çeşitli açılardan karşılaştırılması özetlenmiştir.

4.3.4. Haddeleme

Çizelge 4.5'de ingot veya sürekli dökümden başlayarak sac, boru, profil, tel v.b. yarı mamullerin elde edilmesine kadar izlenen akım şeması verilmiştir. Normal ingot ağırlıkları 25-30 ton olup, çok büyük dövme parçalar için yapılan dökümlerde 400 tona kadar çıkılabilir. Ingotların, haddeleme öncesi tav çukurlarında bekletilmesi öncelikle mikrosegregasyonun giderilmesi amacını taşır (bk.4.5.3.1. homojenizasyon). Ingot kafa ve tabanı kesilerek blok haddesinde *blum*, *kütük* veya *yassı kütük* şeklini alır. Sıcak haddelemenin daha sonraki kademelelerine geçilmeden, bu ara ürünlerin bir itmeli fırında uygun sıcaklığa tekrar ısıtılması gerekir. Sürekli dökümde ise doğrudan kütük veya yassı kütük üretilmesi, işlemleri azaltarak ekonomik açıdan büyük yarar sağlar.

4.4. Demir Eşlik Elementlerinin Etkisi

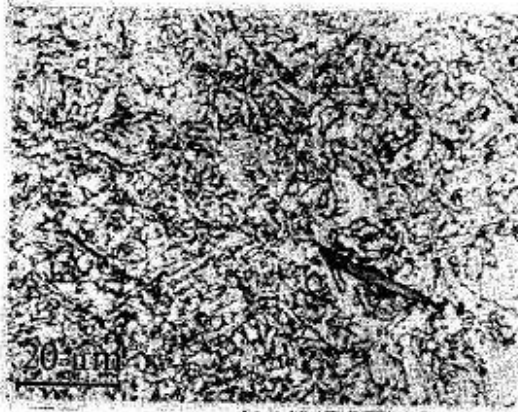
Üretimde kullanılan ham ve yardımcı maddeler ile uygulanan işlemlerden kaynaklanan ve çeliklerin bileşiminde her zaman bulunabilen, Si, Mn, P, S, N, H, O demir eşlik elementleri adı altında toplanır. Bunlardan "Si ve Mn" oksit veya sülfür giderme açısından yararlıdır. Geri kalanlar ise malzemeyi gevrekletirdiklerinden istenmezler; dolayısıyla cevher ve hurda tipine göre bileşime tesadüfen giren diğer elementlerle birlikte *katışkı* olarak nitelenirler. Çeliklerde ayrıca sülfür, oksit, silikat türünden metal olmayan *kalıntılar* da bulunur. Bunlar çoğunlukla oksit giderme işleminin cürufa geçememiş reaksiyon ürünleri veya ocak duvarları v.b. yerlerden koparak sürüklenmiş parçacıklardır.

Çeliklerin kalitesini, özel olarak katılmış yani "istenen" alaşım elementleri kadar, "istenmeyen" katışkı ve kalıntılar da olumsuz yönde olmak üzere etkiler. Katışkıların belirli miktarları aşmaları veya heterojen biçimde dağılmaları aynı kimyasal bileşime sahip çeliklerin özelliklerinin çok farklı olmasına yol açabilir.

4.4.1. Mangan

α -demirinde oda sıcaklığında yaklaşık %10 mangan çözünebilir; yani manganla alaşımlandırılmış çeliklerde genellikle ayrı bir Fe-Mn fazı oluşmaz. Dolayısıyla mangan miktarı metalografik yöntemlerle saptanamaz.

Alaşımsız çelikler %1,6'ya kadar mangan içerebilir, bunun üzerinde ise "alaşımlandırılmış" sayılırlar. Çeliğin bileşimindeki mangan, FeS bileşiği olarak bulunan ve kızıl sıcaklıkta kırılmaya yol açan kükürdü zararsız MnS'e dönüştürür. Böylece çeliğin sıcak şekillendirilebilme özelliği korunmuş olur. MnS haddeleme sırasında hadde doğrultusunda uzar (Şekil 4.13)



Şekil 4.13-İnce taneli yapı çeliği kaynak bağlantısının tane irileşmesi bölgesinde mangan sülfür (gri uzun kalıntı)

ve sadece bu doğrultuya dik yönde tokluk özelliklerini belirgin olarak azaltır.

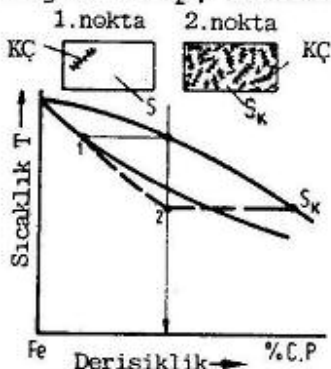
4.4.2. Silisyum

α -demirinde oda sıcaklığında %14 silisyum çözünemediği için ayrı bir Fe-Si fazı görülmez. Ancak silisyumla gerçekleştirilen oksit giderme reaksiyonunun ürünleri yapıda kalabilir. Bunlar yuvarlak şekilli, çoğunlukla sert ve gevrek silikatlar (örneğin $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$) olup, haddeme sırasında şekil değiştirmeyerek çizgisel biçimde dizilirler. Alaşımsız çeliklerde %0,5'e kadar silisyum bulunabilir.

4.4.3. Fosfor

Fosfor demirle asalyer katı çözeltisi oluşturur. Diğer katı olmak üzere, tokluğu en çok azaltan iki elementten biridir. Çelikte %0,6 fosfor bulunması halinde geçiş sıcaklığı 300°C 'a kadar yükselir. Fosfor miktarının izin verilebilecek üst sınırı Thomas çeliklerinde %0,080; genel yapı çelikleri (DIN 17100) sınıf 2 ve 3 de %0,065-%0,050; kaliteli ve asal çeliklerde %0,045-%0,035 dir. Sadece bazı özel durumlarda daha yüksek fosfor oranlarına gidilebilir. Örneğin sıcak preslenen somun çeliğine yaklaşık %0,3 fosfor katılarak 1000°C 'ın üzerindeki şekil değiştirme kabiliyeti artırılır. Aynı şekilde otomat çelikleri talaş kaldırılarak işlenen parçaların yüzey kalitesini iyileştirmek için %0,2'ye kadar fosfor içerirler.

Kuvvetli makrosegregasyon gösteren fosforun, demir içindeki yayınma hızı çok düşük olduğundan mikrosegregasyonu da olağanüstü belirgindir. Her çelik katılaşma sırasında bir sıcaklık aralığından geçer. Ayrışan dendritik kristaller fosfor bakımından fakirdirler. Son katılaşan eriyik S_k ise fosforca zengin olup, metal olmayan kalıntıların da büyük kısmını barındırır (Şekil 4.14). Söz konusu fosfor mikrosegregasyonu yüksek sıcaklıklarda yapılan uzun süreli bir tavlama ile çok zor olarak giderilebilir. Bu nedenle çeliğin bileşimindeki fosfor miktarının zararlı olabilecek değerlere ulaşmamasına çalışmak teknik bakımdan daha basit ve ekonomiktir.



Şekil 4.14-Pratikteki soğuma hızlarında mikrosegregasyon oluşumu (şematik)

Sıcak şekil verme ile dendritik döküm içyapısı bozulur; ancak segregasyon ortadan kalkmaz. Haddeme doğrultusunda oluşan birincil bantlı yapı, metalografik yöntemler yardımıyla, birbirini izleyen fosforca zengin açık ve fosforca fakir

koyu renkli bantlar halinde görülür(Şekil 2.21). Bu oluşum, ötektoidaltı çeliklerde(ikincil) bantlı yapı denen,mikrôsko-bik ölçekteki ferrit-perlit dizilenmesinin ana nedenidir(Şekil 2.18 ve 4.78).Ayrıca diğer elementlerin dağılımı da burada rol oynar(bk.4.4.4).

4.4.4. Kükürt

Demir içinde kükürt çözünürlüğü yok denecek kadar az olduğundan, içyapıda karakteristik demir sülfür (FeS) fazı ortaya çıkar.Demir ve demir sülfür yozlaşmış bir ötektik oluşturlar.Bu ötektik yapının demir bileşeni birincil ayrışan γ -KÇ üzerine kristalleşir. FeS ise tane sınırı maddesini meydana getirerek aşağıdaki olumsuz sonuçları yaratır:

- 800°C ve 1000°C arasındaki şekil verme sırasında kızıl sıcaklık kırılganlığı (demir sülfürün şekil değiştirme kabiliyetinin düşük olması tane sınırı kırılmasına yol açar),
- 1200°C'ın üzerinde akkor sıcaklık kırılganlığı (FeS 1200°C da eridiği için taneler birbirinden ayrılır).

1000°C ve 1200°C arasındaki sıcaklıklarda çelikler çoğunlukla kolay şekillendirilebilir. Bu davranışın demir sülfürün γ -KÇ içinde(geçici olarak) çözünmesinden, yani tane sınırlarındaki sürekliliğinin yok olmasından ileri geldiği sanılmaktadır.

Yukarıda açıklanan olumsuz etkileri nedeniyle çeliklerde kükürt miktarı fosforda olduğu gibi sınırlandırılır.Ancak miktarı çok düşük olsa dahi içyapıdaki kükürdün tehlikesiz bir biçime dönüştürülmesi zorunludur. Bu amaçla katılan mangan kükürt ile ancak 1600°C'da eriyen MnS bileşiğini oluşturur. MnS eriyikten birincil olarak ayrıştığından tane sınırlarında bulunmaz.Birçok kalıntıdan farklı olarak şekil değiştirebilir ve sıcak şekil verme sırasında haddeme doğrultusunda uzar.Otomat çelikleri ise %0,3'e kadar kükürt ve yeterli ölçüde mangan içerirler.Mangan sülfürün düşük dayanımından ötürü kısa kırılıcı talaş elde edilmesi işlemeyi kolaylaştırır.

Segregasyonlar veya kükürtçe zengin bölgelerin varlığı BAUMANN (sülfür)-baskısı ile gösterilebilir.Makro ve mikro-segregasyonlar açısından kükürt fosfora benzer şekilde davranır.Ayrıca ötektoidöncesi* ferrit taneleri mangan sülfürler üzerinde oluşmayı yeğler. Böylece fosfor ve kükürt, ortaya çıkabilecek bantlı yapıda ferrit dizileri içinde yer alırlar.

4.4.5. Azot

Azot çelik için genellikle çok zararlı katışkılardan biridir. Onbinde birler oranında bulunması bile, akma sınırı ve çekme dayanımını biraz yükseltirken, şekil değiştirme kabiliyeti ve özellikle çentik vurma tokluğunu kuvvetle düşürür.

*) Yüksek sıcaklıktan soğuma sırasında $\alpha + \gamma$ bölgesinde ayrışan, perlit-dışı ferrit fazı.

Bu nedenle azot miktarının, önemsiz yerlerde kullanılan Thomas çelikleri dışında, %0,01 sınırını aşmaması zorunludur.

Azot α -demirinde 590°C'da en çok %10⁻¹, oda sıcaklığında ise %10⁻⁵ dolayında çözünür. Hızlı soğutma sonucu yapıda zorunlu çözünmüş halde kalıp, sıcaklığa bağlı olarak belirli bir sürenin geçmesiyle de iğne biçimli ve çok ince dağılmış demir nitrür (Fe₄N) çökeltilerini oluşturur. Hızlı soğutma yaşlanma-sı diye adlandırılan ve benzer koşullarda ferritteki karbon atomlarının kümelenmesiyle de ortaya çıkan bu olay çeliğin tokluğunu azaltır. Düşük karbonlu çeliklerde öncelikle azotun yol açtığı bir diğer ve çok daha tehlikeli gevrekleşme, şekil değişimi yaşlanmasıdır. Olağanüstü bir tokluk düşüşüne neden olan sözkonusu yaşlanma, soğuma hızına bağlı olmaksızın sadece soğuk şekil değiştirmiş çeliklerde görülür. Şekil değişimi sırasında dislokasyon yoğunluğu yaklaşık 10⁶mm/mm³'den 10⁹..10¹⁰mm/mm³'e çıkar. Çelikte çözünmüş olan azot atomları özellikle dislokasyonların sık olduğu yerlere yayınarak, bunların hareket edebilmelerini büyük ölçüde engellerler; yani malzeme gevrekleşir. Ancak soğuk şekil değiştirmiş çelik oda sıcaklığında bekletilirse tokluk düşüşü çok uzun süre (haftalar, aylar, yıllar) sonra ortaya çıkar (doğal yaşlanma). Oysa daha yüksek sıcaklıklarda (200°C-300°C) azot atomlarının yayınıp dislokasyonları kilitlemesi tavlama ile eşzamanlı olarak gerçekleşir (yapay yaşlanma). Dolayısıyla hemen işlem sırasında süneklik azalabileceğinden, çeliklere 200°C ile 300°C arasında şekil verilmemelidir. Bu sıcaklıklarda çeliğin aldığı renk nedeniyle, sözü edilen olumsuz davranış mavi gevreklik diye anılır.

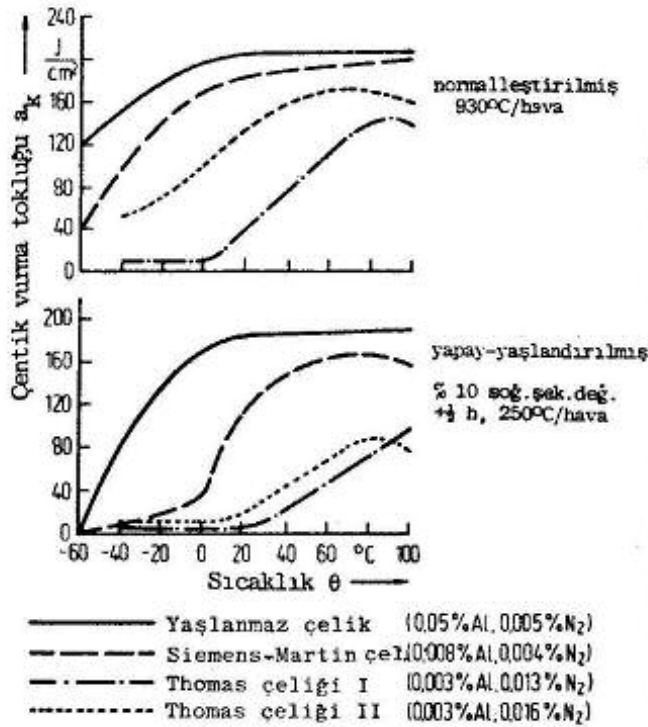
Tavlama sıcaklığının yeniden kristalleşmeyi sağlayacak kadar yüksek olması halinde ise, dislokasyon yoğunluğu soğuk şekil değiştirmeden önceki değerine iner ve azot atomlarının dağılımı düzgünleşir. Böylece şekil değişimi yaşlanması* görülmez. Ancak bu kez de tav sonrası koşullarına bağlı olarak hızlı soğutma yaşlanması meydana gelebilir.

Çeliğin yaşlanmasını ortadan kaldıracak en kesin yöntem olarak, azotun tümüyle giderilmesi teknik ve ekonomik nedenlerle gerçekleştirilemez. Bunun yerine azota afiniteleri demirden daha yüksek olan, örneğin alüminyum, titanyum, niyobyum gibi elementlerin sıvı çeliğe katılması, azotu zor çözünen nitrürler olarak bağlar. Bu şekilde azot katı çözeltiden dışarı alınarak yaşlanmaz (yaşlanmaya dayanıklı) çelik elde edilir (örneğin özel durgun çelikler).

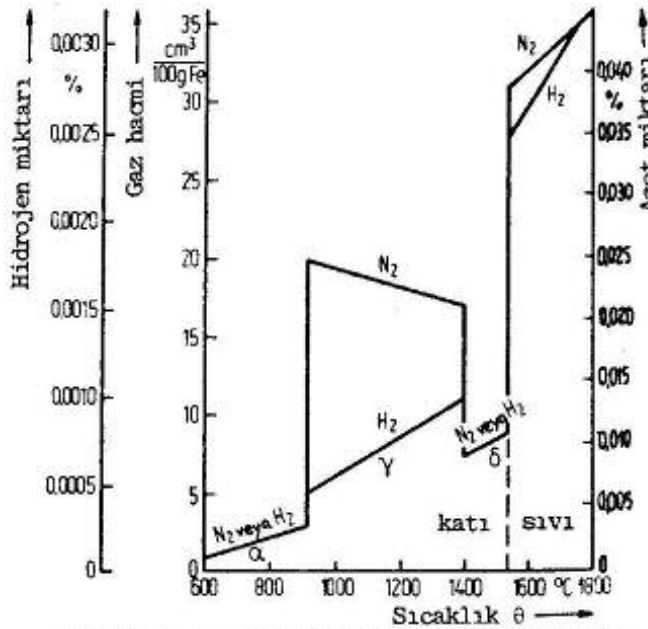
Yaşlanma eğilimi, yaşlanmamış ve yapay yaşlandırılmış (%10 soğuk şekil verilmiş, 1/2 saat 250°C sıcaklıkta tutulmuş) deney parçalarında çekme veya daha çok çentik vurma tokluğu büyüklüklerinin karşılaştırılması ile saptanır. Geçiş sıcaklığı, yaşlanmaz çeliklerde sadece soğuk şekil değişimi etkisiyle 30°C ilâ 40°C, Thomas çeliklerinde ise yaşlanmanın da eklenmesiyle 80°C

*) Dislokasyon yoğunluğunun yeterli bir düzeye yükselmesini (Δl) den çok ($\Delta l/l$) belirlediğinden, kullanılan deyim "birim şekil değişimi (genleme) yaşlanması" anlamındadır.

ilâ 100°C veya daha fazla yükselir(Şekil 4.15).



Şekil 4.15-Yumuşak ve alaşımsız yapı çeliklerinde şekil değişimi yaşlanması ($C \approx 0,13$). Yaşlanmış çeliklerin çentik vurma tokluğuna normalleştirilmenin etkisi (KÜNTSCHER'e göre).



Şekil 4.16-Hidrojen ve azotun demir içindeki çözünürlüğüne sıcaklığın etkisi (PHILBROOK ve BEVER'e göre)

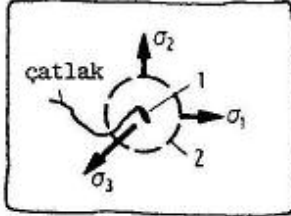
Durgunlaştırılması alüminyumla yapılmamış bir çeliğe soğuk şekil verilirse, kayma bölgelerinde FRY dağlama ayırıcı ile görünür hale getirilebilen demir nitrürler ayrışır. Koyu dağlanmış bölgeler LÜDERS çizgi ve bantları olarak adlandırılır. Belirgin akmaya özgü bu bantların örneğin derin çekme sırasında yeniden oluşması, saçın yüzey düzgünlüğünü bozarak parlatma, galvanizleme, laklama gibi işlemleri güçleştirir. Bu nedenle söz konusu saçlarda oksit giderme alüminyumla yapılır veya temper haddemesinden sonra belirli bir süre aşılma derin çekme gerçekleştirilir (bk. 4.8.2.2).

4.4.6. Hidrojen

Hidrojen atom çapı en küçük olan elementtir. Arayer katı çözeltisi oluşturmak üzere, demirdeki çözünürlüğü (sabit basınçta) Şekil 4.16'da gösterilmiştir. Hidrojen genel olarak her metal malzemeye sadece atomal olarak girebilir. Oda sıcaklığında demir içindeki yayınma hızı, karbonun solidüs sıcaklığının hemen altındaki yayınma hızından daha büyüktür. İyapıda gözlenemez, varlığı etkileri ile anlaşılabilir. Azot gibi hidrojen de dayanım değerlerini önemli oranda yükseltmeden çeliği gevrekleştirir. * Ancak hidrojen gevrekliği standart çekme veya çentik vurma deneyleriyle saptanamaz. Bu amaca en uygun yöntemin çentikli parçalarda çok yavaş zorlama ile yapılan çekme deneyi olması, hidrojene özgü gevrekleştirme mekanizması ile açıklanabilir:

*) Hidrojen etkisiyle gevrekleşme anlamında

Demir içinde yayınan hidrojen atomlarının kafes kusurları veya diğer süreksizliklerde (dislokasyonlar, tane sınırları, kalıntılar) moleküllere dönüşmesi önemli bir basınç artışı doğurur. Molekül sel hidrojen yayınamaz. Oluştugu yerde (cüruf, gözenek) yüksek basınç altında kalarak, küçük bir bölgede (Şekil 4.17-2 bölgesi) üç eksenli gerilme durumu yaratır. Dolayısıyla çelik gevrekleşir ve ayrılma dayanımı aşılinca çatlaklar meydana gelir.



Şekil 4.17-Çelikte hidrojenin etkisi 1:cüruf,gözenek,çatlak v.b. 2:gevrekleşen bölge (üç eksenli gerilme durumu)

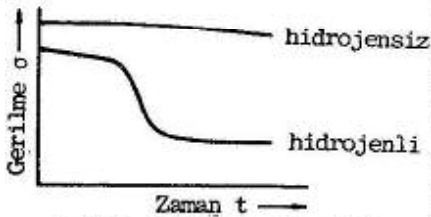
Uygulamada karşılaşılan hidrojen hasarlarına ilişkin şu örnekler verilebilir:

Kimyasal işlem gevrekliği: Pas ve tufalin uzaklaştırılması için asitle temizlemeden (dekapaj) veya bazı elektrolitik kaplama işlemlerinden gelen atomsal hidrojenin bir bölümü çeliğe yayınıp gevrekleşmeye yol açar. Dekape edilmiş saçlarda hidrojenin yüzeye yakın gözeneklere yığılması

rak neden olduğu çatlama, yüzeyde kabartı oluşumu ile kendini belli eder.

Pul çatlaklar: Özellikle 300°C ilâ 200°C arasında hızlı soğutulmuş büyük dövme parçalarda, kısa ve süreksiz iç çatlaklar meydana gelir. Pul biçimindeki bu malzeme ayrılmalarına, kırık yüzeyinde parlak lekeler halinde göründüklerinden *balık gözü* de denir. En başta krom-nikel ve krom-mangan çeliklerinin duyarlı olduğu söz konusu çatlama olayında, malzemenin içerdiği hidrojen ile birlikte dönüşüm gerilmeleri de önemli rol oynar. Bu gerilmeler ne kadar büyük olursa (düşük dönüşüm sıcaklığı) çatlak oluşumu için gereken hidrojen miktarı o kadar az olur.

Yukarıda sözü edilen basınç teorisi, hidrojen gevrekleşmesiyle ilgili bütün deneysel gözlemleri ve öncelikle yüksek dayanımlı çeliklerin kaynak bağlantılarında rastlanan gecikmeli çatlak oluşumunu yorumlamaya yeterli değildir. Şekil 4.18'



Şekil 4.18-Gecikmeli çatlak oluşumunda hidrojenin etkisi (şematik)

de hidrojen yüklenmiş ve yüklenmemiş çentikli çekme parçalarında çatlama yolu açan sabit gerilmenin geçen süreye bağlılığı şematik olarak gösterilmiştir. Süre uzadıkça taşınabilen gerilmenin bir sınır değere kadar azalması dinamik yorulmaya benzediğinden, hidrojen yüklü malzemenin bu davranışı statik yorulma diye de adlandırılır. Gecikmeli çatlak oluşumu için günümüzdeki en geçerli açıklama, "gerilme güdümlü hidrojen yayınması" teorisidir. Buna göre, hidrojen parçadaki gerilmeye ve derişikliğine bağlı olarak kritik bir yayınma hızına erişirse, kafes kusurlarında yığılıp mikrok çatlak başlatır. Bu sırada basınç düşer. Ancak hidrojenin gene zamanla ve bu kez çatlak ucuna yayınması ile olay tekrarlanır. Böylece çatlak, kalan kesit zorunlu kırılincaya kadar, adım adım ilerler (Şekil 4.19).



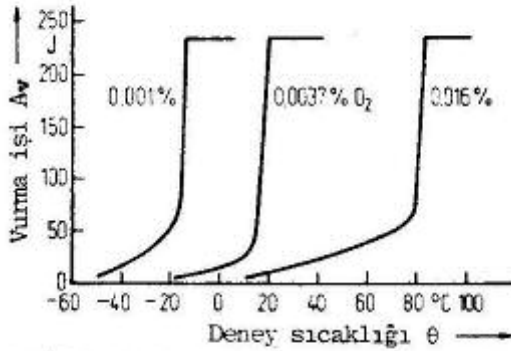
Şekil 4.19- Gecikmeli çatlak oluşumunun şematik gösterilişi (delayed fracture)

Yukarıda sözü geçen olaylar çoğunlukla oda sıcaklığında görülür. Daha alçak veya yüksek sıcaklıklarda yayınma ya çok yavaş, ya da bir araya gelen atomları yeniden dağıtacak biçimde çok hızlı olur. Çatlak oluşumu için gereken kritik miktara ulaşamaz. Aynı durumla karşılaşılacak yüksek zorlama hızlarında da, hidrojenin kafes kusurlarında toplanıp herhangi bir etki yaratmasına fırsat kalmadan kırılma meydana gelir.

Sıvı çeliğin gazını alma, parçaları 300°C-200°C arasında yavaş soğutma veya hidrojenin dışarı yayınmasını sağlamak üzere, bu sıcaklıklarda yeterli süre bekletme gibi yöntemlerle hidrojen gevrekleşmesi önlenabilir. Ancak dekapaj kabartması v.b. hasarlar sonradan giderilemeyeceği için, böyle hallerde baştan önlem alınması gerekir (örneğin asit banyosuna inhibitör katılması).

4.4.7. Oksijen

Oksijen demirde hemen hemen hiç çözünmez; ancak azot ve hidrojene benzer şekilde çok az miktarda bulunması dahi belirlen bir gevrekleşmeye neden olur. Şekil 4.20'de oksijenin demirin çentik vurma davranışını nasıl etkilediği görülmektedir.



Şekil 4.20 Saf demirin çentik vurma davranışına (ISO-V deney parçaları) oksijenin etkisi (BIGGS'e göre)

Özellikle düşük karbonlu (dolaşısıyla oksijen miktarı yüksek) çeliklerde içyapı bileşeni olarak wüstit adı verilen demir oksite (FeO) sıkça raslanır. FeS gibi FeO da çeliği kızıl sıcaklıkta kırılğan yapar. 930°C sıcaklıkta eriyen FeO-FeS ötektiği nedeniyle bu etki kükürt miktarı ile artar.

Oksit giderme işlemi ile çelikteki oksijenin büyük bir kısmı alınır. Reaksiyon ürünleri olan SiO₂ ile Al₂O₃ sert ve çoğunlukla küresel parçacıklardır. Bunlardan cürufa geçmemiş olanlar,

haddeme sırasında kırılıp çizgisel biçimde dizilerek, daha sonraki şekillendirme işlemlerini güçleştirebilirler.

4.4.8. Metal Olmayan Kalıntılar

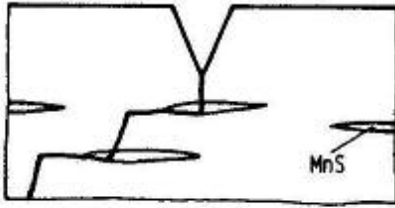
Çeliğin bünyesinde bulunan kalıntıların miktar, tür ve dağılımı şekil değiştirme ve kırılma davranışı ile dayanım özelliklerini büyük ölçüde etkiler.

Kalıntılar oksit, sülfür veya silikat türünden olabilirler. Ancak bunlar MnO , MnS , SiO_2 gibi basit kimyasal maddeler halinde kalmayıp, genellikle karmaşık bileşik veya ötektikler oluşturdıklarından, bileşimlerinin belirlenmesi oldukça güç ve zaman alıcıdır. Dolayısıyla çoğu kez kalıntıların miktar ve dağılımlarının bulunması ile yetinilir. Hazırlanmış abaklar yardımıyla kalıntı miktarı oldukça kolay ve yeterli doğrulukta saptanabilir.

Kalıntıların kaba bir ayırımla gevrek olanları yuvarlak ve köşeli, sünek olanları ise uzun biçimdedir. Zorlamalar sırasında çevrelerinde gerilme ve şekil değişimi yığılmaları (tepelere) oluşur.

Sıcak şekil vermede yassılaştıran MnS dışında diğer bütün kalıntılar değişik ölçüde de olsa sert ve kırılmandır. Yüksek çekme dayanımlı malzemelerde daha kuvvetli olmak üzere tokluğu azaltır, şekil değişimi ile dayanım özelliklerinde belirgin bir anizotropi (yöne bağımlılık) yaratırlar.

Dış zorlamalar ana malzeme/kalıntı faz sınırında adezyonun azlığı dolayısıyla ayrılmalara neden olursa, bir çatlak gibi etkiyen kalıntı işletme sırasında çoğu zaman hasara yol açar. Ancak çelikte geniş yüzeyli ve dizilenmiş kalıntıların (çoğunlukla MnS) bulunması, darbeli zorlama altında çatlak ilerlemesine karşı direnci önemli oranda artırabilir. Şekil 4.21 de şematik olarak açıklandığı gibi, deney parçasında çentik di-



Şekil 4.21-Geniş yüzeyli ve dizilenmiş kalıntılar içeren bir çentik tür kalıntıların, öte yandan çentik vurma deney parçasında çatlak ilerleyişi (şematik)

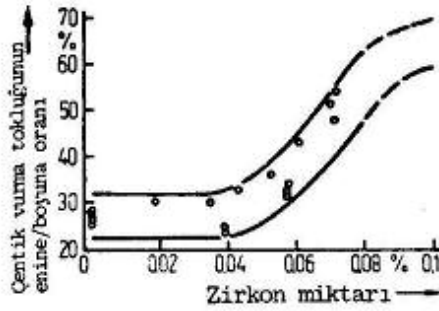
binden başlayan çatlak, kalıntılar nedeniyle yön değiştirmek zorundadır. Çatlakın uygun yerlerde yeniden oluşabilmesi ise, doğrudan ilerlemesine göre daha fazla vurma enerjisi harcanmasını gerektirir. Böylece haddeme yönünde (boyuna) tokluğu yükselten kalıntılar, öte yandan çentik vurma deney parçasında çatlak ilerlemesine dik (enine) doğrultuda doku etkisiyle düşük düzeyde olabilen mekanik özellikleri daha

da kötüleştirir. Sonuç olarak çentik vurma tokluğu boyuna ve enine doğrultularda önemli farklılık gösterir*

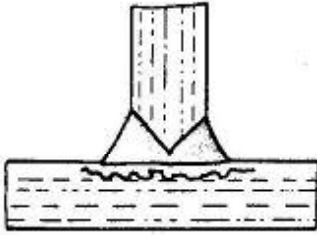
Basıncılı boru hatları ve basınçlı kaplar gibi bazı uygulamalarda, yukarıda açıklandığı üzere uzamış MnS kalıntılarından ileri gelen tokluk anizotropisi ve enine değerlerdeki aşırı düşüş istenmez. Bu durumda çeliğe zirkon, seryum veya titan gibi elementler katılarak oluşturulan sülfürler (ZrS , CeS , TiS) haddeme sırasında şekil değiştirmediklerinden, sözü edilen yöne bağımlılık büyük ölçüde ortadan kalkar** (Şekil 4.22).

*) Aksi belirtilmediği sürece, çentik vurma deney parçaları yarı mamulden haddeme doğrultusunda çıkarılır, çentik ise haddeme yüzeyine dik olarak açılır.

**) Sağ üretiminde haddeme doğrultusunun her pasoda 90° değiştirilmesine de bu amaçla başvurulabilir.



Şekil 4.22-Çentik vurma tokluğundaki yöne bağımlılığın zirkon miktarı ile değişimi



Şekil 4.23-Bir kaynak bağlantısında tabakalı kırılmanın oluşumu ve ilerlemesi

sulları altında gerçekleşir. Ortaya çıkan içyapı, dönüşüm sıcaklığı ve bu sıcaklıktaki yayınma hızı ile yakından ilişkilidir. Böylece alotropluk ve kuvvetli aşırı soğuma eğilimi, özellikleri değiştirebilecek ısıtma yöntemlerinin demirdışı metal malzemelere göre daha çeşitli ve etkin olmasını sağlar.

İçyapı ve özellikler bakımından belirli bir durumu elde etmek üzere, malzemenin solidüs sıcaklığının altında uygun sıra ve süre ile ısıtılıp soğutulmasına ısıtma işlemi denir. İşlem sırasında ortamın etkisiyle, örneğin karbonlama ve nitrürlemede olduğu gibi, çeliğin kimyasal bileşimi de değişebilir*.

Çeliklerin ısıtma işlemleri başlıca şu amaçlarla uygulanır:

- Talaşlı işlenebilme özelliği iyileştirilir (yumuşatma, tane irileştirme),
- Dayanım artırılıp azaltılabilir (sertleştirme, normalleştirme, yumuşatma),
- Soğuk şekil vermenin etkisi yok edilebilir (yeniden kristalleştirme, normalleştirme),
- Mikro segregasyon ortadan kaldırılabilir (homojenleştirme),
- Tane büyüklüğü değiştirilebilir (normalleştirme, yeniden kristalleştirme, tane irileştirme),

*) Ortamın oksitleyici olması ise karbon kaybı ve tufala yol açar. Karbonsuzlaşan yüzey tabakası malzemenin özellikle yorulma dayanımını düşürür. Bu durum parçanın kullanılma yeri bakımından bir sakınca yaratacaksa, söz konusu tabakanın işlenerek giderilmesi, ya da ısıtma işleminin koruyucu gaz, kömür tozu, erimiş tuz veya kurşun banyosu gibi ortamlarda yapılması gerekir.

Yüksek dayanımlı çeliklerin özellikle kalın parçalardaki açma kaynağında tabakalı kırılma (yırtilma) görülebilir. Söz konusu hasar, kaynak iç gerilmelerinin etkisiyle ve dikey altına rastlayan bölgede kalıntı dizileri boyunca meydana gelir (Şekil 4.23). Malzemenin bu tür çatlamaya az veya çok her zaman eğilimi bulunduğundan, tabakalı kırılma öncelikle konstrüktif önlemlerle engellenir.

4.5.Çeliklerin Isıtma İşlemleri

4.5.1.Genel Amaçlar ve Sınıflandırma

Demir esaslı malzemeler sıcaklığa bağlı olarak, çok farklı özellikte değişik kristal yapılara sahiptirler (alotropluk). Ayrıca ostenit sıcaklığından hızlı soğutulmaları halinde aşırı soğuma görülür; yani ostenitin dönüşümü düşük sıcaklıklarda, karbon ve diğer alaşım elementleri için güçleşen yayınma ko-

- İç gerilmeler azaltılabilir(gerilme giderme),
- Belirli içyapılar elde edilebilir(normalleştirme,yumuşatma,sertleştirme).

Söz konusu ısı işlemler genel olarak iki ana grupta toplanabilir:

- Tavlama
- Sertleştirme

Tavlama ile içyapının kararlı denge durumuna yaklaşması sağlanır(soğutma yavaş yapılır).Sertleştirmede ise ostenit, çeliğin bileşimine bağlı bir minimum hızın altına inilmiyecek şekilde soğutulularak yarı kararlı bir içyapı(martenzit) oluşturulur*.

Tav işlemleri de kendi aralarında tekrar iki gruba ayrılır:

1.Tür Tav İşlemleri

İçyapı değişikliklerine neden olsalar bile,öncelikle belirli özelliklerin elde edilmesine yöneliktirler(homojenleştirme,tane irileştirme,gerilme giderme,yeniden kristalleştirme işlemleri).

2.Tür Tav İşlemleri

Bunlarda temel amaç belirli içyapı durumlarına ulaşmaktır(yumuşatma,normalleştirme işlemleri).

4.5.2.Sıcaklık-Zaman Diyagramı

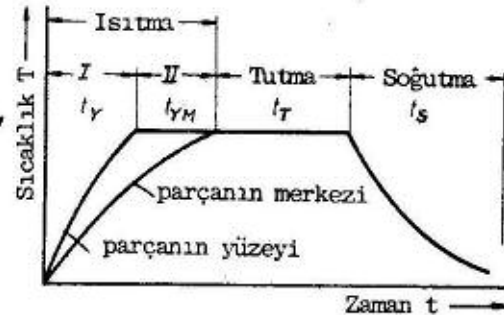
Her ısı işlem en az

- Belirli bir sıcaklığa ısıtma,
- Bu sıcaklıkta tutma,
- Soğutma

aşamalarını içerir(Şekil 4.24).

İstenilen sıcaklığa ısıtmada iki yöntem vardır:

- Isı parçaya bir dış kaynaktan taşınır(temas veya radyasyon yoluyla)
- Isı parçada oluşturulur (doğrudan elektrik akımı geçirme veya indüksiyon yoluyla).



Şekil 4.24-Isıl işlemlerde Sıcaklık-Zaman diyagramı (şematik)

I: Yüzeyi istenen sıcaklığa getirme

II: Yüzey ve merkez sıcaklıklarını eşitleme

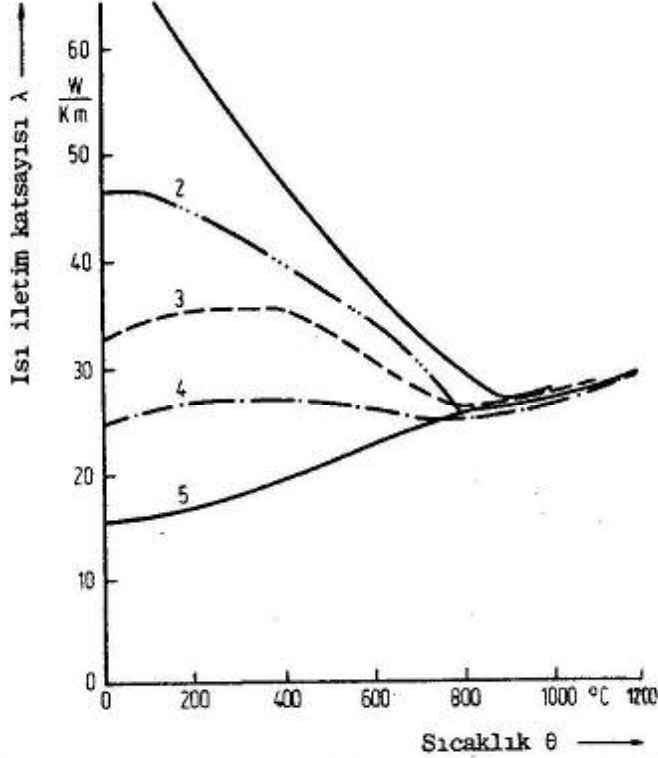
Isının dıştan verilmesi halinde parçanın merkezi yüzeyinden daha geç ısınır. Bu iki sıcaklığın farkı ve eşitlenme süresi(Şekil 4.24, t_{YM}) aşağıdaki koşullarda artar:

- Isıtma hızı ($T_{istenen}/t_Y$) yüksek,

*) Bu her iki uygulamayı da içeren işleme, yani dengesiz bir yapı elde ettikten sonra istenilen ölçüde denge durumuna yaklaştırmaya "islah etme" denir(bk.4.5.7).

-Malzemenin ısı iletim katsayısı düşük (Şekil 4.25'den görüldüğü gibi $\lambda, 900^{\circ}\text{C}$ 'a kadar çeliğin bileşimine bağlıdır. Alaşım elementlerinin miktarı çoğaldıkça ısı iletimi güçleşir),

-Parça kalınlığı fazla.



Ekonomik açıdan parçanın olabildiği kadar hızlı ısıtılması istenir. Ancak bu durumda iç ve dış kısımlar arasındaki sıcaklık farkı büyük olacağından çarpılma ve çatlama tehlikesi doğar. Isıl işlemlerin çoğunda ısıtma ve soğutma sırasında faz dönüşümleri meydana gelir. Bunların yarattığı ek gerilmeler de çatlamayı kolaylaştırır. Dolayısıyla özellikle kalın ve karmaşık biçimli parçalar müsaade edilenden daha hızlı ısıtılmamalıdır. Az alaşımlı çelikten yapılmış 600 mm çapındaki bir türbin mili yaklaşık 50°C/h hızla ısıtılır. Bu örnekten de görüldüğü üzere, üretim kademelerinden biri olan ısıl işlem parça maliyetini önemli ölçüde artırabilir. Basit şekilli parçalarda doğrudan ısı üretimiyle yüksek ısıtma hızlarına ulaşmak mümkündür.

Tutma süresi t_T , öncelikle ostenitleme sıcaklığının üzerindeki ısıl işlemlerde yeterince uzun olmalıdır. Bu süre kabaca aşağıdaki bağıntıyla hesaplanabilir:

$$t_T [\text{dak}] = 20 + \frac{s [\text{mm}]}{2}$$

Şekil 4.25-Sıcaklık ve bileşime bağlı olarak çeliklerde ısı iletim katsayısı değişimi (RUHFUS'a göre)

Örnek: Et kalınlığı veya çap $s = 200 \text{ mm}$ ise tutma süresi

$$t_T = (20 + \frac{200}{2}) \text{ dak} = 120 \text{ dak} = 2 \text{ h olmalıdır.}$$

Dıştan ısıtmadaki gibi soğutma sırasındaki hız da fiziksel bakımdan belli bir değeri aşamaz; parça kalınlığı ve ısı iletim katsayısı ile sınırlıdır. Öte yandan yüksek soğuma hızının, iç ve dış kısımlar arasında doğacak sıcaklık farklarından ötürü, çarpılma veya çatlamaya yol açabileceği unutulmamalıdır. Söz konusu ısı gerilmelere, özellikle martenzit oluşumu dolayısıyla dönüşüm gerilmeleri de ekleniyorsa, soğuma hızının dönüşüm sıcaklıklarında mümkün olduğu kadar düşük tutulması gerekir.

4.5.3. Tav işlemleri(kararlı dengeye yakın durumlar)

4.5.3.1. 1.Tür Tav işlemleri

Yayınma Tavı(Homojenleştirme)

Birincil kristalleşmeden gelen kimyasal bileşim farklarını (mikro segregasyon) gidermek için yapılır. Böylece ikincil kristalleşmede (örneğin sıcak şekil vermede) ortaya çıkabilecek bantlı içyapı ve bunun özelliklere etkisi de önlenmiş olur.

Yayınma yoluyla derişikliğin dengelenmesi ancak mikro ölçekte olmak üzere çok yüksek sıcaklık (1100°C - 1300°C) ve çok uzun sürede (yaklaşık 50 h) gerçekleşir. Bu nedenle pahalı ve makro segregasyonu gideremeyen bir işlemdir. Artan sıcaklık yüksek enerjili tane sınırlarını ve dolayısıyla tane sayısını azalttığından, homojenleştirme genellikle aşırı tane irileşmesine yol açar.

Hadde ürünlerinin başlangıç malzemesi olan ingotlar tav çukurlarında bir tür yayınma tavı görür. Çeliğin kalitesi açısından böyle bir işlem zorunluysa, bunun ingot aşamasında yapılması uygun olur. Çünkü yöntemin olumsuz yan etkileri (tufal oluşumu, tane irileşmesi) daha sonra haddeme ile ortadan kalır.

Malzemede gevrekleştirici katışkılardan çözünabilir olanları, homojenleştirme sırasında tane sınırlarından tane içlerine doğru yayılır. Çözünmeyen bileşikler (karbürler, oksitler, nitrürler) ise küresel bir biçim alırlar. Böylece bazı çeliklerin mekanik özellikleri iyileşebilir. Örneğin çoğunlukla (alaşım) çelik döküm parçalara normalleştirmeden önce yayınma tavı uygulanması çentik darbe tokluğunu yükseltir.

Tane irileştirme Tavı

Düşük karbonlu çeliklerde talaşlı işlemeyi kolaylaştırmak amacıyla, gevrek ve kaba taneli bir içyapının elde edilmesi talaşın sürekliliğini engeller. Bu durumda malzeme "sıvanmaz" ve özellikle kısa kırılıcı talaş verdiğinden otomat tezgâhlarında işlenebilir.

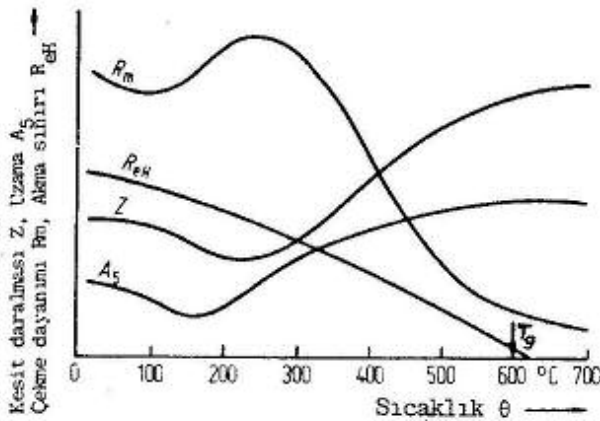
Tav sıcaklığı çeliğin üretim yöntemi ile oksit giderme ürünlerinin miktar ve türlerine bağlı olarak 950°C ilâ 1100°C arasında seçilir. Alt dönüşüm noktası A_{r1} 'e kadar yavaş olması gereken soğutma daha sonra hızlı yapılabilir. Yüksek sıcaklıktan ötürü pahalı sayılan tane irileştirme tavı, tokluk değerlerini de düşürdüğünden seyrek uygulanır.

Gerilme Giderme Tavı

Üniform olmayan ısıtma/soğutma (döküm,kaynak,sertleştirme), üniform olmayan şekil değişimi (eğme,soğuk şekil verme),talaşlı işleme (frezeleme,planyalama,tornalama v.b.) ve dönüşüm olayları sırasında parça içinde gerilmeler doğar.Bunlar beklenmeyen biçim değişimlerine (çarpılma) ve/veya malzeme ayrılma-larına (çatlama) yol açabilir. Gerilme giderme tavı öncelikle kaynak konstrüksiyonları ile iç ve dış kısımlar arasındaki küçük sıcaklık farklarının önemli gerilmelere neden olduğu kalın parçalara uygulanır.Çatlama tehlikesi varsa gerilmeyi yaratan olaydan hemen sonra tavlama yapılmalıdır.işlem genel olarak makro gerilmelerin azaltılmasını amaçlar. Bu arada dönüşüm (sertleşme) mikro gerilmeleri de ortadan kalkabilir.

Dayanım özelliklerinde önemli değişikliklere yol açmamak için, tav sıcaklığı alt dönüşüm sıcaklığı A_1 'den, ıslah edilmiş çeliklerde ise menevişleme sıcaklığından düşük tutulmalıdır.Malzemenin kimyasal bileşimine göre alaşımsız ve az alaşımlı çeliklerde çoğunlukla 580°C ilâ 650°C arasında seçilir.

Yöntemin etkinliği artan sıcaklıkla akma sınırının düşme-sine bağlıdır(Şekil 4.26). Tav sıcaklığında (T) akma veya



Şekil 4.26-Çeliklerde çekme özelliklerinin sıcaklıkla değişimi

sürünme sınırı çok küçük olduğundan,iç gerilmeler kolayca plastik şekil değişimine yol açıp,söz konusu sınırların düzeyine inerler*.Eşdağılım göstermeyen makro gerilmelerin ortadan kalkması da yeni çarpılmalara neden olabileceğinden,parça son boyutlarına işlenmeden gerilme giderme tavına tâbi tutulur.

İşlemin başarılı sonuç vermesi için soğutmanın yavaş yapılması zorunludur.Aksi halde sıcaklık farklarından ötürü parçada iç gerilmeler yeniden

oluşabilir.Aynı nedenlerle ısıtmanın da yavaş yapılması gerekir.Özellikle yüksek iç gerilmelerin bulunduğu parçalarda ve gevrek malzemelerde bu noktaya çok dikkat edilmelidir.

Yeniden Kristalleştirme Tavı

Soğuk şekil verme sonucu pekleşen malzemenin özelliklerini (yüksek dayanım,düşük süneklik ve tokluk)başlangıç durumuna getirmeyi amaçlar.Birçok uygulamada örneğin derin çekmede ara tav olarak da yapılır.Böylece daha sonraki şekil verme kademeleri için gerekli süneklik malzemeye tekrar kazandırılır. İşlem şekil değiştirme oranı ile diğer etkenlere bağlı olarak (bk.1.4.2), 500°C 'ın üzerindeki sıcaklıklarda ve çoğunlukla 600°C - 700°C dolayında gerçekleştirilir.

*)İç gerilmelerin karşılığı olan şekil değişimlerinde elastik pay azaldığı için

Söz konusu ısıtıl işlem sonunda *içyapı yeniden kristalleşir*. Oluşan eşeksenli taneler daha önce şekil değişimi yönünde uzamış olanların yerini alır. Bu sırada dislokasyon yoğunluğunun azalmasıyla da malzeme başlangıç sünekliğine kavuşur.

Mekanik özellikler açısından genellikle tane irileşmesi istenmediğinden, kritik oranlarda ($C \leq 0,2$ olan çeliklerde %5-15) soğuk şekil değiştirmiş parçalara yeniden kristalleştirme yerine normalleştirme tavlı uygulanır. Bunun dışında aşağıdaki nedenlerle böyle bir yola gidilmez.

-Yeniden kristalleştirme tavlı normalleştirmeye göre, özellikle az karbonlu çeliklerde oldukça *alçak sıcaklıklarda* yapılır ve dolayısıyla ekonomiktir. En başta ince saçlar için sorun yaratan tufal oluşumu çok daha azdır.

-Düşük sıcaklık dolayısıyla parçalar *biçimlerini* daha iyi korurlar. Normalleştirmede ise özellikle ince etli büyük parçaların yüksek sıcaklık etkisiyle kendiliğinden şekil değiştirmelerine karşı önlem alınması, örneğin destek kullanma gerekebilir.

Özet olarak, yeniden kristalleştirmede şekil değişimi oranı, tav süresi ve tav sıcaklığı birbirine uygun seçilmelidir; aksi halde tane irileşmesi tehlikesi vardır. İnce taneli bir içyapı elde edilebilmesi için işlem, kritik şekil değişimi oranının oldukça üzerinde soğuk şekillendirilmiş parçalara uygulanmalıdır.

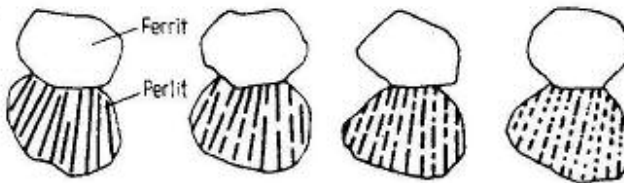
Yüksek alaşımlı ferritik ve ostenitik çelikler gibi dönüşüm göstermeyen malzemelerde, taneleri ısıtıl işlemle küçültmek için tek yöntem, yeterli soğuk şekil değiştirmeyi izleyen yeniden kristalleştirme tavidir.

4.5.3.2. 2. Tür Tav İşlemleri

Yumuşatma Tavlı (Küreleştirme)

$C \geq 0,4$ olan çeliklerde talaşlı işlenmeye uygun en yumuşak içyapının elde edilmesini sağlar. Daha düşük karbonlu çeliklerde ise aşırı yumuşama nedeniyle, özellikle delme sırasında "sıvanma" eğilimi görüldüğünden, talaşlı imalatı kolaylaştırmak için yumuşatma yerine tane irileştirme tavlına başvurulur.

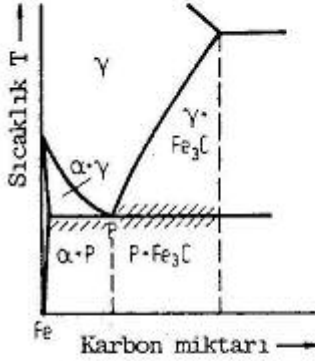
A_{C1} 'in hemen altında (bazen üzerinde) veya her iki yönde salınım şeklinde değişen sıcaklıklarda yapılan tavlama ve daha sonra yavaş soğutma ile lamelli perlit, taneli bir biçim alır (denge durumu). Yani yüksek yüzey enerjili sementit lamelleri, anılan sıcaklıklarda uzun süre ($\sim 100h$) bekletme sonucu ferrit içinde çözünüp bölünerek (Şekil 4.27), düşük yüzey enerjili kürecikler halinde oluşurlar. Genelde ferritik



Şekil 4.27- Yumuşatma tavlama sırasında sementit lamellerinin bölünmesi (şematik)

ana kütleyle dağılmış karbür parçacıkları diye tanımlanabilecek bu içyapının benzerlerine ıslah işlemleriyle de ulaşılır.

A_{C1} sıcaklığının, ostenit dönüşümünü minimum düzeyde tutmak üzere, dar bir zaman aralığı için aşılması, sementit lamellerinin küreleşmesini kolaylaştırarak tav süresini kısaltır. Ayrıca sıcaklığa A_{C1} etrafında salınım yaptırılması da olayı belirgin ölçüde hızlandırır. Ötektoidüstü çeliklerin zor çözünen sementit ağı ancak bu yöntemlerle parçalanabilir. Ötektoidaltı çeliklerde ise, ferrit tane sınırlarında karbür çökmesiyle tokluğun azalmasını önlemek üzere, A_{C1} sıcaklığının hemen altında kalınmalıdır (Şekil 4.28).



Şekil 4.28-Yumuşatma tavi sıcaklıklarının DKD üzerinde gösterilişi

Çeliğe uygulanacak sertleştirme işlemine küreleştirilmiş bir içyapıyla başlamak, özellikle ötektoidüstü çeliklerde başarılı sonuç alınmasını kolaylaştırır. Ancak pratikte kısa süreli yani daha ekonomik olması nedeniyle çoğu kez normalleştirme tavi ile yetinilir.

Normalleştirme Tavi

Küçük ve eşeksenli tanelerden oluşan ferritik - perlitik uniform bir içyapıya ulaşılmasını amaçlar. Dönüşüm gösteren çeliklerde herhangi bir içyapıyı her zaman bu duruma getirebildiği için "normalleştirme" diye anılan işlem, örneğin

- Soğuk şekil verme (uzamış taneler)
- Döküm (WIDMANNSTAETEN içyapısı, bk. 4.5.4.2),
- Sıcak haddeleme (bantlı içyapı),
- Kaynak (değişik tane büyüklüğünde hadde ve döküm içyapıları yanyana),
- Yayınma tavi (irileşmiş taneler)

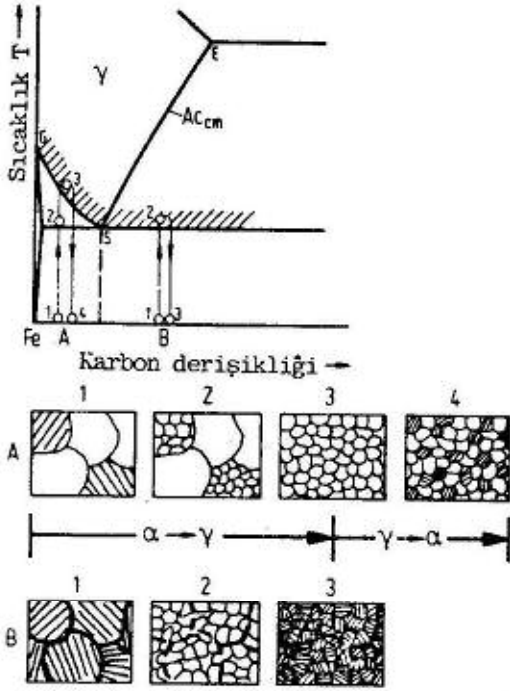
gibi üretim aşamalarından sonra uygulanır. Elde edilen "normal içyapı" mekanik özelliklerde tokluğu artırıcı yönde iyileşme sağlar*.

Normalleştirmede ötektoidaltı çelikler A_{C3} sıcaklıklarının 30°C ilâ 50°C üzerinde tavlânır. Isıtma hızı parça şeklinin izin verdiği kadar yüksek olmalıdır. Böylece tam çözünemeyen sementit lamelleri ince taneli γ - katı çözeltisi oluşumu için çekirdek görevini üstlenirler (Şekil 4.29 A, 2 ve 3). Parçanın büyüklüğüne ve bileşimine göre soğutma durgun havada veya basınçlı hava ile gerçekleştirilerek, ince taneli ferritik-perlitik içyapı elde edilir (Şekil 4.29 A, 4). Görüldüğü gibi ısıtma işlemi birbirini izleyen $\alpha - \gamma - \alpha$ dönüşümlerinden meydana gelir ve tanelerde tümüyle yeniden oluşum söz konusudur.

İşlemin başarılı olabilmesi için

- Aşırı ısıtma (tav sıcaklığının A_{C3} 'ün çok üzerine çıkması),

*) "Normalizasyon" işlemi, "normalize" çelik deyimleri de kullanılmaktadır.



Şekil 4.29-Normalleştirmede tav sıcaklıklarının DKD üzerinde gösterilişi ve oluşan içyapılar (şematik)

mesi, daha sonra sertleştirme tehlikesini azaltır.

Pahalı, tufal oluşturun ve ince etli büyük parçaların fırın içinde desteklenmesini gerektiren normalleştirme tava, bu nedenlerle sadece konstrüksiyonun güvenliği açısından zorunlu ise yapılır. Ancak çelik döküm parçalarda gevrek içyapıyı (WIDMANNSTÄTTEN) yok etmek için bu işleme hemen her zaman başvurulur. Isıl işlem sonucu oluşan ince taneli içyapı özellikle vurma tokluğu bakımından üstündür. Büyük dövme parçalar ve hadde ürünleri de yavaş soğumaları nedeniyle iri taneli olduklarından normalleştirilirler. Ayrıca buhar kazanları, basınçlı kaplar vb. için belirli et kalınlıklarının üzerinde (örneğin $s > 30$ mm), normalleştirme tava uygulanmasını Teknik Gözetim Örgütü zorunlu kılmaktadır.

4.5.4. Sertleştirme (kararlı olmayan durumlar)

4.5.4.1. Hızlı Soğumanın Etkisi

Çeliklerde içyapı ve dönüşüm sıcaklıklarının Fe-Fe₃C diyagramına tam uyması ancak yavaş soğuma halinde mümkündür. Uygulamada ise çoğunlukla yüksek soğuma hızı ve kuvvetli aşırı soğuma nedeniyle $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümü daha alçak sıcaklıklarda gerçekleşir. Dolayısıyla elde edilen içyapı büyük ölçüde dönüşüm sıcaklığına yani karbonun (ve diğer alaşım elementlerinin) yayılma koşullarına bağlı olur. Söz konusu sıcaklık düşüktüğü karbon atomlarının hareketliliği azalır; öncelikle karbürlerin (Fe₃C) biçim, büyüklük ve dağılımları değişir. Alaşım

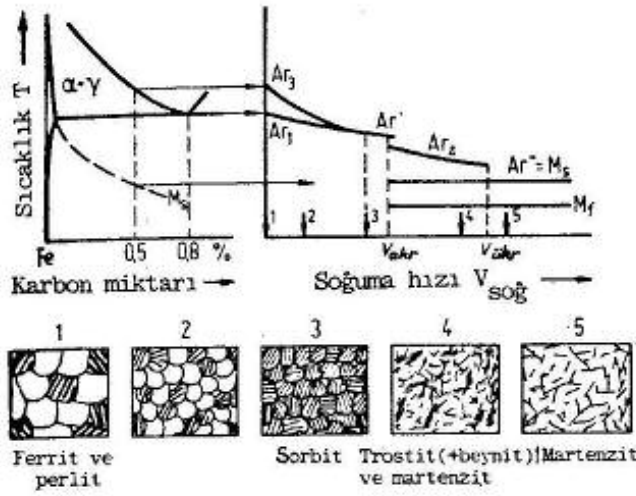
-Aşırı tutma (belirlenen uygun sürenin aşılması) önlenmelidir.

Her iki durumda da tane irileşmesi tehlikesi vardır. İri taneli ostenitten oluşan ferritik-perlitik içyapı da iri taneli olur.

Ötektoid üstü çelikler ise, tane irileşmesine ve kalın parçalarda yavaş soğumadan ötürü sürekli sementit ağı oluşumuna yol açmamak için A_{cm} yerine A_{c1} ' in yaklaşık 50°C üzerindeki sıcaklıklarda tavlınırlar. Böylece perlit, ince taneli ostenite dönüşür ve tane sınırlarındaki kırılğan sementit ağı parçalanır (Şekil 4.29 B, 2). Soğuma sonrasında ince taneli perlitik bir içyapı elde edilir.

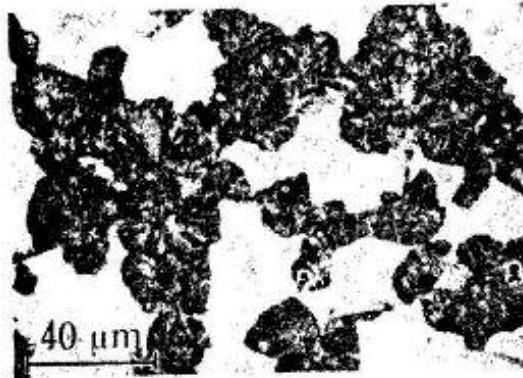
Ötektoid üstü takım çeliklerinden üretilmiş karmaşık biçimli parçaların normalleştirilmesinde çarpılma ve çatlama

elementleri de karbonun yayılması yanında ferrit oluşumu için gerekli olan demirin özyayınmasını, ayrıca dönüşüm süresive dolayısıyla dönüşüm içyapısını etkilerler.



Şekil 4.30-Alaşımsız bir çelikte(%0,5C) soğuma hızının dönüşüm sıcaklıklarına ve içyapılara etkisi

sürekliliği kaybolur ve yeni içyapılar ortaya çıkar. Ostenitin bir bölümünden, soğuma hızına göre belirli bir A_{r3} sıcaklığının altında trostit ve beynit (bk.4.5.4.3) oluşur. Geriye kalan ostenit de soğuma hızı ile değişmeyen $A_{r'}=M_s$ sıcaklığında martenzit'e dönüşmeye başlar. Böylece malzeme bileşimine bağlı bir alt kritik soğuma hızının (v_{akr}) aşılması halinde görülen martenzit oluşumu M_s sıcaklığında tamamlanır. Üst kritik soğuma hızının ($v_{ükr}$) üzerinde ise A_{r3} dönüşümü gerçekleşemediğinden yalnız martenzit meydana gelir.



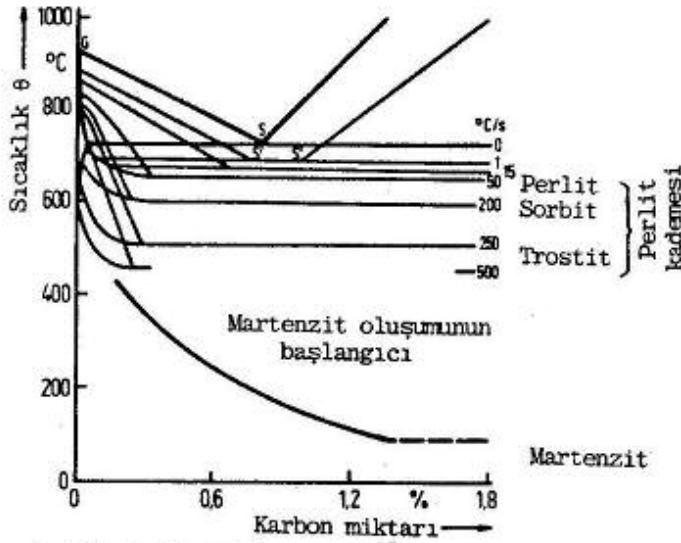
Şekil 4.31-42 CrMo 4 çeliğinde trostitik-martenzitik içyapı: Trostit rozetleri(koyu bölgeler)ve martenzit(açık zemin)

şını denge diyagramı ile birlikte vermektedir. Çok düşük soğuma hızlarında dahi (10C/s) perlit noktası S açılır (S' ve S''); yani %100 perlit elde edilen bölge genişler. Aynı şekilde hızlı soğumada ötektoid öncesi sementit ayrışması (150C/s'den sonra)

Şekil 4.30 da yaklaşık %0,5 C içeren alaşımsız bir çelikte dönüşüm sıcaklıkları ve içyapıların soğuma hızına bağlı olarak değişimi görülmektedir. Artan soğuma hızı ile birlikte A_{r3} , A_{r1} 'den çok daha hızlı düşer. Böylece A_{r3} ve A_{r1} eğrilerinin birleşmesiyle ($A_{r'}$), aşırı soğumuş ostenit (ötektoid çeliğe benzer şekilde) doğrudan çok ince lamelli perlit (sorbit) dönüşür (Şekil 4.30, içyapı 3). Soğuma hızı daha da artırılırsa bazı kritik değerler için eğrinin

Trostit en ince lamelli perlit'tir. Geçmişte yetersiz kalan mikroskoplarla lamelleri seçilemediği için sorbit ve trostit adlarıyla perlitte ayırt edilen içyapılar, günümüzde genellikle "ince perlit" diye tanımlanmaktadır. Trostit çeşitli oranlarda olmak üzere martenzit, beynit gibi diğer içyapı bileşenleriyle birlikte ve çoğu kez rozet biçiminde oluşur (Şekil 4.31).

Hızlı soğumada bütün Fe-C alaşımlarının dönüşüm sıcaklıklarında benzer değişim olur. Şekil 4.32 sözü edilen aşırı soğuma davranı-



Şekil 4.32-Saf Fe-C alaşımlarında dönüşüm noktalarının soğuma hızına bağlı olarak ötelenmesi (WEVER ve ROSE'ye göre)

4.5.4.2. Perlit Kademesinde Dönüşüm

Ostenitin bu tür dönüşümü ile ferrit ve sementit lamellerinden oluşan bir içyapı elde edilir. Her iki faz için de gerek çekirdeklenme gerek tane büyümesi, karbon ve demirin (ve diğer alaşım elementlerinin) yayınması ile gerçekleşir. Soğuma hızının artması yayınma süresini sınırlar; yani atomların gidebilecekleri yol kısalır. Lamel genişliği azalarak ince veya çok ince lamelli perlitik bir içyapı (sorbit, trostit) ortaya çıkar. Lamellerarası uzaklık ne kadar küçükse, içyapıda karbonun (daha doğrusu Fe_3C 'nin) dağılımı o kadar homojen olur. Bu nedenle sertlik ve dayanım değerleri de artar:

İçyapı	Sertlik
Perlit	180 HV
Sorbit	250 HV
Trostit	400 HV

Ötektoid öncesi fazların (Ferrit ve sementit) ayrışması normal olarak tane sınırlarında, yani yüzey enerjisinin yüksek olduğu "kusurlu" bölgelerde başlar.

Ancak aşağıdaki özel durumlarda ötektoid öncesi ferrit ostenit tanesi içinde de belirli

atom düzlemleri boyunca levha şeklinde oluşur.

- iri taneli çelikler (çekirdek görevi yapan tane sınırlarının toplamı azdır)
- yüksek ostenitleme sıcaklıklarından hızlı soğuma (iri taneli ostenitin oluşumu kolaylaşır)

Söz konusu WIDMANNSTÄTTEN içyapısı

- dökme çelikler ve
- kaynak bağlantılarının bazı bölgeleri (Şekil 4.33) için karakteristiktir.

tümüyle, ötektoid öncesi ferrit ayrışması ise karbon oranı %0,25'den fazla olan alaşımlarda ortadan kalkar. Bu değerler açıklanan biçimde sadece saf (iki elementli) Fe-C alaşımları için geçerlidir.

Aşırı soğumuş ostenit üç temel sıcaklık kademesinde dönüşüme uğrar:

- perlit kademesi
- beynit kademesi
- martenzit kademesi

Bunların herbirinde yayınma koşullarının çok farklı olması değişik içyapılara yol açar.



Şekil 4.33-WIDMANNSTAETTEN iç-yapısı, bir kaynak bağlantısının iri tane bölgesi

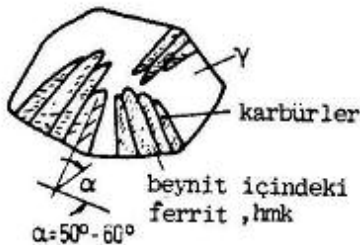
mir yayınamaz; karbon yayınması ise oldukça güçleşir. Bu koşullar altında oluşan ve ayrıntıları çoğunlukla elektron mikroskopuyla seçilebilen beynit başlıca iki gruba ayrılır:

- iğneli beynit
- taneli beynit.

Genelde ferrit içine gömülmüş karbür parçacıkları diye tanımlanabilecek bu içyapılardan birincisi sürekli soğuma veya sabit sıcaklıkta dönüşüm ile (bk.4.5.5.2), ikincisi ise sadece sürekli soğuma sonucu elde edilebilir.

Martenzite benzer bir mekanizmayla oluşan ferrit levhaları metalografik kesitte iğne biçiminde görünür. Karbür büyüklüğü ostenitin dönüşüm sıcaklığına göre kabadan çok inceye kadar değişir. Böylece iğneli beynitin ince(alt) ve kaba (üst) türleri ortaya çıkar.

İnce beynit, söz konusu kademenin alt kısmında, yani M_s -sıcaklığının hemen üstünde oluşur. Ostenit tane sınırlarından içeriye doğru olmak üzere, karbonca aşırı doymuş ferrit levhaları büyümeye başlar. Düşük sıcaklıktaki ostenitte hemen hemen tümüyle durmuş olan karbon yayınması, hmk α -kafesine dönüşümden sonra tekrar başlayabilir (bk.4.1.1). Zorunlu çözünmüş durumdaki karbon atomlarının α -kafesinden ayrılmasıyla meydana gelen çok ince karbürler, iğnelerin eksenine ile karakteristik bir açı (50° ila 60°) yaparlar (Şekil 4.34). Optik



Şekil 4.34-İnce beynit oluşumu (çok basitleştirilmiş)

nellikle iğne doğrultusunda büyür ve kesikli olarak dizilir

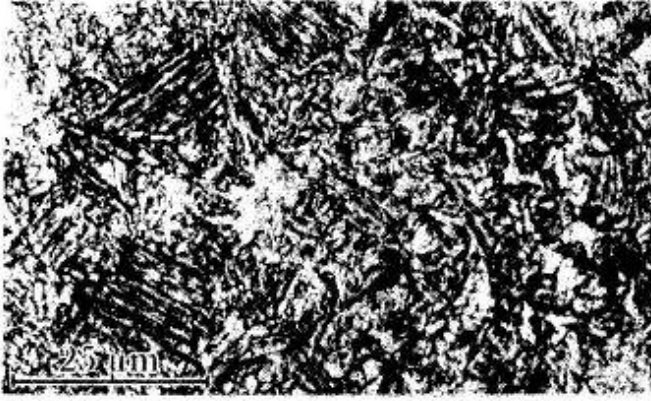
Böyle bir içyapıda yumuşak ferrit levhaları ile sert perlit kolonileri iyice birbiri içine girdiğinden, malzeme varolandan daha çok perlit içeriyormuş gibi davranır; yani aynı kimyasal bileşime ve içinde perlit adacıkları bulunan ferritik içyapıya sahip bir çelikten daha sert ve gevrek olur.

4.5.4.3. Beynit Kademesinde Dönüşüm

Perlit ve martenzit kademeleri arasındaki sıcaklık alanında de-

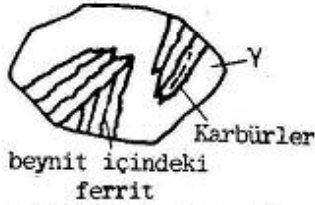
mikroskopun verdiği görüntüde (Şekil 4.35) seçilemeyen bu ayrıntılar ancak elektron mikroskopisi yardımıyla görülebilir. Karbürlerin ince dağılımı üstün dayanım ve tokluk özelliklerine erişilmesini sağlar.

Kaba beynit dönüşüm kademesinin üst kısmında oluşur. Yayınma bir ölçüde kolaylaştığı için, ayrılan karbür parçacıkları ge-



Şekil 4.35- İnce beynit,
400°C sabit sıcaklıkta elde
edilmiş (37 MnSi 5)
Sertlik: 375 HV1,
Çentik vurma işi (20°C):
 $A_v(ISO-V) = 35 J$

(Şekil 4.36). Metal mikroskobundaki görünümü Şekil 4.37 de verilen böyle bir içyapı kolaylıkla perlitte karıştırılabilir. Karbürlerin irileşmesi nedeniyle mekanik özellikleri ince beynitinkine kadar iyi değildir.



Şekil 4.36-Kaba beynit oluşumu
(çok basitleştirilmiş)

Taneli beynit koşullara bağlı olarak sadece sürekli soğuma sonucu ortaya çıkabilir. Ferrit ve karbür bileşenlerinin düzeni belirli bir kurala uymaz (Şekil 4.38).

Beynitik içyapı alaşımlı çelikler için karakteristiktir. Alaşımsız çeliklerde ise önemli oranda elde edilebilmesi sabit sıcaklık dönüşümünü gerektirir; sürekli soğuma sonucu ancak az miktarda oluşabilir ve tanınması güçtür.

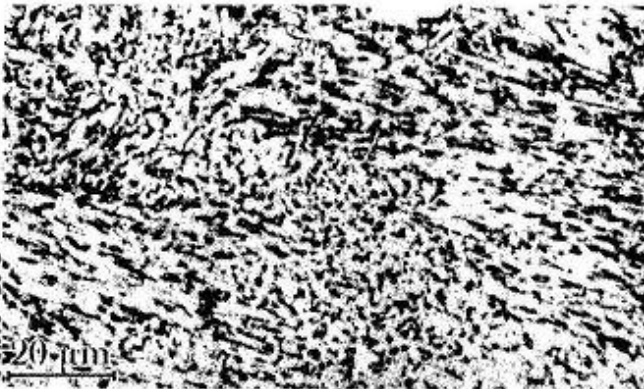


Şekil 4.37-Bir kaynak dikişinin iri taneli bölgesinde kaba beynit (niyobyumlu ince taneli yapı çeliği)

4.5.4.4. Martenzit Kademesinde Dönüşüm

Kritik soğuma hızı aşılsa, ostenit M_s -sıcaklığının ($=A_r$), Şekil 4.30) altında martenzite dönüşür. Şekil 4.30'dan görüldüğü üzere,

- soğuma hızının ($v_{soğ}$), alt kritik soğuma hızına (v_{akr}) erişmesiyle martenzit oluşumu başlar,

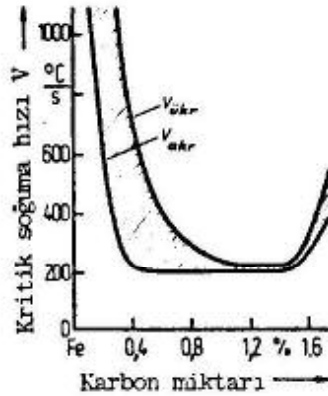


Şekil 4.38-10CrMo910 çeliğinin kaynak bağlantısında kaynak metalinin taneli beynit yapısı (üst paso)

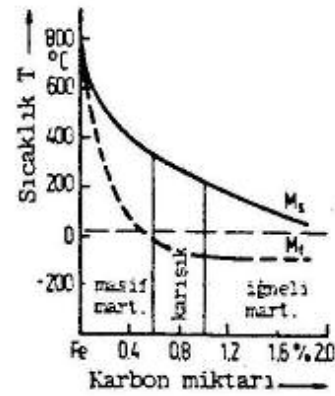
- soğuma hızı ($v_{soğ}$) üst kritik soğuma hızından ($v_{ükr}$) daha büyükse içyapıda sadece martenzit vardır (ancak M_f sıcaklığına inilmezse bir miktar artık ostenit de bulunur).

Yayınmasız ve çok hızlı olan martenzit oluşumunda (Bk.1.3.4.1), ostenitte çözülmüş olan karbon miktarının artmasıyla,

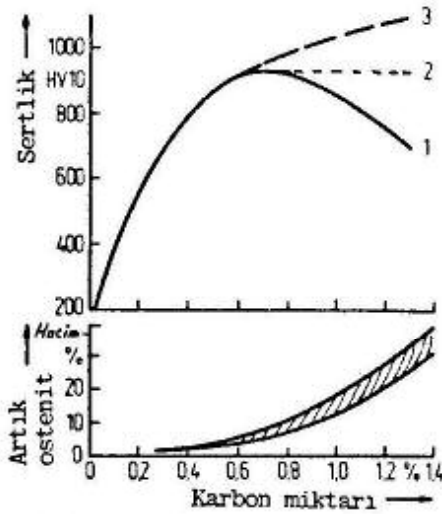
- kritik soğuma hızı azalır (Şekil 4.39),
- dönüşüm başlangıç ve sonu (M_s, M_f) daha düşük sıcaklıklara ötelenir (Şekil 4.40),
- böylece artık ostenit oranı yükselebilir (Şekil 4.41).



Şekil 4.39-Saf Fe-C alaşımlarında kritik soğuma hızının karbon miktarı ile değişimi (HOUDREMONT'a göre)



Şekil 4.40-Saf Fe-C alaşımlarında martenzit sıcaklığının ve türlerinin karbon miktarı ile değişimi (ECKSTEIN'e göre)



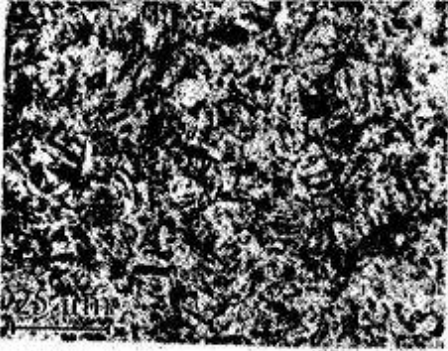
Şekil 4.41-Saf Fe-C alaşımlarında karbon miktarının en büyük sertlik değeri ve artık ostenit oranına etkisi ($v_{soğ} > v_{ükr}$)

- 1: γ -alanından 0°C 'ye soğutma (art.ost. çok olabilir)
- 2: $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ alanında $\sim A_1$ 'den 0°C 'ye soğ. (ost.karbonu $\sim 0,8$; art.ost. az)
- 3: γ -alanından $M_f < 0^\circ\text{C}$ 'ye soğutma (art.ost. yok; %100 mart.)

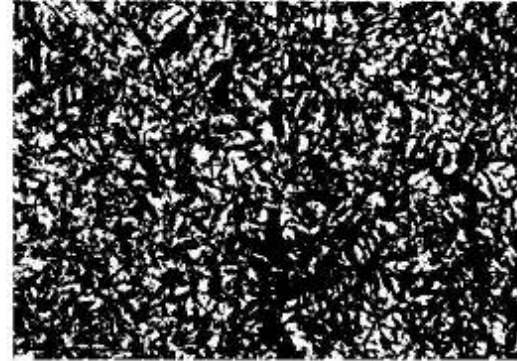
Şekil 4.39'a göre küçük C oranlarında V kritik soğuma hızına ulaşmak, pratik açıdan olanaksız denebilecek kadar güçtür. Bu nedenle martenzitik dönüşüm sonucu sertleşebilir alaşımsız çeliklerde karbon en az $0,2-0,25$ olmalıdır.

Artık osteniti de dikkate alarak, karbon miktarının dönüşüm sertleşmesine etkisi Şekil 4.41'de verilmiştir. $0,5$ ila $0,6$ C'dan sonra $M_f < 0^\circ\text{C}$ sıcaklıklarının altına inilmediği sürece artık ostenit giderek fazlalaşır. Karbon oranıyla artması (3) gereken sertlik, yumuşak ostenitten ötürü gösterdiği düşmeyi sürdürür (1) veya yaklaşık olarak sabit kalır (2).

Karbon ve alaşım elementleri martenzitin mikroyapısını da belirler (şekil 4.40). $C < \% 0,5$ ve alaşım elementlerinin az olması halinde masif martenzit (şekil 4.42), $C \geq 1$ 'in üzerinde ise iğneli martenzit oluşur (şekil 4.43).



şekil 4.42- Masif veya lata martenzit (37MnSi5)



şekil 4.43- İğneli veya levha martenzit

Özetlenecek olursa, soğuma hızına göre çeşitli içyapıların ortaya çıkışı, anılan dönüşüm kademelerinde yayınmanın farklı olmasından kaynaklanmaktadır:

- *Perlit kademesi*

Karbon ve demir kolaylıkla yayınır, iri karbürler oluşur.

- *Beynit kademesi*

Sadece karbon yayınabilir ince ve çok ince karbürler oluşur.

- *Martenzit kademesi*

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

4.5.5. Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm (ZSD) Diyagramları

Ostenit dönüşümü sırasında görülen ve öncelikle dönüşüm ürününün (perlit-sorbit-trostit-beynit-martenzit) özelliklerini belirleyen çok yönlü olayların irdelenmesinde, denge durumunda geçerli olan demir-karbon diyagramından yararlanılamaz. şekil 4.30 ve 4.32 ise ostenit dönüşümünün artan soğuma hızından etkilendiğini göstermekte, ancak zamanla ilişkisini açıkça içermemektedirler. Oysa

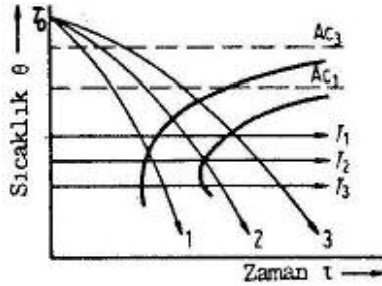
- üretim ve/veya daha sonraki ısıtım işlem aşamasında demir-karbon diyagramındaki koşullara uygun olarak (çok yavaş) soğutulmayan teknik Fe-C alaşımlarının içyapılarını yorumlamak,
- ısıtım işlem yoluyla tekrarlanabilir özellik değişimleri elde etmek için bu ilişkinin bilinmesi gerekir.

Diğer bir deyişle varılan sonuçlarda, karbon ve alaşım elementleri yayınmasının sıcaklık ile zamana bağımlılığı (dönüşüm hızı) belirleyici rol oynar. Dolayısıyla ZSD-diyagramı

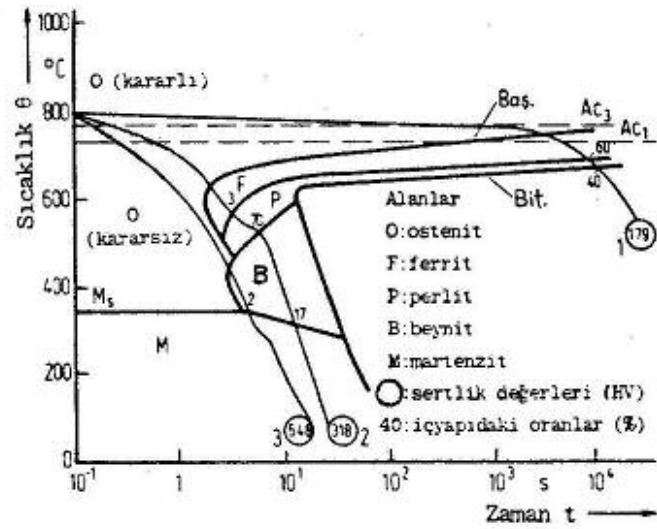
larında, dönüşüm olayları sıcaklık ve zamana bağlı olarak gösterilir. Olaylar bazen çok uzun sürebileceğinden zaman eksenini logaritmik bölümlüdür.

Uygulama gözönünde bulundurularak ostenit dönüşümü sürekli soğuma ve sabit sıcaklık durumlarında birbirinden ayrı olarak incelenir. Böylece bulunan ZSD-diyagram çifti, ele alınan belirli bileşimdeki çelik için geçerlidir. Bu diyagramları elde etmek üzere deney parçaları aynı ostenitleme sıcaklığına (Şekil 4.44, T_0) ısıtılarak,

- Öngörülen eğrilere (1,2,3 vb.) uygun biçimde sürekli soğutulur,
- ya da istenen sıcaklığa (T_1, T_2, T_3 vb.) hızla soğutulup, bu sabit sıcaklıkta "izotermik" dönüşüm tamamlanıncaya kadar tutulur.



Şekil 4.44-ZSD diyagramında T_1, T_2, T_3 : sabit sıcaklık. 1, 2, 3: sürekli soğuma dönüşümlerinin şematik gösterilişi (gerçekte her iki dönüşüm farklı diyagramlar verir)



Şekil 4.45-%0,45 C'lu alaşımsız bir çeliğin sürekli soğuma ZSD-diyagramı (Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle'den alınmıştır)

Ortaya çıkan içyapılar çoğunlukla metalografik, dönüşüm sıcaklıkları ise dilatometrik olarak saptanır. Örneğin perlit veya beynit oluşumuna ait başlama ve bitiş noktaları birleştirildiğinde, ostenitin farklı koşullardaki dönüşüm davranışı diyagram haline getirilmiş olur.

4.5.5.1. Sürekli Soğuma İçin ZSD-Diyagramları

Şekil 4.45 de yaklaşık % 0,45 karbonlu alaşımsız bir çeliğin sürekli soğuma ZSD-diyagramı ile üç ayrı şiddetteki soğuma eğrisi görülmektedir.

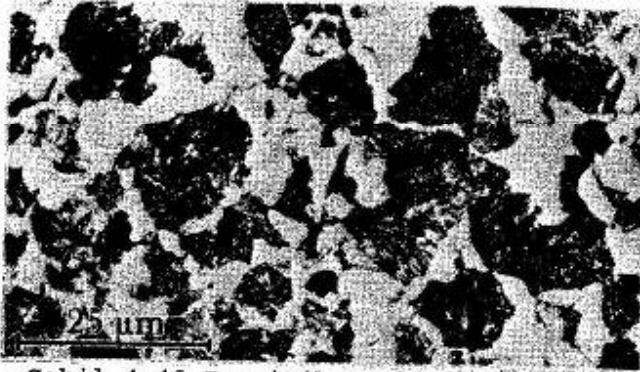
Ostenitleme sıcaklığından başlayarak sadece çizilen soğuma eğrileri doğrultusunda okunabilen bu diyagramlar, çeliği ostenit bölgesinden soğutarak yapılan bütün ısıtma işlemlerinin tasarlanmasında çok yararlıdırlar. Bunlardan dönüşüm davranışı dışında aşağıdaki önemli bilgiler de alınabilir:

- Değişik dönüşüm alanlarında oluşan içyapı bileşenlerinin miktarı (soğuma eğrisi ile alan alt sınırının kesim noktasında yüzde olarak),
- Elde edilen içyapının sertliği (soğuma eğrisinin sonunda HV veya HRC olarak).

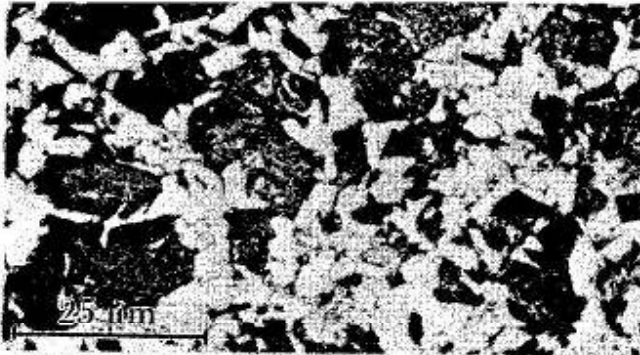
Örnekler (Şekil 4.45):

1. Soğuma Eğrisi (yavaş soğumayı temsil eder)

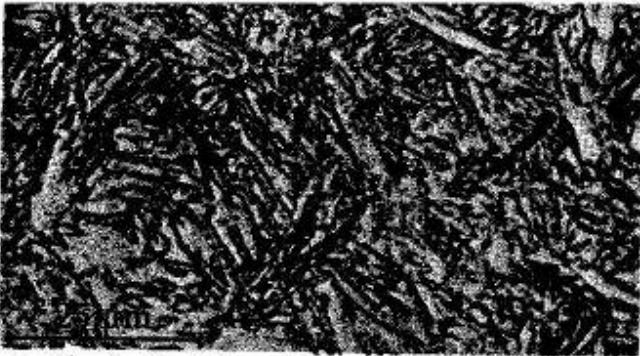
Dönüşüm 4×10^3 saniyelik bir süre sonunda ve 740°C da ferrit oluşumu ile başlar. Ostenitin %60'ı 10^4 s sonra sıcaklık 690°C 'a indiğinde ferrite, %40'ı da $1,25 \times 10^4$ s sonra sıcaklık 680°C 'a indiğinde perlite dönüşmüş olur. Elde edilen içyapının (Şekil 4.46) sertliği 179 HV'dir.



Şekil 4.46-Ferritik-perlitik içyapı



Şekil 4.47-Beynit ve martenzit içeren ferritik-perlitik içyapı



Şekil 4.48-Eser miktarda beynit içeren martenzitik içyapı

2. Soğuma Eğrisi (yağda soğumayı temsil eder)

Ostenit 1,5 s ve 635°C 'da önce ferrite(%3), daha sonra büyük oranda perlite (%70) dönüşür. Kalan ostenitten 525°C - 315°C arasında beynit(%17) ve M_s sıcaklığının altında da martenzit(%10) oluşur. Bu bileşenleri içeren içyapının (Şekil 4.47) sertliği 318 HV'ye yükselmiştir.

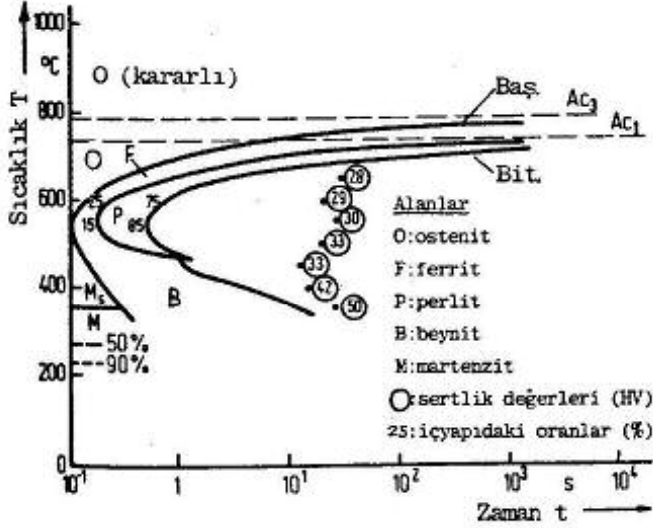
3. Soğuma Eğrisi (suda soğumayı temsil eder)

Ostenite yaklaşık üst kritik soğuma hızında su verilmiş olup, içyapıda %98 martenzit ve sadece %2 beynit bulunmaktadır (Şekil 4.48). Sertlik 548 HV'ye yükselmiştir.

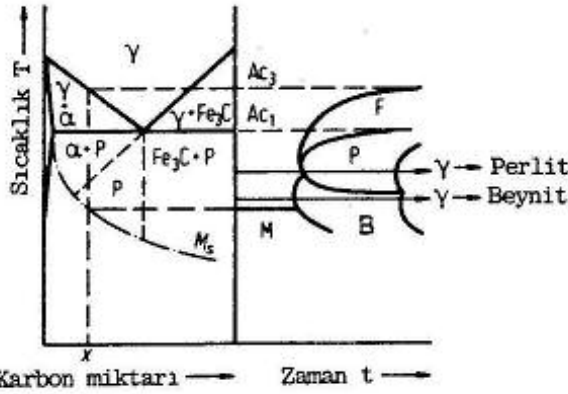
M_s - noktasının vakr ve vükr arasındaki soğuma hızlarında düşmesi, daha önceki ferrit, perlit ve beynit oluşumu nedeniyle, kalan ostenitin karbonca zenginleşmesinden ileri gelir. Kolayca görüleceği gibi, dönüşüm başlangıç eğrisinin daha uzun süre- lere ötelenmesi kritik soğuma hızını küçültür.

4.5.5.2. Sabit Sıcaklık (İzotermik) ZSD-Diyagramları

Ostenit bölgesine ısıtılan parça seçilen bir sıcaklığa hızla soğutulur, burada dönüşüm tamamlanıncaya kadar tutulur. Sürekli soğuma diyagramında olduğu gibi belirli bir bekleme süresinden sonra ostenit dönüşümü başlar (Şekil 4.49). Dönüşüm başlangıç eğrisi (Baş.) çoğunlukla karakteristik C-biçimindedir. Aşırı soğumanın küçük olması halinde dönüşüm eğilimi azdır (uzun bekleme süresi). Büyük aşırı soğumada ise bu eğilim kuvvetle artar. Ancak dönüşüm sıcaklığı düştükçe özellikle karbon atomlarının hareketliliği engellendiğinden bekleme süresi tekrar uzar. Bu iki ters etkinin yarattığı "burun" oluşumu, sürekli soğumadakinin daha belirgindir. Sağdaki eğri (Bit.) dönüşümün bitişini gösterir.



Şekil 4.49- Şekil 4.45'te verilen çeliğin sabit sıcaklık ZSD-diyagramı



Şekil 4.50- DKD ile izotermik ZSD-diyagramının karşılaştırılması (ROSE'ye göre)

İzotermik diyagram sadece dönüşümün türüne bağlı olarak zaman eksenine paralel doğrular boyunca (izotermik yönünde) okunabilir. Yani sürekli soğumanın tersine sabit sıcaklıkta dönüşüm, sıcaklığa göre tümüyle perlit veya beynit alanında olabilir. Şekil 4.50'deki şematik ZSD-diyagramında perlit ve beynit oluşumu için izotermikler çizilmiştir. Görüldüğü gibi çeliğin türü ne olursa olsun, % 100 beynit ancak sabit sıcaklık dönüşümleri ile elde edilebilir.

Şekil 4.50 de ayrıca DKD ile ZSD-diyagramı karşılaştırılmıştır. ZSD-diyagramındaki dönüşüm olayları DKD'ye yalnız Ac_1 , Ac_3 durak noktaları arasında benzemekte, artan aşırı soğuma ile DKD'de bulunmayan içyapılar (sorbit, trostit gibi ince perlit türleri ve beynit) ortaya çıkmaktadır.

İki ayrı tür ZSD-diyagramı arasında karakteristik bir bağlantı vardır. Sabit sıcaklık dönüşümünde aşırı soğuma etkisi -yani dönüşümün itici kuvveti- sürekli soğumadakininden daha büyüktür. Dolayısıyla dönüşüm eğrileri sürekli soğumada, sabit sıcaklık diyagramına göre daha uzun süre ve düşük sıcaklıklara ötelenmiş durumdadır.

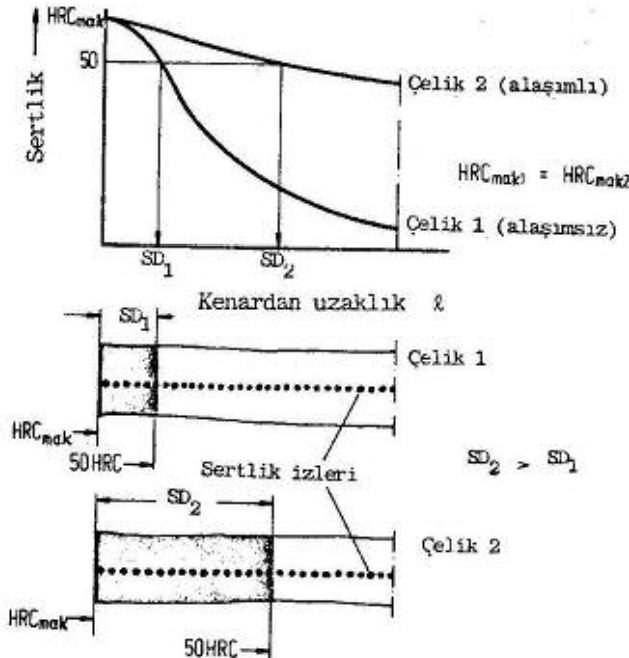
Alaşım elementleri katılmasıyla malzemenin dönüşüm davranışı yani bu diyagramların biçimi büyük ölçüde değişir (bk. 4.6.4).

4.5.6. Sertleştirme Yöntemleri

4.5.6.1. Temel Bilgiler, Kavramlar

DIN 17014'e göre *sertleştirme çeliklerin* A_3 veya A_1 üzerindeki bir sıcaklıktan, yüzeyde veya aynı zamanda kesitte önemli sertlik artışı sağlayacak bir hızla soğutulmasıdır (*suverme*). Böylece genellikle *martenzite dönüşen* içyapıda ferrit ve perlit oluşumu engellenir*.

Bir çeliğin *sertleşme davranışı* iki ayrı kavramı, yani hem erişilebilen *en büyük sertliği* hem de elde edilebilen *sertleşme derinliğini* kapsar. Martenzitik yapının ulaşabileceği en büyük sertlik öncelikle çeliğin karbon derişikliğine bağlıdır; diğer alaşım elementlerinin tür ve miktarı bu değeri pek etkilemez. *Sertleşme kabiliyeti* de denilen sertleşme derinliği (SD) ise, sertliğin öngörülen bir değeri aştığı kenar tabakasının kalınlığı olup, karbondan çok, alaşım elementleri miktarı ile belirlenir (Şekil 4.51).

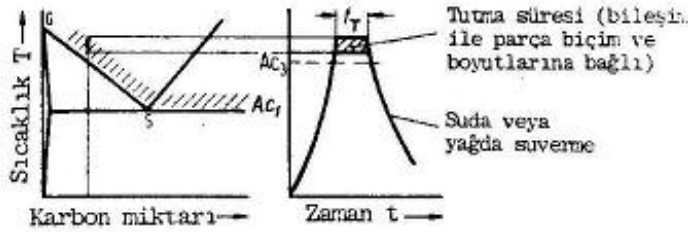


Alaşımız çeliklerde kritik soğuma hızının yüksek olmasından ötürü sertleşme derinliği azdır. Elde edilebilen martenzitik bölgenin kalınlığı yaklaşık 5 mm'yi geçemez. Dolayısıyla

Şekil 4.51- En büyük sertlik (HRC_{mak}) ile sertleşme derinliğinin (SD) şematik gösterimi (Her iki çeliğin karbon miktarları ve soğuma koşulları aynıdır. Yüzeyde $> V_{ükr}$ olan ancak parçanın içine doğru giderek azalan soğuma hızı, çeliklerin ZSD-diyagramları farklı olduğundan, değişik ölçüde sertlik düşüşüne yol açar).

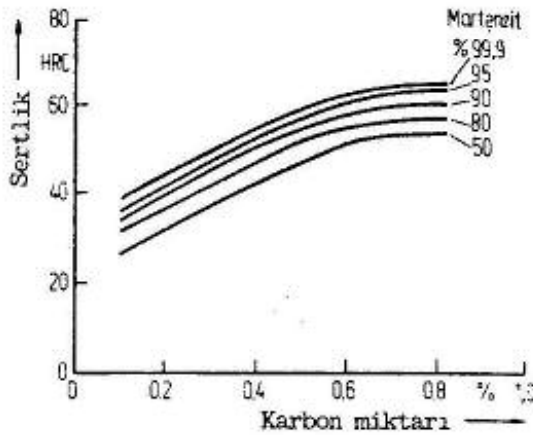
* Suverme genel olarak hızlı soğutma veya çelikler için sertleştirme (dönüşüm sertleştirme) anlamına da gelir.

bu malzemeler sıg sertleşme çelikleri olarak da adlandırılır.



Şekil 4.52- Çeliklerin sertleştirilme (suverilme) sıcaklıkları

tıkça, martenzitin yerini artan ölçüde diğer dönüşüm ürünleri alır. Şekil 4.53 böylece erişilebilen sertliğin karbon ve martenzit oranına göre değişimini göstermektedir. Bu sonuçların



Çizelge 4.53-Suverilmiş alaşımsız veya alaşımlı çeliklerde sertliğin C ve Martenzit oranıyla ilişkisi (BURNS, MOORE, ARCHER). %99,9 martenzit eğrisi Şekil 4.41'deki 3 numaralı eğrinin bir bölümü olup, sertlik farklı yöntemle ölçülmüştür.

Bazı takım çeliklerinde sertleşme davranışını iyileştirmek amacıyla kararlı karbürleri çözebilecek kadar yüksek ostenitleme sıcaklıklarına çıkılması ve uzun tutma süreleri sakınca yaratmaz. Çünkü alaşımlı çeliklerde tane büyüme tehlikesi, bunu engelleyen karbürler çözünmedikçe söz konusu değildir.

Aşırı ısınmaya karşı duyarsız yani tane büyüme eğilimi çok az olan ince taneli çelikler de geniş bir sıcaklık aralığında ostenitlenebilirler. Bununla birlikte küçük ostenit tanesinde perlit oluşumu kolaylaştığından, bu çeliklerde aynı martenzit oranı iri tanelilere göre ancak daha hızlı soğutmayla elde edilebilir.

Ötektoidaltı çeliklere A_{C3} 'ün 30°C - 50°C üzerindeki ostenitleme sıcaklıklarından suverilir (Şekil 4.52).

$v_{soğ} > v_{ükr}$ olmak üzere M_f sıcaklığının altına inildiğinde içyapı ≈ 100 martenzite dönüşür. Soğuma hızı üst kritik değerden azalarak uzaklaş-
elde edilebilmesi için, çelikte bulunabilecek bazı kararlı karbür parçacıklarının tümüyle çözünmesi gerekir. Aksi halde bunlar çekirdek görevi üstlenerek, suvermede perlit oluşumuna yol açtıkları gibi, martenzitin karbon miktarını da azaltırlar. Dolayısıyla işlemin başarıya ulaşmasında yeterli ostenitleme sıcaklığı ve süresinin sağlanması önemli rol oynar.

Ostenitleme sıcaklığı gereğinden yüksek seçilirse, tane irileşmesi meydana geleceğinden, soğuma sırasında yayınma güçleşir. Ostenitin perlite dönüşüm eğiliminin azalmasından ötürü çeliğin sertleşme kabiliyeti artar. Ancak martenzitin kaba taneli ve aşırı gevrek olması- na yol açtığı için bu yöntem pek uygulanmaz.

Tam ostenitleme gerçekleşmezse, yani sertleştirme sıcaklığı A_{C3} 'den düşükse, çözünmeyen ferrit sertleşmiş içyapıda yumuşak bölgelerin kalmasına neden olur; sertlik düşer ve eşdağılım göstermez. Yorulma dayanımı da önemli ölçüde azalır.

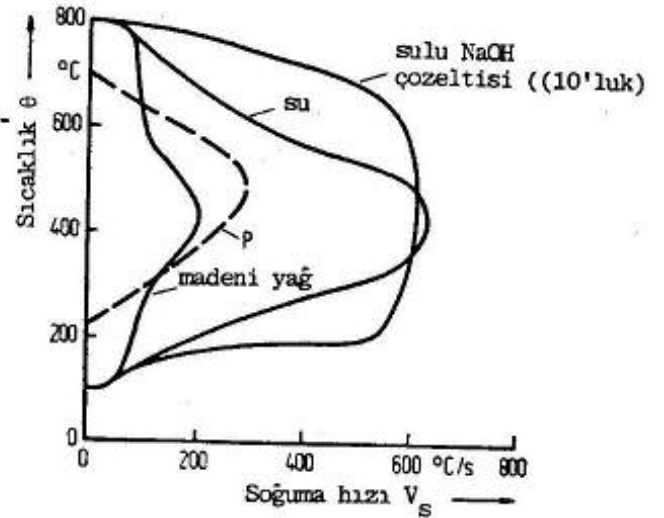
Ötektoidüstü bir çeliğin tam ostenitlenmesi için A_{Cm} sıcaklığının üzerine çıkılması (bk.Şekil 4.7), ostenitte çözünen karbon miktarını artırarak M_f sıcaklığını düşürür. Parçayı $0^{\circ}C$ 'in altına soğutma gibi önlemler alınmazsa, suverme sonucu içyapıda büyük miktarda artık ostenit ile karşılaşılır. Ayrıca yüksek tav sıcaklığı kaba taneli çok gevrek martenzit oluşumuna yol açar. Dolayısıyla ötektoidüstü çeliklere A_{C1} 'in hemen üzerinden suverilerek (Şekil 4.52), ince martenzit ve sertliği aynı düzeyde olan bir miktar sementit elde edilir. Böylece artık ostenit azaltıldığı gibi, gereksiz enerji tüketimine de yer verilmemiş olur.

Karbürlerin küresel dağıldığı bir içyapı (örneğin yumuşama tavi sonrası) sertleştirme için en uygun başlangıç yapısıdır.

4.5.6.2. Suverme Ortamları

RUHFUS'a göre suverme işleminin etkisini aşağıdaki koşullar belirler:

- Çeliğin sertleşme davranışı (karbon ve alaşım miktarı),
- Suverme ortamının soğutma kabiliyeti (Şekil 4.54),
- Soğutma ortamının sıcaklığı ve hareketi,
- Parçanın ısı iletim kabiliyeti (alaşım elementi miktarı ile azalır, bk.Şekil 4.25),
- Parçanın boyut ve biçimi,
- Parçanın suverme ortamında kalma süresi,
- Yüzey durumu (örneğin tufallı).



Şekil 4.54-Değişik suverme ortamlarının etkisi. P:alaşımsız bir karbon çeliğinde perlit oluşumunu önlemek için gereken en düşük soğuma hızı (ROSE ve STÜDEMANN'a göre)

Şekil 4.54 su ve yağda soğuma hızının parça sıcaklığı ile değişimini göstermektedir. Aynı şekil üzerinde alaşımsız bir çelikte perlit oluşumunun engellenmesi için gerekli olan en düşük soğuma hızı eğrisi de verilmiştir. İdeal bir suverme ortamı malzemeden perlit kademesinde mümkün olduğu kadar çok, martenzit kademesinde ise çatlama tehlikesini azaltmak için mümkün olduğu kadar az ısı çekmelidir. Yüksek sıcaklıktaki parçanın su vb. bir sıvıya daldırılarak soğutulması, yüzeyinde oluşan buhar filminin yalıtım etkisiyle başlangıçta oldukça yavaştır. Sıcaklık düştükçe

(<600°C) ve ortam hareketinin de yardımıyla bu filmin yırtılması sonucu buhar kabarcıklar halinde yükselmeye başlar. Parçayla doğrudan temas eden suyun kuvvetle buharlaşmaya devam etmesi, soğuma hızını 400°C ilâ 500°C arasında en büyük değerine ulaştırır. Yüzey sıcaklığı buharlaşma noktasına indikten sonra ısı hemen hemen sadece konveksiyonla uzaklaştırıldığından su verme etkisi yeniden azalır.

Suya NaOH, NaCl gibi uçucu olmayan maddelerin %5-10 oranında katılması, buharlaşma noktasını yükseltir, ayrıca film oluşumunu engeller. Böylece en etkin soğutma bölgesi saf suya göre daha üst sıcaklıklara kaymış bir su verme ortamının kullanılmasıyla, parçanın sertleşme derinliği artarken çatlama tehlikesi de azalmış olur.

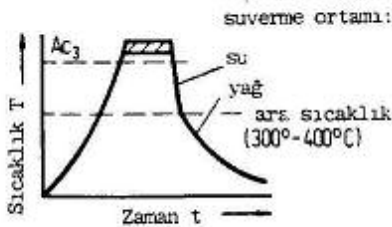
Suverme yağlarının suya göre yaklaşık üç kat daha az olan soğutma etkisi, ancak alaşımlı çeliklerin sertleştirilmesi için yeterli olup, su verme gerilmelerinin (bk.4.5.6.6) alçak düzeyde kalmasını sağlar. Öte yandan su ile yıkanabilen yağların seçilmesi, iş parçalarını temizleme masrafını önemli ölçüde azaltır.

4.5.6.3. Basit Suverme

Su veya yağ gibi tek bir ortamda sürekli soğutma yöntemi-
dir. Sertleşme derinliği az olan alaşımsız çeliklerde, yüksek hızla(suda) soğutma sonucu karmaşık biçimli parçaların iç ve dış kısımları arasında doğabilecek büyük sıcaklık farkı nedeniyle, çarpılma ve çatlama tehlikesi ortaya çıkar. Dolayısıyla bu tür konstrüksiyon elemanları, su verme işlemi göreceklerse, kritik soğuma hızları düşük olan (yağda soğutulabilen) alaşımlı çeliklerden yapılmalıdır. Ayrıca su verme gerilmelerini azaltıcı aşağıdaki yöntemlere de başvurulabilir.

4.5.6.4. Kesikli Suverme

Ostenitlenmiş parça önce 300°C ilâ 400°C sıcaklığa kadar hızlı (genellikle suda), daha sonra da iç ve dış kısımlar arasında sıcaklığın dengelenmesi beklenmeden ortam değiştirilerek



Şekil 4.55-Kesikli suvermede sıcaklık-zaman diyagramı

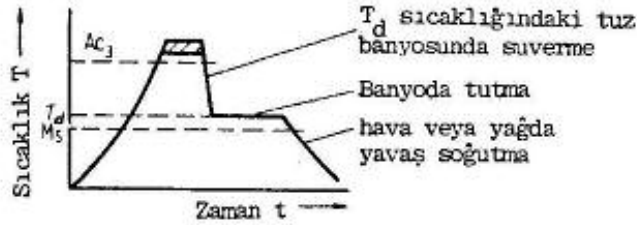
yavaş (yağda) soğutulur(Şekil.4.55). Böylece ideal su verme koşullarına bir ölçüde yaklaşılmakla birlikte, ara sıcaklığın seçimi ve "yakalanması" deneyim gerektirdiğinden, yöntem seyrek olarak uygulanır.

4.5.6.5. Duraklı Suverme (Martemperleme)*

Ostenitlenen çeliğe, sıcaklığı Ms'nin hemen üzerindeki (gerektiğinde

*) İngilizce "Martempering" den, martenzit oluşumu başlangıcında temperleme (sabit sıcaklık dengelenmesi) anlamına gelmek üzere "martemperleme" diye de anılan bu yöntem, sertleştirme sonrası uygulanan temperleme işlemi (Bk.4.5.7) ile karıştırılmamalıdır.

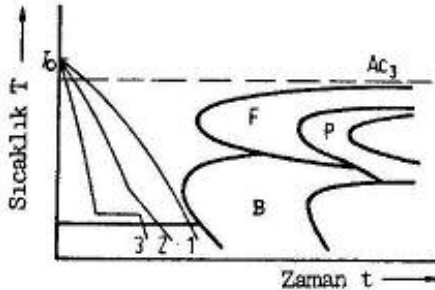
altında da seçilebilir) bir T_d değerinde sabit tutulan ve çoğunlukla tuz eriyiği olan bir banyoda suverilir (Şekil 4.56). İç ve dış sıcaklık dengesi sağlanıncaya kadar burada bekletilen parça, beynit dönüşümü başlamadan dışarı alınarak yağ veya havada yavaş olarak soğutulur.



Şekil 4.56-Duraklı suvermede sıcaklık-zaman diyagramı

dukça yavaş soğumadan ötürü perlitin engellenmesi güçleştiğinden öncelikle alaşımlı çelikler için öngörülen yöntem, parçanın ince kesitli olması durumunda bazı alaşımsız çeliklere de uygulanır.

Martemperleme yapılacak çeliklerin M_s -sıcaklığı çok yüksek olmamalıdır. Aksi halde, elverişli yayınma koşulları dolayısıyla beynit dönüşümü kolaylaşacağından, tutma süresi yeterince uzun alınamaz. Bu nedenle ıslah veya takım çeliklerinden, 180°C - 240°C arasında banyo sıcaklığı gerektiren, en az %0,6 karbonlular tercih edilir.



Şekil 4.57-Sertleştirme yöntemlerinin sürekli soğuma ZSD-diyagramında şematik gösterimi
1:Basit, 2:Kesikli, 3:Duraklı suverme

Şekil 4.57 sertleştirme yöntemlerine ait tipik soğuma eğrilerini ZSD-diyagramı üzerinde göstermektedir.

4.5.6.6. Suverme Gerilmeleri

Suverilen parçanın iç-dış, ince-kalın gibi çeşitli bölgele- rindeki değişik soğuma koşulları nedeniyle oluşan, aşağıda belirtilen iki tür gerilmenin toplamı olarak çarpılma ve/veya çatlama tehlikesine yol açabilen gerilmelerdir.

Isıl gerilmeler: Hızlı soğuma sonucu parçadaki sıcaklık dağılımına bağlı farklı büzölmeler dolayısıyla meydana gelirler (Bk.2.6.2).

Dönüşüm gerilmeleri: Ostenitin, kafesi karbonca aşırı do- yarak gerilmiş tetragonal martenzite dönüşmesinden ötürü, sert- lik ile birlikte hacim artışı da ortaya çıkar. Çeliğin karbon miktarına bağlı olarak etkinleşen bu olayın, soğuma koşulları- na göre parçanın her yanında aynı oran ve zamanda gerçekleşme- mesi dönüşüm gerilmelerini yaratır.

Suverme gerilmeleri öncelikle düşük soğuma hızları uygulanarak, ayrıca ısıl dengeleme yardımıyla da azaltılabilir. Dolayısıyla çeliğin kritik soğuma hızı sadece gerektiği kadar aşılmalıdır. Tüm kesit sertleştirilmesinin zorunlu olmadığı durumlarda, öngörülen sertlik değerinin elde edilmesi için yeterli soğuma hızı çeliğin ZSD-diyagramından(sürekli soğuma) kolayca belirlenir.

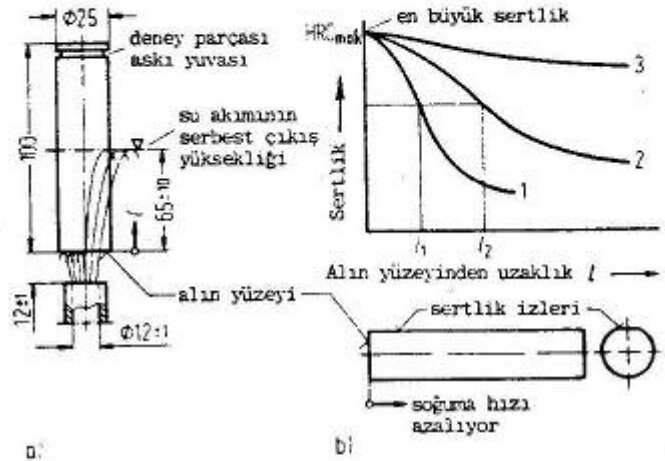
Sertleştirmeden sonra artık ostenitin bir bölümü zamanla martenzite dönüşeceğiinden yüksek karbonlu çeliklerde dönüşüm gerilmeleri daha da artabilir. Bu nedenle suverilmiş parçalar hiç bekletilmeden temperlenmelidir. Temperleme sıcaklığının, sertliği düşürmemek amacıyla 100°C-200°C arasında seçilmesi bile, aşırı kafes gerilmelerini ve dolayısıyla çatlama tehlikesini azaltıcı etki yapar(Bk.4.5.7.1).

4.5.6.7. Sertleşme Davranışı Deneyleri

Çeliklerin sertleşme davranışı DIN 50191'de verilen JOMINY(alından suverme) deneyi* ile basit ve güvenilir bir şekilde saptanabilir. Söz konusu deneyde, ostenitlenmiş standart bir deney parçasına Şekil 4.58 a'da gösterilen koşullarda suverilir. Silindirik parçanın eksenine paralel olarak taşlanmış bir yüzeyde yapılacak sertlik ölçümleri,

- en büyük sertlik değeri ve
- sertleşme derinliğini ortaya koyar.

Sertleşme derinliği genellikle %50 martenzit içeren, diğer deyişle böyle bir içyapının sertliğine sahip olan noktanın alın yüzeyinden uzaklığı olarak kabul edilir. %50 martenzit durumundaki sertlik, çeliğin karbon miktarına göre Şekil 4.53 yardımıyla bulunabilir.



Şekil 4.58- a) Jominy deney parçası ve düzeni
b) Üç farklı çelik için JOMINY eğrileri (şematik)

Şekil 4.58 b'de karbon derişikliği ve dolayısıyla en büyük sertlik değeri eşit olan üç farklı çeliğin JOMINY eğrileri görülmektedir:

- alaşımsız çelikte sertlik hızla azalır, sertleşme derinliği l_1 dir (1. eğri);
- az alaşımlı çelikte sertleşme derinliği l_2 değerine yükselmiştir (2. eğri);

* Bu konudaki Türk Standartı:

TS 1381-Çeliğin Ucuna Suvererek Sertleştirme Deneyi (Jominy Deneyi)

- yüksek alaşımlı çelikte sertleşme derinliği çok büyük olup, düşük soğuma hızlarında, yani alından uzak bölgelerde dahi hemen hemen tam sertleşme vardır (3.eğri).

Jominy deneyinde deney parçası boyutları ve soğuma koşulları standart olduğundan, çeliklerin ısı iletim katsayısında önemli bir farklılık bulunmadığı sürece, alın yüzeyinden her 1; uzaklığına karşılık belirli bir soğuma hızı tanımlanmış olur.

Sertleşme özelliklerini ortaya koyan ve sertlik sınırı deneyi adını taşıyan başka bir yöntem de, incelenen çelikten üretilen deney parçalarına farklı sıcaklıklardan suverilip bunların kırılmasıdır. Kırık yüzeyi yardımıyla sertleşme derinliği ve çeliğin ince taneli olarak kaldığı sıcaklık aralığı saptanır. Böylece,

- varılan sonuçlar endüstriyel uygulamalara doğrudan aktarılabilir,
- ancak bu sonuçlardan yararlanarak farklı boyutlardaki parçalar ve farklı suverme ortamları için tahminlerde bulunmak güçtür.

4.5.7. Toklaştırma Yöntemleri

4.5.7.1. Islah Etme

Sertleştirilen çelik tetragonal martenzit yapısından ötürü, genellikle çok sert ve pratikte kullanılamayacak kadar gevrek- tir. Aşırı kırılabilirliğin giderilmesi amacıyla tavlanması gerekir. Acl'in altındaki sıcaklıklarda yapılan, temperleme veya menevişleme denilen bu tav işleminin etkisiyle içyapı daha kararlı duruma gelir ve çoğunlukla sertlik de azalır.

Temperlemedeki özellik değişimleri, karbon ve demir atomlarının artan sıcaklıkla hareketlilik kazanmasına dayanır. Alaşımsız ve az alaşımlı çeliklerde genellikle üç ayrı temperleme kademesinden söz edilebilir:

1. Temperleme Kademesi

Yaklaşık 100°C ilâ 200°C arasında ince ϵ -karbürlerin(Fe_2C) çökelip yapıya dağılmasıyla tetragonal martenzit,kafesi daha az gerilmiş kübik martenzite dönüşür. Temperleme öncesi artmış olan hacmin bu nedenle azalmasına karşılık sertlikte önemli bir düşüş görülmez. Ancak "cam sertliği" diye nitelenecek ölçüde fazla olan gevrekleşmenin, yani aşırı kafes gerilmelerinin giderilmesi ile çelik kullanılabilir duruma getirilmiş olur.

2. Temperleme Kademesi

200°C ilâ 350°C dolaylarında karbon atomlarının yayınması kolaylaştığından yeni çökelen karbürler Fe_3C bileşimindedir.

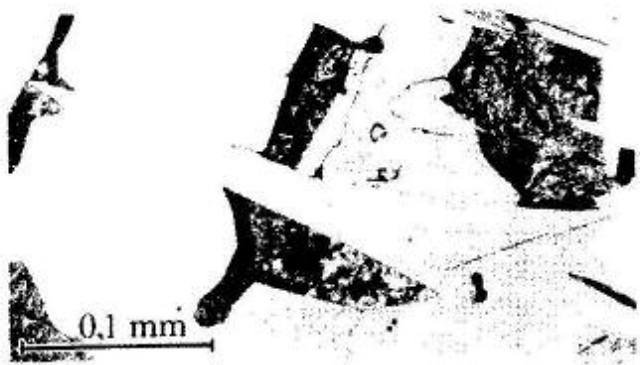
Kübik martenzitin kafes gerilmeleri daha da azaldığı için sertlik ve çekme dayanımı düşmeye başlar. *İnce dağılmış karbürler* dislokasyon hareketlerini etkin bir şekilde engelleyerek kaymayı güçleştirdiklerinden akma sınırı pek değişmez. Öte yandan suverilmiş yüksek karbonlu çeliklerin içyapısında her zaman bulunabilen artık ostenit içinde de karbürler çökeler. Böylece çözünmüş karbon miktarı azalarak M_s ve M_f sıcaklıkları yükselen artık ostenitin kübik martenzite dönüşmesiyle hacim artışı meydana gelir.

3. Temperleme Kademesi

Yaklaşık 350°C 'dan A_{c1} 'e kadar olan sıcaklıklarda, tümüyle Fe_3C olan demir karbürler optik mikroskopla görülebilecek kadar büyük parçacıklar halinde çökelerler. Kübik martenzitin yerini ferrit ana kütle aldığından hacim azalır. Temperleme sıcaklığı yükseldikçe, sertlik değeri ile çekme ve akma dayanımları düşer, süneklik ve özellikle çentik vurma tokluğu artar.

Özetlenirse, sertleştirmeden sonra temperleme sıcaklığına bağlı olarak, çeliklerin içyapıları ve dolayısıyla mekanik özellikleri kullanım yerine uymak üzere, çok geniş bir aralıkta (martenzitten yumuşatılmış duruma kadar) değiştirilebilir. Öte yandan yukarıda belirtildiği gibi, gerek sertleştirme gerek çeşitli temperleme kademelerindeki *pozitif ve negatif hacim* (boyut) *değişimleri* özellikle dar toleranslı parçalarda dikkate alınmalıdır.

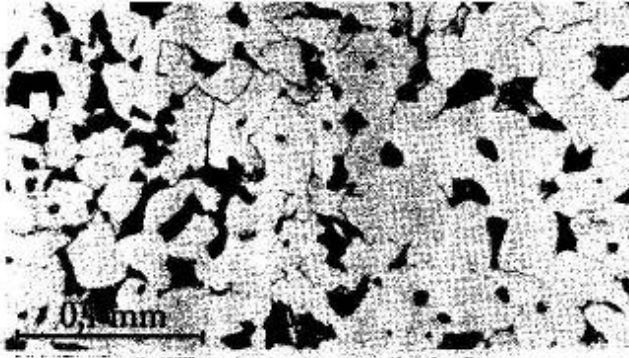
İslah etme deyiminden, *sertleştirme* ile *temperleme* (çoğu kez 450°C - 650°C arasında) aşamalarından oluşan birleşik bir yöntem anlaşılır. Amaç çeliğin sünekliğini fazla düşürmeden, çekme ve akma dayanımları yanında özellikle tokluğunu, normalleştirilmiş durumdakinden de daha iyileştirmektir (Şekil 4.59, 60, 61).



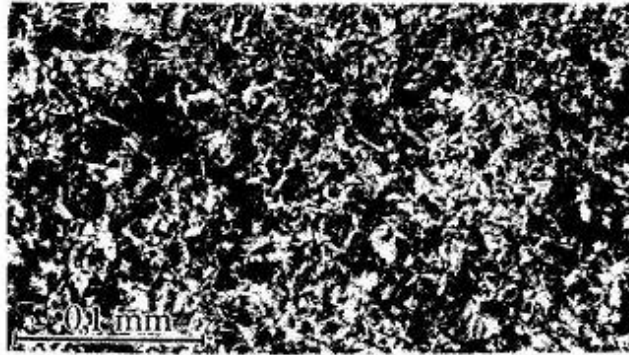
Şekil 4.59-%0,25C'lu dökme çelik içyapısı, İslah çeliğinden* bir parçanın işleme sıcaklığı çentik vurma işi $A_v(\text{iso-v}) \approx 14 \text{ j}$

Şekil 4.62 ıslah yöntemi ile ilgili sıcaklık zaman diyagramını göstermektedir. Kullanılan çeliğe göre *suda*, *yağda* veya *havada* suvermeden sonra, düşük sıcaklıkta yapılan temperlemedeki tutma süresi (t_{T2}) ostenitlemede (t_{T1}) yaklaşık iki katı alınır. Böylece Fe_3C çökmesinin tümüyle gerçekleşmesi sağlanır.

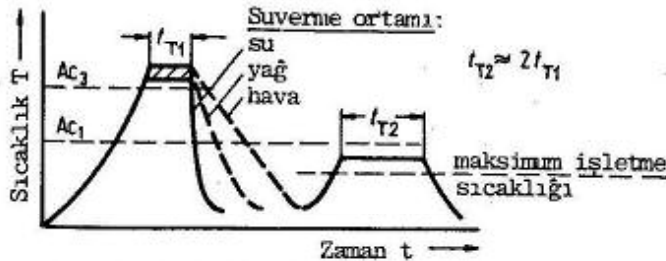
*) İslah edilmiş durumda işlenen veya işlemeden sonra ıslah edilen çelik



Şekil 4.60-Aynı çelik, normalleştirilmiş, çentik vurma işi $A_V(ISO-V) \approx 71j$



Şekil 4.61-Aynı çelik, ıslah edilmiş, çentik vurma işi $A_V(ISO-V) \approx 86j$



Şekil 4.62-İslah işleminde sıcaklık-zaman diyagramı

biçimde gösterilmiştir. Daha kararlı olan sorbit ve trostiti temperlemek için martenzitin temperlenmesinden daha yüksek sıcaklıklar gereklidir.

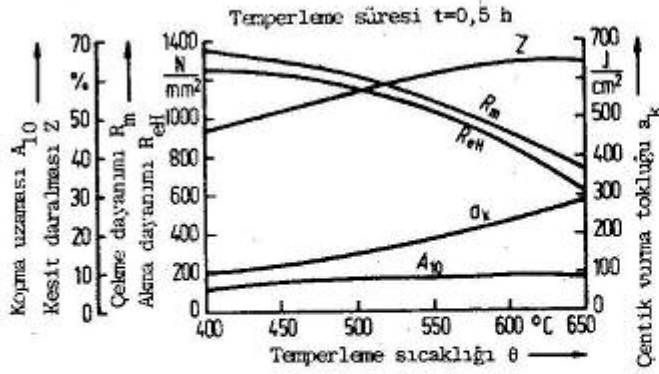
Parçada iç gerilmelerin doğuşunu olabildiğince önlemek amacıyla, temperlemeden sonraki soğutma yavaş yapılmalıdır. Ancak mangan, krom, krom-mangan ve krom-nikel çeliklerinde (Sb, As, $P > 0,01$ ve $Sn > 0,005$ bulunursa) yavaş soğuma ile çentik darbe tokluğu azalır, geçiş sıcaklığı (bk.3.4.4) belirgin olarak yükselir (Şekil 4.65). Temper gevrekliği diye anılan bu olay genellikle oda sıcaklığındaki çekme deneyleri ile kanıtlanamaz.

temperleme sıcaklığını aşmamalıdır (aksi halde dayanım düşer!). Bu tür bir çeliğin mekanik özelliklerinin temperleme sıcaklığı ile nasıl değiştiği ıslah diyagramlarından bulunabilir. Şekil 4.63'de Cr-Ni alaşımlı bir çeliğe ait ıslah diyagramı verilmiştir. Çentik vurma işinin temperleme (menevişleme) sıcaklığı ile kuvvetlenerek artışı ayrıca Şekil 3.73'deki örnekten de görülmektedir.

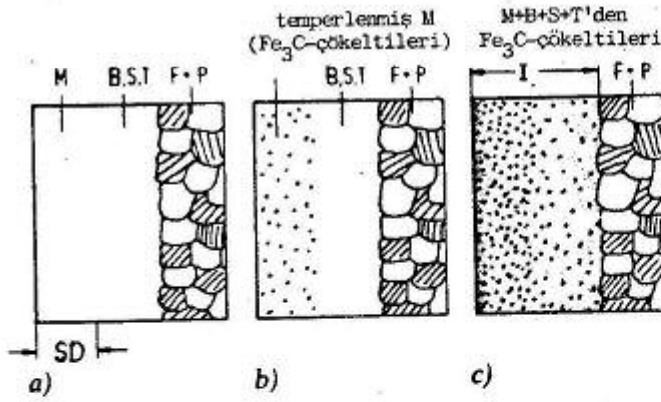
İslah işlemiyle tokluğun iyileşmesi kalın parçaların iç kısmını da kapsamalıdır. Bu durum tüm kesit ıslahı diye adlandırılır ve sayısal olarak ıslah derinliği ile tanımlanabilir.

Tüm kesit ıslahı için tüm kesit sertleşmesi zorunlu olmayıp, parçanın ortasında temperlenebilir bir iç yapının (örneğin beynit, sorbit veya trostit) oluşması yeterlidir. Bu iç yapılardaki sementitin yüksek temper sıcaklıklarında küreleşmesi sonucu dayanım düşmekle birlikte tokluk artar.

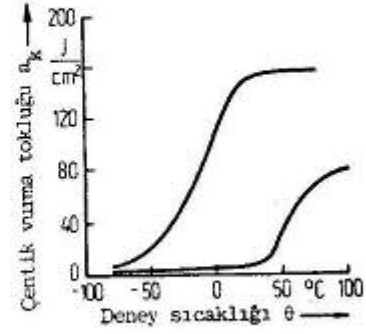
Şekil 4.64'de söz konusu olaylar şematik



Şekil 4.63-Alaşımli bir Cr-Ni yapı çeliğinin ıslah diyagramı, temperleme süresi 0,5 h (BİCKEL'e göre)



Şekil 4.64-İslah işlemi sırasında oluşan içyapı değişimleri (şematik)
a) Sertleştirilmiş, SD: sertleşme derinliği
b) Temperleme sıcaklığı düşük; sadece M temperlenir
c) Temperleme sıcaklığı yüksek; M, B, S ve T temperlenir, I: ıslah derinliği
F+P=ferritik-perlitik içyapı, M=martenzit, S=sorbit, T=trostit, B=beynit

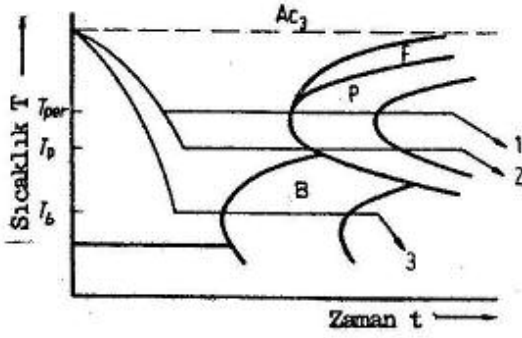


Şekil 4.65-Temper gevrekliğinin 24CrNi9 çeliğinin çentik vurma davranışına etkisi (ECKSTEIN'a göre)

4.5.7.2. Beynitlenme (Ostempereleme)*

Ostenitlenen çelik, beynit kademesindeki bir (T_b) sıcaklığına ısıtılmış kurşun veya tuz banyosuna daldırılıp, kararsız ostenitin beynite izotermik dönüşümü tamamlanıncaya kadar bekletildikten sonra, istenilen bir hızla (örneğin havada) soğutulur (Şekil 4.66, eğri 3). Martemperlemedeki gibi sabit sıcaklıkta tutma sırasında, ostenitin ısıl gerilmelerin etkisiyle kolayca şekil değiştirebilmesi sonucu bu gerilmeler giderilmiş olur. Ayrıca beynitin yayınma yoluyla oluşumundan dolayı kafes gerilmeleri de geniş çapta azalır. Beynitik içyapı temper-

*) İngilizce "austenite tempering=austempering"den osteniti temperleme (sabit sıcaklık dengelenmesi) anlamına gelmek üzere



Şekil 4.66-Beynitlenme ve patentleme-perlitleme işlemlerinin ZSD diyagramında gösterilişi (şematik). Soğuma eğrisi 1:perlitleme 2:patentleme 3:beynitleme

etkilediği için yöntemin uygulanabileceği çelikler sınırlıdır. Martemperlemeye göre daha da yüksek olan banyo sıcaklığından ötürü, ostenitleme sıcaklığından soğutma oldukça yavaş gerçekleşirken perlit burnunun kesilmemesi, öncelikle alaşımlı (bk.4.6.2) veya kesitin ince olması koşuluyla bazı alaşımsız çeliklerde mümkündür. Bu arada hangi tür çelikte olursa olsun, saf yani %100 beyritin (bk.Şekil 4.35) sadece izotermik dönüşümle elde edilebileceği göz önünde tutularak, ekonomik açıdan, anılan dönüşümün kısa sürede sonuçlanacağı çelikler seçilmelidir.

4.5.7.3. Patentleme-Perlitleme

Ostemperlemeye benzer biçimde, ancak sıcaklığı perlit kademesinde olan bir banyo yardımıyla yapılır (Şekil 4.66, eğri 1 ve 2). Böylece soğuk şekillendirilme kabiliyeti çok iyi olan sorbitik-trostitik bir içyapıya ulaşılır. Soğuk çekmede bu yapının kuvvetle pekleşmesi sonucu, örneğin çok yüksek dayanımlı ($\sim 3000 \text{ N/mm}^2$) teller üretilebilir ($C > 0,4$).

4.5.8. Yüzey Sertleştirme Yöntemleri

Cıvata, mıy, mil, dişli çark, yatak gibi birçok makina elemanında, kalınlığı çoğunlukla 0,1-2 mm arasında olmak üzere sadece yüzey tabakasının sertleştirilmesiyle, istenen aşınma ve ezilme dayanımına ulaşılırken iç kısımlar tok kalır. Sertleşmenin yerel olması dönüşüm gerilmelerini ve çarpılmayı azaltır. Yüzeyde oluşan basma iç gerilmeleri ise yorulma dayanımını yükseltici etki yapar.

Yüzey sertleştirme aşağıdaki yöntemlerle gerçekleştirilebilir:

- Tüm kesit ostenitlenerek parçaya suverilir. Bu durumda iç kısmın yumuşak kalması sadece alaşımsız, yani sertleşme kabiliyeti düşük (sağ sertleşen) çelikler için söz konusu olabilir. Öte yandan sertleşen tabakanın belirli bir çelikte

lenmiş martenzite çok benzediğinden (ince karbür çökeltileri içeren ferrit) bir tür "ıslah" işlemi olarak nitelenebilir.

Ostemperleme çatlak oluşumuna duyarlı çeliklerde veya karmaşık biçimli parçalarda büyük yarar sağlar. Isıl gerilmeler çok düşük düzeye indiği için çarpılma ve çatlama olasılığı azalır. Aynı sertlikteki temperlenmiş martenzitin tokluk değeri aşılabilir ve temper gevrekliği söz konusu değildir. Öte yandan içyapıda ferrit veya perlitin az miktarda bile bulunması beyritin üstün tokluk özelliğini olumsuz yönde

yerine göre değişik kalınlıkta elde edilememesinden ötürü, yüzey sertleştirme amacıyla kullanımı sınırlı olan yöntem, örneğin *Oce* (ohne Cementation=sementasyonsuz) adıyla dişli çarklara, ayrıca ray, tekerlek ve halat tamburları sürtünme yüzeylerine uygulanır.

- Yalnız yüzey tabakası ostenitlenerek (sınırlı ısıtma) parçaya suverilir. Alevle ve indüksiyonla sertleştirme bu gruba girer.

- Yüzey tabakasının kimyasal bileşimi yayınma olayları yardımıyla değiştirilir. Böylece daha sonra bir ısıtma işlem yapmaya gerek kalmadan (nitrürleme) veya yaparak (sementasyon) istenilen yüzey sertliğine ulaşılır.

4.5.8.1. Sınırlı Isıtmanın Uygulandığı Yöntemler

4.5.8.1.1. Alevle Sertleştirme

Parça yüzeyinin hızlı ısıtılmasında oksijen-yanıcı gaz üfleçlerinden yararlanılır. Yanıcı gaz olarak çoğu kez asetilen veya havagazı kullanılır. Isı tüm kesite önemli ölçüde yayılmadan, yüzeyi ostenitleme sıcaklığına getirilen parça, biçimine uygun duşlarla, su vb. püskürtülerek soğutulur. Sertleşen tabaka kalınlığı üflecin gücü ve diğer parametrelere bağlı olarak genellikle 1-6 mm arasında değişir. İşlem çok basit donatımla olduğu kadar tam otomatik olarak da gerçekleştirilebilir. Büyük boyutlu parçalarda yüzey sertleştirme için diğer yöntemlere göre teknik ve ekonomik bakımdan daha elverişlidir.

4.5.8.1.2. İndüksiyonla Sertleştirme

Sertleştirilecek parçanın çevresine yüksek frekanslı akımla beslenen bir bobin (indükleyici) yerleştirilir. Parçada indüklenen ve frekans arttıkça yüzeye yakın kısımlara yoğunlaşan girdap akımlarına malzemenin gösterdiği elektrik direnci dolayısıyla bu bölgeler ısınır. Isı alevle dışardan verilmiyip, parçada oluşturulduğundan (bk.4.5.2) çok yüksek ısıtma hızlarına ulaşılır. Suverme alevle sertleşmedekine benzer şekilde yapılır.

$$\delta \sim \sqrt{\frac{\rho}{f \cdot \mu}}$$

ρ : malzemenin özgül elektrik direnci

f : akım frekansı

μ : malzemenin manyetik geçirgenliği ($\mu_0 \cdot \mu_r$)

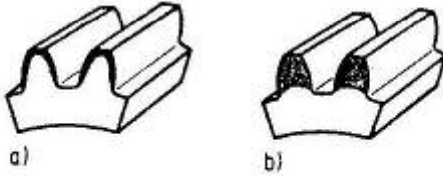
bağıntısıyla verilen sertleşen tabaka kalınlığı (δ), frekans artırılarak 0,1 mm düzeyine indirilebilir.

Isıtma süresinin kısalığı çarpılma, çatlama ve tane irileşmesi olasılıklarını azaltır. Yöntem kolay ve kesin olarak kontrol edilebilir, otomasyona çok elverişlidir. Ancak yüksek yatırım masrafları nedeniyle, ekonomik bir üretim için sertleştirilecek parça sayısının fazla olması gerekir.

Alev ve indüksiyonla sertleştirme çelikleri DIN 17212 ile belirlenmiştir.

4.5.8.1.3. Daldırmayla Sertleştirme

Parça çok yüksek sıcaklıktaki bir sıvı banyosuna daldırılarak, öngörülen kalınlıkta yüzey tabakası ostenitleninceye kadar uygun bir süre bekletilir. Isının yüzeye yığılmasını sağlamak üzere, ısı iletim katsıyısı yüksek olan, yani ısıyı parçaya yeterince hızlı ileten bir sıvı kullanılmalıdır. Bu bakımdan metal eriyikleri (örneğin kalay bronz banyosu) en uygunudur. Sıcak banyodan çıkarılan parçaya su verilerek ostenitlenen tabaka sertleştirilmiş olur. Bu yöntemin alev veya indüksiyonla sertleştirmeye göre bazı önemli üstünlükleri vardır. Çıkıntılı (örneğin dişli çarklar) ve karmaşık biçimli parçaların yüzeyleri de pahalı ek donatım gerektirmeden sertleştirilebilir. Yatırım maliyeti düşük, üretim hızı yüksek olduğundan ekonomik bir yöntemdir. Ancak sertleşen tabaka kalınlığının ayarlanması ve özellikle yeter ölçüde küçük tutulması güçtür (Şekil 4.67).



Şekil 4.67- Bir dişli çarkta,
a) İndüksiyon veya alev
b) Daldırma
yöntemleriyle sertleştirilen bölgele-
rin(koyu siyah)şematik karşılaştırıl-
ması

4.5.8.2. Kimyasal Bileşimin Değiştirildiği Yöntemler

4.5.8.2.1. Sementasyon

Yöntem, düşük karbonlu çelikten üretilen parçaların yüzeyine dışardan atomsal karbon yayındırılmasına dayanır. Sementasyon veya karbonlama (karbürleme) olarak adlandırılan bu işlem sırasında belirli kalınlıktaki bir yüzey tabakasının karbon derişikliği artırılırken, sürekli sementit ağının oluşmaması için $C < \%0,8$ oranı hedeflenir.

Bu mertebede karbon ancak ostenit kafesinde çözünebileceğinden, sementasyon A_{C3} 'ün üzerinde gerçekleştirilir. Öte yandan karbonun yayınma hızı γ -KÇ'de α -KÇ'ye göre daha düşük, yani yüksek sıcaklıklara rağmen işlem süreleri çok uzundur. Ayrıca alaşım miktarının artması ile de karbon atomlarının hareketliliği çok azalır. Parça yüzeyinden başlayarak ortalama yayınma (karbonlama) derinliği x_{ort} kabaca şu bağıntıyla hesaplanabilir (bk.1.4.1.3)

$$x_{ort} = \sqrt{D \cdot t}$$

Burada $D = D_0 \cdot \exp(-Q/RT)$ yayınma katsayısı, t zamandır.

Alaşımsız karbon çeliklerinde teknik bakımdan anlamlı bir karbonlama derinliği olarak 2 mm (en çok 3 mm) elde etmek için ortalama 16 saatlik bir sementasyon süresini hesaba katmak gerekir. Parçanın içte (göbek, çekirdek) fazla sertleşmesi istenmediğinden, sementasyon çeliklerinin karbon miktarı yaklaşık $\%0,25$ ile sınırlanmıştır. Karbonlanan tabakada (kabuk) ise genellikle ötektoid bileşime ulaşma öngörülür. Bu noktanın

aşılmasıyla ($C > 0,8$) tane sınırlarında oluşan sementit ağı vurma tokluğunun çok düşmesine yol açar. Ayrıca sertleştirme sırasında söz konusu tabaka çatlayarak pul şeklinde kalkabilir.

Karbonlayıcı ortamın katı, sıvı veya gaz durumunda bulunmasına bağlı olmaksızın, atomsal karbon gaz fazı (CO) üzerinden meydana gelir. Katı karbonlama ortamlarının temel bileşeni odun kömürüdür. Ayrıca baryum veya kalsiyum karbonat gibi, gaz oluşumunu kolaylaştıran aktivasyon maddeleri katılır. Karbonlanan parçayı her yandan sıkıca çevrelemesi gereken odun kömüründe ısı iletiminin kötü olması nedeniyle, sıcaklığın istenilen düzeye getirilmesi uzun zaman alır.

Sıvı karbonlama ortamı olarak tuz banyoları (siyanür tuzları, örneğin klorür katkılar içeren NaCN) kullanılır. Yüksek banyo sıcaklıklarında (850°C - 930°C) siyanürün çeşitli reaksiyonları sonucu karbon* iş parçası yüzeyine yayılır. Sıvı ortamın katıya göre önemli üstünlükleri vardır. Tuz eriyiğinin ısı iletimi daha iyi olduğu için, işlem süresi kısalarak çarpılma ve tane irileşmesi olasılığı azalır. Parçalar hızla banyo sıcaklığına eriştiğinden istenen sementasyon kalınlığı daha kesin olarak ayarlanabilir. Karbonlanan yüzey oldukça temiz kalır. Çok sayıda küçük parçaya, örneğin tel sepetler yardımıyla sementasyon banyosunda tutmadan sonra, kolayca süverilebilmesi ekonomik açıdan büyük yarar sağlar. Yöntemin sakıncaları ise yatırım masraflarının yüksek, siyanür tuzlarının çok zehirli olmasıdır.

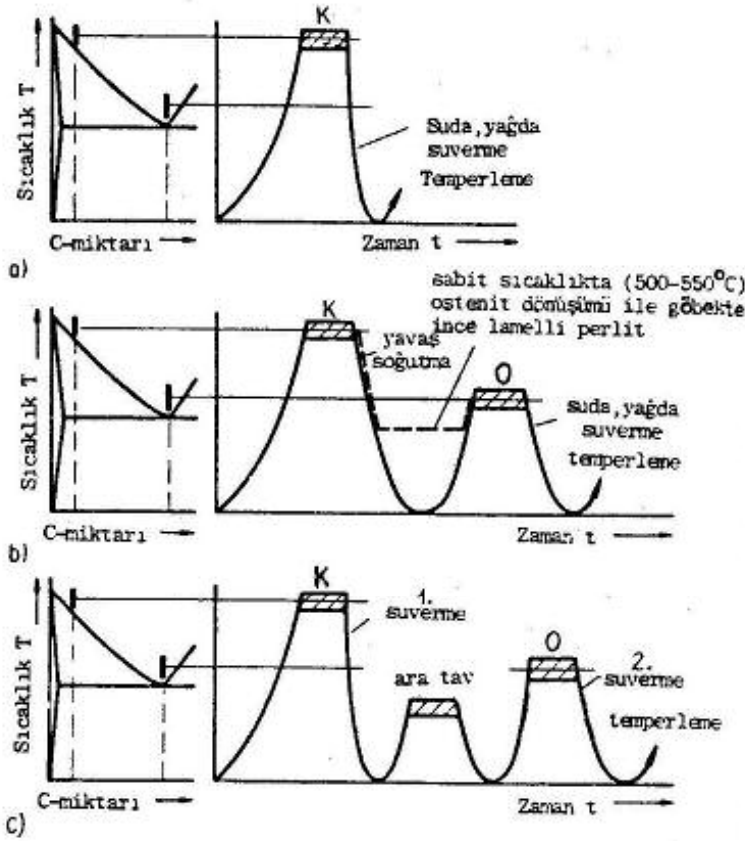
Katı maddelerde karbonlamada bile gaz fazın aracılığı söz konusu olduğundan, işlem doğrudan gaz ortamda (doğal gaz, propan katılmış havagazı vb.) gerçekleştirilebilir. Gazın bileşimine göre karbonlama etkisi değişir ve yüzeyde istenilen her karbon derişikliği elde edilebilir. Oysa katı ortamdaki sementasyonda karbon oranı çoğunlukla $0,8$ değerine ulaşır. Yöntemin tüm parametreleri çok iyi ayarlanabilir. Sertleştirilen parçaların yüzey kalitesi hemen hemen karbonlama öncesindeki gibi kalır. Buna karşın yatırım masrafları çok yüksektir.

Genel olarak, parçalarda sement edilmesi gerekmeyen yerler başlangıçta kille kapatılır veya bakırla kaplanır; diğer işlem göreceğ yüzeyler ise özenle temizlenmelidir (pas, tufal, yağ vb.).

Karbonlamadan Sonra Sertleştirme

Sementasyon terimi karbonlama (karbürleme) anlamını taşımakla birlikte, yöntem olarak iki aşamalıdır; yani karbonlamayı izlemek üzere sertleştirme işlemini de içerir. Böylece elde edilen martenzitik içyapı yüzeyin aşınmaya dayanıklılığını artırır. Karbon derişikliğinin kabuk ($0,8\text{C}$) ile göbekte ($0,1-0,2\text{C}$) farklı olması yanında, parçanın işletme sırasındaki zorlanma durumu da dikkate alınarak, aşağıda örnekleri verilen çeşitli sertleştirme programları uygulanabilir:

* Siyanür oranına göre bir miktar N ile birlikte



Şekil 4.68-Karbonlamadan (K) sonra değişik sertleştirme işlemleri (şematik)
a) Doğrudan sertleştirme
b) Yeniden ostenitleyerek (O) sertleştirme
c) Çift sertleştirme (ara tavlı)
Temperleme: 150°-210°C
Maks.yüzey sertliği: 850-900HV

a) Karbonlama sıcaklığından doğrudan suverme kolay ve ucuzdur (Şekil 4.68a). Ancak uzun ve aşırı ısıtma nedeniyle kabukta kaba martenzit ve çok miktarda artık ostenit (bk. Şekil 4.73, M kademesinin alçalması), göbekte de tane irileşmesine bağlı tokluk düşüşü görülür. Dolayısıyla bu yöntem, aşırı ısınmaya duyarlı ince taneli çelikler ile Cr-Mo çeliklerinin seçilmemesi durumunda, sadece az zorlanan parçaların üretimine elverişlidir.

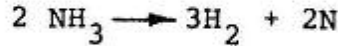
b) Karbonlanan parça önce yavaş olarak oda sıcaklığına soğutulur veya 500°C-550°C arasında bekletilip ostenitin izotermik dönüşümü sağlanarak göbekte ince lamelli perlitik bir içyapı da elde edilebilir. Daha sonra kabuğun karbon derişikliğine uygun sıcaklıkta yeniden ostenitleme (O) tavını suverme izler (Şekil 4.68b). Kabukta ince martenzit meydana gelir.

c) Çift sertleştirme (Şekil 4.68c) sementasyon çeliklerinden (DIN 17210) özellikle Cr-Ni(-Mo) alaşımlılarına uygulandığı için, 1. suverme kalın parçalarda bile göbek tokluğunun iyileşmesine yol açar (bk. 4.8.2.3.3, az karb. mart.). Yarattığı ısı gerilmeleri bir ara tav (650°-680°C) ile giderilebilir. Böylece parça bu aşamada talaş kaldırılarak işlenirse herhangi bir çarpılma göstermez. Ostenitleme (O) ve 2. suvermenin rolü ise (b) örneğindeki gibidir. Yalnız ostenitleme süresi göbeğin aşırı tavlanmaması için kısa tutulur.

4.5.8.2.2. Nitrürleme (Nitrürasyon)

Bu yöntemde sertliğin artışı martenzit dönüşümünden değil, A_{c1} 'in altındaki sıcaklıklarda azotun atomsal olarak parça yüzeyinden içeri yayınıp nitrür oluşturmamasından ileri gelir.

Alaşımsız çeliklerde ortaya çıkan iri demir nitrürlerin (Fe_4N , Fe_2N) gevrekleştirici etkisinden ötürü yüzey tabakası çatlayabilir. Bu nedenle nitrürasyon çelikleri (DIN 17211) azota karşı kimyasal ilgileri demirinkinden daha fazla olan alaşım elementleri içerir. Bunların kimyasal ve ısı bakımından çok kararlı davranan nitrürleri, yapıya ince dağılma koşuluyla yüksek ve homojen sertlik yanında daha büyük nitrürleme derinliği de sağlar. *Alüminyum, krom ve titanyum* en uygun nitrür yapıcılardır. İşlem amonyak akımı içinde (gazlı nitrürleme) veya tuz banyolarında (banyolu nitrürleme) uygulanabilir. Oluşan nitrürlerin büyüklük ve dağılımı açısından en uygun olduğu için, 510°C - 550°C arasındaki sıcaklıklarda gerçekleştirilen gazlı nitrürlemede, amonyağın



denklemine göre ayrışmasıyla açığa çıkan atomsal azot çeliğe yayılır. Nitürleme derinliğinin 0,5 mm'ye erişmesi için yaklaşık 50 saatlik bir süre gerekir. Yüksek zorlama görece parçalar nitürlemeden önce genellikle ıslah edilir. Böylece mekanik özellikleri iyileştirilmiş bir göbek elde edildiği gibi, yüzeye azot girişi de kolaylaştırılır. Ancak nitürleme süresinin uzun olması ıslah edilmiş içyapının aşırı temperlenmesine yol açabilir (dayanım düşer!).

Tuz banyosunda nitürleme, $570^\circ\text{C} \pm 10^\circ\text{C}$ sıcaklığındaki siyanür (CN) banyosunda yapılır. Yalnız burada azotla birlikte siyanürün bileşimindeki karbonun bir kısmı az da olsa çeliğe yayılır. Isınmanın hızlı oluşu işlem süresini çok kısaltır (10 saatte ulaşılan nitürleme derinliği yaklaşık 0,5 mm'dir). Dolayısıyla aşırı temperleme tehlikesini gazlı nitürlemeye oranla çok azaltacağından, iç kısımlarında belirli bir ıslah durumunun korunması gereken takımlar ve parçalar için genellikle sıvı ortam kullanılır. Örneğin yüksek hız çeliğinden üretilmiş takımlarda, temperleme sıcaklığının altındaki banyolu nitürasyon sonucu yaklaşık 0,02 mm kalınlığında bir tabaka oluşturulması, işletme sırasında ısı etkisiyle yumuşamaya karşı direnci ve kesme ömrünü belirgin olarak artırmaya yeterlidir.

Sementasyonla karşılaştırıldığında, daha sert (850-900 HV'ye karşı yaklaşık 1200 HV) ancak çoğunlukla daha ince bir tabaka oluşturan nitürasyon, anılan özellikleriyle aşınmayı azaltmada üstün, yüksek yüzey basınçlarına yeterli dayanımı gerçekleştirmede ise sementasyonun etkinliğine varamayan bir yöntemdir. Bu eksiklik çeliğin ıslah edilmesiyle bir ölçüde giderilebilir. Nitürleme sonrası parçaya su verme ve bundan kaynaklanan çarpılma söz konusu olmadığından, taşlama vb. bir işlem çoğunlukla gerekmez. Yüzeyde azot miktarının fazlalığı yanında, sertliğin çok yüksek ve ısı kararlı oluşu 550°C - 600°C işletme sıcaklığına kadar olağanüstü aşınma dayanımı sağlar (örneğin matkap ucu, freze bıçağı, torna kalemi gibi takımlarda). Ayrıca yorulma ve korozyon dayanımı da belirgin olarak iyileşir. Ancak darbeli zorlamalar ince ve gevrek yüzey tabakasının kırılmasına yol açarak yorulma dayanımını çok düşürürler.

4.6. Çelikte Alaşım Elementleri

Alaşımlarda, belirli özellikleri elde etmek (kuvvetlendirmek) veya gidermek (zayıflatmak) amacıyla, önceden saptanmış miktarlarda bulunması zorunlu olan bileşenlere alaşım elementleri, geri kalan ve istenmeyenlere de katışkılar denir. Burada "alaşım" ile alaşımlı çelik" arasındaki anlam farkının vurgulanması yerinde olacaktır. Bir alaşımlı çelikte, katışkılarla birlikte demir ve karbon ana (alaşım) elementleri de hesaba katılmaksızın, bileşenlerden en az birinin yüzde ağırlık olarak Çizelge 4.7 de verilen sınıra ulaşması veya bunu aşması gerekir. Bu koşulu sağlayan bileşenler çeliğin alaşım elementleri diye nitelenirler.

Çizelge 4.7- Çeliklerin alaşımlı sayılması için içerebilecekleri element miktarlarına ilişkin alt sınırlar(EURO-NORM 20-74)

Element	Alt sınır (ağırlık yüzdesi)
Alüminyum	0,10
Bor	0,0008
Krom	0,30
Kobalt	0,10
Bakır	0,40
Lantanitler	0,05
Mangan	1,60
Molibden	0,08
Nikel	0,30
Niyob	0,05
Kürşun	0,40
Selen	0,10
Silisyum	0,50
Tellür	0,10
Titan	0,05
Bizmut	0,10
Volfram	0,10
Vanadyum	0,10
Zirkonyum	0,05
Diğerleri (Karbon, fosfor, kükürt, azot ve oksijen dışında)	0,05

Başka hiçbir malzemenin özellikleri alaşım elementlerinin etkisiyle çelikteki kadar geniş çapta değiştirilemez. Öte yandan sık sık karşılaşıldığı gibi, çok sayıda alaşım elementinin birlikte bulunması halinde bunların etkileri toplanabilir olmadığından, beklenen özellik değişimleri ancak genel çerçevede ele alınabilir ve bu konuda kesin bir öngörü yapılamaz.

Alaşımlı çelikler, düşük veya az alaşımlı (alaşım elementlerinin toplamı <5) ile yüksek alaşımlı (>5) olarak iki gruba ayrılır. Temelde alaşımsız çeliklere benzer davranışa sahip olan az alaşımlı çeliklerin teknik açıdan en önemli özelliği, sertleşme kabiliyetlerinin çok daha iyi olmasıdır (bk. 4.5.6.1). Ayrıca bu ölçüde bir alaşımlamayla aşağıdaki malzeme özellikleri de oldukça iyileştirilebilir:

- Çeliğe örneğin molibden katılmasıyla yüksek sıcaklıkta dayanım değerleri daha üst düzeye ulaşır.
- Alaşım elementleri karbürlerinin ısı ve kimyasal kararlılığı nedeniyle *temper* kararlılığı artar; yani suvermeden sonra temperleme etkisiyle sertlik düşüşü yukarı sıcaklıklara ötelenir.

Alaşımsız ve az alaşımlı çeliklerde istenilen özelliklerin bulunmaması veya yetersiz olması halinde yüksek alaşımlı çelikler kullanılır. Bu tür alaşımlama normal sıcaklıklardaki mekanik dayanımın artırılması yerine, öncelikle tufallanma veya korozyona dayanıklılık, kızıl sıcaklıkta kesicilik, anti manyetiklik gibi bazı seçilmiş özelliklerin elde edilmesini amaçlar.

4.6.1. Alaşım Elementlerinin Sınıflandırılması

Elementlerin çeliğin içyapısında tekelementli faz, katı çözelti veya ara bileşik durumunda bulunması malzeme özelliklerini çok farklı şekilde etkiler. Teknikteki demir esaslı alaşımlarda *tekelementli fazlar* sadece kurşun ve bakırdan kaynaklanabilir. Bu fazların yaratabileceği olumlu etkiler sınırlı olduğundan, her iki metal de alaşım elementleri arasında önemli bir yer işgal etmezler. Buna karşın aşağıda belirtilen elementler, katı çözelti veya ara bileşik meydana getirerek geniş ölçüde özellik değişimlerine yol açabildikleri için, çeliklerin alaşımlandırılmasında büyük ağırlık taşırlar.

Alaşım elementlerinin demirle katı çözelti oluşturması, atom çaplarının oranı ile kristal yapılarına bağlıdır (bk. 1.5.1.1). Bunlardan

Cr-Al-Ti-Ta-Si-Mo-V-W (Hatırlamak için: "Craltitasimovw")

öncelikle α -demirinde çözündüklerinden ferrit yapıcılar,

Ni-C-Co-Mn-N (Hatırlamak için: "Nicomann")

ise benzer nedenle ostenit yapıcılar olarak adlandırılır (bk.4.6.3). Ara bileşikler (bk.1.5.2) en az iki alaşım elementinin atomları arasında çok büyük çekme kuvvetlerinin bulunması sonucu ortaya çıkarlar. Bileşenlerinden farklı ve karmaşık bir kristal yapıya sahip olup, genellikle çok sert ve gevrekler. Çeliklerde teknik açıdan en önemli ara bileşikler karbür ve nitrürler ile hem karbon hem de azot içeren *karbo nitrürlerdir*.

Belli başlı karbür yapıcıların bu eğilimleri aşağıdaki sıraya göre artar:

Mn-Cr-Mo-W-Ta-V-Nb-Ti

Genelde zayıf karbür yapıcılar (mangan,krom) Fe_3C 'de çözünerek karışık karbürler, örneğin $(Fe,Cr)_3C$, $(Fe,Mn)_3C$; kuvvetli karbür yapıcılar (titan,vanadyum) ise kristal yapıları Fe_3C 'den farklı olan Mo_2C , TiC , VC gibi özel karbürler oluştururlar.

En önemli nitrür yapıcılar da

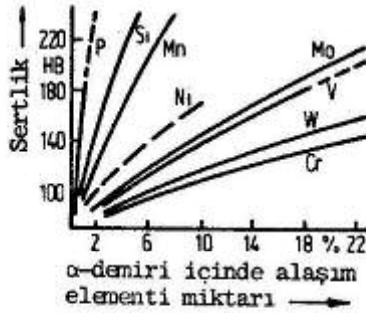
Al-Cr-Zr-Nb-Ti-V

elementleridir.

4.6.2. Mekanik Özelliklerin Etkilenmesi

Alaşımlar elementlerinin mekanik özelliklere etkisi üç ayrı açıdan ele alınabilir:

a- *Katı çözelti durumu*: Alaşımsız ferritin sertliği, belli başlı alaşımlar elementlerinin normal miktarlarda (% 1-2) katılması ile önemli bir yükselme göstermez (Şekil 4.69). Öte yandan krom-nikel çeliklerinde korozyona, ostenitik mangan çeliğinde darbeli aşınmaya dayanıklılık gibi bazı özelliklere ulaşılabilmesi katı çözelti oluşumuyla ilişkilidir.



Şekil 4.69. Çeşitli alaşımlar elementlerinin α-demirinin sertliğine etkisi (BICKEL'e göre)

b- *Ara bileşik durumu*: Teknikte özel karbürlerden en başta takım çeliklerinde yararlanılır. Uygun ısıtma işlemleri yardımıyla ana kütle (matris) içinde ince dağılmış şekilde elde edilen karbürler, çeliğin işletme koşulları altında davranışını iyileştirir.

Karbon derişikliği ve ısıtma işlemi, karbür oluşumunu etkileyerek, geriye kalan ana kütlede alaşımlar element miktarını belirlerler. Düşük karbon derişikliğinde karbür miktarı azaldığından, matris alaşımlar elementleri bakımından zengindir. Isıtma işlemi sonrasında soğutma yavaş yapılırsa, çok

miktarda karbür ayrışacağı için ana kütledeki alaşımlar elementlerinin oranı küçülür.

Karışık karbürler ile özel karbürlerin Fe_3C 'den pek fazla sert olmaması ve ferrit sertliğinin alaşımlamayla büyük ölçüde değişmemesi nedenleriyle, *normalleştirilmiş* durumda karbür dağılımı ve miktarı benzer olduğu sürece, alaşımlı ve alaşımsız çeliklerin oda sıcaklığındaki dayanımlarının yaklaşık aynı düzeyde bulunması gerekir.

Buna karşın öncelikle özel karbürlerin kimyasal ve ısıtma kararlılıklarından ötürü, yüksek sıcaklıklardaki sertlik ile akma, sürünme ve aşınma dayanımları alaşımlı çeliklerde belirgin olarak üstündür. Ostenitte güç çözünen karbürler bir yandan aşırı ısınmaya duyarlılığı azaltırken, öte yandan suverme sıcaklığının yükselmesine yol açarlar.

Sert nitridlerden (1200 HV'ye kadar) teknikte örneğin nitridleme ile yüzey sertleştirmesinde yararlanılır (bk.4.5.8.2.2).

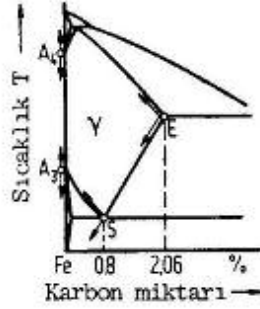
Yüksek dayanımlı ince taneli yapı çeliklerinde (bk.4.8.2.3.2) karbonitrid çökeltileri, çok ince taneli bir dönüşüm içyapısı oluşturarak yüksek tokluk yanında önemli akma sınırı artışı sağlarlar.

c- *Sertleşme derinliği*: Alaşımlar elementleri karbonun α- ve γ- demiri içindeki yayılma hızını düşürürler. Böylece beynit meydana gelmesi veya kritik soğuma hızının azalmasıyla sertleşme derinliğinin artması (bk.4.6.4 ve 4.6.5) suverilmiş parçaların mekanik davranışını iyileştirir. Bu nedenle mekanik

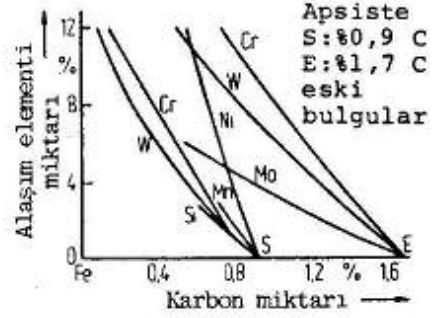
özellikleri ağır bastığı sürece, alaşımlı çeliklerin alaşımsızlardan farklı olarak hemen her zaman sertleştirme ısıl işlemi görmeleri gerekir.

4.6.3. DKD Faz Alanlarının Etkilenmesi

Alaşım elementi miktarı sabit tutularak elde edilen "alaşım parametrelili" Demir-Karbon diyagramında faz alanları sınırlarında kayma görülür. Şekil 4.70 bu değişimlerin bazı karakteristik noktalar için nasıl olabileceğini belirtmektedir.



Şekil 4.70. Alaşım elementlerinden dolayı DKD'deki bazı karakteristik noktaların konumlarının değişmesi



Şekil 4.71. DKD'de S ve E noktalarının alaşım elementlerinin etkisiyle ötelenmesi (BICKEL'e göre)

Kobalt dışında bütün elementlerin S ve E noktalarını daima sola, yani daha küçük karbon derişikliklerine ötelemesi (Şekil 4.71) sonucu:

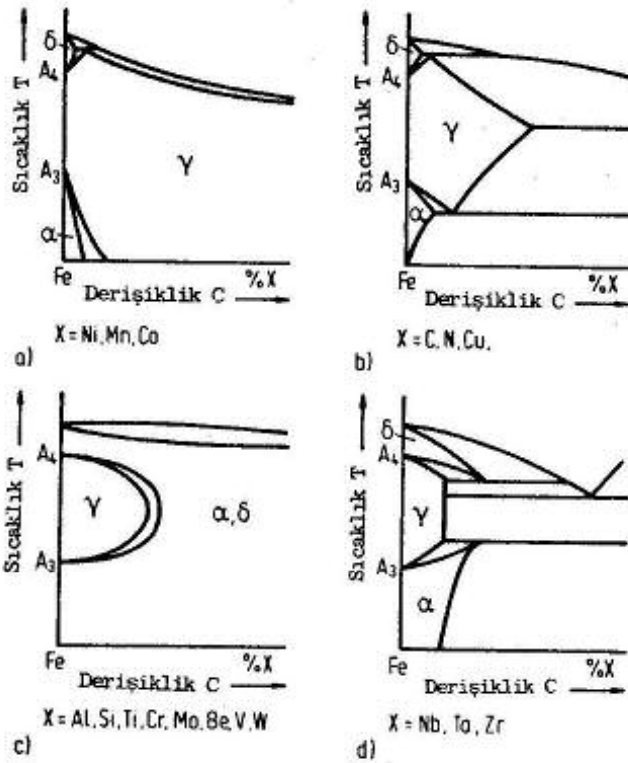
- *Islah çeliklerinde* ostenitleme sıcaklığı alçalır; sertleştirilmiş içyapıda yumuşak ferrit tanelerinin bulunma tehlikesi azalmış olur.

- Çelik bölgesinde ($C < 2$) oluşabilen ve içerdiği alaşım elementi karbürlerinin etkisiyle erime noktası yükselen *ledeburit*, beyaz dökme demirdekenden farklı olarak dövülebilirlik özelliğini ortadan kaldırmaz. Dolayısıyla *ledeburitik çelikler* diye adlandırılan bu tür malzemeler, üstün aşınma dayanımlarından (karbürler!) ötürü öncelikle takım üretiminde kullanılırlar.

Ostenit yapıcılar A_3 -noktasını düşürür, A_4 -noktasını yükseltirler. Böylece ostenitin kararlı olduğu alan, genişleyerek belirli bir alaşım oranından sonra oda sıcaklığına ulaşır. Bu durumu yansıtan *ostenitik çeliklerin*, örneğin korozyona dayanıklılık açısından teknik önemleri çok fazladır. Anılan malzemelerde dönüşüm söz konusu olmadığından normalleştirme tavlama ve sertleştirme yapılamaz.

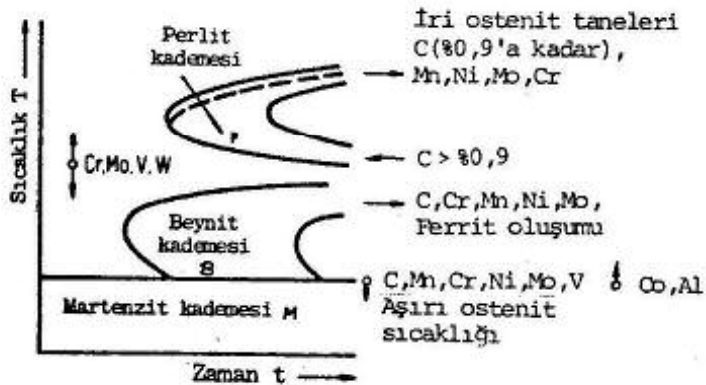
Öte yandan *ferrit yapıcılar* A_3 -noktasını yükseltir, A_4 -noktasını düşürürler. Ostenit alanı daralır; dolayısıyla belirli bir alaşım oranından sonra erime sıcaklığına kadar ferrit kararlı kalır. Sonuçta dönüşüm göstermeyen, korozyona dayanıklı *ferritik çelikler* ortaya çıkar. Bu çeliklerde de normalleştirme ve sertleştirme yapılamaz.

Demirle çeşitli elementlerin iki bileşenli faz diyagramlarını şematik olarak veren Şekil 4.72'den görüldüğü gibi bazı



Şekil 4.72. Demirle çeşitli elementlerin iki bileşenli faz diyagramları (şematik)

ve beynit kademelerini genellikle daha uzun sürelerle öteler, yani kararsız ostenitin dönüşüm eğilimini azaltırlar. Bu durum alaşımlı çeliklerde kritik soğuma hızını düşürerek, martenzitin daha kolay meydana gelmesi sonucunu yaratır. Şekil 4.74'de artan mangan oranının perlit oluşumunu geciktirmesi gösterilmiştir.



Şekil 4.73. Alaşım elementlerinin ve diğer etkenlerin ZSD-diyagramında dönüşüm kademelerini ötelemesi (KRONEİS'a göre)

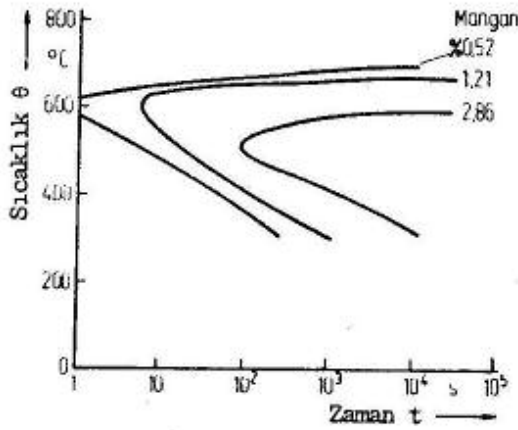
Alaşımsız çeliklerde "burun" bölgesindeki perlit ve beynit alanları, yaklaşık aynı soğuma eğrisi üzerinde birbirini izler biçimde bulunurlar. Böylece beynitin sürekli soğuma ile elde edilmesi güçleşir (Şekil 4.75a). Karışık ve özel karbürlerin ayrışması için karbonun yanında yayınması gereken alaşım elementleri, öncelikle perlit oluşumunu daha yüksek sıcak-

elementlerin yüksek derişikliklerde γ - veya α - katı çözelti alanlarını açması (a ve c), ostenitik veya ferritik çeliklerin temelini oluşturur. Diğer b ve d örnekleri ise demirde sınırlı çözünen elementlerle ilgilidir.

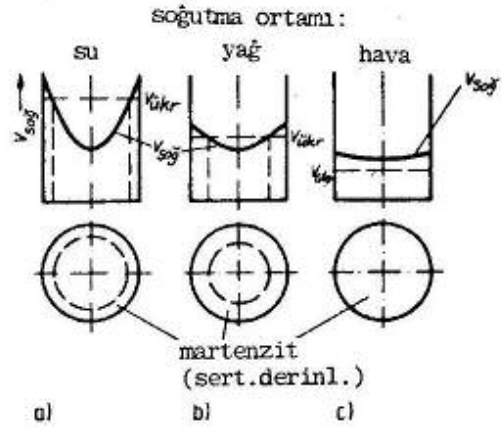
4.6.4. ZSD-Diyagramlarının Etkilenmesi

Karbonun γ - ve α - katı çözeltilerindeki yayınma hızı, alaşım elementlerinin artması ile önemli oranda küçülür. Bu nedenle faz dönüşümleri alaşımsız çeliklere göre daha yavaş gelişir.

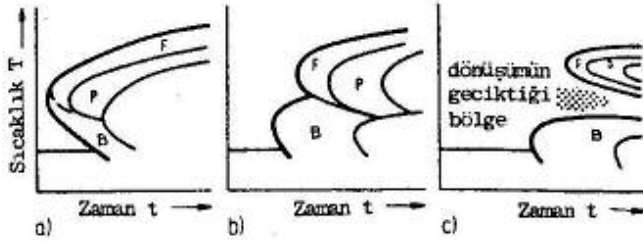
Alaşım elementlerinin ostenit dönüşümüne etkisi ZSD-diyagramlarından kolayca görülebilir. Şekil 4.73'de belirtildiği gibi alaşım elementleri, perlit



Şekil 4.74. Perlit kademesindeki dönüşüm davranışının (dönüşüm başlangıç eğrisinin) Mn-miktarı ile değişimi: ~%0,9C'lu alaşımsız çelik (ECKSTEIN'e göre)



Şekil 4.76. Uygun ortamlarda suverilmiş su, yağ ve hava çeliklerinde sertleşme derinliklerinin karşılaştırılması (şematik) a) Su çeliği (alaşımsız) b) Yağ çeliği (az alaşımlı) c) Hava çeliği (yüksek alaşımlı)



Şekil 4.75. Bazı alaşım elementlerinin etkisiyle perlit ve beynit kademelerinin belirgin olarak ayrılması

lıklara ve uzun sürelerle kaydırılırlar. Şekil 4.75b'den açıkça görüldüğü gibi beynit burnu ayrılarak öne çıkar. Dolayısıyla beynit sürekli soğutmayla önemli oranlarda elde edilebilir. Karbür yapıcı elementlerin büyük miktarlarda bulunması halinde ise, perlit ve beynit kademeleri arasında dönüşüm eğiliminin çok zayıfladığı bir bölge belirir (Şekil 4.75c).

4.6.5. Sertleşme Davranışının Etkilenmesi

Daha önce Şekil 4.73'de belirtildiği üzere, alaşım elementlerinden ötürü ZSD- diyagramında perlit ve beynit alanlarının sağa kayması kritik soğuma hızını düşürür. Yağ ve hava gibi soğutma gücü zayıf olan suverme ortamları bile böylece sertleştirme (martenzit oluşturma) için yeterli hale gelir. Dolayısıyla yağ veya hava çelikleri diye nitelenen alaşımlı çelikler, alaşımsızlara yani su çeliklerine oranla yavaş soğutulmalarına rağmen, daha büyük sertleşme derinliği de sağlarlar (Şekil 4.76). Söz konusu özellikler pratik açıdan aşağıdaki sonuçları doğurur:

- Kalın etli parçaların tüm kesiti sertleştirilebilir. Ayrıca suverme hızı düşük olduğundan iç gerilmeler ile birlikte çarpılma ve çatlama tehlikesi de azalır.

- İnce etli karmaşık biçimli parçaların da sertleştirme işleminden dolayı çarpılmaları minimum düzeye iner (Alaşımsız çelikler)

lik kullanılması halinde suda hızlı soğutma çarpılmayı artırır; yağda soğutma ise sertleştirme için yetersizdir).

Öte yandan artan alaşım elementi ile M_s ve M_f sıcaklıklarının düşmesi (Şekil 4.73), alaşımlı çeliklerin tam sertleştirilmesinde sorun yaratır. Yüksek alaşımlı çeliklerde M_f noktası oda sıcaklığının oldukça altına inebileceğinden, içyapının tümüyle martenzite dönüştürülmesi ek masraflara yol açan özel önlemlerle mümkün olur (düşük sıcaklık banyolarında su verme gibi). Bu nedenle sertleştirilmiş alaşımlı çeliklerin içyapılarında büyük miktarda artık ostenit bulunabilir.

M_s sıcaklığının kabaca 300°C'in altında olması halinde normal su verme sırasında önemli oranda artık ostenit ortaya çıkar. M_f 'nin çoğunlukla gösterilmemesine karşın, M_s sıcaklığı çeliğin ZSD-diyagramından alınabilir veya aşağıdaki formülle yaklaşık olarak hesaplanabilir:

$$M_s (^{\circ}\text{C}) = 550 - 350C - 40Mn - 20Cr - 10Mo - 17Ni - 8W - 10Cu + 15Co + 30Al$$

(Elementlerin ağırlık yüzdeleri konur).

Şekil 4.45'teki ıslah çeliğinin ($C=0,45$; $Mn=0,66$; $Cr=0,15$) ZSD- diyagramında $M_s=345^{\circ}\text{C}$ değeri verilmiştir. Yukarıdaki bağıntıyla hesaplanırsa

$$M_s = 550 - 350.0,45 - 40.0,66 - 20.0,15 \approx 363^{\circ}\text{C}$$

bulunur. Teknik uygulamalarda bu yaklaşıklık yeterlidir.

Büyük miktarda karbür yapıcı element içeren çeliklerin (örneğin takım çelikleri) ostenitleme sıcaklıkları, karbon oranı aynı düzeyde olan alaşımsız çeliklere göre daha yüksek seçilmelidir. Aksi halde karbürler çok kararlı olduklarından ostenit içinde yeterli karbon çözünemez. Dolayısıyla su verme sonucu martenzit tam sertliğine ulaşmayabilir. Ancak takımların aşınma dayanımı öncelikle temperlemeden sonra çökelen sert karbürlere bağlı olduğundan (bk.4.8.7.5), uygulamada çoğu kez tam martenzit sertliğinin elde edilmesi zaten gerekli değildir.

4.7. Demir Esaslı Malzemelerin Standart Gösterilişleri*

1949 yılında çıkarılan DIN 17006 "Demir ve Çelik-Sistematik Adlandırma" standardı zamanla yetersiz kaldığından 1974'de geri alınmıştır. Yeni baskısının EURO-NORM 27-74 ve planlanan ISO düzenlenmesine uygun olmasına çalışılacaktır.

DIN 17006'ya göre çelik işaretlerinin sistematığı ile içerdikleri harf ve rakamların hangi özellikleri belirttiği Çizelge 4.8'de toplu olarak verilmiştir. İşaretin "Özü" dışında

*) Bu konudaki Türk Standardı: TS 1111 - Çelikler ve Demir-Karbon Döküm Malzemesi, Sınıflar ve İşaretler

Çizelge 4.8- DIN 17006 ile belirlenen çelik işaretlerinin sistematiği (WIRTZ'e göre)

M A St 44 6 N				
Üretim türü (harfle belirtme)	Üretimden gelen ana özellikler	İşaretin Özü	Garanti edilen özellik- ler (rakarla belirtme)	İşlem durumu (Harfle belirtme)
B = Bessemer çeliği E = Elektrik ocaklı çeliği (genel) I = İndüksiyon ocaklı çeliği IE = Ark ocaklı çeliği M = Siemens- Martin çeliği T = Thomas çeliği Ti = Pota çeliği W = Özel hava üfleme çeliği Y = Oksijen (üf- leme) çeliği TM = Termo-mekanik işlem görmüş	A = Yaşlamaya dayanıklı W = Yüksek sı- caklık da- yanıklı L = Bazik gerilme korozyonuna dayanıklı P = Kalıpla döv- meye uygun Q = Soğuk şekil vermeye ve yağmaya uygun R = Durgun ve yarı durgun dökülmüş RR = Özel durgun dökülmüş S = Eritme kay- nağına uygun U = Kaynar döv- külmüş Z = Çekilebilir TT = Soğukta tok WT = Atmosfer korozyonuna dayanıklı Ro = Kaynaklı boru imali- ne uygun	1. Çekme dayanı- mına göre: St ve en az çekme dayanımı; örneğin St 44 2. Kimyasal bile- şime göre: Kar- bon sembolü ve derişiklik say- ısı; örneğin C 45 veya karbon derişik- lik sayısı, ala- şım elementle- rinin sembolü ve derişiklik sayıları; örne- ğin 13CrMo44 veya Ön harf "X", karbon derişik- lik sayısı, ala- şım elementleri- nin sembolleri ve derişiklik sayıları; örne- ğin X10CrNiTi1810 3. Herhangi bir ni- celik belirtme- mek (üzere; örne- ğin H1, S2, St2	Rakamsız = Her şarj için bir katlama veya basma deneyi 1 = Akma sınırı 2 = Katlama veya basma deneyi 3 = Çentik vurma tokluğu 4 = Akma sınırı ve katla- ma veya basma deneyi 5 = Katlama veya basma deneyi ve çentik vur- ma tokluğu 6 = Akma sınırı ve çentik vurma tokluğu 7 = Akma sınırı ve katla- ma veya basma deneyi ve çentik vurma tok- luğu 8 = Yüksek sıcaklık daya- nıma veya sürünme da- yanıma 9 = Elektriksel veya man- yetik özellikler	A = Temperlenmiş B = Talaşlı iş- lenmeye en uygun durumda E = Sement edilmiş G = Yumuşatılmış H = Sertleştirilmiş HF = Yüzeyi alevle sertleştirilmiş HI = Yüzeyi indüksiyonla sertleş- tirilmiş K = Soğuk şekil verilmiş (so- ğuk haddelen- miş, soğuk çekilmiş vb.) N = Normalleştiril- miş NI = Nitrülendirilmiş S = Gerilme gider- ilmiş U = İşlem görmemiş V = Islah edilmiş (V'yi izleyen sayı ıslah son- rasındaki en az çekme dayanımı- nı verir)

kalan bölümleri, çeliğin tanımlanması için ancak çok gerekli oldukları zaman eklenirler. İşaret temelde

- çekme dayanımına göre,
- kimyasal bileşime göre veya
- herhangi bir nicelik belirtmeksizin oluşturulabilir.

4.7.1. Çekme Dayanımını Temel Alan İşaretler

Sadece alaşımsız çelikler ve bunlardan da dayanım yükseltici herhangi bir ısıtım işlem görmeyecek olanlar için kullanılırlar. İşaretin özü: St (=Stahl/çelik) ve çekme dayanımı sayısı (ürün kalınlığına göre belirli ölçüde değişmesine müsaade edilen minimum çekme dayanımı, kgf/mm² olarak).

Örnekler : Genel Yapı Çelikleri (DIN 17100)

M R St 37-2

Durgun SIEMENS-MARTIN çeliği, en az çekme dayanımı 37 kgf/mm², kalite grubu 2 (bk.4.8.2.1).

Y.Sic.Dayanımlı Çeliklerden Dikişsiz Borular (DIN 17175) St 35.8

En az çekme dayanımı 35 kgf/mm² olan, yüksek sıcaklıkta dayanım özellikleri garanti edilmiş çelik ("8", bk.Çizelge 4.8).

4.7.2. Kimyasal Bileşimi Temel Alan İşaretler

4.7.2.1. Alaşımsız Çelikler

Çoğunlukla ısıtım işlem görmesi ve karbon derişikliğinin belirli sınırlar arasında bulunması gerekenler aşağıdaki şekilde gösterilirler.

İşaret: C ve karbon derişikliği sayısı (ortalama ağırlık yüzdesinin 100 katı olarak).

Örnekler

İslah çelikleri (DIN 17200)

C22, C45

Ortalama %0,22 ve 0,45 C içeren alaşımsız ıslah çelikleri

Sementasyon çelikleri (DIN 17210)

C10, C15

Ortalama %0,10 ve %0,15 C içeren alaşımsız sementasyon çelikleri

Çeliklerin bazı ek özelliklerini belirtebilmek için C sembolünden sonra şu harfler kullanılabilir:

f : yüzey sertleştirme çeliği, örneğin Cf53, Cf70

k : düşük fosfor ve kükürtlü asal çelik, örneğin Ck22, Ck35, Ck60

q : soğuk şekil vermeye uygun çelik, örneğin Cq35

m : kolay talaş kaldırılabilmesi için kükürt miktarı alttan da sınırlanmış olan asal çelik, örneğin Cm35

4.7.2.2. Alaşımlı Çelikler

a) Az alaşımlı çelikler

Karbon derişiklik sayısını önemli alaşım elementlerinin

sembolleri ile derişiklik sayıları izler. Bunları belirlemek üzere, ortalama ağırlık yüzdelerinin çarpılacağı katsayılar Çizelge 4.9 da verilmiştir.

Çizelge 4.9- Az alaşımlı çeliklerde derişiklik sayılarının belirlenmesi için katsayılar

Alaşımlı elementi	Katsayı
Cr, Co, Mn, Ni, Si, W	4
Al, Be, Cu, Mo, Nb, Ta, Ti, V, Zr	10
P, S, N, C, Ce	100
B	1000

Örnek

Kazan Çelikleri (DIN 17155)

13CrMo4 4

Çizelge 4.9 göz önünde tutularak:

$$C(\%) \approx \frac{13}{100} = 0,13$$

$$Cr(\%) \approx \frac{4}{4} = 1,0$$

$$Mo(\%) \approx \frac{4}{10} = 0,4$$

b) Yüksek alaşımlı çelikler

Az alaşımlılardan ayırt edilebilmek için "X" harfi ile başlar. Bunu karbon derişiklik sayısı ile önemli alaşımlı elementlerinin sembolleri ve katsayı ile çarpılmamış ortalama ağırlık yüzdeleri izler.

Örnekler:

X 200 Cr 13 : C %2, Cr %13

X 10 CrNiTi 18 10 : C %0,10 , Cr %18 , Ni %10. Benzer çeliklere göre korozyona dayanıklılığı daha kararlı hale getirmek üzere katılan titanyum miktarı belirtilmemiştir.

Bileşimleri karmaşık olan yüksek hız çeliklerinde işareti kısaltabilmek için, S harfinden sonra sırayla volfram, molibden, vanadyum ve kobalt yüzdeleri verilir, örneğin S 18-1-2-5.

4.7.3. Döküm Malzemeler

İşaret bir harf grubu ile başlar :

- GS- : dökme çelik (DÇ)
- GG- : kır dökme demir, genel (DDG)
- GGL- : lamel grafitli dökme demir (DDL)
- GGG- : küresel grafitli dökme demir (DDK)
- GT- : temper dökme demir, genel (DDT)
- GTS- : siyah temper dökme demir (DDTS)
- GTW- : beyaz temper dökme demir (DDTB)

Harf grubunu aşağıdaki bölümlerden biri izleyebilir:

- En az çekme dayanımı (kgf/mm² olarak), örneğin GS-38.
- Isıl işlem uygulanacak dökme çeliklerde, çekme dayanımının yerine C sembolüyle birlikte derişiklik sayısı, örneğin GS-C25 (% 0,25 C),

- Alaşımli dökme çeliklerde benzer şekilde, örneğin GS-17CrMoV511.

4.7.4. İnce Saçlar

Yumuşak alaşımsız çelikten ince saçlar (DIN 1623, Blatt 1)

İşareti oluşturan bölümler çelik üretim özelliği, çelik kalitesi, yüzey türü ve son işleme göre yüzey görünümüdür.

Örnek : RRSt 1405 m

RR : Özel durgun dökülmüş

St : çelik

14 : çelik kalitesi

10 : temel kalite

12 : çekme kalitesi

13 : derin çekme kalitesi

14 : Özel derin çekme kalitesi

05 : yüzey türü

01 : kapalı kutuda tavlanmış, tufalı giderilmemiş

02 : normalleştirilmiş, tufalı giderilmemiş

03 : tufalsız

04 : iyileştirilmiş yüzey

05 : en iyi yüzey (örneğin, lak püskürtmeye uygun)

m : son işleme göre yüzey görünümü

g : parlak

m : mat

r : pürüzlü

Genel yapı çeliğinden ince saçlar (DIN 1623, Blatt 2)

WUSt 37-2 05

WU : Özel hava üfleme çeliği, kaynar dökülmüş

St 37-2 : DIN 17100'e göre tanımlama

05 : yüzey türü (yukardaki gibi)

4.7.5. Yüksek Dayanımlı Özel Yapı Çeliklerinin Gösterilişi

Normalleştirilmiş ince taneli yapı çelikleri (akma dayanımı 260-510 N/mm²) ile atmosferik korozyona dayanıklı yapı çeliklerinin işaretleri Stahl-Eisen Werkstoffblätter (SEW) 089-70 ve 087-70 de verilmiştir.

Örnekler:

StE39

İnce taneli yapı çeliği, en az akma dayanımı 39kgf/mm^2

WStE39

Aynı çelik, 400°C 'a kadar olan sıcaklıklarda akma dayanımı için belirli değerler garanti edilmiş (W).

TTStE39

Aynı çelik, sıfırlı sıcaklıklarda (-60°C 'a kadar) tokluk için belirli değerler garanti edilmiş (TT).

WTSt37-3

SEW 087-70'e göre atmosferik korozyona dayanıklı (WT) genel yapı çeliği, diğer özellikleri St37-3 (DIN 17000) ile aynı

4.7.6. Malzemelerin Numaralarla Gösterilişi (DIN 17007)

Malzemelerin numaralarla gösterilmesi bilgi işlem açısından kolaylık sağlar. Ancak başlıca özelliklerinin standarda başvurmadan hatırlanması güçleşir.

Malzeme numaraları yedi basamaklı olup aşağıdaki bölümlerden oluşurlar:

Ana grup tanıma sayısı

0,1 : demir esaslı malzemeler

2,3 : demir dışı metaller

4 : toz metallurjisi yöntemiyle üretilen malzemeler

Tür tanıma Sayıları

İlk iki rakam malzemenin türünü, son iki rakam ise bu tür içindeki sırasını gösterir. Çizelge 4.10 da çelikler için tür tanıma sayıları verilmiştir.

Ek Sayılar

Bunların ilki çeliğin üretim yöntemini (eritme ve dökme) ikincisi ise işlem durumunu (örneğin yumuşatılmış, tavllanmış, soğuk şekil değiştirmiş) belirtir.

Örnekler

Ana Grup : 1, çelik

Tür : 01, DIN 17100'de yer alan genel yapı çelikleri

Sıra: 12, St 37-3

Üretim yöntemi : 6, MRR-çeliği (özel durgun Siemens-Martin çeliği)

İşlem : 1, normalleştirme tavlı yapılmış

Ana Grup : 1, çelik	1	72	18	9	4
Tür : 72, krom ve Mo < % 0,35 içeren alaşımlı yapı çeliği (asal çelik)					
Sıra: 18, yaklaşık % 0,25 C, % 1 Cr, % 0,25 Mo içeren çelik					
Üretim yöntemi : 9, elektrik ocağı çeliği					
İşlem : 4, yüksek tokluk için ıslah edilmiş					

4.7.7. Demir Esaslı Malzemelerin EURONORM 27-74'e Göre Gösterilişi

Anılan standarda göre çelik işaretleri başlıca iki gruba ayrılır (Çizelge 4.11).

- I. grup : Mekanik özellikleri ve kullanım amaçlarını temel alan işaretler.

-II. grup : Kimyasal bileşimi temel alan işaretler.

Bunlardan II. Grubun DIN 17006 ile büyük ölçüde paralellik göstermesine karşın, I.Grup için aşağıda açıklanan farklılıklar söz konusudur.

İşaretin özü

- Dövülmüş, haddelenmiş, çekilmiş veya sürekli dökülmüş çelikler için Fe, parçanın son şeklini elde etmek üzere kalıba dökülmüş çelikler (dökme çelikler) için FeG sembolü,
- En az çekme veya E harfi ile ayırt edilen akma dayanımı (N/mm² olarak),
- Belirli özelliklerin elde edilebilmesi için katılmış alaşım elementi varsa, bunun kimyasal sembolü.

İşaretin ekleri

- Gevrek kırılmaya duyarsızlık derecesi,
- Önemli nitelikler (örneğin kaynağa elverişlilik, üretim türü ve dökümde katılma davranışı, ısıtma işlem durumu),
- Kullanım özellikleri (örneğin kenar kıvrırmaya, dikişsiz boru üretimine, kalıpla veya serbest dövmeye elverişlilik).

Çizelge 4.11 işaretlerin oluşturulmasındaki sistemi toplu olarak vermektedir.

Örnekler

- Fe 410 D : En az çekme dayanımı 410 N/mm² olarak garanti edilen çelik, gevrek kırılmaya duyarsızlık derecesi D
- Fe 410 Pb: Çekme dayanımı yukarıdaki gibi, ancak kurşun katılmış.
- Fe E355Mn: Mangan miktarı artırılan ve en az akma sınırı 355 N/mm² olarak garanti edilen çelik.

Çizelge 4.11-EURONORM 27-74'e göre Çelik İşaretleri

İşaretin bölümleri	Grup	I.Mekanik özelliklere ve kullanım amaçlarına göre işaretlendirme		II.Kimyasal bileşime göre işaretlendirme			
	Alt grup	I.1.Mekanik özelliklere göre	I.2.Kullanım amaçlarına göre	II.1.Alaşımsız çelikler		II.2.Alaşımlı çelikler	
				II.1.1.Isıl işlem öngörülen	II.1.2.Özel kullanım amaçlı	II.2.1.Her alaşım elem. < % 5	II.2.2.En az bir alaşım elem. > % 5
ÇELİK İŞARETİ	0. Ön harf veya sayı	-	-	Gerektiğinde ürün standardında özelliklerin düzeyini belirleyen bir ön sayı		Gerektiğinde ürün standardında özelliklerin düzeyini belirleyen bir ön harf	
	1. Ana sembol	Fe:dövülmüş, haddelenmiş, çekilmiş veya sürekli dövülmüş çelik, FeG:dökme çelik	Fe	C,dökme çeliklerde önüne G harfi gelir	C,bunu kullanım ile ilgili bir harf izler (ürün standardına göre)	G (sadece dökme çelikler için)	X, dökme çeliklerde önüne G harfi gelir
	2. Ana özelliği belirten sayı veya harf	Garanti edilen en az çekme dayanımı veya E harfi konularak en az akma sınırı (N/mm ² olarak)	Kullanım ile ilgili harf ve bunu izleyen iki veya daha fazla basamaklı sayı (kalite standardına göre)	Ortalama karbon derişikliğinin (% ağırlık) 100 katı			
	3. Bazı alaşım elementlerinin sembolleri	Varsa,belirli özelliklerin elde edilmesi için katılan alaşım elementinin kimyasal sembolü	-	Varsa,belirli özelliklerin elde edilmesi için katılan alaşım elementinin kimyasal sembolü,bunu ürün standardında belirtilen bir rakam izleyebilir.		Çeliği karakterize eden alaşım elementlerinin kimyasal sembolleri	
	4. Alaşım elementi derişiklik sayıları	-	-	-	-	En önemli alaşım elementlerinin ağırlık yüzdelерinin 4 veya 10 veya 100 veya 1000 katı (elemente göre)	En önemli alaşım elementlerinin ağırlık yüzdeleri
	5. Gevrek kırılmaya duyarlılık derecesi	A,B,C,D	-	-	-	-	-
	6. Diğer kriterlere göre kalite düzeyini gösteren rakamlar	1,2,3... ürün standardına göre	-	-	-	-	-
Son ekleri	7. Seçilmiş özellikler	F,S,K,H,M,R,N,G,T "anahtar harfler"den biri ve bunu izleyen bir başka harf (ürün standardına göre)					
	EURONORM ilişkisinin göst.	EU.....					
Örnekler:		Fe410 D Fe 490-2 Fe 360-1 KW FeG 440 FeD 355-2 Fe 410 Pb FeE 355 Mn FeE 355 Cr	FeV 360-50 H C FeP03 MB RR FeB 215 FeD 01	1C 35 2C 35 TC C 40 S 1C 50 S TB GC 20	2 CD 15 CD 30 Cr1	A 20 Mn 5 18 NiCr16 19 NiCr16 30 CrAlMo 5 10 G 90 Cr4	X10Cr13 AX15Cr13 X10CrNi18 8 X 200 Cr13 X 50 NiCr 2109 X150CrMo12 KU GX15Cr13

Fe B215 : En az akma sınırı 215 N/mm^2 olarak garanti edilen beton çeliği (B harfinden sonra akma sınırı ayrıca E ile belirtilmez).

4.8. Çelik Türleri

4.8.1. Çeliklerin Genel Sınıflandırılması

EURONORM 20-74'de çelikler

- kimyasal bileşimlerine veya
- kullanım yerinde istenen özelliklere göre sınıflandırılır

Kimyasal bileşim açısından

- alaşımsız çelikler ve
- alaşımlı çelikler (bk.4.6) olmak üzere başlıca iki gruptan söz edilebilir.

Kullanım amaçlarını dikkate alan temel ayırım ise şöyledir:

- Kütte çelikleri (alaşımsız)
- Kaliteli çelikler (alaşımsız ve alaşımlı)
- Asal çelikler (alaşımsız ve alaşımlı)

Kütte çelikleri dayanım ve süneklik değerleri dışında herhangi bir özellik gözetilmeden, genel amaçlarla kullanılırlar. Kaliteli çelikler ise yerine göre kaynağa uygunluk, gevrek kırılmaya duyarlılık, derin çekilebilme, otomat tezgahlarında işlenebilme gibi bazı niteliklere de sahip olacak şekilde özenle üretilen çeliklerdir. Asal çelikler özel üretim koşullarından ötürü kaliteli çeliklerden daha az katışkı içerirler (P ve $S \leq 0,035$) . Yüksek alaşımlı çeliklerin asal olması zorunludur.

Öte yandan kullanım alanları bakımından, konstrüksiyon (yapı, otomat, sementasyon, nitrürasyon, yay, ıslah çelikleri, ısıya veya korozyona dayanıklı çelikler vb.) ile takım çelikleri olarak yapılan sınıflandırma uygulayıcılara kolaylık sağlar.

4.8.2. Yapı Çelikleri

Kimyasal etkilere dayanıklılık ve imalat sırasında sertleştirme işlemi öngörülmeden konstrüksiyon çelikleridir. Kullanım yerine göre seçilmelerinde, öncelikle akma sınırının yüksekliği göz önünde tutulur; bunun yanında yeterli süneklik ve gerektiğinde tokluk aranır. Bu arada söz konusu çeliklerin en başta kaynak olmak üzere talaş kaldırma, soğuk şekil verme (örneğin bükme, zımbalama, derin çekme) gibi bazı imal usulleriyle ilgili teknolojik özellikleri de büyük önem taşıyabilir. Bu nedenle kaynak davranışını tanımlayan kavramlar üzerinde durulması yararlı olacaktır.

Çoğu kez malzeme niteliği gibi kabul edilmesine karşın, gerçekte yöntem ve konstrüksiyon öğelerini de içeren kaynak

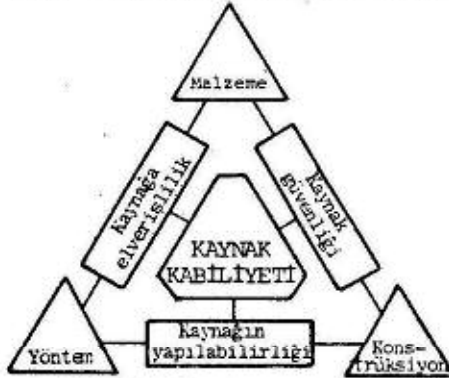
kabiliyeti aşağıda belirtilen üç alt kavrama ayrılarak açıklanabilir:

- Kaynağa elverişlilik (kaynağa uygunluk): Kaynak bağlantısının uygulanan bir yöntemle gerçekleştirilmesinde, seçilen malzemenin metalurjik, kimyasal ve fiziksel özellikler açısından herhangi bir olumsuzluk yaratmamasıdır.

Dönüşüm gösteren çeliklerin kaynak işleminde ısıdan etkilenen bölge yeterli sünekliliğe sahipse, kaynağa uygunluğun var olduğu genellikle söylenebilir. Bunun için, gerekiyorsa alınacak önlemlerle martenzit oluşumu engellenmeli (bk.2.5.3) veya meydana gelebilecek martenzitin bir ölçüde tok olmasını sağlamak üzere çeliğin karbon miktarı sınırlandırılmalıdır ($C \leq 0,20..0,22$).

- Kaynak güvenliği: Öncelikle malzemeye bağlı olan kaynağa uygunluk, kaynaklı konstrüksiyonun gevrek kırılmaya karşı güvenli olması için yeterli değildir. Yani konstrüksiyonun öngörülen işletme koşulları altında gevrekleşme ve çatlama tehlikesinden uzak kalması, çelik özellikleri yanında başka bazı etkenlerin de imalatçı tarafından dikkate alınmasını gerektirir. Söz konusu etkenler tasarım (saç kalınlığı, dikiş türü ve konumu, çentik etkisi) ve zorlama durumu (gerilmelerin türü, büyüklüğü ve çok eksenliliği, zorlama hızı, işletme sıcaklığı) olarak iki grupta toplanır.

- Kaynağın yapılabilirliği: Belirli bir konstrüksiyonun seçilen kaynak yöntemi ile gerçekleştirilebilmesidir.



Şekil 4.77. Kaynak kabiliyeti, alt kavramlar ve kaynağın temel öğeleri arasındaki ilişkilerin şematik gösterilişi

Şekil 4.77 kaynak kabiliyeti kavramının, malzeme-yöntem-konstrüksiyon öğelerinin karşılıklı etkisiyle ortaya çıkan alt kavramlara bağlılığını göstermektedir.

4.8.2.1. Genel Yapı Çelikleri (DIN 17100)*

Toplam çelik üretimi içinde en büyük paya sahiptirler. Alaşımsız ve çoğunlukla kütle çeliği olarak, sıcak şekillendirmeden sonra normalleştirilmiş, bazen de soğuk şekil verilmiş durumda kullanılırlar. Bu çeliklerden özellikle çekme ve akma dayanımları göz önünde tutularak, örneğin yeraltı ve yerüstü inşaatı, köprü, depolama kabı, taşıt ve makina yapımı gibi çeşitli mühendislik alanlarında yararlanılır.

Çizelge 4.12'de verilen çelik türlerinin en az çekme dayanımları 290 N/mm²'den 670 N/mm²'ye, en az akma sınırları ise 175 N/mm²'den 365 N/mm²'ye kadar değişir; içyapıları ferritik-perlitiktir. Dayanım değerleri aşağıda belirtilen faktörlerin ortak etkisiyle artar:

*) Bu konudaki Türk Standardı: TS 2162, Genel Yapı Çelikleri

Çizelge 4.12-DIN 17100'e göre çeliklerin mekanik özellikleri

Çelik türü		Gördüğü ısıtıl işlem 2)	Mekanik özellikler								Çentik vurma işi A_v 3)	
			Çekme dayanımı R_m Kalinlık ≥ 3 mm ≤ 100 mm N/mm ²	Akma sınırı R_{eH} Kalinlıklar(mm) ≤ 16 > 16 ≤ 40 > 40 ≤ 63 N/mm ² en az		Kopma uzaması A_5 Boylamasına Enlemesine Kalınlıklar (mm) ≥ 3 > 40 ≥ 3 > 40 ≤ 40 ≤ 63 ≤ 40 ≤ 63 % en az			Deney sic. °C			
				J en az								
İşaret 1)	Malzeme numarası											
St 33	1.0035	U, N	290	185	175	-	18	-	16	-	-	-
St 37-2	1.0037	U, N										+20
USi 37-2	1.0036	U, N										+20
RSi 37-2	1.0038	U, N	340...470	235	225	215	26	25	24	23	27	+20
St 37-3	1.0116	U										± 0
		N										-20
St 44-2	1.0044	U, N										+20
St 44-3	1.0144	U	410...540	275	265	255	22	21	20	19	27	± 0
		N										-20
St 52-3	1.0570	U	490...630	355	345	335	22	21	20	19	27	± 0
		N										-20
St 50-2	1.0050	U, N	470...610	295	285	275	20	19	18	17	-	-
St 60-2	1.0060	U, N	570...710	335	325	315	16	15	14	13	-	-
St 70-2	1.0070	U, N	670...830	365	355	345	11	10	10	9	-	-

1) U=Kaynar, R=durgun dökülmüş. Dökümde katılaşma durumu (oksit giderme türü) St33 ve St37-2'de serbest bırakılmıştır. St-3 ile St70-2 arasındaki çeliklerden kalite grubu 2 olanlar durgun (R), 3 olanlar ise özel durgun (RR) dökülür.

2) U=sıcak şekil verilmiş, ısıtıl işlem görmemiş, N=normalleştirilmiş.

3) ISO-V çentikli deney parçaları ve 10 mm(St37-2'de>16 mm)ile 63 mm arasındaki kalınlıklar için geçerlidir.

- Katı çözelti sertleşmesi (ferritte çözünmüş olan demir eşlik elementlerinden dolayı),
- Tane sınırları (özellikle ince taneli St 52-3'de belirgin olmak üzere),
- Perlit oranı

Hadde ürünleri büyük ölçüde kaynaklı konstrüksiyonlarda kullanıldıklarından, bu tür çeliklerde

- kaynağa uygunluk ve
- gevrek kırılmaya duyarsızlığın yeterli düzeyde olması gerekir.

Kaynağa uygunluk bakımından karbon miktarı, gevrek kırılmaya duyarsızlık için de geçiş sıcaklığı veya çentik vurma tokluğu güvenilir birer ölçüt olarak alınabilir. Garanti edilen dayanım değerleri aynı olan değişik kalite gruplarındaki çelik türleri, sadece kimyasal bileşim değil, gevrek kırılmaya duyarsızlık açısından da farklıdır. Çeliğin kalite grup sayısı büyüdükçe gevrek kırılmaya duyarsızlığı da artar.

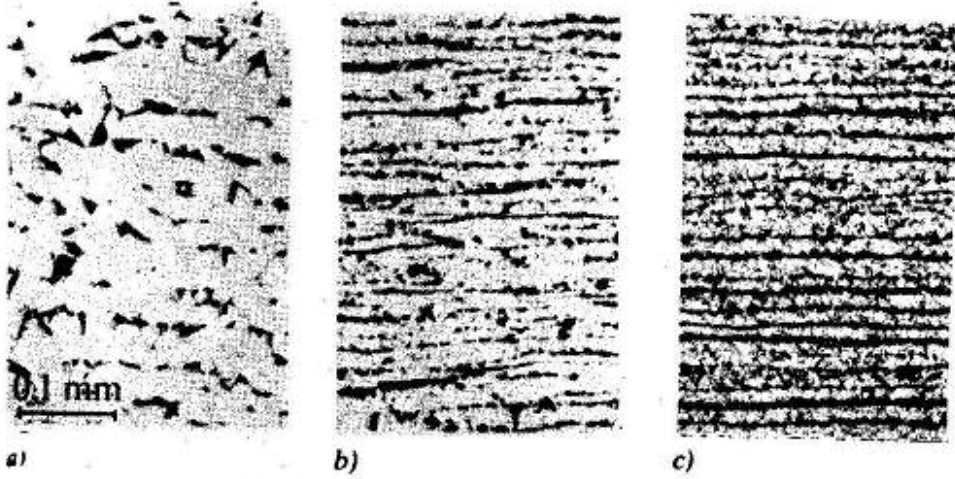
Kalite grubu 3'e giren bir çeliğin (örneğin St 37-3) bileşimindeki katışkılar ($P < 0,05$, $S < 0,05$), kalite grubu 2 olan durgun bir çeliğinkinden ($P < 0,06$, $S < 0,06$) daha düşüktür. Ayrıca oksit gidermede kullanılan alüminyum gibi elementlerle bağlanmasından ötürü, azotun katı çözeltideki miktarı çok azalır. Böylece geçiş sıcaklıkları diğer çeliklere oranla alçalan kalite grubu 3 çelikleri gevrek kırılmaya karşı daha güvenlidirler. Çentik vurma işinin bir minimum değer altına inmemesi koşulu, yalnız az karbonlu yani kaynağa elverişli çeliklerde aranır (bk.Çizelge 4.12).

Sonuç olarak kaynak işlemi sözkonusu ise, çelikler sadece dayanımlarına değil, tokluk özelliklerine göre de seçilmek zorundadırlar. Diğer bağlantı biçimlerinde (cıvata, perçin) gevrek kırılma ile hemen hiç karşılaşılmadığından, malzemenin tokluğu önemli bir rol oynamaz. Çeliklerin kaynağa uygunluğu için genel bir garanti verilmesi yanıltıcı olabilir. Çünkü konstrüksiyonun kaynak sırasında ve sonrasındaki davranışları malzeme özelliklerinden başka, boyutlar, üretim ve işletme koşulları ile de belirlenir.

Eritme kaynağı

St 37-2, St 37-3, St 44-2, St 44-3, St 52-3

çeliklerine çoğunlukla herhangi bir önlem gerektirmeden uygulanabilir. Kalite grubu 3'e giren çeliklerde azotun AlN vb. kararlı bileşikler oluşturması şekil değişimi yaşanmasını da önler (bk.4.4.5). Bunun yanında anılan nitrürlerin çekirdek etkisi ince taneli ikincil içyapı (bk.1.3) yaratarak akma sınırını yükseltir. St 52-3 çeliği kaynağa uygun ($C < 0,2$) yüksek dayanımlı ince taneli yapı çeliklerinin öncüsü olarak kabul edilebilir. Şekil 4.78 a,b ve c'de St37-2, St 52-3 ve



Sekil 4.78. Çeliklerin içyapıları:

- a) St 37.2 ($R_{eH} \approx 235 \text{ N/mm}^2$) ; b) St 52-3 ($R_{eH} \approx 355 \text{ N/mm}^2$)
c) az alaşımlı ince taneli yapı çeliği ($R_{eH} \approx 500 \text{ N/mm}^2$)

az alaşımlı ince taneli bir yapı çeliğinin içyapıları karşılaştırılmıştır.

St 50-2 , St 60-2 , St 70-2

çeliklerinin kaynağında ise ön ısıtma ve ayrıca kaynak sonrası tavlı gereklidir.

4.8.2.2. İnce Saçlar (DIN 1623)*

Genellikle alaşımsız az karbonlu çeliklerden, soğuk haddeleme sonrası tavlanarak yumuşatılmış (veya bazen sıcak haddelemiş), kalınlıkları 3 mm'nin altında olan saçlardır. Şekil verme (derin çekme, bükme, germe) ve yüzey işlemlerine (örneğin emaylama, plastik kaplama, galvanizleme, laklama, kalay kaplama, krom kaplama) elverişlidirler. Bu saçlar sement veya ıslah edilmezler. F.Almanya veya A.B.D. gibi ileri düzeyde sanayileşmiş ülkelerde ince saçların toplam çelik üretimindeki payı %25-30'u bulur. En önemli kullanım alanları taşıt ve madeni eşya üretimi ile elektrotekniktir.

İnce saçlarda dayanım değerleri çoğu kez ikinci planda kalır; öncelikle derin çekme vb. işlemler için gerekli olan yeterli şekil değiştirme kabiliyeti (süneklik) aranır. İçyapının küçük taneli olması ve saç yüzeyinin belirli bir duruma getirilmesi de (örneğin elektrolitik kaplama için parlatma, kolay çekilebilme için yağlayıcıyı tutmak üzere matlaştırma) önemlidir.

Çeşitli yöntemlerle saçlara şekil vermede ortaya çıkabilecek karmaşık olaylara rağmen, malzemelerin söz konusu imalat koşullarına uygunluğu çekme deneyi sonuçlarıyla saptanabilir. Ayrıca özel teknolojik deneylerle ek bilgiler de elde edilir.

*) Bu konudaki Türk Standardı:

TS 3812 Alaşımsız ve genel yapı çeliklerinden yapılmış ince çelik saçlar.

Bunların arasında en çok kullanılanı Erichsen Çökertme Dene-yidir (bk.3.5.1).

Yüksek dayanım istenen bazı uygulamalarda, sacın şekil de-ğiştirme kabiliyetinin azalması pahasına da olsa, karbon mik-tarını artırmak veya başta mangan olmak üzere alaşım elementi katmak yoluna gidilebilir.

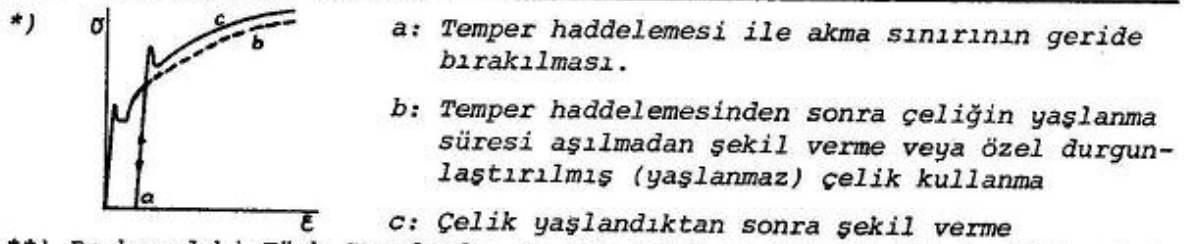
Kaynar çeliklerde katışkıların az olduğu *demir tabakası* (bk.4.3.3.2), yüzey kalitesinin durgun çeliklerdekinden daha üstün olmasını sağlar. Dolayısıyla sadece büyük oranda şekil değişimi gerektiren parçalar için alüminyumla özel durgunlaş-tırılmış çelikler seçilir.

Az karbonlu yumuşak çeliklere özgü belirgin akmadan ötürü, ince saçlardan parça yapımında yerel şekil değişimleri, yani *akma* veya LÜDERS bantları oluşabilir. Yüzey görünümünü bozan bu olay, başta azot olmak üzere çözünmüş atomların dislokas-yonlarla etkileşiminden ileri gelir (bk.3.1.7.4 ve 4.4.5). Oysa tavlanmış saçlarda önceden yapılacak çok hafif bir soğuk haddeme (şekil değiştirme oranı yaklaşık %2) ile, söz konu-su akma sınırı geride bırakılırken yüzey de düzgünleştirilmiş olur. *Temper haddemesi* diye anılan bu işlemi görmüş kaynar çelikten saçlar, *şekil değişimi yaşlanmasına* uğramadan imala-ta alınmalıdır. Aksi halde, yani depolamada belirli bir süre aşılsa, daha sonra örneğin derin çekme sırasında belirgin akma ve bununla ilişkili LÜDERS bantları gene ortaya çıkar*.

İnce saçlar genellikle eritme ve direnç kaynağına uygun-durlar. Ancak kalınlığı 1 mm'yi geçmeyen saçların oksit-aseti-len kaynağı gibi ilâve malzeme gerektirmeyen uygulamalarda, çelikteki kalıntıların miktar ve türü özenle kontrol edilmeli-dir. Kalıntılar eriyikte viskozite artışı ve köpürme eğilimi yaratarak, kaynak metalinin çok gözenekli olmasına yol aç-a-bilir.

DIN 1623 Blatt 1 de yumuşak çeliklerden ince saçlar, örne-ğin RRSt 14 05 m; DIN 1623 Blatt 2'de ise genel yapı çelikle-rinden ince saçlar, örneğin St 52-3 03 tanımlanmışlardır. İkinci gruptaki saçlar öncelikle çekme dayanımı ve akma sınırı değerleri dikkate alınarak kullanılırlar.

Alaşımsız yumuşak çeliklerden soğuk haddelenmiş şeritlerde de (DIN 1624)** , şekillendirme ve yüzey işlemleri yapılabilir. Bunlar belirli boylarda kesilmiş olarak veya rulo biçiminde piyasaya sunulurlar.



**) Bu konudaki Türk Standardı: TS 924-Çelik şeritler(soğuk haddelenmiş)

4.8.2.3. Yüksek Dayanımlı Yapı Çelikleri

Çeliklerde dayanım artırma olanakları kısmen içyapıya bağlıdır. İçyapıları bakımından çelikler şu gruplara ayrılır:

- ferritik (yüksek alaşımlı)
- ferritik-perlitik (alaşımsız-alaşımlı)
- martenzitik (alaşımlı, ıslah çeliği)
- ostenitik (yüksek alaşımlı)

Tek fazlı ferritik ve ostenitik çelikler faz dönüşümleri ile sertleştirilemezler. Bunlara ancak uygun alaşım elementlerinin katılması ile çökelme sertleşmesi uygulanabilir.

Konstrüksiyonlarda yüksek dayanımlı çeliklerin anlamlı kullanılması aşağıdaki noktaların göz önünde tutulmasını gerektirir:

- Boyutların sadece çekme gerilmelerine göre belirlenmesi yeterli olabilmelidir. Bunun aksine levhaların ve diğer elemanların (boyuna ve yanal) burkulmasına yol açabilecek koşullar ağırlık taşıyorsa, narin parçaların kararlılığını etkileyen malzeme özelliği olarak elastiklik modülü bütün çelik türlerinde yaklaşık aynı olduğu için, yüksek dayanımlı malzemelerin kullanılması yarar sağlamaz.

- Yüksek dayanımlı malzeme seçerek et kalınlığının azaltılması paslanmadan gelebilecek bir sınırlama vardır. Bu bakımdan atmosfer etkisine dayanıklı yapı çeliklerinin kullanılması önem kazanır.

- Statik dayanımın yükselişi yorulma dayanımını aynı oranda olmamak üzere bir ölçüde artırmakla birlikte, çentik duyarlılığını da fazlalaştırır (bk.3.2.3.5). Bu olgu, özellikle çentikli parçaların küçük ortalama gerilmelerle zorlanma durumlarında, yorulma davranışını iyileştirmek için yüksek dayanımlı çeliklerin seçilmesini gereksiz kılar. Ancak böyle bir seçimle, Wöhler eğrisinde kısa ömürlü bölgeye (bk.3.2.1.2) girişin yani plastik şekil değişimlerinin daha büyük gerilme genliklerine ötelenmesinden ve yorulma dayanımı diyagramlarının (bk. 3.2.3.1) daha büyük ortalama gerilmelere doğru uzamasından yararlanmak mümkün olur.

- Yüksek dayanımlı çeliklerde süneklik genellikle düşer; yani gevrek kırılma eğilimi artar. Tasarım ve imalatı çok özenli yapılan konstrüksiyonlarda dahi bu tür hasar olasılığı gözden uzak tutulmamalıdır.

4.8.2.3.1. Dayanım Artırma Yöntemleri

Metal malzemelerde dayanım artırma yöntemlerinin temeli dislokasyon hareketlerinin engellenmesidir. Böylece, dislokasyonlar ancak daha fazla gerilme uygulandığında hareket edebileceklerinden, en başta akma sınırı yükselir.

Katı çözelti sertleşmesi (Engel: yabancı atomlar) demir esaslı malzemeler için sağlayabileceği dayanım kazancı dikkate

alındığında, çoğunlukla ekonomik olmayan bir yöntemdir. Soğuk pekleşmede ise (Engel: diğer dislokasyonlar) tokluk büyük oranda azalır. Parçacık (dağılım) sertleşmesinde (Engel: parçacıklar ve kümelenmeler) dayanımın yükselişi tokluğun kuvvetle düşmesine yol açabilir. Örneğin basit ve etkin bir yöntem olarak karbon miktarının ve dolayısıyla gevrek sementit fazının artırılması, yüksek dayanımlı yapı çeliklerinde aranan kaynağa elverişlilik ve gevrek kırılmaya duyarsızlık gibi özellikleri ortadan kaldırır. Bu çeliklerin gevrek kırılmaya karşı güvenlik açısından yeterli sünekliğe sahip olmaları gerekir.

Çelikler için yaygın bir yöntem olan *martenzitik dönüşüm* yoluyla *sertleştirme* (Engel: zorunlu çözünmüş atomlardan gelen kafes gerilmeleri ve dislokasyonlar) sonucu, az karbonlu çeliklerde yüksek dayanım ve süneklik birlikte elde edilir. Suda suverilmiş, düşük alaşımlı bu tür ($C < 0,2$) çelikler son yıllarda kullanılmaya başlanmıştır. Akma sınırları 500 N/mm^2 'nin üzerinde olduğundan teknik açıdan giderek önem kazanmaktadır (bk.4.8.2.3.3).

İnce taneli çeliklerde de bir yandan *tane sınırı sertleşmesi* (Engel: büyük açılı tane sınırları) görülürken, öte yandan herhangi bir zorlamada kayma sistemleri çalışabilecek uygun konumlu tanelerin bulunma olasılığı artarak, şekil değişiminin yayılması kolaylaşır. Bu iki özelliğin bileşkesi olarak ortaya çıkan yüksek tokluk öncelikle darbeli işletmelerde malzemeye üstünlük sağlar (Şekil 4.79). Hem etkin hem de ekono-

nomik bir yöntem olan tane küçültmenin yanında, genellikle diğer dayanım artırıcı mekanizmalara da başvurulur.

İki tür ince taneli yapı çeliği vardır.

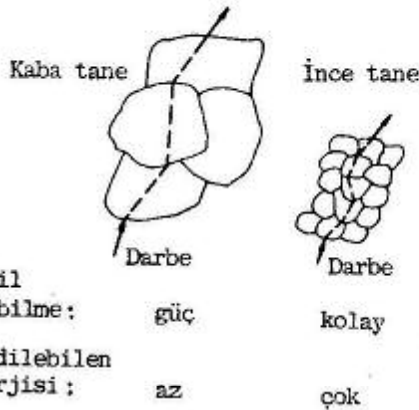
- *normalleştirilmiş* ($R_{eH} \leq 500 \text{ N/mm}^2$), içyapı ferritik-perlitik,

- *ıslah edilmiş* ($R_{eH} > 500 \text{ N/mm}^2$), içyapı temperlenmiş martenzit.

Çeliklerin dayanımlarının artırılmasında *çökeltme sertleşmesinden* yararlanılabileceği son zamanlarda anlaşılmış ve uygulama aşamasına geçilmiştir. Bunun için homojen (tek fazlı) ostenit, ferrit, martenzit gibi içyapılardan karbürler veya diğer ara bileşikler özel işleme çökeltirilir. Varılan sonuç üzerinde çökeltirilerin türü (bağdaşık veya değil), dağılımı, miktarı, ortalama çap ve uzaklığı etkili olur. Bu şekilde dayanımı artırılmış çeliklerin akma sınırı

$$R_{eH} \approx \text{sabit} \times \frac{G}{\lambda}$$

bağıntısıyla verilebilir. Burada G =kayma modülü, λ =çökeltiriler arası ortalama uzaklıktır (bk.1.7.3.2). Parçacıklar arası uzaklığın en uygun değeri $\lambda=5 \text{ nm}$ düzeyindedir.



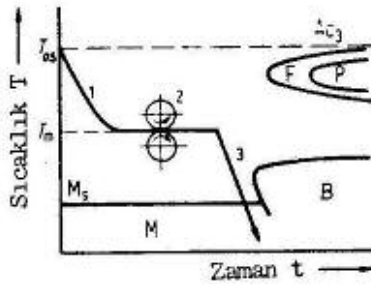
Şekil 4.79. Kaba ve ince taneli malzemelerin darbeli zorlama durumunda davranışları (şematik)

Çökelme sertleşmesi,

- PAÇ (Alm.PRS veya PAS= perlit reduzierte veya perlitarme Staehle=perliti azaltılmış çelikler) ile,
- *Maryaşlandırma* (İng.Maraging=Martensite+aging=Martenzit+yaşlandırma) çeliklerinde önemli rol oynar.

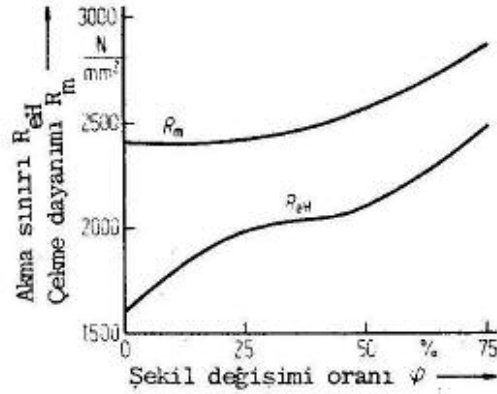
Çok yüksek dayanıma erişmek üzere özel çeliklere uygulanan bir diğer yöntem de osşekillendirme (İng.Ausforming=Austenite+Forming=Ostenit+Şekillendirme)dir.

Bu amaca uygun çeliğin ZSD-diyagramında, ostenit dönüşümünün perlit ve beynit kademeleri arasında belirgin olarak geciktiği bir bölge bulunmalıdır (Şekil 4.80). Ostenitleme sıcaklığından (T_{os}) soğutulan malzeme, dönüşümün geciktiği bölgede sabit sıcaklıkta (T_m) şekillendirildikten sonra ikinci bir soğutma ile martenzite dönüştürülür. Kararsız ostenite şekil verme sırasında yaratılan dislokasyonların korunması için, işlem "yeniden kristalleşme sıcaklığının" altında yapılmalıdır ($T_m < T_{yk}$). Dayanım artışı, martenzitik yapıya ek olarak şekillendirmeden kalan dislokasyonların yoğunluğuna bağlıdır. Yöntemin etkinliği Şekil 4.81'de bir ıslah çeliği için gösterilmiştir.



Şekil 4.80. Osşekillendirmenin ZSD-diyagramında şematik gösterilişi

1. T_{os} 'dan T_m 'ye soğutma
2. Kararsız ostenit alanında şekillendirme
3. Ostenitin martenzite dönüştürülmesi

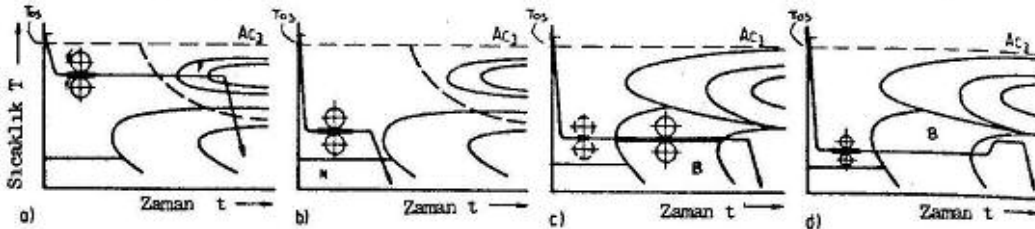


Şekil 4.81. Yüksek dayanımlı bir çeliğin (%5 Cr-Mo-V-türü) çekme dayanımı ve akma sınırına kararlı ostenit alanında şekil değişiminin etkisi (GERBERICH'e göre)

Tane küçültme, martenzit oluşturma ve çökeltme yoluyla sertleştirmenin osşekillendirmeye birlikte gerçekleştirilmesi sonucu çok yüksek dayanımlı malzemeler elde edilmektedir. Martenzitik yapıda çökelme sertleşmesine örnek olarak Ni-Co-Mo *maryaşlandırma* çelikleri, $C \approx 0,05$ gibi düşük karbon miktarlarına rağmen 3000 N/mm^2 'ye ulaşan akma dayanımı değerlerine sahiptirler. Ayrıca üstün kırılma tokluğu da (bk.Çizelge 3.2) gösteren bu çelikler, çok temiz* olarak üretilmeleri

*) Önce "vakum indüksiyon" ve daha sonra özellikle pota vb.den gelebilecek dış kaynaklı kalıntıların önlenmesi için "vakum ark" yeniden eritme yöntemiyle arıtılıp (bk.4.3.2.5), su soğutmalı bakır kalıpta katılaştırılmış.

Ösgekillendirme bir tür termomekanik işlemdir. Dönüşüm veya çökelme olaylarından önce, olay sırasında, ya da sonra yapılan soğuk veya sıcak şekil verme işlemleri ile çeliklerin mekanik özellikleri büyük ölçüde etkilenebilir. Böylece tokluğu düşürmeden akma sınırının yükseltilmesi mümkün olur. Yaratılan kristal kusurlarıyla dayanımın artırılması yanında, yeniden kristalleşme ve çökelme davranışlarının değiştirilmesi de söz konusudur. Örneğin soğuk şekillendirme ile çökelme kolaylaşır, parçacıklar küçülür (gerilme güdümlü çökelme). Dolayısıyla çökeltilerin dayanımı artırıcı etkisi de belirgin olarak kuvvetlenir. Bu nedenle en uygun özelliklerin elde edilebilmesi, termomekanik işlemlerin malzemeye göre düzenlenip iyi kontrol edilmesine bağlıdır. Şekil 4.82 de bazı termomekanik işlemler ZSD-diyagramları yardımıyla şematik olarak belirtilmiştir.

[illegible]

Şekil 4.83 kristal kusurlarının akma sınırına etkisini göstermektedir. En yüksek dayanıma erişmek için, kristal yapının ya ideale yakın olması (demir kılcal tekkristali) veya pek çok sayıda dislokasyon engeli içermesi zorunludur. İkinci durumda, yani pratikteki çelikler için bilinen yöntemlerle, akma sınırı $4000-4500 \text{ N/mm}^2$ değerinin üzerine çıkarılamaz. Ancak kılcal tekkristaller (whisker) ekonomik olarak üretilip, bunlara bir ana kütleleyi kuvvetlendirici lif işlevi gördürülürse, teknik açıdan ilginç ve daha yüksek dayanıma ulaşabilen karma (kompozit) malzemeler elde edilir.

4.8.2.3.2. Yüksek Dayanımlı Islah
Edilmemiş İnce Taneli Yapı
Çelikleri

82

dayanım artışları sağlanmakla birlikte; bu yöntemin sakıncaları ve çeliğin özellikle kaynağa elverişlilik niteliğini kaybetme nedeni kısa zamanda anlaşılmıştır: Alaşım elementi miktarı artıkça kritik soğuma hızı azaldığından, kaynak sırasında martenzit oluşur ve bu fazın karbon derişikliğine bağlı olan gevreklik durumuna göre çatlama meydana gelebilir.

Burada ele alınan ıslah edilmemiş ince taneli yapı çelikleri özel durgun olarak dökülür ve genellikle çok az miktarda alaşım elementi içerdiklerinden *mikro alaşımlı çelikler* diye de anılırlar. Özellikleri Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 089-70 de (Çizelge 4.13), görebilecekleri işlemlerle ilgili kurallar ise Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 088-69'da verilmiştir.

Çizelge 4.13 - Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 089-70'e göre yüksek dayanımlı çelikler ve +20°C'da garanti edilen mekanik özellikleri

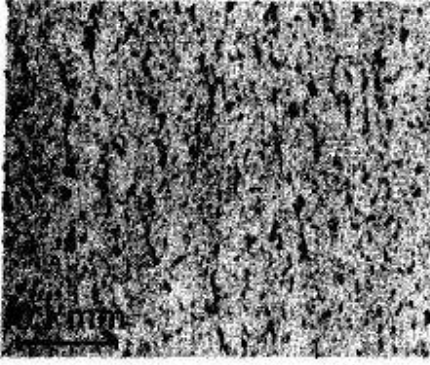
Çelik türü			Mekanik Özellikler										
Temel Seri	Yüksek sıcaklık dayanımlı seri	Soğukta tok ve yaşlanma az olan seri	Çekme dayanımı kalınlıklar (mm)			Akma sınırı kalınlıklar (mm)						Kopma uzaması (L ₀ = 5 d ₀)	
			≤70	>70 ≤85	>85 ≤100	≤16	>16 ≤35	>35 ≤50	>50 ≤60	>60 ≤70	>70 ≤85		>85 ≤100
İşaret	İşaret	İşaret	N/mm ²			N/mm ² en az						% en az	
Kaliteli çelikler													
StE 26	WStE 26	TTSStE 26	360...480	350...470	340...460	255	275	235	225	215		25	
StE 29	WStE 29	TTSStE 29	390...510	380...500	370...490	285	275	265	255	245		24	
StE 32	WStE 32	TTSStE 32	440...560	430...550	420...540	315	305	295	285	275		23	
StE 36	WStE 36	TTSStE 36	490...630	480...620	470...610	355	345	335	325	315		22	
Asal çelikler													
StE 39	WStE 39	TTSStE 39	500...650	490...640	480...630	380	375	365	355	345	335	20	
StE 43	WStE 43	TTSStE 43	530...680	520...670	510...660	420	410	400	390	380	375	19	
StE 47	WStE 47	TTSStE 47	560...730	550...715	540...700	460	450	440	430	420	410	17	
StE 51	WStE 51	TTSStE 51	610...770	600...760	590...750	500	480	470	460	450	440	16	

Vanadyum, niyobyum vb. alaşım elementleri çeliğin sıcak haddelenme ve soğutulması sırasında ince dağılımlı, 1000°C'ın üzerinde çözünen, çoğunlukla nitrür ve karbür olan çökeltiler oluşturur. Bu yolla dayanım arttığı gibi, ostenit ve buna bağlı ferrit tane büyümesi de engellenir. Böylece küçük taneli olarak üretilen çelikler, bu özelliklerini kaynak işlemi etkisiyle de kaybetmezler. Gevrek kırılmaya duyarsız, geçiş sıcaklıkları çok düşük, karbon derişiklikleri de en çok ≈ 0,2 olduğundan kaynağa uygun malzemelerdir. Ayrıca küçük ostenit tanelerinin kolayca perlitte dönüşmesiyle martenzit oluşumu güçleşir. Sertleşme kabiliyetinin bu şekilde azalması da ince taneli çeliklerin kaynağa uygunluğunu olumlu yönde etkiler.

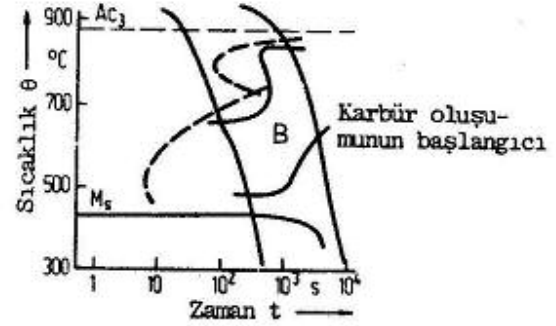
Söz konusu elementlerden örneğin niyob, titan ile termomekanik işlemler yardımıyla çok ince taneli ferrit içinde çökeltiler elde edilerek, düşük karbon miktarına (C < 0,1) rağmen akma sınırı yaklaşık 500 N/mm²'ye yükseltilebilir. Bu tür

perliti azaltılmış çelikler kaynağa olağanüstü elverişli olup, yüksek dayanımlı yapı çeliklerinin gelişmesinde önemli bir aşama olarak kabul edilmektedirler. Ancak diğer çeliklere göre daha alçak sıcaklıklarda büyük şekil değiştirme oranları ile haddelenmeleri gerektiği ve içerdikleri çökeltiler de yeniden kristalleşmelerini yavaşlattığı için (bk.1.4.2), günümüzde alışılmış hadde tezgâhlarıyla söz konusu malzemelerden üretilen levhaların kalınlığı yaklaşık 16 mm'yi aşamamaktadır. Şekil 4.83'te perliti azaltılmış bir çeliğin içyapısı gösterilmiştir.

Çeliğe pek az miktarda bor katılmasıyla ($\approx 0,002$) ötektoid öncesi ferrit ayrışmasının gecikmesinden ötürü (Şekil 4.85), geniş bir soğuma hızı aralığında pratik ölçüde saf ve ince taneli beynitik içyapıya ulaşılabilir (bk.4.5.4.3 ve 4.6.4). Böylece tokluğu çok iyi olan yüksek dayanımlı yapı çelikleri bir başka yolla elde edilmiş olur.



Şekil 4.84. Perliti azaltılmış bir çeliğin (PAS 50) içyapısı ($C \approx 0,09$ ve $Nb \approx 0,05$)



Şekil 4.85. Az karbonlu 0,5 Mo-B-çeliğinin sürekli soğuma ZSD-diyagramı

4.8.2.3.3. Yüksek Dayanımlı Islah Edilmiş İnce Taneli Çelikler

Çeliğin kaynağa elverişli olma niteliğini önemli bir kayba uğratmadan, dayanımını yeterli ölçüde yükseltme yollarından biri de az karbonlu martenzit oluşturmaktır. Az karbonlu çeliklerde M_s -sıcaklığı yüksek (yaklaşık 400°C) olduğundan, meydana gelen martenzit yavaş soğutulursa "kendiliğinden temperlenir". Bu şekilde "ıslah" edilen içyapıda akma sınırını artıran ince dağılmış karbür çökeltileri bulunur ve çatlamaya yol açabilen dönüşüm gerilmeleri azalır. Böylece dayanım değerleri ile birlikte, çeliğin gevrek kırılmaya duyarsızlığı da ferritik-perlitik ve hatta homojen beynitik içyapıya göre artar (çelik içyapıları arasında temperlenmiş martenzit en alçak geçiş sıcaklığına sahiptir).

Öte yandan yarı mamul kalınlığına bağlı olmaksızın istenilen mekanik özelliklere ulaşabilmek amacıyla:

- Kritik soğuma hızı *alaşım* ile, suda suverilmiş kalın saçlar için tüm kesitte martenzit oluşumunu sağlayacak kadar düşürülür.

- Ancak alaşım elementi miktarı, M_s -sıcaklığını çok alçaltarak kendiliğinden temperlenmeyi ortadan kaldıracak ölçüye varmamalıdır.

- Kaynağa elverişli bu çelikler için *temper kararlılığı* mümkün olduğu kadar fazla olmalıdır. Aksi halde kaynak sırasında ana malzemenin temperleme sıcaklığını aşan bölgelerinde istenmeyen sertlik düşüşleri görülür.

Yukarıdaki noktalar dikkate alındığında alaşımlama için kullanılan elementler, uygunluk bakımından aşağıdaki gibi sınırlanabilir:

Krom-Mangan-Nikel-Molibden-Kobalt

Bu gruba giren çeliklerin metalurjik özellikleri kaynak sırasında bir sıra önlemin alınmasını gerektirir:

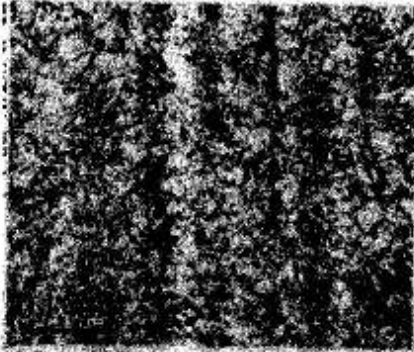
- Döküm içyapılı kaynak metalinin *haddelenmiş* ve *ıslah edilmiş* ana malzeme ile aynı özelliklerde olması istendiği, teknik ve ekonomik nedenlerle kaynak sonrasında parça yeniden ıslah da edilmediği için, *kaynak ilâve malzemesinin* seçimi çok önemlidir.

- Kaynak sırasında verilen ısı, ana malzemenin ıslah edilmiş içyapısını fazla değiştirmeyecek şekilde sınırlanmalıdır. Isıdan Etkilenen Bölgede (ISEB) ostenitlenen kısımlar tekrar martenzite veya martenzit ile beynite dönüşmelidirler.

- Hidrojen gevrekleşmesi (gecikmeli çatlak, bk.4.4.6) tehlikesine karşı, kaynaklanacak parçalara hemen her zaman bir ön ısıtma (150°C ilâ 200°C) uygulanır. Böylece yapıda kalan hidrojen miktarı azalır; dikiş bölgesindeki iç gerilmelerin dağılımı da düzgünleşir.

Sonuç olarak, bu çeliklerle gerçekleştirilecek konstrüksiyonların tasarım ve imalinde, normal dayanımlı yapı çeliklerine göre daha dikkatli davranılması zorunludur.

Şekil 4.86'da ince taneli ıslah edilmiş bir yapı çeliğinin karakteristik mikro'yapısı görülmektedir*.



Şekil 4.86. Düşük alaşımlı, az karbonlu ıslah edilmiş bir yapı çeliğinin içyapısı (Ni-Cr-Mo-B türü, $C \approx 0,17$ ve $R_{eH} \approx 900 \text{ N/mm}^2$)

*) Az karbonlu çeliklere $\alpha + \gamma$ alanından suverilerek, içyapısının ferrit ve yüksek karbonlu martenzitten oluşturulması da giderek önem kazanmaktadır (çift fazlı çelikler).

4.8.3. Islah Çelikleri

Yukarıda açıklanan kaynağa elverişli yani az karbonlu türlerden farklı olarak, bu bölümde ele alınacak alaşımsız ve alaşımlı ıslah çeliklerinin karbon derişikliği %0,2 ile %0,65 arasındadır. Söz konusu çeliklere değişik kimyasal bileşim ve ıslah işlemi (bk.4.5.7.1) yardımıyla, kullanım yerinin gerektirdiğı çeşitli dayanım ve tokluk özellikleri kazandırılır. Çoğunlukla yüksek dinamik zorlamalar altında çalışan parçalar için kullanılırlar: Örneğin miller, akslar, pernolar, muylular, dişli çarklar, merdaneler gibi.

Kalıntıların çentik etkisini azaltmak üzere metalurjik bakımdan temiz, ısıt işlem sıcaklıklarını dar aralıklı verebilmek için de kimyasal bileşim toleranslarının küçük olması istenen ıslah çelikleri, kaliteli veya asal çelik olarak üretilirler. Asal çelikler içyapı homojenliği, metal olmayan kalıntıların azlığı ve yüzey durumu bakımından kaliteli çeliklerden üstündürler. Ayrıca daha az fosfor ve kükürt içerirler (her biri $\leq$ %0,035).

DIN 17200'de* standartlaştırılmış olan ıslah çeliklerinin kullanımı için yönlendirici bilgiler "Çizelge 4.14'te, ıslah edilmiş parça çapına göre akma sınırı minimum değerleri ise Çizelge 4.15'te verilmiştir. Yaklaşık 350°C işletme sıcaklığına kadar yararlanılan bu malzemelerin sayıca çokluğu, aşağıdaki teknik ve ekonomik nedenlerden ileri gelir:

- Islah edilmiş makina parçalarından öncelikle, tüm kesitte homojen mekanik özelliklere sahip olmaları beklenir. Bunun için parçanın tüm kesitte su almış veya en azından "temperlenebilir" bir içyapıya (bk.4.5.7.1) kavuşmuş olması gerekir. Dolayısıyla parça kalınlığı arttıkça, daha fazla alaşımlı çelik seçilerek kritik soğuma hızının düşürülmesi zorunludur.
- Dayanım ve tokluk değerlerini optimize edebilmek için genellikle 500°C'in üzerinde temperleme yapıldığından, temper kararlılığı zayıf olan alaşımsız ıslah çeliklerinde dayanım değerleri oldukça sınırlıdır. Bu açıdan ince etli parçalarda dahi yüksek akma sınırı, ancak temper kararlılığı gösteren yani fazla yumuşamayan alaşımlı çelikler ile elde edilir (bk.Çizelge 4.15).
- Karmaşık biçimli parçalar, suda suverilirken değişik bölgelerde ortaya çıkan büyük sıcaklık farklarından ötürü, çarpılma veya çatlamaya uğrayabilir. Hızlı soğutma zorunluluğunu ortadan kaldırmak üzere, bu tür makina elemanlarında et kalınlıkları az olsa bile, kritik soğuma hızları düşük olan (yağda sualabilen) alaşımlı ıslah çeliklerinin kullanılması daha güvenlidir.

*) Bu konudaki Türk Standardı: TS 2525-İslah çelikleri

Çizelge 4.14-Bazı ıslah çeliklerinin ısıt işlemler sıcaklıkları, mekanik özellikleri ve kullanım yerlerine ait örnekler (DIN 17200'e göre)

İşaret	Isıl işlem				Mekanik özellikler				Kullanım
	Yumuşatma °C	Normalleştirme °C	Islah		Tavlama HB	Islah edilmiş			
			Yağda su verme °C	Temperleme °C		R _{CH} * N/mm ²	R _m N/mm ²	A ₅ %	
C 22		880-910	870-900		156	300- 360	500- 700	22-20	Miller tahrik çubukları, presleme matrisleri
C 45	650-700	840-870	830-860	650-700	207	380- 490	630- 860	17-14	Basmaya zorlanan parçalar, krank milleri (yüzeyler sertleştirilir)
28 Mn 6	670-700	850-880	830-860		223	450- 600	650- 950	16-13	Krank muyluları, dişli çarkları, miller
46 Cr 2	650-700	840-870	820-850	550-660	207	450- 650	700-1100	15-12	Mekanizma kolları, miller dişli çarklar, cıvatalar, pernolar
37 Cr(S) 4		845-885	835-865		217	520- 750	750-1150	14-11	Miller, dişli çarklar, pernolar, otomatta işlenen parçalar
25 CrMo 4	680-720	860-900	850-880		212	420- 700	650-1100	16-12	Emme supapları, miller, kaynaklı parçalar
32 CrMo 12		880-920	860-900		248	900-1050	1100-1450	10- 9	Direksiyon sistemlerindeki kollar, yay kelepçeleri (yüzeyler sertleştirilir)
34 CrNiMo 6				540-680	235	800-1000	1000-1400	11- 9	Taşıt ve makinalarda çok zorlanan parçalar, örneğin rotorlar, türbin tamburları, vidalı miller
30 CrNiMo 8	650-700	850-880	830-860		248	900-1050	1100-1450	10- 9	

*bk. Çizelge 4.15

- Islah çeliklerinde alaşım elementi karbürlerinin ostenitleme sırasında çözünmesi, takım çeliklerindeki kadar yavaş değildir. Dolayısıyla aşırı ısınma halinde tane irileşmesine eğilimli olan bu çeliklerin suverme sıcaklığı dar bir aralıkta tutulmalıdır. Bu olgu ısıt işlemleri teknik ve ekonomik bakımdan güçleştirir. Ancak çeliğe katılan vanadyum (örneğin 30 CrMoV 9, 50 CrV 4) tane irileşmesi, molibden de (örneğin 30 CrNiMo 8) temper gevrekliği olasılığını azaltır.

Islah çelikleri çoğunlukla yumuşatılmış veya normalleştirilmiş durumda piyasaya sunulduğundan, tasarımcının seçtiği özellikleri sağlayacak ıslah işlemi, ilgili diyagramlardan yararlanarak imalatçı tarafından gerçekleştirilir. Ayrıca alev, indüksiyon ve nitrürasyonla yüzey sertleştirme yapılabilir.

Çizelge 4.15-İslah edilmiş durumdaki çeliklerin akma sınırı minimum değerlerinin parça çapına bağlı olarak değişimi (DIN 17200'e göre)

Akma sınırı (en az)	N mm ²					
		< 16 mm	16 ... 40 mm	40 ... 100 mm	100 ... 160 mm	160 ... 250 mm
Temper kararlılığını artırmak için alaşım elementlerinin oranı yükseltilir.	1100	30 CrMoV9 30 CrNiMo8 32 CrMo12	30 CrMoV9 30 CrNiMo8 32 CrMo12			
	1000	34 CrNiMo6				
	900	50 CrV4 36 CrNiMo4 50 CrMo4 42 CrMo(S)4	34 CrNiMo6	30 CrMoV9 30 CrNiMo8 32 CrMo12		
	800	34 CrMo(S)4 41 Cr(S)4	50 CrV4 36 CrNiMo4 50 CrMo4	34 CrNiMo6	30 CrMoV9 30 CrNiMo8 32 CrMo12	
	700	37 Cr(S)4	42 CrMo(S)4	50 CrV4 36 CrNiMo4 50 CrMo4	34 CrNiMo6	30 CrMoV9 30 CrNiMo8 32 CrMo12
	600	25 CrMo4 34 Cr(S)4	34 CrMo(S)4 41 Cr(S)4			
	500	46 Cr2 40 Mn4	37 Cr(S)4	42 CrMo(S)4	50 CrV4 50 CrMo4	50 CrV4 34 CrNiMo6 50 CrMo4
	400	28 Mn6	25 CrMo4 34 Cr(S)4	34 CrMo(S)4 41 Cr(S)4	36 CrNiMo4	
	300	C 60/Ck 60/Cm 60 38 Cr2 C 55/Ck 55/Cm 55	46 Cr2 40 Mn4		42 CrMo(S)4	36 CrNiMo4
		C 45/Ck 45/Cm 45	28 Mn6 C 60/Ck 60/Cm 60	37 Cr(S)4	34 CrMo(S)4	42 CrMo(S)4
		C 35/Ck 35/Cm 35	C 55/Ck 55/Cm 55	25 CrMo4 34 Cr(S)4		34 CrMo(S)4
			38 Cr2		25 CrMo4	
		C 22/Ck 22	C 45/Ck 45/Cm 45	C 55/Ck 55/Cm 55		
			C 35/Ck 35/Cm 35	C 45/Ck 45/Cm 45		
			C 22/Ck 22	38 Cr2		
				C 35/Ck 35/Cm 35		

Kritik soğuma hızını azaltmak için alaşım elementlerinin oranı yükseltilir.

Görüldüğü gibi çeşitli kullanım alanları ve metalurjik özelliklere ilişkin beklentiler, çok sayıda ıslah çeliğinin geliştirilmesini zorunlu kılmış ve böylece aşağıdaki alt gruplar ortaya çıkmıştır:

- *Alaşım-sız çelikler*: sertleşme derinliği, dayanım ve tokluk değerleri oldukça düşük, örneğin C 22, C 35, C 45.
- *Mangan çelikleri*: sertleşme derinliği biraz artırılmış, örneğin 28 Mn 6, 40 Mn 4.
- *Krom çelikleri*: mangan çeliklerine göre tokluk daha yüksek, örneğin 48 Cr 2, 37 Cr(S) 4.
- *Krom-molibden ve krom-nikel-molibden çelikleri*: Yüksek çekme dayanımları yanında tokluk özellikleri de iyi, örneğin 25 CrMo 4, 32 CrMo12, 50 CrMo 4, 34 CrNiMo 6, 30 CrNiMo 8.

4.8.4. Yüksek Sıcaklık Çelikleri

Yüksek işletme sıcaklıkları için öngörülen, özellikle sürünme ve tufallanma eğilimleri azaltılmış çeliklerdir. Söz konusu sıcaklıkta kısa süreli çekme veya çoğu kez sürünme değerlerine göre seçilenler yüksek sıcaklık dayanımlı, tufallanma vb. kimyasal etkilere daha fazla direnç gösterenler ise ısıya dayanıklı çelikler diye adlandırılabilir. Ayrıca bu çeliklerde teknolojik açıdan, soğuk şekillendirilmeye ve kaynağa elverişliliğin de yeterli düzeyde olması istenir.

Isıya dayanıklılığın sağlanmasında, oluşturdukları ince ve yoğun oksit tabakası yüzeye kuvvetle bağlanan Cr, Al, Si alaşım elementleri önemli rol oynar.

Yüksek sıcaklık dayanımının iyileştirilmesinde ise, en başta sürünme hızını azaltan veya ölçülebilir sürünme başlangıcını daha üst sıcaklıklara öteleyen şu olaylardan yararlanılır:

- Katı çözültideki bazı alaşım elementleri atom hareketlerini yavaşlatarak yeniden kristalleşme olaylarını engeller veya geciktirir (molibden veya kobalt katılması).
- Karbür ve nitrürler gibi kimyasal ve ısı kararlı ara bileşiklerin ince dağılmış çökeltileri sürünme olaylarını gerçekleştiren dislokasyon mekanizmalarını (tıрманma, çapraz kayma) büyük ölçüde durdurur (krom, molibden, vanadyum, volfram, titan katılması).
- ymk kafeste atomların hareketliliği hmk kafestekine göre çok azdır (içyapının ostenitik olması).

İşletme sıcaklığı arttıkça çelikler gibi yarı kararlı malzemelerde içyapının denge durumuna yaklaşması ve dolayısıyla başlangıç özelliklerinden zamanla az veya çok uzaklaşma

söz konusudur. Buna göre martenzitik çelikler ancak temperlendikleri sıcaklığa kadar kullanılabilirler.

En az özellik değişimi perlitli küreleştirilmiş (bk.yumuşatma tavl 4.5.3.2) ferritik-perlitik çeliklerde görülür.

Bu bilgilerin ışığında, çökeltme sertleşmesi uygulanmış yüksek sıcaklık çeliklerinin davranışlarını sürdürmeleri de çökeltilerin ısı ve kimyasal kararlılığına bağlıdır.

Çizelge 4.16-Yüksek sıcaklık dayanımlı çelikler

İşaret	Oda sıcaklığındaki mekanik özellikler		
	Akma sınırı	Çekme dayanımı	Kopma 1)
	$\frac{N}{mm^2}$ 1)	$\frac{N}{mm^2}$	uzaması %
DIN 17155 (Kazan Saçları için)			
HI	225	340...440	$\approx \frac{10000}{\text{Çekme day.}}$
HII	255	400...490	
IIII	275	430...520	
HIV	285	460...550	
17Mn4	285	460...550	
19Mn5	325	510...610	
13CrMo44	305	430...550	
DIN 17175 (Dikişsiz Borular için)			
St35.8	235	340...440	25
St45.8	255	440...540	21
15Mo3	285	440...540	22
13CrMo44	295	440...570	18
10CrMo910	265	440...590	20
DIN 17245 (Dökme Çelikler için)			
GS-C25	245	440...590	22
GS-22Mo4	245	440...590	22
GS-20MoV53	295	490...690	18
GS-20MoV84	390	590...780	15
GS-22CrMo54	295	520...690	20
St-E-Lieferbedingungen 675 (Çelik şartnameleri)			
X 20CrMoV121 ²⁾	490	690...830	17
X 20CrMoWV121 ²⁾	490	690...830	17
X 8CrNiNb1613 ³⁾	195	510...690	35
X 8CrNiMoNb1613 ³⁾	195	530...690	35
X 8CrNiMoVNB1613 ³⁾	255	540...740	30
Diğerleri			
14MoV63	365	490...690	>20
17MoV84	>590	670...830	>15
21CrMoV511	>540	740...880	>17
12CrMo195 ²⁾	>390	590...740	>20

1) En az 2) İçyapı : Perlitik (Martenzitik) 3) İçyapı : Ostenitik
Öteki tüm çeliklerde içyapı ferritik-perlitiktir.

Çizelge 4.16'da yüksek sıcaklık dayanımlı çeliklerden en önemlilerinin oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri verilmiştir. İçyapılarına ve önde gelen alaşım elementlerine göre bu çelikleri aşağıdaki gibi sınıflandırmak mümkündür:

- Alaşımsız ve az alaşımlı çelikler. Bunlar büyük ölçüde DIN 17155 (kazan saçları) ve DIN 17175 (yüksek sıcaklık dayanımlı

çeliklerden üretilmiş dikişsiz borular) standartlarında yer alan çeliklerdir. Alaşımsız türleri yaklaşık 350°C'a (örneğin St 45.8), alaşımlıları ise 550°C'a kadar (10 CrMo 9 10) kullanılabilir. İçyapı ferrit ile perlit veya ferrit ile bey-nitten meydana gelir.

- *Yüksek alaşımlı ferritik krom çelikleri* ($Cr \geq \% 12$). İşlet-me sıcaklığı en fazla 600°C dolayında olan çeliklerdir. Krom ve karbon miktarına göre martenzitik (perlitik) duruma da dö-nüşebilen ana kütle içinde kararlı özel karbürler bulunur; örneğin X20 CrMoV 121, X20 CrMoWV 121.

- *Yüksek alaşımlı ostenitik krom-nikel çelikleri*. Molibden, vanadyum, volfram ve niyob katkılarından ötürü kimyasal ve ısı kararlı özel karbürler içerirler. Böylece yüksek sıcak-lık dayanımlarında ek artış sağlanan ostenitik çeliklerden, öncelikle termik santrallarda 800°C yüzey sıcaklıklarına ka-dar yararlanılır.

Gaz türbini, tepkili uçak ve füze yapımıyla ilgili olarak, yüksek sıcaklık davranışının daha da iyi olması istenen par-çalarda ise *süperalaşımlar* (bk. ayrıca 5.3.4) kullanılmaktadır. Bunlar nikel (%50-75) veya kobalt (% 50-60) esaslı, yeterli oksidasyon dayanıklılığı sağlamak üzere %15'ten fazla krom katılmış ostenitik malzemelerdir. Yüksek sıcaklık dayanımla-rının üstünlüğü içyapılarındaki karbür veya diğer ara bileşik-lerin çok kararlı olmasından kaynaklanır. Çökelme sertleştir-mesi uygulanan türlerinde optimum özelliklere erişebilmek için ısı işlemin çok iyi kontrol edilmesi gereklidir.

Dağılım sertleşmesinin etkin olduğu malzemelerde parçacık-lar yapay şekilde de üretilip (örneğin $Al_2O_3, SiO_2, ZrO_2, ThO_2$) ana kütleyle katılabilir. Böylece parçacık bileşimi, büyüklüğü ve dağılımını ideal duruma daha fazla yaklaştırmak mümkün olur.

4.8.5. Soğukta Tok Çelikler

Soğutma sanayindeki tesislerin (örneğin gaz sıvılaştırma donanımları, boru hatları, pompalar, armatürler) ve soğuk sı-vı taşıma kaplarının yapımı için *sıfıraltı sıcaklıklarda* ye-terli tokluğa sahip çelikler ile Ni, Ti, Cu gibi bazı demirdışı metallerin alaşımları kullanılır. Sıcaklığın düşmesi ile daya-nım değerleri (akma sınırı, kopma dayanımı, E-modülü) artar; süneklik (kopma uzaması, kesit daralması) ve özellikle çentik vurma tokluğu azalır. Yapı elemanları düşük sıcaklıklarda pra-tik olarak sadece gevrek kırılma ile hasara uğradığından, mal-zeme seçiminde dayanım değerlerinden önce çentik vurma toklu-ğu göz önünde tutulur. Bu çeliklerin en önemlileri Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 680-60'da verilmiştir.

Soğukta tok çelikler başlıca üç gruba ayrılabilir (Çizelge 4.17) :

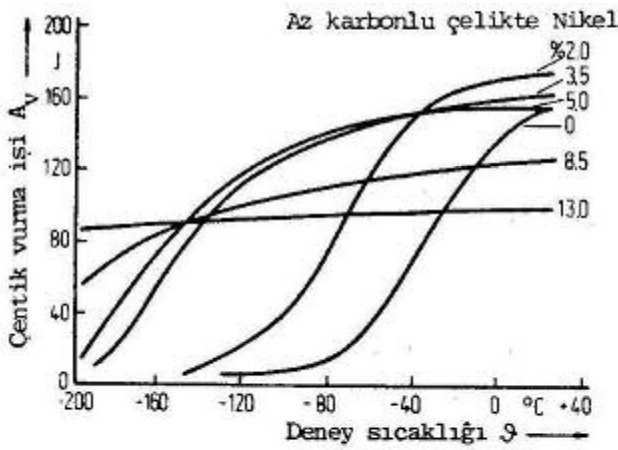
- *Alaşımsız veya az alaşımlı, düşük sıcaklık (TT) ve ince taneli (FK) yapı çelikleri*. Bunlardan normalleştirilmiş durum-da -50°C , ıslah edilmiş durumda da -80°C'a kadar yararlanılır.

Çizelge 4.17-Soğukta tok çeliklerden en önemlilerinin teknik gazların sıvılaştırma sıcaklıklarına göre kullanım alanları

Gaz	Sıvılaştırma sıcaklığı °C	Kullanım sınır sıcaklığı °C	Çelik türü*	Akma sınırı R_{eH} N mm ²	
Propan	- 42,1		TT-çelikleri (normalleştirilmiş) FK-çelikleri	210-260 290-460	TT-FK- çelikleri
Karbon- dioksit	- 78,5	- 50	FK-çelikleri (titanyumlu)	360-420	
Asetilen	- 83,6	- 60	TT-çelikleri (ıslah edilmiş)	240-290	
Etan	- 88,6	- 80	%3,5 Nikel çeliği 10Ni14 16Ni14 12Ni14	350 360	nikelli ıslah çelikleri
Etilen	- 103,8	- 100	%5,0 Nikel çeliği 12Ni19	450	
Metan	- 161,4	- 120	%9,0 Nikel çeliği X8Ni9	500	
Oksijen	- 182,97		MnCr-çelikleri X40MnCr22 X40MnCrN18	320 300	ostenitik çelikler
Azot	- 195,8	- 196	X12MnCr1811		
Hidrojen	- 252,8		CrNi-çelikleri X12CrNi189 X10CrNiTi1810	220 250	
Helyum	- 268,9	- 253	X10CrNiNb1810		

*TT:Tieftemperatur(düşük sıcaklık), FK:Feinkorn (ince tane)

- Nikelli (% 3,5 ilâ %9 Ni) ıslah çelikleri ise -80°C ilâ -200°C arası işletmede kullanılırlar. Sıfırlı sıcaklıklarda tokluk özelliklerini iyileştirmek için nikel en etkin alaşım elementlerinden biridir (Şekil 4.87).



Şekil 4.87.Çentik vurma işinin sıcaklıkla değişimine nikel yüzdesinin etkisi,ISO-V deney parçaları (EBERT'e göre)

tenzite fazı çeliğin belirgin olarak gevrekleşmesine yol açar.

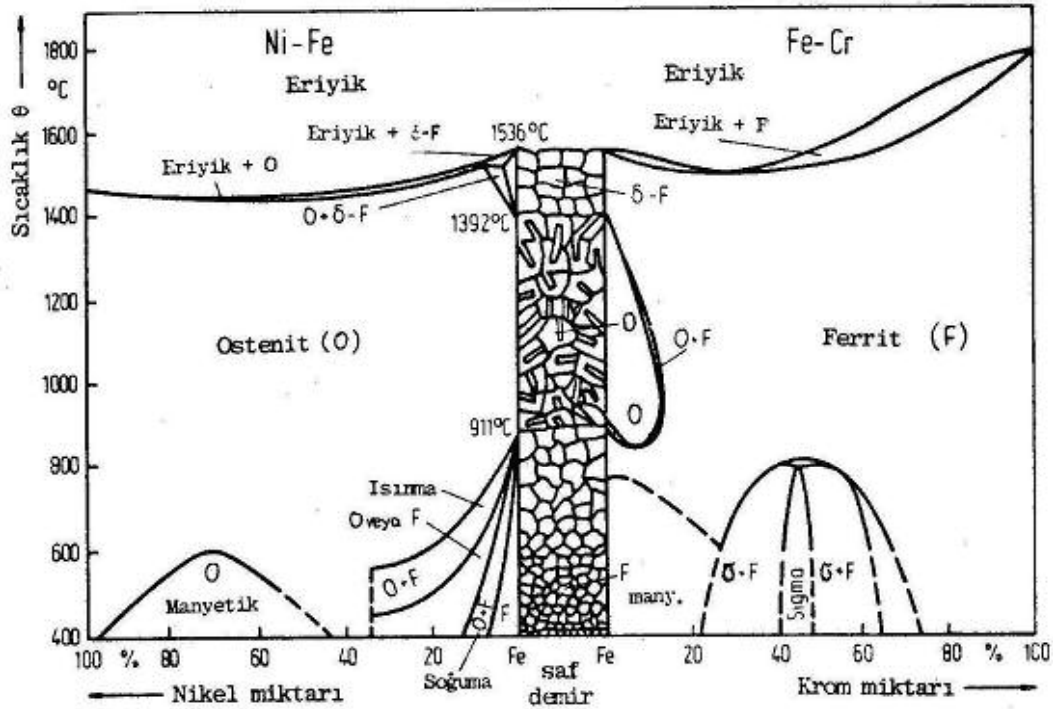
- Krom-nikel ostenitik çelikler mutlak sıfır noktasına yakın sıcaklıklarda dahi toklardır. Ferritik çelikler için karakteristیک olan geçiş sıcaklığında çentik vurma tokluğunun ani azalışı ostenitik çeliklerde görülmez. Burada önemli olan ostenitik içyapının düşük sıcaklıklarda kararlı kalması, yani herhangi bir plastik şekil değişimi sonucu kısmen de olsa martenzite dönüşmemesidir. Dolayısıyla işletme sırasında bu tür şekil değişimine kesinlikle izin verilmemelidir. Aksi halde oluşacak hmk martenzite dönüşümü, malzemenin mekanik özelliklerini olumsuz etkiler.

4.8.6. Paslanmaz ve Aside Dayanıklı Çelikler

Normal alaşımsız ve az alaşımlı çelikler korozif etkilere dayanıklı değildir. Bileşimlerinde en az %12 krom bulunanlar ise yüzeylerine kuvvetle bağlanan yoğun, tok ve çok ince bir oksit tabakasından ötürü pasifleşir; yani indirgeyici olmayan ortamlarda korozyona karşı direnç kazanırlar. Ancak bu çeliklerde krom karbür oluşursa, α veya γ kafesi içinde çözünmüş olan krom miktarı %12'lik sınırın altına düşebilir. Böylece korozyona dayanıklılık özelliği kaybolur. Dolayısıyla çelik bileşimindeki karbon derişikliği yükseltildikçe,

- krom miktarı artırılmalı veya
- karbür yapma eğilimi kromdan fazla olan belirli elementler katılarak krom karbürün meydana gelmesi engellenmelidir (bk. 4.8.6.2).

Paslanmaz çeliklerdeki başlıca alaşım elementleri önem sırasına göre krom, nikel, molibden ve mangandır. Bunlardan öncelikle krom ve nikel içyapının ferritik veya ostenitik olmasını belirlerler (bk.4.6.1). Şekil 4.88'de Fe-Cr ve Fe-Ni sistemlerine ait faz diyagramları görülmektedir.



Şekil 4.88. Fe-Ni ve Fe-Cr faz diyagramları (ABORN'a göre)

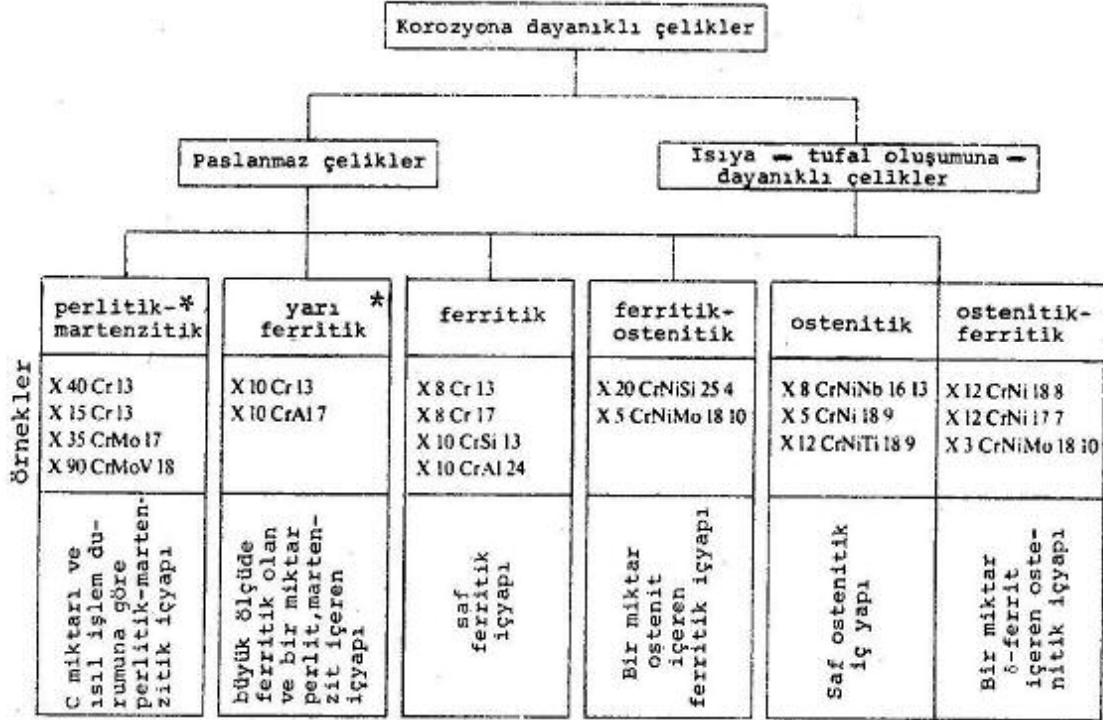
Çizelge 4.18'de korozyona dayanıklı çeliklerin sınıflandırılması, Çizelge 4.19'da ise seçilen bazı örneklerin özellikleri verilmiştir.

Söz konusu çeliklerden çökelme sertleştirmesi uygulanabilenler dışında kalan standart türlerin özellikleri iki genel

başlık altında incelenecektir:

- Ferritik Cr çelikleri (tam ferritik, yarı ferritik, perlitik martenzitik).
- Ostenitik Cr-Ni çelikleri (tam ostenitik, ostenitik-ferritik).

Çizelge 4.18 - Korozyona dayanıklı çeliklerin sınıflandırılması



*Perlit ve martenzit yüksek sıcaklıkta ostenite dönüşür; soğumada tersi.

Çizelge 4.19 - Korozyona dayanıklı bazı çeliklerin özellikleri

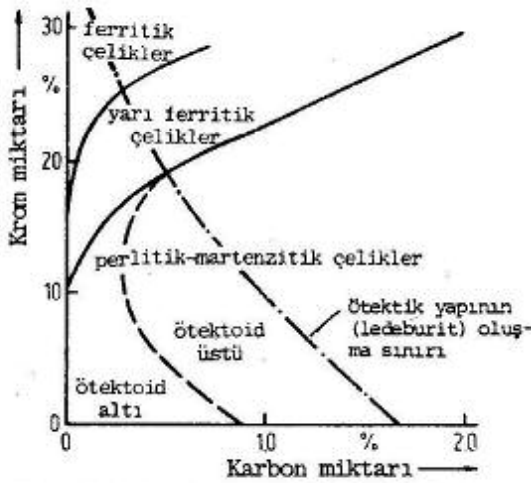
Çelik işareti	Isıl işlem durumu	Akma sınırı N/mm ²	Çekme day. N/mm ²	Kaynağa uygunluk	İçyapı ¹⁾
X 15Cr13	ıslah	>500	>700	orta	M
X 20CrMo13	ıslah	>550	>750	sınırlı	M
X 90CrMoV18	ıslah	--	>750	uygun değil	P-M
X 8Cr17	tavlama	>300	>450	iyi	F
X 10CrAl24	tavlama	>300	>500	sınırlı	F
X 10Cr13	tavlama	>300	>500	iyi	F-P
X 12CrNi177	suverilmiş	>350	>700	çok iyi	O+F
X 5CrNi189	suverilmiş	>220	>550	çok iyi	O
X 10CrNiMoTi1820	suverilmiş	>250	>550	çok iyi	O+F

¹⁾M=(temperlenmiş)martenzit O = ostenit
P = perlit F = ferrit

Ayrıntılı bilgi ve kesin değerler DIN 17440'dan alınabilir.

4.8.6.1. Ferritik Krom Çelikleri

Ferritik çelikler $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ dönüşümü göstermezler. Dolayısıyla içyapı ve mekanik özellikleri ısıtılma işlemleriyle değiştirilemez. Ancak kuvvetli ostenit yapıcı olan karbon belirli bir miktara ulaşınca kromun ferrit yapıcı etkisi ortadan kalkar. Böylece yüksek sıcaklıkta oluşan ostenitin soğuma hızına bağlı dönüşüm ürününe göre perlitik veya genellikle havada sualan martenzitik paslanmaz krom çelikleri, örneğin bıçaklar için çok kullanılan X40 Cr 13 elde edilir. Öte yandan karbon oranı artırıldığı halde yine ferritik içyapı isteniyorsa, krom yüzdesinin de yükseltilmesi gerekir (Şekil 4.89). Sadece kısmi dönüşüm gösteren X10 Cr 13 vb. çelikler ise yarı ferritik olarak adlandırılır (bk.Çizelge 4.18).



Şekil 4.89. Krom çeliklerinde Cr ve C miktarının içyapı oluşumuna etkisi (TOFAULTE'a göre).

Ferritik çeliklerin taneleri içi gerilme korozyonuna duyarlılığı azdır. Ostenitik krom-nikel çeliklerine oranla daha dirençlidirler. Temelde HNO_3 gibi oksitleyici asitlere ve genel korozyona dayanıklı olan bu çelikler noktasal, taneleri içi ve tanelerarası türden ayrılmı korozyona uğrayabilir. Söz konusu durum öncelikle içyapı heterojenliklerinden (çökeltiler, plastik şekil değiştirmiş bölgeler, mikro segregasyonlar, farklı içyapı bileşenleri) kaynaklanır. Dolayısıyla korozyon davranışı,

uygun ısıtılma işlemleri yardımıyla olumlu yönde etkilenebilir. Korozyona ve özellikle ısıya dayanıklılık krom miktarına paralel olarak artar. Ayrıca alüminyum ve silisyum da tufal oluşumunu azaltır.

Geçiş sıcaklığının (hmk kafes!) yüksekliğinden ötürü, çentik vurma toklukları oda sıcaklığında düşük olan ferritik çeliklerde, üst sıcaklıklara gidildikçe tutma süresine de bağlı olarak aşağıda açıklanan üç gevrekleşme bölgesi görülür:

- 400°C ile 550°C arasında uzun süre kalmış veya yavaş soğutulmuş %15'ten fazla kromlu çeliklerde, çökelmelerin yol açtığı ve 475°C gevrekleşmesi diye anılan durumla karşılaşılır. Böyle bir çelik 650°C - 750°C düzeyine ısıtılıp hızla soğutulursa, bu çökeltiler ve gevrekleştirici etkileri giderilmiş olur.

- 600°C ile 800°C arasında uzun süre tutma sonucu, yüksek kromlu ferritik ve bazı ostenitik çeliklerde, bileşimi yaklaşık %50 Cr - %50 Fe olan gevrek σ fazı oluşur. Bu fazın meydana gelişi soğuk şekil değiştirmeye kolaylaşır; molibden,

silisyum, niyob, titan gibi elementlerin varlığıyla da krom oranının alt sınırına doğru ötelenir. Sigma fazı, çeliği 950°C in üzerinde tavlama ve bunu izleyen suverme ile yok edilebilir.

- 950°C'in üzerinde ise belirgin tane irileşmesine ek olarak, özellikle tane sınırlarında krom karbür çökeltileri ortaya çıkar. Titan veya tantal/niyob elementlerinin (stabilizatörler) katılması krom karbür oluşumuyla birlikte, bir ölçüde tane irileşmesini de engeller. Öte yandan stabilize edilmemiş çeliklerin özellikle kaynak bağlantılarında 700°C-800°C arasında yapılacak bir tavlama, krom karbürleri küreleştirdiği gibi olası martenzit fazını da temperleyerek tokluğun daha fazla düşmesini önler. Ayrıca tane sınırı dolaylarında krom dağılımını yayınma yoluyla bir miktar düzgünleştirip, pasiflik sınırına (çözülmüş $Cr \geq 12\%$) yeniden ulaşılmasına yardımcı olur.

Ferritik çeliklerde en başta düşük tokluk ve tane irileşmesinden ötürü, ostenitik çeliklerdeki kadar güvenle gerçekleştirilemeyen kaynak işlemi için aşağıdaki noktaların dikkate alınması gerekir:

- Başlangıç tokluğunu artırmak üzere 150°C ile 200°C arasında ön ısıtma ve yukarıda açıklanan nedenlerle kaynak sonrası tavlama (700°C-800°C) yararlıdır.

- Tane irileşmesi ve karbür çökmesine karşı kaynak sırasındaki ısı girdisi olabildiğince küçük tutulmalıdır.

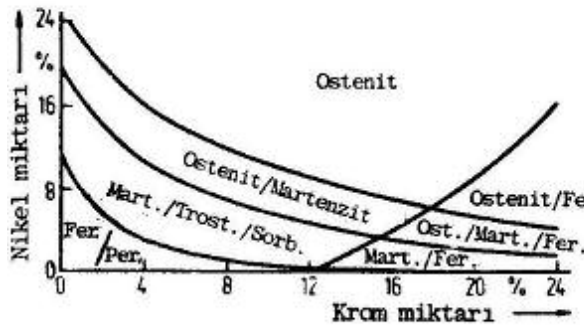
- Tokluğu yüksek olan ostenitik türden ilâve malzemelerin kullanılması bazı sorunlar yaratsa bile, soğuma sırasında büzülme kuvvetlerinin etkisiyle kaynak dikişinin çatlama eğilimini önemli ölçüde azaltır.

4.8.6.2. Ostenitik Krom-Nikel Çelikleri

Korozyona dayanıklı çeliklerin en önemli bölümünü oluşturlar. Manyetik olmayan bu çeliklere, ostenitik içyapıları dönüşüm göstermediği için normalleştirme ve sertleştirme ısı işlemleri uygulanamaz. Korozyonu önlemek üzere gerekli olan kromun ferrit yapıcı etkisi, ostenit yapıcı alaşım elementleri katılarak giderilir. Ancak bu amaçla, kuvvetli bir ostenit yapıcı olmasına karşın karbür meydana getirerek korozyon davranışını zayıflatan karbonun oranını yükseltmek yerine, aynı zamanda oksitleyici ve redükleyici asitlere de dayanıklı olan nikelden yararlanılır.

Kükürtsüz olan korozif ortamlarda, ostenitik çelikler ferritiklerden genellikle daha iyi sonuç verirler. Molibden katılmasıyla organik ve çeşitli mineral asitlere (örneğin H_2SO_4) karşı direnç artar.

Bileşimlerine göre farklı içyapılara sahip olabilen Cr-Ni çeliklerinde, korozyona dayanıklılık bakımından ostenit ve ostenit/ferrit alanlarında bulunanlar ilginçtir (Şekil 4.90).



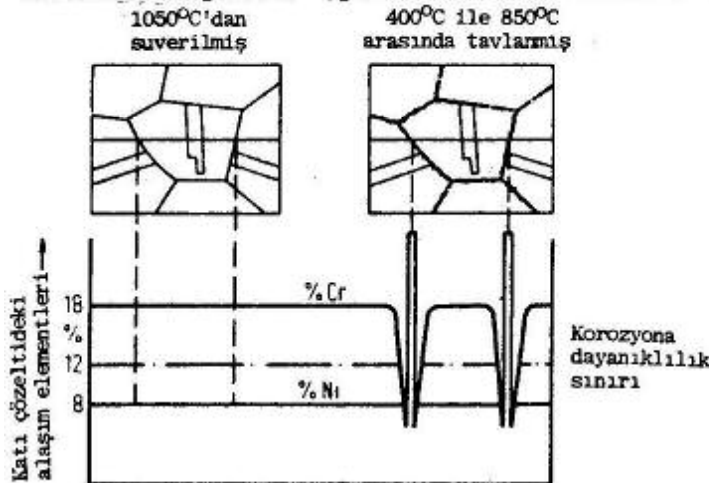
Şekil 4.90. 1000°C sıcaklıktan su- da soğutulmuş Cr-Ni çeliklerinde (C≈%0,2) elde edilen içyapının bi- leşime bağlılığı (MAURER'e göre)

Görüldüğü gibi C≈%0,2 ve Cr≈%13 için ostenitik bir içyapı en az %9 Ni ile elde edilebilir.

Tümüyle γ - katı çözeltisinden oluşan (tam) ostenitik pas- lanmaz çelikler ısıya ve asitlere dayanıklı, yüksek sıcaklık- taki mekanik özellikleri iyi olan malzemelerdir. Ancak sıcak çatlama (yırtılma) eğilimi gösterirler.

Ostenitik-ferritik veya başka bir deyimle *dubleks* yapı- lı ostenitik çelikler ise, ferrit yapıcı elementlerin oranına bağlı olarak %10'a kadar δ -ferrit (bk.Şekil 4.88) içerirler. Eriyikte ilk önce katılaşıp δ -ferrit kristalleri içyapının ince taneli olmasını sağlar. Sıcak çatlama duyarlılığını artıran fosfor, kükürt, silisyum gibi elementler de büyük ölçüde δ -ka- fesinde çözünerek ostenit fazından uzaklaşır. Dolayısıyla bu çeliklerde sıcak çatlama tehlikesi çok daha azdır; yalnız yük- sek sıcaklıkta uzun süre kalma sonucu *sigma fazı* oluşabilir.

Ostenitik çeliklerde en büyük sorun *krom karbür çökmesi*- dir. Kritik sıcaklıklar olarak nitelenen 400°C ile 850°C ara- sında yüksek enerjili tane sınırları boyunca ayrılarak yan yana dizilen kromca zengin karbürler, malzemenin koroziy or- tamda bulunması halinde tanelerarası korozyona ve tane auri- lmasına yol açarlar (bk.Şekil 1.126). Söz konusu olayda, katı çözeltideki krom miktarının korozyona dayanıklılık sınırının altına düşmesi (Şekil 4.91) önemli rol oynar.



Şekil 4.91. Ostenitik Cr-Ni çeliklerinin tane sınırlarında krom karbür çökmesi (şematik, WIRTZ'e göre)

Tanelerarası korozyon aşağıdaki önlemlerle en- gellenebilir:

- Çeliğe *stabilizatörle- rin katılması*. Stabiliza- törler karbona ilgileri kromunkinden fazla olduğu için, karbonu yüksek iş- letme sıcaklıklarında da- hi krom karbür oluşturma- yacak şekilde bağlayan elementlerdir. Bu amaçla bileşimde uygun miktar- da titan, tantal veya ni- yobyum içeren çelikler *stabilize edilmiş* olarak nitelenir:

X 10 CrNiTi 18 9 - titanla stabilize edilmiş,

X 10 CrNiNb 18 9 - niyobla stabilize edilmiş vb.

- ELC (Extra Low Carbon = çok düşük karbonlu) çeliklerin kullanılması. Ostenitik çeliklerde 650°C sıcaklıkta karbon çözünürlüğü yaklaşık % 0,05'tir. Dolayısıyla daha düşük derişiklikteki karbon bu sıcaklıklarda pratik olarak tümüyle ostenitte çözüneceğinden, anılan çeliklerde krom karbür çökmesi söz konusu değildir. Örneğin X 5 CrNi 18 9 , X 2 CrNi 18 9 çelikleri gibi.

- Çözme tavlı. Stabilize edilmemiş çeliklerde meydana gelen karbürler 1050°C ile 1150°C arasında yapılan bir tavlama ile çözümlür. Bunu izleyen hızlı soğutma tekrar çökelmeyi engeller. Ancak bu yöntem kritik sıcaklık bölgesine yeniden ısınma durumunda karbür oluşmasını önleyemez.

Ostenitik çelikler, süneklikle birlikte yüksek tokluğa (ymk kafes!) sahip oldukları ve ısıdan Etkilenen Bölgede herhangi bir sertleşme göstermedikleri için kaynağa çok elverişlidirler. Yalnız kaynak dikişi yanında kritik sıcaklığa ısınan ve yavaş soğuyan dar bir şerit boyunca karbürler ayrışabilir. Bu nedenle kaynak edilecek çelikler gerektiğinde stabilize türden seçilmelidir. Ayrıca ostenitik çeliklerin ısı iletim katsayısı küçük, ısıl genleşme katsayısı büyük olduğundan, çarpılma tehlikesine karşı kaynak sırasındaki ısı girdisinin düşük tutulması yararlıdır.

Alaşımız çeliklerin yüksek alaşımlılarla kaynak edilerek birleştirilmesi teknikte sık raslanan bir uygulamadır. Özellikle bu gibi durumlarda kaynak metalinin içyapısı hakkında SCHAEFFLER-diyagramı (Şekil 4.92) yardımıyla tahmin yürütülebilir. Bunun için çeliklerin bileşimindeki önemli ferrit ve ostenit yapıcı elementlerin etkinliği, yani krom ve nikel eşdeğerleri hesaplanır.

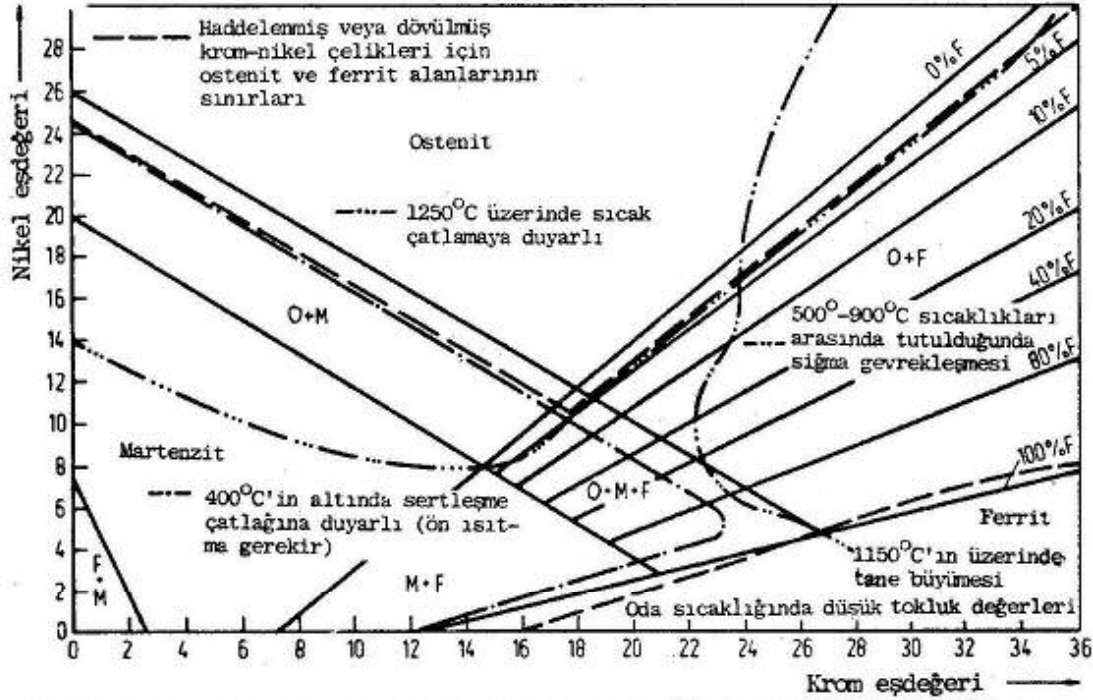
SCHAEFFLER-Diyagramının kullanılışı aşağıda bir örnekle açıklanmıştır:

Örnek

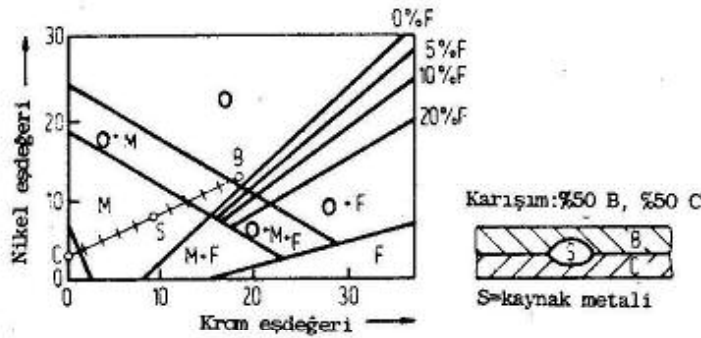
"C" alaşımsız çeliği (St37 , C≈%0,1) yüksek alaşımlı "B" çeliğine (X 10 CrNiTi 18 9)nokta kaynağıyla bağlanacaktır (Şekil 4.93). B ve C'nin yarı yarıya karışacağını varsayarak kaynak metalinin içyapısının bulunması:

- Krom ve nikel eşdeğerleri belirlenen malzemeleri temsil eden noktalar diyagrama taşınır: C noktası (0,3) ve B noktası (18 ; 12).

- C ile B noktalarını birleştiren karışım çizgisinin orta noktası (%50B , %50 C) kaynak metalinin (S) martenzitik bir içyapıya sahip olacağını gösterir. Dolayısıyla çatlak oluşumuna duyarlı böyle bir kaynak bağlantısının yer aldığı konstrüksiyon güvenilir değildir.



Şekil 4.92. Yüksek alaşımlı kaynak metalinin içyapılarını belirten SCHAEFFLER - Diyagramı (WIRTZ'e göre)
 Krom eşdeğeri = $\%Cr + \%Mo + 1,5 \cdot \%Si + 0,5 \cdot \%Nb$
 Nikel eşdeğeri = $\%Ni + 30 \cdot \%C + 0,5 \cdot \%Mn$



	C = St 37	B = X 10 CrNiTi 18 9
Cr _{eş}	≈ 0	≈ 18
Ni _{eş}	≈ 30 · 0,1 ≈ 3	≈ 30 · 0,1 + 9 ≈ 12

Şekil 4.93. Metinde ele alınan örneğe ait değerlerin taşındığı SCHAEFFLER Diyagramı

ise sıcak iş veya yüksek hız çeliklerinden yapılır.

İşlenen malzemeye (yumuşak, sert) ve işleme yöntemlerine (vurmalı, sürtünmeli, itmeli) bağlı olarak takım çeliklerinden beklenen çeşitli özelliklerden en önemlileri şunlardır.

4.8.7. Takım Çelikleri

4.8.7.1. Genel Bilgiler

Bu çeliklerden, metal ve metal olmayan malzemelerin değişik yöntemlerle (talaşlı, talaşsız) şekillendirilmesinde kullanılan takımlar üretilir (Çizelge 4.20)

İş parçasına ayrıca ısı verilmemiş olsa bile, şekillendirme (işleme) sırasında sürtünme nedeniyle takım ısınır. Hangi nedenle olursa olsun yüzey sıcaklığı 200°C düzeyini geçmeyecek takımlar soğuk iş çeliklerinden diğerleri

Çizelge 4.20-Bazı takım çelikleri ve kullanım yerleri

Uygulama örnekleri	
Soğuk iş çelikleri	Alaşımsız takım çelikleri
	C 105 W 1: diş açma paftaları, derin çekme,soğuk ekstrüzyon,kabartma baskı takımları
	C 60 W 3: yüksek hız çeliğinden takımların sap ve gövdeleri,takım ek parçaları
	Alaşımlı soğuk iş çelikleri
	X 210 Cr 12: kesici takımlar, makas bıçakları, broşlar,derin çekme takımları,kum püskürtme memeleri
	115 Cr V 3: helisel matkaplar, diş açma kılavuzları,metal testereleri
	145 V 33: cıvata ve perçin soğuk baş dövme takımları
	45 W Cr V 7: basınçlı hava takımları, çapak alma takımları
	35 W Cr V 7: makina bıçakları
	X 45 Ni Cr Mo 4: yüksek tokluğa sahip kabartma baskı takımları, makas bıçakları
Sıcak iş çelikleri	X 19 Ni Cr Mo 4: havada su alan sementasyon çeliğinden plastik kalıpları
	55 Ni Cr Mo V 6: çekişleme kalıpları, en yüksek tokluk
	X 38 Cr Mo V 51: dövme kalıpları,dövme makinaları için takımlar, basınçlı döküm kalıpları,pres istampaları, yüksek tokluk
	X 32 Cr Mo V 33: cıvata ve perçin üretimi için takımlar,sıcakta aşınmaya karşı yüksek dayanıklılık

elverişli takım çeliğinin seçiminde, işletme denemesi yapmadan sadece malzeme özellikleriyle ilgili değerleri dikkate almak sağlıklı olmayabilir.

4.8.7.2. Alaşımsız Takım Çelikleri

Asal çelik niteliğinde üretildikleri için katışkı ve kalınlı bakımından temiz ve homojen bir yapıya sahiptirler. Söz

- Sertlik ve dayanım, özel karbürlerin miktarı ile birlikte aşınmaya karşı direnci belirlerler.

- Kesme kabiliyeti,sertlik ve aşınmaya dayanıklılıkla ilişkilidir.

- Sertleşme derinliği, alaşım elementlerinin tür ve miktarına göre değişir.

Vurma takımlarında (keski,kabartma baskı kalıpları basınçlı hava aletleri) sertlik yanında yeterli tokluk da istendiğinden, seçilen çelikler görece düşük karbonlu olmalı veya yüksek sıcaklıklarda temperlenmelidir. Buna karşın vurma zorlaması görmeyen örneğin matkap uçları ve freze bıçakları gibi taşla kaldırıcı takımlarda çok yüksek sertlik gerekir (60...65 RSD-C). Bu amaç için, suverilecek çeliğin yaklaşık %0,6 karbon içermesi yeterlidir. Ancak maksimum sertlikte martenzitten başka karbürler de oluşturulacaksa, çeliğin bileşiminde uygun alaşım elementleri(krom,molibden,vanadyum,volfram) ile %0,6'dan fazla karbon bulunmalıdır.

İşlem sırasındaki zorlama koşulları çoğu zaman sayısal olarak bilinmeyeceğinden,belirli bir şekillendirme işlemine

konusu soğuk iş çeliklerinin alaşımlı türlerden ucuz, ancak ağır üretim koşullarında çalışmaya elverişsiz olmalarından ötürü, çoğunlukla ekonomik gözükmeyen kullanımları giderek azalmaktadır.

Karbon çeliklerinde kritik soğuma hızı yüksek, yani sertleşme derinliği az olduğu için sertleştirmeden sonra takımın iç kısmı tok kalır. Seçilen suverme ortamına göre sertleşme derinliği ve dolayısıyla takımın davranışı bir ölçüde değişebilir.

Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 150'ye göre bu çelikler farklı kalite gruplarına ayrılır:

- Kalite grubu 1, örneğin C 105 W 1,
- Kalite grubu 3, örneğin C 45 W 3,
- Özel amaçlı, C 85 W S gibi

Sertleşme derinliği ve diğer özellikler için verilen güvence 3.gruba girenlerde 1.gruptakilerden daha fazladır. Sözü edilen çeliklerde karbon miktarıyla artan gevreklik göz önünde tutularak sıcak şekillendirme ve ısıt işlemler özenle yapılmalıdır. Tavlamanın yavaş ve homojen olması büyük önem taşır; ayrıca koruyucu gaz altında veya tuz banyosunda gerçekleştirilmesi de yüzeyde karbon kaybı ile tufal oluşumunu önler.

4.8.7.3. Alaşımlı Soğuk İş Çelikleri

Alaşımlı soğuk iş çeliklerinin sertleşme kabiliyeti ve aşınmaya dayanıklılık bakımından alaşımsızlara üstünlükleri çok belirgindir. Sertleşme derinliği özellikle mangan, krom, molibden ve nikel gibi elementlerle artırılır. Alaşımlama türü ve miktarına göre havada, yağda veya gerektiğinde sıcak banyoda (bk.4.5.6.5) suverme ile tüm kesit sertleştirilebilir.

Takımlarda abrazyon aşınması, oksitlenme veya adezyon sonucu ortaya çıkan diğer aşınma tiplerinden çok daha önemlidir. Malzemeye özgü bir büyüklük olarak tanımlanamayan aşınmanın, öncelikle içyapı (karbür miktarı) ve sertliğe bağlı olduğunu deneyler göstermektedir. En başta kesme takımlarında kullanılan çelikler için gereken sert ve aşınmaya dirençli karbürler çoğunlukla krom, molibden, vanadyum ve volfram ile oluşturulur.

Aşınmaya dayanıklılığın artması ve soğuk kaynama eğiliminin azalması, X 165 CrMoV 12 ve 21 MnCr 5 gibi bazı çeliklerde ayrıca nitrürasyonla sağlanabilir.

Takım malzemelerinin kullanım amacına göre seçiminde en güvenilir yol işletme deneyine başvurmaktır. Bu arada takımların davranışlarının malzeme bileşimi yanında biçim, yüzey durumu ve gördükleri ısıt işlemlerle de ilişkili olduğu unutulmamalıdır.

Sıcak şekil verme ve ısıt işlemler, alaşımsız soğuk iş çeliklerindeki çok daha dikkatli ve planlı şekilde uygulanmalıdır.

4.8.7.4. Sıcak İş Çelikleri

İşletmede 200°C 'ın üzerindeki sıcaklıklarda sürekli çalışacak takımlar için kullanılan sıcak iş çeliklerinden başlıca şu özellikler beklenir:

- Yüksek sıcaklık dayanımı öncelikle molibden, volfram ve vanadyum ile elde edilir.
- Temper kararlılığını sağlayan krom ayrıca molibden, nikel ve manganla birlikte sertleşme kabiliyetini de artırır.
- Yüksek sıcaklıkta aşınmaya dayanıklılık ana kütlenin (matri-sin) yüksek sıcaklık dayanımı ile özel karbürlerin tür ve miktarına bağlıdır.

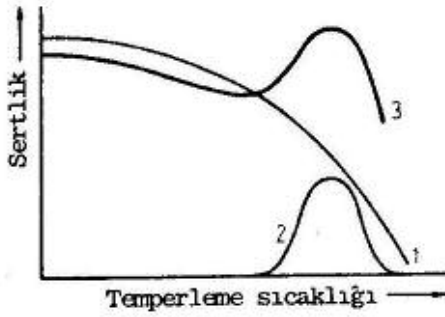
Alaşımli olan bu çeliklerdeki kararlı özel karbürlerin çözünmesi yüksek sertleştirme sıcaklıklarını gerektirir. Isıtma hızını düşük tutmak için, sertleştirme sıcaklığına kademeli olarak çıkmak daha uygundur. Temperleme, işletme sıcaklığının yaklaşık 100°C üstünde yapılır.

Yüzey sertliğini artırmak ve sürtünme katsayısını küçültmek amacıyla sıcak iş çelikleri sert krom kaplanabilir. Aşınma ve yapışma eğilimi nitrürleme ile azaltılabilir.

4.8.7.5. Yüksek Hız Çelikleri

Takım ağızı kızaracak ölçüde yüksek kesme hızlarında dahi talaş kaldıracak, yani bu koşullara rağmen yüksek sıcaklık sertliğini büyük oranda ve uzun süre koruyan malzemelerdir (Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 320-69). Söz konusu özelliklerin çeliğe kazandırılabilmesi için belirli alaşım elementlerinin katılması, özenli eritme (elektrik ocağı), karbürlerin homojen dağılımını sağlayacak şekilde sıcak haddeme ve kullanıcı tarafından malzemeye uygun bir ısıtma işlem programının gerçekleştirilmesi zorunludur.

Yüksek hız çeliklerinin kesme kabiliyetinin kızıl sıcaklıkta bile çok iyi olması, içyapılarında öncelikle volfram, krom, molibden, vanadyum elementlerinin oluşturduğu özel karbürlerin büyük miktarda bulunmasından ileri gelir. Bu nedenle karbon oranı da en az % 0,8 dolayında veya daha fazladır. Yumuşatılmış durumdaki kararlı karbürlerin suvermeden önce yeteri kadar çözünmesi gerektiğinden, ostenitleme sıcaklığı solidüs çizgisinin hemen altında (1200°C...1320°C) seçilir. Öte yandan tane irileşmesine yol açmamak için sıcaklık ve tutma süresine kesin şekilde uyulmalıdır. Çarpılma ve çatlamayı önlemek üzere, bu malzemeler iki veya üç kademede ve çoğunlukla tuz banyosunda ısıtılırlar. Sertleştirmeden sonra çeliğin içyapısı yaklaşık %70 martenzit, %10 karbür ve %20 artık ostenitten meydana gelir. 550°C dolayında yapılan temperleme ile, önceden çözülmüş olan özel karbürlerin yeniden oluşturulup ince dağılmış biçimde çökeltilmesi sertlikte büyük bir artış sağlar (ikincil sertleşme). Temperlenen martenzitin ferrit ve Fe₃C benzeri karışık karbürlere ayrışması sertlik düşüşüne neden olurken, çökeltme ile elde edilen bu sertlik kazancı yüksek hız çeliklerine özgü temper davranışını ortaya çıkarır (Şekil 4.94).



Şekil 4.94. Bir yüksek hız çeliğinin temper davranışı (şematik)

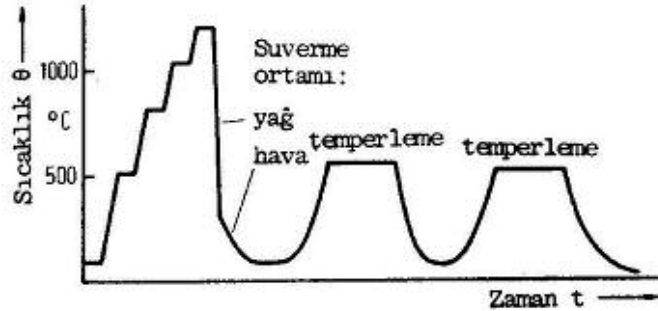
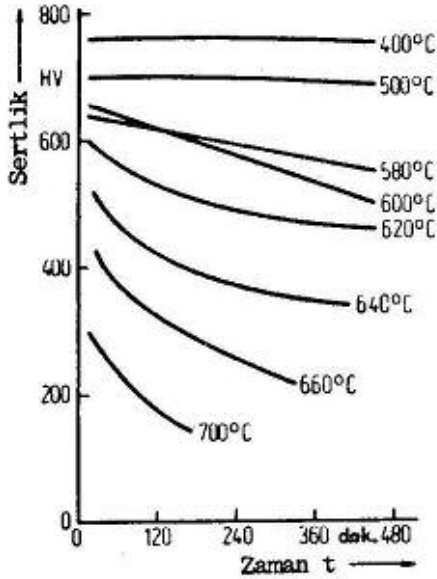
- 1: Martenzitin Fe_3C benzeri karışık karbürler ile ferrite ayrışması (sertlik kaybı)
- 2: Çökelme sertleşmesi. Ostenitleme sırasında çözünen özel karbürlerin yeniden oluşarak çökmesi (sertlik kazanımı)
- 3: 1 ve 2'nin toplam etkisi

Temperlemede karbürler sadece martenzitten değil artık ostenitten de ayrışır. Böylece karbon ve alaşım elementi miktarı azalarak M_s sıcaklığı yükselen artık ostenitin, soğuma sırasında büyük ölçüde (temperlenmemiş) martenzite dönüşmesi yeniden temperlemeyi gerektirebilir.

Temperlemede, yayınmaya bağlı oldukları için olaylar çok yavaş gelişir. Dolayısıyla çoğu durumda ve öncelikle temperlenmemiş martenzit oranı yüksekse iki veya üç kez temperleme yapılır (Şekil 4.95).

Yüksek hız çeliklerinde son olarak vurgulanması gereken nokta, işletme sıcaklığı arttıkça -özellikle temperleme sıcaklığının üzerinde ($>550^\circ C$) - sertliğin zamanla azalmasıdır (Şekil 4.96).

Şekil 4.95. Yüksek hız çeliklerinin sertleştirilme ve temperlenmesinde Sıcaklık-Zaman diyagramı (şematik)



Şekil 4.96. Kobalt içeren bir yüksek hız çeliği için çeşitli sıcaklıklardaki sertlik değerlerinin, her bir sıcaklıkta tutma süresine bağlı olarak değişimi (BICKEL'e göre)

4.9. Demir Esaslı Döküm Malzemeleri

4.9.1. Temel Kavramlar ve Sınıflandırma

Döküm malzemeleri, üretilecek iş parçasına göre hazırlanmış bir kalıba eriyik durumunda dökülüp katılaştırıldıktan sonra, talaş kaldırma dışında biçim değiştirici herhangi bir işlem görmezler. Dolayısıyla plastik şekillendirme öncesi ingot dökümü veya sürekli döküm aşamasından geçen metal ve alaşımlar döküm malzemesi sayılmaz.

Döküm tekniği öncelikle karmaşık şekilli parçaların gerçekleştirilmesi bakımından diğer imal usullerine göre daha fazla serbestlik sağlar. Malzemelerin döküme elverişliliği (bk.3.5.2) ve aşağıda ana hatlarıyla belirtilen kurallar göz önünde tutularak, birkaç gramlık parçalardan ağır makina ayakları ve hadde tezgahı gövdelerine kadar çeşitli konstrüksiyon elemanları döküm yoluyla üretilebilir:

- Olabildiğince ötekteğe yakın alaşımlar kullanılmalıdır (bk.2.2.4),
- Uygun döküm yöntemi seçilmelidir,
- Kendini çekme dikkate alınmalıdır (bk.2.2.3),
- Parça tasarımı et kalınlığı farkları azaltılacak ve keskin geçişler önlenerek şekilde yapılmalıdır,
- Modeli kalıptan çıkarmak için gerekli eğimler verilmelidir.

Eriyiğin bileşimi yanında soğuma hızı da demir esaslı döküm malzemelerinin içyapısını ve dolayısıyla özelliklerini büyük ölçüde belirler. Bu alaşımların sınıflandırılmasında, en önemli alaşım elementi olan karbonun derişikliği ile katı çözeltiye (ostenit, ferrit) giremeyen bölümün Fe_3C (sementit) veya C (grafit) durumunda bulunması kriter olarak alınır. Fe-C sistemi termodinamik anlamda Fe- Fe_3C sisteminden daha düşük enerjili yani daha karardır. Ancak enerji farklarının küçük olmasından ötürü, faz alanlarının sınırları yarı kararlı sistemde kararlı sisteme göre çok az ötelenir (bk. Şekil 4.4).

Çelikler ($C < 2$) çok özel koşullar dışında daima yarı kararlı Fe- Fe_3C sisteminde katılaşı; döküm malzemesi olarak kullanıldıklarında dövülebilme özelliğini korumalarına rağmen *dökme çelik* diye anılırlar.

Karbon oranı $\% 2$ 'nin üzerinde olan demir esaslı alaşımlar ise ek bir işlem uygulanmadan (bk.4.9.4, temper dökme demir) dövülebilir nitelikte değildir. Sadece döküm yoluyla biçimlendirilir ve *dökme demir* genel adı altında toplanırlar.

Eriyik hızlı soğutulursa dökme demirler için de yarı kararlı sistem geçerlidir; yani karbon demire bağlanarak sementit oluşturur. Parlak açık renkli olan kırık yüzeylerine göre *beyaz dökme demir* adı verilen bu tür malzemeler, yüksek miktarda sementit içerdiklerinden sert ve gevrekler (sert döküm). Doğrudan doğruya bu durumda güç işlenir ve seyrek olarak kullanılırlar.

Karbonca zengin eriyiklerin yavaş soğutulmasında içyapı kısmen veya tamamen kararlı sisteme göre gelişir. Sıvı fazdan başlayan ve sıcaklık düştükçe devam eden karbon ayrışması ana kütle içinde grafit oluşumuna yol açar (birincil grafitleşme). Dolayısıyla kırık yüzeylerinin koyu olan rengi kır (gri) nitelemesine uygun düştüğünden, bu malzemelere *kır dökme demir* denir.

Kır dökme demirler içyapılarındaki grafitlerin geometrisi bakımından iki gruba ayrılır:

- Lamel grafitli dökme demir*
- Küresel grafitli dökme demir (sfero dökme demir, sfero döküm).

Beyaz dökme demir parçalara,sonradan uygulanacak bir tav işlemi ile sementit fazı ayrıştırılıp, karbonun ana kütle içinde grafit kümeleri meydana getirmesi sağlanabilir (ikincil grafitleşme). Böylece gevrekliği giderilmiş ve yumuşayarak işlenmesi kolaylaşmış olan malzeme *temper dökme demir* veya kısaca *temper döküm* adını alır. Tavlamanın oksitleyici (karbon azaltıcı) ya da nötr ortamda yapılmasına bağlı olarak, ürünün kırık yüzeyi açık veya koyu renkli olur (*beyaz veya siyah temper döküm*).

Özel dökme demirlerin korozyona ve ısıya dayanıklılık gibi seçkin özellikleri yüksek oranda silisyum, krom, nikel ve alüminyum alaşım elementleri katılarak elde edilir; örneğin % 18 Si içeren dökme demir.

Demir esaslı döküm malzemelerinin DIN 17006'ya göre kısa gösterilişleri Bölüm 4.7.3'te açıklanmıştır. Sınıflandırılmaları ise en önemli grupların karakteristik özellikleriyle birlikte Şekil 4.97 de özetlenmiştir.Metalsel döküm malzemeleri için genel bakış ve tanımları kapsayan bir temel standart da hazırlık aşamasındadır (DIN 1690).

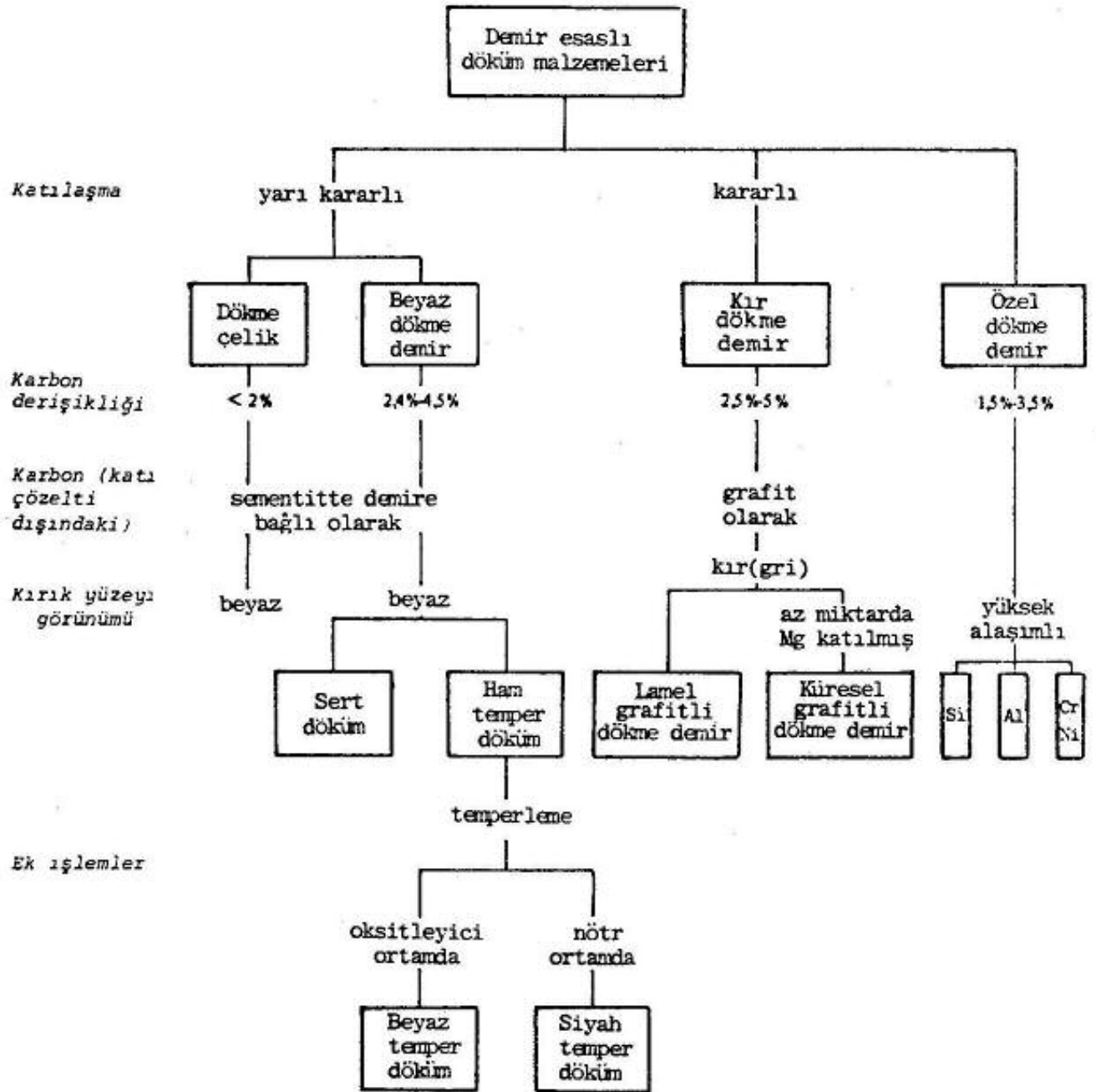
4.9.2. Dökme Çelik "GS" (DÇ)**

Eritilip kalıba döküldükten sonra, talaş kaldırma dışında başka herhangi bir biçimlendirme işlemi görmeyen çeliklere bu ad verilir.Kullanılan ham maddelerle arıtma ve bileşime ilişkin isteklere bağlı olarak, dökme çelikler SIEMENS-MARTİN,indüksiyon veya ark ocağında eritilir. Katılaşmada gaz oluşumu sonucu ortaya çıkan ve malzemeye sıcak şekil verilmediği için kapatılamayan gözenekleri önlemek amacıyla durgunlaştırılmaları zorunludur (bk.2.1.5).

Dökme çelik parçalara çoğunlukla ısıtıl işlem (normalleştirme, ıslah) uygulanır. Böylece karakteristik kaba taneli WIDMANNSTAETTEN içyapısı(bk.Şekil 4.33) giderilerek,tane küçül-

* Pratikte "kır dökme demir", "kır döküm" veya "pik döküm" deyimleri genellikle "lamel grafitli dökme demir" anlamında kullanılmaktadır.

** İşaretlerin Türkçe karşılıkları parantez içinde verilmiştir.



Şekil 4.97-Demir esaslı döküm malzemelerinin sınıflandırılması

mesi ile başta çentik vurma tokluğu olmak üzere mekanik özelliklerin iyileştirilmesi sağlanır.

Dökme çelikler öncelikle şu durumlarda kullanılırlar:

- Kır dökme demir veya temper dökme demirin dayanımı yeterli görülüyorsa,
- Karmaşık biçimli veya çok büyük boyutlu çelik parçaların üretimi ancak döküm yoluyla mümkün ve ekonomik oluyorsa (örneğin 7 m yüksekliğinde ağırlığı 400 tonu aşan bir hadde tezgahı gövdesi),
- Seçilen çelik, %1,5 C ve % 30 Cr gibi, karbon ve alaşım elementi oranlarının yüksekliği nedeniyle sıcak şekil verilmeğe elverişli değilse.

Öte yandan çekme dayanımları,

- alaşımsız ve az alaşımlı türlerde 700 N/mm^2
- yüksek alaşımlı türlerde 1300 N/mm^2

değerlerine ulaşabilen dökme çeliklerin kopma uzaması alaşım miktarına bağlı olarak %8 ile % 25 arasında değişir. Isıl işlem gördükten sonra, benzer bileşimdeki diğer çelikler gibi, istendiğinde soğuk şekillendirilebilir ve darbeli zorlamalar altında güvenle çalışabilirler.

Alaşımsız ve az alaşımlı olabilen genel kullanım amaçlı dökme çelikler, dökümhaneler tarafından garanti edilmesi gereken en az çekme dayanımına göre sınıflandırılır; bu değer kgf/mm^2 olarak GS harflerine eklenmesiyle belirtilirler (DIN 1681). GS-38 ile GS-70 arasında değişen kaliteleri vardır.

Döküm kalıbı içine yerleştirilen çelik saçların, örneğin su türbini kanatlarının, rotoru meydana getirmek üzere dökülen eriyik ile kusursuz şekilde kaynaması mümkündür. Öte yandan normalleştirilmiş döküm parçalar, GS-45 kalitesine kadar özel önlemlere gereksinme duyulmadan alışımlı kaynak yöntemleriyle birleştirilebilir. Daha yüksek kalitelerde ise karbon oranı giderek %0,5 düzeyine ulaşılabilceğinden, sertleşme ve dolayısıyla çatlama tehlikesine karşı ayrıca ön ısıtma önerilir. Kaynak işleminden sonra gerilme giderme tavı yapılmalıdır.

Dökme çeliklerde alaşım elementleri özelliklere diğer çeliklerdeki gibi etki eder. Örnek vermek gerekirse, % 1,2 C , % 12 Mn , % 1,4 Cr bileşiminde dökülmüş sert mangan çeliğinin yüksek sertliği ve üstün aşınma dayanımı öncelikle krom karbürlerin oluşumuna bağlanabilir. Aynı zamanda mangan miktarının fazlalığı nedeniyle ostenitik ve çok tok olan bu malzeme, sürtünme ile darbeli zorlamaların bir arada bulunduğu işletmelerde kullanılır (kıрма çeneleri, öğütme tablaları, çekiçler, kırıcı ve değirmen zırhları).

Yüksek sıcaklık dayanımının istendiği durumlarda genel amaçlı dökme çelikler 400°C 'a kadar yeterlidir. Daha yüksek sıcaklıklarda ise 600°C düzeyini geçmemek üzere ferritik türlerden yararlanılır. Akma sınırı, sürünme sınırı ve sürünme dayanımı değerleri sıcaklığa bağlı olarak DIN 17245 verilen

bu dökme çelikler çoğunlukla %1,2'ye kadar molibden ve %12'ye kadar krom içerirler. Yüksek sıcaklık dayanımlarını daha da artırmak üzere ayrıca az miktarda vanadyum, volfram ve nikel (her biri % 1'den az) katılabilir. Söz konusu malzemelerden örneğin buhar türbini gövdeleri, meme halkaları, kızgın buhar armatürleri ve boru ağız parçaları üretilir.

Krom, nikel ve silisyum alaşım elementleri dökme çeliklerde tufal oluşumunu önemli ölçüde azaltır. Bileşimlerinde %1,5-2 Si, % 25-29 Cr ve en çok % 16 Ni bulunan türler, 1100°C sıcaklığa kadar ısıya dayanıklı olup ocak plakaları, sementasyon kutuları, taşıyıcı ızgaralar ve sürekli fırın rayları gibi uygulamalara elverişlidirler.

Korozyona dayanıklılığı artırmak üzere alaşım elementi olarak öncelikle gene kromdan yararlanılır. Paslanmaz dökme çelikler (DIN 17445) bileşim ve özellikler bakımından haddelenmiş olanlara (bk.4.8.6) benzerler. Kimya fabrikaları için örneğin armatür, boru, pompa gövdesi yapımında, gıda ve tekstil endüstrisinde, madencilikte potas elde etme tesislerinde, kısaca (yüksek sıcaklıktaki) korozif ortamlarda çalışacak döküm parçalarının üretiminde kullanılırlar.

Çelik dökümü kır ve temper döküme oranla aşağıdaki nedenlerden ötürü oldukça pahalıdır:

- Kimyasal bileşim daha dar sınırlar içinde kalmalı ve kalınlığı miktarı daha az olmalıdır.
- Yaklaşık 1500°C olan yüksek erime sıcaklığı, güçlü eritme ocaklarını ve yüksek sıcaklığa dayanıklı kalıp malzemelerini gerektirir.
- Mekanik özelliklerin iyileştirilmesi için bitmiş parçalara ısıtma işlem uygulanması kaçınılmazdır.

Bunlara ek olarak dökme çeliğin imalatı zorlaştıran şu özellikleri de vardır:

- Eriyiğin akıcılığı ve kalıbı doldurması iyi değildir. Bu sakınca ancak aşırı ısıtma ile bir ölçüde ortadan kaldırılabiliş de, genelde çelik döküm parçalarının et kalınlığı en az 5 mm olmalıdır.
- Kendini çekme alaşımsız çelik dökümlerde % 2 ... 2,5 alaşımlılarda ise %3 gibi yüksek değerlere ulaştığından lunker ve çatlak oluşumu tehlikesi (bk.2.2.3) fazladır. Böylece anılan hatalara karşı gerekli yerlerde besleyici ve soğutucu kullanılması gibi döküm tekniği ile ilgili önlemler yanında, tasarım yönünden de örneğin kesit değişimlerinde keskin geçişlere yer verilmemesi vb. sınırlamalar ağırlık kazanır.
- Özellikle az karbonlu çeliklerin erime sıcaklığı yüksek olduğundan kalıp kumu kısmen eriyerek döküm yüzeyine yapışır. Parçayı tümüyle işleme durumu ortaya çıkabilir.

Sonuçta istenilen dayanım ve süneklik bakımından dökme çeliğin seçilmesi zorunlu görülmedikçe, daha ucuz olan kır dökme veya sünek sayılabilecek temper dökme demir kullanma yönüne gidilmeli, sfero döküm de bir diğer çözüm olarak dikkate alınmalıdır.

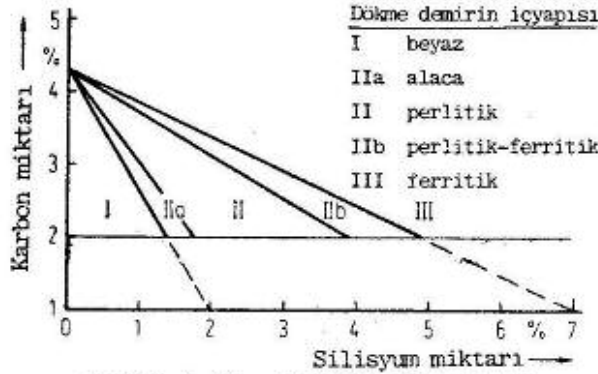
4.9.3. Dökme Demir "GE" (DD)

Uygulamada en önemli ham maddesi pik demir (bk.Çizelge 4.3) olan dökme demirin karbon derişikliği %2'nin üzerindedir ve ek işlemler uygulanmadan dövme yoluyla biçimlendirilemez. Erime sıcaklığı dökme çeliğinkinden düşük olup, çoğu türünde ötektik bileşimine yakınlıktan ötürü 1250°C'yi aşmaz. Eriyişin akıcılığı ve çok iyi kalıp doldurma özelliği yanında, kendini çekmesi dökme çeliğe göre küçüktür (% 1-2). Katı halde yoğunluğu 7,2-7,4 gr/cm³ sınır değerleri arasında değişir.

Dökme demirin katılaşmasında sementit veya grafit oluşumu, diğer bir deyişle içyapı durumu, soğuma hızından başka büyük ölçüde karbon ve silisyum miktarı ile belirlenir. Her iki element de grafit ayrışmasını kolaylaştırır.

4.9.3.1. Dökme Demir Diyagramları

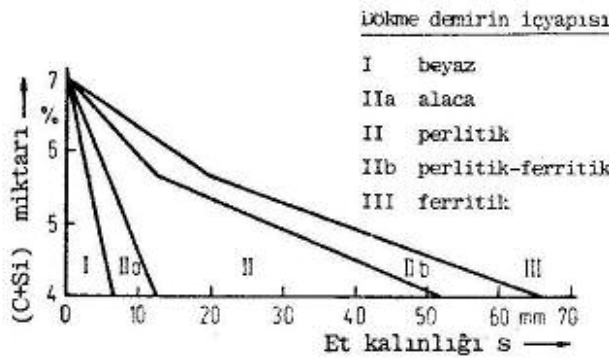
Başlıca bileşenleri demir eşlik elementleri olan alaşım-sız dökme demirlerin karbon ve silisyum miktarlarıyla, içyapıları arasındaki ilişkiyi gösteren MAURER diyagramında üç temel bölge vardır (Şekil 4.98):



- I.Bölge :beyaz dökme demir (sert döküm)
- II.Bölge :perlitik kır dökme demir
- III.Bölge :ferritik kır dökme demir

Bunlar arasında da beyaz ve kır döküm karışımı alaca dökme demir (II a) ile, perlitikferritik kır dökme demir (IIb) geçiş bölgeleri bulunur. Dökme demirin dayanım

ve sertliği, azalan karbon ve silisyum miktarı ile artar. Bu nedenle yüksek kaliteli dökme demir türleri, ilgili oldukları bölgenin sol alt bölümüne düşen bileşimlere sahiptirler. Öte yandan MAURER-diyagramından elde edilen bilgiler kuru kalıba dökülmüş yaklaşık 30 mm çapında parçalar, yani belirli soğuma koşulları için geçerlidir.



Dökme demir içyapısının ayrıca soğuma hızı ve dolayısıyla et kalınlığı ile nasıl değiştiği ise GREINER-KLINGENSTEIN diyagramından görülebilir (Şekil 4.99). Karbon ve silisyumun her ikisi de grafit ayrışmasını kolaylaştırıcı yönde etki ettiğinden, bu diyagramda düşey eksene C+Si miktarı, yatay eksene de et kalınlığı taşınmıştır. Bölgelerin adlandırılması MAURER diyagramındaki gibidir. Üst sınır çizgilerindeki kırılma noktaları karbon ve silisyum miktarları toplamının %5,5 düzeyinin altında kalması gerektiğini gösterir.

4.9.3.2. Sert Döküm "GH" (DS)

Genellikle % 3 dolayında karbon, az miktarda silisyum (% 0,5...1,5) ve karbür oluşumunu kolaylaştırmak üzere % 1,2' ye kadar mangan içerir. Beyaz dökme demir (DDB) olarak katılaşan içyapı, yüksek oranda sementit ile perlitten (Cr, Ni, Mo katılmış alaşımlı türlerinde perlit yerine çoğunlukla martenzitten) meydana geldiği için çok sert ve aşınmaya dayanıklıdır. Sert döküm bu özellikleriyle kum püskürtme memeleri vb. parçalarda iyi sonuç verir. Ancak söz konusu malzemenin işlenmesi çok güç, gevrek içyapısı darbelere karşı aşırı duyarlı, çekme dayanımı da martenzitik dökme çeliğe göre düşüktür. Dolayısıyla uygulamada tüm kesiti beyaz dökme demir olan (tam sert döküm) parçalar çok seyrek ve genellikle işlenmeden kullanılır, örneğin ağırlıklar, öğütme bilyeleri.

Buna karşın sert kabuklu dökümün teknikteki önemi daha fazladır. Burada kabuk diye adlandırılan kenar tabaka ancak hızlı soğutma sonucu beyaz olarak katılaşırken, yavaş soğuyan göbekte karbonun bir bölümü grafit şeklinde ayrışır. Isının yüzeyden hızla uzaklaştırılması için kokil dökümü yapılır veya kum kalıba soğutma plakaları yerleştirilir. Ayrıca iç ve dış kısımlar arasında özel yöntemlerle bileşim farkı da yaratılabilir. Bu tür yüzeyi sert ve aşınmaya dayanıklı dökme demir parçalar, tokluğun içe doğru bir ölçüde iyileştirilmesi nedeniyle, darbeli zorlamalar altında çalışmaya elverişlidir. Hadde merdaneleri çoğunlukla sert kabuklu döküm olarak üretilirler. Diğer kullanım yerlerinden başlıcaları vagon tekerlekleri, zimbalar, çekme kalıpları, önyüzlerinin aşınmaya dayanıklı arka yüzlerinin ise kolay işlenebilir olması gereken değirmen levhalarıdır.

4.9.3.3. Lamel Grafitli Dökme Demir "GGL" (DDL)

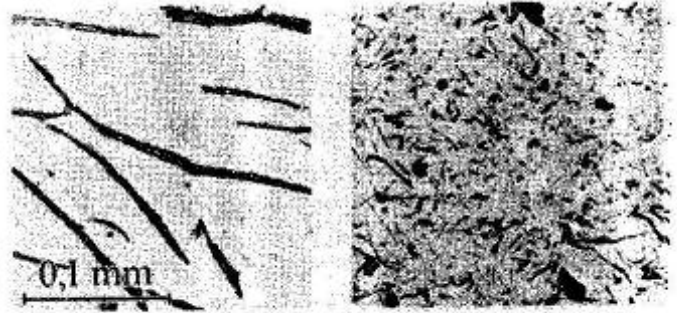
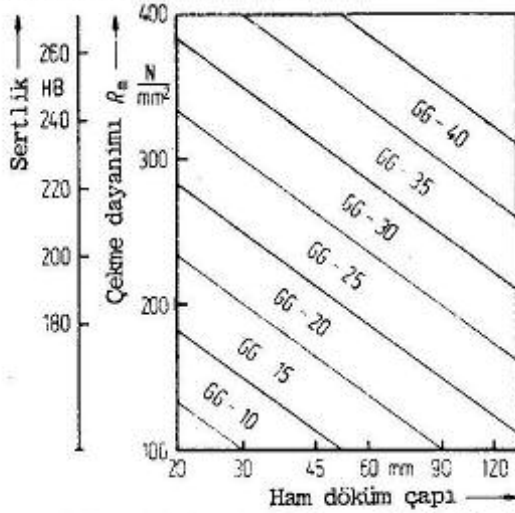
Ham (pik) demire döküm hurdası, çelik hurdası ve örneğin ferromangan gibi maddeler katılıp çoğunlukla kupol ocağında eritilerek elde edilir. Kendini çekmesi yaklaşık % 1 dir. Karbon (% 2,5...4,5) ve silisyum (% 0,8...3) miktarlarının toplamı yüksek tutulduğu için, sıvı durumdan hızlı soğutulmadıkça büyük ölçüde kararlı sisteme göre katılaşır. Böylece oluşan grafit bölgeleri dayanımı düşürür. Buna karşın söz konusu malzeme darbelere beyaz dökme demir kadar duyarlı değildir ve kolay işlenir.

Bileşim sabit kalmak koşuluyla, döküm parça kalınlığının azalması dayanımı iyileştirir. İnce parçalarda soğuma doğal şekilde çabuk gerçekleştiği için, perlit oranı artar ve az miktarda ayrılan grafit içyapıda çoğunlukla ince olarak dağılır. Soğuma yavaşladıkça yüksek sıcaklıkta kalma süresi uzar; karbon atomlarının yayınması ve dolayısıyla grafit ayrışması kolaylaşır. Grafitlerin miktar ve dağılımı yanında geometrisi de mekanik özellikleri etkiler. Belirli katkılar (bk.4.9.3.4) yapılmadığı sürece grafitler lamel (levha) biçiminde oluşur.

Daha önce değinildiği gibi, ait olduğu grubun genel adıyla, yani kır dökme demir "GG" (DDG)* diye de anılan lamel grafitli dökme demir DIN 1691'de standartlaştırılmıştır**. Çekme dayanımına göre 100 N/mm² ile 400 N/mm² arasında 50 N/mm² lik kademelerle yükselen kalite sınıflarına ayrılır. Bu sınıflar GG işaretine minimum çekme dayanımının kgf/mm² cinsinden sayısal değeri eklenerek gösterilir, örneğin GG-30.

Mekanik özellikler et kalınlığına bağlı olduğundan, DIN 1691'de kalite sınıflarını belirleyen çekme dayanımları, 30 mm çapında döküldükten sonra 20 mm çapa işlenmiş deney parçaları için geçerlidir. Çekme dayanımı ve sertlik değerlerinin ham (işlenmemiş) döküm çapıyla değişimi Şekil 4.100'de verilmiştir.

Kır dökme demirin katılaşması sırasında ayrışıp, "çeliğe benzer" ferritik veya perlitik ana kütle içine yerleşen grafit lamelleri metallografik kesitte damarlar biçiminde görülürler(Şekil 4.101).



Şekil 4.101. Kır dökme demir içyapısındaki grafit lamelleri

Şekil 4.100. Kır dökme demirde dayanım ve sertliğin ham döküm çapı ile değişimi (DIN 1691'e göre)

kesiti zayıflatan ve ayrıca uçlarında gerilme yığılmalarına yol açan iç çentikler olarak düşünülmelidir. Bu nedenle çekme dayanımı çok düşük düzeyde kalan kır dökme demir, hafif konstrüksiyonlar için uygun bir malzeme değildir. Heterojen ve çentikli içyapısından ötürü şekil değiştirme kabiliyeti de yok deneye kadar az olup, kopma uzaması %1'in altındadır. Ancak grafit lamelleri büyük basma gerilmelerini taşıyabildikleri için, kır dökme demirin basma dayanımı çekme dayanımının 3...4,5 katına ulaşır.

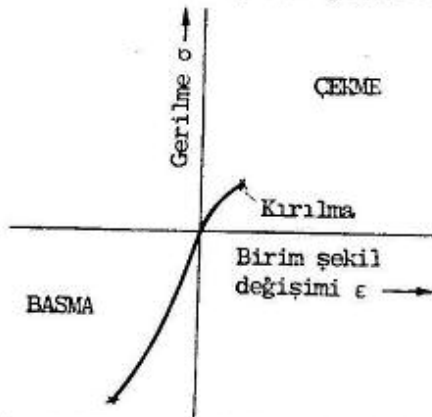
Kır dökme demirin çekme ve basma davranışlarının farklı oluşu elastik büyüklüklerde de görülür. Elastiklik modülü döküm malzemesinin dayanımı yanında, gerilmenin tür ve yüksekliğine bağlıdır:

*) GG:Grauguss (DDG:Grafitli dökme demir)

**) Bu konudaki Türk Standardı: TS 552-Lamel Grafitli Dökme Demir İçin Genel Esaslar

- . Kır dökme demirin sınıfı yani çekme dayanımı ile birlikte elastiklik modülü de yükselir.
- . Gerilme-birim şekil değişimi diyagramında doğrusal elastiklik yoktur. Gerilme arttıkça elastiklik modülü giderek düşer. Bu durum grafit lamellerinin uçlarındaki gerilme yığılmalarının yerel akmalara yol açmasından ileri gelir. Çekme eğrisinin başlangıç bölgesindeki eğimi olarak, E değeri kır dökümün kalitesine göre 70000 N/mm^2 ile 140000 N/mm^2 arasında değişir.
- . Elastiklik modülünün gerilmeye bağımlılığı çekme zorlamasında basmadakinden daha belirgindir.

Görüldüğü gibi kır dökümde HOOKE kanunu geçerli değildir. Şekil 4.102 çekme ve basma zorlamaları altında kır dökümün mekanik davranışını şematik olarak göstermektedir.



Şekil 4.102. Kır dökme demirin gerilme-birim şekil değişimi diyagramı (şematik)

Grafit lamellerinin dayanım ve şekil değiştirme özelliklerine olumsuz etkilerine karşı, söz konusu heterojen içyapının aşağıda açıklanan yararlı yönleri de bulunduğundan, kır dökme demir makina malzemesi olarak önem kazanmıştır.

İçyapısındaki grafit lamelleri doğal olarak çentik etkisi yarattığı için, böyle bir dökme demir yorulma açısından konstrüktif çentiklere duyarsızdır. Diğer bir deyişle, yorulma çentik katsayısı β çen (bk.3.2.3.2) aynı

şekilli dökme çelik parçadakinden küçük olup, düşük DDL kalitelerinde 1 değerine yaklaşır.

Öte yandan kır dökümün olağanüstü sönümleme özelliği vardır. Çelik dökümle karşılaştırıldığında titreşimler yaklaşık dörtte bir sürede sönümlenir. Böylece işletme yüküne ek olarak titreşimden ileri gelebilecek yorulma olasılığı azalır. Sönümleme özelliği yanında ucuzluğu da göz önünde tutularak, örneğin temel plakaları, makina yatakları, dişli kutuları ve silindir blokları çoğunlukla kır dökümden üretilirler.

Kır dökme demir kaymalı yataklar için de uygun bir malzemedir. Grafit parçacıkları her tür sürtünme zorlamasında yağlama etkisi yapar. Böylece yatak yağsız kalma durumunda bir süre sarmadan çalışabilir.

Grafit lamellerinin sürtünmeyi azaltıcı ve aynı zamanda kısa kırılğan talaş oluşturunu etkisinden ötürü kır dökme demirin talaşlı işleme kabiliyeti genellikle çok iyidir. Yalnız perlit oranının artması (sertlik artışı) ile talaş kaldırma bir ölçüde zorlaşır.

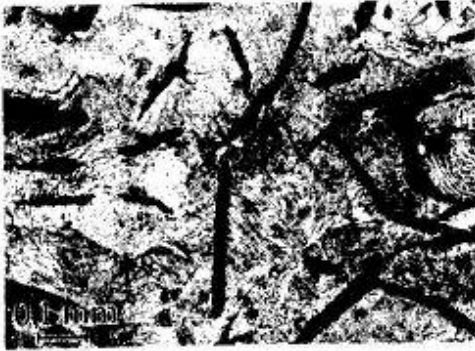
Kır dökme demirin kaynağı, sementit ile martenzit (öncelikle perlitik türlerde) oluşumuna karşı, tavlama ve özel

ilâve malzeme kullanma gibi önlemleri gerektirir. Daha çok onarım amacıyla uygulanır. Lehimlenmesi de güçtür.

Eşlik ve alaşım elementlerinin özelliklere etkisi çoğunlukla çelikte olduğu gibidir. Bununla birlikte kükürt ve fosfor çelik veya dökme çelikteki kadar olumsuz sonuç yaratmaz. İyi kaliteli kır dökümlerde yüksek oranda bulunan mangan, kükürtü bağlar. Meydana gelen mangan sülfür kalıntıları, kır dökme demirin içyapısının zaten heterojen olması nedeniyle, mekanik özellikleri ayrıca kötüleştirmez.



reaksiyonu ile fosfor, grafitleşmeyi kolaylaştırır. Demir fosfür (Fe_3P), demir ve karbonla yaklaşık 950°C sıcaklıkta katılaşan bir üçlü ötektik (*steadit*) oluşturur. Fosforca zengin eriyik çok akıcı olduğundan, örneğin radyatör gibi ince etli parçaların dökümü için özellikle uygundur. Katılaşma sırasında ortaya çıkan fosfür fazı sert ve gevrektrir. Dolayısıyla fosfor miktarı ile sertlik ve aşınmaya dayanıklılık artar; ancak malzemenin işlenmesi güçleşir. Şekil 4.103'te fosfür ötekiği (açık renkli adacıklar), perlit ve grafit lamelleri içeren bir kır döküm içyapısı görülmektedir.



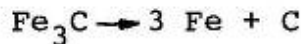
Şekil 4.103. Fosfür ötekiği, perlit ve grafit lamelleri içeren bir kır döküm içyapısı

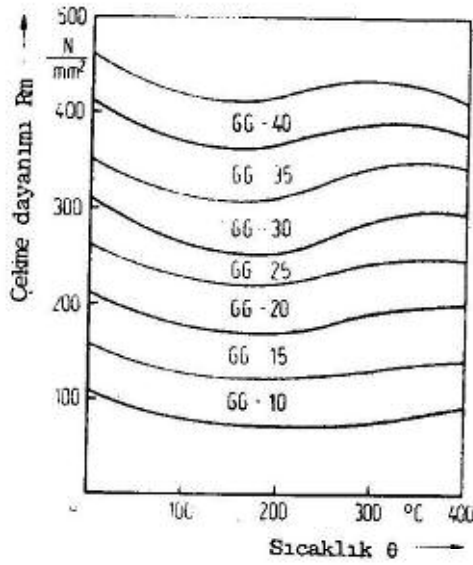
Öte yandan fosfor derişikliği $\%0,3...0,4$ değerini aşarsa, fosfür ötekiği içyapıda sürekli ağ niteliği kazanarak çekme dayanımı ve çentik darbe tokluğunun düşmesine yol açar. Bu nedenle, mümkün olduğu kadar akıcı bir eriyiğin istendiği süsleme ve sanat dökümlerinde bile fosfor derişikliği $\%1,3$ 'ün altında tutulur. Yüksek zorlamalarla karşılaşacak parçalarda ise bu oran $\%0,5$ 'i aşmamalıdır.

Silisyum miktarı fazla olan kır dökümün atmosferik korozyona dayanıklılığı iyidir. Ayrıca döküm parçadan zorunlu olmadıkça talaş kaldırılmaması da, yüzeyde oluşan silikat ve oksit tabakasının korozyonu azaltıcı etkisinden yararlanmayı sağlar. $\%18$ Si içeren kır dökme demir asidik ortamlara, örneğin sıcak sülfürik ve nitrik aside dirençlidir; ancak çok sert olduğundan sadece taşlanarak işlenebilir.

Kır dökme demir yaklaşık 400°C 'a kadar olan işletme sıcaklıklarında özel bir sorun yaratmaz. Şekil 4.104'te çeşitli kaliteler için çekme dayanımlarının sıcaklıkla değişimi verilmiştir.

Dökme demirin özellikle uzun süre 400°C 'ın üzerinde tutulması, içyapıda bulunabilecek sementit fazının ayrışmasına yol açar:





Şekil 4.104. Kır dökme demirin çekme dayanımına sıcaklığın etkisi

Isıl zorlanan kır döküm parçaların büyümesi bazı kullanım yerlerinde, örneğin içten yanmalı motorların segman ve silindir kafalarında çok sakıncalıdır. Karbür yapıcı (krom) ve oksijeni bağlayıcı (alüminyum) alaşım elementleri katılarak 1000°C'a kadar ısıya dayanıklı kır döküm kaliteleri elde edilebilir.

Yüksek sıcaklık dayanımı açısından üstünlük gösteren *ostenitik dökme demirler* alkali, seyreltilmiş asit, deniz suyu ve tuz çözeltilerinin korozif etkilerine de dayanıklıdır. DIN 1694'te yer alan söz konusu malzemelerde* ana alaşım elementi (% 36'ya kadar) nikeldir; ayrıca her birinin derişikliği % 7,5 değerini aşmamak üzere silisyum, mangan, krom ve bakır bulunabilir. Karbon miktarı % 2,2 ile % 3 arasında olup ferritik ve perlitik kır döküme oranla düşüktür. Örnek olarak fırın parçaları, supaplar, silindir gömlekleri, gıda ve kimya endüstrisindeki pompalar, armatürler, proses kazanları gerektiğinde *ostenitik dökme demirden* yapılabilir.

Yaklaşık % 35 Ni içeren *ostenitik dökme demirin* 20°C ile 200°C arasındaki ısı genleşme katsayısı çok küçüktür (5×10^{-6} K⁻¹). Sıcaklıkla boyut değişiminin minimum düzeyde kalması istenen özel takım tezgahları, laboratuvar cihazları ile cam presleme kalıpları için bu nedenle uygun bir malzemedir.

Lamel grafitli dökme demir genellikle çekme dayanımını değil, aşınmaya karşı direncini yükseltmek amacıyla bazen sertleştirilebilir. Karbonun *ostenitte* çözünmesini kolaylaştırmak üzere öncelikle perlitik türler seçilip, yaklaşık 850°C sıcaklıkta *ostenitlemeyi* yeterli hızla soğutma izlerse, çeliğe benzer ana kütle tümüyle *martenzite* dönüşür. Ancak yumuşak grafit

Sıcaklık yükseldikçe hızlanan bu reaksiyon sırasında, serbest kalan karbon atomlarının grafit miktarını artırmasıyla döküm parçanın hacmi büyük. Bu durumda grafit lamellerinin yüzeyleri boyunca malzemeye girişi kolaylaşan ortam gazları, genellikle 550°C'ı aşan sıcaklıklarda ana kütledeki demir ve silisyumu oksitler. Dolayısıyla mekanik özellikler olumsuz yönde etkilendiği gibi, yeni bir hacim artışı da meydana gelir. Katı halde grafitleşme ile oksitlenme sonucu ortaya çıkan ve *büyüme* diye adlandırılan hacim değişikliği %8 düzeyine ulaşabilir. Kır dökme demirin büyümesini, karbon ve daha çok silisyum (%4) kolaylaştırırken, karbür yapıcı mangan vb. elementler zıt yönde etkiler. Öte yandan grafitin ince dağıldığı bir iç yapı, kaba lamelliye oranla büyüme olayına daha az duyarlıdır.

*) Bu konudaki Türk Standardı: TS 551 - *Ostenitik Dökme Demirler*

lamellerinden ötürü malzemenin ortalama sertliği suverilmiş ötektoid çeliğinkine ulaşamaz. Ayrıca ısıtma ve suverme sırasında oluşan ısıl gerilmeler altında, grafit lamellerinin kuvvetli çentik etkisinden dolayı çatlama tehlikesi fazladır. Bu açıdan os-veya martemperleme avantajlı olabilir. Ancak normal makina dökümünde dayanım artışı en ekonomik olarak, içyapıda perlit oranının yükseltilmesi yanında, grafit lamellerinin ince ve homojen dağılımıyla sağlanır. Aynı amaçla gerçekleştirilmiş en önemli gelişme ise, grafitlerin küresel biçime kavuşturulmasıdır.

4.9.3.4. Küresel Grafitli Dökme Demir "GGG" (DDK)

Sfero döküm olarak da adlandırılıp, GGG işaretiyle minimum çekme dayanımının kgf/mm^2 cinsinden sayısal değeri eklenerek sınıflandırılır, örneğin GGG-70 gibi (DIN 1693)*.

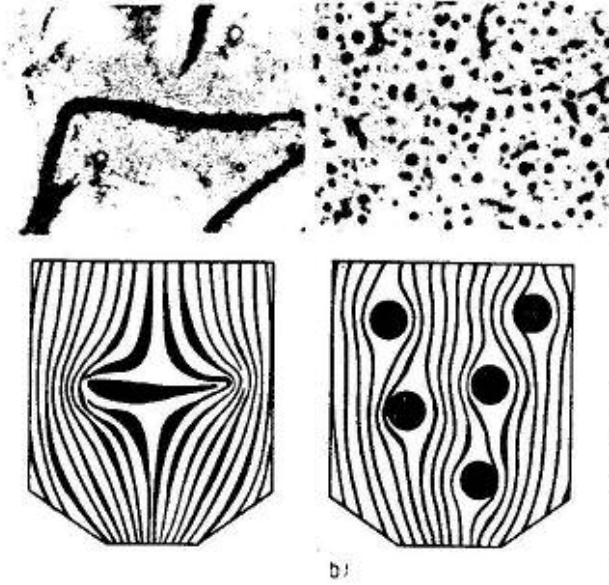
Küresel grafitli dökme demir, özel pik ve hurdanın çoğu kez kupol ocağında eritilmesinden sonra elektrik ocağında gerekli katkıların yapılmasıyla elde edilir. Bileşiminde %3,2... 3,8 C , %2,4...2,8 Si , %0,5'ten az Mn bulunur. Ham maddelerden gelen katışkılar belirli sınırları kesinlikle aşmamalıdır. Grafitin küreselleşmesi (yumurlaşması) için eriyiğe yaklaşık %0,5 Ce veya %0,5 Mg ile çekirdeklenmesini kolaylaştırmak üzere ferrosilisyum katılır. Mg yöntemi daha ucuz fakat Pb, Bi, Sb, Sn, Ti gibi olayı önleyici elementlere daha duyarlıdır; ayrıca işlemin verimliliği kükürdün azlığına (<%0,02) bağlıdır. Şekil 4.105'te sfero dökme demir içyapısındaki küresel grafitler görülmektedir.



Şekil 4.105. Sfero dökme demirde grafit oluşumu

Küre, eşit hacimli diğer geometrik biçimlerle karşılaştırıldığında, en küçük yüzey/hacim oranına sahiptir. Dolayısıyla sfero dökümde ana kütlenin taşıyıcı kesiti, grafit oranı aynı olan kır dökme demirdekinden daha büyüktür. Grafitin küresel oluşunun, dış zorlama sonucu döküm parçasındaki gerilme dağılımına da olumlu etkisi vardır. Söz konusu durumu yansıtan Şekil 4.106'dan anlaşılacağı gibi sfero dökümde grafitlerin iç çentik etkisi kır döküme göre çok daha azdır. Bu nedenlerden ötürü başta çekme özellikleri olmak üzere mekanik davranış büyük ölçüde iyileşir. Örneğin ısıl işlem görmemiş küresel grafitli dökme demirin çekme dayanımı perlitik olanlarda 700 N/mm^2 , kopma uzaması da ferrit ağırlıklı türler için %10 dolayındadır. Gerilme-birim şekil değiştirme diyagramında Hooke kanununun geçerli olduğu doğrusal bir bölge bulunur. Dayanım değerine bağlı olarak elastiklik modülü 180000 N/mm^2 'ye ulaşabilir. Buna karşın sönümleme özelliği lamel grafitlinin yarısı kadardır.

*) Bu konudaki Türk standardı: TS 526 - Küresel Grafitli Dökme Demirler, Genel Esaslar



Şekil 4.106. Grafitlerin biçimine bağlı olarak gerilme çizgilerinin değişimi (şematik)

- a) Lamel grafitli dökme demir
b) Küresel grafitli dökme demir

Küresel grafitli dökme demir sıcak ve az da olsa soğuk şekillendirilebilir. Yorulma zorlamaları yanında darbelere de dayanıklıdır. İyi döküm kabiliyeti ile birlikte yüksek dayanım ve yeterli tokluğu gerektiren par-

çalarda çoğu zaman temper ve hatta çelik dökümün yerini alır.

Sfero dökme demirin *talaşlı* işlenme özelliği iyi olup, eş sertlikteki kır dökme demirle yaklaşık aynıdır. Kaynak ve lehimleme ile ilgili davranışı da kır dökümünkine oldukça benzer. Aşınma, korozyon ve tufallanmaya ise genellikle daha fazla direnç gösterir. Küresel grafitlerin yüzey alanları görece küçük olduğundan, yüksek sıcaklıklarda oksitlenme sonucu büyüme çok azdır.

Sfero dökümün mekanik özellikleri ısı ile işleme önemli ölçüde değiştirilebilir (maliyet artışı!). Perlitik türlere uygulanabilecek ferritleme *tavında*, örneğin 700°C'ta yeterli süre bekletip 600°C'a yavaş soğutma ile, sementitten ayrılan karbon mevcut grafitlerin üzerine çöker. Böylece yalnız ferrit ve küresel grafitten oluştuğu için daha sünek (kopma uzaması ~%20), ancak dayanımı azalmış olan bir içyapı elde edilir.

İslah işlemi perlitik ana kütleyi temperlenmiş martenzite dönüştürerek, sfero dökme demirin çekme dayanımını 1000 N/mm² düzeyine yükseltir. Yüzey sertleştirme (alev/indüksiyon) yapılabilir.

Küresel grafitli ostenitik dökme demirlerin erozyon, ısı, şok, ısı ve korozyona karşı davranışları lamelli kalitelere benzer, mekanik özellikleri ise daha üstündür (DIN 1694).

Küresel grafitli dökme demirden küçük ve büyük her türlü döküm parça imal edilebilir (krank milleri, pistonlar, supaplar, ocak kapakları, soğuk bükülebilir borular, kalıplar ve merdaneler).

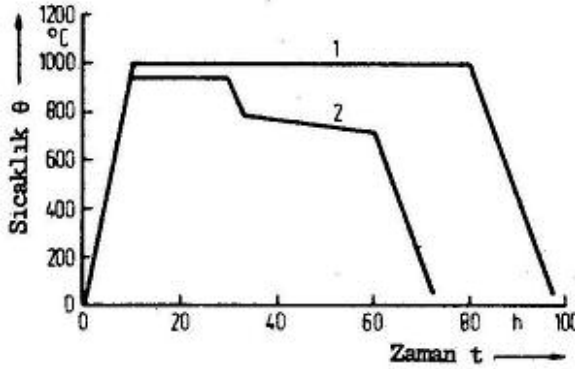
4.9.4. Temper Dökme Demir "GT" (DDT)

"Dövülebilir" döküm diye de anılan temper dökme demir (DIN 1692)*, karbon ve silisyum miktarının ayarlanmasıyla

*) Bu konudaki Türk Standardı: TS 519-Temper Dökme Demirler, Genel Esaslar

grafitsiz olarak katılaştırılır. İlk aşamada elde edilen bu beyaz dökme demirin (DDB) veya diğer adıyla ham temper dökümün kendini çekmesi % 1...2 arasında değişir; yoğunluğu yaklaşık 7,4 gr/cm³ tür. Yüzeyden uzaklaştıkça soğuma hızındaki azalmanın iç kısımda grafit lamellerinin oluşmasına yol açmaması için, temper dökümde en büyük et kalınlığı normal koşullarda 40 mm ile sınırlanmıştır. Aynı nedenle ve diğer döküm malzemelerinden farklı olarak, dökülen parçaların kütlesi de çoğunlukla 1 kg'ın altındadır.

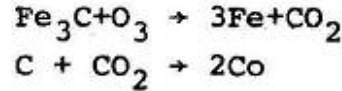
Beyaz dökme demir ancak bir ısıtma işlemi (*temperleme**) gör-
dükten sonra temper dökme demir niteliği kazanır. Yeni içyapıyı ham dökümün bileşimi ile ısıtma işleminin yapıldığı ortam, sıcaklık ve süre belirler. Ayrıca bir parçanın her yanında benzer içyapıya ulaşmak için, et kalınlığının mümkün olduğu kadar sabit tutulması gerekir. Karbonu azaltılmış ve/veya meydana gelebilecek grafitin biçimi nedeniyle iç çentik etkisi hafifletilmiş olan temper döküm, dayanım ve şekil değiştirme özellikleri bakımından kır döküm ile çelik döküm arasında yer alır. Kırık yüzeyi görünümüne göre, beyaz ve siyah diye ayırt edilen iki çeşidi vardır.



Şekil 4.107. Beyaz temper döküm (1) veya siyah temper döküm (2) elde etmek üzere uygulanan temperleme işleminin sıcaklık-zaman diyagramı (şematik)

4.9.4.1. Beyaz Temper Döküm "GTW" (DDTB)

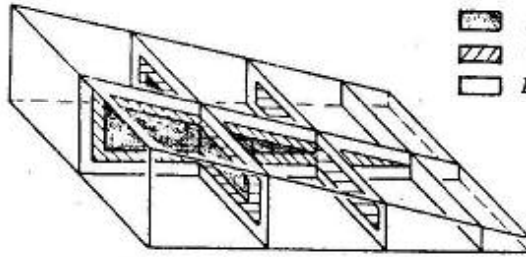
Toplamı %3,8'i aşmamak üzere bileşiminde %2,8...3,4 C ve %0,8...0,4 Si bulunan ham temper döküm yaklaşık 1000°C sıcaklıkta 50 ilâ 80 saat süreyle (Şekil 4.107, e-ri 1) ve hafif oksitleyici atmosferde temperlenir. Temel amaç malzemenin bağlı (Fe₃C) ve ostenitte çözünmüş karbonunu aşağıdaki reaksiyonlar yardımıyla yakarak azaltmaktır:



Parça yüzeyindeki bu reaksiyonlardan sonuncusu, karbon atomlarının eksilenlerin yerine geçmek üzere içten yüzeye doğru yayılması ve karbon monoksidin ortamdaki oksijen vericiler (örneğin Fe₂O₃, su buharı) tarafından karbon dioksit çevrilmesiyle devam eder. Ancak CO₂ miktarı işlem sırasında demiri oksitleyecek düzeye erişmemelidir. Uygulamada döküm parçalar, ya kapalı kaplarda cevher vb. demir oksitlerin uygun bileşimli karışımlarına gömülü veya kontrollü atmosfer altında çıplak durumda tavlanylabilir. İkinci yöntemde gaz sızdırmaz olan fırının CO:CO₂ oranı ortama hava/su buharı katılarak ayarlanır.

*) Suverilmiş çeliği temperleme (menevişleme) ile, gevrekliği azaltma anlamına gelmekten başka bir benzerliği yoktur.

Temperlenen parçada *karbonsuzlaşma*, tav süresine göre ve ilk 2-3 mm de çok etkin olmak üzere genellikle en fazla 7 mm derinliğe kadar ilerler. Böylece 5-6 mm'den ince kesitlerde içyapı tümüyle ferritik ve grafitsizdir. Daha kalın parçalarda, ferritik tabakanın altındaki karbon azalması ikincil grafitleşmeyi engelleyecek düzeye ulaşmaz. Sementitin ısı etkisiyle ayrışması nedeniyle serbest kalan karbon atomlarının eklenebileceği birincil grafitler bulunmadığından, oluşan grafit parçacıkları topaklanır (siyah temper dökümdeki gibi, bk. Şekil 4.109). *Temper karbonu* (grafiti) diye anılan bu topakların yuvalandığı ana kütle ferritik-perlitiktir; içeriye doğru gidildikçe tam perlitik yapıya dönüşebilir. Şekil 4.108 den de anlaşılacağı gibi, içyapının böyle bir değişim göstermesi sonucu, herhangi bir kesitteki faz oranları ve dolayısıyla *mekanik özellikler kalınlığa bağlıdır*.



- İç bölge: perlit+(ferrit)+temper karbonu
- ▨ Geçiş bölgesi: perlit+ferrit+temper karb.
- Kenar tabaka : ferrit

Şekil 4.108. DIN 1692'ye göre beyaz temper dökümde içyapının et kalınlığına bağlı olarak değişimini saptamak için kama biçiminde deney parçası (şematik)

DIN 1692'ye göre beyaz dökme demir GTW işaretine, 12 mm çapındaki işlenmemiş deney çubuklarında saptanmak koşuluyla, minimum çekme dayanımının sayısal değeri (kgf/mm²) eklenerek sınıflandırılır. Öte yandan aynı standartta GTW-35'ten-GTW-45'e kadar her sınıfın özellikleri verilirken, 9 ve 15 mm'lik çaplar da dikkate alınmıştır (Çizelge 4.21).

Çizelge 4.21-GTW-45 için minimum çekme dayanımı ve kopma uzamasının deney parçası çapı ile değişimi (DIN 1692, $l_0=3d_0$)

d_0	mm	9	12	15
R_m	N/mm ²	400	450	480
A_3	%	10	7	4

Karbonu özel olarak kuvvetle azaltılmış GTW -S38 kalitesinde ön ısıtma gerekmeden birleştirme kaynağı yapılabilir (S harfi bu durumu belirtir). Diğer kalitelere ise kaynak bölgesindeki karbon derişikliğine göre hareket edilmelidir. Sert ve yumuşak lehimlemeyi bütün türlere uygulamak mümkündür.

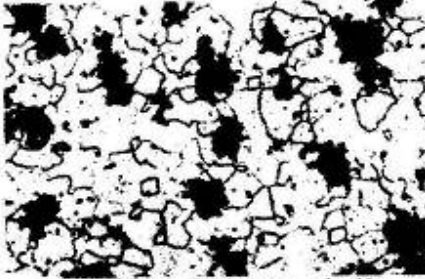
GTW'nin talaşlı işlenmesi, perlit miktarı yükseldikçe (kalın parçalarda) bir ölçüde zorlaşır. Ancak 700°C dolayında yumuşatma tavlı ile sementiti küreleştirerek (taneli perlit), bu güçlük büyük çapta ortadan kaldırılabilir.

Beyaz temper döküm ürünleri çoğunlukla ince etlidir. Örneğin: anahtarlar, el aletleri, boru bağlama parçaları (fittingler), zincirler, kollar, vidalı işkenceler, manşonlar ve fren tamburları.

4.9.4.2. Siyah Temper Döküm "GTS" (DDTS)

Bu malzemenin ham dökümü, GTW için öngörülenden ortalama %0,4 daha az karbon, %0,5...0,6 daha fazla silisyum içerir ve nötr ortamda temperlenir. Tav işlemi, eskiden döküm parçalar kapalı kaplarda kuvars kumu veya kır döküm talaşına gömülerek yapılırken, günümüzde daha çok gaz sızdırmaz fırınların azotça zengin koruyucu atmosferi altında gerçekleştirilmektedir.

Temperleme sırasında içyapı dönüşümü iki aşamada olur. Önce yaklaşık 950°C sıcaklıkta ledeburit içindeki sementitten ostenit ve temper karbonu meydana gelir. Daha sonra 760°C-680°C arasında saatte birkaç derece gibi yavaş soğuma ile ostenit de, ferrit ve temper karbonuna ayrışır. İşlem karbon-suzlaştırmayı amaçlamadığı ve ham (beyaz) dökümün bileşimi ikincil grafitleşmeyi miktarca artırmadan (C%) kolaylaştıracak (Si%) biçimde seçildiği için, süre beyaz temper döküme göre daha kısadır (Şekil 4.107,2.eğri). Sonuçta GTW'den farklı olarak döküm parçanın tüm kesitinde temper karbonu içeren ferritik bir içyapıya ulaşılır (Şekil 4.109). Dolayısıyla siyah temper dökümün mekanik özellikleri et kalınlığına bağlı değildir.



Şekil 4.109. Ferritik siyah temper dökümün içyapısı (Koyu renkli grafit kümeleri: Temper karbonu)

Tav işleminin birinci aşamasını hızlı (havada) soğutma izlerse, ostenit büyük ölçüde perlite dönüşür. Böylece tokluk ve aşınmaya dayanıklılık artar (perlitik siyah temper döküm= perlit + (ferrit) + temper karbonu).

Siyah temper dökümün kaynak davranışı kır ve sfero dökme demirinkine benzer. Buna karşın yumuşak ve sert (gümüş) lehimlemede pek sorun yaratmaz. Talaşlı işlenmeye GTW'den daha elverişlidir. Birinci temper aşaması sonunda çoğu kez doğrudan yağda suverilip temperlenerek ıslah edilebilir. Yağ yerine havada soğutmadan sonra yapılacak yumuşatma tavi ise, işlenmesi daha kolay olan bir ana kütle (lamelli yerine taneli perlit) meydana getirir. Perlitik türlere alev ve indüksiyonla yüzey sertleştirme uygulanabilir.

DIN 1692'ye göre siyah temper döküm, GTS harflerine minimum çekme dayanımının sayısal değeri (kgf/mm²) eklenerek sınıflandırılır. GTS-35'ten GTS-70'e kadar 5 farklı kalite söz konusudur. Bunlarda perlit miktarı giderek artar ve en yüksek kalite ıslah edilmiş bir içyapıya (temperlenmiş martenzit+temper karbonu) sahiptir. Ancak dayanım iyileştikçe kopma uzamasının alt sınırı %10'dan %2'ye düşer.

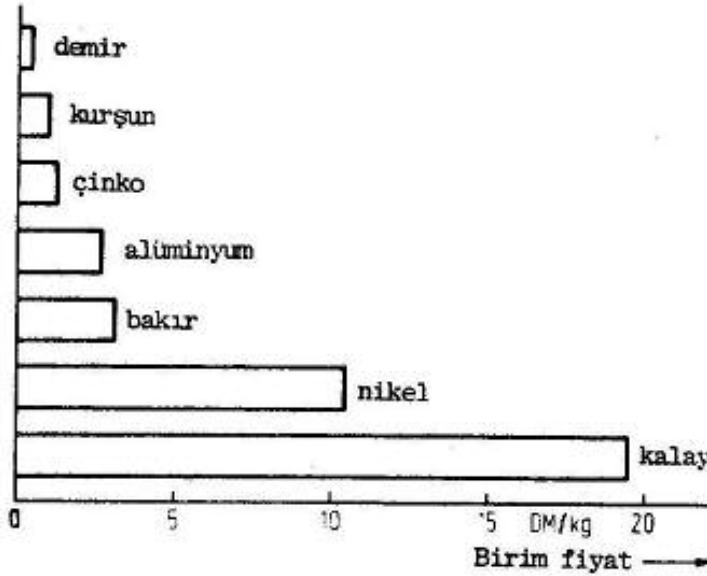
Talaşlı işlenecek kalın etli siyah temper dökümlerde ferritik içyapı tercih edilir. Perlitik olanlar ise aşınmaya dayanıklılık ile tokluğun birlikte istendiği yerlerde kullanılır: tahrik sistemi parçaları, pistonlar, transport zinciri elemanları ve dişli çarklar.

Yararlanılabilecek Diğer Kaynaklar

- BICKEL, E.: Die metallischen Werkstoffe des Maschinenbaues, Springer-Verlag, Berlin
- ECKSTEIN, H.-J.: Wärmebehandlung von Stahl, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig
- ECKSTEIN, H.-J.: Werkstoffkunde Stahl und Eisen, Band I und II, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig
- Gusseisenhandbuch, Giesserei-Verlag, Düsseldorf
- GUY, A.G.: Metallkunde für Ingenieure, bearbeitet von G. Petzow, Akademische Verlagsgesellschaft, Frankfurt/Main
- HORNBOGEN, E.: Werkstoffe, Springer-Verlag, Berlin
- HOUDREMONT, E.: Handbuch der Sonderstahlkunde, Springer-Verlag, Berlin
- PIWOWARSKY, E.: Hochwertiger Gusseisen, Springer-Verlag, Berlin
- RAPATZ, F.: Die Edelmehle, Springer-Verlag, Berlin
- RÖHRIG / WOLTERS: Legiertes Gusseisen, Giesserei Verlag, Düsseldorf
- ROESCH/ZIMMERMANN: Stahlguss, Verlag Stahleisen, Düsseldorf
- SCHATT, W.: Einführung in die Werkstoffwissenschaft, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig
- SCHUMANN, H.: Metallographie, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig
- STÜDEMANN, H.: Wärmebehandlung von Stahl, Gusseisen und Nichteisenmetallen, Hanser Verlag, München
- WEVER, F., ROSE, A., PETER, W., STRASSBURG, W., RADEMACHER, U.L.: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Verlag Stahleisen, Düsseldorf
- Werkstoff-Handbuch Stahl und Eisen, Hrsg. Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Verlag Stahleisen, Düsseldorf
- WIRTZ, H.: Verhalten der Stähle beim Schweißen, Band I: Grundlagen, Band II: Anwendung, Deutscher Verlag für Schweisstechnik (DVS) GmbH, Düsseldorf

5. DEMİR DIŞI METALLER

Demir dışı metaller miktarca daha az kullanılmakla birlikte, teknik ve ekonomik bakımdan demir esaslı malzemeler kadar önemlidirler. Federal Almanya'da yılda yaklaşık 40 milyon ton demir ve çeliğe karşılık, toplam 3 milyon ton dolayında bakır, alüminyum, kurşun, çinko, nikel ve kalay tüketilir. Ancak bu metallerin aralarında da oldukça farklılık gösteren birim fiyatları demirinkine göre çok yüksektir (Şekil 5.1). Ayrıca zaman zaman ortaya çıkan darboğazlardan ötürü bu değerlerde büyük dalgalanmalar görülebilir.



Şekil 5.1- Bazı önemli metallerin birim fiyatları (1977 yılı için)

Demir dışı metallerin çeşitli kullanım alanlarından bazıları özel niteliktedir. Örneğin elektroteknikte bakırın, havacılıkta ve hafif yapılarda alüminyumun, korozyona ve ısıya dayanıklı alaşımlarda nikelin, akülerde kurşunun, demiri korozyona karşı koruyan kaplamalar arasında çinkonun, konserve kutuları için teneke üretiminde kalayın yeri başka malzemeler tarafından kolaylıkla doldurulamaz. Gene de bu ve benzeri alanlarda söz konusu metallerin seçeneklerinin araştırılması,

öncelikle ekonomik nedenlerin zorlamasıyla devam etmektedir.

5.1. Demirdışı Metal ve Alaşımların Standart Gösterilişleri

Malzemelerin standart gösterilişinde işaret veya numaralardan yararlanılır. Her iki sistemde de üretim türünü, dayanım durumunu, öngörülen kullanım yerini belirten özel işaret ve ek sayılar kullanılabilir.

5.1.1. Malzeme İşaretleri (DIN 1700)

Metal ve alaşımlar için kullanılan işaretler genel olarak üç bölümden oluşur:

- I- Üretim veya kullanım için tanııtma harfleri,
- II-Kimyasal bileşimi belirten sembol ve sayılar,
- III-Malzeme durumu için tanııtma harf ve sayıları.

Aşağıda her bölüm için örnekler verilmiştir.

(I)

G-	: döküm (genel) (D)
GD-	: basınçlı döküm (DB)
GK-	: kokil döküm (DK)
GZ-	: savurma döküm (DS)
V-	: ön alaşım
Lg	: kaymalı yatak malzemesi
L-	: lehim malzemesi
S-	: kaynak ilâve malzemesi

(II)

Pb99,99 = katışkısı en çok %0,01 olan has kurşun,
Pb99,9 = katışkısı en çok %0,1 olan izabe kurşunu (DIN 1719).

Alaşımın önemli bileşenlerinin sembolleri ardarda yazılarak gösterilir ve varsa özel adlarıyla da anılırlar:

CuZn = bakır-çinko alaşımı (pirinç).

Kimyasal bileşimi daha ayrıntılı belirtmek üzere, alaşım elementi'nin ortalama ağırlık yüzdesi tam sayı olarak kendi sembolüne eklenir:

CuNi25 = yaklaşık %25 Ni içeren bakır-nikel alaşımı (DIN 17664).

Ancak bir bileşenin miktarı %2'den daha az ise gerektiğinde ondalık sayılar kullanılabilir:

CuBe 1,7 = yaklaşık % 1,7 berilyumlu bakır (DIN 17666).

Öte yandan çoğunlukla küçük miktarlar için sadece kimyasal sembolün yazılması da mümkündür:

CuNi3Si = yaklaşık %3 Ni içeren ve %1 dolayında Si katılmış bakır-nikel alaşımı (DIN 17666).

Özel durumlarda yalnız ana elementin ağırlık yüzdesi verilebilir:

L-Sn60PbAg = bileşiminde yaklaşık %60 Sn, %3-4 Ag bulunan ve kalanı kurşun olan kalay-kurşun lehim (DIN 1707), veya

LgSn80 = yaklaşık %80 Sn, %5-7 Cu, %11-13 Sb ve %1-3 Pb içeren yatak alaşımı (DIN 1703).

Öncelikle bu tür işaretlerde olmak üzere, bileşime ait kesin bilgi için ilgili standarda baş vurulması gerekir.

(III)

Malzeme durumu, genellikle soğuk şekil verilerek veya ısıtıl işlem uygulanarak değiştirilebilen dayanım, sertlik, tane büyüklüğü gibi özellikler yardımıyla belirtilir:

- CuZn38Pb1,5F34 = Gösterilen bileşimde ve en az çekme dayanımı (F) 34 kgf/mm² olan kurşunlu pirinç (DIN 17660; DIN 17670, Tl.1),
- CuNi18Zn20FB370 = Gösterilen bileşimde ve yay eğme (FB) sınırı en az 370 N/mm² olan nikel gümüşü (DIN 1780; DIN 17663),
- CuSn4H100 = Gösterilen bileşimde ve Vickers sertliği (H) en az 100 olan kalay bronzu (DIN 17662; DIN 17670, Tl.1),
- CuZn30K10 = Gösterilen bileşimde ve tane büyüklüğü (K) ortalama 10 µm olan pirinç (DIN 17660; DIN 17670, Tl.1).

Demirdışı metallerin işaretlerinde DIN 1700'deki sistematüğın dışına çıkılan haller de vardır:

- E-Cu58 = Öncelikle elektrik (E) iletimi için öngörülen ve iletkenliği en az 58 m/Ω.mm² olan bakır (DIN 1787),
- H-Ni99 = Co≤%1,5 olmak üzere en az %99 Ni+Co içeren izabe (H) nikeli (DIN 1701),
- Al99,5H = Katışkısı en çok %0,5 olan izabe (H) alüminyum (DIN 1712, Tl.1),
- R-Pb = %0,75-1,25 Sb ve %0,02-0,05 As içeren boru (R) kurşunu (DIN 17641).

5.1.2. Malzemelerin Numaralarla Gösterilişi (DIN 17007)

Demirdışı metal malzemelerin numaraları da demir esaslı malzemelerinkine benzer şekilde oluşturulur (bk.4.7.6). Bu numaralar demir dışı metaller teknik standart komisyonu tarafından, demir-çelik komisyonunun görüşü alınarak saptanır ve DIN 17007'nin ek bölümlerinde yayınlanırlar.

Numaralama sistematüğının ve dolayısıyla başlıca özelliklerin standartta başvurmadan hatırlanması daha güç olduğundan, demirdışı metallerde çoğunlukla malzeme işaretleri tercih edilir. Ancak tasarım, üretim ve yönetimde elektronik bilgi işlem-den yararlanılıyorsa, malzeme numaralarının kullanılması kolaylık sağlar.

5.2. Bakır ve Bakır Alaşımları

Bakır ve bronz insanların ilk kullandıkları metal malzemelerdir. Bakırdan daha yüksek dayanımlı olan bronzun i.ö.2500 yıllarında üretilmesiyle, günlük kullanım araçlarında metal malzemelerin üstün tokluk özelliklerinden tam anlamıyla yararlanılmaya başlanmıştır. Dolayısıyla Bronz çağı uygarlık tarihinde önemli bir aşamayı temsil eder.

Çizelge 5.1-Bakırın fiziksel ve mekanik özellikleri

Yoğunluk	g/cm ³	8,90 ... 8,96
Erime sıcaklığı	°C	1083
Elastiklik modülü	N/mm ²	125 000
Genleşme katsayısı	10 ⁻⁶ /K	17
Elektrik iletkenliği	m/(Ω mm ²)	35 ... 58
Isıl iletkenlik	W/(Km)	240 ... 386
Çekme dayanımı ¹	N/mm ²	200 ... 360
Kopma uzaması ¹	%	45 ... 2

¹Gördüğü işleme bağlı olarak (DIN 40500)

19.yüzyılın sonuna doğru elektroteknikğin gelişmesi,elektriği çok iyi ileten saf bakıra duyulan gereksinmeyi giderek artırmıştır.Öte yandan bu tür bakır daha çok elektrolitik arıtma, yani elektrik enerjisi yardımıyla elde edildiğinden,elektroteknik ve bakır üretimi birbirlerini karşılıklı destekleyerek gelişmişlerdir.

5.2.1. Bakırın Elde Edilmesi

Bakır 1083°C sıcaklıkta eriyen bir ağır metaldir.Çoğunlukla sülfür esaslı olan bakır cevherleri ön zenginleştirme işleminden sonra eritilerek, mat veya bakır taşı denilen bir ara ürüne dönüştürülür. Sıvı haldeki mat'a konverterde SiO₂ katılıp hava üflenmesi sonucu, FeSiO₃ olarak cürufa geçen demir ve yanan kükürt büyük ölçüde azalır. Böylece demir, nikel,arsenik, kükürt ve asal metaller gibi katışkıları %2 dolayına indirilmiş blister bakır elde edilir.

Bu ham bakırın gerektiğinde bakır hurdası ile birlikte alev ocağında eritilmesi, katışkıların bir bölümünün daha oksitlenerek cürufta toplanmasını sağlar (ateşte arıtma). Öte yandan meydana gelen Cu₂O, içyapıda fazlaca bulunursa sünekliği düşüreceğinden, banyoya çoğu kez yaş ağaç gövdeleri daldırılarak çıkan gazlar (H₂,CO) yardımıyla indirgenir (kavaklama*).Ancak eriyikte oksijen azalırken çözünen hidrojen miktarı arttığı için, oksijen tümüyle giderilmeden döküm yapılırsa (tok bakır, O:%0,005-0,04), katılaşma sırasında serbest kalan gazların yarattığı gözenek hacmi (bk.2.1.5) sadece metalin kendini çekmesini dengeleyecek kadar olur. Böylece üst düzeyi düzlemsel biçimde katılaşmış, yani lunger oluşumu (bk.2.2.3) önlenmiş yüksek verimli ingöt elde edilir. Ateşte arıtılmış tok bakır elektroteknik kaliteye erişebilir, örneğin DIN 1708'e göre E2-Cu58 (Cu %99,9 ve O:%0,005-0,04). Bununla birlikte söz konusu yöntemin uygulanmasını anot bakırı (Cu:%99,4-99,8) üretimiyle sınırlayıp, bu noktadan sonra elektrolitik arıtmaya geçilmesi çoğunlukla daha ekonomiktir.

Sülfirik asitli bakır sülfat çözeltisi kullanılan elektrolizde, anodun bileşimindeki bakır ve normal potansiyelleri daha düşük metaller (bk.1.8.1.2) elektrolitte çözünür; bakır bileşikleri ile birlikte anot çamuru olarak dipte toplanan asal metaller ise ayrıca değerlendirilir. Elektroliz işlemi ideal koşullarda gerçekleştirilirse, çözeltiden ayrılıp katot levhasına biriken bakırın saflığı %99,99'a ulaşır. Bu katot bakırı (KE-Cu) ingot veya değişik şekilli parçalara dönüştü-

*) Öncelikle kavak ağacı kullanılır.

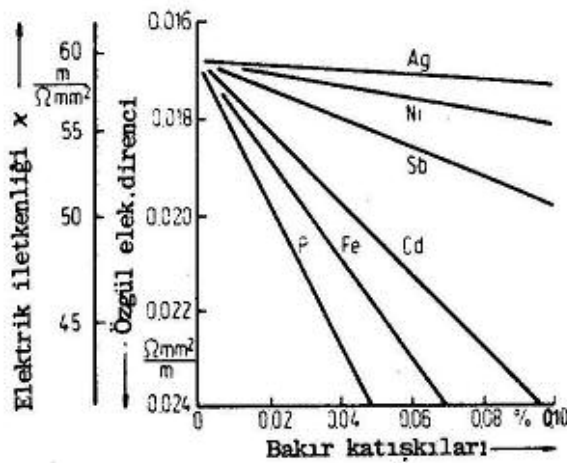
türülmek üzere, bazen çok yüksek iletkenlikte hurda da katılarak, eritilip kalıba dökülür. Böylece elektrolitik tok bakır (El-Cu58) veya eritme özel atmosferde yapılmışsa, ayrıca indirgemeye gerek kalmadan oksijensiz bakır (OF-Cu) elde edilir (DIN 1708).

Üretilen bakırın yaklaşık %70'i iletken yarı mamul yapımı için kullanılır ve piyasaya en çok tel çekme işleminin başlangıç malzemesi olan tel kütüğü (wire bar) halinde sunulur.

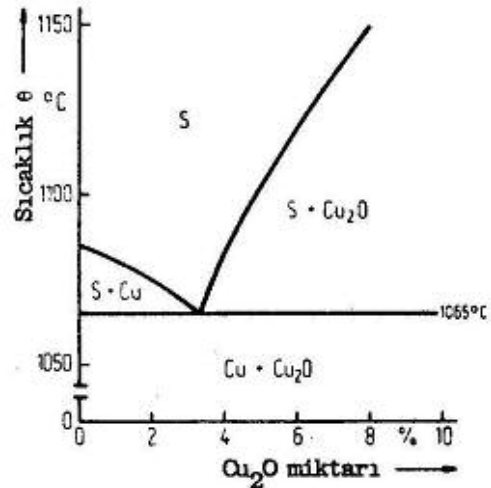
5.2.2. Saf Bakır

Katışkıları öngörülen düzeye kadar azaltılmış, ancak bu durumdaki özelliklerini değiştirmek amacıyla, herhangi bir alaşımlandırma işlemi görmemiş olan bakır türleri saf veya katısız diye nitelenir.

Bakırın başta gelen teknik özelliği, gümüşten sonra en iyi elektrik iletkenliğine sahip olmasıdır. Ancak kristal kafesi içinde yabancı atomların varlığı elektrik alanını bozarak elektronların hareketini engellediği için (bk.1.2.1.1), katışkıları arasında öncelikle katı çözelti oluşturanlar iletkenliği önemli oranda düşürür (Şekil 5.2). Örneğin en etkin oksit gi-



Şekil 5.2-Bakırın elektrik iletkenliğine bazı katışkıların etkisi



Şekil 5.3- Bakır-bakır oksit faz diyagramı (HEYN'e göre)

dericilerden biri olan fosfor bu açıdan sakınca yaratır. Öte yandan katı durumda bakır kafesi içinde çözünemeyen elementlerin elektrik iletkenliğine etkisi hemen hemen yok gibidir. Bunlara örnek olarak, metalin elde edilmesi sırasında yapıda kalan (Şekil 5.3) ve ayrıca birleştiği katışkıları katı çözeltiden ayırarak bir ölçüde olumlu rol oynayan oksijen ile, taşlaştırılmasını kolaylaştıran kurşun ve tellür gösterilebilir.

Her ikisi de metallerde elektronların serbest hareketiyle ilgili olduğundan, WIEDEMANN-FRANZ kanununa göre ısı ve elektrik iletkenliği birbiriyle orantılıdır (bk.1.2.1.2). Dolayısıyla ısı iletkenliği de iyi olan bakır, ısı değiştirgeci, lehim havyası, alkol damıtma kazanı vb. yerlerde kullanılır.

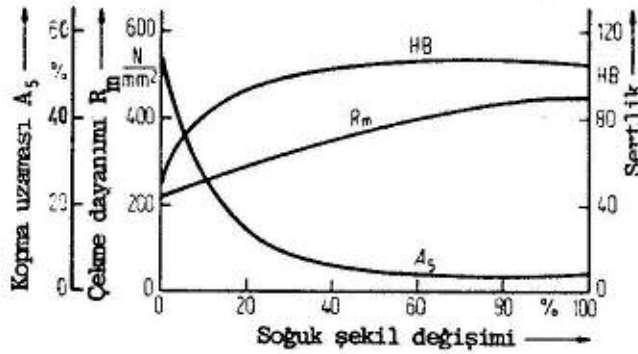
Isı değiştirgeçleri için seçilen bakırın çok saf olması genellikle gerekmez. Çünkü yüzeylerde oksit ve kısır oluşması ile-timi zaten oldukça engeller.

Çizelge 5.2-Katkısız bakır türleri için örnekler

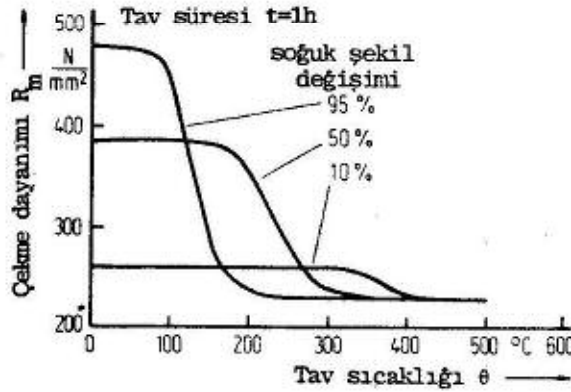
İşareti DIN 1708	Bileşimi %	Isı iletkenliği $\frac{W}{Km}$	Elektrik İletkenliği $\frac{m}{\Omega mm^2}$	Özelliği ve kullanım yeri
KE-Cu	Cu $\geq 99,90$	-	-	Yüksek iletkenlikli bakır yarı mamulleri ve alaşımlarını üretmek için katot bakır
E 1-Cu 58	Cu $\geq 99,90$ oksijen 0,005 ... 0,040	386	en az 58	Yüksek iletkenlikli elektrolitik tok bakır
E-Cu 57	Cu $\geq 99,90$ oksijen 0,005 ... 0,040	386	en az 57	Yüksek iletkenlikli tok bakır
OF-Cu	Cu $\geq 99,95$	386	en az 58	Yüksek iletkenlikli oksijensiz bakır. Vakumda buharlaşan element lerden büyük ölçüde aranmış. Hidrojene karşı çok duyarşız
SF-Cu	Cu $\geq 99,90$ P: 0,015 ... 0,040	240 ... 360	35 ... 53	Fosfor katılarak oksidi giderilmiş ve artık fosfor miktarı sınırlandı- rılmış bakır. Elektrik iletkenliği- nin önemli olmadığı durumlarda kul- lanılır. Kaynak ve lehim kabiliyeti çok iyi. Hidrojene karşı duyarşız

Çizelge 5.2'de bazı önemli bakır türlerinin ısı ve elektrik iletkenliği ile bileşimleri verilmiştir. Bakır ymk-kafesinden ötürü sünek ve düşük dayanımlı olduğundan, plastik şekillen-dirme yoluyla bant, boru, tel, profil ve kap kacak haline ko-layca getirilebilir. Fazla pekleşmemesi nedeniyle, uygulanan yönteme göre %95'e kadar varan oranlarda, ara tavsız soğuk çe-kil değiştirmesi mümkündür (şekil 5.4). Yeniden kristalleşme-si alçak sıcaklıklarda gerçekleşir (şekil 5.5). Katkısız ba-kırın dayanımı çözünmüş katışkılarının miktarına bağlı olup, saf durumda en küçüktür. Öte yandan işletme sıcaklığının 100-150°C a ulaşması bile sürünme sınırının hızla azalmasına yol açar (şekil 5.6). Öncelikle büyük elektrik makinalarında önem kaza-nan bu davranış nedeniyle, sıcaklık dayanımı daha yüksek olan özel katkılı trler geliştirilmiştir (bk.5.2.3). Oksijen ie-ren bakır türlerinin içyapısında bulunan Cu₂O kalıntıları (şekil 5.7) i çentik etkisi yarattığından, yorulma zorlaması-nın söz konusu olduğu hallerde oksijensiz kaliteler seçilmeli-dir.

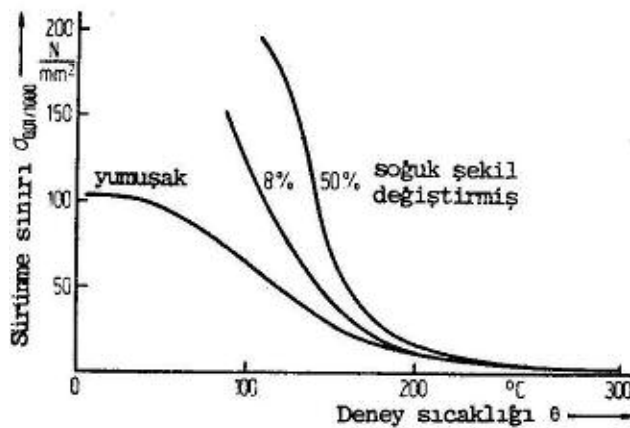
Isı iletkenliğinin yüksek olması nedeniyle bakırın kaynağı güçtür; birleştirilecek bölgenin eritilmesi için verilen ısı-nın büyük bir bölümü parçaya dağılır. Öte yandan gaz kaynağına sadece oksijeni giderilmiş trler elverişlidir. Oksijen içeren bakır, kaynak gazlarında veya örneğin ısıl işlemin yapıldığı



Şekil 5.4-Soğuk şekil vermenin elektrolitik bakırın çekme dayanımı, kopma uzaması ve Brinell sertliğine etkisi



Şekil 5.5-Soğuk şekil değiştirmiş bakırın ısı ile yumuşaması (yeniden kristalleştirme tavlama)



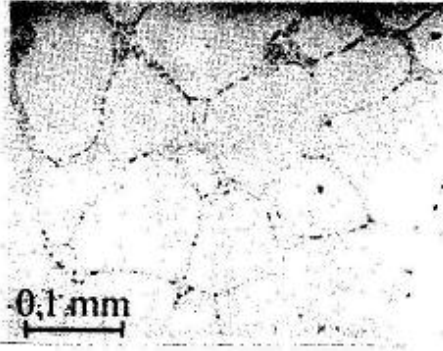
Şekil 5.6- SE-bakırının sürünme davranışı (Cu%99,90 ; P%0,003)

koruyucu atmosferde bulunabilecek hidrojenin etkisiyle hasara uğrar. Hidrojen hastalığı denilen bu olay, yüksek sıcaklıkta kolayca çözünerek yayılan atomsal hidrojenin rastlandığı bakır oksit parçacıklarıyla su buharı oluşturmamasından ileri gelir:



Yerel olarak birkaç bin bar düzeyine ulaşan buhar basıncı malzemede gözenek ve ayrılmalara neden olur. Sözü edilen içyapı hasarı çoğunlukla Cu-Cu₂O ötektiklerinin bulunduğu tane sınırlarında görülür (Şekil 5.8). Böylece dayanımını ve sünekliğini yitiren parçanın hurdaya ayrılması zorunludur.

Bakır asetilenle patlayıcı bileşik yapar. Asitlerin özellikle oksitleyici olanlarına karşı dayanıksızdır. Nötr veya bazik sulu çözeltilerde ise kimyasal kararlılığı iyidir. Bu nedenle örneğin su boruları, bira fabrikalarının kaynatma kazanları gibi yerlerde kullanılabilir. Ancak organik asitli yiyecek ve içecekleri (meyve suyu, şarap) hazırlama ya da depolama donatımları için uygun bir malzeme değildir; zehirli bakır yeşili (bakır asetat) oluşturur. Damlar, oluklar vb. açık havadaki kullanımlarda meydana gelen bakır pası, yani bazik bakır karbonat tabakası korozyonun ilerlemesini engeller.



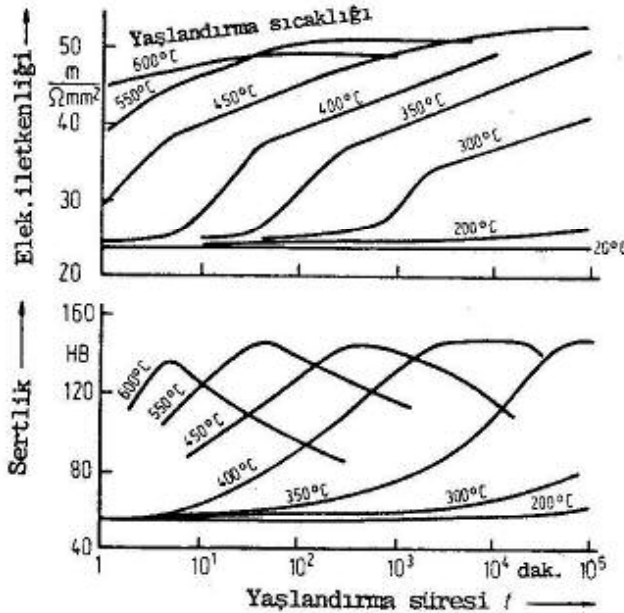
Şekil 5.7-Tane sınırlarında $\text{Cu-Cu}_2\text{O}$ ötekliği bulunan bakırın içyapısı



Şekil 5.8- Oksijen içeren bakırın hidrojenli atmosferde tavlanmasından sonra içyapısı (hidrojen hastalığı)

5.2.3. Katkılı Bakır

Bakırın yüksek sıcaklık dayanımı, talaşlı işleme kabiliyeti gibi özelliklerini iyileştirmek amacıyla, temel karakterini değiştirmeyecek oranda ($<5\%$) alaşımlandırılmasıyla elde edilen malzemeler katkılı (alaşımlı) bakır adı altında toplanabilir. Alaşım elementleri bakır kafesinde çözünerek veya gerektiğinde yeni fazlar meydana getirerek dayanımı artırır; bunlardan örneğin Cr, Zr, Be ise alaşımın ayrıca çökeltme yoluyla sertleştirilebilmesini sağlarlar (DIN 17666). Katı çözelti oluşumunun elektrik iletkenliğini düşürmesine karşın, çökeltme sertleştirmesinde uygun yaşlandırma koşulları seçilerek iletkenlik ve dayanım değerleri birlikte yükseltilebilir (Şekil 5.9).



Şekil 5.9- Yaklaşık %1 kromlu Bakırda iletkenlik ve sertliğin ısıtılma koşullarına bağlılığı

Bazı uygulamalarda bakırın yüksek sıcaklıktaki sürünme davranışı yanında, banyo veya fırında lehimleme gibi işlemler açısından temper kararlılığı da önemlidir. Malzemenin temper kararlılığı, sertlik veya çekme dayanımında %10'dan fazla düşüş olmadan, belirli bir süre tutulabileceği sıcaklık ile tanımlanır. Böylece yapımı veya çalışması sırasında ısı etkisiyle karşılaşan yarı iletken devre taşıyıcısı, otomobil radyatörü, elektrik motoru komütatör lameli, direnç kaynağı elektrodu vb. parçalarda kullanılacak katkılı bakır türleri Çizelge 5.3'te verilmiştir.

Çizelge 5.3-Katkılı bakır türleri için örnekler

İşareti	DIN 17666'ya göre alaşım elementleri %	Elektrik İletkenliği % IACS ¹	Çekme Dayanımı ² N/mm ²	Temper kararlılığı üst sınırı °C	Çökelme yoluyla sertleşebilme
CuFe2P	Fe:2,1-2,6; P:0,015-0,15	~ 60	300-490	350	-
CuAg 0,1	Ag:0,08-0,12	min. 95	250-360	350	-
CuCrZr	Cr:0,3-1,2 Zr:0,03-0,3	min. 75	330-490	500	+
CuZr	Zr:0,1-0,3	min. 85	350	500	+

¹ Uluslararası bakır iletken standardı, % 100 IACS=58 m/Ω.mm²

² Soğuk şekil değiştirme ve ısıtılma işlem durumuna bağlı minimum değerler

DIN 17666 da yer alan diğer alaşımlar arasında, çökelme sertleştirilmesi görmüş yaklaşık %2 berilyumlu bakırdan (CuBe2) öncelikle yay imalinde yararlanılır. Sıvı bakırda %0,5 dolayında çözünebilen, ancak katılaşma sırasında ayrılarak içyapıya ayrı faz halinde dağılan tellür ise talaş kaldırmayı kolaylaştırır. Örneğin bileşiminde %0,4-0,7 Te ve %0,003-0,012 P bulunan CuTeP, elektrik iletkenliği çok yüksek, kaynak ve sert lehimlemeye elverişli bir otomat malzemesidir.

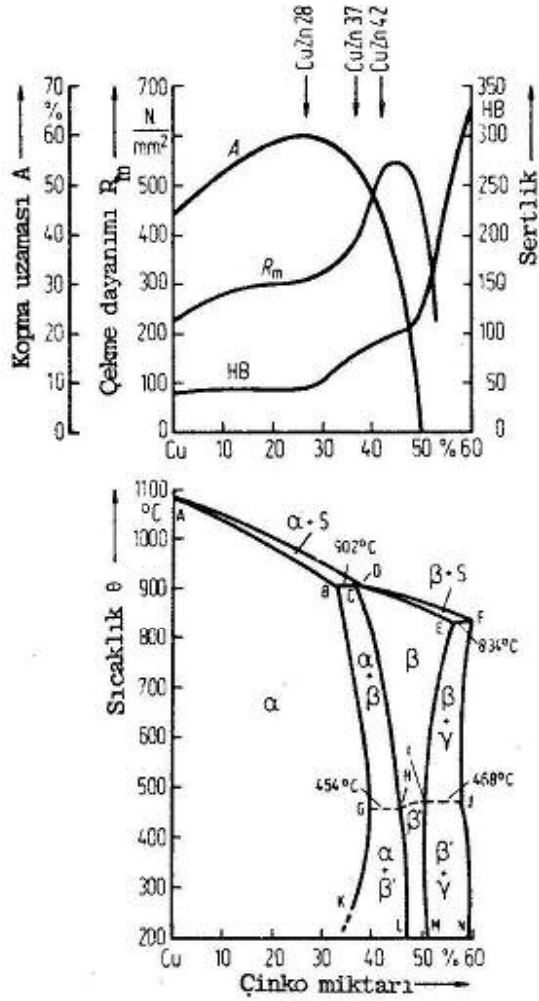
5.2.4. Pirinç ve Nikel Gümüşü

Pirinçler bakır-çinko alaşımlarıdır (DIN 17660)*. Bakıra göre dayanımlarının yüksekliği katı çözelti oluşumundan ileri gelir. Şekil 5.10 pirinçlerde çekme dayanımı, Brinell sertliği ve kopma uzamasının çinko miktarı ile değişimini göstermektedir.

Yaklaşık %37'den daha az çinko içeren bakır-çinko alaşımları tek fazlı olup, *α-pirinç* adını alırlar (Şekil 5.10). Bakırın ymk kristal yapısına sahip olduklarından, *α-pirinç*leri her türlü plastik şekil verilmeye elverişlidirler. Sünekliği maksimum olan CuZn28 alaşımı aşırı oranda derin çekilecek parçalar için tercih edilir. En önemli uygulanma alanından ötürü kovan (kartuş) pirinç diye anılan bu malzeme, ayrıca çakmak haznesi, ruj tüpü, radyatör kapağı vb. yerlerde de kullanılır.

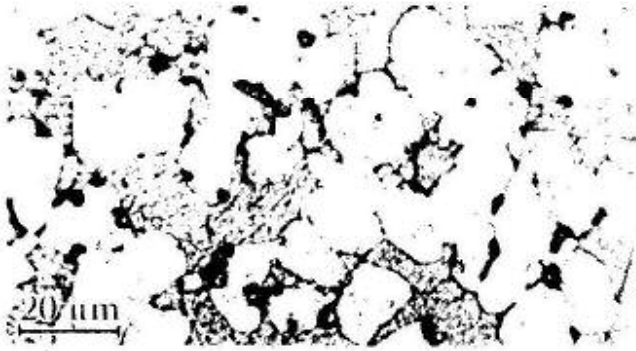
Denge diyagramına göre *α-pirinç* olması gereken CuZn37'nin içyapısında, küçük miktarda bile *β*-fazı bulunursa soğuk şekil değiştirme kabiliyeti azalır. Pratikte bu denge dışı durum, sözkonusu alaşım örneğin ara tav amacıyla *α+β* alanına ısıtılmışsa, oda sıcaklığına soğutmanın yeterince yavaş yapılmaması sonucu ortaya çıkar.

*) Anılan standartta dövme (biçimlenebilen) Cu-Zn alaşımlarının bileşimleri verilmektedir. Özellikle "dökme" veya "döküm" sözcüğü ile nitelenmedikleri sürece, alaşımların "dövme" olduğu kabul edilebilir (bk.Cilt I, s.22).



Şekil 5.10. Cu-Zn faz diyagramı (REYNOR'a göre)
Soğuk şekil değiştirmemiş(veya tavlanmış)pirinçler için mekanik özelliklerin çinko miktarıyla değişimi

Çinko miktarı %37'yi aşarsa her zaman ($\alpha+\beta$)-pirinci elde edilir (Şekil 5.11). İç yapıda hmk β -fazının varlığı dayanım ve sertliğin yükseltirken, sünekliğin de birden düşmesine yol açar (Şekil 5.10). Böylece soğuk şekillendirmenin güçleşmesine karşın, talaş kaldırma kolaylaşır. Kısa talaş verme özelliğini daha da geliştirmek için pirince %2 dolayında kurşun katılabilir. Talaşlı işlenmeye elverişlilik bakımından, sadece bazı alüminyum alaşımları CuZn40Pb2'den daha üstündür. İnce mekanik, saat endüstrisi ve tornalama yoluyla seri üretimde, örneğin tükenmez kalem ucu yapımında, öncelikle kurşunlu pirinçler seçilir.



Şekil 5.11. Kurşun katılmış ($\alpha+\beta$)-pirincinin iç yapısı: açık renkli taneler α , koyular β , siyah noktalar kurşun

Renk, pirincin bakır miktarı için güvenilir bir gösterge değildir. %5-15 gibi düşük çinkolu tombak alaşımlarının rengi altın kırmızısı ile altınsarı arasında değişir. CuZn28 sarımsı yeşil, CuZn37 koyu sarıdır. %40..42 çinkolu $\alpha+\beta$ pirinçlerinin rengi ise yeniden kırmızılaşır.

Nikel gümüşü (Alman gümüşü) bakır-nikel-çinko alaşımlarının genel adıdır. (DIN 17663). Nikelin etkisiyle gümüşe benzer bir renk alan bu malzemelerin kararmaya dayanıklılığı pirinçten daha iyidir.

Kurşun katılmamış olanları zayıf akım röle yayları, gümüş kaplı çatal-bıçak takımları; kurşunlu türleri de optik aletler, pergel takımları gibi yerlerde kullanılır.

Pirinç ve nikel gümüşü gerilme korozyonuna duyarlı malzemelerdir (bk.1.8.3.2). Bulundukları ortamda örneğin yanma gazlarından gelebilecek çok az miktarda bile amonyak ve nem varsa, dış veya iç gerilmelerin belirli bir düzeye erişmesi halinde çatlayarak hasara uğrarlar (Şekil 5.12). Şekillendirilmiş parçadaki iç gerilmelerin böyle bir olaya yol açıp açmayacağını saptamak için, DIN 50911'de tanımlanan cıva nitrat deneyinden yararlanılır. Gerilme korozyonu çatlamasına



Şekil 5.12. CuZn20Al'den yapılmış bir boruda gerilme korozyonu çatlakları

eğilimli parçalara 200°..300°C arasında gerilme giderme tavlı uygulanmalıdır.

Yüksek oranda oksijen ve karbon dioksit içeren sular çinko miktarı %15'i aşan pirinçler için çinkosuzlaşma tehlikesi yaratır (bk.1.8.3.1). Noktasal veya üniform olarak

ortaya çıkan bu korozyon türü, $\alpha + \beta$ pirinçlerinde daha az asal olan β fazını öncelikle etkiler.

Özel pirinçler korozyon dayanıklılığı veya diğer özellikleri ek alaşım elementleri (Ni, Sn, Al, Si, Mn) ile geliştirilmiş Cu-Zn alaşımlarıdır. Örneğin çinkosuzlaşmaya karşı %0,020 ilâ 0,035 arsenik katılmış CuZn20Al2 ve CuZn28Sn1 (gemici pirinci) alaşımları en başta gemi kondenserlerinin yapımında kullanılır.

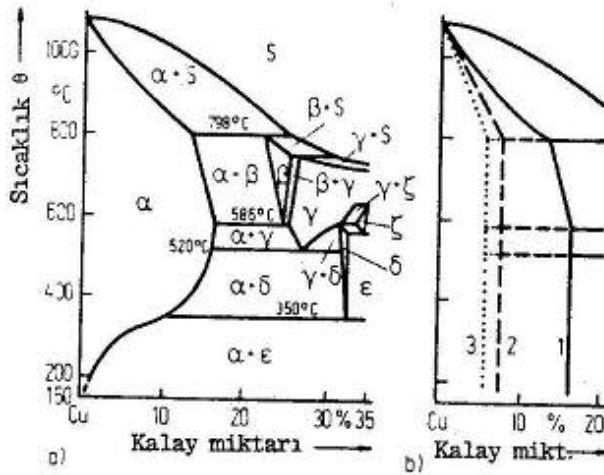
Dökme ve özel dökme pirinçler DIN 1709'da standartlaştırılmıştır. Bu alaşımların öncelikle $\alpha + \beta$ türünden seçilmesi, dayanımı yükseltmek yanında erime sıcaklığını düşürmek ve katılaşma aralığını küçülterek mikrosegregasyonu önlemek amacına yöneliktir (bk.Şekil 2.14).

Bileşimlerdeki %40..43 çinko ve olası kalay, mangan katkıları nedeniyle döküm alaşımlarına benzeyen lehim pirinçleri, bakır esaslı malzemelerin (kaynağı) ve çeliklerin sert lehimlenmesi için kullanılırlar. Lehimlenecek çelikte iç gerilmelerin bulunması, erimiş pirincin tane sınırları boyunca çelik içyapısına girmesiyle, lehim kırılganlığı denilen çatlamalara yol açabilir.

Erime sıcaklıklarının çok yüksek olmamasından dolayı, bakır alaşımları sıvı veya katı yakıtlı pota ocaklarında eritilebilir. Ancak özellikle sıvı yakıtla çalışmada, yanma gazlarından gelerek eriyikte çözünen hidrojenin önemli miktarlara ulaşabileceği göz önünde tutulmalıdır. Fazla gaz kapmış bir eriyikte katılaşma aralığı ve yapısal aşırı soğuma ne kadar büyükse (örneğin kalay bronzları), dökülen parçada boşluk ve gözenek oluşma tehlikesi de o kadar artar. Bu gibi sorunların çözümünde elektrikli eritme ocaklarının kullanımı büyük ölçüde yardımcı olur.

5.2.5. Bronzlar

Geleneksel bronzlar bakır-kalay alaşımlarıdır. Kalay bronzu veya çoğu kez fosforla oksit giderme işlemi gördüklerinden fosfor bronzu diye de anılırlar. Pirinçlere göre dayanım, korozyon direnci, aşınma ve kaymalı yatak özellikleri bakımından genellikle üstün, fakat daha pahalıdırlar. Şekil 5.13 a'daki Cu-Sn denge diyagramının $\alpha+\delta$ alanı, $\delta+\alpha+\epsilon$ reaksiyonunun çok yavaş gerçekleşmesi nedeniyle, uygulamada oda sıcaklığına kadar uzanır. Ayrıca aşırı geniş katılaşma aralığının yol açtığı kuvvetli mikrosegregasyon sonucu α alanı da küçülür (Şekil 5.13 b, 2 ve 3 numaralı çizgiler). Buna karşın döküm veya sıcak şekil vermeden sonra yapılacak uzun süreli homojenleştirme tavı, kalay miktarı en çok % 15 dolayına kadar olan alaşımlarda denge dışı oluşmuş δ fazını ortadan kaldırabilir (Şekil 5.13 b, 1 numaralı çizgi). Ancak bu ısıl işlemin, α tanelerindeki kalay ve fosfor segregasyonunu her zaman tümüyle yok edeceği sanılmamalıdır. Şekil 5.14 farklı işlemler sonucu CuSn6 alaşımında meydana gelebilen içyapıları göstermektedir.



Şekil 5.13. Bakır-kalay faz diyagramı

- a) Denge durumu
b) Pratikteki değişik durumlar: kokile döküm(3), kum kalıba döküm(2), dökümden sonra homojenleştirme(1)

sıcak şekil vermeden sonra yapılacak uzun süreli homojenleştirme tavı, kalay miktarı en çok % 15 dolayına kadar olan alaşımlarda denge dışı oluşmuş δ fazını ortadan kaldırabilir (Şekil 5.13 b, 1 numaralı çizgi). Ancak bu ısıl işlemin, α tanelerindeki kalay ve fosfor segregasyonunu her zaman tümüyle yok edeceği sanılmamalıdır. Şekil 5.14 farklı işlemler sonucu CuSn6 alaşımında meydana gelebilen içyapıları göstermektedir.

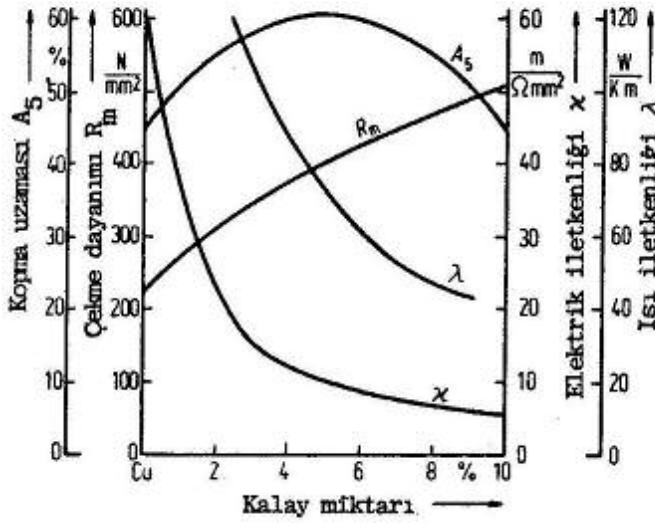
Dökülmüş ingotun teknik koşullar altında sıcak şekillendirilmesiyle elde edilen dövme kalay bronz-



Şekil 5.14. CuSn6'nın içyapısı

- a) α -KÇ, 600°C'ta 15 saat homojenleştirilmiş
b) α -KÇ (segregasyonlu), kum dök. durumu
c) α -KÇ (seg.) + δ fazı, kokil dök. durumu

larının fiziksel ve mekanik özellikleri, Şekil 5.15'te kalay miktarına bağlı olarak gösterilmiştir. Söz konusu alaşımlardan ayrıca soğuk şekil verilecek olanlarda δ fazı kesinlikle



Şekil 5.15 Dövme kalay bronzlarının fiziksel ve mekanik özellikleri

istenmez. $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ bileşimindeki bu ara faz, birim hücre başına 416 atom içeren karmaşık ymk kristal yapısından ötürü çok gevrekliktir. %6 dolayından başlamak üzere, kalay derişikliği ile miktarı artan δ fazını giderebilecek homojenleştirme süresi ise pratik açıdan kabul edilebilir düzeyde olmalıdır (örneğin 650°C 'ta en çok 24 saat). Bu nedenle dövme bronzlarda kalay miktarının üst sınırı %8,5 olarak saptanmıştır (DIN 17 662).

Yaklaşık %1,5 kalaylı bronzlar soğuk çekilmiş tel halinde telefon hava hatlarında kullanılır. Bu

iletkenlerin bileşiminde fosfor bulunmamalıdır (bk.Şekil 5.2). Soğuk haddelenerek çekme dayanımları $600-700 \text{ N/mm}^2$, sertlikleri de $180-200 \text{ HV}$ 'ye yükseltilmiş olan CuSn_6 ve CuSn_8 bantlardan örneğin röle yayları imal edilir (DIN 1780, DIN 17670). Yumuşak bronz teller ise çoğunlukla kağıt endüstrisi için süzgeç yapımına yarar.

Standart dökme kalay bronzları %13'e kadar kalay içerirler (DIN 1705). Sünekliği büyük ölçüde düşüren δ fazını azaltmak amacıyla bu malzemeler de homojenleştirilebilir. Kalay miktarı üst sınırda olan G-CuSn_{12} veya $\text{G-CuSn}_{12}\text{Ni}$ alaşımlarından, aşınma ve korozyona dayanıklılığı fazla olması gereken yüksek hızlı sonsuz vida dişlisi, pompa çarkı vb. makina parçaları dökülür. %20 kalaylı alaşım ise aşırı gevrekliği nedeniyle sadece çan üretimine elverişlidir.

Bileşimlerinde alaşım elementi olarak çinko ve gerektiğinde kurşun da bulunan çok bileşenli kalay bronzları kızıl döküm diye anılırlar (DIN 1705). Örneğin $\text{G-CuSn}_{10}\text{Zn}$ ve $\text{G-CuSn}_{7}\text{ZnPb}$ alaşımları düşük hızlı sonsuz vida dişlisi, kaymalı yatak burcu gibi yerlerde kullanılır.

Diğer bakır alaşımları arasında, bileşenlerinden ağırlıkça ikinci sırada veya daha geride olanı belirtilerek bronz adı verilenler çoğunluktaadır.

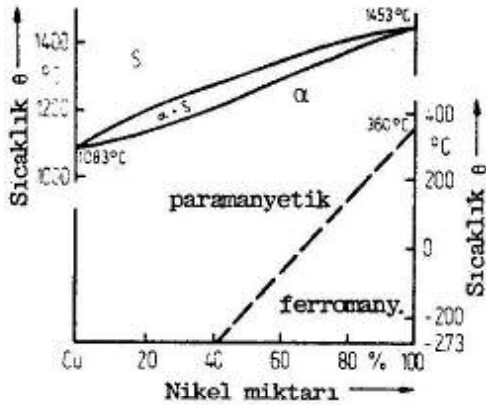
Alüminyum bronzları dayanımları yüksek, deniz suyu, sülfirik asit ve tuz çözeltilerine karşı dirençli, dövme (DIN 17665) veya dökme (DIN 1714) Cu-Al alaşımlarıdır. Ayrıca demir, nikel veya mangan katkılı olabilen türlerinden ötektoid dönüşüm gösterenler suverilerek sertleştirilebilir. Demir alaşımlarından yapıldıkları zaman, işletme sırasında kuvvetli sürtünme ve adezyondan dolayı yüzey hasarına yol açabilecek kılavuz makarası, kızak ve takımlar için en uygun malzeme alüminyum bronzudur.

Deniz suyu korozyonuna dayanıklı olan ve ayrıca titreşim sönümlleme özelliği bulunan mançan bronzları örneğin gemi pervanesi, silisyum bronzları kimyasal cihaz parçaları, DIN1716' da yer alan kurşun-kalay bronzları da kaymalı yatak dökümünde kullanılır.

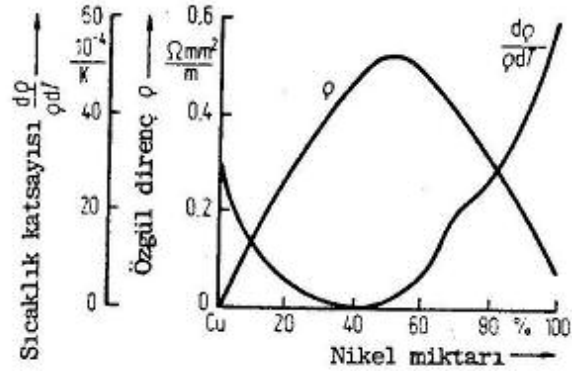
5.2.6. Seçkin Elektriksel Özellikler Gösteren Bakır-Nikel Alaşımları

Bakır ve nikel periyodik cetvelde yan yana bulunan, ymk kristal yapıya sahip elementlerdir. 0,3608 nm ve 0,3516 nm olan kafes parametreleri arasındaki fark çok küçüktür. Dolayısıyla söz konusu iki metal katı durumda birbiri içinde her oranda tam olarak çözünebilir (Şekil 5.16). Faz diyagramında ki bu durum, fiziksel özelliklerin bileşime bağlılık eğrisinde de süreklilik sağlar.

Katı çözeltinin elektrik direnci çözünen elementin miktarı ile arttığı için, yaklaşık %50-50 lik bakır-nikel alaşımında en yüksek değerine ulaşır. Buna karşın direnç sıcaklık katsayısı aynı bileşim bölgesinde bir minimumdan geçer (Şekil 5.17). Elektrik direnci sıcaklıkla hemen hemen sabit kalan CuNi44 alaşımına bu nedenle konstantan adı verilmiştir (Şekil 5.18). Söz konusu davranış direnç alaşımları (DIN 17471) bakımından genellikle büyük önem taşır.



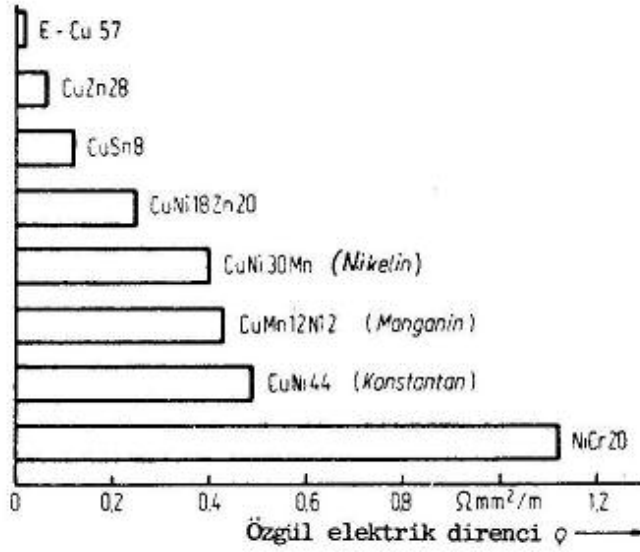
Şekil 5.16. Bakır-nikel faz diyagramı (HANSEN'e göre)



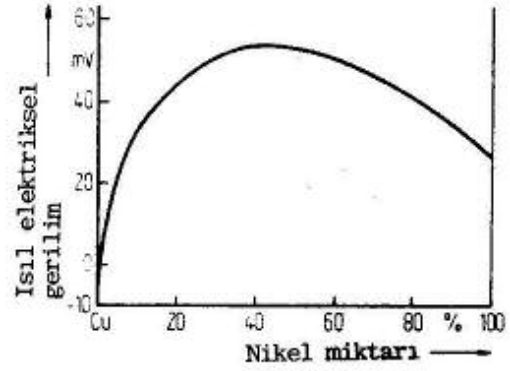
Şekil 5.17. Bakır-nikel sisteminde özgül direnç ve direnç sıcaklık katsayısının değişimi

Bakır-nikel sisteminde ısı elektriksel gerilimin de sürekli değişerek, %45 dolayında nikel için maksimuma eriştiği Şekil 5.19'dan görülmektedir. Dolayısıyla CuNi44 alaşımı sıcaklık ölçmek amacıyla bakır/konstantan ve demir/konstantan ısı çiftlerinde de kullanılır (DIN 43700). Ancak yüksek sıcaklıklarda gaz ve yalıtkan maddelerin kimyasal etkisine karşı ek alaşımlama gerektiğinden, ısı çift konstantanı direnç olarak yararlanılardan farklı olur.

Bileşimdeki küçük sapmalar dahi ölçülen gerilimi etkileyeceğinden, ısı çiftlerinde standarda uygunluğu kontrol edilmiş teller kullanılmalıdır.



Şekil 5.18. Elektroteknikte kullanılan malzemelerin özgül dirençleri

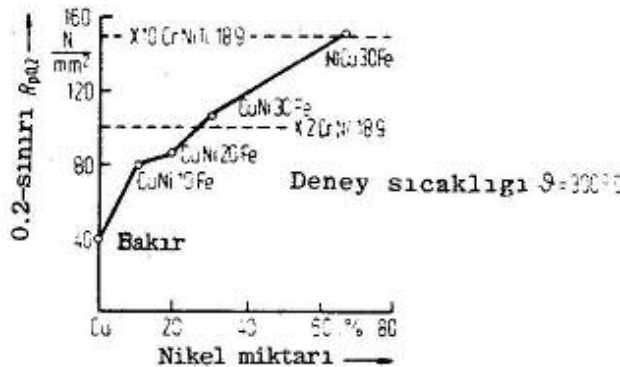


Şekil 5.19. Bakır-nikel alaşımlarının 816°C'da demire karşı ısı elektriksel gerilimleri

Platin/platin-rodyum gibi pahalı ısı çiftlerinin, teknik ölçümlerde termostat yardımıyla sıcaklığı sabit tutulan soğuk bağlantı noktasına uzatılması, daha ekonomik olarak dengeleme iletkenleriyle yapılabilir. Bunu gerçekleştirecek örneğin bakır/bakır-nikel çiftinde, alaşımlı telin nikel miktarı öngörülen ısı elektriksel gerilime göre %3 ile %20 arasında seçilir.

5.2.7. Korozyona Dayanıklı Bakır-Nikel Alaşımları

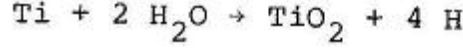
Nikel ile alaşımlama bakırın korozyona dayanıklılığını önemli oranda artırır (DIN 17664). Öte yandan mekanik dayanım da olumlu yönde etkilendiğinden, bakır-nikel alaşımlarının yüksek sıcaklıktaki çekme özellikleri paslanmaz çeliklerinkiyile aynı düzeydedir (Şekil 5.20). %1-2 dolayında Fe ve Mn katı olarak daha da kuvvetlendirilebilen kimyasal kararlılığı, ortamda yeterli oksijenin bulunmasıyla oluşan *pasif tabaka* sağlar.



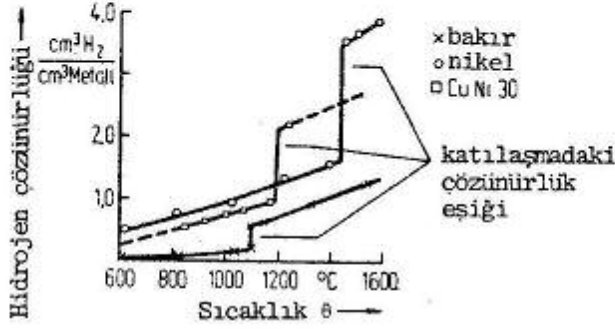
Şekil 5.20. Bakır-nikel alaşımlarının 300°C'teki 0,2- sınırı bakımından paslanmaz çeliklerle karşılaştırılması

Bu malzemeler tuzlu su korozyonuna dirençli olduklarından öncelikle gemi kondenserleri, denizden tatlı su elde etme tesisleri gibi yerlerde kullanılırlar. CuNi25 alaşımının özel kullanım alanı ise madeni para üretimidir.

Bakır-nikel eriyiklerinin fazla hidrojen çözündürmesi kaynak işleminde sorun yaratabilir. Kaynak ilâve malzemesinin oksit giderici bileşenleri su buharıyla karşılaşınca, örneğin



reaksiyonuna göre meydana gelen atomsal hidrojen, kaynak banyosu tarafından absorbe edilir. Katılaşma sırasında çözünürlük birden düştüğünden (Şekil 5.21), açığa çıkan büyük miktarda gaz, dikişin gözenekli olmasına yol açar. Bu olayı önlemek için kaynak ortamındaki nemin giderilmesi zorunludur.



Şekil 5.21. Bakır, nikel ve CuNi30'da hidrojen çözünürlüğünün sıcaklıkla değişimi

Kobalt ise örneğin sert metallerin (sinterlenmiş karbürlerin) ana kütlesini oluşturur; mükemmel malzemeleri ve takım çeliklerinde alaşım elementi olarak kullanılır.

Çizelge 5.4-Nikelin fiziksel ve mekanik özellikleri

Yoğunluk	g/cm ³	8,88
Erime sıcaklığı	°C	1453
Elastiklik modülü	N/mm ²	210 000
Genleşme katsayısı	10 ⁻⁶ /K	13
Çekme dayanımı ¹	N/mm ²	370 ... 700
Kopma uzaması ¹	%	60 ... 2

¹Gördüğü işleme bağlı olarak

pik çatlaklar ve gözenekler içerdiğinden demirin korozyonunu önleyemez. Ancak bunun altında bulunan ve yine aynı yöntemle kaplanan nikel ara tabakası büyük ölçüde gözeneksiz olduğundan demiri etkin bir şekilde korur. Krom kaplanmış otomobil tamponları, tekerlek kapakları vb. parçaların çabuk paslanması, genellikle nikel ara tabakasının yeterli kalınlıkta yapıldığını gösterir.

Örneğin laboratuvar pota ve kısıkaçları, kimya endüstrisinde kostik soda eritme kazanı gibi bazı reaktörler saf nikelten yapılır. Öte yandan büyük hacimli kapların, eksplozyon kaynağı veya haddeme yoluyla nikel levha giydirilmiş yapı çeliğinden imali çoğu kez daha ekonomiktir.

Nikel manyetostriktif özelliğinden dolayı sualtı haberleşme, derinlik ölçme, teknik temizleme sistemlerinin ultrasonik

5.3. Nikel ve Nikel Alaşımları

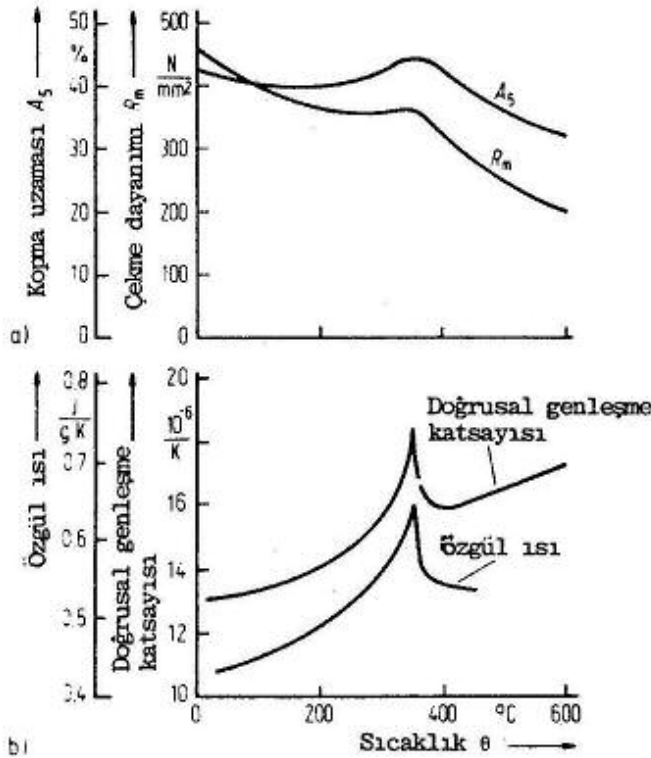
Nikel cevherlerinde çoğunlukla kobalt da bulunur. Özelliklerinde önemli benzerlikler görülen bu iki ağır metalden nikel aile bazı değerler Çizelge 5.4'te verilmiştir. Nikel ymk kristal yapısından ötürü, kafesi 4170°C'nin altında sdh olan kobalta göre daha sünek davranır ve geniş bir uygulanma alanına sahiptir.

5.3.1. Saf Nikel

Saf nikelin teknik bakımdan en önemli özelliği korozyona dayanıklılığıdır. Elektrolitik olarak krom kaplanmış demir esaslı alaşımların korozyondan korunmasını gerçekte nikel sağlar. Dekoratif krom tabakası, mikrosko-

dalga üreteçlerinde de kullanılır. Manyetostriksiyon, manyetik alan etkisiyle malzemede küçük boyut değişimlerinin oluşmasıdır*.

360°C olan CURIE sıcaklığının üzerinde nikel ferromanyetikliğini (bk.1.2.1.3) kaybeder. Ayrıca mekanik ve fiziksel özelliklerinden çoğu bu noktada süreksizlik gösterir. (Şekil 5.22). Yüzey merkezli kübik kristal yapı aynı kaldığı halde sözü edilen değişimlerin ortaya çıkması, ferromanyetikliği doğuran en dış ve bir önceki kabuklara ait elektronların karışıklı etkileşimiyle açıklanmaktadır.



Şekil 5.22. Nikelin özelliklerinin sıcaklıkla değişimi

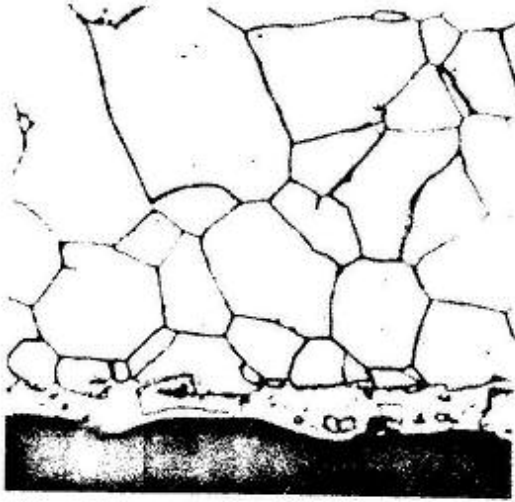
- a) Çekme dayanımı R_m ve kopma uzaması A_5
b) Özgül ısı ve doğrusal genleşme katsayısı (AHRENS, EUCKEN ve DANNÖHL'e göre)

kimyasal ilgisinin fazla olması bazı farklılıklar yaratabilir. Örneğin ısıtma sırasında yanma gazlarından veya parça yüzeyindeki artık kesme sıvılarından gelen kükürt, nikelin tane sınırları boyunca yayınıp, sülfür olarak çöker (Şekil 5.23). Böyle bir malzeme soğuk şekillendirilmede çatlamaya, sıcak şekillendirilme ve kaynakta ise sıcak yırtılmaya eğilimlidir. Ortama bağlı olarak başlayabilecek korozyon hasarı da çökeltilerin bulunduğu tane sınırlarında yoğunlaşır.

Saf nikel büyük ölçüde sülfürlü cevherlerden kavurma ve indirgeme işlemleriyle kazanılır. Cevherde demir, kobalt, bakır ile diğer metal ve metal olmayan katışkıların bulunması çok karmaşık bir arıtma sürecinin uygulanmasını zorunlu kılar. Nikelin yüksek fiyatının (bk. Şekil 5.1) önemli bir nedeni de metalurjisindeki bu güçlüktür. Oksitli cevherlerden ise çoğunlukla saf metal yerine ferronikel elde edilmesi, çelikleri alaşımlandırmak açısından yeterlidir (paslanmaz çelikler, ısı genleşmesi çok az olan %36 nikelli "invar" çeliği gibi).

Nikelin plastik şekillendirilmesi genelde ostenitik çeliğine benzerlikle birlikte, saf durumda örneğin kükürte karşı kimyasal ilgisinin fazla olması bazı farklılıklar yaratabilir. Örneğin ısıtma sırasında yanma gaz-

* Benzer davranışın bazı kristallerde elektrik alanı etkisiyle görülmesine piezoelektrik olay denir. Günümüzdeki ultrasonik titreşim kaynakları daha çok bu türdendir (bk.3.6.3 ve 6.7).



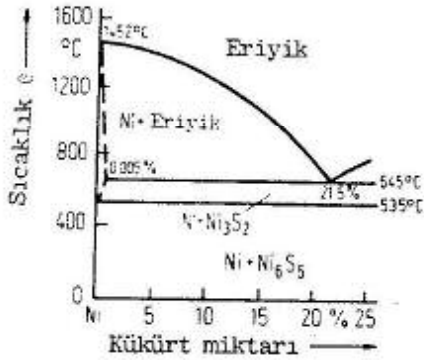
Şekil 5.23. Yüzeye yakın bölgeler-
de tane sınırları boyunca nikel
sülfür çökeltileri

Sıvı nikel içinde hidrojen çözünürlüğü yüksek olduğundan kaynak dikişinde kolaylıkla gözenekler meydana gelebilir (bk.5.2.7). Dolayısıyla kaynak banyosunun üzerinde atomsal hidrojen oluşumunu önlemek gerekir. Örneğin örtüleri nem içeren elektrotlar kaynak işleminde önce yaklaşık 250°C sıcaklıkta özenle kurutulmalıdır. Hidrojen az miktarda ve molekül (H₂-gazı) olarak bulunduğu sürece hiçbir sakınca yaratmaz; hatta nikelin koruyucu gaz altındaki kaynağında %5 hidrojenli argon kullanılır.

5.3.2. Katkılı Nikel

Korozyona dayanıklılığını koruyarak mekanik dayanımını yükseltmek ve ayrıca kükürtlü gazlara karşı duyarlılığını da azaltmak amacıyla, nikel toplamları %5'i geçmemek üzere katılan elementlerin başında mangan gelir (DIN 17741).

Nikelin endüstriyel üretimine başlandığında, sıcak şekillendirilebilmesini sağlayan tek etkin alaşım elementi mangan olmuştur. Nikel kafesinde kükürt çözünürlüğü çok az olduğundan (<%0,005), daha fazla kükürt içeren nikel eriyikleri katılaştıktan sonra da, sıcaklık 645°C'a düşüncüye kadar tane sınırlarında ötektik bileşimde bir sıvı faz kalır (Şekil 5.24). Malzemenin dövme veya haddeme için tekrar ısıtılması sırasında, sözü edilen tane sınırı maddesi ötektik sıcaklıkta eri-



Şekil 5.24. Nikel-kükürt faz
diyagramı

yerek sıcak kırılmalığa yol açar. Buna karşın mangan ile alaşımlama, kükürdü yüksek sıcaklıkta eriyen ve sürekli film oluşturmeyen MnS halinde bağlayıp zararsız hale getirir. Günümüzde manganın bu işlevini çözdürtebilmek üzere, kükürde karşı kimyasal ilgisi daha fazla olan magnezyumdan da yararlanılmaktadır.

Manganlı nikel örneğin elektron tüpü iç parçalarında, ayrıca silisyum katılmasıyla yanma gazlarına dayanıklılığı arttığından, benzin motorları buji elektrotlarında kul-

lanılır. Nikelin bileşiminde çözünme sınırını aşan miktarda karbon bulunması talaş kaldırılmasını kolaylaştırır. Saf nikel sünekliğinden dolayı takıma sıvandığı için, ancak düşük hızla işlenebilir (bk.Şekil 5.39). Çökelme sertleştirmesine uygun %2 berilyumlu nikelden yüksek sıcaklıklarda çalışabilecek yay, membran vb. parçalar imal edilir.

5.3.3. Nikel-Bakır Alaşımları

Kanada'da nikel ve bakırın birlikte bulunduğu geniş maden yataklarındaki cevherin izabesi sonucu, yaklaşık % 68 nikel ile % 30 bakır ve bir miktar demir içeren "doğal" bir alaşım (Monel) elde edilir. Monel sülfirik asit ve diğer pek çok etkin kimyasal maddeye karşı son derece dirençlidir. Alaşımın sadece sözü edilen cevherden kazanıldığı dönemlerde, bu üstünlükleri dolayısıyla kendine özgü bir takım doğal kuvvetlere sahip olduğu sanılmıştır.

NiCu30Fe ve çökelme sertleştirmesine elverişli NiCu30Al alaşımları (DIN 17743) dışında, silisyum içeren G-NiCu30Si3 gibi döküm alaşımları da vardır (DIN 17730).

Nikel-bakır alaşımlarının korozyona dayanıklılığı, sulu çözeltiler tarafından yüzeylerinde pasif bir tabakanın oluşturulmasına bağlıdır (bk.1.8.4). Bu tabakanın bozulduğu bölgelerde yerel korozyon meydana gelebilir. Ancak noktasal korozyon, tanelerarası korozyon, gerilme korozyonu veya korozyon yorulması gibi olaylar, söz konusu malzemelerde çok seyrek ve ancak bütün olumsuz koşulların biraraya gelmesiyle görülür. Nikel-bakır alaşımlarının tuzu giderilmiş ve gazı alınmış saf suya (nükleer reaktörlerin birincil soğutma devrelerinde), deniz suyuna, acı suya, anorganik tuzların ve oksitleyici olmayan asitlerin çözeltilerine karşı dayanıklı oldukları söylenebilir. Kuvvetli oksitleyici tuzlar ve asitler (örneğin nitrik asit) ile amonyak çözeltileri ise bu malzemeleri korozyona uğratır.

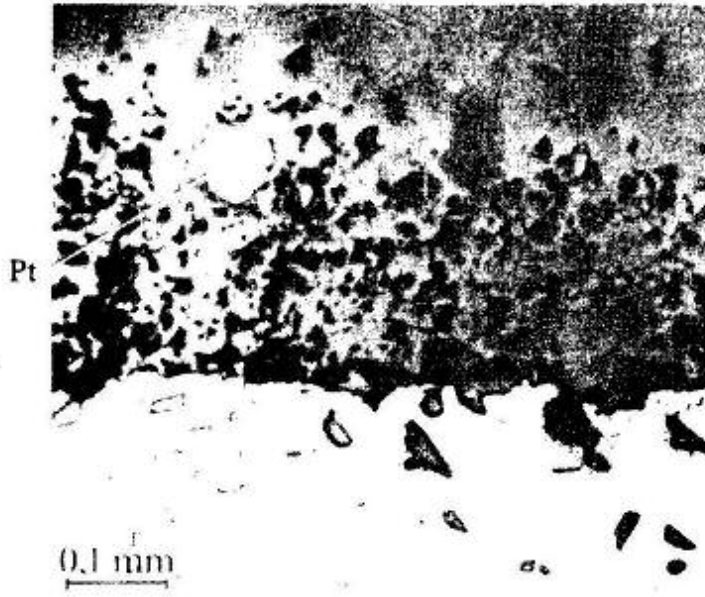
Enerji santralleri, gemiler ve kimya endüstrisi için cihaz, kondenser ve ısı değiştirgeçlerinin üretiminde, nikel-bakır alaşımları yüksek sıcaklık dayanımlarının da iyi olması nedeniyle yaygın olarak kullanılırlar (bk.Şekil 5.20)

5.3.4. Nikel Esaslı Yüksek Sıcaklık Alaşımları

Termik kuvvet makinalarının verimini iyileştirmek için pratikte öncelikle izlenen yol, artırılan çalışma sıcaklığına dayanabilecek malzemeleri geliştirmektir. Böylece malzeme teknolojisi enerji kaynaklarının etkin olarak kullanılmasında önemli rol oynar. Günümüzün termik makinalarında aşırı ısı zorlanma ile karşılaşan parçaların büyük bir bölümü, çoğunluğu nikel esaslı olan yüksek sıcaklık alaşımlarından (süper alaşımlar) imal edilmektedir (bk.4.8.4).

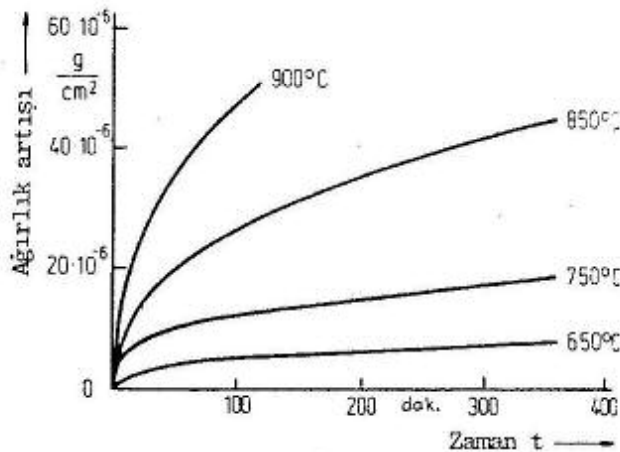
STEFAN-BOLTZMANN kanununa göre ısı ışıınımı mutlak sıcaklığın 4.kuvveti ile orantılıdır. Bu nedenle kızgın durumda çalıştırılan ısıtıcı elektrik dirençlerinde sıcaklık katsayısının değişmemesinden çok, örneğin NiCr 80 20 alaşımında olduğu gibi sürünme ve tufallanmaya dayanıklılık özellikleri aranır (bk.Çizelge 5.5).

Yüksek sıcaklıkta tufal tabakası oluşumu metalin oksitleyici ortamla temasını tümüyle engellese bile, oksijen ve metal iyonlarının bu tabaka içinde karşılıklı yayınıp birleşmelerinden ötürü reaksiyon devam eder (Şekil 5.25). Dolayısıyla olay



Şekil 5.25. Nikelin oksitlenmesi ve olayın nasıl geliştiğini belirlemek üzere başlangıçta yüzeye yerleştirilmiş platin parçasının koyu renkli NiO tabakasındaki konumu (ILSCHNER ve PFEIFFER'e göre)

maz; ısı genleşmesi metalinkinden farklı olan oksit tabakası çatlayabilir. Gaz türbini kanatcıklarında ise yanma külünden başka, emilen deniz havasından gelebilecek tuz, oksitlenmeyi etkiler. Gaz veya sıvı yakıt brülörlerinin ağızları ve koruyucu atmosferli tav fırınlarının muflaları yalnız sıcaklığı değil karışım oranı da değişen ortamlarda çalışırlar.



FICK yayınma kanununa dayanılarak matematik açıdan incelenirse, oksit tabakası kalınlığı (x) ile zaman (t) ve tufal sabiti (k veya k'') arasında

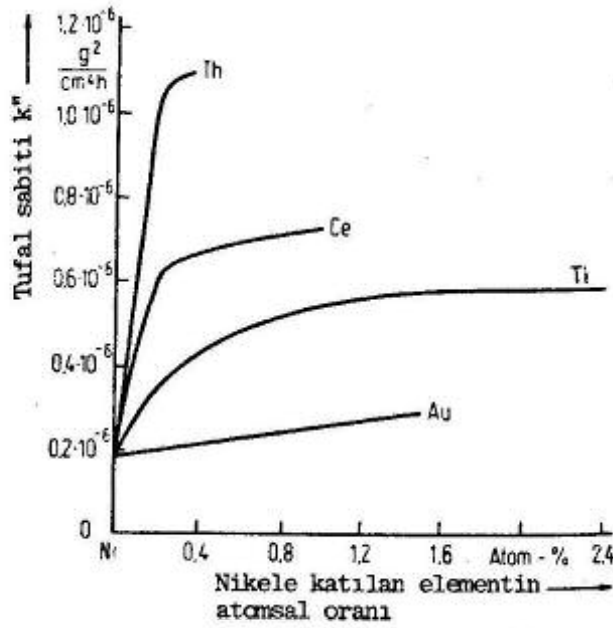
$$x^2 = 2.k.t = k'' . t$$

denklemini elde edilir*. Metallerin çoğu için geçerli olan bu parabol bağıntısında, x değeri birim yüzeydeki ağırlık artışını da ifade eder (Şekil 5.26); tufal sabiti ise sıcaklık ve bileşime bağlıdır (Şekil 5.27).

Uygulamada çeşitli nedenlerle bu ideal eğriden sapmalar görülür. Örneğin elektrik fırınlarının direnç tellerinde sıcaklık sabit kal-

Şekil 5.26. NiCr20'nin yaklaşık 0,1 bar oksijen basıncı ve çeşitli sıcaklıklarda oksitlenmesinin zamanla değişimi (GULBRANDSEN ve ANDREW'e göre)

*) Çeliğin karbonlanmasına benzer olarak (bk.1.4.1.3).



Şekil 5.27. Katkılı nikelin 900°C'da havanın etkisiyle oksitlenmesinde tufal sabitinin (k'') alaşım elementi miktarına bağlılığı (HORN'a göre)

ğı gibi çalışma koşullarına bağlıdır.

Doğrudan ısı üretmeyen (pasif) parçalar için seçilen ısıya dayanıklı malzemelerde ise, işletme ömrünün uzatılması amacıyla, en yüksek kullanım sıcaklığı dirençlerinkinden daha düşük

Çizelge 5.5-Isıtıcı direnç malzemelerine örnekler

Malzeme işareti DIN 1740	Isıtıcı elemanın en yüksek kullanım sıcaklığı °C	Malzemenin sürünme sınırı $\sigma_{1/1000}$ 1200°C için $\frac{N}{mm^2}$
NiCr80 20	1250	0,5
NiCr60 15	1200	0,5
CrAl25 5 (Nikelsiz)	1350	0,1

ortamlar, malzemenin dayanıklılığını sağlayan kararlı tufal tabakasının oluşumunu güçleştirir. Yeterince korunamayan yüzeylerden içyapıya azotun da girebilmesi, örneğin demir-krom-alüminyum alaşımlarında nitrür meydana getirerek gevrekleşmeye yol açar.

Bir malzemenin, belirli bir kullanım sıcaklığının üzerine çıkılmamak koşuluyla, tufallanmaya dayanıklı olarak nitelenebilmesi için, yüzeyindeki oksit tabakası koruyucu yani kalınlığı çok fazla artmayan ve çatlamayan türden olmalıdır.

Isıtıcı elektrik dirençlerinin imal edildiği malzemelerden bazıları Çizelge 5.5'te verilmiştir. Bir ısıtıcı elemanın boyutlandırılmasında birim yüzeye yüklenen güç (W/cm^2) dikkate alınır; işletme ömrü ise bu değerden başka sıcaklık, seramik taşıyıcının bileşimi, fırın atmosferi, devre açma kapama sıklığı

tutulur (Çizelge 5.6).

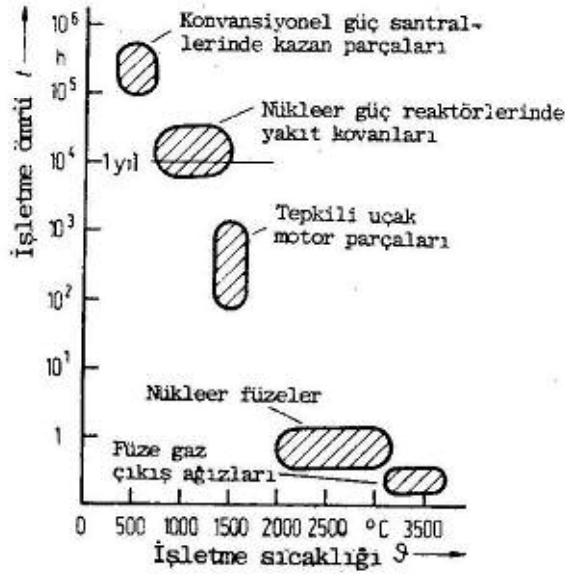
Bu sıcaklıkta malzemenin 120 saat bekletilmesi sonucu oluşan tufal miktarı en çok 1 g/(m^2h) olmalı, ayrıca sıcaklığın 50 K artırılması halinde de 2 g/(m^2h) değerini aşmamalıdır.

Bulunduğu gaz atmosferinin karakteri bir parçanın işletme ömrünü ve müsaade edilebilir sıcaklığını büyük ölçüde etkiler. Özellikle birbiri ardına oksitleyici ve redükleyici olabilen

Çizelge 5.6-Isıya dayanıklı malzemelere örnekler

Malzeme işareti	Havada en yüksek kullanım sıcaklı. °C	Özellikler
NiCr20Ti	1100	Oksitleyiciyi veya redükleyici koşullarda kullanılabilir; kükürtlü gazlardan olumsuz etkilenir; yüksek sıcaklık dayanımı iyidir.
NiCr15Fe	1100	Redükleyici atmosferlerde 1150°C'a kadar kullanılabilir; kükürtlü gazlardan olumsuz etkilenir; karbonlanma eğilimi azdır.
X 12 NiCrSi 36 16	1100	Dönüşümlü olarak redükleyici ve oksitleyici etki yapan atmosferlerde çalışabilir.

Yüksek sıcaklık dayanımlı alaşımlar titan ve alüminyum katkıları içerdiklerinden çökeltme sertleşmesine elverişlidirler. Ancak yüksek sıcaklıklarda uzun süre kalmaları halinde aşırı yaşlanabilecekleri, diğer bir deyişle kullanım sürelerinin bu bakımdan da sınırlı olduğu hesaba katılmalıdır. İşletme ömrü olarak, basınçlı kaplar ve termik kuvvet santrali donanımları için genellikle 100.000 saat öngörülürken, tepkili uçak motor parçalarında birkaç 100, fü-



zelerde ise 1 saat gibi çok kısa süreler söz konusudur (Şekil 5.28). Uygulamada bu tür malzemelerin denenmesi ve seçiminde öncelikle sürünme eğrisinin II. bölgesi dikkate alınmaktadır (Çizelge 5.7).

Sertleştirilebilen nikel alaşımlarının dayanımı kobalt, molibden ve volfram katkılarıyla ayrıca yükselir (Çizelge 5.8).

Şekil 5.28. Konvansiyonel ve yeni uygulama alanlarında çeşitli elemanların işletme sıcaklığı ve ömürleri

Çizelge 5.7-Nikel esaslı bir yüksek sıcaklık alaşımında çözme tavından sonraki soğutma hızının sürünme davranışına etkisi (VOLK'a göre)

Soğutma ortamı	650°C'da sürünme davranışı* Gerilme 220 N/mm ²		
	II.bölge sürünme hızı	III.bölge başlama süresi	Kopma süresi
	%/h	h	h
Su	0,0060	70	111
Yağ	0,0052	110	143
Hava	0,0023	90	222
Bileşim(%): 21,4 Cr; 2,34 Ti; 0,38 Al; 3,08 Fe;kalanNi			
Isıl işlem: 1) Çözme tayı 8h/1080°C 2) Soğutma (yukarıdaki gibi) 3) Yaşlandırma 16 h/700°C			

* bk.Şekil 1.75

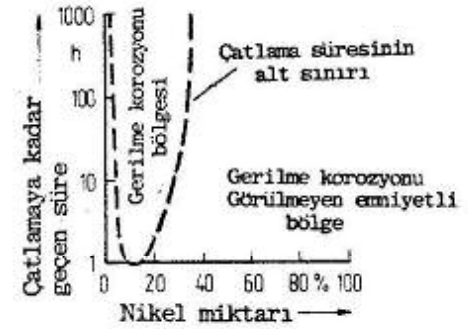
Çizelge 5.8-Yüksek sıcaklık dayanımlı bazı nikel alaşımlarının oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri (çökelme sertleştirmesi uygulanmış durumda)

Bileşim				Dayanım değerleri		Kopma uzaması
Cr	Co	(Ti + Al)	Ni	%0,1 akma dayanımı	Çekme dayanımı	
%	%	%		N/mm ²	N/mm ²	%
20	-	0,5	kalan	350	820	44
20	-	4,0		610	1090	39
20	16	5,0		820	1290	25

Nitrik, sülfirik ve fosforik asite karşı dirençli Ni-Mo-Cr-(Cu) (DIN 17744) alaşımları öncelikle kimya endüstrisi donatılarında kullanılır. Bu malzemeler kaynakla birleştirilebilir. Tavlama gerektiren plastik şekillendirme işlemlerinde ise fırın atmosferinin kükürtsüz olması sağlanmalıdır (bk.5.3.1).

5.3.5. Nikel Alaşımlarının Korozyon Davranışı

Nikelin zaten iyi olan korozyona dayanıklılığı krom,molibden ve bakır ile alaşımlandırılarak daha da artırılabilir. Bu alaşımlar kimyasal kararlılık bakımından ostenitik paslanmaz çeliklerden üstündür. %45'ten fazla nikel içeren malzemelerde gerilme korozyonu çatlamasına hemen hemen hiç rastlanmaz (Şekil 5.29). LC-Low Carbon (düşük karbon) kaliteleri ile titan veya niyobla stabilize edilmiş türler tanelerarası korozyona uğramaz. Klorürlü çözeltilerde noktasal korozyon da sadece çok olumsuz koşullar altında ortaya çıkar.



Şekil 5.29.Fe-Cr-Ni alaşımlarının kaynar MgCl₂ çözeltisiyle saptanan gerilme korozyonu eğilimi (COPSON'a göre)

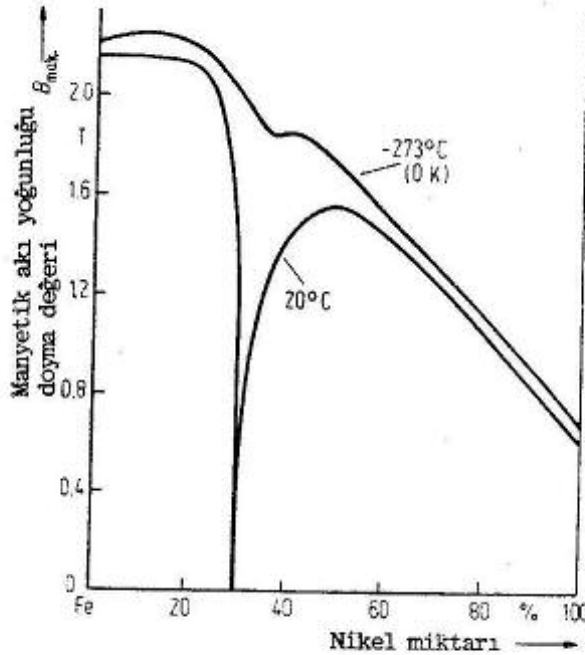
5.3.6. Nikel İçeren Manyetik Malzemeler

Saf nikelin manyetikliği demir ve kobaltinkinden çok daha azdır. Bu durum saf metallerin manyetik akı yoğunluğu doyma değerlerinin karşılaştırılmasından açıkça görülür (Çizelge 5.9). Oda sıcaklığındaki nikel-demir alaşımlarında ise, söz

Çizelge 5.9-Ferromanyetik malzemelerin oda sıcaklığında manyetik akı yoğunluğu doyma değeri ($B_{maks.}$)

Malzeme	$B_{maks.}$ T^1
α -Demiri	2,140
Kobalt	1,760
Nikel	0,605

¹ $1T = 1 \text{ Tesla} = 1 \text{ Vs/m}^2$



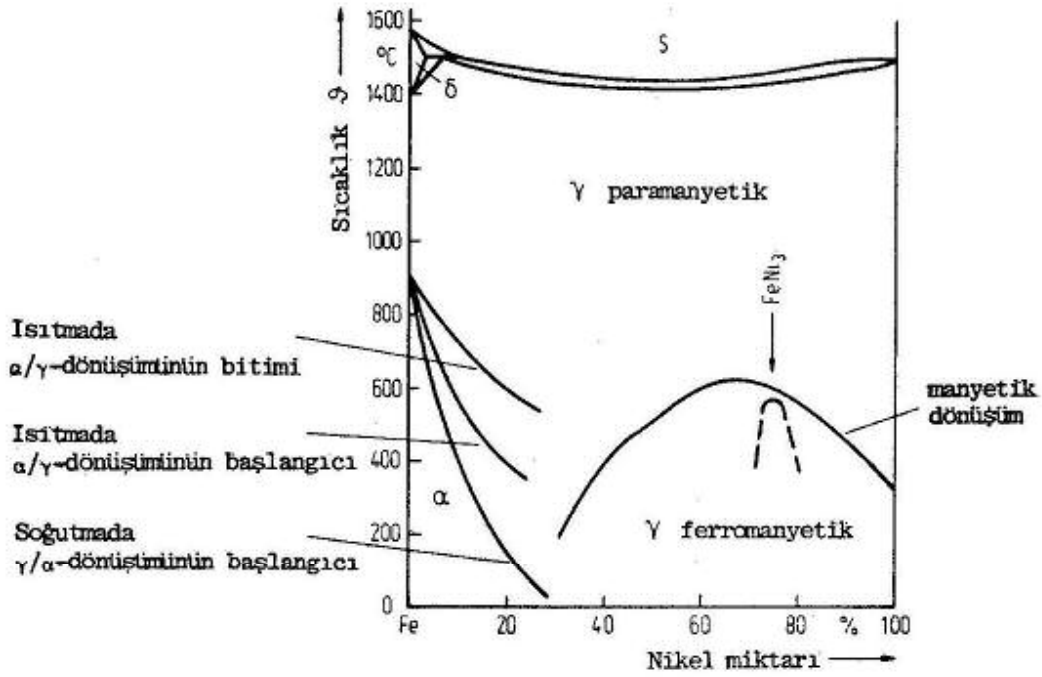
Şekil 5.30. Demir-nikel sisteminde $B_{maks.}$ değerinin değişimi (PAWLEK'e göre)

konusu $B_{maks.}$ değeri artan nikel miktarıyla önce sıfıra kadar azalır, daha sonra yaklaşık %50 Ni için maksimuma ulaşır (Şekil 5.30). Nikelin %29 dolayında bulunmasıyla manyetikliğin kayboluşu ($B_{maks.} = 0$), manyetik dönüşüm (CURIE) noktasının oda sıcaklığına altına düşmesinden ileri gelir. Nitekim yeterince alçak sıcaklıklarda bu alaşım manyetiktir ($B_{maks.} > 0$).

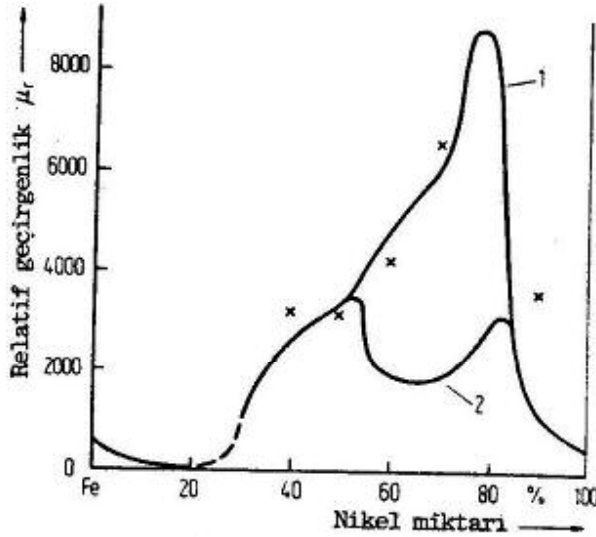
Demir-nikel diyagramında (Şekil 5.31) $FeNi_3$ bileşimine karşılık gelen ve ortalama %75 nikel içeren bir süperkafes oluşum alanı görülmektedir. Süperkafesin düzenlenme derecesi soğuma hızına bağlıdır. Yavaş soğumada düzenlenme çok iyi ve dolayısıyla manyetik geçirgenlik düşüktür. Hızlı soğutma (suverme) ile süperkafes oluşumu engellenerek yüksek geçirgenlik değerleri elde edilebilir (Şekil 5.32). Teknik alaşımlara ise süperkafes oluşumunu önlemek için bakır ile krom veya molibden katılır.

Demir-nikel sisteminde pratik açıdan önemi fazla olan dört alaşımın özellikleri ile kullanım yerleri aşağıda özetlenmiştir:

- Yaklaşık %29 nikel içeren demir-nikel alaşımı oda sıcaklığında manyetik değildir. Geçmişte elektrik makinalarının mıknatıslanması gerekmeyen parçaları için kullanılmıştır. Günümüzde ise sözü edilen uygulamalarda, nikelin bir bölümü yerine mangan ve krom katılmış, örneğin $FeNi_9Mn_8Cr_4$ vb. alaşım-



Şekil 5.31. Demir-nikel faz diyagramı (HANSEN'e göre)



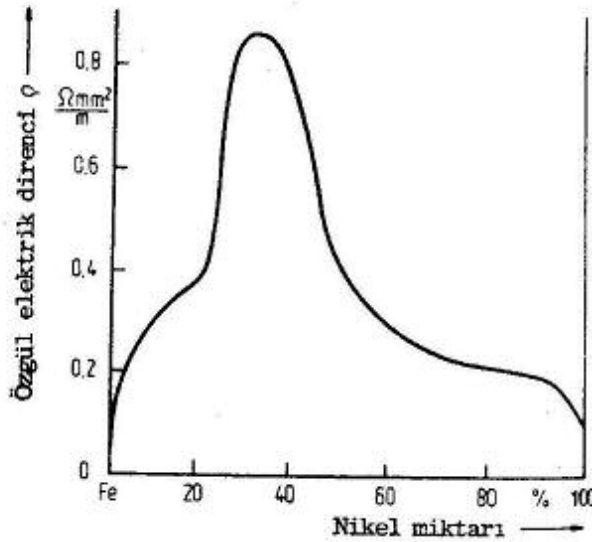
Şekil 5.32. Demir-nikel alaşımlarının değişik ısı işlemler sonrasındaki başlangıç geçirgenliği (DAHL ve PAWLEK'e göre)

- 1: hızlı soğutma sonrası ölçülen değerler
 2: yavaş soğutma sonrası ölçülen değerler
 x: hesaplanan değerler (KERSTEN'e göre)

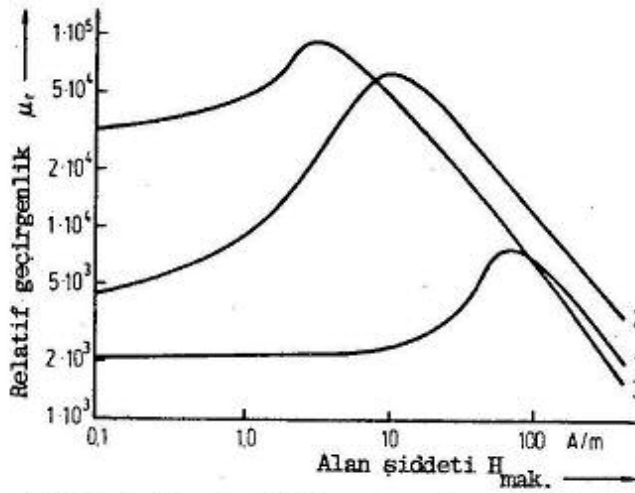
lardan yararlanılmaktadır. FeNi₂₉ gibi oda sıcaklığında manyetik olmayan bu malzemeler daha ucuz ve daha yüksek dayanımlıdır.

- Yaklaşık %36 Ni içeren demir-nikel alaşımı, manyetik alan şiddeti üst değerlere ulaşmaya kadar, geçirgenliği çok az değişen bir malzemedir. Dolayısıyla en başta elektro-akustik amaçlarla kullanılan, distorsiyona yol açmayacak trafoların yapımına yarar. Ayrıca anılan bileşim bölgesinde elektrik direncinin artması (Şekil 5.33), girdap akımları kaybını azaltır. Bu özellik kalın röle parçalarında fayda sağlar.

- Yaklaşık %50 Ni içeren demir-nikel alaşımının başlangıç geçirgenliği, hem de manyetik akı yoğunluğunun doyma değeri yüksektir. Başlıca kullanım yer-



Şekil 5.33. Demir-nikel alaşımlarında özgül elektrik direncinin değişimi



Şekil 5.34. Çeşitli yumuşak manyetik malzemelerin geçirgenliklerinin alan şiddeti ile değişimi. %36 Ni(1), %50 Ni (2) ve %76 Ni(3) içeren demir-nikel alaşımları

leri arasında ölçme trafo-ları ve şasi akımı koruyucu röleleri sayılabilir.

- Yaklaşık %75 Ni içeren nikel-demir alaşımlarının küçük alan şiddetlerindeki manyetik geçirgenliği özellikle yüksektir (Şekil 5.34). Kullanım yerlerine örnek olarak elektronik cihazlar ve yabancı alanlardan korunması gereken çok duyarlı ölçü aletlerinin manyetik ekranları gösterilebilir.

Kristal yapı kusurları manyetik geçirgenlik (μ), kalıcı manyetiklik (B_r), koersif alan şiddeti (H_C) gibi özellikleri etkiler ve histerezis alanının büyümesine yol açarlar. Bu nedenle yumuşak* manyetik malzemelere şekil verme işlemi uygulanırsa, genellikle bir son tav yapılarak dislokasyon yoğunluğunun azaltılmasına çalışılır. Yukarıda açıklanan manyetik alaşımlar bu gruba girer.

BLOCH duvarlarının geri dönüşünü (bk.1.2.1.3) ve dolayısıyla manyetikliğin ortadan kalkmasını önleyen kristal yapı kusurları, sert** manyetik malzemelerde bir ölçüde istenir. Demir-Nikel-Kobalt esaslı olan bu alaşımlara alüminyum, titan veya niyob katılarak çö-

kelme sertleşmesi özelliği kazandırılabilir (çökelen parçacıklar BLOCH duvarlarını kilitlerler). Optimum sonuçlar ısıtılmasının manyetik alanda yapılması halinde elde edilir.

*) Dış alan kaldırılınca mıknatıslığı kaybolan, histerezis alanı ve H_C değeri küçük.

**) Dış alan kaldırılınca mıknatıslığı kaybolmayan (sürekli), histerezis alanı ve H_C değeri büyük.

5.4. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları

Yer kabuğunda yaklaşık %8 oranında bulunan alüminyum, oksijen ve silisyumdan sonra en çok rastlanan üçüncü element olmasına karşılık, ancak 19.yüzyılın ilk yarısında metal olarak elde edilmiş, ikinci yarısında da teknikte kullanılmaya başlanmıştır.

Çizelge 5.10-Alüminyumun fiziksel ve mekanik özellikleri

Yoğunluk	g/cm ³	2,70
Erime sıcaklığı	°C	660
Elastiklik modülü	N/mm ²	65 000
Genleşme katsayısı	10 ⁻⁶ /K	23,8
Elektrik iletkenliği	m/(Ω mm ²)	36...37,8
Çekme dayanımı ¹	N/mm ²	40...180
Kırma uzaması ¹	%	50...4

¹ Gördüğü işleme bağlı olarak

Bu gecikmenin birinci nedeni, alüminyumun doğada sadece oksit veya oksit karışımları biçiminde bulunmasıdır. En kararlı kimyasal bileşiklerden biri olan Al₂O₃'in indirgenmesi çok fazla enerji gerektirir. Bunu sağlayabilecek teknolojik yöntemler ilk kez 19.yüzyılda geliştirilmiştir. Bi-

rinci ile bağlantılı olan ikinci neden ise, yararlanılan cevherlerin Al₂O₃'ten daha kolay indirgenen diğer bir takım oksitleri de içermesi, dolayısıyla doğrudan cevherin indirgenmesiyle kazanılacak alüminyumun teknik açıdan kullanılamayacak kadar katışkılı olmasıdır.

Sonuçta, özellikle "bauxit" adlı cevherden kimyasal ön arıtma ile elde edilen saf alüminanın (Al₂O₃), 980°C'ta eriyen kriolit (Na₃AlF₆) içinde çözündürülüp, elektrolitik indirgenmesiyle saf alüminyum üretimi gerçekleştirilebilmiştir. Bu gelişmelere bazı alüminyum alaşımlarının dayanımının çökelme sertleşmesiyle artırılması da eklenince, alüminyum esaslı malzemelerden yaygın şekilde yararlanma döneminin başladığı görülmektedir.

5.4.1. Saf Alüminyum

İlk sırada düşük yoğunluğu olmak üzere bazı temel özellikleri Çizelge 5.10'da verilmiş olan alüminyum, diğer metallere göre başlıca üç noktada seçkinleşir:

Alaşımlarında daha da belirgin olan dayanım/yoğunluk oranının yüksekliği, hafifletirilmelerine öncelik verilen konstrüksiyonların çoğu için alüminyumun uygun bir malzeme olmasını sağlar. Örneğin uçak, taşıt, piyade silahı, taşıyabilir kamp donatımı vb.

Elektrik iletkenliğinin yoğunluğa oranı bakımından tüm metal malzemelerin önünde gelen alüminyum, yüksek gerilim hatlarında bakırın yerini almaktadır.

Havada ve diğer birçok ortamda korozyona dayanıklı oluşu, alüminyuma dekoratif görünüm kazandırarak mimari uygulamalarda ve ev araçlarının üretiminde de geniş bir alan açmıştır.

Elektrokimyasal gerilim serisindeki konumu nedeniyle asal bir metal olmayan alüminyumun korozyona dayanıklılığı, havada veya sulu çözeltilerde yüzeyi kaplayan oksit tabakasından ileri gelir. Bu koruyucu tabaka, bozulduğunda doğal oksitlenmeyle bile hemen yeniden oluşur; ayrıca ortamda bulunabilecek asitler ne kadar oksitleyici ise o kadar kararlı davranır. Örneğin derişik nitrik asit alüminyum kaplarda nakledilebilmektedir.

Öte yandan anılan oksit tabakasını çözebilen derişik alkali ler alüminyum korozyona uğratar. Benzer etki yapan maddeler arasında taze harç ve yapı kireci de sayılabilir. İnşaatlarda kullanılan alüminyum profil ve kaplamalar, bu bakımdan siva işi bitinceye kadar bantlanarak korunmalıdır.

Yüzeydeki doğal oksit tabakası sadece 0,01 µm kalınlığında olup çok sayıda gözenek içerdiğinden, alüminyumda öncelikle bakır, demir gibi katışkılar yerel bileşim farklılıkları ve dolayısıyla korozyon pilleri yaratabilir.

Buna karşı başlıca iki önlem söz konusudur:

- Katışkılarının miktarları sınırlanır (Çizelge 5.11).
- Yapay yolla gözeneksiz koruyucu tabaka oluşturulur.

Çizelge 5.11-Alüminyum türlerine örnekler

İşaret	Müsaade edilen katışkı miktarı %				
	toplam	Si	Fe	Ti	Cu
Al99,99 R	0,01	0,006	0,005	0,002	0,003
Al99,5 H	0,5	0,25	0,35	0,02	0,02
Al99 H	1,0	1,0 (Si+Fe)		0,05	0,05

Ürünlerin korozyona dayanıklılığını güvence altına alabilmek için, ingot aşamasında saflığı en az %99 ve katışkıları kontrol edilmiş* olan izabe alüminyum (H) seçilmeli, hurda kullanılmamalıdır. Üç tabakalı elektroliz ile elde edilen çok saf alüminyum

(R) ise kimyasal kararlılık bakımından en üstün özelliklere sahiptir.

Alüminyumun doğal koruyucu tabakasını kuvvetlendirmek üzere kimyasal fosfatlama ve kromatlama yapılabilir. Ancak bu amaçla daha yaygın olarak uygulanan alüminyumun elektrolitik oksitlenmesidir (anodizasyon, eloksal). Sülfirik veya kromik asitli banyolarda gerçekleştirilen bu işlem sonucu, homojen şekilde kalınlaştırılmış ve yoğunluğu artırılmış saydam yüzey tabakasının değişik elektrolit katkılarıyla ayrıca renkli olması da sağlanabilir. Anılan yöntem alüminyum veya alaşımlarından üretilmiş parçaların kimyasal etkilere karşı daha iyi korunmasında büyük ağırlık taşır.

DIN 1712'de E-AlH olarak belirtilen en az %99,5 saflıktaki alüminyumun elektrik iletkenliği bakırınkinin sadece %62'sine, yoğunluğa oranlandığında ise 2,1 katına ulaşır. Bu teknik üstünlüğünün yanında fiyatının da uygunluğu (bk.Şekil 5.1) nede-

*) Eser miktardaki elementler 3.8.1'de belirtilenler dışında örneğin atomik absorpsiyon spektroskopisiyle saptanabilir.

niyle,iletken hacminin ve lehimlenebilirliğin önemli olmadığı uygulamalarda alüminyum bakırın yerini almıştır.

Alüminyumun düşük elastik modülü, herhangi bir konstrüksiyonun çelikten yapılma durumuyla karşılaştırıldığında, rijitliğin azalmasına yol açar. Isıl genleşme katsayısının ise çeliğinkinin yaklaşık iki katı oluşu alçak sıcaklık için tank ve boru hatlarının yapımında göz önünde tutulmalıdır.

Yüzey merkezli kübik kafese sahip olan alüminyumun sıcak ve soğuk şekil değiştirme kabiliyeti çok iyidir. Ekstrüzyon yöntemiyle her türlü profil üretilebildiğinden, pencere, kapı ve otomobil gövdeleri için değişik profil serileri geliştirilmiştir. Böylece tasarımcının öngördüğü biçimler basit montajlarla gerçekleştirilebilir.

Paketlemede yararlanılan folyolar, şekil değiştirme oranı %99'a varabilecek haddeme sonucu, birkaç mikrona kadar inen çeşitli kalınlıklarda elde edilmektedir. Bu amaçla kullanılan malzeme, üretilen folyoda küçük deliklerin meydana gelmemesi için, metal dışı kalıntılar ile demir ve silisyum gibi katışkılardan büyük ölçüde arıtılmış R kalite alüminyum olmalıdır.

Alüminyumdaki kalıntılar parlatma işlemini de güçleştirirler. Dolayısıyla far reflektörleri gibi yüzeylerde ve bitmiş parçanın parlaklığının dekoratif görünüm bakımından önemli olduğu durumlarda gene çok saf (R) alüminyum tercih edilir. Sözü edilen malzeme, bütün alüminyum türleri arasında en yüksek kimyasal kararlılığa sahip olduğundan, özellikle çökeltme sertleşmesi uygulanabilen korozyona daha az dayanıklı magnezyum, silisyum veya bakırlı alaşımların giydirilmesinde de kullanılır.

Yüksek saflıktaki erimiş alüminyum, katılaşmada çubuksu ve iri taneli bir içyapı oluşturma eğilimindedir. Böylece çoğunlukla sürekli döküm yoluyla üretilen kütüklerde belirgin bir döküm dokusu (tekstür) ile karşılaşılır. Söz konusu oluşum haddemenin ilk pasolarında giderilirse de, şekillendirme sürdürüldükçe bu kez haddeme dokusu ortaya çıkar. Ancak uygun bir paso programı ve ara tav uygulanarak buna engel olunabilir. İstenmeyen bir diğer olay ise, sıvı alüminyumda hidrojen çözünürlüğünün yüksek olması, bu nedenle katılaşma sonrasında elde edilen yarı mamulde veya bitmiş parçada gözeneklerin bulunabilmesidir.

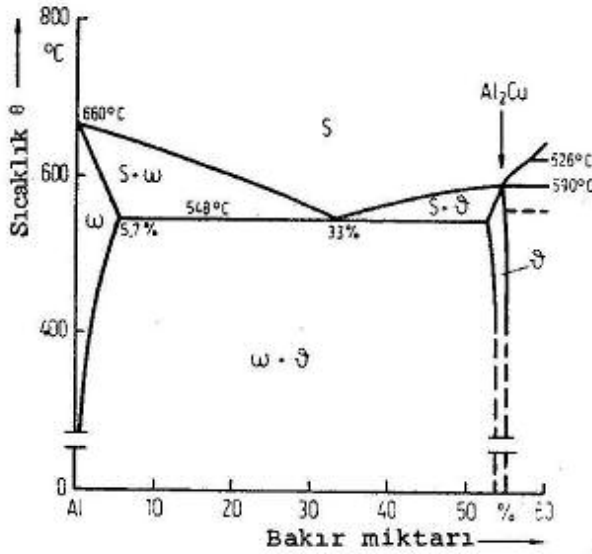
5.4.2. Alüminyumun Alaşım Sistemleri

Alüminyumun düşük yoğunluk, yüksek korozyon direnci gibi üstünlüklerinden makina, taşıt ve yapı endüstrisinde geniş oranda yararlanılması, ancak dayanım özelliklerinin alaşımlama yoluyla iyileştirilmesinden sonra gerçekleşebilmiştir. Dayanımın çökeltme sertleşmesiyle artırılabilmesinin bulunması da (WILM, 1906), alüminyum alaşımlarının geliştirilmesinde çok büyük rol oynamıştır.

Alüminyumun en önemli alaşım elementleri bakır, magnezyum ve silisyum olduğundan, alaşımların özelliklerini açıklayabilmek için önce Al-Cu, Al-Mg ve Al-Si ikili sistemleri ayrın-

tılı olarak incelenecektir:

Alüminyum-Bakır faz diyagramının Al_2Cu metallar arası bileşiğe kadar olan bölümü Şekil 5.35'te verilmiştir. Eriyikten



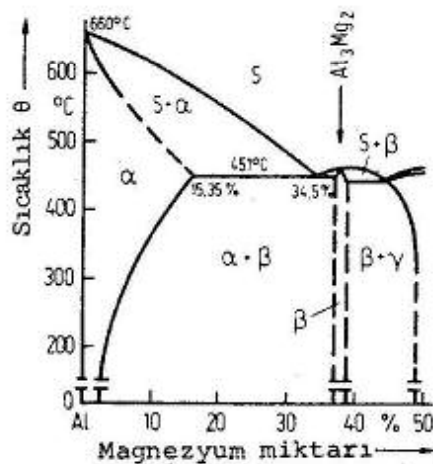
Şekil 5.35- Alüminyum-Bakır faz diyagramı

ayrışan ve en azından ötektik yapı bileşeni niteliğinde olan Al_2Cu ara fazı, malzemenin gevrekleşmesine yol açtığı için, döküm tekniği bakımından ötektik bileşime yakın olması gereken Al-Cu alaşımlarının pratikte kullanılmasını engeller. Öte yandan katılaşma aralığının genişliği nedeniyle yapısal aşırı soğuma (bk.1.3.2) dikkate alınarak, teknik Al-Cu alaşımlarının bileşimindeki bakır miktarı, ötektik yataının başladığı %5,7 değerinin daha da gerisinde kalmak üzere yaklaşık %4,5 ile sınırlandırılmıştır.

Ötektik sıcaklığın altında bakırın alüminyum kafesinde

deki çözünürlüğü azaldığından, çökeltme sertleşmesi için gerekli ön koşullardan biri yerine gelmiş olur (bk.1.7.3.2). Malzemenin gevrekleşmeden dayanım artışı sağlayan çökeltme sertleşmesi ilk kez bu tür alaşımlarda bulunmuştur.

Alüminyum-Magnezyum sisteminin çok sert ve gevrek olan, ayrıca korozyona dayanıklılığı da azaltan Al_3Mg_2 ara fazından ötürü (Şekil 5.36), söz konusu alaşımların kullanılabilirliği Mg oranının teorik %15 sınırından bile oldukça düşük tutulmasına bağlıdır.



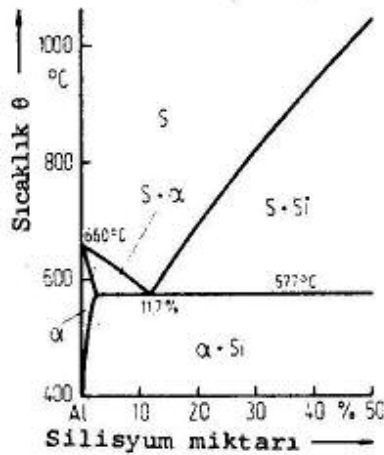
Şekil 5.36-Alüminyum-Magnezyum faz diyagramı

İkili Al-Mg alaşımlarında dayanım artışı yalnız katı çözelti oluşumuyla ilgilidir. Solvüs eğrisinin elverişliliğine karşın önemli bir çökeltme sertleşmesi görülmez. β fazı öncelikle tane sınırları boyunca iri parçacıklar halinde çökelindiğinden, %7 den fazla magnezyumlu alaşımlar tanelerarası korozyona uğrayabilir. Tane sınırlarındaki bu Al_3Mg_2 ağı çökeltme sertleştirmesine benzeyen homojenleştirme işlemiyle dağıtılarak, malzemenin anılan korozyon türüne eğilimi ortadan kaldırılır.

Ötektik alaşım yaklaşık %80 oranından gevrek Al_3Mg_2 fazı içerdiği için, her ne kadar 451°C gibi düşük

sıcaklıkta erime avantajına sahip olsa da, teknik açıdan yararlanılamaz durumdadır. Ötektik bileşimden sola doğru uzaklaşırsa, Al_3Mg_2 miktarı azalmakla birlikte bu kez katılaşma aralığı genişler. Dolayısıyla *Al-Mg döküm alaşımlarında* da magnezyum derişikliği, dar aralıklı ve α -alanında sonuçlanan bir katılaşmayı gerçekleştirmek amacıyla, %2 ilâ 11 arasında seçilir.

Şekil 5.37'de *alüminyum-silisyum faz diyagramı* görülmektedir. %11,7 Si noktasındaki ötektik alaşımanın içyapısı %90 dolayında α -katı çözeltisi ile %10 saf silisyumdan oluşur. Böylece alaşımanın özelliklerini belirlemede, sünek alüminyum-silisyum katı çözeltisi gevrek silisyuma göre çok daha etkindir.



Şekil 5.37. Alüminyum-Silisyum faz diyagramı

Bu durum, ince tanelilik ve kalıbı iyi doldurma özellikleriyle birlikte, Al-Si ötektik alaşımasının döküm malzemesi olarak pratikte kullanılmasını sağlar.

Alüminyum-Magnezyum-Silisyum üçlü sisteminin magnezyum-silisyum kenarında Mg_2Si ara fazı ortaya çıkar. Mg_2Si ayrı bir alaşım bileşeni gibi düşünülerek, bu bileşikle alüminyum elementi arasında ikili faz diyagramı görünümünde bir kesit elde edilebilir (Şekil 5.38). Bu bölgedeki uygun bileşimli alaşımlar, Al-Mg veya Al-Si sistemlerinden farklı olarak çökelme sertleşmesi gösterirler. Benzer davranışa $MgZn_2$ ara bileşiğinin bulunduğu *Al-Mg-Zn* üçlü siste-

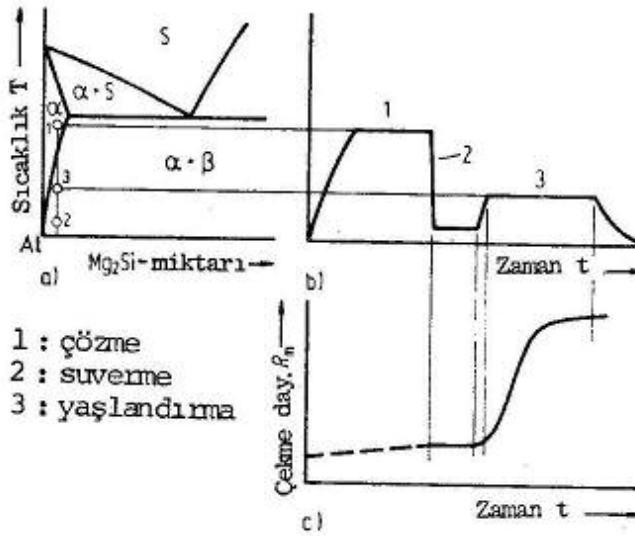
minde de rastlanır. Her iki sistem esas alınarak çökelme sertleştirmesinin uygulanabildiği birçok önemli alüminyum alaşımı geliştirilmiştir.

5.4.3. Çökelme Sertleşmesi

Teorik esasları Bölüm 1.7.3.2'de verilmiş olan bu işlem yardımıyla belirli büyüklük ve dağılımda çökeltilen fazlar, dislokasyon hareketlerini engelleyerek dayanım artışı sağlar. Alüminyum alaşımlarında söz konusu çökeltilerin çapı yaklaşık 1 nm, aralarındaki uzaklık ise 10..20 nm dolayındadır. Böylece 1 mm³ hacmindeki alaşımda çökelmiş parçacık sayısı 10^{10} ilâ 10^{20} değerine ulaşır.

Burada örnek olarak alüminyum-magnezyum-silisyum sistemi için ele alınan ısıt işlemin ilk adımı, 520°C'da yapılan çözme tavidir (Şekil 5.38 a, Nokta 1). Çözme tavinin süresi, döküm içyapısından veya daha önceki ısıt işlemlerden gelebilecek iri Mg_2Si çökeltilerinin α -KÇ içinde tümüyle çözünmesine yeterli olmalıdır. Bu olay genellikle 1/2 ilâ 2 saat arasında gerçekleşir.

İkinci adım malzemeye suverilerek oda sıcaklığında aşırı doymuş α -katı çözeltisinin elde edilmesidir (Şekil 5.38 a, Nokta 2). Aşırı doymadan ileri gelen sertlik artışı önemsiz



olduğundan, parçaya gerekiyorsa bu durumda soğuk şekil verilebilir. Son adım olan yaşlandırma (Şekil 5.38a, Nokta 3), 125°C ilâ 175°C arasında seçilecek sıcaklığa göre, 4 saatten 3 güne kadar değişen sürelerde uygulanır. Isıl işlemin sıcaklık-zaman diyagramı ve sağladığı dayanım artışı, Şekil 5.38 b ve c'de şematik biçimde gösterilmiştir.

5.4.4. Dövme Alüminyum Alaşımları

Şekil 5.38. Bir alüminyum alaşımında çökeltme sertleştirme işlemi (şematik)
a) Al-Mg-Si sisteminin Al-Mg₂Si kesiti
b) Sıcaklık-Zaman diyagramı
c) Dayanım (sertlik) artışı

DIN 1725 Teil 1, 1745, 1746, 1747, 1748 ve 1749'da standartlaştırılmış bu malzemelerden, çökeltme yoluyla sertleştirilemeyen Alüminyum-Magnezyum

(+ Mn) alaşımları soğuk şekillendirilme, mekanik parlatılma ve kaynak edilmeye elverişlidirler. Çekme dayanımları pekleşmeyle 300 N/mm²'ye kadar artabilir. Yüksek saflıkta alüminyumdan üretilen örneğin AlRMg1 özellikle kimyasal parlatma ve anodizasyon için uygundur.

Deniz suyuna da dirençli olan Al-Mg alaşımları, yüksek korozyon dayanıklılığı ve kolay şekillendirilebilme istenen, dayanımın ise fazla önemli olmadığı, atmosfer etkisine açık yapı elemanları gibi yerlerde kullanılırlar.

Çökeltme sertleşmesi gösteren alaşımlar başlıca dört grupta toplanabilir:

- AlCuMg-alaşımlarında çekme dayanımını 440 N/mm² ve 0,2 sınırını da 290 N/mm² dolayına yükseltmek mümkündür. Magnezyumun etkisiyle hızlanan yaşlanma oda sıcaklığında gerçekleşir. Bakır miktarının fazla olması korozyona dayanıklılığı azaltır. Bu sakınca malzeme yüzeyine saf alüminyumdan ince bir tabaka giydirilerek giderilebilir (kesilen kenarlar dışında!).

- AlMgSi-alaşımları en çok 320 N/mm² düzeyinde orta dayanımlı malzemelerdir. 0,2 sınırı sıcak yaşlandırmada 260 N/mm², soğuk yaşlandırmada ise 110 N/mm²'ye ulaşabilir. Korozyona dayanıklılıkları iyi olup, parlatma ve anodizasyona elverişlidirler.

- AlZnMg-alaşımları, yaklaşık 350 N/mm^2 lik çekme dayanımlarıyla AlCuMg alaşımlarının altında kalmakla birlikte, kimyasal etkilere karşı daha dirençlidirler. Bu grup mekanik özellikler ve korozyon davranışı bakımından optimum çözümü yansıtır.

- AlZnMgCu-alaşımları sadece çökelme sertleştirmesi uygulanmış durumda, 530 N/mm^2 ile en yüksek dayanımlı grubu oluşturlar. Ancak korozyona dayanıklılıkları bakırdan ötürü pek iyi değildir. Soğuk pekleştirmeden sonra sıcak yaşlandırma yapılırsa malzemenin kendi ağırlığıyla kopma uzunluğu 25 km'yi bulur. Aynı sonucun çelikte elde edilebilmesi ise çeliğin çekme dayanımının 1900 N/mm^2 olmasını gerektirir.

5.4.5. Dökme Alüminyum Alaşımları

Bu alaşımların en önemlilerinde (DIN 1725, Blatt 2), Al-Si faz diyagramındaki ötektik noktanın bileşimi esas alınmıştır. Ötektik Alüminyum-Silisyum alaşımları dayanım özelliklerinin iyi olması yanında, üstün döküm özelliklerine de sahiptirler. Basıncılı döküm, kokil döküm ve kum döküm için uygun malzemelerdir.

Kum kalıptaki yavaş soğuma nedeniyle silisyumun iri taneli olarak ayrışmasını önlemek üzere, döküm öncesinde eriyik yaklaşık % 0,1 Na ile aşılır. Söz konusu katkı, aşırı soğumayı artırıp çok sayıda çekirdek oluşturarak, ince taneli bir içyapı elde edilmesini sağlar. Aşılama işleminin bir diğer sonucu da ötektik noktanın daha yüksek silisyum miktarlarına kaymasıdır. Dolayısıyla içyapının tümüyle ötektik olması istendiğinde, kum döküm alaşımlarının aynı türden kokil döküm alaşımlarına göre yaklaşık %1 daha fazla silisyum içermeleri gerekir.

Al-Si alaşımları, öncelikle eriyiğin akıcılığının önemli olduğu ince etli, basınç altında sızdırmaz elemanların dökümünde tercih edilirler.

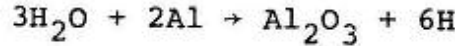
Ötektik Alüminyum-Silisyum-Magnezyum alaşımlarına çökelme sertleşmesi uygulanabilir. Silisyum miktarının azalması döküm özelliklerini olumsuz yönde etkiler. Kum kalıba dökülen parçalar kokil döküme göre kaynağa daha elverişlidir.

Alüminyum-Silisyum-Bakır alaşımları da çökelme sertleşmesi gösterirler. Böylece 0,2 sınırı 200 N/mm^2 'ye ulaşabilir. Silisyum miktarı yüksek, bakırı düşük alaşımların döküm özellikleri daha iyidir. Ayrıca titan katılarak ince taneli içyapı oluşturulması süneklik, vurma dayanımı ve işlenebilme bakımından yarar sağlar.

İçten yanmalı kuvvet makinaları için geliştirilen alüminyum piston alaşımlarından bazıları ötektik üstü bileşimdedir. Al-Si ötektiğinin 20°C ile 200°C arasında ortalama $20 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ olan ısı genleşme katsayısı, silindirlerde kullanılan dökme demirinkinin yaklaşık iki katını bulur. Ancak artan silisyum miktarıyla, örneğin %25 Si için $(16..17) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ dolayına düşer. Bu alaşımlara yüksek sıcaklık dayanımını iyileştirmek amacıyla bakır ve nikel de katılır. Pistonlar kokile dökülür-

ler. Metal kalıpta soğuma hızlı olduğundan parçada içgerilmelerin ve aşırı doymuş katı çözeltinin oluşması beklenmelidir. Her iki olgu işletmede zamanla hacim değişikliğine yol açabilir. Bu nedenle döküm parçalara ısıtma işlemi uygulanarak içgerilmeler giderilir ve içyapı mümkün olduğu kadar termodinamik denge durumuna yaklaştırılır.

Alüminyum alaşımlarının erime sırasında hidrojen alma eğilimleri çok kuvvetlidir. Hidrojen, havadaki nemin alüminyumun yüzeyinde aşağıdaki reaksiyonla indirgenmesi sonucu ortaya çıkar:

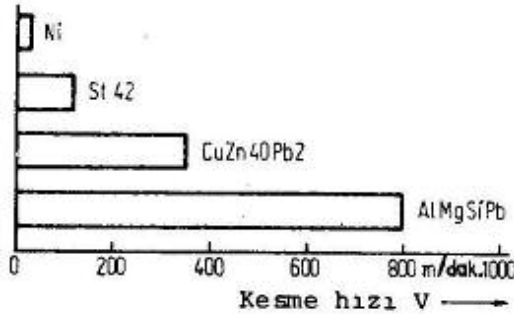


Dolayısıyla döküm parçalarda gözenekliliği önlemek üzere, yanma gazlarında nem bulunan gaz veya sıvı yakıtlı pota ocaklarında eritmeden kaçınılmalı; elektrikli ocakların kullanılması halinde de, dökümden önce gaz giderme işlemi gerçekleştirilmelidir. Bunun için eriyiğe daldırıldığında nötr süpürme gazı veren maddelerden yararlanılır. Al_2O_3 ise erimiş metalin yüzeyinden tuz türü cüruf yapıcılar yardımıyla uzaklaştırılabilir. Soğumanın çok hızlı olduğu basınçlı dökümde, atomsal hidrojen fazla olsa bile ayrılmaya zaman bulamayarak katı çözeltide kalacağından, gözenek oluşumu kum ve hatta kokil döküme göre büyük ölçüde azalır. Ancak bu davranışın bir sonucu olarak, basınçlı döküm parçalar kaynağa elverişli değildir. Malzemenin erime sıcaklığına yeniden ısıtılmasıyla, daha önce aşırı çözünmüş olan hidrojen birden serbest hale geçerek kaynak diğinde gözenek meydana getirir.

5.4.6. Alüminyum Alaşımları için İmal Usullerinin Uygulanma Sınırları

Dövme alaşımları bilinen tüm sıcak ve soğuk şekil verme yöntemleriyle biçimlendirilebilirler. Ekstrüzyonla üretilen profillerin çeşitliliği özellikle dikkati çeker.

Yumuşak alüminyum alaşımlarından talaş kaldırılması kolaydır. Sertleştirilmiş olanlarda takımın gördüğü direnç artmakla birlikte, yüzey kalitesi iyileşir. Otomat tezgâhlarında işlenmek üzere geliştirilmiş özel kurşun katkılı alaşımlarda en büyük kesme hızları elde edilebilir (Şekil 5.39). Alüminyum-Silisyum döküm alaşımlarının içyapılarındaki sert silisyum taneleri ise, takımların çabuk aşınmasına yol açar.



Kaynak işleminde karşılaşılan başlıca güçlükler de şunlardır:

- Alüminyum oksit tabakası
- Çatlama eğilimi

Şekil 5.39. Değişik malzemelerin tornalanmasında kesme hızları (sert metal, paso derinliği yaklaşık 3 mm, ilerleme yaklaşık 1,6 mm/devir)

Alüminyum ve alaşımları doğal olarak yüzeye sıkı tutunan ve 2060°C'ta eriyen bir oksit tabakası ile kaplıdır. Ana malzemenin eritilmesi sırasında film halinde kalıntılar oluştu-rarak, dayanımı düşüren bu tabakanın giderilmesinde iki yol izlenebilir:

-Gaz kaynağında alüminyum oksit, dekapan madde (flux) yar-dımıyla çözülerek, erime sıcaklığı alüminyumunkinden düşük olan ve sıvı metal üzerinde yüzen cürufa dönüştürülür. Yüksek kimyasal aktiviteleri ve buna bağlı olarak yarattıkları koroz-yon tehlikesi nedeniyle, kaynak işleminin bitiminde dekapan artıklarının özenle temizlenmesi zorunludur.

-Argon veya helyum altındaki koruyucu gaz kaynağında (WIG, MIG), oksit tabakası genellikle ısıl iyonlaşmaya dayalı bir mekanizmayla giderilir, dekapana gerek kalmaz. Söz konusu "temizleme" olayının etkinliği için iş parçası (-) kutba bağlanmalı veya alternatif akım kullanılmalıdır. Böylece Ar⁺ iyonlarının kaynak banyosuna çarpmasıyla oksit tabakası par-çalanır. Günümüzde alüminyum esaslı malzemelerin kaynağı ge-niş ölçüde bu yöntemle gerçekleştirilmektedir.

Alüminyum alaşımlarının kaynak dikişlerinde rastlanabile-cek çatlaklar hemen hemen sadece sıcak yırtılma sonucu, yani soğuma sırasında katılaşma aralığı geçilirken meydana gelir-ler. Kaynak işleminde ısı girdisinin fazlalığı (gaz kaynağı) soğuma süresinin uzamasına ve böylece çatlama eğiliminin art-masına yol açar. Kaynakta çatlama duyarlılığı germe deneyi (DIN 50130) ile saptanır.

Kimyasal bileşime bağlı olan kaynağa elverişlilik, örne-ğin Al-Mg alaşımlarında giderek artan gevrek ara fazdan ötü-rü, magnezyum miktarının %5 düzeyini aşmasıyla ortadan kal-kar.

Al-Si döküm alaşımlarından özellikle ötektiğe yakın bile-şimlilerde kaynak çatlakları oluşmaz. Bunun nedeni katılaşma sırasındaki hacim değişiminin çok küçük ve dolayısıyla çat-lamayı kolaylaştırıcı gerilmelerin düşük olmasıdır. Basınçlı döküm alaşımları, daha önce değinildiği gibi, aşırı çözünmüş gazların serbest hale geçmesinden dolayı kaynak edilemez. Sa-dece GD-AlSi12 için sınırlı ölçüde kaynağa uygunluk söz konu-sudur.

Çökelme sertleştirmesi uygulanan alaşımlarda ise, AlMgSi grubu ile AlZn 4,5 Mgl dışında, genellikle kaynak işleminden kaçınılması veya özel önlemler alınması gerekir (bk.2.5.3).

5.5. Magnezyum ve Magnezyum Alaşımları

Teknikte magnezyum alaşımlarından bugüne kadar, yüksek da-yanım/yoğunluk oranının gerektirdiği ölçüde yararlanıldığı söylenemez. Bunun başlıca nedenlerinden biri, oksijene kimya-sal ilgisi çok fazla olan magnezyumun eritme, döküm ve talaş-lı işlemlerinde kendiliğinden tutuşmasına karşı özel önlemler alma zorunluluğudur. Oysa bu koruyucu önlemler basit ve güve-nilirdirler.

Magnezyum alüminyumdan da daha düşük yoğunluğa sahiptir (Çizelge 5.12). Talaşlı işleme kabiliyeti çok iyi olup, alaşımları öncelikle kum, kokil ve basınçlı dökümde kullanılır. Kimyasal reaksiyon eğiliminin fazlalığına karşın, yüzeyinde oluşan koruyucu tabaka bazı hallerde korozyonu engelleyebilir.

Çizelge 5.12-Magnezyumun fiziksel ve mekanik özellikleri

Yoğunluk	g/cm ³	1,74
Erime sıcaklığı	°C	649
Elastiklik modülü	N/mm ²	45 000
Genleşme katsayısı	10 ⁻⁶ /K	25
Çekme dayanımı ¹⁾	N/mm ²	80...180
Kopma uzaması ¹⁾	%	12...2

5.5.1. Saf Magnezyum

1) Gördüğü işleme bağlı olarak

(MgCO₃) ve dolomit (CaCO₃ . MgCO₃) diye adlandırılan doğal bileşikler, çelik endüstrisinde refrakter malzeme olarak yaygın biçimde kullanılan MgO'ya dönüştürülür. Saf magnezyumun MgCl₂'den elde edilmesinde ise önemli kaynaklar karnallit (MgCl₂ . KCl.6H₂O) cevheri ve %0,15 Mg içeren deniz suyudur. Dünya magnezyum üretiminin yaklaşık dörtte üçü klorür karışımı eriyiğinin elektrolizi, dörtte biri de ısı indirgeme ve magnezyum buharının yoğunlaştırılmasıyla gerçekleştirilir.

Kafes yapısının hegzagonal ve ikizlenme eğiliminin düşük oluşu çokkristal halindeki magnezyuma plastik şekil verilmesini güçleştirir. Tekkristallerde %500'ün üzerindeki uzamalara ulaşıldığı halde, çokkristallerde kristallografik doğrultuları farklı ve sadece taban düzlemlerinde kayabilen taneler birbirlerini engeller. 220°C'in üzerinde yeni kayma sistemleri harekete geçtiğinden, şekil değiştirme kabiliyeti birden artar. Dolayısıyla büyük şekil değişimleri için bu sıcaklığın aşılması gerekir.

Konstrüksiyon malzemesi olarak önem taşımayan saf magnezyum inorganik kimya uygulamaları, metallerde oksit giderme (nikel ve alaşımları), küresel grafitli dökme demirin elde edilmesi ve alaşımlamada kullanılır.

5.5.2. Magnezyum Alaşımları

Katışırken kendini fazla çekmeden ötürü magnezyumda mikro gözenekler meydana gelebilir. İri taneli birincil içyapı ve şekil değişimini sınırlayan sdh kristal kafesi sünekliğin düşük, çentik duyarlılığının yüksek olmasına yol açar. Ancak mekanik özellikler alüminyum ve çinko katılarak büyük ölçüde iyileştirilebilmektedir. Ayrıca mangan korozyona dayanıklılığı artırdığından, en önemli magnezyum alaşımları bu üç elementi de içerir. Seryum ve toryumlu alaşımlar 300°C'a kadar yüksek sıcaklık dayanımları ile dikkati çekerler. Zirkonyum ise katılaşmada tane küçültücü rol oynar.

Çizelge 5.13'deki örnekler ve faz diyagramlarından (Şekil 5.40 ve 5.41) görüldüğü gibi alaşımlar oda sıcaklığında çok fazlıdır. Mikroyapıda katı çözelti ile birlikte metallerrarası bileşikler de bulunur. Çözelti sertleştirilmesi veya homo-

Çizelge 5.13-Magnezyum alaşımlarının mekanik özellikleri (DIN 1729, DIN 9715)

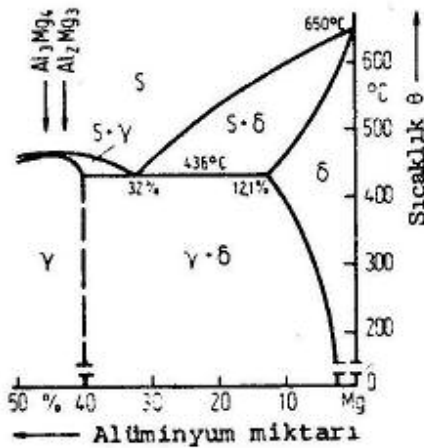
Malzeme	Ticari Şekli	Çekme dayanımı $\frac{N}{mm^2}$ *	%0,2 akma sın. $\frac{N}{mm^2}$ *	Kopma uzaması %
G-MgAl9 Zn1 **	Kum döküm Kokil döküm Basınçlı dök	170	90	6
MgAl6 Zn	Profil Çubuk Dövme parça	250	175	6

* Minimum değerler

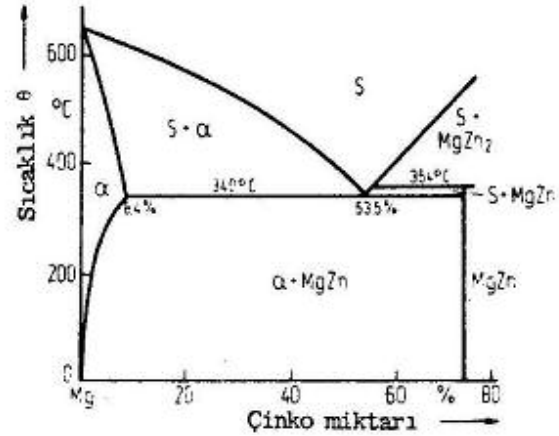
** Homojenleştirme işlemi görmüş

jenleştirme işlemi bu ara fazların dağılımını ve dolayısıyla mekanik özellikleri değiştirir. Özellikle dökümden sonra homojenleştirilmiş, yani çözme tavlı uygulanıp hızlı soğutulmuş malzeme süneklik açısından en iyi durumdadır.

Şekil değişimi tanelerin hegzagonal taban düzlemi üzerinde kayması ile gerçekleştiğinden, soğuk haddelemede belirgin bir doku ortaya çıkar ve bu durum yeniden kristalleşme tavlı ile giderilemez. Magnezyum



Şekil 5.40. Magnezyum-Alüminyum faz diyagramı



Şekil 5.41. Magnezyum-Çinko faz diyagramı (basitleştirilmiş)

alaşımları yassı mamullerden daha çok döküm ve dövme parçaları ile ekstrüzyon profilleri olarak kullanılırlar.

Bütün döküm teknikleri için uygun bileşimde geliştirilmiş alaşımlar, demir potada magnezyum klorür, magnezyum oksit ve kalsiyum florür içeren hamur kıvamında bir tuz örtüsü altında eritilir. Oksit vb. kalıntıları çöktürmek üzere karıştırma işleminden sonra, eriyiğin 850..900°C sıcaklığa aşırı ısıtılması, mekanik özellikleri iyi olan ince taneli bir döküm içyapısının elde edilmesini sağlar. Aşırı ısıtmanın diğer metallerde yaratmadığı bu etki, mevcut tüm kristal çekirdeklerin çözünmesi ve katılaşma sıcaklığında çok sayıda yeni çekirdeğin birden oluşmasıyla açıklanmaktadır.

Döküm aşamasına geçmeden eriyik kükürtle örtülür. Böylece kalıba akıtma sırasında SO₂ atmosferiyle çevrelenen sıvı metalin hava ile teması ve tutuşması engellenmiş olur.

Kum kalıbın eriyikle reaksiyona girip parça yüzeyini bozması, kuma kükürt veya borik asit katılarak önlenabilir.

Magnezyum alaşımlarının basınçlı dökümünde kalıp ömrü çinko ve alüminyumunkinden daha uzundur. Demir içinde çözünürlüğü çok az olan magnezyum, döküm kalıbını erozyona uğratmaz. Ayrıca düşük yoğunluğu nedeniyle birim ağırlığından elde edilen parça sayısı, örneğin çinko alaşımlarıyla karşılaştırıldığında, yaklaşık bire dört oranına ulaşır. Magnezyum ve alaşımları havada kendiliğinden hızla oluşan, gri renkli bir oksit örtüsüne sahiptirler. Ancak kimyasal etkileri kuvvetli ortamlarda, söz konusu doğal oluşum yeterli direnci sağlayamadığı için, korozyondan koruyucu önlemler alınması zorunlu olur. Bu amaçla kullanılan en yaygın yöntem, nitrik asit ve potasyum bikromat karışımı ile yüzeyi dağlamaktır. Böylece parça bronz benzer görünümde ve yüzeye iyi tutunan bir tabaka ile kaplanır. Deniz atmosferinde ayrıca boyama da gereklidir.

5.6. Titan ve Titan Alaşımları

Titan yüksek dayanım ve üstün korozyon direnci yanında, Çizelge 5.14'ten görüldüğü gibi düşük yoğunluğu ile de seçkinleşen bir metaldir. Bu özelliklerin biraraya gelmesi, pahalılığına rağmen titana çe-

Çizelge 5.14. Titanın fiziksel özellikleri

Yoğunluk	g/cm ³	4,5
Erime sıcaklığı	°C	1670
Elastiklik modülü	N/mm ²	110 000
Genleşme katsayısı	10 ⁻⁶ /K	9

şitli özel uygulanma alanları açmıştır. Titan alaşımları uçak yapımında, jet ve yüksek güç motorlarında, saf titan ise kimyasal proses ve galvanoplasti donanımlarında kullanılır.

5.6.1. Saf Titan

Arıtma işlemi sonunda gözenekli bir biçimde elde edilmesinden dolayı sünger olarak nitelenen saf titan, vakumda yeniden eritilerek ingota dönüştürülür. Eser miktardaki katışkıların saptanması güç olduğundan, teknik titan türleri ortalamaya çekme dayanımlarına göre sınıflanabilir (Çizelge 5.15).

Oda sıcaklığında sıkı düzenli hegzagonal kafese sahip olan α-titanın soğuk şekillendirilebilme kabiliyeti sınırlıdır. Kristal yapı 882°C'in üzerinde hacim merkezli kübik duruma dönüşür (β-titan). Alaşımlama ile hmk kafes oda sıcaklığında da kararlı hale getirilebilir.

Titanın mekanik özellikleri katışkıların tür ve miktarına göre büyük ölçüde değişir. Tokluğun öncelik taşımadığı alüminyum eloksal banyolarının askıları gibi konstrüksiyonlarda, fazla oksijen içeren TiF60'ın yüksek dayanımından yararlanılması yerinde olur.

Çizelge 5.15- Teknik titan türleri (DIN 17850, DIN 17860)

Malzeme işareti *	Kimyasal Bileşim**				Mekanik Özellikler (tavlanmış durumda)			
	Ti	O	C	Fe	Çekme dayanımı $\frac{N}{mm^2}$	% 1 Sürünme sınırı $\frac{N}{mm^2}$	Kopma uzaması %	Sert- lik HV 30
TiF 35	min. 99,5	0,10	0,08	0,20	290...410	min. 200	min. 30	~ 120
TiF 55	min. 99,3	0,25	0,10	0,30	460...590	min. 350	min. 18	~ 170
TiF 60	min. 99,2	0,30	0,10	0,35	540...740	min. 410	min. 16	~ 200

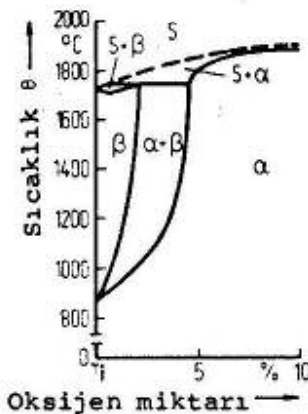
* Standartlaştırılmamış

** DIN 17850'de diğer katışkılar N ve H için aşılması gereken miktarlar da verilmiştir.

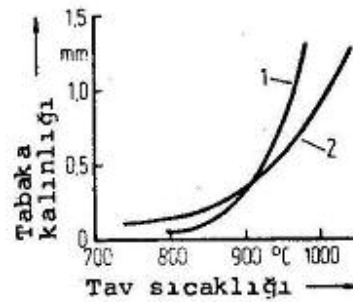
Esasında asal bir metal olmayan titanın korozyona dayanıklılığı, yüzeye kuvvetle bağlanan ve kimyasal etkilere karşı büyük direnç gösteren oksit tabakasından ileri gelir.

Titan, oksitleyici asitlerde, asit karışımlarında ve hatta kral suyunda dahi kimyasal kararlılığını korur. Son zamanlarda deniz suyu tatlılaştırma tesislerinin ısı değiştirgeçlerinde ve tuzlu su soğutmalı olarak çalışan kıyı kuvvet santrallerinde kullanımı üzerinde durulmaktadır. Damla yoğunlaşmasına yol açması ısı iletimini artırır. Düşük yoğunluğu diğer malzemelerle arasındaki fiyat farkını kısmen karşılar.

Döküm dışındaki imal usulleri, titanın özellikleri dikkate alınmak koşuluyla, çelikekine benzer şekilde uygulanabilir. Örneğin oksijenle alıştırılmamış oranlarda katı çözelti oluşturmaktan dolayı (Şekil 5.42), havada ısıtma işlemi veya sıcak şekil verme sonucu titanın müsaade edilen sınırların üzerinde oksijen alması söz konusudur. İçyapıya yayılan hidrojen de meydana getirdiği titan hidrür çökeltilerinin çentik etkisinden ötürü tokluğu kuvvetle azaltır. Böylece oksijen ve hidrojenin girmesiyle gevrekleşen yüzey tabakası (Şekil 5.43), sonradan



Şekil 5.42. Titan-Oksijen faz diyagramının bir bölümü (BUMPS'a göre)



Şekil 5.43. 10 saatlik tavlama sonucu oksijen ve hidrojen alarak gevrekleşen yüzey tabakası kalınlığı (sertliğin yaklaşık 75 HV arttığı bölge, (KNORR'a göre))

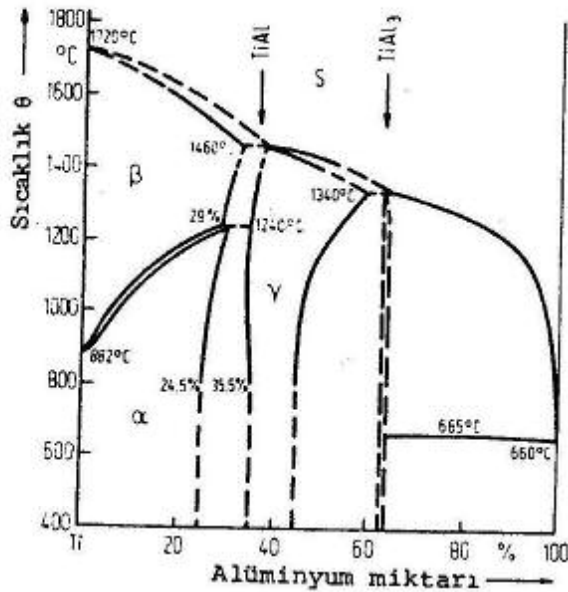
en az bu ölçüde işlenecek parçalar için sakınca yaratmaz. Ancak küçük parçalar ve ince kesitlerin ısıtma işlemleri vakumda veya asal gaz ortamında yapılmalıdır.

Kaynak işleminin ise daima asal gaz veya vakum altında gerçekleştirilmesi zorunludur. Kaynak bölgesi ayrıca soğuyuncaya kadar da hava ile temas etmemelidir. Dikiş kalitesi sertlik ölçülerek kolayca denetlenebilir. Oksijen veya azot absorpsiyonu kendini sertlik artışı ile belli eder.

Titan talaş kaldırılması güç bir malzemedir. İşlenmesi sırasında erişilebilecek kesme hızı alaşımsız çeliklerdekinin 1/20'si kadar olup, ince torna talaşlarının ve taşlama tozlarının tutuşma tehlikesi de vardır.

5.6.2. Titan Alaşımları

Başta alüminyum olmak üzere kalay, zirkon alaşım elementleri veya oksijen hegzagonal (α) yapısının; vanadyum, krom, demir ve molibden de hacim merkezli kübik (β)nın kararlılığını desteklerler. Titana %30 alüminyum katılmasıyla α -alanının 882°C'tan 1240°C'a kadar genişlemesine karşın (Şekil 5.44), %20 dolayında vanadyum β -fazını oda sıcaklığında kararlı hale



Şekil 5.44. Titan-Alüminyum faz diyagramı

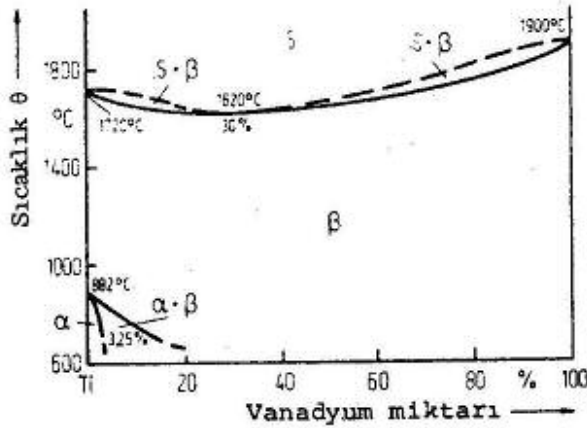
gibi ağır metallerin katılması gerektiğinden yoğunluk artar. Söz konusu alaşımlar yaşlandırılmadan önce soğuk şekillendirilmeye elverişlidirler.

- İki fazlı ($\alpha+\beta$)-alaşımları β -alaşımları kadar yüksek dayanımlı değillerse de, yoğunluklarının düşük olması nedeniyle dayanım/yoğunluk oranı uygun malzemelerdir. α ve β alaşımları arasında optimum özellikleri temsil ettiklerinden yaygın olarak kullanılırlar. ($\alpha+\beta$) alaşımlarına, sıcaklık ve soğuma hızına bağlı martenzitik türden (β) dönüşümüyle de ilişkili

getirir (Şekil 5.45). Böylece teknikteki kullanım yerine göre α , β ve $\alpha+\beta$ alaşımları geliştirilmiş olup, bunlar genellikle iki veya daha fazla katkı elementi içerirler (Çizelge 5.16).

- Hegzagonal α -alaşımlarında oksijen, azot ve karbon gibi titanyumu gevrekleştirici yabancı elementler hmk yapıdaki kadar kolay yayınamaz. Bu nedenle yüksek sıcaklık uygulamaları için, örneğin jet motorlarında öncelikle α -alaşımları seçilir.

- Hacim merkezli kübik β -alaşımları ise oda sıcaklığındaki dayanım değerleri bakımından üstündürler. Ancak β yapıcı olarak en az %13 vanadyum ve %11 krom

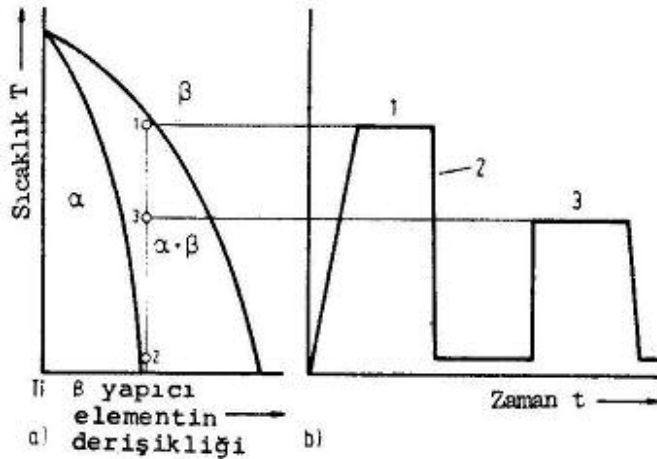


Şekil 5.45. Titan-Vanadyum faz diyagramı

Çizelge 5.16-Bazı titan alaşımlarının mekanik özellikleri

Malzeme	Çekme dayanımı N/mm ²	% 0,2 sınırı N/mm ²	Kopma uzaması A ₅ %	Kristal Yapısı
TiAl5Sn2,5	880	840	18	α (sch)
TiAl6V4*	1200	1050	7	α + β
TiV13Cr11Al3*	1270	1200	6	β (hmk)

* Çökelme sertleştirilmesi uygulanmış



Şekil 5.46. (α+β)-alaşımlarının ısıtıl işlemi (şematik)

a) Faz diyagramı

b) İşlem süresince sıcaklığın değişimi

1: β-faz alanı sınırının altında çözme tavlama

2: suverme 3: yaşlandırma tavlama

olarak, çökelme sertleştirilmesi uygulanabilir. Bunun için ilkin β-alanı sınırının hemen altındaki bir sıcaklıkta çözme tavlama yapılarak, kaldiraça kurallına göre çok miktarda β-katı çözeltisinin az miktarda α-katı çözeltisi ile dengede bulunması sağlanır (Şekil 5.46, Nokta 1). β-alanına girilmemesi tane irileşmesini önleme amacına yöneliktir. Daha sonra malzeme oda sıcaklığına kadar suverilerek soğutulur (Şekil 5.46, Nokta 2). Böylece (β) fazının yayınmasız (martenzitik) dönüşümüyle denge dışı (α') yapısı meydana gelir. Bu aşırı doymuş durumda gerçekleştirilen yaşlandırma tavlama (Şekil 5.46, Nokta 3) önemli ölçüde sertlik artışı yaratır. Yarı kararlı (β) alaşımları da çökelme yoluyla sertleştirilebilir. Bunun için sadece uygun sıcaklıkta yaşlandırma yeterlidir.

5.7. Zirkonyum ve Nükleer Reaktör Malzemeleri

Reaktör malzemelerinin mekanik, kimyasal vb. temel davranışları yanında şu önemli özellikleri de göz önünde tutulur:

- Isıl nötron absorpsiyon kesiti
- Oluşabilecek radyoaktif izotopların yarı ömrü

Absorpsiyon kesiti ısıtıl nötronlar için

geçirgenliği karakterize eder. Bu nötronlar nükleer yakıtın radyoaktif bozunumu ile serbest kalır ve yakıt tüpünden geçerek enerjilerini soğutma ortamına (örneğin basınçlı suya) verirler. Tüp malzemesinin nötron geçirgenliği iyi (absorpsiyon kesiti küçük) olmalıdır. Zirkonyum bu özelliğe sahip metaller arasında yer alır.

Zirkonyum kimyasal ve metalurjik açıdan titana çok benzer. Kafesi hegzagonal yapıda olup, erime sıcaklığı yüksek (1852°C), hidrojen, oksijen, karbon ve azotu çözme eğilimi fazladır. Dolayısıyla üretim ve işlenmesinde titandaki gibi bazı önlemlerin alınması gerekir. Oksitleyici ortamlarda korozyona dayanıklılığı titanınkinden üstündür. Kimya endüstrisi donatılarında ve en çok nükleer teknolojide kullanılır. Kaynar ve basınçlı su reaktörlerinde uranyum dolgulu yakıt elemanlarının tüpleri zirkon alaşımlarından imal edilmektedir, örneğin Zircaloy 2 (Çizelge 5.17).

Çizelge 5.17-Zirkonyum ve Zircaloy 2

Malzeme	Çekme dayanımı N/mm ²	% 0,2 sınırı N/mm ²	Kopma uzaması A ₅ %	Sertlik HV 30
Zr ¹	300...450	200...300	25...35	120...160
ZrSn1,5	450...550	350...450	20...30	160...200

¹Saflık derecesi % 99,5 ... 99,7

ronları yakalayarak uyarılmış ve böylece kendileri de ışın yayar duruma gelmiş olurlar. Bu sırada uzun yarı ömürlü izotoplar oluşuyorsa, söz konusu parçaların değiştirilmesi halinde ortaya çıkan hurda, radyoaktif tehlike yaratabilir. Dolayısıyla bu gibi uygulamalar için örneğin paslanmaz çelikler ve nikel alaşımlarında kobalt, niyobyumlu kaynak ilâve malzemelerinde de tantal miktarı milyonda birler (ppm) düzeyini aşmamalıdır.

5.8. Kalay ve Kalay Alaşımları

Kalay alçak sıcaklıkta eriyen, dayanımı çok düşük, buna karşın kimyasal kararlılığı iyi olan bir ağır metaldir (Çizelge 5.18). Yiyecek ve içeceklerle temas sonucu meydana gelebilecek bileşikler zehirsizdir. Ayrıca döküm, sıvama, çekiçleme ve lehimleme gibi yöntemlerle basitçe işlenebilir. Dolayısıyla geçmiş dönemlerde kapacak yapımı için kalaya büyük ilgi duyulmuştur. Günümüzde çok sınırlı olan bu tür uygulamaların sadece el sanatları bakımından değer taşıdığı söylenebilir (antimon ve bakırlı kalay alaşımı, DIN 17810). Org borusu gibi bazı müzik aleti parçalarını kalaydan imal geleneği ise henüz terk edilmemiştir.

Nötron geçirgenliğinin önemli olduğu yerlerde yararlanılacak zirkonyum, aynı cevherde bulunan ve absorpsiyon kesiti yaklaşık 450 kat daha büyük olan hafniyum elementinden tümüyle arıtılmalıdır.

Nükleer ışınım etkisi altında kalan malzemelerde özellik değişimleri görülür. Ayrıca bazı maddeler hızlı nötronları yakalayarak uyarılmış ve böylece kendileri de ışın yayar duruma gelmiş olurlar. Bu sırada uzun yarı ömürlü izotoplar oluşuyorsa, söz konusu parçaların değiştirilmesi halinde ortaya çıkan hurda, radyoaktif tehlike yaratabilir. Dolayısıyla bu gibi uygulamalar için örneğin paslanmaz çelikler ve nikel alaşımlarında kobalt, niyobyumlu kaynak ilâve malzemelerinde de tantal miktarı milyonda birler (ppm) düzeyini aşmamalıdır.

Çizelge 5.18-Kalayın fiziksel ve mekanik özellikleri

Yoğunluk	g/cm^3	7,3
Erime sıcaklığı	$^{\circ}\text{C}$	232
Elastiklik modülü	N/mm^2	42 400
Genleşme katsayısı	$10^{-6}/\text{K}$	27
Elektrik iletkenliği	$\text{m}/(\Omega\text{mm}^2)$	8,8
Çekme dayanımı	N/mm^2	~ 15
Kopma uzaması	%	~ 55

Halen elde edilen kalayın yarısından fazlası konserve kutuları için teneke üretiminde, yani az karbonlu ince çelik saçların kaplanması için kullanılmaktadır. Geri kalan miktarın büyük bir bölümünden de lehim, yatak metali ve bronzlarda alaşım elementi olarak yararlanma yoluna gidilir.

5.8.1. Saf Kalay

Kalay minerallerinin en önemlisi olan kassiterit (SnO_2) yatakları en çok Güney Doğu Asya ve Bolivya'da toplanmıştır. Kalay cevherinin zenginleştirme ve izabe işlemleri genellikle çıkarıldığı ülkede yapılır. Dünyada yaklaşık 300.000 t/yıl olan toplam tüketimin 250.000 tonu cevherden karşılanırken, 50.000 tonu da hurdadan geri kazanılmaktadır.

%99 ilâ 99,95 saflıkta üretilen standart kalay türlerindeki başlıca katışımlar kurşun, antimon, bakır, bizmut, demir ve arseniktir (DIN 1704). Kalayın iki allotrop modifikasyonu vardır. Beyaz renkli metal sel kalay tetragonal kafese sahip olup, kolayca soğuk şekillendirilebilir. Bu kristal kafesi $13,2^{\circ}\text{C}$ 'tan erime sıcaklığına kadar kararlıdır; $13,2^{\circ}\text{C}$ 'ın altında ise kübik duruma dönüşür. Ancak belirgin bir aşırı soğuma ile başlayan ve çok yavaş gerçekleşebilen dönüşme, ayrıca antimon ve bizmut gibi katışımlarla da engellenir.

Kübik kristal yapılı gri kalayın yoğunluğu beyaz kalayınkinden daha küçük olduğundan, ilk önce dönüşüme uğrayan yerlerde sivilceye benzer kabartılar ortaya çıkar. Eskiden metalurjik bilgilerin yetersizliğinden ötürü, sözkonusu olay bir tür hastalık sanılarak "kalay vebası" diye adlandırılmıştır.

Kalay alçak erime noktalı bir metal olarak, oda sıcaklığının altında bile yeniden kristalleştiği için, haddeleme, presleme, çekme gibi şekil verme işlemleri sırasında pekleşmez.

Özellikle zayıf organik asitlerde korozyon hızı çok düşük, ürünleri de zehirsiz ve tat değiştirmeyen türden olan kalay, en başta gıda endüstrisi için kaplama malzemesi olarak büyük önem taşır.

Yüzey/hacim oranı küçük dolu parçalar çoğunlukla erimiş metale daldırılarak sıcak kaplanır. Örneğin teneke üretiminde uygulanan elektrolitik yöntemde ise, daha ince olan kaplamanın gözenekleri ayrıca "parlatma eritmesi" ile kapatılmalıdır.

Dökme demir parçalarda sürekli bir tabaka elde etmek için, kalaylamadan önce yüzeydeki grafit lamellerinin karbonsuzlaştırma tavı ile giderilmesi gerekir.

5.8.2. Kalay Alaşımları

En önemli kalay alaşımları

- yatak metalleri ve
- yumuşak lehimlerdir.

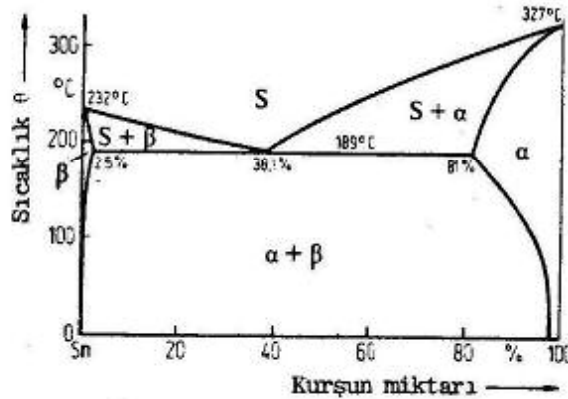
Bunlara Çizelge 5.19'dan görüldüğü gibi kurşun miktarı sınırlanmış kalay kap alaşımı da eklenebilir.

Çizelge 5.19-Bazı kalay (kurşun) alaşımlarının kimyasal bileşimleri

Kullanım yeri ve malzeme işareti	Ortalama miktarlar %			
	Sn	Sb	Cu	Pb
Yatak metal LgSn 80 LgPbSn 10	80	12	7	1
	10	15	1	75
Yumuşak lehim L-Sn 60 Pb L-PbSn 30	60			40
	30			70
Kalay kap alaşımı SnSb 2 Cu	Kalan	2	1,5	en çok 0,5

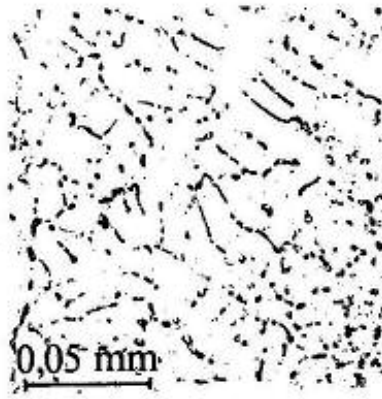
Yatak metallerinin (beyaz metallerin) iç yapısı genellikle sert ve aşınmaya dayanıklı adacıklar ile bunların arasındaki yumuşak ve sünek ana kütleden oluşur. LgSn80'de sert parçacıklar iğnemi Cu_6Sn_5 ve köşeli SnSb kristalleri, ana kütle ise kurşun içeren ötektiktir. Bu alaşımların, yatağın yağsız kalması halinde bir süre sarmadan çalışabilmesini

sağlayacak özelliklere ve basınç uygulayan mil ile uyum için yeterli plastikliğe sahip olması istenir. Çelik zarflı yataklarda, önceden kalaylanmış zarf yüzeyine dökülen ve ısıyı çelik kadar iyi iletmeyen beyaz metal tabakasının ince tutulması, sürtünme ısını da daha kolay uzaklaştırma amacına yöneliktir. Yüksek miktarda kurşun içeren yatak alaşımları için savurma döküm sırasında ağırlık segregasyonu söz konusu olabilir.

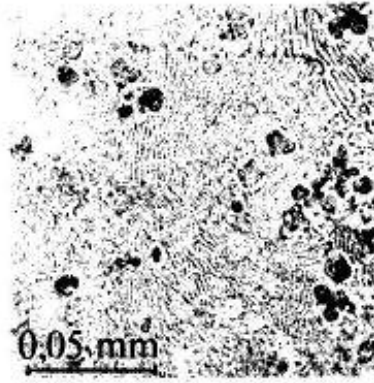


Şekil 5.47. Kalay-Kurşun faz diyagramı
mesinde tercih edilir. Bazı Sn-Pb alaşımlarının içyapıları Şekil 5.48'de verilmiştir.

Yumuşak lehimler bileşimlerine göre farklı katılma davranışı gösterirler (Şekil 5.47). L-Sn60Pb alaşımı yaklaşık %95 ötektik olarak hemen hemen sabit sıcaklıkta ve birden katılır. Akıcılığından ötürü ince delik ve kanalları doldurabildiği için öncelikle elektroteknikte kullanılmaktadır. Katılma aralığı geniş olan L-PbSn30 alaşımı ise kablo kılıfları ve teneke kutular gibi büyük yüzeylerin lehimlen-



a) 90% Sn, 10% Pb



b) 60% Sn, 40% Pb



c) 25% Sn, 75% Pb

Şekil 5.48. Kalay-kurşun alaşımlarında içyapı örnekleri

5.9. Çinko ve Çinko Alaşımları

Çinko alçak sıcaklıkta eriyen, döküm özellikleri atmosfer korozyonuna dayanıklılığı iyi olan bir ağır metaldir. Hegzagonal kafes yapısının plastik şekil değişimine pek elverişli olmaması, yeniden kristalleşme sıcaklığının düşüklüğü nedeniyle sorun yaratmaz.

Çinko alaşımları genellikle döküm işlemine uygunluk açısından pratik önem taşırlar.

5.9.1. Saf Çinko

Saflık dereceleri %97,5 ilâ 99,995 arasında değişen çinko türleri DIN 1706'da standartlaştırılmıştır. Katışkı miktarının azalması ile korozyon direnci artabilir, dayanım ise biraz düşer. Yüksek saflıktaki çinko ($\geq$ % 99,99) en başta basıncılı döküm alaşımlarının temel bileşeni olarak kullanılır.

Çinko tekkrystalinin elastiklik modülü ve ısı genleşme katsayısı doğrultuya aşırı bağımlılık gösterir (Çizelge 5.20). Haddelme veya çekme dokuları içeren yarı mamuller ile iri taneli döküm parçalarda da anizotropluk belirgindir.

Erimiş çinkonun çok kaba taneli olarak katılaşması yanında, kristal kafesinin değişik doğrultularında büzülme farklarından ötürü, döküm parçalarda büyük iç gerilmelerin meydana gelmesi mekanik özellikleri olumsuz yönde etkiler. Ancak bu özellikler sıcak haddelme veya presleme sonucu önemli ölçüde iyileşir (Çizelge 5.21). Öte yandan şekil değişiminin öncelikle yüzey/hacim oranı küçük parçalarda yol açtığı ısınma nedeniyle, çinkonun saflık derecesine göre 50°..180°C arasında değişen yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerine kolayca çıkılabilir. Dolayısıyla oda sıcaklığında yüksek şekillendirme oranlarına ulaşılması mümkün olur (örneğin pil kaplarının soğuk ekstrüzyonu).

Çizelge 5.20-Çinkonun fiziksel özellikleri

Yönlülük	g/cm ³	7,14
Erime sıcaklığı	°C	419
Buharlaşma sıcaklığı	°C	906
Elastiklik modülü		
Çokkristal (izotrop)		94 000
Tekkristal (c-eks.)	N/mm ²	37 500
Tekkristal (a-eks.)		125 000
Genleşme katsayısı		
izotrop		39,8
c-ekseninde	10 ⁻⁶ /K	63,0
a-ekseninde		14,2
Elektrik iletkenliği	m/(Ωmm ²)	17

Çizelge 5.21-Çinko yarı mamullerin mekanik özellikleri

Durumu	Çekme dayanımı N/mm ²	Kopma uzaması %	Sertlik HB
döküm	25...40	0,3...0,5	28...33
haddelenmiş	120...140	50...60	32...34
preslenmiş	140...150	40...50	35...40

Çinkonun elektrokimyasal gerilim serisindeki konumu asallıktan çok uzaktır. Nemli havanın veya doğal koşullardaki suyun etkisiyle, yüzeyinde hidroksit ve karbonat karışımı koruyucu tabaka oluşur. Korozyon hızını azaltan bu olgudan yararlanmak üzere, çelik ve dökme demirler çinkoyle kaplanabilir. Ancak yumuşak sularda söz konusu reaksiyon gerçekleşemez. Böylece yalnız asit ve kuvvetli alkali çözeltilerde değil, damıtık veya yoğunlaşmış su ile su buharı gibi ortamlarda da çinkonun korozyona uğrama tehlikesi vardır. Gıda maddeleri tuzluğu yiyecek ve içeceklerin hazırlanması ve saklanması çinko kapların kullanımını yasaklamıştır.

Sulu çözeltilerde demire göre elektrokimyasal geriliminin daha negatif oluşu ve çözeltiye geçme davranışının uygunluğu nedeniyle çinko, çeliğin katodik korunmasında

da tükenen (kurban) anot işlevi de görür.

5.9.2. Çinko Kaplama

Çinko kaplı çeliğin korozyondan korunmasında iki ayrı olay rol oynar:

-Çinko yüzeyinde hidroksit ve karbonat oluşumu korozyonu engeller.

-Zamanla çinko kaplamada yerel hasarlar ortaya çıksa bile, bu kez demirin katodik korunması devreye girer.

50 µm kalınlığında çinko kaplanmış parçalar normal atmosfer koşullarında yaklaşık 20 yıl için korunmuş olurlar. Kaplamanın elektroliz veya sıcak daldırma yoluyla yapılması ömür bakımından pratik bir fark yaratmaz. Kaplamanın etkinliğini kalınlığı belirler.

Çinko alaşımları basınçlı döküm alanında ağırlıkça %50 dolayında bir paya sahiptir. Özellikle karmaşık biçimli küçük parça dökümüne elverişlidirler. İşletme sıcaklıkları, dayanım ve tokluk değerleri hızla düştüğü için 100°C'ı aşmamalıdır.

Bakırlı GD-ZnAl4Cu alaşımında yaşlanma sonucu ortaya çıkan boyut artışı, sıcak iklim kuşağında 3 ay içinde %0,08'e ulaşabilir. Bu durumu önlemek üzere, parçalar son boyutlarına işlenmeden önce yapay olarak yaşlandırılır.

5.10. Kurşun ve Kurşun Alaşımları

Cevherden ve izabe ara ürünlerinden kolaylıkla indirgenebilmesi yanında alçak sıcaklıkta erimesi nedeniyle de, kurşun ilk çağda bile basitçe elde edilip kullanılmış olan bir metaldir. Erime noktası düşük olmakla birlikte, döküm veya lehimleme gibi işlemler sırasında buharlaşması yavaştır. Bundan dolayı solunum yoluyla kurşun zehirlenmesi iyi havalandırılan çalışma yerlerinde hemen hemen hiç görülmez. Zehirlenme ancak kurşun ve bileşikleriyle sürekli temasta olan kişilerin temizlik önlemlerine yeterince dikkat etmemelerinden ileri gelebilir. İçinde koruyucu karbonat tabakası oluştuktan sonra sağlık açısından sorun yaratmamasına rağmen, yeni içme suyu tesisatlarında kurşun boruya artık izin verilmemektedir.

Toplam kurşun tüketiminde akümülatör yapımı yaklaşık %50, benzine katıldığında vuruntuyu azaltan kurşun tetraetil bileşiğinin üretimi de yakın zamana kadar %15'lik bir paya sahip olmuştur. γ - ve X-ışınlarından korunmak için kurşun blok ve önlüklerden yararlanılır. Yeraltı kabloları korozyona ve böcek yemesine karşı kurşun kılıfla donatılır.

Çizelge 5.23- Kurşunun fiziksel ve mekanik özellikleri

Yoğunluk	g/cm ³	11,3
Erime sıcaklığı	°C	327
Elastiklik modülü	N/mm ²	17 500
Genleşme katsayısı	10 ⁻⁶ /K	29
Elektrik iletkenliği	m/(Ω mm ²)	5
Çekme dayanımı	N/mm ²	10...15
Kopma uzaması	%	30...50

Kurşun alaşımları ise öncelikle kaymalı yatak (beyaz metal) ve matbaacılıkta baskı malzemesi (harf metali) olarak kullanılmaktadır.

5.10.1. Saf Kurşun

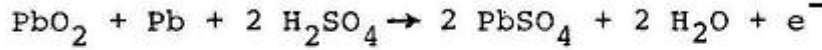
Teknikte çoğu kez yumuşak kurşun diye adlandırılan katkısız kurşun türlerinin saflığı %98,5-99,99 arasında

değişir (DIN 1719). Kurşun izabesinde cevherden kazanılan önemli bir yan ürün gümüştür. Eski dönemlerdeki gümüş izabe tesisleri, elde edilen metallerin miktarı bakımından gerçekte kurşun üretim işletmeleri olarak nitelenebilir.

Kristal yapısı ymk olan kurşun haddeme, çekme, presleme gibi yöntemlerle çok kolay şekillendirilir. Oda sıcaklığında yeniden kristalleşmesi, anılan işlemlerden sonra yumuşatma tavını gereksiz kılmakla birlikte, küçük şekil değişimlerinde tane irileşmesine yol açar. Bu durum kablo kılıfları, borular ve kurşun kaplamalarda yorulma kırılmasını kolaylaştırır. Ayrı-

ca ortamdaki dış akımlardan kaynaklanabilecek korozyonun da etkisiyle, örneğin elektrikli tren raylarına paralel döşenmiş kabloların kurşun donatısı hiç beklenmedik şekilde çabuk kırılabilir (korozyon yorulması).

Kurşun, sülfirik aside karşı kimyasal kararlılık gösterir. Yüzeyinde oluşan ve çözünmeyen kurşun sülfat tabakası mekanik hasara uğramadıkça korozyonu engeller. Kurşun akümülatörlerde elektrik akımını da



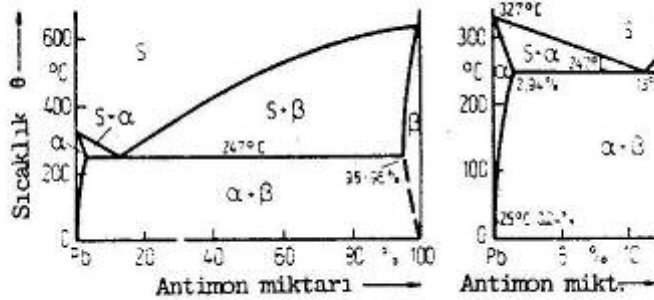
reaksiyonu sağlar.

Çizelge 5.23'te saf kurşunun önemli fiziksel ve mekanik özellikleri verilmiştir.

5.10.2. Kurşun Alaşımları

Kurşun alaşımlarının 60-70 N/mm²'ye kadar yükselebilen çeme dayanımlarından ötürü bazı uygulamalarda yumuşak kurşuna göre üstünlük kazanması, bunların yük taşıyıcı konstrüksiyonlarda kullanılabileceği anlamına gelmez.

Dayanımı artırmak üzere antimon katılarak elde edilen alaşımlar sert kurşun diye de adlandırılır (DIN 17641). Antimonun kurşun içinde çözünme oranı oda sıcaklığında %0,24, ötektik sıcaklıkta ise yaklaşık %3'tür (Şekil 5.50). Böylece katı



Şekil 5.50. Kurşun-Antimon faz diyagramı (HANSEN'e göre)

Çizelge 5.24-Bazı kurşun alaşımlarının kimyasal bileşimleri

Alaşımların Kullanım Alanı	Ortalama miktarlar %			
	Pb	Sn	Sb	Cu
Basınçlı döküm (DIN 1741)	84...86	4...6	9...11	-
Matbaa harfi	74	9	17	-
Matbaa baskı levhası	81	4	15	-
Kaymalı yatak	74	10	15	1

çözeltiden ileri gelen dayanım artışına çökeltme sertleşmesinin etkisi de eklenerek, 70 N/mm² dolayındaki değerlere erişmek mümkün olur. Sanat dökümleri için %2..4 Sb içeren veya ötektik bileşime yakın alaşımlardan yararlanılır.

Korozyon direncini ve dayanımı iyileştiren kalay da antimon gibi kaymalı yatak (DIN 1703), basınçlı döküm (DIN 1741), matbaacılık (DIN 16512) ve kablo kılıfı (DIN 17640) alaşımlarının başlıca bileşenlerinden biridir (Çizelge 5.24). Çökeltme sertleştirme uygulayabilen kalsiyumlu alaşımlar ise sürünmeye bir ölçüde dayanıklı olup, örneğin akümülatör

plakası ve özel yataklar için önem taşırlar.

Yararlanılabilecek Diğer Kaynaklar:

Aluminium-Taschenbuch, Aluminium-Verlag, Düsseldorf

DIES, K.: Kupfer und Kupferlegierungen in der Technik, Springer-Verlag, Berlin

HOFMANN, W.: Blei und Bleilegierungen, Springer-Verlag, Berlin

VDM-Handbuch, Selbstverlag Vereinigte Deutsche Metallwerke AG, Frankfurt/Main

VOLK, K.E.: Nickel und Nickellegierungen, Springer-Verlag, Berlin

Werkstoffhandbuch Nichteisenmetalle, VDI-Verlag, Düsseldorf

ZWICKER, U.: Titan und Titanlegierungen, Springer-Verlag, Berlin

Alaşım elementleri,elikte 42,59,62
Alevle sertleştirme 53
Alman gmş 130
Alt kritik soğuma hızı 36
Alminym 147
 alaşım sistemleri 149
 döküm alaşımları 153
 dövme alaşımları 152
 piston alaşımı 153
Anodizasyon 148
Ara bileşik 60
Ark ocağı 12
Artık ostenit 37,44,49,56,103
Asal elikler 73,86
Aside dayanıklı elikler 93
Aşırı ısıtma 31
Aşırı soğuma 32
Azot 10,19,150

Bakır 123,125
 elektrolitik 125
 blister 124
 katkılı 128
 tok 124
Bakır alaşımları 129
Bantlı yapı 18,19
Basınçlı döküm 153,158,165,167
BAUMANN baskısı 19
Berilym 128,139
Beyaz metal 164
Beynit 33,51
 taneli 35
 iğneli 35
 st 35
 alt 35
Beynit kademesi 35
Beynitlenme 51
Bronz 132
Büyüme 114

CURIE sıcaklığı 1,137,144

elik 7
 alaşımlı 58,66
 alaşımsız 58,66
 ferritik 61,94,95
 ısıya dayanıklı 89
 kaliteli 73
 ktle 73
 ledeburitik 61
 mikro alaşımlı 83
 ostenitik 61,91,96
 tektoidaltı 31,43
 tektoidst 32,44

paslanmaz 93
perlitik-martenzitik 94,95
soğukta tok 91
yarı ferritik 95
yaşlanmaz 20
yüksek sıcaklık dayanımlı 89
yüksek dayanımlı,ince taneli 82,84
elik döküm 104,105
elik retimi 8
Çeliklerin ısııl işlemi 25
entik duyarlığı 156
Çift sertleştirme 56
Çinko 165
inkosuzlaşma 131
Çökelme davranışı 82
Çökelme, krom karbür 96,97
Çökelme sertleşmesi 80,151

Daldırmayla sertleştirme 54
Demir 1
Demir dışı metallerin gösterilişi 121
Demir esaslı döküm malzemeleri 104
Demir esaslı malzemelerin gösterilişi 64
Demir eşlik elementleri 17
Demir fosfür 113
Demir-karbon alaşımları 7
Demir-karbon diyagramı 1
Demir-nikel alaşımı 144
Demir sülfür 18
Direnç malzemesi 134
Dökme bronz 133
Dökme elik 104,105
Dökme demir 8,104,109
 beyaz 104,110
 kır 105,111
 küresel grafitli 105,115
 lamel grafitli 105,110
 ostenitik 114,116
 temper 105,116
Dökme demir diyagramı 109
Dökme pirinç 131
Döküm dokusu 149
Dönüşüm gerilmeleri 46
Dönüşüm sertleştirmesi 37,42
Duraklı suverme 45
Durgun elik 15

Ekstrüzyon 149,154
ELC elikleri 98
Elektrik ark ocağı 12
Elektrik iletkenliğı 126,148

Elektrolitik bakır 125
Eloksal 148

Ferrit 1
Ferrit yapıcı 59
Ferritik krom çelikleri 95
Fosfor 18
Fosfor bronz 132

Gecikmeli çatlak oluşumu 22
Genleşme katsayısı 149,165
Gerilim giderme tava 29,131
Gerilme korozyonu 131
Gevrekleşme 22,95
Gözenekler 136,149,154
Grafitin çentik etkisi 112,116
GREINER-KLINGENSTEIN diyagramı 109

Haddelene dokusu 149
Hafniyum 162
Hidrojen 21,85,127,138,159
gevrekliliği 21,85
hastalığı, bakırda 127
Histerezis, ısı 1
Homojenleştirme 28

Isıl çift 134
Isıtıcı direnç malzemesi 141
İslah etme, çelikleri 48,86

İndüksiyonla sertleştirme 53
İndüksiyon ocağı 12
İngot dökümü 13

Jominy deneyi 47

Kalay 162
Kalay alaşımları 164
Kalay bronz 132
Kaliteli çelikler 73,86
Karbon 1,3,9
Karbonlama 54
Karbür yapıcı 59
Kati çözelti sertleşmesi 79
Kaynak kabiliyeti 74
Kaynar çelik 14
Kesikli su verme 45
Kır dökme demir 105
Kimyasal işlem gevrekliği 22
Konstrüksiyon çelikleri 73
Konverter 9
Korozyon, tanelerarası 9,97,150,167
Korozyon, taneleriçi 95
Korozyondan koruma 158,166

Kurşun 168
alaşımları 168
zehirlenmesi 168
Kükürt 19,38
giderme 12
Küreleştirme 30
Küresel grafit 115
Kütle çelikleri 73

Ledeburit 5,61
LD-Çeliği 10
Lehim alaşımı 131,164
Lehim pirinci 131
LÜDERS bantları 21,78

Magnezyum 155
alaşımları 155
Makro iç gerilmeler 29
Makrosegregasyon 15
Malzeme numaraları 69,123
Mangan 17
Manyetik malzemeler, nikel içeren 144
Manyetostriksiyon 137
Martemperleme 45
Martenzit 33,38
az karbonlu 84
iğneli 38
kübik 48
masif 38
temperlenmiş 48
başlama sıcaklığı M_s 33,63
bitiş sıcaklığı M_f 33,63
kademeli 36
Maryaşlandırma çeliği 81
MAURER diyagramı 109
Mavi gevreklik 20
Menevişleme 48
Mikrosegregasyon 18
Monel 139

Nikel 136
katkılı 138
alaşımları 139
Nikel gümüşü 130
Nitrit 21,60
Nitrit yapıcı 59
Nitritleme 56
tuz banyosunda 57
gazlı 57
Noktasal korozyon 95,143
Normalleştirme tava 31
Nötronlar, ısı 161
Oce yöntemi 53

- Oksijen 23,125
 Oksijen üfleme yöntemi 10
 Oksit giderme (deoksidasyon) 12
 Osgakillendirme 81
 Ostemperleme 51
 Ostenit 1
 Ostenit dönüşümü 32,38,62
 beynit kademesinde 35
 martenzit kademesinde 36
 perlit kademesinde 34
 Ostenit yapıcı 59
 Ostenite şekil verme 81
 Ostenitik krom-nikel çelikleri 96
 Otomat çeliği 18,19
 Otomat malzemesi 130

 Ötektik 3
 Ötektoid 3
 Özel bronzlar 133,134
 Özel durgun çelik 16
 Özel karbürler 60,100,102
 Özel piringler 131

 Parçacık sertleşmesi 80
 Pasif tabaka 135,139
 Paslanmaz çelikler 93
 Patentleme 52
 Perlit 4
 kademesi 34
 taneli 30
 Perliti azaltılmış çelikler(PAÇ)81
 Perlitlenme 52
 Pik demir 8
 Piring 129
 Piston alaşımı 153
 Pul çatlaklar 22

 Radyoaktivite 161
 Reaktör malzemeleri 161

 Saf demir 1
 SCHAEFFLER Diyagramı. 98
 Sementasyon 54
 Sementit 2,102
 Sert döküm 104,110
 Sert kabuklu döküm 110
 Sert kurşun 169
 Sert mangan çeliği 107
 Sert manyetik malzemeler 146
 Sertleşme davranışı 42,63
 deneyleri 47
 Sertleşme derinliği (kabiliyeti) 42,
 58,60,63
 Sertleştirme,çeliklerde 26,37,42

 karbonlamadan sonra 55
 Sertlik sınırı deneyi 48
 Sfero döküm 115
 Sıcak iş çeliği 99,102
 Sıcak kırılmalık 19
 Sığ sertleşme çelikleri 43
 SIEMENS-MARTIN ocağı 10
 Sigma arafazı 95
 Silisyum 18
 Soğuk iş çeliği 99,100
 Soğuk pekleşme 80
 Soğukta tok çelikler 91
 Soğuma hızı, kritik 36
 Sorbit 33
 Sönümlene özelliği 112
 Standart gösteriliş
 demir dışı malzemeler 121
 demir esaslı malzemeler 64
 Statik yorulma 22
 Steadit 113
 Suverme 42,152
 duraklı 45
 kesikli 45
 sürekli 45
 gerilmeleri 46
 ortamları 44
 Sülfür baskısı 19
 Sürekli döküm 14

 Şekil değişimi yaşanması 20,78

 Tabakalı kırılma 25
 Takım çelikleri 73,99
 Tane irileştirme tavi 28
 Tav çukuru 14
 Tavlama 26
 Temper döküm 105,116
 siyah 118
 beyaz 117
 Temper gevrekliği 50
 Temper haddelenmesi 78
 Temper kararlılığı 58,85,102,128
 Temper karbonu (grafiti) 118
 Temperleme 48,117
 Teneke 163
 Termomekanik işlemler 82
 THOMAS çeliği 10
 Titan 158
 alaşimleri 160
 Toklaştırma yöntemleri 48
 Tombak 130
 Trostit 33
 Tufal tabakası 139,141
 Tufallanmaya dayanıklılık 139

Tutma süresi 27
Tüm kesit ıslahı 50

Üst kritik soğuma hızı 37

Vakumda gaz alma 14

Whisker 82
WIDMANNSTAETTEN iç yapısı 32,34
Wurtsit 23

Yapı çelikleri 73
 yüksek dayanımlı 79
Yapısal aşırı soğuma 132,150
Yarı ömür 161
Yaşlanma 20
Yaşlanmaz çelik 20
Yatak metali 164
Yayınma tavl 28
Yeniden kristalleştirme tavl 29
Yorulma dayanımı 79
Yumuşak bölgeler 44
Yumuşak kurşun 168
Yumuşak lehim 164
Yumuşak manyetik malzemeler 146
Yumuşatma tavl 30
Yüksek hız çeliği 99,102
Yüksek sıcaklık çelikleri 89
Yüzey sertleştirme 52

Zamak 167
Zirkonyum 161
ZSD diyagramı 38,62
 sabit sıcaklık 41
 sürekli soğuma 39