

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN ELASTİKLİĞİNE ISIL
İŞLEMLERİN ETKİSİ**

Met. ve Malz. Müh. Alptekin KISASÖZ

**FBE Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Programında
Hazırlanan**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tez Danışmanı: Doç. Dr. Ahmet KARAASLAN

İSTANBUL, 2010

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
SİMGE LİSTESİ	v
ŞEKİL LİSTESİ	vi
ÇİZELGE LİSTESİ	viii
ÖNSÖZ	ix
ÖZET	x
ABSTRACT	xi
1. GİRİŞ	1
2. ÇELİKLER	3
2.1 Çeliklerin Sınıflandırılması	3
2.1.1 Karbon Çelikleri	3
2.1.2 Düşük Alaşımli Çelikler	4
2.1.3 Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşımli Çelikler	4
2.1.4 Takım Çelikleri	5
2.1.5 Paslanmaz Çelikler	5
2.2 Fe-Fe ₃ C Alaşım Sistemi	6
2.2.1 Ferrit	6
2.2.2 Östenit	6
2.2.3 Sementit	8
2.2.4 δ-Ferrit	8
2.2.5 Perlit	8
2.2.6 Beynit	9
2.2.7 Martenzit	11
3. TAKIM ÇELİKLERİ	15
3.1 Suda Sertleşen Takım Çelikleri	16
3.2 Düşük Alaşımli Takım Çelikleri	17
3.3 Darbe Dayanımlı Takım Çelikleri	18
3.4 Yağda Soğutma İle Sertleşen Soğuk İş Takım Çelikleri	19
3.5 Havada Soğutma İle Sertleşen Takım Çelikleri	20
3.6 Yüksek Karbon ve Krom İçeren Soğuk İş Takım Çelikleri	22
3.7 Yüksek Hız Takım Çelikleri	23
3.8 Kalıp Çelikleri	27
3.9 Sıcak İş Takım Çelikleri	29
3.9.1 Kromlu Sıcak İş Takım Çelikleri	31
3.9.1.1 Isıl Çevrimler ve Isıl Yorulma Dayanımı	34
3.9.2 Tunstenli Sıcak İş Takım Çelikleri	35
3.9.3 Molibdenli Sıcak İş Takım Çelikleri	37
3.10 Üretim Aşamasında Takım Çeliklerinden Beklenen Özellikler	37
3.10.1 Sıcak Şekillendirilebilirlik	37

3.10.2	Soğuk Şekillendirilebilirlik.....	38
3.10.3	İşlenebilirlik.....	38
3.11	Takım Çeliği Özellikleri.....	38
3.11.1	Sertlik.....	38
3.11.2	Sertleşebilirlik.....	40
3.11.2.1	Grossmann Sertleşebilirlik Testi.....	40
3.11.2.2	Jominy Sertleşebilirlik Testi.....	41
3.11.3	Uygulama Sıcaklığında Tokluk.....	43
3.11.4	Isıl Yorulma Dayanımı.....	44
3.12	Isıl İşlemler.....	44
3.12.1	Normalizasyon.....	46
3.12.2	Gerilim Giderme Tavı.....	46
3.12.3	Yumuşatma Tavlama.....	47
3.12.4	Sertleştirme.....	48
3.12.4.1	Östenitleme.....	49
3.12.4.2	Hızlı Soğutma.....	49
3.12.4.3	Artık Östenit.....	50
3.12.4.4	Menevişleme.....	50
4.	TAKIM ÇELİKLERİNDE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİ.....	54
4.1	Alaşım Elementlerinin Sınıflandırılması.....	56
4.1.1.	Sınıf 1 (Açık γ Sahası).....	57
4.1.2	Sınıf 2 (Genişletilmiş γ Sahası).....	57
4.1.3	Sınıf 3 (Kapalı γ Sahası).....	58
4.1.4	Sınıf 4 (Daraltılmış γ Sahası).....	58
4.2	Alaşım Elementlerinin Çelik Özelliklerine Etkisi.....	59
4.2.1	Karbon (C).....	59
4.2.2	Mangan (Mn).....	59
4.2.3	Silisyum (Si).....	60
4.2.4	Fosfor (P).....	60
4.2.5	Kükürt (S).....	60
4.2.6	Alüminyum (Al).....	60
4.2.7	Azot (N).....	60
4.2.8	Krom (Cr).....	60
4.2.9	Nikel (Ni).....	61
4.2.10	Molibden (Mo).....	61
4.2.11	Tungsten (W).....	61
4.2.12	Vanadyum (V).....	61
4.2.13	Niobyum (Nb) ve Tantalyum (Ta).....	61
4.2.14	Titanyum (Ti).....	62
4.2.15	Kobalt (Co).....	62
4.2.16	Bakır (Cu).....	62
4.2.17	Zirkonyum (Zr).....	62
4.3	Alaşım Elementlerinin Çelik İçerisindeki Dağılımı.....	62
4.4	Alaşım Karbürleri.....	66
4.5	Takım Çeliği Alaşımlama Tasarımı.....	68
5.	ISIL İŞLEM FIRINLARI.....	71
5.1	Tuz Banyoları.....	71
5.1.1	Elektrod Daldırılmış Tuz Banyoları.....	72

5.1.2	Batırılmış Elektrodlu Fırınlar	73
5.2	Atmosfer Kontrollü Fırınlar.....	74
5.3	Vakum Fırınlar	75
5.3.1	Sıcak Duvarlı Vakum Fırınları	75
5.3.2	Tek Hazneli Vakum Fırınları.....	76
5.3.3	Çok Hazneli Vakum Fırınları	76
5.3.4	Vakum Fırını Kinetiği.....	76
5.4	Akışkan Yataklı Fırınlar	79
6.	TAKIM ÇELİKLERİNE UYGULANAN YÜZEY İŞLEMLERİ	81
6.1	Oksit Kaplamalar	81
6.2	Nitrasyon.....	81
6.3	İyon Aşılama.....	83
6.4	Kimyasal ve Fiziksel Buhar Biriktirme (CVD ve PVD)	84
6.5	Tuz Banyosunda Kaplama	87
6.6	Laser ve Elektron Demetleri İle Yüzey İşlemleri	88
6.7	Borür Kaplamalar	89
7.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	90
7.1	Deney Numuneleri.....	90
7.2	Sertleştirme	90
7.3	Nitrasyon ve Karbonitrasyon.....	91
7.4	Mikroyapı İncelemesi	92
7.5	Sertlik İncelemesi	92
7.6	Eğme Deneyi	92
8.	SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME	93
8.1	Mikroyapı İncelemesi	93
8.2	Sertlik İncelemesi	98
8.3	Eğme Deneyi Sonuçları	101
9.	GENEL SONUÇLAR.....	105
	KAYNAKLAR.....	107
	ÖZGEÇMİŞ.....	110

SİMGE LİSTESİ

KHM	Kübik hacim merkez
KYM	Kübik yüzey merkez
THM	Tetragonal hacim merkez
HSLA	Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikler
CVD	Kimyasal buhar biriktirme
PVD	Fiziksel buhar biriktirme

ŞEKİL LİSTESİ

Şekil 2.1 Fe-C denge diyagramı.	2
Şekil 2.2 Hacim merkezli küp kafesi.....	6
Şekil 2.3 Yüzey merkezli küp kafesi	7
Şekil 2.4 Ortorombik kafes yapısı.	7
Şekil 2.5 Perlit oluşumunun şematik görüntüsü	8
Şekil 2.6 Alt beynit ve üst beynit yapılarının şematik oluşumu.....	9
Şekil 2.7 a) Beynit yapısının optik mikroskop görüntüsü b) Beynit yapısının TEM görüntüsü c) TEM'de alınmış beynit demetleri görüntüsü d) Beynit çekirdeklenmesinin ve büyümesinin şematik görüntüsü.....	10
Şekil 2.8 Östenit-martenzit dönüşümü	12
Şekil 2.9 M_s ve M_f sıcaklıklarının karbon oranına göre değişimi	13
Şekil 2.10 Karbon miktarının martenzit yapısına etkisi	13
Şekil 2.11 Martenzit mikroyapıları a) Çıta martenzit b) Tabakalı martenzit	14
Şekil 3.1 Çeşitli takım çeliği türlerinin menevişleme sıcaklığı ve sertlik ilişkisi	26
Şekil 3.2 Çeşitli sıcak iş takım çeliklerinin sertliğine östenitleme sıcaklığının etkisi.....	33
Şekil 3.3 C ve W miktarının 1200 °C'de oluşan fazlar üzerindeki etkisi.	36
Şekil 3.4 Karbon oranının çeliğin içerdiği fazların sertliğine olan etkisi.....	39
Şekil 3.5 Grossmann testine göre kritik yarıçapın belirlenmesi.....	41
Şekil 3.6 Grossmann dönüşüm çizelgesi	42
Şekil 3.7 Jominy deney düzeneği	42
Şekil 3.8 Jominy sertleşebilirlik eğrileri.....	43
Şekil 3.9 Takım çeliği için a) üretim ve b) ısıtım işlem akışı.....	45
Şekil 3.10 Takım çeliklerine uygulanan ısıtım işlemlerin, malzeme bileşimine göre uygulanma sıcaklıkları.....	47
Şekil 3.11 % 1 C'lu çelikte küreselleşmiş karbür yapısı 2000X.....	48
Şekil 4.1 Katı çözelti yapıları	54
Şekil 4.2 a) Arı kristalli alaşımın şematik şekli b) Bu alaşımda oluşan tipi kristal kafes hataları	55
Şekil 4.3 Karışık kristalli bir alaşımın yapısı	55
Şekil 4.4 Yeralan katı ergiyiği.....	56
Şekil 4.5 Arayer katı ergiyiği	56
Şekil 4.6 Demir-karbon denge diyagramının sınıflandırılması.	57

Şekil 4.7 Nitrür, karbür ve borür yapılarının oluşum entalpisi.....	63
Şekil 4.8 İzotermal dönüşüm diyagramları.	64
Şekil 4.9 % 0,2 C içeren çelikte, 700 °C'de V ve Cr oranına bağlı olarak karbür bileşimi.....	66
Şekil 4.10 Karbür yapılarının sertlik değerleri	67
Şekil 4.11 Çeşitli alaşım karbürlerinin sertlikleri	69
Şekil 4.12 Karbon ve krom oranına bağlı olarak çelik yapısında oluşan karbür türleri.....	70
Şekil 5.1 Daldırılmış elektrodlu tuz banyosu	73
Şekil 5.2 Batırılmış elektrodlu tuz banyosu.....	74
Şekil 5.3 İşlem gazının soğuma hızına etkisi	77
Şekil 5.4 Malzeme kalınlığının soğuma hızına etkisi.....	78
Şekil 5.5 Akışkan yatağın çalışma prensibi.....	79
Şekil 5.6 Akışkan yatak ısı iletimi.....	80
Şekil 6.1 İyon aşılama işleminde iyon-malzeme yüzey etkileşimi.....	84
Şekil 6.2 Sıçratma işlemi	85
Şekil 6.3 Kimyasal buhar biriktirme yönteminin şematik görünümü	86
Şekil 6.4 Laser kullanım alanları.....	88
Şekil 6.5 Laser ile malzeme yüzeyinde sağlanan ergime ve ısı akışı	89
Şekil 7.1 Sertlik dağılımının belirlenmesi	92
Şekil 8.1 Nitrasyon işlemi sonrasında malzeme çekirdeğinde oluşan mikroyapı	93
Şekil 8.2 Karbonitrasyon işlemi sonrasında malzeme çekirdeğinde oluşan mikroyapı	94
Şekil 8.3 Nitrasyon işlemi sonrasında elde edilen difüzyon derinliği	96
Şekil 8.4 Karbonitrasyon işlemi sonrasında elde edilen difüzyon derinliği	97
Şekil 8.5 Nitrasyon işlemleri sonucunda elde edilen sertlik dağılımları	100
Şekil 8.6 Karbonitrasyon işlemleri sonucunda elde edilen sertlik dağılımları	101
Şekil 8.7 Nitrasyon ve karbonitrasyon işlemleri sonucunda elde edilen kırılma yükleri	102
Şekil 8.8 Nitrasyon ve karbonitrasyon işlemleri sonucunda elde edilen ksehim değerleri	103

ÇİZELGE LİSTESİ

Çizelge 3.1	AISI standartlarına göre takım çeliklerinin sınıflandırılması.....	15
Çizelge 3.2	Çeşitli W grubu çeliklerin kimyasal bileşimleri.....	17
Çizelge 3.3	L2 ve L6 takım çeliklerinin kimyasal bileşimi.....	18
Çizelge 3.4	Darbe dayanımlı takım çeliklerinin kimyasal bileşimi	19
Çizelge 3.5	Çeşitli O tipi takım çeliklerinin kimyasal bileşimi.....	20
Çizelge 3.6	Çeşitli A tipi çeliklerin kimyasal bileşimi	21
Çizelge 3.7	Çeşitli D grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimi.....	22
Çizelge 3.8	Çeşitli yüksek hız çeliklerinin kimyasal bileşimi.....	24
Çizelge 3.9	Çeşitli yüksek hız çelikleri için dövme ve menevişleme sıcaklıkları.....	26
Çizelge 3.10	Çeşitli kalıp çeliklerinin kimyasal bileşimi	28
Çizelge 3.11	Çeşitli H grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimi.....	29
Çizelge 3.12	H grubu takım çeliklerinin sıcak sertlik değerleri	31
Çizelge 3.13	Menevişleme işleminde meydana gelen değişimler.....	51
Çizelge 4.1	Alaşım elementlerinin ferrit ve östenit fazlarına olan etkisi	59
Çizelge 4.2	Alaşım karbürlerinin kafes yapıları ve özellikleri.....	65
Çizelge 4.3	Karbürlerin sahip oldukları yapılara göre sınıflandırılması	67
Çizelge 4.4	Periyodik tablo dizilimine bağlı olarak karbür yapıları.....	68
Çizelge 5.1	Tuz banyosu bileşimleri	72
Çizelge 5.2	Vakum fırınlarında kullanılan ısıtma elemanlarının özellikleri	75
Çizelge 7.1	Deney numunelerinin kimyasal bileşimi.....	91
Çizelge 7.2	Numunelere uygulanan ısıtma işlem şartları.....	91
Çizelge 8.1	Nitrasyon ve karbonitrasyon sonucunda elde edilen nüfuziyet derinlikleri	98
Çizelge 8.2	Malzemelere uygulanan işlemler sonucunda elde edilen sertlik değerleri.....	99
Çizelge 8.3	Eğme deneyi sonuçları	102
Çizelge 8.4	Eğme dayanımı değerleri.....	104

ÖNSÖZ

Yüksek lisans tez çalışmalarım süresince, bilgi ve tecrübesiyle bana yol gösteren ve desteğini hiçbir zaman esirgemeyen değerli Hocam Doç. Dr. Ahmet KARAASLAN'a, en derin saygılarımla teşekkür ederim.

Yürüttüğüm deneysel çalışmalarda, desteğini esirgemeyen Metalurji ve Malzeme Yüksek Mühendisi Nazım Özkan ASAN'a teşekkür ederim.

Yaşamım boyunca en büyük destekçim olan, yüksek lisans çalışmalarım da manevi desteğini esirgemeyen aileme, sevgi ve minnet duygularıyla teşekkür ederim.

Mayıs 2010

Alptekin KISASÖZ

ÖZET

Sıcak iş takım çelikleri, döküm, dövme, haddeleme gibi yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılan mühendislik malzemelerdir. Sıcak iş takım çeliklerinin, yüksek sıcaklıklarda kullanılmaları nedeniyle aşınma dayanımı, sıcak sertlik, mekanik özelliklerin işlem sıcaklıklarında korunabilmesi gibi özelliklere sahip olmaları istenir. Malzemenin sahip olması istenen özellikler, malzemenin kimyasal bileşimi ile malzemeye uygulanan üretim yöntemlerine ve ısıt işlemlere bağlı olarak oluşur.

Bu çalışmada, farklı östenitleme sıcaklıklarının, soğutma koşullarının ve nitrasyon ile karbonitrasyon işlemlerinin, sıcak iş takım çeliklerinin mekanik özelliklerine ve elastikliğine olan etkisi incelenmiş ve malzemeler mikroyapı incelemeleri ile sertlik ve eğme testleri kullanılarak karakterize edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Sıcak iş takım çeliği, Isıl işlem, Mekanik özellikler

ABSTRACT

(Effects of Heat Treatments on Elasticity of Hot Work Tool Steels)

Hot work tool steels, which are used for hot work applications like die casting, forging and rolling, are engineering materials. Because of the usage in high temperatures, hot work tool steels have higher mechanical properties, such as wear resistance, hot hardness, higher mechanical properties in application temperatures. Properties, that materials have, are based on chemical composition, fabrication method and heat treatments.

In this study, effects of different austenitizing temperatures, cooling conditions, nitriding and carbonitriding applications on mechanical properties and elasticity of the hot work tool steels were investigated and were characterized by microstructure investigations, hardness and bending tests.

Keywords: Hot work tool steel, Heat treatment, Mechanical properties

1. GİRİŞ

Takım çelikleri, diğer mühendislik malzemelerinin şekillendirilmesinde kullanılan çeliklerdir. Kullanım yerine uygun olarak, yüksek sertlik ve aşınma dayanımı, iyi kesme kabiliyeti, yüksek sıcak sertlik, sıcakta dayanım, mekanik özelliklerin yüksek sıcaklarda korunabilmesi gibi özelliklere sahiptirler. Takım çeliklerinin sahip olabileceği bu özellikler, içerdiği alaşım elementleri, yapıda oluşan fazlar ve ısıt işlemlerin mikroyapıda yarattığı çeşitli etkiler ile sağlanmaktadır.

Takım çelikleri, alaşımsız takım çelikleri, sıcak iş takım çelikleri, soğuk iş takım çelikleri ve yüksek hız takım çelikleri olarak sınıflandırılmaktadır. Bu çelik türlerinden sıcak iş takım çelikleri; dövme, sıcak ekstrüzyon, demir dışı metallerin dökümü gibi çeşitli yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılır. Bu uygulamalarda kullanılan sıcak iş takım çeliklerinden sıcak sertlik, sıcakta dayanım, mekanik özelliklerin yüksek sıcaklarda korunabilmesi gibi özellikler beklenmektedir. İstenen özellikler, bileşimdeki düşük C miktarı (% 0,3-0,5) ve Cr, W, Mo gibi temel alaşım elementleri ile elde edilmektedir.

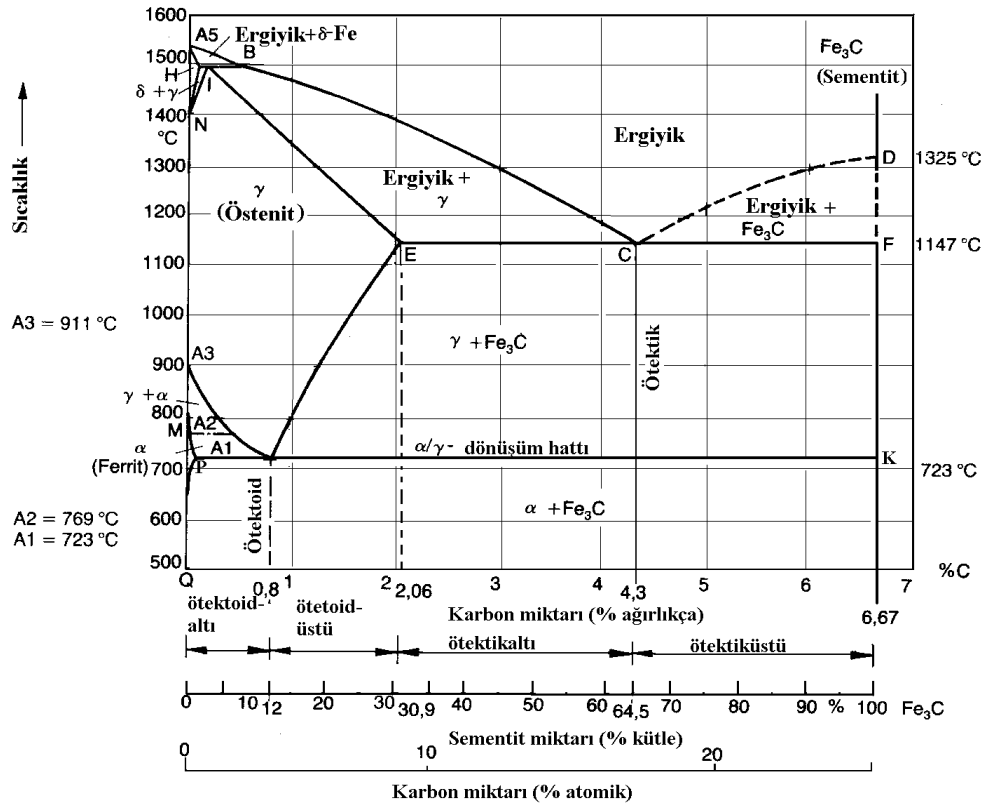
Takım çelikleri kullanıldıkları işlemlerde sürtünme, mekanik etkiler, ısıt yorulma gibi çeşitli zorlamalara maruz kalır. Özellikle, döküm ve ekstrüzyon işlemlerinde kullanılan sıcak iş takım çelikleri, mekanik etkilere yüksek sıcaklarda maruz kalır. Bu uygulamalarda oluşan mekanik etki sonucunda, takım malzemesinin hasara uğramaması için belirli bir elastikliğe sahip olması istenir.

Bu çalışmada, takım malzemelerine uygulanacak çeşitli ısıt işlemler ile yüzey işlemlerinin, takım malzemesine olan etkisi incelenmiş ve malzeme elastikliğindeki değişimler belirlenmiştir.

2. ÇELİKLER

Mühendislik alaşımları içerisinde, en önemli yere sahip olan alaşım çeliktir. % 0,006 ile % 2,06 arasında C içeren Fe-C alaşımları çelik olarak adlandırılır. Fe-C denge diyagramı, temel olarak Fe ve Fe_3C fazlarını içerir. Çelik yapısında, C ile birlikte Cr, Ni, Si, Mo gibi alaşım elementleri de bulunur.

Saf Fe, oda sıcaklığında KHM (kübik hacim merkez) yapısına sahip olan α -Fe fazındadır. Yapının ısıtılmasıyla birlikte 911 °C'de α -Fe, KYM (kübik yüzey merkez) yapıya γ -Fe yapısına dönüşür. 1392 °C'de ise γ -Fe, KHM yapıya δ -Fe fazına dönüşür. Katı haldeki Fe, 1536 °C'de eriyerek sıvı faza dönüşür.



Şekil 2.1 Fe-C denge diyagramı (Karaaslan, 2010)

Şekil 2.1, Fe-C denge diyagramını göstermektedir. Fe-C denge diyagramında % 0,8 C içeren bileşim, ötektoid bileşimdir ve perlit olarak adlandırılır. Perlit, α ve 2. sementit (Fe_3C) fazlarından oluşur. α fazı, oda sıcaklığında % 0,006 C içerir ve KHM yapısındadır. Sementit ise, % 6,67 C içeren ve ortorombik kafes yapısını sahip olan Fe-C intermetalik fazıdır.

Çelik yapısının yüksek sıcaklıklara ısıtılmasıyla, en fazla % 2,06 C çözünürlüğüne sahip olan γ fazı elde edilir. γ fazı KYM kafes yapısına sahiptir. Sahip olduğu kafes yapısı nedeniyle şekillendirebilirliği oldukça yüksektir (Karaaslan, 2010).

2.1 Çeliklerin Sınıflandırılması

Çelikler, sahip oldukları bileşimden, uygulanan işlemlere bağlı olarak birçok şekilde sınıflandırılabilir. Çeliklerin sınıflandırılması aşağıdaki başlıklara göre yapılabilir:

- Kimyasal bileşime göre (C miktarı, alaşım elementi miktarı...)
- Üretim yöntemine göre (Elektrik ark ocaklarında üretilen çelikler, ESR yöntemi ile üretilen çelikler...)
- Kullanım yerine göre (Takım çelikleri, paslanmaz çelikler...)
- İkincil üretim yöntemine göre (Dövme, sıcak haddeleme, soğuk haddeleme...)
- Birincil ürün şekline göre (İngot, biyet...)
- Mikroyapıya göre (Ferritik çelik, östenitik çelik...)
- Uygulanan ısıl işleme göre (Menevişleme, normalizasyon...)
- Standartlarda istenen kaliteye göre

Bu sınıflandırmalar arasında en çok kullanılan, kimyasal bileşime göre yapılan sınıflandırmadır. Çelikler, içerdikleri C miktarı ve alaşım elementi miktarına göre sınıflandırılır.

2.1.1 Karbon Çelikleri (Alaşımsız Çelikler)

Alaşımsız çelikler, temel alaşım elementi olarak yalnızca C içeren çeliklerdir. İçerdikleri C miktarı, teorik olarak % 2,06'ya kadar çıkabilmektedir. Alaşımsız çelikler, C yanında eser miktarda alaşım elementi de içerir. Alaşımsız çelikler, % 1,65'e kadar Mn, % 0,05'e kadar S, % 0,04'e kadar P, % 0,60'a kadar Si ve Cu içerirler.

Alaşımsız çeliklerde, yapının mekanik özelliklerini belirleyen içerdikleri C miktarıdır. Malzemenin içerdiği C miktarı arttıkça, sertliği ve dayanımı artarken, kaynak kabiliyeti düşer. Alaşımsız çeliklerin sınıflandırılması da içerdikleri C miktarına göre yapılır. % 0,25'e kadar C içeren çelikler düşük C'lu, % 0,25-0,55 arasında C içeren çelikler orta C'lu ve % 0,55-1,20 arasında C içeren çelikler yüksek C'lu çelikler olarak adlandırılır.

Düşük C'lu çeliklerin sertlik ve dayanım değerleri düşüktür, şekillendirilebilirlikleri ise oldukça yüksektir. Özellikle % 0,10'dan az C ve % 0,40'a kadar Mn içeren çelikler oldukça yüksek sünekliğe ve şekillenme kabiliyetine sahiptir. % 0,10-0,25 arasında C içeren çelikler ise daha yüksek dayanım ve sertliğe, buna karşın daha düşük şekillenme kabiliyetine sahiptir. Düşük C'lu çelikler, basınçlı kap, sac ve levha imalatında kullanılmaktadır.

Orta karbonlu çelikler, % 0,60-1,65 arasında Mn içerirler. Bu çelikler, yüksek dayanım istenen uygulamalarda kullanılır. Yapıdan istenen yüksek dayanım, ısıtıl işlem ya da soğuk şekillendirme ile elde edilir.

Düşük ve orta C'lu çelikler, hemen hemen aynı kullanım alanlarına sahiptir. İstenen dayanım, maliyet ve malzeme boyutuna göre uygun bileşimdeki çelik seçilir.

Yüksek C'lu çelikler, % 0,30-0,90 arasında Mn içerirler. İçerdikleri Mn miktarı, düşük ve orta C'lu çeliklerin içerdikleri Mn miktarına göre düşüktür. Mn miktarının düşük olmasının nedeni, yüksek maliyet, düşük şekillenme ve kaynak kabiliyetidir. Yüksek C'lu çelikler, yüksek mekanik dayanım, sertlik ve aşınma dayanımının istendiği uygulamalarda kullanılır.

2.1.2 Düşük Alaşımli Çelikler

Düşük alaşımli çelikler, eser değerinden fazla alaşım elementi içeren ve alaşım elementlerinin varlığı ile C'lu çeliklere göre farklı mekanik özelliklere sahip olan çeliklerdir. Alaşımli çelikler, Mn, Si, Cu gibi alaşım elementlerini, C'lu çeliklerin içerdiği limit değerlerinden daha yüksek miktarlarda içerir.

% 5'den daha az alaşım elementi içeren çelikler düşük alaşımli, % 5-10 arasında alaşım elementi içeren çelikler orta alaşımli, % 10'dan daha fazla alaşım elementi içeren çelikler ise yüksek alaşımli çelikler olarak adlandırılır.

Düşük alaşımli çelikler, Ni, Cr, Mo gibi alaşım elementlerinin varlığı ile alaşımsız çeliklere göre daha iyi mekanik özelliklere sahip olurlar. Mekanik özelliklerdeki artışın yanı sıra, alaşım elementi varlığı ile çeliğin sertleşebilirliği de artar.

2.1.3 Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşımli Çelikler (HSLA Çelikleri)

HSLA çelikleri, % 0,03-0,25 arasında C içeren ve V, Nb, Ti gibi karbür yapıcı alaşım elementlerini içeren çeliklerdir. Bu alaşım elementlerinin oluşturduğu ince taneli, küresel karbürlerin yapıda homojen dağılması ile dağılım sertleşmesi sağlanır. HSLA çelikleri, düşük miktarlarda Ni, Cr, Cu ve Mo gibi elementleri de içerir. Bu elementler, malzemenin yüksek mekanik dayanım yanında, korozyon dayanımı da kazanmasını sağlar.

HSLA çelikleri, basınçlı kap imalatında, otomotiv sektöründe ve boru hatlarında kullanılır.

2.1.4 Takım Çelikleri

Diğer malzemelerin şekillendirilmesinde kullanılan çeliklerdir. Şekillendirme işlemi, kesme, işleme, plastik şekil verme ve döküm gibi yöntemlerle yapılır ve bu işlemlerde şekil veren malzemeler takım çelikleridir.

Alaşımız çeliklerin % 1,0-1,2 gibi yüksek miktarlarda C içeren türleri, yüksek sertlik ve aşınma dayanımına sahip olmaları nedeniyle takım çeliği olarak kullanılırlar. Ayrıca, takım çelikleri, istenen özelliklere göre % 50'ye kadar alaşım elementi de içerebilmektedir.

Takım çelikleri, yalnızca kimyasal bileşimine göre değil, mekanik özelliklerin, uygulanan ısı işlemlerin ve kimyasal bileşimin beraberce kullanıldığı bir sisteme göre sınıflandırılır. Bu sınıflandırmaya göre, AISI standartları baz alınır 9 farklı takım çeliği grubu bulunmaktadır.

Yüksek hızlı işlemlerde ya da uzun takım ömrü istenen uygulamalarda yüksek hız çelikleri kullanılır. Yüksek sertlik ve aşınma dayanımına sahip olmalarından dolayı, en önemli alaşımlı çeliklerdendir. Yüksek hız çeliklerinden; yüksek mekanik dayanım, sertlik, aşınma dayanımı, sıcak sertlik ve mekanik özelliklerin yüksek sıcaklıklarda korunması gibi çeşitli özelliklere bir arada sahip olması istenir. Yüksek hız çelikleri genel olarak 2 gruba ayrılır: Mo içerenler (M tipi) ve W içerenler (T tipi). M tipi hız çelikleri, alaşım elementi olarak Mo, W, Cr, V ve C içerirken, T tipi hız çelikleri, alaşım elementi olarak W, Cr, V, Mo, Co ve C içerir.

Sıcak iş takım çelikleri 3 grupta incelenir: (i) Kromlu sıcak iş takım çelikleri (H1-H19) (ii) Tungstenli sıcak iş takım çelikleri (H20-H39) (iii) Molibdenli sıcak iş takım çelikleri (H40-H59). Tüm sıcak iş takım çelikleri, % 0,30-0,50 arasında C ve % 1,75-12,75 arasında Cr içerirler.

Soğuk iş takım çelikleri de, sıcak iş takım çeliklerine benzer olarak 3 grupta incelenir; (i) Havada sertleşen soğuk iş takım çelikleri (A) (ii) Yüksek Cr içerikli takım çelikleri (D) (iii) Yağda sertleşen soğuk iş takım çelikleri (O). Özellikle, D serisi soğuk iş takım çelikleri oldukça yüksek aşınma dayanımına sahiptir.

2.1.5 Paslanmaz Çelikler

Paslanmaz çelikler, en az % 10,5 Cr içeren ve Cr ile birlikte yapıda oluşması istenen özelliklere göre östenit, ferrit, martenzit fazları ile çökelti oluşturacak alaşım elementlerini içerir.

Östenitik çelikler, Fe-Cr-Ni-C veya Fe-Cr-Mn-Ni-N içeren çeliklerdir. Bu çelikler, % 16-26 Cr, % 0,75-19 Mn, % 1-40 Ni ve % 0,03-0,35 C içeren çeliklerdir.

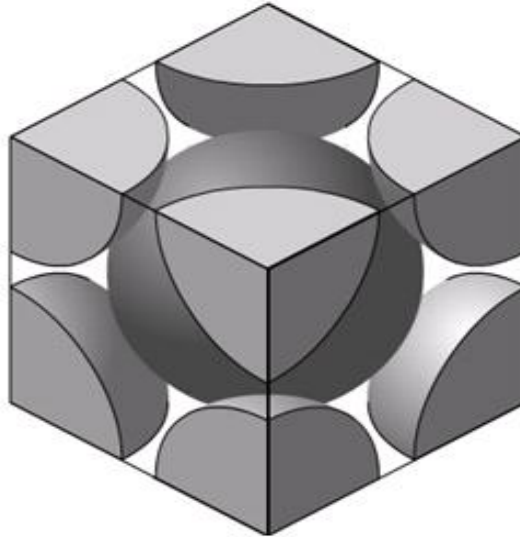
Ferritik paslanmaz çelikler, % 10,5-30 Cr ve Mn, Si, Mo, Ni, Al, Ti, Nb gibi alaşım elementlerini içerir. Ferritik-östenitik yapıdaki çift fazlı paslanmaz çelikler, % 18-29 Cr, % 2,5-8,5 Ni, % 1-4 Mo, % 2,5 Mn içerirler. Martenzitik paslanmaz çelikler ise % 11,5-18 Cr, % 0,0-1,2 C ve % 2-3 'ten daha az olmak üzere diğer alaşım elementlerini içeren çeliklerdir. Martenzitik paslanmaz çelikler, yüksek Cr içerikleri nedeniyle oldukça yüksek sertleşebilme kabiliyetine sahiptir (Aggen vd., 1990; Onaran, 2003; Totten, 2007).

2.2 Fe-Fe₃C Alaşım Sistemi

Demir-karbon denge diyagramında, malzemenin içerdiği alaşım elementi miktarı ve soğuma şartlarına göre çeşitli fazlar ortaya çıkar. Denge koşullarında, α -ferrit, östenit, sementit ve δ -ferrit olmak üzere 4 katı faza rastlanır. Denge dışı soğuma koşulları ve özel işlemler yardımıyla da, beynit ve martenzit gibi farklı fazların oluşumu sağlanır (Smith, 2000).

2.2.1 Ferrit (α -Fe)

Ferrit fazı, kübik hacim merkezli (KHM) kafes yapısına sahip demir kristalinde, karbonun arayer katı çözeltilisidir. Demir-karbon denge diyagramında da görüldüğü gibi, yapının karbon çözünürlüğü oldukça düşüktür. α -Fe, oda sıcaklığında % 0,006 C çözünürlüğüne sahipken, 723 °C'de C çözünürlüğü % 0,02'dir (Smith, 2005).

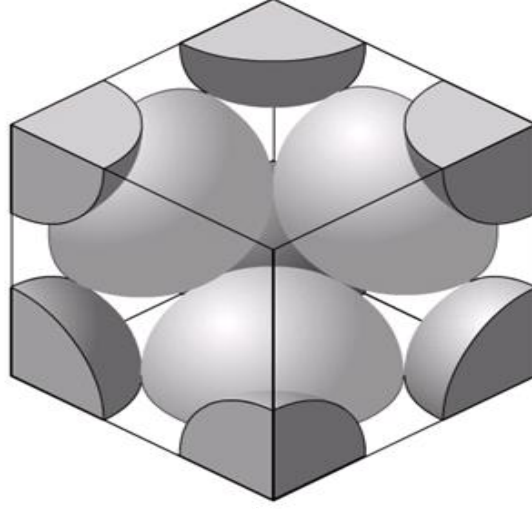


Şekil 2.2 Hacim merkezli küp kafesi [1]

2.2.2 Östenit (γ -Fe)

Karbonun, kübik hacim merkezli (KHM) γ demirindeki katı çözeltilisi östenit olarak adlandırılır. Karbonun, östenit fazındaki çözünürlüğü, ferrit fazına göre çok daha yüksektir.

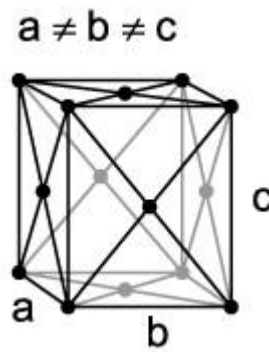
723 °C’de, östenitin C çözünürlüğü % 0,8 iken, bu değer 1148 °C’de % 2,06’ya kadar ulaşmaktadır (Smith, 2005).



Şekil 2.3 Yüzey merkezli küp kafesi [1]

Takım çeliklerinin sertleştirilmesi işleminde, östenitleştirme aşamasında elde edilen östenit fazının tane büyüklüğü, ısıtma işlem sonrası elde edilecek olan malzeme özellikleri üzerinde belirleyici rol oynar. Özellikle, elde edilen östenitin tane boyutu oldukça önemlidir. Östenit tane büyüklüğünü etkileyen faktörler aşağıdaki gibi sıralanabilir.

- Malzemenin kimyasal bileşimi
- Östenitleştirme sıcaklığı
- Yapı içerisinde yer alan safsızlıkların miktarı
- Isıtma, bekleme ve soğutma süreleri (Smith, 2005).



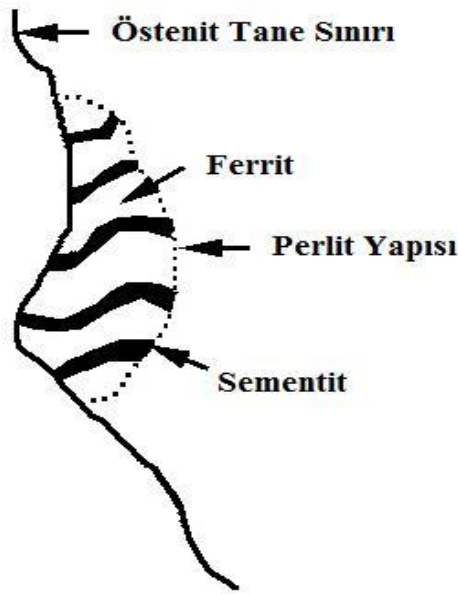
Şekil 2.4 Ortorombik kafes yapısı [1]

2.2.3 Sementit (Fe_3C)

Sementit, ortorombik kafes yapısına sahip olan intermetalik (metaller arası) bir fazdır. Sert ve kırılgan bir yapıdır. Yapının C çözünürlüğü % 6,67'dir (Smith, 2005).

2.2.4 δ -Ferrit

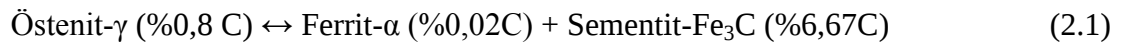
δ -ferrit, α -ferrit yapısı gibi kübik hacim merkezli küp (KHM) kafesine sahiptir. Fakat, kafes parametresi, α -ferritin kafes parametresine göre daha büyüktür. 1495 °C'de karbonun, δ -ferritindeki çözünürlüğü % 0,09'dur (Smith, 2005).



Şekil 2.5 Perlit oluşumunun şematik görüntüsü (Bhadeshia, 2001)

2.2.5 Perlit

Perlit, 723 °C'de % 0,8 C içeren östenit fazının, ötektoid parçalanma sonucu oluşturduğu yapıdır. Perlit yapısı, ötektoid parçalanma ürünleri ferrit ve sementitin oluşturduğu lamelli yapıdır.



Perlit yapısı, ötektoid dönüşüm sonucunda oluşur. Bu nedenle, dönüşüm sabit sıcaklıkta gerçekleşir. Dönüşüm esnasında, herhangi bir anda oluşan perlit oranı aşağıdaki formül ile ifade edilir.

$$f(t) = 1 - \exp[(-\pi N G^3 t^4)/3] \quad (2.2)$$

$f(t)$ = Herhangi bir anda oluşan perlit miktarı

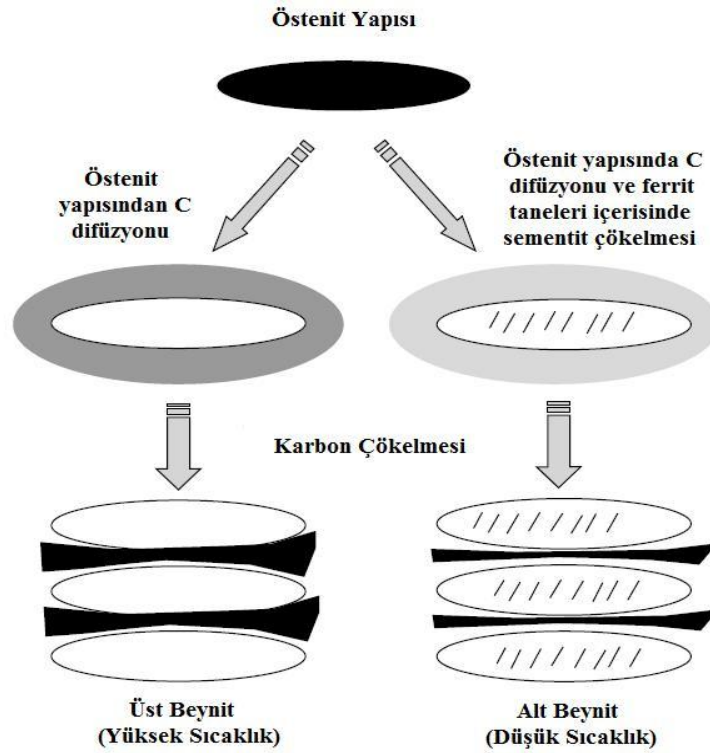
N = Perlit kolonilerinin çekirdeklenme oranı

G = Kolonilerin büyüme oranı

t = Sıcaklık

Perlit oluşumu sırasında, östenit kafesindeki C atomları difüze olur ve kafesi terk eder. Östenit kafesinin C miktarı azalır ve KYM kafes yapısına sahip olan östenit fazı, KHM merkezli ferrit yapısına dönüşür. Östenit kafesini terk eden C atomları ise Fe ile birleşerek, sementit (Fe_3C) yapısını oluşturur. Oluşan sementit östenit tane sınırlarında çekirdeklenir ve tane içine doğru büyür. Perlit oluşumunun şematik görüntüsü Şekil 2.5’de verilmiştir.

Perlit oluşum sıcaklığının hemen altındaki sıcaklıklara, hızlı soğuma ile inilir ve perlit dönüşümü engellenirse, izotermal dönüşüm sonucu beynit fazı oluşur. Eğer beynit fazı oluşum sıcaklıkları da hızlı soğuma ile geçilir ve martenzit başlama sıcaklığına inilirse martenzit fazının oluşumu gerçekleşir (Aggen vd., 1990; Totten, 2007).



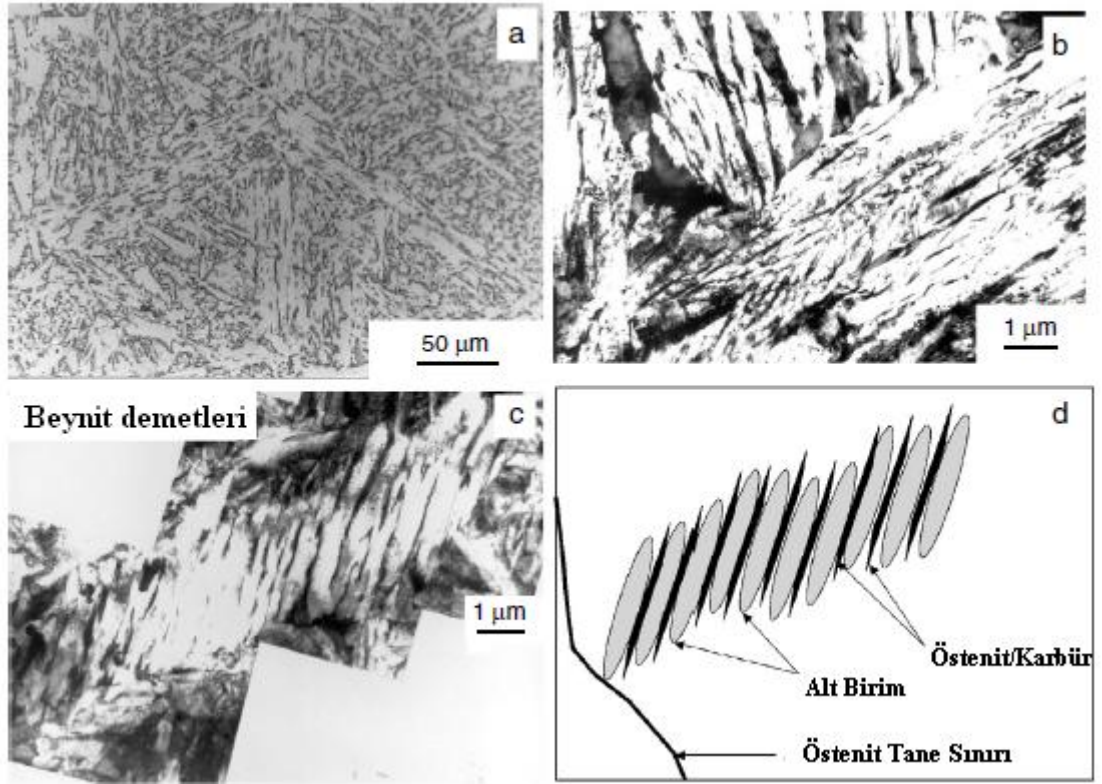
Şekil 2.6 Alt beynit ve üst beynit yapılarının şematik oluşumu (Bhadeshia, 2001)

2.2.6 Beynit

Beynit, östenit fazından izotermal dönüşüm sonucunda oluşan yapıdır. Beynit oluşumu 2 ayrı oluşum teorisi ile açıklanmaktadır. İlk oluşum teorisine göre, östenit fazından çekirdeklenen

ferrit ve sementit beynit yapısını oluşturur. Lamel yapılı olmayan fazda, ferrit taneleri arasında yer alan sementitler bulunur. Yapının oluşumu ve büyümesi C difüzyonu ile gerçekleşir. Diğer oluşum teorisine göre ise, ikizlenme ve kayma mekanizmaları ile aşırı doymun ferrit kristallerine sahip beynit yapısı oluşur (Aggen vd., 1990).

Beynit oluşumunda, anlatılan oluşum teorilerinin her ikisi birlikte yürümektedir. Perlit oluşum sıcaklığının hemen altındaki sıcaklıklarda oluşan beynit yapısında, ilk oluşum teorisi baskındır. Bu nedenle, östenit tanelerinden çekirdeklenmiş ferrit ve küresel sementit yapıları, beynit mikroyapısını oluşturur. Bu yapı üst beynit olarak adlandırılır. Martenzit başlama sıcaklığının (M_s) hemen üzerindeki sıcaklıklarda oluşan beynit yapısında ise ikinci oluşum teorisi baskındır. Bu nedenle, oluşan beynit yapısını ikizlenme ve kayma teorisine göre oluşmuş aşırı doymun ferrit kristalleri ve bu kristaller arasında yer alan sementit fazı oluşturur ve yapı alt beynit olarak adlandırılır (Totten, 2007).



Şekil 2.7 a) Beynit yapısının optik mikroskop görüntüsü b) Beynit yapısının TEM görüntüsü c) TEM’de alınmış beynit demetleri görüntüsü d) Beynit çekirdeklenmesinin ve büyümesinin şematik görüntüsü (Bhadeshia, 2001)

Şekil 2.7’de, beynit yapısının çeşitli büyütme ölçeklerinde ve farklı mikroskoplarla alınmış görüntüleri ile beynit fazının çekirdeklenmesinin ve büyümesinin şematik gösterimi

verilmiştir. Beynit yapısı temel olarak ferrit fazının meydana getirdiği demetlerden oluşur. Bu demetler alt birim olarak adlandırılır ve çekirdeklenme-büyüme olayı alt birimler üzerinden yürür. Oluşumun aşamasına bağlı olarak, oluşan demetler arasında östenit ya da sementit bulunur (Aggen vd., 1990; Totten, 2007).

Beynit oluşumu üzerinde, sıcaklık, soğutma hızı gibi parametrelerin yanı sıra işlem atmosferinin de etkisi bulunmaktadır. Yalcı ve Edmonds (1999) tarafından yapılan çalışmada, % 0,2 ve % 0,4 C ile Ni, Mn ve Si içeren çelikler H₂ atmosferinde gerçekleştirilmiştir. Çalışma sonucunda, H₂ varlığı ile oluşan beynit oluşumunun arttığı, artık östenitten çekirdeklenen martenzit miktarının ise azaldığı belirlenmiştir.

2.2.7 Martenzit

Martenzit yapısı, östenit fazından kayma ve ikizlenme yapısı ile oluşmuş aşırı doymun bir fazdır. Martenzit oluşumu, hızlı soğuma ile elde edilen denge dışı soğuma ile oluşturulur. Martenzit başlama sıcaklığında (M_s) başlayan martenzit dönüşümü, martenzit bitiş sıcaklığı (M_f) ile sonlanır.

Martenzit oluşumuna dair 2 teori bulunmaktadır. İlk teori atermal (ısıl olmayan) teoridir. Bu teoriye göre martenzit oluşumu zamandan bağımsızdır ve oluşum için gerekli aşırı soğuma (ΔT) şartının sağlanması yeterlidir. Diğer teori ise izotermal dönüşüm teorisidir. M_s sıcaklığının oda sıcaklığının altına düştüğü durumlarda izotermal dönüşüm teorisine göre dönüşüm meydana gelir.

Isıl olmayan dönüşüm teorisi aşağıdaki eşitlik ile ifade edilir ve eşitlikten de görüldüğü gibi dönüşüm aşırı soğumaya bağlı olarak gelişir.

$$f = 1 - \exp(-(1.10 \times 10^{-2} \Delta T)) \quad (2.3)$$

f= Martenzit hacim oranı

ΔT = Aşırı soğuma ($^{\circ}\text{C}$)

Östenit fazının hızlı soğutulması ile martenzit fazı elde edilir. Martenzit, difüzyon olmaksızın, kayma etkisi ile oluşur. Denge koşullarında, yüzey merkezli küp kafesine sahip olan östenit kafesi, C'nun yapıdan difüze olmasıyla hacim merkezli küp kafesine sahip olan ferrit fazına dönüşür. Denge dışı soğuma koşullarında ise, C'nun yapıdan difüze olması için gerekli olan süre yoktur. Bu nedenle, östenit kafesi içerdiği C elementini kafes yapısından atamaz ve yapıda bulunan fazla C'nun ve kafes yapısının dönüşüme zorlanması nedeniyle oluşan gerilmelerin etkisiyle, kafes kaymaya zorlanır hacim merkezli tetragonal kafes yapısını sahip

olan martenzit oluşur. Şekil 2.8’de de görüldüğü gibi kafes kayma etkisiyle bir miktar çarpılır. Kayma gerilmelerinin etkidiği kafes yüzeyi, martenzit oluşum yüzeyi olarak adlandırılır.

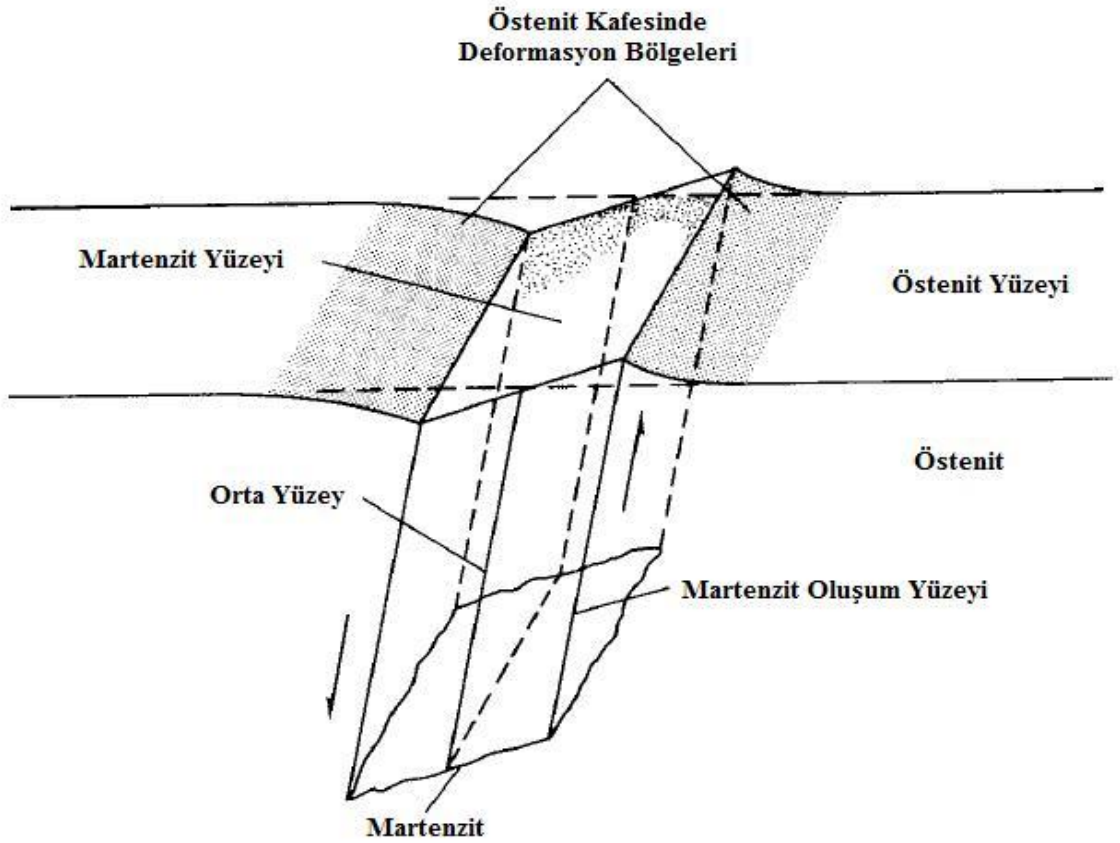
Hızlı soğutma sonucunda oluşan martenzit hacim oranı martenzit başlama sıcaklığına ve hızlı soğutma sonucu inilen son sıcaklığa bağlıdır.

$$f = 1 - \exp - [0,01] \cdot [M_s - T_p] \quad (2.4)$$

f= Martenzit hacim oranı

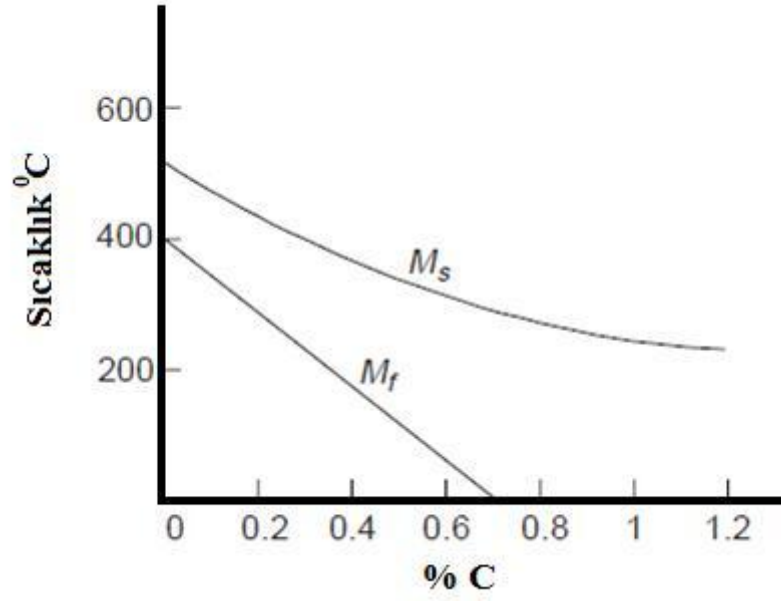
Ms= Martenzit başlama sıcaklığı

Tp= Hızlı soğuma sonucunda oluşan sıcaklık (son sıcaklık)



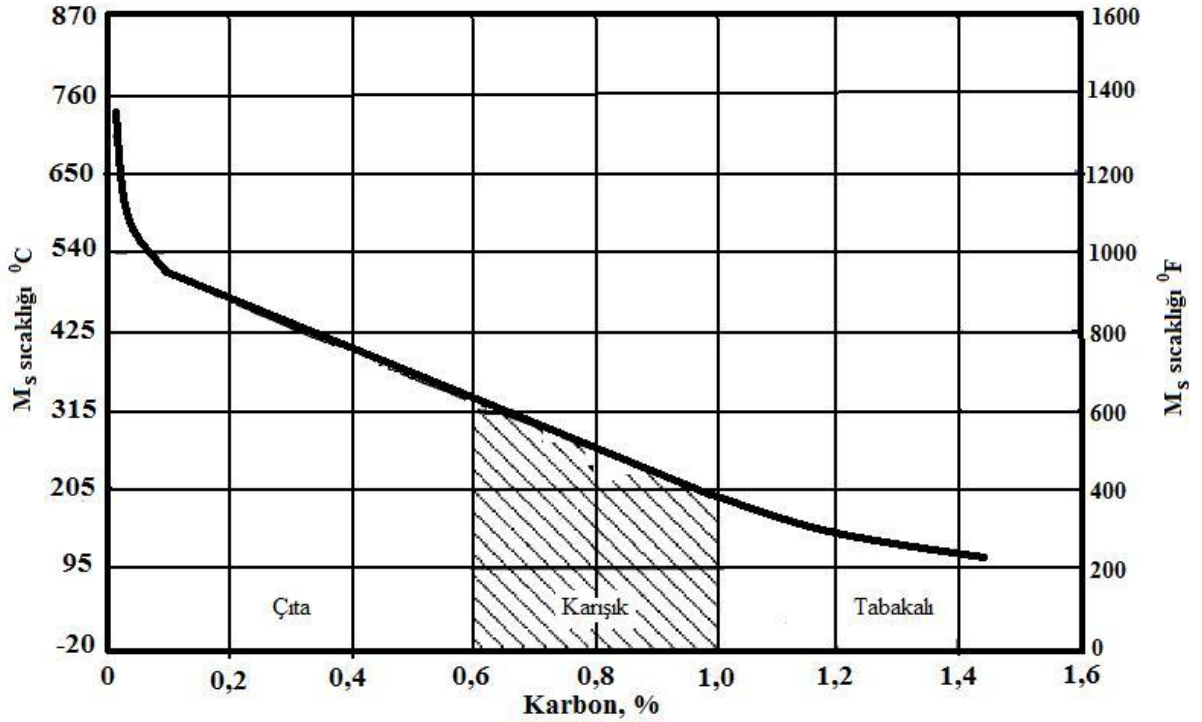
Şekil 2.8 Östenit-martenzit dönüşümü (Koistinen ve Marburger, 1959)

Denklemden de görüldüğü gibi martenzit hacim oranı Ms ve Tp değişkenlerine bağlıdır. Bu değişkenler ise soğuma hızı, malzeme bileşimi, malzemenin ilk sıcaklığı gibi çeşitli etkenlere bağlı olarak karakterize edilir (Aggen vd., 1990; Roberts vd., 1997).

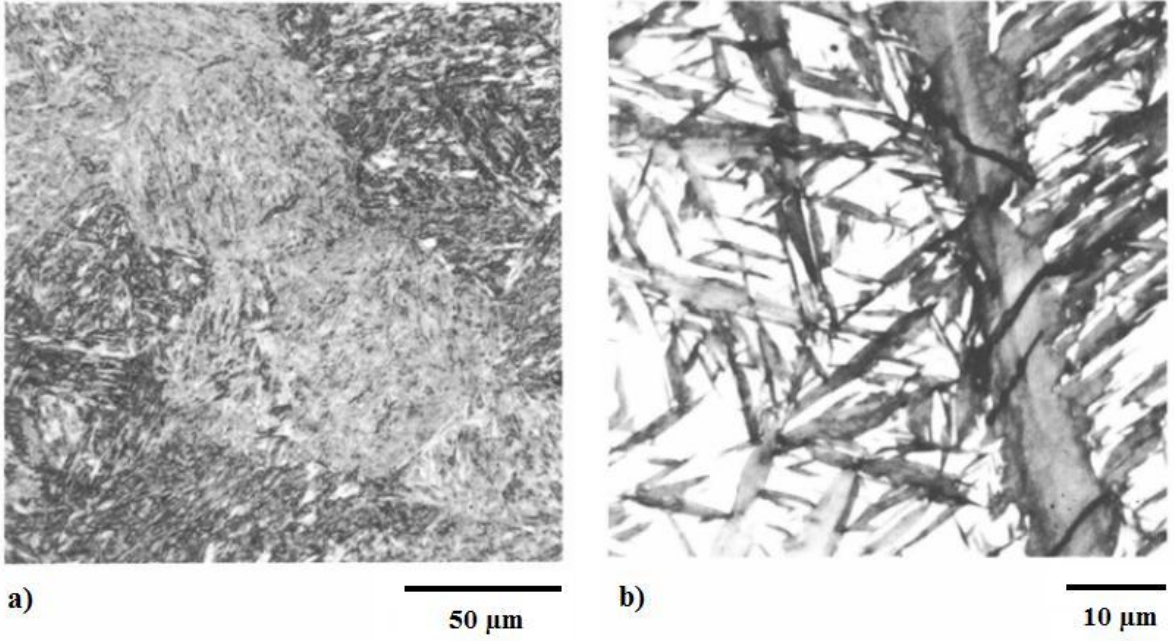


Şekil 2.9 M_s ve M_f sıcaklıklarının karbon oranına göre değişimi (Kakani ve Kakani, 2004)

Malzemenin sahip olduğu C oranına göre, oluşan martenzitin başlama ve bitiş sıcaklıkları değişmektedir. Artan C miktarıyla birlikte M_s ve M_f sıcaklıkları düşer. Yaklaşık % 0,6'dan fazla C içeren çeliklerin M_f sıcaklıkları 0 °C'nin altına düşer. Bu nedenle, % 0,6'dan fazla C içeren çeliklerin hızlı soğutulmasında martenzit ile birlikte artık östenit oluşur (Krauss, 1999).



Şekil 2.10 Karbon miktarının martenzit yapısına etkisi (Aggen vd., 1990)



Şekil 2.11 Martenzit mikroyapıları a) Çıta martenzit b) Tabakalı martenzit (Marder vd., 1970; Materkowski ve Krauss, 1979)

Hızlı soğuma sonucunda oluşan martenzit yapısı, malzemenin içerdiği karbon miktarına bağlıdır. Düşük karbonlu çeliklerde, karbon miktarı yüksek gerilme alanlarının oluşumu için yeterli değildir. Bu nedenle, çıta martenzit adı verilen yapı oluşur. Çıta martenzit, % 0,6 C oranına kadar varlığını korur. % 0,6 ile % 1 C arasında C içeren çeliklerde ise çıta martenzit ve tabakalı martenzit bir arada bulunur. % 1'den daha fazla C içeren çeliklerde ise çıta martenzit yapısı görülmez ve oluşan martenzit yapısı, tabakalı martenzittir (Şekil 2.10 ve Şekil 2.11).

3. TAKIM ÇELİKLERİ

Takım çelikleri, genel olarak kullanım yerlerine göre sınıflandırılır. Sınıflandırma; dövme, soğuk şekillendirme, döküm işleminde kalıp malzemesi olarak kullanılması gibi çeşitli başlıklar altında toplanır.

Takım çeliklerinin sınıflandırılmasında birçok etken kullanılmakla birlikte, alaşım elementi içeriği, uygulanan ısıtma işlem ve kullanım yeri göz önünde bulundurularak AISI tarafından yapılmış olan sınıflandırma yaygın olarak kullanılmaktadır. AISI standartlarına göre takım çelikleri 9 ayrı başlık altında incelenir. Çizelge 3.1’de, AISI tarafından yapılmış olan sınıflandırma görülmektedir.

Çizelge 3.1 AISI standartlarına göre takım çeliklerinin sınıflandırılması (Totten, 2007)

Takım Çeliklerinin Sınıflandırılması	
Grup	Gösterim
Suda Sertleşen Takım Çelikleri	W
Darbe Dayanımlı Takım Çelikleri	S
Yağda Sertleşen Soğuk İş Takım Çelikleri	O
Havada Sertleşen Soğuk İş Takım Çelikleri	A
Yüksek C ve Cr İçeren Soğuk İş Takım Çelikleri	D
Kalıp Çelikleri	P
Sıcak İş Takım Çelikleri	H
W İçeren Hız Çelikleri	T
Mo İçeren Hız Çelikleri	M

W grubu, en düşük alaşım elementi içeriğine sahiptir ve sertleşebilirliği en düşük olan gruptur. Bu nedenle, soğutma suda soğutma yapılır. S grubu, en düşük C içeriğine sahip olan gruptur. Bazı tipleri, W grubuna göre daha yüksek alaşım elementi içeriğine sahiptir. Düşük miktarlardaki C içeriği nedeniyle, darbe direnci oldukça yüksektir.

Soğuk iş takım çelikleri; O, A ve D grubu olmak üzere 3 ayrı gruptan oluşur. Yüksek sertlik ve aşınma dayanımı değerlerine ulaşmak amacıyla, 3 grup da yüksek oranda C içerir. İstenen özelliklere göre içerdikleri alaşım elementi ve türü değişmektedir. O grubu, havada sertleşebilen A ve D gruplarına göre daha az alaşım elementi içerir. Dolayısıyla, A ve D

gruplarının, ısıtılma sırasında çarpılma riski, O grubu çeliklere göre daha düşüktür. A ve D grubu çeliklerde, yüksek Cr ve Mo içeriği, ince dağılımlı karbür oluşumunu sağlar ve yapı oldukça yüksek aşınma dayanımına sahip olur (Roberts vd., 1997; Totten 2007).

Plastik üretiminde kalıp malzemesi olarak kullanılan P tipi takım çelikleri, metal şekillendirme işleminde kullanılan çeliklere göre daha düşük oranlarda aşınmaya maruz kalırlar. Bu nedenle, P tipi takım çeliklerinin içerdiği C oranı düşüktür. Malzemedan istenen temel özellik yüksek yüzey kalitesidir.

Hız çelikleri, yüksek aşınma dayanımı ile sertliğe sahip olan ve ana alaşım elementi olarak W ya da Mo içeren çeliklerdir. Malzemenin içerdiği Mo, Cr, V ve W gibi alaşım elementleri, yüksek yoğunlukta kararlı karbür oluşmasını sağlar. Hız çelikleri, 600°C'ye kadar sahip oldukları mekanik özellikleri korurlar (Krauss, 2005).

Yapılan bu sınıflandırma kullanılarak, uygulamada kullanılacak takım malzemesinin göstereceği performans ve takım malzemesinin limitleri göz önünde bulundurularak kullanılacak olan takım malzemesi belirlenir. Bu kriterler yanında, takım malzemesinin maliyeti de göz önünde bulundurulur.

3.1 Suda Sertleşen Takım Çelikleri

Suda sertleşen takım çelikleri karbon çelikleri olmakla birlikte, en ucuz takım çelikleridir ve AISI sisteminde W grubu çelikler olarak sınıflandırılırlar. İstenen özellikler ve performans, üretim ve ısıtılma aşamasının sıkı kontrol edilmesiyle sağlanır. Malzemenin sahip olduğu özellikler karbon miktarına bağlı olarak değişim gösterir.

Düşük alaşım elementi içeriği nedeniyle içerdiği karbür miktarı oldukça azdır. Bu nedenle, suda sertleşen takım çeliklerinin aşınma dayanımı düşüktür. Sahip oldukları sertleşebilirlik de, düşük alaşım elementi içeriğine bağlı olarak düşüktür. Martenzit yapısının oluşumu için, suda soğutma ile sağlanan yüksek soğuma hızları gereklidir. Yüksek soğuma hızıyla elde edilen martenzitik yapının etki derinliği ise sığdır. Çizelge 3.2, çeşitli W grubu çeliklerin kimyasal bileşimini göstermektedir.

W tipi çeliklerin dövme sıcaklıkları, içerdikleri C miktarına bağlı olarak 980-1065 °C sıcaklıkları arasında değişmektedir. Örneğin, % 0,70 C içeren çeliğin dövme sıcaklığı 1050 °C'dir.

W tipi çeliklerin sertlik değerleri de içerdikleri C miktarına bağlıdır. Suda sertleşen takım çeliklerine uygulanan meneviş işlemi, su verme ile sağlanan sertliği korumak amacıyla 150-

200 °C gibi düşük sıcaklıklarda uygulanır. Meneviş işleminin temel amacı, su verme sonucunda oluşmuş martenzit yapısının kırılganlığını azaltmaktır. Düşük sıcaklıklarda uygulanan meneviş işlemi ile, su verme sonucunda oluşan artık östenitin dönüşümü gerçekleştirilmez. Kokosza ve Pacyna (2005) tarafında yapılan çalışmada, 70MnCrMoV9-2-4-2 çeliğinde, menevişleme sıcaklığının artık östenit üzerindeki etkisi ve artık östenitin mekanik özelliklere olan etkisi incelenmiştir. Yapılan çalışmalar sonucunda, sertleştirme işlemi sonucunda oluşan artık östenitin, çekme dayanımını düşürdüğü belirlenmiştir. 120-170 °C arasında uygulanan meneviş sıcaklığında ise artık östenitin oldukça kararlı hale geldiği görülmüştür (Roberts vd., 1997; Krauss, 2005).

Çizelge 3.2 Çeşitli W grubu çeliklerin kimyasal bileşimleri (Roberts vd., 1997)

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)
W1	0,70 - 1,50	0,10 - 0,40	0,10 - 0,40	0,15 (m.)	0,20 (m.)	0,10 (m.)	0,15 (m.)	0,10 (m.)
W2	0,85 - 1,50	0,10 - 0,40	0,10 - 0,40	0,15 (m.)	0,20 (m.)	0,10 (m.)	0,15 (m.)	0,15 - 0,35
W5	1,05 - 1,15	0,10 - 0,40	0,10 - 0,40	0,40-0,60	0,20 (m.)	0,10 (m.)	0,15 (m.)	0,10 (m.)

3.2 Düşük Alaşımli Takım Çelikleri

AISI standartlarına göre L grubu olarak adlandırılan çeliklerdir. Suda sertleşen takım çeliklerine benzer özellikler taşırlar, fakat içerdikleri alaşım elementi miktarı daha fazladır. Suda sertleşen takım çeliklerine göre içerdikleri yüksek alaşım elementi içeriği nedeniyle, daha iyi aşınma dayanımı, takım ömrü ve sertleşebilirliğe sahiptirler. Düşük alaşımli takım çelikleri 7 farklı tipe sahip olmakla birlikte, L2 ve L6 tipleri kullanılmaktadır. L2 ve L6 çeliklerinin kimyasal bileşimi Çizelge 3.3'te görülmektedir.

Çizelge 3.3 L2 ve L6 takım çeliklerinin kimyasal bileşimi (Roberts vd., 1997)

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	V (%)	Ni (%)	Mo (%)
L2 (yüksek karbonlu)	0,65 - 1,10	0,10 - 0,90	0,50 (m.)	0,70 - 1,20	0,10 - 0,30	-	-
L2 (düşük karbonlu)	0,45 - 0,65	0,10 - 0,90	0,25	0,70 - 1,20	0,10 - 0,30	-	0,25 (m.)
L6	0,65 - 0,75	0,25 - 0,80	0,25	0,60 - 1,20	0,20 - 0,30	1,25 - 2,00	0,50 (m.)

Cr, kullanılan en önemli alaşım elementidir. Sertleşebilirlik, mekanik özelliklerin yüksek sıcaklıklarda korunabilmesi ve meneviş direnci gibi özelliklerin oluşmasını sağlar. Yüksek östenitleme sıcaklıkları ile östenit yapısı içerisinde çözünen C ve Cr miktarı artırılarak sertleşebilirliğin artması sağlanır. V varlığında ise, VC yapılarının çözünmemesinden dolayı, östenit fazı içerisinde çözünen C miktarı azalır ve sertleşebilirlik düşer.

Düşük alaşım elementi içeriği nedeniyle 980-1095 °C arasında dövülürler ve havada soğutulurlar. Tavlama işlemi ise düşük sıcaklıklarda uygulanır ve ferrit taneleri içerisinde ince dağılmış karbür yapıları elde edilir (Roberts vd., 1997; Krauss, 2005).

3.3 Darbe Dayanımlı Takım Çelikleri

Darbe dayanımlı takım çelikleri, AISI sisteminde S grubu çelikler olarak adlandırılır. Yüksek sertlik, dayanım, tokluk ve darbe dayanımı gibi özelliklerin bir arada bulunduğu takım çeliği grubudur. Mn, Cr ve Mo ile birlikte Si temel alaşım elementidir ve sertleşebilirlik ile meneviş direncinin artmasına yol açar. Si, karbür oluşturmeyen alaşım elementleri içerisinde yer alır ve sementit içerisindeki çözünürlüğü oldukça sınırlıdır. Bu nedenle, menevişleme işlemi sırasında sementitin çekirdeklenip büyüebilmesi için Si'nin, sementit oluşum bölgelerinden difüze olması gerekir. Ayrıca, Si varlığı ile malzemenin kırılmaya karşı olan hassasiyeti de azalmış olur.

Yüksek sertlik ve tokluk değerlerine sahip olmaları nedeniyle zımba ve kalıp malzemesi olarak kullanılırlar. Çizelge 3.4'te ısıl dayanımlı takım çeliklerinin bileşimi görülmektedir.

Çizelge 3.4 Darbe dayanımlı takım çeliklerinin kimyasal bileşimi (Roberts vd., 1997)

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)
S1	0,40 - 0,55	0,10 - 0,40	0,15 - 1,20	1,00-1,80	0,30 (m.)	0,50 (m.)	1,50 - 3,00	0,15-0,30
S2	0,40 - 0,55	0,30 - 0,50	0,90 - 1,20	-	0,30 (m.)	0,30-0,60	-	0,50 (m.)
S5	0,50 - 0,65	0,60 - 1,00	1,75 - 2,25	0,50 (m.)	-	0,20-1,35	-	0,35 (m.)
S6	0,40 - 0,50	1,20 - 1,50	2,00 - 2,50	1,20-1,50	-	1,20-1,50	-	0,30-0,40
S7	0,40 - 0,55	0,20 - 0,90	0,20 - 1,00	3,00-3,50	-	1,30-1,80	-	0,20-0,30

Çelik üretiminde Si'nin oksijen giderici olarak kullanılmasından dolayı, tüm çelikler % 0,3'e kadar Si içerirler. Daha fazla oranlarda Si içeren çeliklerde ise, menevişleme sırasında yumuşamaya karşı direnç ve kırılma tokluğu sağlanmış olur (Roberts vd., 1997; Krauss, 2005).

3.4 Yağda Soğutma İle Sertleşen Soğuk İş Takım Çelikleri

AISI standart sisteminde O grubu olarak adlandırılan çeliklerdir. Yüksek C ve alaşım elementi içeriği nedeniyle yağda soğutma ile martenzit yapısı elde edilir ve sertleşebilirlikleri yüksektir. Alaşım elementi içeriği, alaşım karbürlerinin oluşumunu sağlayacak kadar yüksek oranlarda değildir. Bu nedenle, yüksek hızlarda kesme ve yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılamazlar ve soğuk işlem uygulamaları ile sınırlıdır. Çizelge 3.5, çeşitli O tipi çeliklerin kimyasal bileşimini göstermektedir.

Tüm O grubu takım çelikleri dövme sıcaklığına hızlı ısıtıldığında, çatlak oluşumuna karşı hassaslaşır. Bu nedenle, 650 °C'de ön ısıtma uygulanır ve ardından dövme sıcaklığına ısıtılır. Dövme sıcaklıkları Mn içeren çelikler için 815 °C ve W-Cr içeren çelikler için ise 870 °C'dir. Bu sıcaklıklar altında uygulanan dövme işlemi, malzemeyi yüzey çatlağı oluşumuna ve yırtılma karşı hassaslaştırır.

Çizelge 3.5 Çeşitli O tipi takım çeliklerinin kimyasal bileşimi (Roberts vd., 1997)

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)
O1	0,85 - 1,00	1,00 - 1,40	0,50 (m.)	0,40 - 0,60	0,30 (m.)	-	0,40 - 0,60	0,30 (m.)
O2	0,85 - 0,95	1,40 - 1,80	0,50 (m.)	0,50 (m.)	0,30 (m.)	0,30 (m.)	-	0,30 (m.)
O6	1,25 - 1,55	0,30 - 1,10	0,55-1,50	0,30 (m.)	0,30 (m.)	0,20 - 0,30	-	-
O7	1,10 - 1,30	1,00 (m.)	0,60 (m.)	0,35 - 0,85	0,30 (m.)	0,30 (m.)	1,00 - 2,00	0,40 (m.)

O tipi çeliklerin içerdiği Mn miktarı A₁ hattını daha düşük sıcaklıklara öter. Bu nedenle, O tipi çeliklerde östenitleme sıcaklıkları düşüktür. Östenit sıcaklığında bekletilen yapı yağda soğutulur ve martenzit ile artık östenit oluşumu görülür.

Menevişleme sıcaklıkları malzemenin içerdiği alaşım elementi türüne ve miktarına göre değişiklik göstermektedir. Mo içeriği daha düşük olan türler, menevişleme işlemi sırasında daha düşük sıcaklıklarda yumuşar. Bu nedenle, bu tür çeliklere menevişleme işlemi daha düşük sıcaklıklarda uygulanır (Roberts vd., 1997; Krauss, 2005).

3.5 Havada Soğutma İle Sertleşen Takım Çelikleri

AISI standart sistemine göre A grubu olarak adlandırılan çeliklerdir. Yüksek C ve alaşım elementi içerisine sahip olan çeliklerdir. Yüksek alaşım elementi içeriği sayesinde havada soğutma ile sertlik oluşumu sağlandığı gibi, ısıt işlemler yardımıyla büyük alaşım karbürlerinin de oluşumu sağlanır. Alaşım karbürleri, sementite ve martenzite göre daha yüksek sertliğe sahip olan yapılardır. Bu nedenler A tipi çeliklerin aşınma dayanımı diğer çelik türlerine göre oldukça iyidir.

Menevişleme sırasında ikincil sertlik oluşumu göstermesine ve menevişleme direncinin yüksek olmasına rağmen, sıcak iş ve yüksek hızda kesme uygulamalarında kullanılmazlar. Bunun nedeni sıcak sertlik değerlerinin istenen düzeyde olmamasıdır.

Çizelge 3.6 Çeşitli A tipi çeliklerin kimyasal bileşimi (Roberts vd., 1997)

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)	Co (%)
A2	0,95 - 1,05	1,00 (m.)	0,50 (m.)	4,75 - 5,50	0,30 (m.)	0,90 - 1,40	-	0,15 - 0,50	-
A3	1,20 - 1,30	0,40 - 0,60	0,50 (m.)	4,75 - 5,50	0,30 (m.)	0,90 - 1,40	-	0,80 - 1,40	-
A4	0,95 - 1,05	1,80 - 2,20	0,50 (m.)	0,90 - 2,20	0,30 (m.)	0,90 - 1,40	-	-	-
A6	0,65 - 0,75	1,80 - 2,50	0,50 (m.)	0,90 - 1,20	0,30 (m.)	0,90 - 1,40	-	-	-
A7	2,00 - 2,85	0,80 (m.)	0,50 (m.)	5,00 - 5,75	0,30 (m.)	0,90 - 1,40	0,50 - 1,50	3,90 - 5,15	-
A8	0,50 - 0,60	0,50 (m.)	0,75 - 1,10	4,75 - 5,50	0,30 (m.)	1,15 - 1,65	1,00 - 1,50	-	-
A9	0,45 - 0,55	0,50 (m.)	0,95 - 1,15	4,75 - 5,50	1,25 - 1,75	1,30 - 1,80	-	0,80 - 1,40	-
A10	1,25 - 1,50	1,60 - 2,20	1,00 - 1,50	-	1,55 - 2,05	1,25 - 1,75	-	-	-

Çizelge 3.6, A tipi çeliklerin kimyasal bileşimini göstermektedir. A tipi çeliklerin genel avantajı, havada soğutma ile martenzit yapısının oluşturulabilmesi nedeniyle, çarpılma ve çatlak oluşumu riskinin düşük olmasıdır. Ayrıca alaşım elementi varlığının dönüşüm sıcaklıklarını ötelemesi nedeniyle, östenitleme işlemi düşük sıcaklıklarda uygulanır. Böylece, östenitleme işlemi sırasında meydana gelmesi muhtemel olan boyut değişimi ve dekarbürizasyon gibi istenmeyen etkiler azaltılmış olur.

A tipi çelikleri dövme sıcaklığına ısıtma sırasında, 650-670 °C'de ön ısıtma uygulanır. Böylece, dekarbürizasyon zamanı azaltılmış olur. Dövme işlemi, Cr içeren çeliklere 900 °C üzerindeki sıcaklıklarda uygulanırken, Mn içeren çelikler 815 °C civarındaki sıcaklıklarda

dövülmektedir. Dövme ile şekillendirilen çelikler, işleme ya da sertleştirme işlemleri öncesinde tavlmalıdır (Roberts vd., 1997; Krauss, 2005).

3.6 Yüksek Karbon ve Krom İçeren Soğuk İş takım Çelikleri

AISI standart sisteminde, D grubu olarak adlandırılan ve en fazla alaşım elementi içeriğine sahip olan çeliklerdir. Çizelge 3.7, D grubu çeliklerin kimyasal bileşimlerini göstermektedir. Ortalama % 12 Cr ile birlikte, Mo, V, Ni, Mn, W ve Co içerirler. Yüksek C ve alaşım elementi içeriği nedeniyle, ısıtma işlemi sonucunda çekirdeğe kadar sertlik elde edilir. Mo içermeyen D3 tipi dışında, havada soğutma ile sertleştirme uygulanır. Havada soğutma nedeniyle, sertleştirme işlemi sonucunda oluşan çarpılma ve çatlak oluşumu riski oldukça düşüktür.

Çizelge 3.7 Çeşitli D grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimi (Roberts vd., 1997)

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)	Co (%)
D2	1,40 - 1,60	0,60 (m.)	0,60 (m.)	11,00 - 13,00	0,30 (m.)	0,70 - 1,20	-	1,10 (m.)	-
D3	2,00 - 2,35	0,60 (m.)	0,60 (m.)	11,00 - 13,50	0,30 (m.)	-	1,00 (m.)	1,00 (m.)	-
D4	2,05 - 2,40	0,60 (m.)	0,60 (m.)	11,00 - 13,00	0,30 (m.)	0,70 - 1,20	-	1,00 (m.)	-
D5	1,40 - 1,60	0,60 (m.)	0,60 (m.)	11,00 - 13,00	0,30 (m.)	0,70 - 1,20	-	1,00 (m.)	2,50 - 3,50
D7	2,15 - 2,50	0,60 (m.)	0,60 (m.)	11,50 - 13,50	0,30 (m.)	0,70 - 1,20	-	3,80- 4,40	-

D tipi takım çelikleri, ilk olarak yüksek hız çelikleri olarak tasarlanmıştır. Fakat uygulamada ortaya çıkan sonuçlar neticesinde, yüksek hızda kesme işlemi için yeterli sıcak sertliğe sahip olmadıkları ve oldukça kırılgan oldukları belirlenmiştir. Sohar vd. (2007) tarafından, D2 çeliğinin yorulma dayanımını üzerine bir çalışma yürütülmüştür. Malzemenin içerdiği karbür yapısının ve zımparalama ile parlatma aşamasında oluşan yüzey bozukluklarının yorulma dayanımına etkisi incelenmiştir. Yapılan araştırmalar sonucunda, 10^5 - 10^6 gibi çevrim

sayılarında, hasarın birincil karbürler üzerinden başladığı, daha yüksek çevrimlerde ise birincil karbür yapılarının çevresinde bulunan çatlakların hasarı başlattığı ve birincil karbür hasarı ile yapısal hasarın oluştuğu belirlenmiştir.

Bu çeliklerin içerdiği yüksek alaşım elementi miktarı, katılaşma sırasında segregasyon oluşumuna neden olmaktadır. Katılaşan ilk kristaller Fe içerirler. C, Cr ve diğer alaşım elementleri, alaşım karbürlerinin oluştuğu dendrit kolları arasına itilir. Alaşım karbürlerinin kararlı yapılar olmasından dolayı, ısıtılma sırasında tamamen dağıtılamazlar. Bu nedenle, malzemenin sıcak çalışma şartlarında şeritleşme oluşumu görülür. Bu nedenle, D tipi çelikler soğuk çalışma şartlarında kullanılır ve aşınma dayanımları diğer soğuk iş takım çeliği türlerine göre daha yüksektir. Bourithis vd. (2006) tarafından yapılan çalışmada O1 ve D2 çeliklerinin aşınma özellikleri incelenmiştir. Her iki malzemeye, sertlik değerleri 60 HRC olacak şekilde sertleştirilmiş ve aşınma testleri uygulanmıştır. Aşınma testleri sonuçlarına göre, D2 tipi çeliğin aşınma özelliklerinin alaşım karbürlerinin varlığından dolayı, O1 çeliğine göre 2 kat daha yüksek olduğu belirlenmiştir.

D tipi takım çeliklerinde, malzemenin yüksek Cr ve C içeriğinden dolayı 1150 °C'de kısmi ergime görülür. Ayrıca, yüksek alaşım elementi içeriği nedeniyle ısıtılma hızları oldukça düşüktür ve düşük ısıtılma hızı, malzeme içerisinde ısıtılma gradyanı oluşumuna neden olur. Bu nedenlerden dolayı, D tipi takım çeliklerinin ısıtılma işlemi dikkat gerektirir. Malzeme içerisindeki ısıtılma farkları en düşük seviyeye indirebilmek amacıyla 650-700 °C'de ön ısıtılma uygulanır. Dövme sıcaklığı ise 870-900 °C civarındadır ve soğutma işlemi oldukça yavaş uygulanır (Roberts vd., 1997; Krauss, 2005).

Belirtilen soğuk iş takım çelikleri dışında, yüksek C içeriğine sahip olan ledeburitik soğuk iş takım çelikleri üzerinde de çalışılmaktadır. Ledeburitik çelikler, yüksek sertlik ve aşınma dayanımı özellikleri ile öne çıkmaktadır. Malzemenin yüksek sertlik ve dayanım ile birlikte, yüksek tokluk özelliğine de sahip olması istenir ve tokluk özelliği, yüksek saflıktaki üretim ile sağlanır (Liebfahrt vd., 1999).

3.7 Yüksek Hız Çelikleri

Yüksek hız çelikleri, işleme ve kesme takımı olarak kullanılır. İşlem sırasında ortaya çıkan yüksek sıcaklık ve aşınma nedeniyle, mekanik özellikleri oldukça iyi olan malzemelerdir. Özellikle işlem sırasında ortaya çıkan yüksek sıcaklık karşısında özelliklerini koruyabilmeleri amacıyla, sıcak sertliğe sahip olmaları istenir. Ayrıca, malzemenin aşınma dayanımının da yüksek olması istenir. Bu özellikler, malzemenin sahip olduğu yüksek alaşım elementi içeriği,

ergime derecesine yakın sıcaklıklarda sertleştirme işlemi, östenitleme işlemi sırasında ince taneli yapının elde edilmesi, çekirdeğe kadar sertleşmenin sağlanması ve ikincil sertlik oluşumu gibi etkenlere bağlı olarak elde edilir.

Çizelge 3.8, çeşitli yüksek hız çeliklerinin bileşimini göstermektedir. Yüksek hız çelikleri, AISI sisteminde M ve T grubu çelikleri olarak sınıflandırılır. Gruplandırma, malzemenin içerdiği ana alaşım elementine göre yapılır. M tipi çelikler, Mo içeren çelikler iken, T tipi çelikler, W içeren çeliklerdir. Günümüzde M ve T tipi yüksek hız çelikleri benzer özellikleri taşımaktadır. Bu nedenle, daha düşük maliyetli Mo içeren çelikler daha geniş bir kullanım alanına sahiptir.

Çizelge 3.8 Çeşitli yüksek hız çeliklerinin kimyasal bileşimi (Roberts vd., 1997)

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)	Co (%)
M1	0,78 - 0,88	0,15 - 0,40	0,20 - 0,50	3,50 - 4,00	0,30 (m.)	8,20-9,20	1,40 - 2,10	1,00 - 1,35	-
M30	0,75 - 0,85	0,15 - 0,40	0,20 - 0,45	3,50 - 4,25	0,30 (m.)	7,75-9,00	1,30 - 2,30	1,00 - 1,40	4,50 - 5,50
M46	1,22 - 1,30	0,20 - 0,40	0,40 - 0,65	3,70 - 4,20	0,30 (m.)	8,00-8,50	1,90 - 2,20	3,00 - 3,30	7,80 - 8,80
M62	1,25 - 1,35	0,15 - 0,40	0,15 - 0,40	3,50 - 4,00	0,30 (m.)	10,00-11,00	5,75 - 6,50	1,80 - 2,10	-
T1	0,65 - 0,80	0,10 - 0,40	0,20 - 0,40	3,75 - 4,50	0,30 (m.)	-	17,25 - 18,75	0,90 - 1,30	-
T4	0,70 - 0,80	0,10 - 0,40	0,20 - 0,40	3,75 - 4,50	0,30 (m.)	0,40-1,00	17,50 - 19,00	0,80 - 1,20	4,25 - 5,75
T6	0,75 - 0,85	0,20 - 0,40	0,20 - 0,40	4,00 - 4,75	0,30 (m.)	0,40-1,00	18,50 - 21,00	1,50 - 2,10	11,00 - 13,00
T15	1,50 - 1,60	0,15 - 0,40	0,15 - 0,40	3,75 - 5,00	0,30 (m.)	1,00(maks.)	11,75 - 13,00	4,50 - 3,25	4,75 - 5,25

Yüksek hız çeliklerinin üretiminde, yüksek alaşım elementi miktarı nedeniyle katılaşma büyük önem taşımaktadır. Katılaşma sırasında, dendrit bileşimi ile dendrit kolları arasındaki bileşim oldukça farklıdır. Bu nedenle, özellikle yüksek miktarlarda alaşım elementi içeren takım malzemelerinin üretiminde toz metalurjisi ve spreylendirme gibi farklı üretim yöntemleri kullanılmaktadır. Özellikle toz metalurjisi yöntemi ile, segregasyon oluşumu büyük oranlarda engellenebilmektedir.

Yüksek hız çeliklerinin sahip olduğu özellikler üretim yöntemi seçimi, katılaşma, tavlama, östenitleme koşulları, birincil karbürlerin dağılımı gibi birçok etkene bağlı olarak ortaya çıkar. Özellikle, üretim sırasında oluşan birincil karbürler ile ısıtılma sonucu oluşan ikincil karbürlerin yapısı ve dağılımı malzeme özellikleri üzerinde belirleyici rol oynar. Malzemenin içerdiği alaşım elementi türüne ve miktarına göre birçok alaşım karbürü oluşabilir. Yüksek hız çeliklerinin sahip olması istenen en önemli özelliklerden olan sıcak sertlik, menevişleme sırasında oluşturulan ikincil karbürler ile sağlanır. 530-550 °C sıcaklıklara kadar sıcak sertliğe sahip olan yüksek hız çelikleri, daha yüksek sıcaklıklarda ikincil karbürlerin kabalaşmasından dolayı sahip olduğu sertliği kaybetmeye başlar. Co gibi alaşım elementleri de, ikincil karbür oluşum kinetiği üzerinde etkilidir (Leitner vd., 1999).

M₆C: W ya da Mo içeriği fazla olan karbürlerdir. T tipi çeliklerde Fe₃W₃C ya da Fe₄W₂ yapısında iken, M tipi çeliklerde Fe₃Mo₃C ya da Fe₄Mo₂C yapısındadır.

M₂₃C₆: Yüksek Cr miktarına sahip olan kübik yüzey merkez kafes yapısındaki alaşım karbürleridir. Isıl işlem ile çözülme ve ikincil sertlik oluşumuna katkı sağlayan karbürlerdir.

M₂C: Geçiş karbürü olarak adlandırılır ve menevişleme işlemi sırasında görülür. T tipi çeliklerde W₂C yapısında iken, M tipi çeliklerde Mo₂C yapısındadır.

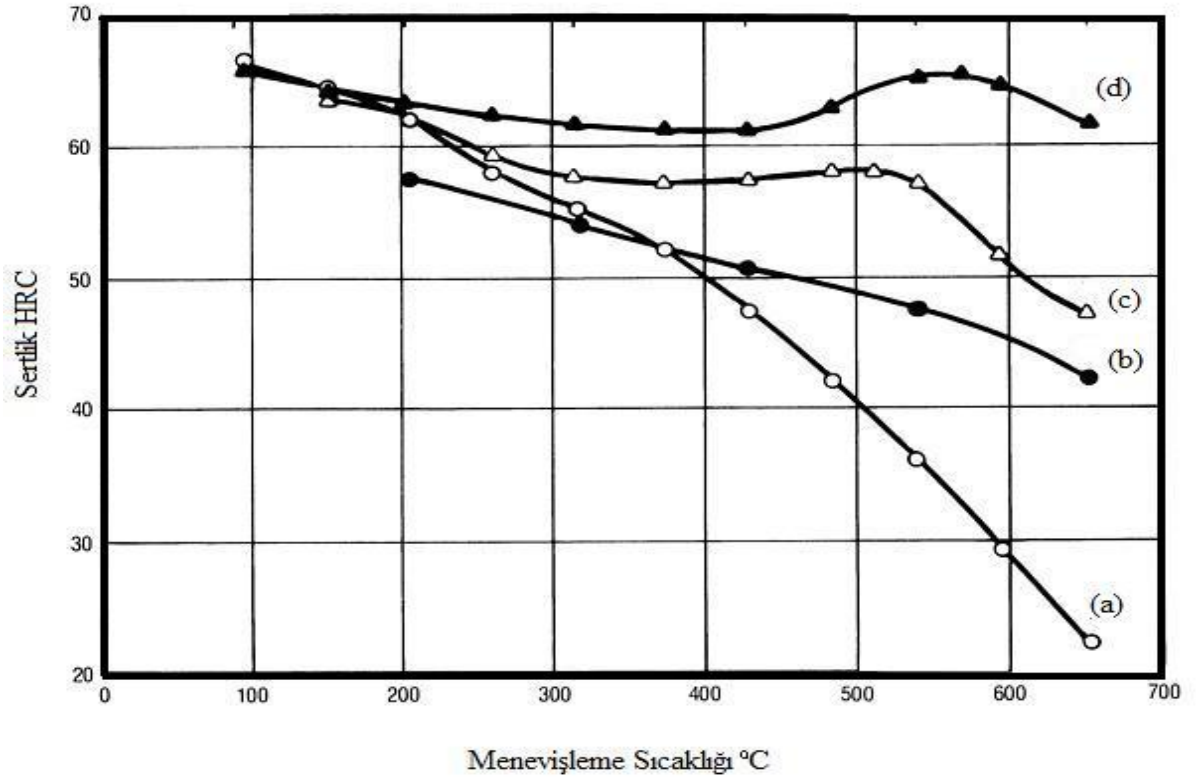
MC: Kübik yüzey merkezli kafes yapısına ve zengin V içeriğine sahip olan alaşım karbürleridir. Bileşimdeki V miktarına göre VC ya da V₄C₃ yapısındadır. Çözünürlük özelliği, malzemenin içerdiği W, Mo, Cr ve Fe miktarına göre değişiklik gösterir.

Wendler (1998) tarafından yapılan çalışmada, yüksek hız takım çeliklerinin yüzeyinde, 4 µm boyutunda Ti, V, Nb, Ta elementlerinin kararlı karbür yapıları oluşturulmuş ve aşınma ile adhezyon gibi özelliklerin oldukça artırıldığı belirlenmiştir.

Çizelge 3.9 Çeşitli yüksek hız çelikleri için dövme ve menevişleme sıcaklıkları (Roberts vd., 1997)

Malzeme Sıcaklık(°C)	M1	M30	M46	T1	T4	T6	T15
Dövme	540 - 595	540 - 595	525 - 565	540 - 595	540 - 595	540 - 595	540 - 650
Menevişleme	1040 - 1150	1040 - 1150	1040 - 1150	1065 - 1175	1065 - 1175	1065 - 1175	1065 - 1175

Çizelge 3.9’da görüldüğü gibi, yüksek hız çelikleri için çeşitli dövme ve ısıtım sıcaklıkları bulunmaktadır. Malzemenin içerdiği yüksek alaşım elementi miktarı nedeniyle havada soğutma ile sertleştirme koşulları sağlanmış olur. Bu nedenle, yüksek hız çeliklerine normalizasyon ısıtım işlemi uygulanmaz.



Şekil 3.1 Çeşitli takım çeliği türlerinin menevişleme sıcaklığı ve sertlik değerleri ilişkisi: a) W grubu takım çeliği b) S grubu takım çeliği c) A grubu takım çeliği d) M grubu takım çeliği (Aggen vd., 1990)

Şekil 3.1, çeşitli takım çeliği türlerinin menevis sıcaklıkları ile sertlikleri arasındaki ilişkiyi göstermektedir. W grubu takım çeliklerinin, su verme sonrasında sahip oldukları sertlik değeri oldukça yüksektir. Fakat, düşük alaşım elementi içeriği nedeniyle menevişleme işlemi sonrasındaki sertlik değeri 20 HRC'ye kadar düşmüştür. S ve A grubu çeliklerin sertliklerindeki düşüş ise, alaşım elementlerinin difüzyonu engelleyici rol oynamasından dolayı daha düşük seviyelerdedir. Menevişleme sonrası elde edilen en yüksek sertlik değeri M grubu çeliklere aittir. M grubu çeliklerin, yüksek miktarlarda C içermesinden dolayı sertlik değeri yüksektir. Ayrıca, yapının içerdiği yüksek alaşım elementi miktarı ile ikincil sertlik oluşumu da elde edilmiştir.

3.8 Kalıp Çelikleri

Plastik üretiminde ve bazı metal kalıp uygulamalarında kullanılan çeliklerdir. AISI siteminde P gurubu çelikler olarak sınıflandırılırlar. Üretimleri ve malzemedan beklenen özellikler, diğer takım çeliklerden daha farklıdır. Kalıp çeliklerinden beklenen özellikler aşağıdaki gibi sıralanabilir (Roberts ve Cary, 1980).

- Şişirme kabiliyeti (polimer esaslı malzemelerin üretimi için)
- İşleme kabiliyeti
- Parlatma kabiliyeti
- Aşınma dayanımı
- Yüksek yüzey sertliği
- Yüksek çekirdek dayanımı
- Tokluk
- Sertleştirme sırasında düşük boyutsal değişim
- Korozyon direnci
- Menevişleme sırasında düşük sertlik kaybı

Bazı kalıp çeliklerinin kimyasal bileşimi Çizelge 3.10'da verilmiştir. Kalıp çelikleri, özellikle plastik üretiminde kullanıldığı için düşük mekanik ve ısıl yüklere maruz kalır. Bu nedenle, C ve alaşım elementi içerikleri düşüktür. Kalıp çeliklerinin maruz kaldığı en önemli etki korozyonudur. Plastik üretimi sırasında, ısı ile birlikte plastik iş parçası, kalıp malzemesinde korozyon oluşumuna neden olmaktadır. Korozyon, genel olarak malzemenin bileşiminin

değiştirilmesiyle giderilmektedir. Ancak, kimyasal bileşimin değişimiyle, malzemenin sahip olduğu diğer fiziksel ve mekanik özelliklerin değişmesinden dolayı, bileşim değişimi kontrollü olarak uygulanabilmektedir (Bauer, 1999).

Çizelge 3.10 Çeşitli kalıp çeliklerinin kimyasal bileşimi (Roberts vd., 1997)

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)	Al (%)
P2	0,10 (m.)	0,10 - 0,40	0,10 - 0,40	0,75-1,25	0,10 - 1,50	0,15 - 0,40	-	-	-
P4	0,12 (m.)	0,20 - 0,60	0,10 - 0,40	4,00-5,25	-	0,40 - 1,00	-	-	-
P20	0,28-0,40	0,60 - 1,00	0,20 - 0,80	1,40-2,00	-	0,30 - 0,55	-	-	-
P21	0,18-0,22	0,20 - 0,40	0,20 - 0,40	0,50 (m.)	3,90 - 4,25	-	-	0,15 - 0,25	1,05 - 1,25

Dövme ve ısıtma işlem sıcaklıkları için dikkat edilmesi gereken özel etkenler bulunmamaktadır. Göreceli olarak daha yüksek C ve alaşım elementi içeren türler için yağda ve havada soğutma uygulanmaktadır.

Kalıp çelikleri, düşük C içeren çeliklerdir. Bu nedenle, sertleştirme işlemi sonrası yüksek sertlik değerlerine ulaşılabilmesi mümkün değildir ve yüzeyde istenen sertlik değerlerinin elde edilebilmesi amacıyla karbürizasyon işlemi uygulanır. Karbürizasyon, 870-925 °C arasındaki sıcaklıklarda ve 2 ile 24 saat arasında değişen sürelerde uygulanır. Dövme işlemi 1000-1120 °C, menevişleme işlemi ise 150-250 °C sıcaklık aralıklarında uygulanır. Yalnızca, yüksek C ve alaşım elementi içeriğine sahip olan P21 çeliğinde menevişleme sıcaklığı 540-580 °C sıcaklık aralığındadır.

Çökelti sertleşmesi elde edilmek istenen kalıp çeliklerine, alaşım elementi olarak Cu ilave edilir. Cu, Mo, Al, Ti, Nb gibi alaşım elementleri sertleşebilirlik ve tokluk özelliklerini değiştiren alaşım elementleri olarak kullanılırken, bu alaşım elementlerinden en önemli etkiye sahip olan Cu'dur (Ernst, 1999).

3.9 Sıcak İş Takım Çelikleri

Sıcak iş takım çelikleri, yüksek sıcaklık uygulamaları için tasarlanmış çeliklerdir. AISI standart sisteminde, H grubu çelikler olarak sınıflandırılırlar. Çizelge 3.11, çeşitli sıcak iş takım çeliklerinin kimyasal bileşimini göstermektedir.

Çizelge 3.11 Çeşitli H grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimi (Roberts vd., 1997)

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)
H11	0,33	0,20	0,80	4,75	0,30 (m.)	1,10	-	0,30
	-	-	-	-		-		-
	0,43	0,50	1,20	5,50		1,60		0,60
H12	0,30	0,20	0,80	4,75	0,30 (m.)	1,25	1,00	0,50
	-	-	-	-		-	-	(m.)
	0,40	0,50	1,20	5,50		1,75	1,70	
H13	0,32	0,20	0,80	4,75	0,30 (m.)	1,10	-	0,80
	-	-	-	-		-		-
	0,45	0,50	1,20	5,50		1,75		1,20
H21	0,26	0,15	0,15	3,00	0,30 (m.)	-	8,50	0,30
	-	-	-	-			-	-
	0,36	0,40	0,40	3,75			10,00	0,60
H22	0,30	0,15	0,15	1,75	0,30 (m.)	-	10,00	0,25
	-	-	-	-			-	-
	0,40	0,40	0,40	3,75			11,75	0,50
H42	0,55	0,15	-	3,75	0,30 (m.)	4,50	5,50	1,75
	-	-		-		-	-	-
	0,70	0,40		4,50		5,50	6,75	2,20

Sıcak iş takım çeliklerinden beklenen temel özellikler, yüksek sıcaklığa maruz kaldıklarında sertliklerini koruyabilmeleri ve yumuşamaya karşı dirençli olmalarıdır.

Sıcak iş takım çeliklerinden beklenen genel özellikler ise şu şekilde sıralanabilir:

- **Kullanım sıcaklığında deformasyona karşı dayanım:** Bu özellik, sıcak iş takım çeliklerinin yüksek sıcaklıklarda kullanılmasından dolayı oldukça önemlidir. Parçanın ömrünün ortaya çıkmasında oldukça önemlidir.
- **Isıl ve mekanik şoklara karşı dayanım:** Mekanik ve ısı şoklarına karşı yüksek direnç yanında, çentik darbe dayanımının da oldukça yüksek olması istenir. Bu özellikler ile, çatlak oluşumu ve hasar mekanizmalarının gelişmesi engellenmiş olur.

- **Yüksek sıcaklıkta aşınmaya karşı dayanım:** Malzemenin, erozyon ve yüksek sıcaklıklarda oluşabilecek aşınmaya karşı dirençli olması istenir. Kalıp ve takım ömrünün, uzun olabilmesi için istenen başlıca özelliklerdendir. Bu özelliğin yüksek olmasının istendiği kullanım yerlerinde, özel çelik bileşimleriyle yüksek sertlikler elde edilir. Tokluk değerlerinde bir miktar düşüş görülmesine rağmen, oldukça yüksek aşınma dayanımları elde edilmiş olur.
- **İşlenebilirlik:** Parçanın, istenen şekil ve boyutlara getirilebilmesi için işlenebilirliğinin iyi olması istenir. Birincil üretim sırasında sağlanan homojen mikroyapı ile işlenebilirlik özelliği arttırılabilmektedir.
- **Distorsiyona (çarpılmaya) karşı dayanım:** Isıl işlem ve kullanım yerinde oluşan ısıl çevrimler nedeniyle oluşan ısıl etkiler malzemede şekil ve boyut değişimine neden olabilmektedir. Özellikle, sıcak iş takım çeliklerinin yüksek sıcaklıklarda kullanılmasıyla nedeniyle, çarpılma görülme ihtimali daha yüksektir. Çarpılma oluşumunu engellemek amacıyla, ısıtma ve soğutma işlemleri uygun şekilde yapılmalı ve kullanım yerinde oluşan ısıl çevrimlere uygun çelik bileşimleri kullanılmalıdır.
- **Isıl yorulma dayanımı:** Sıcak iş takım çeliklerinin tekrarlı olarak ısıl yüklemelere maruz kalmasından dolayı, çatlak ve hasar oluşumu görülebilmektedir. İstenen kalıp ömrünün sağlanabilmesi amacıyla, takımın belirli bir ısıl yorulma dayanımına sahip olması gerekmektedir (Roberts vd., 1997).

Kullanılacak olan sıcak iş takım çeliğinin seçiminde 3 temel kriter belirleyici rol oynar:

- Kullanım sıcaklığı
- Parçaya etkiyen yük
- Parçanın soğuma davranışı

Kullanım sıcaklığına uygun olarak kullanılacak çeliğin bileşimi belirlenir. Yapıda C varlığından dolayı oluşan sertlik 230 °C'ye, Cr varlığından dolayı oluşan sertlik 425 °C'ye kadar, W varlığından dolayı oluşan sertlik 620 °C'ye kadar karardır. Çizelge 3.12, çeşitli sıcak iş takım çeliği türleri için çeşitli sıcaklıklardaki sertlik değerlerini göstermektedir (Krauss, 2005; Totten, 2007).

İşlem sonrası iş parçasının sıcaklığı, ani soğutma ile oda sıcaklığına soğutulacaksa W'li çeliklerin yerine Cr'lu çelikler tercih edilir. Böylece, hızlı soğutma ile çatlak oluşturma eğilimi daha düşük olan bir çelik bileşimi seçilmiş olur.

Yüksek mekanik şokların oluştuğu kullanım yerlerinde ise, düşük C'lu sıcak iş takım çelikleri kullanılarak, daha tok malzemelerin kullanımı sağlanır. Ayrıca, ısıl şok oluşumunun en düşük seviyede olmasını sağlamak amacıyla, ısıl işlem ve kullanım esnasında malzemeye ön ısıtma uygulanmalıdır.

Çizelge 3.12 H grubu sıcak iş takım çeliklerinin sıcak sertlik değerleri (Totten, 2007)

Malzeme	Sıcak Sertlik (HB)	
	595 °C	650 °C
H12	192	108
H21	280	211
H26	405	276

3.9.1 Kromlu Sıcak iş Takım Çelikleri

Ana alaşım elemanı olarak C ve Cr içeren sıcak iş takım çeliği türüdür. Dövme döküm uygulamalarında en çok kullanılan takım çelikleri, Cr'lu sıcak iş takım çelikleridir. Özellikle, alüminyum alaşımlarının dökümünde geniş bir kullanım alanına sahiptirler.

Cr'lu sıcak iş takım çeliklerinin temel özellikleri, yüksek tokluk ve oluşan ısıl-mekanik şoklara karşı dayanımdır. Sıcak sertlikleri, diğer sıcak iş takım çeliği türlerine göre düşüktür. Fakat, yüksek tokluk özelliğine sahip olmaları nedeniyle tercih edilirler.

Cr'lu sıcak iş takım çelikleri düşük C içerikleri sayesinde, dövmeye oldukça uygun çeliklerdir. Takıma, 700-815 °C aralığında ön ısıtma uygulanır ve 870 °C'nin üzerinde dövülür. Takımın yüksek sertleşebilirliğe sahip olmasından dolayı fırında soğutma uygulanır.

İşlem öncesinde malzemeye, çarpılma ve çatlak oluşumunu engellemek amacıyla gerilim giderme tavı uygulanır. İşlem sırasında ise, dikkat edilmesi gereken en önemli husus karbürizasyon ve dekarbürizasyonun engellenmesidir.

Cr'lu sıcak iş takım çelikleri alüminyum, çinko, magnezyum dökümünde kalıp malzemesi, dövme işleminde zımba malzemesi, sıcak ekstrüzyonda kalıp malzemesi ve kesme bıçak malzemesi olarak kullanılmaktadır. Özellikle, alüminyum alaşımlarının dökümünde yaygın

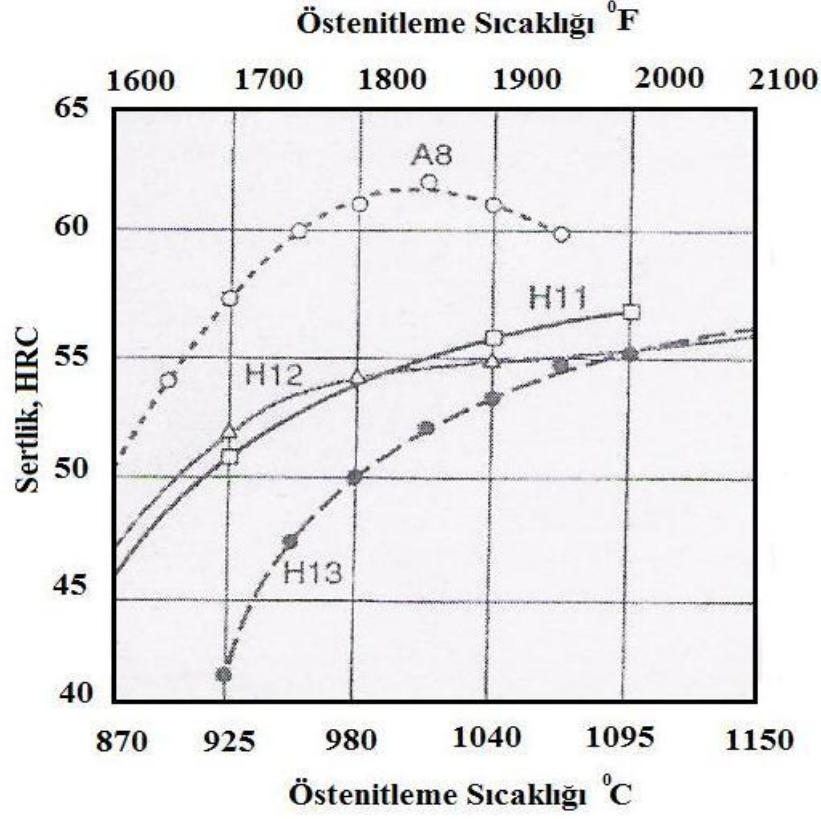
olarak kullanılırlar. Alüminyum dökümünde kullanılan Cr'lu sıcak iş takım çeliklerinin ise aşağıdaki özelliklere sahip olması istenir.

- Havada soğutma ile sertlik kazanma
- Sertleştirme işlemi sırasında, en düşük seviyede çarpılma oluşumu
- Alüminyum erozyonuna karşı direnç
- Isıl çevrimlere ve yorulmaya karşı dayanım
- Uygun maliyet

Cr'lu sıcak iş takım çeliklerinin C içeriği % 0,3-0,5 C aralığındadır. Ötektoid öncesi oluşan fazlar, düşük C içeriğine rağmen alaşım karbürleridir. Özellikle V'ce zengin MC karbürlerinin oluşumu görülür. Bu karbür yapıları V ile birlikte Cr ve Mo'de içerir. Ayrıca, az ama önemli miktarlarda Fe ve Si'de karbür yapısında yer alır.

Alaşım karbürleri, östenit tane sınırlarından çekirdeklenmeye başlar, fakat istenen kalınlıklara ulaşamaz. Tane sınırlarında yer alan karbür yapıları, malzemenin kırılganlığını oldukça artırır. Tane sınırlarında karbür birikimini ve karbür oluşumunu engellemek amacıyla, Cr'lu sıcak iş takım çeliklerine normalizasyon tavı uygulanmaz. Tane sınırlarında karbür oluşma eğilimi, yüksek östenitleştirme sıcaklıklarında artış gösterir. Östenitleştirme sıcaklığı arttırıldığında, alaşım karbürleri çözünür, östenit kafesinin çözebileceği C miktarı artar. Dolayısıyla, serbest kalan alaşım elementi miktarı oldukça fazladır. Soğutma sırasında, serbest kalan alaşım elementleri, tekrar karbür oluşturur ve bu karbürler tane sınırlarında çekirdeklenir.

W ve V kararlı karbür oluşturan alaşım elementleridir. Bu nedenle, bu alaşım elementlerinin oluşturduğu karbür yapıları yüksek östenitleştirme sıcaklıklarında dahi yapısını korur. Bu nedenle, W ve V gibi kararlı karbür oluşturan alaşım elementlerinin sertleşebilirlik özelliği üzerinde önemli bir etkisi yoktur. Şekil 3.2'de çeşitli sıcak iş takım çeliklerinin sertliğine, östenitleme sıcaklığının etkisi görülmektedir. Östenitleme sıcaklığı arttıkça, malzeme yapısında bulunan karbürler çözünmekte ve östenit kafesinde çözünen C miktarı artmaktadır. Östenit kafesinin çözdüğü C miktarının artmasıyla da, oluşan martenzit fazının sertliği artmaktadır.



Şekil 3.2 Çeşitli sıcak iş takım çeliklerinin sertliğine östenitleme sıcaklığının etkisi (Roberts vd., 1997)

Düşük östenitleştirme sıcaklıkları sonucunda elde edilen sertlik ve menevişleme sonrası elde edilen ikincil sertlik değerleri düşüktür. Bunun nedeni, östenitleştirme sıcaklığının düşük olmasından dolayı, östenit kafesinin C çözebilirliğinin düşük olması ve alaşım karbürlerinin yapısını korumasıdır. Bu nedenle, birincil karbür miktarı arttıkça östenitleştirme sıcaklığının artırılması gerekir.

H13 çeliğinin, 1025 C’de östenitleştirilmesiyle birincil karbür miktarı % 2’ye kadar düşürülmektedir. Böylece, malzemenin sertleşebilirliği ve su verme sonrası sertliği artırılır. Ayrıca, menevişleme işlemi sonrasında, serbest alaşım elementi miktarının artması nedeniyle ikincil sertlik değeri de artış gösterir.

Düşük östenitleştirme sıcaklıklarında ise;

- V’ce zengin MC karbürleri
- Fe ve Mo’ca zengin M_6C karbürleri
- Cr ve Fe’ce zengin M_7C_3 karbürleri çözünmeden kalır.

Östenitleştirme sıcaklığının 1100 C gibi yüksek sıcaklıklara çıkarılması halinde ise yapıda yalnızca V'ca zengin MC karbürleri görülür.

Yüksek östenitleştirme sıcaklığının en büyük dezavantajı, östenit tane yapısının büyümesidir. Östenitleştirme işleminde, işlem süresinin tane büyümesi üzerindeki etkisi oldukça düşüktür ve asıl önemli olan etken işlem sıcaklığıdır.

Cr'lu çeliklerin yüksek sertleşebilirlik özelliğine sahip olmasına rağmen, özellikle döküm uygulamalarında kullanılan parçaların, yüksek cidar kalınlığına sahip olmasından dolayı malzeme çekirdeğe kadar martenzite dönüştürülemez. Martenzit ile birlikte, alt ve üst beynit yapıları ile perlit yapısı da oluşabilir.

Cr'lu çeliklerde, menevişleme sonrası ortaya çıkan ikincile sertlik, M_7C_3 ve M_6C karbürleri ile oluşur. Oluşan M_7C_3 karbürleri yüksek Cr içeriğine sahipken, M_6C karbürleri yüksek Mo içeriğine sahiptir. Bu karbürlerin kabalaşma eğilimi VC karbür yapısına göre çok daha fazla olduğu için tokluk özelliğine katkıları oldukça düşüktür.

Kullanım sırasında, Cr'lu sıcak iş takım çeliklerinde görülen gevrek kırılmanın çeşitli nedenleri olabilir.

1. Kaba, martenzit arasına yerleşmiş karbür yapıları (çatlak başlangıcı olurlar)
2. Oldukça ince, martenzit içerisinde çökelmiş MC karbürleri (bu yapılar dislokasyonları kilitler ve plastisiteyi azaltır)

Martenzit arasında oluşan karbürler, artık östenit içerisinde çekirdeklenir. Düşük alaşımlı çeliklerde, bu karbür yapıları 250-400 °C arasında oluşur. H13 çeliğinde ise oluşan bu karbür yapıları, yüksek alaşım elementi içeriğinin östenit dönüşümünü yüksek sıcaklıklara ötelemesinden dolayı büyür (Roberts vd., 1997; Krauss, 2005; Totten, 2007).

H13 çeliğinde kullanılan en önemli alaşım elementlerinden biri de Nb'dur. Nb, döküm yapısına etki ederek, ötektik yapıların hacmini ve boyutunu azaltır ve sertliğin yükselmesini sağlar (Kheirandish ve Noorian, 2008).

3.9.1.1 Isıl Çevrimler ve Isıl Yorulma Dayanımı

Sıcak iş takım çelikleri, yüksek sıcaklıkta kullanılan malzemeler olmalarından dolayı, ısı çevrimlerine maruz kalırlar. Bu ısı zorlamalar, yapıda çatlak oluşumuna neden olur.

Isıl çevrimlere karşı dayanım aşağıdaki etkenlere bağlı olarak oluşur.

- Alaşımlama (alaşım türü ve miktarı)

- Üretim Şartları
- Isıl İşlem Şartları

Isıl çevrimler sonucunda, mikroyapıya ve sert fazlara balı olarak tane içi veya tane arası kırılma görülebilir. Yumuşamanın başladığı nokta, çatlağın da başladığı yer olur. Isıl çevrimlerin artmasıyla; zorlama artar ve çatlak derinleşir.

Kalıp yüzeyi, sıvı metal ile etkileştiğinde basma gerilmelerinin etkisinde kalır. Metalle temas eden yüzey genişlemek ister, fakat daha soğuk olan kalıp bölümü, sıcak kalıp yüzeyini sınırlar. Sıvı metalin soğumasından sonra ise mekanizma tersine çalışır ve çekme gerilmeleri oluşur. Düşük ısı genleşme katsayısı ve yüksek ısıl iletkenlik bu etkiyi en düşük seviyeye indirir. Çünkü, oluşan ısıl gradyanlar ve gerilimler azalır. Fakat bu özellik değişimi, sıcak iş takım çeliklerinde çok dar sınırlarda değişkenlik gösterir. Eğer, yüksek ısıl farklar olursa malzemede plastik ama görülür ve çatlak oluşumu başlar. Bu nedenle, kalıp malzemesindeki ısıl gradyanı azaltmak ve çatlak oluşumunu engellemek amacıyla kullanım öncesinde ön ısıtma uygulanır.

Ayrıca, kalıp yüzeyine uygulanan işlemler ile de ısıl yorulma dayanımı arttırılabilmektedir. Yüzeye nitrasyon işleminin uygulanması ya da CVD yöntemi ile yüzeyde TiN/TiC kaplama tabakasının oluşturulmasıyla ısıl yorulma dayanımında artış sağlanır. Yüzeyde yumuşamaya karşı dayanım elde edilmesiyle, çatlak oluşumuna karşı dayanım da sağlanmış olur (Roberts vd., 1997)

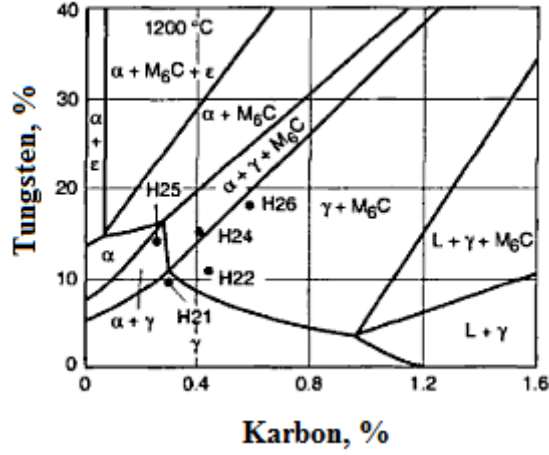
3.9.2 Tungstenli Sıcak İş Takım Çelikleri

Ana alaşım elementi olarak C ile W içeren sıcak iş takım çelikleridir. %9-19 arasında W, düşük miktarlarda C, ayrıca Cr ve V içerirler.

Yumuşamaya karşı gösterdikleri direnç oldukça yüksektir ve en yüksek sıcak sertliğe sahip çelik türüdür. Buna karşın, oldukça gevrek malzemelerdir ve ısıl şoklara karşı dayanımları düşüktür. Isıl şoklara karşı olan dayanımlarının düşük olmasından dolayı, üretim, ısıl işlem ve kullanım sırasında oldukça yavaş soğutulmaktadırlar. Genel olarak, yumuşamaya karşı direncin yüksek olmasının istendiği, tokluk özelliğinin arka planda kaldığı uygulamalarda tercih edilirler.

Şekil 3.3'te, 1200 °C'de Fe-W-C diyagramı görülmektedir. W miktarı arttıkça α -ferriti kararlı hale gelirken, C miktarı arttıkça ergiyik faz oluşumu görülmektedir.

W'nin ferriti kararlı hale getirmesinden dolayı, W'li sıcak iş takım çeliklerinde ana yapı ferrittir. Yapıda bulunan Cr ve V'da ferrit ise ana yapı içinde çökelen karbürleri oluşturur. Bu çeliklerde, en sık görülen karbür türü M_6C 'dir. M_6C karbür yapısı Fe_4W_2C ya da Fe_3W_3C yapısındadır ve oluşan karbür yapısı sertleştirme ile menevişleme sıcaklıklarında yapısını korur. Düşük W içeriğinde, Cr varlığından dolayı $M_{23}C_6$ karbür yapısı da görülebilmektedir.



Şekil 3.3 C ve W miktarının 1200 °C’de oluşan fazlar üzerindeki etkisi (Roberts vd., 1997)

Yapıdaki yüksek W içeriği, östenitleştirme işleminde oluşan östenit miktarını düşük seviyelerde tutar. Bu nedenle, oluşan martenzit miktarı da oldukça düşüktür. Eğer, oluşan martenzit miktarı arttırılmak isteniyorsa östenit (γ) fazını kararlı hale getiren Ni ve Co gibi alaşım elementleri kullanılır.

W'li sıcak iş takım çeliklerinin şekillendirilmesi dövme işlemi ile gerçekleştirilir. İşlem öncesi 790-845 °C’de ön ısıtma uygulanır ve 870 °C üzerindeki sıcaklıklarda dövme işlemi gerçekleştirilir. Dövme öncesi, gerilim giderme ve yumuşatma tavlari uygulanabilir. İşlem sonrası ise normalizasyon uygulanmaz. Bunun nedeni, tane sınırlarında karbür çekirdeklenmesini engelleyerek, malzemenin gevrekliğinde oluşabilecek artışın önüne geçmektir. Malzemeye uygulanacak olan son işleme öncesi de 595-675 °C arasında gerilim giderme tavi uygulanmaktadır.

Ötektoid altı bileşime sahip çelik yapılarında oluşan karbür yapılarının, mekanik özelliklere olan etkisi düşük seviyelerdedir. W'li sıcak iş takım çeliklerinde, sertleştirme işlemi sonrasında oluşan yapı martenzit, beynit karışımıdır. Düşük C içeriğinden dolayı artık östenit miktarı oldukça azdır.

W'li çelikler kullanım sıcaklığı 650-700 C üzerinde olmamalıdır. Bu sıcaklık değerlerinin üzerini çıkıldığında, malzeme yüzeyinin yumuşama hızı, malzeme çekirdeğine göre çok daha yüksek olmakta ve malzeme hasara uğramaktadır (Roberts vd., 1997).

3.9.3 Molibdenli Sıcak İş Takım Çelikleri

Ana alaşım elementi olarak C ve Mo içeren sıcak iş takım çeliği çeşididir. W'nin bulunmadığı, 2. Dünya savaşı yıllarında, W'li sıcak iş takım çeliklerine alternatif olması amacıyla geliştirilmiştir.

Bu çeliklerin üretiminde, 760-815 C aralığında ön ısıtma uygulanır ve 815 C üzerindeki sıcaklıklarda dövülür. Dövme sonrası oldukça yavaş soğutulan malzemeye, tane sınırlarında karbür çökmesini engellemek amacıyla normalizasyon uygulanmaz. Malzemede oluşabilecek ısı şokları engellemek amacıyla, sertleştirme işlemi öncesinde 540-650 °C ve 845-870 °C sıcaklık aralıklarında iki ön ısıtma uygulanır. Menevişleme işlemi 565- 650 °C sıcaklık aralıklarında uygulanır (Roberts vd., 1997; Krauss, 2005).

3.10 Üretim Aşamasında Takım Çeliklerinden Beklenen Özellikler

Takım çeliği üretiminde ortaya çıkan en önemli sorun çarpılma (distorsiyon)'dır. Takım çeliklerini ısı işlem sonucu işlemek hem zor hem de yüksek maliyetlidir. Bu nedenle, takım çelikleri yumuşak halde işlenir ve sonrasında sertleştirilir. Fakat, sertleştirme ve menevişleme aşamasında malzemede çarpılma görülür.

Üretim sırasında malzemede ortaya çıkan çarpılmanın nedenleri aşağıdaki gibi sıralanabilir.

- Isıl işlem öncesi ve sonrasında yapıda bulunan fazlar arasındaki hacimsel farklar
- Isıl işlemler arasında, malzemenin çekirdeği ve yüzeyi arasındaki ısı farkları nedeniyle oluşan ısı gerilmeleri
- Isıl işlem sonucu meydana gelen faz dönüşümlerinin yarattığı gerilmeler
- Isıl işlem sonrasında oluşan segregasyon (birikimli faz oluşumu)

3.10.1 Sıcak Şekillendirilebilirlik

Malzemelerin yüksek sıcaklıklarda sergiledikleri süneklik özellikleri, sıcak haddeleme ve dövme işlemlerinde, yapıda çatlak oluşumunun engellenmesi açısından oldukça önemlidir. Malzemenin tane sınırlarında bulunan karbür, inklüzyon, sülfür ve Cu, Sn, Sb gibi istenmeyen inklüzyonlar yüksek sıcaklıktaki süneklik özelliğini olumsuz etkiler. Özellikle, birincil üretim

işlemi sırasında safsızlık elemanlarının giderilmesi, mekanik özelliklerin önemli miktarda artmasını sağlar.

3.10.2 Soğuk Şekillendirilebilirlik

Yumuşatma tavlama ile malzemenin içerdiği karbürler büyür ve küreselleşir. Böylece, malzemenin sertliği düşer. Fakat, takım çeliği gibi yüksek miktarlarda karbür içeren yapıların sertliği yumuşatma tavlama ile düşürülemez. Bu nedenle, takım çeliklerinin soğuk şekillendirme ile üretilmesi oldukça az kullanılan bir yöntemdir.

3.10.3 İşlenebilirlik

Düşük C içeriğine sahip takım çelikleri normalizasyon tav koşullarında işlenmektedir. Bunun nedeni, yüksek ferrit içeriği nedeniyle takıma sıvanma gibi sorunların yaşanmasıdır. Yüksek C içeriğine sahip olan malzemeler ise yumuşatma tavlama yardımıyla işlenir. 180-230 HB arasında sertlik değerine sahip malzemelerin işlenmesinde en iyi sonuçlar elde edilir.

Alümina, silika, özel karbür gibi yapıların, malzeme yapısında yüksek oranlarda bulunması işlenebilirliği azaltır. S varlığı ise işlenebilirliği arttırmasına rağmen, anizotropiyi artırması nedeniyle S içeriği % 0,1 ile sınırlandırılır (Totten, 2007).

3.11 Takım Çeliği Özellikleri

Takım çeliklerinden, diğer çelik türlerine göre daha üstün özellikler beklenir. Takım çeliklerinin sahip olması beklenen üstün özellikler ise malzeme bileşimi ve uygulanan ısıl işlemler yardımıyla sağlanır.

Takım çelikleri; kesme, işleme, dövme, haddeleme, plastik üretimi, cam ve metallerin şekillendirilmesi gibi uygulamalarda kullanılır. Bu uygulamalarda takım çeliklerinden beklenen genel özellikler; düşük ve yüksek sıcaklık sertliği, sertleşebilirlik, sertliğin işlem sırasında korunması, sıkıştırma dayanımı, yorulma dayanımı, aşınma dayanımı, korozyon dayanımı ve tokluk olarak sıralanabilir.

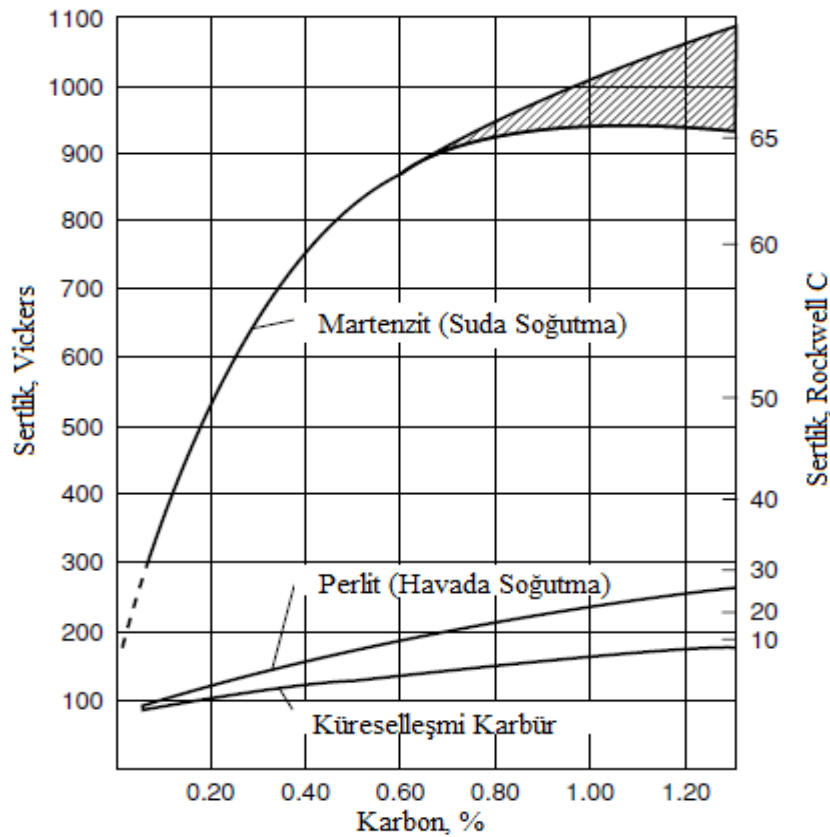
3.11.1 Sertlik

Takım çeliklerinin sertlikleri, bileşimlerine göre değişmektedir. Kullanıldıkları yere göre sertlikleri 200 Hv ile 900 Hv arasında değişmektedir. Malzemeye uygulanan ısıl işlemlerin temel amacı da malzemenin sertliğini istenen değerlere yükseltmektir. Isıl işlemler sonrası elde edilecek olan martenzitin sertliğinin C oranına bağlı olmasına nedeniyle, elde edilecek olan sertliği etkileyen temel değişken C oranıdır. Malzemenin içerdiği C miktarı arttıkça, oluşacak olan martenzitin sertliği de artar, dolayısıyla malzemenin sertliği de artmış olur. Isıl

işlem sonucunda yapıda yalnızca martenzit oluşmaz. Malzemenin içerdiği C oranına ve soğuma hızına bağlı olarak martenzit yanında artık östenitte bulunur. Yapıdaki C oranı arttıkça M_s (martenzit başlama sıcaklığı) ve M_f (Martenizt bitiş sıcaklığı) sıcaklıkları düşer ve hızlı soğutma sonrasında oluşacak olan artık östenit miktarı artar. Yapıda bulunan artık östenit, malzemenin sertliğini olumsuz etkiler. Isıl işlemler sonucunda oluşan yapıların C miktarına bağlı olarak ortaya çıkan sertlikleri Şekil 3.4'te verilmiştir.

Artan sertlikle birlikte, malzemenin mekanik dayanımı ve aşınma dayanımı artarken, akma dayanımı ve tokluk gibi özellikleri düşer. Takım çeliklerinde, kullanım alanında en önemli etkiye sahip olan özellik sertliktir. Sıcaklık yükseldikçe malzemenin sertliği düşer. Özellikle sıcak iş takım çelikleri ve hız çelikleri gibi yüksek sıcaklıklarda çalışan takımların yüksek sertliğe sahip olmasının yanında, sahip oldukları sertlikleri işlem sıcaklığında ve işlem süresince koruması istenir.

Takım çeliklerinde istenen sertlik değerlerini elde etmenin en etkin yolları, ısıl işlemler yardımıyla martenzit fazının oluşturulması ve Mo, Cr, V gibi kararlı karbür yapıcı elementlerin oluşturduğu karbürlerin ince taneli olarak çökmesini sağlamaktır (Aggen vd., 1990; Totten, 2007)



Şekil 3.4 Karbon oranının çeliğin içerdiği fazların sertliğine olan etkisi (Aggen vd., 1990)

3.11.2 Sertleşebilirlik

Sertleşebilirlik, malzeme yüzeyinde elde edilen sertliğin yüzeyden ne kadar derinliğe kadar korunabildiğinin göstergesidir ve malzemenin östenitleştirme sonrası uygulanan hızlı soğutma sonucunda oluşan sertlik olarak adlandırılır. Bu tanım, 2 temel kavram içermektedir: (i) malzemenin hızlı soğutma sonucundaki sertliği (ii) malzeme kesitindeki sertlik dağılımı.

Hızlı soğuma sonucunda elde edilen sertlik değeri, malzemenin sahip olduğu C miktarına ve östenitleştirme aşamasında, östenit kafesinde çözünen C miktarına bağlıdır. Bunun nedeni, hızlı soğuma sonucunda elde edilen sertlik değerinin, östenit-martenzit dönüşümünde yer alan ve martenzitin içerdiği C miktarına bağlıdır. Malzeme kesitinde elde edilecek sertlik dağılımı ise yüzeyde elde edilen sertlik değerinin, malzemenin çekirdeğine kadar oluşturulabilmesinin bir ölçüsüdür. Malzemenin içerdiği C miktarı ve alaşım elementi ile östenitleştirme işlemi sırasında östenit kafesinde çözünen alaşım elementi miktarı arttıkça, malzeme kesitinde daha homojen bir sertlik dağılımı elde edilmektedir.

Sertleşebilirliği etkileyen faktörler aşağıdaki gibi sıralanabilir.

- Malzemenin şekli ve boyutu
- Malzemenin sertleşebilirliği (kimyasal bileşim)
- Soğuma koşulları

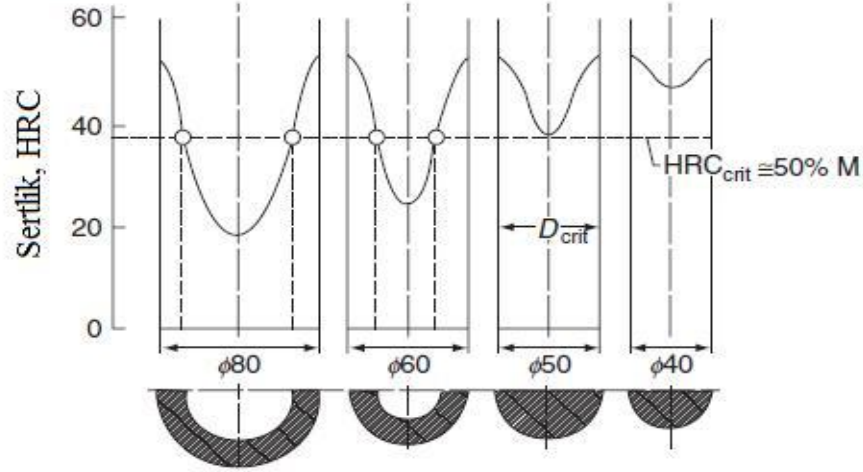
Malzemenin şekli ve boyutu, sertleşebilirlik üzerinde oldukça etkilidir. Kare ya da dikdörtgen şekilli malzemelerin, dairesel kesitli malzemelere göre farklıdır. Ayrıca, büyük boyutlu parçalarda, ısı iletimi küçük boyutlu parçalara göre daha düşük seviyelerde olduğu için sertleşebilirlik azalmaktadır.

Malzemenin içerdiği C ve alaşım elementi miktarı arttıkça, yüzeyden çekirdeğe kadar elde edilen sertlik dağılımı daha homojen olmakta, sertleşebilirlik artmaktadır. Ayrıca soğutmanın yapıldığı banyonun yapısı, fiziksel ve kimyasal özellikleri, sıcaklığı sertleşebilirlik karakterinin ortaya çıkmasında etkilidir (Totten, 2007).

3.11.2.1 Grossmann Sertleşebilirlik Testi

Grossmann sertleşebilirlik deneyinde, farklı çaplara sahip silindirik numunelere hızlı soğutma uygulanır. Uygulanan hızlı soğutma sonucunda, merkezinde % 50 martenzit içeren numunenin sahip olduğu çap, kritik çap olarak belirlenir. Çekirdeğinde % 50 martenzit içeren numunenin sertliği de belirlenir ve referans numune olarak seçilir.

Şekil 3.5'te farklı çaplara sahip malzemelerin, Grossmann sertleşebilirlik testi sonucunda elde edilen sertlik dağılımları görülmektedir. Test sonuçlarına göre 50 mm çap kritik yarıçaptır. Çekirdeğinde % 50 martenzit içeren malzemenin sertliği yaklaşık 40 HRC'dir. 60 ve 80 mm çapa sahip malzemelerde, çekirdekte elde edilen sertlik değerleri düşük değerlerdedir. Bunun nedeni, çekirdekte elde edilen martenzit oranının % 50 'den daha az olmasıdır.



Şekil 3.5 Grossmann testine göre kritik yarıçapın belirlenmesi (Totten, 2007)

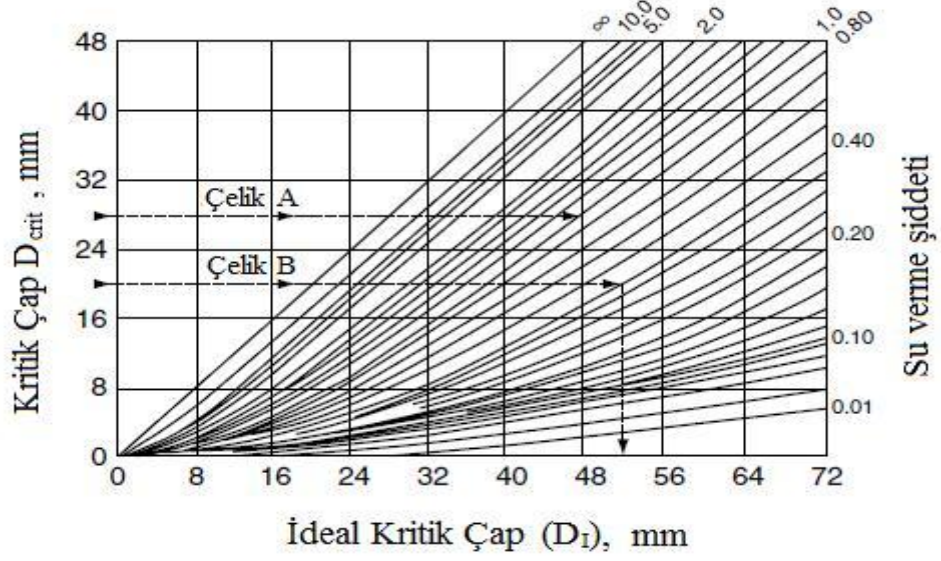
Grossmann, sertleşebilirlik testinde kolaylık sağlamak amacıyla, soğutma ortamının soğutma şiddetini belirleyen katsayılar (H) oluşturmuş ve H katsayısına sahip soğutma ortamında, malzemenin çekirdeğinde % 50 martenzit oluşturacak ideal malzeme çapını D_I olarak belirlemiştir. Numuneler arası geçişi sağlamak amacıyla da bunları çizelge haline getirmiştir (Krauss, 2005; Totten, 2007). Şekil 3.6'da, Grossman sertleşebilirlik testi için hazırlanmış diyagram görülmektedir.

3.11.2.2 Jominy Sertleşebilirlik Testi

Jominy ve Boegehold tarafından geliştirilen sertleşebilirlik testi, Jominy deneyi olarak adlandırılmaktadır. Grossmann sertleşebilirlik testine göre çok daha yaygındır ve uluslararası standart olarak kabul görmektedir. Jominy deneyinin sağladığı avantajlar şu şekilde sıralanabilir:

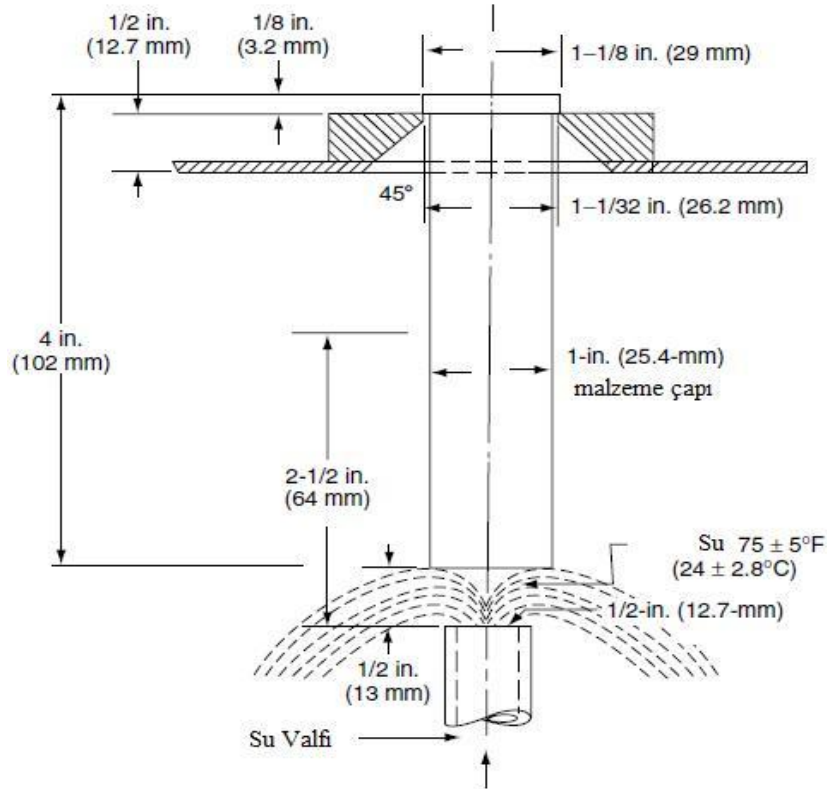
- Tek bir numunenin sertleşebilirlik karakteri, tek bir test yardımıyla belirlenebilmektedir. Böylece işlem ucuz, kolay uygulanabilir ve hızlıdır.
- Tekrarlanabilir test yöntemidir.

25 mm çapa ve 100 mm uzunluğa sahip olan test numunesi östenit sıcaklığına ısıtılır ve 30 dakika bekletilir. Östenitleştirme işleminin ardından, Şekil 3.7'de gösterildiği gibi,



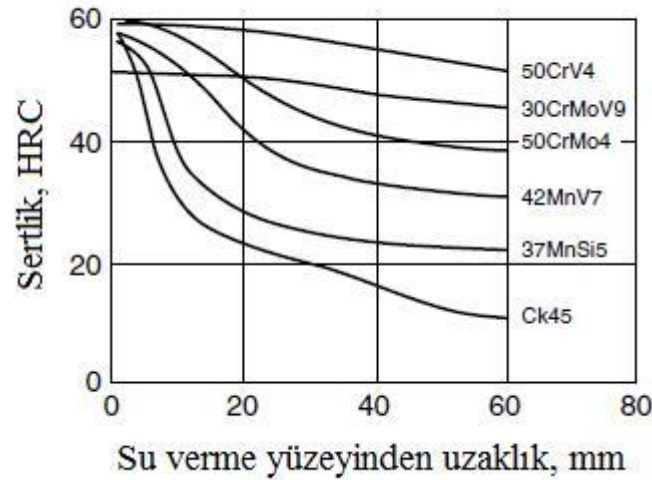
Şekil 3.6 Grossmann dönüşüm çizelgesi (Thelning, 1984)

malzemenin yüzeyinden su püskürtülerek hızlı soğumanın gerçekleşmesi sağlanır. Soğutma işlemin ardından malzeme yüzeyinden, malzeme çekirdeğine doğru; 0,45 mm derinlikte, 2 mm aralıklarla sertlik ölçümü yapılır ve sertlik profili elde edilir (Krauss, 2005; Totten, 2007).



Şekil 3.7 Jominy deney düzeneği (Totten, 2007)

Şekil 3.8’de farklı kimyasal bileşime sahip çelik malzemelerde, Jominy sertleşebilirlik eğrileri görülmektedir. Eğrilerden de görüldüğü gibi, malzemenin yüzeyinde oluşan ve yapının sahip olduğu en yüksek sertlik değeri içerdiği C miktarına bağlıdır. Yüzeyde elde edilen sertliğin, malzemenin iç bölgelerinde korunabilmesi (malzemenin sertleşebilirliği) ise, malzemenin içerdiği alaşım elementi miktarına bağlıdır. Malzemenin içerdiği alaşım elementi miktarı arttıkça, yüzeyden çekirdeğe kadar oluşan martenzit oranı artar ve malzemenin sertleşebilirliği artmış olur. 50CrV4 ve 50CrMo4 çeliklerinin yüzeylerinde elde edilen sertlik, martenzit miktarlarının eşit olmasından dolayı aynıdır. 50CrV4 çeliğinin içerdiği alaşım elementi miktarı daha fazla olduğu için, çekirdekte elde edilen sertlik değeri daha yüksektir. Yüzeyde elde edilen en düşük sertlik değeri, C miktarı en düşük miktarda olan 37MnSi5 çeliğine aittir. Fakat, 37MnSi5 ve Ck45 çeliklerinin sertleşebilirliği karşılaştırıldığında, alaşım elementi içeren 37MnSi5 çeliğinin daha yüksek sertleşebilirliğe sahip olduğu görülmektedir.



Şekil 3.8 Jominy sertleşebilirlik eğrileri (Totten, 2007)

3.11.3 Uygulama Sıcaklığında Tokluk

Tokluk, malzemenin maruz kaldığı gerilimlere karşı dayanımını etkileyen faktörleri belirleyen genel bir terimdir. 55 HRC altında sertliğe sahip olan takım çeliklerinin toklukları, kullanım için uygun değerlerdedir. 55 HRC üzerinde sertliğe sahip olan çeliklerde ise burulma ve eğme testleri ise tokluk değerleri belirlenmeli ve uygun şartları sağlayan takım malzemeleri kullanılmalıdır.

Tokluk üzerindeki en önemli etkiye, malzeme mikroyapısı sahiptir. Takım çeliklerinin sahip olduğu homojen mikroyapı ve küresel ince taneli karbürler tokluk değerlerini oldukça artırır.

Oksit, sülfür ve karbür gibi yapıların segregasyonu ise, mikroyapı homojenliğini bozarak tokluk değerlerinin düşmesine neden olur. Özellikle yüksek tokluk değerlerinin istendiği takım çeliklerinde, segregasyonu en düşük seviyelerde tutmak amacıyla, üretimde toz metalurjisi yöntemi kullanılır.

3.11.4 Isıl Yorulma Dayanımı

Yüksek sıcaklıklarda kullanılan malzemelerin, işlem sıcaklığına ısıtılması ve soğutulması sırasında oluşan ısıl gerilmelere karşı belirli bir dayanıma sahip olması istenir. İstenen dayanıma sahip olmayan malzemelerde oluşan ısıl gerilmeler çatlak oluşumuna yol açabilmektedir. Malzemenin, yüksek akma dayanımına ve tokluğa sahip olması, ısıl gerilmelerin çatlak oluşturma eğilimini azaltır (Totten, 2007).

3.12 Isıl İşlemler

Takım çeliklerinin özellikleri temel olarak uygulanan ısıl işleme bağlıdır. Takım çeliklerine uygulanan ısıl işlemler üç aşamada uygulanır: (i) östenit yapısını oluşturmak amacıyla, östenit sıcaklığına ısıtma, (ii) östeniti martenzite dönüştürmek amacıyla hızlı soğutma, (iii) martenzit yapısını değiştirmek, karbür yapılarını oluşturmak ve artık östeniti gidermek amacıyla menevişleme.

Takım çeliklerine uygulanan ısıl işlem kademeleri Şekil 3.9a'da gösterilmiştir. Takım çeliklerinin döküm ya da toz metalurjisi ile üretilmesinin ardından normalizasyon, işleme ve gerilim giderme gibi işlemler uygulanır. Bu işlemlerin ardından son işlem olarak sertleştirme ve menevişleme uygulanır.

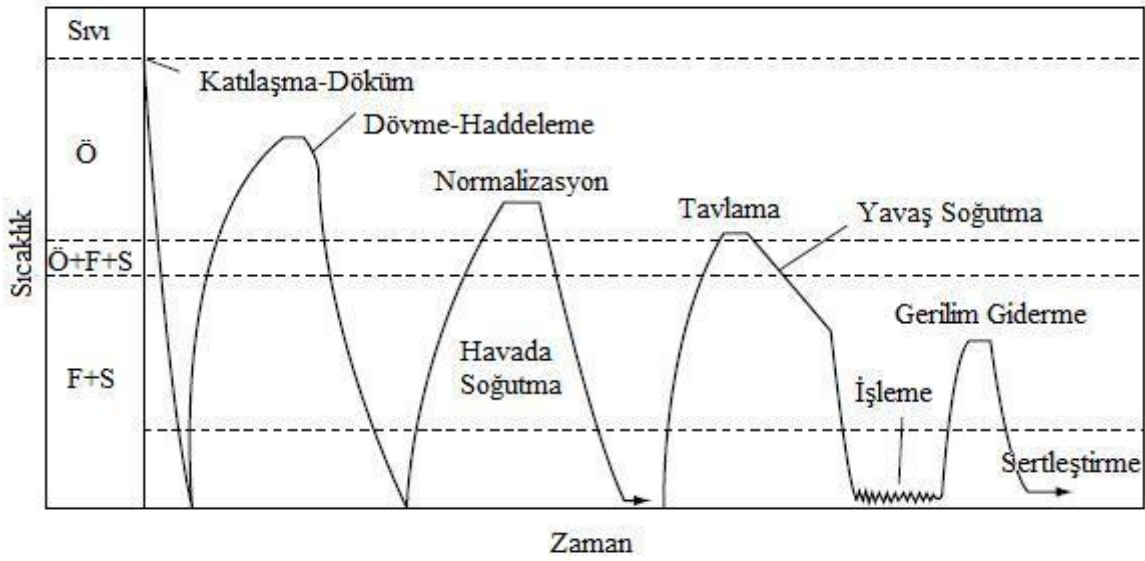
Şekil 3.9b'de de görüldüğü gibi, östenitleştirme işleminin uygulandığı sıcaklık ve bu işlem sonrasında oluşan soğuma hızı ile ortaya çıkan fazlar takım çeliğinin özelliklerini belirler. Yüksek alaşım elementi içeriğine sahip olan takım çeliklerinde, havada soğutma ile martenzit fazı elde edilebilir. Daha düşük değerlerdeki soğuma hızı ile beynit veya ferrit-perlit yapısı da elde edilebilir. Hızlı soğutma işleminin ardından, oluşan martenzitin kırılganlığını azaltmak ve yapının içerdiği artık östenit miktarını azaltmak amacıyla menevişleme uygulanır.

Takım çeliklerinin üretiminde iki temel özellik ortaya çıkar.

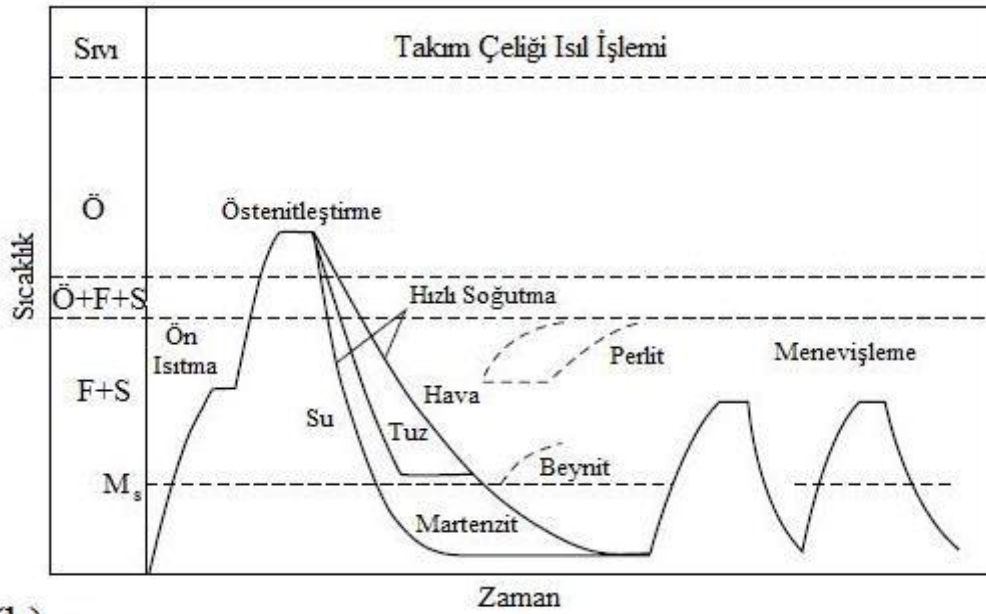
- Mikroyapının homojenize edilmesi ya da heterojenliğinin azaltılması
- Mekanik özelliklerin iyileştirilmesi amacıyla tane yapısının küçültülmesi

Yapıya uygulanan ısıl işlemler sonucunda elde edilmesi istenen özellikler ise aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- İşleme ve soğuk deformasyon için uygun olan mikroyapı ve özelliklerin sağlanması
- Önceki işlemler sonucunda oluşmuş artık gerilmelerin (ısıl ve mekanik gerilmeler) giderilmesi
- Homojen mikroyapının elde edilmesi ve küresel karbür yapısının oluşturulması
- Tane sınırlarında oluşan ve mekanik özellikleri olumsuz etkileyen karbürlerin çözündürülmesi (Roberts vd., 1997; Krauss, 2005, Totten, 2007)



(a)



(b)

Şekil 3.9 Takım çeliği için (a) üretim ve (b) ısıl işlem akışı (Totten, 2007)

3.12.1 Normalizasyon

Sıcak haddelenecek ya da dövülecek takım çeliklerinde homojen ve ince taneli mikroyapı oluşumunu sağlamak amacıyla normalizasyon uygulanır. Normalizasyon, çökeltilerin homojen dağıtılmasına yardımcı olur. Normalizasyon işlemin yapı Şekil 3.10'da gösterilen sıcaklıklara ısıtılır ve malzeme havada soğutulur. Alaşımsız ve düşük alaşımlı çeliklerde, havada soğutulan yapı ferrit ve perlite dönüşür.

Yüksek alaşımlı çeliklerde ise havada soğutma ile martenzit yapısı elde edilir. Bu nedenle, normalizasyon işlemi sırasında uygulanan havada soğutma ile çatlak oluşma riski ortaya çıkar. Ayrıca, yüksek alaşım elementi içeriği nedeniyle tane sınırlarında alaşım karbürlerinin oluşumu görülür ve malzemenin gevrekliği oldukça yükselir (Totten, 2007). Bu sebeplerden dolayı normalizasyon işlemi yalnızca, yüksek sıcaklıklarda dövülen takım çeliklerine uygulanır. Yüksek sıcaklıklardaki dövme işlemi, östenit tanelerinin büyümesine neden olurken, alaşım karbürleri de dövme yönünde dizilim gösterir. Normalizasyon ile hem daha homojen bir karbür yapısı hem de daha küçük östenit taneleri elde edilir.

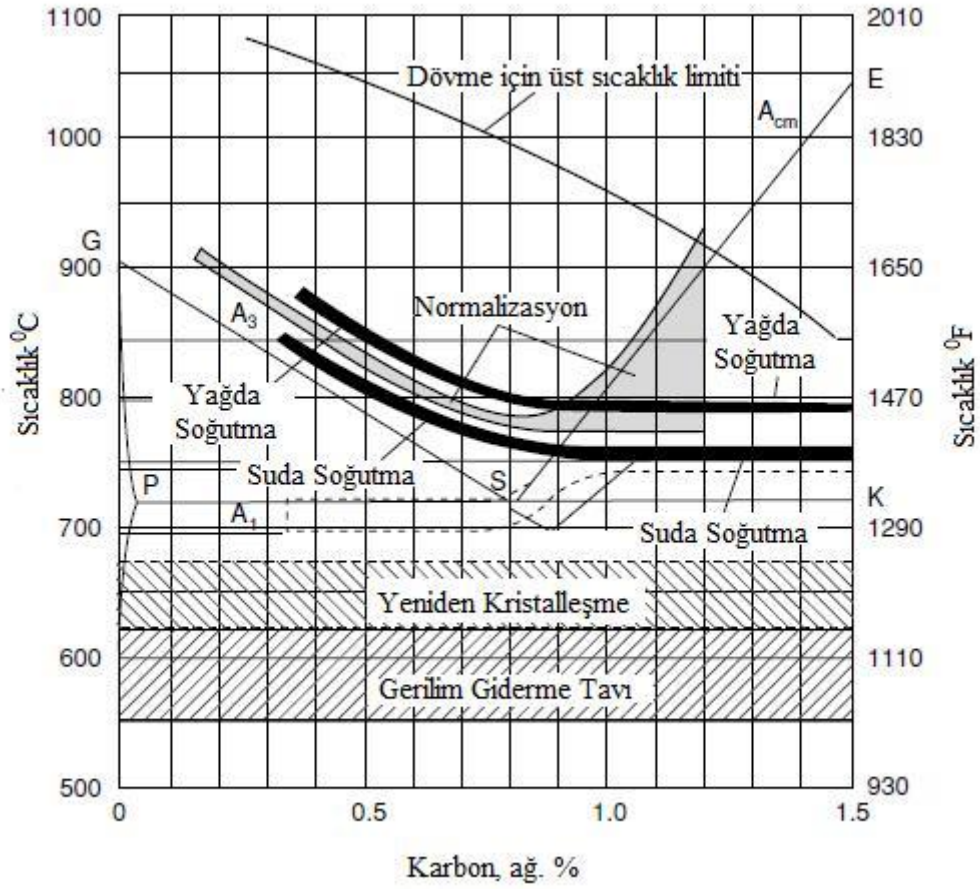
Malzemeye uygulanan yüksek östenitleştirme sıcaklığı ve soğutma sonucu görülen martenzit oluşumu, tane sınırlarında yer alan karbür yapıları üzerinde baskı yaratır ve yapıda gevrek kırılma görülür. Bu nedenle, gerekli olmadığı sürece takım çeliklerine normalizasyon ısı işlemi uygulanmaz (Roberts vd., 1997).

3.12.2 Gerilim Giderme Tavı

Malzeme yapısında; malzemenin gördüğü döküm, ısı işlem, talaşlı ve plastik şekillendirme gibi işlemlere bağlı olarak iç gerilmeler oluşur. Malzemeler, uygulanan ısı işlemler sırasında belirli sıcaklıklara ısıtılır ve soğutulur. Bu ısıtma ve soğutma işlemleri sırasında, malzemede bir ısıl gradyant oluşur ve malzemenin çekirdeği ile yüzeyi arasında sıcaklık farkları doğar. Oluşan bu sıcaklık farkları, ısıl gerilmelerin doğmasına neden olur.

Gerilim giderme tavı, A_1 hattının altındaki sıcaklıklarda (550-650 °C), ferrit ve perlit fazlarının kararlı olduğu bölgede uygulanır. İşlemdeki amaç, yapının sertliğinde belirgin düşüşler yaratmadan var olan iç gerilimi azaltmaktır. Gerilim giderme tavı esnasında, faz dönüşümü görülmez ve ısı etkisiyle malzemenin sahip olduğu iç yapı hataları kısmen giderilir. İşlem süresi, malzeme kalınlığına göre 1-2 saat arasında değişir. Malzeme kalınlığı arttıkça, malzeme yüzeyi ile çekirdeği arasındaki ısıl dengenin kurulması zorlaşır. Bu nedenle, gerilim giderme tavı bekleme süresi de artar (Roberts vd., 1997; Totten, 2007).

Takım çeliklerinde ise, yapının yüksek alaşım elementi içeriği nedeniyle ısıtma sırasında oluşan ısı gerilmeleri, çatlak oluşumuna yol açabilecek kadar tehlikelidir. Takım çeliklerinde uygulanan gerilim giderme tavlama, karbür yapılarında herhangi bir değişim görülmezken, matris yapısının dislokasyon yoğunluğunda azalma görülür. Yüksek hız ve sıcak iş takım çeliklerinde, gerilim giderme tavlama 650-750 °C sıcaklık aralığında uygulanır. Malzeme yüzeyi ile çekirdeği arasında ısı fark oluşturmamak amacıyla, 300°C'ye kadar ısıtma hızı oldukça yavaştır (Roberts vd., 1997; Krauss, 2005).



şekilde değiştirilir. İşlem sonunda soğutma hızı oldukça yavaştır. 500 °C'nin altındaki sıcaklıklara inildiğinde ise, dönüşüm sıcaklığı geçildiği için hızlı soğutma uygulanabilir.

Yumuşatma tavlaması işleminde, malzeme sıcaklığında elde edilen salınım ile yapıdaki sürekli karbür ağı parçalanır ve ferrit taneleri içerisinde homojen dağılmış küresel karbür yapısı elde edilir. Böylece, malzemenin sertliğinde belirgin bir düşüş elde edilir. Karbür yapılarının küreselleşmesini ve ferrit taneleri içerisinde dağılmasını sağlayan, karbür yapısının yüzey enerjisini en düşük seviyeye indirme isteğidir.

Şekil 6'da, % 1 C içeren çeliğin, yumuşatma tavlaması sonucunda elde edilen mikroyapısı görülmektedir. Sürekli Fe_3C ağı ısı çevrimler ile parçalanmıştır. Malzemenin sertliği ve gevrekliği azalırken, tokluğu artmıştır (Roberts vd., 1997; Totten, 2007).



Şekil 3.11 % 1 C'lu çelikte küreselleşmiş karbür yapısı 2000X (E.C. Bain and H.W. Paxton, Alloying Elements in Steel, 2nd ed., American Society for Metals, Metals Park, OH, 1961, p. 101.)

3.12.4 Sertleştirme

Takım çeliklerine uygulanan sertleştirme işleminin temel amacı menevişlenmiş martenzit yapısını oluşturmaktır. Sertleştirme işlemi, östenit yapısının elde edilmesi, hızlı soğuma ile martenzit oluşturulması ve hızlı soğutulan yapının menevişlenmesi olmak üzere 3 aşamadan oluşur(). Ayrıca, beynit yapısını oluşturmak ya da martenzit dönüşümü öncesi malzeme içerisindeki sıcaklık farklarını gidermek amacıyla, östemperleme ya da martemperleme de uygulanabilir (Krauss, 2005).

3.12.4.1 Östenitleme

Östenit sıcaklığına çıkarılan malzemede, bu sıcaklıklarda bozulan karbür yapıları çözündürülür ve östenit kafesine karbon yayındırılması sağlanır. Yüksek alaşımlı çeliklerde yapıda var olan $M_{23}C_6$, M_6C ve MC karbürlerini çözüp, yüksek sertlik değerlerini elde edebilmek amacıyla östenitleme işlemi yüksek sıcaklıklarda uygulanır. Ayrıca, yüksek alaşım elementi içeriği nedeniyle, östenit dönüşüm sıcaklığının altında ve üstünde olmak üzere, 2 ayrı sıcaklık değerinde ön ısıtma uygulanır.

Östenitleme işlemi, yüksek sıcaklıklarda uygulanmasından dolayı tane büyümesi, dekarbürizasyon, çarpılma ve toklukta düşüş gibi istenmeyen oluşumlar meydana gelebilmektedir. Bu nedenle, sertleştirme işleminin en kritik aşamasıdır (Roberts vd., 1997; Krauss, 2005; Totten, 2007).

Östenitleme işlemi, setleştirme işleminin sonraki aşamalarında ortaya çıkacak olan özelliklerin belirlenmesinde önemli rol oynar. Östenitleme işleminin, malzeme özelliklerine olan etkisi aşağıdaki gibi sırlanabilir:

- Aşınma dayanımını belirleyecek olan çözünmemiş karbür yapısının hacim oranı bu aşamada belirlenir.
- Östenit yapısının bileşimi, M_s sıcaklığını ve su verme sonrası oluşacak martenzit ile artık östenit miktarını belirler.
- Östenit bileşimi sertleşebilirliğin üzerinde etkilidir.
- Östenitleme sırasında çözünen karbür yapıları, su verme sonucunda aşırı doygun martenzit oluşumunun ortaya çıkmasına neden olur. Böylece, çökelti sertleştirme ve menevişleme ile ikincil sertlik artışı sağlanır.
- Östenit tane büyüklüğü, sertleştirme işleminin sonraki aşamalarında ortaya çıkacak olan yapıların tane boyutunu etkiler. Tane boyutundaki farklılık, malzemenin mekanik özelliklerinin de değişmesine neden olur (Roberts vd., 1997).

3.12.4.2 Hızlı Soğutma

Bu aşamada malzemenin sahip olduğu kimyasal bileşime bağlı olarak, martenzit oluşumunu sağlayacak olan soğuma hızı uygulanarak martenzit fazı elde edilir. Malzemenin sahip olduğu C miktarına bağlı olarak, martenzit ile birlikte dönüşmemiş östenit (artık östenit) yapısı da görülür. C miktarı arttıkça, hızlı soğuma sonucunda oluşan artık östenit miktarı da artar.

3.12.4.3 Artık Östenit

Martenzit ile birlikte oluşan artık östenit miktarı M_f (martenzit bitiş) sıcaklığına bağlı olarak ortaya çıkar. M_f sıcaklığı düştükçe, hızlı soğuma sonucunda yapıda oluşan artık östenit miktarı artar. M_f sıcaklığı; kimyasal bileşime, östenitleme sıcaklığına ve soğutma hızına bağlı olarak değişir (Aggen vd., 1990).

Düşük alaşımlı çeliklerde, artık östenitin dönüşümü 200-300°C arasındaki sıcaklıklarda gerçekleşir. Yüksek alaşımlı çeliklerde ise, artık östenit daha karardır ve dönüşüm için 500°C üzerindeki sıcaklıklara çıkılması gerekir. Bu sıcaklıklarda dahi dönüşüm tam olarak sağlanamaz. Bu nedenle, alaşımlı çeliklere birden fazla menevişleme işlemi uygulanarak, dönüştürülen artık östenit miktarının artırılması ve ikincil karbürlerin küreselleşmesi sağlanır (Krauss, 2005).

3.12.4.4 Menevişleme

Menevişleme işlemi ile hızlı soğuma sonucunda oluşmuş ve kırılganlığı oldukça yüksek olan tetragonal hacim merkezli martenzitin, kübik hacim merkezli martenzite dönüşümü gerçekleştirilir. Böylece, malzeme bir miktar sertlik kaybetmesine karşın gevrekliği önemli ölçüde azaltılmış olur. Menevişleme işlemi ile akma ve çekme dayanımlarında düşüşler meydana gelirken, çentik darbe dayanımı değerlerinde belirgin artışlar görülür (Salemi ve Abdollahzadeh, 2008). Ayrıca, menevişleme ile yapıda bulunan artık östenitin ferrit, perlit ve beynite dönüşümü sağlanmış olur. İşlem, dönüşümün olmadığı A_1 sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda uygulanır. İşlem sıcaklığı, malzemenin sahip olması istenen özelliklerine göre seçilir.

Östenitleme işleminden sonra, denge dışı soğutulan (hızlı soğuma) yapı, dönüşüm için gerekli zamana sahip olamaz. Östenit kafesinin içerdiği C'lar kafesi terk edemez ve kafes boyutlarının değişerek tetragonal hacim merkezli (THM) kafes yapısına sahip olan martenzit fazının oluşumuna yol açar. Elde edilen THM martenzit yapısı;

- Yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahiptir,
- Kararlı değildir,
- Kayma etkisi ile östenitten martenzit oluşumunda ikizlenme görülebilir,
- Aşırı doymuş bir fazdır.

Bu nedenlerden dolayı THM merkezli kafes yapısının kırılganlığı oldukça yüksektir. THM martenzit yapısının, menevişleme işlemi ile KHM (kübik hacim merkez) kafes yapısına

dönüşmesi sağlanır. Bu işlem, menevişleme adı verilen ve difüzyon esaslı bir işlem ile gerçekleştirilir.

Karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerde meneviş işleminin amacı, tokluğu ve kırılma dayanımını arttırmaktır. Yüksek alaşımlı çeliklerde ise tokluk özelliği sağlanırken, kararlı karbürlerin yapı içerisinde homojen dağıtılması ve yüksek sıcaklıkta çalışan parçaların sahip oldukları özellikleri, kullanım sıcaklıklarında da korumasının sağlanması amaçlanmaktadır.

Menevişleme işleminde meydana gelen olaylar aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- Martenzit yapısındaki C atomlarının yeniden dizilimi (dislokasyonlarda ve martenzit tane sınırlarında C segregasyonu)
- Geçiş karbürlerinin oluşumu
- Artık östenitin dönüşümü
- Sementit çökmesi ve martenzit tetragonalitesinin ortadan kalkması
- Alaşım karbürlerinin çökmesi (ikincil karbür oluşumu)

Menevişleme işlemi 4 basamaktan oluşur. Basamaklar, malzemenin ısıtıldığı sıcaklıklara göre ortaya çıkar. Çizelge 3.13'te, menevişleme işleminde meydana gelen değişimler görülmektedir.

Çizelge 3.13. Menevişleme işleminde meydana gelen değişimler (Aggen vd., 1990)

Sıcaklık (°C)	Oluşum
-40/100	2 ya da 4 C atomunun oktahedral martenzit düzlemlerinde kümelenmesi, dislokasyon ve tane sınırı bölgelerinde ayrışması (segregasyon).
20/100	(102) martenzit düzleminde C atomlarının kümelenmesi.
60/80	C atomlarının belirli bir düzende dizilimi.
100/200	2 nm boyutundaki geçiş karbürlerinin çökmesi.
200/350	Artık östenitin, ferrit ve sementite ayrışması
250/700	Ferrit ve sementit oluşumu, ferrit tane sınırlarında küresel karbür oluşumu.
500/700	Cr, Mo, V W içeren çeliklerde alaşım karbürlerinin oluşması.
350/550	Empürite ve alaşım elementlerinin ayrışması

1. Menevişleme kademesi: 50-200 °C arasındaki sıcaklıklarda uygulanan menevişleme kademesidir. Bu aşamada, hekzagonal yapıdaki ϵ (Fe_2C) karbürleri çökeler. Oluşan geçiş karbürleri küçüktür ve sıcaklığın düşük olması nedeniyle dislokasyon bölgelerindeki değişim düşük seviyelerdedir. Ayrıca, düşük sıcaklıklardan dolayı difüzyon düşük seviyelerdedir ve alaşım elementlerinin etkisi görülmez. Bu nedenlerden dolayı, menevişleme işleminin bu aşamasında, sertlikteki düşüşün oldukça az olmasına karşın, tokluk değerlerinde artış görülür.

2. Menevişleme kademesi: 200-350 °C arasındaki sıcaklıklarda uygulanan menevişleme kademesidir. ϵ (Fe_2C) karbürlerinden, sementit (Fe_3C) çökeler ve ilk aşamada oluşan geçiş karbürleri büyür. Bu nedenle, malzemenin sertliğinde ve tokluğunda düşüş görülür.

Alaşımsız çeliklerde artık östenitin düşük kararlılığa sahip olmasından dolayı, artık östenitin ferrit ve sementite parçalanması görülebilmektedir.

3. Menevişleme kademesi: Bu aşamanın sıcaklığı, malzemenin kimyasal bileşimine ve artık östenitin kararlılığına ortaya çıkar. Artık östenitin, ferrit ve perlitte parçalandığı aşamadır. Alaşımsız çeliklerde östenitin kararlılığı 150 °C’de bozulmaya başlarken, alaşımlı çeliklerde östenit yapısının kararlılığı 450 °C’ye kadar korunmaktadır.

4. Meneviş kademesi: Alaşımlı çeliklerde görülen meneviş kademesidir. Östenitleme işlemi sırasında yapısı bozulan alaşım karbürleri bu aşamada tekrar oluşurlar ve sertlik artışı görülmesini sağlarlar. Bu aşamada oluşan karbürlere ikincil karbürler, oluşan sertlik artışına ise ikincil sertlik denir. Malzemenin içerdiği alaşım elementi türü ve miktarına göre 450-600 °C arasındaki sıcaklıklarda gerçekleşir. Oluşan karbürlerin birleşerek büyümesi ve bu nedenle sertliğin düşmesi nedeniyle 600 °C üzerindeki sıcaklıklara çıkılmaz (Roberts vd., 1997; Aggen vd., 1990).

İkincil karbür oluşumunun başlangıcında difüzyon hızı düşüktür. Sıcaklığın artmasıyla birlikte, ikincil karbür oluşumu kinetiği artar, başlangıçta oluşan karbürler büyür ve daha kararlı karbür yapıları oluşur. İkincil karbür oluşumu V, Cr, W, Mo gibi karbür yapıcı alaşım elementlerinin varlığında gerçekleşir. Oluşan karbürler disk ya da iğnesel yapıda oluşur ve martenzitik matris içinde yer alır. Alaşım elementi olarak Cr varlığında görülen karbür yapıları; M_3C , M_7C_3 , M_{23}C_6 yapısındaki karbürler iken, alaşım elementi olarak Mo ve W varlığında görülen karbür yapıları; M_3C , M_2C , M_6C karbürleridir.

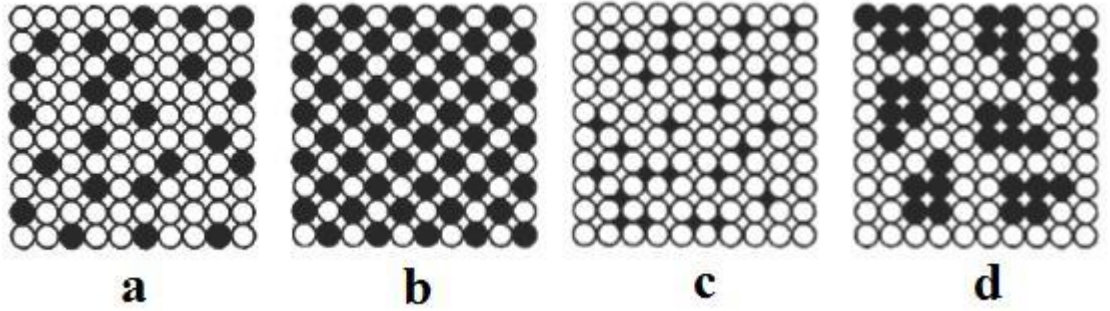
Oluşan karbür yapıları tek bir alaşım elementini içerdiği gibi iki alaşım elementi de içerebilir. Birden fazla alaşım elementini içeren karbürlerin kabalaşma hızı daha büyüktür (Roberts vd., 1997; Krauss, 2005; Totten, 2007).

Takım eliklerinin menevişlenmesinde, malzemenin sahip olduğu difüzyon katsayısının küçük olması istenir. Böylece, difüzyon yolu kısaltılarak ince yapılı ve homojen dağılımlı karbürlerin çökeltmesi sağlanmış olur. Ayrıca, düşük difüzyon katsayısı karbür büyümesini engelleyici rol oynar (Krauss, 2005). Takım eliklerinin menevişleme işleminde, ortaya 4 farklı karakter çıkar. C eliklerinde, sementit çökeltmesi ve büyümesine bağlı olarak sertlik düşüşü görülür. Orta ve yüksek alaşımlı soğuk iş takım çeliklerinde, alaşım elementi varlığı nedeniyle artık östenitin dönüşümü gecikir ve sertlik düşüşü de daha yüksek sıcaklıklarda görülür. Hız eliklerinde, yüksek miktarlardaki alaşım elementi varlığı ikincil sertlik oluşumunu sağlar. Orta ve yüksek miktarlarda alaşım elementi içeren sıcak iş takım çeliklerinde ise, diğer alaşımlı çeliklerde olduğu gibi ikincil sertlik artışı görülür. Sıcak iş takım çeliklerinde, menevişleme işleminde görülen temel farklılık ise malzemenin sertliğidir. Sıcak iş takım çeliklerinin düşük miktarlarda C içermesinden dolayı, menevişleme işlemi sonrası elde edilen sertlik değerleri, diğer takım çeliklerine göre daha düşüktür (Krauss, 2005; Totten, 2007).

4. TAKIM ÇELİKLERİNDE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİ

Metallerin yapısı, atomların üç boyutlu sistemde belli bir düzene göre dizilmelerinden oluşur. Atomların düzenli ve tekrarlı şekildeki dizilişleri karakteristik olup, bu dizilişteki en küçük atom topluluğuna birim hücre denir. Kristal yapı ise birim hücrelerin tekrarı ile oluşmaktadır. Atomların düzenli ve tekrarlı şekildeki dizilişleri karakteristik olup, bu dizilişteki en küçük atom topluluğuna birim hücre denir. Kristal yapı ise birim hücrelerin tekrarı ile oluşmaktadır.

Endüstride kullanılan metaller genellikle arı halde olmayıp, alaşım şeklindedir. Metal üretiminin ergiyik faz aşamasında, istenilen özelliklere bağlı olarak, ana metalin yanında bir veya birden fazla alaşım elementinin katılması ile gerçekleştirilen katılma sonucunda, ana metalin arı durumundan farklı bir yapı elde edilmesi sağlanır. Alaşımlar ergiyik durumda genellikle homojendirler. Katı durumda ise yalnız bir katı çözelti içererek homojen veya çok sayıda katı çözelti, ara bileşik ve saf metal kristali içererek heterojen içyapıya sahip olabilir.

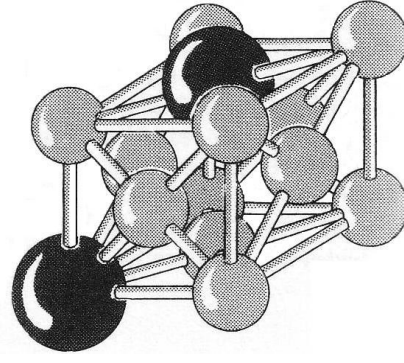


Şekil 4.1 Katı çözelti yapıları a) Rastgele yeralan dizilimi b) Düzenli yeralan dizilimi c) Rastgele arayer dizilimi d) Katı çözeltide atom kümelenmesi (Cahn ve Haasen, 1996)

Alaşımlar, temel olarak iki kristal türü ile görülmektedirler; arı kristalli alaşımlar ve karışık kristalli alaşımlar. Arı kristalli alaşımlara ait şematik şekil ve bu alaşımlardaki kristal kafes hataları Şekil 4.2’de verilmiştir.

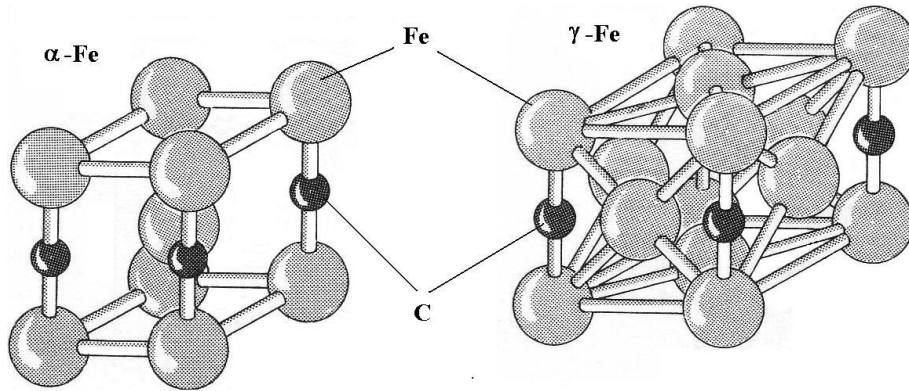
Karışık kristalli alaşımlarda rastlanan ve kafesinde birden fazla atom türü barındıran kristal yapılar ise kendi içinde yine iki gruba ayrılmaktadır;

- Katı ergiyikler:
- Ara bileşikler



Şekil 4.4 Yeralan katı ergiyiği; açık renkli atomlar ana (çıkış) elementinin, koyu renkli atomlar ise yeralan atomlardır (Karaaslan, 2010).

Ana elementin atom çapı ile çözünen yabancı atom çapı arasındaki oranın küçülmesi ile çözünen atom, çözen elementin kafesi içinde arayerlere yerleşmektedir (Şekil 4.5). Sadece arayerlerin işgal edilmesi nedeni ile, A elementi kafesinde B atomlarının çözünürlüğü genellikle %1'den düşüktür. Atom yarıçapları $1\text{\AA}$ 'dan küçük olan hidrojen, azot, karbon ve bor teknik açıdan en önemli arayer katı ergiyiği oluşturan elementlerdir (Cahn ve Haasen, 1996; Karaaslan, 2010).



Şekil 4.5. Arayer katı ergiyiği; sol tarafta hmk α -Fe ve sağ tarafta ymk γ -Fe kafesinde arayer atomu olarak C atomları kafes parametresine yerleşmişlerdir (Karaaslan, 2010)

4.1 Alaşım Elementlerinin Sınıflandırılması

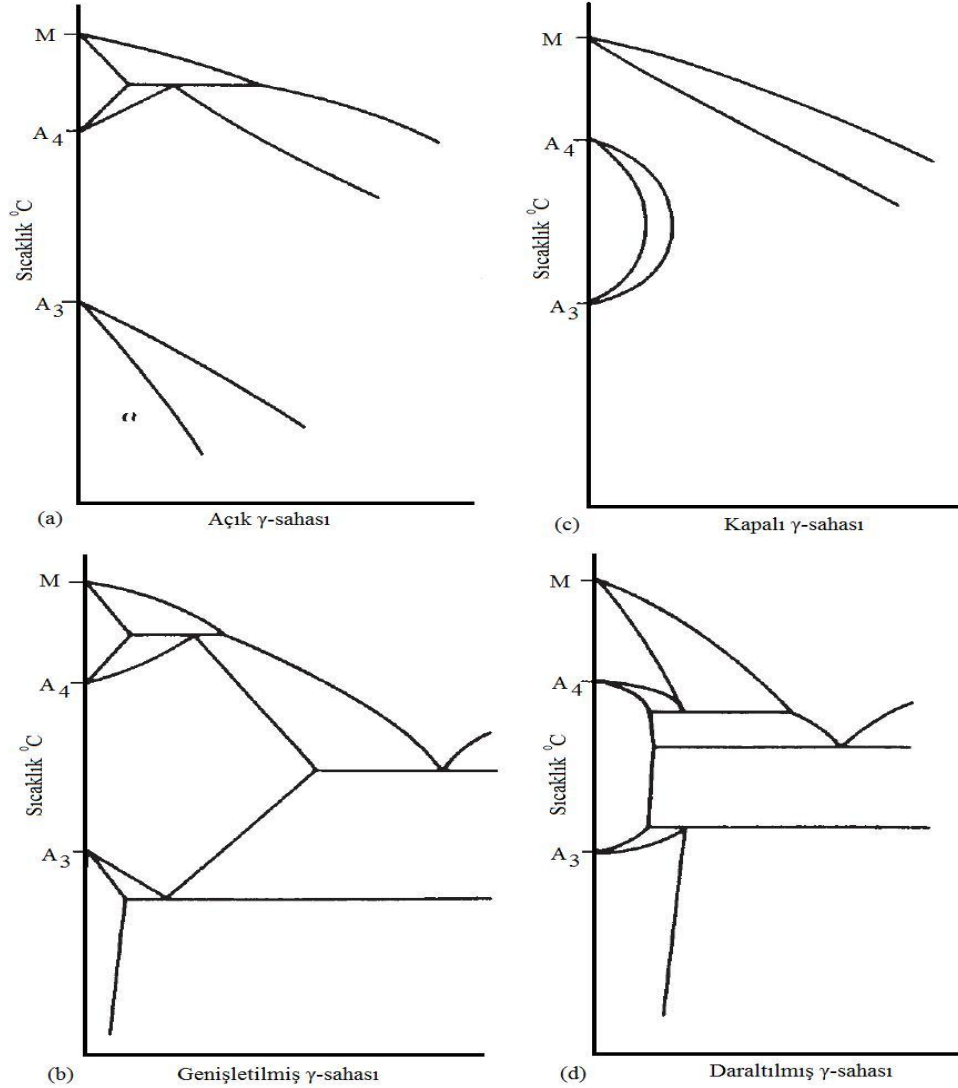
Alaşım elementlerinin, çelik içerisindeki etkisi üçlü faz diyagramlarının incelenmesiyle ortaya konmaktadır. Alaşım elementlerinin etkisini açık veya kapalı γ -sahası oluşturanlar ve γ -sahasını daraltanlar ya da genişletenler olarak sınıflandırılır. Alaşım elementlerinin malzemeye olan etkisi, periyodik çizelgede sahip oldukları yerin sonucu olarak ortaya çıkan elektron ilgilerine göre şekillenir. Alaşım elementlerinin Fe-C denge diyagramı üzerindeki etkisi Şekil 4.6'da görülmektedir.

4.1.1 Sınıf 1 (Açık γ -Sahası)

Bu grubun en önemli alaşım elementleri Ni, Mn ve Co'dır. Ni ve Mn'nin varlığı ile A_1 ve A_3 dönüşüm sıcaklıkları, daha düşük sıcaklıklara ötelenir. Bu alaşım elementlerinin yeterli oranlarda ilave edilmesiyle, kübik hacim merkezli α fazı oda sıcaklığının altına ötelenir ve γ fazı kararlı hale getirilir. Böylece, östenitik çelikler elde edilmiş olur.

4.1.2 Sınıf 2 (Genişletilmiş γ -Sahası)

C ve N, γ -sahasını genişleten en önemli alaşım elementleridir. Bu alaşım elementleri γ -sahasını genişletir, fakat genişleyen saha başka bir faz ile sınırlanır. Cu, Zn ve Au 'da bu grubun içerisinde yer alır.



Şekil 4.6. Demir-karbon denge diyagramının sınıflandırılması (Topbaş, 1993)

4.1.3 Sınıf 3 (Kapalı γ -Sahası)

Birçok element γ -sahasını daraltarak, kübik yüzey merkezli yapıyı kararlı hale getirir. Bu alaşım elementlerinin yeterli oranlarda kullanılmasıyla östenit fazı ortadan kalkar ve α - δ faz geçişi görülür. Si, Al, Be ve P ile birlikte kuvvetli karbür yapıcı elementler olan Ti, V, Mo ve Cr'da bu grup içerisinde yer alır. Özellikle yumuşak manyetik malzeme üretiminde, bu grup içerisinde yer alan alaşım elementleri önemli rol oynamaktadır. Yeterli miktarda yapılan alaşımlama ile östenit fazı ortadan kaldırılır ve yüksek sıcaklıkta yapılan ısıtma işlemleri ile kaba taneli ferrit yapısı oluşturulur. Böylece, hem yumuşak hem de manyetiklik özelliği olan malzeme üretilmiş olur.

4.1.4 Sınıf 4 (Daraltılmış γ -Sahası)

B ile birlikte karbür yapıcı elementler olan Ta, Nb ve Zr bu grup içerisinde yer alır. γ -sahasının daraltılması, farklı fazların oluşumu ile gerçekleştirilir (Topbaş 1992, Totten 2007).

Alaşım elementlerinin α ve γ fazları içerisindeki dengesi Zener ve Andrews tarafından açıklanmıştır. Yapıda var olan α ve γ fazlarının alaşım elementi konsantrasyonuna c_α ve c_γ olarak ifade edersek:

$$\frac{c_\alpha}{c_\gamma} = \beta \cdot e^{\frac{\Delta H}{RT}} \quad (4.1)$$

$$\Delta H = H_\gamma - H_\alpha \quad (4.2)$$

β : Sabit

R: Gaz sabiti

ΔH : Entalpi değişimi

T: Sıcaklık

H_γ : γ fazında çözünen alaşım elementi başına absorbe edilen ısı

H_α : α fazında çözünen alaşım elementi başına absorbe edilen ısı

Yukarıda verilen eşitlik (4.1) ve (3.2) sonucunda ΔH değerinin negatif veya pozitif olduğu iki durum ile karşılaştırılır.

Ferrit oluşturunca alaşım elementleri için: $H_\alpha > H_\gamma$ (Bu durum için ΔH pozitiftir.)

Östenit oluşturunca alaşım elementleri için: $H_\alpha < H_\gamma$ (Bu durum için ΔH negatiftir.)

4.2 Alaşım Elementlerinin Çelik Özelliklerine Etkisi

Çelik içerisinde yer alan C, ana alaşım elementidir. C yanında, S, P, Al, Si gibi alaşım elementleri eser miktarlarda bulunur. Ayrıca, malzemedan istenen özelliklere göre Cr, V, Mn, W gibi çeşitli alaşım elementleri de kullanılır.

4.2.1 Karbon (C)

Çelikteki alaşım elementidir. Katı çözelti oluşumunu sağlar. Ayrıca karbür oluşumunu sağlar. Sertlik artışına neden olur.

Çizelge 4.1. Alaşım elementlerinin ferrit ve östenit fazlarına olan etkisi (Totten, 2007)

Ferrit Fazını Kararlı Kılan Alaşım Elementleri	Östenit Fazını Kararlı Kılan Alaşım Elementleri
Krom (Cr)	Karbon (C)
Molibden (Mo)	Kobalt (Co)
Silisyum (Si)	Bakır (Cu)
Tantan (Ta)	Mangan (Mn)
Titanyum (Ti)	Nikel (Ni)
Tungsten (W)	Azot (N)
Vanadyum (V)	
Zirkon (Zr)	

4.2.2 Mangan (Mn)

Çelik yapısında en az % 0,30 oranında bulunur. Oksijen ve sülfürü gidermek amacıyla kullanılır. Yapı içerisindeki miktarı arttıkça, çeliğin kaynak kabiliyeti ve dövülebilirliği yükselir.

Mn'nın çelik içerisinde % 2'den daha fazla oranlarda bulunması, P, Sn, Sb, As gibi safsızlıklar ile tane sınırlarında segregasyon oluşturur. Bu durum meneviş gevrekliğinin ortaya çıkmasına neden olur.

4.2.3 Silisyum (Si)

Oksit giderici olarak kullanılır. Ferrit fazında çözünen ve karbür oluşturmeyen alaşım elementlerindendir, sertlik ve kırılabilirliğin artmasına neden olur. Mangan ya da molibden ile birlikte bulunduğu, sertleşebilirliği oldukça artırır. Ayrıca aşınma dayanımı, akma dayanımı ve ısıl dayanım gibi özelliklerin yükselmesini sağlar.

4.2.4 Fosfor (P)

Ferrit yapısı içinde çözünerek dayanım artışına neden olur. Katılaşma sırasında tane sınırlarında seyrege olur.

Miktarı arttıkça, süneklik ve yokluk düşer, soğuk kırılabilirlik oluşma eğilimi artar. Mn, Cr, Mn-Si, Cr-Ni ve Cr-Mn çeliklerinde meneviş gevrekliğine neden olur. Östenitik Cr-Ni çeliklerinde, çökeltme etkisi yaratarak akma noktasını yükseltir. Ayrıca, oksitleyici ajan olmasından dolayı östenitik paslanmaz çeliklerde tane sınırı korozyonuna neden olur.

4.2.5 Kükürt (S)

Tane sınırlarında ağsı yapılar şeklinde sülfür ötektikleri oluşmasına neden olur. Bu bileşenler, düşük sıcaklıkta ergidiği için malzemenin gevrekleşmesine neden olur, sıcak gevreklik ortaya çıkar.

4.2.6 Alüminyum (Al)

Oksit giderici ve tane inceltici olarak kullanılır. N varlığında, sert ve kırılabilir AlN intermetalik bileşeni oluşturur. Çökeltme sertleşmesi oluşturmak, su verme öncesi tane büyüklüğünü kontrol etmek amacıyla kullanılır.

4.2.7 Azot (N)

γ -sahasını genişleterek, γ fazını kararlı hale getiren alaşım elementlerindendir. V, Nb, Ti gibi alaşım elementleriyle sert nitrür ve karbonitrürler oluşturur. Düşük C'lu çeliklerde su verme yaşanması, gerinim yaşanması ve mavi gevreklik yaratır.

4.2.8 Krom (Cr)

Hem ferrit yapısında çözünebilen hem de karbür oluşturan alaşım elementlerindendir. Düşük Cr/C oranlarında $(Fe,Cr)_3C$ oluşurken, yüksek Cr/C oranlarında $(Cr,Fe)_7C_3$ ve $(Cr,Fe)_{23}C_6$ karbürleri oluşur.

Cr; sertleşebilirliği, korozyon-oksidasyon direncini ve yüksek sıcaklık dayanımını artırır. Ayrıca, yüksek C varlığında aşınma dayanımını da artırır.

4.2.9 Nikel (Ni)

γ -sahasını genişleterek, γ fazını kararlı hale getiren alaşım elementlerindendir. Yeterli miktarlarda kullanıldığında γ - α dönüşüm sıcaklığı 0 °C'nin altına düşer. Karbür oluşturmaz. Darbe yokluğu ve yorulma direnci sağlar, Cr ve Mo ile birlikte sertleşebilirliği artırır.

4.2.10 Molibden (Mo)

Sementit yapısı içinde az miktarlarda çözünür ve alaşım karbürlerini oluşturur. Menevişleme işlemi sırasında ikincil sertlik oluşumuna neden olarak mekanik özelliklerin artmasını sağlar.

Alaşım elementi olarak Mo kullanımı ile ince taneli yapı elde edilirken, yorulma dayanımı ve sertleşebilirlik de artar. Paslanmaz çeliklerde, Ni ve Cr ile korozyona karşı direnç sağlar ve çeliğin oyuklanmaya karşı hassasiyetini azaltır.

Wang (2006) tarafından yapılan çalışmada, malzeme Cr içeriğinin %3'ten %4'e, Mo içeriğinin ise %2'den %3'e yükselmesiyle, yüksek sıcaklıklardaki aşınma özelliğinin önemli değerlerde yükseldiği belirlenmiştir.

4.2.11 Tungsten (W)

Karbür yapıcı alaşım elementidir. Menevişleme işlemi sonucunda ikincil sertlik oluşumunu sağlar, oluşan karbürler sert ve aşınmaya karşı oldukça dayanımlıdır. İkincil karbürler ile sıcak sertliği artırır. Ayrıca, yüksek sıcaklıklarda tane büyümesini engeller.

4.2.12 Vanadyum (V)

Yüksek sıcaklıklara kadar varlığını koruyan, kararlı karbürler oluşturan alaşım elementidir. Sementit ve östenit yapısı içerisinde çözünerek sertleşebilirliği artırır. Fakat, yapı içerisinde çözünmemiş halde bulunan V, sertleşebilirliği düşürür. Yüksek sıcaklıklarda tane büyümesini engeller. Yorulma dayanımı, sıcak sertlik, darbe dayanımı gibi özelliklerin gelişmesini sağlar.

Sürünme dayanımı istenen çeliklerde, sıcak dövme kalıplarında kullanılan çeliklerde ve hız çeliklerinde ana alaşım elementidir.

4.2.13 Niobyum (Nb) ve Tantalyum (Ta)

Nb ve Ta, karbür ve nitrür yapıcı alaşım elementleridir. Az miktardaki Nb, ince nitrür ve karbonitrür fazları oluşturarak yapıyı incelterek, akma dayanımının artmasına neden olur. Mikroalaşımli çeliklerde kullanılan en önemli alaşım elementlerindendir. Ayrıca, Cr-Ni paslanmaz çeliklerini stabilize ederek tane arası korozyonunu engeller.

4.2.14 Titanyum (Ti)

Karbür ve nitrür oluşturan alaşım elementlerindendir. Malzemede yarattı etki, Nb ve V elementlerinin yarattığı etki ile benzerdir. Fakat, oluşturduğu karbürler daha ince yapılıdır. Özellikle östenitik çeliklerde, tane arası korozyonunu engellemek amacıyla kullanılır. Oluşturduğu karbürler ile sürünme dayanımı ve tokluğu artırır (Totten, 2007).

Ti, Nb, V gibi alaşım elementleri yüksek sıcaklıklarda dahi çözünmeyen alaşım karbürleri oluşturur ve östenit yapısı içinde çözünürlükleri düşüktür. Bu nedenle, oluşturdukları alaşım karbürleri ile östenitleme işlemi sırasında tane büyümesini engelleyici rol oynarlar.

4.2.15 Kobalt (Co)

Alaşım karbürü oluşturmayan alaşım elementlerindendir. Karbon çeliklerinin sertleşebilirliğini düşürür. Martenzit başlama sıcaklığını yükselterek, martenzitik dönüşüm sırasında oluşan artık östenit miktarını azaltır.

4.2.16 Bakır (Cu)

% 0,30'dan daha fazla oranlarda bulunduğu çökelme sertleşmesi ile dayanım artışı sağlar. Yüksek sıcaklık özellikleri ve yüzey kalitesi üzerinde olumsuz etkiye sahiptir. Fakat, atmosferik korozyon direnci ve çekme dayanımında artış oluşmasını sağlar.

4.2.17 Zirkonyum (Zr)

Zr karbür yapıcı alaşım elementidir ve östenit sahasını sınırlayıcı etkiye sahiptir. Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çeliklerde (HSLA) inklüzyon karakterini iyileştirmek ve dayanımı arttırmak amacıyla kullanılır (Totten, 2007).

4.3 Alaşım Elementlerinin Çelik İçerisindeki Dağılımı

Fe-C denge diyagramında, östenit-ferrit dönüşümü göz önüne alındığında, alaşım elementlerinin üç farklı davranışı ortaya çıkmaktadır:

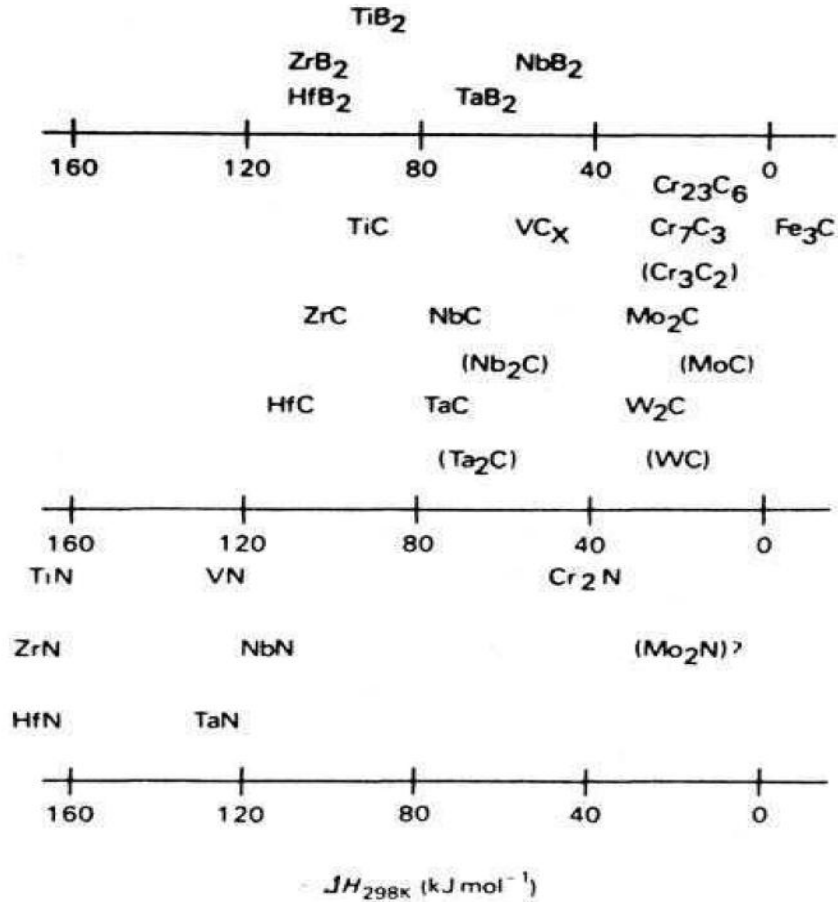
- Yalnızca ferrit yapısında çözünen alaşım elementleri
- Kararlı karbür oluşturan ve ferrit içerisinde çözünebilen alaşım elementleri
- Yalnızca karbür oluşturan alaşım elementleri

İlk grupta yer alan alaşım elementleri Ni, Cu, P ve Si 'dir. Bu alaşım elemetleri östenit-ferrit dönüşümü sonrasında ferrit kafesi içerisinde çözünür. Sementit ya da alaşım karbürleri içerisindeki çözünürlükleri oldukça düşüktür.

Çelik malzemelerde yer alan alaşım elementlerinin büyük çoğunluğu ikinci gruba girmektedir. Bu alaşım elementlerinin bir kısmı alaşım karbürleri oluştururken, diğer bir kısmı ferriti yapısı içinde çözünerek katı ergiyik oluşturur. Oldukça düşük miktardaki alaşım elementi ise sementit yapısı içinde çözünebilmektedir. Bu grup içerisinde yer alan alaşım elementlerine Mn, Cr, Mo, V, Ti, W ve Nb örnek olarak verilebilir.

Üçüncü grup içerisinde yer alan en önemli alaşım elementi N'dir. N, karbür yapısı içinde çözünerek karbonitrür oluşumunu sağlar. Ti ve Al gibi kuvvetli nitrür yapıcı elementlerin varlığında alaşım nitrürleri de oluşur (Bhadeshia ve Honeycombe, 2006).

Şekil 4.7'de çeşitli karbür, nitrür ve borür bileşiklerinin oluşumu için gerekli olan oluşum entalpileri görülmektedir.



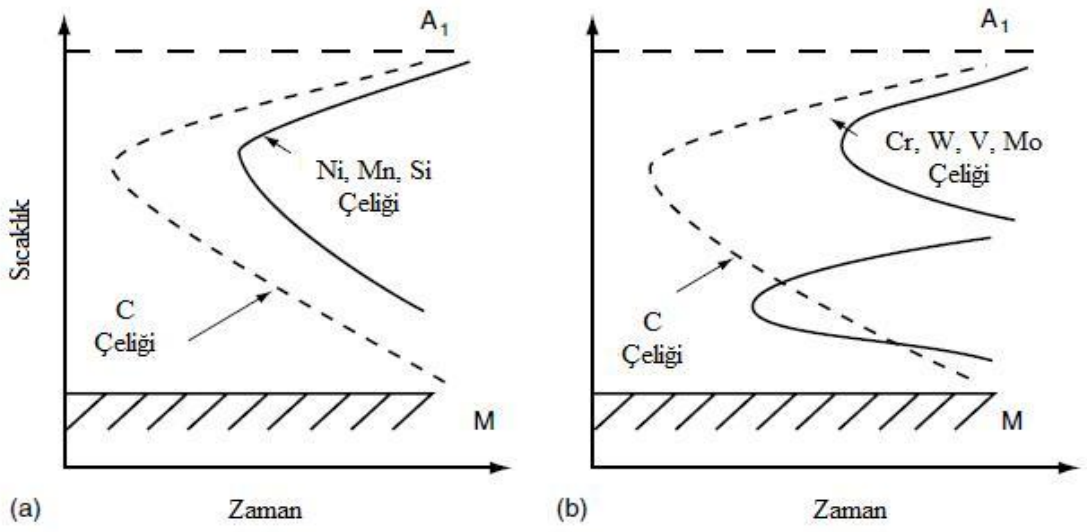
Şekil 4.7 Nitrür, karbür ve borür yapılarının oluşum entalpisi (Schick, 1966)

Karbür oluşturuç elementleri de östenit dönüşüm kinetiği üzerinde önemli etkiye sahiptir. Alaşım karbürlerinin, östenit dönüşümüne olan etkisi sıcaklığa göre değişmektedir.

- 700-500 °C: Dönüşümü geciktirici etkiye sahiptirler(Perlit oluşumu).

- 500-400 °C: Dönüşümü çok büyük oranda yavaşlatırlar.
- 400-300 °C: Dönüşümü hızlandırır(Beynit oluşumu).

Şekil 4.8’de de alaşım karbürü oluşturan alaşım elementlerinin izotermal dönüşüm diyagramına olan etkisi görülmektedir. Alaşım karbürü oluşturmeyan elementler diyagramın sağa ötelenmesine neden olurken, alaşım karbürü oluşturan alaşım elementleri perlit dönüşümünü sağa ötelerken, beynit dönüşümünü sola ötelemektedir. Bu da, perlit dönüşüm hızının azalırken, beynit dönüşüm hızının arttığı anlamına gelmektedir.



Şekil 4.8 İzotermal dönüşüm diyagramları a) Karbon çeliği ve alaşım karbürü oluşturmeyan alaşım elementlerinin oluşturduğu dönüşüm diyagramı b) Karbon çeliği ve alaşım karbürü oluşturan alaşım elementlerinin oluşturduğu dönüşüm diyagramı (Totten, 2007)

Çelik içerisinde yer alan alaşım elementlerinin, malzemenin sahip olduğu faz yapısına ve özelliklerine etkisini tam olarak ortaya koyabilmek Fe-C-X (X: Alaşım elementi) üçlü denge diyagramının incelenmesiyle mümkün olur. Birden fazla alaşım elementinin birlikte yol açtığı etkilerinin incelemek için ise üçlü denge diyagramları yeterli değildir. Üçlü denge diyagramlarının genel bir fikir vermesine rağmen, bu alaşım elementleri için oluşturulmuş grup diyagramların (pseudo-binary phase diagrams) kullanılması gerekir.

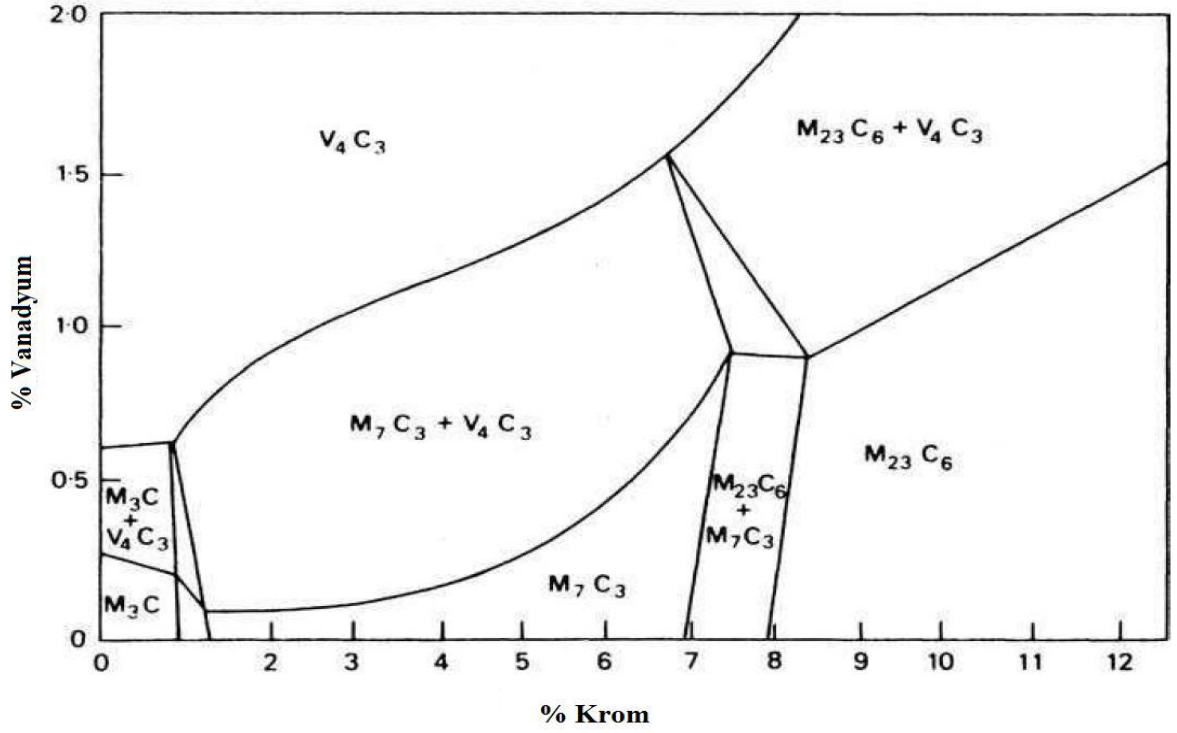
Çelik içerisinde Cr ve V’un birlikte kullanımı örnek olarak verilebilir. Özellikle yüksek sıcaklıklarda kullanılan çeliklerde, V ve Cr alaşım elementi olarak kullanılır. İki alaşım elementi de karbür yapıcı özellik taşır. Bu nedenle, yapı üzerindeki etkileri oluşturulan faz diyagramları yardımıyla belirlenir. Şekil 4.9’da, % 0,2 C içeren çelikte, 700 °C’de V ve Cr miktarına bağlı olarak, malzemenin içerdiği fazlardaki değişim görülmektedir.

Çizelge 4.2 Alaşım karbürlerinin kafes yapısı ve özellikleri (Krauss, 2005)

Karbür Türü	Kafes Yapısı	Özellik
M_3C	Ortorombik	Fe_3C karbürünün yapısıdır. M; Fe, Mn ya da Cr ile düşük oranlarda W, Mo ya da V'de içerebilir.
M_7C_3	Hekzagonal	En çok Cr içeren çeliklerde görülür. Çözünme sıcaklığı oldukça yüksek olmak birlikte, sert ve aşınma dayanımı yüksektir.
$M_{23}C_6$	Yüzey Merkezli Küp	Yüksek Cr içeren çelikler ile hız çeliklerinde görülür. M; Cr ya da Fe olabilir. Ayrıca W ve Mo içerir.
M_6C	Yüzey Merkezli Küp	W ve Mo elementlerince zengindir. Cr, V ve Co'da içerir. Yüksek aşınma dayanımına sahiptir.
M_2C	Hekzagonal	Yüksek oranlarda W ve Mo içerir. En genel yapısı W_2C 'dir.
MC	Yüzey Merkezli Küp	Yüksek oranlarda V içerir. Çok yüksek sıcaklıklarda çözünür. Östenitleme işlemi sırasında çözünen az miktardaki VC karbürü, menevişleme işlemi sırasında tekrar oluşur.

Şekil 4.9'da görüldüğü gibi sementit yapısı, % 1,5 Cr ya da % 0,5 V varlığına kadar yapısını koruyabilmektedir. Artan Cr ve V miktarlarında ise çeşitli bileşimdeki alaşım karbürleri oluşmaktadır (Bhaeshia, 2006).

Çekirdeklenen alaşım karbürlerinin büyümesi mekanik özellikleri olumsuz etkilemektedir. Yin ve Faulkner (2003), $M_{23}C_6$ karbür yapısının büyüme kinetiğine, alaşım elementlerinin etkisini incelemiştir. Yapılan çalışmaya göre, Si, Cu, Co, Al, Ni gibi alaşım elementlerinin artmasıyla, karbür yapısının kabalaşması yavaşlamaktadır. Fakat, bu alaşım elementlerinin miktarı %0,4'ü geçtiğinde, karbür yapısının büyüme kinetiğinde hızlı bir artış meydana gelmektedir.



Şekil 4.9 % 0,2 C içeren çelikte, 700 °C’de, V ve Cr oranına bağlı olarak karbür bileşimi (Bhadeshia ve Honeycombe, 2006)

4.4 Alaşım Karbürleri

Alaşım karbürlerini oluşturan alaşım elementleri Mn, Cr, W, V, Zr, Nb ve Ti olarak sıralanabilir. Bu sıralama, alaşım elementlerinin karbona olan afinitesine göre yapılmıştır ve sıralamanın sağında yer alan Ti en kararlı karbür yapısını oluşturan alaşım elementidir. Karbür yapıcı elementler, geçiş metalleridir ve elektron dizilimleri d orbitalleri ile sonlanmaktadır. Karbür yapısını oluşumu da, boş d orbitallerinin valans elektronları ile doldurulması esasına dayanmaktadır (Totten, 2007).

Çizelge 4.2, takım çeliklerinde görülen alaşım karbürlerinin genel formülünü, kafes yapısını ve özelliklerini göstermektedir. Karbür yapısının formülünde M, metali temsil etmektedir. Genel formülde metal ile karbonunun (C) içerdiği sayılar ise, metal ve C atomlarının sayısal oranını göstermektedir. Örneğin M_7C_3 yapısına sahip olan karbürde, oransal olarak 7 metal atomuna 3 karbon atomu denk gelmektedir.

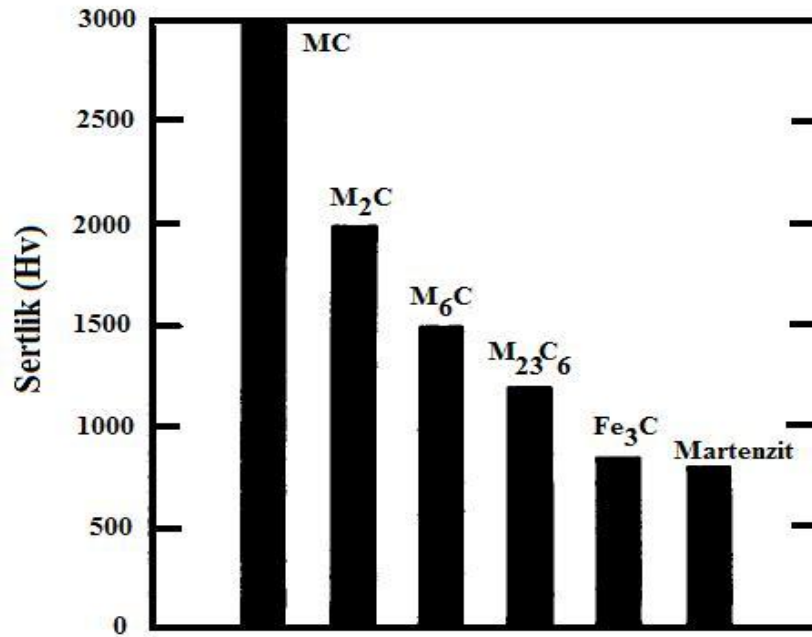
Metal karbürleri, kararlı, ergime derecesi ve sertliği yüksek fazlardır. Çizelge 4.2 ‘de görüldüğü gibi alaşım karbürleri iki grup altında toplanır. 1. grup karmaşık kafes yapısına sahip olan karbürlerdir. 2. grup ise basit kafes yapısına sahip olan karbürlerdir. Karbür yapısında bulunan metal ve karbon atomlarının sayısı birbirine ne kadar yakınsa, yapının

kararlılığı da o kadar yüksektir. Bu nedenle, MC karbürleri, kararlılığı ve sertliği en yüksek olan yapılardır (Krauss, 2005; Bhadeshia ve Honeycombe, 2006).

Çizelge 4.3 Karbürlerin sahip oldukları yapılara göre sınıflandırılması (Totten, 2007)

1. Grup Karbürleri	2. Grup Karbürleri
M_3C	MC
$M_{23}C_6$	
M_7C_3	M_2C
M_6C	

Şekil 4.10, genel karbür bileşimlerinin sertlik grafiğini göstermektedir. En düşük sertliğe sahip olan sementit martenzitten daha yüksek sertlik değerine sahiptir. MC karbürü ise en yüksek sertlik değerine sahip karbür yapısıdır. Alaşım karbürlerinin yapıda homojen dağıtılmasıyla mekanik özellikler de geliştirilmektedir. Yokoi vd. (1999) tarafında yapılan çalışmada, % 8 Cr içeren soğuk iş takım çeliğine uygulanan farklı ısıl işlemle ile sağlanan 2 farklı karbür tane boyutunun mekanik özelliklere olan etkisi incelenmiştir. Elde edilen sonuçlara göre, küçük taneli alaşım karbürlerinin mekanik özellikleri, kaba karbür tanelerine göre daha fazla arttırdığı, homojen M_7C_3 dağılımının sağlanmasıyla da çekme dayanımının arttığı belirlenmiştir.



Şekil 4.10 Karbür yapılarının sertlik değerleri (Krauss, 2005)

Çizelge 4.4 Periyodik çizelge dizilimine bağlı olarak karbür yapıları (Krauss, 2005)

Grup Periyot	3B	4B	5B	6B	7B	8B		
4	Sc ₂₋₃ C ScC ₂ Sc ₂ C ₃	TiC	V ₂ C VC	Cr ₂₃ C ₆ Cr ₇ C ₃ Cr ₃ C ₂	Mn ₂₃ C ₆ Mn ₃ C Mn ₅ C ₂ Mn ₇ C ₃	Fe ₃ C	Co ₃ C Co ₂ C	Ni ₃ C
5	Y ₂ C Y ₂ C ₃ YC ₂	ZrC	Nb ₂ C NbC	Mo ₂ C Mo ₃ C ₂ MoC _{1-x}	TcC	Ru	Rh	Pd
6	LaC ₂	HfC	Ta ₂ C TaC	W ₂ C W ₃ C ₂ WC	ReC	OsC	Ir	Pt

4.5 Takım Çeliği Alaşımlama Tasarımı

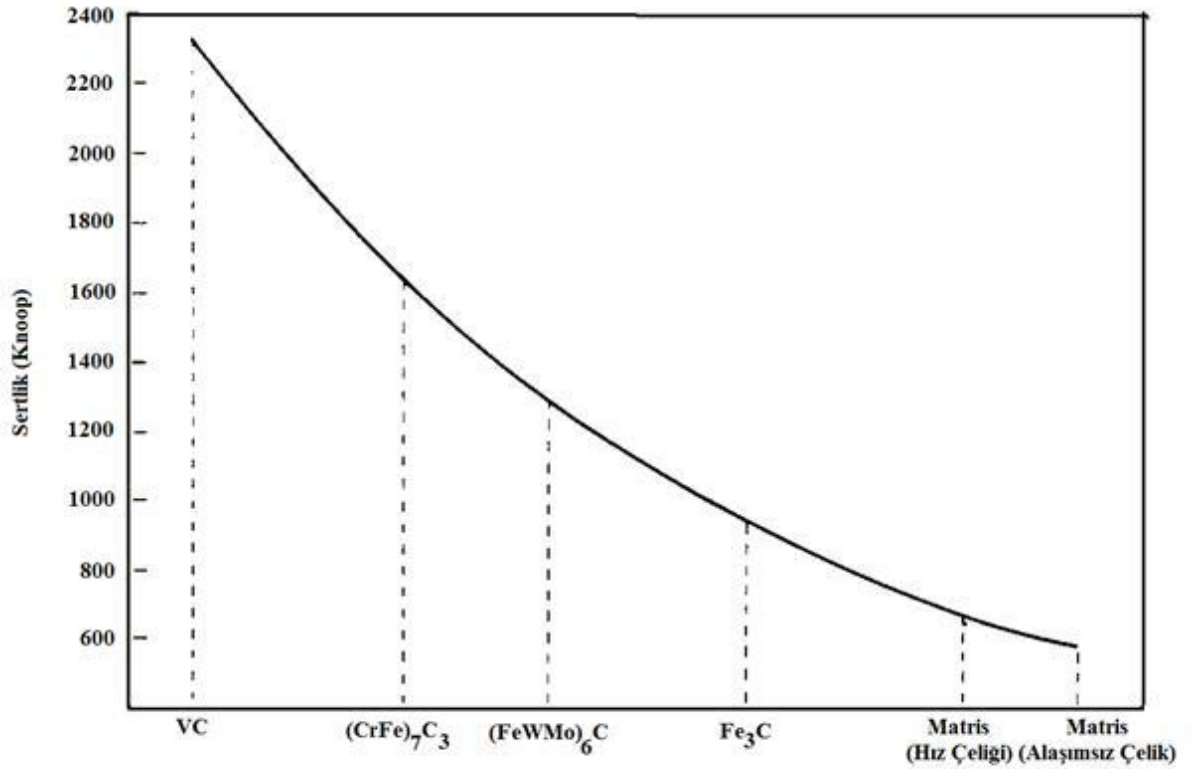
Takım çeliği alaşımlama tasarımı, kararlı karbür yapıcı alaşımlama elementleri temel alınarak gerçekleştirilir. Isıl işlem sırasında östenitleme sıcaklığına ısıtılan yağda, alaşım karbürlerinin bir bölümü çözünür ve östenit kafesinin içerdiği C miktarı artar. Oluşan yapının hızlı soğutulması ile tetragonal martenzit ve artık östenit oluşur. Menevişleme işlemi sırasında artık östenit, ferrit ve sementite ayrışır. Bu aşamada serbest kalan C atomları, östenitleme işlemi sırasında serbest kalan alaşım elementleri ile menevişleme işleminin yüksek sıcaklıklarında karbür oluşturur. Oluşan bu karbürler, ikincil karbür olarak adlandırılır. Oluşan ikincil karbürler, malzemede ikincil sertlik oluşumunu da sağlar.

Çizelge 4.4, karbür yapıcı alaşım elementlerini göstermektedir. En kararlı karbür yapılarını oluşturan alaşım elementleri, periyodik çizelgenin 4B ve 5B gruplarında yer alan Ti, Zr, Hf, V, W ve Ta elementleridir. Bu alaşım elementlerinin oluşturduğu karbür yapılarından, pratikte takım çeliklerinde görülenler VC, TiC ve WC'dir. Özellikle VC yapısı çok yüksek sıcaklıklara kadar yapısını korur ve östenitleştirme işlemi sırasında tane büyümesini engelleyici rol oynar.

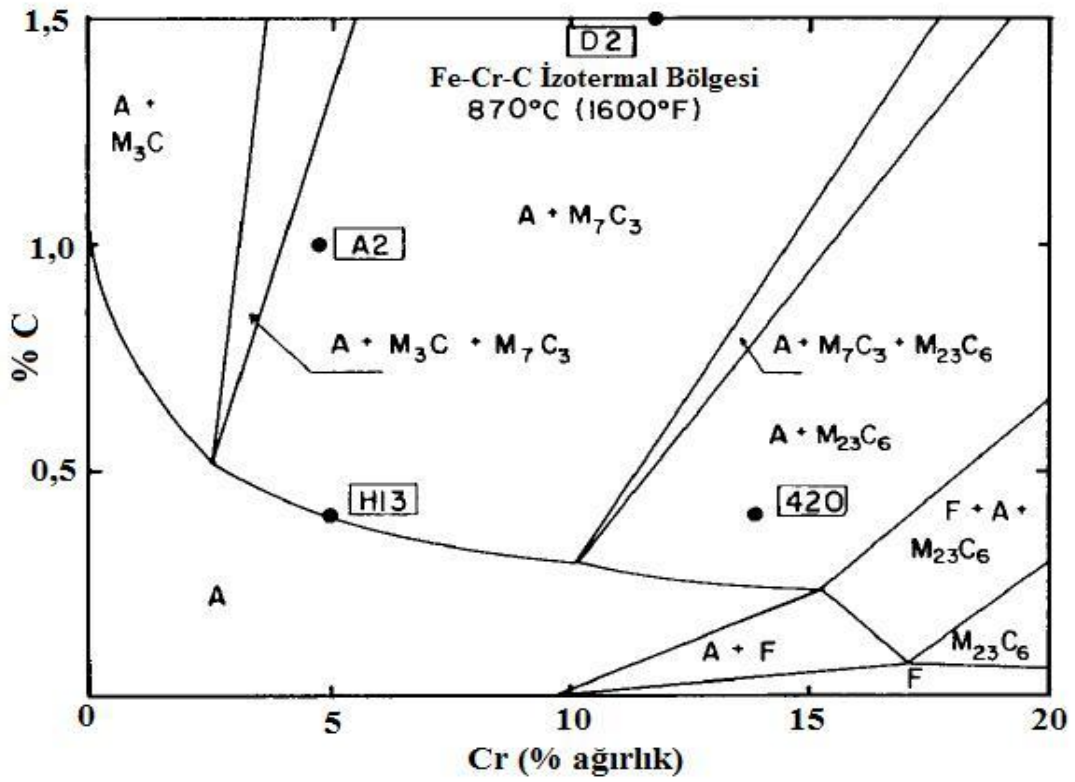
Cr, Mo, Mn ve W'nin oluşturduğu karbürler ise östenitleştirme işlemi sırasında çözünür. Menevişleme işlemi sırasında ise tekrar oluşan karbür yapıları (ikincil karbürler) ile ikincil sertlik elde edilir ve malzemenin sertliği artırılmış olur. Ayrıca, ikincil karbürlerin oluşumu ile malzemenin yüksek sıcaklık özellikleri geliştirilir.

Takım çeliklerinin içerdiği karbür miktarı arttıkça sertliği ve mekanik özellikleri artar. Ayrıca, yapıda bulunan karbür tipi de ortaya çıkan mekanik özellikler üzerinde belirleyicidir. Malzemenin içerdiği karbür türü ve miktarı; malzemenin içerdiği C ve alaşım elementi miktarı ile östenitleştirme ve menevişleme sıcaklıklarına bağlıdır.

Şekil 4.11, çeşitli karbür yapılarının sertliğini göstermektedir. MC karbürleri (takım çeliklerinde sıkça görülen karbür yapısı olarak VC), en yüksek sertlik değerine sahiptir. Daha önce yapılan açıklamalara uygun olarak, metal atomu ile C atomu arasındaki sayısal ilişki metal atomu lehine bozuldukça, karbür yapısının özellikleri olumsuz etkilenmektedir. Fakat, en düşük sertlik değerine sahip olan Fe_3C karbürü bile matris yapısına ve martenzite göre daha yüksek sertlik değerlerine sahiptir. Alaşımli çeliklerde ise sahip olunan yüksek alaşım elementi içeriği nedeniyle martenzit oranı artar ve dolayısıyla matris sertliği, alaşımsız çelik yapısına göre daha yüksek olur (Krauss, 2005).



Şekil 4.11 Çeşitli alaşım karbürlerinin sertlikleri (Krauss, 2005)



Şekil 4.12 Karbon ve krom oranına bağlı olarak çelik yapısında oluşan karbür türleri (Krauss, 2005)

Şekil 4.12’de, karbon ve krom elementlerinin çeşitli oranlarda bulunmasıyla ortaya çıkan fazlar görülmektedir. Cr miktarının artmasıyla östenit fazı, ferrit ile sınırlandırılırken M₂₃C₆ karbürleri oluşmaktadır. C miktarındaki artış ise kararlı karbür yapılarının (M₃C) oluşmasını sağlamaktadır.

5. ISIL İŞLEM FIRINLARI

Takım çeliğine uygulanacak olan ısıt işlemler, takım malzemesinde elde edilecek olan özellikleri ortaya çıkarması nedeniyle önemlidir. Takım malzemesinden elde edilecek olan özellikler fırın tasarımı, üretimi ve kullanımı ile elde edilir.

Takım çeliği ısıt işleminde kullanılan banyolar, tuz banyoları, vakum fırınları, kontrollü atmosfer fırınları ve akışkan yataklı fırınlar olarak sıralanabilir.

5.1 Tuz Banyoları

Ergiyik tuz banyoları, ısıt işlem için kullanılan ortamlardandır. Özellikle yüksek hız takım çeliklerinin ısıt işleminde oldukça iyi özellikler sağlanır ve malzemede herhangi bir yüzey işlemine ihtiyaç duyulmaz. Ayrıca, keskin köşelere sahip malzemelerin ısıt işleminde de oldukça iyi özellikler elde edilir.

Uygun işlem parametrelerinin seçilmesiyle karbürizasyon, dekarbürizasyon ya da pul şeklinde dökülme olmadan ısıt işlem gerçekleştirilebilmektedir. Yüzeyde tamamen sert bir doku elde edilirken, parçadaki çarpılma (distorsiyon) en düşük seviyededir.

Tuz banyoları ile gerçekleştirilen ısıt işlemlerde 3 farklı tuz banyosu kullanılmaktadır. Kullanılan tuz banyolarının bileşimi Çizelge 5.1’de görülmektedir.

- **Ön ısıtma banyoları:** Termal şoklar önlenir, iç yapı sıcaklık farklılıkları engellenir ve yüksek sıcaklık uygulamalarında gereken zamanı azaltır.
- **Yüksek sıcaklık banyoları:** Östenitleme işlemi için kullanılır.
- **Su verme banyoları:** Sıcaklık farklarını dengeler ve ısıt işlem sonrası temiz bir yüzey elde edilmesini sağlar.

Tuz banyolarında işlem gören takım çelikleri, malzeme kalınlığına bağlı olmaksızın yüzeyden çekirdeğe kadar sertleşebilmektedir. Ayrıca, işlem sırasında kullanılan ısının parça yüzeyinde homojen dağıtılabilmesine bağlı olarak çarpılma ve artık gerilme miktarı en düşük seviyede tutulabilmektedir.

Tuz banyolarının, ısıt işlem sırasında sağladıkları ısıt iletim oldukça yüksektir. Yüksek ısıt iletim nedeniyle yüzey ve çekirdeğin ısınma oranları birbirlerine oldukça yakındır. Bu nedenle, tuz banyolarında sağlanan takım kalitesi ve homojenlik oldukça yüksektir.

Çizelge 5.1 Tuz banyosu bileşimleri (Roberts vd., 1997)

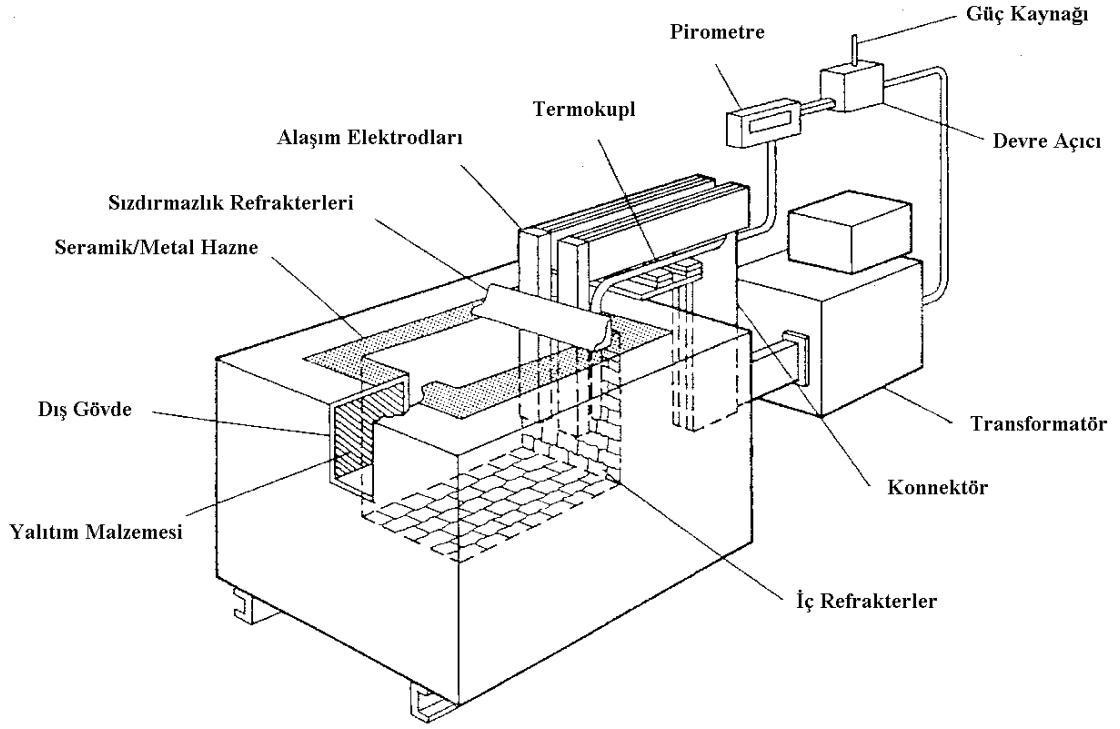
İşlem	Kimyasal Bileşim (%)					
	BaCl ₂	NaCl	KCl	CaCl ₂	NaNO ₃	KNO ₃
Östenitleme						
1. Bileşim	98-100	-	-	-	-	-
2. Bileşim	80-90	10-20	-	-	-	-
Ön ısıtma						
1. Bileşim	70	30	-	-	-	-
2. Bileşim	55	20	25	-	-	-
Su verme, Menevişleme						
1. Bileşim	30	20	-	50	-	-
2. Bileşim	-	-	-	-	55-80	45-20

5.1.1 Elektrod Daldırılmış Tuz Banyoları

Tuz banyolarında elektrod kullanılarak kapasite artırımı sağlanmaktadır. Tuz banyolarında, elektrod kullanımının getirdiği avantajlar şu şekilde sıralanabilir:

- Fırının dış kısmında herhangi bir değişiklik yapmaya gerek yoktur. Kullanılan tuz banyosuna, elektrod ilavesi ile sistem kurulabilmektedir.
- Kapasite artışı sağlanarak, üretim arttırılır.
- Katı tuzların kullanımına olanak tanınmasından dolayı, işlem başlangıcı kolaylaşmaktadır.
- Daldırılmış elektrodlu tuz banyoları, batırılmış elektrod içeren tuz banyolarına göre daha fazla enerji harcamaktadır. Daldırılmış elektrod içeren tuz banyolarında, işlem dışında kalan elektrod yüzeyi bulunmasından dolayı daha fazla enerji harcanır. Tuz banyoları, üst kısımdan da refrakter kapaklar ile örtülerek, enerji tasarrufu sağlanmasına çalışılır.

Daldırılmış elektrodlu tuz banyosunun şematik görünümü Şekil 5.1’de görülmektedir.



Şekil 5.1 Daldırılmış elektrodlu tuz banyosu (Roberts vd., 1997)

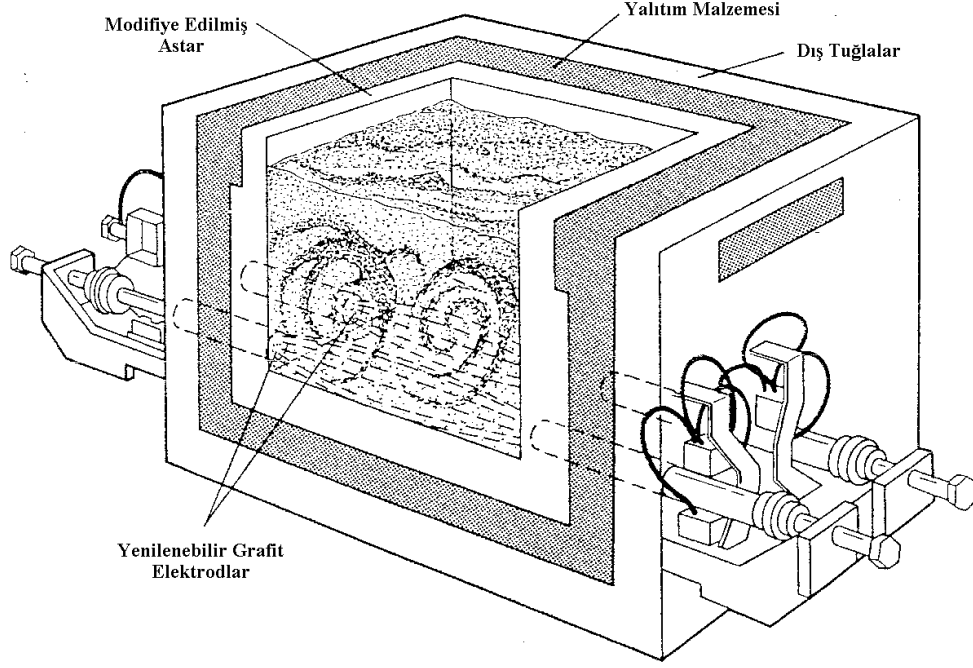
5.1.2 Batırılmış Elektrodlu Fırınlar

Batırılmış elektrodlu tuz banyoları, daldırılmış elektrodlu tuz banyolarına göre daha iyi özellikler sağlanabilmesi amacıyla gerçekleştirilmiştir. Elektrodlar, banyo tabanına yerleştirilmiştir ve tüm elektrod yüzeyi işlem için kullanılmaktadır.

Batırılmış elektrodlu banyoların özelliklerini şu şekilde sıralayabiliriz:

- En düşük banyo yüzeyinde, en fazla miktardaki iş yapılır. Elektrodların yüzeyi tamamen banyo ile temastadır. Bu nedenle, banyo boyutu küçüktür ve elektrod ömrü uzundur.
- Alttan yapılan ısıtma ile homojen banyo sıcaklığına ulaşmak diğer işlemlere göre oldukça kolaydır.
- Kullanılan tuz banyosunun seramik duvarlar ile temasında, seramik duvarın aşınması gerçekleşir. Bu aşınmayı azaltmak ve ısı yalıtkanlığı sağlamak amacıyla üçlü seramik duvar yalıtımı kullanılır.
- Fırın tabanına yerleşen elektrodlar, işlem sırasında ortaya çıkabilecek olan tehlikeleri en aza indirir ve fırın içerisinde oluşacak olan çamurun kolayca temizlenmesine olanak sağlar.

Östenitleme işlemin kullanılan tuz banyolarında oksitler çözünme gösterir. Bu çözünmenin nedeni, banyoda kullanılan klorid tuzları ve işlem parçası üzerindeki oksit tabakaları arasındaki reaksiyondur. Bu nedenle, banyoda oksitlenir ve çelik dekarbürize olur. Bu kirliliğin temizlenmesi amacıyla banyo bakımı düzenli olarak yapılmalıdır. Batırılmış elektrikli tuz banyolarının şematik görünümü Şekil 5.2’de görülmektedir.



Şekil 5.2 Batırılmış elektrodlu tuz banyosu (Roberts vd., 1997)

5.2 Atmosfer Kontrollü Fırınlar

Fırın atmosferi, çeliğin karbon almasını ya da vermesini engellemeye yönelik olarak seçilir. Bu nedenle, çeliğin bileşimin değiştirmeyecek bir atmosfer seçilir. Özellikle, yüksek Cr içerikli çeliklerin ısıtılı işlemlerinde %25 N₂, % 75 H₂ içeren atmosfer kullanılmaktadır. Kullanılan atmosfer içerisinde dekarbürizasyon oldukça yavaştır ve malzeme yüzeyinin kaybettiği karbon difüzyon ile rahatlıkla telafi edilebilmektedir. Malzemeden yüksek sertlik değerleri istendiğinde ise atmosfer içerisine % 1 metan gazı ilave edilerek, yüzeyin karbürize olması sağlanır.

Endotermik gaz atmosferli fırınlar ile ısıtılı işlem sırasında çeliğin korunmasının istendiği durumlarda kullanılır.

Isıtılı işlem sırasında, çelik yüzeyinde meydana gelebilecek karbürizasyon ve dekarbürizasyon olayları kontrol altında tutulmalıdır. Düşük boyutlu parçalarda, malzemenin teorik bileşimi

rahatlıkla korunabilmektedir. Fakat, büyük boyutlu parçalarda, karbürizasyon ve dekarbürizasyon önemli bir sorun olarak ortaya çıkmaktadır.

5.3 Vakum Fırınları

Takım çeliklerine ısıtma işlemin uygulanması sırasında iş parçasının yüzeyinde meydana gelen değişimin en düşük düzeyde olması istenir. Bu durum ise, iş parçasının havayla olan temasının en düşük seviyede tutulması ile sağlanır.

Isıl işlemlerde vakum fırınlarının öne çıkmasındaki en önemli neden, tuz banyolarının çevreye zararlı olmasıdır. Bunun yanında vakum fırınlarının kullanımı ile 2760 °C'ye kadar kullanımın sağlanması, esnek kullanıma olana vermesi ve gerilim giderme, ön ısıtma, sertleştirme gibi ısıtma işlem çevrimlerinin herhangi bir sınırlama olmaksızın bir arada yapılabilmesi gibi özellikler elde edilir.

5.3.1 Sıcak Duvarlı Vakum Fırınları

Fırın, ısı yalıtımının sağlanması amacıyla iki duvara sahiptir ve iki duvar arasında, soğutmanın sağlanması amacıyla su dolaştırılır. Sağlanan etkin soğuma ile yüksek sıcaklık uygulamalarında rahatlıkla kullanılabilir. Sıcak duvarlı vakum fırınları, parça boyutu, su verme yöntemi, pompalama ve ısıtma kapasitesi gibi birçok değişkende esnekliğe sahiptir.

Isıtma elemanı W, Mo, Ta, C gibi refrakter metallere yapılmıştır. Isıtma elemanlarını çevreleyen refrakter malzemeler ile izolasyon sağlanır ve ısıtmanın yayılmasıyla ısınma elde edilir. Isıtma elemanı olarak kullanılan elementlerin özellikleri Çizelge 5.2'de verilmiştir.

Çizelge 5.2 Vakum fırınlarında kullanılan ısıtma elemanlarının özellikleri (Roberts vd., 1997)

Malzeme	Ergime Sıcaklığı (°C)	İşlem Sıcaklığı Üst Sınırı (°C)	Gaz Basıncı (Pa)
Molibden	2617	1705	$1,3 \times 10^{-6}$
Tantan	2996	2500	$1,3 \times 10^{-9}$
Tungsten	3410	2800	$1,3 \times 10^{-11}$
Grafit	3700	2500	$1,3 \times 10^{-11}$

5.3.2 Tek Hazneli Vakum Fırınları

Tek hazneli vakum fırınlarında, malzeme aynı bölümde ısıtılır ve soğutulur. Soğuma, inert gazın malzemeye üflenmesi ya da yüzeyinden geçirilmesi ile sağlanır. İstenen soğutma hızı, gönderilen gazın basıncı ile oynanarak sağlanır.

5.3.3 Çok Hazneli Vakum Fırınları

Çok hazneli vakum fırınları, soğuma hızlarını arttırabilmek amacıyla geliştirilmiştir. Fırın, yükleme haznesi, ısıtma haznesi ve soğutma haznesi olmak üzere 3 bölümden oluşur. Sahip olduğu birden fazla hazne nedeniyle esnek kullanıma olanak tanır ve sürekli sertleştirme işlemi uygulanabilir.

5.3.4 Vakum Fırını Kinetiği

Vakum fırınlarının kinetiği temel olarak sistem ve bileşen parametreleri olmak üzere iki değişkenden etkilenir. Sistem değişkenleri, malzemenin yüzeyindeki ısı iletimini kontrol ederken, bileşen parametreleri, malzeme yüzeyi ile çekirdeği arasındaki ısı iletimini kontrol eder.

Sistem değişkenleri, vakum fırında kullanılan gaz basıncı, akışı ve hızı olarak sıralanabilir. Büyük boyutlu parçaların soğuma hızları gaz parametrelerine bağlı olarak ortaya çıkmaktadır.

$$Q = h \cdot A \cdot \Delta T \quad (5.1)$$

Q= İletilen ısı

h= Isı iletim katsayısı

A= Yüzey alanı

ΔT = Gaz ve malzeme arasındaki sıcaklık farkı

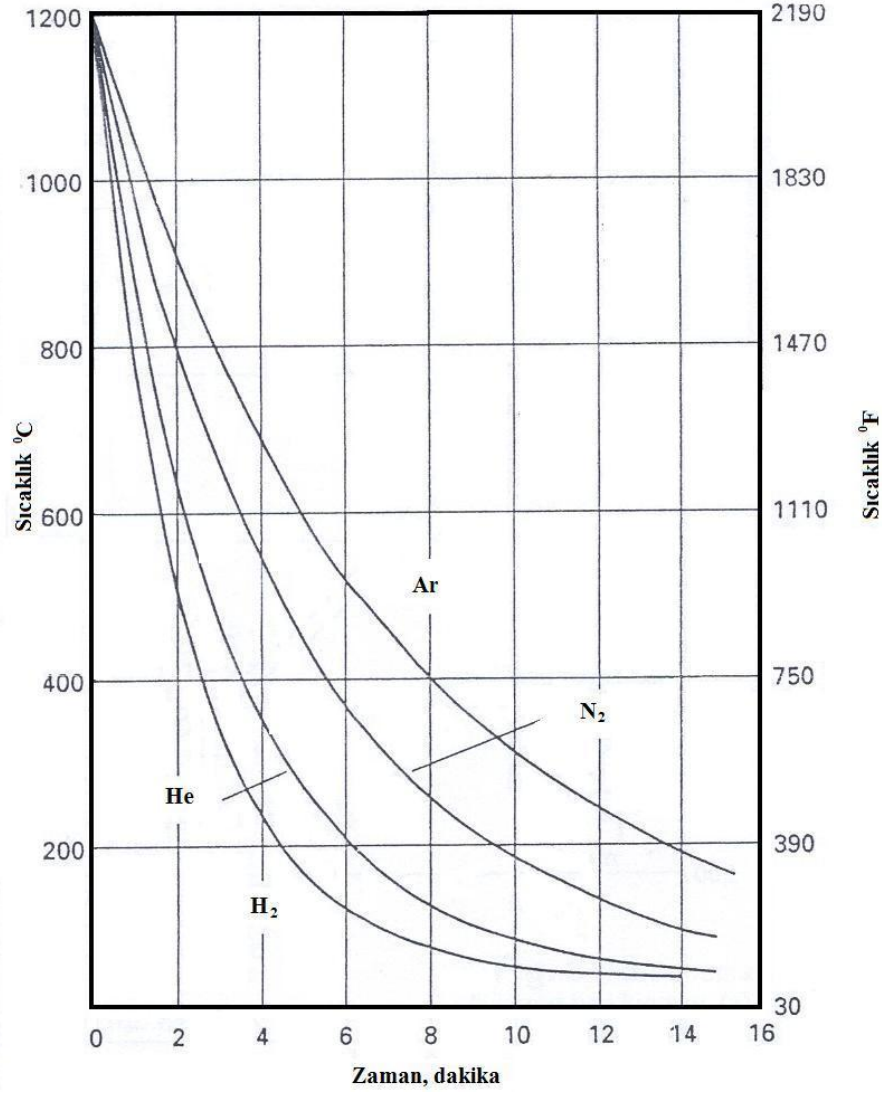
Vakum fırın içerisindeki gazın sıcaklığı iki değişkene bağlıdır.

- Isı değiştirici türü, fırın içi yerleşimi ve boyutu (gazın ortalama sıcaklığını belirler)
- Gaz akışı dağılımı (Bölgesel gaz sıcaklığını belirler)

Vakum fırınlarda, işlem gazı olarak genellikle N_2 kullanılır. N_2 'nin diğer işlem gazlarına tercih edilmesinin nedenleri şu şekilde sıralanabilir.

- H_2 patlayıcıdır ve kullanımda oldukça dikkatli olunmasını gerektirir.
- He gazı pahalıdır.

- Ar gazı ise düşük soğuma hızlarının elde edilmesine neden olur.

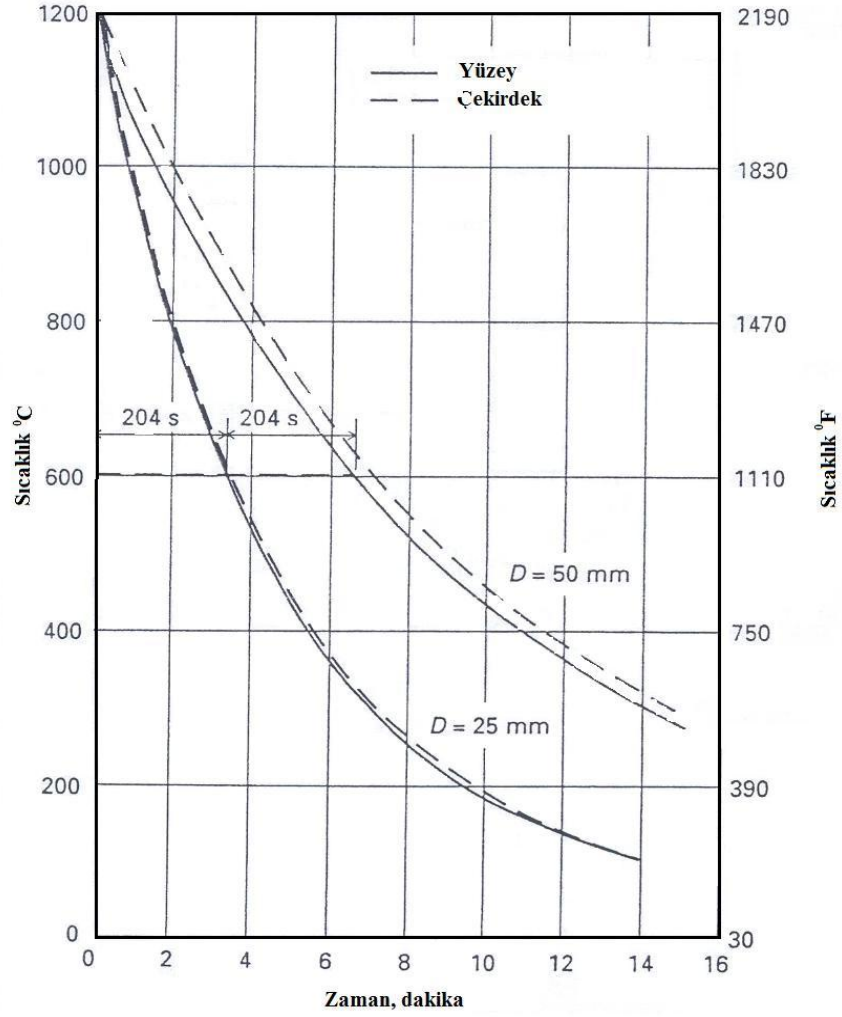


Şekil 5.3 İşlem gazının soğuma hızına etkisi (Radcliffe, 1987)

İşlem parçasında sağlanan soğuma hızı, gazın iletkenliği, yoğunluğu, viskozitesi gibi fiziksel özelliklerine de bağlıdır. Şekil 5.3'te, işlem gazlarının malzeme soğuma hızına olan etkisi görülmektedir. Ar gazı ile yavaş bir soğutma işlemi yapılırken, H₂'nin sağladığı soğutma hızı oldukça yüksektir.

Isıl işlem uygulanan parçanın özellikleri de, işlem sonrasında elde edilen özelliklerin oluşmasında önemli rol oynar. Malzeme türü, bileşimi, boyutu ve şekli gibi özellikler, yüzeyden çekirdeğe kadar olan soğuma şartlarının oluşumunda rol oynar.

Malzeme değişkenleri; malzeme türü, bileşimi, özısı, ısı iletkenliği, boyutu ve şekli olarak sıralanabilir.



Şekil 5.4 Malzeme kalınlığının soğuma hızına etkisi (Radcliffe, 1987)

Şekil 5.4, parça boyutu ile soğuma oranları arasındaki ilişkiyi göstermektedir. Parça cidar kalınlığının 2 kat kadar artırılması, soğuma hızında 2 katlık bir düşüş yaratmaktadır.

Düşük ısı iletim katsayısı (h) değerlerinde, soğuma oranları üzerinde gaz parametreleri rol oynamaktadır. Bu aşamada, yüzey ve çekirdek arasında ihmal edilebilir bir sıcaklık farkı bulunmaktadır. Isı iletim katsayısı değerinin artmasıyla, malzeme parametreleri soğuma hızı üzerinde rol oynamaya başlar ve soğuma oranlarını sınırlandırır. Böylece, yüzey ve çekirdek arasında yüksek sıcaklık farkları oluşmaya başlar. Bu aşamada, özellikle büyük boyutlu parçalarda distorsiyon ve çatlak oluşumu görülür. Yüksek h değerlerinde, önemli olan parametre malzeme yüzeyinde oluşan soğuma hızıdır.

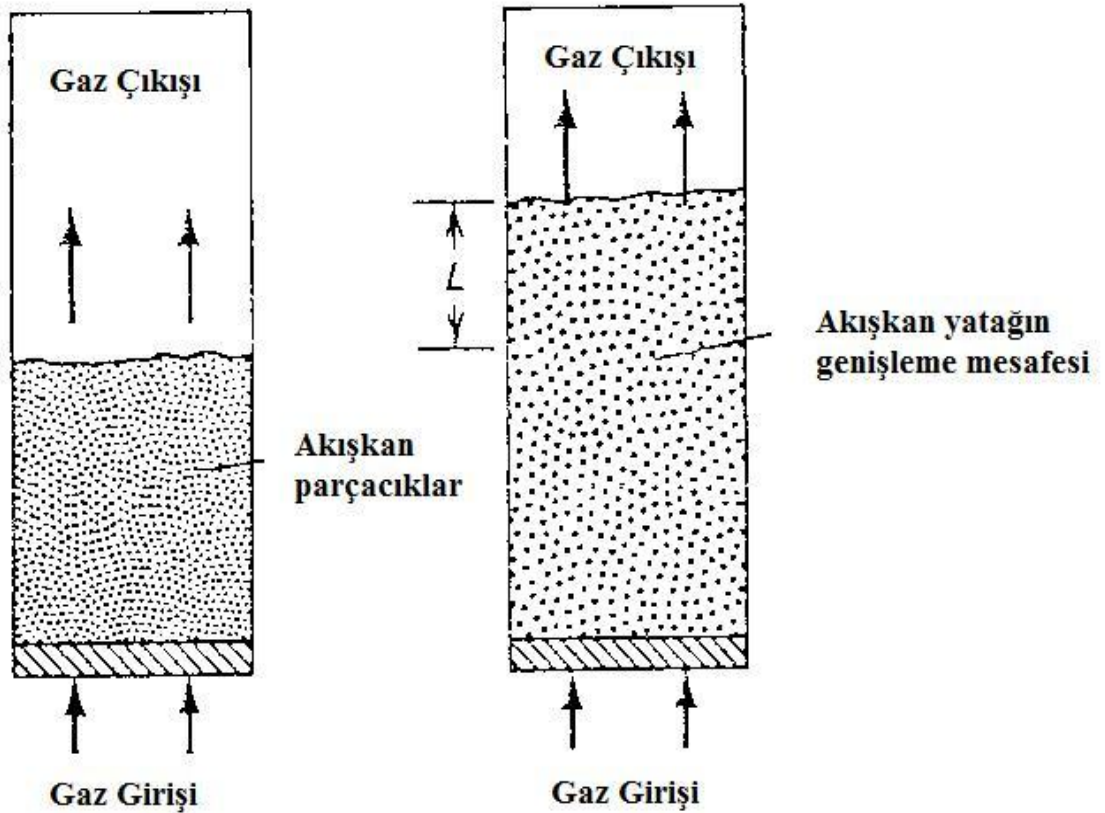
Sonuç olarak, malzeme parametrelerinin soğuma hızı üzerindeki etkisi aşağıdaki gibi özetlenebilir:

- Yüksek h değerlerinde, malzemenin yüzeyi ve çekirdeği arasındaki sıcaklık farkı oldukça yüksektir. Bu durum, malzemede distorsiyon ve çatlak oluşumuna neden olur. Bu etki, yüksek kalınlıklı parçalarda çok daha belirgindir.
- Yüksek kalınlıklı parçalarda elde edilen soğuma hızı, malzeme çekirdeğine kadar sertleşmeyi engelleyebilmektedir.

5.4 Akışkan Yataklı Fırınlar

Fırın içerisinde yer alan inert refrakter bileşenlerin (Al_2O_3 , $SiO_2...$) fırın içerisine yerleştirilmesi ve ortama gaz üflenmesi ile bu parçacıkların akışının sağlandığı fırınlardır. Şekil 5.5'te, akışkan yatağın çalışma prensibi görülmektedir. Fırın içerisinde kullanılan bileşenler katı olabileceği gibi sıvı ya da gaz da olabilmektedir. Fakat, istenen ısıl iletimin sağlanabilmesi için katı faz kullanımı, sıvı ve gaz fazının kullanımına tercih edilir.

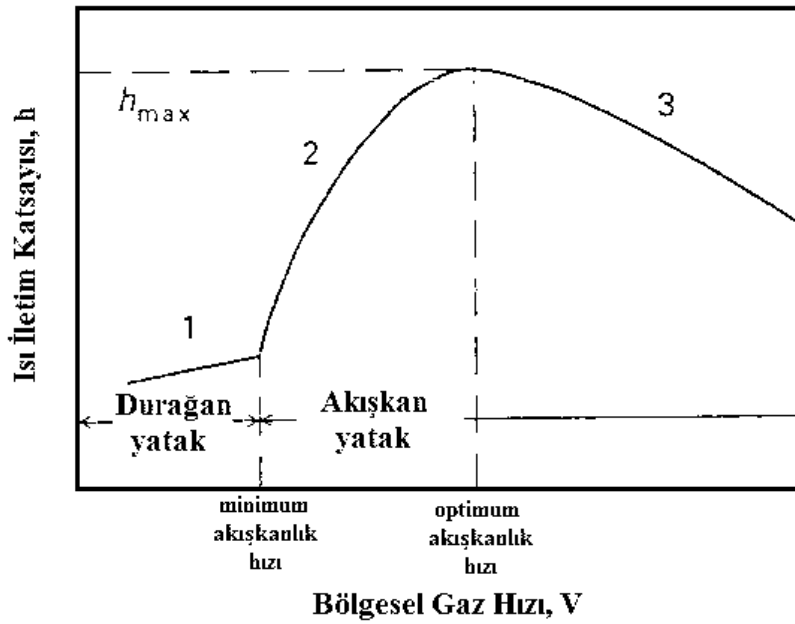
Fırın içerisindeki bu bileşenlerin akışı ile sıvı etkisi yaratılır. Genel olarak $1095^\circ C$ altında kullanılan akışkan yataklı fırınlarda ön ısıtma, gerilim giderme, sertleştirme, su verme, menevişleme ve yüzey işlemleri gibi uygulamalar rahatlıkla gerçekleştirilebilmektedir.



Şekil 5.5 Akışkan yatağın çalışma prensibi (Radcliffe, 1987)

Akışkan yataklı fırınlar, tuz banyolarına karşı tercih edilmektedir. Bu fırınların kullanımı ile, çevreye verilen zarar azaltılmakta ve birçok işlem parametresinin değiştirilebilmesiyle geniş bir kullanım alanı yaratılmaktadır. Akışkan yataklı fırınlardaki değişkenler aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- **Parçacık özellikleri:** Boyut, şekil, yoğunluk, ham yoğunluk
- **Gaz özellikleri:** Yoğunluk, viskozite, ısı kapasitesi, ısıl iletkenlik
- **Sistem özellikleri:** Yataktaki gaz akışı, parçacık miktarı, yatak kapasitesi, retort tipi



Şekil 5.6 Akışkan yatak ısı iletimi (Roberts vd., 1997)

Şekil 5.6'da, akışkan yataktaki ısı iletiminin seyri görülmektedir. Başlangıçta, yatak içerisinde gaz akışı yoktur ve yatak statik durumdadır. Isı transferi değerleri düşük durumdadır. En düşük akışkanlık hızına ulaşıldıktan sonra, ısı transferinde oldukça hızlı bir yükselme olur. Optimum gaz akışının sağlanmasından sonra ise tekrar bir düşüş görülür (Roberts vd., 1997; Bhadeshia ve Honeycombe, 2006).

6. TAKIM ÇELİKLERİNE UYGULANAN YÜZEY İŞLEMLERİ

Takım çelikleri, kullanım alanına göre yüksek gerilmelere ve korozyon etkilere maruz kalan malzemelerdir. Bu nedenle, malzemenin kullanım yerinde uygulanan gerilmeye ve kullanım şartlarına karşı belirli bir dayanıma sahip olması istenir. Malzemeden istenen dayanım, yalnızca takım ve iş parçası arasında değil, yüzeyden belirli bir derinliğe kadar da etkin olmalıdır. Yüksek C ve alaşım elementi miktarı ile yüzeyden çekirdeğe kadar homojen bir sertlik dağılımı elde edilmesine rağmen, malzeme yüzeyinin hasar oluşturuca yüklerle maruz kalması nedeniyle daha üstün özelliklere sahip olması istenir. Günümüzde, takım çeliklerinin yüzey özelliklerini iyileştirmek amacıyla birçok yöntem kullanılmaktadır. Takım çeliklerine uygulanan yüzey işlemleri genel olarak 4 başlık altında toplanmaktadır: (i) aşılama (ii) kaplama ve giydirme (iii) termomekanik işlemler (iv) yüzey işlemleri.

Aşılama, termokimyasal bir yöntemdir ve malzeme yüzeyindeki kimyasal yapının değişmesine neden olur. Ayrıca, aşılama ile elde edilen değişim oldukça sığ bir bölgede elde edilir. Kaplama işlemi, takım çeliklerinin yüzey özelliklerinin değiştirilmesi amacıyla en sık kullanılan yöntemlerdendir. Özellikle, kimyasal buhar biriktirme (CVD) ve fiziksel buhar biriktirme (PVD) takım çeliklerine oldukça sık uygulanan yöntemlerdir. Ayrıca, nitritleme ve karbürleme gibi işlemler ile yüzeyde sert tabakaların oluşturulması sağlanır. Isıl işlemler ise malzeme yüzeyinde herhangi bir kimyasal değişime yol açmazlar ve dönüşüm yoluyla yüzey özelliklerinin değişmesini sağlarlar.

Malzemeye uygulanacak olan yüzey işleminin belirlenmesindeki en önemli kriter yüzey kaplama kalınlığıdır. Örneğin, PVD ve CVD ile elde edilmiş kaplamalar oldukça ince olmasına rağmen aşınma dayanımları yüksektir ve iş parçası ile takım malzemesi arasındaki sürtünmeyi oldukça azaltır. Fakat eğme gerilmesi gibi mekanik yüklerle maruz kalan kaplamaların kalın olması istenir.

6.1 Oksit Kaplamalar

Oksit kaplamalar, yüksek hız çelikleri ve sıcak iş takım çeliklerinin özelliklerini iyileştirmek amacıyla kullanılır. Sıcak iş takım çeliklerinin ısıtılması sırasında, malzeme yüzeyinde oluşan oksit tabakaları aşınmaya karşı dayanım sağlarken, kalıp yağlayıcısının yüzeye daha iyi tutunmasını sağlar.

6.2 Nitritasyon

Nitritasyon, ferritik ya da mervişlenmiş martenzit yapısına azot yayındırılan termokimyasal bir işlemdir. Sementasyon işleminden farklı olarak, malzemede meydana gelen çarpılmalar ve

boyutsal değişimler oldukça dūşüktür. Nitrasyon, ortak karbonlu ve Cr, Al, V, W ve Mo gibi kararlı nitrür oluşturucu elementler içeren çeliklere uygulanır. İşlem genel olarak gaz ortamında gerçekleştirilir. Ayrıca, plazma ya da iyon desteği ile nitrasyon işlemi de uygulanabilir. Nitrasyon işleminin uygulandığı başlıca takım çelikleri; H11, H12, H13, A2, A6, D2, M2, M4 ve P20 takım çelikleridir.

Nitrasyon işlemi tuz banyolarında uygulanır ve banyo bileşimi, iş parçası yüzeyinde C ve N yayılımı sağlayacak bileşimdedir. Bu işlem, karbonitrasyon olarak isimlendirilir.

Nitrasyon işleminde, N₂ sağlayıcı ortamda bulunan malzeme yüzeyinden çekirdeğe doğru yayılan N, nitrür oluşturucu alaşım elementleri yardımıyla ince nitrür çökeltileri ya da arayer alaşım elementi olarak N içeren tabakalar oluşturur. İnce yapılı ve homojen dağılmış nitrür yapısı, menevişlenmiş martenzit yapısının sertliğinin 1000 Hv'den daha yüksek değerlere çıkmasını sağlar. İşlem sonucunda oluşan nitrür yapısının yüksek sıcaklıktaki kabalaşma eğilimi oldukça dūşüktür ve işlem sıcaklığı olan 500-550 °C sıcaklıkta, aşınma dayanımı ve sertlik özelliklerinin oldukça yükselmesini sağlar.

Nitrasyon işlemi, amonyak gazı yardımıyla 495-565 °C sıcaklık aralığında gerçekleştirilir. Gaz, aşağıdaki kimyasal tepkime esasıyla malzeme yüzeyinde parçalanır ve ağığa çıkan N malzeme yüzeyinden difüze olur.



İşlem süresi, 10 saat ile 130 saat arasında değişmektedir. İşlem sonucunda elde edilen nitrasyon tabakası kalınlığı oldukça sığdır ve 0,1-0,5 mm arasında değişmektedir.

Plazma ve iyon nitrasyon işlemleri ise, geleneksel nitrasyon işlemine göre daha yüksek maliyetine sahip olan ve daha fazla dikkat gerektiren işlemlerdir. İyon nitrasyon işleminde, öncelikle hidrojen ısıtılır ve malzeme yüzeyini temizler. Daha sonra, hidrojen ve azot gaz karışımı sisteme verilir. İşlem sırasında malzeme katot, hücre ise anottur. Plazma nitrasyon ise iyon, elektron ve nötr atomları içeren bir yöntemdir. Sisteme akım verilerek iş parçası yüzeyinde ısınma sağlanır ve ısınan yüzeyde nitrasyon işlemi gerçekleştirilir. Plazma ve iyon nitrasyon işlemleri, kontrollü nitrür oluşumunu, gaz ve işlem sıcaklığının dūřürölmesini, enerji ve gaz tüketiminin azaltılmasını, işlem güvenliğinin artmasını mümkün kılar. Plazma nitrasyon yönteminin, diğer nitrasyon yöntemlerine göre avantajları aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- Yalnızca iş parçasının kullanımı ile enerji tasarrufu sağlanır ve ısı verim yüksektir.

- İşlem süresi, diğer yöntemlere göre oldukça kısadır.
- Diğer yöntemlere göre daha düşük malzeme deformasyonu ve çarpılma riski vardır.
- Düşük basınçla çalışıldığı için gaz tasarrufu sağlanır.
- Yüzey bitirme işlemlerine duyulan gereksinim daha düşüktür.
- Nitrasyon uygulanmak istenmeyen yüzey bölgesi mekanik olarak maskelenebilir.
- Otomasyona oldukça yatkın bir yöntemdir.
- Karmaşık şekilli parçalara nitrasyon uygulanmasını mümkün kılar.

Sistemin dezavantajları ise aşağıdaki sıralandığı gibidir:

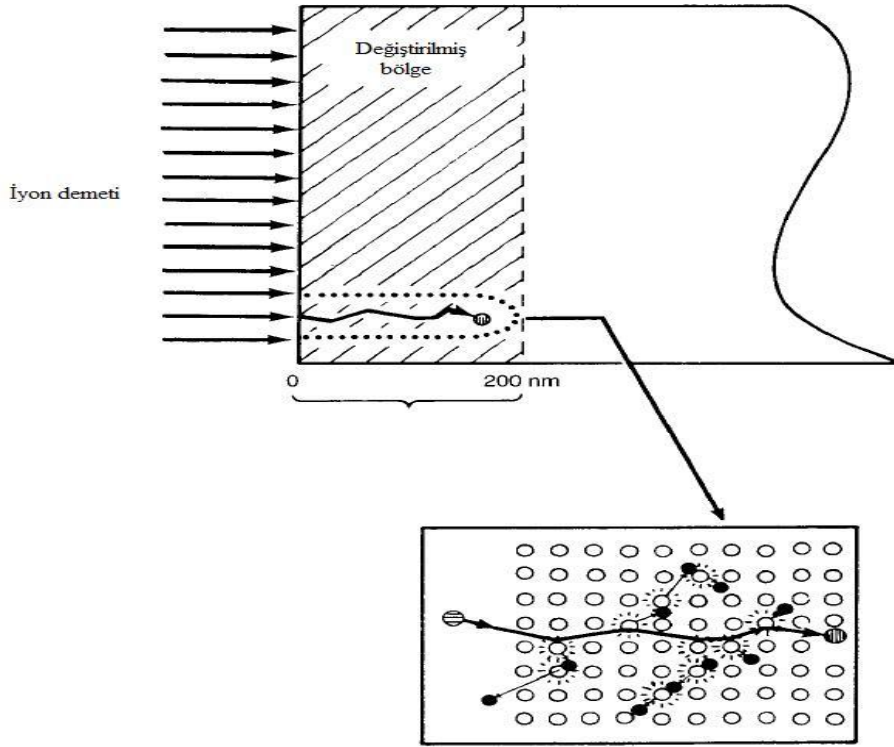
- İlk yatırım maliyeti yüksektir.
- Enerji gereksinimleri yüksektir.
- Parça yüzeyleri iyi temizlenmelidir.
- Aynı şarjda, farklı kesitli parçalara nitrasyon işleminin uygulanmasında sistem başarılı değildir.

Nitrasyon işlemi ile malzemenin yüzey sertliği ve aşınma dayanımı artırılırken, malzeme tokluğunda azalma görülür.

6.3 İyon Aşılama

İyon aşılama, elektron demetleri yardımıyla malzeme yüzeyindeki kimyasal yapının ve özelliklerin değiştirildiği yüzey işlemidir. İyon demetleri, gaz moleküllerini iyonize eden bir sistemden sağlanır. Elde edilen iyon demetleri malzeme yüzeyine gönderilerek, iyon aşılama işlemi gerçekleştirilir. İyon aşılama işleminde, malzemenin yalnızca iyonlar ile etkileşen bölümünde özellik değişimi sağlanır. Bu nedenle, geniş yüzeylerin aşılmasında yüzey iyonlar ile taranmalıdır. Şekil 6.1’de, iyon aşılama ile malzeme yüzeyinde meydana gelen değişim görülmektedir. Yüzeyden belirli bir derinliğe kadar difüze olan iyonlar, yüzey atomları ile çarpışır ve enerjilerini yüzey atomlarına iletir. Enerji iletimi ile yüzey atomlarının yerini değiştirerek oluşan boşluğa ya da var olan atomlar arası boşluklara yerleşirler.

İyon aşılama tekniği ile yüksek sertlik ve dayanım elde edilir. Ayrıca, iyon bombardımanı sırasında yüzeydeki kafes yapısının deforme olmasından dolayı, malzeme yüzeyinde basma gerilmeleri oluşur.



Şekil 6.1 İyon aşılama işleminde iyon-malzeme yüzeyi etkileşimi (Krauss, 2005)

Malzeme yapısına yüzeyden giren iyonlar, malzeme atomları ile çarpışarak atomların saçılmasına ve boşlukların oluşmasına neden olur. İyon aşılama işlemi oda sıcaklığında uygulanan bir işlemdir ve aşılama derinliği, malzeme yüzeyine gönderilen iyonların yörüngesine ve hızına bağlı olarak değişir. Aşılama işlemi sırasında bir miktar ısı açığa çıkar ve açığa çıkan ısı yardımıyla ince taneli çökelti oluşumu ve atom difüzyonu görülebilir.

İyon aşılama işlemi ile birçok iyon aşılabilir. Çelik için ise azot yaygım olarak kullanılır ve malzemenin tribolojik özelliklerini ve korozyon direncini arttırmak amaçlanır.

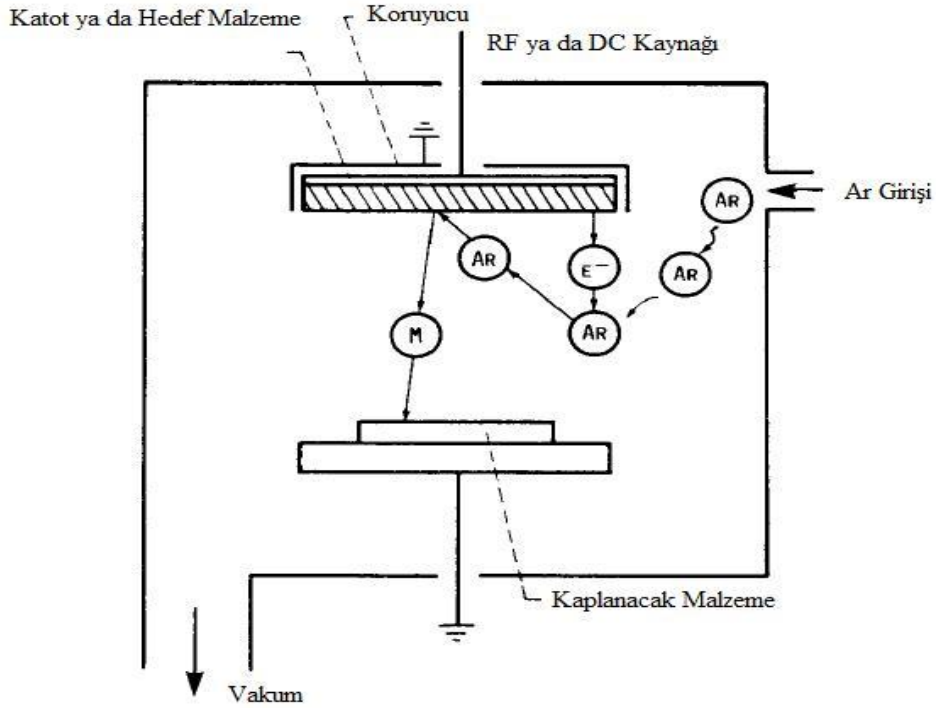
6.4 Kimyasal ve Fiziksel Buhar Biriktirme (CVD ve PVD)

Takım çeliklerinin aşınma dayanımlarını arttırmak amacıyla, malzeme yüzeyine seramik esaslı malzemelerin kaplanması için kullanılan yöntemlerdir. Fiziksel buhar biriktirme yöntemi (PVD), fiziksel yöntemlerle buharlaştırılmış atom ve moleküllerin, yüksek vakumda altlık yüzeyine biriktirildiği yöntemdir. Kimyasal buhar biriktirme yöntemi (CVD) ise, kimyasal tepkime sonucu oluşan ürünlerin malzeme yüzeyinde biriktirilmesi esasına dayanan yöntemdir.

PVD yönteminde, kaplamanın yapılabilmesi için yüksek vakum uygulanır ve atomlar herhangi bir çarpışma etkisine maruz kalmadan uzun mesafelerde hareket ederek malzeme

yüzeyine tutunurlar. CVD yöntemi ise atmosferik basınç koşullarında uygulanır. CVD yönteminin kullanılması sonucunda elde edilen kaplamalar, PVD yönteminin kullanılması sonucunda elde edilen kaplamalara göre daha homojendir ve CVD yöntemi, karmaşık şekilli parçaların kaplanmasına olanak sağlar.

PVD yöntemiyle çelik yüzeyine kaplanan TiN kaplamalar 500 °C olan işlem sıcaklığı ile elde edilir ve işlem sonrası herhangi bir ısıtma işlemi gerek duyulmaz. CVD yöntemiyle aynı kaplama tabakasının elde edilebilmesi için işlem sıcaklığı 1000 °C'dir ve işlem sonrası malzemenin sertleştirilmesi gerekir.



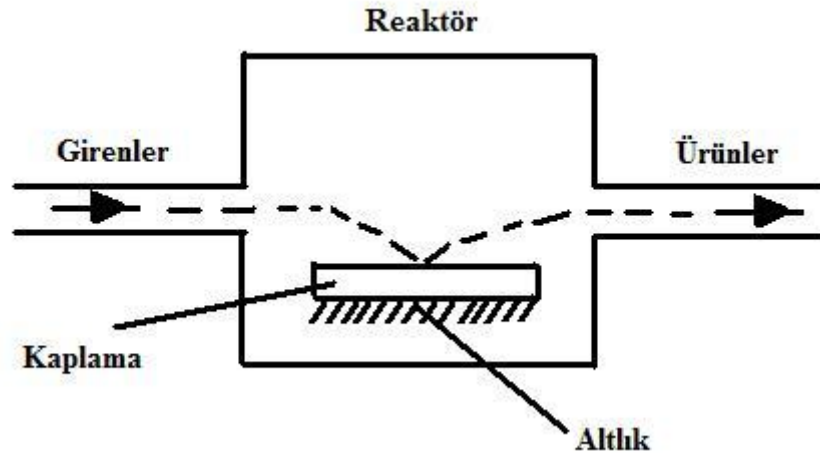
Şekil 6.2 Sıçratma işlemi (Roberts vd., 1997)

PVD yöntemi buharlaştırma, sıçratma ve iyon kaplama olarak üç farklı şekilde uygulanabilmektedir. Haznede bulunan azot, metan ve oksijen gazlarının, metal atomları reaksiyona girerek karbür, nitrür ve oksit oluşturduğu yöntem reaktif PVD olarak adlandırılmaktadır. Buharlaştırma yöntemi, kaynak malzemenin ısıtılarak, ısıtma buharlaşmasının sağlanması ve buharlaşan malzeme moleküllerinin vakum ortamında dolaşarak altlık yüzeyine biriktirilmesi esasına dayanmaktadır.

Sıçratma yöntemi, iyon ya da nötron bombardımanına tutulmuş malzemedan, mekanik olarak atomların koparılması ve koparılan atomların altlık malzeme yüzeyine biriktirildiği PVD proseslerindendir. Şekil 6.2'de, sıçratma işlemini şematik olarak görülmektedir. Sıçratma

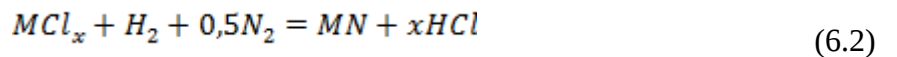
işleminde kullanılan hazne, işlem başlangıcında boşaltılır ve Ar ile doldurulur. Sisteme 500 V ile 5000 V arasında potansiyel uygulanır ve hedef katot çevresinde düşük basınçlı plazma oluşur. Oluşan plazma yardımıyla, (+) yüklü Ar iyonları hedefe doğru ivmelenir. Hedef malzeme atomlarıyla çarpışan Ar^+ iyonları, hedef malzeme atomlarını sıçratır ve sıçratılan atomlar altlık yüzeyine tutunur. Sıçratma yönteminde atomlar tamamen mekanik etkiler ile edilir ve işlem ısı yardımıyla uygulanan yöntemlere göre daha kontrollüdür. Ayrıca, sıçratma yönteminde elde edilen atomların enerjisi, ısı yollarla elde edilen atomların enerjisinden daha yüksektir.

İyon kaplama olarak adlandırılan diğer PVD yöntemi ise, plazma destekli PVD yöntemi olarak da bilinir. Yöntemde, kaynak elektriksel yollarla ısıtılır. Kaynak anot, altlık ise katottur ve sisteme 500-5000 V değerleri arasındaki DC ya da RF potansiyeli uygulanır. Sağlanan enerji ile kaynaktan çıkan yüksek enerjili atomlar altlık yüzeyine doğru hızlanır ve yoğun bir kaplama tabakası elde edilir. Şekil 6.3’de, kimyasal buhar biriktirme yöntemi şematik olarak gösterilmektedir. Kplama tabakasının oluşmasını sağlayacak olan bileşenler ortama verilir ve kimyasal reaksiyonlar sonucunda kaplama işlemi gerçekleştirilir. İşlem sonucunda ise reaksiyon ürünleri sistemden dışarı atılır.



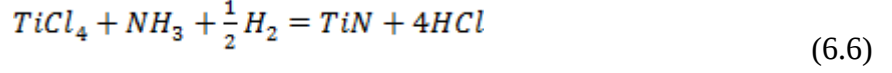
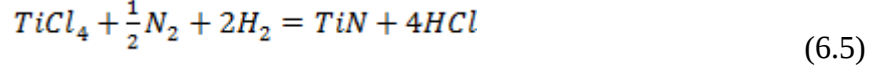
Şekil 6.3 Kimyasal buhar biriktirme yönteminin şematik görünümü (Carlsson, 1991)

Kimyasal buhar biriktirme yöntemi (CVD), altlık yüzeyinde meydana gelen kimyasal reaksiyonlar yardımıyla kaplama tabakasının oluşturulduğu yüzey işlemidir. CVD yöntemi ile takım çelikleri yüzeyinde biriktirilen karbür ve nitrür tabakaları aşağıda verilmiş olan kimyasal reaksiyonlar sonucunda elde edilir:





TiN ve TiC kaplamalar için geçerli olan kimyasal reaksiyonlar ise aşağıdaki gibidir:



Özellikle, takım çeliklerinin tribolojik özelliklerini arttırmak amacıyla TiN ve TiC kaplamalar ile birlikte titanyum karbonitrür kaplamalar da uygulanmaktadır. TiC ve TiN kaplama sıcaklıkları 1000 °C gibi oldukça yüksek sıcaklıklardır. Buhar ile altlık malzeme arasında plazma oluşturulduğunda, yüksek kaplama sıcaklığı daha düşük sıcaklıklara indirilebilmektedir. Bu yöntem plazma destekli kimyasal buhar biriktirme yöntemi (PACVD) olarak adlandırılmaktadır. Bu yöntem sayesinde TiN ve TiC kaplamalar için 1000 °C olan sıcaklık, 500-600 °C'ye kadar indirilebilmektedir.

CVD ve PVD yöntemleri kullanılarak yapılan yüzey işlemleri sonucunda ince kaplamalar elde edilir. Elde edilen kaplamaların ince olmasından dolayı, soğuma hızı oldukça yüksektir ve bu nedenle, kaplama tabakasında elde edilen tane boyutu küçüktür. Kaplama tabakasından elde edilecek özellikler tane boyutu, morfolojisi gibi malzeme özelliklerinin yanında, altlık sıcaklığı, gaz basıncı ve atom enerji yoğunluğu gibi işlem parametrelerine de bağlıdır.

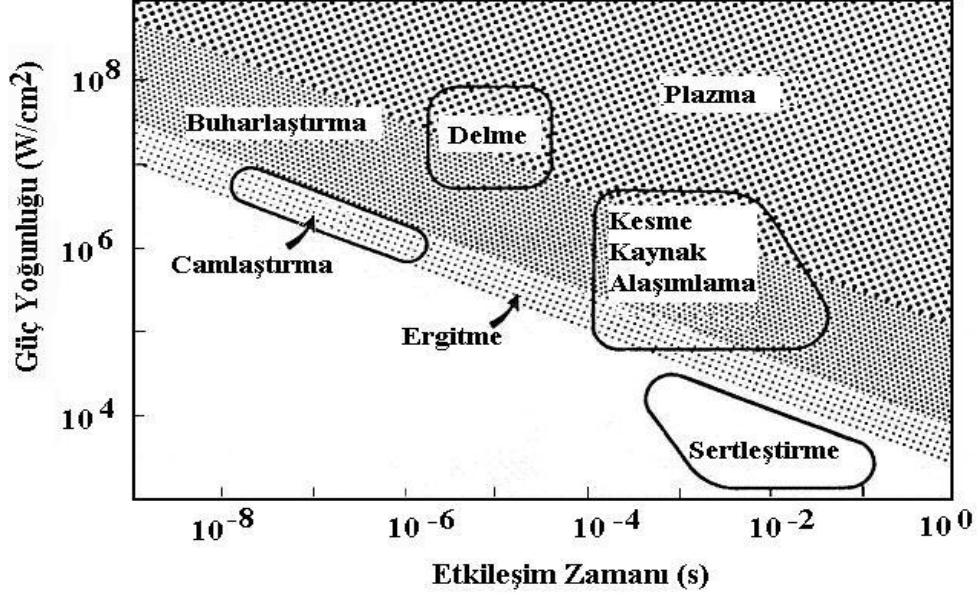
6.5 Tuz Banyosunda Kaplama

Çelik yüzeyinde alaşım karbürleri, nitrür veya karbonitrür içeren kaplama tabakalarının oluşturulması işlemleri tuz banyosu işlemleri olarak adlandırılmaktadır. Karbür oluşturu elementlerin ve malzeme içerisindeki C yardımıyla yüzeyde karbür tabakası oluşturulur. İşlem, CVD ya da PVD yöntemleri ile benzerdir. İşlem için gereken sıcaklık 800-1250 °C arasında değişen yüksek sıcaklıklardır. İşlem süresi 10 dakika ile 7 saat arasında değişmektedir ve elde edilen kaplama kalınlığı 4-7 µm arasındadır. Oluşan kaplama tabakası kalınlığı çeliğin türüne, banyonun bileşimine ve sıcaklığına göre değişmektedir.

Düşük banyo sıcaklıkları kullanıldığında karbonitrür yapısı elde edilmektedir. Karbonitrür tabakası oluşturmak için V ile Cr içeren klorür banyoları kullanılır ve banyo sıcaklığı 550-600 °C arasında değişmektedir.

6.6 Laser ve Elektron Demetleri İle Yüzey İşlemleri

Laser ve elektron demetleri, yüksek enerjili işlemlerdir ve çeşitli yüzey işlemleri için kullanılırlar. Şekil 6.4'te görüldüğü gibi enerji yoğunluğunun değiştirilmesiyle birçok işlemde kullanılabilirler.



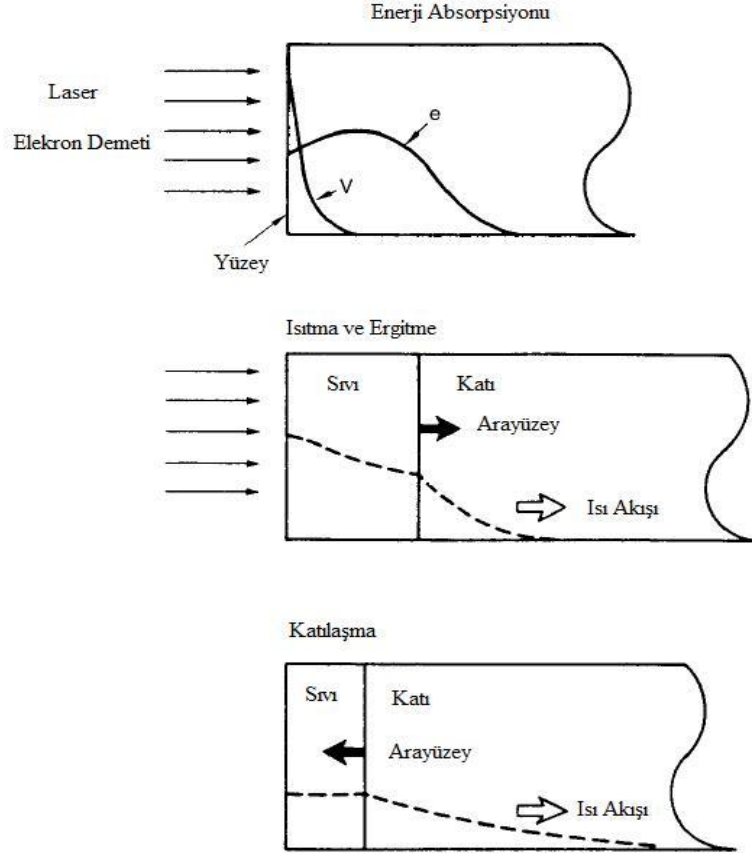
Şekil 6.4 Laser kullanım alanları (Karaaslan, 2009)

Laser ve elektron demetleri ile uygulanan yüzey işlemlerinde ısıtma, malzeme yüzeyindeki foton etkileşimi ile sağlanır. Fotonların taşıdığı enerji, kısa sürede ısıya dönüşür ve malzeme yüzeyindeki sıcaklık artar. Şekil 6.5'te, laser ile malzeme yüzeyinde sağlanan ergime ve ısı akışı gösterilmektedir.

Laser ve elektron demetleri kullanılarak uygulanan yüzey işlemleri, en çok bölgesel sertleştirme için kullanılır. Laser işlemi ile malzeme yüzeyindeki ergime kontrol edilebilir, böylece bölgesel östenitleme işlemi uygulanabilir.

Laser ile yüzey işlemlerinde, bölgesel ısıtma ve soğutma bölgeleri ortaya çıkar. Bu nedenle, hem ince taneli yapılar elde edilir, hem de malzemedeki çarpılma en düşük seviyeye indirilmiş olur.

Laser ile yüzey işlemlerinde elde edilen özellikler; sisteme giren enerji, ışıma ve laser titreşimi, malzeme yüzeyi ve kütle özellikleri gibi etmenlere bağlıdır. Bu yöntem sayesinde elde edilen hızlı ısıtma ve soğutma ile malzeme yüzeyinde camı, amorf fazlar oluşturulabilmektedir.



Şekil 6.5 Laser ile malzeme yüzeyinde sağlanan ergime ve ısı akışı (Krauss, 2005)

6.7 Borür Kaplamalar

Borür kaplama yöntemi, aşınma dayanımını arttırmak amacıyla uygulanan termokimyasal bir yöntemdir. İşlem katı, sıvı ya da gaz ortamında uygulanabilir.

Çeliklerin borlanması 850-950 °C arasındaki sıcaklıklarda uygulanır ve malzeme yüzeyinde FeB ve Fe₂B tabakası oluşur. Fakat, FeB oluşumu kaplama tabakasında döküldüğü için istenmemektedir. Cr, Mo, Ni, Mn, V ve Co gibi alaşım elementleri borür tabakası için yer alabilmektedir. C, Si, Al ve Cu gibi alaşım elementleri ise borür tabakası içinde çözünmemektedir ve malzeme çekirdeğine doğru difüze olmaktadır. Çoğu alaşım elementi, borür tabakasının büyümesini engellemekte ve tabaka kalınlığının artmasını da engellemektedir.

Borür tabakası 50-150 arasında değişmektedir ve malzemenin aşınma direncini oldukça yükseltmektedir. Hız çeliklerinin östenitleme sıcaklıkları 1150 °C'nin üzerindedir. Bu sıcaklıklarda Fe₂B yapısı bozulduğu için, hız çeliklerine borür kaplama işlemi uygulanmaz.

7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Sıcak iş takım çelikleri, dövme, döküm gibi yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılan malzemelerdir. Bu nedenle, bu malzemelerin oda sıcaklığında sahip olduğu mekanik özelliklere, işlem sıcaklığında da sahip olması istenir.

Sıcak iş takım çeliklerinin sahip oldukları bileşim sayesinde, bu malzemelerden istenen özellikler ısıtma işlemleri ile kazandırılabilir. Sıcak iş takım çelikleri % 0,3-0,5 aralığında C ve Mo, W, V ve Cr gibi alaşım elementlerini içerir. Alaşım elementlerinin bir kısmı kafes yapısında çözünerek malzemenin yüksek sıcaklıktaki özelliklerini geliştirirken, bir kısmı da birincil ve ikincil karbür oluşumu ile malzemenin mekanik özelliklerini artırır. V, çözünme sıcaklığı oldukça yüksek olan birincil karbür (MC, M_2C) yapısını oluşturur. Birincil karbürler, östenitleme işleminde yapılarını koruyarak, tane büyümesini engelleyici rol oynar. W, Mo ve Cr gibi alaşım elementleri ise çözünme sıcaklığı daha düşük olan karbürleri oluşturur. İkincil karbür ($M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_6C) olarak adlandırılan bu yapılar, östenitleme işleminde çözünerek, malzemenin sertlik kazanmasını ve menevişleme işlemi sırasında tekrar oluşarak ikincil sertliğin oluşmasını sağlar. Sıcak iş takım çeliğinin yapısında bulunan Cr, alaşım karbürü oluşturmalarının yanında, matris kafesinde çözünerek α -Fe'nin kararlılığını artırır.

Sıcak iş takım çeliklerinin sahip oldukları özellikler, malzemeye uygulanan ısıtma işlemi sıcaklıklarına, ısıtma ve soğutma şartları ile yüzey işlemlerine bağlı olarak ortaya çıkar.

Deneysel çalışmalar kapsamında sıcak iş takım çeliklerinin elastikliğine ısıtma işlemlerinin etkisi incelenmiştir. Bu amaçla farklı östenitleme sıcaklıkları ve soğutma koşullarının yanında, ayrıca, nitrasyon ve karbonitrasyon işlemlerinin de etkileri incelenmiştir.

7.1 Deney Numuneleri

Deneysel çalışmalar için bileşimi Çizelge 7.1'de verilmiş olan X38CrMoV53 sıcak iş takım çeliği kullanılmıştır. Numunelere, sertleştirme ve menevişleme işlemleri ile nitrasyon ve karbonitrasyon işlemleri uygulanmıştır. Dört ayrı ısıtma işlemi ve iki farklı yüzey işlemi sonucunda sekiz farklı numunede araştırma yapılmıştır.

7.2 Sertleştirme

Sertleştirme işlemi için 4 farklı parametre kullanılmış ve ısıtma işlemleri, Schmetz marka vakum fırınında uygulanmıştır.

Çizelge 7.1 Deney numunelerinin kimyasal bileşimi

Element	Bileşim (%)
C	0,50
Si	0,20
Mn	0,25
Cr	4,50
Mo	3,00
V	0,55
Fe	Kalan

İlk numune için östenitleme sıcaklığı 1090 °C olarak belirlenirken, diğer 3 numune için östenitleme sıcaklığı 1045 °C olarak belirlenmiştir. Östenitleme işlemi sonrasında farklı soğutma hızları uygulanan numuneler oda sıcaklığına soğutulmuş ve numunelerin tamamına 560-605-590 °C sıcaklıklarında 3'er saat olmak üzere, 3 meneviş uygulanmıştır. Numunelere uygulanan ısıtma işlem parametreleri Çizelge 7.2'de verilmiştir.

Çizelge 7.2 Numunelere uygulanan ısıtma işlem şartları

Numune	Östenitleme Sıcaklığı (°C)	Östenitleme Süresi (dk)	Soğutma Süresi (sn)	Menevişleme Sıcaklıkları (°C)
1	1090	45	480	560-605-590
2	1045	45	565	560-605-590
3	1045	45	730	560-605-590
4	1045	45	1305	560-605-590

7.3 Nitasyon ve Karbonitasyon

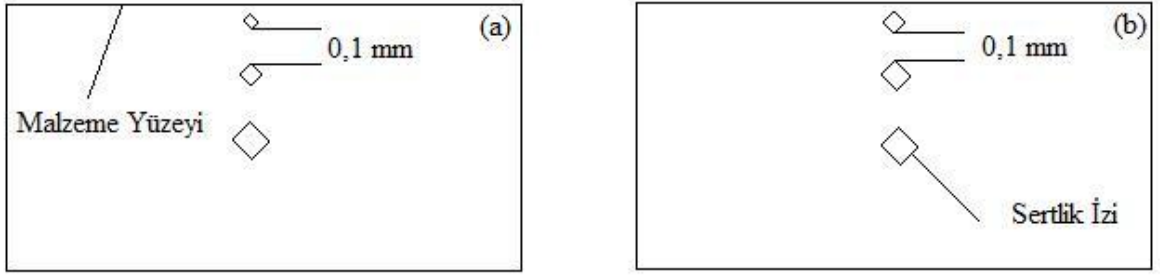
Sertleştirme ve menevişleme işlemlerinin ardından, 4 farklı ısıtma işlem parametresiyle üretilmiş numunelere, ferritik nitasyon ve ferritik karbonitasyon uygulanmıştır. Ferritik nitasyon işlemi 530 °C'de 12 saat, tuz banyosunda gerçekleştirilirken, ferritik karbonitasyon işlemi ise 580 °C'de 150 dakika süresince uygulanmıştır.

7.4 Mikroyapı İncelemesi

Uygulanan ısıt işlemler ile yüzey işlemlerinin malzeme yapısına olan etkisini ve nitrasyon ile karbonitrasyon işlemleri sonucunda elde edilen nüfuziyet derinliklerini belirlemek amacıyla, DMLM marka optik mikroskop ile malzeme mikroyapıları incelenmiştir.

7.5 Sertlik İncelemesi

Malzemelere uygulanan ısıt işlemler sonucunda, malzemelerin mekanik özelliklerinde elde edilen değişimleri ve nitrürleme ile nitrokarbürleme işlemleri sonucunda elde edilen kaplama özelliklerini belirlemek amacıyla, malzemelerin sertlik dağılımları incelenmiştir. Sertlik değerleri, Vickers sertlik testi ile 100 g. yük kullanılarak belirlenmiş ve test, malzeme yüzeyinden itibaren 0,1 mm aralıklarla uygulanmıştır. Sertlik dağılımlarının belirlenmesi için HVS 1000 marka mikro sertlik cihazı kullanılmıştır.



Şekil 7.1 Sertlik dağılımının belirlenmesi a) Nitrasyon b) Karbonitrasyon

7.6 Eğme Deneyi

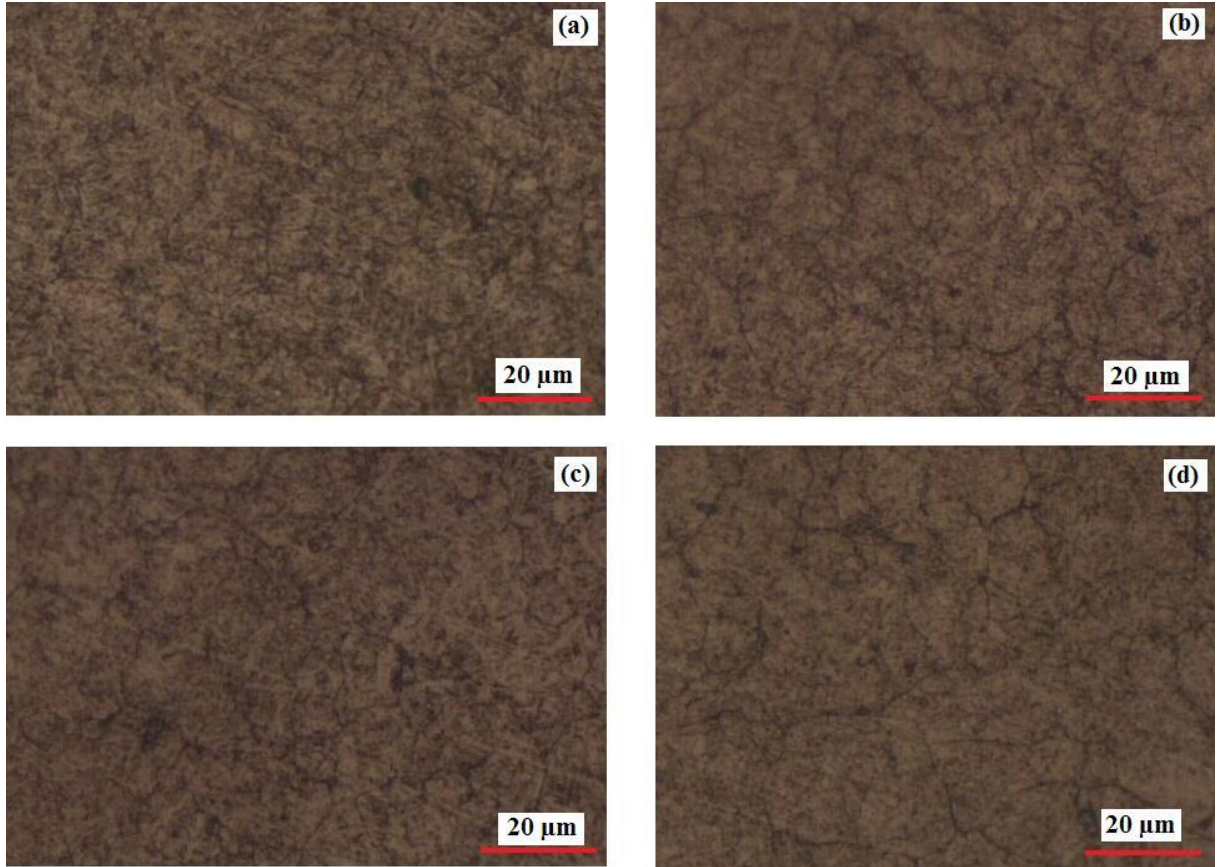
Uygulanan farklı ısıt işlemler ve yüzey işlemleri ile elde edilen 8 numuneye, uygulanan işlemlerin mekanik özellikler üzerindeki etkisini belirlemek amacıyla 3 nokta eğme deneyi uygulanmıştır. Eğme deneyi, TS 205-1 EN ISO 7438 standardına göre uygulanmış ve deney sonucunda, her bir malzeme için kırılma yükleri ile sehim değerleri belirlenmiştir. Uygulanan eğme deneylerinde, mesnetler arası mesafe (l) 32 mm, numune yüksekliği (h) 1,45 mm ve numune genişliği (b) 4,46 mm'dir.

8. SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME

Malzemeye uygulanan sertlik ve eğme testleri ile mikroyapı incelemeleri sonucunda, uygulanan ısıt işlemler ve yüzey işlemlerinin malzeme yapısı ve özellikleri üzerindeki etkisi belirlenmiştir. Mikroyapı incelemeleri ile ısıt işlemlerin malzeme yapısı üzerindeki etkisi ve nitrasyon ile karbonitrasyon işlemleri sonucunda elde edilen nüfuziyet derinliği değerleri belirlenmiştir. Sertlik ve eğme testleri ise malzemelere uygulanan işlemlerin mekanik özellikler üzerindeki etkisini ortaya çıkarmıştır.

8.1 Mikroyapı İncelemesi

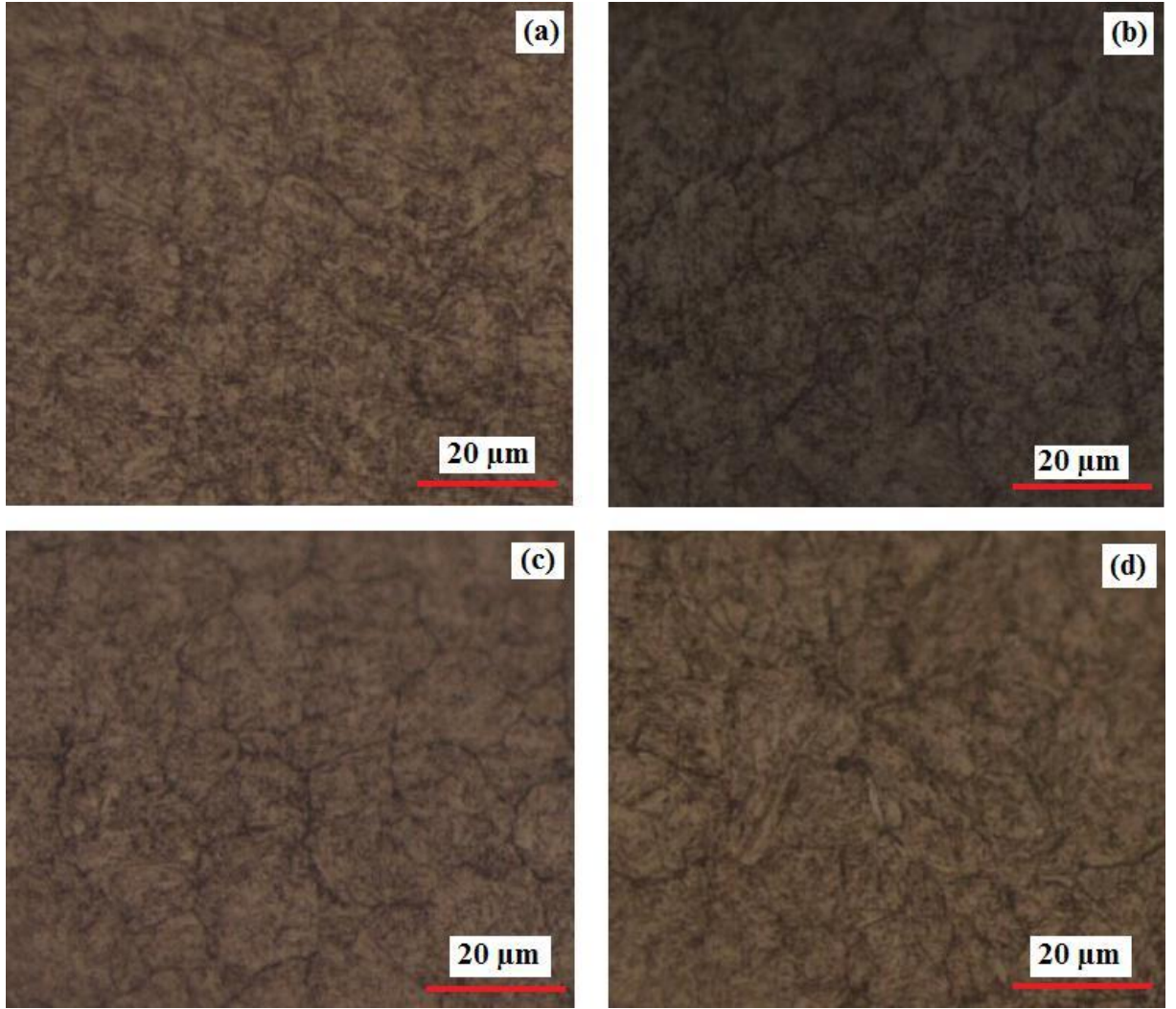
Nitrasyon ve karbonitrasyon işlemleri öncesinde, numunelere 4 farklı ısıt işlem uygulanmıştır. İlk numuneye, 1090 °C gibi yüksek bir östenitleme sıcaklığı uygulanırken, soğuma hızı da en yüksek olan numunedir.



Şekil 8.1 Nitrasyon işlemi sonrasında malzeme çekirdeğinde oluşan mikroyapı a) 1090 °C’de östenitleme ve 480 sn soğutma hızı b) 1045 °C’de östenitleme ve 565 sn soğutma hızı c) 1045 °C’de östenitleme ve 730 sn soğutma d) 1045 °C’de östenitleme ve 1305 sn soğutma

Yüksek östenitleme sıcaklığı ile (1090 °C) çözünme sıcaklığı yüksek olan alaşım karbürleri çözündürülerek, östenit kafesinde çözünen C miktarının artması sağlanmıştır. Östenitleme

işlemi sonrasında ise sağlanan yüksek soğuma hızıyla da çözünen alaşım karbürlerinin tekrar çökmesi engellenmiştir. Diğer 3 numune ise 1045 °C’de östenitlenmiş ve östenitleme sıcaklığından farklı hızlar ile oda sıcaklığına soğutulmuştur. Malzemelere uygulanan farklı soğuma hızları sayesinde kafes yapısında farklı oranlarda çözünen C, farklı karbür tayfının oluşumuna neden olmuştur. Isıl işlemler sonucunda ayrıca iki farklı yüzey ısıtma işlemi uygulanmıştır; sekiz numuneden dördüne 530 °C’de 12 saat nitrasyon ve diğer dördüne de 580 °C’de 180 dakika karbonitrasyon işlemleri uygulanmıştır.



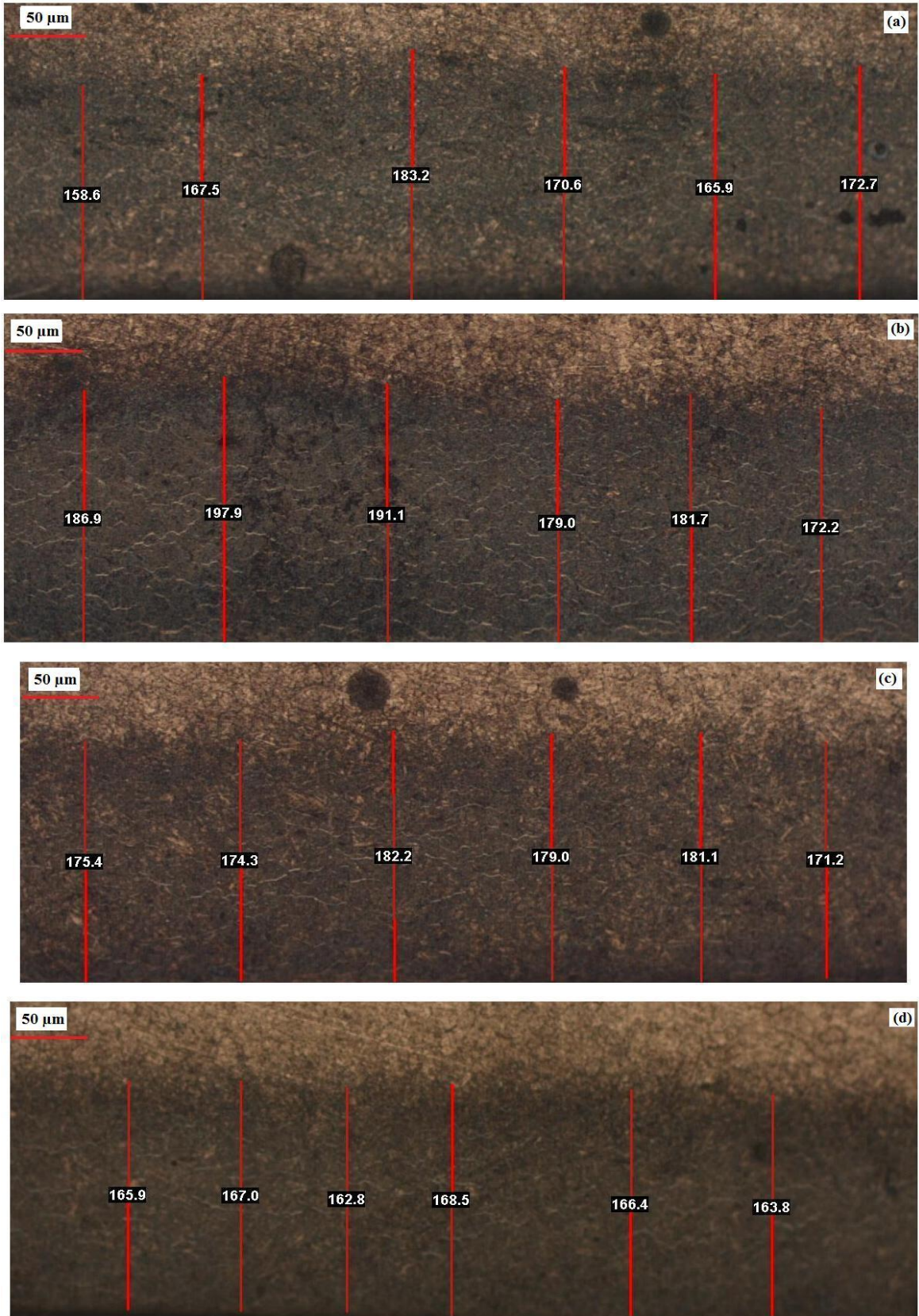
Şekil 8.2 Karbonitrasyon işlemi sonrasında malzeme çekirdeğinde oluşan mikroyapı a) 1090 °C’de östenitleme ve 480 sn soğutma hızı b) 1045 °C’de östenitleme ve 565 sn soğutma hızı c) 1045 °C’de östenitleme ve 730 sn soğutma d) 1045 °C’de östenitleme ve 1305 sn soğutma

Şekil 8.1, nitrasyon işlemi sonrasında, malzeme çekirdeğinde elde edilen mikroyapıları göstermektedir. Kullanılan malzemenin, yüksek alaşım elementi içermesi nedeniyle dört farklı ısıtma işlemi sonucunda da malzeme çekirdeğinde martenzit yapısı elde edilmiştir. Nitrasyon

işleminin de, A_1 hattının altındaki bir sıcaklıkta uygulanması nedeniyle, sertleştirme işlemi sonucunda elde edilen martenzit yapısında herhangi bir değişim meydana gelmemiştir.

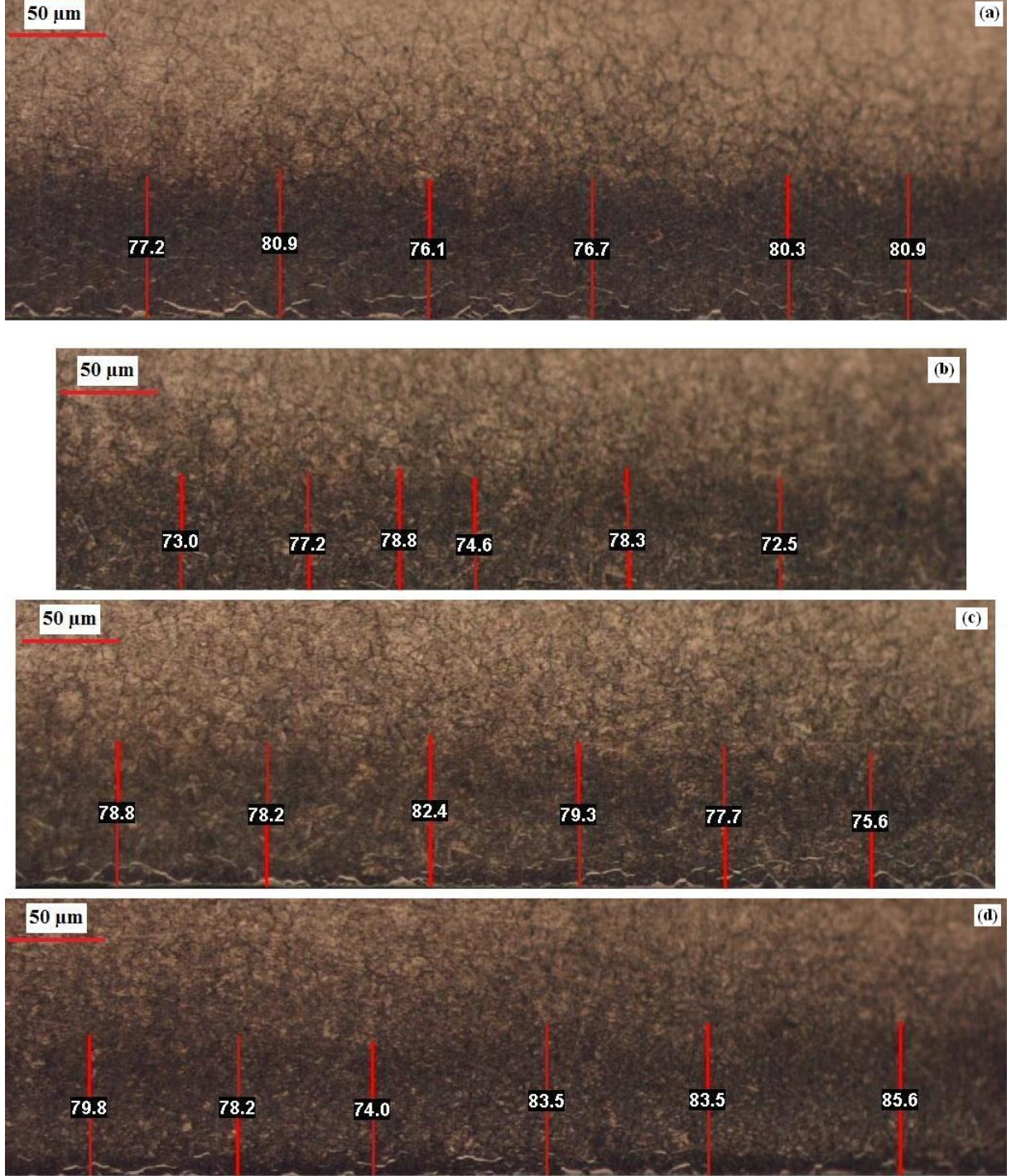
Şekil 8.2 ise, karbonitrasyon işlemi sonucunda malzeme çekirdeğin elde edilen mikroyapıları göstermektedir. Şekil 8.1’de verilmiş olan mikroyapılara benzer olarak, malzemenin yüksek alaşım elementi içermesi nedeniyle, dört farklı ısı işlem sonucunda da malzeme çekirdeğinde martenzit yapısı elde edilmiştir. Uygulanan karbonitrasyon işleminin de, A_1 hattının altındaki bir sıcaklıkta uygulanması nedeniyle, sertleştirme işlemi sonucunda elde edilen martenzit yapısında herhangi bir değişim yaratmamıştır.

Şekil 8.3 ve Şekil 8.4, nitrasyon ve karbonitrasyon işlemleri sonucunda elde edilen mikroyapıları ve nüfuziyet derinliklerini göstermektedir. Nitrasyon işlemi sonucunda elde edilen ortalama nüfuziyet derinliği, 1 numaralı numune için 169,75 μm iken; 2, 3 ve 4 numaralı numuneler için sırasıyla 184,80 μm , 177,20 μm ve 165,73 μm olarak belirlenmiştir. 1 numaralı numune, yüksek östenitleme sıcaklığına ve soğuma hızına sahip olan numunedir. Yüksek östenitleme sıcaklığı ile, östenit kafesinin çözdüğü C miktarı arttırılmış ve yüksek soğuma hızı ile kafes yapısından C difüzyonu önlenerek, alaşım karbürlerinin çökmesi ve büyümesi engellenmiştir. Oda sıcaklığında, kafes yapısında yüksek oranda C çözüldürmüş olan malzemede, kafes yapısındaki boşluk miktarının düşük olması nedeniyle, nitrasyon işlemi sırasında azot çözünürlüğü düşük oranlarda gerçekleşmiş ve bu nedenle, düşük nüfuziyet derinliği elde edilmiştir. 2, 3 ve 4 numaralı numunelere ise aynı sıcaklıkta östenitleme işlemi uygulanmış, oda sıcaklığına ise farklı soğuma hızları ile soğutulmuşlardır. 2 numaralı numune en yüksek soğuma hızına sahipken, 4 numaralı numune en düşük soğuma hızına sahiptir. 2 numaralı numunenin, yüksek soğuma hızına sahip olmasından dolayı, östenitleme işlemi sonrası çekirdeklenen ve büyüyen alaşım karbürü miktarı, diğer iki numuneye göre daha azdır. Bu nedenle, oda sıcaklığına soğutulmuş kafes yapısının içerdiği C miktarı daha fazla, kafes boşluk oranı ise daha azdır. En düşük soğuma hızına sahip olan 4 numaralı numunede ise çekirdeklenen ve büyüyen alaşım karbürü miktarı ile kafes boşluk oranı, diğer 2 numuneye göre daha yüksektir. Nitrasyon işlemi sonucunda, kafes yapısındaki boşluk oranı fazla olan 4 numaralı numunede çözünen azot miktarı değeri fazladır. Bu nedenle nitrasyon işlemi sonucunda elde edilen nüfuziyet derinliği en düşük değerdedir.



Şekil 8.3 Nitrasyon işlemi sonrasında elde edilen difüzyon derinliği a) 1090 °C’de östenitleme ve 480 sn soğutma hızı b) 1045 °C’de östenitleme ve 565 sn soğutma hızı c) 1045 °C’de östenitleme ve 730 sn soğutma d) 1045 °C’de östenitleme ve 1305 sn soğutma

Karbonitrasyon işlemi sonrasında elde edilen nüfuziyet derinliği, 1 numaralı numune için 78,68 μm iken; 2, 3 ve 4 numaralı numuneler için sırasıyla 75,73 μm , 78,66 μm ve 80,76 μm olarak belirlenmiştir. 4 numaralı numunenin kafes yapısında çözünmüş olarak bulunan C miktarının daha düşük olmasından dolayı, kafes boşluk oranı yüksektir. Bu nedenle,



Şekil 8.4 Karbonitrasyon işlemi sonrasında elde edilen difüzyon derinliği a) 1090 $^{\circ}\text{C}$ 'de östenitleme ve 480 sn soğutma hızı b) 1045 $^{\circ}\text{C}$ 'de östenitleme ve 565 sn soğutma hızı c) 1045 $^{\circ}\text{C}$ 'de östenitleme ve 730 sn soğutma d) 1045 $^{\circ}\text{C}$ 'de östenitleme ve 1305 sn soğutma

karbonitrasyon işlemi sırasında, 4 numaralı numunenin kafes yapısında çözünen karbon ve azot miktarı ile nüfuziyet derinliği daha fazladır. Nitrasyon ve karbonitrasyon işlemleri sonucunda elde edilen nüfuziyet derinlikleri arasındaki temel fark ise, nitrasyon işleminin atomal seviyede gerçekleşirken, karbonitrasyon işleminin moleküler seviyede gerçekleşmesinden kaynaklanmıştır. Ayrıca, nitrasyon işleminin 12 saat süresince uygulanması da nüfuziyet derinliğini arttırmıştır. Nitrasyon işlemi sonucunda ortalama 174,37 μm nüfuziyet derinliği elde edilirken, karbonitrasyon işlemi sonucunda ortalama 78,45 μm 'luk nüfuziyet derinliği elde edilmiştir. Nitrasyon ve karbonitrasyon işlemleri sonucunda elde edilen nüfuziyet derinliği değerleri, Çizelge 8.1'de verilmiştir.

Çizelge 8.1 Nitrasyon ve karbonitrasyon sonucunda elde edilen nüfuziyet derinlikleri

Numune	Nitrasyon Derinliği (μm)	Karbonitrasyon Derinliği (μm)
1	169,75	78,68
2	184,80	75,73
3	177,20	78,66
4	165,73	80,76

8.2 Sertlik İncelemesi

Malzemelerin sertlik dağılımları, Vickers sertlik testi ile her bir numunenin yüzeyinden itibaren 0,1 mm aralıkla ve 100 g yük kullanılarak belirlenmiştir. Malzemelere uygulanan ısıtma işlemleri ile nitrasyon ve karbonitrasyon işlemleri sonucunda elde edilen sertlik değerleri Çizelge 8.2'de verilmiştir.

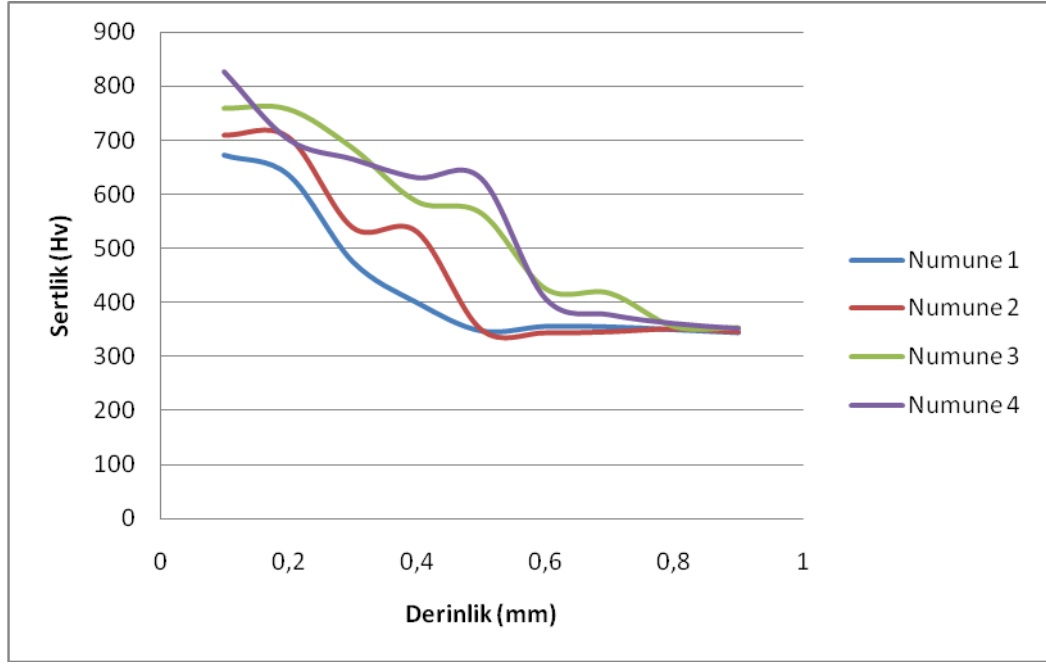
En yüksek sertlik değerleri malzeme yüzeyinde elde edilirken, yüzeyden çekirdeğe doğru gidildikçe sertlik değerlerinde düşüş görülmektedir. Sertlik değerlerindeki düşüşün nedeni, malzeme çekirdeğine doğru gidildikçe, uygulanan nitrasyon ve karbonitrasyon işlemlerinin oluşturduğu etkinin azalmasıdır. Malzeme çekirdeğine gidildikçe, kafes yapısında çözünen C ve N miktarının azalmasından dolayı, kafes yapısında oluşan gerilimler azalmaktadır. Bu nedenle yüzeyden, malzeme çekirdeğine doğru gidildikçe, nitrasyon ve karbonitrasyon işlemlerinin oluşturduğu sertlik değerleri düşmekte ve malzeme çekirdeğinde menevişlenmiş martenzit sertliği ortaya çıkmaktadır.

Çizelge 8.2 Malzemelere uygulanan işlemler sonucunda elde edilen sertlik değerleri

Sertlik (HV)							
Nitrasyon				Karbonitrasyon			
1	2	3	4	1	2	3	4
671,58	708,47	759,72	825,98	676,75	748,48	632,24	590,57
635,39	704,77	757,99	701,10	517,92	446,52	570,37	471,04
475,10	538,24	686,10	664,77	360,16	382,71	413,74	415,41
399,47	530,53	587,28	630,68	357,26	331,67	347,27	335,27
347,27	350,27	565,92	629,12	313,78	373,07	364,92	370,95
355,71	344,32	426,18	407,19	302,76	362,19	362,87	345,16
354,72	346,25	417,92	377,60	315,12	376,78	336,07	340,57
349,62	351,67	356,37	361,51	313,20	331,62	338,11	327,54
344,05	346,28	354,20	352,43	317,65	330,06	329,14	329,10

Şekil 8.5, nitrasyon işlemi sonucunda 4 numunede elde edilen sertlik dağılımlarını göstermektedir.

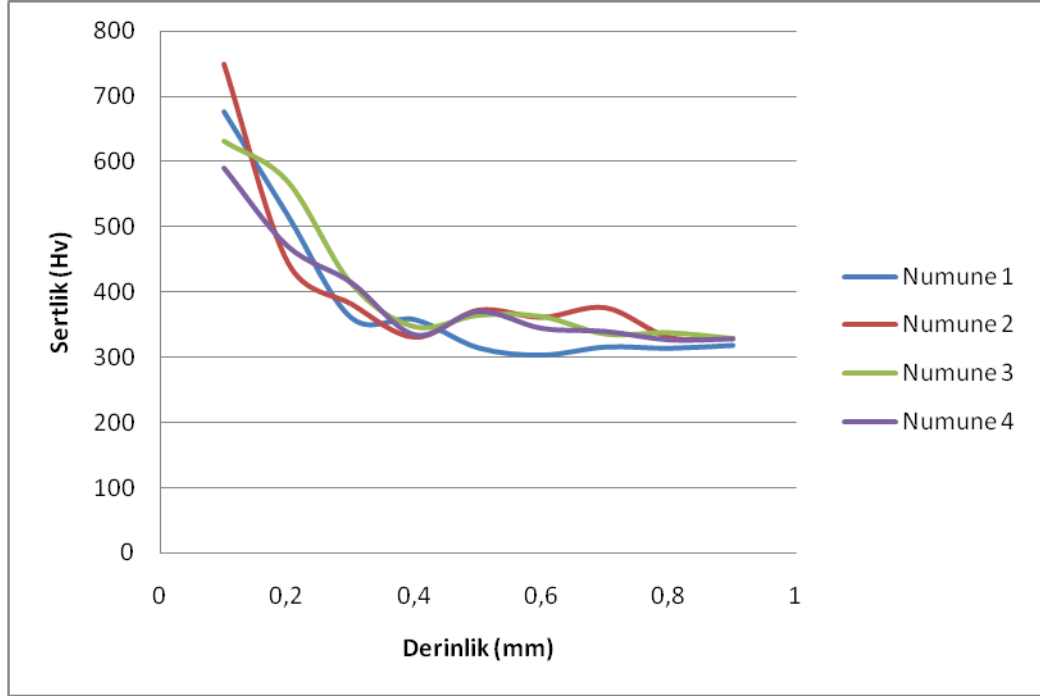
Sertlik değerleri incelendiğinde, 4 numaralı numunenin yüzey sertliği, en yüksek sertlik değeri olarak ortaya çıkmaktadır. Yüzey sertlik değerleri incelendiğinde, 1 numaralı numuneden, 4 numaralı numuneye doğru yüzey sertliğinin arttığı görülmektedir. Sertlik değerindeki bu artışın nedeni de, nitrasyon işlemi sırasında oluşan azot çözünürlüğüne bağlı olarak ortaya çıkmaktadır. 1 numaralı numune, sertleştirme işlemi sırasında yüksek miktarda C çözmüştür. Kafes boşluk oranının düşük olması nedeniyle, nitrasyon işlemi sırasında çözünen azot miktarı da düşük değerlerdedir. 2, 3 ve 4 numaralı numuneler ise, sertleştirme işlemi sırasında farklı hızlarda soğutulmuştur. Oluşan soğuma hızı farkı nedeniyle, çözünen C miktarı ve kafes boşluk oranı değişiklik göstermiş ve en fazla kafes boşluğuna sahip olan 4 numaralı numune yapısında oluşan yüksek N çözünürlüğü, en büyük sertlik değerinin oluşmasını sağlamıştır.



Şekil 8.5 Nitrasyon işlemi sonucunda elde edilen sertlik dağılımları

Malzeme yüzeyinden, çekirdeğe doğru elde edilen sertlik değerleri incelendiğinde, mikroyapı incelemeleri sonucunda elde edilen nüfuziyet derinlikleri ile sertlik değerlerinin örtüştüğü görülmektedir. 4 numune için de, yüzeyden 0,2 mm uzaklığa kadar ortalama 600-700 HV olan sertlik değerleri korunmakta, ani sertlik düşüşleri 0,2 mm sonrasında ortaya çıkmaktadır.

Şekil 8.6, karbonitrasyon işlemi sonrasında elde edilen sertlik dağılımlarını göstermektedir. Karbonitrasyon işlemi sırasında, malzeme yüzeyinden azot ile birlikte karbon yayılımı da gerçekleşir. Sertlik dağılımları incelendiğinde, en yüksek sertlik değerinin 2 numaralı numunede elde edildiği görülmektedir. 2 numaralı numuneye uygulanan yüksek soğuma hızı nedeniyle, oda sıcaklığındaki yapının kafes boşluk oranı düşüktür. Bu nedenle karbonitrasyon işlemi sırasında, kafes yapısında bir miktar azot çözünürken; işlemde kullanılan karbon, alaşım elementleri ile alaşım karbürlerini oluşturmuştur. 4 numaralı numunede ise kafes boşluk oranının 2 ve 3 numaralı numunelere göre yüksek olmasından dolayı, kafes yapısında azot ile birlikte çözünen C miktarı artmış ve oluşan alaşım karbürü miktarı azalmıştır. Yüzeyde içerdiği alaşım karbürü miktarı daha fazla olan 2 numaralı numunenin sertliği, 3 ve 4 numaralı numunelere göre daha yüksektir. 1 numaralı numune; 2, 3 ve 4 numaralı numunelere göre daha yüksek östenitleme sıcaklığına ve soğuma hızına sahiptir. Karbonitrasyon işlemi sırasında, 2 numaralı numuneye benzer olarak, işlemde kullanılan C kafes yapısında çözünmemiş ve alaşım karbürlerini oluşturmuştur.



Şekil 8.6 Karbonitrasyon işlemi sonucunda elde edilen sertlik dağılımları

Fakat, 1 numaralı numunedeki kafes doygunluğunun, 2 numaralı numuneye göre fazla olmasından dolayı, karbonitrasyon işlemi sırasında kafes yapısında oluşan azot çözünürlüğü daha düşük oranlarda gerçekleşmiştir. Bu nedenle, 2 numaralı numunede elde edilen yüzey sertliği, 1 numaralı numuneye göre daha yüksektir.

Karbonitrasyon işlemi için malzeme yüzeyinden, çekirdeğe doğru elde edilen sertlik değerleri incelendiğinde, mikroyapı incelemeleri sonucunda elde edilen nüfuziyet derinlikleri ile sertlik değerlerinin örtüştüğü görülmektedir. 4 numune için de, yüzeyden 0,1 mm uzaklığa kadar ortalama 600-700 HV olan sertlik değeri korunmakta, ani sertlik düşüşleri 0,1 mm sonrasında ortaya çıkmaktadır.

8.3 Eğme Deneyi Sonuçları

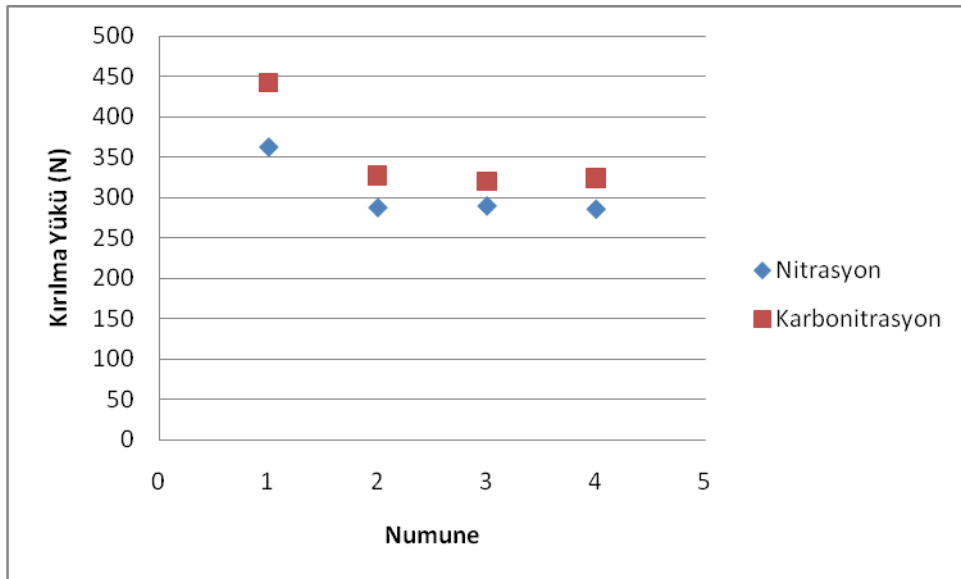
Malzemelere 3 nokta eğme deneyi uygulanmış ve her bir numune için kırılma yükü ile sehım değerleri belirlenmiştir. Çizelge 8.3, eğme deneyi sonuçlarını göstermektedir.

Eğme deneyi sonucunda elde edilen kırılma yükü değerlerini belirleyen temel etken, malzemelere uygulanan ısıt işlemler sonucunda oluşan martenzit yapısının içerdiği C miktarıdır. Martenzitin içerdiği C miktarı arttıkça, kafes yapısında oluşan gerilmeler artmakta ve malzemenin dayanımı yükselmektedir.

Çizelge 8.3 Eğme deneyi sonuçları

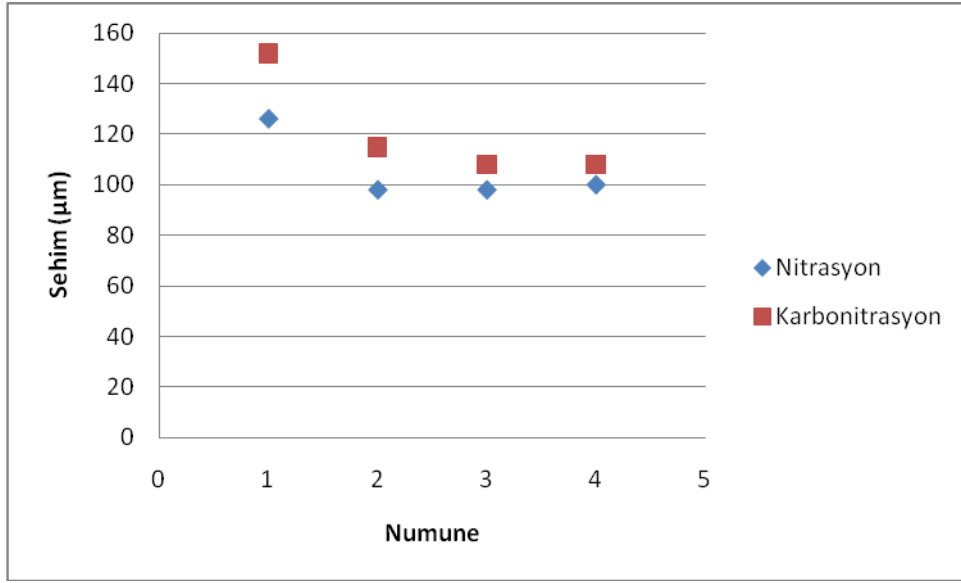
Numune	Kırılma Yüğü (N)		Sehim (μ m)	
	Nitrasyon	Karbonitrasyon	Nitrasyon	Karbonitrasyon
1	363	442	126	152
2	288	327	98	115
3	290	320	98	108
4	286	324	100	108

Şekil 8.7’de görüldüğü gibi, kırılma yükü değeri en büyük olan numune 1 numaralı numunedir. Yüksek östenitleme sıcaklığına bağlı olarak, östenitleme işlemi sırasında alaşım karbürleri dağılmış ve C östenit kafesinde çözünmüştür. Yüksek soğuma hızı ile, C kafes yapısından difüze olamamış ve yüksek C içeriğine sahip olan martenzit yapısı oluşmuştur. 2, 3 ve 4 numaralı numuneler ise, 1 numaralı numuneye göre daha düşük sıcaklıkta östenitlenmiştir. Düşük östenitleme sıcaklığı nedeniyle, oluşan martenzit fazının C içeriği, 1 numaralı numuneye göre daha düşüktür. 2, 3 ve 4 numaralı numunelere uygulanan soğuma hızlarının farklı olmasından dolayı, martenzit yapılarının içerdiği C miktarları düşük miktarlarda değişim göstermiş ve kırılma yükü değerlerinde küçük farklılıklar oluşmuştur. Karbonitrasyon işlemi sonucunda da, martenzit yapılarının içerdiği C miktarının değişiklik göstermesinden dolayı, kırılma yükü değerleri değişiklik göstermiştir.



Şekil 8.7 Nitrasyon ve karbonitrasyon işlemleri sonucunda elde edilen kırılma yükleri

Şekil 8.8, eğme deneyi sonucunda oluşan sehîm değêrlerini göstermektedir. Eğme deneyi, statik yükleme ile yapılan mekanik testlerden olması nedeniyle, malzemeye uygulanan yükün artmasıyla birlikte malzemede oluşan sehîm de artmaktadır. 1 numaralı numunede, hem nitrasyon hem de karbonitrasyon işlemleri sonucunda oluşan sehîm, kırılma yükü değêrlerine benzer olarak en yüksek değêrdedir. 2, 3 ve 4 numaralı numunelerde oluşan sehîm değêrleri ise, kırılma yükü değêrlerine gibi yaklaşık eşittir.



Şekil 8.8 Nitrasyon ve karbonitrasyon işlemleri sonucunda elde edilen sehîm değêrleri

Eğme testi sonucunda elde edilen yükler kullanılarak malzemelerin eğme dayanımları, Eşitlik 8.1'e göre belirlenmiştir.

$$\sigma_e = \frac{M_e}{W} \quad (8.1)$$

σ_e = Eğme Dayanımı

M_e = Eğme Momenti

W = Mukavemet Momenti

Eşitlik 8.1'de verilen M_e ve W değêrlerini yerine koyarsak, Eşitlik 8.2 ortaya çıkar.

$$\frac{F \cdot L / 4}{b \cdot h^2 / 6}$$

(8.2)

$F = \text{Yük}$

$L = \text{Mesnetler arası mesafe}$

$b = \text{Numune genişliği}$

$h = \text{Numune yüksekliği}$

Eğme testi sonucunda elde edilen eğme dayanımları değerleri Çizelge 8.4'te verilmiştir.

Çizelge 8.4 Eğme dayanımı değerleri

Numune	Eğme Dayanımı (N/mm ²)	
	Nitrasyon	Karbonitrasyon
1	449,04	546,77
2	356,27	404,51
3	358,27	395,85
4	353,79	400,80

9. GENEL SONUÇLAR

- Deney numunesi olarak X38CrMoV53 sıcak iş takım çeliği kullanılmıştır. Numunelere 4 ayrı ısıtıl işlem ile nitrasyon ve karbonitrasyon işlemleri uygulanmıştır. Uygulanan ısıtıl işlemlerde iki farklı östenitleme sıcaklığı ile farklı soğuma hızları kullanılmış ve uygulanan işlemlerin, malzeme elastikliğine olan etkisi incelenmiştir.
- Sıcak iş takım çeliklerinin, dövme ve ekstrüzyon gibi uygulama alanlarında sürtünme kuvvetlerinin etkisi altında kalması, aşınmaya dayanıklı malzeme ihtiyacını ortaya çıkarmaktadır. X38CrMoV53 çeliğine, nitrasyon ve karbonitrasyon işlemleri uygulanarak yüzey özelliklerinin geliştirilmesi amaçlanmış ve malzeme elastikliğine, yüzey özelliklerinin etkisi incelenmiştir.
- Malzemeleri karakterize etmek amacıyla mikroyapı incelemeleri ile, sertlik ve eğme testleri kullanılmıştır. Mikroyapı incelemeleri ile, ısıtıl işlem sonucunda 4 numunede de martenzit yapısının oluştuğu belirlenmiş ve nitrasyon ile karbonitrasyon işlemlerinin A₁ hattının altındaki sıcaklıklarda uygulanması nedeniyle, martenzit yapısında herhangi bir değişim oluşmadığı belirlenmiştir. Ayrıca, mikroyapı incelemeleri sonucunda nitrasyon işlemi ile ortalama 174,37 µm; karbonitrasyon işlemiyle de ortalama 78,45 µm nüfuziyet derinliği elde edildiği belirlenmiştir. Karbonitrasyon ve nitrasyon işlemleri sonucunda elde edilen nüfuziyet derinlikleri arasındaki fark, atomal seviyede gerçekleşen nitrasyon işleminde difüzyon prosesinin, moleküler seviyede gerçekleşen karbonitrasyon işlemine göre daha etkili ve kolay olmasından kaynaklanmıştır.
- Sertlik incelemeleri sonucunda; nitrasyon işleminde, karbonitrasyon işlemine göre daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir. Bunun nedeni, atomal seviyede gerçekleşen nitrasyon işlemi ile malzeme kafes yapısında yoğun gerilme alanlarının oluşturulmasıdır. Ayrıca, hem nitrasyon hem de karbonitrasyon işlemleri sonucunda, martenzit yapısındaki boşluk oranının artmasıyla, sertlik değerinin yükseldiği belirlenmiştir. 8 numune için de malzeme çekirdeğinde elde edilen sertlik değerleri, yaklaşık menevişlenmiş martenzit sertliğidir. Elde edilen sonuç, mikroyapı incelemeleri sonucunda malzeme çekirdeğinde görülen martenzit yapısının oluşumu ile uyum göstermektedir. Ayrıca, malzeme yüzeyinden, çekirdeğine doğru 0,1 mm aralıklarla sertlik testinin uygulanmasıyla elde edilen sertlik dağılımı, mikroyapı incelemeleri sonucunda elde edilen nüfuziyet derinliği değerlerini doğrulamaktadır.
- Eğme deneyi sonucunda, malzemelerin kafes yapısında çözünen C miktarı arttıkça, eğme dayanımı ve sehim miktarının arttığı belirlenmiştir. Malzeme çekirdeğinde oluşan martenzit

yapısının C içeriği arttıkça dayanımı da arttığı için, eğme dayanımı artmış ve statik yüklemeli test olan eğme testinin kullanılması nedeniyle yük miktarı arttıkça, sehim miktarı da artmıştır.

- Deney numunelerine uygulanan testler sonucunda, yüksek östenitleme sıcaklığının, kafes yapısında çözünen C miktarını arttırması nedeniyle malzeme elastikliğini olumsuz etkilediği belirlenmiştir. Aynı östenitleme sıcaklığı için, artan soğuma hızının kafes yapısından C difüzyonunu engelleyerek, kafes gerilimini arttırması nedeniyle elastikliği düşürdüğü görülmüştür. Malzemeye uygulanan yüzey işlemlerinin ise, hem dönüşüm sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda uygulanması hem de yalnızca malzeme yüzey özelliklerini değiştirmesi nedeniyle, malzeme elastikliği üstünde önemli bir etkiye sahip olmadığı görülmüştür. Uygulanan deneyler sonucunda 4 numaralı numune elastiklik özelliği en iyi, 1 numaralı numune ise elastiklik özelliği en kötü olan numune olarak belirlenmiştir.

- Çalışma, farklı ısı işlemler ve malzeme karakterizasyon yöntemlerinin uygulanmasıyla genişletilerek, doktora çalışmaları kapsamında devam edecektir.

KAYNAKLAR

ASM International Handbook Committee, (1990), ASM Handbook Volume 1 Properties and Selection: Iron Steel and High Performance Alloys, ASM International, Ohio.

ASM International Handbook Committee, (1991), ASM Handbook Volume 4 Heat Treating, ASM International, Ohio.

Bain, E.C. ve Paxton, H.W., (1961), Alloying Elements in Steel, American Society for Metals, Ohio.

Bhadeshia, H. K. D. H. ve Honeycombe, R. W. K., (2006), Steels, Butterworth-Heinemann, Oxford.

Bourithis, L., Papadimitriou, G. D. Ve Sideris J., (2006), “Comparison of Wear Properties of Tool Steels AISI D2 and O1 With the Same Hardness”, Tribology international, 39: 479-489.
Cahn, R. W. ve Haasen, P., (1996), Physical Metallurgy, North Holland, Amsterdam.

De Garmo, P., Black, J. T. Ve Kohser, R. A., (1999), Materials and Processes in Manufacturing, John Wiley & Sons, New York.

Ernst, C., (1999), “Alloying Concepts for Precipitation Hardening Steels Used in Plastic Moulds”, 5th International Conference on Tooling, 29 Sept.-1 Oct. 1999, Leoben.

Kakani, S. L., Kakani, A., (2004), Materials Science, New Age International, New Delhi.

Karaaslan, A., (2009), Laser ile Malzeme İşlemleri, Literatür Yayıncılık, İstanbul.

Karaaslan, A., (2010), Mühendislik Alaşımları İçin Faz Diyagramları, Literatür Yayıncılık, İstanbul.

Kheirandish, S. Ve Noorian, A., (2006), “Effect of Niobium on Microstructure of Cast AISI H13 Hot Work Tool Steel”, Journal of Iron and Steel Research, 15: 61-66.

Koistinen, D.P. ve Marburger, R.E., (1959), “A General Equation Prescribing the Extent of the Austenite-Martensite Transformation in Pure Iron-Carbon Alloys and Plain Carbon Steels”, Acta Metall., 7: 59–60.

Kokosza, A. ve Pacyna, J., (2005), “Evaluation of Retained Austenite Stability in Heat Treated Cold Work Tool Steel”, Journal of Materials Processing and Technology, 162-163: 327-331.

Krauss, G., (1999), “Martensite in Steel: Strength and Structure”, Materials Science and Engineering A, 273-275: 40-57.

Krauss, G., (2005), Steels Processing Structure and Performance, ASM International, Ohio.

Leitner, H., Ebner, R., Major, B. ve Pöckl, G., (1999), “Investigations on the Thermodynamics and Kinetics of Secondary Hardening Carbides in High Speed Steels”, 5th International Conference on Tooling, 29 Sept.-1 Oct. 1999, Leoben.

Leskovsek, V., Sustarsic, B. ve Jutrisa G., (2006), “The Influence of Austenitizing and Tempering Temperature on the Hardness and Fracture Toughness of Hot Worked H11 Tool Steel”, Journal of Materials Processing Technology, 178: 328-334.

Liebfahrt, W., Lichtenegger, G., Schweiger, H. ve Stamberger, J., (1999), “Development of a New Ledeburitic Cold Work Tool Steel With Excellent Wear Resistance and Toughness Properties”, 5th International Conference on Tooling, 29 Sept.-1 Oct. 1999, Leoben.

Marder, A.R., Benscoter, A.O. ve Krauss, G., (1970), “Microcracking Sensitivity in Fe-C Plate Martensite”, Metall. Trans.,1: 1545–1549.

Materkowski, J.P. ve Krauss, G., (1979), “Tempered Martensite Embrittlement in SAE 4340 Steel”, Metall. Trans. A, 10A: 1643–1651.

Onaran, K., (2003), Malzeme Bilimi, Bilim Teknik Yayınevi, İstanbul.

Roberts, G. A. ve Cary, R. A., (1987), Tool Steels, 4th ed., ASM International, Ohio.

Roberts, G., Krauss, G. ve Kennedy, R., (1997), Tool Steels, 5th ed., ASM International, Ohio.

Salemi, A. ve Abdollah-zadeh, A., (2008), “The Effect of Tempering Temperature on the Mechanical Properties and Fracture Morphology of a NiCrMoV Steel”, Materials Characterization, 59: 484-487.

Smith, W., (2000), Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri (Çev. M. Erdoğan), Nobel Yayın Dağıtım, Ankara.

Smith, W., (2005), Malzeme Bilimi ve Mühendisliği (Çev. N. Kınıkoğlu), Literatür Yayıncılık, İstanbul.

Sohar, C. R., Betzwar-Kotas, A., Gierl, C., Weiss, B. ve Danninger, H., (2008), “Gigacycle Fatigue Behavior of a High Chromium Alloyed Cold Work Tool Steel”, International Journal of Fatigue, 30: 1137-1149.

Thelning, K.E., (1984), Steel and Its Heat Treatment, Butterworths, London.

Topbaş, M. A., (1992), Çeliğin Isıl İşlemi, Yıldız Üniversitesi Yayınları, İstanbul.

Topbaş, M. A., (1993), Isıl İşlemler, Prestij Basın Dağıtım, İstanbul.

Totten, G. E., (2007), Steel Heat Treatment, Taylor & Francis, New York.

Wang, J., Liu, Y. B., An, J. ve Wang, L.M., (2008), “Wear Mechanism Map of Uncoated HSS Tools During Drilling Die-Cast Magnesium Alloy”, *Wear*, 265: 685-691.

Wang, S. Q., Chen, K. M., Cui, X. H., Jiang, Q. C. ve Hong, B., (2006), “Effect of Alloying Elements on Thermal Wear of Cast Hot-Forging Die Steels”, *Journal of Iron and Steel Research*, 13: 53-59.

Wendler, B. G., (1998), “Simultaneous Surface and Bulk Hardening of HSS Steels”, *Surface and Coatings Technology*, 100-101: 276-279.

Yin, Y. F. ve Faulkner, R. G., (2003), “Modelling the Effects of Alloying elements on Precipitation in Ferritic Steels”, *Materials Science and Engineering A*, 344: 92-102.

Yokoi, N., Tsujii, N. ve Isomoto T., (1999), “Effect of Carbide Size on Mechanical Properties of Cold Work Tool Steels”, 5th International Conference on Tooling, 29 Sept.-1 Oct. 1999, Leoben.

İNTERNET KAYNAKLARI

[1] www.spaceflight.esa.int

ÖZGEÇMİŞ

Doğum tarihi 27.09.1985

Doğum yeri Kıbrıs

Lise 1997-2003 Lüleburgaz Anadolu Lisesi

Lisans 2003-2008 Yıldız Teknik Üniversitesi, Kimya-Metalurji Fak.,
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü

Çalıştığı Kurum

2009-..... Araştırma Görevlisi - Yıldız Teknik Üniversitesi