

**T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**CrN/TiN/AlTiN KAPLAMALARDA ALÜMİNYUM
ADHEZYONUNUN İNCELENMESİ**

İLTER URUN

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI
MALZEME PROGRAMI**

**DANIŞMAN
DOÇ. DR. ERGÜN KELEŞOĞLU**

İSTANBUL, 2016

T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

CrN/TiN/AlTiN Kaplamalarda Alüminyum adhezyonunun İncelenmesi

İlter URUN tarafından hazırlanan tez çalışması 26/07/2016 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda **YÜKSEK LİSANS TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Tez Danışmanı

Doç. Dr. Ergün Keleşoğlu
Yıldız Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri

Doç. Dr. Ergün KELEŞOĞLU
Yıldız Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Nilgün KUŞKONMAZ
Yıldız Teknik Üniversitesi

Yrd. Doç. Dr. Polat TOPUZ
Gedik Üniversitesi

ÖNSÖZ

Yüksek lisans tez çalışmalarım süresi boyunca bilgi ve tecrübesini benimle paylaşan, desteğini benden hiçbir zaman esirgemeyen değerli hocam Doç. Dr. Ergün Keleşoğlu'na teşekkür ederim.

Ayrıca tez çalışmam ve deneysel çalışmalarım boyuncaengin bilgi ve tecrübeleriyle bana yardımcı ve destek olan başta Prof. Dr. Ahmet Karaaslan olmak üzere Teknisyen Şaban Ceylan'a, Doç. Dr. Kerem Altuğ Güler'e, Yrd. Doç. Dr. Hüseyin Murat Luş'a, Arş. Grv. Dr. Alptekin Kısasöz'e, Arş. Grv. Dr. Burak Birol'a, Arş. Grv. Dr. Aylin Bekem'e, Arş. Grv. Çağlar Yüksel'e, Arş. Grv. Zekeriya Yaşar Cömert'e, Arş. Grv. Serhat Acar'a, Arş. Grv. Rıdvan Gecü'ye, Yüksek Mühendis Kemal Dönertaş'a ve Uzman Yahya Bayrak'a en içten dileklerle teşekkür ederim.

Herzaman desteğini aldığım, hiçbir fedakarlıktan kaçınmayan annem Nerman Urun'a, babam Orhan Urun'a, ağabeyim Murat Urun'a ve ikizim Kutlay Urun'a teşekkür ederim.

Temmuz, 2016

İlter URUN

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
SİMGE LİSTESİ.....	vii
KISALTMA LİSTESİ.....	viii
ŞEKİL LİSTESİ.....	ix
ÇİZELGE LİSTESİ	xii
ÖZET	xiv
ABSTRACT.....	xvi
BÖLÜM 1	
GİRİŞ.....	1
1.1 Literatür Özeti	1
1.2 Tezin Amacı	1
1.3 Hipotez	2
BÖLÜM 2	
TAKIM ÇELİKLERİ	3
2.1 Takım Çeliği Tipleri	8
2.1.1 Suda Sertleşen Takım Çelikleri.....	8
2.1.2 Darbe Dayanımlı Takım Çelikleri.....	9
2.1.3 Yağda Sertleştirilen Soğuk İş Takım Çelikleri	10
2.1.4 Havada Soğutma İle Sertleştirilen Orta Alaşımlı Soğuk İş Takım Çelikleri	12
2.1.5 Yüksek Karbon ve Krom İçeren Soğuk İş Takım Çelikleri	13
2.1.6 Yüksek Hız Takım Çelikleri	15
2.1.7 Düşük Alaşımlı Takım Çelikleri	17
2.1.8 Kalıp Çelikleri	18
2.2 Takım Çeliğinin Özellikleri	20
2.2.1 Sertlik	21
2.2.2 Sertleşebilirlik	22
2.2.3 Süneklik.....	23

2.2.4	Tokluk	23
2.2.5	Sıcak Yorulma Dayanımı	23
2.2.6	Aşınma Direnci.....	24

BÖLÜM 3

ALAŞIM ELEMENTLERİ VE ETKİLERİ	25
3.1 Takım Çeliklerinin Başlıca Bileşimleri ve Etkileri	36
3.1.1 Karbon (C)	36
3.1.2 Fosfor (P)	37
3.1.3 Kükürt (S)	37
3.1.4 Silisyum (Si).....	38
3.1.5 Krom (Cr)	38
3.1.6 Molibden (Mo).....	38
3.1.7 Mangan (Mn)	39
3.1.8 Volfram (W)	39
3.1.9 Vanadyum (V)	39
3.1.10 Kobalt (Co)	39
3.1.11 Nikel (Ni)	40
3.1.12 Alüminyum (Al)	40
3.1.13 Bakır (Cu)	40
3.1.14 Azot (N)	40
3.1.15 Titanyum (Ti).....	40
3.1.16 Zirkonyum (Zr)	41
3.1.17 Niobyum (Nb)	41
3.2 Takım Çeliklerindeki Karbür Yapıları	41
3.2.1 MC Tipi Karbürler	43
3.2.2 M_6C Tipi Karbürler	43
3.2.3 M_7C_3 Tipi Karbürler	43
3.2.4 $M_{23}C_6$ Tipi Karbürler.....	43

BÖLÜM 4

SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİ	44
4.1 Sıcak İş Takım Çeliklerinin Özellikleri	46
4.1.1 Çalışma Sıcaklığında Deformasyona Karşı Dayanım	46
4.1.2 Termal ve Mekanik Şoklara Karşı Dayanım	46
4.1.3 Yüksek Sıcaklıkta Aşınmaya Karşı Dayanım	46
4.1.4 Isıl İşlem Distorsiyonuna (Çarpılmaya) Karşı Dayanım	47
4.1.5 İşlenebilirlik.....	47
4.1.6 Gerilme Çatlaklarına Karşı Dayanım	47
4.2 Sıcak İş Takım Çeliklerinin Seçimi.....	47
4.3 Sıcak İş Takım Çelikleri Tipleri	48
4.3.1 Kromlu Sıcak İş Takım Çelikleri	49
4.3.2 Tungstenli Sıcak İş Takım Çelikleri	52
4.3.3 Molibdenli Sıcak İş Takım Çelikleri	54

BÖLÜM 5

TAKIM ÇELİKLERİNE UYGULANAN YÜZEY İŞLEMLERİ	55
5.1 Oksit Kaplamalar	57
5.2 Nitrasyon.....	57
5.3 İyon Aşılama	60
5.4 Fiziksel ve Kimyasal Buhar Biriktirme Yöntemleri (PVD, CVD).....	61
5.5 LASER ve Elektron Demetleri İle Yüzey İşlemleri	63
5.6 Borlama İşlemi	64
5.7 Tuz Banyosunda Kaplama	65

BÖLÜM 6

SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNDE BAŞLICA HASAR MEKANİZMALARI	66
6.1 Isıl Yorulma.....	67
6.2 Yapışma	71
6.2.1 Yapışma Mekanizması	72
6.2.2 Yapışma Tipleri	77
6.2.3 Yapışma Testleri.....	78
6.2.4 Yapışmaya Alaşım Elementlerinin Etkileri	81

BÖLÜM 7

DENEYSEL ÇALIŞMALAR	88
7.1 Giriş	88
7.2 Deneyde Kullanılan Malzemeler	88
7.3 Deneyde Kullanılan Cihazlar	91
7.4 Yüzey Modifikasyonları	93
7.5 Deneyin Yapılması.....	95
7.6 Deney Sonuçları ve Deney Sonuçlarının İrdelenmesi	96

BÖLÜM 8

SONUÇ VE ÖNERİLER	122
KAYNAKLAR	124
ÖZGEÇMİŞ	128

SİMGE LİSTESİ

M_f	Martenzit bitiş sıcaklığı
M_s	Martenzit başlangıç sıcaklığı
r	Yarıçap
r^*	Kritik yarıçap
T_C	Kritik yapışma sıcaklığı
T_D	Kalıbın enjeksiyon esnasındaki sıcaklığı
ΔG_H	Hacim serbest enerjisi
ΔG_T	Toplam serbest enerji
ΔH_Y	Yüzey serbest enerjisi
ΔH_K	Katılma gizli ısı
ΔT	Çekirdeğin oluşturduğu alt soğuma miktarı
γ	Özgöl Yüzey Serbest Enerjisi

KISALTMA LİSTESİ

AISI	American Iron and Steel Institu
CAPVD	Catodic Arc Physical Vapour Deposition
CVD	Chemical Vapour Deposition
ESR	Electro Slag Remelting
HMK	Hacim Merkezli Kübik
PVD	Physical Vapour Deposition
VAR	Vacuum Arc Remelting
YMK	Yüzey Merkezli Kübik

ŞEKİL LİSTESİ

	Sayfa
Şekil 2. 1 Dipten Döküm Yöntemi (şematik)	4
Şekil 2. 2 Curuf altı ergitme (ESR) yöntemi (şematik)	5
Şekil 3. 1 Metallerde katılaşmanın ilerleyişi.....	25
Şekil 3. 2 ΔG ile r arasındaki ilişki	26
Şekil 3. 3 Kritik yarıçapın alt soğuma ile değişimi	28
Şekil 3. 4 Heterojen çekirdeklenme	28
Şekil 3. 5 Soğuk bir kalıp içinde katılaşan metalin tane yapısı(Şematik).....	30
Şekil 3. 6 Katı çözelti yapıları.....	30
Şekil 3. 7 Arı kristalli alaşım.....	31
Şekil 3. 8 Karışık kristalli alaşım.....	31
Şekil 3. 9 Yeralan katı ergiyiği.....	32
Şekil 3. 10 Arayer katı ergiyiği, sol tarafta HMK α -Fe, sağ tarafta KYM γ -Fe kafeslerinde C'nun arayer olarak yerleşmesi	33
Şekil 3. 11 Demir – karbon denge diyagramı	36
Şekil 3. 12 Karbür yapılarının sertlik değerleri	42
Şekil 4. 1 Sıcak iş takım çeliklerinin sertleştirilmesindeki zaman-sıcaklık diyagramı	45
Şekil 5. 1 Nitrür tabakası görünümü (şematik)	58
Şekil 5. 2 Plazma Nitrasyon Yönteminin Şematik Gösterimi.....	59
Şekil 5. 3 LASER kullanım alanları.....	63
Şekil 6. 1 Kalıp yüzeyinde ısınmadan ve soğumadan kaynaklanan basma ve çekme gerilmeleri	68
Şekil 6. 2 Kalıp Yüzeyinde Sıcaklığa Bağlı Gerilme Değişimi	69
Şekil 6. 3 Yüksek Basıncılı Döküm Kalıbının Şematik Gösterimi.....	71
Şekil 6. 4 Yapışma Evreleri.....	73
Şekil 6. 5 Yapışma Tabakasının Kesiti	74
Şekil 6. 6 Kaplamasız Yüzeylerde Yapışma Evreleri	76
Şekil 6. 7 Kaplamalı Yüzeylerde Yapışma Evreleri	77
Şekil 6. 8 Daldırma Testinin Şematik Görüntüsü.....	79
Şekil 6. 9 H21 çeliği ile A380 alaşımı arasında oluşan fazlar	82
Şekil 6. 10 Demir ile alüminyum arasında oluşan Fe_2Al_5 fazı.....	82
Şekil 6. 11 Nikel ile alüminyum arasında oluşan intermetalik fazlar	83
Şekil 6. 12 İşlem sıcaklıklarında farklı Ti-Al bileşiklerinin oluşum serbest enerji grafiği.....	84
Şekil 6. 13 Fe-Al ikili denge diyagramı.....	86
Şekil 6. 14 550 °C'de Al-Fe-Si sisteminin üçlü denge diyagramı	86

Şekil 6. 15 727 °C'de Al-Fe-Si sisteminin üçlü denge diyagramı	87
Şekil 7. 1 AISI H13 Çeliği (Numune).....	89
Şekil 7. 2 Isıl İşlem Sonrası Oluşan Temperlenmiş Martenzitik Yapı	90
Şekil 7. 3 Protherm Furnaces PLF 120/55 model fırın	92
Şekil 7. 4 NIKON SM 2645 model optik mikroskop	92
Şekil 7. 5 MAHR Perthometer S2 cihazı	93
Şekil 7. 6 CrN kaplanmış H13 çeliği(solda) ve herhangi bir yüzey modifikasyonu uygulanmamış H13 çeliği(sağda)	94
Şekil 7. 7 TiN kaplanmış H13 çeliği(solda) ve herhangi bir yüzey modifikasyonu uygulanmamış H13 çeliği(sağda)	94
Şekil 7. 8 AlTiN kaplanmış H13 çeliği(solda) ve herhangi bir yüzey modifikasyonu uygulanmamış H13 çeliği(sağda)	95
Şekil 7. 9 Herhangi bir yüzey modifikasyonu uygulanmamış ve yüzey modifikasyonu uygulanmış numuneler.....	95
Şekil 7. 10 Yapışma Testi Düzenegi (Şematik).....	96
Şekil 7. 11 Kaplamasız çeliğin yapışma öncesi yüzey görüntüsü	96
Şekil 7. 12 Kaplamasız çeliğin yapışma sonrası yüzey görüntüsü	97
Şekil 7. 13 Yalnız ısıl işlem görmüş, 30 dk A356 Al alaşımı ile temas etmiş H13 çeliğinin arayüzeyi	97
Şekil 7. 14 Yapışma testi düzenegi (Şematik).....	98
Şekil 7. 15 700 °C'de 24 saat süren deneyde ısıl işlemli H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük grafiği.....	99
Şekil 7. 16 700 °C'de 24 saat süren deneyde ısıl işlemli H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük grafiği.....	100
Şekil 7. 17 800 °C'de 2 saat yapılan deneyde yapışma öncesi ısıl işlemli H13 çeliği.....	102
Şekil 7. 18 800 °C'de 2 saat yapılan deneyde yapışma sonrası ısıl işlemli H13 çeliği ...	102
Şekil 7. 19 800 °C'de 2 saat yapılan deneyde yapışma öncesi TiN kaplamalı H13 çeliği	103
Şekil 7. 20 800 °C'de 2 saat yapılan deneyde yapışma sonrası TiN kaplamalı H13 çeliği	103
Şekil 7. 21 800 °C'de 2 saat yapılan deneyde yapışma öncesi CrN kaplamalı H13 çeliği	104
Şekil 7. 22 800 °C'de 2 saat yapılan deneyde yapışma sonrası CrN kaplamalı H13 çeliği	104
Şekil 7. 23 800 °C'de 2 saat yapılan deneyde yapışma öncesi AlTiN kaplamalı H13 çeliği	105
Şekil 7. 24 800 °C'de 2 saat yapılan deneyde yapışma sonrası AlTiN kaplamalı H13 çeliği	105
Şekil 7. 25 Isıl işlemli H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük grafiği.....	107
Şekil 7. 26 Isıl işlemli H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük grafiği.....	108
Şekil 7. 27 TiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük grafiği.....	109
Şekil 7. 28 TiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük grafiği	110
Şekil 7. 29 CrN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük grafiği.....	111
Şekil 7. 30 CrN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük grafiği.....	112
Şekil 7. 31 AlTiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük grafiği	113
Şekil 7. 32 AlTiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük grafiği	114
Şekil 7. 33 Yapışma öncesi ve yapışma sonrası yüzey pürüzlülükleri grafiği	115

Şekil 7. 34 800 °C'de 4 saat yapılan deneyde yapışma öncesi ısıtılmış H13 çeliği.....	117
Şekil 7. 35 800 °C'de 4 saat yapılan deneyde yapışma sonrası ısıtılmış H13 çeliği ...	117
Şekil 7. 36 800 °C'de 4 saat yapılan deneyde yapışma öncesi TiN kaplamalı H13 çeliği	118
Şekil 7. 37 800 °C'de 4 saat yapılan deneyde yapışma sonrası TiN kaplamalı H13 çeliği	118
Şekil 7. 38 800 °C'de 4 saat yapılan deneyde yapışma öncesi CrN kaplamalı H13 çeliği	119
Şekil 7. 39 800 °C'de 4 saat yapılan deneyde yapışma sonrası CrN kaplamalı H13 çeliği ...	119
Şekil 7. 40 800 °C'de 4 saat yapılan deneyde yapışma öncesi AlTiN kaplamalı H13 çeliği..	120
Şekil 7. 41 800 °C'de 4 saat yapılan deneyde yapışma sonrası AlTiN kaplamalı H13 çeliği	120



ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2. 1	AISI sistemine göre takım çeliklerinin sınıflandırılması ve sembolle karşılığı	6
Çizelge 2. 2	W grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri	9
Çizelge 2. 3	S grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri	10
Çizelge 2. 4	O grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri	11
Çizelge 2. 5	A grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri	13
Çizelge 2. 6	D grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri	14
Çizelge 2. 7	M grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri	16
Çizelge 2. 8	T grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri	17
Çizelge 2. 9	L grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri	18
Çizelge 2. 10	P grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri	19
Çizelge 2. 11	İstenilen özelliklere göre; gerekli mikroyapı, gerekli alaşım elementi veya alaşım elementleri ve çelik grubu	21
Çizelge 3. 1	Alaşım elementlerinin ferrit ve östenit fazına etkileri	34
Çizelge 4. 1	Kromlu Sıcak İş Takım Çeliği	49
Çizelge 4. 2	Tungstenli Sıcak İş Takım Çelikleri	53
Çizelge 4. 3	Molibdenli Sıcak İş Takım Çelikleri	54
Çizelge 6. 1	Isıl Yorulmayı Etkileyen Parametreler	70
Çizelge 6. 2	Daldırma Testinin Deneysel Verileri	80
Çizelge 6. 3	Saf sıvı alüminyum içerisinde bazı elementlerin çözünme yüzdeleri	81
Çizelge 6. 4	H13 çeliği yüzeyinde oluşan intermetalik bileşiklerin mikrosertlikleri	84
Çizelge 6. 5	H21 çeliği yüzeyinde oluşan intermetalik bileşiklerin mikrosertlikleri	85
Çizelge 7. 1	H13 Sıcak İş Takım Çeliğinin Kimyasal Bileşimi ve Adlandırılması	89
Çizelge 7. 2	A356 Alüminyum Alaşımının Kimyasal Kompozisyonu	90
Çizelge 7. 3	700 °C'de 24 saat süren deneyde ısıl işlemlili H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük değerleri	99
Çizelge 7. 4	700 °C'de 24 saat süren deneyde ısıl işlemlili H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük değerleri	100
Çizelge 7. 5	800 °C'de 2 saat süren yapışma testinde alüminyum yapışma şiddetlerinin kıyaslanması	101
Çizelge 7. 6	Yalnız ısıl işlemlili H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük değerleri	107
Çizelge 7. 7	Yalnız ısıl işlemlili H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük değerleri	108

Çizelge 7. 8 TiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük değerleri.....	109
Çizelge 7. 9 TiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük değerleri.....	110
Çizelge 7. 10 CrN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük değerleri	111
Çizelge 7. 11 CrN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük değerleri	112
Çizelge 7. 12 AlTiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük değerleri	113
Çizelge 7. 13 AlTiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük değerleri	114
Çizelge 7. 14 800 °C'de 4 saat süren yapışma testinde alüminyum yapışma şiddetlerinin kıyaslanması	116
Çizelge 7. 15 800 °C'de 2 saat ve 4 saat süren yapışma testinde alüminyum yapışma şiddetlerinin kıyaslanması.....	121

CrN/TiN/AlTiN KAPLAMALARDA ALÜMİNYUM ADHEZYONUNUN İNCELENMESİ

İlter URUN

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı

Yüksek Lisans Tezi

Tez Danışmanı: Doç. Dr. Ergün KELEŞOĞLU

Basınçlı alüminyum döküm kalıplarında ve alüminyum ekstrüzyon kalıplarında, yüksek sıcaklıklarda yüksek aşınma dayanımı, yüksek tokluk ve süneklik, yüksek işlenebilirlik ve parlatılabilirlik (iyi yüzey kalitesi), iyi derecede yüksek sıcaklık dayanımı ve ısıl yorulmaya karşı yüksek direnç, yüksek sertleşebilirlik ve sertleştirme esnasında kısıtlı çarpılma gibi özellikler beklenir.

Döküm kalıplarındaki maliyet göz önünde bulundurulduğunda kullanılan kalıp çeliğinin özellikleri ve uygulanan yüzey işlemleri, çeliğin kullanım ömrünün belirlenmesinde önemli rol oynamaktadır.

Bu çalışmada, kalıp-sıvı metal etkileşimi geciktirilerek yapışmanın azaltılması ve buna bağlı olarak da kalıp ömrünün uzatılması ve uygulanan kaplama tiplerinden hangisinin alüminyum yapışmasına karşı daha dirençli olduğunu saptamak için Alüminyum Yapışma Testi uygulanmıştır.

Bu tez çalışmasında, sıcak iş takım çeliklerinden kromlu sıcak iş takım çeliği grubunda yer alan AISI H13 çeliği seçilmiştir. CrN, TiN ve AlTiN kaplamalar Titanit Ultra Sert Kaplamalar firmasında Katodik-Ark PVD yöntemiyle yapılmıştır. Daha sonra aynı çapta hazırlanmış A356 Al alaşımı; kaplamasız H13 çeliği, CrN kaplamalı H13 çeliği, TiN kaplamalı H13 çeliği ve AlTiN kaplamalı H13 çeliği üzerine konularak, fırın ortamında 800 °C sıcaklıkta 2 saat ve 4 saat süreyle bekletilip, yapışma eğilimi tespit edilmiştir.

Mikroskoptan alınan yüzey görüntüleri ve yapışma öncesi ve sonrası yapılan yüzey pürüzlülüğü ölçümleri üzerine AlTiN kaplamalı H13 çeliğindeki alüminyuma karşı yapışma direnci daha yüksek çıkarken, TiN kaplamada Al yapışma eğilimi çok daha yüksektir.

Anahtar Kelimeler: Döküm, döküm kalıbı, yapışma, H13 çeliği



**EXAMINATION OF THE ALUMINUM ADHESION IN CrN/TiN/AlTiN
COATINGS**

İlter URUN

Department of Metallurgical and Material Engineering

MSc. Thesis

Adviser: Assoc. Prof. Dr. Ergün KELEŞOĞLU

Properties of aluminum die casting die and aluminum extrusion die are good resistance to abrasion at both low and high temperatures, high level of toughness and ductility, high level of machinability and polishability, good high temperature strength and resistance to thermal fatigue, excellent through-hardening properties and very limited distortion during hardening.

When we consider the cost of die steel, properties of the used die steel and applied surface treatments are very important for die steel life.

Purpose of this application is to prevent molten aluminium-die surface interaction and accordingly increase die life. Soldering test was performed to determine which type of coating is more resistant against of aluminum soldering.

In this study AISI H13 hot work tool steel is used. CrN, TiN and AlTiN coatings are coated with a Cathodic-Arc PVD (CAPVD) process to steel surface at “Titanit Ultra Sert Kaplamalar” factory. Afterwards. A356 aluminum alloy specimens with same dimensions were put above the uncoated and CrN, TiN and AlTiN coated H13 steel under 800 °C for 2 hours and 4 hours. Thereafter specimens were cooled slowly in the furnace.

Result of microscope images and surface roughness measurement show that the type of AlTiN coating is more resistant against of aluminum soldering than the others and TiN and uncoated specimens have high tendency of aluminum soldering.

Keywords: Die casting, die casting die, soldering, AISI H13,



1.1 Literatür Özeti

Metal kesme ve şekillendirme işlemlerinde kullanılan çelikler takım çelikleri olarak bilinmekte ve bu çelikler tungsten, molibden, vanadyum veya krom gibi alaşım elementleri içermektedir. Alaşım kompozisyonunda yer alan bu elementler çeliğin yüksek mukavemetini, tokluğunu ve sertliğini sağlamaktadır.

Sıcak iş takım çeliklerinin döküm ve dövme ile şekillendirilmesi sonrası gerçekleştirilecek sertleştirme (östenitleştirme ve su verme) ve temperleme gibi ısıt işlemler sonucu, karbon ve diğer alaşım elementlerine bağlı olarak karbür tipi ve dağılımı ile nihai matris belirlenir. Alaşım elementleri Cr, Mo ve V karbür yapıcı elementler olup yüksek sıcaklıkta çözünmeyerek mekanik özellikleri belirler. Vanadyum birincil karbür oluşturarak sertleştirme sıcaklıklarında çözünmediği için östenit tane boyutunu belirler, ince tane sertleşmesi ve tokluk artışı sağlar. Öte yandan oluşturduğu ince karbürler ile de çökelti sertleşmesini teşvik eder. Diğer alaşım elementleri krom ve molibden ise sertleştirme işlemi sonrası temperleme sırasında ikincil çökeltiler ve bu sayede ikincil sertlik oluşumunu sağlar. Bu nedenlerden dolayı ısıt işlem parametrelerinin kontrolü, tane büyümesi ve karbürlerin çözünmesi/kabalaşması gibi fiziksel metalurjik olaylar üzerinden nihai mekanik özellikleri belirleyecektir [1,2].

1.2 Tezin Amacı

Basınçlı alüminyum döküm kalıplarında ve alüminyum ekstrüzyon kalıplarında, yüksek sıcaklıklarda yüksek aşınma dayanımı, yüksek tokluk ve süneklik, yüksek işlenebilirlik ve parlatılabilirlik (iyi yüzey kalitesi), iyi derecede yüksek sıcaklık dayanımı ve ısıt

yorulmaya karşı yüksek direnç, yüksek sertleşebilirlik ve sertleştirme esnasında kısıtlı çarpılma gibi özelliklerinden dolayı sıcak iş takım çeliği grubundan, Kromlu Sıcak İş Takım Çeliği olan H13 takım çeliği kullanılmaktadır.

Yüksek sıcaklıkta çalışma koşullarında, yüksek aşınma dayanımı ve ısı yorulmalara karşı yüksek dayanım beklenmektedir. Yüksek sıcaklıklarda bahsedilen bu özellikleri sağlamak sıcak iş takım çelikleri ile mümkün olmaktadır. İkincil sertleşme mekanizması ile yüksek sıcaklıklarda beklenen bu özellikler elde edilmiş olur.

AISt H13 çeliğinin alüminyum yapışmasına karşı daha dirençli olup, kalıp malzeme ömrünün uzatılması için uygun yüzey modifikasyonunun seçilip, hangi yüzey kaplamasının alüminyum yapışmasına karşı daha dirençli olduğu tespit edilmek için deneysel çalışmalar yapılmıştır.

1.3 Hipotez

Basıncı alüminyum döküm kalıplarında ve alüminyum ekstrüzyon kalıplarında temel hasar mekanizmaları, termal yorulma ve sıvı metal yapışmasıdır. Bilindiği gibi yüzey hataları kalıp ömrünü kısaltmakta ve bu durum proses maliyetini arttırmaktadır. Ancak, kalıp malzemesi değiştirilerek veya kalıp çeliğinin yüzeyine uygun kaplama yapılarak kalıbın ömrünü uzatmak mümkündür. Bu çalışmada H13 sıcak iş takım çeliğinin yüzeyine katodik ark PVD tekniği ile biriktirilen CrN, TiN ve AlTiN kaplamalarda Al yapışması incelenecektir.

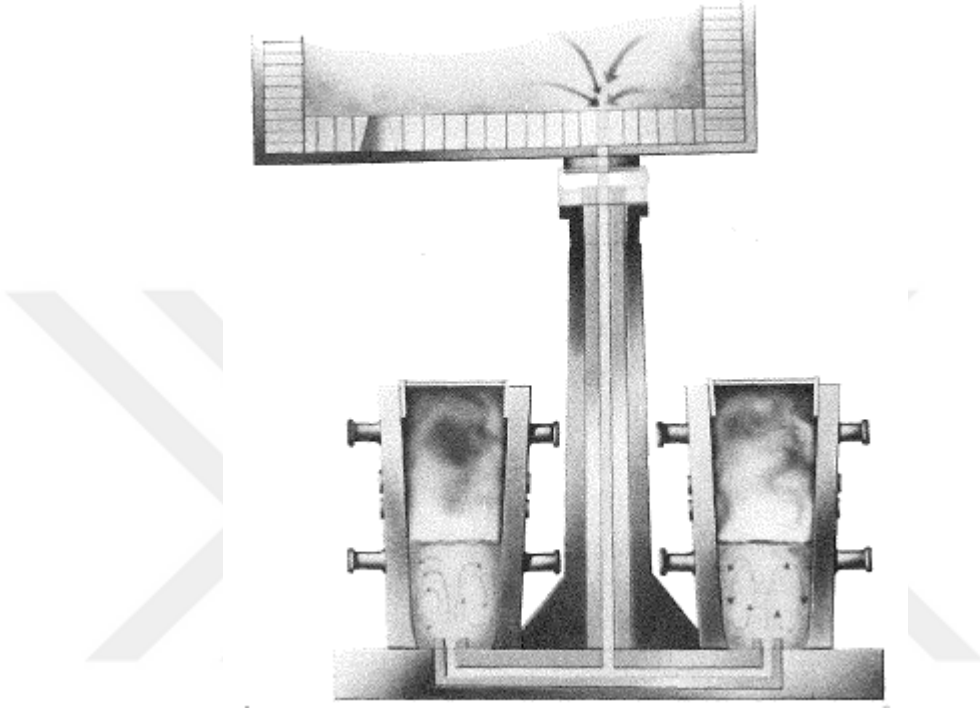
TAKIM ÇELİKLERİ

Takım çelikleri, döküm, dövme ve ekstrüzyon kalıbı malzemesi, aynı zamanda da plastik, demir dışı ve çelikler de dahil olmak üzere çeşitli malzemelerin şekillendirilmesi ve kesilmesi işlemlerinde sıcak veya soğuk durumda ve istenilen özelliklere uygun olarak üretilen ve kullanılan alaşımlar olarak tanımlanmaktadır. Takım çelikleri, sertleştirilme ve temperlenme özelliğine sahip karbon ve alaşımlı çelikler, aynı zamanda da yüksek hız çelikleridir.

Genellikle takım, işlediği malzemeye göre daha sert, daha yüksek dayanımlı ve aşınmaya karşı daha dirençli olmalıdır. Bu sebepten ötürü, takım imali için kullanılan malzemelerin birkaç ayrıcalık dışında, kullanım yerlerinin koşullarına uygun olarak, mümkün olduğunca yüksek sertlikte ve dayanımda, fakat yeterli süneklikte olması gerekir. Özellikle ayırma işi yapan, form veren ve form değiştiren, darbe ya da çarpma tarzında zorlanan takımlarda, oldukça yüksek sertlik, iyi aşınma dayanımı ve bunlarla birlikte yüksek süneklik ile erişilebilen en yüksek sertlikte kırılmaya karşı güvenlik istenir. Sünekliğin düşük olması durumunda takımda gevreklik artacağından kırılmalar meydana gelebilir [3].

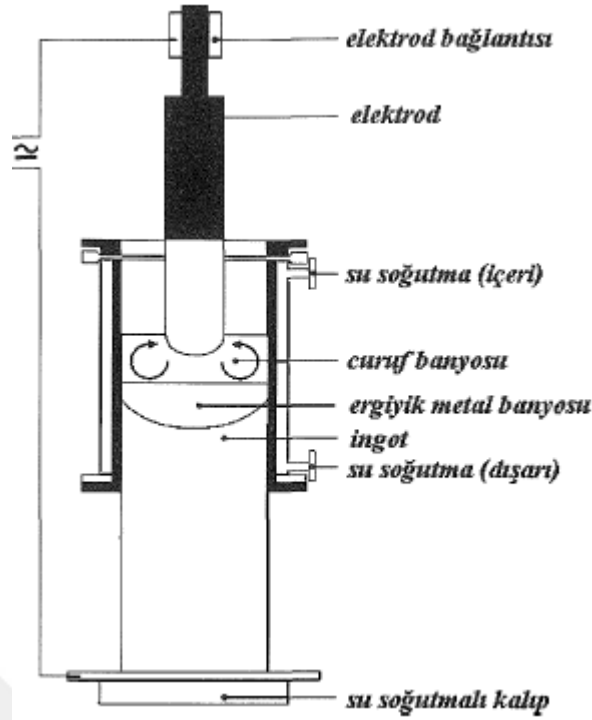
Takım çeliklerinin üretiminde kullanılan yöntemler, bu tip çeliklerden beklenen özellikler göz önünde bulundurulduğunda ileri teknolojilere ihtiyaç duyulur. Bu nedenle öncelikle ergitme işleminden önce temiz hurda seçimi yapılmalıdır. Takım çeliklerinin ergitme işlemleri genel olarak elektrik ark ocaklarında yapılır. Ergitmenin ardından elde edilen ergiyik, pota metalurjisi işlemine alınır. Bu aşamada; alaşımlama, gaz giderme ve aşılama gibi işlemler uygulanarak, üretilecek olan çeliğin kalitesi yükseltilir [4].

Pota metalurjisi işlemi sonunda, dipten döküm tekniği ile ergiyeğin dökümü yapılır. Bu sayede geleneksel dökümde çok sık karşılaşılan, curuftan döküm yapısına metal dışı katışkılarının geçişi önlenmiş olur. Ayrıca, dipten yukarıya belli bir hidrostatik basınç ile yükselen ergiyeğin türbülansı ile hacimce daha türdeş bir kimyasal bileşim dağılımı sağlanmaktadır (Şekil 2.1) [4].



Şekil 2. 1 Dipten Döküm Yöntemi (şematik) [4]

Dipten döküm yönteminin ardından elde edilen döküm yapısı ESR(Curuf Altı Ergitme) yöntemi ile yeniden ergitilir. Bu işlem vakum altında yapılır. Elektrot ile ingot arasında alternatif akım yardımıyla ark oluşturularak curuf arayüzeyi oluşturulur. Curuflaştırıcı ilavesiyle emprütelerin giderilmesi sağlanır. Ergiyen çelik yoğunluğu nedeni ile curuf üzerinden aşağıya doğru su soğutmalı kabın içerisine akar ve katılaşır. Bu sayede, çeliğin tane dağılımı ve kimyasal bileşim dağılımı daha homojen bir duruma getirilir, yapı içerisindeki emprüteler giderilir ve dar kimyasal aralıklarda üretim yapılarak kalıp ömrünün artması sağlanır. Doku dağılımının homojen bir şekilde elde edilmesi sayesinde, çeliğe daha sonra uygulanacak olan dövme ve ısıtma işlemlerinde elde edilecek özellikleri olumlu açıdan etkiler. Bu sayede, kesit boyunca sertleşebilirlik özellikleri ve sertleştirme ve menevişleme sonrası elde edilecek yapı da daha homojen elde edilir (Şekil 2.2) [4,5].



Şekil 2. 2 Curuf altı ertitme (ESR) yöntemi (şematik) [4]

Curuf altı ertitme yöntemi ile yeniden ertitilip iç yapısı yeniden düzenlenen ve kalitesi daha da yükseltilebilen ingot, dövme işlemine alınır. Takım çelikleri; Cr, W, V gibi karbür yapıcı elementler içerirler ve bu karbür yapıcı elementler yapıda kaba ve ağ fazı halinde bulunup çeliğin tokluk özelliğini düşürmektedirler. Dövme işlemi sayesinde ağ fazı kırılıp ve karbürler daha küçük boyutta dağılım gösterip, çeliğin tokluk değeri yükseltilir. Dövme işleminin ardından iç yapıyı düzenlemek amacıyla ısıtım işlemleri uygulanır. Dövme ve ısıtım işlemlerinden kaynaklanan, yüzeyde oluşan istenmeyen tabakalar, yüzeye uygulanan talaşlı işlem sayesinde giderilir.

Bu işlemler sayesinde çeliğin mikroyapısından yüzey özelliklerine kadar;

- Homojen ve dar kimyasal bileşim
- İnce ve homojen dağılımlı tane yapısı
- Temiz yüzey

Takım çelikleri, AISI (American Iron and Steel Institute) tarafından geliştirilmiş olan bir sistem ile birçok şekilde sınıflandırılabilir. Örneğin; çeliğin görmüş olduğu ısıtım işleme göre (yağda sertleştirilen veya havada sertleştirilen takım çelikleri), çeliğin uygulama yerine göre (sıcak veya soğuk iş takım çelikleri) ve kullanılan alaşım elementi (tungstenli hız çelikleri veya molibdenli hız çelikleri) gibi karakteristik özellikleri göz

önünde bulundurularak gruplandırılabilir [6]. Çizelge 2.1, AISI sistemine göre takım çeliklerini sınıflandırmış olup, bu sınıflandırmaya karşılık gelen harfler de belirtilmiştir.

Çizelge 2. 1 AISI sistemine göre takım çeliklerinin sınıflandırılması ve sembolle karşılığı [7]

Grup	Sembol
Suda Sertleştirilen Takım Çelikleri	W
Darbe Dayanımlı Takım Çelikleri	S
Yağda Sertleştirilen Soğuk İş Takım Çelikleri	O
Havada Sertleştirilen Orta Alaşımli Soğuk İş Takım Çelikleri	A
Yüksek Karbon - Krom İçeren Soğuk İş Takım Çelikleri	D
Sıcak İş Takım Çelikleri (Krom, Tungsten, Molibden)	H
Tungsten İçeren Yüksek Hız Çelikleri	T
Molibden İçeren Yüksek Hız Çelikleri	M
Kalıp Çelikleri	P
Düşük Alaşımli Takım Çelikler	L
Karbon-Tungstenli Takım Çelikleri	F

Diğer çelik grupları gibi takım çeliklerinde kimyasal bileşime göre sınıflandırma veya sınırlandırma mümkün olmamaktadır. Her kimyasal bileşim çok geniş aralıklarda değişebilmekte ve hem de diğer çelik grupları ile kesişebilmektedir. Bu nedenle aynı kimyasal bileşimdeki çelikler, üretim yöntemlerindeki değişikliklerle farklı özelliklere sahip olabilmektedir. Böylece farklı kullanım alanlarında aynı kimyasal bileşime sahip malzeme farklı isimler ile adlandırılabilir. Örneğin; 29CrMoV9 (1.2307 plastik enjeksiyon kalıbı), 30CrMoV9 (1.7701 ıslah çeliği), 31 CrMoV9 (1.8519 nitrasyon çeliği) olmak üzere aynı kimyasal bileşime sahip malzemeler farklı isimlendirilmektedir.

Takım eliklerinin sistematik olarak içerdiği alaşım elementlerine ve kimyasal bileşimine göre sınıflandırılması mümkün olmadığı için sınıflandırma ana kullanım alanına göre yapılmaktadır. Burada karakteristik farklılık malzemenin özelliklerini etkiler şekilde kullanım sıcaklığıdır. Buna göre DIN 17350 normunda takım elikleri;

- Soğuk İş Takım elikleri
- Sıcak İş Takım elikleri
- Yüksek Hız Takım elikleri

şeklinde sınıflandırılır.

Bu malzemeleri birbirinden ayıran en önemli özellik sertlik ve bu sertliğin temperleme sıcaklığı ile değişimidir.

Soğuk iş takım çelikleri yüksek başlangıç sertliğine sahiptir ve bu sertlik 200  C sıcaklığın üzerinde hızlı bir şekilde düşer. Buna karşılık sıcak iş takım çelikleri daha düşük temper öncesi sertliğe sahip olmakla birlikte bu sertlik 600  C temper sıcaklıklarına kadar sabit kalır ve düşmez. Yüksek hız takım çelikleri ise hem yüksek temper öncesi sertliğe sahiptir ve hem de bu sertlik çok yüksek temper sıcaklıklarına kadar kalıcı olur. Yüksek hız takım çeliklerinin ve sıcak iş takım çeliklerinin önemli özelliklerinden biri de 500-600  C temperleme sıcaklığı aralığında sertlikte gözlenen artıştır. İkincil sertlik artışı olarak da bilinen bu artış; volfram(W), vanadyum(V), molibden(Mo) gibi elementlerin karbür çökeltileri ile meydana gelir ve bu durum malzemenin 500  C sıcaklığın üzerinde kullanılmasına imkan verir [8].

İçerdikleri alaşım elementlerine göre takım çeliklerini alaşımsız, düşük alaşımlı, yüksek alaşımlı ve hız çelikleri olarak sınıflandırmak mümkündür. Paslanmaz eliklerin bir kısmı da takım çelikleri sınıfına girmekte ve uygulama alanları gün geçtikçe genişlemektedir. Günümüzde kullanımı yaygınlaşan diğer bir tür ise toz metalurjisi ile üretilen takım elikleridir.

2.1 Takım Çeliği Tipleri

2.1.1 Suda Sertleşen Takım Çelikleri

Suda sertleşen takım çelikleri, AISI standartlarına göre W ile gösterilip, karbon çelikleridir. Üretimin ve ısıt işlemlerin kontrolü ile istenen özellikler ve performans elde edilir. Karbon miktarına bağlı olarak malzemenin sahip özellikler değişiklik gösterir.

Suda sertleşen takım çeliklerinin içerdiği karbür miktarları, düşük alaşım elementi içeriği nedeniyle azdır. Bu sebepten dolayı bu tür takım çeliklerinin aşınma dayanımı düşüktür. Alaşım elementlerinin az olmasından kaynaklanan bir diğer özellik ise sertleşebilirliğin de düşük olmasıdır.

Martenzit yapısının oluşması için yüksek soğuma hızları ile suda soğutma yapılır. Yüksek soğuma hızı ile elde edilen martenzitik yapının etki derinliği azdır. Çizelge 2.2’de suda sertleşen takım çeliklerinin tipleri ve kimyasal bileşimleri verilmiştir.

İçerdikleri karbon miktarına bağlı olarak, W tipi takım çeliklerinin dövme sıcaklıklar 980-1065 °C arasında değişmektedir.

W tipi takım çeliklerinin sertlikleri de içerdikleri karbon miktarına bağlıdır. Suda sertleşen takım çeliklerine, su verme sonucunda oluşan martenzit yapının kırılganlığını azaltmak için 150-200 °C gibi düşük sıcaklıklarda menevişleme işlemi uygulanır. Düşük sıcaklıklarda uygulanan meneviş işlemi ile su verme sonucunda oluşan artık östenitin dönüşümü gerçekleşmez. Ayrıca artık östenit sertliği düşürdüğünden, çeliğin çekme dayanımını da azaltacaktır.

Çizelge 2. 2 W grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri [6]

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)
W1	0,70 - 1,50	0,10 - 0,40	0,10 - 0,40	0,15 max	0,20 max	0,10 max	0,15 max	0,10 max
W2	0,85 - 1,15	0,10 - 0,40	0,10 - 0,40	0,15 max	0,20 max	0,10 max	0,15 max	0,15 - 0,35
W3	1,05 - 1,15	0,10 - 0,40	0,10 - 0,40	0,40 - 0,60	0,20 max	0,10 max	0,15 max	0,10 max

2.1.2 Darbe Dayanımlı Takım Çelikleri

AISI standartlarına göre, darbe dayanımlı takım çelikleri S ile gösterilmektedir. S grubu takım çelikleri düşük karbon içeriğine rağmen yüksek sertlik özelliği göstermektedirler. Yüksek sertliğin yanında ayrıca; dayanım, tokluk ve darbe dayanımı, sıcak sertliği, aşınma dayanımı ve işlenebilirlik gibi özellikleri de iyi derecededir.

Darbe dayanımlı takım çeliklerindeki temel alaşım elementleri; mangan, krom, molibden ve silisyumdur. Silisyumun varlığı, malzemenin kırılmaya karşı olan hassasiyetini azaltır.

Ayrıca kullanım yerine bağlı olarak darbe dayanımlı takım çeliklerinin, yüksek aşınma gerektirdiği durumlarda yüzeyine karbürizasyon işlemi uygulanır.

Yüksek sertlik ve tokluk özelliklerine sahip olmasından dolayı; zımba ve kalıp malzemesi olarak, basınçlı hava ile çalışan cihazlarda ve bazı durumlarda şekil vermede kullanılır. Çizelge 2.3’de darbe dayanımlı takım çeliklerinden bazılarının tipleri ve kimyasal bileşimleri gösterilmiştir.

Çizelge 2. 3 S grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri [6]

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)
S1	0,40	0,10	0,15	1,00	0,30 max	0,50 max	1,50	0,15
	-	-	-	-			-	-
	0,55	0,40	1,20	1,80			3,00	0,30
S2	0,40	0,30	0,90	-	0,3 0max	0,30	-	0,50 max
	-	-	-			-		
	0,55	0,50	1,20			0,60		
S5	0,50	0,60	1,75	0,50 max	-	0,20	-	0,35 max
	-	-	-			-		
	0,65	1,00	2,25			1,35		
S6	0,40	1,20	2,00	1,20	-	0,30	-	0,20
	-	-	-	-		-		-
	0,60	1,50	2,50	1,50		0,50		0,40
S7	0,45	0,20	0,20	3,00	-	1,30	-	0,20
	-	-	-	-		-		-
	0,55	0,90	1,00	3,50		1,80		0,30

2.1.3 Yağda Sertleştirilen Soğuk İş Takım Çelikleri

Yağda sertleşen soğuk iş takım çelikleri, AISI standartına göre O ile gösterilmektedir. Bu tip çelikler, yüksek karbon ve alaşım elementi içeriğine sahiptirler. Bu sayede yağda soğutma işlemi ile martenzit yapı elde edilir ve sertleşebilirlik de yüksektir. Ancak alaşım elementi karburlu yapıların oluşumunu sağlayacak nitelikte yüksek değildir. Bu nedenle, yüksek sıcaklık uygulamalarında ve yüksek kesme hızlarındaki uygulamalarda kullanılmazlar. İçerdikleri karbon ve alaşım elementlerine bağlı olarak soğuk işlem uygulamalarında kullanılırlar. Çizelge 2.4’de yağda soğutma ile sertleştirilen soğuk iş takım çeliklerinin bazı tipleri ve kimyasal bileşimleri gösterilmiştir.

Yağda soğutma ile sertleşen soğuk iş takım çelikleri ön ısıtmanın ardından dövme sıcaklığına ısıtılırlar. Bunun nedeni, O grubu çelikleri dövme sıcaklığına hızlı ısıtıldığında çatlak oluşumu riski artar. Belirlenen dövme sıcaklıklarının altında yapılan dövme

işlemlerinde malzemenin yüzeyinde çatlak oluşumu riski artar ve buna bağlı olarak malzemenin yırtılması söz konusu olabilir.

O tipi çeliklerde alaşım elementi olarak kullanılan mangan, östenitleme sıcaklığını düşürür. Yapı, östenit sıcaklığında bekletildikten sonra yağda soğutulur. Bunun sonucunda martenzit ve yapının sertliğini olumsuz yönde etkileyen artık östenit oluşur.

Malzemenin içerdiği alaşım elementleri meneviş sıcaklığını etkilemektedir. Örneğin, molibden içeriği az olan tipler daha düşük sıcaklıklarda yumuşadığından, meneviş sıcaklıkları daha düşüktür.

Çizelge 2. 4 O grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri [6]

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

Çizelge 2.4'e göre O2 grubunun, içerdiği Mn aralığına göre östenitleme sıcaklığı diğer tiplere göre daha düşüktür.

Ve yine Çizelge 2.4'e göre O1 grubunun içerdiği Mo oranına göre menevişleme sıcaklığı diğer gruplara göre daha düşüktür.

2.1.4 Havada Soğutma İle Sertleştirilen Orta Alaşımli Soğuk İş Takım Çelikleri

Havada soğutma ile sertleştirilen soğuk iş takım çelikleri AISI standartına göre A ile sembolize edilmektedir. A tipi çelikler, yüksek karbon ve alaşım elementi içeriğine sahiptirler. Yüksek oranda alaşım elementi içermesinden dolayı havada soğutma ile sertlik oluşumu sağlanır. Ayrıca ısı işlemlerin yardımıyla büyük alaşım karbürlerinin oluşumu da sağlanır. Oluşan bu alaşım karbürlerinin sertliği sementit ve martenzite göre daha fazladır ve bundan dolayı A tipi çeliklerin aşınma dayanımı diğer çelik tiplerine göre daha iyidir. Çizelge 2.5’de A tipi çeliklerden bazı tipleri ve kimyasal bileşimleri gösterilmiştir.

A tipi çelikler, sertlikleri ve aşınma dayanımları yüksek olmasına rağmen, sıcak sertlik değerlerinin istenen seviyede olmamasından ötürü sıcak iş ve yüksek hızda kesme uygulamalarında kullanılmazlar.

A tipi çeliklerin en belirgin özelliği ve avantajı soğutma işleminin havada yapılması ile, çok hızlı soğutmalarda oluşabilecek olan çarpılma ve çatlak oluşumu gibi kusurların çok düşük seviyelerde olup, martenzit yapısının oluşmasıdır.

Alaşım elementlerinin en büyük etkisi, dönüşüm sıcaklığını öteleyip, östenitleme işleminin daha düşük sıcaklıklarda yapılmasına imkan vermeleridir.

O tipi çeliklerinde olduğu gibi A tipi çeliklerine de dövme sıcaklığına ısıtmadan önce ön ısıtma uygulanır. Bu sayede dekarbürizasyon zamanı azaltılmış olur.

A tipi çeliklerde, dövme işleminden sonra çeliğin sertliği artacağından, daha sonrasında işleme veya sertleştirme işlemlerinden önce tavlama işleminin gerçekleştirilmesi gerekmektedir.

Çizelge 2. 5 A grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri [6]

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

2.1.5 Yüksek Karbon ve Krom İçeren Soğuk İş Takım Çelikleri

Yüksek karbon ve krom içeren soğuk iş takım çelikleri, AISI standartına göre D ile gösterilmektedir. Karbon içerikleri % 1,4 ile % 2,5 ve krom içerikleri ise % 11 ile % 13,50 aralığındadır. Görüldüğü gibi içerdikleri karbon ve krom değerleri oldukça yüksektir. D tipi çeliklerinde bulunan diğer önemli alaşım elementleri ise; Mo, W, V, Mn, Ni ve

Co'dır. Yüksek karbon ve alaşım elementleri içeriği sayesinde sertliği ve sertleşebilirliği yüksek olup, ısıt işlemler sonucunda çekirdeğe kadar sertlik elde edilir. Tablo 1.6'da bazı D tipi çelikleri ve kimyasal içerikleri gösterilmiştir.

Sertleştirme işlemi D3 tipi çeliğin dışında havada soğutma işlemi ile yapıldığından, aşırı hızlı soğumada oluşabilecek çatlak ve çarpılma gibi kusurların oluşum riski oldukça azdır.

D tipi çelikler yüksek sıcaklıklarda sertliklerini koruyamayıp sıcak sertliklerinin düşük olması ve oldukça kırılgan olmalarından dolayı sıcak işlerde ve yüksek hızda kesme işlemlerinde kullanılmazlar. D tipi çelikler soğuk çalışma koşullarında kullanılır ve aşınma dayanımları alaşım karbürlerinin varlığından dolayı diğer soğuk iş takım çeliklerine göre daha iyidir.

Çizelge 2. 6 D grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri [6]

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

2.1.6 Yüksek Hız Takım Çelikleri

Yüksek hız çelikleri içerdikleri ana alaşım elementlerine göre AISI standartına göre M ve T olarak gruplandırılır. M tipi çelikler ana alaşım elementi olarak molibden içeren, T tipi çelikler ise tungsten içeren yüksek hız çelikleridir. Çizelge 2.7’de M tipi hız çelikleri ve kimyasal bileşimleri, Çizelge 2.8’de ise T tipi hız çelikleri ve kimyasal bileşimleri gösterilmiştir.

Yüksek hız çelikleri, işleme ve kesme gibi yüksek hızda kesme uygulamalarında kullanılır. Bu tip çelikler, uygulandığı malzeme ile sürekli sürtünme halindedir. İşlem sırasında meydana gelen yüksek sıcaklık ve aşınma gibi durumlara karşı özelliklerini koruyabilmeleri için iyi mekanik özelliklere sahip olmaları gerekir. Başta sıcak sertlik ve aşınma dayanımlarının yüksek olması yüksek hız çeliklerinin öne çıkan özelliklerindendir. Malzemenin sahip olduğu yüksek alaşım elementi içeriği, östenitleme işlemi sırasında ince taneli yapının elde edilmesi, ergime derecesine yakın sıcaklıklarda sertleştirme işleminin uygulanması, çekirdeğe kadar sertleşmenin sağlanması ve ikincil sertlik oluşumu gibi işlemlerle mekanik özellikler iyi hale getirilir. Yüksek hız çeliklerinden beklenen en önemli özellik olan sıcak sertlik, menevişleme sırasında oluşturulan ikincil karbürler ile sağlanır.

Yüksek hız çeliklerinin üretiminde katılaştırmanın önemi göz önünde bulundurularak toz metalurjisi yöntemi tercih edilir.

Yüksek hız çeliklerinin içerdikleri yüksek alaşım elementi miktarı nedeni ile suda soğutma ile sertleştirme sağlanmış olur. Bu da yine diğer bazı takım çeliklerinde bahsettiğimiz gibi çatlama ve çarpılma gibi riskleri düşürür.

Çizelge 2. 7 M grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri [6]

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)	Co (%)
M1	0,78	0,15	0,20	3,50	0,30 max	8,20	1,40	1,00	-
	-	-	-	-		-	-	-	
	0,88	0,40	0,50	4,00		9,20	2,10	1,35	
M4	1,25	0,15	0,20	3,75	0,30 max	4,25	5,25	3,75	-
	-	-	-	-		-	-	-	
	1,40	0,40	0,45	4,75		5,50	6,50	4,50	
M7	0,97	0,15	0,20	3,50	0,30 max	8,90	1,40	1,75	-
	-	-	-	-		-	-	-	
	1,05	0,40	0,55	4,00		9,20	2,10	2,25	
M10	0,95	0,10	0,20	3,75	0,30 max	7,75	-	1,80	-
	-	-	-	-		-	-	-	
	1,05	0,40	0,45	4,50		8,50	-	2,20	
M30	0,75	0,15	0,20	3,50	0,30 max	7,75	1,30	1,00	4,50
	-	-	-	-		-	-	-	-
	0,85	0,40	0,45	4,25		9,00	2,30	1,40	5,50
M46	1,22	0,20	0,40	3,70	0,30 max	8,00	1,90	3,00	7,80
	-	-	-	-		-	-	-	-
	1,30	0,40	0,65	4,20		8,50	2,20	3,30	8,80
M62	1,25	0,15	0,15	3,50	0,30 max	10,00	5,75	1,80	-
	-	-	-	-		-	-	-	
	1,35	0,40	0,40	4,00		11,00	6,50	2,10	

Çizelge 2. 8 T grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri [6]

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)	Co (%)
T1	0,65	0,10	0,20	3,75	0,30 max	-	17,25	0,90	-
	-	-	-	-			-	-	
	0,80	0,40	0,40	4,50			18,75	1,30	
T2	0,80	0,20	0,20	3,75	0,30 max	1,00 max	17,50	1,80	-
	-	-	-	-			-	-	
	0,90	0,40	0,40	4,50			19,00	2,40	
T4	0,70	0,10	0,20	3,75	0,30 max	0,40	17,50	0,80	4,25
	-	-	-	-		-	-	-	-
	0,80	0,40	0,40	4,50		1,00	19,00	1,20	5,75
T5	0,75	0,20	0,20	3,75	0,30 max	0,50	17,50	1,80	7,00
	-	-	-	-		-	-	-	-
	0,85	0,40	0,40	5,00		1,25	19,00	2,40	9,50
T6	0,75	0,20	0,20	4,00	0,30 max	0,40	18,50	1,50	11,00
	-	-	-	-		-	-	-	-
	0,85	0,40	0,40	4,75		1,00	21,00	2,10	13,00
T8	0,75	0,20	0,20	3,75	0,30 max	0,40	13,25	1,80	4,25
	-	-	-	-		-	-	-	-
	0,85	0,40	0,40	4,50		1,00	14,75	2,40	5,75
T15	1,50	0,15	0,15	3,75	0,30 max	1,00 max	11,75	4,50	4,75
	-	-	-	-			-	-	-
	1,60	0,40	0,40	5,00			13,00	5,25	5,25

2.1.7 Düşük Alaşımlı Takım Çelikleri

Düşük alaşımlı takım çelikleri AISI standartına göre L grubu temsil edilmektedirler. L tipi takım çelikleri, suda sertleşen takım çeliklerine benzer özellikler gösterirler. Ancak L tipi çeliklerin içerdikleri karbon miktarı daha fazladır. İçerdikleri alaşım elementi miktarının fazlalığı nedeniyle; daha iyi sertleşebilirliğe ve daha iyi aşınma dayanımına yani doğal olarak daha uzun takım ömrüne sahiptirler. Çizelge 2.9'da L tipi çelikler ve kimyasal bileşimleri gösterilmiştir.

L tipi çeliklerde krom en önemli alaşım elementidir.

Çizelge 2. 9 L grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri [6]

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)	Co (%)
L2	0,45	0,10	0,50 max	0,70	-	0,25 max	-	0,10	-
	-	-		-				-	
	1,00	0,90		1,20				0,30	
L6	0,65	0,25	0,50 max	0,60	1,25	0,50 max	-	0,20	-
	-	-		-	-			-	
	0,75	0,80		1,20	2,00			0,30	

2.1.8 Kalıp Çelikleri

Kalıp çelikleri AISI standartında P ile gösterilir. P tipi çelikler; plastik üretiminde ve bazı metallerin üretiminde kullanılan kalıp çelikleridir. Kalıp çeliklerinden beklenen özellikler, kalıp çeliklerinin genellikle plastik üretiminde kullanılmasından dolayı diğer takım çeliklerinden beklenen özelliklerden farklıdır. Bu tip çelikler daha düşük mekanik ve ısı yüklerine maruz kalır. Kalıp çeliklerinden beklenen en önemli özellik korozyon direncidir. Plastik üretimi esnasında, plastik iş parçası ısı ile birlikte korozyon oluşumuna neden olur. Bunu gidermek için çeliğin kimyasal bileşimi ile oynamak gerekir ancak bunu kontrollü bir şekilde yapıp, malzemenin fiziksel ve mekanik özelliklerini değişmesini göz önünde bulundurmak gerekir. Çizelge 2.10'da kalıp çeliklerinin bir kısmı ve kimyasal bileşimleri gösterilmektedir.

Kalıp çeliklerinden genel olarak beklenen özellikler şöyledir [9];

- Korozyon direnci
- Şişirme kabiliyeti
- Aşınma dayanımı
- Yüksek yüzey sertliği
- Sertleştirme esnasında küçük boyutsal değişim
- İşleme kabiliyeti
- Menevişleme sırasında düşük sertlik kaybı
- Parlatma kabiliyeti
- Yüksek çekirdek dayanımı

Kalıp çelikleri düşük karbon içeriğine sahiptirler. Bundan dolayı sertleştirme işlemi sonrasında yüksek sertlik değerlerine ulaşamaz. Düşük karbon içeriğinden dolayı sertleşemeyen bu çeliklerin yüzeylerinde istenilen sertliği elde etmek için karbürizasyon işlemi uygulanır.

Ayrıca alaşım elementlerinin sertleşebilirlik ve tokluk üzerindeki etkisi çok büyüktür. Kalıp çeliklerinde alaşım elementi olarak bakır en önemli etkiye sahiptir.

Çizelge 2. 10 P grubu takım çeliklerinin kimyasal bileşimleri [6]

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)	Co (%)
P2	0,10 max	0,10	0,10	0,75	0,10	0,15			
		-	-	-	-	-	-	-	-
		0,40	0,40	1,25	0,50	0,40			
P3	0,10 max	0,20		0,40	1,00				
		-	0,40 max	-	-	-	-	-	-
		0,60		0,75	1,50				
P4	0,12 max	0,20	0,10	4,00		0,40			
		-	-	-	-	-	-	-	-
		0,60	0,40	5,25		1,00			
P5	0,10 max	0,20		2,00					
		-	0,40 max	-	0,35 max	-	-	-	-
		0,60		2,50					
P6	0,05	0,35	0,10	1,25	3,25				
	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	0,15	0,70	0,40	1,75	3,75				
P20	0,28	0,60	0,20	0,40		0,30			
	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	0,40	1,00	0,80	2,00		0,55			
P21	0,18	0,20	0,20		3,90			0,15	1,05
	-	-	-	0,50 max	-	-	-	-	-
	0,22	0,40	0,40		4,25			0,25	1,25

2.2 Takım Çeliğinin Özellikleri

Takım çeliklerinden diğer çelik türlerine göre daha farklı ve daha üstün özellikler beklenir. Bu üstün özellikler; malzeme bileşimince ve uygulanan ısıt işlemlerle karşılanır

Farklı kullanım alanlarına sahip takım çeliklerinin genel özellikleri aşağıdaki şekilde tanımlanabilir [10]:

- Yüksek süneklik
- Yüksek tokluk
- Yüksek termal yorulma ve termal şok direnci
- Homojen mikro yapı
- Yüksek sertlik
- Yüksek mukavemet
- İyi işlenebilirlik
- İyi parlatılabilirlik
- Yüksek sertleşebilirlik
- Isıl işlemlerde boyutsal kararlılık
- Yüzey işlemlerine uygunluk
- Yüksek termal iletkenlik
- Düşük termal genleşme

Takım çeliklerinden beklenen bu çok yönlü özelliklerin sağlanması; alaşım elementleri, alaşım elementlerinin miktarları ve bu kombinasyonun optimizasyonu ile mümkündür.

Örneğin Çizelge 2.11’de istenilen özelliklere göre; gerekli mikroyapı, gerekli alaşım elementi veya alaşım elementleri ve çelik grubu gösterilmiştir.

Çizelge 2. 11 İstenilen özelliklere göre; gerekli mikroyapı, gerekli alaşım elementi veya alaşım elementleri ve çelik grubu [11]

İstenilen Özellikler	Gerekli Mikroyapı	Gerekli Alaşım Elementleri	Çelik Grubu
Sertlik	Martenzit, Yüksek karbon çözünürlüğü	% 0,6 - % 1,5 C	Alaşımsız Soğuk İş Takım Çelikleri
Sertlik ve Aşınma Direnci	Martenzit Karbürler	% 1 - % 2 C % 12'ye kadar Cr W, Mo ve V	Alaşımlı Soğuk İş Takım Çelikleri
Büyük Kesitlerde Sertlik	Martenzit, Dönüşüme Dirençli Matriks	% 0,4 - % 0,6 C % 4'e kadar Ni Mn ve Cr	Havada Sertleşen Soğuk İş Takım Çelikleri
Sıcak Mukavemet Termo Şok Direnci	Martenzit, İkincil Karbür Çökeltileri	% 0,3 - % 0,4 C % 5'e kadar Cr Mo ve V	Sıcak İş Takım Çelikleri
Sertlik Sıcak Aşınma Direnci	Martenzit Birincil Karbürler İkincil Karbür Çökeltileri	% 0,8 - % 2 C % 18'e kadar W-Mo % 4'e kadar V % 10'a kadar Co	Yüksek Hız Çelikleri

2.2.1 Sertlik

Sertlik tanım olarak, metalin plastik şekil değiştirmeye karşı gösterdiği direncin bir ölçüsüdür. Takım çeliklerinin sertlikleri kullanıldıkları yere göre 200 Hv ile 900 Hv aralığında değişmektedir.

Malzemeye uygulanan ısıtma işlemlerin asıl amacı malzemenin sertliğinin istenilen değerlere ulaştırılmasıdır. Isıtma işlemlerin ardından elde edilecek martenzitin sertliği malzemedeki karbon miktarına bağlıdır. Yani karbon, sertliği belirleyen temel elementtir. Malzemenin içerisindeki karbon miktarı arttıkça, oluşacak olan martenzitin sertliği de artmaktadır. Sonuç olarak malzemenin sertliği de artmış olur [12].

Isıtma işlem sonucunda yapıda sadece martenzit fazı oluşmaz. Malzemenin içerdiği karbon oranına ve soğuma hızına bağlı olarak yapıda malzemenin sertliğini olumsuz yönde etkileyen artık östenit de oluşur. Artık östenit, yüksek karbon oranı ve yüksek soğuma hızlarında oluşmaktadır.

Sertliğin artması ile birlikte, malzemenin mekanik dayanımı ve aşınma dayanımı artarken, malzemenin akma dayanımı ve tokluğu düşmektedir.

Sıcaklık yükseldikçe malzemenin sertliği düşer. Sıcak iş takım çelikleri ve hız çelikleri gibi yüksek sıcaklıklarda sert olması gereken çeliklerin aynı zamanda işlem sıcaklıklarında da sertliklerini muhafaza etmeleri gerekmektedir.

Sonuç olarak takım çeliklerinde istenen sertliklerin elde edilmesinde ısıtma işlem ile martenzit fazının oluşturulması ve Mo, Cr, V gibi kararlı karbür yapıcı elementlerin oluşturduğu karbürlerin ince taneli olarak çökmesi sağlanmalıdır.

2.2.2 Sertleşebilirlik

Malzemenin östenitleştirilmesinin ardından uygulanan hızlı soğutmanın ardından yüzeyde elde edilen sertliğin yüzeyden ne kadar derinliğe kadar korunabildiğinin göstergesidir. Yani sertleşebilirlik için; malzemenin hızlı soğutulmasının ardından elde edilen sertlik ve bu sertliğin malzeme kesitindeki dağılımı önemli parametrelerdir.

Malzemenin şekli ve boyutu, kimyasal bileşimi ve soğuma koşulları sertleşebilirliği etkileyen faktörlerdir.

Malzemenin içerdiği karbon miktarı ve çözünen alaşım elementi miktarı arttıkça, sertlik yüzeyden merkeze daha homojen olarak dağılır. Buna bağlı olarak da sertleşebilirlik artar [13].

Sertleşebilirlik, Grossmann Testi ve Jominy Testleri ile tayin edilir.

2.2.3 Süneklik

Süneklik, malzemenin plastik şekil değiştirmeye karşı gösterdiği direnç olup, takım çelikleri için oldukça önemlidir. Çalışma koşulları sırasında malzemeye uygulanan gerilmeler sonucunda çatlak oluşumu ve çatlağın ilerlemesi ne kadar geç olursa malzemenin kullanım ömrü de o kadar uzun olur. Bundan dolayı takım çeliklerinin gerilmelere karşı yüksek dayanım göstermesi gerekmektedir.

Malzeme içerisinde bulunan safsızlıklar, karbürlerin oluşturduğu ağlar veya sıralamalar sünekliği etkilemektedir. Bunların dışında malzemenin ısı işlem görmüş olup, oluşan beynit martenzit içeriği, mikroyapısı ve sertliği de sünekliği etkileyen faktörler arasındadır [14].

2.2.4 Tokluk

Tokluk, malzemenin uygulanan darbeye karşı kırılmadan dayanabilme yeteneği ve bu sırada sönmülediği enerji olarak tanımlanır. Yapıda oluşan homojen olmayan gerilim dağılımı, çentikler ve mikroçatlaklar malzemenin gevrek kırılmasına neden olmaktadır. Tokluğu etkileyen parametreler arasında; malzemenin büyük tane boyutlarına sahip olması, tane sınırlarında ikincil karbürlerin varlığı, beynitik veya perlitik yapıları içermesi ve temperleme gevrekliğine sebep olacak alaşımlama elementlerine sahip olması gösterilebilir. Gevrekliğe neden olan bu olumsuz etkiler uygulanan ısı işlemler sonucunda azaltılabilmektedir [14].

Takım çeliklerinin sahip olduğu homojen mikroyapı ve küresel ince taneli karbürler tokluk değerini arttırır.

Özellikle yüksek tokluk değerlerinin istendiği takım çeliklerinde, segregasyonu en düşük seviyelerde tutmak için, üretim aşamasında toz metalurjisi yöntemi tercih edilir [13].

2.2.5 Sıcak Yorulma Dayanımı

Sıcak yorulma dayanımı; takım çeliğinin tekrar eden işlemlerle uygulanan sıcaklık değişimleri sonucunda yüzeyde mikro çatlakların meydana gelmesi ve kalıbın çatlayarak kullanılmaz hale gelmesine karşı gösterdiği dirençtir. Yüksek sıcaklık akma mukavemeti, yüksek temperleme direnci, yüksek süneklik, iyi ısıl iletkenlik ve düşük ısıl

genleşme sıcak yorulma dayanımını etkileyen parametreler olup, bu parametreler malzemenin üretim şartlarına göre değişmektedirler. Isıl işlem gibi malzemeye sonradan uygulanacak olan proseslerin etkisi oldukça azdır. Takım çeliğinin işlem ve tasarım parametreleri, üretim koşullarının yanı sıra oldukça önemlidir. Parçanın malzemesi, üretilecek parçanın kesit kalınlığı, çalışma sıcaklığı ve kalıbın ön ısıtması takım çeliğinin sıcak yorulma dayanımını etkilemekte ve belirlemektedir [14].

Malzemenin yüksek akma dayanımına ve tokluğa sahip olması, ısıl gerilmelerin çatlak oluşturma eğilimini azaltmaktadır [13].

2.2.6 Aşınma Direnci

Takım çeliklerinin sınırlı kullanım ömürlerinin nedeni; genellikle kullanılan yüzeylerde meydana gelen aşınmalar ve bu yüzeylerin taşlanarak kaybolması. Bu nedenle malzeme, kullanım koşullarına dayanıklı olmalı ve yüksek aşınma dayanımı sağlamalıdır.

Takım çeliklerinin aşınma dayanımını arttıran en önemli faktörler matriks sertliğinin arttırılması ve çelik malzemeye sertlik arttırıcı katkıların ilave edilmesidir. Burada sertlik artışı ile tokluk azalacaktır ve buna bağlı olarak da kırılma riski artacaktır. Mo, W ve V gibi karbür oluşturu elementler ile alaşımlama da; C artışı ile birlikte karbür kaynaklı sertlik artar ve buna bağlı olarak takım aşınması azalır.

Takım malzemelerinde % 25'in üzerinde karbür kullanımı normal şartlarda mümkün değildir. Bu kadar karbür kullanımı ile sıcak deformasyon sınırlandırılmış olur yani malzeme daha fazla şekil değiştiremez. Daha fazla karbür kullanımı ve bu şekilde takım çeliği üretimi ancak toz metalurjisi ile mümkündür. Karbürlerin şekilleri ve miktarlarının dışında ayrıca dağılımlarının ve boyutlarının da aşınma direncine önemli etkisi vardır. Artan karbürler arası mesafe ve azalan karbür boyutu aşınma direncini azaltır. Çünkü karbürlerin hem matriks içinde tutunmaları zorlaşıyor hem de küçük oldukları için kesme işlemi zorlaşıyor.

Aşınma direncinin arttırılması için bir başka yöntem de yüzey işlemleridir. Geleneksel olarak kullanılan; nitrüleme, sert krom kaplama ve borlamanın yanında PVD yöntemi ile uygulanan Titanyum nitrür kaplamalar da kullanılır [11].

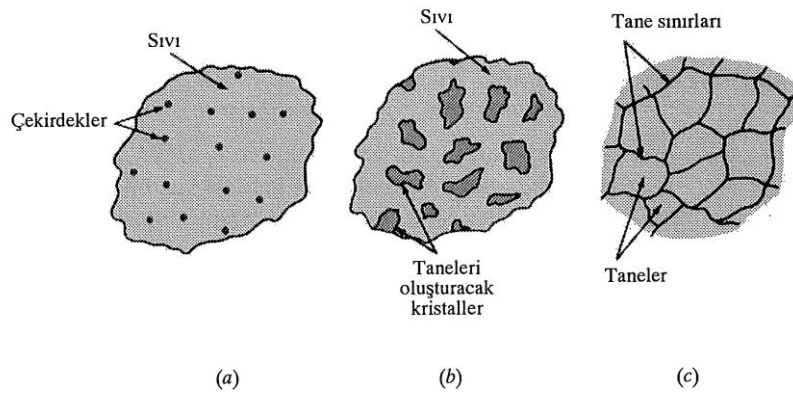
ALAŞIM ELEMENTLERİ VE ETKİLERİ

Mühendislikte önemli katı malzemelerin fiziksel yapısı, birinci derecede katıyı oluşturan atomların, iyonların veya moleküllerin dizilimlerine ve aralarındaki bağ kuvvetlerine bağlıdır. Bir katının atomları ve iyonları kendini üç boyutta tekrar eden bir örüntü içinde yani düzenli ve tekrarlı şekilde dizilişleri karakteristik olup, bu dizilişteki en küçük atom topluluğuna birim hücre denilirken, birim hücrelerin tekrarı ile oluşturdukları yapıya kristalli yapı, katıya kristalli katı veya kristalli malzeme adı verilir. Kristalli malzemeye örnek olarak, metaller ve alaşımlar verilebilir [15].

Metallerin katılaşması şu iki basamaktan oluşur

1. Çekirdeklenme dediğimiz eriyikte kararlı çekirdeklerin oluşması
2. Çekirdeklerin kristaller halinde büyümesi ve tane yapısının oluşması

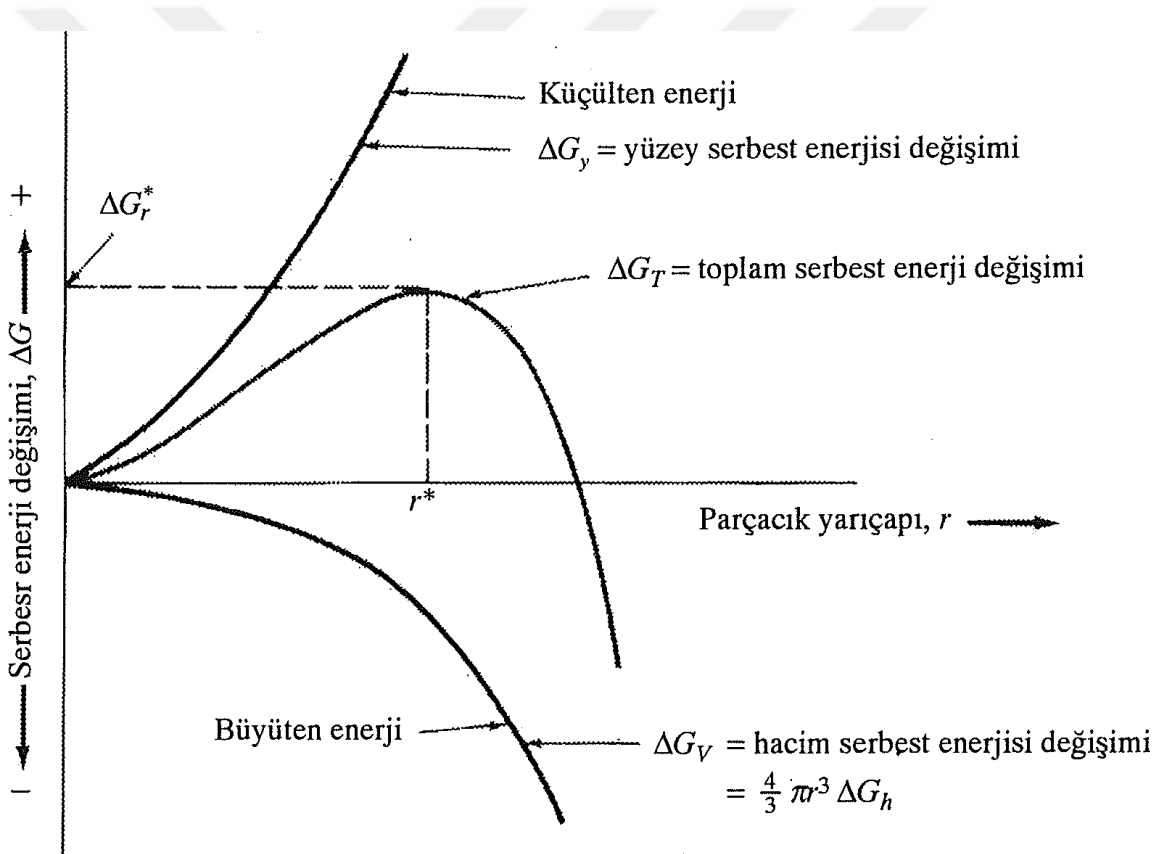
Şekil 3.1’de metallerde katılaşmanın ilerleyişi şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 3. 1 Metallerde katılaşmanın ilerleyişi a) Çekirdeklerin oluşması b) Çekirdeklerin kristaller halinde büyümesi c) Bir araya gelen kristallerin taneleri ve tane sınırlarını oluşturması [15]

İki tip çekirdeklenme vardır. Bunlardan birincisi homojen çekirdeklenme iken ikincisi heterojen çekirdeklenmedir.

Homojen çekirdeklenme, sıvı metalin(eriğiğin) kendi atomlarının çekirdek oluşturduğu durumlarda meydana gelen çekirdeklenmedir. Bir çekirdeğin kristal olarak büyüyecek kararlılıkta olabilmesi için kritik bir boyuta ulaşması gerekir. Çekirdeğin bu kritik boyutuna r^* ile gösterilen kritik yarıçap adı verilir. Katılaştan bir saf metalde iki tür enerji göz önüne alınır. Bunlardan ilki sıvının katıya dönüşmesi sırasında açığa çıkan hacim serbest enerjisi(ΔG_H), ikincisi katılaştan parçacığın katı yüzeylerinin meydana gelebilmesi için gerekli yüzey enerjisi(ΔG_V)'dir.



Şekil 3. 2 ΔG ile r arasındaki ilişki [15]

Şekil 3.2'de saf metalin katılaşmasında serbest enerji değişimi ΔG 'nin, katılaştan saf metalin çekirdekçığının veya çekirdeğinin yarıçapıyla olan ilişkisi verilmiştir. Eğer yarıçap olan r , r^* olan kritik yarıçaptan büyükse çekirdek, küçük ise çekirdekçik olarak adlandırılır. $r > r^*$ olduğu durumda yani çekirdeğin yarıçapı kritik yarıçaptan büyük ise kararlı çekirdekler büyümeye devam eder. Ayrıca Şekil 3.2'deki grafikte hacim serbest

enerjisinin negatif alanda olmasının sebebi, sıvıdan katıya dönüşümde enerji açığa çıkmasından dolayıdır.

$$\Delta G_T = 4/3\pi r^3 \Delta G_H + 4\pi r^2 \gamma \quad (3.1)$$

ΔG_T = toplam serbest enerji değişimi

r = çekirdekçik ve çekirdeğin yarıçapı

ΔG_H = hacim serbest enerjisi

γ = özgül yüzey serbest enerjisi

Kritik çekirdeğin yarıçapı, yüzey serbest enerjisi ve hacim serbest enerjisi arasında bir bağıntı Eşitlik 3.1'in r 'ye göre türevi alınarak elde edilebilir. $r = r^*$ olduğunda toplam serbest enerji ΔG_T 'nin r 'ye göre türevi sıfırdır. Çünkü bu noktada toplam serbest enerji çekirdek veya çekirdekçik yarıçapı en yüksek değerdedir ve eğim $d(\Delta G_T)/dr = 0$ 'dır. buna göre;

$$\begin{aligned} \frac{d(\Delta G_T)}{dr} &= \frac{d}{dr}(4/3\pi r^3 \Delta G_H + 4\pi r^2 \gamma) \\ &= 12/3\pi r^2 \Delta G_H + 8\pi r \gamma = 0 \end{aligned}$$

$$r^* = - \frac{2\gamma}{\Delta G_H} \quad (3.2)$$

olacaktır.

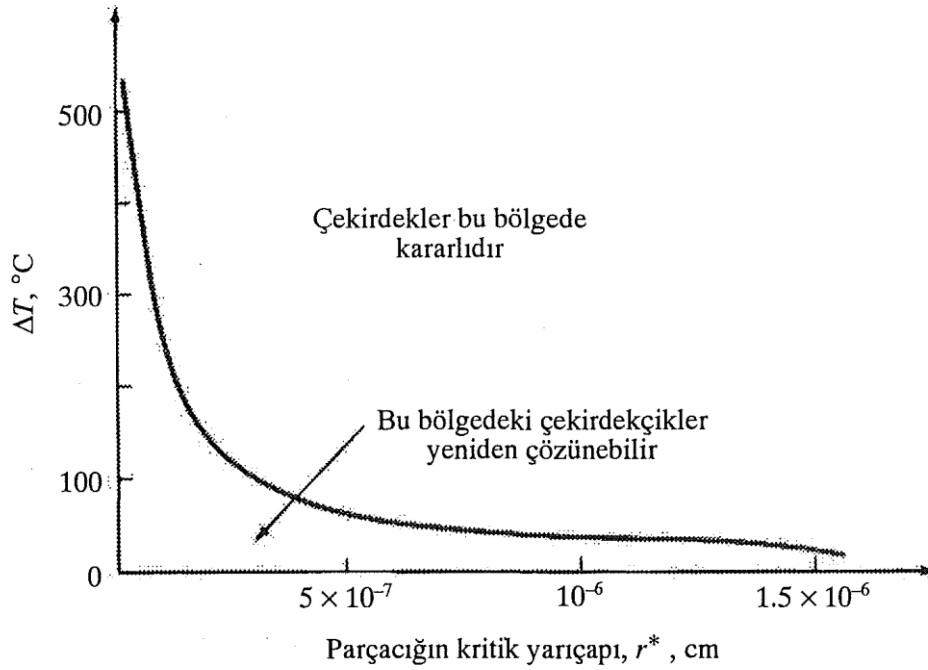
Metalin denge erime sıcaklığının altında ΔT alt soğuması büyüdükçe hacim serbest enerjisi ΔG_H 'deki değişme de büyüyecektir. Ancak, serbest enerjide yüzey enerjisi ΔG_Y etkisiyle meydana gelen değişme sıcaklığa çok bağlı değildir. Bu nedenle kritik çekirdeğin çapını esas olarak ΔG_H belirler. Donma sıcaklığı civarında ΔT sıfıra yaklaştığından kritik çekirdeğin çapı sonsuz olacaktır. Buna karşılık alt soğumanın miktarı arttıkça (ΔT arttıkça kritik çekirdek çapı küçülecektir. Kritik çaplı çekirdek, alt soğumanın miktarına şu eşitlikle bağlıdır;

$$r^* = - \frac{2\gamma T_m}{\Delta H_k \Delta T} \quad (3.3)$$

ΔH_k = katılaşma gizli ısı

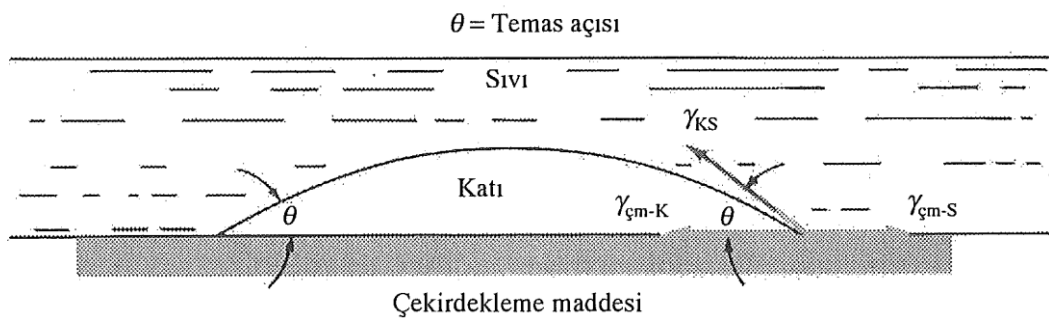
ΔT = çekirdeğin oluşturduğu alt soğuma miktarı

Kritik yarıçapın, alt soğuma ile değişimi Şekil 3.3'de gösterilmiştir.



Şekil 3. 3 Kritik yarıçapın alt soğuma ile değişimi [15]

Heterojen çekirdeklenme, bir sıvıda, içinde bulunduğu kabın, çözünmeyen katışkıların veya kararlı bir çekirdeğin oluşması için gerekli alt soğumayı azaltan herhangi bir maddenin yüzeyinde meydana gelen çekirdeklenmedir. Heterojen çekirdeklenmenin oluşması için çekirdekleyici maddenin sıvı metalle ıslanması gerekir. Aynı zamanda sıvı, çekirdekleyicinin üzerinde kolaylıkla katılaşmalıdır. Şekil 3.4 bir sıvının bir çekirdekleyici madde üzerinde ayrışık çekirdeklenmesini şematik olarak göstermektedir.



Şekil 3. 4 Heterojen çekirdeklenme [15]

Heterojen çekirdeklenmenin çekirdekleyici madde üzerinde meydana gelmesinin nedeni, bu durumda kararlı bir çekirdek oluşturmak için gerekli yüzey enerjisinin,

çekirdeğin saf sıvı içinde kendi kendine oluşmasından(homojen çekirdeklenme) daha düşük olmasıdır. Heterojen çekirdeklenmede yüzey enerjisi daha düşük olduğundan, kararlı bir çekirdek oluşturmak için gerekli toplam serbest enerji değişimi ve çekirdeğin kritik yarıçapı daha düşük olacaktır. Dolayısıyla heterojen çekirdeklenmede kararlı bir çekirdek oluşturmak için çok daha küçük alt soğumalara ihtiyaç vardır.

Katılaştan metalde kararlı çekirdek oluşuktan sonra bu çekirdekler büyüyerek kristal haline gelecektir. Kristalleşen bu yapıların her birinin yönelmesi farklı olacaktır ve bu kristaller birbirleriyle bitişerek tane sınırlarını bir başka açıdan da taneleri oluşturacaklardır. Çok sayıda kristalin bir araya gelip yapışmasıyla oluşan yapıya çok kristalli metaller denir.

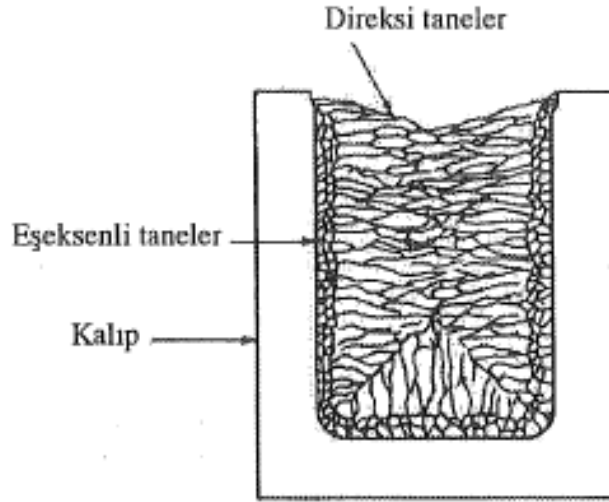
Katılaştan metalde çekirdeklenme sayısı oluşan katı metalin yapısını etkiler. Katılaşma esnasında çok fazla çekirdek kristalleşmiş ise küçük taneli bir yapı oluşacaktır ve bu çok taneli yapı olacaktır. Ancak kristalleşme esnasında az sayıda çekirdeklenme olursa daha az sayıda tane bir diğer değişle kaba taneli yapı oluşur. İnce taneli yapı hem sertlik, mukavemet hem de süneklik açısından en iyi mekanik özellikleri göstereceğinden üretim sırasında bu yapılar tercih edilerek üretim yapılır.

Saf bir metal hareketsiz bir kalıba tane incelticiler kullanılmadan dökülecek olursa; eşeksenli veya direksi taneler oluşur.

Sıvı metalde katılaşma esnasında çekirdeklenme ve büyüme her yönde aynı hızda oluyor ise eşeksenli taneler oluşur. Eşeksenli taneler büyük alt soğumaların olduğu durumlarda veya bölgelerde oluşur. Alt soğuma ne kadar büyük olursa o kadar çok sayıda ince taneli ve eşeksenli taneler oluşur.

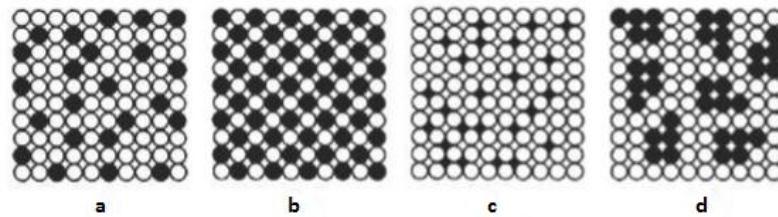
Metalin dik bir sıcaklık tesiri altında nispeten alt soğumanın daha az olduğu yani katılaşmanın daha yavaş olduğu durumlarda meydana gelen ince, uzun tanelere direksi taneler denir. Bu oluşum esnasında tane sayısı eşeksenliye göre nispeten daha azdır. Direksi taneler kalıbın yüzeyine dik bir şekilde oluşur. Çünkü bu yönlerde sıcaklık eğimcileri bulunmaktadır. Burada mekanik özellikler yöne bağlıdır ve bu yapılara anizotropi de denebilir.

Şekil 3.5’de soğuk bir kalıp içerisinde katılaştan metalde hem eşeksenli hem de direksi tanelerin oluşumu gözükmemektedir. Görüldüğü gibi kalıp cidarında alt soğuma daha fazla olacağından daha çok çekirdeklenme olup daha ince taneler oluşacaktır.



Şekil 3. 5 Soğuk bir kalıp içinde katılaştan metalin tane yapısı(Şematik) [15]

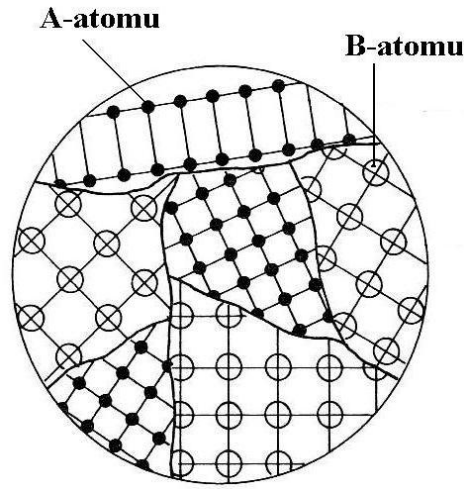
Endüstride kullanılan metaller genellikle arı halde olmayıp, alaşım şeklindedir. Bunun nedeni mühendislik malzemelerinin çoğu; dayanımı, korozyona karşı direnci arttırmak veya diğer istenen mekanik özellikleri sağlamak amacıyla diğer metallerle veya metal olmayan elementlerle birleştirilerek kullanılmasıdır. Metal üretiminin ergiyik faz aşamasında, istenilen özellikleri sağlamak amacıyla, ana metalin yanına bir veya birden fazla alaşım elementinin ilave edilmesi ile gerçekleştirilen katılaşma sonucunda, ana metalin arı durumundan farklı istenen özellikleri sağlamış yapı elde edilmesi sağlanır. Ergiyik durumunda alaşımlar genellikle homojen yapıdadırlar. Ancak katı durumda ise sadece bir katı çözelti içererek homojen veya çok sayıda katı çözelti, ara bileşik ve saf metal kristali içererek heterojen yapıda olabilir.



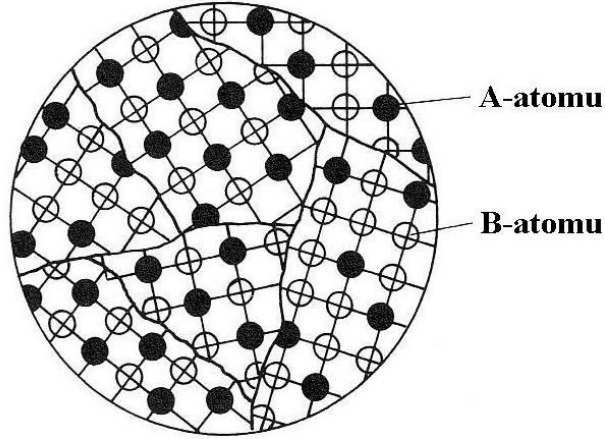
Şekil 3. 6 Katı çözelti yapıları a) Rastgele yeralan dizilimi b) Düzenli yeralan dizilimi c) Rastgele arayer dizilimi d) Katı çözeltide atom kümelenmesi [16]

Alaşımın durumunu belirlemek için, bulunan fazların ne olduğunu, fazların miktarlarını, fazlardaki bileşim oranlarını, fazların özelliklerini ve alaşım içindeki dağılım şekillerini kontrol etmek gerekir.

Alaşımlar; arı kristalli alaşımlar ve karışık kristalli alaşımlar olmak üzere iki kristal türü ile görülmektedir. şekil 3.7’de arı kristalli alaşımlar, şekil 3.8’de de karışık kristalli alaşımlar şematik olarak gösterilmiştir. şekilde de görüldüğü gibi karışık kristalli alaşımlar kafeslerinde birden fazla(A ve B) atom türü içerirler.



şekil 3. 7 Arı kristalli alaşım [4]



şekil 3. 8 Karışık kristalli alaşım [4]

Karışık kristalli alaşımlar da kendi içinde; katı ergiyikler ve ara bileşikler olmak üzere ikiye ayrılır.

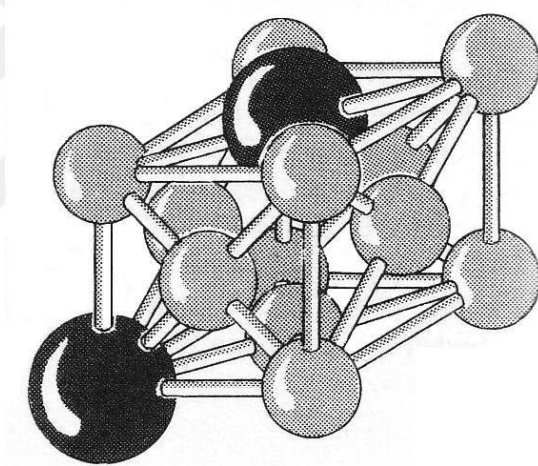
Katı ergiyikler ise yeralan katı ergiyiği ve arayer katı ergiyiği olmak üzere iki gruba ayrılır.

Yeralan katı ergiyiği, ana metalin kafesinde çözen atomların(A atomları) yerine, çözünen atomlarının(B atomları) gelmesi ile oluşur. Şekil 3.9'da yeralan katı ergiyiği şematik olarak gösterilmiştir. Yeralan çözeltide ana elementin yani çözen elementin kristal yapısı değişmez. Ancak çözen elementle çözünen element arasında büyük oranda çap farkı varsa, kafes çözünen atomların varlığıyla çarpılabilir.

A ve B elementlerinin yeralan katı ergiyiği oluşturabilmesi için;

- Her iki elementin kafes yapılarının aynı olması
- Elementlerin atomlarının çapları arasındaki farkın %15'den fazla olmaması
- Her iki elementin elektronegativiteleri arasında bileşiklerin oluşmasına neden olacak kadar büyük farklılıkların olmaması
- Her iki elementin atomlarının aynı değeriğe sahip olması

gerekmektedir.



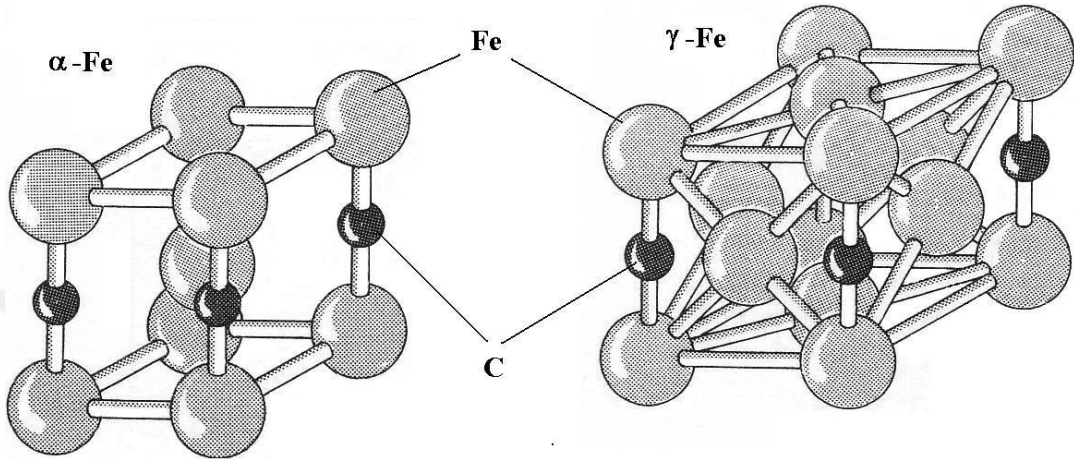
Şekil 3. 9 Yeralan katı ergiyiği [4]

Kafes, belli bir yere kadar büzölmeye veya genişlemeye müsaade eder. Eğer katı çözelti oluşturan elementlerin atom çapları arasında %15'den fazla büyüklük farkı varsa, kristal kafes çarpılacaktır.

Katı çözelti oluşturan elementlerin elektronegativiteleri arasında büyük farklılık varsa yüksek elektroartılıktaki element elektron vererek, yüksek elektroeksilikteki element elektron alarak bileşik oluşturabilir. Bu durumda yeralan katı ergiyiği oluşması mümkün değildir.

Son olarak atomlar arasında elektron eksikliği varsa birbirleri arasındaki bağ enerjisi bozulacak, katı çözünürlük için uygun olmayan bir durum ortaya çıkacaktır.

Arayer katı ergiyiği, çözünen atomlar(B atomları) çözen atomların(A atomları) arasındaki ara yer boşlukları denen boşluklara yerleşmesiyle oluşur. Şekil 3.10'da arayer katı ergiyiğinin şematik olarak gösterimi yer almaktadır. Arayer katı ergiyikleri bir atomun çap olarak diğer atomdan çok daha küçük olduğu durumlarda meydana gelir.



Şekil 3. 10 Arayer katı ergiyiği, sol tarafta HMK α-Fe, sağ tarafta KYM γ-Fe kafeslerinde C'nun arayer olarak yerleşmesi [4]

YMK γ-demirinde en büyük arayer boşluğu yarıçapı 0,053 nm ve karbon atomunun yarıçapı 0,075nm olup, γ-demiri içerisinde en fazla % 2,08 karbon arayer olarak çözündürülmektedir. HMK α-demirinde en büyük arayer boşlukları 0,036 nm olup α-demirinin arayer olarak karbon çözündürürlüğü % 0.025'dir. Buradan da görüldüğü gibi arayer boşluğu fazla olduğu zaman, çözünen arayer atomunun çözünürlük yüzdesi artmaktadır. Ayrıca belirtmek gerekirse YMK kafesinin atom doluluk oranı % 74 iken, HMK kafesinin atom doluluk oranı % 68'dir. HMK kafeste YMK kafesine göre yüzde oran olarak daha fazla boşluk varken, HMK kafes YMK kafese göre daha az karbonu arayer olarak çözündürmektedir. Bunun nedeni YMK kafesinin kafes parametresi HMK kafesinin kafes parametresine göre daha fazla olmasıdır.

Demirin diğer elementlerle oluşturduğu alaşımlar çeliklerdir. Karbon, birçok çelik türü için ana alaşım elementidir. Takım çeliği teknolojisinde de, az karbonlu çeliklerdeki duruma benzer olarak, prosesin büyük kısmı karbonun mikro yapı ve özelliklere olan etkisinin kontrolü üzerine kurulmuştur. Takım çeliklerindeki karbon miktarı, genellikle birçok yapı çeliğinin karbon miktarının üzerindedir. Buna ilave olarak, birkaç istisna

dışında, takım çelikleri sade ve az karbonlu çeliklere göre yüksek oranda alaşım elementi içermektedir.

Takım çeliklerindeki yüksek oranda karbon ve diğer alaşım elementleri, martenzit ve çeşitli karbürler gibi kristalin fazların oluşturulması ile yüksek sertlik ve mukavemet eldesi amacı ile kullanılmaktadır. Bu fazlar mikro yapıda katılaşma ya da toz metalurjisi prosesi, sıcak şekillendirme ve ısıt işlemlerle düzenlenmektedir. Isıt işlem görmüş bir takım çeliğinde tipik mikro yapı, martenzit matriks içerisinde dağılmış sert karbürler şeklindedir.

Alaşım elementlerini, matris yapıdaki etkileri göz önüne alındığında iki ayrı grupta inceleyebiliriz (Çizelge 3.1);

1.Ni, Co, Mn, Cu, C ve N gibi γ alanını büyüterek, östenitik oluşumunu destekleyen elementler,

2.Si, Cr, Mo, W, P, Al, Sn, Sb, As, Zr, Nb, B, S ve Ce gibi γ alanı daraltarak ferrit oluşumunu destekleyen elementler.

Çizelge 3. 1 Alaşım elementlerinin ferrit ve östenit fazına etkileri [7]

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)	

Ayrıca alaşım elementleri karbon ile olan etkileşimine göre de iki grupta incelenir;

1. Mn, Cr, Mo, W, V, Nb ve Ti gibi karbür oluşturan elementler
2. Ni, Co, Cu, Si, P ve Al gibi karbür oluşturmeyen elementler

Alaşım elementlerinin başlıca kullanım amaçları;

- Dayanımı arttırmak
- Sertliği arttırmak
- Sertleştirmeyi kolaylaştırmak
- Çekirdeğe kadar sertleşmeyi sağlamak
- Korozyona karşı dayanımı arttırmak
- Yüksek sıcaklıklara karşı dayanımı arttırmak
- Aşınma direncini arttırmak
- Sünekliği arttırmak
- Tokluğu arttırmak
- Elektrik direncini değiştirmek
- Mıknatıslama özelliğini geliştirmek
- İşlenebilirliğini arttırmak
- Kaynaklanabilirliği arttırmak
- Parlatabilirliği arttırmak

Olup, bu özelliklerinin tamamının aynı çelikte toplanmış olması beklenmez, kullanım yerine ve çelikten beklenen özelliklere bağlı olarak alaşım elementleri ilave edilir.

Genel olarak alaşım elementi ilavesi ile çeliğin yapısından;

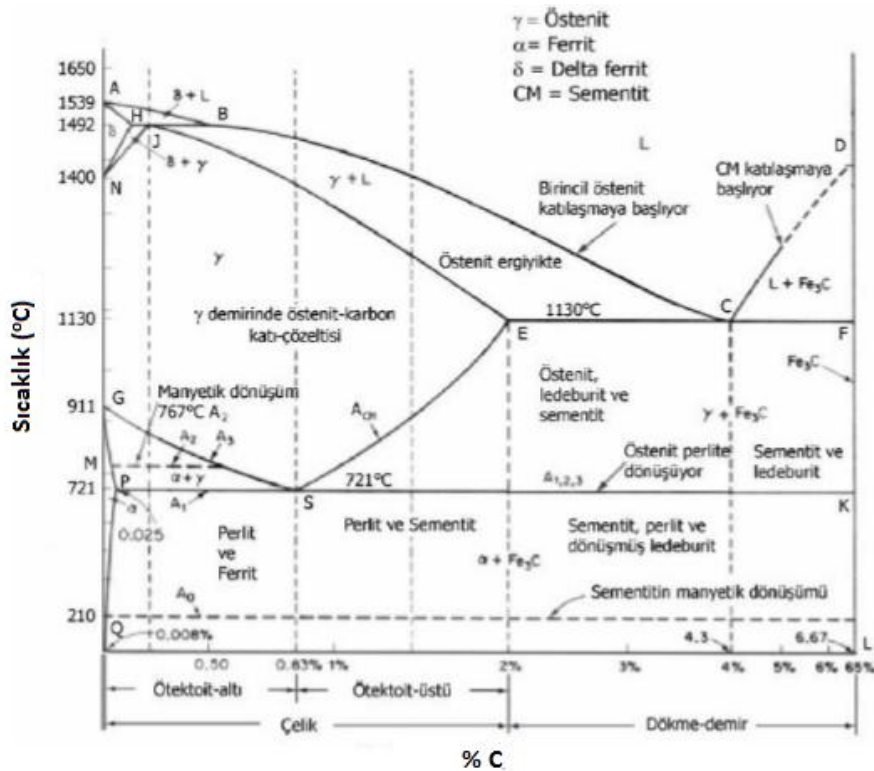
- Dar kimyasal bileşim
- Homojen kimyasal bileşim
- İnce taneli ve homojen mikroyapı

Özellikleri beklenir.

3.1 Takım Çeliklerinin Başlıca Bileşimleri ve Etkileri

3.1.1 Karbon (C)

Çeliğin Fe-C denge diyagramı Şekil 3.11’de gösterilmiştir. Bu diyagrama göre, östenitin soğuma bölgesinde % 0,8’den az karbon içeren çelikler, çökerek ferriti geri kalan östenit ise 723 °C altında perlite dönüşür. % 0,8 karbon içeriğinde perlit ötektoid karışım olan ferrit ve sementite dönüşür. % 0,8’den fazla karbon içeriğine sahip çeliklerde ise perlit ve ikincil sementitler oluşur.



Şekil 3. 11 Demir – karbon denge diyagramı [17]

% 0,25’den az karbon içeren çeliklerin işlenebilirliği serbest ferritin özelliğine bağlıdır. Malzemenin deforme olabilme özelliğinin fazla olması, yüzey kesme pürüzlülüğünü yükseltir. Ferrit düşük mukavemete sahiptir.

% 0,25 - % 0,4 arasında karbon içeriğine sahip çeliklerde, karbon oranı arttıkça perlit oranı da artmaktadır. Perlit oranının artması malzemenin işlenebilirliğini arttırır. Bu karbon aralığına sahip çeliklerde mukavemet artar ve deforme edilebilirlik azalır.

% 0,4 - % 0,8 aralığında karbon içeren yapılarda ferrit oranı git gide azalırken perlit oranı artar. % 0,83 karbon içeren yapı tamamen perlit içermektedir.

Yavaş soğuma sonrasında % 0,8'den fazla karbon içeren çeliklerin yapısında ikincil sementit ve perlit bulunmaktadır. Serbest sementit, östenit ve perlit tanelerinin etrafında koruyucu tabaka oluşturur. Bu koruyucu tabaka aşınma dayanımını artırır.

Karbon, takım çelikleri de dahil olmak üzere, tüm çelik türlerinde, sertleşebilirlik özelliklerini etkileyen en önemli elementtir. Kural gereği, sertleşebilir çelikler demir matris içerisinde çözünmüş halde en az % 0,2 karbon içermek zorundadır.

Takım çeliklerinde karbon, yüksek sıcaklıkta demirin östenit kafesinde ergir. Daha sonra hızlı soğutma uygulandığında, karbon difüzyon için zaman bulamaz ve ferrit içerisine hapsolür. Yayınamayan karbon atomları hacim merkezli kübik yapıyı gererek hacim merkezli tetragonal yapıya dönüştürür ve martenzit denen çok sert, iğnemi görünüme sahip yapıyı oluşturur.

Karbonun mukavemet artırıcı etkisi; katı çözelti ve karbür oluşumu ile gerçekleşir. Çelik içerisinde karbon miktarı arttıkça, çeliğin sertliği, çekme dayanımı artmakta, ancak kaynak edilebilirlik ve tokluk özellikleri düşmektedir.

3.1.2 Fosfor (P)

Fosfor genellikle çelik için zararlı olduğundan içerik olarak % 0,03'ü geçmemelidir. En önemli dezavantajı döküm bloklarında birikmesi ve buna bağlı olarak da kırılganlık yaratmasıdır. Çeliklere fosfor ilavesi, çeliğin mekanik mukavemetini ve korozyon direncini artırır. Serbest kesme çeliklerinin işlemlerini kolaylaştırır. Bu amaçla ya yalnız başına ya da kükürtle birlikte kullanılır. Yüksek hız çeliklerinde % 0,1'e kadar fosfor bulunabilir.

3.1.3 Kükürt (S)

Hammaddeden gelen kükürt, demirle birleşerek demir sülfür oluşturur ve çelikte yüksek sıcaklıklarda kırılganlık yapar. Bu durumu önlemek için hem demiri serbest bırakacak hem de kükürdü bağlayacak başka bir alaşım elementine ihtiyaç vardır. Takım çeliklerinde kükürt miktarı % 0,03'ten az olmalıdır.

3.1.4 Silisyum (Si)

Silisyumun oksijene olan afinitesi çok yüksektir ve temizleyici element olarak kullanılır. Çelik üretiminde deoksidan olarak kullanılan silisyum, alaşım elementi olarak çelik matris içerisinde karbon çözünürlüğünü arttırmaktadır. Ağırlıkça % 0,2 oranında silisyum ilavesinde silisyum ilk olarak oksijen ile reaksiyona girip deoksidan olarak davranır iken, bu oranın üzerindeki sertlik derinliğinin artmasını sağlamaktadır. Ağırlıkça % 0,1 civarındaki silisyum ilavesi çekme dayanımı, akma dayanımı, termal kararlılık ve sertlikte artış gözlemlenirken, süneklik özelliği azalmaktadır. Yüksek oranlardaki silisyum matrisin gevrekliğini arttırarak kırılganlığa neden olur.

3.1.5 Krom (Cr)

Takım çeliklerinde çeliğini içerdği krom oranına bağlı olarak, ısıtım işlem sırasında $Cr_{23}C_6$ ve Cr_7C_3 tipinde krom karbürler oluşmaktadır. Bu karbürler östenitlenme esnasında 900 °C üzerindeki sıcaklıklarda parçalanmaya başlamakta, 1100 °C civarındaki sıcaklıklardaysa tamamen yapı içerisinde çözünmektedir. Krom, M_s ve M_f sıcaklıklarının düşüşüne neden olsa da, kromun sertleşebilirlikte artışa sebep olduğu tespit edilmiştir.

3.1.6 Molibden (Mo)

Molibden, karbür teşkil eden bir element olup sementit içerisinde çok az çözünmektedir. Molibden seviyesi çelik içerisinde yeterli seviyede ise matriste molibden karbürler oluşmaktadır. Molibden, su verilmiş çeliklerin temperleme sırasında meydana gelen yumuşamaya karşı koyup, ikincil sertleştirme imkanı tanımaktadır. Özellikle molibdenli çeliklerde, yüksek sıcaklık uygulamalarında sürünme dayanımında artış görülmektedir. Tane küçültücü etkisi olan molibden, sertleşebilirlik ve yorulma dayanımını da arttırmaktadır. % 0,2-0,4 arasında molibden veya vanadyum içeriği, temper kırılganlığını tamamen önlemese de geciktirmede iyi bir görev yapmaktadır. Yüksek miktardaki molibden, çeliğin dövülebilirliğini olumsuz etkilemektedir.

3.1.7 Mangan (Mn)

Manganın kritik su verme hızı üzerinde karakteristik etkisi vardır ve kritik su verme hızını düşürerek, su verme olayını kolaylaştırır. Mangan bütün çelik türlerinde % 0,3 veya daha fazla oranda bulunmaktadır. Deoksidan ve desülfürant görevini görmekte olup diğer alaşım elementleri ile kıyaslandığında daha az makrosegregasyon eğilimi göstermektedir. Manganın karbür yapıcı özelliği düşük olup sadece sementit içerisinde çözünür. Sertlik derinliğini arttırıcı etkisi olan mangan, tane kabalaşması ve temper kırılganlığı gibi olumsuz etkilere yol açabilmektedir.

3.1.8 Volfram (W)

Volframın karbona olan afinitesi çok yüksek olup çok sert ve aşınma dirençleri çok yüksek karbürler oluştururlar. Çeliğin aşınma direncini ve yüksek sıcaklıklardaki mukavemetini arttıran volfram aynı zamanda yüksek sıcaklıklarda tane büyümesini de engellemektedir. Orta veya yüksek karbonlu çeliklerin sertliklerini ve çekme mukavemetlerini arttıran volfram başlıca yüksek hız takım çeliklerinde kullanılır.

3.1.9 Vanadyum (V)

Vanadyum, kuvvetli bir karbür yapıcı elementtir. Kuvvetli oksit ve nitrür gidericiliği yanında tane büyümesinin sınırlandırılması konusunda rol oynayan en önemli elementtir. Vanadyumun çelik içerisinde çok az miktarda bulunması dahi sertleştirme için uygulanan ısıtma işlemi sırasında tane büyümesini durdurmak için yeterlidir. Çeliği aşırı ısınmaya karşı dirençli kılan vanadyum çekme dayanımını ve akma sınırını yükselten ayrıca bununla birlikte uzamayı düşürmeyen ve ısı dayanımını arttırıcı etki yapmaktadır. Temperleme sırasında ikincil sertleştirme etkisi yapan vanadyum, sıcak dayanımı arttırmakta olup bu sayede hız çeliklerinin kesme özelliklerini geliştirmektedir. Vanadyum aynı zamanda yorulma ve çentik darbe dayanımını da arttırmaktadır.

3.1.10 Kobalt (Co)

Kobaltın karbür yapma özelliği yoktur. Bununla birlikte kobalt, karbon çeliğinin sertliğini düşürürken, krom ilavesi ile birlikte, Cr-Mo çeliklerinde sertleşebilirliği

arttırmaktadır. Hız çeliklerinde termal kararlılığı önemli ölçüde etkileyen vanadyum, termal kararlılığı 650 °C sıcaklıklara çıkartırken, ikincil sertleşme oluşturması ile sertliği 67-70 HRC seviyelerine çıkarmaktadır. Bununla birlikte aşınma dayanımı ve toklukta düşüş meydana gelmektedir. Kobaltlı alaşımlarda; yüksek sıcaklık kararlılığı, sertliği, ısı iletim kabiliyetinde artış meydana gelmektedir. Kobalt kullanımı genellikle; yüksek hız takım çelikleri ve sıcak iş takım çelikleriyle sınırlıdır.

3.1.11 Nikel (Ni)

Nikel elementi de kobalt gibi karbür yapıcı özelliğe sahip değildir. Karbonla bileşik oluşturmayan nikel ancak ferritte ve östenitte tamamiyle katı ergiyik halinde bulunur. Ferrite şekil verme ve süneklik özelliği verir. Nikelin takım çeliğine etkisi, takım çeliğinin sertleşme derinliğini ve sünekliğini arttırmasıdır. Su vermede sıcaklık aralığını azaltan ve östeniti kararlı kılan nikelin çelikteki en önemli özelliği tokluğu arttırmasıdır.

3.1.12 Alüminyum (Al)

Alüminyum, tane küçültücü etkisi ile malzemeye mukavemet ve tokluk direnci sağlar. Aynı zamanda da oksit giderici etkisi de vardır.

3.1.13 Bakır (Cu)

Bakır, çeliğe katıldığı zaman sertleşme derinliğini arttırmasına rağmen bu özellik bakırın takım çeliklerinde kullanımını arttırmaz.

3.1.14 Azot (N)

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

3.1.15 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.

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.

3.1.16 Zirkonyum (Zr)

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

3.1.17 Niobyum (Nb)

Niobyum, karbür ve nitrür yapıcı alaşım elementidir. Az miktarlardaki niobyum, ince nitrür ve karbonitrür fazları oluşturarak yapıyı inceltir. Bu da akma dayanımının artmasını sağlar.

3.2 Takım Çeliklerindeki Karbür Yapıları

Isıl işlem görmüş olan takım çelikleri, ferrit ve karbürlerden oluşan mikroyapıya sahiptir. Oluşan bu karbürlerin yapıları, çeliğin kimyasal yapısına bağlıdır.

Karbürleri oluşturan alaşım elementleri; Mn, Cr, W, V, Zr, Nb ve Ti olarak sıralanır ve bu sıralama alaşım elementlerinin karbona olan afinitesine göre yapılmış bir sıralamadır. Sıralamanın sağında yer alan Ti en kararlı karbür yapısını oluşturan alaşım elementidir.

En kararlı karbür tipi WC, VC, TiC gibi MC tipi karbürlerdir. Özellikle VC karbür yapısı çok yüksek sıcaklıklara kadar yapısını korur ve östenitleştirme işlemi sırasında tane sınırına çökerek tane kabalaşmasını engelleyici rol oynar.

Cr, Mo, Mn gibi alaşım elementlerinin oluşturduğu karbürler östenitleştirme işlemi sırasında çözünürler. Menevişleme işlemi sırasında ise tekrar oluşan karbür yapıları(ikincil karbürler) ile ikincil sertlik elde edilir. İkincil karbürler;

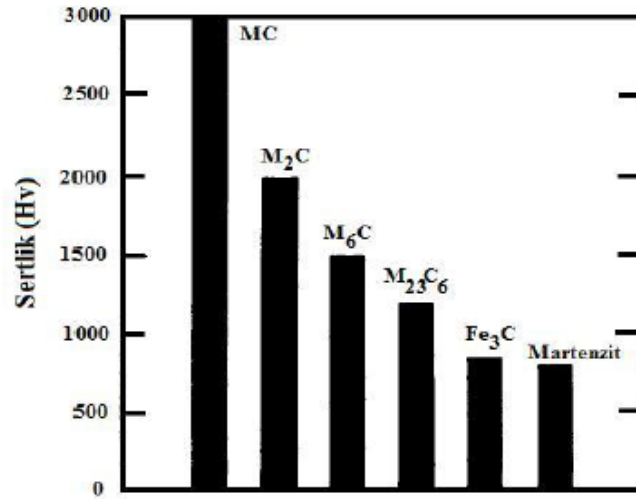
- Malzemenin sertliğini arttırır.
- Malzemenin yüksek sıcaklık özelliklerini geliştirir.

Karbür miktarı arttıkça; sertlik ve mekanik özellikler de artar. Ayrıca karbür tipi de, ortaya çıkan mekanik özellikler üzerinde belirleyicidir. Malzemenin mekanik özellikleri şunlara bağlıdır [18];

- Malzemenin içerdii karbür türü ve miktarı
- Malzemenin içerdii karbon ve alaşım elementi miktarı
- Östenitleştirme ve menevişleme sıcaklıkları

Metal atomu ile karbon atomu arasındaki sayısal ilişki metal atomu lehine değıştikçe, karbür yapısının özellikleri olumsuz etkilenmektedir. Buna rağmen en düşük sertlik değeriine sahip olan Fe_3C karbürü bile matris yapısına ve martenzite göre daha yüksek sertlik değeriine sahiptir.

Alaşımlı çeliklerde ise sahip olunan yüksek alaşım elementi içeriği nedeni ile martenzit oranı artar ve dolayısıyla matris sertliği, alaşımsız çelik yapısına göre daha yüksektir. Karbür yapılarının sertlik değeri Şekil 3.12’de gösterilmiştir.



Şekil 3. 12 Karbür yapılarının sertlik değeri [8]

3.2.1 MC Tipi Karbürler

Yüzey merkezli kübik (YMK) kafes yapısına sahip olan karbürlerdir. MC tipi karbürler, vanadyumca zengin karbürlerdir. Vanadyum oranının fazla olması yapının kararlı olmasını sağlar ve karbürlerin çözünmesini engeller.

Çok yüksek sıcaklıklarda çözünür. Östenitleme işlemi sırasında çözünen az miktardaki VC karbürü, menevişleme işlemi sırasında tekrar oluşur.

3.2.2 M_6C Tipi Karbürler

Yüzey merkezli kübik (YMK) kafes yapısına sahip karbürlerdir. M_6C tipi karbürler, yapılarında yüksek oranda tungsten ya da molibden içermekle birlikte krom, kobalt ve vanadyum da içerirler. Bu tip karbürler yüksek aşınma dayanımına sahip karbürlerdir.

3.2.3 M_7C_3 Tipi Karbürler

Hegzagonal kübik yapıdaki karbürlerdir. Bu tip karbürler genellikle kromlu çeliklerde görülür. M_7C_3 karbür tipi, yüksek sıcaklıklarda kararlıdır ve yüksek aşınma dayanımına sahiptirler. Temperlenmiş hız çeliklerinde görülen karbür tipidir.

3.2.4 $M_{23}C_6$ Tipi Karbürler

Yüzey merkezli kübik yapıya sahip karbürlerdir. $M_{23}C_6$ tipi karbürler, yüksek kromlu çeliklerde ve hız çeliklerinde bulunmaktadır. Tungsten veya molibden yapı içerisindeki kromun yerini alabilirler.

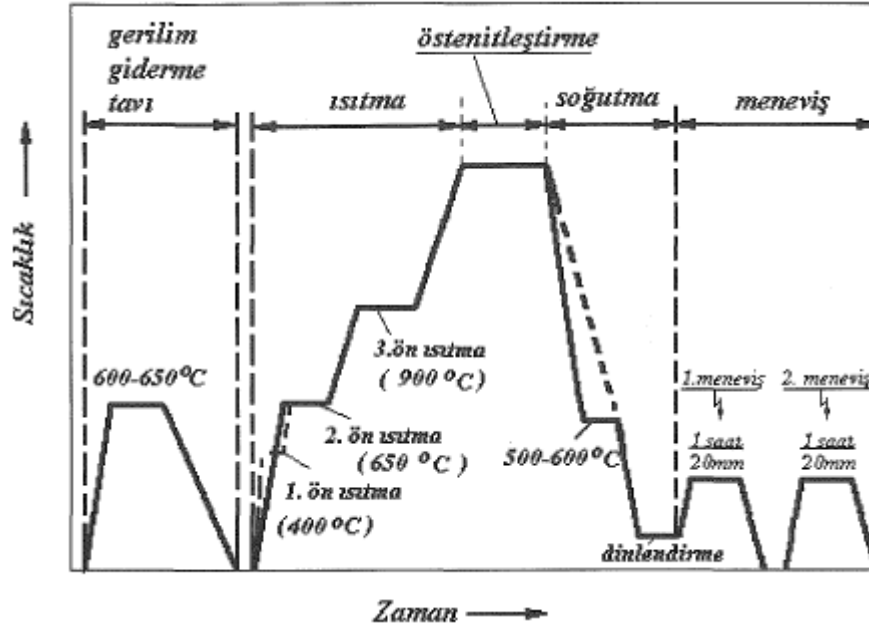
SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİ

Sıcak iş takım çelikleri; demir ve demir dışı metallerin, bazı polimerler ve seramik gibi metal dışı malzemelerin 200 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda şekillendirilmesinde kullanılan takım çeliği grubudur.

Sıcak iş takım çelikleri AISI standart sisteminde H harfi ile gösterilip, H grubu çelikleri olarak sınıflandırılırlar. H grubu çelikler, yüksek sıcaklık uygulamaları için tasarlanmış olup, sıcak iş takım çeliklerinden, yüksek sıcaklıklarda sertliklerini korumaları ve yumuşamaya karşı direnç göstermeleri beklenir. Özellikle darbeye karşı dayanımları arttırmak için bu tip çelikler diğer çeliklere kıyasla daha düşük oranda karbon içerir.

Sıcak iş takım çelikleri, birçok malzemenin yüksek sıcaklıklarda şekillendirilmesi uygulamalarında kullanılmaktadır. Bunlardan başlıcaları; pistonlar, alüminyum ve pirinç ekstrüzyon kalıpları, dövme kalıpları, sıcak zımbalar, sıcak pres kalıpları, sıcak şekillendirme merdaneleri, yüksek sıcaklık yayları ve sıcak şişirme kalıplarıdır.

Sıcak iş takım çeliklerinden beklenen bu özellikler, çeliğin içerdiği alaşım elementlerine ve görmüş olduğu ısı işlemler sayesinde elde edilmektedir. Şekil 4.1 sıcak iş takım çeliklerine uygulanan ısı işlemin zaman-sıcaklık diyagramını göstermektedir. İlk olarak gerilim-giderme tavinin uygulanmasının ardından, sıcaklık kademeli olarak östenitleştirme sıcaklığına yükseltilir ve bu sayede çeliğin yüzeyi ile çekirdeği arasında oluşabilecek olan ısı farklılıkları önlenir ve ısıtmadan kaynaklanabilecek olan ısı gerilmeleri engellenir. Son olarak da östenitleştirme sıcaklığından ani soğutma uygulanıp, menevişleme işlemi uygulanır. Sıcak iş takım çelikleri için menevişleme sıcaklığı 400-650 °C sıcaklıkları arasındadır [4].



Şekil 4. 1 Sıcak iş takım çeliklerinin sertleştirilmesindeki zaman-sıcaklık diyagramı [4]

Meneviş sıcaklığı arttıkça yüksek alaşımlı çeliklerde sertlik önce düşerken daha sonra bir miktar yükselir. Menevişleme esnasında meydana gelen bu sertlik artışı ikincil sertlik olarak adlandırılır. Östenitleştirme sıcaklığına ısıtılan çelik, bekletme yapıldığında yapıdaki krom ve molibden karbürler çözünüp karbon atomları serbest kalırken, vanadyum karbür (VC) gibi kararlılığı yüksek olan bu karbür çözünmez ve tane sınırına çökerek östenitleştirmenin yüksek sıcaklıklardaki durumunda tane kabalaşmasını önler. Daha sonra yapıya ani soğutma uygulanıp oda sıcaklığına soğutulduğunda; martenzit ve artık östenit elde edilir. Bu yapıdaki çeliğe menevişleme işlemi uygulandığında, soğutma sırasında oluşan tetragonal martenzit kübik martenzite dönüşürken, artık östenit de tetragonla martenzit dokusuna dönüşür. Bu işlemde serbest kalan karbon atomları, östenitleştirme işleminde serbest kalan alaşım elementeri ile menevişleme işleminin yüksek sıcaklıklarında karbür oluşturur ve oluşan bu karbürler ikincil karbürler olarak adlandırılır. Menevişleme işleminde oluşan bu ikincil karbürler, malzemede sertlik artışına vesile olurlar ve oluşan bu sertliğe ikincil sertlik oluşumu denir. Menevişleme işleminin ardından artık östenitten tetragonal martenzite dönüşmüş faz, çelikte iç gerilme meydana getirebileceğinden, ikinci menevişleme işlemi uygulanır. Böylelikle ikinci menevişlemeden sonra tetragonal martenzit, kübik martenzite dönüşmüş olur. Sonuç olarak, çeliğin bütün dokusu homojen olarak menevişli martenzit dediğimiz kübik martenzitten ibaret olur [19].

4.1 Sıcak İş Takım Çeliklerinin Özellikleri

Genel olarak sıcak iş takım çeliklerinden beklenen özellikler;

- Çalışma sıcaklığında deformasyona karşı dayanım
- Termal ve mekanik şoklara karşı dayanım
- Yüksek sıcaklıkta aşınmaya karşı dayanım
- Isıl işlem distorsiyonuna (çarpılmaya) karşı dayanım
- İşlenebilirlik
- Gerilme çatlaklarına karşı dayanım

Olarak sıralanabilir.

4.1.1 Çalışma Sıcaklığında Deformasyona Karşı Dayanım

Bu özellik, sıcak iş takım çeliklerinin yüksek sıcaklıklarda kullanılmasından dolayı çok önemli olup, sıcak iş takım çeliklerini diğer takım çeliklerinden ayıran en önemli karakteristik özelliğidir. Diğer takım çelikleri düşük sıcaklık uygulamalarında yüksek performansa sahipken, sıcaklık arttıkça başta sertlik olmak üzere mekanik özelliklerini koruyamamaktadırlar. Ancak sıcak iş takım çelikleri yüksek sıcaklıklarda sertliklerini büyük ölçüde koruyabilip, yüksek sıcaklıklarda uygulama alanı yaratıp, parçanın ömrünü oldukça uzatmaktadır.

4.1.2 Termal ve Mekanik Şoklara Karşı Dayanım

Yüksek sıcaklık uygulamaları gereği, çatlak oluşumundan ve telafisi mümkün olmayan hasar mekanizmaları oluşumunu engellemek için, yüksek termal ve mekanik şok dayanımının yanında yüksek çentik darbe dayanımına da ihtiyaç vardır. Sıcak iş takım çeliklerinde bu özellikleri sağlayabilmek için, düşük miktarda karbon içeriğine sahip veya orta miktarda karbon içeriğine sahip sıcak iş takım çelikleri tercih edilmelidir.

4.1.3 Yüksek Sıcaklıkta Aşınmaya Karşı Dayanım

Sıcak iş takım çeliklerinin; erezyon ve yüksek sıcaklıklardan kaynaklanabilecek olan aşınmaya karşı dirençli olması gerekir. Bu özellikler sayesinde kalıp ve takım ömrünün uzun olması sağlanır. Aşınım elementi ve uygun mikroyapının tercih edilmesi ile yüksek

sıcaklık sertlik özelliği geliştirilmiş olur. Sertliğin artması, tokluk değerlerinin düşmesine neden olur ancak oldukça yüksek aşınma dayanımları elde edilmiş olur.

4.1.4 Isıl İşlem Distorsiyonuna (Çarpılmaya) Karşı Dayanım

Isıl işlem ve kullanım yerinde oluşan ısı çevrimlerinden kaynaklanan ısı etkileri malzemede şekil ve boyut değişimine neden olabilmektedir. Sıcak iş takım çeliklerinin yüksek sıcaklıklarda kullanılması sebebi ile çarpılma oluşma ihtimali daha yüksek olmaktadır. Çarpılma oluşumunu engellemek için, ısıtma ve soğutma işlemleri uygun şekilde yapılmalı ve kullanım yerinde oluşan ısı çevrimlerine uygun çelik bileşimleri tercih edilmelidir. Sertliğin elde edilmesinde tercih edilen soğutma yöntemi oldukça önemlidir. Havada sertleşebilirliğe uygun olan sertleşebilirlik özelliğine sahip yüksek alaşımlı çeliklerde, en iyi ısı işlem distorsiyon dayanımı elde edilmektedir.

4.1.5 İşlenebilirlik

İşlenebilirlik, parçanın istenen şekil ve boyutlara getirilebilmesi için iyi olması gereken özelliklerdendir. Yüksek ferrit düşük karbon içeren takım çelikleri gibi yumuşak çelikler, işleme takımı ile işlenecek parçanın arasında oluşan yapışmadan dolayı işlenebilirlikleri kötüdür. Bu nedenden dolayı normalize edilmiş ferrit-perlit mikro yapısına sahip çelikler tercih edilmelidir.

4.1.6 Gerilme Çatlaklarına Karşı Dayanım

Tekrarlanan ısıtma ve gerilim sonucu sıcak iş takım çeliklerinde ısı yüklemeler sonucu çatlak ve hasar oluşumu görülebilmektedir. Uygun alaşım, işleme koşulları ve ısı işlem seçimi ile gerilme çatlaklarına karşı iyi dayanım ve istenen kalıp ömrü sağlanmış olur.

4.2 Sıcak İş Takım Çeliklerinin Seçimi

Kullanılacak olan sıcak iş takım çeliğinin seçiminde 3 temel kriter etkili rol oynar [7,8];

- Kullanım sıcaklığı
- Parçaya etkiyen yük
- Parçanın soğuma davranışı

Proses sırasında kullanılacak sıcak iş takım çeliğinin seçimi çeliğin maruz kaldığı şartlar göz önünde bulundurularak, yani kalıbın ömrünü sınırlandıran birincil hasar mekanizmasına karşı gereken direnci gösterecek şekilde yapılmalıdır. Örnek vermek gerekir ise, hafif metal ekstrüzyonu yapılacak sıcak iş takım çeliklerinde yüksek sıcaklık direnci ve yüksek aşınma dayanımı beklenir. Eğer proseste darbe söz konusu ise burada da sıcak iş takım çeliğinin tokluk özelliğinin iyi olması beklenir.

Isıl yorulmaların gözlemlendiği durumlarda ise ESR (curufaltı yeniden ergitme) veya VAR (Vakum ark yeniden ergitme) gibi ikincil metalurjik işlemler ile sıcak iş takım çeliğinin yüksek saflığa ve homojenliğe sahip olması beklenir. Yüksek mekanik şokların meydana geldiği durumlarda, düşük karbonlu sıcak iş takım çelikleri kullanılarak, tokluğu daha yüksek malzemeler tercih edilmiş olur. Ayrıca, termal şok oluşumundan etkilenmeyi minimize etmek için ısıtma işlem ve kullanım esnasında ön ısıtma uygulanmalıdır.

Kullanılacak çeliğin bileşimi, kullanım sıcaklığına uygun olacak şekilde belirlenir. Yapıda karbon varsa oluşan sertliğin kararlılığı 230 °C'ye kadar kararlı iken, kromun varlığında sertliğin kararlılığı 425 °C'ye kadar, tungstenin varlığında ise 620 °C'ye kadar sertlik kararlı haldedir.

İşlem sonrası kullanılan iş parçasının sıcaklığı, ani soğutma ile oda sıcaklığına soğutulacaksa tungstenli sıcak iş takım çelikleri yerine kromlu sıcak iş takım çelikleri tercih edilir. Bu sayede hızlı soğutmadan kaynaklanan çatlak oluşumu ve çarpılma eğilimi daha düşük olan sıcak iş takım çeliği tercih edilmiş olur.

4.3 Sıcak İş Takım Çelikleri Tipleri

Sıcak iş takım çelikleri, yüksek sıcaklıkta sertliğini koruyabilmek için kullanılan alaşım elementine göre üç gruba ayrılır. Bunlar;

- Kromlu Sıcak İş Takım Çelikleri
- Tungstenli Sıcak İş Takım Çelikleri
- Molibdenli Sıcak İş Takım Çelikleri

Olmak üzere sınıflandırılır.

4.3.1 Kromlu Sıcak İş Takım Çelikleri

Ana alaşım elementi olarak; % 0,3 ile % 0,45 aralığında karbon ve % 3,0 ile % 5,5 aralığında krom içeriğine sahip sıcak iş takım çeliği grubudur. Çizelge 4.1’de bazı kromlu sıcak iş takım çeliği tipleri ve kimyasal bileşimleri gösterilmiştir.

Çizelge 4. 1 Kromlu Sıcak İş Takım Çeliği [6]

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)	Co (%)
H10	0,35	0,25	0,80	3,00	0,3 max	2,00	-	0,25	-
	-	-	-	-		-		-	
	0,45	0,70	1,20	3,75		3,00		0,75	
H11	0,33	0,20	0,80	4,75	0,3 max	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	0,3 max	1,25	1,00	0,5 max	-
	-	-	-	-		-	-		
	0,40	0,50	1,20	5,50		1,75	1,70		
H13	0,32	0,20	0,80	4,75	0,3 max	1,10	-	0,80	-
	-	-	-	-		-		-	
	0,45	0,50	1,20	5,50		1,75		1,20	
H14	0,35	0,20	0,80	4,75	0,3 max	-	4,00	-	-
	-	-	-	-			-		
	0,45	0,50	1,20	5,50			5,25		
H19	0,32	0,20	0,20	4,00	0,3 max	0,30	3,75	1,75	4,00
	-	-	-	-		-	-	-	-
	0,45	0,50	0,50	4,75		0,55	4,50	2,20	4,50

Kromlu sıcak iş takım çeliklerinin temel özellikleri; yüksek tokluk ve termal-mekanik şoklara karşı iyi dayanımdır. Sıcak sertlikleri içerdikleri düşük karbon oranından dolayı diğer sıcak iş takım çeliklerine göre düşüktür ancak yüksek tokluk özelliğine sahip olmaları sebebi ile tercih edilirler. Düşük karbon içeriği sayesinde, kromlu sıcak iş takım çeliklerinin dövülebilirlikleri iyidir. Dövme işleminden önce yine bir ön ısıtma uygulanıp

daha sonra dövme sıcaklığına çıkılır. Bu tip çeliklerin yüksek sertleşebilirliğe sahip olmasından ötürü soğutma işlemi fırında kontrollü şekilde yapılır. Malzemede çatlak ve çarpılma oluşumunu engellemek için işlem öncesinde gerilim giderme tavlama uygulanır. Dövme ve ısıtma işlemi esnasında, karbürizasyona ve dekarbürizasyonu önlemek için koruyucu atmosfer kullanılır.

Kromlu sıcak iş takım çeliklerinin ana uygulama alanları; alüminyum, magnezyum ve çinko döküm ve ekstrüzyon kalıpları, dövme kalıbı ve kesme bıçak malzemesidir. Kromlu sıcak iş takım çeliklerinin en önemli kullanım alanı alüminyum enjeksiyon dökümüdür. Alüminyum enjeksiyon dökümünde kullanılan kromlu sıcak iş takım çeliklerinden;

- Havada soğutma ile sertlik kazanma
- Sertleştirme işlemi sırasında minimum boyutsal değişim
- Alüminyum erimeye karşı direnç
- Isıl çevrimlere ve yorulmaya karşı dayanım
- Uygun maliyet

Gibi özellikler beklenir.

Alaşım karbürleri, östenit tane sınırlarından çekirdeklenmeye başlar ancak istenen kalınlığa ulaşamaz. Tane sınırlarında bulunan karbür yapıları malzemenin kırılganlığını ciddi derecede artırır. Kromlu sıcak iş takım çeliklerine, tane sınırlarında karbür oluşumunu engellemek amacıyla normalizasyon tavlama uygulanmaz. Yüksek östenitleştirme sıcaklıklarında, tane sınırlarında karbür oluşma eğilimi artar. Östenitleştirme sıcaklığı artırıldığında, alaşım karbürleri çözünmeye başlar ve östenit kafesinin çözebileceği karbon miktarı artar. Yani östenitleştirme sıcaklığının artırıldığı durumlarda çözünmeye başlayan karbürlerden dolayı serbest kalan alaşım elementi miktarı oldukça fazla olur. Serbest kalan alaşım elementleri, soğutma esnasında tekrardan karbür oluşturur ve bu karbürler tane sınırlarında çekirdeklenir.

W ve V gibi kararlı karbür oluşturan alaşım elementlerinin sertleşebilirlik özelliği üzerinde herhangi bir etkisi yoktur. Çünkü, W ve V kararlı karbür oluşturan alaşım elementleridir ve bu alaşım oluşturdıkları kararlı karbürler yüksek östenitleme sıcaklıklarında da yapılarını korurlar ve çözünmezler.

Östenitleme sıcaklığının artması ile birlikte malzeme yapısında bulunan karbürler çözünmekte ve östenit kafesinde çözünen C miktarı artmaktadır. Bu durum da oluşan martenzit fazının sertliğini arttırmaktadır.

Düşük östenitleştirme sıcaklıklarının ardından elde edilen sertlik ve menevişleme işlemi sonrasında elde edilen ikincil sertlik değerleri düşüktür. Bu durumun sebebi, östenitleştirme sıcaklığının düşük olmasından kaynaklanan östenit kafesinin karbon çözübilirliğinin düşük olması ve alaşım karbürlerinin yapılarını korumasıdır. Bundan dolayı birincil karbür miktarı arttıkça östenitleştirme sıcaklığının arttırılması gerekmektedir.

Östenitleştirme işlemi ile birincil karbür miktarı ne kadar azalırsa, malzemenin sertleşebilirliği ve su verme sonrası sertliği artar. Ayrıca menevişleme işlemi sonrasında, serbest alaşım elementi miktarının artması ile de ikincil sertlik değeri de artmış olacaktır.

Östenitleştirme sıcaklığının düşük olduğu durumlarda;

- Vanadyumca zengin MC karbürleri
- Demir ve molibden zengin M_6C karbürleri
- Krom ve demirce zengin M_7C_3 karbürleri

çözünmeden kalır.

1100 °C gibi yüksek östenitleştirme sıcaklıklarına çıkıldığında ise yapıda yalnızca vanadyumca zengin MC karbürleri görülür. Ayrıca yüksek östenitleştirme sıcaklığının en büyük olumsuz etkisi, östenit tane yapısının büyümesidir.

Kromlu sıcak iş takım çeliklerinde, menevişleme işleminin ardından ortaya çıkan ikincil sertlik, M_7C_3 ve M_6C karbürleri ile oluşur. Oluşan bu karbürlerden M_7C_3 karbürü yüksek krom içeriğine sahipken, M_6C karbürü ise yüksek molibden içeriğine sahiptir. Bu karbürlerin kabalaşma eğilimleri VC karbür yapısına göre çok daha fazla olduğu için tokluk özelliğine katkıları oldukça düşük seviyelerdedir.

Kromlu sıcak iş takım çeliklerinde, kullanım esnasında gevrek kırılma meydana gelebilir. Bunun iki nedeni olabilir. Birincisi martenzit arasına yerleşmiş kaba karbür yapıları ki bunlar çatlak başlangıcı olurlar. İkincisi ise martenzit içerisinde çökelmiş oldukça ince MC karbürleri. Bu yapılar da dislokasyonları kilitleyip plastisiteyi azaltırlar.

Sıcak iş takım çelikleri, yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanıldığından yapıda çatlak oluşumuna neden olacak ısıl zorlamalara mağruz kalırlar. Alaşım türü ve miktarı, üretim şartları ve ısıl işlem şartları; ısıl zorlamalara karşı dayanımı etkileyen faktörlerdir.

Sıvı metal, kalıp yüzeyi ile temas ettiğinde kalıp yüzeyi ile sıvı metal arasındaki yüksek sıcaklık farkından dolayı kalıp yüzeyinde basma gerilmeleri oluşacaktır. Sıvı metalin temas ettiği yüzey genleşmek isterken, daha soğuk olan kalıp bölümü sıcak kalıp bölümünü sınırlar. Sıvı metalin soğumasından sonra da ise mekanizma tam tersine işler ve bu kez de sıvı metalin temas ettiği kalıp yüzeyinde çekme gerilmeleri oluşur. Yüksek ısıl iletkenlik ve düşük ısıl genleşme katsayısı gerilmelerin oluşumunu minumuma indirir. Sıcak iş takım çeliklerinde yüksek ısıl farkların meydana gelmesi durumunda malzemede çatlak oluşumu meydana gelir. Bu da malzemenin kullanım ömrünü azaltmaktadır. Bu durumu önlemek için ön ısıtma işlemi uygulanır.

Bunların dışında kalıp yüzeyine uygulanan işlemler ile de ısıl yorulmaya karşı dayanım arttırılabilmektedir. Yüzeye nitrasyon işlemi veya PVD yöntemiyle CrN, AlCrN ve AlTiN gibi kaplamalar, CVD yöntemi ile yüzeyde TiN/TiC gibi kaplama tabakasının oluşturulması ile ısıl yorulmaya karşı dayanım artar ve çatlak oluşumuna karşı dayanım da elde edilmiş olur.

4.3.2 Tungstenli Sıcak İş Takım Çelikleri

Tungstenli sıcak iş takım çelikleri, ana alaşım elementi olarak C ve W içerirler. % 9 - % 19 arası W içeriğine sahipken, düşük miktarda C, ayrıca Cr ve V da içerirler. Çizelge 4.2’de başlıca tungstenli sıcak iş takım çelikleri ve kimyasal bileşimleri gösterilmektedir.

Çizelge 4. 2 Tungstenli Sıcak İş Takım Çelikleri [6]

AISI	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	W (%)	V (%)
H21	0,28	0,15	0,15	3,00	0,3 max	8,50	0,30
	-	-	-	-		-	-
	0,36	0,40	0,50	3,75		10,00	0,60
H22	0,30	0,15	0,15	1,75	0,3 max	10,00	0,25
	-	-	-	-		-	-
	0,40	0,40	0,40	3,75		11,75	0,50
H23	0,25	0,15	0,15	11,00	0,3 max	11,00	0,75
	-	-	-	-		-	-
	0,35	0,40	0,60	12,75		12,75	1,25
H24	0,42	0,15	0,15	2,50	0,3 max	14,00	0,40
	-	-	-	-		-	-
	0,53	0,40	0,40	3,50		16,00	0,60
H25	0,22	0,15	0,15	3,75	0,3 max	14,00	0,40
	-	-	-	-		-	-
	0,32	0,40	0,40	4,50		16,00	0,60
H26	0,45	0,15	0,15	3,75	0,3 max	17,25	0,75
	-	-	-	-		-	-
	0,55	0,40	0,40	4,50		19,00	1,25

Tungstenli sıcak iş takım çeliklerinin, yumuşamaya karşı dayanımları oldukça yüksektir ve en yüksek sıcak sertliğe sahiptirler. Ancak buna karşın, gevrek malzeme olup ısıl şoklara karşı dayanımları düşüktür. Bundan dolayı, üretim, ısıl işlem ve kullanım sırasında oldukça soğutma işlemi yavaş yapılmalıdır. Genel olarak, yumuşamaya karşı direncin yüksek olmasının istendiği, ancak tokluk özelliğinin pek önemli olmadığı uygulamalarda kullanımı tercih edilir.

Tungstenli sıcak iş takım çelikleri; pirinç-bronz-çelik ekstrüzyon kalıpları, sıcak pres kalıpları, sıcak çekme ve dövme kalıpları, pançlar ve sıyırma kalıpları gibi uygulamalarda kullanılır.

W miktarı arttıkça ferrit kararlı hale gelir ve W'nin ferriti kararlı hale getirmesinden ötürü, tungstenli sıcak iş takım çeliklerinde ana yapı ferrittir. Bu tip çeliklerde en çok M_6C tipi karbürleri görülmektedir. Bu karbürler; Fe_4W_2C veya Fe_3W_3C yapıda olup, yüksek sıcaklıklara kadar çözünmeyip, sertleştirme ile menevişleme sıcaklıklarında yapılarını korurlar. Ayrıca düşük W içeriğinde, Cr'nin varlığından dolayı $M_{23}C_6$ tipi karbür yapısı da oluşabilir.

Yapıdaki yüksek W içeriği, östenitleştirme işleminde meydana gelen östenit miktarını düşük seviyelerde tutar. Bu sebepten dolayı, oluşan martenzit miktarı da oldukça düşüktür. Oluşacak martenzit miktarını arttırmak için, östenit fazını kararlı hale getiren Ni ve Co gibi alaşım elementleri kullanılır.

Tungstenli sıcak iş takım çeliklerinin kullanım sıcaklıkları $650^{\circ}C - 700^{\circ}C$ nin üzerinde olmaması gerekir. Bunun nedeni, bu sıcaklık değerlerinin üzerine çıkıldığı durumlarda, malzemenin yüzeyinin yumuşama hızı, malzeme çekirdeğinin yumuşama hızına göre çok daha yüksek olmakta ve malzeme hasara uğramaktadır.

4.3.3 Molibdenli Sıcak İş Takım Çelikleri

Molibdenli sıcak iş takım çelikleri ana alaşım elementi olarak C ve Mo içeren sıcak iş takım çelikleridir. Çizelge 4.3'de bazı molibdenli sıcak iş takım çelikleri ve kimyasal bileşimleri gösterilmektedir.

Çizelge 4. 3 Molibdenli Sıcak İş Takım Çelikleri [6]

AISI	C (%)	Mn (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	W (%)	V (%)
H42	0,55	0,15	3,75	0,3 max	4,50	5,50	1,75
	-	-	-		-	-	-
	0,70	0,40	4,50		5,50	6,75	2,20

Yüksek su verme sertliği elde edebilmek için yüksek östenitleme sıcaklıklarına gerek duyulur. Ayrıca bu uygulama sayesinde temperleme esnasında oluşacak olan ikincil sertleşme için de uygun ortam sağlanmış olur. Sertleştirme esnasında ısı şoku önlemek amacıyla iki kademeli ısıtma işlemi uygulanır.

TAKIM ÇELİKLERİNE UYGULANAN YÜZEY İŞLEMLERİ

Yüzey, bir maddenin kendi dışındaki ortamla temasta olan kısmı, çevreyle olan sınırı olarak tanımlanır. Farklı bir deyişle ise yüzey, maddeyi çevreleyen ve onun geometrisini oluşturan yine maddenin kendisinden meydana gelen tabakadır. Maddenin çevreyle olan tüm etkileşimi yüzey üzerinden olmaktadır. Malzemelerin sahip olduğu yüzey özellikleri sayesinde malzemenin genel yapısı hakkında bilgi sahibi olunabilir.

Malzemenin yüzeyi tarafından belirlenen bazı özellikler [20];

- Sürtünme ve aşınma özellikleri
- Korozyon davranışları
- Yüzeye bağlı yorulma gibi mekanik özellikler
- Dış görünüm ve renkleri
- Optik özellikleri (yansıtma katsayısı vb.)
- Fotoelektrik özellikleri (ışığa reaksiyonları)
- Komşu maddeye difüzyon özellikleri
- Yapışma özellikleri
- Elektrik kontak özellikleri
- Isıl elektron emisyon özellikleri

Şeklinde sıralanabilir.

Bu özellikler göz önünde bulundurulduğunda, malzemenin davranışı aslında malzemenin yüzeyinin davranışı tarafından belirlenir. Bu tip özelliklerin beklendiği malzemelerde, malzemenin tümünü iyileştirmek yeterli olabilir. Metal malzemelerin; görünüm ve korozyondan korunma amacıyla boyanmaları bu duruma örnek olarak verilebilir.

Bazı durumlarda malzemenin yüzeyinden beklenen özellikler açısından malzeme yetersiz kalabilir ve daha yüksek özelliklere sahip başka bir malzemeye ihtiyaç duyulabilir. Bu gibi durumlarda tüm malzemeyi iyileştirmek yerine sadece yüzeydeki malzemeyi değiştirmek büyük tasarruf sağlamaktadır. Altın kaplamalar bu duruma örnek olarak verilebilir.

Kimi zaman ise yüzeyden beklenen özellikler malzemenin kütlesinden beklenen özelliklerle tamamiyle zıt olabilir. Örneğin iyi aşınma dayanımı beklenen malzemenin sert olması gerekir. Ancak yüksek sertlikten kaynaklanan gevreklikten dolayı kırılabilirlikleri yüksek olmaktadır. Aşınma sadece yüzey ile ilgili bir durum olduğundan malzemenin sadece yüzeyinin aşınma direncini arttırmak için malzemenin yüzeyinin sertliğinin artırılması gerekir. Bu durum malzemenin tamamına bu özelliği kazandırmaktadır. Sonuç olarak malzemenin yüzeyi sert olmakta, iç kısmı ise yumuşak bırakılarak yüksek tokluk sağlanmaktadır.

Bazı durumlarda ise yüksek özelliğe sahip malzemeyi kütleli olarak üretmek teknolojik ve ekonomik olmayabilir. Bu gibi durumlarda aynı malzemeyi yüzeye kaplamak veya yapıştırmak mümkün olabilmektedir. Bu duruma örnek olarak toz metalurjik yöntemle üretilen sert karbürlerin geniş yüzeyli metallerin üzerine kaplanması verilebilir.

Bahsedilen bu örneklerin tümünde yüzeyde yapılan iyileştirmeler, malzemenin küçük bir oranına tekabül edip, hem malzemenin ömrünü arttırır hem de ekonomik olarak büyük önem taşır [20].

Takım çelikleri kullanım alanlarına göre; şiddetli aşınma, yüksek gerilme, yüksek sıcaklık ve korozyon etkilere maruz kalan malzemelerdir. Kullanım yerine göre malzemenin uygulanan gerilmeye ve kullanım şartlarına karşı yeterli dayanıma sahip olması gerekir. Malzemenin beklenen bu dayanım, sadece takım ve iş parçası arasında değil, malzemenin yüzeyinden belli bir derinliğe kadar da etkin olmalıdır. Yüksek karbon ve alaşım elementi miktarı ile yüzeyden çekirdeğe kadar homojen sertlik ve iyi mekanik özelliklere sahip olmasına rağmen, malzemenin yüzeyi ve yüzeye yakın yerleri çalışma ömürleri boyunca hasar verici etkenlere maruz kalır. Bu nedenle bu kısımların daha üstün özelliklere sahip olması için yüzey özelliklerinin geliştirilmesi gerekir.

Günümüzde çeliklerin yüzeyini geliştirmek için yüzey modifikasyonları; implantasyon(aşılama), kaplama, termomekanik ve termal olarak dört ana başlığa ayrılır.

İmplantasyon(aşılama), termomekanik işlemlerde benzer şekilde olup, en önemli farkı daha sığ bölgede değişim elde edilir. Daha ince ve sert tabaka oluşur. Yüzey kimyasında değişim olur.

Kaplama işleminde; kimyasal buhar biriktirme(CVD) ve fiziksel buhar biriktirme(PVD) gibi yöntemlerle takım çeliklerinin yüzeylerine karbürler, nitrürler ve borürler şeklinde sert kaplamalar yapılır. Bu yöntem takım çeliklerinde çok sık kullanılan yüzey modifikasyon yöntemlerindendir.

Termomekanik işlemlerde nitrasyon ve sementasyon gibi uygulamalar yapılır. Bu işlemlerle takım çeliğinin yüzeyine karbon ve azot gibi atomlar difüze olur ve yüzey kimyasında değişim meydana gelir.

Termal yöntemlerde ise yüzey kimyasında herhangi bir değişim söz konusu olmayıp, yüzey bölgesel olarak ısıtılıp, oluşan östenitik yapının hızlı soğutma ile martenzit yapısına dönüşmesi ile sertlik artışı sağlanır.

5.1 Oksit Kaplamalar

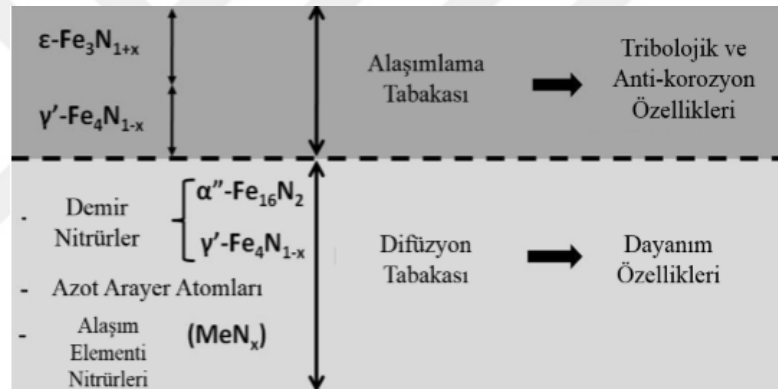
Oksit kaplamalar; sıcak iş takım çeliklerinde ve hız çeliklerinde yüzey özelliklerinin iyileştirilmesi amacıyla uygulanır. Sıcak iş takım çeliklerinde ısıtılma işlemi sırasında siyah bir oksit tabaka oluşur. Oluşan bu siyah oksit tabaka hem aşınmaya karşı direnci arttırmakta hem de kalıp yağlayıcılarının yüzeye tutunmasını sağlamaktadır. Bu oksit tabaka, taşlama veya parlatma işlemlerinde yüzeyden kaldırılabilir. Bu tip durumlarda takım çeliğinin atmosfere açık bir alanda final temper sıcaklığının altındaki bir sıcaklığa ısıtılması halinde bu siyah oksit tabaka tekrardan oluşur.

5.2 Nitrasyon

Nitrasyon işlemi, ferritik ya da menevişlenmiş martenzit yapısına sahip metalik malzemelerin; aşınma, yorulma, korozyon dayanımlarını arttırmak için uygulanan, malzeme yüzeyine azot difüzyonu mekanizmasına dayanan termomekanik bir işlemdir.

Nitrasyon işlemi; orta karbonlu ve Cr, Al, V, W ve Mo gibi kararlı nitrür oluşturuvcu elementler içeren çeliklere uygulanmaktadır. Nitrasyon işlemi genel olarak gaz ortamında uygulanır ve ayrıca plazma ve iyon desteği ile nitrasyon işlemi de uygulanabilir. Nitrasyon işleminin uygulandığı başlıca takım çelikleri; H11, H12, H13, A2, A6, D2, M2, M4 ve P20'dir.

Nitrasyon işlemi esnasında malzemenin yüzeyinden çekirdeğe doğru nitrür tabakası ve difüzyon tabakası olmak üzere iki farklı tabaka oluşur. Nitrür tabakası ϵ -faz, γ -faz veya ($\epsilon + \gamma$) karma faz demir nitrür yapılarından oluşmaktadır. Bu birinci tabakada oluşan faza bağlı olarak malzemenin aşınma davranışı değişir. Difüzyon tabakasında ise azot atomları feritik kafes içerisinde bulunarak nitrür oluşumunu arttırmaktadır. Difüzyon tabakası ise yorulma dayanımını arttırmaktadır [21]. Şekil 5.1'de nitrür tabakasının görünümü şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 5. 1 Nitrür tabakası görünümü (şematik) [22]

Nitrasyon işlemi temperlenmiş martenzit yapıya uygulandığından, çok daha küçük ölçüsel değişimler ve distorsiyon meydana gelmektedir.

Nitrasyon işlemi amonyak gaz atmosfer ortamında 495 °C – 565 °C sıcaklıkları aralığında gerçekleştirilir. Uygulama esnasında amonyak; azot ve hidrojene ayrılmaktadır (Eşitlik 5.1). Reaksiyon sonucu serbest kalan azot, malzeme yüzeyinde çekirdeğe doğru yayılır ve nitrür oluşturuvcu alaşım elementleri yardımı ile ince nitrür çökeltileri veya arayer alaşım elementi olarak azot içeren tabakalar oluşturur. Oluşan ince yapılı ve homojen dağılmış nitrür yapısı, temperlenmiş martenzit yapının sertliği 1000 Hv'den daha fazla değerlere ulaşmasını sağlar. İşlem sonucunda elde edilen nitrür yapısının yüksek sıcaklıklarda kabalaşma eğilimi oldukça düşüktür ve işlem sıcaklığında malzemenin sertlik ve aşınma dayanımı özelliklerinin oldukça artmasını sağlar. İşlem

süresi 10 saat ile 130 saat arasında değişmekte olup işlem sonucunda 0,1 – 0,5 mm aralığında nitrür tabaka oluşur.

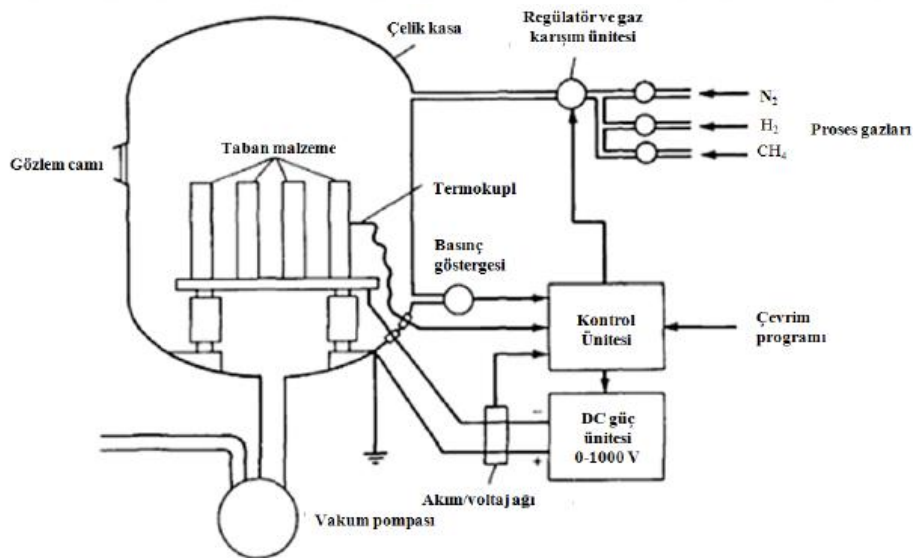


Nitrasyon işlemi ile malzemenin yüzey sertliği ve aşınma dayanımı arttırılırken, malzemenin tokluğunda azalma meydana gelmektedir.

Diğer nitrasyon yöntemlerinden plazma ve iyon nitrasyon işlemleri, geleneksel nitrasyon işlemine kıyasla daha yüksek maliyete sahip olan ve daha fazla dikkat gerektiren proseslerdir.

İyon nitrasyon işleminde, öncelikle hidrojen ısıtılır ve malzeme yüzeyi temizlenir. Bu işlemin ardından hidrojen ve azot gaz karışımı sisteme verilir. İşlem esnasında malzeme katot, hücre ise anottur.

Plazma nitrasyon yöntemi ise; iyon, elektron ve nötr atomları içeren bir yöntemdir. Bu işlemde sisteme akım verilerek iş parçasının yüzeyinde ısınma sağlanır ve ısınan bu yüzeyde nitrasyon işlemi gerçekleştirilir. Şekil 5.2’de plazma nitrasyon yönteminin şematik olarak gösterimi yer almaktadır.



Şekil 5. 2 Plazma Nitrasyon Yönteminin Şematik Gösterimi [6]

Plazma ve iyon nitrasyon işlemleri geleneksel nitrasyon işlemine göre daha kontrollü nitrür oluşumuna, daha düşük gaz ve işlem sıcaklığına, daha az enerji ve gaz tüketimine ve işlem güvenliğinin artmasına imkan verir.

Plazma nitrasyon yönteminin, diğer nitrasyon yöntemlerine göre avantajları şöyle sıralanabilir;

- Sadece iş parçasının kullanımı ile enerji tasarrufu sağlanır ve ısı verim yükselir.
- İşlem süresi daha kısadır.
- Daha düşük malzeme deformasyonu ve çarpılma riski vardır.
- Düşük basınçla çalıştığı için gaz tasarrufu sağlanır.
- Yüzey bitirme işlemlerine duyulan gereksinim daha azdır.
- Nitrasyon uygulanmak istenmeyen yüzey mekanik olarak maskelenebilir.
- Otomasyona oldukça yatkın bir yöntemdir.
- Karmaşık şekilli parçalara nitrasyon işleminin uygulanmasını mümkün kılar.

Plazma nitrasyon yönteminin diğer nitrasyon yöntemlerine göre dezavantajları ise şöyle sıralanabilir;

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

5.3 İyon Aşılama

İyon aşılama, elektron demetleri yardımı ile malzeme yüzeyinin kimyasal yapısının ve özelliklerinin değiştirilmesi sağlayan bir yüzey işlemidir. Bu işlemde kullanılan iyon demetleri, gaz moleküllerinin iyonize edildiği bir sistemden elde edilir. İyon aşılama işlemi, elde edilen bu iyon demetlerinin malzeme yüzeyine gönderilmesi ile gerçekleşir. Bu işlemde malzemenin sadece iyon ile etkileşim altında olan yüzeyinde özellik değişimi meydana gelir. Malzemenin yüzeyinin tamamında özellik değişimi sağlamak için malzemenin yüzeyinin tamamen iyon demetiyle taranması gerekir. Yüzeye gönderilen iyonlar, yüzeyden belli bir derinliğe kadar difüze olurlar ve bu difüze olan iyonlar yüzey atomları ile çarpışarak enerjilerini çarptıkları atomlara iletirler. Enerji iletimi ile yüzey atomlarının yerini değiştiren bu iyonlar ya yerini değiştirdiği yüzey atomunun yerini ya da yüzey atomlarının arasındaki boşluklara yerleşirler.

İyon aşılama işlemi, oda sıcaklığında uygulanan bir işlemdir. Malzemenin yapısına yüzeyden giren iyonlar, malzeme atomları ile çarpışarak atomların saçılmasına ve boşlukların oluşmasına sebebiyet verirler. İyon aşılama işleminde, malzeme yüzeyine gönderilen iyonların yörüngesi ve hızı aşılama derinliğini etkiler. Ayrıca bu işlem sırasında bir miktar ısı açığa çıkabilir ve bu durum ince taneli çökelti oluşumunu ve atom difüzyonunu meydana getirir.

İyon aşılama yöntemi ile, malzemenin sertlik ve dayanımı arttırılmış olur. İyon bombardımanı esnasında kafes yapısında meydana gelen deformeden dolayı malzeme yüzeyinde basma gerilmeleri meydana gelir.

5.4 Fiziksel ve Kimyasal Buhar Biriktirme Yöntemleri (PVD, CVD)

Ana malzeme yüzeyine seramik esaslı malzemelerin kaplanması ile takım çeliklerinin aşınma dayanımlarını arttırmak amacı ile uygulanan yüzey geliştirme işlemidir. Sert seramik kaplamalar yüzeyin aşınma dayanımını arttırırken, sürtünme özelliklerini düşürmekte olup yağlayıcı etki oluşturmaktadır. Bunun yanı sıra sert kaplamaların, kaplama ve taban ana malzeme arasındaki sertlik değerlerinin farkının yüksek olmasından kaynaklı kaplama hatalarının oluşması bu yüzey işlemlerinin en büyük dezavantajıdır. Bu olumsuz durum, tabakalı kaplamalarla sertlik geçişlerindeki farkı azaltıp, adhezyonu geliştirip giderilmekte ve takım ömrü uzatılmaktadır [23].

Fiziksel buhar biriktirme(PVD) yöntemi, fiziksel yöntemlerle üretilmiş atom veya moleküllerin yüksek vakum altında hedef malzeme yüzeyinde biriktirilmesi ile yapılan bir yüzey işlemidir. Elde edilen yüksek sıcaklıklı buhar fazı soğuk yüzey altlığına çarptığında fiziksel olarak yoğunlaşmaya zorlanmaktadır. Burada yoğunlaşmayı sağlayan buharın, soğuk altlık yüzeyinde hızla katı sıcaklığa düşürülmesidir.

Kimyasal buhar biriktirme(CVD) işlemi ise, kimyasal tepkime sonucu oluşan ürünlerin hedef malzeme yüzeyinde biriktirilmesi esasına dayanan bir yüzey işlemidir. Ortamdaki gazın bileşenlerinden bazıları altlık yüzeyine çarptığında kimyasal reaksiyona uğramakta ve reaksiyon ürünü altlık yüzeyinde yoğunlaşmaktadır. Kısacası yoğunlaşma için itici güç kimyasal enerjidir. Bu nedenle CVD yönteminde yüksek derecede vakuma ihtiyaç duyulmaz.

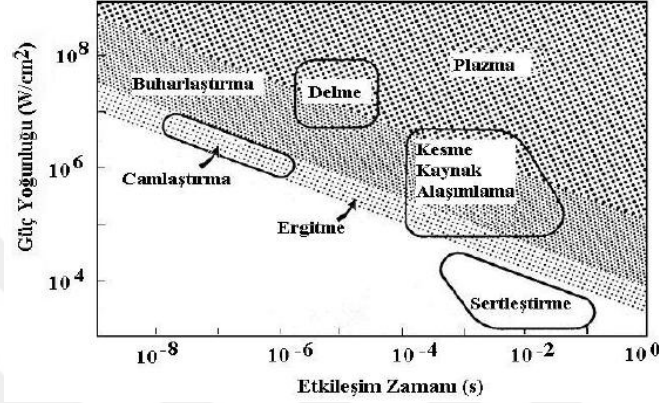
CVD ve PVD yöntemleri tercih edilerek yapılan yüzey işlemlerinin sonucunda ince kaplamalar elde edilir. Elde edilen kaplamaların ince olmasından dolayı, soğuma hızı oldukça yüksek olup bundan dolayı da kaplama tabakasında elde edilen taneleri tane boyu küçüktür. Tane boyutu, tane morfolojisi gibi malzemenin özelliklerinin dışında, altlık sıcaklığı, gaz basıncı ve atom enerji yoğunluğu gibi işlem parametreleri kaplama tabakasında elde edilecek özellikleri etkilemektedir.

Fiziksel buhar biriktirme(PVD) ve kimyasal buhar biriktirme(CVD) yöntemlerini karşılaştıracak olursak [20];

- PVD, nispeten daha düşük sıcaklıklarda yapılan yüzey kaplama işlemidir. Bunedenle hemen her türlü malzeme altlık malzemesi olarak kullanılabilir. CVD tekniklerinde ise kimyasal reaksiyonlar için 1000 °C gibi yüksek sıcaklıklara ihtiyaç duyulur. Bu nedenle her malzeme altlık malzemesi olarak kullanılamaz.
- CVD tekniklerinde kullanılan gazlar çevre için zararlıdır. İş güvenliği ve çevre koruması amacı ile ek donanıma ihtiyaç duyulur. Ancak PVD tekniği çevre için zararsızdır.
- Yüksek çalışma sıcaklıkları nedeni ile CVD donanımlarının yüksek sıcaklıkta dayanıklı, yüksek nitelikli malzemeden yapılması gerekir. Ancak PVD tekniğinde böyle bir zorunluluk bulunmamaktadır.
- PVD tekniklerinde yüksek vakumlarda çalışılması gerekmektedir. Oysa CVD tekniklerinde çoğu uygulamada yüksek vakuma ihtiyaç duyulmaz. Bu nedenle yüksek maliyetli vakum sistemlerine gerek yoktur.
- CVD tekniklerinde kaplama bileşenleri gaz halinde bulunduğundan altlık malzemesinin her tarafı uniform bir şekilde kaplanabilir. Büyük altlık malzemelerini hareket ettirmeden kolaylıkla kaplamak mümkündür. PVD tekniklerinde ise kaplama bileşenlerinden en az biri katı haldeki bir kaynaktan veya hedeften sağlandığından malzemenin sadece kaynağa bakan yüzü kaplama işlemine tabi tutulur. Uniform bir kaplama elde etmek için altlık malzemesinin kaynak veya hedefe göre hareket ettirilmesi gerekir. Altlık parçası şekillerinin çok farklı olduğu değişik uygulamalar için karmaşık altlık hareketi mekanizmalarına ihtiyaç duyulur.

5.5 LASER ve Elektron Demetleri İle Yüzey İşlemleri

LASER ve elektron demetleri, çok yüksek enerji sağlayan ve bu enerji ile birlikte yüksek ısı oluşturarak pek çok yüzey işleminde kullanılabilir. Yüksek enerjili LASER demetleri; kesme, kaynak, yüzey ergitme ve alaşımlama ve bölgesel sertleştirme gibi birçok işlemde kullanılmaktadır. Şekil 5.3'de LASER kullanım alanları etkileşim zamanı- güç yoğunluğuna bağlı olarak gösterilmiştir [24].



Şekil 5. 3 LASER kullanım alanları [24]

LASER ve elektron demetleri ile uygulanan yüzey işlemlerinde ısıtma, malzeme yüzeyindeki foton etkileşimi sayesinde oluşur. Burada fotonların taşıdığı enerji, kısa sürede ısıya dönüşerek malzeme yüzeyindeki sıcaklığın artmasını sağlarlar.

Bu işlemin en yaygın kullanım yeri, bölgesel yüzey sertleştirmedir. LASER işlemi ile malzeme yüzeyindeki ergime kontrol altında olur ve bu sayede bölgesel östenitleme işlemi uygulanabilir.

Malzemenin yüzeyinin sertleştirilmesi ile birlikte, yüzeyde yoğun ve homojen yapı meydana gelir ve bu sayede aşınma ve korozyon dayanımlarında artış elde edilir.

LASER demeti ile yüzey sertleştirmenin iki tane çok önemli avantajı vardır. Bunlardan birincisi, giren enerjinin çok yüksek olmamasından dolayı deformasyon miktarının düşük olması, ikincisi ise LASER ile sertleştirme sonrasında malzeme yüzeyinde pürüzlülük oluşmamasından ötürü daha sonrasında parlatma işlemine gerek duyulmamasıdır.

Sisteme giren enerji, ışın ve LASER titreşimi, malzeme yüzeyi ve kütle özellikleri gibi parametreler bu işlemde elde edilen özellikleri etkileyen parametrelerdir.

5.6 Borlama İşlemi

Borlama, difüzyon mekanizması ile gerçekleştirilen yüzey sertleştirme işlemlerindendir. Borlama, metalik malzemenin yüzeyine B'nin yayındırıldığı termo kimyasal bir işlemidir. Borla yüzey sertleştirme işlemi, esas olarak B'nin yüksek sıcaklıkta çeliğe yayındırılması işlemidir [25]. Bir başka deyişle ise borlama; takım çelikleri, karbon ve alaşımlı çeliklere aşınma dayanımı kazandırmak amacı ile uygulanan bir işlemdir. Bor kaynağı; gaz sıvı, plazma ve katı olabilir.

Takım çeliklerinin borlanması 850 °C ile 950 °C arasındaki sıcaklıklarda gerçekleşir. Borlama işleminin sonunda proses süresine bağlı olarak Fe₂B fazı tek başına veya Fe₂B ve FeB intermetalik fazları bir arada görülebilir. FeB, tabakalar halinde döküldüğünden dolayı tercih edilmeyen bir yapı olup, difüzyon ısı işlemi ile bu durum giderilir. Yapılan çalışmalara göre, proses sıcaklığı arttıkça sertlik ve borür tabakasının kalınlığı artmaktadır. Ayrıca borlama süresinin artması ile çift fazlı tabaka oluşumu gözlenmektedir. Fe₂B fazının kırılma tokluğu FeB fazının kırılma tokluğundan daha yüksektir [26].

Cr, Mo, Ni, Mn, V ve Co gibi alaşım elementleri borür tabakası içerisinde çözünürlüğe sahip iken, C, Si, Al ve Cu gibi borür tabaka içerisinde çözünürlüğe sahip olmayan alaşım elementleri çelik içerisine difüze olurlar. Bundan dolayıdır ki, çelik içerisindeki birçok alaşım elementi borür tabakası gelişimini geciktirici ve borür tabakasının kalınlığının artmasını engelleyici etki yaratır.

Borlama işleminin ardından oluşan bor tabakasından beklenen özellikler şöyledir [27].

- Çok yüksek sertlik
- Yüksek ısınma direnci
- Alt yüzeye iyi tutunma özelliği
- Yüksek sıcaklık dayanımı
- Yüksek ısılarda sertliğini koruma özelliği

Borlanan çeliğin bileşimi, borlama sıcaklığı, borlama süresi ve ısı işlemler borlu tabakanın özelliklerini etkileyici ve belirleyici parametrelerdir.

5.7 Tuz Banyosunda Kaplama

Tuz banyosu işlemi; çelik yüzeyinde alaşım karbürleri, nitrür veya karbonitrür içeren kaplama tabakalarının oluşturulması işlemidir. Karbür oluşturun elementler ve malzeme içerisinde bulunan C yardımı ile yüzeyde karbr tabakası oluşturulur. Tuz banyosunda kaplama yapma işlemi, CVD ve PVD yöntemleriyle benzerlik göstermektedir. Bu işlemin uygulandığı sıcaklık 800 °C ile 1250 °C arasında değişen yüksek sıcaklıklardır. İşlemin süresi ise 10 dakika ile 7 saat arasında değişmekte olup, 4 ile 7 mikrometre aralığında kaplama kalınlığı elde edilir. Düşük banyo sıcaklıkları kullanıldığında ise karbonitrür yapısı elde edilir. Çeliğin türü, banyonun bleşimi ve sıcaklığı oluşan kaplama tabakası kalınlığını etkileyen parametrelerdir.



SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNDE BAŞLICA HASAR MEKANİZMALARI

Başlıca alüminyum döküm kalıbı ve alüminyum ekstrüzyon kalıbı olarak kullanılan sıcak iş takım çelikleri, endüstriyel açıdan çok önemli yere sahiptir. Sıcak iş takım çeliklerinde meydana gelebilecek hatalar; çeliğin üretim koşulları, kimyasal bileşimi, çeliğin gördüğü işlemler ve çeliğin uygulama koşulları gibi baştan sona her adımla alakalı olabilir. Metal enjeksiyon ve basınçlı döküm kalıplarında ana hasar mekanizması; tekrara bağlı olan yüksek çevrim sayısından kaynaklanan termal yorulma ve artan sıcaklık, artan basınç ve hızın bir araya gelmesiyle yapışma probleminin ortaya çıkmasıdır. Kalıp çeliklerinden beklenen özellik ile hasar mekanizmaları arasında bir bağ kurularak, oluşabilecek yüzey hatalarının önüne geçilebilir veya bu durum minimuma indirilebilir.

Birim zamandaki üretim miktarı ve parçadan beklenen mekanik özellikler, metal enjeksiyonlarında ve basınçlı döküm kalıplarında kullanılan sıcak iş takım çeliklerinde, artan yüzey sıcaklıklarına karşı daha yüksek dirence sahip, daha yüksek sıcak akma mukavemeti olan çeliklerin geliştirilmesine ve ayrıca kalıp yüzeyinin aşırı biçimde ısıtılıp soğutulması nedeniyle oluşan ısıl yorulmalara karşı daha yüksek tokluğa sahip çeliklerin geliştirilmesine yol açmıştır.

Genel olarak kalıp çeliğinden beklenen özellikler aşağıdaki gibi sıralanabilir [28];

- Yüksek sıcaklık mukavemeti
- Yüksek basma dayanımı
- Yüksek sıcaklık sertliği
- Yüksek meneviş direnci
- Yüksek sertleşebilirlik
- Yüksek sürünme dayanımı

- Yüksek ısı iletkenlik
- Yüksek süneklik
- Yüksek tokluk
- Düşük ısı genleşme katsayısı

Bu özelliklerin bir kısmı çeliğın kimyasal bileşimiyle bir kısmı ise çeliğın üretim sürecine bağılıdır.

6.1 Isıl Yorulma

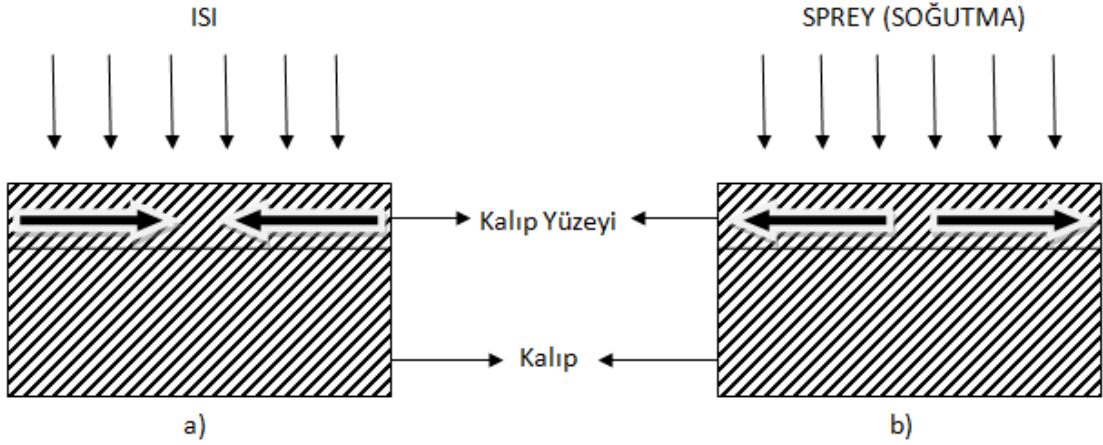
Metal enjeksiyon kalıplarında kalıp ömrünü belirleyen en önemli hasar mekanizmalarından biri de ısı yorulmaya bağılı oluşan kılcal çatlaklardır. Isıl yorulmayla oluşan kılcal çatlaklar derinleşerek parça kalitesini kabul edilmez hale getirene kadar, kalıp kullanılabilir.

Basınçlı döküm proseslerinde alüminyum, bakır ve çinko esaslı alaşımlar kalıp içersine yüksek basınç altında, yüksek hızlarda enjekte edilirler ve çok kısa sürede kalıbın içersini doldurmaktadırlar. Yüksek hızda meydana gelen sıvı metal enjeksiyonu ve proses esnasındaki içten soğutma sistemi, ince kesitli ve kompleks parçaların birim zamanda yüksek şekilde üretilmesine olanak sağlamaktadır. Kalıp açılır ve kalıp içersinde katılaşı sıvı metal kalıptan alınır. Bu işlemin akabinde kalıp yüzeyi harici olarak soğutulur ve yüzey daha sonraki üretim için spreyle yağlanır. Alüminyum alaşımlarının dökümünde kalıba 250-300 °C sıcaklıklarda ön ısıtma uygulanır. Alüminyum alaşımları için enjeksiyon sıcaklığı 700 °C ve ergimiş metal akış hızı 20-60 m/s'dir [29].

Isıl yorulma, döküm çevrimleri boyunca tekrarlanan ısı çevrimleri nedeni ile kalıp yüzeyinin hızlı soğuması ve ısınması ile yüzeyin periyodik olarak genleşip büzülmesiyle meydana gelir.

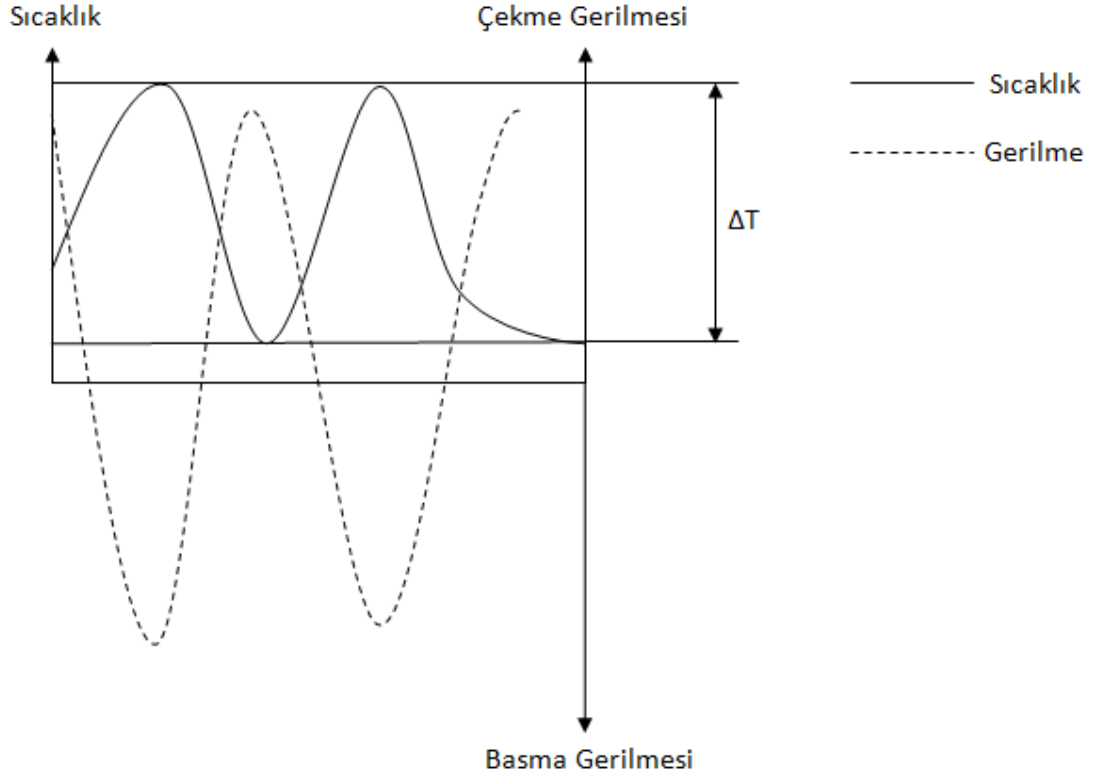
Sıvı metal kalıp yüzeyine ulaştığında kalıp yüzeyi hızla ısınmaya başlar. Ancak buna rağmen kalıp yüzeyinin altı sıvı metalden daha az etkilenecek daha az ısınır yani kalıp yüzeyine göre daha soğuktur. Soğutma kanallarına doğru bu ısı farkı giderek artar. Isınan kalıp yüzeyi genleşmek isterken, kalıp soğuk olduğundan bu genleşmeyi önler ve yüzeyde basma gerilmesi oluşturur. Sıvı metal katılaştıktan sonra, ürün kalıptan çıkarılıp harici soğutma yapılır. Bu esnada da soğuyan kalıp yüzeyi bzlmek isterken,

kalıbın kendisi kalıp yüzeyine göre daha sıcak olduğundan büzülmeyi önler ve kalıp yüzeyinde bu sefer çekme gerilmesi oluşur. Şekil 6.1’de çekme ve basma gerilmelerinin oluşumu şematik olarak gösterilmiştir. Bu durum, kalıbın sıcak akma mukavemetini aştığı durumlarda kalıp yüzeyinde tepecik gibi mikro bir deformasyon oluşturur.



Şekil 6. 1 Kalıp yüzeyinde ısınmadan ve soğumadan kaynaklanan basma ve çekme gerilmeleri a) Kalıbın yüzeyinde ısıdan dolayı meydana gelen basma gerilmesi b) Kalıbın yüzeyinde spreyleme(soğutma) işleminden kaynaklanan çekme gerilmesi (şematik)

Sonuç olarak kalıp yüzeyi ile kalıp çekirdeği arasında sıcaklık farkı (ΔT) yüksek olduğundan dolayı ısıl yorulma ve ısıl yorulmaya bağlı kılcal çatlaklar meydana gelir, tekrar eden bu işlemlerin ardından çatlak derinleşip ilerler ve kalıbın kırılmasına kadar devam eder. Şekil 6.2’de kalıp yüzeyindeki sıcaklık değişimiyle oluşan gerilme tipleri şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 6. 2 Kalıp Yüzeyinde Sıcaklığa Bağlı Gerilme Değişimi [28]

Isıl yorulmayı önlemek ve geciktirmek için [30];

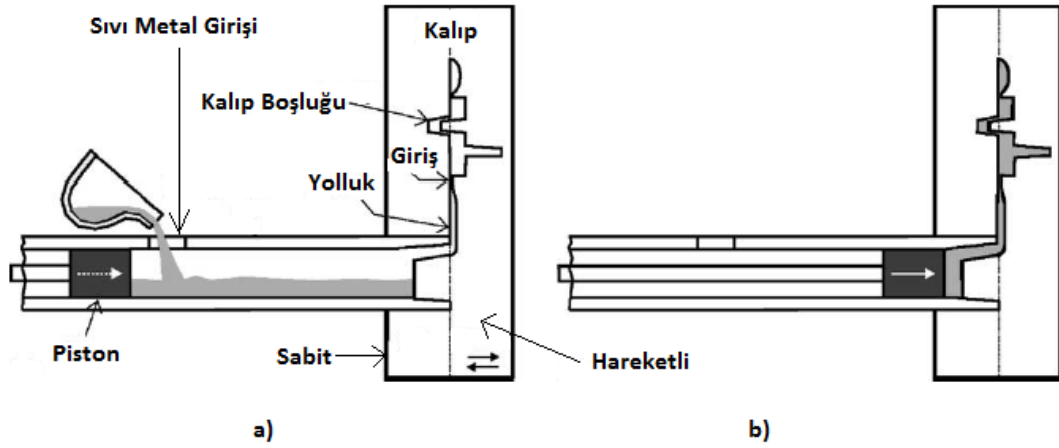
- Sıcak akma mukavemeti yüksek ve sünekliği yüksek çelik tercih edilmelidir.
- Kalıpta yağ ile ön ısıtma yapılmalıdır.
- Kalıp yüzeyinde oluşan basma gerilmesinin düşük olması için kalıbın merkezinin sıcak olması yani kalıbın içeriden ısıtılması gereklidir.
- Kalıp yüzeyinde oluşan çekme gerilmesinin yüksek olmaması için kalıp yüzeyinin aşırı spreylenecek soğutulmaması gereklidir.
- Döküm sıcaklığı olarak mümkün olan minimum sıcaklık ve döküm süresi tercih edilmelidir.

Çizelge 6. 1 Isıl Yorulmayı Etkileyen Parametreler

Takım Çeliğinin Etkisi	Sıcak Mukavemet: Yüksek alaşım içeriği (düşük V,Si ve C ile yüksek Mo) ısıl yorulma direncini artırır. Süneklik: İnklüzyonlar ile segregasyonlar sünekliği düşürüp çatlak oluşumunu kolaylaştırır. Bu nedenle kalıp çelikleri ESR(Curuf Altı Ergitme) işlemi görmüş olmalıdır. Tokluk: Çatlağın ilerlemesine karşı direnci tanımlar. Üretim ve ısıl işlem şartları tokluğu belirler. Düşük segregasyon, temiz mikroyapı ve düşük miktardaki birincil karbürler tokluğu arttırıcı etki yaratır.
Isıl İşlemin Etkisi	Sertlik: Sertlik arttıkça sıcak mukavemet ve sürünme dayanımı artar ve bu durum çatlakların ilerlemesini geciktirici etki yaratır. Ancak sertliği arttırırken kırılmaya sebep olacak seviyelere çıkmamak gerekir. Tokluk: Mikroyapının menevişlenmiş martenzit olması ve küçük tanelerden oluşması gerekir. Bu durum tokluğu arttırır ve çatlağın ilerlemesine karşı direnç oluşturur. Yüzey Sertleştirme İşlemleri: Nitrasyon gibi işlemlerle yüzeyde çok kırılgan ve çatlakların ilerlemesini engelleyen ince bir tabaka oluşturulur.
Tasarımın Etkisi	Keskin Köşeler: Gerilme yoğunlaşmasına neden olan keskin köşeler çentik etkisi yaratarak düşük ısıl gerilmelerde bile kalıpta çatlakların başlamasına neden olur. Kalıp Parametreleri: Artan enjeksiyon hızları ve sıvı metal akışındaki düzensizlikler kalıp sıcaklığının artmasına veya kalıp içersinde bölgesel sıcaklık farklarının büyümesine neden olur.

6.2 Yapışma

Modern döküm endüstrisinde, döküm kalıbı prosesi ve yüksek basınçlı döküm kalıbı prosesi(Şekil 6.3) en yaygın kullanılan döküm tekniğidir. Döküm kalıbında kalıp, takım çeliği gibi ağır malzemelerden yapılır ve yüzbinlerce döküm çevrimine dayanklı olması gerekir. Kalıp; yüksek sıcaklık, ergiyik alaşımın kimyasal saldırısı ve yüksek gerilmeler nedeniyle yüzey hasarlarına maruz kalır. Kalıbın ömrünü tahmin etmek, bakım veya onarım yapmak için çok önemli ve gerekli bir durumdur. Kalıptaki önemli yüzey hatalar; ısıl yorulma(ısıl çatlak), köşelerde çatlama, ergiyik alaşımdan kaynaklanan erezyon ve korozyon aşınmaları, yine ergiyik alaşımın kalıba yapışmasından kaynaklanan yapışma hataları olarak sıralanabilir [31].



Şekil 6. 3 Yüksek Basınçlı Döküm Kalıbının Şematik Gösterimi a) Sıvı metalin dökülmesi ve b) Kalıbın dolması ve dökümün tamamlanması [32]

Isıl yorulma ve yapışma, alüminyum döküm kalıplarında karşılaşılan iki önemli ana hasar mekanizmalarıdır. Geçmiş çalışmalara bakıldığında ısıl çatlama üzerine daha çok çalışmalar ve araştırmalar yapıldığı görülmektedir. Ancak gelişen döküm endüstri ile kalıp yapışması sorununun döküm prosesinin verim ve üretkenliğini düşürmesi oldukça göze çarpmakta olup, bu nedenle yapışma hasarı üzerine de çalışmalar artmaya başlamıştır [33].

6.2.1 Yapışma Mekanizması

Yapışmanın oluşum mekanizması 6 adımda belirtilmektedir [34];

I. Adım: Kalıp yüzeyindeki tane sınırının erozyonu

II. Adım: Kalıp yüzeyinin oyukçuklanması

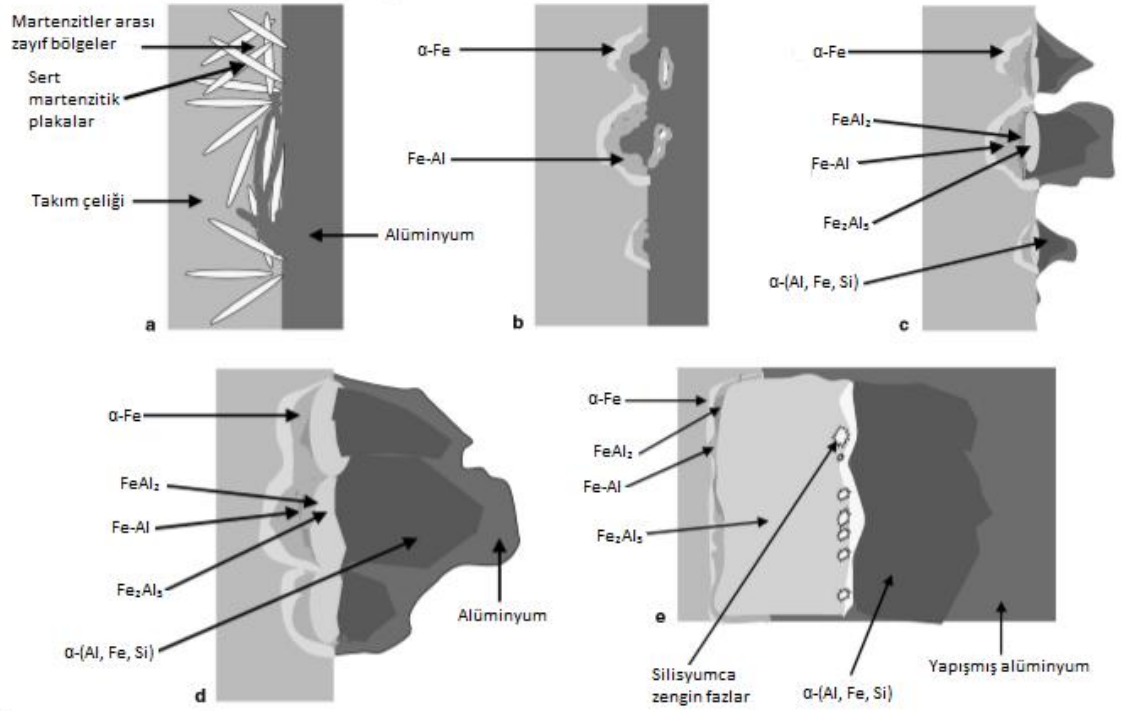
III. Adım: Demir-alüminyum bileşiminin oluşumu

IV. Adım: Piramit biçimli intermetalik fazların oluşumu

V. Adım: Alüminyumun, piramit biçimli intermetalik fazlar üzerine tutunması

VI. Adım: Erozyon çukurunun ve intermetalik fazların birleşmesi ve düzleşmesi

Alüminyumun yapışması, öncelikle Al veya Al alaşımı demirle reaksiyona girer ve kalıp yüzeyinde intermetalik fazlar oluşur. Yüzeye yakın bölgelerde alüminyumun yoğunluğu giderek artar. Bu aşamada intermetalik bileşiklerin ergime sıcaklıkları, ergiyik alüminyumun ergime sıcaklığından fazladır ancak yapışma bu aşamada gerçekleşmez. Daha sonra kalıp yüzeyindeki alüminyumun derişimi, T_D sıcaklığında alüminyumca zengin fazların oluşumunu sağlayacak kritik değerlere ulaşır. ($T_D > T_C$) Bu kritik sıcaklıkta demir içeren seyreltik Al alaşımının ötektik sıcaklığıdır. Son aşamada sıvı bölge genişler ve çok sayıda Al atomu kalıp çeliğine difüze olur. Kalıp yüzeyindeki sıvı alan katılaşmak için yeterince geniş olduğu durumda kalıp yapışması meydana gelir ve kalıpla döküm arasında güçlü bir bağ oluşur. Sıvı alan ne kadar fazla olursa, bu durum şiddetli erozyona yol açar [35]. Şekil 6.4’de yapışma evreleri şematik olarak gösterilmiştir.

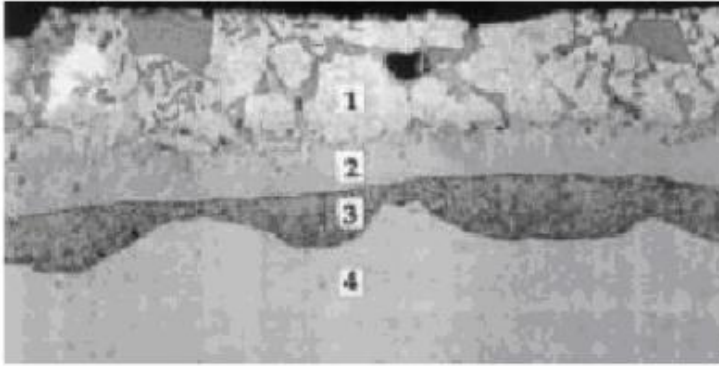


Şekil 6. 4 Yapışma Evreleri; a) alüminyumun tane sınırlarına sızması ve yüzeyde oyukçuklanmalar oluşturmaları; b) oyukçuklanmalar içerisinde Fe-Al intermetalik fazlarının oluşması; c) α-(Al,Fe,Si) üçlü bileşiklerinin η-Fe₂Al₃ fazı üzerinde büyümesi ve alüminyumun bu tabakalı yapıya yapışmaya başlaması; d) intermetalik tabakaların büyümesinin gerçekleşmesi ve komşu oyukçuklanmaların birleşmesinin gerçekleşmesi; e) oyukçukların düzleşmesi ve birbirine yakın oyukçukların arasındaki boşlukların kaybolması, intermetalik tabaka ile yapışmış Al arasındaki oran 1:5 olup reaksiyon mekanizması bu aşamada çok yavaştır [36]

Alüminyumun kalıba yapışma problemi, döküm endüstrisinde hala devam eden bir problemdir. Bu problem döküm esnasında aniden gelişebilir. Üretim sürecini olumsuz etkileyen bu durumu gidermek için, üretim durdurulup kalıp tamir edilir. Kalıp yüzeyinde oluşan bu tür hasarların onarımı kolay değildir [37].

Kalıp parçalarına ayrılarak, yapışmanın olduğu bölüm mekanik olarak parlatılır. Kalıbın bütünlüğünü yok eden şiddetli yapışan tabaka; ya kimyasal ya da yeniden ergitilerek yüzeyden giderilir [38].

Şekil 6.5'te H13 sıcak iş takım çeliği ile ADC12 Al alaşımı ile oluşan yapışma ara yüzeyi ve intermetalik bileşikler gösterilmiştir [39].



1. Döküm alaşımı
2. ve 3. İntermetalik Bileşik
4. H13 Sıcak İş Takım Çeliği

Şekil 6. 5 Yapışma Tabakasının Kesiti [39]

Ergimiş metal alaşımının yüzeye yapışması; hem kalıba zarar verir hem de döküm kalitesini düşürür. Ergimiş alüminyumun kalıp yüzeyine adhezyonu ve yapışması kalıp ömrünü kısaltır ve döküm proses maliyetini yükseltir. Kalıp yüzeyinde oluşan intermetalik fazlar istenmez ve döküm parçasının kalitesini düşürmekle sorumludurlar. Yapışma problemini gidermek için birinci öneri, demir esaslı olmayan kalıp malzemesi kullanmaktır. Örnek olarak Anviloy 1150 (%90 W, %4 Ni, %4 Mo, %2 Fe) gibi demir esaslı olmayan malzeme Eduardo K. Tendardini ve arkadaşlarının yaptığı çalışma sonucunda, kalıp yüzeyine kaplama yapılmış H13 çeliğine göre yapışma hasarına karşı daha iyi direnç göstermiştir. Yapışma problemine karşı ikinci öneri ise kalıp çeliği ile alüminyumu ayıran yüzey kaplaması yapmaktır. Ancak kalıp malzemesi, döküm proses maliyetinin büyük bir kısmını oluşturduğu için, kalıp malzemesini tamamen değiştirmektense, kalıp malzemesine uygun kaplama işleminin uygulanması tercih edilir.

Yapılan ideal kaplama sonucu kaplama [40];

- Sıvı metal reaksiyona girmemeli
- Kalıp malzemesine iyi tutunmalı
- Difüzyonu önlemek için bariyer oluşturmalı
- Erozyona karşı dayanıklı olmalı
- Mekanik ve ısı yorulmalara karşı dayanıklı olmalıdır.

Sıvı metalin kalıp yüzeyinde yarattığı aşırı ısınma nedeniyle buradaki atomlar aktive edildiğinden difüzyon meydana gelir. Meydana gelen bu difüzyona bağlı olarak hasar oluşur. Aktivasyon enerjisinin artması yapışma eğilimini azaltmaktadır. Bu nedenle kalıp yüzeyine yapılan yüksek aktivasyon enerjiye sahip kaplamalar, difüze olan

alüminyum metal ile kaplama yüzeyinin etkileşimini zorlaştırır, intermetalik faz oluşumunu engeller ve böylelikle de yapışma eğilimini azaltır. Örneğin, Al-Cr etkileşim aktivasyon enerjisi, Al-Fe etkileşim aktivasyon enerjisinden daha büyük olduğu için Cr kalıp yüzeyinde bulunarak alüminyumun yapışmasını engelleyici rol oynar [41].

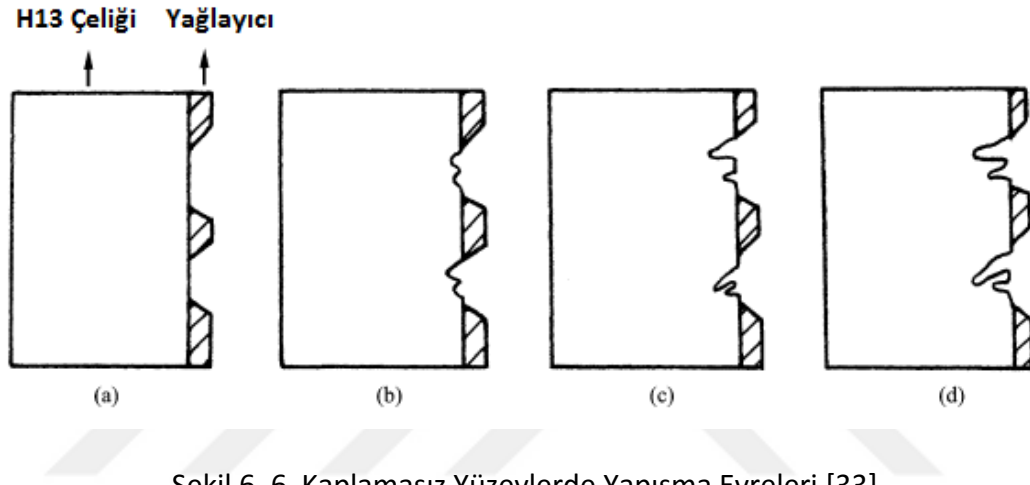
Kaplamayı önlemek için bir diğer yöntem ise, her baskıdan sonra kalıp yüzeyine uygulanan su bazlı yağlayıcıların kullanılmasıdır. Kullanılan yağlayıcı [42];

- İçerdiği su sayesinde kalıp yüzeyinin soğumasını sağlar.
- Kalıp yüzeyinde yapışmayı engelleyici bariyer yağ tabakası oluşturur.
- Kalıptan parçanın çıkmasını kolaylaştırır.

Zhu ve arkadaşlarının gerçekleştirdiği çalışmada ergiyik metal alaşımın kaplamalı ve kaplamasız H13 çeliğinin kalıp yüzeyine yapışması ve bu yapışmanın yayılması incelenmiştir. Kaplamasız ve sıvı metalle arasında ayırıcı hiçbir şey bulunmayan H13 çeliğinin yüzeyinde, sadece 1-2 enjeksiyon tekrarından sonra yapışma meydana geldiği görülmüştür. Arayüzey sıcaklığı, kritik sıcaklığa yakınken kalıp yüzeyiyle ergiyik metal arasında kimyasal etkileşim meydana gelmiştir. Yapışmanın 2 enjeksiyon tekrarından sonra görülmesinin sebebi olarak da, yüzeydeki oksit tabakasının ilk sıvı metal enjeksiyonunda temizlenmesi olarak belirtmişlerdir. Yüzeydeki oksit tabakası da giderilince sıvı metalin kalıp yüzeyine yapışması kolaylaşmıştır [33].

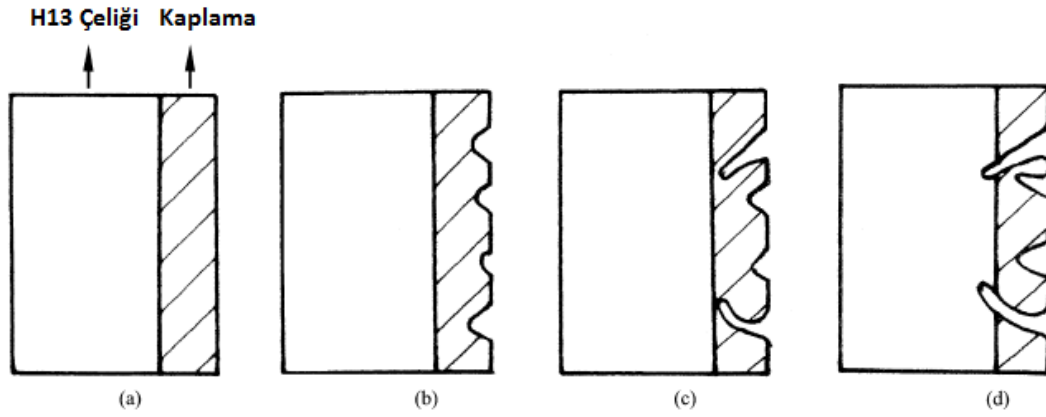
Gerçek döküm esnasında; dökümün sıcaklığı ve kalıbın sıcaklığı düşüktür. Bu durumda kalıp, yağlayıcı tarafından korunur ve kalıp yapışmasının oluşması kolay değildir. Ancak, kalıp yüzeyinde sıcak bölge varsa, o bölgedeki yağlayıcı kalıp yüzeyinden sökülmüş veya temizlenmiş olabilir. Böylelikle ergiyik metal direkt olarak kalıpla temas eder. Bu durumda, kalıp yapışması meydana gelir ve bu yapışma kalıp yüzeyinde yayılmaya başlar (Şekil 6.6). Başlangıçta, ergiyik metal direkt olarak kalıp yüzeyine temas ettiği halde herhangi bir yapışma meydana gelmez. Ancak ergiyikteki alüminyum atomlarının kalıba difüzyonu meydana gelmeye başlar ve demir atomları, ergiyik metal içerisinde çözünmeye başlar. Artan döküm tekrarıyla, kalıptaki alüminyum konsantrasyonu artar ve bu alüminyum konsantrasyonu belli bir değere ulaştığında, kalıp yüzeyinde bölgesel olarak az miktarda metalurjik/kimyasal yapışma meydana gelir. Intermetalik fazlar oluşmaya başlar ve belli bir tane büyüklüğüne gelir. Oluşan bu intermetalik bileşikler yüksek basınç altında kalıp yüzeyinden ayrılabilir. Daha sonra mikroboşluklar oluşmaya

başlar ve ergiyik metalin yüzeyi aşındırması ile mikroboşluklar yayılmaya başlar (Şekil 6.6(b)). Kalıp ile döküm arasındaki etkileşim artar ve şiddetli kimyasal etkileşim sonucu mekanik yapışma oluşabilir. Devam eden döküm tekrarı ile karışık yapışmadan dolayı kalıpta ısı yorulmaları oluşur (Şekil 6.6(c)). Kalıp malzemesinin kompozisyonundaki değişim, kalıp yüzeyinin dayanımını ve sürekliliğini düşürür ve bundan dolayı ısı yorulmasının oluşumu ve yayılması hızlanır. Sonuç olarak çatlaklar oluşup, ilerlemeye başlar (Şekil 6.6(d)). Yapışma kalıp için ciddi hasarlar oluşturacak bir sorun olduğundan hemen servise verilir.



Şekil 6. 6 Kaplamasız Yüzeylerde Yapışma Evreleri [33]

Kalıp çeliğine yapılan koruyucu kaplamada, yapışmanın oluşumu ve yayılması daha farklıdır. Artan ve devam eden döküm tekrarı ile birlikte kaplama yapılmış kalıp çeliği yüzeyindeki değişim Şekil 6.7’de şematik olarak gösterilmiştir. Kaplama çok kalın ve çok güçlüdür. Ergiyik metal kaplamayı kolay kolay kaldıramaz ve kalıp çeliği ile direkt olarak temas edemez (Şekil 6.7(b)). Kritik sıcaklıkta düşünüldüğünde, kalıp yüzeyinin sıcaklığı çok düşüktür. Bundan dolayı kalıpla ergiyik arasında şiddetli kimyasal etkileşim olmaz. Şekil 6.7(b)’de kaplama yüzeyinde mikroboşlukların ve mikrokavitasyonların oluşmaya başladığı şematik olarak gösterilmektedir. Kaplamayla ergiyiğin etkileşim alanı artar ve buna bağlı olarak da kaplamadaki alüminyum konsantrasyonu artar. Şekil 6.7(c)’de artan döküm tekrarı ile kaplamada çatlakların oluştuğu şematik olarak gösterilmiştir ve kalıpla kaplama arasında mekanik yapışma oluşmaya başlamıştır. Oluşan çatlaklar kalıp malzemesine doğru ilerlemeye başlar ve bazı çatlaklar birleşerek, bölgesel olarak kaplamanın kalıptan ayrılmasına neden olur (Şekil 6.7(d)). Bu durumda da kalıp, döküm için tekrar kullanılamaz hale gelir.



Şekil 6. 7 Kaplamalı Yüzeylerde Yapışma Evreleri [33]

Tendardini ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada, H13 çeliğinin yüzeyine CrN ve TiN kaplanmıştır. Alüminyumun ergime sıcaklığının altında yapılan işlemde, TiN kaplamanın uygulandığı çeliğin yüzeyinde egzotermik reaksiyon meydana gelirken, CrN kaplanmış çeliğin yüzeyinde egzotermik reaksiyon gerçekleşmediği görülmüştür. Bu çalışmanın sonucunda yapışma testinde CrN kaplama, TiN kaplamaya göre çok daha iyi sonuç vermiştir. Tabi burada kaplamanın kalıp çeliğine adhezyonunun da önemli olduğu belirtilmiştir [40].

Sıvı alüminyumun kalıp çeliğine yapışmasını engellemek veya azaltmak için [43];

- En iyi çözüm, yapışma bölgesindeki sıcaklığın kontrol edilip, eğer mümkünse sıcaklığın düşürülmesidir.
- Kalıp yüzeyine yapışmayı önleyen spreyleme yapılmalıdır.
- Sıvı metal kalıp içerisine mümkün olan daha düşük hızlarda verilmelidir.
- Alüminyumun yüzeyle olan temas süresi mümkün olduğunca kısa tutulmalıdır.
- Daha düşük basınç uygulanmalıdır.
- Yapışma noktasının kalıpla olan açısı kontrol edilmelidir.
- Kalıptaki yapışma bölgelerindeki bozuk yüzeyler tespit edilmelidir.

6.2.2 Yapışma Tipleri

Kalıp yapışması; metalurjik/kimyasal yapışma ve mekanik yapışma olarak ikiye ayrılır [44]. Metalurjik/kimyasal yapışma, yüksek yüzey sıcaklıklarında oluşur ve bu tip yapışmanın oluşumu için binlerce döküm tekrarı gibi uzun bir süreye ihtiyaç vardır. Metalurjik/kimyasal yapışma tipi, yüzeydeki aynı fiziksel prostesten dolayı yüzey

korozyonu ile bağlantılı ve benzerdir. Ergiyik metal ile kalıp yüzeyi arasındaki metalurjik/kimyasal reaksiyonlar sonucu yüzey korozyonu meydana gelir. Korozyon aşınması, kalıp malzemesinin ergiyik içerisinde çözünmesi ve intermetalik tabakaların oluşmasıdır. Ara yüzeyde oluşan döküm alaşımı tabakaları yapışma olarak adlandırılır. yapışma ve korozyon arasındaki fark döküm mühendisliği uygulamalarının temelindedir. Korozyon, kalıp malzemesinin istemsiz kalkması ve kalıp yüzeyinin bozulması iken, yapışma, döküm alaşımının kalıp yüzeyine adhezyonu olarak tanımlanır [45].

Mekanik yapışma, ergiyik kalıp yüzeyindeyken ani yüksek basınç altında, bir veya birden fazla döküm tekrarıyla meydana gelir. Bu yapışma tipinde intermetalik fazların ve kimyasal yapışmanın oluşması için yeterli süre yoktur. Eğer mekanik yapışma erken yakalanmışsa ve korozyon oluşmamışsa, normal yollarla ergiyik yüzeyden temizlenebilir. Fakat bu durumun tekrarlandığı durumlarda, kalıp yüzeyi anti-korozif koruyucu ile muamele edilir veya proses parametreleri değiştirilir. Mekanik yapışmayı, metalurjik/kimyasal yapışmadan ayıran en önemli özellik, mekanik yapışmanın oluşabilmesi için yüksek yüzey sıcaklığına değil de yüksek basınçlı dökümlerde olduğu gibi yüksek basınç koşullarına ihtiyaç duyulmasıdır [46].

Hem mekanik hem de kimyasal yapışmanın aynı anda meydana gelebilmesi mümkündür. Bu durum, karışık yapışma tipi olarak adlandırılır [47].

6.2.3 Yapışma Testleri

Döküm tecrübesine dayalı sonuçlar, üretim koşullarında yapılan incelemelerin, uzun süreli ve oldukça maliyetli bir süreç olmasından ötürü laboratuvar ortamında deneysel çalışmalarla yapışma veya diğer hasar mekanizmalarını araştırmışlardır. Bu methotlar üçe ayrılmış olup; sürtünme kaynağı, hızlandırılmış test ve sıcak daldırma ile alüminyumla yöntemleridir. Yapılan bu deneysel çalışmaların sonuçları, kalıp çeliği yüzeyinde tabakalı intermetalik fazların oluştuğunu göstermektedir. Farklı alüminyum alaşımları, kalıp çeliğine farklı derecede yapışma eğilimi göstermiştir. Ayrıca yapışma eğilimi, döküm kalıbına enjekte edilen sıvı metal tekrarının artmasıyla ve döküm işleminin uygulandığı sıcaklık ve enjeksiyon basıncıyla artar. Yüzey işlemleri ve kalıp yüzeyine yapılan kaplama işlemleri yapışma eğilimini azaltırlar [33]. Kalıp çeliği ve sıvı



Han ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada saf Al ve A380 Al alaşımının kritik yapışma sıcaklıklarını daldırma testi ile tespit etmişlerdir. Şekil 6.8’de daldırma testi şematik olarak gösterilmiştir. Kullanılan ısı ölçer sayesinde, sıvı ergiyiğe daldırılan çeliğin yüzey sıcaklığı tespit edilmiştir. Belirli daldırma süreleri ve sıcaklıklarında deneyler tekrarlanmıştır.

Çizelge 6. 2 Daldırma Testinin Deneysel Verileri [48]

Alaşım	Yüzey Sıcaklığı (°C)	Daldırma Süresi (dk)	Açıklama
Saf Al	740	1-4	Yapışma var
	680	1-5	Yapışma var
	665	4-6,6	Yapışma var
	661	6	Yapışma var
	657	6	Yapışma var
	643	6-1200	Yapışma yok
	630	6	Yapışma yok
A380	680	6	Yapışma var
	630	6	Yapışma var
	600	6	Yapışma var
	575	6	Yapışma var
	568	6	Yapışma var
	550	6	Yapışma yok
	510	6	Yapışma yok
	500	6	Yapışma yok

Çizelge 6.2’de işlem sıcaklıkları ve daldırma süreleri verilen saf Al ve A380 Al alaşımının kullanılan kalıp malzemesine yapışması test edilmiştir. Daldırma testinden çıkarılan numuneler havada soğutma işlemi ile oda sıcaklığına soğutulur. Daha sonra çelik numunelerin yüzeyleri parlatılıp, optik ve tarama elektron mikroskopları kullanılarak yapışma esnasında oluşan fazın yapısı ve kompozisyonu belirlenir. Bunun yanı sıra yapılan daldırma testi sayesinde sıvı ergiyiklerin kritik yapışma sıcaklıkları da saptanmış olur.

6.2.4 Yapışmaya Alaşım Elementlerinin Etkileri

Yapışma, alüminyum ile çalışılan proseslerde, alüminyumun çelik içerisindeki demir ve diğer alaşım elementlerine olan afinitesi nedeniyle çelik yüzeyi ve ergimiş alüminyum arasında intermetalik bileşiklerin oluşması olarak tanımlanmaktadır.

Ergiyik alüminyum ile temas etmede kullanılacak olan metallerin seçiminde; elementlerin ikili faz diyagramları, elementlerin ergiyik alüminyum içerisindeki kısmi çözünürlükleri ve elementlerin ergime dereceleri önemli parametrelerdir. Peritektik fazın oluşumu ergiyikteki serbest enerjiyi arttırmırlar. Ti, Nb, W, V ve Zr gibi peritektik oluşumu sağlayan alaşım elementleri, ergiyik alüminyum tarafından çözünmeye karşı dirençlidirler. Öte yandan; Fe, Ni, Co ve Cu gibi ötektik yapıcı alaşım elementlerinin ergiyik alüminyum içerisindeki çözünürlükleri yüksektir. Bu elementler ergiyiğin serbest enerjisini düşürmekte olup çözünme eğilimini arttırmaktadır [41].

Çizelge 6. 3 Saf sıvı alüminyum içerisinde bazı elementlerin çözünme yüzdeleri [49]

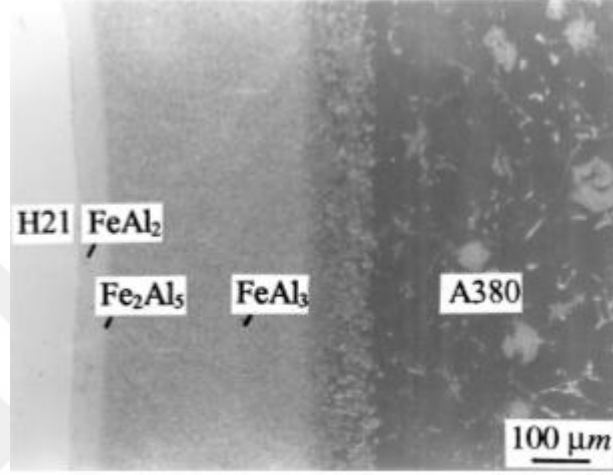
Sıcaklık ($^{\circ}\text{C}$)	Fe (%)	Cr (%)	Ni(%)	Ti (%)
700	3.2	0.7	9.0	0.2
750	4.9	1.3	13.2	0.3
800	6.8	2.4	17.3	0.5
850	7.9	4.2	26.2	0.7

Metal yüzeyi ile ergiyik alüminyum arasında oluşan ara tabakada intermetalik bileşikler oluşur. Reaksiyonun koşulları ve metal yüzeyinin kimyasal kompozisyonuna bağlı olarak ya tek faz ya da birçok fazlı intermetalik faz/fazlar oluşur ve bu durum ara tabakanın kalınlığını etkiler. Alüminyum ergiyiğe yakın olan bölgelerde alüminyumca zengin fazlar, kalıp malzemesine yakın yerlerde, kalıp malzemesinin ana alaşım elementiyle zengin fazlar görülür [41].

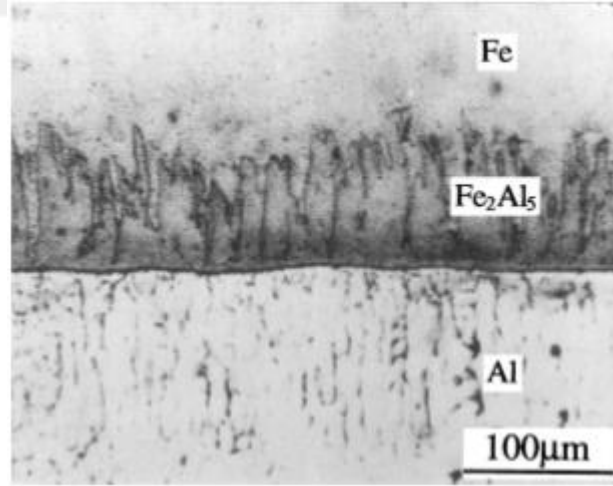
Alüminyum döküm endüstrisinde yaygın olarak demir esaslı kalıplar kullanılmaktadır. Metalin ergiyik alüminyum içerisindeki korozyon/erozyon oranı direk olarak demir esaslı alaşımlara odaklıdır. Ergimiş alüminyumun kalıp yüzeyiyle temasının ardından,

kalıp yüzeyi ile ergimiş metal arasında demir alüminatlar oluşur. Ergiyik alüminyuma yakın bölgede Θ -FeAl₃ fazı görülürken, kalıp yüzeyine yakın bölgede η -Fe₂Al₅ fazı görülmektedir. ζ -FeAl₂ fazı, H13 ve H21 çeliklerinin her ikisinde de görülmüştür. Şekil 6.9'da H21 çeliği ile A380 alüminyum alaşımı arasında oluşan fazlar gösterilmektedir.

H21 çeliği ile alüminyum A380 alaşımı arasında oluşan fazlar ve Şekil 6.10 demir ile alüminyum arasında oluşan Fe₂Al₅ fazı gösterilmektedir.



Şekil 6. 9 H21 çeliği ile A380 alaşımı arasında oluşan fazlar [50]

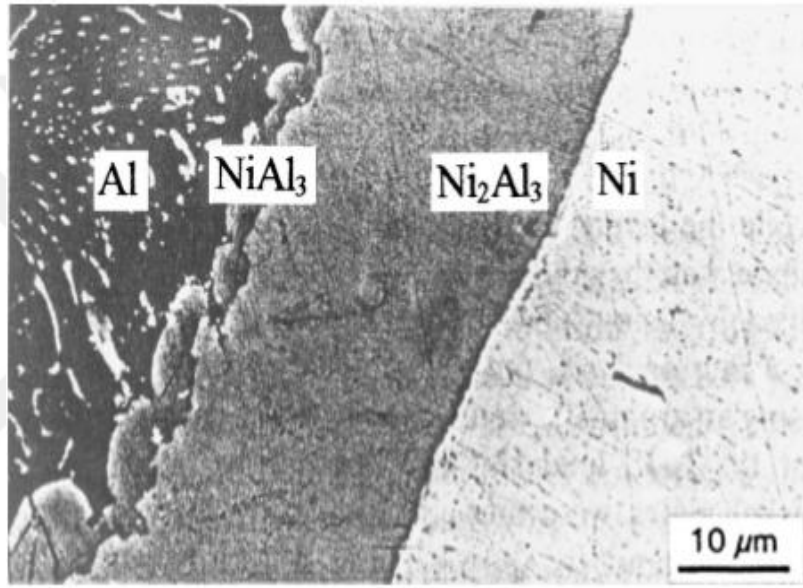


Şekil 6. 10 Demir ile alüminyum arasında oluşan Fe₂Al₅ fazı [51]

Fe-Al intermetalik bileşikler belgin kristal yapıya sahip yapılardır ve bu intermetalik yapılar, çelikteki elementlerine bağlı olarak geniş bir kompozisyon gösterebilirler. Cr ve Ni gibi alaşım elementleri demir atomları ile yer değiştirir ancak kristal yapıyı değiştirmezler. Alüminyum ergiyik içerisindeki çeliğin çözünmesi tercihli(seçmeli) olmayıp, ilk reaksiyon aşamasından sonra difüzyon kontrollü olarak devam eder.

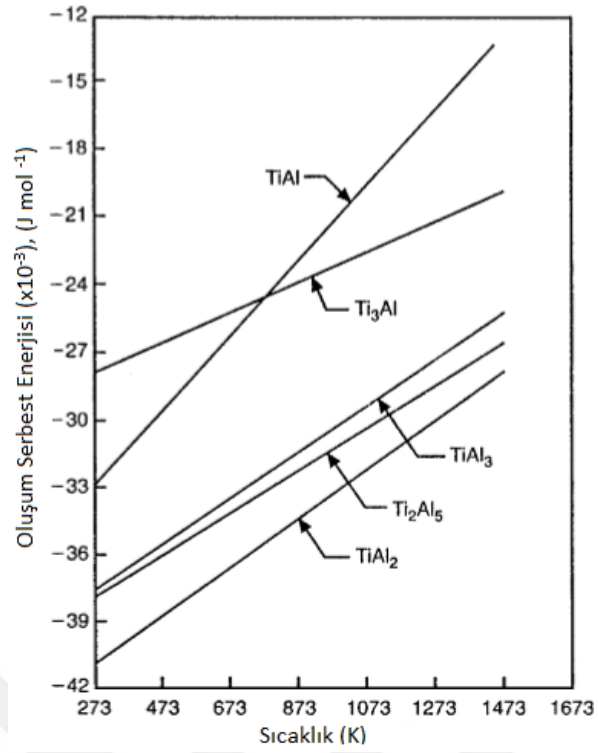
Si, Cr, Ni, Mn ve Cu gibi sıvı alüminyumun içerisinde bulunan alaşım elementleri ara yüzeyde bulunup oluşan intermetalik tabakanın kalınlığını düşürür. Si, bu alaşım elementleri arasında en etkin olanıdır. Si, Fe_2Al_5 içerisindeki boşluklara yerleşerek Al-Fe-Si üçlü bileşimini oluşturur. Al-Fe-Si sistemi içerisindeki Si'nin varlığı, Al atomlarının Fe'ye difüzyonunu azaltır ve intermetalik bileşik oluşumunu engeller [52].

Nikel alaşım elementinin alüminyum alaşımının içerisindeki çözünürlüğü oldukça yüksektir ve kolaylıkla intermetalik faz oluşturur. Nikelin, alüminyum ile oluşturduğu intermetalik fazlar Şekil 6.11 gösterilmektedir.



Şekil 6. 11 Nikel ile alüminyum arasında oluşan intermetalik fazlar [53]

Titanyum, takım çelikleri ve Ni esaslı alaşımlara göre, ergiyik alüminyumda çok yüksek korozyon direncine sahiptir. Aynı zamanda Ti'nin alüminyum içerisindeki çözünürlüğü de düşüktür. Bu nedenle çelikle intermetalik bileşikler yaparak, yüzeyde diğer elementlerin bileşik yapmasını engeller. Farklı Ti-Al bileşiklerinin sıcaklıklara göre oluşum serbest enerjileri Şekil 6.12 'de gösterilmiştir.



Şekil 6. 12 İşlem sıcaklıklarında farklı Ti-Al bileşiklerinin oluşum serbest enerji grafiği [54]

İntermetalik bileşiklerin sertlikleri, altlık malzemesi olan çeliğin yüzey sertliğinden daha fazladır. Çizelge 6.4’de H13 ve çizelge 6.5’de ise H21 çeliği yüzeyinde oluşan intermetalik bileşiklerin mikrosertlikleri gösterilmiştir.

Çizelge 6. 4 H13 çeliği yüzeyinde oluşan intermetalik bileşiklerin mikrosertlikleri [55]

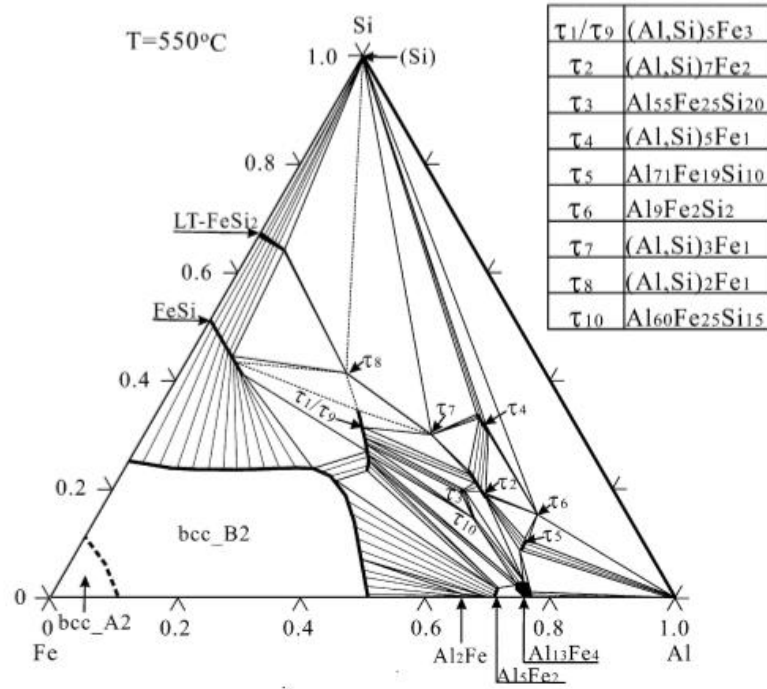
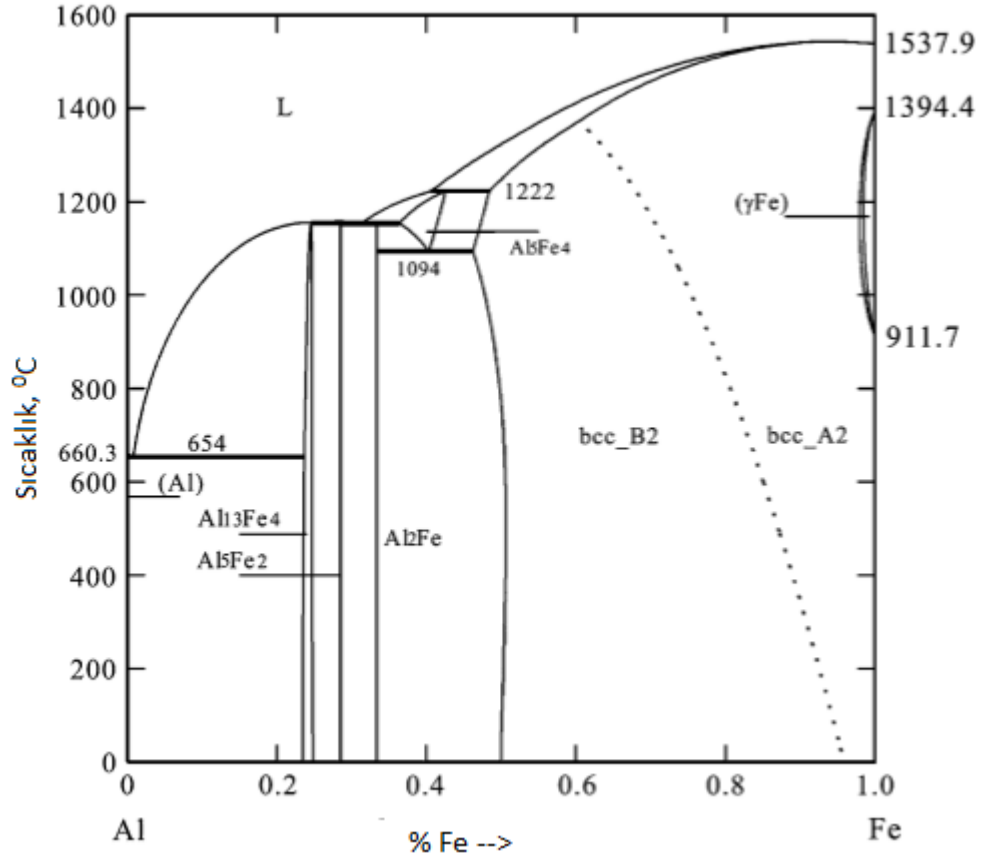
Bileşik	Mikrosertlik (HV, kg/mm ²)
H13 takım çeliği (A380)	239
FeAl ₂	985
Fe ₂ Al ₅	-
FeAl ₃	1096
A380 alaşımı	100

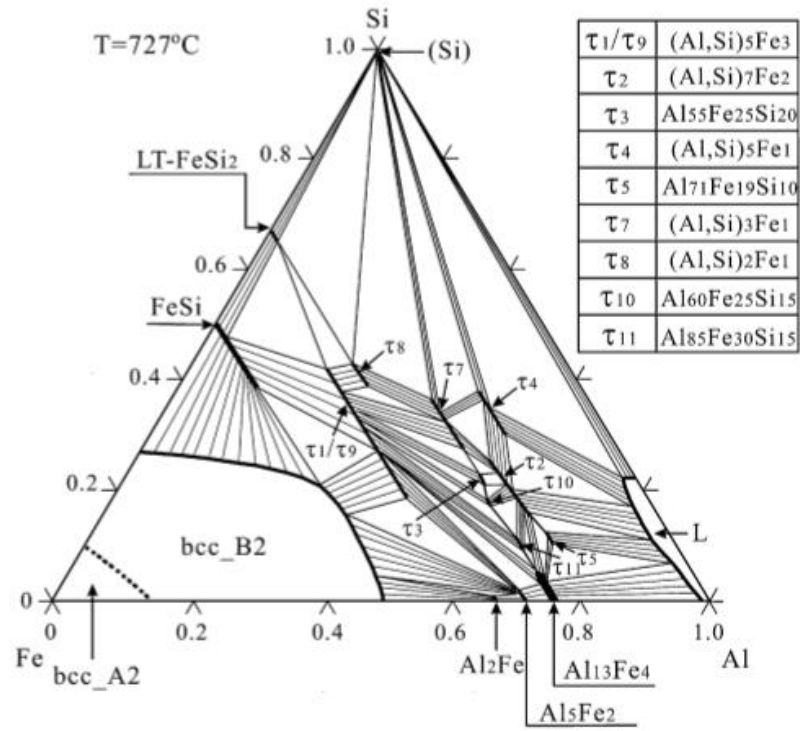
Çizelge 6. 5 H21 çeliği yüzeyinde oluşan intermetalik bileşiklerin mikrosertlikleri [50]

Bileşik	Mikrosertlik (HV, kg/mm ²)
H21 takım çeliği (A380)	271
FeAl ₂	974
Fe ₂ Al ₅	-
FeAl ₃	403
A380 alaşımı	93

Yapı içerisindeki porozite azaldıkça sertlik artmaktadır. Bu yüksek sertlikteki intermetalik bileşikler aşınma dayanımına karşı direnci arttırmaktadır. Ancak demir esaslı alaşımlarda bu durum aşınma direncini arttırmayabilir. Çünkü, çelik yüzeyinde homojen olmayan alaşım elementi dağılımı sonucu oluşan intermetalik bileşikler yüzeyde kabarcık şeklinde bulunabilir bu durumda aşınma dayanımını düşürür.

Yong Du ve arkadaşları tarafından gerçekleştirilen çalışmalarda kullanılan Fe-Al ikili denge diyagramı Şekil 6.13 'de, 550 °C ve 727 °C'de ölçülen Al-Fe-Si üçlü denge diyagramları Şekil 6.14 ve Şekil 6.15 'da verilmiştir [56].





Şekil 6. 15 727 °C'de Al-Fe-Si sisteminin üçlü denge diyagramı [56]

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

7.1 Giriş

AISI H13 tipi çeliklerinin; mekanik özellikler ve maliyet göz önünde bulundurulduğunda, alüminyum enjeksiyon ve alüminyum döküm kalıplarında kullanımı tercih edilmektedir. Yüksek sıcaklık ve yüksek basınç şartlarına maruz kalan bu tip kalıp malzemelerinde kullanım ömürleri çok önemli bir durumdur. Kalıp malzemesinin kullanım ömrünü uzatmak için birinci seçenek kalıp malzemesinin değiştirilmesi iken ikinci seçenek kullanılan kalıp malzemesine uygun yüzey işlemlerini uygulamaktır. Ancak proses maliyeti göz önünde bulundurulduğunda, kalıp malzemesini değiştirmektense, kullanılan kalıp malzemesine uygun yüzey işlemlerinin uygulanması daha tercih edilir bir durumdur.

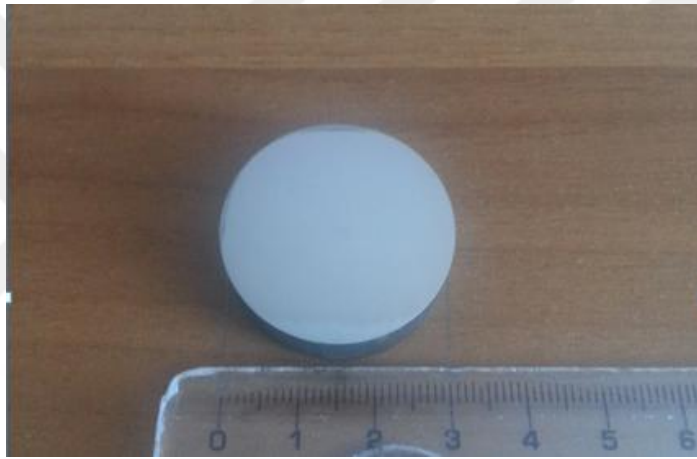
Deneyisel çalışmalarda AISI H13 sıcak iş takım çeliğinin yüzeyine Titanit Ultra Sert Kaplamalar San. ve Tic. Ltd. Şti. firmasında Katodik-Ark Fiziksel Buhar Biriktirme (CAPVD) yöntemiyle; CrN, TiN ve AlTiN kaplamalar yapılmıştır. Daha sonra hazırlanan H13 sıcak iş takım çeliği numuneleri belirli sıcaklık ve sürelerde alüminyum A356 alaşımı ile temas etmiştir ve yüzeyde oluşan alüminyum yapışmasına bağlı yapışma hasarı ve miktarı, mikroyapı görüntüleri ve yüzey pürüzlülükleri incelenerek saptanmıştır. Buna bağlı olarak da hangi kaplama tipinin alüminyum yapışmasına karşı daha dirençli olduğu tespit edilmiştir.

7.2 Deneyde Kullanılan Malzemeler

Alüminyum yapışmasına karşı incelenecek kalıp malzemesi olarak Kromlu Sıcak İş Takım Çelikleri grubundan H13 sıcak iş takım çeliği seçilmiştir. Kullanılan alüminyum

alaşımı ise A356 alüminyum alaşımı olup Çizelge 7.1 ve Çizelge 7.2’de sırasıyla kullanılan kalıp malzemesi çeliğin ve alüminyum alaşımının kimyasal içeriği gösterilmiştir. Ayrıca kalıp çeliğine veya kaplamaya yapışan alüminyum yüzeyden ayırmak için NaOH kullanılmıştır.

Deneyde kullanılan H13 sıcak iş takım çelikleri numuneleri 30 mm çapta olup 15 mm yüksekliktedir. Bu numuneler sırasıyla 60, 120, 180, 240, 320, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 meshlik zımparalarla zımparalama işlemine tabi tutulduktan sonra 1 µ’luk elmas pasta ile numunelerin yüzeyi parlatılmıştır. Deneyde kullanılan A356 alüminyum alaşımı ise; 12 mm çapta olup 5mm yüksekliğe sahiptir. Şekil 7.1’de yüzey hazırlığı tamamlanmış AISI H13 sıcak iş takım çeliği fotoğraflanmıştır.



Şekil 7. 1 AISI H13 Çeliği (Numune)

Bu çelik, Sıcak İş Takım Çeliği içerisinde Kromlu Sıcak İş Takım Çeliği grubunda yer alıp, krom-molibden-vanadyum alaşımlı çeliktir.

Çizelge 7. 1 H13 Sıcak İş Takım Çeliğinin Kimyasal Bileşimi ve Adlandırılması

Kimyasal Bileşim (%)	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
	0,4	1,0	0,4	5,3	1,3	1,0
Standart Tanımlama	AISI H13, W.-Nr. 1.2344, EN X40CrMoV5-1					

H13 sıcak iş takım çeliğinin genel özellikleri şöyle sıralanabilir [57];

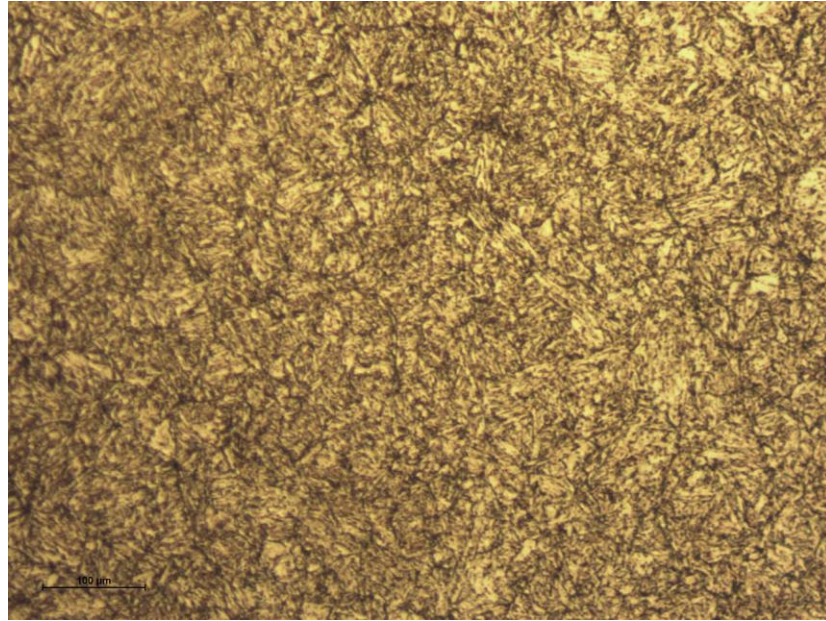
- Düşük ve yüksek sıcaklıklarda yüksek aşınma dayanımı
- Yüksek tokluk ve süneklik

- Yüksek işlenebilirlik ve parlatılabilirlik (iyi yüzey kalitesi)
- İyi yüksek sıcaklık dayanımı ve ısıl yorulmaya karşı yüksek direnç
- Mükemmel sertleşebilirlik
- Sertleştirme esnasında kısıtlı çarpılma

Çizelge 7. 2 A356 Alüminyum Alaşımının Kimyasal Kompozisyonu

Al (%)	Si (%)	Mg (%)	Cu (%)	Fe (%)	Mn (%)	Ti (%)
92	7	0,4	0,02	0,15	0,002	0,115

H13 sıcak iş takım çeliklerinin temini ve bu çeliklerin ısıl işlemi Sağlam Metal ısıl işlem tesislerinde gerçekleştirilmiştir. Numuneler, yapı içerisinde homojen ısınma olması için iki kademeli ön ısıtmanın ardından 1050 °C sıcaklıkta östenitleştirme işlemine tabi tutulmuştur. Yapı tamamen östenit faza dönüştükten sonra su verme işlemi gerçekleştirilmiştir. Sertleştirme sonrası martenzitin yanında, mekanik özellikleri olumsuz etkileyen artık östenit de meydana gelir. Uygulanan çift temperleme işlemiyle yapıdaki artık östenit giderilir ve çelik 47-52 HRC aralığında sertlik değerlerine ulaşmış olur. Isıl işlemin ardından, yapıda hem sertlik artışı hem de homojen sertlik sağlanırken, oluşan yapı martenzitik mikro yapıya sahiptir.



Şekil 7. 2 Isıl İşlem Sonrası Oluşan Temperlenmiş Martenzitik Yapı

Sıcak iş takım çeliği grubunda yer alan H13 takım çeliği, bu grubun en yaygın kullanılan çeliğidir. Bu çelik tipi; yüksek sıcak dayanım, iyi aşınma dayanımı ve yüksek tokluğa sahip olup, bu durum içerdiği % 0,4 C, % 5,0 Cr ve aynı zamanda % 1,5 Mo, % 1,0 V ve bazen de artan silisyuma bağlıdır.

500/650 °C'de temperlendikten sonra Mo₂C ve VC gibi alaşım karbürlerin çökeltilerinin göstermiş olduğu ikincil sertleşme durumu ile H13 takım çeliği yüksek sıcaklıklarda özelliklerini koruyabilmektedir.

Önerilen östenitleme sıcaklıklarında H13 sıcak iş takım çeliğinde en kararlı karbür yapı VC olup, bu karbür yapıları bu sıcaklıkta çözünmeden kalırlar. Östenit tane sınırına dağılmış olan çözünmemiş karbürler, östenit tane boyutunu muhafaza ederler. Yani, bu karbürler tane sınırına çökerek östenit sıcaklığında tane kabalaşmasını önlerler. H13, havada soğutma ile sertleştirilmiş çeliktir. Fakat büyük parçalarda yavaş soğuma seviyelerinde alt ve üst beynit oluşumu meydana gelir ve soğuma esnasında karbürlerin östenit tane sınırına çökme eğilimleri artar. Bilindiği gibi üst beynit hem yüksek sünekliği hem de çarpma tokluğunu zayıflatmaktadır.

İkincil sertlik çökeltiye bağlı olup, ikincil sertleştirmenin yoğunluğu, hacim oranının artması ve alaşım karbürlerinin partikül boyutlarının azalmasıyla artar. Yüksek sıcaklıklarda yapılan östenitleme işlemi, temperleme esnasında çekirdeklerin büyük olmasını sağlar ve sonuç olarak küçük partikül boyutu, partiküller arası az boşluk ve ikincil sertleşmenin yoğunluğu yüksek olur.

H13 sıcak iş takım çeliği; yüksek basınçlı döküm kalıpları, alüminyum döküm kalıp çeliklerinde, yüksek gerilmeler altında çalışan kovanlarda, zimba ve mandrel gibi uygulama alanlarında kullanılır [58].

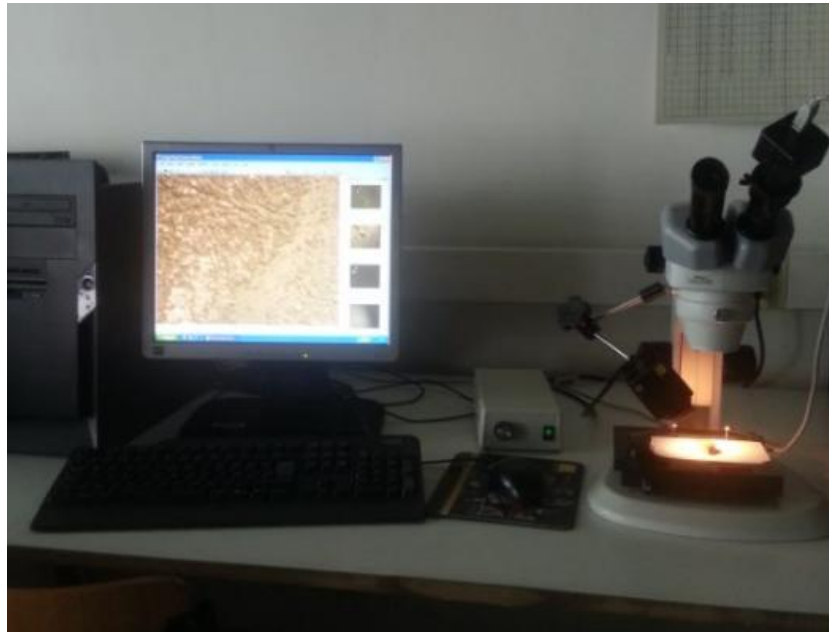
7.3 Deneyde Kullanılan Cihazlar

Hazırlanmış olan AISI H13 çelikleri ile alüminyumun etkileşimi kamara tipi rezistanslı Protherm Furnaces PLF 120/55 model fırında yapılmıştır (Şekil 7.3).



Şekil 7. 3 Protherm Furnaces PLF 120/55 model fırın

Hazırlanmış numunelerin yapışma öncesi ve yapışma sonrası yüzey görüntüleri ve kaplamaların yüzey görüntüleri NİKON SM 2645 model optik mikroskop ile alınmıştır (Şekil 7.4).



Şekil 7. 4 NİKON SM 2645 model optik mikroskop

Hazırlanmış numunelerin yapışma öncesi ve yapışma sonrası yüzey pürüzlülük değerleri MAHR Perthometer S2 cihazı ile ölçülmüştür (Şekil 7.5).



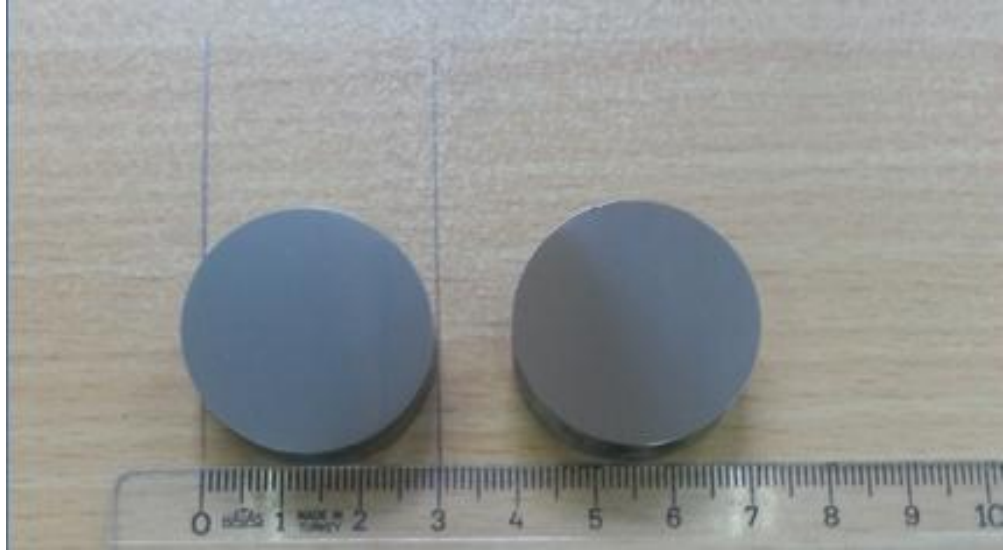
Şekil 7. 5 MAHR Perthometer S2 cihazı

7.4 Yüzey Modifikasyonları

Yüzey modifikasyonları Titanit Ultra Sert Kaplamalar San. ve Tic. Ltd. Şti.'de yapılmıştır. AISI H13 sıcak iş takım çeliği numuneler Katodik-Ark PVD tekniği ile CrN, TiN ve AlTiN kaplanmıştır.

CrN Kaplama: Yüzeyi zımparalanıp, parlatılmış H13 sıcak iş takım çeliği numuneler, vakum fırında Katodik-Ark PVD tekniği ile kaplanmıştır. Şekil 7.3'de CrN kaplanmış AISI H13 çeliğini fotoğraf olarak gösterilmektedir.

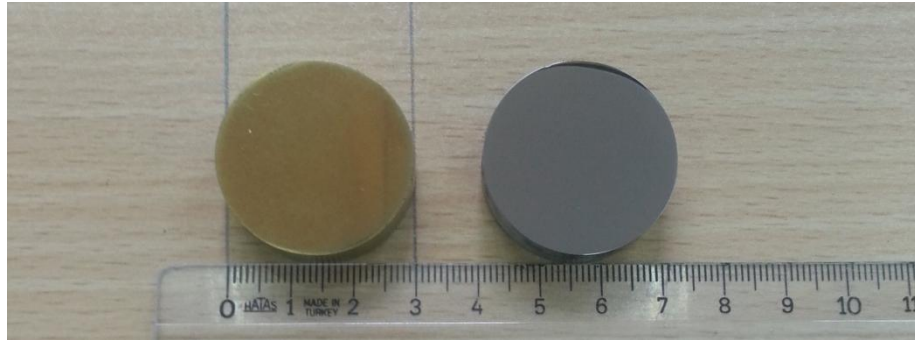
CrN kaplama; gümüş/metal renkte olup, sertliği $HV_{0,05}=2000$ 'dir. Kullanım sıcaklığı 600°C civarındadır.



Şekil 7. 6 CrN kaplanmış H13 çeliği(solda) ve herhangi bir yüzey modifikasyonu uygulanmamış H13 çeliği(sağda)

TiN Kaplama: Yüzeyi zımparalanıp, parlatılmış H13 sıcak iş takım çeliği numuneler, vakum fırında Katodik-Ark PVD tekniği ile kaplanmıştır. Şekil 7.4’de TiN kaplanmış AISI H13 çeliğini fotoğraf olarak gösterilmektedir.

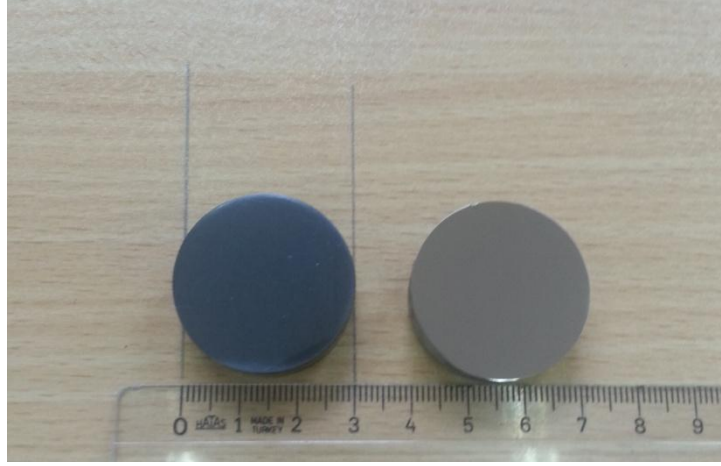
TiN kaplama; altın sarısı renkte olup, sertliği $HV_{0,05} > 2400$ ’dir. Kullanım sıcaklığı 500°C civarındadır.



Şekil 7. 7 TiN kaplanmış H13 çeliği(solda) ve herhangi bir yüzey modifikasyonu uygulanmamış H13 çeliği(sağda)

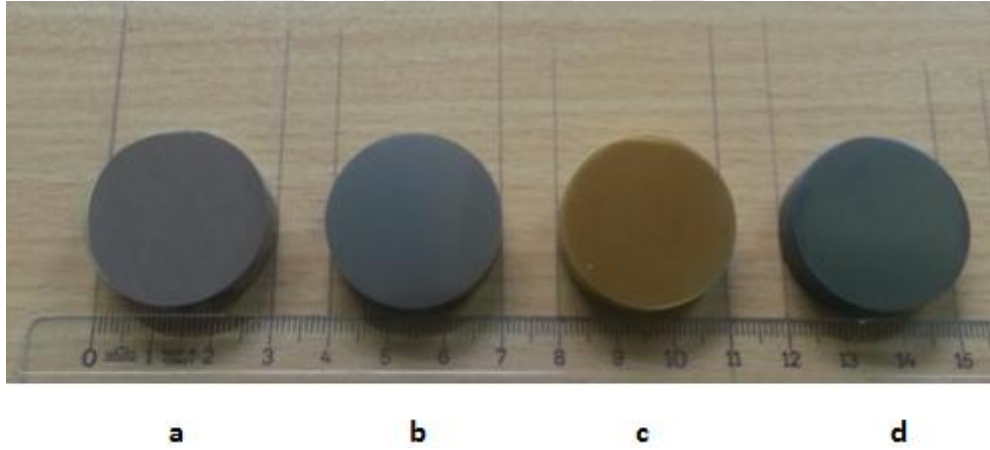
AlTiN Kaplama: Yüzeyi zımparalanıp, parlatılmış H13 sıcak iş takım çeliği numuneler, vakum fırında Katodik-Ark PVD tekniği ile kaplanmıştır. Şekil 7.5’de AlTiN kaplanmış AISI H13 çeliğini fotoğraf olarak gösterilmektedir.

AlTiN kaplama; koyu gri renkte olup, sertliği $HV_{0,05} = 3100$ ’dir. Kullanım sıcaklığı 850°C civarındadır.



Şekil 7. 8 AlTiN kaplanmış H13 çeliği(solda) ve herhangi bir yüzey modifikasyonu uygulanmamış H13 çeliği(sağda)

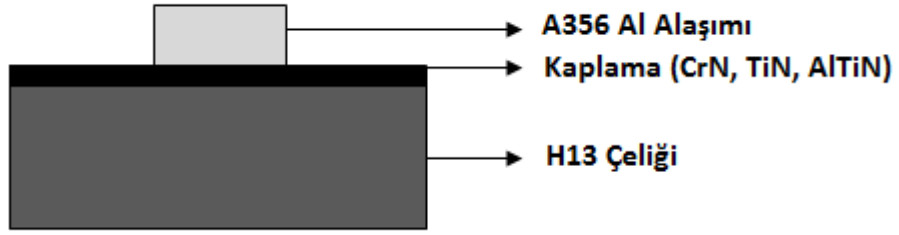
Herhangi bir yüzey işlemi uygulanmamış ve CrN, TiN, AlTiN kaplanmış AISI H13 sıcak iş takım çeliği numuneleri hepsi bir arada Şekil 7.5’de gösterilmektedir.



Şekil 7. 9 Herhangi bir yüzey modifikasyonu uygulanmamış ve yüzey modifikasyonu uygulanmış numuneler a) Kaplamasız H13 çeliği b) CrN kaplamalı H13 çeliği c) TiN kaplamalı H13 çeliği d) AlTiN kaplamalı H13 çeliği

7.5 Deneyin Yapılması

Deneyde kaplamasız ve farklı kaplanmış H13 sıcak iş takım çelik numuneler üzerine aynı deney içerisinde aynı olacak şekilde hazırlanan farklı çapta ve yükseklikte kesilmiş A356 alüminyum alaşımları, kapalı fırında 800 °C’de farklı sürelerde çelik numuneler üzerinde bekletilerek, yapışma eğilimleri incelenmiştir. Şekil 7.10’da deney düzeneği şematik olarak gösterilmektedir.

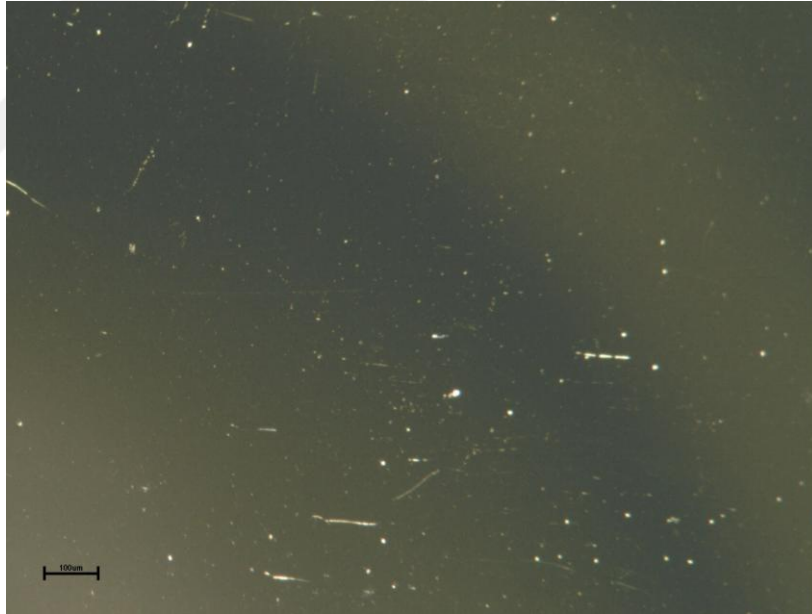


Şekil 7.10 Yapışma Testi Düzeneği (Şematik)

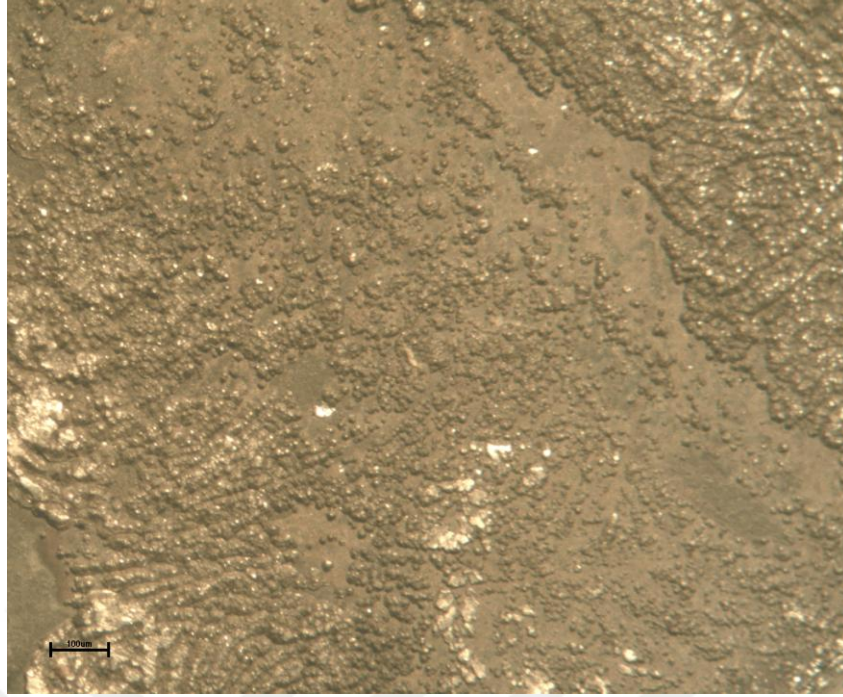
7.6 Deney Sonuçları ve Deney Sonuçlarının İrdelenmesi

I. Deney

Kaplamasız, ısıtılmış H13 çeliği üzerine konulan A356 alüminyum alaşımı, 800 °C'ye ayarlanmış olan fırının içerisine konularak 30 dakika bekletilmiştir. Daha sonra suda soğutulan numune üzerindeki alüminyum parça yüzeyden fiziksel olarak ayrılmıştır.



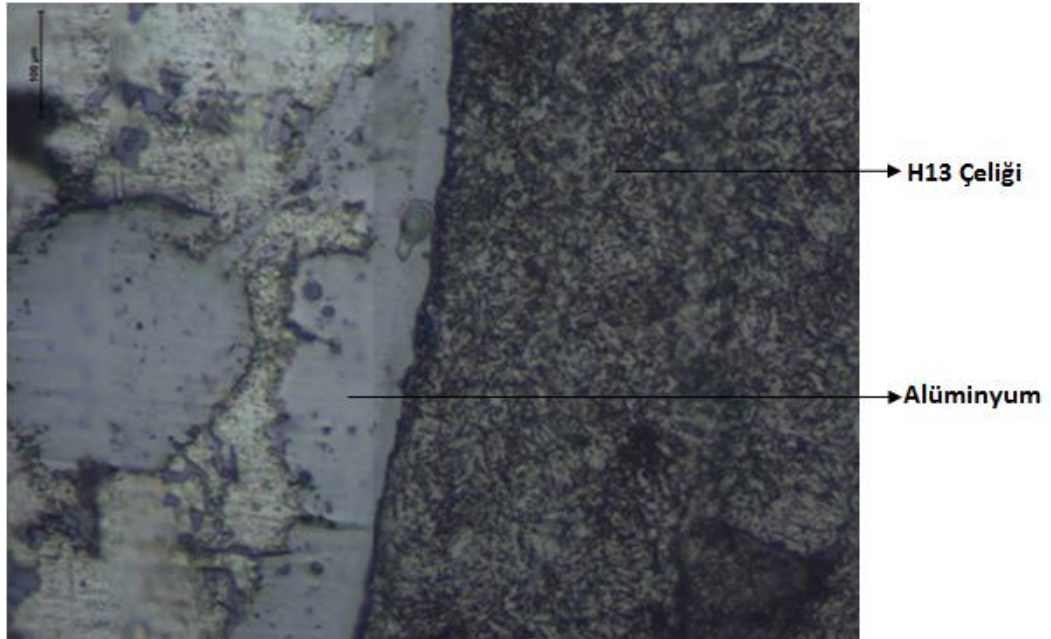
Şekil 7. 11 Kaplamasız çeliğin yapışma öncesi yüzey görüntüsü



Şekil 7. 12 Kaplamasız çeliğin yapışma sonrası yüzey görüntüsü

Yüzeyde alüminyum yapışmaları açık bir şekilde görülmektedir. Yapışmanın fazlalığı, yapışma şiddetinin büyük olduğunu göstermektedir.

Daha sonra ortadan kesit olarak kesilen numunenin arayüzeyi metalografiye hazırlanmıştır.



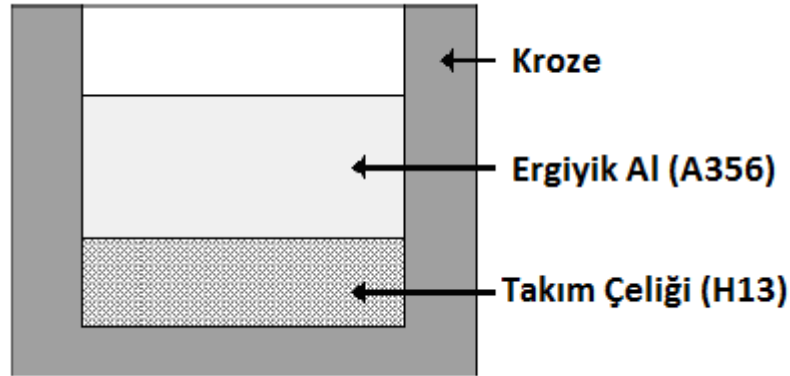
Şekil 7. 13 Yalnız ısıtılmış, 30 dk A356 Al alaşımı ile temas etmiş H13 çeliğinin arayüzeyi

A356 alüminyum alaşımı, H13 çeliği yüzeyinde 800 °C'de 30 dk bekletildikten sonra yüzeyde oluşan alüminyum yapışması kesitten alınan görüntüyle Şekil 7.13'de gösterilmektedir.

II. Deney

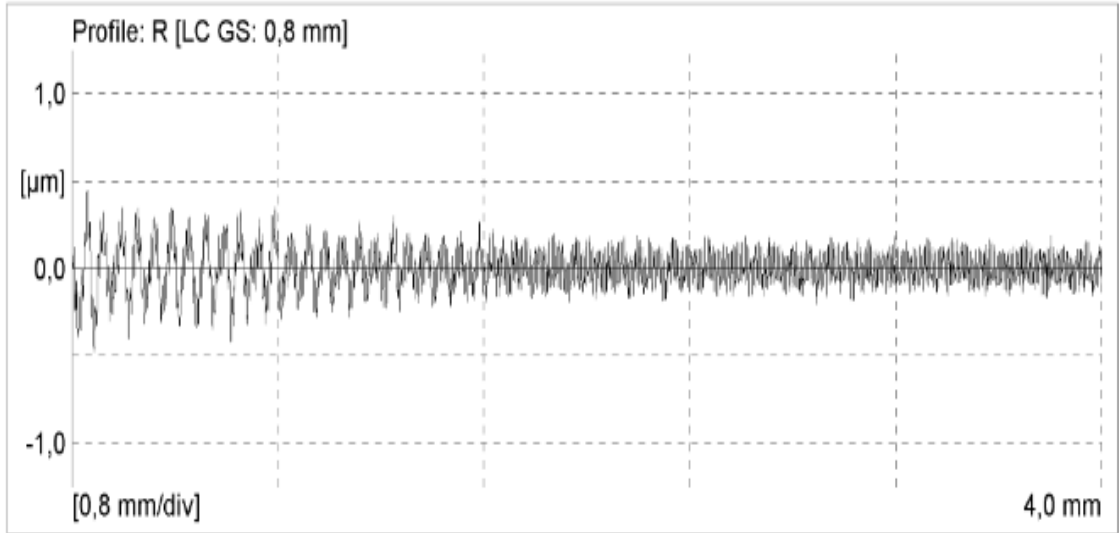
Bu deneyde kroze içerisine konan H13 çeliği fırın içerisinde 400 °C sıcaklıkta, kalıp sıcaklığı göz önünde bulundurulduğundan, 30 dakika boyunca bekletilmiştir. Diğer taraftan A356 alüminyum alaşımı bir pota içerisinde ergitilmiştir. Daha sonra sıvı A356 alüminyum alaşımı 400 °C'ye ısıtılmış kroze içerisindeki H13 çeliği üzerine dökülüp, tekrar 720 °C sıcaklığa ayarlanmış fırın içerisine konmuştur. 24 saat boyunca 700 °C sıcaklıkta işlem devam etmiştir.

Şekil 7.14'da deney şematik olarak gösterilmiştir. Çeliğin yüzeyi sürekli olarak sıvı alüminyum alaşımı ile temas halinde olmuştur. Daha sonra bu sürenin sonunda kroze fırından çıkartılarak su verme işlemine tabi tutulmuştur.



Şekil 7. 14 Yapışma testi düzeneği (Şematik)

Daha sonra çelik yüzeyine yapışan alüminyumu yüzeyden ayırmak için numune NaOH çözeltisi içerisine atılıp, çözünme işlemi bitene kadar beklenmiştir. Çözünme bittikten sonra, deneye başlamadan önce ölçülen yüzey pürüzlülüğü ile çözünme sonrası ölçülen yüzey pürüzlülüğü arasındaki fark sonucu alüminyumun çelik yüzeyine yapışarak oluşturduğu hasar ve buna bağlı olarak da yapışma şiddeti görülmüştür. Çizelge 7.3'de ısıtılmış H13 çeliğinin yapışma öncesinde yüzey pürüzlülüğü, Çizelge 7.4'de ise yapışma işleminden sonra ısıtılmış H13 çeliğinin yüzey pürüzlülüğü verilmiştir.

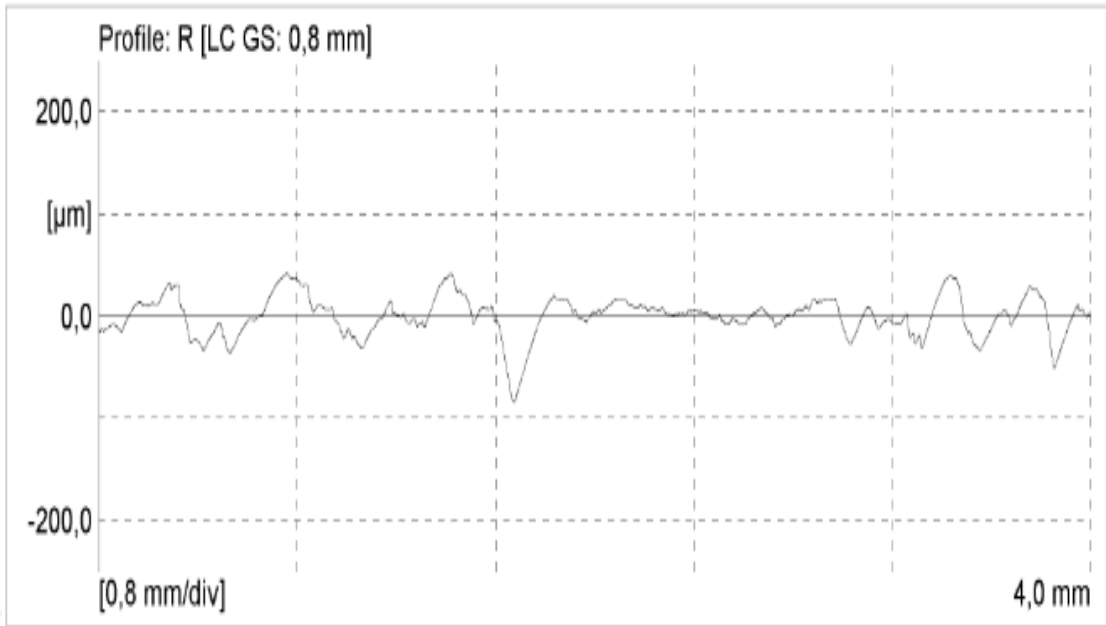


Şekil 7. 15 700 °C’de 24 saat süren deneyde ısıtılmış H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük grafiği

Çizelge 7. 3 700 °C’de 24 saat süren deneyde ısıtılmış H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük değerleri

R_a	0,087 μm
R_q	0,112 μm
R_z	0,537 μm
R_{max}	0,930 μm
R_t	0,930 μm

700 °C’de 24 saat süren deneyde ısıtılmış H13 çeliğinin yapışma öncesi ortalama yüzey pürüzlülük değeri $R_a=0,087 \mu\text{m}$ olarak ölçülmüştür.



Şekil 7. 16 700 °C’de 24 saat süren deneyde ısıtılmış H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük grafiği

Çizelge 7. 4 700 °C’de 24 saat süren deneyde ısıtılmış H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük değerleri

R_a	14,465 μm
R_q	19,687 μm
R_z	77,666 μm
R_{max}	103,310 μm
R_t	125,810 μm

700 °C’de 24 saat süren deneyde ısıtılmış H13 çeliğinin yapışma öncesi ortalama yüzey pürüzlülük değeri $R_a=19,687 \mu m$ olarak ölçülmüştür.

III. Deney

Aynı çapta ve yükseklikte hazırlanmış olan A356 alüminyum alaşımı; yalnız ısıtılmalı H13 sıcak iş takım çeliği, CrN, TiN ve AlTiN kaplamalı H13 sıcak iş takım çelikleri üzerine konup, fırın içerisinde 800 °C'de 2 saat süreyle bekletilmiştir. 2 saat süren bu işlemin ardından, numuneler fırın içerisinde kontrollü olarak soğutulmuştur.

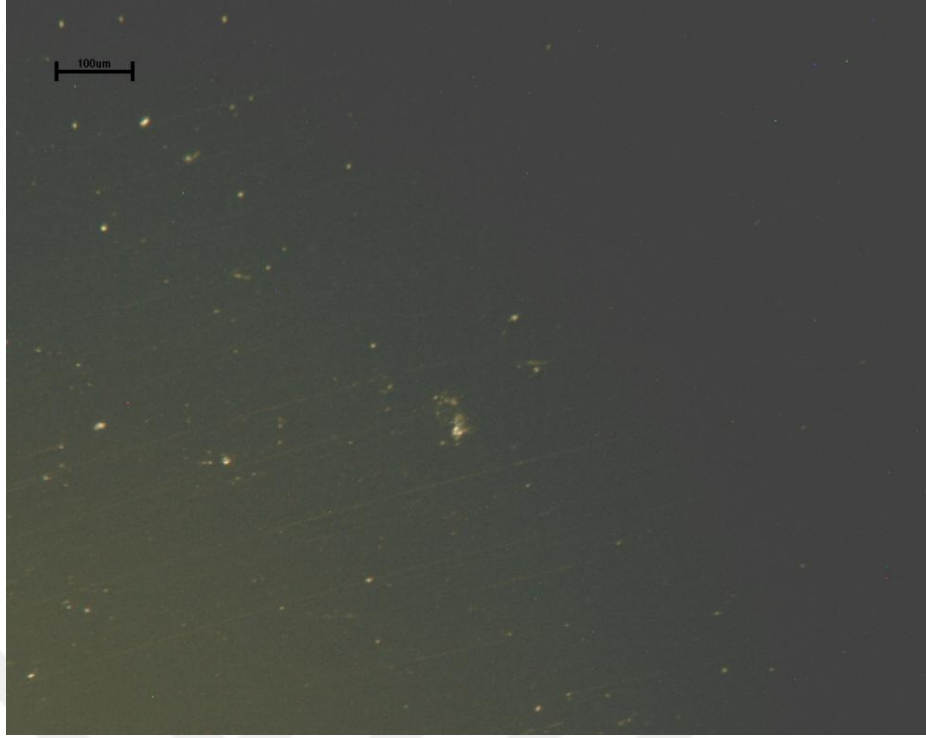
Fırın içerisinde çıkartılan numunelerin yüzeyindeki alüminyum parçaların yapışma şiddetleri Çizelge 7.5'de gösterilmiştir.

Çizelge 7. 5 800 °C'de 2 saat süren yapışma testinde alüminyum yapışma şiddetlerinin kıyaslanması

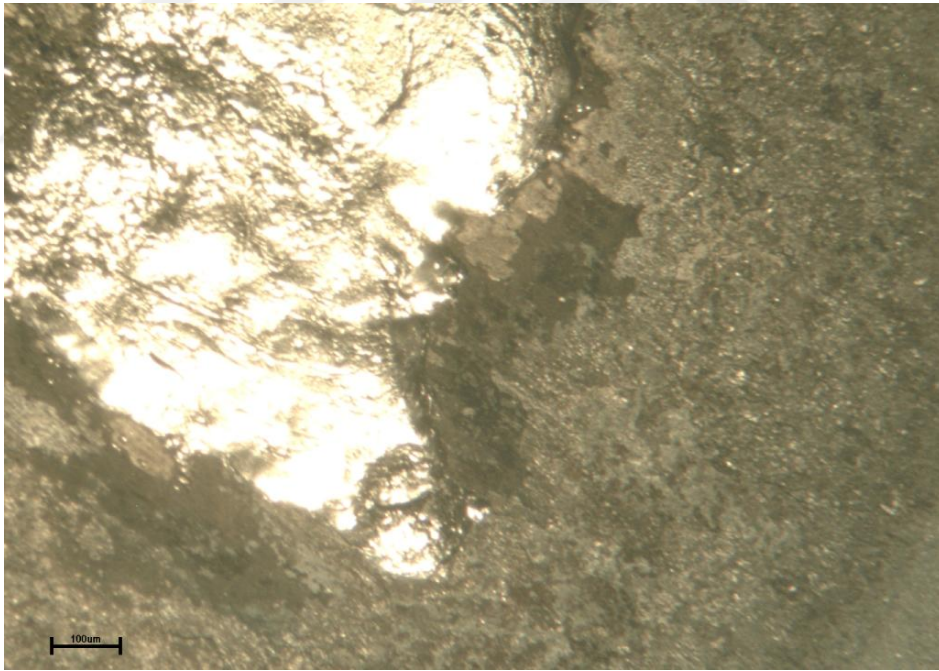
Yüzey Modifikasyonu	Yapışma Şiddeti
Isıl İşlemlili H13	****
AlTiN Kaplamalı H13	*
CrN Kaplamalı H13	**
TiN Kaplamalı H13	***

(* hafif yapışma, ** orta-hafif yapışma, *** orta yapışma, **** orta-ağır yapışma, ***** ağır yapışma)

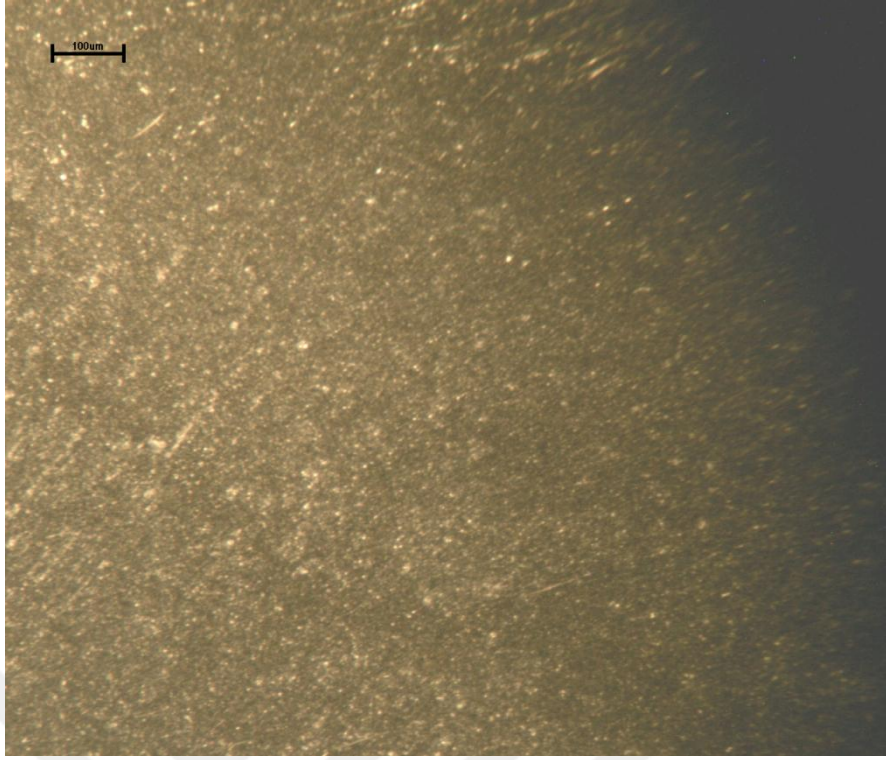
Çizelge 7.5 incelendiğinde herhangi bir yüzey modifikasyonu uygulanmamış ısıtılmalı H13 çeliğinde yapışma şiddetinin en fazla olduğu görülmüştür. Ardından TiN kaplamalı H13 çeliğinde, ısıtılmalı H13 çeliğine göre yapışma şiddeti biraz daha az olduğu görülmüştür. AlTiN kaplamalı H13 çeliğinde yapışma şiddeti oldukça düşüktür. Yüzeydeki A356 alüminyum alaşımı çok düşük miktarda yüzeye yapışma eğilimi göstermiştir. CrN kaplamalı H13 çeliğine baktığımızda, AlTiN kaplamalı H13 çeliğine göre biraz daha fazla yapışma eğilimi göstermiştir. AlTiN kaplamasının kullanım sıcaklığının diğer kaplama tiplerine göre daha yüksek olmasından ötürü, yapışmaya karşı daha dirençlidir.



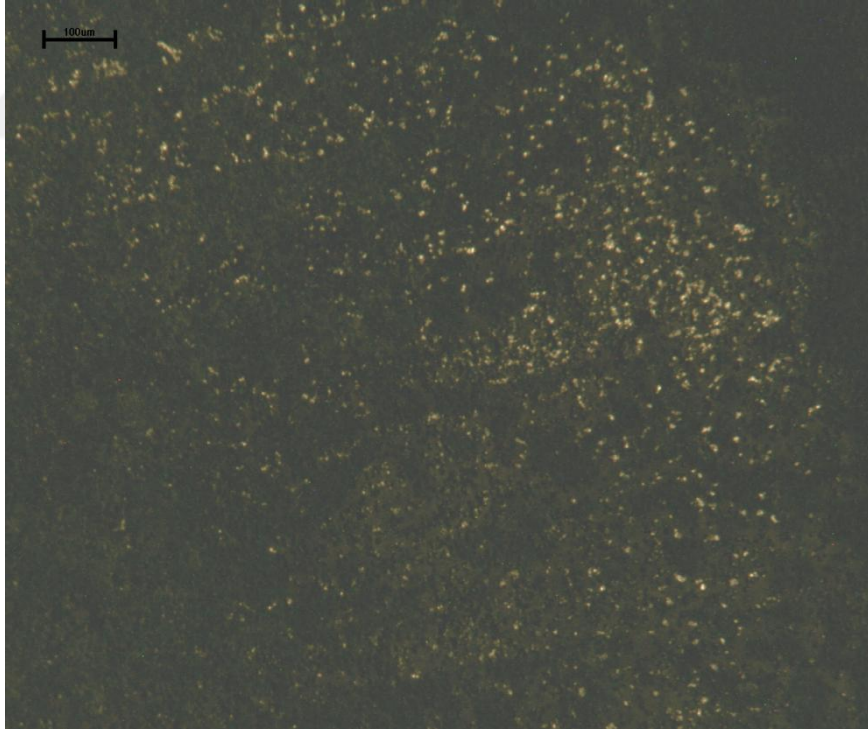
Şekil 7. 17 800 °C'de 2 saat yapılan deneyde yapışma öncesi ısıtılmış H13 çeliği



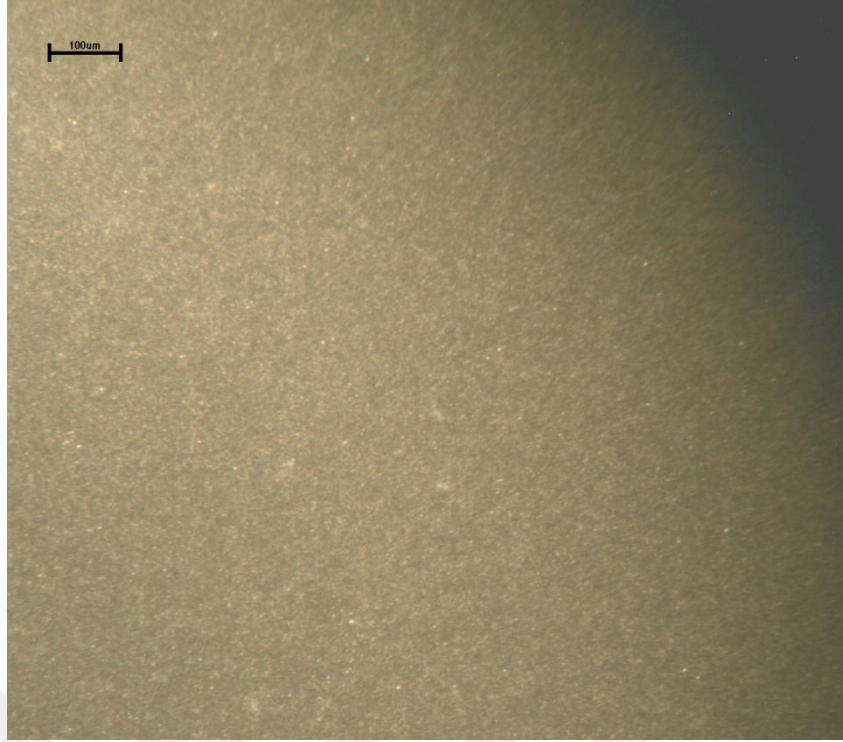
Şekil 7. 18 800 °C'de 2 saat yapılan deneyde yapışma sonrası ısıtılmış H13 çeliği



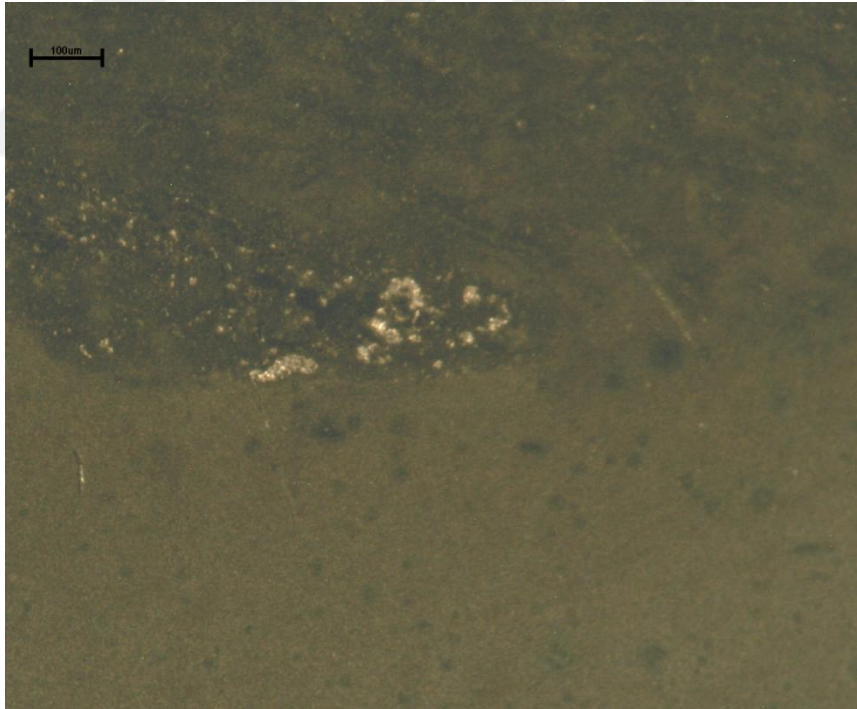
Şekil 7. 19 800 °C'de 2 saat yapılan deneyde yapışma öncesi TiN kaplamalı H13 çeliği



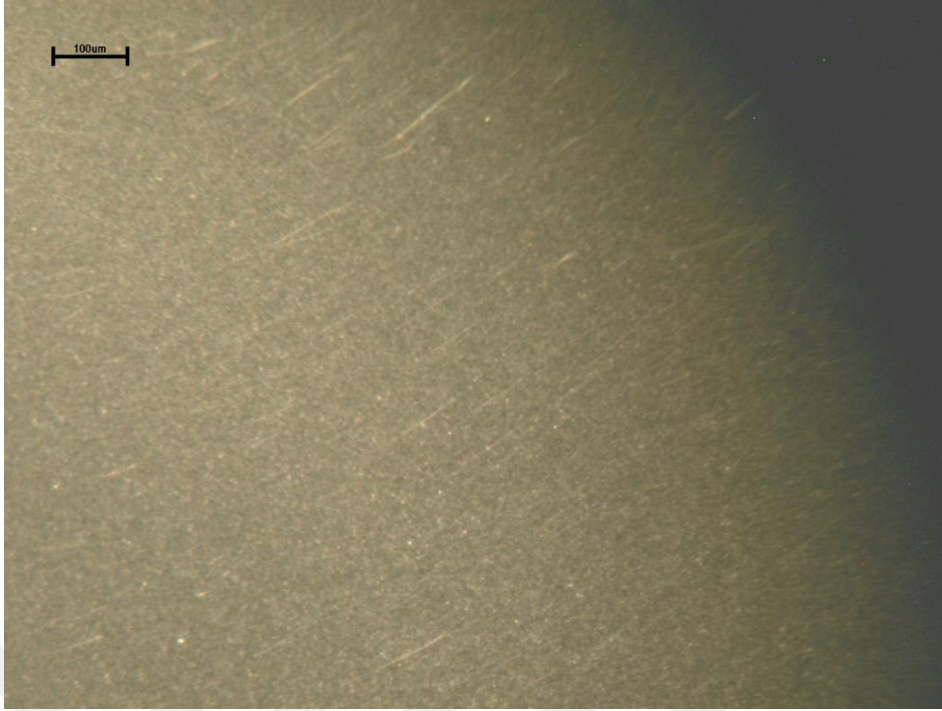
Şekil 7. 20 800 °C'de 2 saat yapılan deneyde yapışma sonrası TiN kaplamalı H13 çeliği



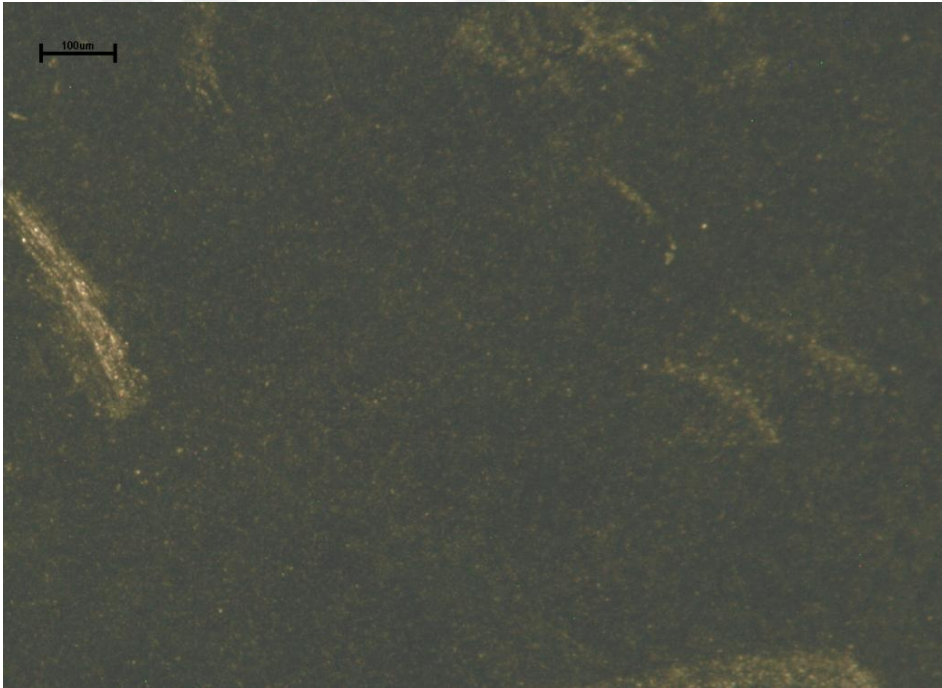
Şekil 7. 21 800 °C'de 2 saat yapılan deneyde yapışma öncesi CrN kaplamalı H13 çeliği



Şekil 7. 22 800 °C'de 2 saat yapılan deneyde yapışma sonrası CrN kaplamalı H13 çeliği



Şekil 7. 23 800 °C’de 2 saat yapılan deneyde yapışma öncesi AlTiN kaplamalı H13 çeliği



Şekil 7. 24 800 °C’de 2 saat yapılan deneyde yapışma sonrası AlTiN kaplamalı H13 çeliği

Alınan yüzey görüntüleri, yüzey modifikasyonu uygulanmamış ısıtılmış H13 çeliğinde, alüminyum yapışmasının en fazla olduğunu göstermektedir. Yüzeyde bariz şekilde alüminyum yapışması gözükmemektedir.

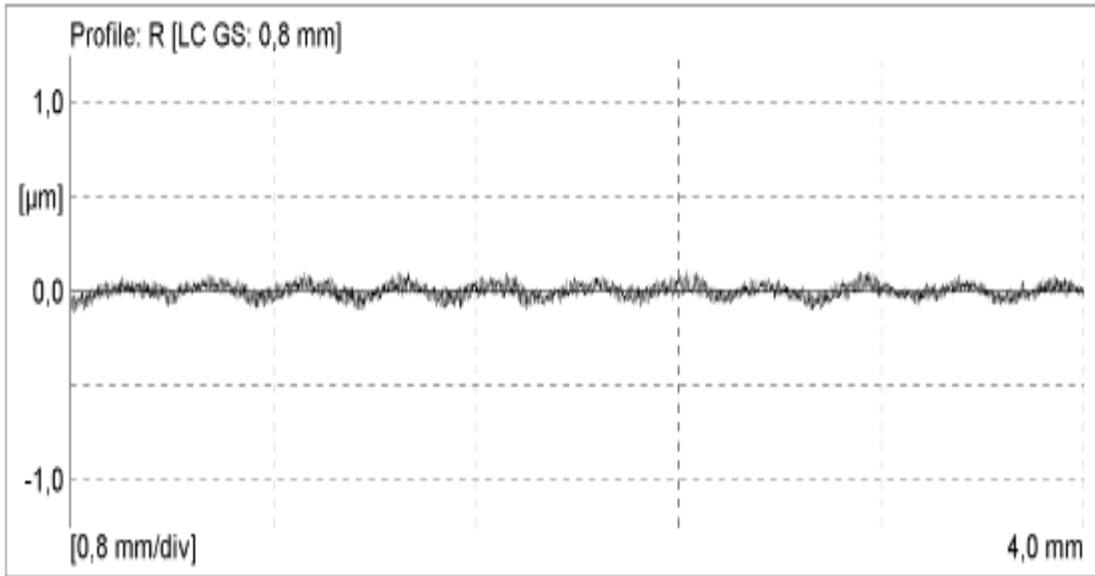
TiN kaplamalı H13 çeliğinin yüzeyinde, noktasal olarak geniş bir alana yayılmış alüminyum yapışması gözükmemektedir.

AlTiN kaplamalı H13 çeliğinin yüzeyinde ise, neredeyse hiç alüminyum yapışması gözükmemektedir. Kaplama yüzeyi alüminyum yapışmasına karşı büyük direnç göstermiştir.

CrN kaplamalı H13 çeliğinin yüzeyinde ise çok nadir rastlanan alüminyum yapışması vardır. Yüzey görüntüsünden de anlaşıldığı üzere yüzeyde az da olsa alüminyum yapışması meydana gelmiştir.

IV. Deney

Aynı çapta ve yükseklikte hazırlanmış olan A356 alüminyum alaşımı; yalnız ısıtılmış H13 sıcak iş takım çeliği, CrN, TiN ve AlTiN kaplamalı H13 sıcak iş takım çeliklerinin yüzey pürüzlülükleri ölçülmüştür. Bu işlemin ardından numuneler üzerine aynı çapta ve yükseklikte alüminyumlar konup, fırın içerisinde 800 °C'de 2 saat süreyle bekletilmiştir. 2 saat süren bu işlemin ardından, numuneler fırın içerisinde kontrollü olarak soğutulmuştur. Daha sonra bütün numuneler NaOH çözeltisi içerisine konarak, yüzeydeki alüminyumlar çözündürülmüştür. Yüzeyden alüminyum çözündürülmesinin ardından, yüzey pürüzlülüğü bir kez daha ölçülmüştür.

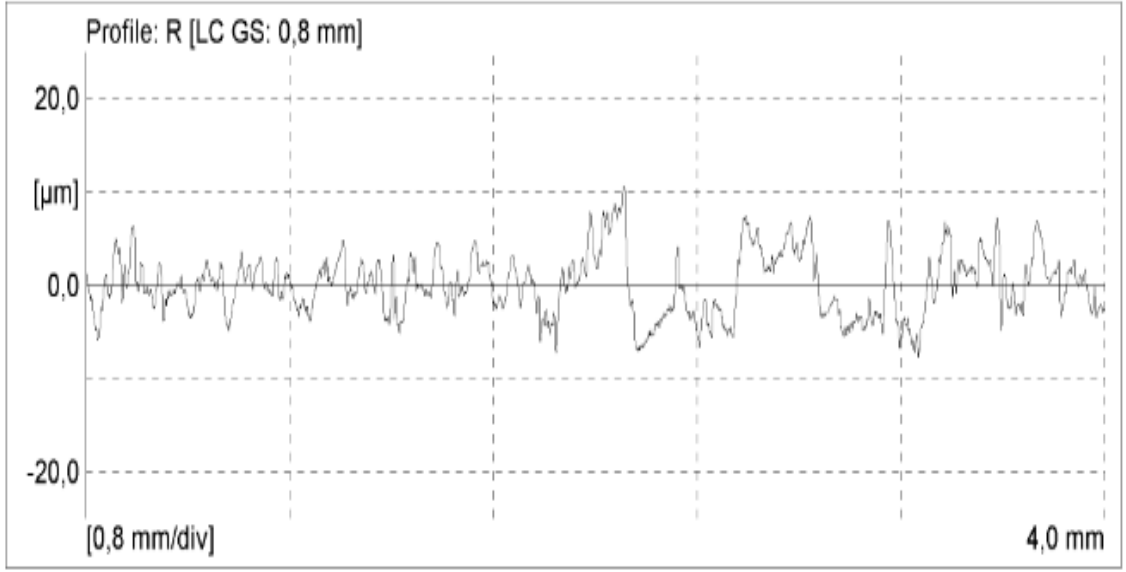


Şekil 7. 25 Isıl işlemlili H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük grafiğı

Çizelge 7. 6 Isıl işlemlili H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük değeri

R_a	0,028 µm
R_q	0,035 µm
R_z	0,192 µm
R_{max}	0,21 µm
R_t	0,23 µm

Isıl işlemlili H13 çeliğinin yapışma öncesi ortalama yüzey pürüzlülük değeri $R_a=0,028 \mu\text{m}$ olarak ölçülmüştür.

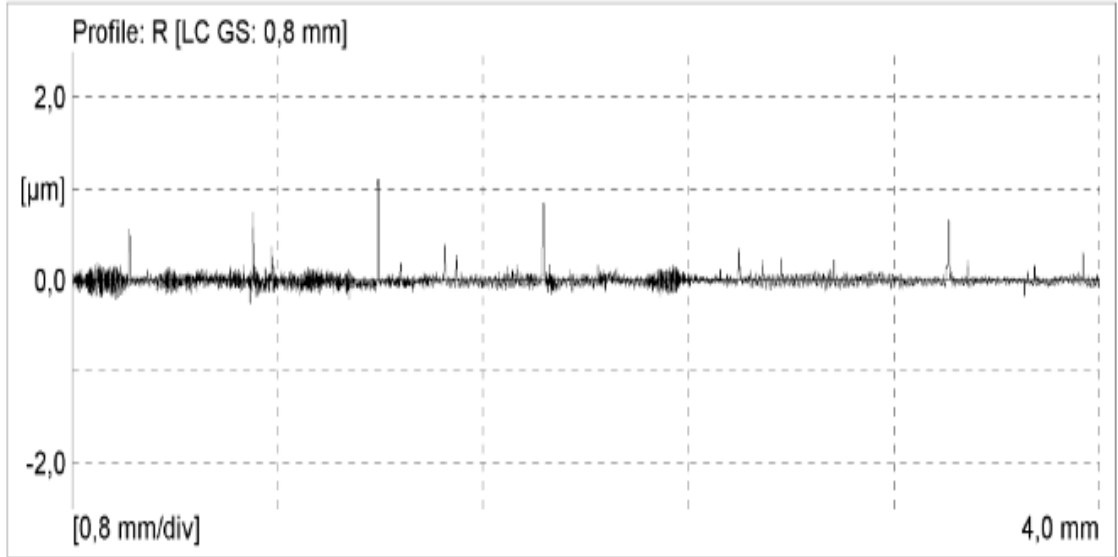


Şekil 7. 26 Isıl işlemli H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük grafiği

Çizelge 7. 7 Isıl işlemli H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük değerleri

R_a	2,654 μm
R_q	3,300 μm
R_z	13,832 μm
R_{max}	17,880 μm
R_t	18,310 μm

Isıl işlemli H13 çeliğinin yapışma sonrası ortalama yüzey pürüzlülük değeri $R_a=2,654 \mu\text{m}$ olarak ölçülmüştür.

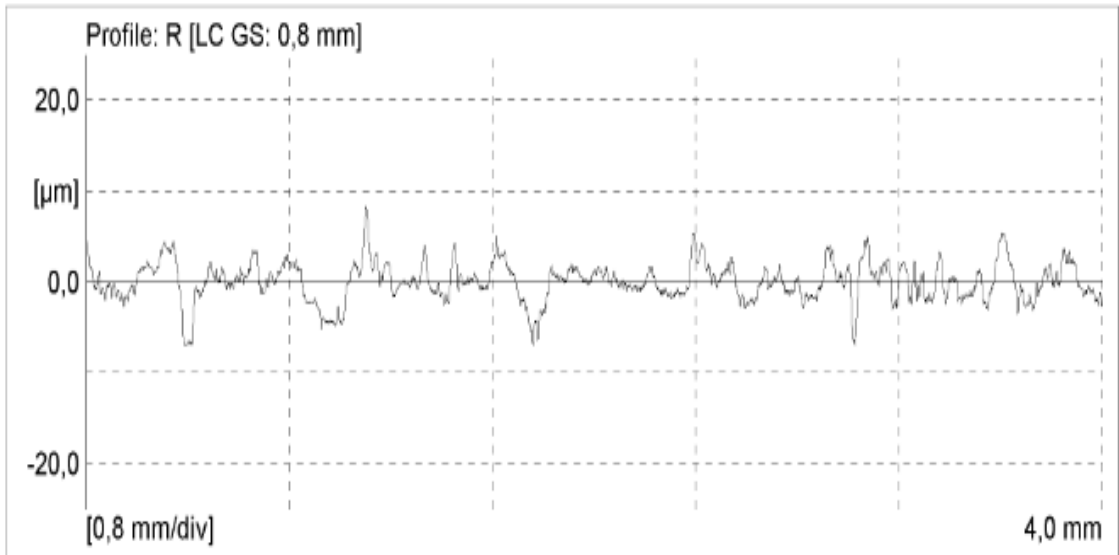


Şekil 7. 27 TiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük grafiği

Çizelge 7. 8 TiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük değerleri

R_a	0,045 μm
R_q	0,082 μm
R_z	0,928 μm
R_{max}	1,310 μm
R_t	1,360 μm

TiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma öncesi ortalama yüzey pürüzlülük değeri $R_a=0,045$ μm olarak ölçülmüştür.

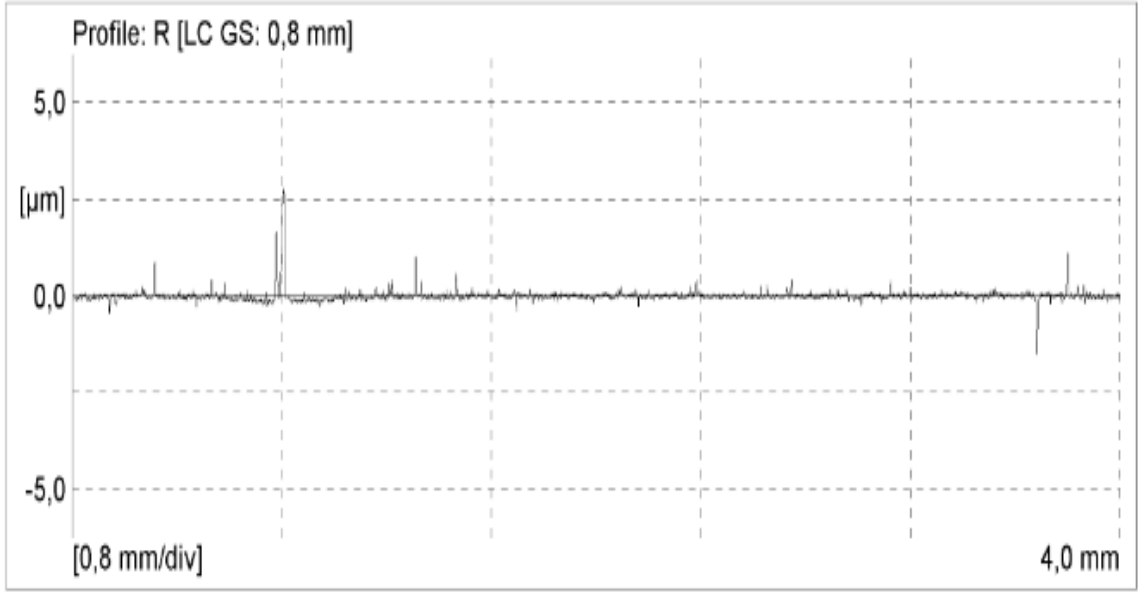


Şekil 7. 28 TiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük grafiği

Çizelge 7. 9 TiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük değerleri

R_a	1,614 μm
R_q	2,126 μm
R_z	11,706 μm
R_{max}	13,570 μm
R_t	15,390 μm

TiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma sonrası ortalama yüzey pürüzlülük değeri $R_a=2,126$ μm olarak ölçülmüştür.

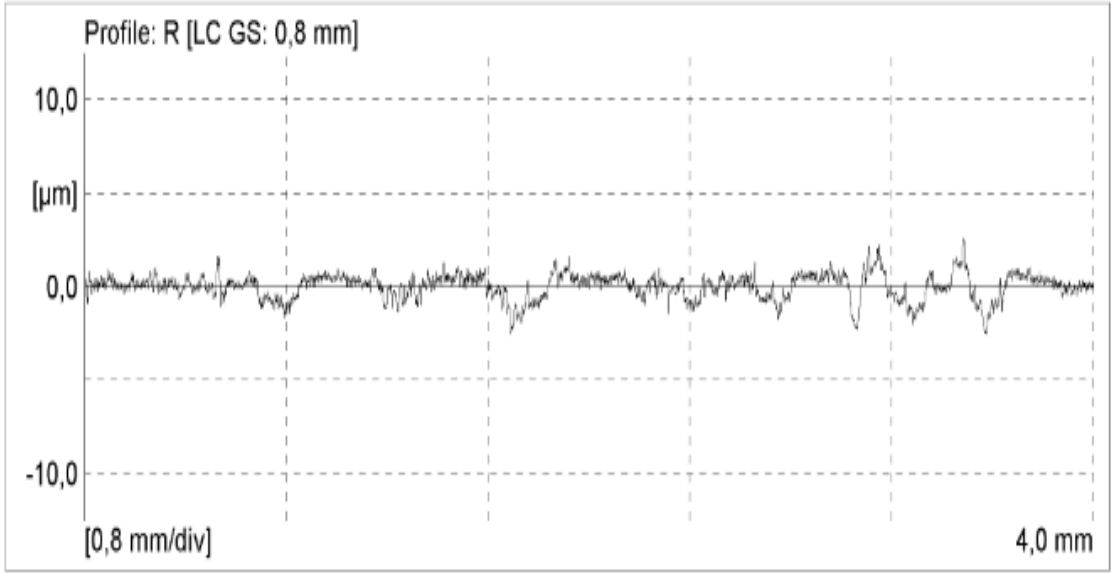


Şekil 7. 29 CrN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük grafiği

Çizelge 7. 10 CrN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük değerleri

R_a	0,064 μm
R_q	0,174 μm
R_z	1,851 μm
R_{max}	3,040 μm
R_t	4,290 μm

CrN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma öncesi ortalama yüzey pürüzlülük değeri $R_a=0,064$ μm olarak ölçülmüştür.

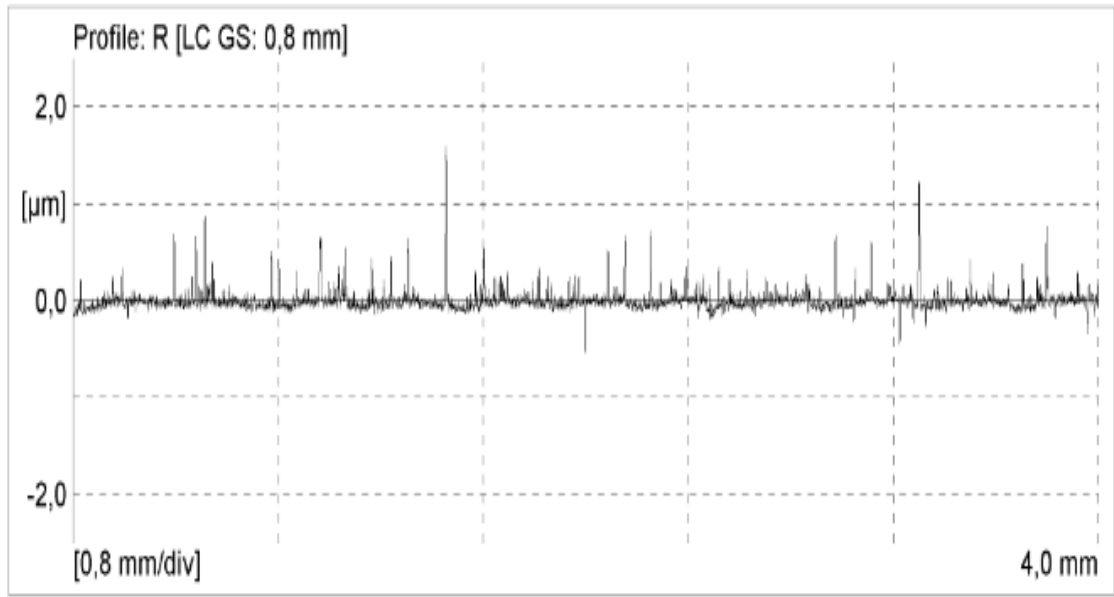


Şekil 7. 30 CrN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük grafiği

Çizelge 7. 11 CrN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük değerleri

R_a	0,529 μm
R_q	0,685 μm
R_z	3,978 μm
R_{max}	5,140 μm
R_t	5,140 μm

CrN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma sonrası ortalama yüzey pürüzlülük değeri $R_a=0,529 \mu\text{m}$ olarak ölçülmüştür.

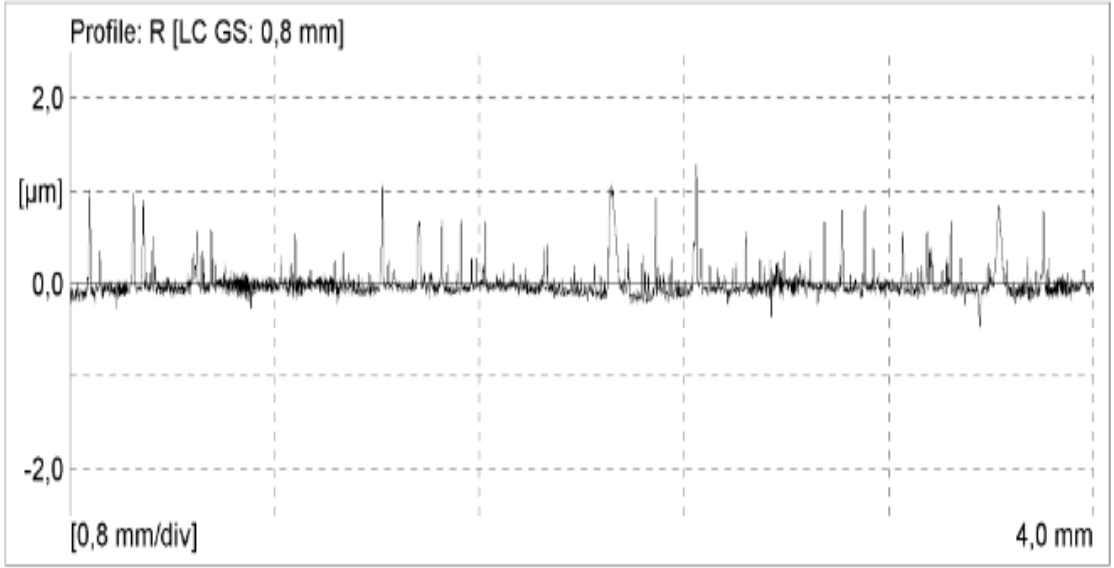


Şekil 7. 31 AlTiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük grafiği

Çizelge 7. 12 AlTiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma öncesi yüzey pürüzlülük değerleri

R_a	0,060 μm
R_q	0,114 μm
R_z	1,322 μm
R_{max}	1,740 μm
R_t	2,130 μm

AlTiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma öncesi ortalama yüzey pürüzlülük değeri $R_a=0,060 \mu\text{m}$ olarak ölçülmüştür.



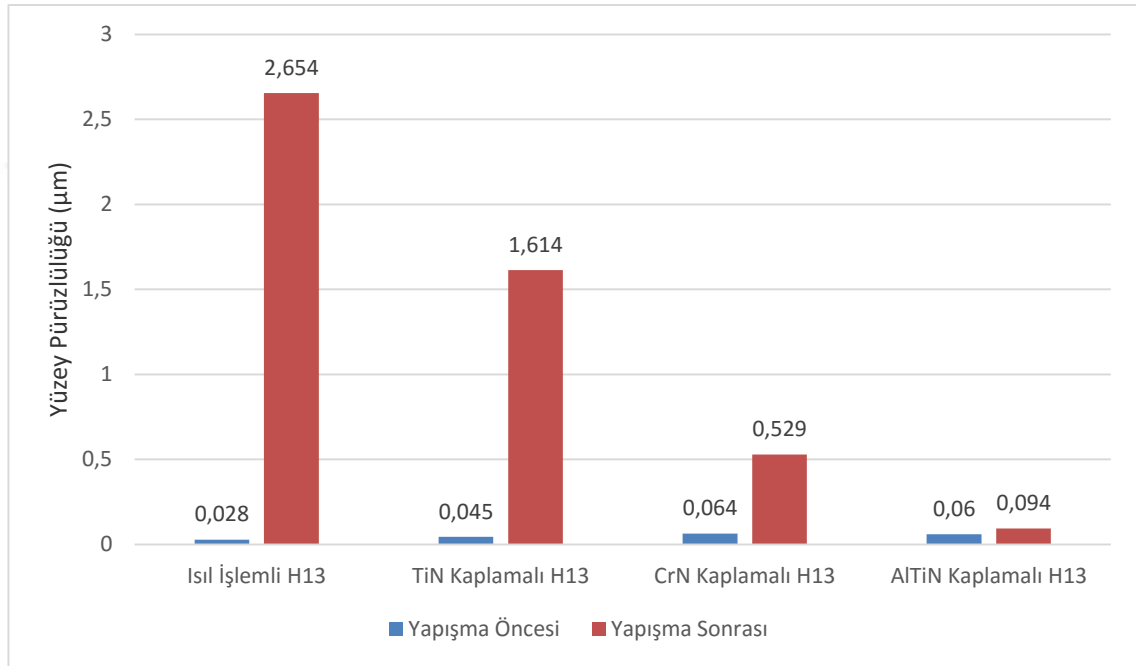
Şekil 7. 32 AlTiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük grafiği

Çizelge 7. 13 AlTiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma sonrası yüzey pürüzlülük değerleri

R_a	0,094 μm
R_q	0,165 μm
R_z	1,356 μm
R_{max}	1,640 μm
R_t	1,750 μm

AlTiN kaplamalı H13 çeliğinin yapışma sonrası ortalama yüzey pürüzlülük değeri $R_a=0,094 \mu\text{m}$ olarak ölçülmüştür.

Yapışma öncesi ve yapışma sonrası yüzey pürüzlülükleri göz önünde bulundurularak, yalnız ısıtma işlemli ve farklı kaplanmış H13 çelikleri üzerindeki alüminyum yapışması miktarı veya şiddeti kıyaslanmıştır. “Isıtma işlemli H13 çeliği>TiN kaplamalı H13 çeliği>CrN kaplamalı H13 çeliği>AlTiN kaplamalı H13 çeliği” sıralamasında sonuç elde edilmiştir. Şekil 7.33’de ısıtma işlemli H13 çeliğinin ve diğer yüzey modifikasyonu uygulanmış H13 çeliklerinin, yapışma öncesi ve yapışma sonrası oluşan yüzey pürüzlülük değerleri grafik olarak gösterilmiştir.



Şekil 7. 33 Yapışma öncesi ve yapışma sonrası yüzey pürüzlülükleri grafiği

V. Deney

Aynı çapta ve yükseklikte hazırlanmış olan A356 alüminyum alaşımı; ısıtma işlemli H13 sıcak iş takım çeliği, CrN, TiN ve AlTiN kaplamalı H13 sıcak iş takım çelikleri üzerine konup, fırın içerisinde 800 °C’de 4 saat süreyle bekletilmiştir. 4 saat süren bu işlemin ardından, numuneler fırın içerisinde kontrollü olarak soğutulmuştur.

Fırın içerisinden çıkartılan numunelerin yüzeyindeki alüminyum parçaların yapışma şiddetleri Çizelge 7.14’de gösterilmiştir.

Çizelge 7. 14 800 °C'de 4 saat süren yapışma testinde alüminyum yapışma şiddetlerinin kıyaslanması

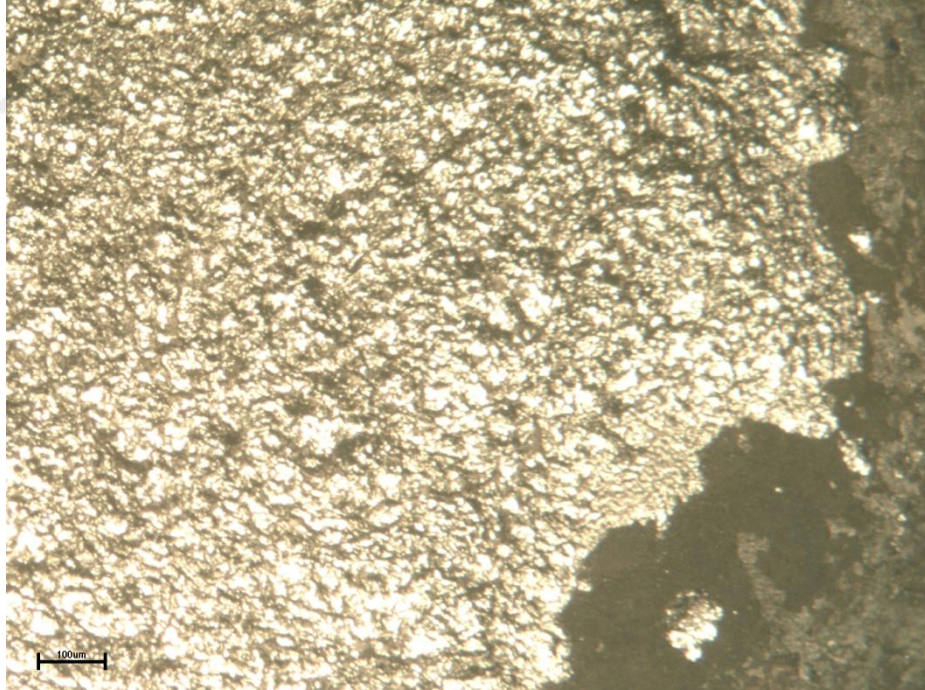
Yüzey Modifikasyonu	Yapışma Şiddeti
Isıl İşlemli H13	*****
AlTiN Kaplamalı H13	*
CrN Kaplamalı H13	**
TiN Kaplamalı H13	****

(* hafif yapışma, ** orta-hafif yapışma, *** orta yapışma, **** orta-ağır yapışma, ***** ağır yapışma)

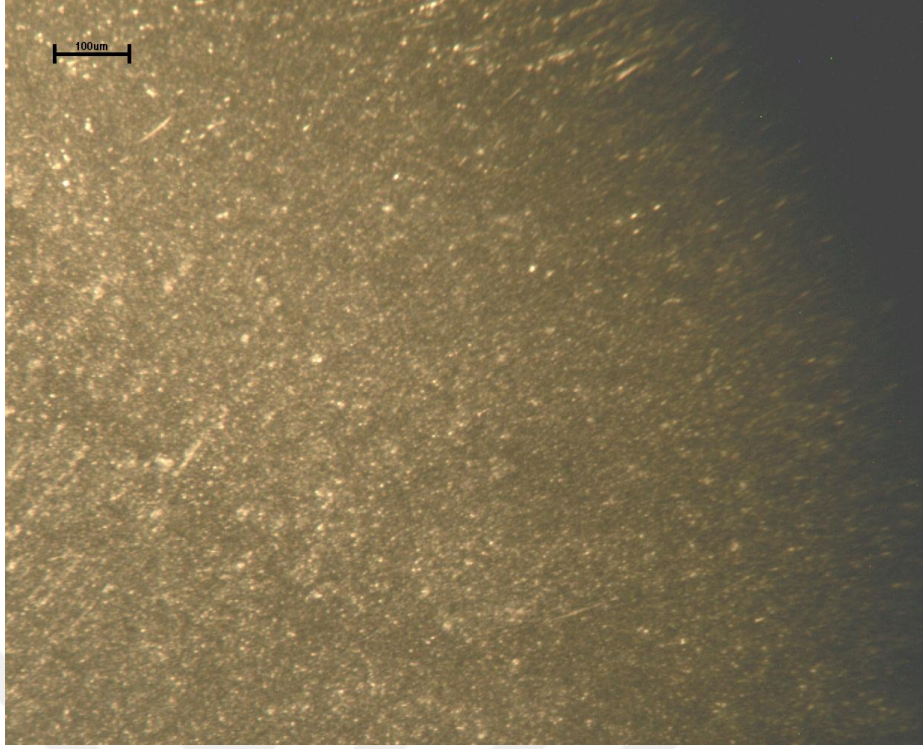
Fırında soğumanın ardından, fırından çıkarılan numuneler üzerindeki A356 alüminyum alaşımı parçaların yüzeye yapışma şiddetine bakılmıştır. Isıl işlemli H13 sıcak iş takım çeliği numunede yapışma şiddetinin çok fazla olduğu görülmüştür. Yüzeye yapışan alüminyum parça fiziksel güç uygulanarak yüzeyden ayrılmıştır ve yüzeyde bıraktığı hasar ve yapışma miktarı oldukça fazladır. TiN kaplamalı H13 sıcak iş takım çeliği numunede de şiddetli yapışmanın olduğu, alüminyum parçanın yine uygulanan fiziksel güçle ayrılmasından ve ayrılma sonrasında yüzeyde meydana gelen yapışmadan anlaşılmaktadır. AlTiN kaplamalı H13 sıcak iş takım çeliği numunede A356 alüminyum alaşımı parça neredeyse yüzeye hiç yapışmamıştır ve yapışma yok denecek kadar azdır. CrN kaplamalı H13 sıcak iş takım çeliği numune de, TiN kaplamalı H13 çeliği numuneye göre bir hayli daha az, AlTiN kaplamalı H13 çeliği numuneye göre biraz daha fazla yapışma meydana gelmiştir.



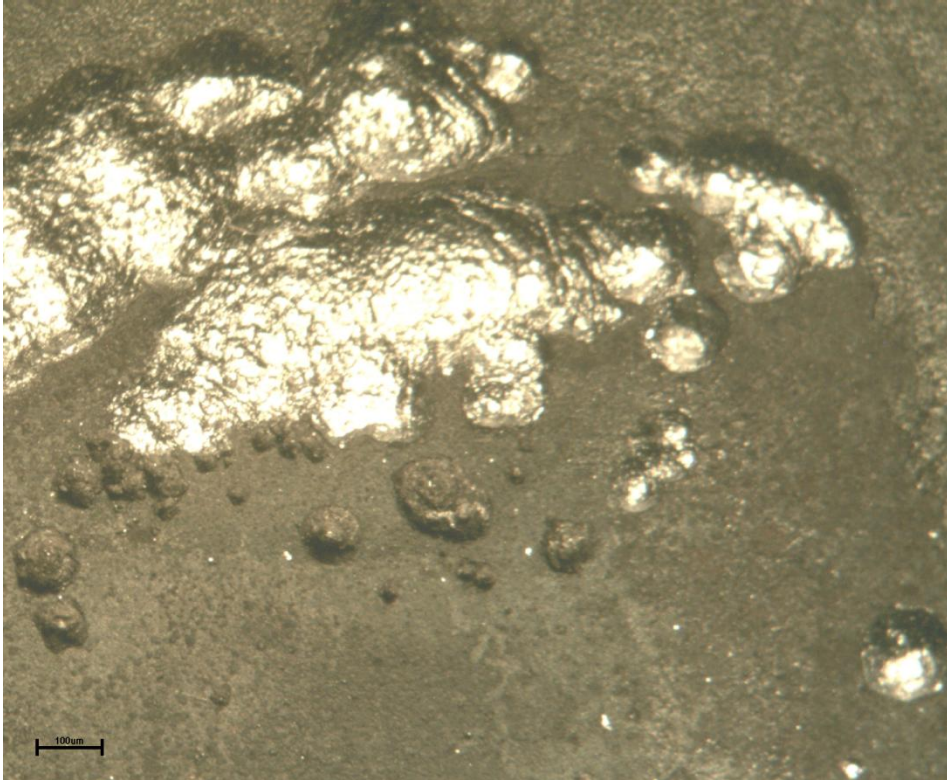
Şekil 7. 34 800 °C'de 4 saat yapılan deneyde yapışma öncesi ısıtılmış H13 çeliği



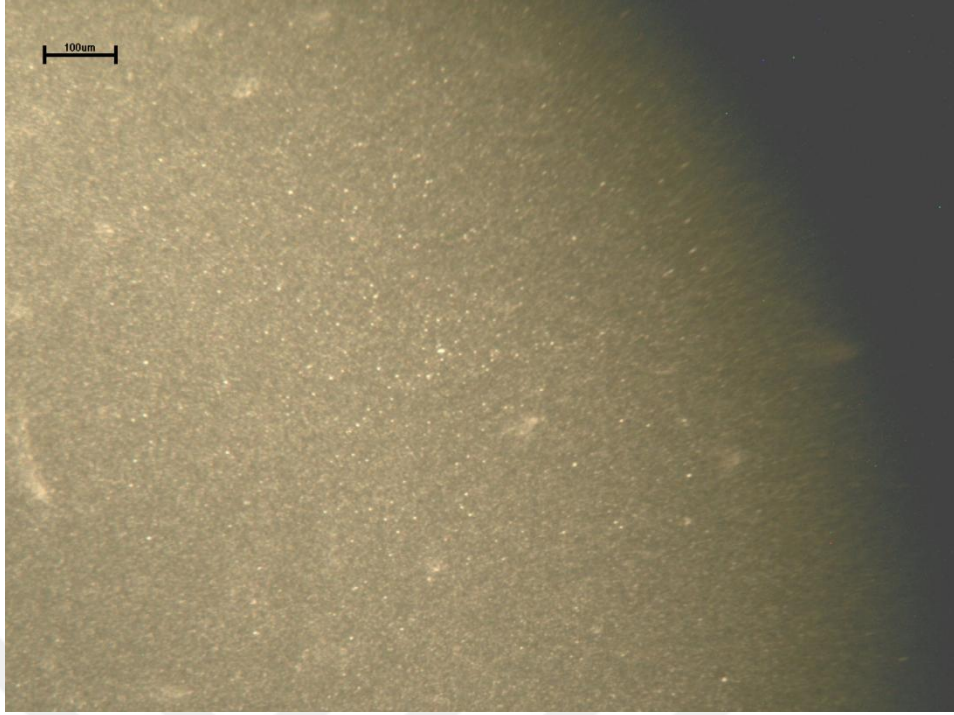
Şekil 7. 35 800 °C'de 4 saat yapılan deneyde yapışma sonrası ısıtılmış H13 çeliği



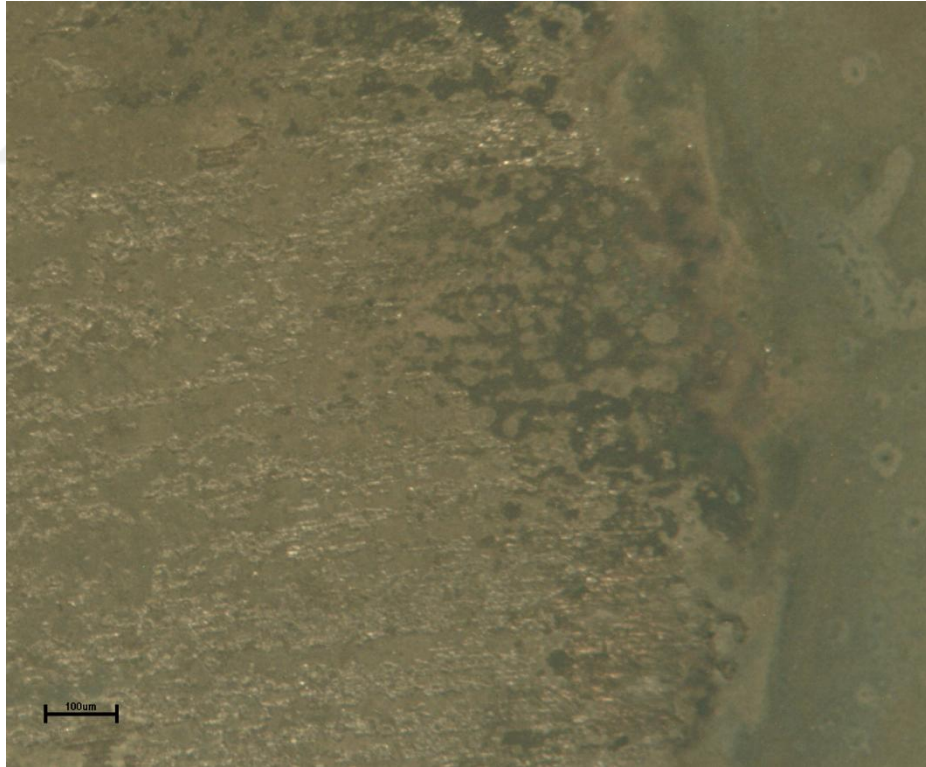
Şekil 7. 36 800 °C'de 4 saat yapılan deneyde yapışma öncesi TiN kaplamalı H13 çeliği



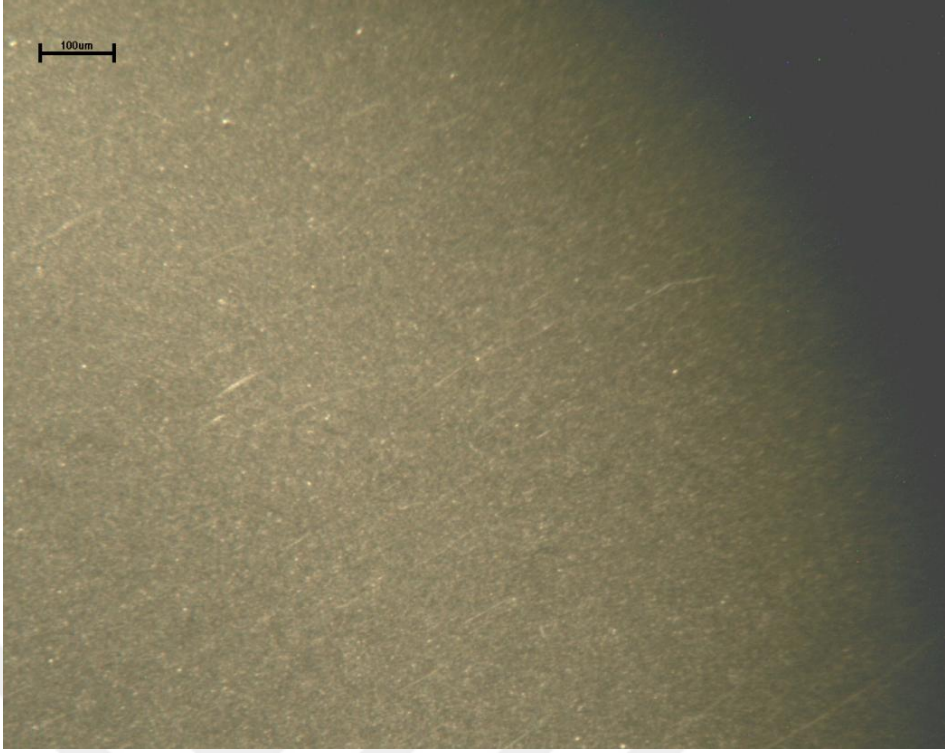
Şekil 7. 37 800 °C'de 4 saat yapılan deneyde yapışma sonrası TiN kaplamalı H13 çeliği



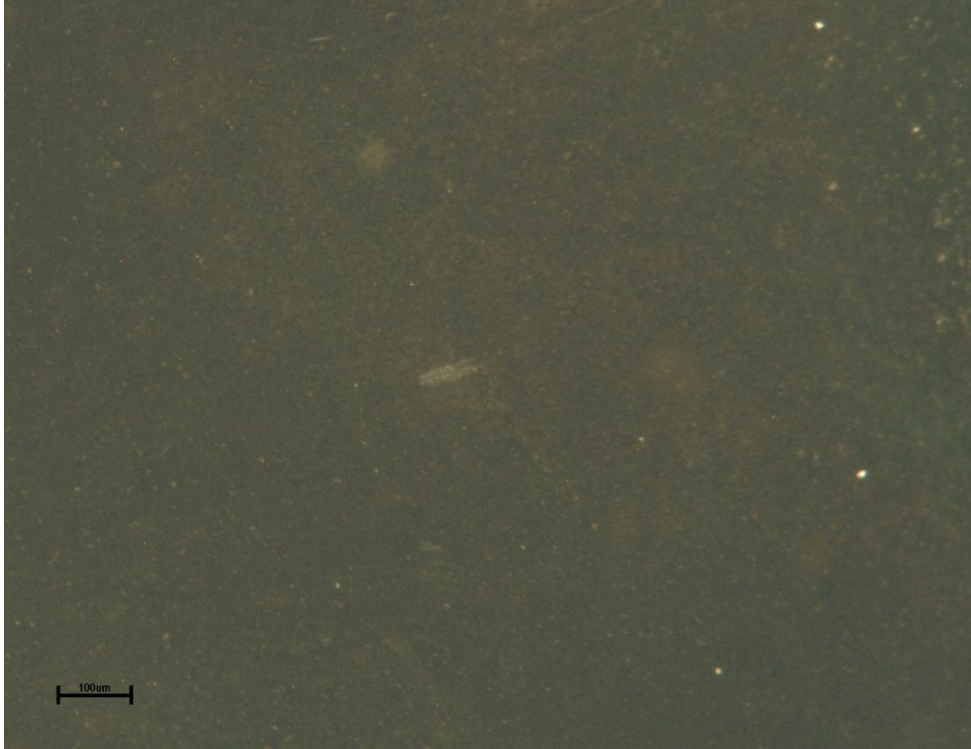
Şekil 7. 38 800 °C'de 4 saat yapılan deneyde yapışma öncesi CrN kaplamalı H13 çeliği



Şekil 7. 39 800 °C'de 4 saat yapılan deneyde yapışma sonrası CrN kaplamalı H13 çeliği



Şekil 7. 40 800 °C'de 4 saat yapılan deneyde yapışma öncesi AlTiN kaplamalı H13 çeliği



Şekil 7. 41 800 °C'de 4 saat yapılan deneyde yapışma sonrası AlTiN kaplamalı H13 çeliği

Çizelge 7. 15 800 °C’de 2 saat ve 4 saat süren yapışma testinde alüminyum yapışma şiddetlerinin kıyaslanması

Yüzey Modifikasyonu	Yapışma Şiddeti	
	800 °C / 2 Saat	800 °C / 4 Saat
Isıl İşlemlili H13	****	*****
AlTiN Kaplamalı H13	*	*
CrN Kaplamalı H13	**	**
TiN Kaplamalı H13	***	****

(* hafif yapışma, ** orta-hafif yapışma, *** orta yapışma, **** orta-ağır yapışma, ***** ağır yapışma)

800 °C’de yapılan 2 saatlik ve 4 saatlik yapışma testlerinin ardından, AlTiN kaplanmış H13 çeliğinin her iki test süresinde de alüminyum yapışmasına karşı en dirençli kaplama tipi olduğu görülmüştür.

Isıl işlemlili H13 çeliğinin yapışmaya karşı direncinin düşük olduğu her iki deneyde de görülmüştür.

Kaplama tipleri kendi aralarında kıyaslandığında; TiN kaplanmış H13 çeliğinin alüminyum yapışmasına karşı direncinin çok düşük olduğu tespit edilmiştir.

SONUÇ VE ÖNERİLER

1. AlTiN, CrN ve TiN kaplama yüzey işlemleri uygulanan AISI H13 numunelerinin yüzeylerinde ince film tabakalar oluşmuştur.
2. Yüzey işlemi yapılmamış ısıtılmalı AISI H13 çeliklerin yüzeylerinde, 2 saatlik ve 4 saatlik deneyler sonucunda belirgin bir şekilde alüminyum yapışması olduğu görülmüştür. Sürenin artmasıyla birlikte AISI H13 çelik numune yüzeyinde alüminyum yapışma miktarı da artış göstermektedir.
3. TiN kaplanmış AISI H13 çeliklerin yüzeylerinde, 2 saatlik ve 4 saatlik deneyler sonucunda alüminyum yapışması, tıpkı ısıtılmalı H13 çeliğinde olduğu gibi görülmektedir. Ancak yapışma miktarı yüzey işlemi uygulanmamış ısıtılmalı AISI H13 çeliğine göre daha azdır.
4. AlTiN kaplanmış AISI H13 çeliklerin yüzeylerinde, 2 saatlik ve 4 saatlik deneyler sonucunda alüminyum yapışması neredeyse meydana gelmemiştir. Deney süresinin artması, yüzeye alüminyum yapışma miktarını etkilememiştir.
5. CrN kaplanmış AISI H13 çeliklerin yüzeylerinde, 2 saatlik ve 4 saatlik deneyler sonucunda az miktarda alüminyum yapışması olduğu görülmüştür. Deney süresinin artması alüminyum yapışma miktarını etkilememiştir.
6. Deneyde, alüminyum yapışmasına karşı en dirençli kaplama tipinin AlTiN kaplama tipi olduğu görülmüştür. 2 saatlik ve 4 saatlik deney sonuçlarında da alüminyum yapışmasına karşı en iyi direnci sağlamıştır. AlTiN kaplamanın, kullanım sıcaklığının diğer kaplama tiplerine göre daha yüksek olması, alüminyum yapışmasına karşı dirençli olmasını sağlamıştır.

7. Yüzey işlemleri uygulanmamış ısıtıl işlemlerli AISI H13 çeliğinin, alüminyum yapışma eğilimi oldukça fazla çıktığı görülmektedir. Alüminyumun, çelik içerisindeki demire afinitesinin yüksek olması, yapışma olayını şiddetlendirmektedir.

8. Yapılan yüzey kaplamaları arasında ise TiN kaplama, alüminyum yapışmasına karşı en kötü direnci sağlayan kaplama olarak görülmüştür. Bunun sebebi, kaplamanın kullanım sıcaklığının işlem sıcaklığından çok düşük olmasıdır.

9. 800 °C’de yapılan 2 saatlik ve 4 saatlik deneylerin ardından, alüminyum yapışmasına karşı direnç sıralaması; “AlTiN kaplamalı AISI H13 çeliği>CrN kaplamalı AISI H13 çeliği>TiN kaplamalı H13 çeliği>Isıl işlemlerli AISI H13 çeliği” şeklindedir.



KAYNAKLAR

- [1] Polat Ş., Erişir E., Atapek Ş. H., (2011). "Sıcak İş Takım Çelikleri : Alaşımlama, Isıl İşlem, Mikroyapı, Mekanik Özellikler -I-", MakinaTek, 163:116-120.
- [2] Polat Ş., Erişir E., Atapek Ş. H., (2011). "Sıcak İş Takım Çelikleri : Alaşımlama, Isıl İşlem, Mikroyapı, Mekanik Özellikler -II-", MakinaTek, 164:144-148.
- [3] Cadcam, Takım Çelikleri, <http://www.cadcamsektoru.com>, 3 Kasım 2015.
- [4] Karaaslan, A., (2010). Mühendislik Alaşımları İçin Faz Diyagramları, Literatür Yayıncılık, İstanbul.
- [5] Breitler, R., Kaszynski, J., (1999). "The Properties of Hot Work Die Steels, World of Die Casting", 97:142-149.
- [6] Roberts, G., Krauss, G., Kennedy, R., (1998). Tool Steels, ASM International, Materials Park, Ohio.
- [7] Totten, G. E., (2007). Steel Heat Treatment, Taylor and Francis, New York.
- [8] Krauss, G., (2005). Steel Processing Structure and Performance, ASM International, Ohio.
- [9] ASSAB Korkmaz, Takım Çelikleri, <http://www.assab.com.tr>, 23 Mart 2016.
- [10] Roberts, G. A., Cary, R. A., (1987). Tool Steels, 4th ed., ASM International, Ohio.
- [11] Kocaeli Üniversitesi, Demir Çelik Üretimi, <http://www.metalurji.kocaeli.edu.tr/files/Dersnotlari/mmt422-02.pdf>, 7 Ocak 2016.
- [12] Topbaş, M. A., (1993). Isıl İşlemler, Prestij Basın Dağıtım, İstanbul.
- [13] Kısasöz, A., (2010). Sıcak İş Takım Çeliklerinin Elastikliğine Isıl İşlemlerin Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [14] Singh, R., (2012). Applied Welding Engineering, Elsevier, 95-108.
- [15] Smith, W., (2005). Malzeme Bilimi ve Mühendisliği (Çeviren N. Kınıkoğlu), Literatür Yayıncılık, İstanbul.
- [16] Cahn, R. W., Haasen, P., (1996). Physical Metallurgy, North Holland, Amsterdam.

- [17] Klocke, F., Kuchle, A., (2011). Manufacturing Processes 1, Springer Berlin Heidelberg, RTWHedition.
- [18] Yin, Y. F., Faulkner, R. G., (2003). Modelling the Effect of Alloying Element on Precipitation in Ferritic Steels, Material Science and Engineering, 344:92-102.
- [19] Topbaş, M. A., (1992). Çeliğin Isıl İşlemi, Yıldız Teknik Üniversitesi Yayınları, İstanbul.
- [20] Keleşoğlu, E., (2011). Sert Kaplamalar Üretim Teknikleri ve Özellikleri.
- [21] Castro, G., Fernandez-Vicente, A., Cid, J., (2007). "Influence of the Nitriding Time in the Wear Behaviour of an H13 Steel During a Crankshaft Forging Process", Wear, 263: 1375-1385.
- [22] Clauss, A. R., Bischoff, E., Schacterl, R. E., Mittemeijer, G. J., (2009). Metallurgical and Materials.
- [23] Rodriguez-Bacaldo, R., Benito, J. A., Puchi-Cabrena, E. S., Staia, M. H., (2007). "High Temperature Wear Resistance of (TiAl)N PVD Coating on Unreated and Gas Nitrited AISI H13 Steel With Different Heat Treatments", Wear, 262:380-389.
- [24] Karaaslan, A., (2009). Laser ile Malzeme İşlemleri, Literatür Yayıncılık, İstanbul.
- [25] Uzun, H. A., (2002). Borlama ile Yüzeyleri Sertleştirilen Çeliklerin Aşınma ve Korozyona Karşı Dayanımları, Yüksek Lisans Tezi, Süleyman Demirel Üniversitesi, Makine Müh. Ana Bilim Dalı, Isparta.
- [26] Uluköy, A., Can, A. Ç., (2005). Çeliklerin Borlanması, 189-198
- [27] Türktekin, M., (1998). H13 Sıcak İş Takım Çeliklerine Borlama ve Nitrürleme İşlemlerinin Birlikte Uygulanması, Erciyes Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Kayseri.
- [28] Hatman, A., (2009). "Metal Enjeksiyon Kalıplarından Beklentiler ve Hasar Mekanizmaları", TÜİK İmalat Sanayinde Eğilimler Haber Bülteni, 120:28-40.
- [29] Yeşilçubuk, S. A., (2010). Enjeksiyon Kalıplarında Kullanılan Sıcak İş Takım Çeliklerinin Yüzey Özelliklerinin Geliştirilmesi, Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [30] İlter, Ö., (2008). Alüminyum Enjeksiyon Döküm Kalıplarında Sıvı Metal-Kalıp Etkileşimine Yüzey İşlemlerinin Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [31] Domkin, K., Hattel, J. H., Thorborg, J., (2009). "Modeling of High Temperature and Diffusion Controlled Die Soldering in Aluminum High Pressure Die Casting", Journal of Materials Processing Technology, 209:4051-4061.
- [32] Chen, Z. W., (2005). "Formation and Progression of Die Soldering During High Pressure Die Casting", Materials Science and Engineering, A397:356-369.
- [33] Zhu, H., Guo, J., Jia, J., (2002). "Experimental Study and Theoretical Analysis on Die Soldering in Aluminum Die Casting", Journal of Materials Processing Technology, 123:229-235.

- [34] Hassain, A., A Study of Casting Characteristics for “Die-cast Aluminum Alloy”, Department of Mechanical and Industrial Engineering, Ryerson University.
- [35] Han, Q., (2015). “Mechanism of Die Soldering During Aluminum Die Casting”, *Overseas Foundry*, 12:136-143.
- [36] Shankar, S., Apelian, D., (2002). “Mechanism and Preventive Measures for Die Soldering During Al Casting in Ferrous Mold”, *The Journal of Minerals*, 54:47-54.
- [37] Wallace, J. F., (2006). “A Guide to Correcting Soldering”, *Die Casting Engineering*, 50(3):44-47.
- [38] Gopal, S., Lakare, A., Shirpuri, R., (2000). “Soldering in Die Casting: Aluminum Alloy and Die Steel Interactions”, *Die Casting Engineering*, 44(3):70-81.
- [39] Wang, Y., (1998). “Effects of Die Geometry and Hard Coatings on Heat Checking and Soldering of Die Casting Dies”, *World of the die casting*, 92:154-167.
- [40] Tendardini, E. K., Kunrath, A.O., Aguzzoli, C., Castro, M., Moore, J. J., Baumvol, I. J. R., (2008). “Soldering Mechanism in Materials and Coatings for Aluminum Die Casting”, *Surface and Coating Technology*, 202:3764-3771.
- [41] Yan, M., Fan, Z., (2001). “Review Durability of Materials in Molten Aluminum Alloys”, *Journal of Materials Science*, 36:285-295.
- [42] Liu, G. W., Morsi, Y. S., Clayton, B. R., (2000). “Characterisation of the Spray Cooling Heat Transfer Involved in a High Pressure Die Casting Process”, *Int. J. Therm. Sci.*, 39:582-591.
- [43] Walkington, W. G., (2003). *Die Casting Defects*, North American Die Casting Association, 29-30.
- [44] Robbins, P., (2003). “The Efficient Application of Die Lubricant”, *Die Casting Engineering*, 47(4):60-62.
- [45] Chu, Y. L., Cheng, P. S., Shivpuri, R., (1993). “Soldering Phenomenon in Aluminum Die Casting: Possible Causes and Cures”, *NADCA Trans.*, 361-371.
- [46] Argo, N., Barnhurst, R. J., Walkington, W., (1997). “The Causes of Soldering in Zinc Die Casting”, *NADCA Trans.*, 77-82.
- [47] Chen, Z. W., (2005). “Formation and Progression of Die Soldering During High Pressure Die Casting”. *Materials Science Engineering*, 397:356-369.
- [48] Han, Q., Kenik, A., Viswanathan, S., (2008). “Die Soldering in Aluminum Die Casting”, *Metals and Ceramics Division*.
- [49] *Metals Handbook*, (1973). *Metallography, Structures and Phase Diagrams* 8th ed. (ASM, USA).
- [50] Yan, M., Fan, Z., (2000). “The Erosion of H21 Tool Steel in Molten A380 Alloy”, *Journal of Materials Science*, 35:1661.

- [51] Yeremenko, V. N., Natanzon, YA. V., Dybkov, V. I., (1981). "The Effect of Dissolution on the Growth of the Fe_2Al_5 Interlayer in the Solid Iron-Liquid Aluminium" System Journal of Materials Science, 16:1748-1756.
- [52] Xiaoxia, H., Hua, Y., Yan, Z., Fuzhen, P., (2004). "Effect of Si on the Interaction Between Die Casting Die and Aluminum Alloy", Materials Letters, 58:3424-3427.
- [53] Tsao, C. L., Chen, S. W., (1995). "Interfacial Reactions in the Liquid Diffusion Couples of Mg/Ni, Al/Ni and Al/(Ni)- Al_2O_3 System", Journal of Materials Science, 30:5215-5222.
- [54] Sujata, M., Bhargava, S., Sangal, S., (1997). "On The TiAl_3 During Reaction Between Solid Ti and Liquid Al", Journal of Materials Science Letter, 16:1175-1178.
- [55] Sundqvist, M., Hogmark, S., (1993). "Effects on Liquid Aluminium on Hot-Work Tool Steel", Tribology International, 26:129-134.
- [56] Du, Y., Schuster, J. C., Liu, Z. K., Hu, R., Nash, P., Sun, W., Zhang, W., Wang, J., Zhang, L., Tang, C., Zhu, Z., Liu, S., Ouyang, Y., Zhang, W., Krendelsberger, N., (2008). "A thermodynamic description of the Al-Fe-Si system over the whole composition and temperature ranges via a hybrid approach of CALPHAD and key experiments", Intermetallics, 16:554-570.
- [57] Bohler, AISI H13 Çeliği
http://www.bucorp.com/media/H13_data_sheet_09032013.pdf, 21 Şubat 2016.
- [58] Arain, A., (1999), Heat Treatment and Toughness Behaviour of Tool Steels(D2 and H13) For Cutting Blades, Yüksek Lisans Tezi, Science Graduate Department of Metallurgy and Material Science University of Toronto.

ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı : İlter URUN
Doğum Tarihi ve Yeri : 21.04.1990 – Epinal/Fransa
Yabancı Dili : İngilizce
E-posta : ilterurun@msn.com

ÖĞRENİM DURUMU

Derece	Alan	Okul/Üniversite	Mezuniyet Yılı
Yüksek Lisans	Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	Yıldız Teknik Üniversitesi	2016
Lisans	Metalurji ve Malzeme Mühendisliği (İ.Ö.)	Yıldız Teknik Üniversitesi	2012
Lise	Matematik-Fen	Hasan Polatkan Lisesi (Y.D.A)	2008

İŞ TECRÜBESİ

Yıl	Firma/Kurum	Görevi
2014-2015	İSGOLD Altın Rafinerisi A.Ş.	Üretim ve Planlama Mühendisi