

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNDE HASAR
OLUŞUMU VE ÖNLEMLERİ**

Metalürji ve Malzeme Mühendisi Nazım Özkan ASAN

**FBE Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında
Malzeme Programında
Hazırlanan**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Ahmet TOPUZ

İSTANBUL 2008

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
SİMGE LİSTESİ	v
KISALTMA LİSTESİ	vi
ŞEKİL LİSTESİ	vii
ÇİZELGE LİSTESİ	x
ÖNSÖZ	xi
ÖZET	xii
ABSTRACT	xiii
1. GİRİŞ	1
2. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN TANIMI VE KULLANIM ALANLARI	2
2.1 Sıcak İş Takım Çeliklerinin Tanımı	2
2.2 Sıcak İş Takım Çeliklerinin Kullanım Alanları	2
2.3 Sıcak İş Takım Çeliklerinin Sahip Olması Gereken Özellikler	3
2.4 Sıcak İş Takım Çeliklerinin Seçimi	6
3 SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİ STANDARDİZASYONU	7
4 SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN ÜRETİMİ	9
5 NADCA#207-2006 STANDARDINA GÖRE SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN KABUL RET KRİTERLERİ	13
5.1 Malzeme Kalite Gereksinimleri	13
5.1.1 Kimyasal Kompozisyon Uygunluğu	13
5.1.2 Teslimat Sertliği	14
5.1.3 Mikrotemizlik	14
5.1.4 Ultrasonik Kalite (ASTM A-681 S1.1)	15
5.1.5 Darbe Uygunluk Testi	15
5.1.6 Tane Boyutu	18
5.1.7 Tavlanmış Mikroyapı	18
5.2 Malzeme Kalite-Uygunluk Sertifikası	19
5.3 Isıl İşlem Kalite Gereksinimleri	20
5.3.1 Vakum Sertleştirme Prosesi Gereksinimleri	20
5.3.1.1 Isıl İşlem Ekipmanı	20
5.3.1.2 Şarj Yükleme	21
5.3.1.3 Termokupl Yerleşimi	21
5.3.1.4 Ön ısıtma	22

5.3.1.5	Östenitleme	23
5.3.1.6	Soğutma	23
5.3.1.7	Menevişleme.....	24
5.3.1.8	Yeniden Sertleştirme	24
5.3.1.9	Isıl İşlem Mikroyapısının Kontrolü	25
6	SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN ISIL İŞLEMİ	25
6.1	Sıcak İş Takım Çeliklerinin Isıl İşlem Adımları	27
6.2	Ön Gerilim Giderme	27
6.3	Ön Isıtma	28
6.4	Östenitleme İşlemi.....	30
6.4.1	Östenitleme İşlemi Sırasında Meydana Gelebilecek Hatalar	31
6.4.1.1	Tane Büyümesi	31
6.4.1.2	Yetersiz Östenitleme	32
6.5	Soğutma İşlemi	33
6.5.1	Soğutma İşlemi Sırasında Meydana Gelen Hasarlar	34
6.5.1.1	Yetersiz Soğutmanın Neden Olduğu Hasarlar	34
6.5.1.2	Hızlı Soğutmanın Neden Olduğu Hasarlar	37
6.5.1.3	Martemperleme İşlemi.....	38
6.6	Menevişleme.....	39
7.	SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNDE MEYDANA GELEN HASARLAR VE ÖNLEMLERİ.....	41
7.1	Topyekün Kırılma Hasarı	41
7.1.1.	Topyekün Kırılma Hasarına Karşı Alınacak Önlemler	42
7.2	Aşınma Hasarı	45
7.2.1.	Aşınma Hasarına Karşı Alınacak Önlemler	47
7.3	Isıl Yorulma Hasarı	49
7.3.1	Isıl Yorulma Hasarına Karşı Alınacak Önlemler	50
8	DENEYSEL ÇALIŞMA 1	52
8.1	Süspansiyon Kapağı Üreten Yüksek Basınçlı Kalıp Döküm Kalıbında Örnek Durum İncelemesi	52
8.1.1	Kalıba Ait Malzeme ve Isıl İşlem Bilgileri	52
8.2	Yüksek Basınçlı Kalıp Dökümde Meydana Gelen Hasarlar	57
8.2.1	Erozyon Hasarı	57
8.2.2	Sıvı Metal Çarpması	57
8.2.3	Katı Partikül Erozyonu	59
8.2.4	Kavitasyon Erozyonu	60
8.2.5	Sprey Mikropatlamları.....	61
8.2.6	Isıl Yorulma.....	62
8.2.7	Yapışma (soldering)	64
8.3	Optimizasyon Çalışması	65
8.3.1	Yolluk Tasarımı ve Parça Gramajının Optimizasyonu.....	66
8.3.2	Kalıp Termal Dengesinin Optimizasyonu	67
8.4	Değerlendirme	69
8.4.1	Isıl Yorulma Geriliminin Optimizasyon Sonrası Değişimi	69
8.4.2	Yapışma Oranının Optimizasyon Sonrası Değişimi.....	70

8.4.3	Sıvı Çarpması Erozyonunun Optimizasyon Sonrası Değişimi.....	70
8.4.4.	Katı Partikül Erozyonunun Optimizasyon Sonrası Değişimi	71
8.4.5	Üretim maliyetlerinin Optimizasyon Sonrası Değişimi	71
8.5.	Ara Sonuç	71
9	DENEYSEL ÇALIŞMA 2	72
9.1	Sonuçların Değerlendirilmesi	77
10	SONUÇ.....	79
	KAYNAKÇA	80
	ÖZGEÇMİŞ.....	81

SİMGE LİSTESİ

A_{C1S}	Ferrit östenit dönüşümü başlangıç sıcaklığı
A_{C1F}	Ferrit östenit dönüşümü bitiş sıcaklığı
α	Termal genleşme Katsayısı
C	Sıvı akustik hızı
ΔG_o	Reaksiyon serbest enerjisi
ΔT	Sıcaklık farkı
E	Elastisite modülü
K_{IC}	Kırılma tokluğu
P_{avg}	Ortalama Basınç
P	Sıvı yoğunluğu
δ	Gerilim
ν	Poisson oranı
V_i	Çarpma hızı

KISALTMA LİSTESİ

AOD	Argon Oxygen Decarburization
ASTM	American Society for Testing and Materials
CVN	Charpy V Notch
DIN	Deutsche Industrie Norm
EDM	Electro Discharge Machining
EFS	Extra Fine Structure
ESR	Electro Slag Remelting
HRC	Hardness Rockwell C
HV	Hardness Vickers
HSM	High Speed Machining
Mf	Matenzitik dönüşüm bitiş sıcaklığı
Ms	Matenzitik dönüşüm başlangıç sıcaklığı
NADCA	North American Die Casting Association
PVD	Physical Vapour Deposition
VAR	Vacuum Arc Remelting
VOD	Vacuum Oxygen Decarburization
ZSD	Zaman Sıcaklık Dönüşüm Diyagramı

ŞEKİL LİSTESİ

Şekil-2.1	Sırasıyla dövme, ekstrüzyon ve metal enjeksiyon uygulamalarında kullanılan sıcak iş takım çeliğinden imal edilmiş kalıplar	3
Şekil 4-1	Superior kalite sıcak iş takım çeliklerinin üretiminde uygulanan proseslerin şematik görünümü.[2].....	10
Şekil 4-2	ESR işleminin gerçekleştirildiği fırın (solda) ve cüruf havuzunda meydana gelen reaksiyonlar (sağda).[4]	11
Şekil 4-3	Konvansiyonel yöntemle ve ESR yöntemiyle üretilmiş 200 çapındaki sıcak iş çeliklerinin makro dağlama sonrası kesit görüntüsü.[3]	12
Şekil- 4.4	ESR İşlemi sonrasında uygulanan termomekanik işlem ile çelikte izotropik özellikler ve ince tane dağılımı elde edilir.....	12
Şekil- 4.5	ESR işlemi uygulanmış ve uygulanmamış H13 çeliklerinin Sertleştirilmiş ve 44-46 HRC'ye temperlenmiş mikroyapı görünümleri ve CVN kırılma enerjileri.....	12
Şekil-5.1	Dikdörtgen kesitli malzemelerde çentikli darbe deney numunesinin çıkarıldığı bölgenin şematik görünümü. [13].....	15
Şekil-5.2	Yuvarlak kesitli malzemelerde çentikli darbe deney numunesinin çıkarıldığı bölgenin şematik görünümü. [13].....	16
Şekil-5.3	ASTM A370 standardına göre çentik numunesinin ölçüsel kriterleri. [13]..	17
Şekil- 5.4	Sertleştirme ve menevişleme sonrası sıcak iş takım çeliğinde tane boyutunun ASTM skalası ile tespit edilmesi	18
Şekil-5.4	NADCA#207-2006 Bantlaşma ve Mikrosegregasyon tablosu. [13]	19
Şekil-5.5	Kalıp üzerinde yüzey ve çekirdek termoelemanlarının yerleşimi. [8].....	22
Şekil-5.6	NADCA tarafından metal enjeksiyon kalıpları için tavsiye edilen ısıtma işlem çevrimi. [13]	24
Şekil-5.7	NADCA207#2003 ısıtma işlem kalitesi ve mikroyapı kontrol tablosu. [13] ...	25
Şekil-6.1	H11 malzemeden imal edilmiş 675 kg ağırlığındaki bir metal enjeksiyon kalıbı ve sertleştirme sonrası meydana gelen şekil değişikliği	28
Şekil-6.2	Vakum fırınında H13 sıcak iş takım çeliklerine uygulanan sertleştirme + 2 kez menevişleme işleminin zaman sıcaklık grafiği.....	29
Şekil-6.3	H11 sıcak iş takım çeliğinin sürekli soğuma dönüşüm diyagramı.[15].....	30
Şekil-6.4	1100°C'de 30 dk. östenitlenen 1.2365 sıcak iş takım çeliğinde ASTM tane büyüklüğü 8 den 3'e düşüş göstermiştir.....	31
Şekil-6.5	Yoğun bantlaşma içeren çelikte yetersiz östenitleme işlemi sonrasında meydana gelen gofret yapısında konumlanmış artık östenit, temperlenmiş martenzit ve beynitik yapılar	32
Şekil-6.6	NADCA#207-2006 standardında kabul edilmeyen ısıtma işlem mikroyapıları. Düşük soğuma hızına bağlı olarak tane sınırlarında beynit ve perlit oluşumu (solda), tane sınırı karbür çökmesi (sağda). [13]	34
Şekil-6.7	Farklı soğutma hızları sonrasında meydana gelen mikroyapıların H13 çeliğinin çentikli darbe kırılma enerjisine etkisi. [13]	35
Şekil 6.8	Azalan soğutma hızı sonrasında yüksek sıcaklıklara ötelenen martenzitik dönüşüm sıcaklığı. (H11 çeliğine ait SZSD diyagramı.) [15] ..	35
Şekil-6.9	Farklı soğutma hızlarında sertleştirilmiş H13 numunelere ait mikroyapı fotoğrafları. a) havada soğutma b) 49°C/dk soğutma hızında soğutma c) yağda soğutma 400 büyütme dağlama Nital-5. [9].....	36
Şekil 6.10	Soğutma işlemi sırasında çekirdek ve yüzeyde meydana gelen termal	

	ve faz dönüşümüne bağlı gerilimler ve sıcaklıkla değişimi.[11]	37
Şekil 6.11	Yaklaşık 200 defa vakum sertleştirme işlemi görmüş termokupl bloğunda(80x80x120mm) meydana gelen şekil değişikliği	38
Şekil 6.12	Aşırı hızlı soğutulan H11 malzemeden imal edilmiş yüksek basınçlı döküm kalıbında meydana gelen sertleşme çatlağı.....	38
Şekil-6.13	235 kg'lık bir metal enjeksiyon kalıbına vakum fırında NADCA 207#2006 standardı çerçevesinde uygulanan martemperleme işleminin çeliğin ZSD diyagramı üzerindeki görünümü (Mavi eğri yüzey, kırmızı eğri çekirdek sıcaklığı).[15]	39
Şekil 6.14	H11 ESR malzeme de temperleme sıcaklığına bağlı olarak meydana gelen değişimler.[15]	40
Şekil 7.1	Topyekün kırılma hasarına bir örnek. H13 çeliğinden imal edilmiş dövme kalıbı	41
Şekil 7.2	H13 çeliğinden imal edilmiş, topyekün kırılma hasarına uğrayan bir dövme kalıbına ait 200 büyütmede çekilmiş mikroyapı görüntüleri. Çatlak tane sınırlarının zayıflığı yüzünden interkristalin bir şekilde ilerlemektedir	43
Şekil 7.2	Yoğun oranda bantlaşma içeren H11 sıcak iş takım çeliğine ait mikroyapı fotoğrafı (100X)	44
Şekil 7.3	Yarı katı alüminyum ekstrüzyonunun şematik görünümü (a), yatak yüzeyinin detayı (b).[14]	45
Şekil 7.4	Kalıbın yapışma bölgesinde meydana gelen aşınma.[14]	46
Şekil 7.5	Nitrasyon sonrasında elde edilen beyaz tabaka, difüzyon tabakası ve sertlik değişimi	46
Şekil 7.6	Bantlaşma içeren H11 çeliğinde nitrasyon yüzeyine dik mikroyapı görüntüsü koyu bant sertliği 800 HV0.3 açık bant sertliği 1020 HV0.3	47
Şekil 7.7	Yavaş soğutma sonucunda tane sınırı karbür çökmesi içeren bir çelikte tane sınırı nitrür ağı oluşumu	48
Şekil 7.8	Tane sınırı nitrür bileşiği içeren bir ekstrüzyon kalıbının yatak yüzeyinde meydana gelen atma hasarı.[14]	48
Şekil 7.9	Bir metal enjeksiyon maçasında meydana gelen ısı yorulma hasarı	49
Şekil 7.10	ΔT değerinin 305°C olması durumunda meydana gelen termal gerilim	49
Şekil 7.11	Isıl yorulma çatlaklarının başlangıç safhası.[6].....	51
Şekil 7.12	49 HRC sertliğindeki H11 malzemeye uygulanan HSM işlemi sonrasında yüzeyin görünümü. İşlem sonrası yüzeyde meydana gelen çeki gerilmesi 790 MPa büyüklüğündedir	52
Şekil-8.1	E-38K malzemeden imal edilmiş yüksek basınç metal döküm kalıpları ısıtılma işlem öncesi yerleşimi.....	53
Şekil 8.2	Kalıp üzerinde termoelemanların yerleşimi. 1 kenar 2 çekirdek.....	54
Şekil 8.3	Kalıba uygulanan sertleştirme işleminin zaman sıcaklık grafiği.....	55
Şekil 8.4	NADCA#207-2006 standardı çerçevesinde kalıba uygulanan kesintili soğutma (martemperleme) işlemi	55
Şekil 8.5	Soğutma işleminin çeliğin ZSD diyagramı üzerindeki iz düşümü ve elde edilen ısıtılma işlem mikroyapıları (500X dağlama Nital-5)[15]	56
Şekil 8.6	Yüksek hızla kalıp içine dolarken atomize olan sıvı metalin şematik görünümü.[16]	58
Şekil 8.7	Sıvı damlacığının çarpma anının gösterimi. a. çarpma anı b. sıkışma safhası c. ayrılan şok dalgası.[5].....	58
Şekil 8.8	Sıcaklığa bağlı olarak Si katı partiküllerinin sertlik değişimi.[5]	60
Şekil 8.9	Örnek durum incelemesi yapılan kalıpta a) yolluk bölgesinde dolum sırasındaki hidrostatik basınç değişimi, b) ani kesit artışı olan bölgede	

	meydana gelen türbülans, c) 4500 baskı sonrasında ilgili bölgede meydana gelen kavitasyon erozyonu ve ürün yüzeyine etkisi	61
Şekil 8.10	Sprey mikropatlamasının etkisinin şematik görünümü solda, bir metal enjeksiyon kalıbında sprej mikro patlaması sonucunda çatlak ilerleyişi sağda	62
Şekil 8.11	Örnek durum incelemesi yapılan kalıbın şekil 8.17’de görülen çıkıntı bölgelerinde soğuma sırasında meydana gelen ısı yorulma gerilimi.....	63
Şekil 8.12	Yüksek basınçlı kalıp döküm maçasında meydana gelen yapışma solda, yapışma sırasında meydana gelen intermetalik bileşiklerin morfolojisi solda.[4-16]	65
Şekil 8.13	Eski tasarım (a) ve yeni tasarım (b)	66
Şekil 8.14	Üründe çekinti porozitesinin meydana geldiği bölge (a), Anviloy 1150 alaşımının kullanıldığı insört (b).....	67
Şekil 8.15	Eski ve yeni tasarım için katılaşma sırasında giriş kesitlerinin donup 3. Faz etkisinin bittiği an. (a), ilk tasarım (b) Anvilloy 1150 kullanılan ikinci tasarım.....	68
Şekil 8.16	Eski (a) ve yeni (b) tasarım için çekinti porozitesi miktarı ve dağılımı.....	68
Şekil 8.17	Eski (a) ve yeni (b) tasarım için döküm sırasında kalıp yüzeyinin çıktığı maksimum sıcaklık ve dağılımı	69
Şekil 8.18	Eski (a) ve yeni (b) tasarım için her bir döküm çevrimi sırasında kalıp yüzeyinin termal değişimi ve meydana gelen ΔT sıcaklık farkı.....	69
Şekil 9.1	Karşılaştırma yapılan dağıtıcı pimler ve kalıp üzerindeki konumları.....	72
Şekil 9.2	Dağıtıcı pimlerin üretilen arataş parçasına verdiği form	72
Şekil 9.3	Erozyon hasarı sonrasında kullanılmaz hale gelen pimlerin görünümü	73
Şekil 9.4	1 nolu numuneye ait mikroyapı fotoğrafı.(a 50X b 500X dağlama nital 5).75	
Şekil 9.5	2 nolu numuneye ait mikroyapı fotoğrafı.(a 50X b 500X dağlama nital 5).75	
Şekil 9.6	3 nolu numuneye ait mikroyapı fotoğrafı.(a 50X b 500X dağlama nital 5).76	
Şekil 9.7	4 nolu numuneye ait mikroyapı fotoğrafı.(a 50X b 500X dağlama nital 5).76	
Şekil 9.8	Sırasıyla 1 nolu numune 10500 baskı sonrası (50X), 2 ve 3 nolu numune 48000 baskı sonrası (50X) ve 4 nolu numune 48000 baskı sonrası (200X) erozyona uğrayan bölge kesitleri. (dağlama nital 5)	77
Şekil 9.9	1 nolu numuneye ait mikroyapı fotoğrafı.(50X dağlama nital 5)	78

ÇİZELGE LİSTESİ

Çizelge 2.1. Sıcak iş takım çeliklerinin kullanım alanları ve imal edilen ekipmanlar	3
Çizelge 2.2. Sıcak iş takım çeliklerinin kullanım alanına bağlı olarak maruz kaldığı zorlanmalar	4
Çizelge 3.1. ASTM A681 Standardına göre sıcak iş takım çeliklerinin sınıflandırılması.[1]	8
Çizelge 5.1. NADCA207#2006 standardına göre Premium ve superior kalite H13 çelikleri için kimyasal kompozisyon şartnamesi.[13]	14
Çizelge 5.2. NADCA207#2006 standardına göre Premium ve superior kalite H13 çelikleri için inküzyon sınırlaması [13]	14
Çizelge 7.1. Topyekün kırılma hasarında etki sahibi olan parametreler	42
Çizelge 7.2. 44-46 HRC değerine sertleştirilmiş H13 çeliğinin ASTM E23 standardına göre oda sıcaklığında ve 232°C’de sahip olduğu çentikli darbe enerjileri.[7]	45
Çizelge 8.1 Örnek durum incelemesi yapılan çeliğe ait kimyasal bileşim.[15]	53
Çizelge 8.2 Kalıba uygulanan ısıtıl işlem parametreleri.....	54
Çizelge 8.3 Erozyon hasarının oluşmasında etki sahibi olan parametreler	57
Çizelge 9.1 Dağıtıcı pimlerde değiştirilen üretim parametreleri ve ömür değişimi	74
Çizelge 9.2 Dağıtıcı pimlerin imal edildiği AISI 1.2367 kodlu çeliğin kimyasal bileşimi.[1]	75

ÖNSÖZ

Ülkemizde otomotiv beyaz eşya sanayinin başını çektiği gelişime paralel olarak yaşanan endüstriyel gelişim son beş yılda en yüksek ivmesine kavuşmuş durumdadır. Yaşanan gelişim doğrultusunda birçok firma uluslar arası düzeyde üretim yapmaya başlayarak gelişimlerini hızlandırmıştır. Avrupa ülkeleri ile kıyaslandığında ülkemizin görece ucuz iş gücü ve düşük hammadde fiyatları avantajına sahip olması ne yazık ki ülkemiz üretim felsefesinde arge ve birim ürün maliyeti kavramlarına gereken özenin gösterilmemesini de berberinde getirmektedir. Çalışmada otomotiv ve beyaz eşya üretiminde kilit noktada yer alan sıcak iş uygulamalarında kullanılan sıcak iş takım çeliklerinin üretimi, standardizasyonu geleneksel ve son teknolojik ısıtma işlem uygulamaları incelenmiştir. Sıcak iş takım çelikleri kullanım alanları gereği, takım çelikleri arasında en zorlu şartlarda çalışan, çelik ve ısıtma işlem kalitesine bağlı olarak çok kolay hasara uğrayabilen ve dolayısı ile birim ürün maliyetini ve üretim verimliliğini son derece olumsuz etkileyebilen çelik grubudur. Dolayısı ile sıcak iş takım çeliklerinde çelik kalitesini belirleyen faktörlerin anlaşılması, bilinçli bir tüketim kültürü yaratılarak takım çeliği tedarikinde FORD ve GM'in NADCA standardından esinlenerek oluşturduğu kabul ret şartnamelerinin ülkemiz sanayi kuruluşlarında da uygulanmasıyla menşei belli olmayan düşük kaliteli ve ülke ekonomisini son derece olumsuz etkileyen çeliklerin kullanımının azaltılması son derece stratejik bir noktada yer almaktadır.

Çalışma kapsamında dünya genelinde kabul edilen en gelişmiş sıcak iş takım çeliği standardı olan NADCA 207#2006 standardı incelenmiş, bu standart dahilinde bir sıcak iş takım çeliğinin sahip olması gereken özelliklerin kavranması amaçlanmıştır. Çalışma kapsamında sıcak iş takım çeliklerinde sıkça meydana gelen hasarlar, bu hasarlara çelik ve ısıtma işlem kalitesinin etkisi incelenmiş yüksek basınçlı kalıp döküm yöntemiyle otomotiv parçası üreten bir kalıpta topyekün bir optimizasyon çalışması yapılmış ve optimizasyon çalışması sonrasında kalıp ömrü ve birim ürün maliyetinde meydana gelen değişikliklerin anlaşılması hedeflenmiştir. İkinci olarak yine yüksek basınçlı kalıp döküm yönteminde PVD Dubleks kaplamaların takım performansına etkisi araştırılmış, gerçekleştirilen performans testlerinde 5 kata kadar ömür artışı yakalanmıştır.

Çalışma kapsamına gerçekleştirilen iyileştirmeler ülkemiz için son derece yeni olmasına karşın endüstriyel gelişimini tamamlamış ülkelerde yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu tür gelişmelerin ülkemiz için yeni olması son derece üzücü bir gerçek olup şu an sahip olduğumuz endüstriyel avantajların zamanla kaybedilmesi durumunda ne gerçek ülkemizi daha da derinden sarsacaktır.

Çalışmamın hazırlık aşamalarında şu an çalışmakta bulunduğum TAMÇELİK Isıtma İşlem ve San.Tic A.Ş.'de harcadığım yoğun zamana, sahip olduğu gelişimci ve yenilikçi bakış açısıyla son derece olumlu yaklaşan İşletme Müdürüm Mehmet AYDIN'a, çalışmalarım boyunca her konuda destek olan Zafer ÖZMEN'e, Dubleks PVD kaplamaların testlerinde yardımcı olan ve sahip oldukları heyecanla çalışmaya enerji katan ARPEK çalışanlarına, çoğu firma için gizli tutulan üretim bilgilerini paylaşarak örnek durum incelenmesi çalışmasının gerçekleştirilmesine olanak sağlayan MİKROPRES A.Ş. Genel Müdürü Bülent DEMİRTEL'e ve derin bilgisiyle bizleri bugünlere getiren ve bu tür çalışmaların gerçekleştirilmesini mümkün kılan saygıdeğer hocam Prof.Dr Ahmet TOPUZ'a teşekkür ederim.

AĞUSTOS 2008

Nazım Özkan ASAN

SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNDE HASAR OLUŞUMU VE ÖNLEMLERİ

Nazım Özkan ASAN
Metalürji ve Malzeme Mühendisliği, Yüksek Lisans Tezi

Sıcak iş takım çelikleri kullanım alanları gereği yoğun oranda sürtünme, darbe, mekanik ve termal yüklemelere maruz kalan çeliklerdir. Özellikle yüksek basınçlı kalıp döküm uygulamalarında ısı yorulma hasarı kalıp ömrünü sınırlandıran en önemli faktördür. Topyekün kırılma hasarı ise daha çok dövme uygulamalarında karşımıza çıkmakta olup aşınma ve erozyon bütün sıcak iş takım çeliklerinin karşı karşıya kaldığı hasar mekanizmasıdır. Çalışmada sıcak iş takım çeliklerinde gözlenen hasarlara çelik, ısı işlem ve kullanım şartlarının etkisi incelenerek hasarları geciktirme yolları araştırılmıştır. Örnek durum incelemesi çalışmasında yüksek basınçlı kalıp döküm tekniği ile otomobil parçası üreten bir kalıpta hasar oluşturan parametreler MAGMA soft yazılımı yardımıyla incelenmiş ve elde edilen veriler doğrultusunda yeni bir kalıp tasarımı oluşturulmuştur. Yeni tasarımın orta göbek insörtlerinde yüksek ısı iletkenliğe sahip Anviloy® 1150 alaşımı kullanılmış ve yeni tasarım MAGMA Soft yazılımında analiz edilerek sonuçlar yeni tasarımla karşılaştırılmıştır. Elde edilen yeni tasarım ve döküm parametreleriyle kalıp ömründe %45 lik bir artış öngörülmüştür.

Deneysel çalışma kapsamında ise yüksek basınçlı kalıp döküm yöntemiyle tır fren sisteminde kullanılan aratas parçasının üretimini yapan kalıbın dağıtıcı pimlerinde çelik, ısı işlem ve PVD Dupleks kaplamaların etkisi incelenmiştir. Çalışma kapsamında konvansiyonel yöntemle üretilen pimler, ESR işlemi görmüş çelikten üretilen pimlerle ve PVD Dupleks kaplama işlemi uygulanan pimlerle performans testine tabi tutulmuş ve PVD dupleks kaplama işlemi gören pimlerde 5 kata kadar ömrü artışı elde edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Isıl yorulma, yapışma, erozyon, PVD dupleks kaplama, Yüksek basınçlı kalıp döküm.

FAILURE MODES IN HOT WORK TOOL STEELS AND PREVENTION

Nazım Özkan ASAN

Metallurgy and Material Engineering, M.S. Thesis

Because of their working conditions hot work tool steels are commonly exposed to high, friction, mechanical shocks, mechanical and thermal loads. Especially in HPDC application heat checking is the most important factor that shorten die life. Gross cracking frequently occurs in forging application while wear and erosion is the common problem for all hot work tool application. In this study the effect of, hot work tool steel quality, heat treatment quality and process parameters on failure modes of the hot work steels has been investigated. In case study work a actual working HPDC die is analyzed in Magma simulation software to obtain the factors which shorten die life and according to the results a new die design was developed. In new die design the center inserts of the die was made from material Anviloy 1150 because of its high thermal conductivity. After the optimising the process parameters of new designed die a new casting simulation is performed with Magma and results are compared. According to the theoretical calculations %45 prolongation in die life has been achieved with optimised die.

In experimental work the effect of steel quality, heat treatment parameters and PVD Dublex coating on performance of a core pin has been investigated. A performance comparison has been performed between conventional core pin, ESR material used core pin and PVD Dublex coated core pin and 5 times longer pin life is achieved with PVD Dublex coating.

Keywords: Heat checking, erosion, soldering, PVD dublex coating, HPDC.

1 GİRİŞ

Sıcak iş takım çelikleri günümüz endüstriyel üretim süreçlerinin vazgeçilmez malzemeleri olup en yaygın kullanım alanları demir esaslı ve demirdışı metallerin dövülerek şekillendirilmesi, hafif metallerin ekstrüzyonu ve yüksek basınçlı döküm uygulamalarıdır. Sıcak iş takım çeliklerinden üretilen takım ve kalıpların göstermiş olduğu performans, kullanılan sıcak iş takım çeliğinin kalitesine, uygulanan ısıl işleme, ısıl işlem sonrası uygulanan yüzey işlemlerine, kalıp yada takım tasarımına ve kullanım şartlarına bağlı olarak değişim göstermektedir. Sıcak iş takım çeliklerinin, endüstriyel üretimde yer aldıkları stratejik pozisyon gereği, göstermiş olduğu performanslar üretim maliyetlerinin doğrudan etkilemekle beraber 1 ton sıcak iş takım çeliği üretimi için 1200 kg CO₂, 25 kg CO salınımı gerçekleştirilmekte olup yaklaşık 5 ton su harcanmaktadır. Çevresel ve ekolojik faktörlerin insanlık geleceğinin tehdit eder hale geldiği bu dönemde sıcak iş takım çeliklerinin performansının artırılması hem iktisadi hem de ahlaki bir boyut kazanmıştır.

Çalışma kapsamında sıcak iş takım çeliklerin performansının artırılması için kullanılan çeliklerin sahip olması gereken özellikler üzerine bilgilendirme yapılmış bu konuda en gelişmiş standart olan NADCA#207-2006 standardından faydalanılarak çelik tedarikinde dikkat edilmesi gereken noktalar üzerine bir bilinç yaratılması hedeflenmiştir. Sıcak iş takım çeliklerinin performansına son derece büyük etkide bulunan ısıl işlem faktörü aynı çerçevede ele alınarak ısıl işlemin öneminin kavranması ve son teknolojik PVD Dupleks kaplamaların takım performansına etkileri üzerine deneysel çalışmalar yapılmıştır. Örnek durum incelemesinde ise şu an halihazırda BMW firmasına otomobil parçası üreten bir yüksek basınçlı kalıp döküm kalıbında optimizasyon çalışması yapılarak kalıp ömrünün maksimizasyonu sağlanmıştır. Optimizasyon çalışmasında kalıp MAGMA Soft döküm simülasyon programı ile analiz edilmiş sonuçlar doğrultusunda yeni bir tasarım geliştirilmiş ve bu yeni tasarımda ülkemizde henüz kullanılmayan Anvilloy 1150 alaşımı kullanılarak yüksek basınçlı kalıp dökümde kalıp tasarımının kalıp ömrüne etkisinin anlaşılması hedeflenmiştir.

2 SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN TANIMI VE KULLANIM ALANLARI

2.1 Sıcak İş Takım Çeliklerinin Tanımı

Sıcak iş takım çelikleri yüksek sıcaklık (200°C ve üzeri) uygulamalarda kullanılan çelikler olup AISI sınıflandırma sisteminde H (Hot Work) harfi ile simgelenen takım çeliği grubudur. Sıcak iş takım çeliklerinin kullanım alanları gereği sahip olması gereken en temel özelliği uygun kimyasal kompozisyonu sayesinde tekrarlanan sıcak şekillendirme uygulamalarında yumuşamaya karşı yeterli dayanımı göstermesidir. Kullanım yerleri gereği yüksek sıcaklıkta mekanik özelliklerini korumaları gerekir ve bu nedenle sıcak iş takım çeliklerinde sıcak sertliği sağlayan prensip alaşım elemanları bulunur. Sıcak iş takım çelikleri içerdikleri prensip alaşım elemanına göre üç grup altında toplanmaktadır bunlar:

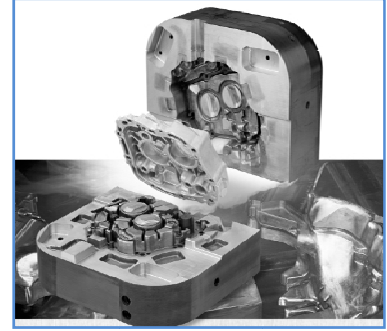
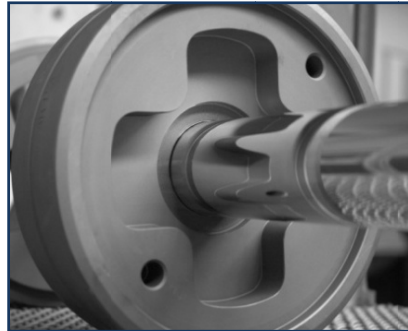
- Krom (Cr) esaslı sıcak iş takım çelikleri,
- Molibden (Mo) esaslı sıcak iş takım çelikleri,
- Tungsten (W) esaslı takım çelikleri,

2.2 Sıcak İş Takım Çeliklerinin Kullanım Alanları

Sıcak iş takım çelikleri diğer metalsel ve metal dışı malzemelerin 200°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda şekillendirilmesinde kullanılan çeliklerdir bu nedenle sıcak iş takım çelikleri günümüz üretim endüstrisinde son derece büyük öneme sahiptir. Sıcak iş takım çeliklerinin kullanım alanları içinde en büyük kısmı metalsel malzemelerin şekillendirilmesi oluşturmaktadır olup cam ve plastik esaslı malzemelerin üretiminde ve bazı makine donanımlarının imalinde çok düşük oranlarda sıcak iş takım çeliği kullanımı mevcuttur. Sıcak iş takım çeliklerinin kullanıldığı endüstriyel üretim kolları ve bu çeliklerden imal edilen kalıp parça ve aksamlar çizelge 2.1.'de belirtilmiştir. Sıcak iş takım çeliklerinin üretimi maalesef ülkemizde gerçekleştirilmemekte olup yerli ve yabancı çelik distribütörleri tarafından ithal edilmektedir. Sıcak iş takım çeliğinden takım ya da kalıp üretimi sırasıyla talaşlı imalat ısıtma işlem ve son işlem basamaklarını kapsar.

Çizelge 2.1 Sıcak iş takım çeliklerinin kullanım alanları ve imal edilen ekipmanlar.

Dövme	Ekstrüzyon	Yüksek Basıncılı Kalıp Döküm
Kalıp (çekiç)	Kalıp	Kalıp çekirdekleri
Kalıp (pres)	Dami blokl	Kovanlar
İtici Pimler	Kovan	Maçalar
	Piston	İtici pimler
	Mandrel	Topuklar
	Destek bloğu	Kovan karşılıkları



Şekil-2.1 Sırasıyla dövme, ekstrüzyon ve metal enjeksiyon uygulamalarında kullanılan sıcak iş takım çeliğinden imal edilmiş kalıplar.

2.3 Sıcak İş Takım Çeliklerinin Sahip Olması Gereken Özellikler

Sıcak iş takım çelikleri demir ve demir dışı alaşımların dövülerek şekillendirilmesinde, demir ve demir dışı metallerin sıcak ekstrüzyonunda ve plastik şekillendirilmesinde, hafif metallerin yüksek basınçlı kalıp dökümünde yaygın olarak kullanılan takım çelikleridir. Sıcak iş takım çeliklerinin uygulama alanına göre maruz kaldığı zorlanmalar çizelge 2.2’de özetlenmiştir.

Çizelge 2.2.’de belirtildiği üzere ısı yorulma sıcak iş takım çeliklerinin ömrünü sınırlandıran en önemli hasar oluşturu mekanizma olarak karşımıza çıkmaktadır. Özellikle dövme prosesinde dövülen parça sıcaklığı 1050 ila 1150°C arasında olmakta ve temas süresine bağlı olarak kalıp yüzey sıcaklığı 870°C’ye kadar çıkabilmektedir. Bu nedenle sıcak iş takım çeliklerinin ısı yorulma direncini artırmak için günümüzde mikroyapısı son derece homojen ve düşük oranda inklüzyon ve eser elementler içeren ESR işlemi görmüş çelikler geliştirilmiştir. İlerleyen kısımlarda ESR işlemi ve etkileri daha detaylıca ele alınacaktır.

Çizelge 2.2. Sıcak iş takım çeliklerinin kullanım alanına bağlı olarak maruz kaldığı zorlanmalar.

Zorlanma türü	Dövme	Ekstrüzyon	Enjeksiyon
Maks. yüzey sıc.	870°C	570°C	600°C
Isıl Yorulma	+++++	+++	++++
Plastik deformasyon	+++++	+++	+++
Sıcak aşınma	+++++	++++	++++
Erozyon	++	++	+++++
Sürünme	+	+++++	+
Darbe	+++++	++	++++

Çizelge 2.2’de belirtilen zorlanmalara karşı sıcak iş takım çeliklerinin sahip olması gereken özellikler aşağıda özetlenmiştir.

- **Çalışma sıcaklığında yeterli plastik deformasyon direnci:** Plastik deformasyona karşı direnç çeliğin sahip olduğu çekme ve basma dayanımıyla orantılı olup artan sertlik değeri ile artış gösterir. Örnek olarak bir sıcak iş takım çeliği 45 HRC değerinde 1350 MPa çekme dayanımına sahipken bu değer 50 HRC sertlik değerinde 1650 MPa’dır. Ancak diğer takım çeliklerinin oda sıcaklığında sertleştirilmiş ve menevişlenmiş durumda daha yüksek sertliğe sahip olmalarına karşın artan sıcaklıklarda sertliklerini kaybederler, sıcak iş takım çelikleri ise yüksek çalışma sıcaklıklarında içerdikleri Cr, Mo, W alaşımları sayesinde sertliklerini ve dayanımlarını koruyarak çok iyi yüksek sıcaklık plastik deformasyon direnci gösterirler.
- **Yeterli darbe direnci (Tokluk):** Sıcak iş takım çeliklerinin sahip olması gereken diğer önemli özellik mekanik ve ısıl şoklara karşı yeteli dayanımı göstermesidir. Tokluk olarak ifade edilen bu değer çeliğin kırılması için gereken enerji miktarıdır ve çentikli darbe testi ile belirlenir. Bir sıcak iş takım çeliğinin sahip olduğu kırılma enerjisinin mümkün olduğunca yüksek olması gerekir. Bu nedenle sıcak iş takım çeliklerinde diğer takım çeliklerine kıyasla karbon oranı düşürülerek yeterli darbe direncine sahip olmaları sağlanmıştır. Çeliğin mikro temizliği ve segregasyon miktarı, darbeye maruz kaldığı sıcaklık ve uygulanan ısıl işlem çeliğin sahip olduğu tokluğa son derece büyük etkide bulunmakta olup ilerleyen bölümlerde daha detaylı ele alınacaktır.

- **Yeterli yüksek sıcaklık aşınma direnci:** Sıcak iş takım çelikleri yüksek çalışma sıcaklıklarında yoğun olarak erozyon ve sıcak aşınmaya maruz kalırlar. Üretim sırasında yüzeyin çıktığı maksimum sıcaklıkta çeliğin sahip olduğu sertlik düşmeye başlar ve yüzeyde metal metal sürtünmesine bağlı olarak aşınma gözlenir. Artan sıcak sertlik kazandırıcı alaşım elemanı oranına bağlı olarak çeliğin sıcak aşınma direnci artar. Artan Vanadyum alaşımına bağlı olarak çelik matrisinde oluşan çok sert (2400 Hv) ve kararlı VC karbürler ise çeliğin sıcak aşınma direncini son derece olumlu etkiler.
- **Isıl işlem sırasında distorsiyona (Çarpılmaya) karşı yeterli direnç:** Sıcak iş takım çeliklerinin, ısıtım işlemi sırasında meydana gelen distorsiyon ve boyutsal değişimi minimum oranda göstermeleri beklenir. Bu özelliğin iyileştirilmesi için görece olarak daha yüksek alaşım içeriğine yani sertleşebilirliğe sahip çelikler kullanılır böylece ısıtım işlem sonrasında arzulanan martenzitik mikroyapı daha düşük soğutma hızlarında elde edilebilir ve dolayısı ile deformasyon ve boyutsal değişim asgari düzeye indirilir. Soğutma işleminin daha düşük hızlarda yapılabilmesi artan kesit kalınlığına sahip kalıpların daha az ısıtım işlem gerilimi barındırmasına neden olarak çeliğin makro tokluğunun artırılmasını sağlar
- **Yeterli ısıtım yorulma (Heat Checking) direnci:** Sıcak iş takım çelikleri kullanım alanları gereği yoğun belirli bir frekansta değişim gösteren termal yüklemelere maruz kalırlar. Bu tür termal yüklemeler sıcak iş takım çeliklerinde ağ şeklinde mikro-çatlakların oluşmasına neden olur. Bu hasar özellikle yüksek basınçlı kalıp döküm ve dövme uygulamalarında sıcak iş takım çeliklerinin ömrünü sınırlandıran birincil hasar mekanizmasıdır.
- **Yeterli İşlenebilirlik:** Sıcak iş takım çeliklerinin yeterli işlenebilirliğe sahip olabilmeleri için yumuşatma tavının yapılmış olması ve gereken teslimat sertlik değerinin aşılması gerekir. Buna ek olarak sıcak iş takım çeliklerinde işlenebilirliği kötü etkileyen ikincil faz partiküllerinin bulunmaması gerekir zira bu partiküller işlenebilirlikle birlikte çeliğin darbe ve termal şok direncini de olumsuz etkilerler.

2.4 Sıcak İş Takım Çeliklerinin Seçimi

Belirli bir sıcak iş uygulaması için istenen beklentileri karşılayabilecek uygun sıcak iş takım çeliğinin seçiminde proses şartları, üretim parametreleri, çeliğin ısıl işleme uygunluğu gibi parametreler göz önünde bulundurulur. Sıcak iş takım çeliği seçimi yapılırken göz önünde bulundurulması gereken kriterlerde proses koşulları en önemli rolü oynar. Proses sırasında kullanılacak sıcak iş takım çeliğinin seçimi, çeliğin maruz kaldığı şartlar göz önünde bulundurularak yani kalıp ömrünü sınırlandıran birincil hasar mekanizmasına gereken direnci gösterecek doğrultuda yapılmalıdır. Eğer hafif metal ekstrüzyonu söz konusu ise kullanılacak sıcak iş takım çeliğinin yeterli yüksek sıcak direncinin yanında yüksek aşınma direncine sahip olması gerekir. Bu tür proses için en uygun sıcak iş takım çeliği AISI normuna göre 1.2344 çeliğidir. Eğer proste darbe söz konusu ise yani çelik dövme yada metal enjeksiyon uygulamasında kullanılacak ise 1.2344 den daha tok bir çeliğin kullanılması gerekir bu tür uygulamalarda kullanılacak olan çelikler 1.2714, 1.2343, 1.2365 gibi daha düşük karbon ve silisyum oranına sahip çelikler olmalıdır. Eğer sıcak iş takım çeliği proses sırasında yüksek frekanslı ısıl çevrimlere maruz kalıyorsa yani basınçlı hafif metal kalıp dökümü yada demir esaslı metal dövme uygulamalarında kullanılacaksa yeterli darbe direncinin yanında yüksek sıcak direncine ve yüksek ısıl iletkenliğe sahip bir çelik olması gerekmektedir. Bu tür uygulamalarda ise 1.2343, 1.2344, 1.2365, 1.2367 ve kimyasal kompozisyon olarak bu çeliklerin değerlerinin arasında yer alan özel patentli çeliklerin kullanılması gerekir. Isıl yorulma çatlaklarının yoğun olarak gözlemlendiği uygulamalarda ise aynı çeliklerinin ESR (cüruf altı yeniden ergitme), VAR (vakum ark yeniden ergitme), 3D Forging (3 eksenli dövme) gibi yeni nesil çelik üretim yöntemleri ile üretilmiş yüksek saflığa ve mikro homojenliğe sahip türleri tercih edilmelidir.

Yukarıda belirtilen mekanik ve termal özelliklerin yanı sıra kullanılacak olan sıcak iş takım çeliğinin ısıl işleme uygunluk göstermesi son derece önemlidir. Özellikle büyük kesit kalınlığına sahip kalıplarda çeliğin yeterli sertleşebilirliğe sahip olması ısıl işlem sırasında daha düşük soğutma hızlarında soğutulmasını ve makro tokluğun elde edilmesini mümkün kılmalıdır. Büyük kesitli kalıplarda çeliğin yeterli oranda vanadyum içeriğine sahip olması ve dolayısı ile uzun östenitleme işlemi sırasında tane irileşmesini engelleyerek tokluk kaybını engelleyecektir.

Çelik seçiminde diğer bir önemli nokta ise işin mali boyutudur. Üretilcek kalıptan beklenen performansa bağlı olarak uygun çelik seçilmelidir. Örnek olarak 20000 adet düşük vasıflı parça üretmesi beklenen bir yüksek basınçlı kalıp döküm kalıbının imalinde DIN 1.2367 ESR

elik kullanmak gereksiz yere maddi kayba neden olacaktır. Bu baskı sayısı için DIN 1.2343 kodlu eliğın kullanılması bize 20000 adetlik baskı ömrünü verecek ve böylece elik maliyetinden %40 tasarruf sağlanmış olacaktır.

3. SICAK İş TAKIM ÇELİKLERİNİ STANDARDİZASYONU

Sıcak iş takım çelikleri kullanım alanları gereği yüksek sıcaklıklarda darbeye, bası yüklemesine, çeki yüklemesine ve ısıl çevrimlere maruz kalan çeliklerdir bu nedenle bu çeliklerin kullanım alanları gereği yeterli, tokluk, yüksek sıcaklık sertliği, sürünme dayanımı ve ısıl yorulma direncine sahip olmaları gerekir. Bu zelliklerin sağlanabilmesi hem elik kalitesine hem de uygulanan ısıl işleme bağlı olduğundan her iki parametre açısından standardizasyona gidilmiştir. Sıcak iş takım çelikleri diğer takım çelikleri gibi elektrik ark fırınlarında yüksek nitelikli takım çeliği hurdası kullanılarak üretilir. Pota metalürjisi ve döküm işlemlerin ardından termomekanik işlemlerle istenen mikroyapısal dağılım sağlanabildiği gibi günümüzde artan performans gereksinimlerine bağlı olarak cüruf altı yeniden ergitme işlemi ile rafine edilerek(Elektro Slag Remelting), homojen mikro-temizliği yüksek ve izotropik özelliklere sahip takım çelikleri üretilmektedir. Sıcak iş takım çelikleri temel olarak ASTM (American Society for Testing and Materials) A681 standardı çerçevesinde ve bu standarda ek olarak değişik standartlar dahilinde üretilirler. ASTM A681 standardına göre sıcak iş takım çelikleri üç ana grup altında toplanır. Sıcak iş takım çeliklerinin gruplandırılması içerdikleri prensip alaşım elemanı gözetilerek gerçekleştirilir. Prensip alaşım elemanına göre Cr esaslı, Mo esaslı ve W esaslı olarak üç gruba ayrılırlar. Günümüzde endüstriyel uygulamalarda en yaygın kullanılan sıcak iş takım elikleri Cr esaslı tiplerdir. Cr esaslı sıcak iş takım çeliklerinin en temel özelliği sıcak dayancına ek olarak sahip oldukları yüksek tokluk ile birçok sıcak iş uygulamasında beklentilere yeterlilik sağlamalarıdır. Cr esaslı sıcak iş takım çeliklerini yeterli sıcak direncini sağlayamadıkları uygulamalarda W esaslı takım çelikleri tercih edilir. Mo esaslı sıcak iş takım çelikleri ise zengin bir çeşitliliğe sahip olmayıp bu grupta sadece H42 eliği bulunmaktadır. Mo'nin görece yüksek alaşım fiyatı Mo esaslı çeliklerin kullanımını sınırlandırmaktadır. ASTM A681 standardına göre sıcak iş takım çelikleri ve kimyasal kompozisyonları izelge 3.1 listelenmiştir.

Çizelge 3.1. ASTM A681 Standardına göre sıcak iş takım çeliklerinin sınıflandırılması.[1]

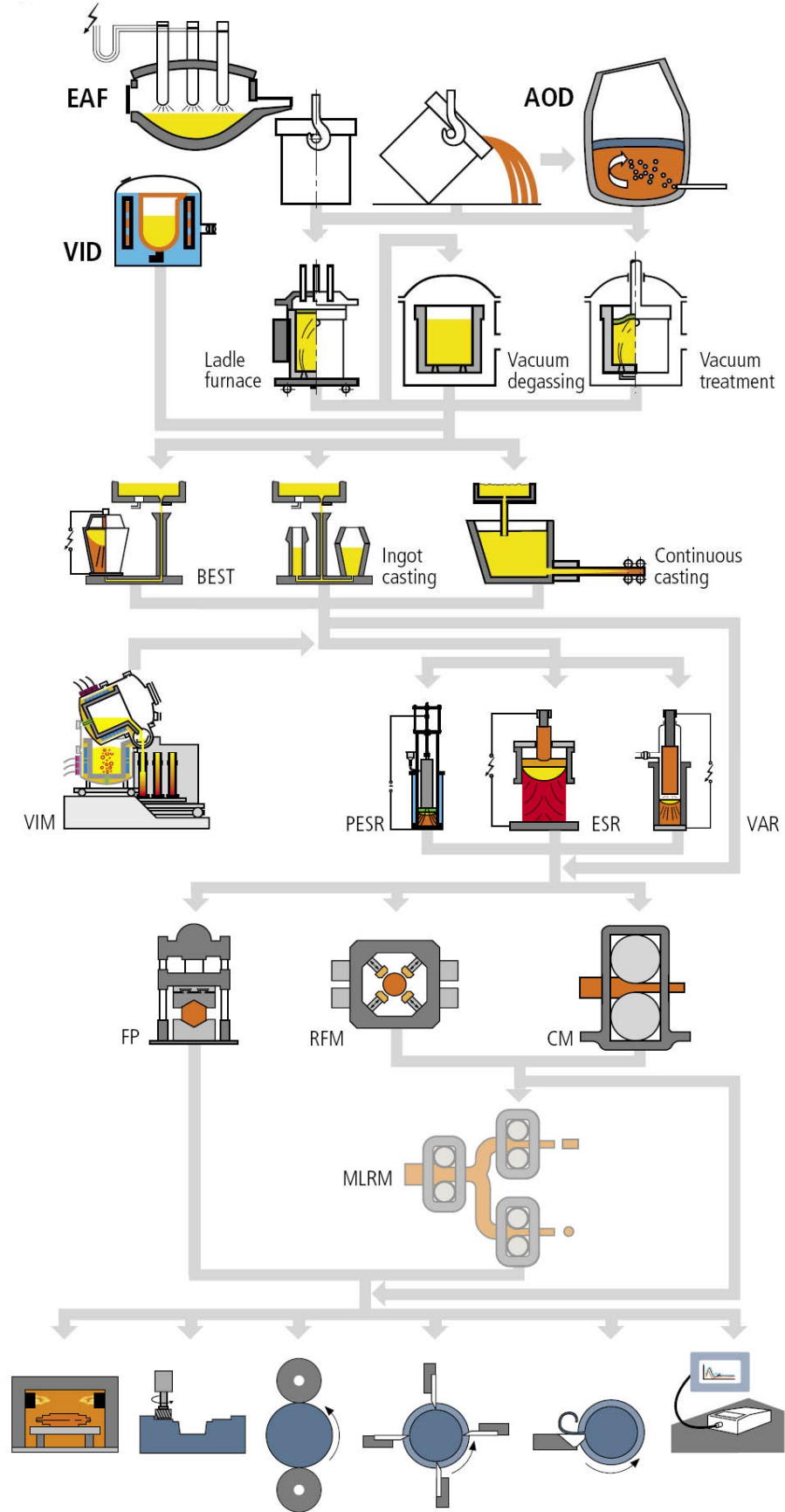
Gösterim		Kimyasal kompozisyon								
AISI	UNS	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Co
Krom Esaslı Sıcak İş Takım Çelikleri										
H10	T20810	0.35- 0.45	0.25- 0.70	0.80- 1.20	3.00- 3.75	0.30 max	2.00- 3.00	...	0.25- 0.75	...
H11	T20811	0.33- 0.43	0.20- 0.50	0.80- 1.20	4.75- 5.50	0.30 max	1.10- 1.60	...	0.30- 0.60	...
H12	T20812	0.30- 0.40	0.20- 0.50	0.80- 1.20	4.75- 5.50	0.30 max	1.25- 1.75	1.00- 1.70	0.50 max	...
H13	T20813	0.32- 0.45	0.20- 0.50	0.80- 1.20	4.75- 5.50	0.30 max	1.10- 1.75	...	0.80- 1.20	...
H14	T20814	0.35- 0.45	0.20- 0.50	0.80- 1.20	4.75- 5.50	0.30 max	...	4.00- 5.25	...	...
H19	T20819	0.32- 0.45	0.20- 0.50	0.20- 0.50	4.00- 4.75	0.30 max	0.30- 0.55	3.75- 4.50	1.75- 2.20	4.00- 4.50
Tungsten Esaslı Sıcak İş Takım Çelikleri										
H21	T20821	0.26- 0.36	0.15- 0.40	0.15- 0.50	3.00- 3.75	0.30 max	...	8.50- 10.00	0.30- 0.60	...
H22	T20822	0.30- 0.40	0.15- 0.40	0.15- 0.40	1.75- 3.75	0.30 max	...	10.00- 11.75	0.25- 0.50	...
H23	T20823	0.25- 0.35	0.15- 0.40	0.15- 0.60	11.00- 12.75	0.30 max	...	11.00-	0.75- 1.25	...
H24	T20824	0.42- 0.53	0.15- 0.40	0.15- 0.40	2.50- 3.50	0.30 max	...	14.00- 16.00	0.40- 0.60	...
H25	T20825	0.22- 0.32	0.15- 0.40	0.15- 0.40	3.75- 4.50	0.30 max	...	14.00- 16.00	0.40- 0.60	...
H26	T20826	0.45- 0.55(b)	0.15- 0.40	0.15- 0.40	3.75- 4.50	0.30 max	...	17.25- 19.00	0.75- 1.25	...
Molibden Esaslı Sıcak İş Takım Çelikleri										
H42	T20842	0.55- 0.70(b)	0.15- 0.40	...	3.75- 4.50	0.30 max	4.50- 5.50	5.50- 6.75	1.75- 2.20	...

4 SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN ÜRETİMİ

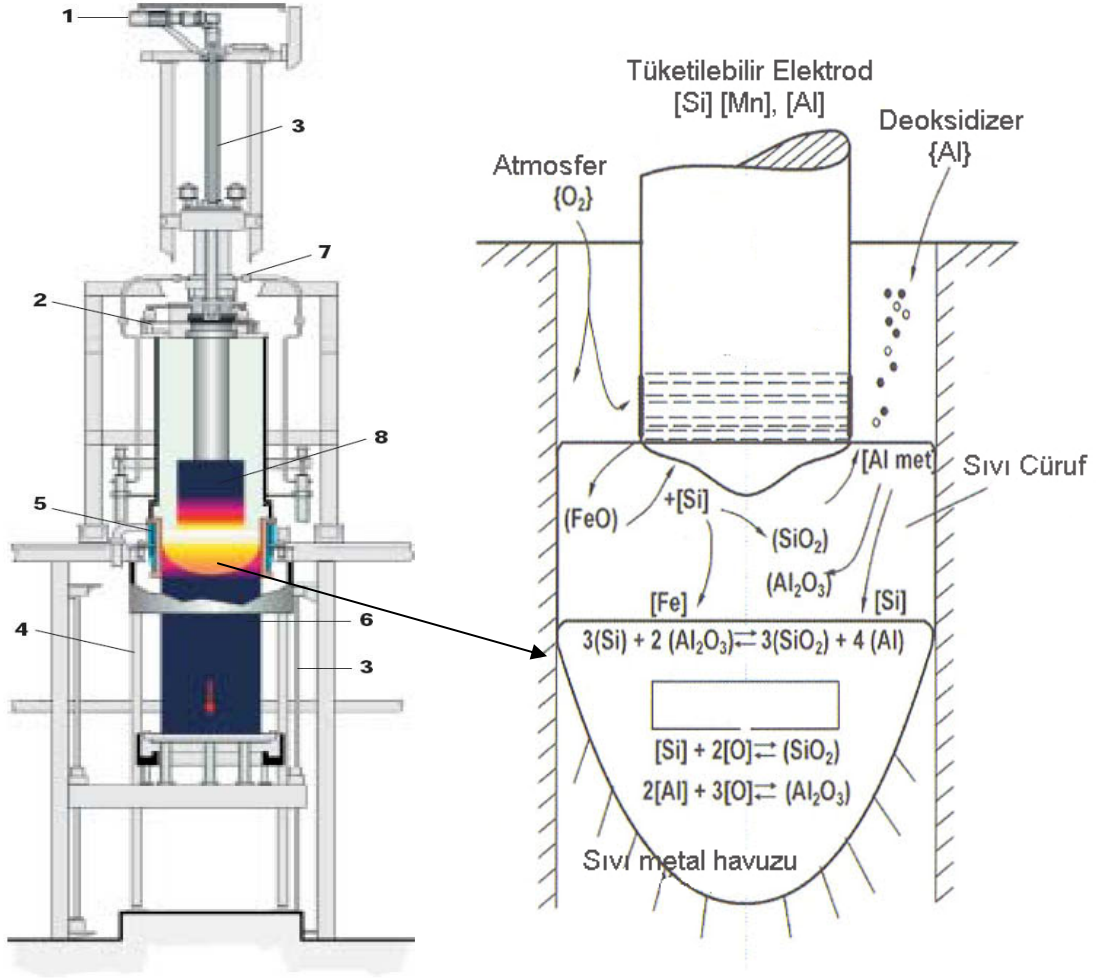
Dünya üzerinde bulunan birçok üretici tarafından takım çeliklerinin üretimi gerçekleştirilmekte olup temel olarak takım çeliklerinin üretiminde izlenen yol aynıdır. Takım çeliğinin kalitesi ve göstereceği performans üretim parametreleriyle doğrudan ilgili olduğundan takım çeliklerinin üretiminin anlaşılması performansı etkileyen faktörlerin belirlenmesini kolaylaştıracaktır.

Elektrik ark fırınlarında yapılan ergitme işlemi takım çeliklerinin üretimindeki birincil presip işlemidir. Önceleri elektrik ark fırınında yapılan ergitme işlemi sonrasında doğrudan döküm işlemi gerçekleştirilirken, günümüzde yüksek mikrotemizliğe sahip çeliklerin üretilebilmesi için araya bazı prosesler eklenmiştir. EAF’da gerçekleştirilen ergitme işleminin ardından ergiyik daha sonraki rafinasyon işlemleri için AOD (argon oksijen dekarbürizasyon) ya da VOD (vakum oksijen dekarbürizasyon) fırınına alınır. Bu fırınlarda ergiyik içine tüyerlerden uygun oranda azot ve oksijen karışımı üflenerek çelik içindeki H, P, S, C, gibi elementlerin miktarları istenen seviyeye indirilir. Alaşımlandırma işlemi yine AOD fırınında gerçekleştirilir ve W, Si, Mo, V, Mn gibi alaşım elemanlarının ferro alaşımları eklenerek istenen kimyasal kompozisyon elde edilir. İstenen kimyasal bileşim elde edilip ergiyik döküme hazır hale geldikten pota döküm istasyonuna alınır. Buraya kadar olan kısım konvansiyonel yöntemle üretilen başka bir deyişle premium kalitedeki çeliklerin üretilmesinde standart olarak uygulanan işlemidir. Ancak günümüz yüksek performanslı sıcak iş takım çeliklerinin üretiminde döküm işleminde önce mikroporozite ve süreksizlikleri bertaraf etme amaçlı vakum gaz giderme (vacuum degasing) işlemi uygulanır. Bu işlem ile ergiyik üzerindeki atmosfer basıncı ortadan kaldırılır ve hacmen büyüyen gaz boşluklarının pota yüzeyine çıkması sağlanır. Böylece sıcak iş takım çeliklerinde mekanik özellikleri son derece olumsuz etkileyen mikroporozite ve süreksizlik gibi olumsuzluklar minimum seviyeye indirgenmiş olur.

Pota metalürjisi işlemleri sona erip istenen bileşim yakalandıktan sonra çelik elde edilmek istenen yarımamüle bağlı olarak ya sürekli dökümle ya da yeni bir yöntem olan dipten dökümle ingot olarak dökülür. Dipten döküm yönteminin sıcak iş takım çeliğinin özelliklerine bir çok olumlu etkisi vardır . Bu yöntem ile normal dökümün neden olduğu türbülans sonucunda oluşan döküm boşlukları minimum seviyede meydana gelir. Ek olarak döküm öncesinde potanın üzerinde toplanan çürüfün ingot içine kontrolsüz karışması engellenerek metal dışı inklüzyon miktarını kayda değer oranda azaltır.



Şekil 4-1 Superior kalite sıcak iş takım çeliklerinin üretiminde uygulanan proseslerin şematik görünümü.[2]

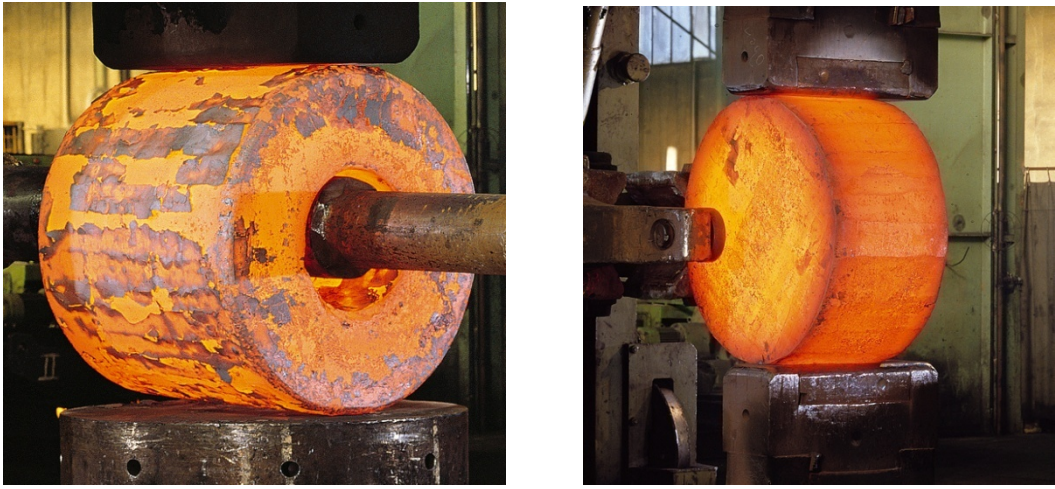


Şekil 4-2 ESR işleminin gerçekleştirildiği fırın (solda) ve cüruf havuzunda meydana gelen reaksiyonlar (sağda).[4]

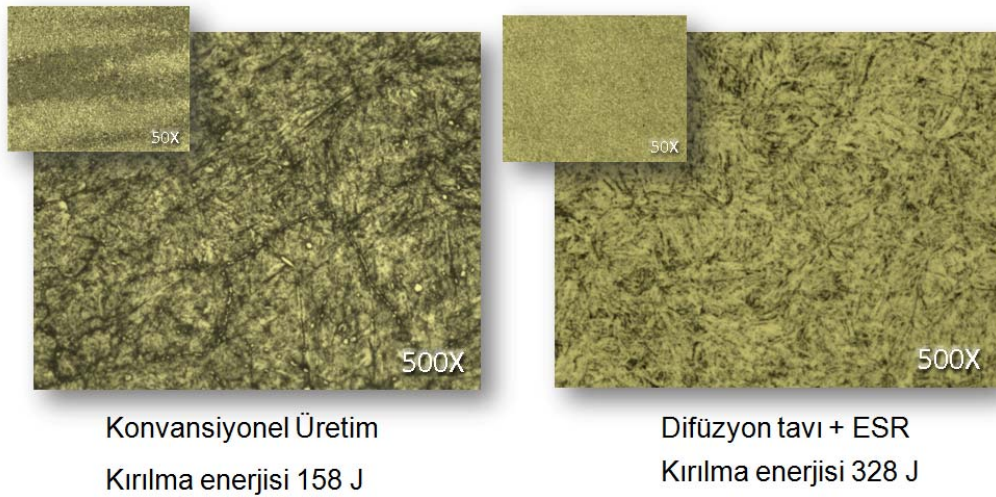
Döküm sonrasında katılaştan ingot konvansiyonel çelik üretiminde doğrudan termomekanik işleme tabi tutulur. Superior kalite sıcak iş takım çelikleri ise ingot katılaştıktan sonra ilave bir rafinasyon işlemine tabi tutulurlar. Cüruf altı yeniden ergitme (ESR) olarak adlandırılan bu işlem günümüz yüksek performanslı sıcak iş takım çelikleri için vazgeçilmez bir proses haline gelmiştir. ESR işleminde daha önceden elde edilen katılaştırmış ingot elektrot olarak kullanılarak tekrar ergitilir. Ergitme, elektrottan uygulanan elektrik akımı ile cürufun iç direncinden kaynaklı ısı açığa çıkmasıyla kısmi olarak gerçekleşir. ESR işleminin çelik özelliklerine iki önemli etkisi söz konusudur. Birincil olarak ESR işlemi ile pota metalürjisi ile giderilemeyen metalik olmayan inklüzyonlar ve istenmeyen elementlerin (P, S) seviyesi daha da aşağılara çekilerek çeliğin tokluk ve ısıl yorulma direnci artırılır. ESR işleminin diğer önemli avantajı ise normal ingot katılaşmasından farklı olarak ingotun kısmi olarak daha küçük bir bölümünün yeniden ergitilip katılaşması ile alaşım elemanı segregasyonu ve tane irileşmesi minimum seviyeye çekilir.



Şekil 4.3 Konvansiyonel yöntemle ve ESR yöntemiyle üretilmiş 200 çapındaki sıcak iş çeliklerinin makro dağılımı sonrası kesit görüntüsü.[3]



Şekil 4.4 ESR İşlemi sonrasında uygulanan termomekanik işlem ile çelikte izotropik özellikler ve ince tane dağılımı elde edilir.



Şekil 4.5 ESR işlemi uygulanmış ve uygulanmamış H13 çeliklerinin sertleştirilmiş ve 44-46 HRC'ye temperlenmiş mikroyapı görüntüleri ve CVN kırılma enerjileri.

5. NADCA#207-2006 STANDARDINA GÖRE SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN KABUL RET KRİTERLERİ

Bugün endüstriyel uygulamalarda kullanılan sıcak iş takım çeliklerine yönelik en detaylı ve kabul gören standart NADCA#207-2006 standardıdır. Bu standart metal enjeksiyon prosesi için kullanılan kalıp ve çekirdeklerde performans sürekliliğini sağlamak için, hem kullanılan sıcak iş çeliği hem de kalıp ve çekirdeklerin ısıtılma işlemi açısından belirli zorunluluklar getirmiştir. NADCA'nın açılımı North American Die Casting Association olup Türkçe ifadeyle Kuzey Amerika Basınçlı Dökümcüler Birliği'dir. Metal enjeksiyon uygulamalarına yönelik dünya devi üreticilerin FORD AMTD DC2010 ve GM DC 9999-1 gibi kendi şartnameleri mevcut olup bu şartnameler NADCA#207-2006 standardının geliştirilmiş halidir. Bu tür standardizasyonların amacı metal enjeksiyon prosesi gibi zorlu şartlarda çalışan kalıp ve kalıp elemanlarında performans sürekliliğinin sağlanmasıdır.

Nadca'nın 2006 yılında revize edilmiş haliyle yayınladığı standart metal enjeksiyon prosesinde bugün yaygın bir şekilde kullanılan H13 sıcak iş çeliği için oluşturulmuş bir standart olup metal enjeksiyon prosesinde maksimum performansın sağlanabilmesi için hem kullanılan kalıp çeliğinin hem de kalıp çeliklerinin ısıtılma işleminin standartta belirlenen gereksinimleri sağlamasını zorunlu kılmıştır. Standart, malzeme kalite gereksinimleri ve ısıtılma işlem kalite gereksinimleri kapsamakla beraber her iki parametre için kabul ret kriterleri oluşturmuştur. [13]

5.1 Malzeme Kalite Gereksinimleri

Metal enjeksiyon prosesinde kullanılan kalıp maça ve diğer kalıp elemanlarının proses şartlarında yeterli performansı gösterebilmeleri için bu takımların üretildiği sıcak iş takım çeliğinin sahip olması gereken özellikler NADCA#207-2006 standardında malzeme kalite gereksinimleri başlığı altında incelenmiştir. [13]

5.1.1 Kimyasal Kompozisyon Uygunluğu

Nadca standardında kalıp üretiminde kullanılan sıcak iş takım çelikleri Premium ve Superior olarak iki ana sınıfa ayrılmıştır. Premium kalite standart kaliteyi temsil edip konvansiyonel yöntemlerle üretilmiş H13 sıcak iş takım çeliklerini kapsamaktadır superior kalite ise ESR ve VAR gibi ikincil rafinasyon işlemleri ile yüksek mikro-temizliğe sahip takım çeliklerini kapsamaktadır. Premium ve superior kalite sıcak iş takım çeliklerinin her ikisinin de ASTM A681 standardında belirtilen kimyasal kompozisyona uygun olması gerekir. [13]

Çizelge 5.1. NADCA207#2006 standardına göre Premium ve superior kalite H13 çelikleri için kimyasal kompozisyon şartnamesi.[13]

	Premium		Superior	
Alaşım Eleman	Minimum	Maksimum	Minimum	Maksimum
Karbon	0,37*	0,42*	0,37	0,42
Mangan	0,20	0,50	0,20	0,50
Fosfor	-	0,025*		0,015 #
Kükürt	-	0,005*		0,003 #
Silisyum	0,80	1,20	0,80	1,20
Krom	5,00*	5,50*	5,00	5,50
Vanadyum	0,80	1,20	0,80	1,20
Molibden	1,20*	1,75*	1,20	1,75

*ASTM A681 Modifikasyonu

NADCA superior kalite modifikasyonu

5.1.2 Teslimat Sertliği

Hem premium hem de superior kalitede H13 çeliklerinin 235 HB teslimat sertliğini değerini geçmemeleri gerekir. [13]

5.1.3 Mikrotemizlik

İzin verilen mikro-temizlik değerlerinin ASTM E-45 Metot-A'ya göre belirlenmesi gerekir. Tablo I-r ye göre izin verilen maksimum değerler aşağıdaki gibidir.

Çizelge 5.2 NADCA207#2006 standardına göre Premium ve superior kalite H13 çelikleri için inklüzyon sınırlaması.[13]

	Premium		Superior	
İnküzyon Tipi	Seyrek (Thin)	Yoğun (Heavy)	Seyrek (Thin)	Yoğun (Heavy)
A (Sülfid)	1.0	0.5	0.5 #	0.5
B (Alimünat)	1.5	1.0	1.5	1.0
C (Silikat)	1.0	1.0	0.5 #	0.5 #
D (Öbek Oksit)	2.0	1.0	1.5 #	1.0

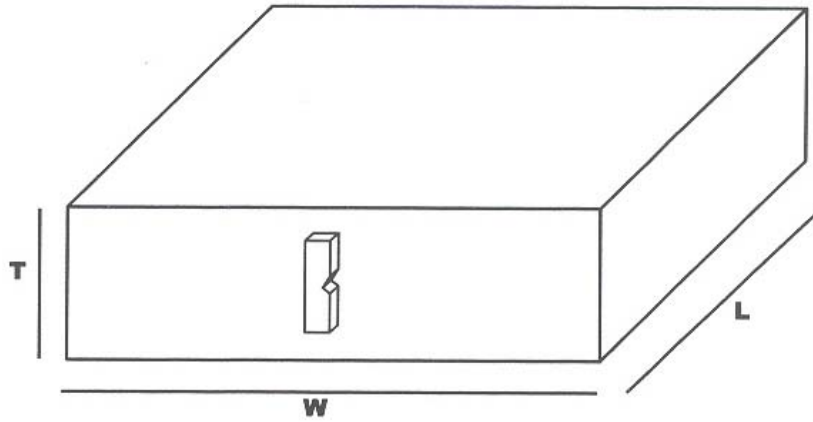
NADCA superior kalite modifikasyonu

5.1.4 Ultrasonik Kalite (ASTM A-681 S1.1)

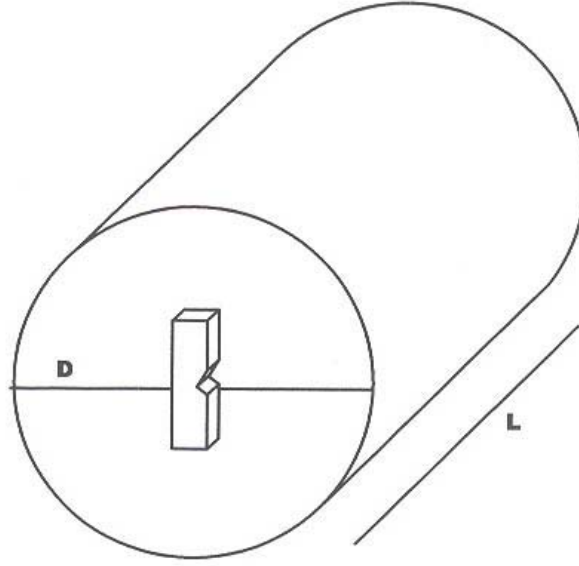
Tedarik edilen çeliklere ultrasonik muayene teknikleri uygulanarak bütün kütüklerin süreksizlik, porozite ve yoğun segregasyon gibi hataları içemedikleri kontrol edilmelidir. Yapılan muayeneler ASTM A388 ve E114 (son versiyonu) standartlarına uygun olarak gerçekleştirilmelidir. Kabul ret kriterleri müşteri ve tedarikçi tarafından belirlenebilir. [13]

5.1.5 Darbe Uygunluk Testi

Darbe uygunluk testi 63,5 mm ve üzerindeki kalınlığa sahip bütün çeliklere uygulanır. Darbe testi için çıkarılan numunenin kütüğün üretim yönüne dik, kalınlığa paralel (short transverse) yönde tam merkezinden çıkarılır (Şekil-5.1). Numunenin bu bölgeden çıkarılmasının nedeni çeliğin sahip olduğu minimum tokluk değerinin saptanmasıdır. Test edilecek kütük için en az 5 çentikli darbe numunesinin çıkarılması gerekir. Aynı şarjla üretilmiş ancak ayrı ayrı termomekanik işlem uygulanmış kütükler için ayrı çentikli darbe deneyi numunesi çıkarılması gerekmektedir. ASTM A370 standardına göre çentikli darbe testi yapılacak numunelerde çentik yönü çeliğin üretim yönüne paralel olması gerekmektedir. [13]



Şekil 5.1 Dikdörtgen kesitli malzemelerde çentikli darbe deney numunesinin çıkarıldığı bölgenin şematik görünümü. [13]



Şekil 5.2 Yuvarlak kesitli malzemelerde çentikli darbe deney numunesinin çıkarıldığı bölgenin şematik görünümü. [13]

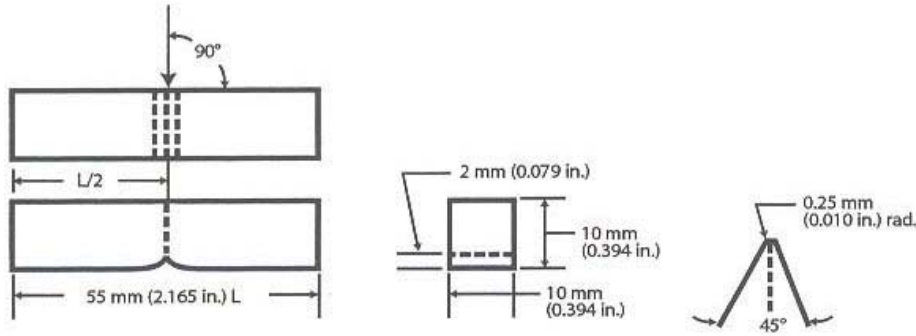
Çentikli darbe testi numuneleri 38,1x38,1x63,5 mm ölçülerinde işlenir. Son ölçülerine getirilmeden sertleştirilmiş ve menevişlenmiş şartlarda bulunması gerekir. Isıl işlem, işleme ve test aşağıdaki prosedür doğrultusunda gerçekleştirilir. [13]

- I. Östenitleme 1030°C’de 30dk süresince yapılmalıdır
- II. Soğutma ortamı yağ ve maksimum sıcaklığı 50 °C olmalıdır.
- III. Serleştirme sonrası numunelerin en az 590 °C’de iki kez menevişlenmelidir.
- IV. Her meneviş basamağından sonra oda sıcaklığına havada soğutulması gerekmektedir.
- V. Yapılan sertleştirme ve son ölçüye getirme işlemlerinin ardından numuneler ASTM A370 standardına göre test edilir.

Çentikli darbe numunesin hazırlanmasındaki ölçüsel toleranslar.

- Çentik yönü ile yanal yüzey arasındaki açı $90^{\circ} \pm 2^{\circ}$
- Bitişik kenarlar arasındaki açı $90^{\circ} \pm 10dk$
- Kesit ölçüleri $\pm 0,075mm$
- Numune uzunluğu (L) +0, -2,5 mm
- Çentik merkezi (L/2) $\pm 1 mm$

- Çentik açısı $\pm 1^\circ$
- Çentik köşe radüsü $\pm 0,025$ mm
- Çentik derinliği $\pm 0,025$ mm
- Yüzey bitirme kalitesi çentik açılan yüzey ve arka yüzü için $2\mu\text{m}$ diğer iki yüzey için $4\mu\text{m}$

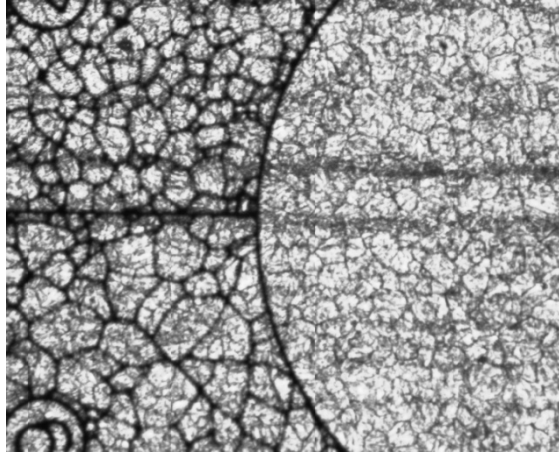


Şekil 5.3 ASTM A370 standardına göre çentik numunesinin ölçüsel kriterleri. [13]

- I. Çentik kenarları arasındaki açı $90^\circ \pm 10^\circ$ olmalıdır.
- II. Numune ebatları $\pm 0,1$ mm toleransında işlenmelidir.
- III. Numune boyu ± 1 mm toleransında işlenmelidir.
- IV. En geniş alanlı (55*10) yüzeylerde yüzey pürüzlülüğü değeri 1,6 mikrometre olmalıdır.
- V. Numune testleri oda sıcaklığında ASTM E23 standardına göre kalibre edilmiş çentikli darbe testi cihazında gerçekleştirilir. En yüksek ve en düşük iki değer değerlendirmeye katılmaz elde edilen üç sonucun aritmetik ortalaması hesaplanarak test değeri elde edilir.
- VI. Çentikli darbe deneyi kabul değerleri aşağıdaki gibidir.
 - a) Premium kalite için ortalama 8 ft.lbs ve en düşük 6 ft.lbs
 - b) Superior kalite için ortalama 10 ft.lbs ve en düşük 8 ft.lbs

5.1.6 Tane Boyutu

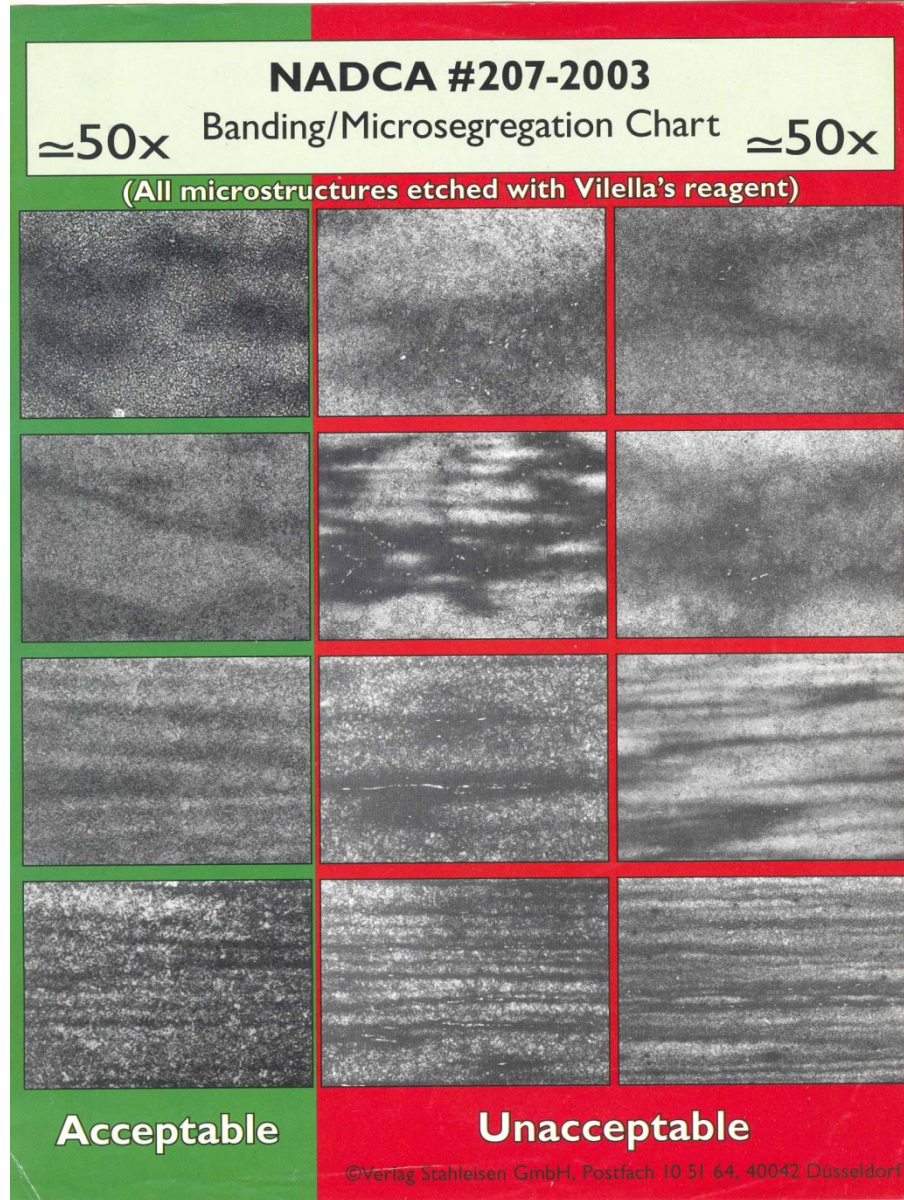
ASTM tane boyutu tespiti ASTM E112 standardına göre direk sertleştirme yöntemi ile belirlenir. Tane boyutu numunesi önce 1030°C'de koruyucu atmosferde östenitlenir ve ardından hızlı soğutulur ve elde edilen martenzitik yapı 593 °C'de menevişlenir. Tane boyutu karşılaştırma yöntemi ile belirlenir ve ASTM tane boyutunun en az 7 ya da daha ince olması gerekir. [13]



Şekil- 5.4 Sertleştirme ve menevişleme sonrası sıcak iş takım çeliğinde tane boyutunun ASTM skalası ile tespit edilmesi.

5.1.7 Tavlanmış Mikroyapı

Alınan çeliğin tavlanmış şartlardaki mikroyapısının ferritik matriste dağılmış küresel karbürlerden oluşması beklenir. Metalografik inceleme 50 büyütmede nital-5 asidik çözeltisi ile dağlanarak gerçekleştirilir. Tavlanmış şartlardaki H13 mikroyapısı NADCA#207-2006 bantlaşma ve mikrosegregasyon referans tablosundan karşılaştırılarak kabul edilebilir olup olmadığı belirlenir. [13]



Şekil 5.4 NADCA#207-2006 Bantlaşma ve Mikrosegregasyon tablosu. [13]

5.2 Malzeme Kalite-Uygunluk Sertifikası

NADCA#207-2006 standardı doğrultusunda üretilmiş göre Premium ya da superior kalitedeki kalıp çeliklerinin kalite yeterlilik sertifikasında aşağıdaki kriterlerin kontrol edilerek belirtilmesi şarttır.

- Tedarikçi şarj numarası.
- Tavlanmış brinel Sertlik değeri.

- Kimyasal analizi.
- Mikrotemizlik seviyesi.
- Ultrasonik muayene yapılmış olduğuna dair belge.
- ASTM tane boyutu numarası.
- Tavlanmış mikroyapı sınıflandırma numarası.
- Mikro-bantlaşma seviyesi.
- Darbe testi uygunluk değerleri.

5.3 Isıl İşlem Kalite Gereksinimleri

5.3.1 Vakum Sertleştirme Prosesi Gereksinimleri

Premium ve superior kalite sıcak iş takım çeliklerinin performansına doğrudan etkisi olan sertleştirme işleminde en önemli parametreler östenitleme işlemi ve sonrasında uygulanan soğutma basamağıdır. Sıcak iş takım çeliklerine uygulanan ısıtma işlem sonrasında optimum mikroyapı ile birlikte minimum deformasyon ve çarpılma elde edilmelidir. İlerleyen bölümlerde ısıtma işlem ve etkileri daha detaylı olarak incelenecektir. [13]

5.3.1.1 Isıl İşlem Ekipmanı

Premium kalite için ısıtma işlem ekipmanı.

- Östenitleme sonrası soğutma işlemi 2 bar soğutma basıncına sahip programlanabilir bilgisayar kontrollü ve birden fazla şarj termokuplu ile ölçüm yapabilen vakum fırını ile gerçekleştirilmelidir.
- Fırın yeterli soğutma kapasitesine sahip olup kalıp yüzeyinde 1030 °C'den yapılan soğutma işleminde minimum 28 °C/dk kritik soğutma hızını yakalamalıdır.
- Fırın izotermal bekleme özelliğine sahip olabilip gerektiğinde kesintili su verme yapabilmelidir

Superior kalite için ısıt ışlem ekipmanı.

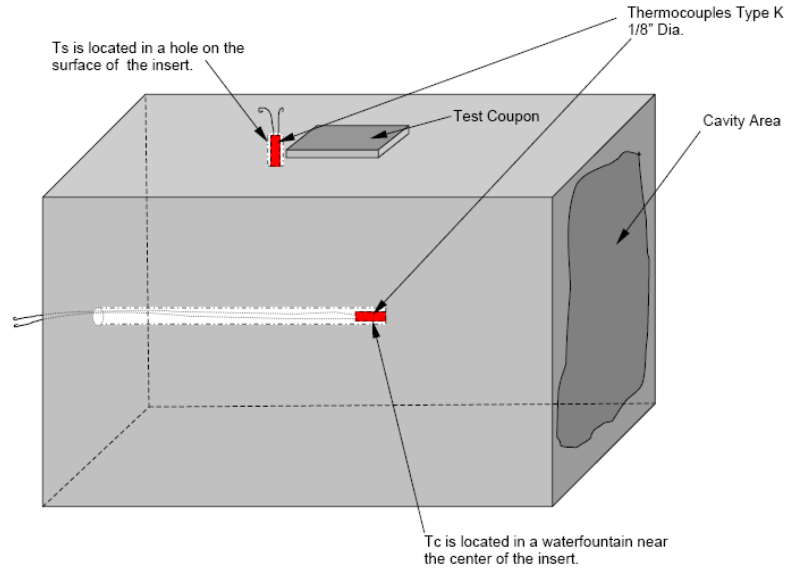
- Östenitleme sonrası soğutma işlemi 5 bar soğutma basıncına sahip programlanabilir bilgisayar kontrollü ve birden fazla şarj termokuplu ile ölçüm yapabilen vakum fırını ile gerçekleştirilmelidir.
- Fırın yeterli soğutma kapasitesine sahip olup kalıp yüzeyinde 1030 C'den yapılan soğutma işleminde minimum 28 C/dk kritik soğutma hızını yakalamalıdır.
- Fırın izotermal bekleme özelliğine sahip olabilmek gerektiğinde kesintili suverme yapabilmelidir. [13]

5.3.1.2 şarj Yükleme

- Fırına yerleştirilen parçalar homojen bir şekilde ısınarak soğuyacak şekilde yerleştirilmelidir.
- Birden fazla kalıp şarja alındığında kesit kalınlıkları karşılaştırılmalı ve birbirine yakın kesitlere sahip kalıplar aynı şarja alınarak üniform sertleştirme sağlanmalı ve olası sertleştirme çatlağı oluşumuna izin verilmemelidir.
- Fırın hiçbir zaman aşır klenerek soğutma kapasitesi azaltılmamalıdır. [13]

5.3.1.3 Termokupl Yerleşimi

- Isıt işlem görececek kalıplarda soğutma hızının belirlenebilmesi için ısıt işlem öncesinde yüzey termokupl deliğinin konumlandırılmış olması gerekmektedir. Ts yüzey termokupl deliği termoeleman kalınlığına bağlı olarak 3,175-6,35 mm çapında ve $15,87 \pm 3,175$ mm derinliğinde olmalıdır.
- Termokupl yeri kalıpta en geniş alanlı yüzeyde uzunluk/4-genişlik/4 koordinatlarında ya da en yakın ksenin yarıçapı üzerinde konumlandırılmalıdır.(şekil 5.5)



Şekil 5.5 Kalıp üzerinde yüzey ve çekirdek termoelemanlarının yerleşimi. [8]

- Çekirdek termoelemanı kalıbın ağırlık merkezine olabildiğince yakın bir yere yerleştirilmelidir. Çekirdek termoelemanının konumlandırılmasında kalıp üzerindeki mevcut soğutma deliklerinden faydalanabilir. Kalıp üzerinde herhangi bir delik olmaması durumunda kalıbı temsil eden ve kalptaki maksimum kalınlığa eşdeğer bir referans parçadan ölçüm alınmalıdır.
- Bütün termoelemanlar konumlandırıldıktan sonra soğutucu gaz ile direk temasları cam elyafı ile izole edilerek engellenmelidir.
- Termoelemanların fırın içindeki hareketleri engellenerek olası ölçüm hatalarının önüne geçilmelidir.
- Eğer birden fazla kalıp aynı şarjda ısıtılacaksa en kalın kesitli kalıptan ölçüm alınmalıdır. [13]

5.3.1.4 Ön ısıtma

- Şarj soğuk fırına yerleştirilmeli ve yüzey termoelemanından ölçülen ısıtma hızı asla 220 °C/saat değerini geçmemelidir.

- Birinci ön ısıtma 540-675 °C arasında yapılmalı yüzey çekirdek arasındaki sıcaklık farkı 110 °C olana kadar beklenmelidir.
- İkinci ön ısıtma basamağı 845±10 °C aralığında yapılmalı ve çekirdek yüzey arasındaki fark 60 °C'ye inene kadar beklenmelidir.
- Ek ön ısıtma basamağı kalıp sahibinin yada ısıl işlemcinin inisiyatifinde olup gerekli görülürse uygulanabilir. [13]

5.3.1.5 Östenitleme

En son ön ısıtma basamağından östenitleme sıcaklığına 1030±5 °C'ye olabildiğince yüksek hızla çıkılmalıdır. Yüzey çekirdek arasındaki sıcaklık farkı 5 °C'ye inene kadar yada yüzey östenitleme sıcaklığına ulaştıktan sonra maksimum 90 dk beklenmelidir. [13]

5.3.1.6 Soğutma

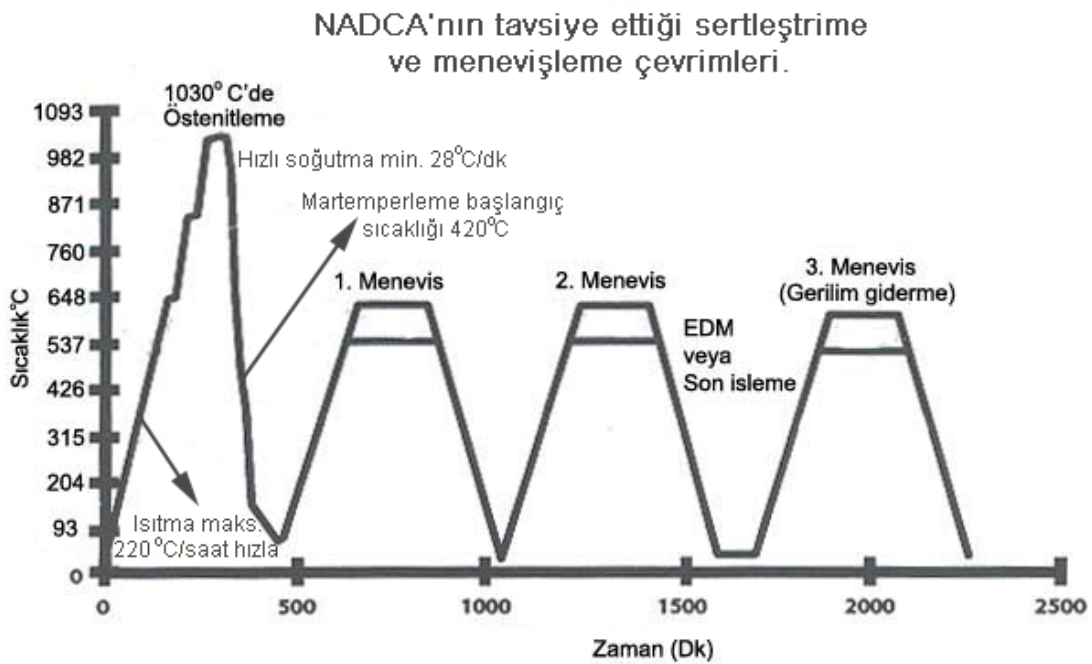
- Östenitleme işleminin ardından kalıpların olabildiğince hızlı bir şekilde çekirdek sıcaklığı 150 °C'ye ulaşmaya kadar soğutulması gerekir.
- 1030-540 °C arasında yüzeyde minimum 28 °C/dk soğutma hızı yakalanmalıdır. Bir başka deyişle 590 °C'ye 18 dk'dan kısa bir sürede inilmesi gerekmektedir.
- Yukarıda belirtilen soğutma hızı 300 mm'nin altında et kalınlığına sahip kalıplar için geçerli olup daha kalın kesitli kalıplarda bu hız mevcut ekipmanla yakalanamayabilir
- Çekirdek yüzey arasındaki sıcaklıkları farkına bağlı olarak soğutma 400-455 °C arasında kesintiye uğratılabilir.
- Şayet yüzey ile çekirdek arasındaki sıcaklık farkı 90 °C'yi geçerse mutlaka kesintili su verme uygulanmalıdır. Toplam kesinti süresinin 30dk olması durumunda ya da çekirdek ile yüzey sıcaklıkları arasındaki farkın 95 °C'nin altına inmesi durumunda soğutmaya 150 °C'ye kadar devam edilmelidir.
- 150 °C'ye gelindikten sonra kalıp havada 50 °C'ye kadar soğutulmalı ve ardından beklemeden menevişlenmelidir. [13]

5.3.1.7 Menevişleme

- Kalıp bitirme operasyonlarında önce minimum iki kez menevişlenmelidir.
- Her menevişleme işleminin ardından kalıp ortam sıcaklığına kadar soğutulmalıdır.
- Son olarak uygulanan gerilim giderme menevişi en yüksek meneviş sıcaklığının 25°C altında yada minimum 565 °C'de gerçekleştirilmelidir.
- Menevişleme işlemi sırasında tutma süresi her 25,4 mm et kalınlığı için 1 saat seçilmeli veya minimum 2 saat beklenmelidir. [13]

5.3.1.8 Yeniden Sertleştirme

Eğer kalıba yeniden sertleştirme işlemi yapılacaksa kalıp sertleştirme öncesinde 840-870 °C'de her 25,4 mm et kalınlığı için 1 saat beklenerek tavlmalı ve ardından fırında 540 °C'ye kadar maksimum 33 °C/saat hızla soğutulmalıdır. [13]

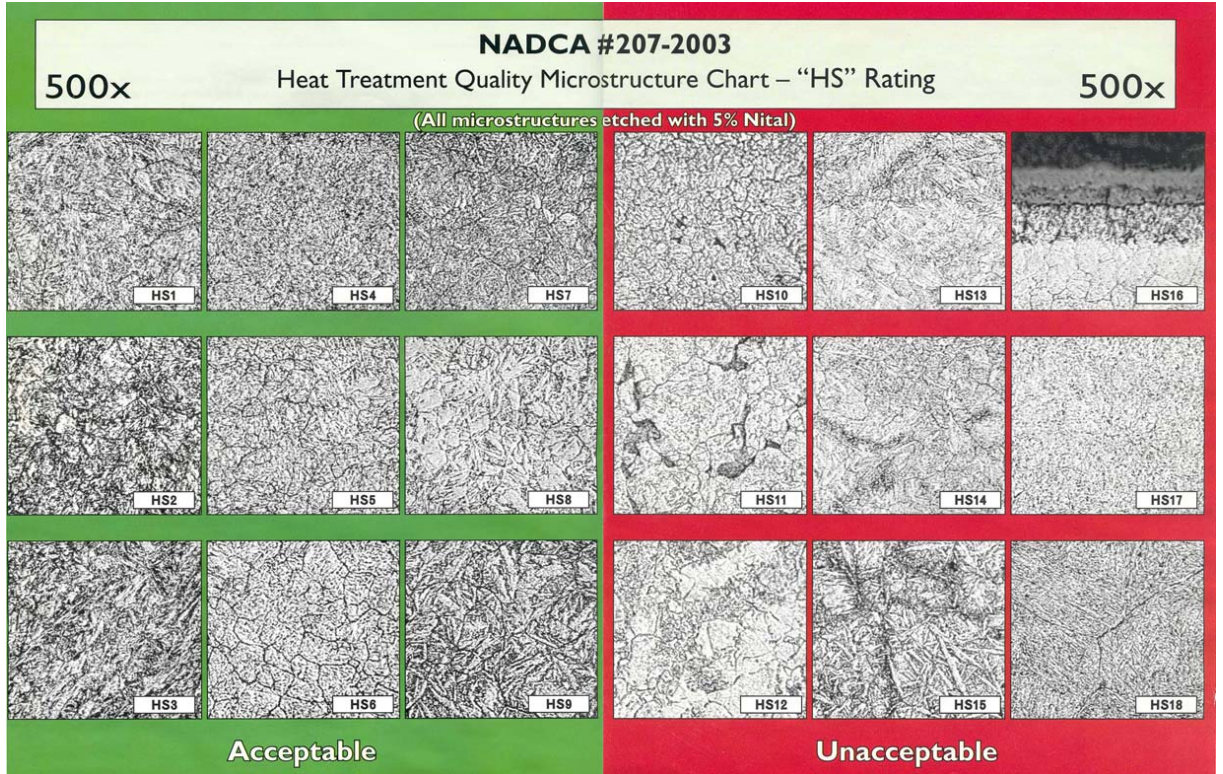


Şekil 5.6 NADCA tarafından metal enjeksiyon kalıpları için tavsiye edilen ısıtım işlemi çevrimi.

[13]

5.3.1.9 Isıl İşlem Mikroyapısının Kontrolü

NADCA standardı çerçevesinde ısıtıl işlem sonrası mikroyapı kontrolü şekil 5.7'deki Heat Treatment Quality and Microstructure tablosu ile gerçekleştirilir. Tabloda standart tarafından kabul edilen mikroyapılar (yeşil) ve kabul edilmeyen mikroyapılar (kırmızı) belirtilmiştir.



Şekil-5.7 NADCA207#2003 ısıtıl işlem kalitesi ve mikroyapı kontrol tablosu. [13]

6 SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN ISIL İŞLEMİ

Sıcak iş takım çeliklerinde beklenen performansı sadece kaliteli çelik kullanarak elde etmek mümkün değildir. Çelik kalitesi kadar ısıtıl işlemin ve ısıtıl işlem sonrasında elde edilen mikroyapıların bir sıcak iş takım çeliğinin mekanik ve termal özelliklere etkisi son derece büyüktür. Yüksek sıcaklık direnci, tokluk ısıtıl yorulma direnci gibi özellikleri östenitleme, soğutma ve temperleme işlemleri ile olumlu yada olumsuz olarak değiştirmek mümkündür. Birçok endüstriyel uygulamada ısıtıl işlem sonrasında elde edilen mekanik ve termal özelliklerin belirlenmesinde kontrol edilen tek parametere takım sertliği ile sınırlı kalmaktadır

ancak günümüz yüksek performanslı takımlarında sadece sertlik ölçümü yeterli gelmemektedir. Aynı sertlik değerini birbirinden çok farklı mikroyapılarla ve ısıtım işlem parametreleriyle elde etmek mümkündür.

Günümüzde sıcak ısıtım çeliklerini ısıtım işleminde tuz banyoları, akışkan yataklı fırınlar ve son olarak ileri teknoloji ısıtım işlem ekipmanları olarak vakum fırınları kullanılmaktadır. Vakum fırınlarının avantajlarını sıralayacak olursak;

- İşlem gören parça üzerine yerleştirilen termokupllar yardımıyla parça sıcaklığının proses boyunca takip edilebilmesi.
- Bilgisayar kontrollü olarak çalışması sayesinde tekrarlanabilir, operatör hatasının minimize edildiği standart prosesler sunar.
- Uygulanan işlemin kayıtlarının zaman sıcaklık grafiği olarak saklanabilmesine olanak sağlar.
- Konveksiyonla ısıtım ile proses sırasında daha az termal gerilim oluşturur.
- Östenitleme süresinin ve parça sıcaklığının kontrolü ile olası ısıtım işlem hatalarını azaltır.
- Gaz basıncı ve fan devri gibi parametrelerin değiştirilmesi ile soğutma hızının optimize edilmesine olanak sağlar.
- Kesintili su verme işlemine olanak sağlar.
- Prosesler vakum altında ve inört N₂ atmosferinde gerçekleştiğinden parça yüzeyinde karbürizasyon ve dekarbürizasyona neden olmaz işlem sonrasında parlak ve metalik bir yüzey sağlar.
- Çevre dostudur, fırın etrafında meydana gelen manyetik alan dışında çevreye hiçbir etkisi söz konusu değildir.

Vakum fırınlarının diğer ısıtım işlem ortamlarına kıyasla en önemli üstünlüğü prosesin ve parça sıcaklıklarının tamamen kontrol altında olması, proseslerin işlem gören parça kalınlığı ve kullanım alanına göre optimize edilebilmesidir zira GM DC 9999-1 standardı yüksek basınçlı kalıp döküm kalıplarının ısıtım işleminde vakum fırınlarının kullanılmasını zorunlu kılmıştır.

6.1 Sıcak İş Takım Çeliklerinin Isıl İşlem Adımları

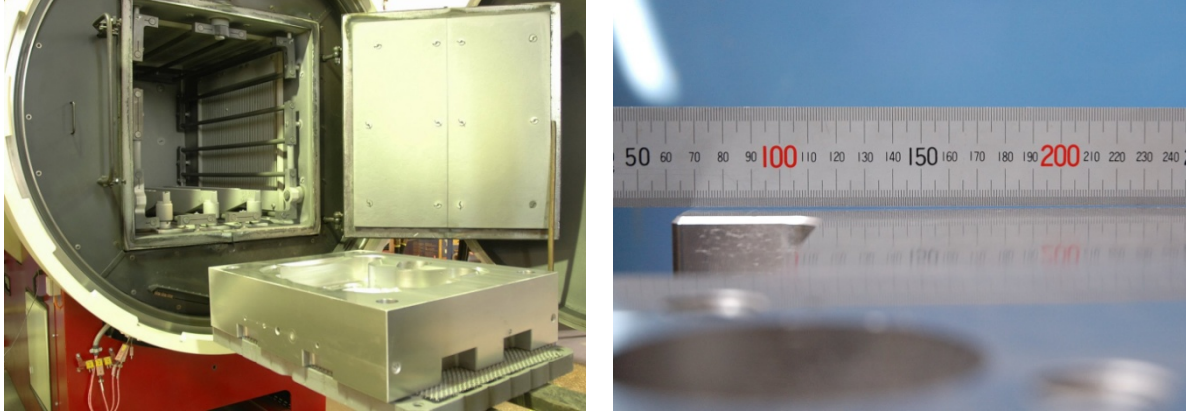
Sıcak iş takım çelikleri diğer takım çelikleri ile kıyaslandığında en zorlu ortamlarda çalışan takım çeliği grubu olup yanlış uygulanan ısıl işlem takım performansına son derece olumsuz etkide bulunarak kısa sürede hasara neden olur. Servis sırasında maruz kaldıkları ısıl yorulma, yüksek sıcaklık, sürtünme, mekanik darbe ve yüklemeler sıcak iş takım çeliklerin ısıl işleminde aynı anda elde edilmesi zor olan birçok özelliğin kazandırılmasını zorunlu kılar. Örnek olarak yüksek basınçlı kalıp döküm uygulamasında kullanılacak bir sıcak iş takım çeliğinin hem maksimum ısıl yorulma direncine sahip olması hemde maksimum darbe direnci göstermesi biribiri ile çelişen parametrelerdir. Böyle bir uygulamada yüksek tokluk için sertliğin düşük olması, ısıl yorulma direnci içinse tam tersine sertliğin yüksek olması gerekir ve dolayısı ile burada ısıl işlemcinin bilgi ve tecrübesi, kullanılan ısıl işlem ekipmanı ön plana çıkmaktadır. Bu bölümde sıcak iş takım çeliklerine uygulanan ısıl işlem basamakları ve etkileri incelenmiş, karşılaşılan sorunlara örnekler verilerek sıcak iş takım çeliklerinin ısıl işleminde yaşanan sorunların azaltılması hedeflenmiştir. Sıcak iş takım çeliklerinin sertleştirilmesi aşağıdaki basamakları izlemektedir.

- Ön gerilim giderme.
- Ön ısıtma.
- Östenitleme.
- Soğutma.
- Temperleme.

6.2 Ön Gerilim Giderme

Ön gerilim giderme işlemi takım çeliklerine sertleştirme işlemi öncesinde ısıl işlem sırasında meydana gelebilecek distorsiyonu azaltma amaçlı uygulanan bir işlemdir. Bu işlemin uygulanmadığı durumda kullanıcı ısıl işlem sonrası normalden daha fazla işleme payı bırakmak zorundadır. Isıl işlem sırasında meydana gelen şekil değişikliği sadece ısıl termal ve faz dönüşümü gerilimlerine bağlı değildir. Isıl işlem öncesinde sıcak iş takım çelikleri bünyelerinde son derece büyük gerilimler barındırırlar. Özellikle EFS kalitedeki sıcak iş takım çelikleri ince tane eldesi için 1/5 oranında deformasyona tabi tutulurlar ve bu gerilimler çelik içinde hapsolmuş bir şekilde kullanıcıya gelir. Uygulanan talaşlı imalat sonrasında çelik içinde boşaltma yapıldığında bu gerilimler boşaltma geometrisine bağlı olarak yön değiştirir ve talaşlı imalat sırasında bile şekil değişikliği yaratabilir. Talaşlı imalat sonrası gerilim

giderme işlemi yapılmadan sertleştirme işlemi yapıldığında ise çeliğin ferritik fazda barındırdığı bu gerilimler östenitik faza geçişle beraber yumuşayan malzemenin şekil değiştirmesine neden olur. Şekil-6.1.'de 675 kg ağırlığında ön gerilim giderme yapılmadan sertleştirilmiş bir metal enjeksiyon kalıbı görülmektedir meydana gelen şekil değişikliği yaklaşık 1.3 mm civarındadır.



Şekil 6.1 H11 malzemeden imal edilmiş 675 kg ağırlığındaki bir metal enjeksiyon kalıbı ve sertleştirme sonrası meydana gelen şekil değişikliği.

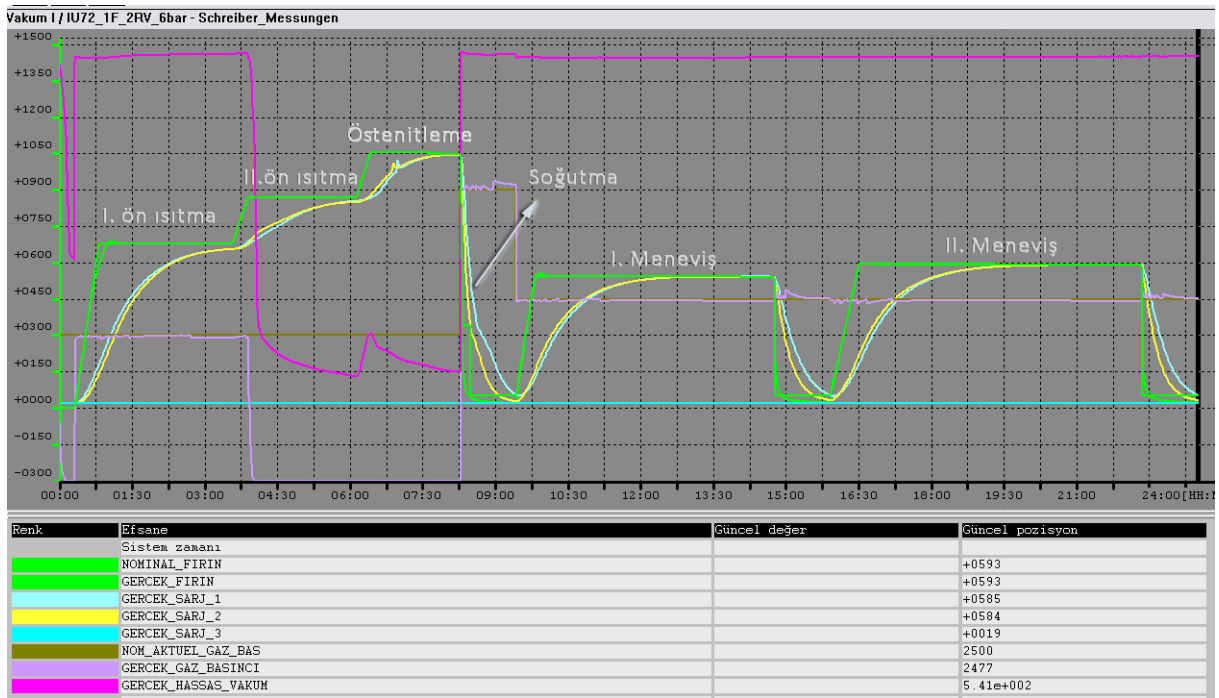
Özellikle boşaltma işleminin yoğun olarak gerçekleştirildiği kalıplarda parça paylı ölçüleriyle ön gerilim giderme işlemine tabi tutulur ardından tekrar sertleştirme öncesi paylı ölçülerine işlenir böylece sertleştirme sonrasında daha az ölçü değişikliği elde edilerek son ölçüye getirme için gerekli zaman ve işçilikten tasarruf sağlanır. Ön gerilim giderme işlemi sırasında kalıp 630-700 °C'arasındaki bir sıcaklığa ısıtılır. Burada en az 2 saat yada inç başına 1 saat beklenerek parçadaki dislokasyonların toparlanması sağlanır. Ardından 500 °C'ye kadar yavaş bir şekilde fırın içinde sonrasında ise havada soğutma gerçekleştirilerek gerilimler minimize edilir. Ardından kalıp yeniden sertleştirme öncesi paylı ölçülerine işlenerek sertleştirme işlemi uygulanır.

6.3 Ön Isıtma

Ön ısıtma işlemi sıcak iş takım çeliklerine ulaşılması gereken nihai sıcaklık olan östenitleme sıcaklığına çıkışı mümkün olduğunca az termal gerilme oluşturarak gerçekleştirmek için uygulanan ısıtma basamaklandırmasıdır. Şayet büyük ebatlı bir kalıbı direk olarak östenitleme sıcaklığına çıkardığımızı düşünürsek çekirdek ile yüzey arasında oldukça fazla sıcaklık farkı meydana gelecektir. Bu sıcaklık farkı malzemenin hızlı ısınan bölgelerindeki spesifik hacmin

artışına iç kesimlerde ise daha küçük spesifik hacme neden olacak ve bu nedenle malzeme içinde büyük miktarda kalıcı iç gerilmelere yol açacaktır. Bu termal gerilmeler kalıpta ısıtma işlem sonrasında distorsiyonu artıracak gibi kalıbın tokluğunu da olumsuz etkileyecektir.

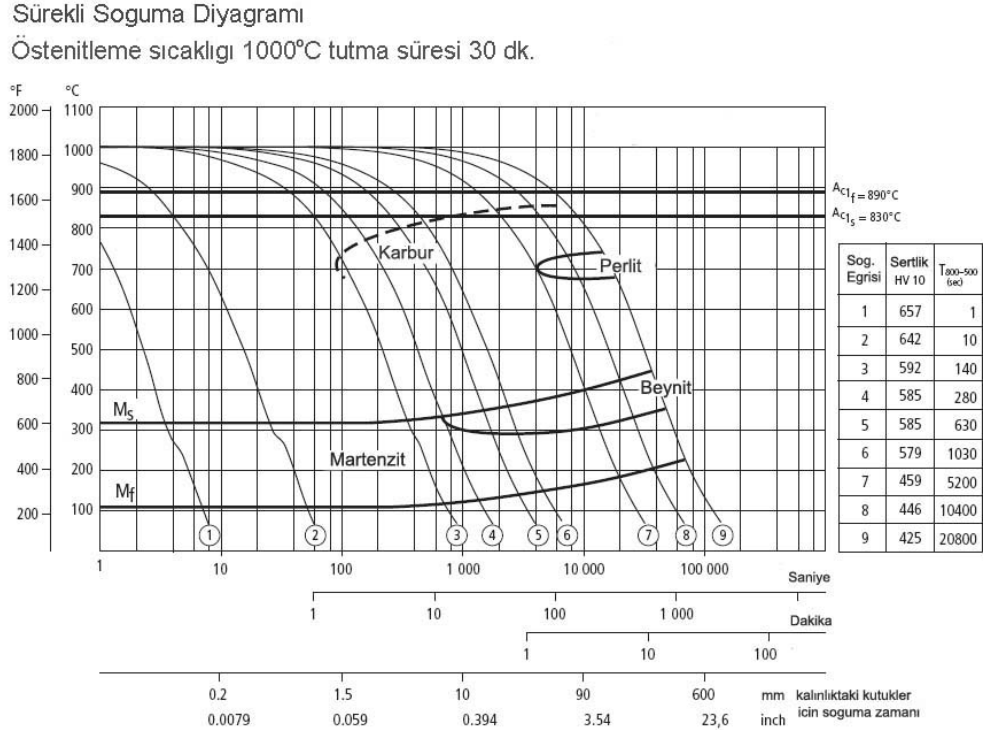
Ön ısıtma işleminin diğer önemli amacı yüksek östenitleme sıcaklığında bekleme süresini kısaltmasıdır. Östenitleme işlemi sırasında sıcak iş takım çeliklerinin tüm kesit östenitleme sıcaklığına geldikten sonra 30 dk bu sıcaklıkta kalması istenir ancak yüksek olan bu sıcaklıkta toplam bekleme süresinin mümkün olduğunca kısa olmalıdır 90 dk'yı geçen toplam bekleme sürelerinde tane büyümesi ve buna bağlı tokluk düşüşü meydana gelir. Ön ısıtma işlem ile çekirdek ile yüzey arasındaki sıcaklık farkı tane büyümesi gözlenmeyen daha düşük sıcaklıklarda beklenerek giderilir ve böylece östenitleme sıcaklığında toplam bekleme süresi azaltılmış olur. Şekil 6.2'de vakum fırınında bir metal enjeksiyon kalıbına uygulanan sertleştirme işleminde ön ısıtma kademeleri gözlenmektedir. Ön ısıtma işlemi 650 °C, 850 °C deki sıcaklıklarda çekirdek ile yüzey arasındaki sıcaklık farkı 20 °C'nin altına inene kadar gerçekleştirilmiştir.



Şekil-6.2 Vakum fırınında H13 sıcak iş takım çeliklerine uygulanan sertleştirme+iki kez menevişleme işleminin zaman sıcaklık grafiği.

6.4 Östenitleme İşlemi

Östenitleme işlemi takım sıcak iş takım çeliklerinin sıcak dayanımı, tokluk ve darbe direnci gibi özelliklerini doğrudan etkileyen işlemlerden biri olup son derece önem arz eden bir basamaktır. Östenitleme işlemi sıcak iş takım çeliklerinde önceki ön ısıtma basamaklarının ardından uygulanır ve işlem süresince tüm kesit boyunca ferrit östenit dönüşümünün yanı sıra yeterli karbür çözünmesinin sağlanması gerekir. Zira H11 – H13 gurubu sıcak iş takım çeliklerinin Ferit-Östenit dönüşümü 830°C’de başlayıp 890°C’de (Şekil 5.3 A_{C1s} ve A_{C1f} sıcaklıkları) sona erer ancak östenitleme sıcaklığı 1000 °C ila 1080°C arasındadır. Östenitleme sıcaklığının dönüşüm sıcaklığının bu kadar üzerinde olmasının sebebi takım çeliğinde bünyesinde barındırdığı alaşım elemanı karbürlerini tam olarak çözme gerekliliğidir. Özellikle yoğun orandan mikro segregasyon ve bantlaşma içeren çeliklerde östenitleme işleminin yerli yapılmaması ciddi problemlere neden olmaktadır. NADCA#207-2006 standardına göre H13 sıcak iş takım çeliklerinin östenitleme işlemi 1030±5 °C’de bu sıcaklığa olabildiğince yüksek hızla çıkılarak gerçekleştirilir. Östenitleme sıcaklığında bekleme süresi yüzey çekirdek arasındaki sıcaklık farkı 5 °C’ye indikten sonra 30 dk yada T yüzey östenitleme sıcaklığına ulaşıldıktan sonra maksimum 90 dk’dır.



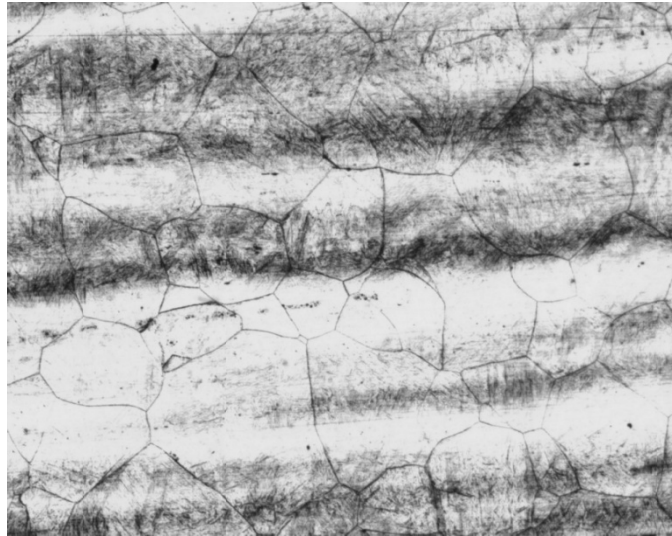
Şekil 6.3 H11 sıcak iş takım çeliğinin sürekli soğuma dönüşüm diyagramı.[15]

6.4.1 Östenitleme İşlemi Sırasında Meydana Gelebilecek Hatalar

Östenitleme işleminin takım çeliklerinin performansındaki etkisinin ne kadar önemli olduğunu daha önce belirtmiştik. Aşağıdaki başlıklarda endüstriyel üretimde sıcak iş takım çeliklerinin östenitleme işleminde meydana gelen hatalar başlıklar altında incelenmiştir.

6.4.1.1 Tane Büyümesi

Tane inceltme takım çeliklerinde hem tokluğun hem de sertliğin eşzamanlı olarak artırılabilirdiği tek işlemdir bu nedenle sıcak iş uygulamalarında kullanılacak sıcak iş takım çeliklerinin belirli bir tane büyüklüğünün üzerinde bir ASTM tane boyutuna sahip olması gerekir. NADCA#207-2006 standardında sıcak iş takım çeliklerinin ısıtıl işlem sonrasında sahip olması gereken tane büyüklüğü ASTM E112'ye göre en az 7 olarak belirlenmiştir. Ford AMTD-DC2010 standardının 2005 versiyonunda ise bu değer 8'e çıkarılmıştır. Östenitleme işleminin gereğinden uzun süre yapılması yada östenitleme sıcaklığının belirlenen aralık üzerinde seçilmesi sıcak takım çeliklerinde tane büyümesine neden olur. Şekil-6.4'de 1100°C'de 30 dk. östenitlenen 1.2365 sıcak iş takım çeliğinde Oswald tane büyümesi gözlenmektedir



Şekil 6.4 1100°C'de 30 dk. östenitlenen 1.2365 sıcak iş takım çeliğinde ASTM tane büyüklüğü 8 den 3'e düşüş göstermiştir.

6.4.1.2 Yetersiz Östenitleme

Daha önceki bölümde belirttiğimiz gibi sıcak iş takım çeliklerinde östenitleme işlemi sadece Ferit-Östenit dönüşümünü gerçekleştirme amaçlı yapılmayıp aynı zamanda yeterli alaşım elemanı karbürünün çözdürülmesi sağlamalıdır. Aksi halde sıcak iş takım çeliklerinde segregasyon bantları boyunca farklı alaşım kimyasal kompozisyonları elde edilir ve buna bağlı olarak takip eden soğutma işlemi sonrasında arzu edilen martenzitik yapı elde edilmeyeceği gibi çelik bünyesinde istenmeyen ara kademe fazları ve bunun sonucunda birçok farklı sorun meydana gelir. Şekil-6.5 de segregasyon bantları arasında yoğun alaşım elemanı konsantrasyon farkı içeren H11 çeliğinde yetersiz östenitleme işlemi sonrasında elde edilen martenzitik, üst beynitik ve artık östenit içeren gofret yapısı gözlenmektedir. Çelik içinde bu şekilde farklı farklı fazların oluşması ilgili bölgelerde çeliğin olması gereken bileşimde farklı bir bileşime sahip olması ve verilen ZSD diyagramında beynit burnunu sağa ya da sola ötelenmesidir. Bu şekilde bir yapıya sahip çelikte bant hatları boyunca Ms sıcaklığı da değişim göstererek beynitik yapının yanı sıra Ms sıcaklığının düştüğü yoğun alaşım elemanı içeren bölgelerde artık östenitin bulunmasına neden olmaktadır.



Şekil 6.5 Yoğun bantlaşma içeren çelikte yetersiz östenitleme işlemi sonrasında meydana gelen gofret yapısında konumlanmış artık östenit, temperlenmiş martenzit ve beynitik yapılar.

Yetersiz östenitleme işleminin özellikle büyük kesitli kalıplarda oluşturduğu diğer bir sorun ise çelik içinde homojen olmayan karbür çözünmesi ve buna bağlı dönüşüm sıcaklığı, sertlik ve ısıtma işlem sonrası fazların ve malzemede bölgesel olarak farklılık göstermesidir. Sıcak iş

takım çelikleri östenitleme sıcaklığına bağlı olarak kimyasal kompozisyonlarını değiştirebilen çeliklerdir. Artan stenitleme sıcaklığına bağlı olarak elik matrisinde znen Cr, Mo, C gibi alaşım elemanlarının konsantrasyonu artış gösterir ve buna bağlı olarak eliğin ZSD diyagramında bazı değişimler meydana gelir. Artan alaşım elemanı konsantrasyonu eliğin Ms sıcaklığını düşürür ve homojen yapılamayan östenitleme işlemi büyük kesitli bir sıcak iş takım çeliğinde bölgesel olarak dönüşüm sıcaklıklarının değişmesine dolayısı ile daha fazla oranda distorsiyon ve tokluk kaybına neden olur. Yine düşen Ms sıcaklığına bağlı olarak aşırı ısınan bölgelerde daha fazla oranda artık östenit elde edilirken daha az ısına bölgelerde daha fazla oranda martenzitik dönüşüm ve buna bağlı hacim artışı gözlenebilir.

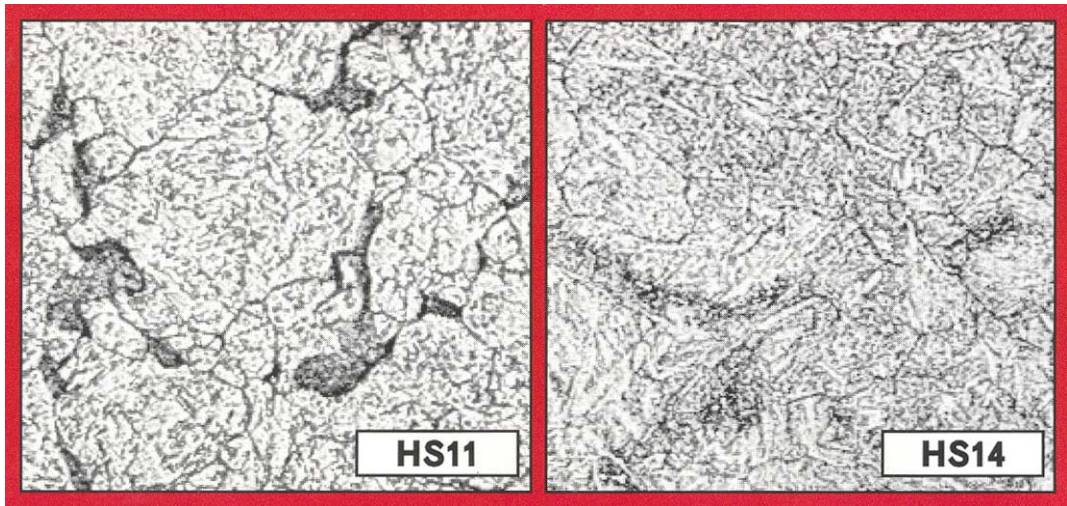
6.5 Soğutma İşlemi

Sıcak iş takım çeliklerinin sertleştirme işleminde sertleştirilen takımın tokluk, sıcak dayanımı ısıl yorulma direnci gibi özelliklerin elde edilmesinde soğutma işlemi son derece büyük öneme sahiptir. Östenitleme işleminin ardından gerçekleştirilen soğutma işlemi (quenching) elikte sertleştirme sonrası elde edilmesi istenen nihai yapı olan martenzitik yapının elde edilmesi sağlar. Sıcak iş takım çeliklerine uygulanan soğutma işleminde dikkat edilmesi gereken iki önemli nokta mevcuttur. Birincisi soğutma hızının kritik soğuma hızının üzerinde olup elik bünyesinde difüzyona bağlı olarak gerçekleşen perlitik ve beynitik dönüşümlere izin vermeden martenzitik yapının elde edilmesidir. İkinci olarak östenitleme işlemi sırasında üzülen karbürlerin özellikle Mo ve Cr karbürlerin tane sınırında çökelmelerinin engellenmesidir. stentileme sıcaklığında elik matrisinde özünün karbürler soğutma işleminin başlamasıyla düşen sıcaklığa bağlı olarak matriste znebilirlikleri azalır ve şekil 6.8'deki ZSD diyagramında kesikli çizgiyle gösterilen çökelme bandında bekleme süresine bağlı olarak tane sınırlarında çökelirler. Soğutma sırasında tane sınırlarında karbür çökelmesi elik bünyesinde sıcak iş takım çeliklerinin ısıl yorulma ve sürünme dayanımını olumsuz etkilemektedir. Azalan alaşım konsantrasyonuna bağlı olarak östenitik fazın stabilliği azalmakta tane sınırlarına yakın bölgelerde difüzyona bağlı beynitik yapının oluşmasına neden olmakta ve çeliğin tokluğunu da olumsuz etkilemektedir. Dolayısı ile sıcak iş takım çelikleri ne kadar hızlı soğutulursa elde edilen mikroyapı çeliğin performansını o denli olumlu yönde etkileyecektir ancak soğutma hızının kesit kalınlığı gözetilmeden artırılması çelikte bir sonraki bölümde incelenecek olan sertleşme çatlaklarına neden olabilmektedir. Dolayısı ile bir sıcak iş takım çeliğinden maksimum performans eldesi için yapılacak olan soğutma mümkün olduğunca hızlı gerektiğince yavaş olarak tanımlanan optimum bir hızla gerçekleştirilmelidir.

6.5.1 Soğutma İşlemi Sırasında Meydana Gelen Hasarlar

6.5.1.1 Yetersiz Soğutmanın Neden Olduğu Hasarlar

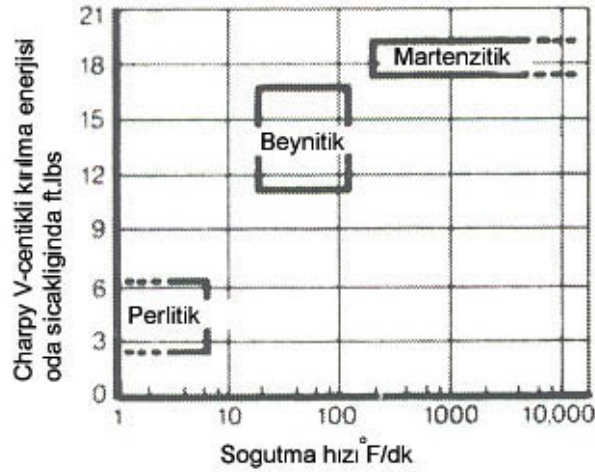
Yetersiz yapılan soğutma işlemi başka bir deyişle kritik soğuma hızının altında gerçekleştirilen soğutma ilk olarak çelikte östenitleme işlemi boyunca çözülen karbürlerin tane sınırlarında çökmesine, ikinci olarak elde edilmek istenen martenzitik yapının yanında istenmeyen beynitik yapının oluşmasına neden olmaktadır. Tane sınırında preötektit sekonder karbür çökmesi tane sınırlarını zayıflatarak çeliğin mekanik özelliklerini olumsuz etkilemekte ve çeliğin çentikli kırılma enerjisini aşağı çekmektedir Şekil-6.7. Soğutma hızının iyice yetersizleşmesi durumunda ise tane sınırı karbür çökmesi daha da artmakta ve çeliğin matrisini terk eden karbür oluşturuıcı Cr, Mo gibi elementler çeliğin kimyasal kompozisyonunu bölgesel olarak değiştirmektedir. Tane sınırlarına yakın bölgelerin östenit stabilleştirici Cr ve Mo bakımından fakirleşmesi martenzitik dönüşüm sıcaklığı yukarı ötelemekte, hatta tane sınırlarına yakın bölgelerde beynitik ve perlitik reaksiyonların başlamasına neden olmaktadır. Şekil 6.6'da yetersiz soğutma hızına sonucunda H13 çeliğinin tane sınırlarında meydana gelen karbür çökmesine bağlı perlitik ve beynitik fazlar gözlenmektedir.



Şekil 6.6 NADCA#207-2006 standardında kabul edilmeyen ısıtma işlem mikroyapıları. Düşük soğuma hızına bağlı olarak tane sınırlarında beynit ve perlit oluşumu (solda), tane sınırı karbür çökmesi (sağda). [13]

Şekil-6.8'de H11 çeliğine ait ZSD diyagramı gözlenmektedir. Yetersiz soğutma hızı sonucunda kesikli çizgi ile gösterilen karbür çökme bandının daha uzun süre ve yüksek sıcaklıklarda kesilmesi ve buna bağlı martenzitik dönüşüm sıcaklığındaki değişim gözlenmektedir (4 numaralı soğuma eğrisi). Tane içinde Ms sıcaklığının lokal olarak

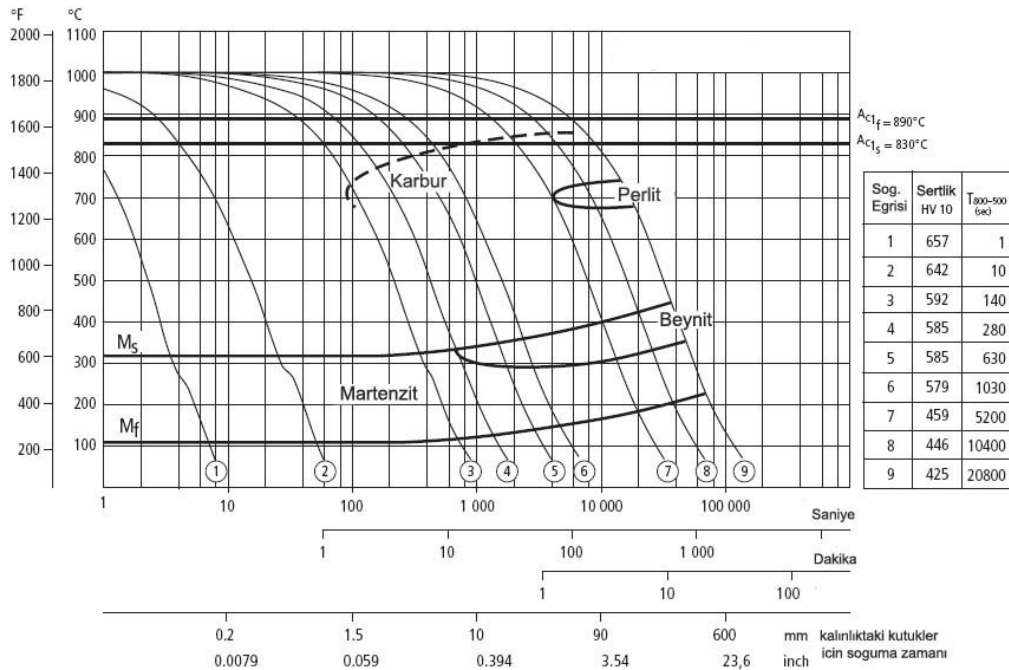
yükselmesi eş zamanlı olmayan martenzitik dönüşüme sebep olarak tokluğu azalttığı gibi matriste azalan alaşım elemanları özellikle sıcak iş takım çeliklerinin karakteristik ve en önemli özelliği olan sıcak dayanımına da olumsuz etkilemektedir.



Şekil-6.7 Farklı soğutma hızları sonrasında meydana gelen mikroyapıların H13 çeliğinin çentikli darbe kırılma enerjisine etkisi. [13]

Süreklî Soğuma Diyagramı

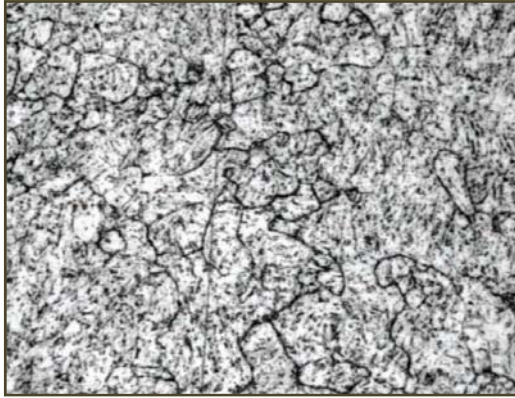
Östenitleme sıcaklığı 1000°C tutma süresi 30 dk.



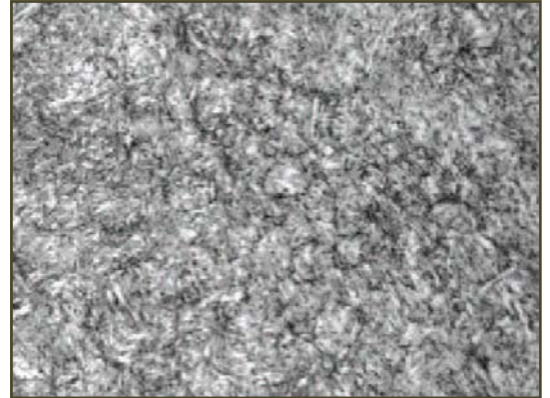
Şekil 6.8 Azalan soğutma hızı sonrasında yüksek sıcaklıklara ötelenen martenzitik dönüşüm sıcaklığı. (H11 çeliğine ait SZSD diyagramı.) [15]

Şekil 6.8’de görüldüğü gibi azalan soğuma hızı ile çelikte karbür çökmesi ve buna bağlı değişen dönüşüm sıcaklığı ve farklı faz dönüşümleri gözlenirse de elde edilen sertlik değerleri birbirine oldukça yakındır 3 nolu eğri 592 Hv10, 4 nolu eğri 585 Hv10, 5 nolu eğri 585 Hv10, 6 nolu eğri 579 Hv10. 4 ve 5 nolu eğriler sonrasında elde edilen sertlik değerleri aynı olmasına karşın 5 nolu eğri üzerinden yapılan soğutmada çelikte ısıl yorulmayı olumsuz etkileyen beynitik yapı elde edilmiştir. Dolayısı ile sadece sertlik ölçümü ile meydana gelen mikroyapısal değişimleri ve sıcak iş takım çeliğin sahip olması gereken özelliklere etkisini tayin etmek mümkün değildir.

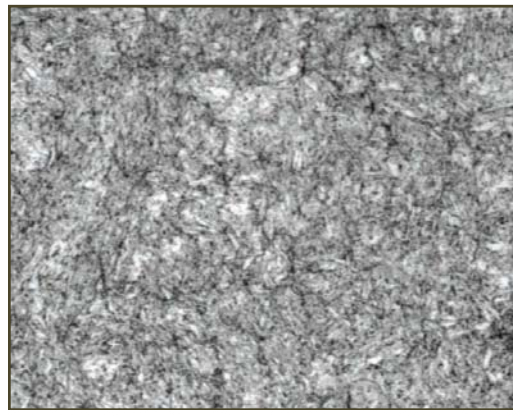
Şekil 6.9’de ise farklı soğutma hızlarında sertleştirilmiş H13 numunelere ait mikroyapı fotoğrafları görülmektedir. Soğutma hızının artmasıyla tane sınırlarında meydana gelen proötektoit sekonder karbür çökmesi azalmakta ve dolayısı ile hem çeliğin darbe enerjisi yani tokluğu artmakta hem de alaşım elemanları matris içerisinde tutularak maksimum ısıl yorulma direnci ve sıcak dayanımı elde edilmektedir.



a)



b)

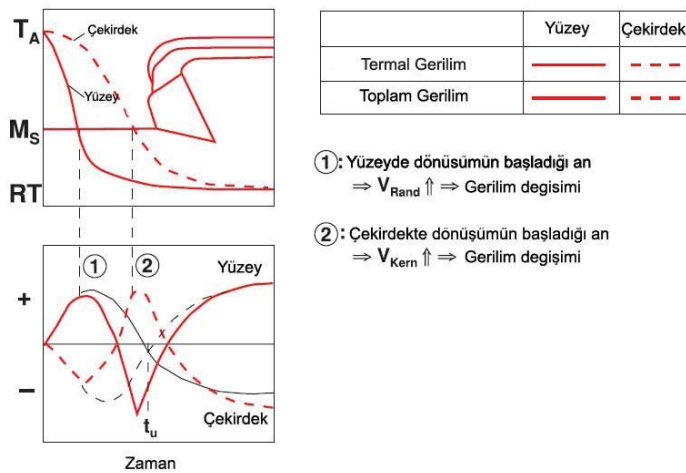


c)

Şekil-6.9 Farklı soğutma hızlarında sertleştirilmiş H13 numunelere ait mikroyapı fotoğrafları.
a) havada soğutma b) 49°C/dk soğutma hızında soğutma c) yağda soğutma
400 büyütme dağlama Nital-5. [9]

6.5.1.2 Hızlı Soğutmanın Neden Olduğu Hasarlar

Artan soğutma hızı ile sıcak iş takım çeliklerinde tokluk değeri artış göstermesine karşın belirli değerin üzerindeki soğutma hızında çelikte meydana gelen termal gerilimler ve eşzamanlı olmayan faz dönüşümleri çeliğin tokluğuna olumsuz etki yapmakta hatta sertleştirme çatlaklarına (quench crack) sebep olmaktadır. Şekil 6.10'da dikdörtgen kesitli bir sıcak iş takım çeliğinin östenitleme sıcaklığından soğutulması sırasında meydana gelen gerilimler gözlenmektedir. Artan soğutma hızına bağlı olarak çeliğin yüzeyi ile çekirdeği arasındaki sıcaklık farkı da artmakta ve dolayısı ile çeliğin termal genleşme katsayısı bağlı olarak soğuyan yüzey büzülerek yüzeyde çeki gerilmesi oluşmakta yüzeyin büzülmesi daha sıcak olan iç kısma bası gerilmesi uygulamaktadır. Ancak dönüşüm sıcaklığına gelindiğinde ise durum değişmekte martenzitik dönüşüme bağlı olarak meydana gelen hacim yüzeyde ani genişlemeye neden olmakta dolayısı ile gerilim dengesi ters dönerek yüzeyde bası çekirdekte çeki gerilmesi oluşmaktadır. Çekirdek kısmının M_s sıcaklığına ulaşması ile beraber faz dönüşümüne bağlı hacim artışı bu sefer çekirdek kısmında gözlenmekte ve daha önceden sertleşmiş olan yüzeyi dışa doğru şişirmeye çalışarak yüzeyde yeniden çeki gerilmesi yaratmaktadır (Şekil 6.11). Yüzeyde meydana gelen bu gerilim şayet çeliğin akma mukavemetinin üzerine çıkarsa çelikte şekil 6.12 da gözlenen sertleştirme çatlaklarına neden olmaktadır. Bu nedenle tokluğu mikro ve makro olarak ikiye ayırarak incelemek gerekmektedir. Soğutma sırasında özellikle büyük ebatlı kalıplarda soğutma hızının malzeme içindeki ısı akşını kesintiye uğratacak derecede yüksek olması martenzitik dönüşümün malzeme içinde bölgesel olarak birbiri ile bağlantısı olmayan bir şekilde ilerlemesine neden olarak sertleştirme çatlaklarına neden olmaktadır.



Şekil 6.10 Soğutma işlemi sırasında çekirdek ve yüzeyde meydana gelen termal ve faz dönüşümüne bağlı gerilimler ve sıcaklıkla değişimi.[11]



Şekil 6.11 Yaklaşık 200 defa vakum sertleştirme işlemi görmüş termokupl bloğunda(80x80x120mm) meydana gelen şekil değişikliği.

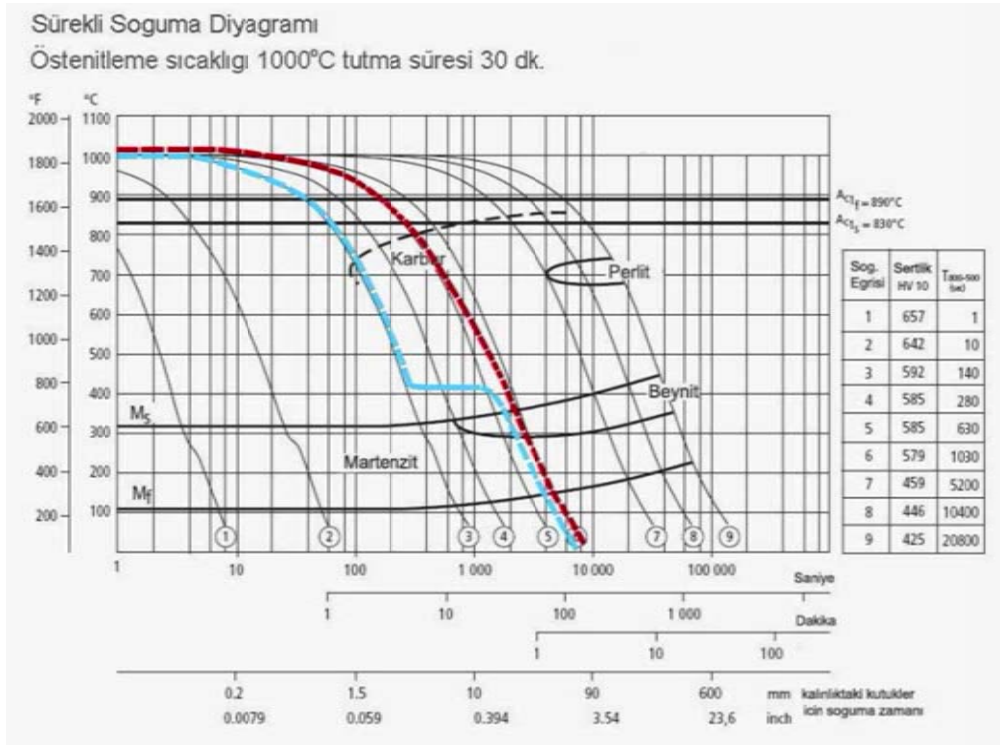


Şekil 6.12 Aşırı hızlı soğutulan H11 malzemedan imal edilmiş yüksek basınçlı döküm kalıbında meydana gelen sertleşme çatlağı.

6.5.1.3 Martemperleme İşlemi

Martemperleme işlemi modifiye edilmiş bir soğutma işlemi olup 200 kg'ın üzerinde ağırlığa sahip mono blok kalıpların ısıl işleminde tokluğun artırılmasında son derece büyük öneme sahiptir. Bir önceki bölümde belirtildiği gibi soğutma işlemi sırasında yüzeyle çekirdek arasında meydana gelen sıcaklık farkı ve eşzamanlı olmayan marteitik dönüşüm çelik içinde çeliğin çekme mukavemetinin üzerinde gerilimler oluşturarak kalıbın çatlamasına neden olmaktaydı. Martemperleme işlemi ile soğutma sırasında çelik yüzey sıcaklığı M_s sıcaklığının üzerinde iken bekletilerek çekirdek sıcaklığının yüzey sıcaklığına yaklaşması ve arada meydana gelen sıcaklık farkının giderilerek çekirdek ve yüzeyin olabildiğince eşzamanlı

olarak dönüşüme girmesi sağlanır. Bu işlem yapılmadığı takdirde çeliğimiz soğutma sırasında çatlayabileceği gibi servis sırasında da çok küçük bir mekanik zorlanmada hasara uğrayabilir. NADCA207-2006 standardı çekirdek ile yüzey arasındaki sıcaklık farkının 90°C'nin üzerine çıkması durumunda soğutma işleminin yüzey sıcaklığı 430°C'ye ulaşmadan kesintiye uğratılması tavsiye eder ve bu sıcaklıkta bekleme zamanını 28 dk ile sınırlı tutar. 28 dakikanın geçilmesi durumunda ise tokluğu olumsuz etkileyen beynitik bölgeye giriş kaçınılmaz hale gelecektir. Şekil 6.13 de martemperleme işleminin H11 sıcak iş takım çeliğinin ZSD diyagramı üzerindeki izdüşümü görülmektedir. Martemperleme işlemi uygulanması ile çeliğin tokluğu artış göstereceğinden kullanım sertliğini artırmak ve dolayısı ile ısıl yorulma, aşınma gibi hasarların oluşumunu ertelemek mümkün hale gelmektedir.

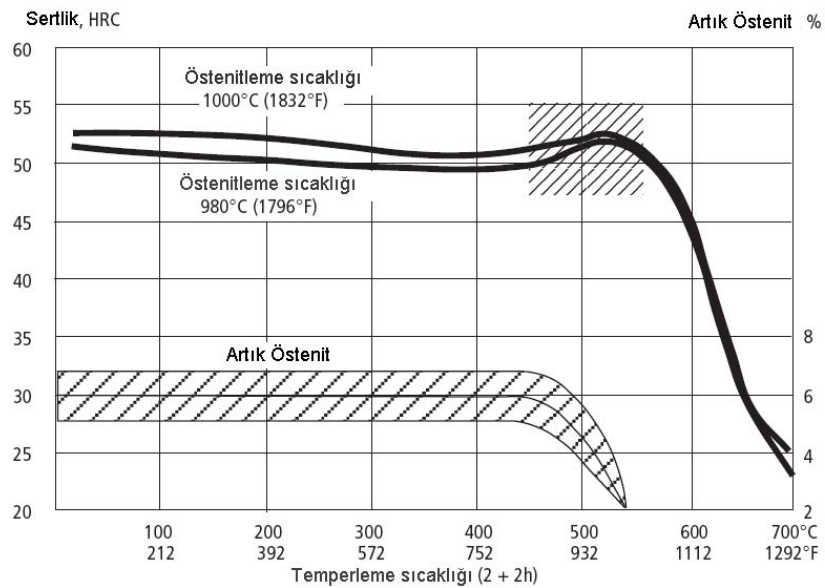


Şekil 6.13 235 kg'lık bir metal enjeksiyon kalıbına vakum fırında NADCA 207#2006 standardı çerçevesinde uygulanan martemperleme işleminin çeliğin ZSD diyagramı üzerindeki görünümü (Mavi eğri yüzey, kırmızı eğri çekirdek sıcaklığı).[15]

6.5 Menevişleme

Tüm takım çeliklerinde olduğu gibi sıcak iş takım çeliklerinde de soğutma işlemi ardından elde edilen martenzitik yapı son derece kırılgan ve gerilimli bir faz olup kullanılabilir bir yapı değildir. Martenzitik faz bizim için bir geçiş fazı olup daha sonra ulaşmak istediğimiz temperlenmiş martenzitik faz için bir durak niteliğindedir. Sıcak iş takım çelikleri sertleştirme işleminin ardında % 95 oranında martenzit %5 oranında kalıntı östenit içerir ve muhtemel çatlama hasarlarının engellenmesi için soğutma sırasında parça sıcaklığı 70°C'ye ulaşır

ulaşmaz hemen menevişleme işlemine geçilir. Meneviş işleminin sertleştirme işleminin hemen ardına uygulanmasındaki amaç sertleştirme sonrasında elde edilen tetragonal martenzit yapısındaki C atomunun bulunduğu kafesten çıkarılıp ϵ -karbür oluşturacak şekilde konumlandırmak ve ısıtma işlem sonrasında yüksek oranda termal ve faz dönüşüm gerilimi barındıran çeliğin rahatlamasını sağlamaktır. Sıcak iş takım çeliklerine sertleştirme işlemi sonrasında en az iki defa menevişle işlemi uygulanır. Birinci meneviş basamağı 560°C olup martenzitin menevişlenmesinin yanı sıra meneviş sıcaklığında bekleme ardına uygulanan soğutma sırasında artık östenitin bir kısmının martenzite dönüşmesi sağlanır. İkinci meneviş basamağı çeliği kullanım sertliğine getirme ve ilk meneviş basamağında artık östenitten dönüşen martenzitin temperlenmesi amacıyla uygulanır. Üçüncü meneviş basamağı ise yoğun oranda darbeye ve mekanik yüklemeye maruz kalacak kalıplara uygulanır ki bu meneviş basamağında ilk iki meneviş basamağında meydana gelen mikro değişimlerin oluşturduğu gerilimler ve sertleştirme gerilimleri minimuma indirilir. Üçüncü meneviş sıcaklığı ikinci menevişte kazandırılan sertliği bozmayacak maksimum sıcaklıkta yapılır ve bu meneviş basamağından sonra çelik nispeten yavaş soğutulmalıdır. Meneviş süresi çelik kalınlığına bağlı olmak şartıyla 2 saatten az uygulanmaz. Uzun meneviş süresinin herhangi bir kötü etkisi bulunmayıp özellikle sertlik ayarlanan menevişin daha yüksek sıcaklık yerine daha uzun süre uygulanması daha homojen ve ince bir karbür çökeltmesi sağlamaktadır. Şekil 6.14’de H11 çeliğine uygulanan menevişleme işlemi ile sıcaklığa bağlı olarak meydana gelen değişimler gözlenmektedir.



Şekil 6.14 H11 ESR malzemedeki temperleme sıcaklığına bağlı olarak meydana gelen değişimler.[15]

7. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNDE MEYDANA GELEN HASARLAR VE ÖNLEMLERİ

Sıcak iş takım çeliklerinde meydana gelen hasarlar oluşma sıklığına göre ısı yorulma, sıcak aşınma ve topyükten kırılma hasarlarıdır. Isıl yorulma hasarı proses sırasında tekrar eden termal çevrimin kalıp yüzeyinde oluşturduğu ağ yapısındaki çatlaklar olup topyekün çatlama hasarı için başlangıç noktaları yaratabilmektedir. Isıl yorulma hasarı daha çok metal enjeksiyon kalıplarında kalıp ömrünü sınırlandıran bir hasar olarak karşımıza çıkmakta olup dövme ve ekstrüzyon uygulamalarında da rastlanan bir hasar mekanizmasıdır. Aşınma hasarı ise daha çok yarı katı alüminyum ekstrüzyon uygulamalarında karşımıza çıkmakta olup dövme ve enjeksiyon onu takip etmektedir. Sıcak iş takım çeliklerinde meydana gelen topyekün kırılma aşınma ve ısı yorulma hasarlarının oluşumu ve önlenmesi ilerleyen bölümlerde belirtilmiştir.

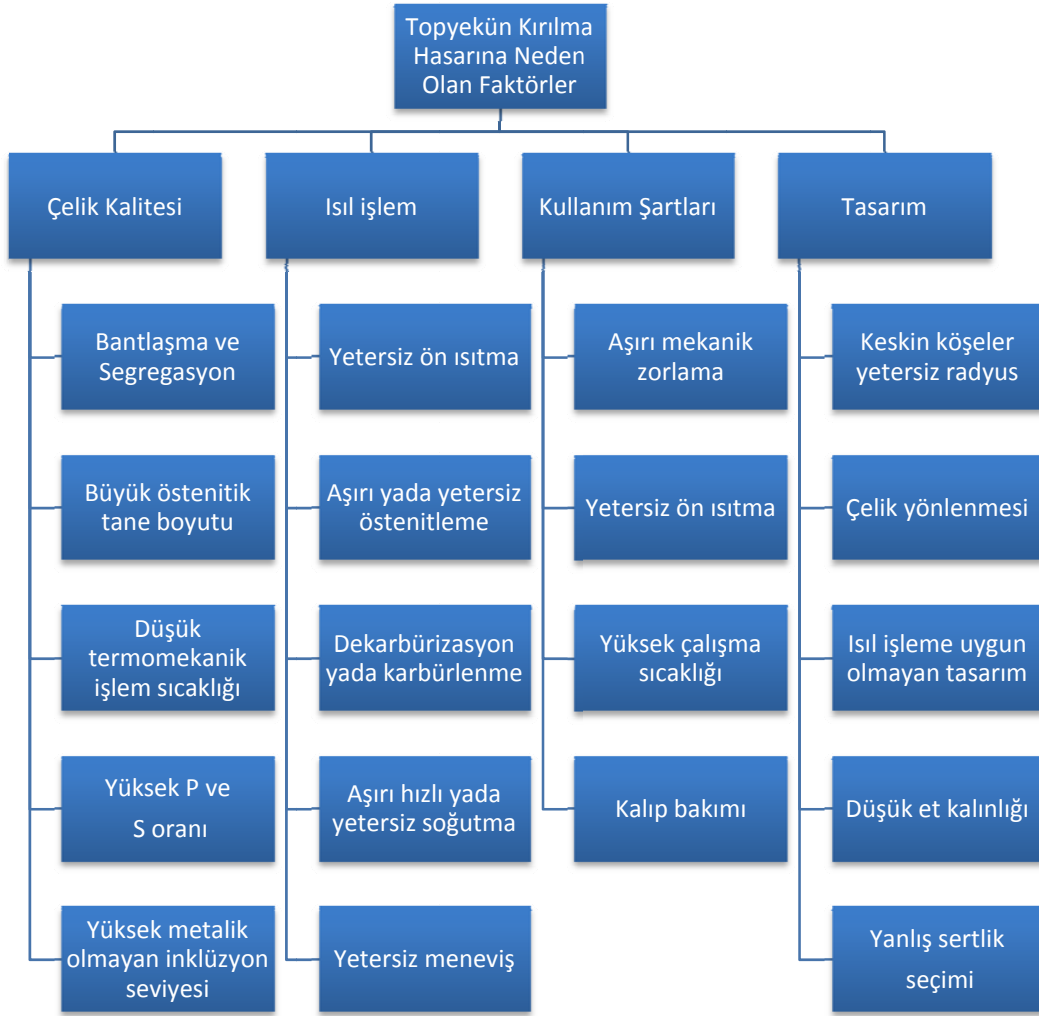
7.1 Topyekün Kırılma Hasarı

Topyükten kırılma hasarı sıcak iş takım çeliklerinde çeliğin sahip olması gerek akma mukavemetinin üzerinde yapılan yüklemelerde meydana gelen katastrofik kırılma hasarıdır. Kırılma çeliğin sahip olduğu mikroyapıya ve yükleme şekline bağlı olarak interkristalin yada transkristalin şekilde ilerleyebilir. Topyekün kırılma hasarı malzeme yada ısıl işlemten kaynaklanacağı gibi tasarım, çalışma koşulları yada çeliğin sahip olduğu sertlik değerinde olması gerekenden daha düşük çekme mukavemetine sahip olmasından kaynaklanabilmektedir. Çizelge 7.1’de topyekün kırılma hasarına etkide bulunan parametreler belirtilmiştir. Hasarın meydana geldiği uygulamaların başında dövme prosesi yer almakta olup şekil 7.1’de topyekün kırılma hasarı meydana gelen bir çelik gözlenmektedir.



Şekil 7.1 Topyekün kırılma hasarına bir örnek. H13 çeliğinden imal edilmiş dövme kalıbı.

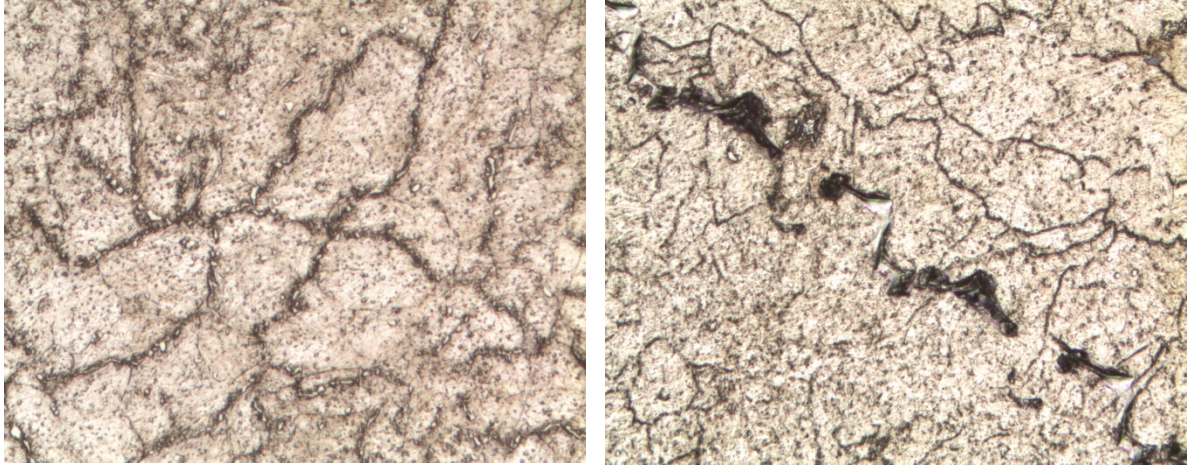
Çizelge 7.1. Topyekün kırılma hasarında etki sahibi olan parametreler.



7.1.1. Topyekün Kırılma Hasarına Karşı Alınacak Önlemler

Sıcak iş takım çeliklerinde meydana gelen topyekün kırılma hasarında sıkça rastlanan sorunlara değinecek olursak kalıp ön ısıtma eksikliği, düşük kaliteli ve homojen mikroyapıya sahip olmayan çelik kullanımı ve yanlış ısıtma uygulanması en başta gelen faktörlerdir. topyekün kırılma hasarının sıkça gözlemlendiği uygulamalara bakacak olursak dövme prosesi bunların en başında gelmektedir. Dövmeyi sırasıyla ekstrüzyon ve metal enjeksiyon uygulamaları takip etmektedir. Hasar oluşumunda etki sahibi olan en önemli parametrelerden birisi şüphesiz kullanılan çeliktir. Özellikle dövme uygulamalarında yüksek sıcaklık ve deformasyon altında çalışan sıcak iş takım çeliklerinde yüksek oranda P ve S elementi içeren düşük kaliteli çeliklerin kullanımı tane sınırlarında P_2Fe_5 ötektiklerinin oluşmasına ve neden olur. Bu ötektik 820 °C’de tane sınırlarında ergiyerek çeliğin çok daha kolay bir şekilde

hasara uğramasına neden olur. Kalitesiz çelik kullanımından kaynaklanabilecek diğer bir sorun ise çeliğin tane sınırlarında çözünmemiş birincil karbür içermesidir. Tane sınırlarında bulunan birincil karbürler taneler arası bağları zayıflattığından çeliğin tokluğunu olumsuz etkilemekte ve çelikte hasarı kolaylaştırmaktadır. Şekil 7.2’de topyekün kırılma hasarına uğrayan bir çelikte tane sınırlarındaki primer karbürler ve tane sınırlarının takip eden çatlak ilerleyişi gözlenmektedir.

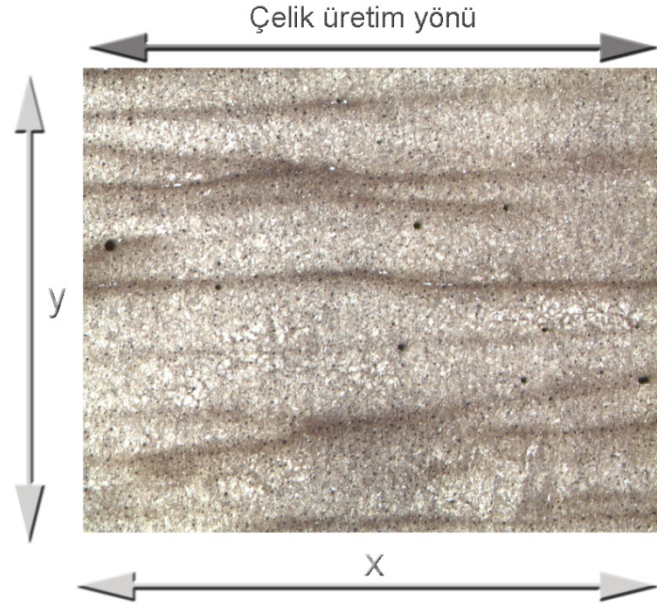


Şekil 7.2 H13 çeliğinden imal edilmiş, topyekün kırılma hasarına uğrayan bir dövme kalıbına ait 200 büyütmede çekilmiş mikroyapı görüntüleri. Çatlak tane sınırlarının zayıflığı yüzünden interkristalin bir şekilde ilerlemektedir.

Çelikten kaynaklanabilecek bir diğer sorun ise çeliğin üretim yöntemi gereği makrosegregasyon içermesidir. Takım çeliklerinin üretimi kısmında şekil 4.3’de görülen makro dağlama fotoğrafı çelik içindeki alaşım elemanı homojensizliğini göstermektedir. Bu şekilde yapıya sahip bir çelikte renk dalgalanmalarının olduğu bölgeler farklı alaşım içeren bölgeler olup ısıtıl işlem sonrasında farklı mikroyapılar ve farklı sertlik değerleri elde edileceğinden çeliğin makro tokluk değeri son derece düşük olacaktır.

Çelik bünyesindeki bantlaşma ise çeliğin izotropik olmayan mekanik özellikler göstermesine neden olan bir faktördür. Kullanılan çeliğin Şekil-5.4 NADCA#207-2003 Bantlaşma ve Mikrosegregasyon tablosunun kabul edilmeyen mikraoyapılar bölümündeki gibi bir mikroyapıya sahip olması çeliğin hadde yönüne paralel ve dik yönlerde farklı mekanik özellikler göstermesine neden olur. Şekil 7.3’deki gibi bir mikroyapıya sahip çelik üretim yönüne paralel yani x doğrultusunda y doğrultusuna göre daha fazla çekme mukavemetine sahiptir dolayısı ile y eksenini boyunca uygulanan bir çeki gerilmesi çeklikte çok daha kolay bir şekilde topyekün çatlama hasarına neden olacaktır. Çelikteki bantlaşma etkisi ancak ESR işlemi görmüş çeliklerde azaltılabildiğinden konvansiyonel sıcak iş takım

eliklerinin kullanıldığı durumlarda hadde yönünün maksimum yükleme gelecek doğruıtuya paralel konumlandırılması ve tasarımın bu şekilde oluşturulması kalıp performansını son derece olumlu etkileyecektir.



Şekil 7.2 Yoğun oranda bantlaşma içeren H11 sıcak iş takım çeliğine ait mikroyapı fotoğrafı (100X).

Topyekün kırılma hasarına etkisi olan diğer önemli parametre ise kalıp ön ısıtma sıcaklığıdır. Sıcak iş takım çeliklerinin artan çalışma sıcaklığına bağılı olarak toklukları da artış gösterir. Çizelge 7.2’de sıcak iş takım H13 sıcak iş takım eliğinin ASTM E23 standardına göre 44-46 HRC değerine sertleştirilmiş konumda oda sıcaklığında ve 232°C’de sahip CVN kırılma enerji değerleri gözlenmektedir. Oda sıcaklığında H13 entikli numunesini kırmak için 8.1 joule enerji gerekirken 232°C’de 27.1 joule’lük bir enerjiye ihtiyaç vardır. Dolayısı ile yeterince ön ısıtma işlemi yapılmadan işleme alınan bir kalıp 3 kat daha kolay topyekün kırılma hasarına uğramaktadır. Şekil 7.1’de görünen kırılma yüzeyi bu hataya bir örnektir. Kalıpta ön ısıtmanın yapılmamış olduğunu kırılma yüzeyinin sahip olduğu renk değişiminden anlaşılmaktadır. Kırılma yüzeyinin parlak beyaz görünümü kalıbın işlem öncesinde hiç ısıtılmadığını göstermektedir. Gravüre yakın kısımların mavi rengi alması 1100°C’de dövülen parçaya temas ile kalıbın ısındığını göstermektedir. Soğuk ve tokluğu düşük bir kalıbın bu şekilde parçaya temasla bölgesel ısınmasının yaratacağı termal genişleme gerilimi presin uyguladığı mekanik gerilimle birleşerek kalıbın atlmasına neden olmuştur.

Ref. C.2.) Fracture Toughness.		
C.2.1.) Initial Material Qualification Analysis, as received, annealed condition. Charpy V-Notch Testing (per ASTM E23), lab oil quench, 44-46 HRC, triple temper.		
Acceptance Criteria:		
<u>Specimen Temperature</u>	<u>Average (Min.)</u>	<u>Lowest of 3 Impacts (Min.)</u>
Room Temp.	10 ft.lb (13.6 J)	8 ft.lb (10.8 J)
450°F (232 C)	28 ft.lb (38.0 J)	25 ft.lb (33.8 J)
C.2.2) Work Piece Heat Treat Qualification Analysis. Quenched and tempered specimens with work piece, per work piece hardness requirement, testing lab performs no heat treat. Charpy V-Notch Testing (per ASTM E23), as quenched and tempered with work piece		
Acceptance Criteria:		
<u>Specimen Temperature</u>	<u>Average (Min.)</u>	<u>Lowest of 3 Impacts (Min.)</u>
Room Temp.	8 ft.lb (10.8 J)	6 ft.lb (8.1 J)
450°F (232 C)	80% of initial analysis	20 ft.lb (27.1 J)
Ref. - F.4.) Austenitizing Temperature (Ta) = 1890 +/- 10°F (1032 +/- 5 C)		

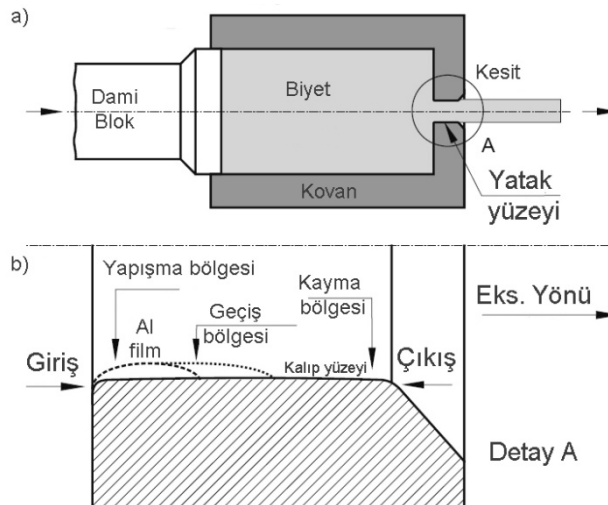
Document file name: AMTD_DC2010_Rev L

The electronic file containing this document is the master. Any paper copies are reference copies only.

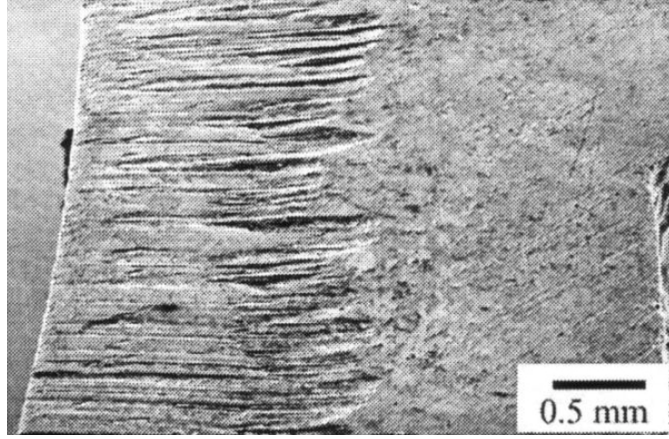
Çizelge 7.2. 44-46 HRC değerine sertleştirilmiş H13 çeliğinin ASTM E23 standardına göre oda sıcaklığında ve 232°C’de sahip olduğu çentikli darbe enerjileri.[7]

7.2 Aşınma Hasarı

Aşınma hasarı tribolojik bir hasar mekanizması olup sıcak iş uygulamaları içinde yarı katı alüminyum ekstrüzyonunda karşımıza sıkça çıkan bir hasar mekanizmasıdır. Yarı katı metal ekstrüzyonunda 450 °C’deki alüminyum biyet 1-5 mm kalınlığında profil oluşturacak şekilde kalıp yatağından çıkmaya zorlanır ve proses sırasında 700-800 N/mm² basınç uygulanır. Şekil 7.3’de ekstrüzyon prosesinde kalıp ve sürtünme yüzeyinin şematik çizimi gözlenmektedir. Şekil 7.3b’de yapışma bölgesi kalıpta aşınmanın maksimum oranda gözlemlendiği bölgedir.

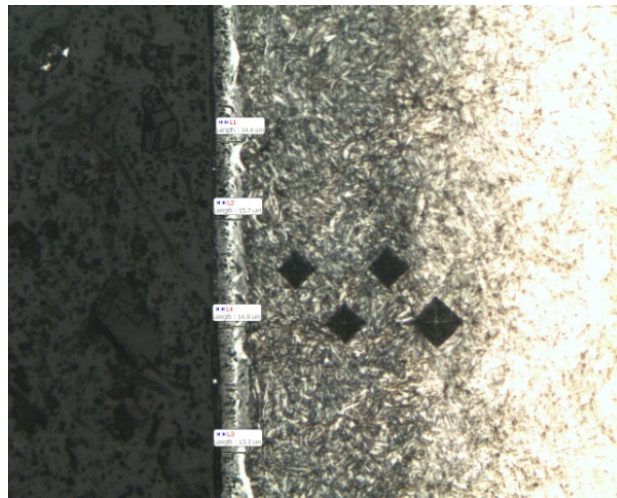


Şekil 7.3 Yarı katı alüminyum ekstrüzyonunun şematik görünümü (a), yatak yüzeyinin detayı (b).[14]



Şekil 7.4 Kalıbın yapışma bölgesinde meydana gelen aşınma.[14]

Şekil 7.4’ görülen aşınma kalıbın daha çok griş bölgesinde yani maksimum şekillendirme zorlanmasının olduğu bölgede meydana gelmekte olup fotoğrafta görülen hasarın oluşmasına neden olur. Hasarın oluşmasında biyet sıcaklığı ekstrüzyon hızı ve hammadde içindeki demir oranı önem arz etse de kullanılan sıcak iş takım çeliğinin ve ısıtıl işlemin kalitesi de son derece büyük öneme sahiptir. Ekstrüzyon kalıpları yüksek oranda H13 çeliğinden imal edilmekte olup 48-50 HRC aralığına sertleştirilip ardından nitrasyon işlemi uygulanarak kullanılırlar ve nitrasyon işlemi sonrasında yüzey sertliği 1030 HV 0.3 değerine kadar çıkar. Nitrasyon işleminde meydana gelen beyaz tabaka sürtünmeyi azaltarak alüminyumun daha iyi kaymasına neden olduğu gibi sahip olduğu yüksek sertlik değeri ile kalıbın aşınmasını geciktirir. Ekstrüzyon kalıplarına nitrasyon işlemi kalıp ömrü boyunca 5 kez uygulanabilir.



Şekil 7.5 Nitrasyon sonrasında elde edilen beyaz tabaka, difüzyon tabakası ve sertlik değişimi.

7.2.1. Aşınma Hasarına Karşı Alınacak Önlemler

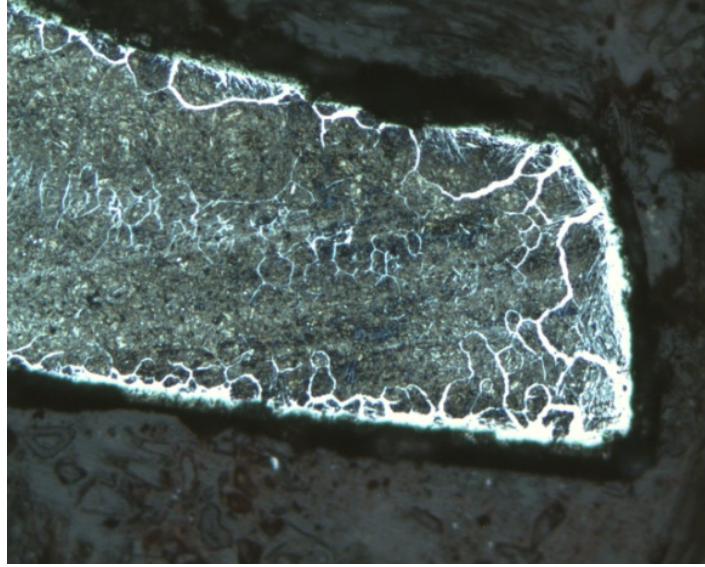
Ekstrüzyon kalıplarında meydana gelen aşınma hasarında kullanılan sıcak iş takım çeliğinin kalitesi son derece büyük etkiye bulunmaktadır. Yoğun oranda bantlaşma içeren bir çelikte bantlar arasında meydana gelen kimyasal kompozisyon farklılıkları ve buna bağlı bölgesel sertlik değişimleri kalıp yatağından sertliğin düşük olduğu bölgelerde daha erken aşınma hasarına neden olmaktadır. Özellikle nitrasyon işlemi sonrasında alaşım elemanınca fakir olan bölgelerde nitrasyon sertliği 800 HV0.3 değerine kadar düşüş gösterebilmektedir (şekil7.6).



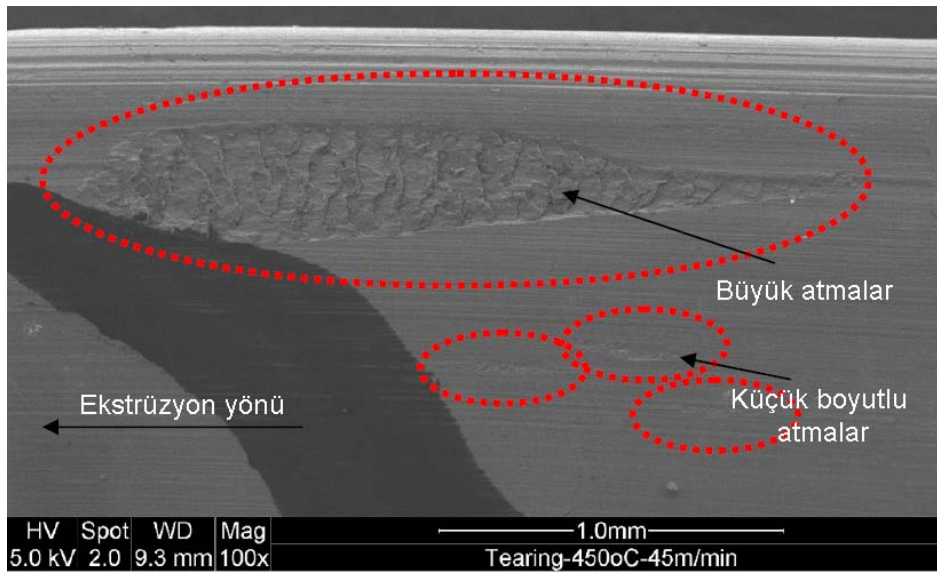
Şekil 7.6 Bantlaşma içeren H11 çeliğinde nitrasyon yüzeyine dik mikroyapı görüntüsü koyu bant sertliği 800 HV0.3 açık bant sertliği 1020 HV0.3.

Dolayısı ile bantlaşma içermeyen ESR işlemi görmüş bir ürünün kullanılması bu etkiyi ortadan kaldıracığından kalıp yatağı boyunca daha homojen ve yüksek bir sertlik dağılımı sağlayacaktır. Yine ESR işlemi görmüş yüksek tokluğa sahip bir çeliğin kullanılması kalıp sertliğinin artırılmasına olanak sağlayarak daha geç aşınma yaşanmasına neden olacaktır.

Nitrasyon işlemine çeliğe daha öncesinde uygulanan sertleştirme işleminin son derece büyük etkisi bulunmaktadır. Düşük hızla soğutulmuş, yoğun oranda tane sınırı ikincil karbür çökmesi içeren bir çeliğe nitrasyon işleminin birden fazla kez uygulanması durumunda yüzeyde oluşan beyaz tabaka içeri doğru ilerleyerek tane sınırlarında azota ilgisi yüksek olan Cr ve Mo ile ağ yapısında bağ oluşturarak taneler arası bağı zayıflatmakta ve aşınmanın yanında atma hasarına neden olmaktadır. (şekil 7.7 ve 7.8)



Şekil 7.7 Yavaş soğutma sonucunda tane sınırı karbür çökmesi içeren bir çelikte tane sınırı nitrür ağı oluşumu.



Şekil 7.8 Tane sınırı nitrür bileşiği içeren bir ekstrüzyon kalıbının yatak yüzeyinde meydana gelen atma hasarı.[14]

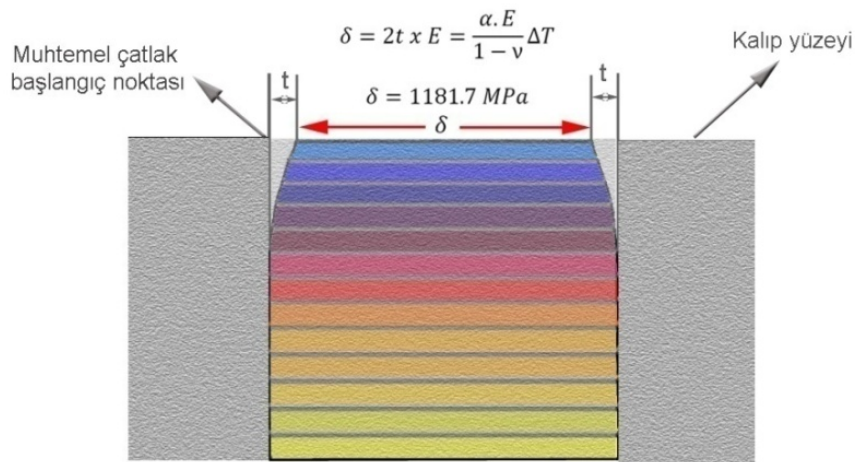
Ekstrüzyon öncesinde uygulanan kalıp ön ısıtması da hasar oluşumunda etki sahibi olan bir parametre olup uzun süre oksijen 500°C gibi bir sıcaklıkta bekletilen kalıplarda nitrasyon sırasında meydana gelen beyaz tabaka oksitlenerek kırılmalanlaşmakta ve yüzeyden çok daha kolay bir şekilde gitmektedir. Dolayısı ile beyaz tabakanın işlevsizleşmesi hasarı oluşumuna katkıda bulunan bir faktördür bu nedenle ön ısıtma işleminin 4 saati geçmemesi ya da işlemin koruyucu N₂ atmosferine sahip fırında yapılması kalıp ömrüne olumlu etkide bulunacaktır.

7.3 Isıl Yorulma Hasarı

Isıl yorulma hasarı daha çok metal enjeksiyon ve dövme kalıplarında gözlenen bir hasar mekanizması olup tekrar eden termal çevrim hasarın oluşma sebebidir. Özellikle yüksek basınçlı kalıp döküm prosesinde kalıp yüzeyi ortalama her 50 sn de bir 500°C' çıkıp 200°C'ye tekrar soğumaktadır. Dolayısı ile bu çevrim sırasında meydana gelen pozitif ve negatif eğimli ısı gradyanları çeliğin termal genleşme katsayısına bağlı olarak ısıl yorulma gerilimlerine neden olmakta ve bu gerilimlerin çeliğin ilgili sıcaklıktaki çekme mukavemetinin üzerine çıkması durumundan hasar meydana gelmektedir. Şekil 7.9'da bir yüksek basınçlı kalıp döküm maçasında meydana gelen ısıl yorulma çatlakları gözlenmektedir.



Şekil 7.9 Bir metal enjeksiyon maçasında meydana gelen ısıl yorulma hasarı.



Şekil 7.10 ΔT değerinin 305°C olması durumunda meydana gelen termal gerilim.

Bir yüksek basınçlı kalıp döküm çevrimi sırasında çelik yüzeyinde meydana gelen iki eksenli gerilim (δ) çeliğin elastisite modülüne (E), termal genleşme katsayısına (α) poisson oranına (ν) ve çevrim sırasında meydana gelen sıcaklık farkına (ΔT) bağlı olarak değişim gösterir. ΔT değerinin 305°C olması durumunda meydana gelen termal gerilim 1181.7 MPa olup eşitlik 6.1’de belirtilmiştir.

$$\delta = \frac{\alpha \cdot E}{1 - \nu} \Delta T \quad (6.1.)$$

$$\delta = 1181.7 \text{ MPa}$$

$$\text{H11 çeliği için, } \alpha = 8 \times 10^{-6} \text{ in/in}^\circ\text{F} \quad E = 2.5 \times 10^7 \text{ psi} \quad \nu = 0.3 \quad \Delta T = 599^\circ\text{F}$$

$$\delta = \frac{8 \times 10^{-6} \times 2.5 \times 10^7}{1 - 0.3} \times 599 = 171,4 \text{ ksi} = 1181.7 \text{ MPa}$$

7.3.1 Isıl Yorulma Hasarına Karşı Alınacak Önlemler

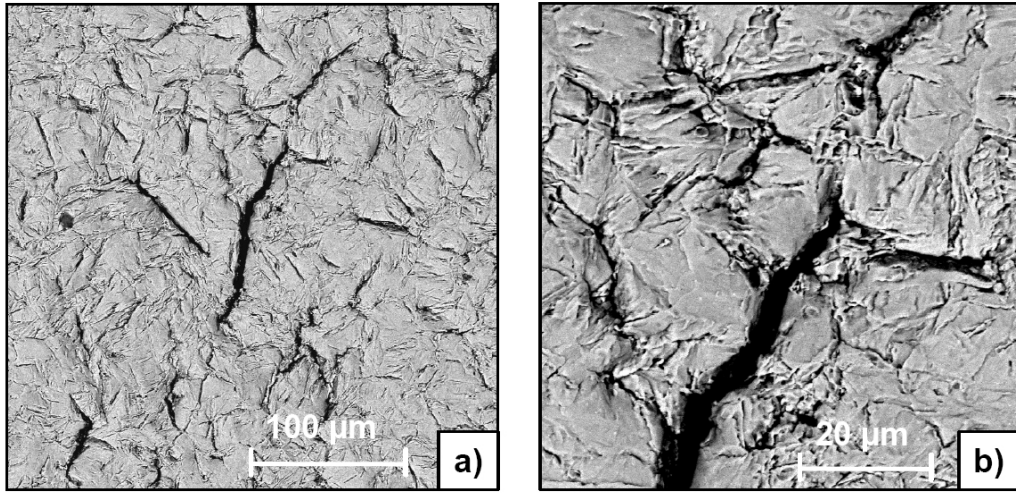
Eşitlik 6.1’de belirtildiği üzere bir metal enjeksiyon kalıbının yüzeyinde meydana gelen ısıl yorulma gerilimi neredeyse çeliğin ilgili sıcaklıkta sahip olduğu çekme mukavemeti değerine eşittir. Çekme mukavemeti değeri çelikler için sahip olduğu sertliğe göre dönüştürülen değer olup mikro boyutta bakılınca çeliğin her noktasında bu dayanıma sahip olması beklenemez. Çeliğin sahip olduğu çekme mukavemeti çeliğin,

- Mikro temizlik seviyesine,
- Bantlaşma ve mikrosegregasyon durumuna,
- Isıl işlem mikroyapısına,
- Sahip olduğu sertliğe,
- Yüzey gerilimi durumuna

Bağlı olarak değişim gösterir. Şekil 7.10’da ısıl yorulma hasarına uğrayan metal enjeksiyon maçasında çelik içinde bulunan bantların şekil 7.11’de belirtilen muhtemel çatlak başlangıç noktalarına denk gelmesi hasarın oluşumunu kolaylaştıran bir durumdur. Bantlaşma bölgelerinde koyu renkli bölgelerin çeliğin olması gerekenden daha düşük çekme mukavemetine sahip olduğu bölgelerdir dolayısı ile çatlaklar bantların olduğu bölgelerden başlamaktadır. Yine çatlak başlangıç bölgelerinde metalik olmayan inklüzyonun veya tane sınırı birincil karbürlerin olması mikro düzeyde çentik etkisi yaratarak çeliğin daha kolay hasara uğramasına neden olacaktır. Dolayısı ile ESR işlemi görmüş mikro temizliği yüksek ve

bantlaşma seviyesi düşük çeliklerin kullanılması ısı yorulma hasarında son derece büyük fayda sağlayacaktır.

Isıl işlem mikroyapısının etkisi incelenecek olursa maksimum çekme mukavemeti için elde edilen mikroyapının tamamen martenzitik mikroyapı olması gerekmektedir. İğnesel karbür çökmesi içeren beynitik mikroyapı sahip olduğu düşük çekme mukavemeti ile ısı yorulma için istenmeyen bir mikroyapıdır. Şekil 6.11 de ısı yorulma çatlaklarının başlangıç safhası görülmektedir. Fotoğraflardan anlaşılacağı üzere ısı yorulma çatlakları ilk etapta sekonder karbür çökmesinin meydana geldiği tane sınırlarından ve ardından iğnesel karbür çökmesi içeren beynitik bölgelerden başlamaktadır. Dolayısı ile tane sınırı karbür çökmesi içermeyen martenzitik bir mikroyapı eldesi ısı yorulma için maksimum direnci sağlayacaktır.

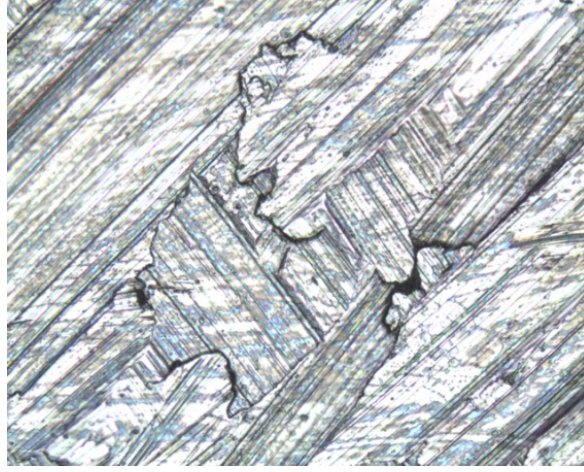


Şekil 7.11 Isıl yorulma çatlaklarının başlangıç safhası.[6]

Isıl yorulma direncine sertliğin etkisi incelendiğinde artan sertlik değeri ile çeliğin çekme dayanımı değeri artmakta ancak K_{IC} değeri düşüş göstermektedir. Artan kullanım sertliği ile ısı yorulma çatlaklarının oluşumu ertelenmekte ancak çatlak ilerlemesi çelik kalitesine bağlı olarak hızlanabilmektedir. Günümüz yüksek kaliteli sıcak iş takım çeliklerinde kullanım sertliği değeri 49-50 HRC değerine kadar yükseltilebilmektedir.

Yüzey gerilimi ise sıcak iş takım çeliklerinde ısı yorulma hasarına son derece büyük etkisi olan parametrelerden biridir. Sıcak iş takım çeliğinden kalıp imalinde izlenen akış, sertleştirme ardına 49 HRC sertliğindeki çeliğin tekrardan HSM (yüksek hızlı işleme) tekniği ile kalıbın son ölçüsüne işlenmesi şeklindedir. 49 HRC sertliğindeki bir çeliğin yüksek hızla işlenmesi çelik yüzeyinde yaklaşık 800 MPA değerinde kalıcı çeki gerilmesi

yaratabilmektedir. Dolayısı maksimum ısıl yorulma direnci için HSM işleminin ardından çeliğe mutlaka gerilim giderme menevişi uygulanmalıdır.



Şekil 7.12 49 HRC sertliğindeki H11 malzemeye uygulanan HSM işlemi sonrasında yüzeyin görünümü. İşlem sonrası yüzeyde meydana gelen çeki gerilmesi 790 MPa büyüklüğündedir.

8 DENEYSEL ÇALIŞMA 1

Deneysel çalışma kapsamında iki farklı çalışma gerçekleştirilmiş olup birinci çalışmada BMW firmasına yüksek basınçlı kalıp döküm tekniği ile süspansiyon kapağı üreten bir kalıpta örnek durum incelemesi yapılmıştır. Çalışma kapsamında E-38K (H11 ESR) malzemeden üretilmiş bir kalıbın ısıl işlem sonrası mikroyapısı kontrol edilmiş yüksek basınçlı kalıp döküm kalıplarında meydana gelen hasarlar incelenmiş ve oluşan hasarların iyileştirilmesi için kalıpta tasarım ve üretim ile ilgili optimizasyonlar yapılarak kalıp ömrü ve birim maliyet değerlerinin iyileştirilmesi hedeflenmiştir. İkinci çalışmada ise BPW firmasına yüksek basınçlı kalıp döküm tekniği ile fren aratas parçası (Brake Drum) üreten kalıbın dağıtıcı pimlerinde malzeme kalitesi, ısıl işlem ve Dupleks kaplamaların etkisi incelenmiştir.

8.1 Süspansiyon Kapağı Üreten Yüksek Basınçlı Kalıp Döküm Kalıbında Örnek Durum İncelemesi

8.1.1 Kalıba Ait Malzeme ve Isıl İşlem Bilgileri

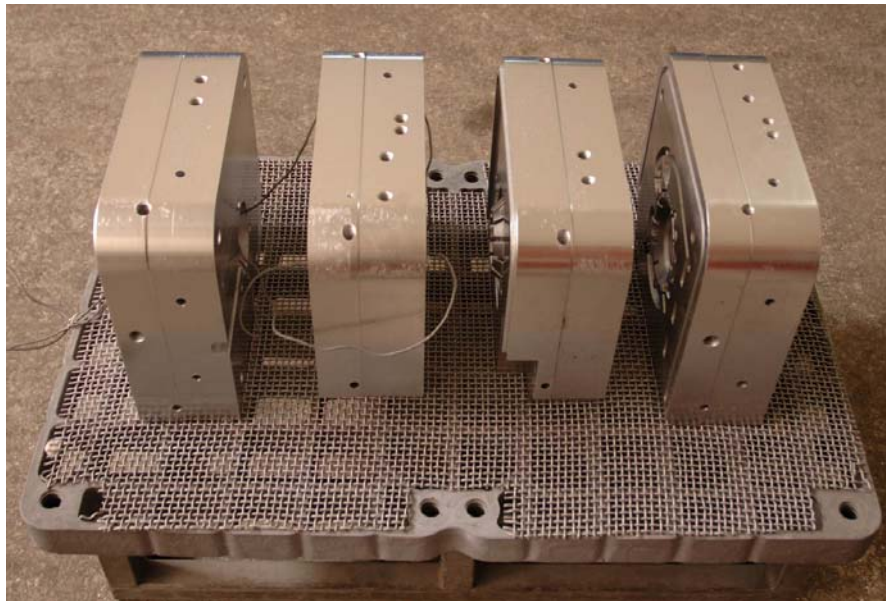
Kalıbın imalinde kullanılan çelik Schmolz-Bickenbach firması tarafından üretilen Thyroterm E-38K (H11 mod.) sıcak iş takım çeliği olup H11 çeliğine benzerlik gösteren bir

çeliktir. H11 çeliğinden farklı olarak daha düşük oranda siliyum içermekte ve ESR işlemi ile üretilmektedir. Çeliğe ait kimyasal bileşim çizelge 8.1’de gözlenmektedir.

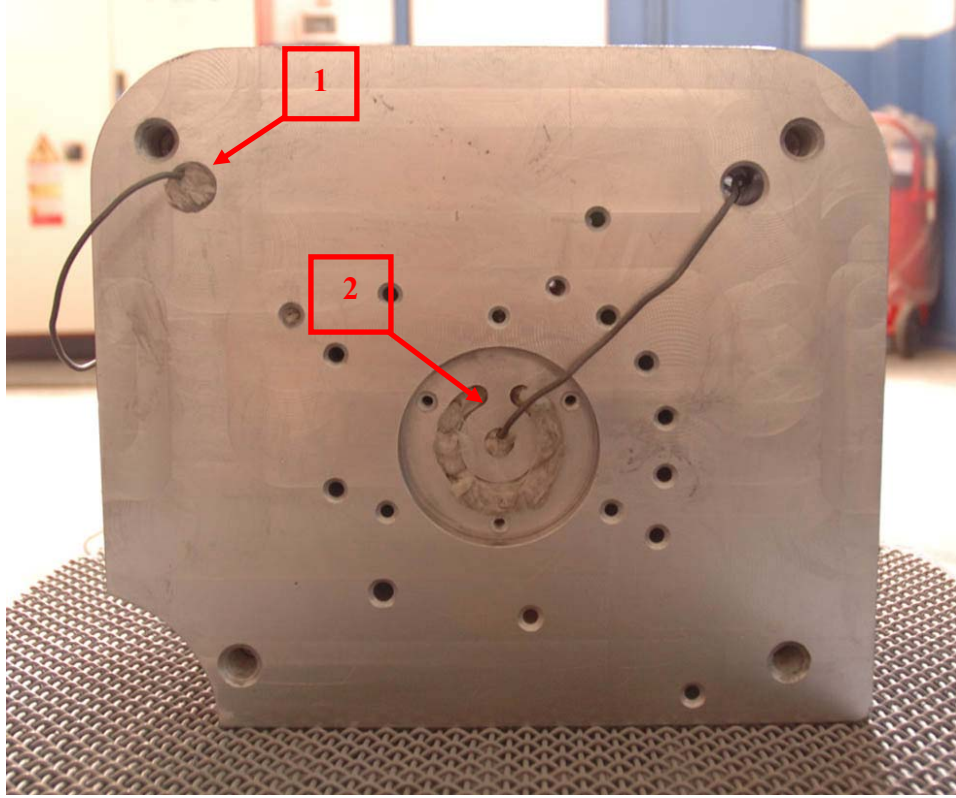
Çizelge 8.1 Örnek durum incelemesi yapılan çeliğe ait kimyasal bileşim.[15]

	Ağırlıkça Kimyasal Bileşim %							
	C	Mn	P	S	Si	Cr	V	Mo
E-38K (H11)	Min: 0.36	0,30	-	-	0,3	5,0	0,5	1,30

Çeliğin ısıtıl işlemi Tamçelik Isıl İşlem Firmasında 10 Bar soğutma kapasiteli SCHMETZ marka vakum fırınında NADCA#207-2006 standardı çerçevesinde gerçekleştirilmiş (şekil 8.3) ve çeliğe martemperleme işlemi uygulanmıştır (şekil 8.4). Ardından çelik sırasıyla 550°C, 585°C ve 575°C’de toplam üç kez menevişlenmiş ve sertlik değeri 49 HRC olarak bulunmuştur. Isıl işlem sonrasında kalıpta NADCA#207-2006 standardında çekirdek ve yüzey olarak belirtilen bölgelerden mikroyapı incelemesi yapılmış ve çeliğin tane boyutu numarası ASTM 8 olarak bulunmuştur (şekil 8.5).



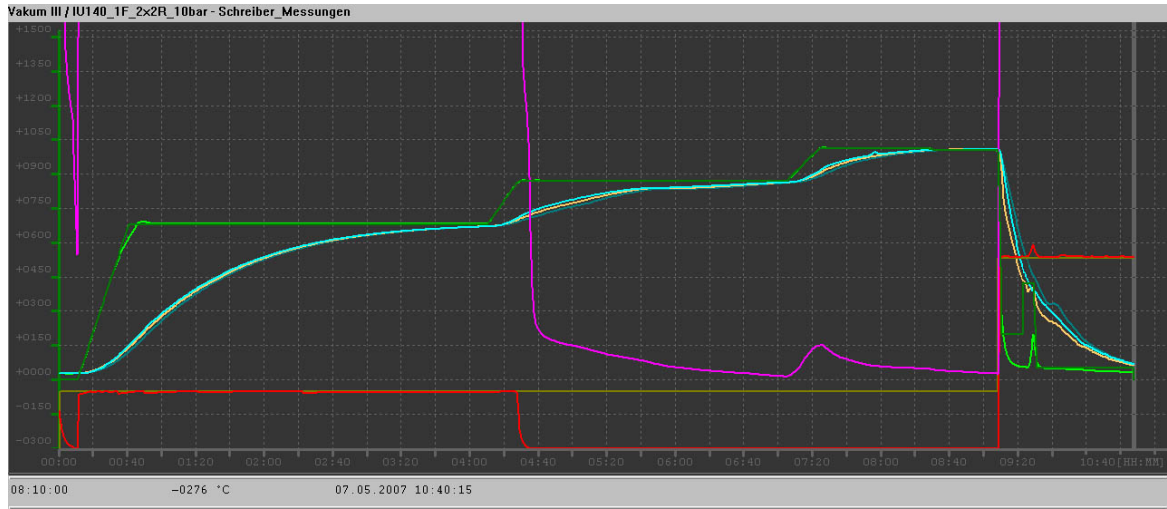
Şekil-8.1 E-38K malzemeden imal edilmiş yüksek basınç metal döküm kalıpları ısıtıl işlem öncesi yerleşimi.



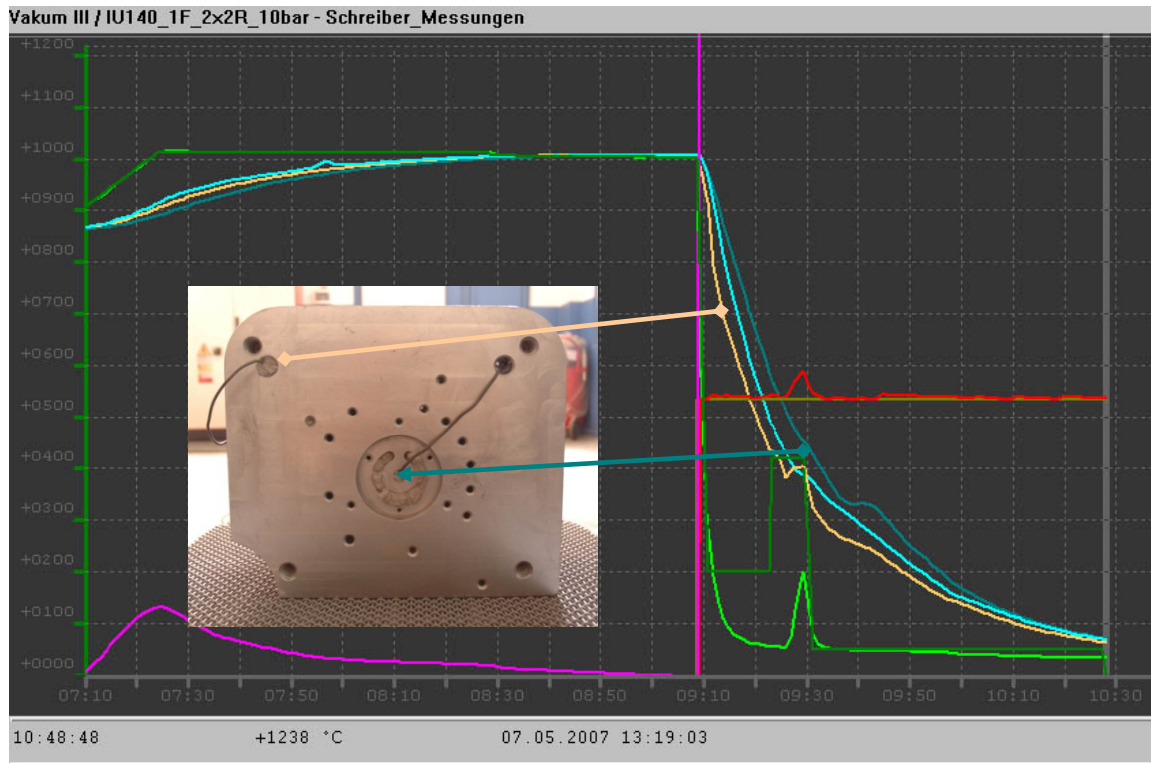
Şekil 8.2 Kalıp üzerinde termoelemanların yerleşimi.1 kenar 2 çekirdek.

Çizelge 8.2 Kalıba uygulanan ısıtma işlem parametreleri.

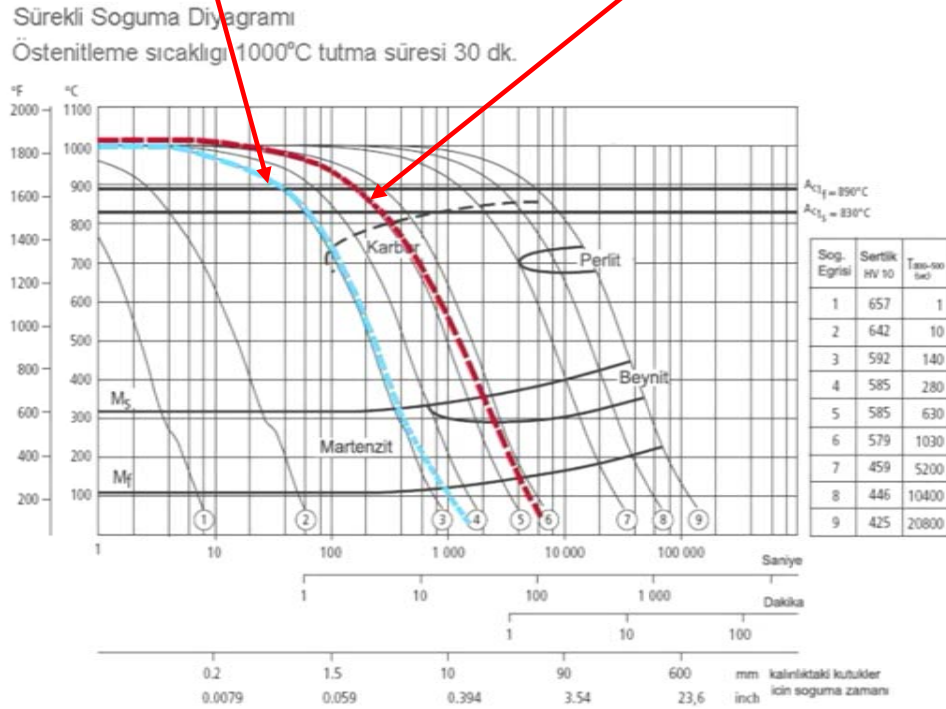
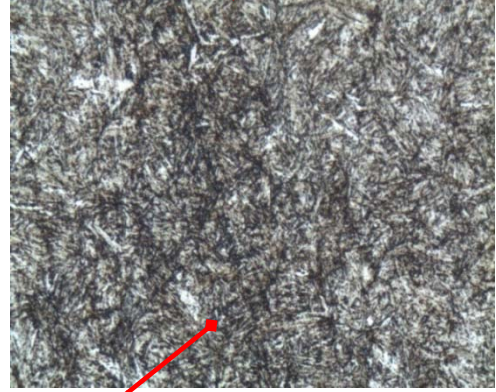
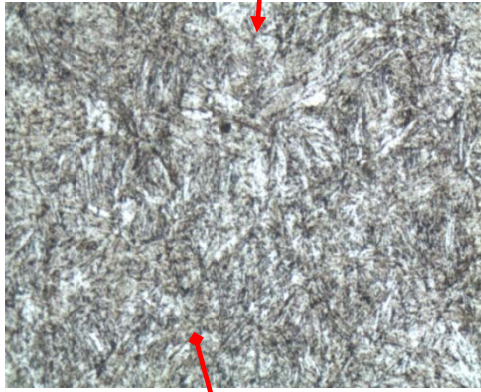
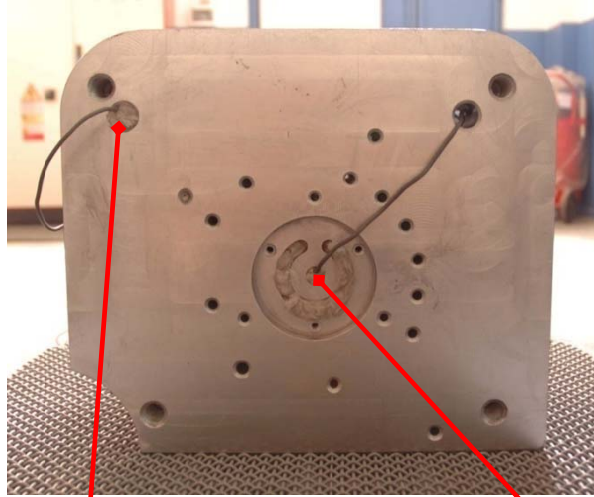
	Östenitleme Sıcaklığı (°C)	Östenitleme Süresi (dk)
Kenar (1)	1000-1008 °C	35 dk
Çekirdek (2)	1000-1006 °C	25 dk



Şekil 8.3 Kalıba uygulanan sertleştirme işleminin zaman sıcaklık grafiği.



Şekil 8.4 NADCA#207-2006 standardı çerçevesinde kalıba uygulanan kesintili soğutma (martamperleme) işlemi.



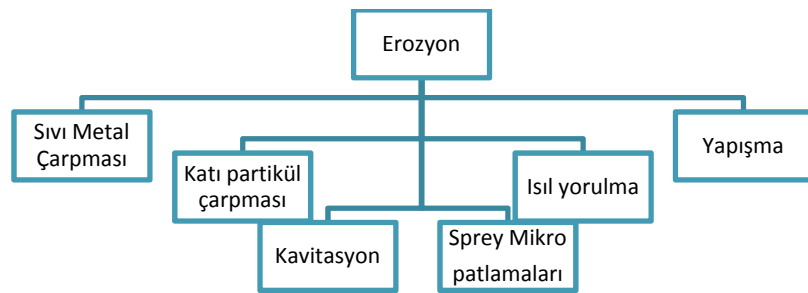
Şekil 8.5 Soğutma işleminin çeliğin ZSD diyagramı üzerindeki iz düşümü ve elde edilen ısıt işlem mikroyapıları (500X dağlama Nital-5)[15]

8.2 Yüksek Basınçlı Kalıp Dökümde Meydana Gelen Hasarlar

8.2.1 Erozyon Hasarı

Yüksek basınçlı kalıp döküm prosesinde kalıp ömrünü sınırlandıran hasar mekanizmaları oluşum sıklığına göre erozyon, ısıl yorulma ve topyekün kırılma hasarlarıdır. Erozyon hasarı kalıp yüzeyinden çeliğin farklı mekanizmalarla uzaklaşması olup ısıl yorulma çatlaklarının hasarı hızlandıran etkisi mevcuttur. Bu nedenle ısıl yorulma hasarı erozyon hasarıyla birlikte ele alınacaktır. Erozyon hasarının prosese olan olumsuz etkisi kalıp yüzeyinde oyuklanmalar meydana getirerek bu oyukların üretilen ürün yüzeyinde istenmeyen çıkıntı bölgeler meydana getirerek kalıbın kullanılmaz hale gelmesidir. Üretim parametrelerinden bağımsız bir şekilde ele alındığında erozyon hasarının birden fazla mekanizma doğrultusunda gerçekleşmektedir. Erozyon hasarının oluşmasında alüminyum ile demir arasındaki kimyasal ilgiden kaynaklanan intermetalik faz oluşumu, yani yabancı literatürde soldering olarak ifade edilen yapışma mekanizması en etkin rolü oynamakta, hatta erozyon hasarı yapışma hasarının ardından oluşmaya başlamaktadır [4]. Erozyon hasarının meydana gelmesinde etki sahibi olan parametreler aşağıda çizelge 8.3’de belirtilmiştir.

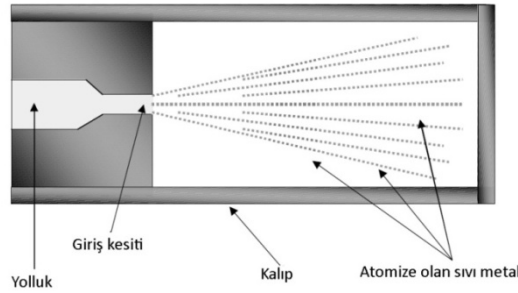
Çizelge 8.3 Erozyon hasarının oluşmasında etki sahibi olan parametreler.



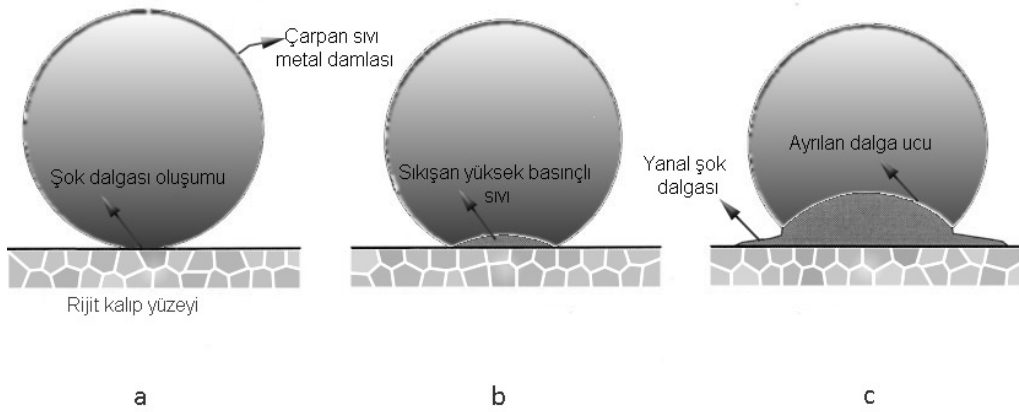
8.2.2 Sıvı Metal Çarpması

Sıvı çarpması sonucu meydana gelen erozyon hasarı daha çok türbin kanatlarında ve uçaklarda yağmur damlalarının meydana getirdiği erozyonla açılanabilir. Yüksek basınçlı kalıp döküm sırasında da benzer durum söz konusu olup yolluk girişinde meydana gelen ani kesit daralma sonucunda sıvı alüminyum kalıbın figür kısmına 90 m/sn hızla püskürerek çarpabilmektedir (şekil 8.6). Sıvı çarpması sonucunda meydana gelen erozyon hasarının

açıklanmasında akustik şok teorisinden faydalanılmakta olup şekil 8.7’de mekanizma şematize edilmiştir. Sabit bir yüzeye sıvı çarpması sonucunda yüzeyde ilk etapta çarpma basıncı meydana gelmekte ve ardından basıncın ortadan kalkması sonucu şok dalgası oluşmaktadır. Çarpma sonucu meydana gelen basıncın hesaplanması eşitlik 8.1.’de gösterilmiştir. Ancak eşitlikte P_{avg} olarak ifade edilen değer pratikte meydana gelen ve kalıbı hasara uğratan P_{max} değerinin yarısı kadar olmakta dolayısı ile eşitlikteki P_{avg} değerinin iki ile çarpılarak meydana gelebilecek maksimum basınç hesaplanmaktadır (eşitlik 8.2.).



Şekil 8.6 Yüksek hızla kalıp içine dolarken atomize olan sıvı metalin şematik görünümü.[16]



Şekil 8.7 Sıvı damlacığının çarpma anının gösterimi. a. çarpma anı b. sıkışma safhası c. ayrılan şok dalgası.[5]

$$P_{avg} = pCV_i \quad (8.1)$$

$$P_{avg} = \text{Ortalama basınç}, \quad p = \text{sıvı yoğunluğu}, \quad C = \text{sıvının akustik hızı}, \quad V_i = \text{Çarpma hızı}$$

Dolum hızının maksimum 50 m/sn olduğu varsayıldığında kalıp yüzeyinde meydana gelen çarpma basıncı.

$$p = 2700 \text{ kg/m}^3 \quad C = 2500 \text{ m/sn} \quad V_i = 50 \text{ m/sn}$$

Alüminyum için ilgili değerler.

$$P_{avg} = pCV_i = 2700 \times 2500 \times 50$$

$$P_{avg} = 335 \text{ MPa} \quad (8.2.)$$

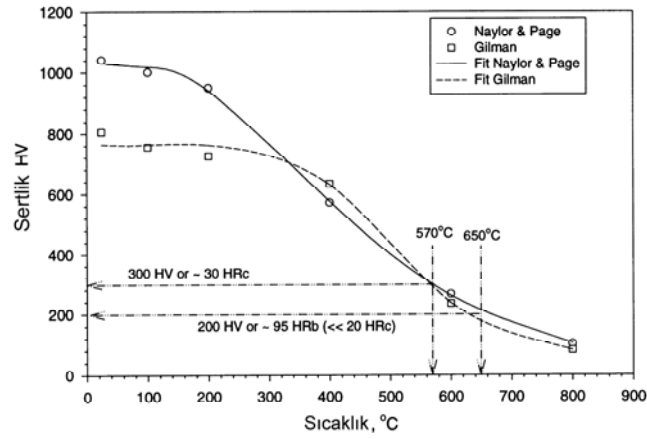
$$P_{max} = 2P_{avg} = 670 \text{ MPa}$$

Eşitlikten anlaşıldığı üzere dolum hızı ile çarpma sırasında meydana gelen basınç birbiri ile doğru orantılı olarak artmaktadır. Yukarıdaki hesaplamada elde edilen 670 MPa değeri çarpma hızının 50m/sn olması durumunda meydana gelen basınç değeridir. Ancak inceleme yapılan kalıpta giriş kesitlerindeki hız yaklaşık 90m/sn değerindedir. Dolayısı ile çarpma hızının 90m/sn olması durumunda meydana gelen P_{max} değeri 1215 MPa olmaktadır. Örnek durum incelenmesi yapılan kalıpta sertlik değeri 48 HRc olup çekme dayanımı 1580 MPa'dır ancak bu değer artan kalıp sıcaklığı ile düşmekte ve 500°C'de 1100 MPa değerine düşmektedir. Dolayısı ile artan dolum hızı ile beraber meydana gelen basınç çeliğin o sıcaklıkta çekme dayanımının üzerine çıkmakta ve erozyon hasarının çok daha erken meydana gelmesine neden olmaktadır.

8.2.3 Katı Partikül Erozyonu

Katı partikül erozyonu ergimiş metalin kovana doldurulması sırasında meydana gelen kısmi katılaşma sonucunda ergiyik içinde erken katılaşan fazların dolum sırasında çıkılan yüksek hızla birlikte kalıp yüzeyini aşındırmasıdır. Katı partikül erozyonu üzerine yapılan araştırmalar özellikle yüksek silisyum içeren alaşımların dökümünde kovanda erken katılaşan silisyum esaslı bileşiklerin sahip oldukları yüksek sertlik nedeniyle erozyonu hızlandırıcı rol oynadıklarını göstermektedir[5]. Yapılan araştırmada A390 alaşımının döküm sırasında sahip olduğu en yüksek sıcaklıkta içerdiği Si partiküllerinin sertlik değişimi incelenmiş 650°C'de 20 HRC 570°C'de ise 37 HRc olarak belirtilmiştir. Ancak %7.5-9.5 arasında Si içeren A380 alaşımında erken ötektik ayrışma göstererek ön katılaşan α -Al partiküllerinin sertliğinin

Si'dan düşük olmasına rağmen aşındırıcı etkisinin bulunduğu belirlenmiş olup katı partikül erozyonunda dolum hızının daha etkin rol oynadığı sonucuna varılmıştır.[5]

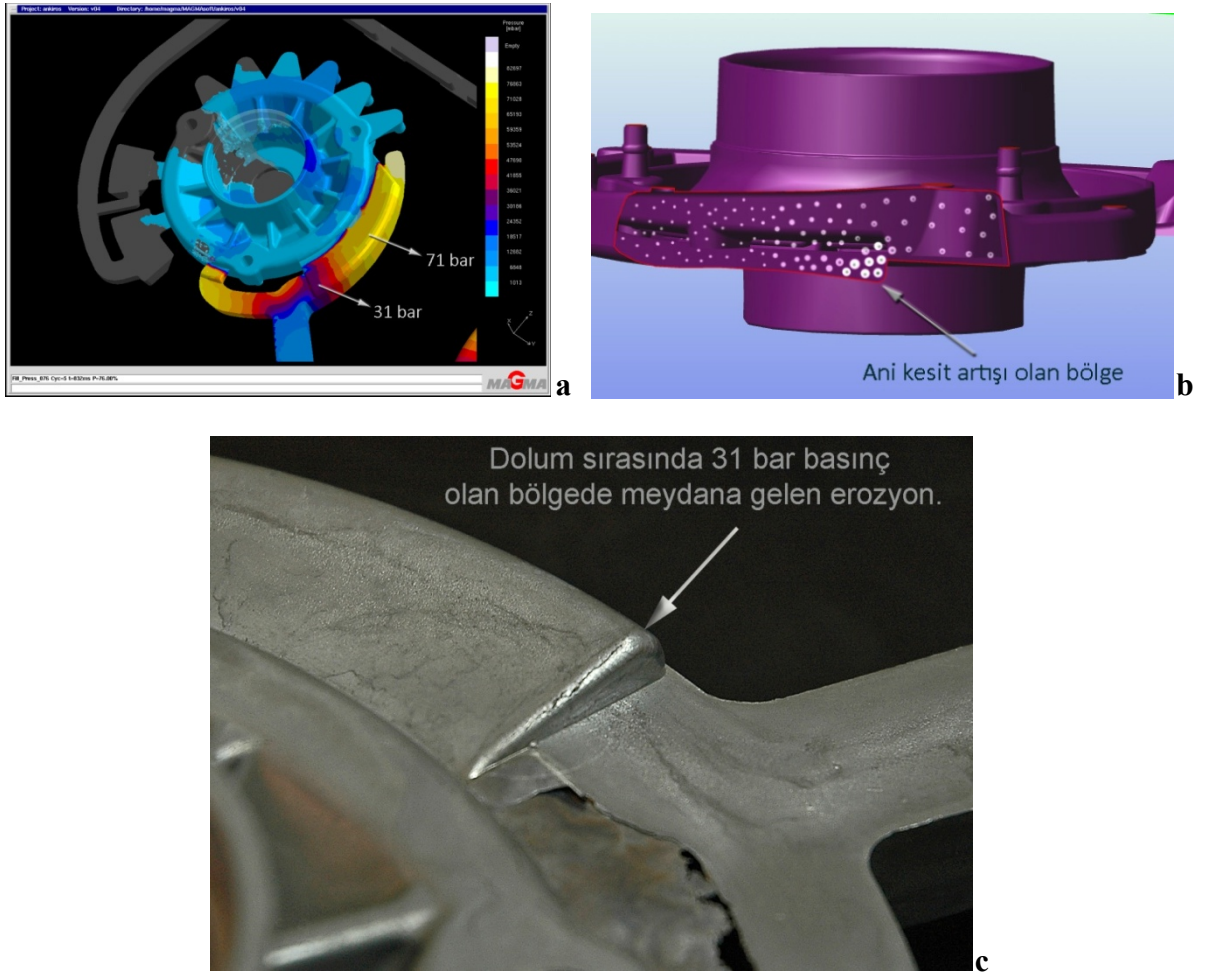


Şekil 8.8 Sıcaklığa bağlı olarak Si katı partiküllerinin sertlik değişimi.[5]

8.2.4 Kavitasyon Erozyonu

Kavitasyon erozyonu bir hacim içinde yüksek basınçlı akış yapan bir sıvının izlediği yol içinde meydana gelen bölgesel basınç düşüşlerinden kaynaklanmaktadır. Zorlanmış ve yüksek hızlı akış sırasında ani bir yön değişimi akan sıvının doldurduğu hacmin duvarından uzaklaşmasına dolayısı ile o bölgede bir basınç düşüşünün yaşanmasına neden olur. Eğer ki basınç değeri hareket eden sıvının buhar basıncı değerinin altına inerse o bölgede bölgesel gazlaşma meydana gelir ki bu durum ilgili bölgede sürekli sıvı gaz türbülansına neden olarak kavitasyon aşınmasına neden olur. Yüksek basınçlı kalıp dökümde ergiyik alüminyumun gazlaşması gibi bir durum söz konusu değildir ancak ergiyik metal içinde varolan küçük gaz kabarcıkları yoluk kısmında ani dönüşün yada ani kesit genişlemelerinin olduğu bölgelerde düşen hidrostatik basınç nedeniyle hacimlerini artırır ve arkadan gelen diğer gaz kabarcıklarının bu düşük basınçlı bölgede birikmesine neden olurlar. Şekil 8.9a'da örnek durum incelemesi yapılan kalıpta dolum sırasında yolluk bölgesinde meydana gelen basınç değişimi gözlenmektedir. Ani kesit genişlemesinin olduğu bölgede basınç değeri 31 bar iken kesitin daralmaya başladığı noktada basınç 71bar'dır. Değişen basınca bağlı olarak gaz kabarcıklarının hacim dağılımı ve öbeklendiği bölge şekil 8.9 b'de şematize edilmiştir. Gaz kabarcıklarının öbeklendiği bu bölgede yüksek hızlı sıvı metal gaz kabacığı türbülansı meydana gelmekte ve dolayısı ile kalıp yüzeyine dolum tamamlana kadar defalarca sıvı metal çarpması söz konusu olmaktadır. Bu şekilde yanlış tasarlanan yolluk sistemlerinde erozyon

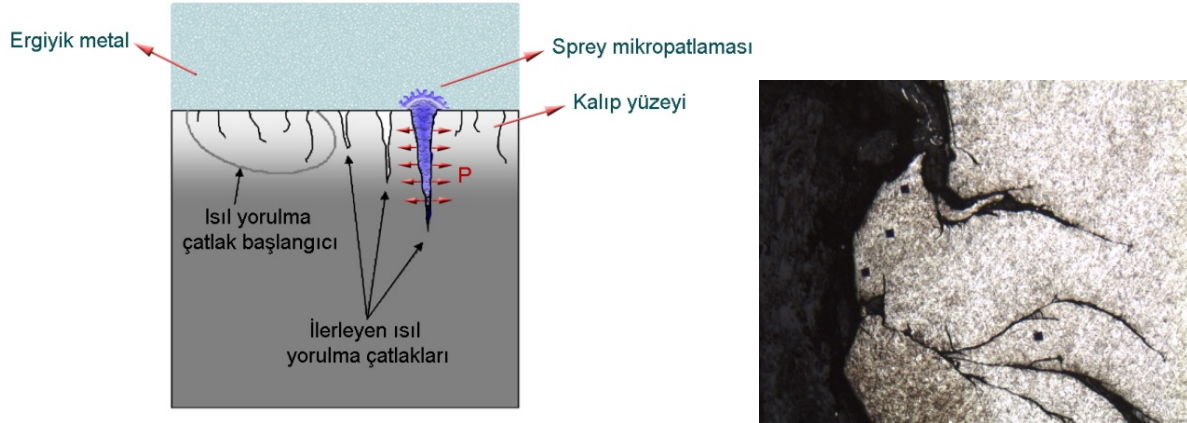
hasarı daha erken ve ciddi boyutta gözleendiği gibi bu bölgeler hava kabarcıklarının yolluktan atılamamasına neden olmakta ve üretilen parçada nerede konumlanacağı öngörülemeyen gaz porozitesine neden olarak hava ceplerinin işlevsizleştirmektedir. Bu nedenledir ki yanlış yolluk tasarımına sahip bir çok kalıpta gereksiz hava cepleri ile bu etki giderilmeye çalışılmaktadır. Şekil 8.9 c’de örnek durum incelenmesi yapılan kalıpta 4500 baskı gibi düşük bir rakam sonrasında 31 bar basınç olan ilgili bölgede meydana gelen erozyon hasarının yollukta bıraktığı iz görülmektedir.



Şekil 8.9 Örnek durum incelemesi yapılan kalıpta a) yolluk bölgesinde dolum sırasındaki hidrostatik basınç değişimi, b) ani kesit artışı olan bölgede meydana gelen türbülans, c) 4500 baskı sonrasında ilgili bölgede meydana gelen kaviteasyon erozyonu ve ürün yüzeyine etkisi.

8.2.5 Sprey Mikropatlamaları

Sprey mikropatlamaları metal enjeksiyon kalıplarına her baskı sonrasında kalıp yüzeyini soğutma ve yüzeyde bariyer film oluşturma amaçlı yapılan spreyleme işlemi sırasında su bazlı spreyn yüzeyde oluşan ısıl yorulma çatlaklarının arasına penetre olması ve takip eden baskı sırasında ergiyik metalle temas halinde aniden buharlaşarak patlamasıdır. Spreyleme işlemi sırasında yüzeyin soğuması ısıl yorulma çatlağının içine hapsolan havanın hacminin küçülmesine ve spreyi çatlaktan içeri emmesine neden olur. Spreyleme işleminin uygulanma süresi, spreyn bileşimi ve spreyleme sonrasında kalıp yüzeyinin hava tutularak kurutulması hasarda etki sahibi olan parametrelerdir. Isıl yorulma çatlaklarının ve erozyona bağlı oyuklanmaların oluşumunun ertelenmesi ve spreyleme sonrasında kalıp yüzeyinin kuru hava ile kurutulması spreyn mikro patlamalarının olumsuz etkisini minimize edecektir. Şekil 8.10 a'da spreyn patlamasının etkisi şematize edilmiştir b'de spreyn mikropatlamaları sonucunda hasara uğrayan bir metal enjeksiyon kalıbının mikroyapı fotoğrafı görülmektedir. Şekilde P olarak belirtilen değer patlama sonrası meydana gelen basınç olup çatlak ilerlemesine neden olmaktadır.

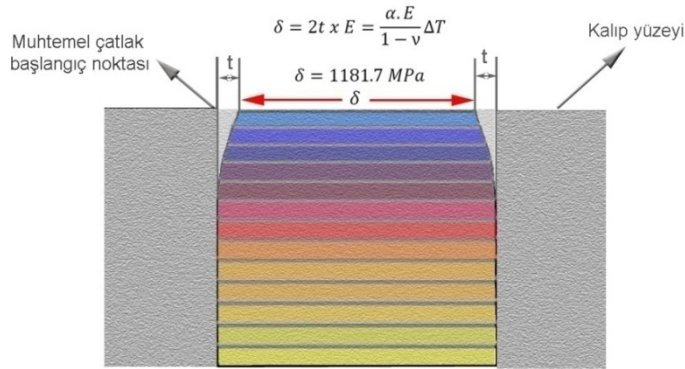


Şekil 8.10 Sprey mikropatlamasının etkisinin şematik görünümü solda, bir metal enjeksiyon kalıbında spreyn mikro patlaması sonucunda çatlak ilerleyişi sağda.

8.2.6 Isıl Yorulma

Isıl yorulma metal enjeksiyon kalıplarında prosesin doğası gereği ortaya çıkan bir hasar olup tekrar eden termal çevrim sonrasında kalıp yüzeyindeki ısı gradyenine bağlı meydana gelen ısıl genleşme gerilimleri hasarı oluşturmaktadır. Dolum sırasında meydana gelen ısı gradyeni sıvı metalin temas ettiği yüzeyin ani ısınması, yüzeyden iç kısma doğru azalan bir sıcaklık

eğimi meydana getirmesidir. Çeliğin termal genleşme katsayısına bağlı olarak ısınan yüzeyin ani genleşmesi genleşen bölgede bası gerilmesi oluştururken daha soğuk olan bir alt katmanda çeki gerilmesi meydana getirir. Katılaşma ve spreyleme sırasında ise durum tam tersidir. Bu sefer ani soğuyan kalıp yüzeyi büzülür ve yüzeyde maksimum çeki gerilmesi ve daha sıcak olan bir alt katmanda bası gerilmesi oluşturur. Termal çevrim sırasında meydana gelen bu gerilimler çeliğin çekme mukavemetinin üzerine çıktığında çelik yüzeyinde kılcal ısıl yorulma çatlakları oluşmaya başlar ve içeri doğru ilerler. Şekil 8.11’de örnek durum incelemesi yapılan kalıbın 8.17’de görülen feder oluşturan çıkıntı kısımlarının yüzeyinde soğuma sırasında meydana gelen gerilimin şematik çizimi görülmektedir. Soğumaya çalışan yüzey şekilde görüldüğü gibi büzülme istemekte ancak kalıp yüzeyi, çizimi yapılan bölgeye kıyasla sonsuz büyüklükte olduğundan malzemenin bu şekilde büzülmesi mümkün olmamakta ve 1181 MPa’lık bir gerilim meydana gelmektedir. Örnek durum incelemesi yapılan kalıbın oda sıcaklığında 48 HRC sertlik değerinde sahip olduğu çekme dayanımı 1580 MPa’dır ancak gerilimin oluşmaya bağladığı sıcaklık 500°C’nin üzerindedir ve bu sıcaklıkta çeliğin çekme dayanımı 1100 MPa’nın altındadır ve dolayısı ile çelik yüzeyinde ısıl yorulma çatlakları mevcut şartlarda çok daha kolay meydana gelmektedir.



Şekil 8.11 Örnek durum incelemesi yapılan kalıbın şekil 8.17’de görülen çıkıntı bölgelerinde soğuma sırasında meydana gelen ısıl yorulma gerilimi.

Bir yüksek basınçlı kalıp döküm çevrimi sırasında çelik yüzeyinde meydana gelen iki eksenli gerilim (δ) çeliğin elastisite modülüne (E), termal genleşme katsayısına (α) poisson oranına (ν) ve çevrim sırasında meydana gelen sıcaklık farkına (ΔT) bağlı olarak değişim gösterir. Örnek durum incelemesi yapılan kalıbın feder oluşturan çıkıntı bölgeleri en fazla termal

gradyenin olduğu bölge olup çevrim sırasında meydana gelen termal gerilim 1181.7 MPa'dır. (eşitlik 8.3.)

$$\delta = \frac{\alpha E}{1-\nu} \Delta T \quad (8.3.)$$

$$\delta = 1181.7 \text{ MPa}$$

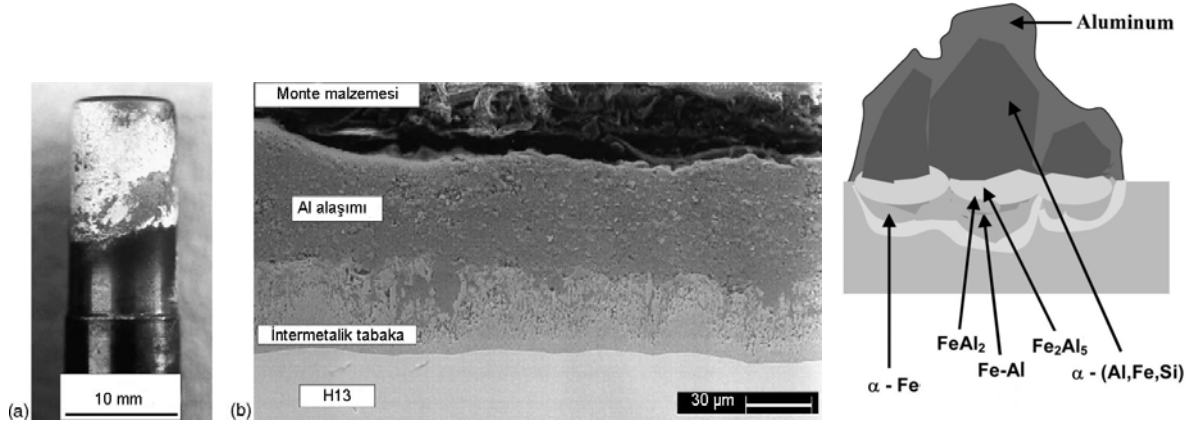
$$\text{H11 çeliği için, } \alpha=8 \times 10^{-6} \text{ in/in}^{\circ}\text{F} \quad E=2.5 \times 10^7 \text{ psi} \quad \nu=0.3 \quad \Delta T=599^{\circ}\text{F}$$

$$\delta = \frac{8 \times 10^{-6} \times 2.5 \times 10^7}{1 - 0.3} \times 599 = 171,4 \text{ ksi} = 1181.7 \text{ MPa}$$

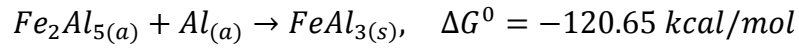
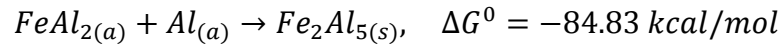
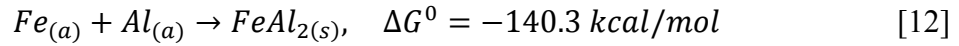
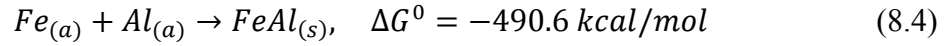
Eşitlikten anlaşılacağı üzere kalıbın her bir baskısı sırasında meydana gelen gerilimin büyüklüğünü azaltmak sadece ΔT ve α termal genleşme katsayısının azaltılmasıyla mümkündür. Formülde yer alan diğer değerler sıcak iş takım çeliklerinin tümü için aynı kabul edilmektedir. ΔT değerini azaltmada izlenecek yollardan biri, kalıba yapılan ısı girişinin azaltılması yani tasarımın optimize edilmesi ile daha az miktarda ergiyik metalin kalıp içinden geçirilmesidir. ΔT değerini azaltmanın diğer bir yolu ise ısı iletkenliği daha yüksek bir çelik kullanılarak katılaşma süresini uzatmadan kalıp çalışma sıcaklığının artırılmasıdır. Dolayısı ile kalıp malzemesi olarak ısı iletkenliği yüksek ısı genleşme katsayısı düşük bir çeliğin kullanılması ısı yorulma dayanımı açısından daha iyi bir sonuç verecektir.

8.2.7 Yapışma (soldering)

Yapışma, metal enjeksiyon kalıplarında yüksek basınç ve sıcaklık nedeniyle alüminyumun kalıp çeliği yüzeyinde bileşik oluşturmastır. Yapışma, ilk olarak döküm sıcaklığındaki alüminyumun çelik yüzeyine difüzyonuyla başlayıp sonrasında farklı formlarda intermetalik Fe ve Al bileşikleri meydana gelmesiyle ilerleyen bir hasar mekanizmasıdır. Yapışma sonrasında meydana gelen intermetalik bileşikler ve yüzeyde meydana gelen geometrik değişim şekil 8.12 gözlenmektedir. Yüzeyden çıkıntı halinde ilerleyen yapışma bölgesi yanal olarak da büyümekte ve yeterli yüzey alanına sahip olduğunda bir sonraki baskıda çıkan parça ile birlikte çeliği de kopararak erozyon hasarına neden olmaktadır. Yapışmanın getirdiği diğer bir sorun ise yüzeyde pürüzlülük yaratarak dökümü yapılan parçayı katılaşma sonrasında kalıp yüzeyine mekanik olarak kilitlenmesi ve parça çıkarılırken yüzeyde istenmeyen sıyrılmış bölgeler oluşturmastır. Yüzeyde meydana gelen yapışma bölgelerinin ciddi boyutlara ulaşması durumunda kalıptan parça çıkmamakta ve üretimin aksamasına neden olabilmektedir.



Şekil 8.12 Yüksek basınçlı kalıp döküm maçasında meydana gelen yapışma solda, yapışma sırasında meydana gelen intermetalik bileşiklerin morfolojisi solda.[4-16]



Yapışma hasarında mekanik bir etkileşim bulunmayıp tamamen metalürjik bir reaksiyon söz konusudur . Kalıp çeliği ve alüminyum arasında meydana gelen intermetalik bileşikler eşitlik 8.4.'de belirtilmiştir. PVD kaplama, nitrasyon ve oksidasyon gibi yüzey işlemlerinin uygulanmadığı koşullarda yapışma hasarını azaltmanın tek yolu kalıp yüzey sıcaklığını düşürerek difüzyon mekanizmasını zorlaştırmaktır. Döküm sıcaklığının 10°C azaltılması intermetalik faz oluşumunu zorlaştırarak yapışmayı %29 oranında azaltmaktadır.[3] Yeni geliştirilen dubleks kaplamalar ise ergiyik metalle çelik arasında ısılatma açısı düşük ve 3000 Hv0.1 sertliğinde bir bariyer oluşturarak maça yada insört ömrünü 5 kata kadar artırabilmektedir.

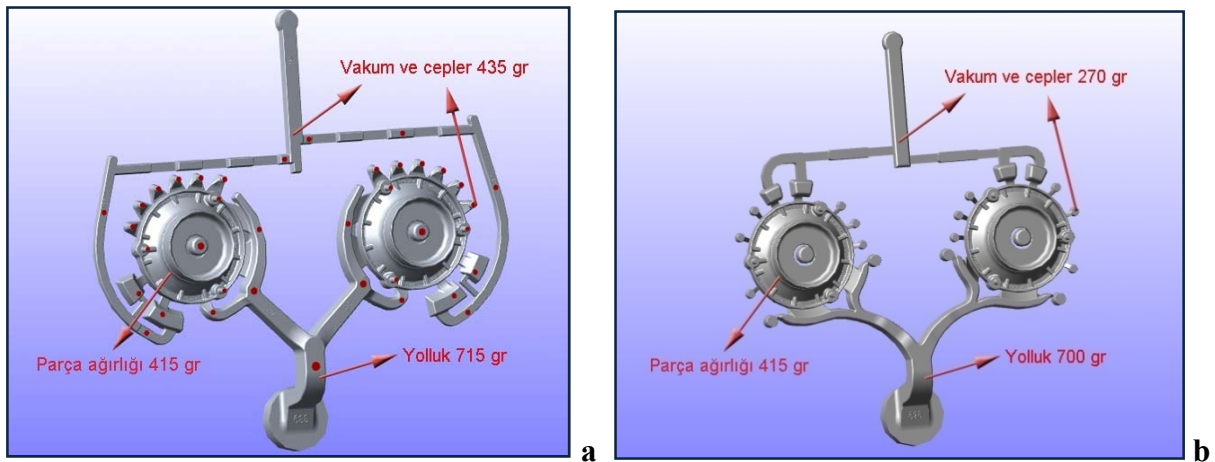
8.3 Optimizasyon Çalışması

Optimizasyon çalışması kapsamında eski tasarımla üretilen parça Magma Soft döküm simülasyon programı ile analiz edilmiş ve kalıp ömrünü sınırlandıran hasarlara etki eden olumsuz faktörleri azaltacak yeni bir tasarım oluşturulmuştur. Eski tasarımda üründe meydana gelen çekinti porozitesinin azaltılması için yeni tasarımda kalıbın orta göbek insörtlerinde yüksek tungsten içerikli Anviloy 1150 alaşımı kullanılmış H11 çeliğine göre 4 kat daha

yüksek ısı iletkenliğe sahip bu malzeme ile ürün katılaşması lokal olarak hızlandırılmıştır. Anviloy 1150 alaşımı sonrası elde edilen tasarım yine Magma Soft simülasyon programı ile analiz edilerek döküm parametrelerinde değişiklik yapılmış ve elde edilen değerlerin kalıp ömrünü sınırlandıran hasarlara etkisi ilerleyen kısımda başlıklar altında belirtilmiştir.

8.3.1 Yolluk Tasarımı ve Parça Gramajının Optimizasyonu

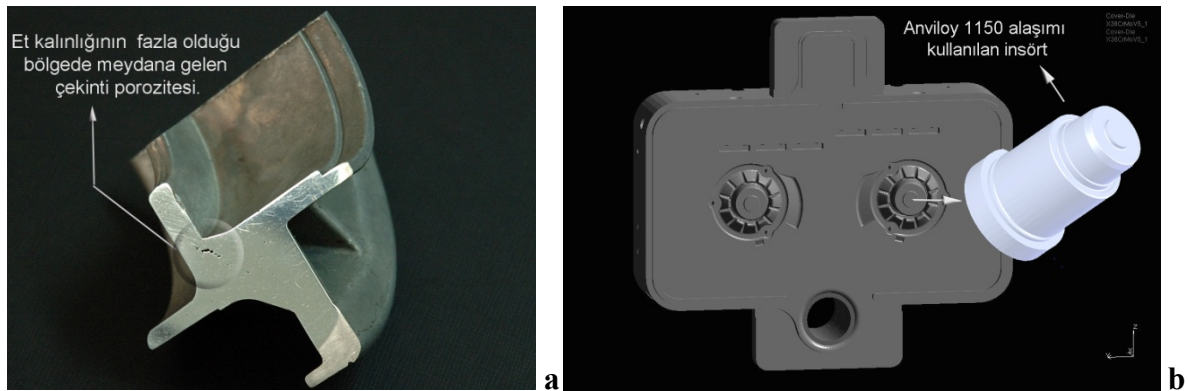
Yüksek basınçlı kalıp dökümde kalıba yapılan ısı girişı ve buna bağı kalıp yüzeyinin çıktığı maksimum sıcaklık sadece kalıba enjekte edilen ergiyik metal miktarı ve sıcaklığı ile değişim gösterir. Üründe meydana gelen gaz porozitesini azaltmak için konumlandırılan hava cepleri ve vakum sistemi gibi ekstra metal çekim bölgeleri kalıptan daha fazla ergiyik metalin geçmesine neden olarak kalıba yapılan ısı girişini artırırken aynı zamanda daha fazla katı partikül erozyonuna neden olmaktadır. Yeni tasarımda kalıbın yolluk sisteminde değişiklik yapılarak basınçlı yolluk sistemi kullanılmış ve türbülans yaratmayan bir geometri kullanılarak vakum bağlantı sisteminin ve hava ceplerinin gramajı azaltılmıştır. Kalıbın parçayı oluşturan kısımdan yani giriş kesitinden sonra geçen ergiyik alüminyum miktarının 165 gr yani %13.2 oranında azaltılması kalıba yapılan termal yüklemeyi ve katı partikül erozyonunu azalttığı gibi geri dönüştürülen alüminyum miktarını da %8.7 oranında azaltmıştır. Giriş kesitinden hemen önce yolluk bitim bölgelerinde şok emicilerin konumlandırılması hem yolluktaki havanın bu bölgede toparlanması sağlanmış hem de yolluğun tam dolması sırasında giriş kesitlerinde meydana gelen ani hız artışı azaltılarak sıvı çarpması erozyonunun etkisi azaltılmıştır.



Şekil 8.13 Eski tasarım (a) ve yeni tasarım (b).

8.3.2 Kalıp Termal Dengesinin Optimizasyonu

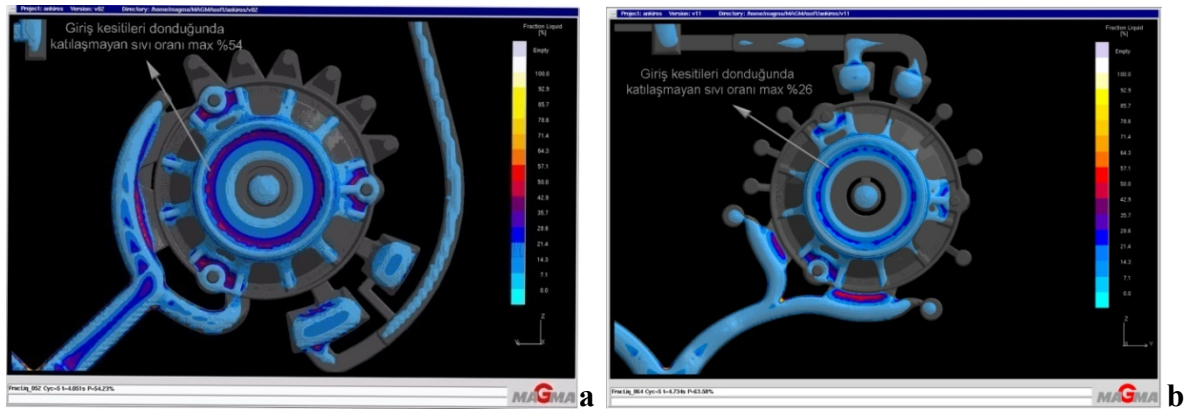
Yüksek basınçlı kalıp dökümde kalıp termal dengesi üretilen ürünün özellikleri ve kalıp ömrü açısından son derece büyük öneme sahiptir. Özellikle yüksek silisyum içerikli otomotiv parçalarının üretiminde termal dengesi iyi oluşturulamayan bir kalıp son derece kısa bir servis ömrü göstermektedir. Artan silisyum oranı ile daha kolay katılaşan ergiyik yolluk girişlerinin erken katılaşmaya neden olmaktadır. Yolluk girişinin parçadan daha erken katılaşması 3. fazın sıkıştırma etkisini ortadan kaldırmakta ve döküm basınçlı döküm değil kendi halinde katılaşan bir döküm izlenimi vermektedir ve dolayısı ile parçada çekinti porozitesine neden olmaktadır. Bu soruna dökümcülerin genel refleksi döküm sıcaklığını ve dolum hızını artırmak olmaktadır zira bugün bütün dökümcüler düşük poroziteli bir otomotiv parçasının ancak yüksek dolum hızıyla elde edilebileceğini iddia ederler. Örnek durum incelemesi yapılan kalıpta da sorun benzer bir yöntemle çözülmeye çalışılmış ve giriş kesitlerinde 90m/sn hızla döküm gerçekleştirilmiştir. Dolum hızının artırılması girişi kesitinin aşırı ısınmasına ve 3. faz etkisinin artmasına neden olarak poroziteyi azaltmakta ancak kalıp ömrünü sınırlandıran hasarları üstel olarak artırmaktadır. Şekil 8.14a’da eski tasarımla üretilen parçadaki çekinti porozitesi gözlenmektedir. Giriş kesitlerinin donduğu anda çekinti porozitesi meydana gelen bölgede %54 oranında sıvı faz bulunmakta dolayısı ile bu %54 sıvı faz basınç altında değil kendi halinde katılaşarak ilgili bölgede çekinti porozitesine neden olmaktadır (şekil 8.14a).



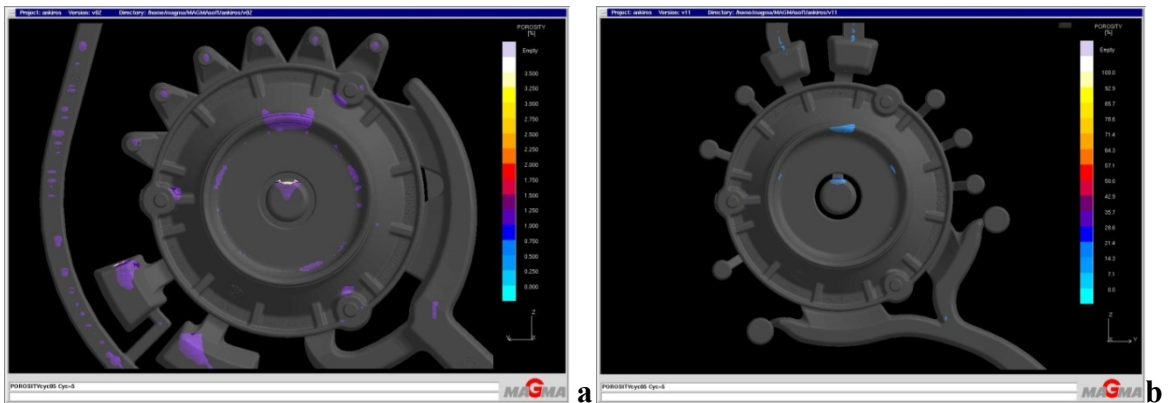
Şekil 8.14 Üründe çekinti porozitesinin meydana geldiği bölge (a), Anviloy 1150 alaşımının kullanıldığı insört (b).

Optimizasyon çalışması kapsamında kalıbın şekil 8.14b’de belirtilen bölgelerinde Anviloy 1150 alaşımı kullanılmıştır. Anviloy 1150 alaşımı %90 W içerikli bir alaşım olup termal iletkenlik katsayısı 128 W/(m.F)’dır aynı değer kalıp malzemesi olan H11 sıcak iş takım

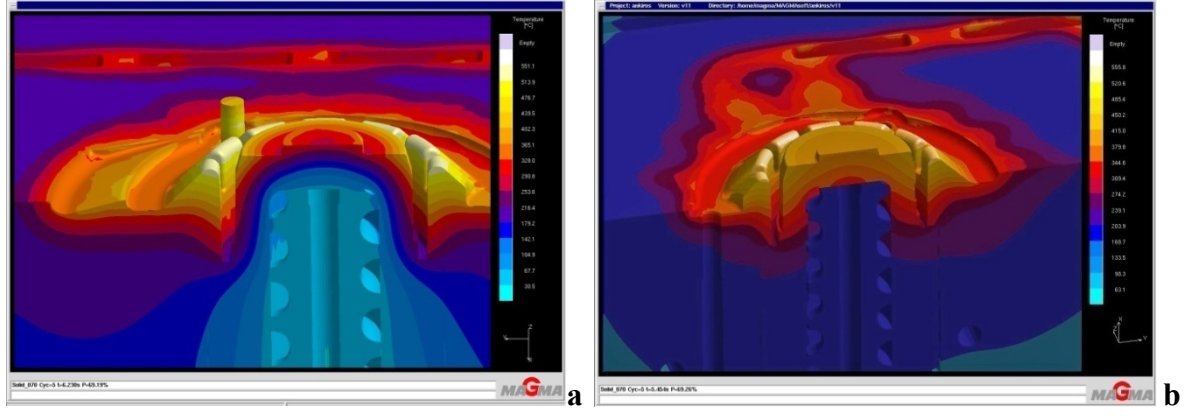
çeliği için 34.3 W/(m.F)'dir. Anviloy 1150 alaşımının H11'göre 3.7 kat daha yüksek ısı iletim katsayısına sahip olması çekinti yaşanan bölgenin hızlı katılaşmasına olanak sağlamıştır. Şekil 8.15'de ilk tasarımın ve Anviloy 1150 alaşımı kullanılan kalıbın katılaşma fotoğrafları görülmektedir. İlk tasarımda giriş kesit hızı 90 m/sn iken ve giriş kesitleri donduğunda üründe %54 sıvı faz bulunurken, yeni tasarımda 65 m/sn giriş hızı ile döküm simüle edilmiş ve giriş kesitleri donduğunda kalan sıvı miktarı %26 olduğu görülmüştür. Şekil 8.16'da eski ve yeni tasarımlar için meydana gelen çekinti porozitesi değerleri gözlenmektedir.



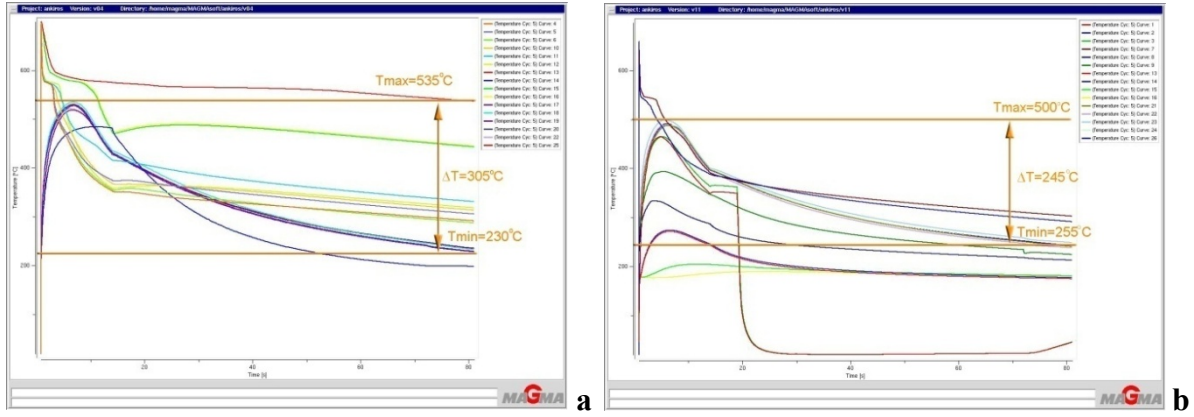
Şekil 8.15 Eski ve yeni tasarım için katılaşma sırasında giriş kesitlerinin donup 3. Faz etkisinin bittiği an. (a), ilk tasarım (b) Anviloy 1150 kullanılan ikinci tasarım.



Şekil 8.16 Eski (a) ve yeni (b) tasarım için çekinti porozitesi miktarı ve dağılımı.



Şekil 8.17 Eski (a) ve yeni (b) tasarım için döküm sırasında kalıp yüzeyinin çıktığı maksimum sıcaklık ve dağılımı.



Şekil 8.18 Eski (a) ve yeni (b) tasarım için her bir döküm çevrimi sırasında kalıp yüzeyinin termal değişimi ve meydana gelen ΔT sıcaklık farkı.

8.4 Değerlendirme

Optimizasyon çalışması sonrasında kalıpta yolluk tasarımı hava cepleri vakum bağlantısı döküm parametreleri ve kalıpta kullanılan malzemelerde toplam bir değişiklik yapılarak gerek kalıp ömrü gerek ürün kalitesi ve üretim maliyetlerinde bir iyileştirme amaçlanmıştır. Optimizasyon çalışması sonrasında hasar mekanizmalarında sağlanan iyileştirmeler aşağıda belirtilmiştir.

8.4.1 Isıl Yorulma Geriliminin Optimizasyon Sonrası Değişimi.

Birinci olarak yolluk tasarımı değiştirilmiş türbülans yaratmayan bir daha yumuşak hatlı ve yolluk boyunca basınç azalması nedeniyle kavitasyon yaratmayan bir tasarım dizayn edilmiştir. Böyle bir tasarım sonrasında 2.faz sırasında yollukta hava hapsolmesi minimuma

indirilmiş ve dolayısı ile hava cepleri ve vakum bağlantı sisteminde gramaj azaltımı mümkün olmuştur. Vakum bağlantısı ve hava ceplerine giden maden kalıbın parçayı oluşturan yani kalbın bizim için en önemli kısmından geçen ekstra maden miktarıdır ve bu değer yeni tasarımda %13,2 azaltılmıştır. Bu gramaj azaltımı ile kalıba yapılan termal yükleme azaltılmış ve yüzeyin döküm sırasında gördüğü maksimum sıcaklık yeni tasarımda eskisine göre 35°C daha az olmuştur (şekil 8.17-8.18). Anviloy 1150 alaşımının kullanılması ile parçada çekinti boşluğu oluşan bölgesi lokal olarak hızlı soğutulabildiği için kalıp minimum sıcaklığı aynı yüzey için 230°C'den 255°C'ye çıkarılmış ve ΔT değeri yeni tasarımda 305°C'den 245°C'ye çekilmiştir(Şekil 8.18). Buna bağlı olarak yeni tasarımda meydana gelen ısı yorulma gerilimi 930 MPa değerine çekilerek ısı yorulma çatlak oluşumu geciktirilmiştir (eşitlik 8.5).

$$\delta = \frac{8 \times 10^{-6} \times 2.5 \times 10^7}{1-0.3} \times 599 = 171,4 \text{ ksi} = 1181.7 \text{ MPa} \quad (\text{eski tasarım})$$

(8.5)

$$\delta = \frac{8 \times 10^{-6} \times 2.5 \times 10^7}{1-0.3} \times 473 = 171,4 \text{ ksi} = 930 \text{ MPa} \quad (\text{yeni tasarım})$$

8.4.2 Yapışma Oranının Optimizasyon Sonrası Değişimi

Önceki bölümde belirtildiği üzere yapışma kalıp çeliği ile alüminyum arasındaki kimyasal bir reaksiyon sonucu meydana gelmekte olup ilgili denklemler eşitlik 8.4'de verilmiştir. Z.W. Chen'in çalışmasında belirttiği üzere kalıp yüzey sıcaklığının 10°C azaltılması yapışmayı %29 oranında azaltmaktadır yeni tasarımda ise yüzey maksimum sıcaklığı Anviloy 1150 alaşımının kullanılması sonucunda 35°C azaltılmış ve dolayısı ile yapışma minimum %50 oranında azaltılmıştır.

8.4.3 Sıvı Çarpması Erozyonunun Optimizasyon Sonrası Değişimi

Bölüm 8.2.2'de sıvı çarpması erozyonunun dolum hızı ile doğru orantılı olarak değiştiği belirtilmişti. Yüksek basınçlı kalıp dökümde yüksek hızın sağladığı avantaj artan hız ve sürtünme sonrasında giriş kesitinin aşırı ısınmasına bağlı olarak 3. Faz sıkıştırma süresinin artması ve daha düşük poroziteli ürün elde edilmesiydi. Yeni tasarımda orta göbek maçalarında kullanılan Anviloy 1150 alaşımı lokal hızlı soğutma ile çekinti porozitesini minimize etmekte dolayısı ile 65m/sn hızla yapılan döküm parçanın katılaşması için yeterli 3. faz sıkıştırma süresini sağlamaktadır. Eski tasarımda 90m/sn giriş kesit hızıyla yapılan döküm

yeni tasarımda 65m/sn çekilmiş ve dolayısı ile meydana gelen sıvı çarpması gerilim değeri 1080 MPa'dan 870 MPa değerine düşmüş yani %27 oranında bir iyileştirme sağlanmıştır (eşitlik 7.6).

$$\begin{array}{ll}
 P_{avg} = pCV_i = 2700 \times 2500 \times 90 & P_{avg} = pCV_i = 2700 \times 2500 \times 65 \\
 P_{avg} = 607MPa & P_{avg} = 438MPa \\
 P_{max} = 2P_{avg} = 1215 MPa & P_{max} = 2P_{avg} = 877 MPa \\
 \text{(eski tasarım)} & \text{(yeni tasarım)}
 \end{array} \quad (8.6)$$

8.4.4 Katı Partikül Erozyonunun Optimizasyon Sonrası Değişimi

Yeni tasarımda kalıbın figür kısmından geçen ergiyik metal miktarının 165 gram azaltılması kalıptan her baskıda %13.6 daha az metal geçmesine neden olarak katı partikül erozyonunda eski tasarıma göre %13,6 azalma sağlamıştır. Dolum hızının %27 azaltılması da katı partikül erozyonunun azalmasına yardımcı olmuştur.

8.4.5 Üretim maliyetlerinin Optimizasyon Sonrası Değişimi

Üretim maliyetlerinde sağlanan en önemli iyileştirme yolluk, hava cebi ve vakum sistemi tasarımının optimizasyonu sonrası elde yeni tasarımın eski tasarıma göre 185 gr daha hafif olması olmuştur. Bu hafifleme kalıp ömrünü uzattığı gibi geri dönüştürülen alüminyum miktarını %8.7 oranında azaltarak üretim maliyetine doğrudan olumlu etkide bulunmuştur. Yeni tasarımda orta göbek insörtlerinde ısı iletkenliği çeliğin 3.7 katı olan Anviloy 1150 alaşımının kullanılması 20 sn olan spreyleme ve kurutma süresinin 15 sn'ye inmesine ve 3. Fazın ise 1 sn daha kısa uygulanmasına olanak sağlayarak 84 sn olan çevrim süresini 78 sn ye indirmiştir. Dolayısı ile optimizasyon sonrasında üretim kapasitesinde %7,14 lük bir artış sağlanmıştır.

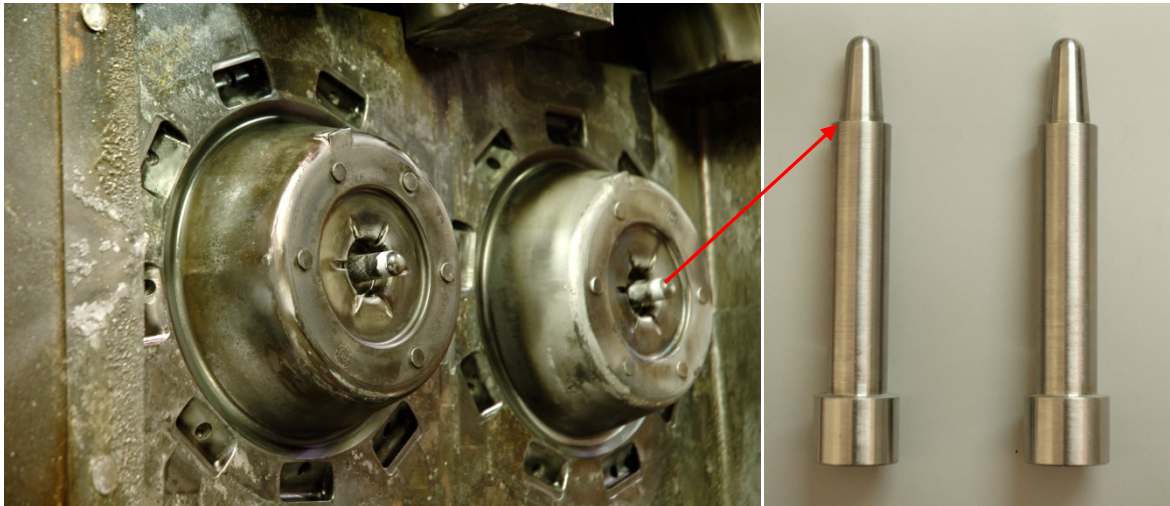
8.5 Ara Sonuç

Çalışma kapsamında yapılan optimizasyon çalışmasının sonrasında kalıp ömründe %45 lik bir artış öngörülmüştür. Geri dönüşüm miktarının %8,7 azaltılması ve üretim kapasitesinin % 7,14 artırılması ve kalıp ömrünün %45 uzatılması diğer işletme maliyetlerine oranlandığında optimizasyon sonrası birim ürün maliyetinde tahmini % 23'lük bir azalma sağlanacağı öngörülmüştür.

9 DENEYSEL ÇALIŞMA 2

İkinci deneysel çalışma kapsamında tır ve treylerlerin fren sisteminde kullanılan aratas (Brake Drum) parçasının yüksek basınçlı kalıp döküm yöntemiyle üretimini yapan kalıpta örnek durum incelmesi yapılmıştır. Isıl işlem, malzeme kalitesi ve yüzey işlemlerinin sıcak iş takım çeliği performansına etkisinin anlaşılabilmesi için kalıbın en çok aşınmaya maruz kalan dağıtıcı pimlerinde sırasıyla aşağıda belirtilen parametreler değiştirilerek sonuçları incelenmiştir.

- Aynı sıcak iş takım çeliği normu için üretim yönteminin etkisi (AISI 1.2367 ve AISI 1.2367 ESR malzemeler karşılaştırılmış)
- 1.2367 malzeme için östenitleme süresi ve soğutma hızının ısı yorulmaya etkisi.
- PVD dubleks kaplamaların erozyon ve ısı yorulma hasarına etkisi.



Şekil 9.1 Karşılaştırma yapılan dağıtıcı pimler ve kalıp üzerindeki konumları.



Şekil 9.2 Dağıtıcı pimlerin üretilen aratas parçasına verdiği form.

Kalıpta daha önceden kullanılan dağıtıcı pimler konvansiyonel yöntemle üretilmiş 1.2367 sıcak iş takım çeliğinden işlenip tuz banyosundan sertleştirilmekte ve ardından aşınmaya ve erozyona direnç sağlaması için nitrasyon işlemi uygulanarak kullanılmaktaydı. 10000 baskı sonrasında erozyon nedeniyle ölçü değişikliği meydana gelmekte ve pimler değiştirilmekteydi. Pimlerin üretim maliyeti yüksek olmamasına karşın, pimlerin değiştirilmesi için kalıbın prestan indirilip yerine yeni pimlerin takılması ve kalıbın yeniden merkezlenerek rejime girmesi toplamda 22 saatlik bir duruş süresine neden olmaktadır. Çalışmada pimlerin ömrünün uzatılarak pres duruş süresinin azaltılması ve dolayısı ile üretim kapasitenin artırılması hedeflenmiştir. İyileştirme çalışması kapsamında 4 varyasyon denenmiş değiştirilen parametreler ve elde edilen pim ömürleri çizelge 8.1’de belirtilmiştir.



Şekil 9.3 Erozyon hasarı sonrasında kullanılmaz hale gelen pimlerin görünümü.

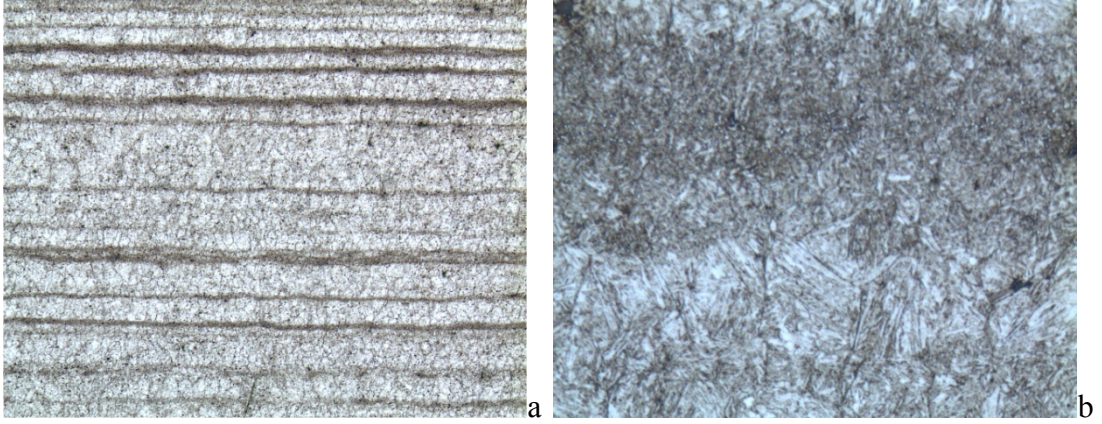
Çizelge 9.1 Dağıtıcı pimlerde değiştirilen üretim parametreleri ve ömür değişimi.

Numune No	1. Numune	2. Numune	3. Numune	4. Numune
Malzeme (AISI)	1.2367 konvansiyonel	1.2367 ESR	1.2367 ESR	1.2367 ESR
Isıl işlem ortamı	Tuz Banyosu	Schmetz 6 bar vakum fırını	Schmetz 6 bar vakum fırını	Schmetz 6 bar vakum fırını
Östenitleme sıcaklığı ve süresi	1040 °C 30 dk	1050 °C 50 dk	1040 °C 30 dk	1040 °C 30 dk
ASTM tane boyutu	7	6	8	8
Soğutma hızı (1000-300 °C)	25°C/dk	39°C/dk	129°C/dk	132°C/dk
Sertlik (HRC)	48	47.5	48	48.5
Nitrasyon	Evet	Evet	Evet	Evet
PVD Dueleks CrC kaplama	Hayır	Hayır	Hayır	Evet
Pim ömrü	10500 baskı	22000 baskı*	22000 baskı*	48000 baskı

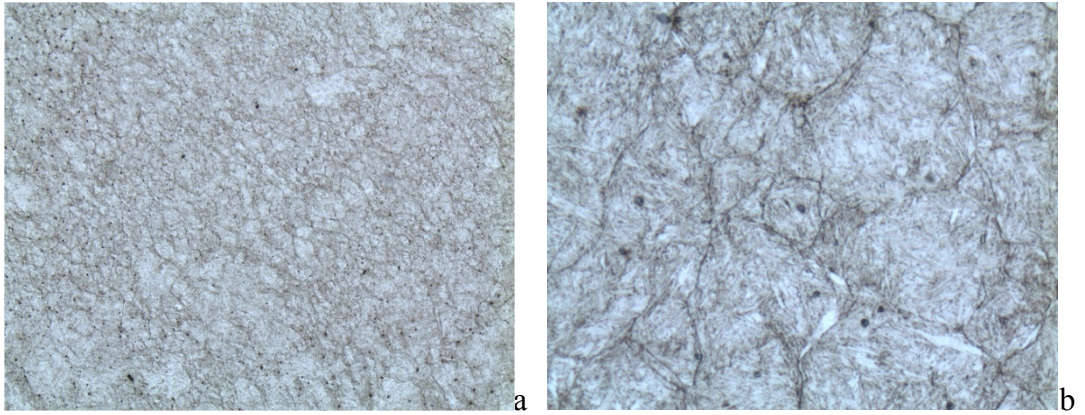
Farklı parametrelerle üretimleri gerçekleştirilen pimler ARPEK firmasında aynı şartlarda denenmiş ve elde edilen sonuçlar çizelge 9.1’de belirtilmiştir. Performans testine tabi tutulan pimlerin hepsi AISI 1.2367 çeliğinden imal edilmiş olup çeliğin kimyasal bileşimi çizelge 9.2’de belirtilmiştir. Maçaların sahip olduğu çelik ve ısıl işlem mikroyapılar sırasıyla şekil 9.4’beltilmiştir.

Çizelge 9.2 Dağıtıcı pimlerin imal edildiği AISI 1.2367 kodlu çeliğin kimyasal bileşimi.[1]

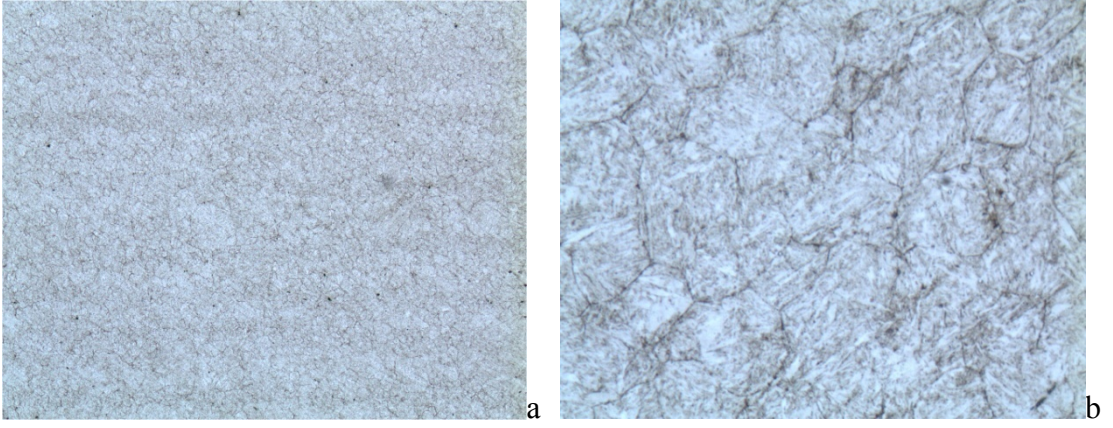
Norm AISI	Ağırlıkça Kimyasal Bileşim %							
	C	Mn	P	S	Si	Cr	V	Mo
1.2367	Min: 0.37	0,30	-	-	0,3	5,0	0,6	3,00



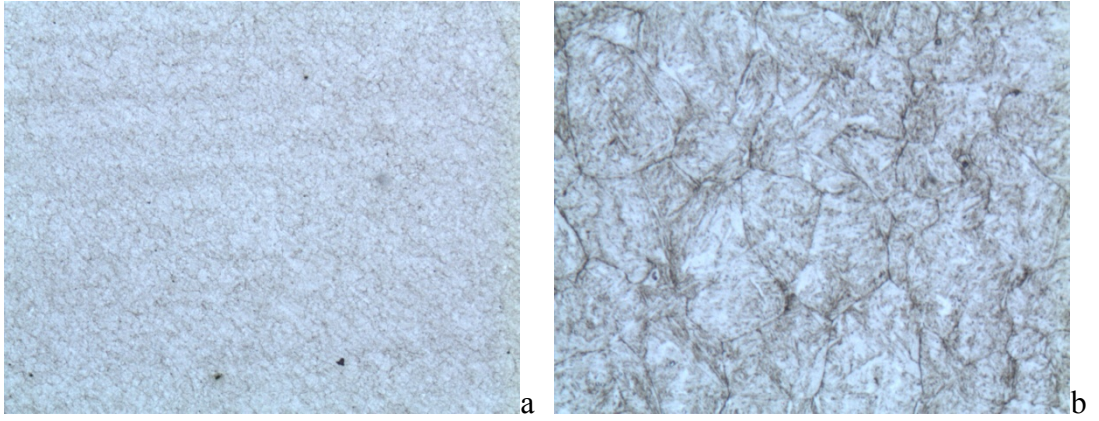
Şekil 9.4 1 nolu numuneye ait mikroyapı fotoğrafı.(a 50X b 500X dağlama nital 5)



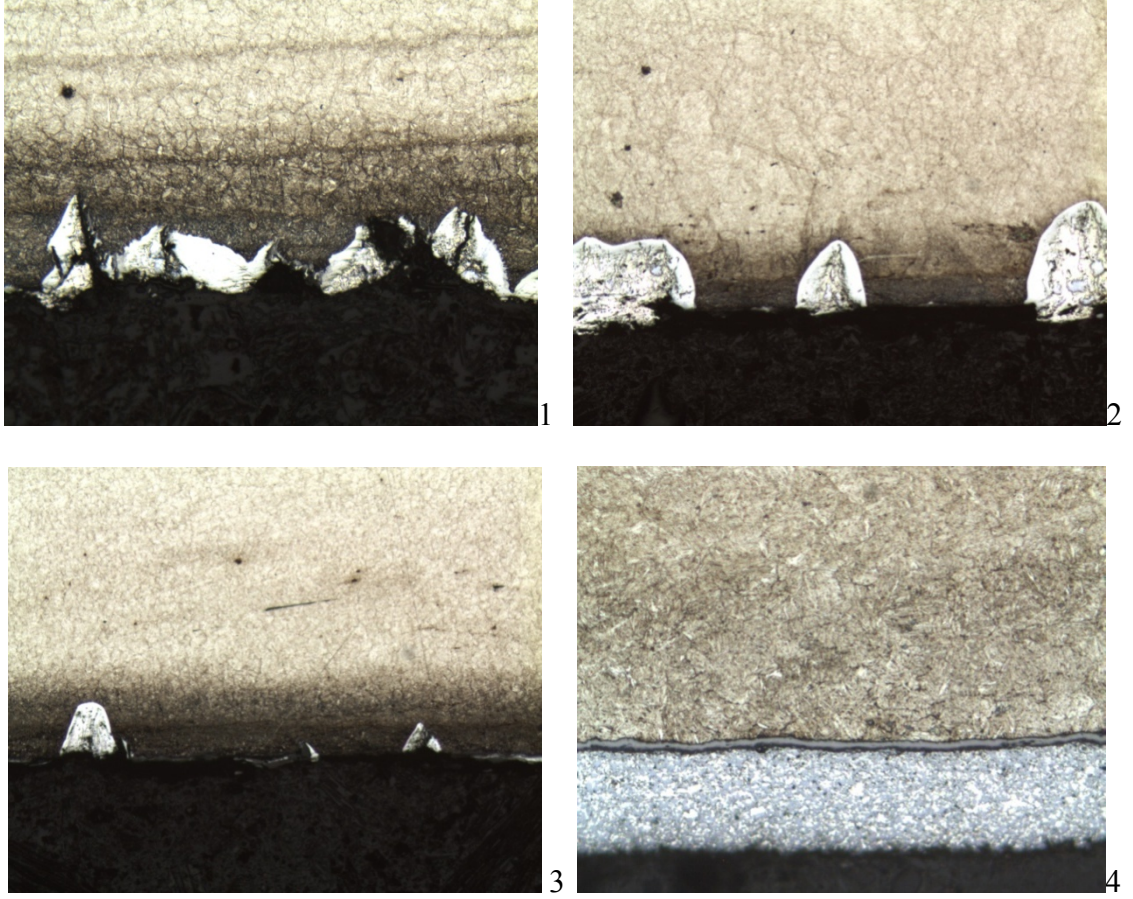
Şekil 9.5 2 nolu numuneye ait mikroyapı fotoğrafı.(a 50X b 500X dağlama nital 5)



Şekil 9.6 3 nolu numuneye ait mikroyapı fotoğrafı.(a 50X b 500X dağlama nital 5)



Şekil 9.7 4 nolu numuneye ait mikroyapı fotoğrafı.(a 50X b 500X dağlama nital 5)



Şekil 9.8 Sırasıyla 1 nolu numune 10500 baskı sonrası (50X), 2 ve 3 nolu numune 48000 baskı sonrası (50X) ve 4 nolu numune 48000 baskı sonrası (200X) erozyona uğrayan bölge kesitleri. (dağlama nital 5)

9.1 Sonuçların Değerlendirilmesi

Deneysel çalışma sonrasında elde edilen verileri deney numunesi bazında kıyaslayacak olursak en kötü performansı konvansiyonel 1.2367 malzemeden imal edilmiş pim göstermiştir. 1 nolu pimin imal edildiği çelik yoğun oranda mikrosegregasyon ve bantlaşma içeren bir çelik olup segregasyon bantlarının ısıl yorulmaya olumsuz etkisi şekil 9.9’da daha iyi anlaşılmaktadır. Şekil 9.9’da çatlak başlangıç noktalarına dikkat edilecek olursa çatlakların iki segregasyon bandı arasında konumlandığı fark edilecektir. 1. numunede ısıl işlemin tuz banyosunda yani düşük bir soğutma hızıyla gerçekleştirilmesi tane sınırı preötektit karbür çökmesini artırarak pimin daha hızlı bir şekilde aşınmasına neden olmuştur.



Şekil 9.9 1 nolu numuneye ait mikroyapı fotoğrafı.(50X dağlama nital 5)

2ve 3 numaralı numuneler aynı proses parametreleriyle aynı baskı sayısında test edilmiş olup 2 numaralı pimin daha uzun süre östenitlenmesiyle tane boyutunun ASTM 6'ya düşmesi ve soğutma hızının daha yavaş olmasından kaynaklı olarak aynı baskı adedinde 3 nolu pime göre daha fazla oranda ve daha derin ısıl yorulma çatlağı oluşmasına neden olmuştur. 1 nolu pime kıyasla ESR işlemi görmüş AISI 1.2367 malzemenin kullanılması ve ısıl işlemin vakum altında yapılması 2.2 katlık bir ömür artışı sağlamıştır. 4 numaralı numunede ise ısıl işlem ve malzeme şartları 3 nolu numuneyle aynı tutulmuş ancak 4 nolu numuneye dubleks CrC kaplama uygulanmıştır. 4 nolu numune ömrü tamamlanmadan 48000 baskıdan sonra presten inceleme amaçlı çıkarılmış olup daha fazla oranda baskı yapması mümkündür.

Çelik ve ısıl işlem kalitesinin iyileştirilmesiyle beraber Dubleks CrC kaplamanın uygulanması pim ömrünü 5 kat artırmıştır. Dubleks kaplamanın en önemli avantajı sahip olduğu yüksek sertlik ve stabiliteyle aşınmaması ve ergimiş alüminyumla reaksiyona girmemesi ve dolayısı ile pimin ergimiş metalle temasına izin vermemesidir. Dubleks kaplamalı pimin fiyatı 6 adet 1 nolu pimin fiyatına eşdeğer olsa da pres duruş süresini 5 kat daha az indirmesi 1 numaralı pimle kıyaslanamayacak bir avantaj sağlamıştır.

10 SONUÇ

Sıcak iş takım çeliklerinin servis sırasında gösterdikleri performans tek bir parametreye bağlı olmayıp ancak, çelik kalitesi, ısıtıl işlem parametreleri, uygulanan yüzey işlemleri ve kullanım şartlarının toplu bir şekilde optimizasyonu ile iyi bir performans sağlanabilmektedir. Örnek durum incelemesi yapılan kalıpta üretilen parçanın tasarımının hafifletilmesi, kalıp imalatında Anviloy 1150 alaşımının kullanılarak kalıp termal dengesinin iyileştirilmesi ve buna bağlı olarak döküm parametrelerinin yeniden düzenlenmesi ile kalıp ömründe %45 lik artış öngörülmüştür. İkinci deneysel çalışmada ise yüksek basınçlı kalıp döküm dağıtıcı pimlerinde çelik kalitesinin ısıtıl işlem parametrelerinin ve yeni teknolojik yüzey işlemlerinin etkisi incelenmiş ve 1.2367 ESR malzemeden imal edilip, vakum fırınında sertleştirilerek PVD Dupleks CrC kaplama işlemi gören maçada 5 kata kadar ömür artışı elde edilmiştir.

Örnek durum incelemesi yapılan kalıpta gerçekleştirilen optimizasyon çalışması ve dağıtıcı pimplere uygulanan yeni teknolojik işlemler şüphesiz kalıp ve takım imalatına ekstra maliyetler getirmektedir. Ancak yapılan iyileştirmelerin kalıp ve takım ömrü, üretim verimliliği ve birim ürün maliyetine etkisi incelendiğinde ilk etapta yapılan bu iyileştirmelerin birim ürün maliyetini çok daha fazla oranda düşürdüğü görülmektedir.

Deneysel kısımda yapılan iyileştirme çalışmalarının her ikisi de şu an hali hazırda üretimde çalışan kalıp ve parçalardır. Bu çalışmada hedeflenen arge ve teknolojik gelişim konusunda dışa bağımlı bir üretim tarzı benimseyen ülkemizde arge ve birim ürün maliyetinin öneminin anlaşılması ve bu konuda gerekli çabaların sarf edilmesidir.

KAYNAKLAR

- 1 ASM HANDBOOK VOLUME 1 “Properties and selection Irons steels and High Performance Alloys”
- 2 Böhler ürün kataloğu
- 3 Böhler ürün kataloğu
- 4 Chen , Z.W. (2005)“Formation and progression of die soldering during high pressure die casting”, Materials Science and Engineering A 397 356–369, New Zeland.
- 5 Chen, Z.W. U.M.Z. Jahedi, (1999) “Die erosion and its effect on soldering formation in high pressure die casting of aluminium alloys” Materials and Design 20. 303-309
- 6 Ebner, R., Marsoner, S., Siller, I. , Ecker, W. (2006) “Thermal Fatigue Behaviour of Hot Work Tool Steels-Heat Check Nucleation and Growth” Materials Center Leoben Forschung GmbH, Leoben, AUSTRIA
- 7 Ford AMTD dc-2010 standardı (2005)
- 8 GM DC 9999-1
- 9 Guy Brada ” Effects of quench rate And İmpact Test Temperature On the toughness and microsturcture of H13” DCE May 2002
- 10 İnteco ESR plant catalogue
- 11 İpsen Ürün kataloğu (2005) issue no:1
- 12 Joshi, V. A. Srivastava, R. Shivpuri, (2004) “Intermetallic formation and its relation to interface mass loss and tribology in die casting dies” ,Wear 256 1232–1235, Colombus
- 13 NADCA 207#2006 şartnamesi
- 14 Peris,R.G. (2007) “Effects of extrusion conditions on die pick up formed during extrusion of aluminium alloy aa6060” Aut Univercity Auckland
- 15 Uddeholm Vidar Superior ürün kataloğu
- 16 Vinarcik, E. J. , (2003) “High integrity die casting process” John Wiley & Sons Inc., New York.
- 17 Wang, Y., (1999)“Effects Of Die Geometry and Hard Coatings on Heat Checking and Soldering of Die Casting Dies”, General Motors Corp. DCE magazine, Cleveland T99-115.
- 18 Zhu, Y., (2007) “Factors That Affect Die Casting Die” 111. Metal CastingCongress Houston, Texas.
- 19 Shankar, S. and D. Apelian, (2002) “Mechanism and Preventive Measures for Die Soldering during Al Casting in a Ferrous Mold” JOM August 47-54.

Özgeçmiş

ÖZGEÇMİŞ

Doğum tarihi 25.04.1981

Doğum yeri Bilecik

Lise 1992-1999

Eskişehir Anadolu Lisesi

Lisans 1999-2004

Yıldız Teknik Üniversitesi Kimya Metalurji Fakültesi
Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü

Yüksek Lisans 2005-2008

Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalürji ve Malzeme Müh. Anabilim Dalı, Malzeme
Malzeme

Programı

Çalıştığı kurumlar

2004-2008

Tamçelik Isıl İşlem ve San. Tic .A.Ş.