

**ÇELİK VE KOMPOZİT MALZEMELERDEN ÜRETİLEN
KARDAN MİLLERİNDE MEKANİK VE MALZEME ÖMÜR
VERİMLİLİĞİNİN ARTIRILMASI**

Yük. Müh. Mehmet Emin TAŞDELEN

**Doktora Tezi
Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı
Prof. Dr. Mehmet Halidun KELEŞTEMUR
EKİM – 2014**

**T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ÇELİK VE KOMPOZİT MALZEMELERDEN ÜRETİLEN KARDAN MİLLERİNDE
MEKANİK VE MALZEME ÖMÜR VERİMLİLİĞİNİN ARTIRILMASI**

DOKTORA TEZİ

**Yük. Müh. Mehmet Emin TAŞDELEN
(08230204)**

**Anabilim Dalı: Metalurji ve Malzeme Mühendisliği
Programı: Malzeme**

Danışman: Prof. Dr. Mehmet Halidun KELEŞTEMUR

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 19 Ağustos 2014

EKİM – 2014

**T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ÇELİK VE KOMPOZİT MALZEMELERDEN ÜRETİLEN KARDAN MİLLERİNDE
MEKANİK VE MALZEME ÖMÜR VERİMLİLİĞİNİN ARTIRILMASI**

DOKTORA TEZİ

**Yük. Müh. Mehmet Emin TAŞDELEN
(08230204)**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 19 Ağustos 2014
Tezin Savunulduğu Tarih: 13 Ekim 2014**

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Mehmet Halidun KELESTEMUR

Diğer Jüri Üyeleri: Prof. Dr. Mustafa AKSOY

Doç. Dr. Cihan ÖZEL

Prof. Dr. Ahmet HASÇALIK

Doç. Dr. Fehmi NAİR

EKİM – 2014

ÖNSÖZ

Bu tez çalışmasında; güç aktarma elemanı olarak yaygın bir kullanım alanı bulunan millerin yorulma ömürlerinin artırılması ve alternatif malzemeler ile üretilmesi araştırılmıştır. Çalışmalar hem deneysel hem de sonlu elemanlar analizleri şeklinde gerçekleştirilmiştir.

Çalışmanın planlanması ve yürütülmesi sırasında destekleri ve yol göstericiliği ile danışmanlığımı yürüten hocam Sayın Prof. Dr. M. Halidun KELEŞTEMUR'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Deney çalışmalarının büyük bir kısmının gerçekleştirildiği Aksan Kardan Ltd. Şti.'nin imkânlarını bize sunan, firma sahibi Sayın Ali Fuat ERDOĞAN ve üretim sonumlusu Sayın Muharrem OĞUZ'a teşekkürlerimi sunarım.

00668-STZ-2010-2 kodlu proje ile çalışmalarımıza maddi destek sağlayan Bilim, Sanayi ve Teknoloji Bakanlığı'na teşekkürlerimi sunarım.

Ayrıca sevgili eşim Uzm. Dr. Bedia İNCE TAŞDELEN'e gösterdiği sabır ve anlayış için; doktora eğitimim sırasında aramıza katılan sevgili oğlum Ahmet Kerem'e ve sevgili kızım Zehra'ya hayatıma kattıkları mutluluk için; doğumumdan bugüne kadar maddi ve manevi destekleriyle varlıklarını hep arkamda hissettiğim anne ve babama emekleri için sonsuz saygı ve teşekkürlerimi sunarım.

Mehmet Emin TAŞDELEN
Elazığ – 2014

İÇİNDEKİLER LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ.....	II
İÇİNDEKİLER LİSTESİ	III
ÖZET	VI
SUMMARY	VII
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	VIII
TABLolar LİSTESİ	XVI
SEMBOLLER LİSTESİ.....	XVIII
1. BÖLÜM: GİRİŞ	1
1.1. Amaç ve Kapsam.....	1
1.2. Tezin Yazılış Düzeni	4
1.3. Şaft veya Mil	5
2. BÖLÜM: ÇELİK ŞAFTLAR	6
2.1. Genel Bilgiler ve Literatür Özeti	6
2.1.1. Katı Hal Faz Dönüşümleri.....	8
2.1.1.1. Ötektoid Altı Çeliklerde Görülebilen Fazlar	9
2.1.2. Isıl işlem	12
2.1.3. Duel Faz Çelikler.....	14
2.1.4. Tane İnceltme Yöntemleri ve Uygulamalar	16
2.1.4.1. Şiddetli Plastik Deformasyon ile Tane İnceltme Yöntemleri.....	17
2.1.4.2. İleri Thermo-mekanik İşlemler ile Tane İnceltme Yöntemleri	19
2.1.4.3. Isıl İşlem İle Tane İnceltme.....	21
2.1.5. Tane İnceltme Yöntemlerinin Değerlendirilmesi	22
2.1.6. Şaft ve Millerde Burulma	23
2.1.6.1. Alanın Kutupsal İkinci Momenti (Polar Atalet Momenti)	25
2.1.7. Kritik Devir Sayısı.....	26
2.1.8. Millerde Yorulma	27
2.1.8.1. Yorulma Nedir?.....	27
2.1.8.2. Yorulmada Bazı Terimler.....	28
2.1.8.3. Yorulma Eğrileri.....	29
2.1.8.4. Millerde Yorulma	30
2.1.9. Türkiye’de Kardan Mili Üretimi	33
2.2. Malzeme ve Metod	34

2.2.1.	Yöntem	38
2.2.1.1.	Tane İnceltme Çalışmaları.....	38
2.2.1.2.	Çoklu Faz Çalışmaları	39
2.3.	Sonuçlar ve Tartışma	45
2.3.1.	Tane İnceltme Çalışmaları.....	45
2.3.2.	Çoklu Faz Mikroyapı Çalışmaları	45
2.3.2.1.	İzotermal Dönüşüm Süresinin Dönüşüm Ürünü Üzerindeki Etkisi	47
2.3.2.2.	Şaftlara Uygulanan Isıl İşlemler.....	57
2.4.	Genel Sonuçlar	82
3.	BÖLÜM: ÇELİK ŞAFTLARDA HASAR ANALİZİ ve SONLU ELEMANLAR ÇALIŞMALARI	85
3.1.	Giriş.....	85
3.2.	Malzeme ve Metot.....	86
3.2.1.	Çatallı Mil.....	86
3.2.2.	H-Çatal (mafsal)	87
3.2.3.	İstavroz	87
3.2.4.	Malzeme	88
3.3.	Sonlu Eleman Modellemesi.....	92
3.3.1.	Sonlu Elemanlar Modellemesinde Kullanılan Eleman Tipleri.....	93
3.3.2.	Sonlu Elemanlar Analizi.....	95
3.3.3.	Düz Millerin Sonlu Eleman Modeli ve Hasar Mekanizması.....	98
3.4.	Kırılmış Bazı Millerde Hasar Analiz Çalışmaları	100
3.4.1.	Değerlendirme	107
3.5.	Genel Sonuçlar	110
4.	BÖLÜM: KOMPOZİT ŞAFTLAR ve FE MODELLEMESİ	112
4.1.	Giriş	112
4.1.1.	Kompozit Malzemeler	113
4.1.2.	Matris Malzemeleri	116
4.1.2.1.	Metal Matris Malzemeleri	116
4.1.2.2.	Seramik Matris Malzemeleri	116
4.1.2.3.	Polimer Matris Malzemeleri.....	117
4.1.3.	Kompozit Malzemelerde Takviye Amaçlı Kullanılan Başlıca Elyaf.....	120
4.1.4.	Kompozit Malzemelerin Üretimi	125
4.1.4.1.	Vakum Torbalama Yöntemi.....	126
4.1.4.2.	VARTM (Vacuum Assisted Resin Transfer Molding)	127

4.1.4.3. Filament Sarma Yöntemi.....	128
4.1.5. Kompozit Malzeme Üretiminde Kullanılan Tekstil Ürünleri.....	129
4.1.5.1. Saç Örgüsü Kumaşlar (Eng.: Braided Fabric).....	130
4.2. Kompozit Şaftlar ve Literatür Özeti	132
4.3. Malzeme ve Metod	136
4.3.1. Vakum Torbalama Yöntemi ile Üretim.....	139
4.3.2. VARTM Yöntemi İle Üretim	142
4.3.3. Deney Numunelerinin Hazırlanışı	147
4.3.4. Deneyin Yapılışı	149
4.4. Sonuçlar ve Tartışma	152
4.4.1. Vakum Torbalama Yöntemi ile Üretilen Numunelerin Sonuçları.....	153
4.4.2. VARTM Yöntemi ile Üretilen Numunelerin Sonuçları	156
4.4.3. Deneysel Çalışma Genel Sonuçlar	159
4.5. Kompozit Şaftların Sonlu Elemanlar Modellemesi ve Analizi	163
4.5.1. Geometrik Model.....	163
4.5.2. Sınır Şartları.....	163
4.5.3. Yaklaşım.....	164
4.5.4. Sonlu Elemanlar Analizinin Sonuçları ve Değerlendirme	168
4.6. Genel Sonuçlar	171
5. BÖLÜM: ÖNERİLER ve İLERİ ÇALIŞMALAR	172
KAYNAKLAR.....	174
ÖZGEÇMİŞ.....	181

ÖZET

Bu çalışmada temel olarak daha uzun bir servis ömrüne, yüksek mekanik ve malzeme özelliklerine sahip şaftların üretilmesi amaçlanmıştır. Bu kapsamda; piyasada yaygın kullanılan mevcut çelik şaftlarda ısıtılma yolu ile iyileştirmeler yapılmış, hasar analiz çalışmaları yürütülmüş ve ayrıca yeni gelişmekte olan kompozit şaftlar için tasarım ve üretim çalışmaları gerçekleştirilmiştir.

Çelik şaftların üretiminde yaygın olarak kullanılan AISI 4140 ve 4340 malzemeleri dikkate alınarak bu malzemelerde çoklu faz eldesi sağlayacak ısıtılma süreçleri araştırılmış, elde edilen yapılara ait mikroyapı ve mekanik özellikler belirlenmiştir. Özellikle daha uzun yorulma ömrü ve daha az ısıtılma kusurlu şaftların elde edilmesi açısından üretim süreçleri optimize edilmeye çalışılmıştır. Elde edilen sonuçlar, daha kusursuz mikroyapı ve üç kat daha yüksek yorulma ömrüne sahip şaft üretiminin gerçekleştiğini göstermiştir.

Çelik şaftlara alternatif olabilecek polimer esaslı kompozit şaftların üretilmesi için iki farklı yöntem ile üretim yapılarak sonuçlar karşılaştırılmıştır. VARTM yöntemi ile üretimin, vakum torbalama yöntemine kıyasla daha iyi sonuçlar verdiği görülmüştür. Ayrıca hibrit şaft tasarımı yapılarak fiyat/performans oranı yüksek şaftların üretilebileceği gösterilmiştir.

Bununla birlikte hem çelik şaftlar hem de kompozit şaftlar için yapılan çalışmalar sonlu elemanlar yöntemi ile desteklenmiş, oluşturulan modellerin deneysel veriler ile uyumu araştırılmıştır.

Anahtar Sözcükler: Kardan Mili, Dönel Faz, Çoklu Faz, Tane İnceltme, Kompozit Şaft, VARTM, Burulmalı Yorulma, Sonlu Elemanlar Metodu

SUMMARY

Increasing Efficiency of the Mechanical Properties and Materials Life of the Cardan Shafts Manufactured from Steel and Composite Materials

It is aimed to produce cardan shafts with better mechanical properties and longer service life. Some improvements have been investigated by using different heat treatments on the steel shafts, and failure analysis studies have been done within this scope. Additionally, some studies on designing and manufacturing of composite shaft, which is a recent promising machine element, have been carried out.

A new heat treatment procedure has been investigated by considering AISI 4140 and AISI 4340 steels, which are widely used material for ordinary shafts, to obtain multiphases in the microstructure of shafts. Additionally, the microstructure and mechanical properties of the materials which is obtained by the new heat treatment are determined. The production processes have been tried to be optimized for obtaining the shafts with longer fatigue life and less heat treatment defects. Results with the new heat treatment show that it is possible to obtain much more flawless structure and, therefore longer fatigue life which can be up to three times of an ordinary shaft life.

As an alternative to the steel shafts, composite shafts have been designed and fabricated by using two different manufacturing methods, and the results have been compared. Shafts manufactured by using VARTM method give better results compared to the ones manufactured by using vacuum bagging method. Additionally, it has been shown that hybrid composite shaft can provide high price/performance ratio.

Furthermore, Finite Element Method (FEM) studies have been carried out for modeling and simulating the behaviour of metallic and composite shafts, and the results are compared with the experimental data.

Keywords: Cardan shaft, Dual phase, Multi Phase, Grain Refining, Composite shaft, VARTM, Torsional fatigue, Finite Element Method.

ŞEKİLLER LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Şekil 2. 1. Çift kardan mafsallı kavrama 3-Boyutlu modeli.....	6
Şekil 2. 2. Kaba ve ince perlitin şematik görünüşü	10
Şekil 2. 3. Üst ve alt beynit yapısının şematik görünüşü	11
Şekil 2. 4. AISI 4140 çeliğinde martenzit yapısının ışık mikroskobu ile görünüşü.....	12
Şekil 2. 5. Fe-Fe ₃ C denge diyagramı.....	13
Şekil 2. 6. AISI 4140 çeliğine ait ZSD (TTT) diyagramı	14
Şekil 2. 7. Deformasyon içeren tane inceltme yöntemleri	17
Şekil 2. 8. ECAP yönteminin şematik görünüşü	18
Şekil 2. 9. ARB işlemi şematik görünüşü	18
Şekil 2. 10. HPT Yöntemi şematik görünüş.....	19
Şekil 2. 11. Burulma halinin şematik görünüşü	23
Şekil 2. 12. Boy ve yarıçap ile ilişkili Φ ve γ açıları.....	24
Şekil 2. 13. R yarıçaplı bir mil üzerindeki r yarıçapı	25
Şekil 2. 14. Milin kendi ağırlığından kaynaklanan sehim.....	26
Şekil 2. 15. Çatlak oluşumu ve ilerlemesini gösteren yorulma hasarı.	28
Şekil 2. 16. Gerilme-zaman grafiği.	29
Şekil 2. 17. Demir ve demir dışı metallere ait tipik S-N eğrisi	30
Şekil 2. 18. Tek yönlü eğme yorulması.....	31
Şekil 2. 19. Zıt yönlü eğilme yorulması	31
Şekil 2. 20. Dönel eğilme yorulması	32
Şekil 2. 21. Milin dönme eksenine ile $\approx 45^\circ$ 'lik açı yapan kırılma yüzeyi.....	32
Şekil 2. 22. Elektrikli fırın.....	35
Şekil 2. 23. Tuz banyolu fırın.....	36
Şekil 2. 24. Zımpara ve parlatma cihazı.....	36

Şekil 2. 25. Metal mikroskobu	37
Şekil 2. 26. Isıl işlem ünitesi genel görünüş.....	37
Şekil 2. 27. MTS marka burulma yorulması test cihazı	38
Şekil 2. 28. Isıl işlem deneylerinde kullanılan numuneler	40
Şekil 2. 29. ASTM E 23-02A standardına göre hazırlanan çentik darbe numuneleri	41
Şekil 2. 30. ASTM E 8M-04 standardına göre hazırlanan çekme numuneleri	41
Şekil 2. 31. 500 mm uzunluğundaki şaft numunesi	42
Şekil 2. 32. Isıl işlem sonrası numunelerin görünüşü	42
Şekil 2. 33. İndüksiyon ile yüzey sertleştirme cihazı	43
Şekil 2. 34. Yorulma testi yapılmakta olan şaft numunesi	43
Şekil 2. 35. Yorulma test cihazı kontrol ekranı	44
Şekil 2. 36. AISI 4140 çeliğinde çoklu faz yapısı (ferrit+beynit+martenzit).....	46
Şekil 2. 37. AISI 4140 çeliğinde çoklu faz yapısı	46
Şekil 2. 38. İzotermal dönüşüm sonrası havada soğutulan numunede dönüşüm süresi ile sertlik ilişkisi.....	48
Şekil 2. 39. İzotermal dönüşüm sonrası suda soğutulan numunede dönüşüm süresi ile sertlik ilişkisi.....	48
Şekil 2. 40. İzotermal dönüşüm sonrası yağda soğutulan numunede dönüşüm süresi ile sertlik ilişkisi.....	49
Şekil 2. 41. Farklı bir izotermal dönüşüm sıcaklığında dönüşüm süresi-sertlik ilişkisi.....	49
Şekil 2. 42. K ¹ tavlama sıcaklığında izotermal dönüşüm süresi-sertlik ilişkisi	50
Şekil 2. 43. K ² tavlama sıcaklığında izotermal dönüşüm süresi-sertlik ilişkisi	51
Şekil 2. 44. Östenitin karbon içeriğinin soğumaya bağlı olarak zamanla değişimi	52
Şekil 2. 45. İzotermal dönüşüm sonrası havada soğutulan numunenin sıfır altı soğutma ile sertlik değişimi	53
Şekil 2. 46. İzotermal dönüşüm sonrası suda soğutulan numunenin sıfır altı soğutma ile sertlik değişimi	54

Şekil 2. 47. Sıfır altı soğutma işlemi öncesi (a) ve sonrasında (b) S1 kodlu ısıtıl işlem numunesinin mikroyapısı	54
Şekil 2. 48. Sıfır altı soğutma işlemi öncesi (a) ve sonrasında (b) S3 kodlu ısıtıl işlem numunesinin mikroyapısı	55
Şekil 2. 49. Isıl işlem sürecine göre şaftların ortalama burulma yorulması ömürleri	60
Şekil 2. 50. Kritik sıcaklıklar arası tavlama sonrası suda soğutulan AISI 4140 numunesinin mikroyapısı (50x)	61
Şekil 2. 51. Dual Faz mikroyapısı içerisinde yer alan fazların oranları	61
Şekil 2. 52. Yüzey sertleştirme işlemi sonrası şaft kesitinin bölgeleri.....	62
Şekil 2. 53. h1 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın çekirdek bölgesine ait mikroyapı görüntüsü	63
Şekil 2. 54. h1 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın çekirdek bölgesine ait mikroyapı görüntüsü	63
Şekil 2. 55. h1 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın çekirdek bölgesine ait mikroyapı görüntüsü	65
Şekil 2. 56. h1 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın indüksiyon ile sertleştirme sonrası kabuk bölgesine ait mikroyapı görüntüsü	65
Şekil 2. 57. h1 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın indüksiyon ile sertleştirme sonrası kabuk bölgesine ait mikroyapı görüntüsü	66
Şekil 2. 58. h1 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın geçiş bölgesine ait mikroyapısı.....	66
Şekil 2. 59. h1 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın geçiş bölgesine ait mikroyapısı.....	67
Şekil 2. 60. h1 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın kabuk-geçiş-çekirdek bölgesi mikroyapıları	67
Şekil 2. 61. h2 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın çekirdek bölgesine ait mikroyapısı	68
Şekil 2. 62. h2 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın çekirdek bölgesine ait mikroyapısı	68
Şekil 2. 63. h2 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın kabuk bölgesine ait mikroyapısı	69
Şekil 2. 64. h2 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın kabuk bölgesine ait mikroyapısı	70
Şekil 2. 65. h2 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şafta ait geçiş bölgesi mikroyapı görüntüsü.....	70
Şekil 2. 66. S4 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın çekirdek bölgesine ait mikroyapısı	72
Şekil 2. 67. S4 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın çekirdek bölgesine ait mikroyapısı	72

Şekil 2. 68. S4 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın geçiş bölgesi mikroyapısı (500x).....	73
Şekil 2. 69. S4 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın kabuk bölgesi mikroyapısı. (a:500x, b:1000x).....	73
Şekil 2. 70. Mm kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın çekirdek bölgesi mikroyapısı.	74
Şekil 2. 71. Mm kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın çekirdek bölgesi mikroyapısı. (1000x)	75
Şekil 2. 72. Mm kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın geçiş bölgesi mikroyapısı. (500x)	75
Şekil 2. 73. Mm kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın kabuk bölgesi mikroyapısı. (500x).....	76
Şekil 2. 74. Mm kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın kabuk bölgesi mikroyapısı	76
Şekil 2. 75. Östemperleme ısıtıl işlemi uygulanan şaftın çekirdek bölgesi mikroyapısı.....	77
Şekil 2. 76. Östemperleme ısıtıl işlemi uygulanan şaftın geçiş bölgesi mikroyapısı	77
Şekil 2. 77. Östemperleme ısıtıl işlemi uygulanan şaft numunesinin kabuk bölgesi mikroyapısı	78
Şekil 2. 78. Östemperleme ısıtıl işlemi uygulanan şaft numunesinin kabuk bölgesi mikroyapı görüntüsü; a) SEM, b) Işık mikroskobu	78
Şekil 2. 79. Isıl işlemlere göre şaft numunelerinin merkezden dış yüzeye doğru sertlik değişimi	79
Şekil 2. 80. Şaft numunelerinde çekirdek bölgesi çatlakları	80
Şekil 3. 1. Aksan Kardan şirketi tarafından üretilen kardan mili.	86
Şekil 3. 2. Çatallı mil.....	87
Şekil 3. 3. H-Çatal.....	87
Şekil 3. 4. a) Dövme işlemi ile üretilmiş istavroz gövdesi, b) İğneli kovan, c) istavroz	88
Şekil 3. 5. AISI 4140, 4340 ve 5140 çeliklerinin sertleşebilme derinliği	91
Şekil 3. 6. Tam model şaft montaj modelinde kontak ilişkileri	92
Şekil 3. 7. Tam model kardan milinin ağ yapısı.....	94
Şekil 3. 8. SOLID187 elemanının geometrik görünüşü ve düğüm noktaları	94
Şekil 3. 9. SOLID186 elemanının geometrik görünüşü ve düğüm noktaları	95
Şekil 3. 10. Milin çatal kısmında istavroz deliği etrafında oluşan gerilmelerin dağılımı ...	96

Şekil 3. 11. Çatalın uç kısmından hasara uğramış miller	96
Şekil 3. 12. Tam model kardan milinin 3 Boyutlu görünüşü ve sınır şartları	97
Şekil 3. 13. Yalın burulma halindeki milin 3 kN-m moment altındaki gerilme dağılımı ...	97
Şekil 3. 14. Deneysel çalışmalarda kullanılan düz mile ait model ve sınır şartları.....	98
Şekil 3. 15. 500 mm uzunluğundaki milde oluşan burulma gerilmeleri dağılımı	99
Şekil 3. 16. Milin dış diplerinde meydana gelen yüksek gerilmeler sonucu çatlak oluşumu	99
Şekil 3. 17. Milin boy kesitinde gerilme dağılımı	99
Şekil 3. 18. Beklenenden daha önce kırılan bir mile ait yan ve üstten görüntüler	100
Şekil 3. 19. Hasara uğramış beş farklı milden hasar bölgesi görüntüleri ve hasara yakın bölgelerden çıkartılmış metalografi numuneleri.....	101
Şekil 3. 20. Bir numaralı parçanın indüksiyon ile sertleştirilmiş bölgesinden alınan (a) makro, (b) mikro görüntü	102
Şekil 3. 21. Bir numaralı parçanın indüksiyon ile sertleştirilmiş bölgesinden alınan çatlak görüntüsü, b) Çatlak başlangıcına kaynaklık eden bir inklüzyon örneği.....	102
Şekil 3. 22. Burulmaya maruz silindirik bir parçada boyuna ve enine çatlak olması durumunda çatlak ilerlemesi.....	103
Şekil 3. 23. a) Bir numaralı milin hasar sonrası kırık kesitindeki görüntüsü b) Benzer bir durumun literatürdeki şematik görüntüsü	104
Şekil 3. 24. a) İki numaralı numunenin hasarlı bölgesindeki kırık görüntüsü b) Bir milde özellikle tekrarlanan burulma zorlaması etkisinde meydana gelen kırık görüntüsü	105
Şekil 3. 25. 1, 2 ve 3 numaralı numunelerin hasarlı bölgesindeki kırık görüntüsü.....	105
Şekil 3. 26. Su vermeden kaynaklanan değişik kırık örnekleri a) çekme b) basma.....	106
Şekil 3. 27. Dış dibinden başlayan çatlak sonrası hasara uğramış mil numuneleri.....	107
Şekil 3. 28. Dışsiz bölgeden hasara uğramış mil numuneleri	107
Şekil 3. 29. Millerin kırık yüzey görüntüsü.....	108
Şekil 3. 30. Kırık yüzeyinde yorulma çizgileri	108
Şekil 4. 1. Kompozit malzemelerin takviye elemanlarına göre sınıflandırılması	115

Şekil 4. 2. Polietilen'in polimerizasyonu	117
Şekil 4. 3. Polimerlerin sınıflandırılması ve örnekleri	118
Şekil 4. 4. Cam elyafı üretimi	121
Şekil 4. 5. Vakum torbalama yönteminin şematik görünüşü	126
Şekil 4. 6. VARTM Yöntemi şematik görünüşü	128
Şekil 4. 7. Filament sarma yöntemi şematik görünüş	129
Şekil 4. 8. İki eksenli saç örgüsü deseni (1x1 deseninde)	131
Şekil 4. 9. Saç örgüsü desen tipleri, a-Diamond, b-Regular, c-Hercules	131
Şekil 4. 10. Üç Eksenli (Triaxial) saç örgüsü yapının şematik görünüşü	131
Şekil 4. 11. Al borunun iç ve dış çap ölçüleri	137
Şekil 4. 12. Şaft üretiminde kullanılan Al borular	137
Şekil 4. 13. Şaft üretiminde kullanılan cam ve karbon lifler.....	138
Şekil 4. 14. Vakum torbalama yöntemi ile üretilen şaft numunesi	140
Şekil 4. 15. Soyma kâğıdına sarılmış numune	140
Şekil 4. 16. Vakum battaniyesine sarılmış numune (Vakum sonrası görünüş).....	140
Şekil 4. 17. Vakum torbasına sarılarak vakum altına alınmış numuneler	141
Şekil 4. 18. Açı tespiti için üretim esnasında numune üzerinden çekilen fotoğraf (cam elyaf).....	141
Şekil 4. 19. Açı tespiti için üretim esnasında numune üzerinden çekilen fotoğraf (karbon elyaf).....	141
Şekil 4. 20. Cam elyaf takviye elemanının, Al tüp üzerinde sahip olduğu açının tespiti..	142
Şekil 4. 21. İlk kat karbon elyaf takviye elemanının elyaf açısının tespiti.....	142
Şekil 4. 22. VARTM yöntemi için hazırlanmış şaft numuneleri.....	143
Şekil 4. 23. Vakumlanmış ortamda reçine beslemesi öncesi şaft numuneleri	143
Şekil 4. 24. Vakumlanmış ortamda reçine beslemesi öncesi şaft numuneleri	144
Şekil 4. 25. Vakumlanmış ortamda reçine beslemesi öncesi şaft numuneleri	144

Şekil 4. 26. Vakum altındaki numunelere reçine beslemesinin yapılması	145
Şekil 4. 27. Vakum altındaki numunelere reçine beslemesinin yapılması	145
Şekil 4. 28. Vakum altındaki numunelerde reçinenin ilerlemesi	146
Şekil 4. 29. Yaklaşık 50 cm sonrası reçinenin ilerleyememe problemi	146
Şekil 4. 30. Reçinenin ilerleyememesi sonucu üretim problemi	146
Şekil 4. 31. Paralel olarak yerleştirilmiş ve reçine dağıtımı için dağıtıcı kullanılmış VARTM modeli.....	147
Şekil 4. 32. VARTM ile üretilmiş numunelerin ham hali	147
Şekil 4. 33. Boy ayarlaması yapılmış şaft numuneleri	148
Şekil 4. 34. Tutucu uçların yapıştırıldığı, deneye hazır numuneler	149
Şekil 4. 35. Hibrit/kompozit numunelerin ölçüleri	149
Şekil 4. 36. MTS 215 burulma yorulma cihazı	150
Şekil 4. 37. Burulma makinesine bağlanmış hibrit/Al kompozit şaft numunesi	150
Şekil 4. 38. Burulma sonucu hasara uğramış hibrit/Al kompozit şaft numunesi	151
Şekil 4. 39. Burulma sonucu hasara uğramış numuneler	151
Şekil 4. 40. 4 kat cam elyaf tabakasının elyaf açısı ölçümü.....	152
Şekil 4. 41. $[C]_2[K]_2$ elyaf diziliminde, vakum torbalama yöntemi ile üretilen şafta ait tork- açı grafiği	153
Şekil 4. 42. $[K]_2[C]_2$ elyaf diziliminde, vakum torbalama yöntemi ile üretilen şafta ait tork- açı grafiği	154
Şekil 4. 43. $[C]_4$ elyaf diziliminde, vakum torbalama yöntemi ile üretilen şafta ait tork-açı grafiği.....	155
Şekil 4. 44. $[K]_4$ elyaf diziliminde, vakum torbalama yöntemi ile üretilen şafta ait tork-açı grafiği.....	156
Şekil 4. 45. $[C]_2[K]_2$ elyaf diziliminde, VARTM yöntemi ile üretilen şafta ait tork-açı grafiği.....	157
Şekil 4. 46. $[K]_2[C]_2$ elyaf diziliminde, VARTM yöntemi ile üretilen şafta ait tork-açı grafiği.....	157

Şekil 4. 47. [C] ₄ elyaf diziliminde, VARTM yöntemi ile üretilen şafta ait tork-açı grafiği	158
Şekil 4. 48. [K] ₄ elyaf diziliminde, VARTM yöntemi ile üretilen şafta ait tork-açı grafiği	158
Şekil 4. 49. Ortalama tork değerleri için VARTM ve vakum torbalama üretim yöntemlerinin kıyaslanması	159
Şekil 4. 50. Ortalama burulma açısı değerleri için VARTM ve vakum torbalama üretim yöntemlerinin kıyaslanması	160
Şekil 4. 51. SolidWorks programı ile oluşturulan 3-B katı model	163
Şekil 4. 52. FE modelinin burulma halindeki mesnet ve yük durumu	164
Şekil 4. 53. Al borunun çözüme dâhil olması ve olmaması durumlarının deneysel sonuç ile kıyaslanması	165
Şekil 4. 54. Sonlu eleman modeli üzerinde tanımlanmış koordinat sistemleri eksen takımları	166
Şekil 4. 55. Sonlu elemanlar modeli mesh yapısı	166
Şekil 4. 56. SHELL181 elemanının geometrik görünüşü ve düğüm noktaları	167
Şekil 4. 57. [K] ₄ elyaf dizilimindeki şaftların deneysel ortalamaları ile FE modelinin kıyaslanması	168
Şekil 4. 58. [C] ₂ [K] ₂ elyaf dizilimindeki şaftların deneysel ortalamaları ile FE modelinin kıyaslanması	169
Şekil 4. 59. [C] ₄ elyaf dizilimindeki şaftların deneysel ortalamaları ile FE modelinin kıyaslanması	169
Şekil 4. 60. [K] ₂ [C] ₂ elyaf dizilimindeki şaftların deneysel ortalamaları ile FE modelinin kıyaslanması	170

TABLÖLAR LİSTESİ

Sayfa No

Tablo 2. 1. Çalışmalarda kullanılan AISI 4140 çeliğinin standart değerleri ve kimyasal analizi.....	35
Tablo 2. 2. Çalışmalarda kullanılan AISI 4340 çeliğinin standart değerleri ve kimyasal analizi.....	35
Tablo 2. 3. AISI 4140 numunelerine uygulanan ısıt işlemler ve sertlik değerleri	47
Tablo 2. 4. AISI 4340 numunelerine uygulanan ısıt işlemler ve sertlik değerleri	50
Tablo 2. 5. AISI 4140 ve AISI 4340 numunelerinin farklı ısıt işlemler sonrası Charpy darbe deneyi sertlik sonuçları	57
Tablo 2. 6. AISI 4140 ve AISI 4340 numunelerinin farklı ısıt işlemler sonrası çekme deneyi sonuçları	57
Tablo 2. 7. Yorulma test sonuçları.....	59
Tablo 3. 1. AISI/SAE 4140 çeliğinin bazı özellikleri.....	89
Tablo 3. 2. AISI/SAE 4340 çeliğinin bazı özellikleri.....	90
Tablo 3. 3. AISI/SAE 5140 çeliğinin bazı özellikleri.....	90
Tablo 3. 4. AISI/SAE 8620 çeliğinin bazı özellikleri.....	91
Tablo 3. 5. Hasarlı millere ait kimyasal analiz sonucu	100
Tablo 3. 6. Servis şartlarında beklenenden daha önce hasara uğrayan beş farklı milin hasar analizi sonucu elde edilen bulguların özeti.....	109
Tablo 4. 1. Karbon elyaf sınıfları.....	123
Tablo 4. 2. Yaygın olarak kullanılan bazı elyafların karşılaştırılması	124
Tablo 4. 3. Üretilen hibrit/kompozit şaftlara ait konfigürasyon bilgileri.....	136
Tablo 4. 4. Al6063'ün alaşım elementleri miktarları.....	137
Tablo 4. 5. Al6063'e ait mekanik özellikler	137
Tablo 4. 6. Epoksi reçine ve sertleştiricisine ait yoğunluk ve viskozite değerleri.....	138
Tablo 4. 7. İstif düzenine göre elyaf açıları	152
Tablo 4. 8. E-camı ve çeşitli karbon elyaflar için bazı mekanik özellikler	161

Tablo 4. 9. Hibrit/Al kompozit şaft numunelerinin hasar açısı ve tork kapasitesi.....	162
Tablo 4. 10. Cam ve karbon elyaf destekli kompozit malzemelerin mekanik özellikleri	165
Tablo 4. 11. Sonlu elemanlar modelinin eleman ve düğüm sayıları.....	166

SEMBOLLER LİSTESİ

γ	: Östenit
α	: Ferrit
Fe_3C	: Sementit
$\alpha+\text{Fe}_3\text{C}$	: Perlit
R_{Fe}	: Demir atomunun yarıçapı
A_{c1}	: Isıtma sırasında perlitin östenite, soğutma sırasında ise östenitin perlite dönüşüm sıcaklığı ve bu sıcaklığı tarif eden çizgi.
A_{c3}	: Ötektoid altı çeliklerde ötektoid öncesi ferritin östenite dönüşümünün son bulunduğu sıcaklık ve bu sıcaklığı tarif eden çizgi
Φ	: Eş kanallı açısız preslemede kanallar arasındaki açı veya burulma durumundaki bir milin burulma açısı
$^{\circ}$	: Derece
$^{\circ}\text{C}$	: Santigrad
K	: Kelvin
G	: Rijitlik modülü
J	: Alanın kutupsal atalet momenti
R	: Yorulmaya etki eden en küçük gerilmenin, en büyük gerilmeye oranı
σ	: Gerilme değeri
$\%$	: Yüzde oran
C	: Karbon atomu
Mn	: Mangan atomu
P	: Fosfor atomu
S	: Kükürt atomu
Si	: Silisyum atomu
Cr	: Krom atomu
Ni	: Nikel atomu
Mo	: Molibden atomu
H	: Hidrojen atomu
N-m	: Newton-metre (burulma momenti)
m	: Metre

mm	: Milimetre
µm	: Mikro metre
Kg	: Kilogram
cm²	: Santimetre kare
cm³	: Santimetre küp
\$	: Dolar (para birimi)
E	: Elastisite modülü
v	: Poisson oranı
ρ	: Yoğunluk (özkül ağırlık)
[K]₄	: 4 kat karbon elyaf dizilimi
[C]₄	: 4 kat cam elyaf dizilimi
[K]₂[C]₂	: 2 kat karbon elyaf üzerine 2 kat cam elyaf dizilimi
[C]₂[K]₂	: 2 kat cam elyaf üzerine 2 kat karbon elyaf dizilimi

1. BÖLÜM: GİRİŞ

1.1. Amaç ve Kapsam

Metaller ve alaşımları başta olmak üzere mühendislik konstrüksiyon ve tasarımlarında yaygın uygulama bulan metal ve alaşımları gibi alışlagelmiş malzemeler, geçen yüzyılın başına kadar ihtiyaçlara cevap verebilecek niteliğe sahipken, artık aynı veya farklı uygulamalar için yeni ve özel malzemelerin geliştirilmesi her geçen gün önemini daha da artırmaktadır. Çok hızlı bir şekilde gelişen teknoloji ve bunun paralelinde daha iyi performansa sahip malzeme gereksinimi, alışlagelmiş malzemelerin dışında, ya bu malzemelerin geliştirilmesi ya da alternatif yeni malzemelerin üretimi ve bunların mühendislik alanlarında uygulamaya dönüştürülmesini zaruri kılmaktadır. Her iki durumda da mühendisliğin temel amacı olan ihtiyaçların ekonomik yollarla karşılanması ilkesi de rekabet açısından dikkate alınması gereken bir diğer önemli husustur.

Alışılmış malzemelerin daha iyi performans ile kullanılmaları yeni geliştirilen bazı metotlar ile mümkün olabilmektedir. Söz gelimi geleneksel usuller ile uygulanan bir ısıt işlemin daha kontrollü ve istenilen hassasiyette yapılabilme imkânları aynı malzemenin kullanım performansının gelişmesine yardımcı olabilmektedir. Bunun yanında, temel mühendislik malzemeleri sınıflandırılmasında yeni bir grup olan kompozit malzemeler günümüzde değişik teknolojik uygulamalarda alternatif malzeme olarak alışılmış malzemelerin yerini almaktadır.

Mühendislik malzemelerinin geliştirilmesinde itici kuvvetlerden birisi olan savunma sanayi ve buna bağlı olarak uzay ve havacılık ile ilgili çalışmalar, kompozit malzemelerin yüzlerce uygulama alanı içerisinde yer almasını sağlamıştır. Değişik üretim teknikleri ile üretilen ve çeşitli matris ve takviye elemanlarından oluşan kompozit malzemeler alışlagelmiş malzemelerin yerlerini almaya başlamıştır. Daha ekonomik elde edilebilme ve otomasyon yolu ile üretim metotlarının geliştirilmesi kompozit malzemelerin uygulama yerleri arasına otomotiv sanayini de dâhil etmeye başlamıştır.

Çalışmaya konu olan kardan milleri bir birine göre açısal veya konum farkı bulunan iki nokta arasında tork iletimi için kullanılan makine elemanlarıdır. Uygulamada birçok örneği bulunan bu basit yapının en sık karşılaşılan problemi yorulma sonucu milin hasara uğrayarak kullanılamaz hale gelmesidir. Bu durum hem tamir hem de işletme açısından

ekonomik kayıplar oluşturmaktadır. Ayrıca şaft kesitinin ve/veya ağırlığının belirleyici olduğu tasarımlarda belirli bir tork iletim kapasitesinin üzerine çıkılamaması mevcut üretim tekniklerinin eksik bir yönünü oluşturmaktadır. Bu tez çalışmasında temel olarak daha uzun bir servis ömrüne sahip olacak yüksek mekanik ve malzeme özelliklerine sahip millerin üretilmesi amaçlanmıştır.

Kardan mili ve bu mile bağlı olarak çalışan elemanlar sürekli tekrarlanan burulma (torsion) gerilmesi etkisi altında çalışırlar. Yorulma hasarı eksenel burulma ve dönmeye maruz şaftlarda öncelikli olarak görülen bir hasar türüdür. Milin maruz kaldığı yüklemenin büyüklüğü ve genliği arttıkça bu türden bir hasarla karşı karşıya kalma riski de o derece yüksek olmaktadır. Parçaların maruz kaldığı yükleme dikkate alınarak, üretilecek parçada mukavemetin en yüksek, bunun yanında en ekonomik ve güvenilir bir şekilde üretiminin yapılması rekabet açısından büyük önem arz etmektedir. Bu parçaların üretimlerinde amaca uygun malzeme seçimi, en iyi performansı gösterebilecek ısıtma işlemlerin belirlenmesi ve üretilen parçalara uygulanacak kalite kontrol denetimleri AR-GE çalışmaları ile belirlenmek durumundadır.

Bahse konu olan millerin binek otomobillerden ağır iş makinelerine, tarımdan madencilığe kadar geniş bir sahada kullanıldığı göz önünde tutulursa ne denli farklı yükleme durumlarının da mevcut olduğu anlaşılabilir. Tasarım yapılırken kabul edilen sınırların ne kadarının kullanıcı tarafından dikkate alınacağı ürünün ekonomik ömrü üzerinde belirleyici olmaktadır.

Servis şartlarında hasara uğrayan millerin hasar analizleri üzerine yapılan çalışmalar yorulma hasarının ağırlıklı olarak meydana geldiğini, ısıtma işlem hatalarının yoğunluklu olarak yorulma ömrünü azalttığını göstermiştir. Isıtma işlemi yanında gerilim artırıcı parametrelerin (inklüzyonlar, kademelendirmelerdeki sert geçişler, mil üzerindeki diş dipleri vs.) yorulma ömürleri üzerine etkileri de bu incelemelerde ön plana çıkan konular arasındadır.

Metalik malzemelere alternatif olarak kompozit malzemelerden de mil üretimi mümkündür. Fakat gelinen noktada her iki malzeme türü için halen optimum noktalara erişilebilmiş değildir. Mil üzerindeki gerilmelerin eşit olarak dağılmaması ve çeşitli bölgelerde gerilmelerin yoğunluk göstermesi de bu hasarın oluşmasında önemli bir etkidir. Gerilmelerin yoğunlaştığı bu bölgelerin daha iyi mekanik ve malzeme özellikleri ile geliştirilerek olası çatlak oluşumları ve bunların ilerlemelerinin önüne geçilmesi gerekir. Hali hazırda mevcut üretim yöntemleri ile üretilen millerin ömürleri oldukça kısa

olmaktadır. Bu da sık sık bahsedildiği şekilde ekonomik olarak kayıplar doğurmaktadır. Milin birim fiyatının göreceli olarak düşük bir değer olmasına rağmen hasara uğraması durumunda çalışmış olduğu ortamında tamir için gerekli işçilik masrafları ve arızalı makine/teçhizatın iş kaybı çok daha fazla ekonomik kayıplara sebebiyet vermektedir. Daha uzun ömürlü şaftların geliştirilerek bu kayıpların mümkün olduğunca azaltılması uzun vadede ekonomik kayıplar ve dolayısı ile kaynakların korunması adına büyük fayda sağlaması söz konusudur.

Miller üzerine yapılmış çalışmalarda millerin mikroyapılarının çekirdek kısmında beynitik veya temperlenmiş martenzit, yüzey kısmında ise martenzitik yapıda oldukları saptanmıştır [1]. Beynitik yapının elde edilmesi için östemperleme, temperlenmiş martenzit yapısının elde edilmesi için ıslah işlemi, yüzey sertleştirme için ise indüksiyon ile sertleştirme yaygın olarak kullanılan ısıtma işlem türleridir. Kardan mil uygulamalarında geleneksel malzeme olarak kullanılan AISI 4140, AISI 5140 ve AISI 4340 çeliklerinin daha modern ısıtma işlem şartlarında üretilmeleri ve alternatif farklı ısıtma işlem durumlarının önerilmesi özellikle yorulma ömrü ve mekanik verimlilik açısından bu malzemelerin değişik parametreler çerçevesinde incelenmesini ilginç kılmaktadır.

Bu çalışmada kardan millerinde kullanılan AISI 4140, 5140 ve 4340 alışlagelmiş malzemelerinden olan ve yaygın olarak kullanılan AISI 4140 çeliği için yeni ısıtma işlem teknikleri geliştirilerek üretilen millerin performanslarının daha da artırılması amaçlanmıştır. Bu malzemelerin mil olarak kullanılması durumunda, milin geçtiği ısıtma işlem hikâyesi çok kısa olarak önce ıslah işlemi (su verme ve meneviş) daha sonra indüksiyon ile yüzey sertleştirmeden ibarettir. Bu uygulama bu malzemelerde klasik hale gelmiş en bilinen ısıtma işlem metodudur. Bu ve benzeri ısıtma işlem uygulamalarında düşük sıcaklıklar için malzemenin kötü süneklik ve kötü tokluk özelliklerinin iyileştirilmesi aynı zamanda ısıtma işlem sırasında malzemedeki meydana gelen çarpılmaların giderilmesi yanında mevcut özelliklerin artırılması değişik ısıtma işlem arayışlarını ve küçük de olsa kompozisyonel değişimlerin denenmesini zorunlu kılmaktadır. Etkin bir ısıtma işlem yöntemi geliştirilerek tane boyunun küçültülmesi bu amaca ulaşmayı sağlayabilir. Yine metalik malzemeden üretilen şaftlar için istenilen bölgelerde istenilen derinlikte tesir etkisi olacak ısıtma işlem yöntemleri mekanik ve malzeme özellikleri açısından artış sağlayabilecektir.

Kardan milleri gibi tekrarlanan gerilmeler altında çalışan malzemelerde yaygın olarak rastlanan hasar türü yorulma hasarı olduğundan, geliştirilen veya tasarlanan bu malzemelerin yorulma davranışlarının ayrıntılı bir şekilde çalışılması gerekmektedir. Deneysel çalışmalar

ve deney numuneleri üretimi paralelinde deney numunelerinin katı modelleri üzerinden bilgisayar ortamında sonlu elemanlar programları vasıtasıyla modellenip deney simülasyonlarının yapılmasına da çalışılmıştır.

Yukarıda kısaca tanımlanan kardan şaftının temel özellikleri ve özetlenen literatür çalışmaları da göstermektedir ki, geleneksel çelik şaftlar ve yeni uygulamaya konulma aşamasındaki kompozit şaftlar üzerine bir çok çalışma yapılmış ve yapılmaktadır. Özellikle kompozit malzeme konusu endüstriyel platformda büyük önem taşımaktadır. Ancak bu konuda ülkemizde çalışma sayısının çok az olmasının yanında endüstriyel şaft uygulaması veya üretimi seviyesinde yok denecek şekildedir. Ulaşabildiğimiz kaynaklar ölçüsünde kompozit şaftların uygulamaları konusunda ülkemizde bir çalışmaya rastlanmamıştır.

Bu tez çalışması kapsamında özetle; mevcut çelik şaftlarda ısıtılma yolu ile hem tane inceltme hem de mikroyapı kompozisyonlarıyla iyileştirmeler yapılması amaçlanmıştır. Bununla birlikte uygulaması yeni olan kompozit şaftların üretim süreçlerinin belirlenmesi ve aynı zamanda farklı konfigürasyonların denenerek uygun bir hibrit/kompozit yapının elde edilmesi hedeflenmiştir.

1.2. Tezin Yazılış Düzeni

Tez esas olarak; amaç ve kapsamı açıklayan birinci bölüm, çelik şaftlar için uygulanan ısıtılma işlemleri ve elde edilen sonuçların incelendiği ikinci bölüm, çelik şaftlarda hasar analizi ve sonlu elemanlar modellerini içeren üçüncü bölüm, kompozit malzeme kullanılarak üretilen hibrit/kompozit millerin üretimi, test sonuçları ve sonlu elemanlar modellerini inceleyen dördüncü bölüm ve bu konuda çalışmak isteyenlere fikir vermesi bakımından bir takım önerileri içeren son bölüm olmak üzere beş bölümden oluşmaktadır. Her bölüm kendi içerisinde başlı başına bir tez düzeninde hazırlanmış olup, kendi literatür özetleri ve genel bilgileri ilgili kısımlarda sunulmuş, yapılan çalışmalar ile elde edilen sonuçlar ve değerlendirmeler de yine ilgili kısım içerisinde verilmiştir.

Birinci bölümde tezin amaç ve kapsamına değinildikten sonra, çelik malzemeler ile mil üretimini kapsayan ikinci bölümde hem tane inceltme ile hem de farklı mikroyapı kompozisyonlarıyla yorulma ömrünün artırılmasına yönelik çalışmalara yer verilmiştir. Yapılan detaylı literatür incelemesi ve deneysel çalışmalar neticesinde teze konu olan şekliyle ve elde olan işlem imkanlarıyla, bu ölçülerde mil üretimi için bilinen tane inceltme yöntemlerinin uygun olmadığı sonucuna varılarak metalik malzeme ile alakalı çalışmalar mikroyapı kompozisyonu üzerine yoğunlaştırılmıştır.

Çelik şaftlarda hasar analizi ve sonlu elemanlar modellemesini içeren üçüncü bölümde, servis şartlarında hasara uğramış farklı üreticilere ait şaftlar metalografik ve fraktografik çalışmalarla incelenerek hasarın olası sebepleri anlaşılmaya çalışılmıştır. Aynı zamanda çift kavramalı bir kardan milinin sonlu elemanlar yöntemi ile gerilme analizi yapılarak burulma durumunda mil üzerinde oluşan zorlanmalar ve bunların hasara etkileri incelenmiştir.

Kompozit malzemelerin mil üretimi için kullanımı ve dayanımları üzerine yapılan çalışmaları kapsayan dördüncü bölümde ise üretim yöntemleri ve kompozit tabakaların konfigürasyonları açısından farklı parametreler belirlenerek bunların ürün performansına etkileri araştırılmıştır. Farklı elyaf türleri ve farklı istif sırası ile üretilen kompozit millerin sonlu elemanlar modelleri oluşturularak analizleri yapılmış, deneysel veriler ile analiz sonuçları kıyaslanmış, model ve deney sonuçlarının oldukça uyumlu oldukları görülmüştür.

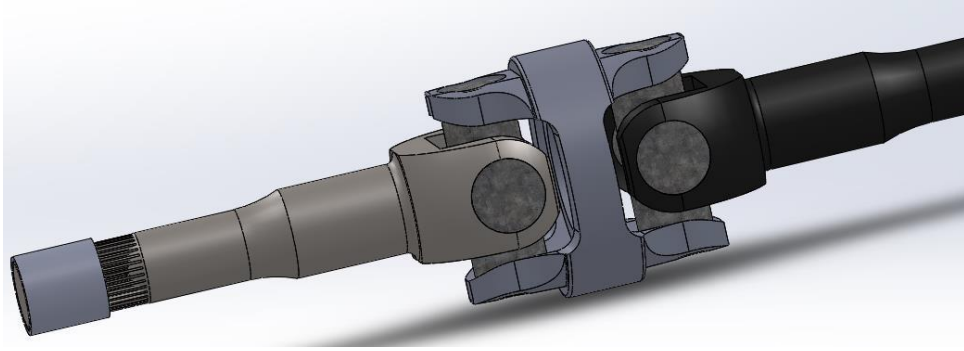
1.3. Şaft veya Mil

Tez metni içerisinde bazı yerlerde şaft, bazı yerlerde ise mil kelimesi kullanılmıştır. Bu durum buraya has bir problem olmayıp konu ile ilgili Türkçe literatürde sıklıkla karşılaşılmaktadır. Meselenin özü İngilizce'deki "shaft" kelimesinin dilimize aktarılması sırasında kendisine özel bir anlam yüklenmesidir. İngilizce'de genel olarak tüm miller "shaft" kelimesi ile ifade edilirken, dilimizde şaft deyince özellikle arkadan çekişli araçlarda olmak üzere şanzımandan defransiyele dönme hareketini aktaran, üzerinde bir veya daha fazla kardan mafsalı bulunduran, içi boş, boru şeklindeki eleman akla gelmektedir. Bununla birlikte makine elamanları üzerine yazılmış Türkçe kitaplarda da çoğunlukla milin içinin boş veya dolu olmasına göre elemanın isimlendirildiği, eğer dolu ise mil, boş ise şaft olarak anıldığı görülmektedir. Tez içerisinde böyle bir ayrıma gidilmemiştir. Gerek uluslararası literatürde şaft olarak geçmesi, gerekse de konu ile ilgilenenler arasında her iki kelimenin de benzer amaçlarla kullanılması sebebiyle kimi yerlerde şaft, kimi yerlerde de mil olarak ifade edilmiştir. Mil veya şaftın universal bir mafsal olan kardan kavraması içermesi durumunda eleman kardan mili ya da kardan şaftı olarak anılmaktadır. Metinlerde yer alan hem şaft hem de mil kelimesi, kullanıldığı tüm yerlerde tork iletmek üzere tasarlanmış makine elamanını adlandırmaktadır.

2. BÖLÜM: ÇELİK ŞAFTLAR

2.1. Genel Bilgiler ve Literatür Özeti

Kardan veya Hook mafsalı olarak da adlandırılan üniversal mafsallar çok eski yıllardan beri kullanılmaktadır (Şekil 2. 1). İlk olarak 13. Yüzyılda mimar Villard Honnecourt tarafından tanımlanan bu kavram, 16. Yüzyılda İtalyan matematikçi Gerolamo Cardano tarafından geliştirilmiştir. 17. yüzyılda İngiliz bilim adamı Robert Hooke tarafından patenti alınarak son şekli verilmiştir. Üniversal mafsallar başta otomotiv, havacılık, ziraat olmak üzere medikal, gıda, tekstil vb. endüstrilerde de yaygın kullanım alanları bulmaktadır [2, 3].



Şekil 2. 1. Çift kardan mafsallı kavrama 3-Boyutlu modeli

Yapılan literatür çalışmalarında doğrudan şaft konusu ile ilgili çalışmaların çok net bir şekilde mevcut olmadığı görülmektedir. Literatürde yer alan mevcut bilgilerin parça parça ve birbirlerinden kopuk oldukları göze çarpmaktadır. Bunun temel nedeni olarak çok eski bir otomotiv sanayi ürünü olan millerin hala üretim ve geliştirilmesi yönünde ticari önemini muhafaza etmesi gösterilebilir. Konu ile ilgili ülkemizde yapılan çalışmaların herhangi bir sistematik olmaksızın sadece yayın yapma amacı ile birkaç tane hasar analizi temelindeki çalışmadan ibaret olduğu görülmektedir [4, 5]. Bununla birlikte uluslararası çalışmalarda da şaftların hasar analizleri üzerine çalışmaların yaygın olduğu görülmektedir. Millerle ilgili çalışmalarda genel bir kopukluk söz konusu olmasına rağmen, araştırıldığında birçok ayrıntılı bilgiye ulaşmanın mümkün olduğu görülmektedir. Konuyu birinci dereceden ilgilendiren ve güncel olan yayınlardan bazılarının özeti bu bölüm içerisinde verilmeye çalışılmıştır.

Şaftlar üzerine yapılmış çalışmalarda; yaygın olarak şaftların mikroyapılarının beynitik veya temperlenmiş martenzit (ıslah ısıtma işlemi) yapıda oldukları saptanmıştır. Kardan mil uygulamalarında geleneksel malzeme olarak kullanılan AISI 4140, 5140 ve 4340 çeliklerinin daha modern ısıtma şartlarında üretilmeleri ve alternatif farklı ısıtma durumlarının önerilmesi özellikle yorulma ömrü ve mekanik verimlilik açısından bu malzemelerin değişik parametreler çerçevesinde incelenmesini ilginç kılmaktadır. Şaftların bu malzemelerden üretilmesi durumunda, şafta uygulanan ısıtma işlemi süreci çok kısa olarak önce ıslah işlemi (su verme ve meneviş) sonra indüksiyon ile yüzey sertleştirme ve daha sonrasında indüksiyonlu bölge dikkate alınarak gerilim giderme işlemlerinden ibarettir. Adı geçen AISI 4140, 5140 ve 4340 malzemeler için, yukarıda verilen ısıtma işlemi süreci klasik hale gelmiş en bilinen uygulamadır [5-13]. Literatürdeki bu bilgi ticari olarak piyasada bulunan mil malzemeleri üzerinde yapılan kimyasal analiz sonuçları ile de uyumludur. Bu malzemelerin kullanımında veya seçiminde 35-40 mm veya üzerindeki çaplarda üretilen millerin ısıtma şartlarına uygunluğu ve en iyi mekanik performansı sergileyebilmenin yanında ekonomikliğin de dikkate alınması esastır. İlgili literatür çalışmalarında metalik malzemelerden üretilen şaftlarda mevcut durum ve geliştirilmesi üzerine odaklanılan konular aşağıdaki gibi sıralanabilir;

- Isıtma işlemi [8, 12, 14]
- Mikroyapı [4, 7, 15, 16]
- Yüzey işlemleri [12, 17-19]
- Hasar analizi [5-7, 9, 13, 20-43]
- Alternatif uygulamalar [14, 44-46]

Yapılan birçok araştırmada mil malzemesine ait metalürjik değişkenlerin mekanik özellikler üzerine etkisi araştırılmıştır. F. G. Cabalero ve Bhandeshia [44], yapı içerisindeki tanelerin küçülmesiyle malzemenin dayanımının artacağı fikrinden hareket ederek, beynitik yapıdaki çeliğin çok düşük sıcaklıklarda transformasyona tabi tutulması sonucu elde ettikleri yapıyla, 20-40 nm kalınlığında ince tabakalar halinde ferrit içeren, sıra dışı özellikler gösteren, çok yüksek dayanımlı bir malzeme elde etmiştir. Shamsaei ve Fatemi yüzey sertleştirilmesi yapılmış 1050 çeliğinden elde ettikleri numuneler ile burulma yüklemesi altında çevrimsel deformasyonlar ve yorulma davranışını araştırmışlardır. Numuneler, numune çapının %20'si kadar bir oranla yüzeyden merkeze doğru sertleştirilmiş ve bu yüzey sertleştirmenin sağladığı gelişmeler mevcut veriler ile karşılaştırılmıştır [45]. Limodin ve Verreman [46] nitürasyon işlemi uyguladıkları 4140 çeliğinde yorulma dayanımını

arttırmışlardır ve aynı çalışmada çentik yapısının yorulma ömrüne etkisini de araştırılmıştır. Huda, şaft malzemesi olarak kullanılan SAE 4140 çeliğinin mevcut ısıl işlemini analiz edip gözden geçirerek bu malzeme için yeni bir ısıl işlem çevrim süreci tasarlamıştır [14]. Şaftların burulma altındaki genel kararlılıkları da birçok araştırmacı tarafından çalışılmıştır.

Son zamanlarda rapor edilen çalışmalarda aynı veya benzer malzemeler kullanılarak malzeme mukavemetinin ve malzeme ömrünün geliştirilmesi doğrultusunda değişik ısıl işlem metotları görülmektedir. Bunlardan dual faz (martenzit+beynit, martenzit+östenit) ve tane inceltme ısıl işlemleri bu kapsamda rapor edilenlerdendir. Zhang [47] 2009 tarihinde US7481896B2 patent numaralı ısıl işlem tasarımı ile düşük karbonlu çelikten üretilen metalik şaftlar üzerinde %100'den daha fazla bir tork iletim kapasitesi artışı sağlamayı başardığını bildirmektedir. Gelişen atmosfer kontrollü fırınlar ve farklı su verme ortamları kullanılarak daha yüksek performanslı malzeme üretiminin ve ısıl işlem sürecinin geliştirilmesiyle üretim maliyetinin de azaltılması mümkün görülmektedir. Her iki ısıl işlem metodunun da (dual faz ve tane inceltme) mekanik özellikler üzerinde ne kadar etki ettiği ve malzeme ömrünü ne ölçüde artırdığı bu çalışmanın ana teması içerisinde incelenecektir.

Yukarıda kısaca tanımlanan kardan şaftının temel özellikleri ve özetlenen literatür çalışmaları da göstermektedir ki, geleneksel çelik şaftlar üzerine bir çok çalışma yapılmış ve yapılmaktadır. Yaygın olarak hasar analizi şeklinde gerçekleşen bu çalışmalar hasarın önlenmesi adına malzemenin karşılaması beklenen özelliklerin belirlenmesi için de yol gösterici olabilir. Ancak bu konuda ülkemizde çalışma sayısının çok az olmasının yanında endüstriyel şaft uygulaması veya üretimi alanındaki çalışmalar neredeyse yok denilecek seviyededir.

2.1.1. Katı Hal Faz Dönüşümleri

Katı hal faz dönüşümleri metal ve alaşımların özellikleri ve yapılarının gelişimi üzerinde önemli rol oynarlar. Polimorfik dönüşümler ve çökelti reaksiyonları katılarda oluşan faz dönüşümlerinin başlıca türleridir [48]. Polimorfik dönüşüme sahip iyi bilinen örnekler arasında demir, titanyum ve kobalt sayılabilir. Bu malzemelerin martenzitik dönüşüm ile sertleştirilmesi ve/veya katı hal çökeltisi (dağılımla mukavemetlendirme) ile dayanımının arttırılması faz dönüşümlerinin faydalı olarak kullanıldığı örneklerden bir kaçıdır. Bilinen sıcaklık ve basınç altında tüm yapısal ve faz dönüşümlerinin başlangıcından sona ermesine kadar arkasındaki itici güç Gibbs serbest enerjisinin azalmasıdır [48]. Faz

dönüşüm mekanizmaları hakkındaki malumat metallerin ısı işlemleri ve işlenmesi ile ilgili teorik ve pratik bilgilerin temelini oluşturur.

Demir esaslı alaşımlarda reaksiyon ve fazlar arası göçün (migration) fiziksel mekanizmaları temelinde yapılan sınıflandırma sistemine göre katı hal faz dönüşümleri iki ana gruba ayrılırlar [48]. Yayınmalı veya yayınmasız olmak üzere ayrılan bu iki dönüşümden hangisinin gerçekleşeceğini belirleyen parametre soğuma hızıdır. Soğumanın kritik bir hızın üzerinde gerçekleşmesi halinde östenit fazı doğrudan martenzit fazına dönüşür. Eğer soğuma süreci daha yavaş soğuma hızlarında gerçekleşirse bu durumda yapı içerisindeki atomlar yayınma için yeterli imkâna sahip olduklarından, yayınma gerçekleşir. Soğuma hızına bağlı olarak da perlit veya beynit yapıları oluşabilir.

- Difüzyonal (yayınmalı) dönüşümler: Bu dönüşümler termal olarak aktive edilmiş atom hareketleri ile meydana gelir ve kafesler boyunca veya bir ara yüzey boyunca difüzyonu gerektirir. Ana ve ürün fazlarının kompozisyonları aynı veya farklı olabilir. Faz dönüşümlerinin ekserisi difüzyon kontrollüdür (faz çökeltisi, ötektoid dönüşümler gibi).
- Difüzyonsuz (yayınmasız) dönüşümler: Bu atermal dönüşümlerde difüzyon gerekli değildir. Bu tür dönüşümler aynı zamanda atomların düzenlenmesi hareketinden dolayı military/askeri olarak da adlandırılır. Atomlar en yakın komşu atomla olan komşuluğunu değiştirmeden atomlar arası boşluktan daha kısa bir mesafede hareket ederler. Ürün fazı ana fazın kimyasal kompozisyonunu muhafaza eder. Bu tür bir dönüşümün en tipik örneği martenzitik dönüşümdür.

Difüzyonlu ve difüzyonsuz reaksiyonların her ikisinin birden karakteristiklerini eş zamanlı olarak sergileyen ara dönüşümler mevcuttur. Hem kesme mekanizması (martenzitin oluşum mekanizması) ve hem de uzun mesafeli difüzyonla meydana gelen beynit dönüşümü martenzitik ve perlitik dönüşümlerin arasında bir dönüşümü temsil eder [48].

Difüzyonal dönüşümle oluşan faz çökeltileri yeni fazın çekirdeklenme ve büyüme mekanizmasına bağlı olarak sürekli veya genel ve süreksiz veya hücrel olarak sınıflandırılırlar.

2.1.1.1. Ötektoid Altı Çeliklerde Görülebilen Fazlar

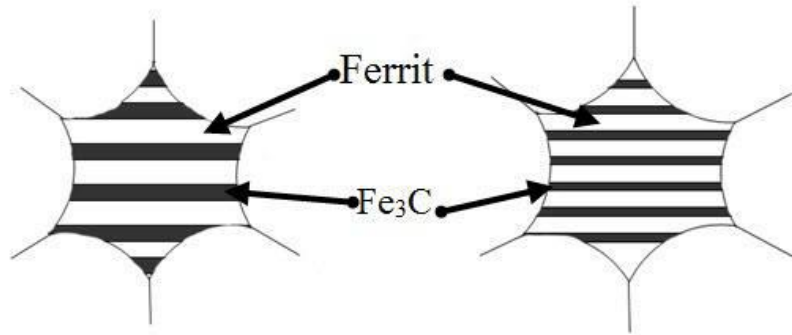
Östenit (γ): Östenit, karbonun YMKyapılı γ -demiri içerisinde çözülmesiyle oluşan bir arayer katı çözeltilisidir. Bu faz, 1130°C sıcaklıkta yaklaşık %2,0 oranında karbon

çözündürür. Çekme mukavemeti 1030 MPa, kopma uzaması %10 ve sertliği 40RSD-C civarında olan östenitin tokluğu oldukça yüksektir. Normal olarak oda sıcaklığında karasız bir faz olmasına karşın, bazı özel durumlarda oda sıcaklığında da östenit elde edilebilir.

Ferrit (α): HMK yapılı demir içerisinde çok az orandaki karbonun çözünmesiyle oluşan bir ara yer katı çözeltisidir. Bu faz içerisinde 723°C sıcaklıkta %0,025 oranında karbon çözünürken, bu oran oda sıcaklığında %0,008 değerine düşmektedir. Fe-C sistemindeki en yumuşak faz olan ferritin sertliği 90 RSD-B, çekme dayanımı 270 MPa ve kopma uzaması değeri de %40 civarındadır.

Sementit (Fe_3C): Bir ara yer bileşiği olup, Fe_3C formülüyle gösterilir ve ortorombik kristal yapıya sahiptir. Fe-C denge diyagramında yer alan fazların en sert olan sementitin çekme dayanımı oldukça düşük (35MPa), basma dayanımı ise nispeten yüksektir.

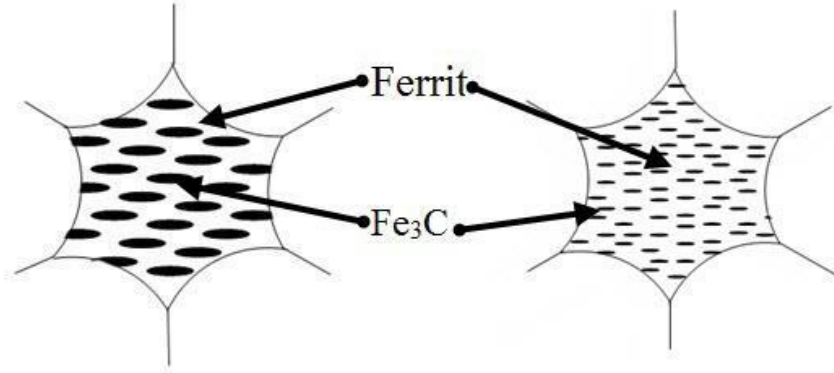
Perlit ($\alpha+\text{Fe}_3\text{C}$): %0,8 karbon içeren çeliğin östenit bölgesinden yavaş soğutulması sırasında 723 °C sıcaklıkta meydana gelen ötektoid dönüşüm sonucunda oluşan bir yapıdır. Perlitin metalografik yapısı ferrit ve sementit lamellerinden oluşur (Şekil 2. 2). Kaba ve ince perlit olmak üzere iki farklı türü vardır. Kaba perlit yüksek dönüşüm sıcaklıklarında oluşur. Çekirdeklenmesi yavaş büyümesi ise hızlıdır. Nispeten yumuşak bir fazdır. İnce perlit ise kaba perlite göre daha sert bir fazdır. Düşük dönüşüm sıcaklıklarında oluşur, yüksek çekirdeklenme hızına sahiptir.



Şekil 2. 2. Kaba ve ince perlitin şematik görünüşü

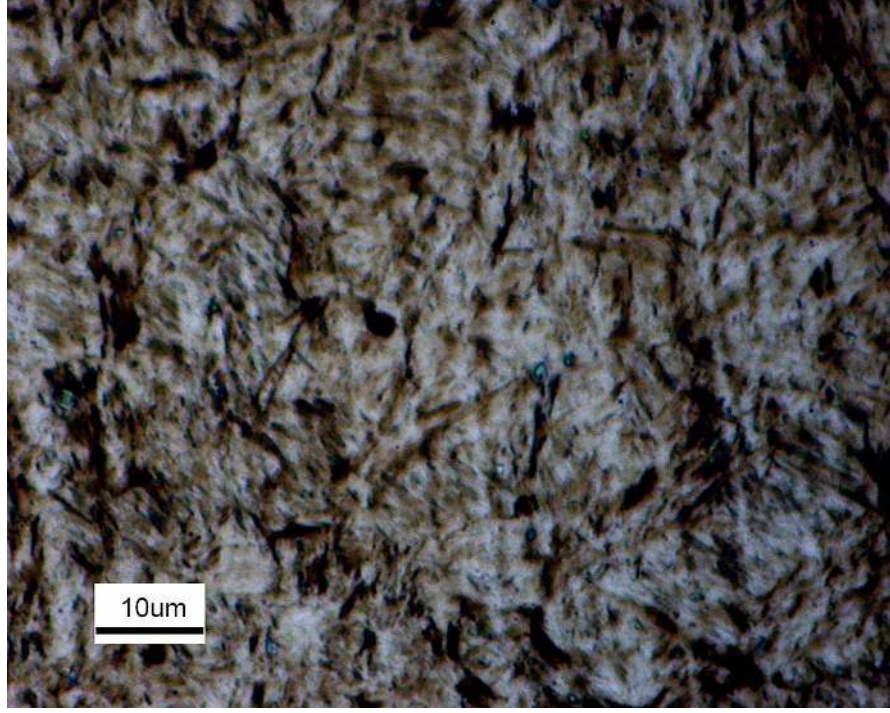
Beynit: Beynit; ferrit matris içerisinde dağılmış halde bulunan sementit (Fe_3C) tanelerinden oluşan yapıdır (Şekil 2. 3). Perlit fazındaki lamelli yapının aksine beynit fazında bulunan sementit taneler halindedir. Beynit yapısı da üst beynit ve alt beynit olmak üzere iki türde oluşur. Beynitik dönüşümler, perlitik dönüşümlere göre daha düşük sıcaklıklarda gerçekleşir. Bu nedenle tabakalı yapı oluşturulamaz. Beynit yapısı perlit ile aynı kimyasal

bileşime sahip olmasına rağmen daha serttir. Nispeten daha yüksek sıcaklıkta gerçekleşen beynitik dönüşüm ürününe üst beynit ismi verilir. Alt beynit ise daha da düşük dönüşüm sıcaklıklarında elde edilmektedir. Dönüşüm sıcaklığının düşük olması nedeniyle sementit taneleri büyümeye imkân bulamadıklarından ferrit içerisinde çok ince ve sıkı dağılımlı bir yapı oluştururlar. Alt beynit yapısını görmek ancak elektron mikroskopu ile mümkündür. Alt beynit, üst beynite oranla çok daha yüksek sertlik değerine sahiptir.



Şekil 2. 3. Üst ve alt beynit yapısının şematik görünüşü

Martenzit: Kritik bir soğuma hızının üzerindeki soğuma sonucu östenit fazının dönüştüğü yapı martenzit olarak bilinir. Östenit sıcaklığında demirin allotropik özelliklerinden dolayı karbon çözündürme oranı yüksektir. Yüzey merkezli kübik (YMK) yapıda olan östenitin arayer büyüklüğü $0,41 \times R_{Fe}$ iken ferritik yapıda arayer büyüklüğü $0,29 \times R_{Fe}$ 'dir. Bu sebeple östenit içerisinde ferrite göre çok daha fazla karbon atomu çözünebilmektedir. Eğer östenit fazı yavaş bir şekilde soğutulursa yapı içerisindeki karbon atomları difüzyon yoluyla yayılarak yapı dışarısına çıkıp sementit (Fe_3C) fazını oluştururlar. Fakat soğuma ani olarak ve kritik bir hızın üzerinde gerçekleşirse bu durumda karbon atomları yayınmadan oldukları yerde hapsolurlar. Eğer çelik içerisindeki karbon miktarı ağırlıkça %0,25'in altında ise yapı hacim merkezli kübik (HMK), 0,25'in üzerinde ise hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıya dönüşür. Martenzit yapısı denilen bu yapı oldukça serttir ve iğnemi bir görünüme sahiptir (Şekil 2. 4). Martenzitik dönüşümler yayınmasız oldukları için zamandan bağımsız olarak gerçekleşirler. Dönüşüm için kritik soğumanın sağlanması yeterli olmaktadır.



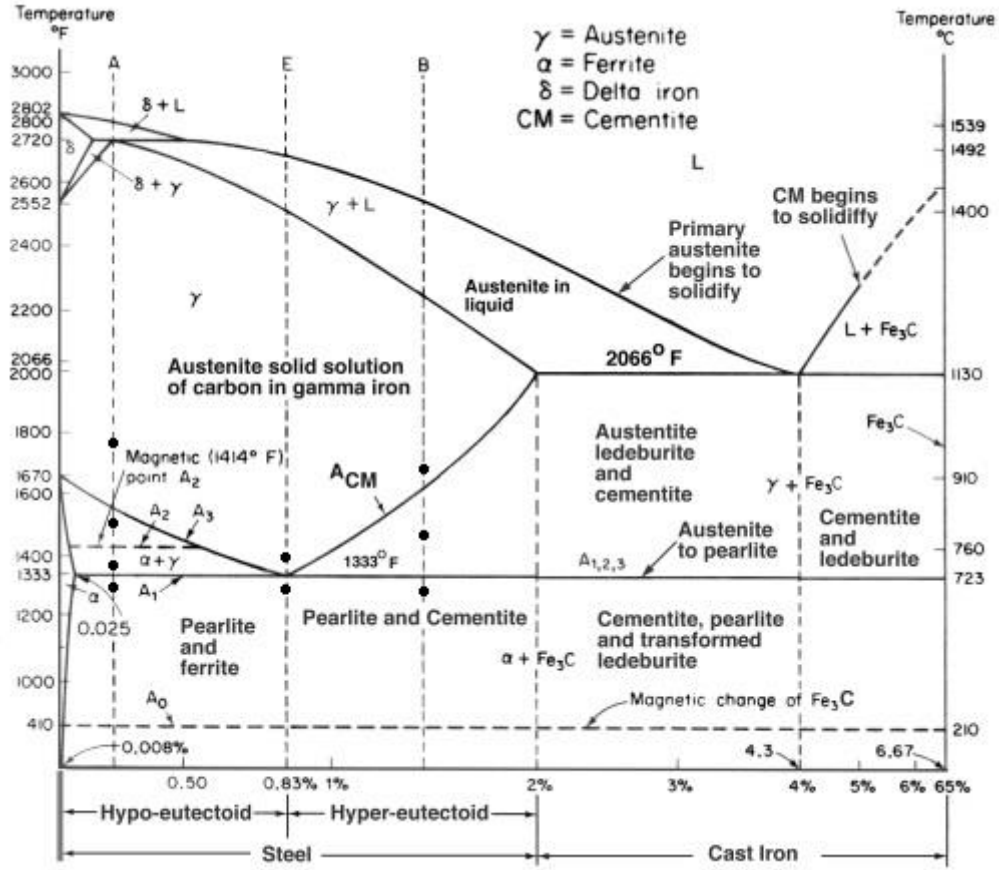
Şekil 2. 4. AISI 4140 çeliğinde martenzit yapısının ışık mikroskobu ile görünüşü

Bahsi geçen bu mikroyapı veya fazları elde etmek için geliştirilen, sıcaklık ve zamana bağlı olarak uygulanan bir takım işlemler mevcuttur. Bu işlemler genel olarak ısıl işlem adıyla anılmaktadır. Aşağıda ısıl işlem konusu hakkında genel tanımlar alıntılanmıştır.

2.1.2. Isıl işlem

Isıl işlem genelde, metal veya alaşımlara istenilen özellikleri kazandırmak amacıyla katı halde uygulanan kontrollü ısıtma ve soğutma işlemleri olarak tanımlanır. Isıl işlemin Türk Standartlarındaki (TS 1112 EN 10052) tanımı ise, katı haldeki metal veya alaşımlara belirli özellikler kazandırmak amacıyla bir veya daha çok sayıda, yerine göre birbiri peşine zamanlanarak uygulanan ısıtma ve soğutma işlemleri olarak verilmektedir.

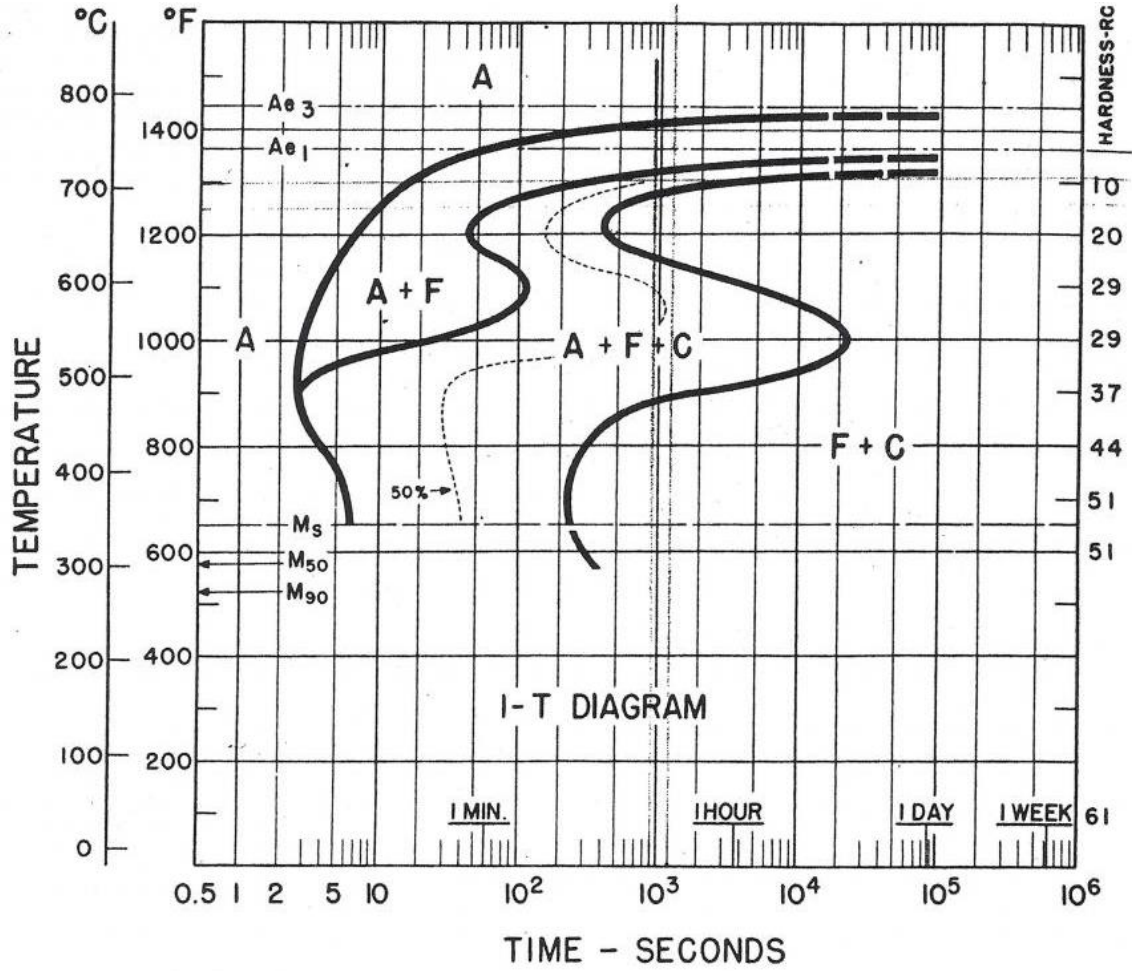
Çeliğe uygulanan bütün temel ısıl işlemler demir-sementit denge diyagramında (Şekil 2. 5) yer alan östenit fazının dönüşümü ile ilgilidir. Çeliğin ısıl işlemine östenitleştirme ile başlanır. Bunun için çelik malzeme alt kritik sıcaklık çizgisinin (A_{c1}) üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısıtılır. Ötektoid altı çelikler üst kritik sıcaklık çizgisinin (A_{c3}) 40-60 °C üzerindeki sıcaklıklarda östenitleştirme işlemine tabi tutulurlar. A_{c3} sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda ise çelik içerisinde ötektoid dışı ferrit bulunur ve bu yapının miktarı çeliğin karbon oranına bağlıdır. Ötektoid dışı ferrit, su verme işlemi sonrasında da yapıda değişmeden kaldığı için çeliğin sertleşmesine engel olur.



Şekil 2. 5. Fe-Fe₃C denge diyagramı [49]

Zaman-Sıcaklık Dönüşüm (ZSD) Diyagramları; soğuma hızlarına bağlı olarak ne tür yapıların oluşacağını belirlemede kullanılan diyagramlardır. Çelik üreticileri, ürettikleri her çelik için bu diyagramları kataloglarında verirler. Çeliğin sertleştirilmesinde istenilen içyapının elde edilebilmesi için, soğuma zamanı çok önemlidir. Bu nedenle de sertleştirme işlemi için sadece Fe-C denge diyagramı yeterli olmadığından, ZSD diyagramına ihtiyaç duyulur. ZSD diyagramları, östenit dönüşümü sırasında görülen ve öncelikle dönüşüm ürünü (örneğin perlit, sorbit, trostit, beynit, martenzit gibi) özelliklerinin belirlenmesinde kullanılabilir. Bu kullanımda denge durumundaki olaylar dikkate alınır.

Kısaca ZSD diyagramları, dönüşüm olaylarını zamana ve sıcaklığa bağlı olarak gösterirler. Olaylar bazen çok uzun süreceğinden, zaman eksenini logaritmik bölümlüdür. Şekil 2. 6'da AISI 4140 çeliğine ait ZSD diyagramı görülmektedir.



Şekil 2. 6. AISI 4140 çeliğine ait ZSD (TTT) diyagramı

2.1.3. Duel Faz Çelikler

1970'lerin ortalarında dünyada meydana gelen yakıt krizi daha hafif ve verimli bir taşınma ihtiyacını ortaya çıkarmıştır. Düşük ağırlıklı araç üretimi ve böylece yakıt ekonomisinin sağlanması ihtiyacı yüksek mukavemetli/düşük ağırlıklı çeliklerin geliştirilmesi ile sonuçlanmıştır. Duel faz çelikler ince taneli ferrit matrisin içerisinde değişken oranlarda yer alan ve sert bir faz olan martenzitten oluşurlar. Bu çelikler bazı karakteristik mekanik özelliklere sahiptirler. Bu çelikler, geleneksel düşük karbonlu çeliklere kıyasla daha düşük akma mukavemeti ve yüksek çekme mukavemeti sunarlar. Bununla birlikte duel faz çelikler plastik deformasyonun ilk başlarında yüksek çalışma sertleşmesi; şekillendirme esnasında iyi süneklik gibi özellikler de gösterirler [50].

Bazı özel alaşımlı çeliklerde laboratuvar ortamında doğrudan döküm ile duel faz çelik elde etmek mümkün olsa bile [51] duel faz çelik üretmenin en yaygın ve pratik bir yolu

malzemeyi kritik sıcaklıklar arasında tavlama. Kritik sıcaklıklar arası tavlama, yapı içerisinde östenit adacıklarının oluşmasına yol açar. Bu östenit adacıkları daha sonra hızlı soğutma veya izotermal dönüşümle martenzite veya diğer düşük sıcaklık dönüşüm ürünlerine evrilirler [52].

Üretildiği ilk yıllarda ve sonrasında ikili faz (dual faz) olarak isimlendirilmiş olan bu tür çeliklere ilave olarak son zamanlarda üçlü veya çoklu faz yapıları olarak adlandırılabilir yapılar da çalışılmaktadır [53]. Kritik sıcaklıklar arasında tavlama ile elde edilen ferrit + östenit ($\alpha+\gamma$) yapısında bulunan östenit fazı bir dizi dönüşüm işlemleri ile farklı farklı yapılara dönüştürülebilmektedir [52]. Tabidir ki bu mikroyapı özellikleri malzemenin plastik şekillendirme, çekme, yorulma ve bunlarla ilintili olabilen diğer bazı mekanik özelliklerini de doğrudan etkilemektedir. Her ne kadar genel kabul ve tanıma uymadıkları için, mikroyapı içerisindeki farklı fazlara rağmen çelikler kompozit malzeme olarak sınıflandırılmasa da çoklu faz yapıları aslında bir nevi kompozit malzeme gibi değerlendirilebilir. Her bir faz kendi karakteristik özellikleri doğrultusunda ve miktarı oranında malzemenin makro özelliklerini oluşturmaktadır. Literatürde yer alan çoğu bilgi de fazların oranları ve morfolojisi ile yapı özellikleri arasındaki bu ilişkiyi araştırmaya yönelik çalışmalarla elde edilmiştir. Mikroyapı içerisindeki çeşitli fazların miktarlarının çoğu zaman lineer bir etki yapmadığı, bu fazların ancak belirli eşik miktarların altında veya üstünde bulunması durumunda mekanik özelliklerde dramatik değişimlere sebep oldukları görülmektedir.

Teze konu olan mil veya şaftlar açısından incelendiğinde; literatürde dual fazlı çelik kullanılarak şaft veya miller üzerinde yapılmış ve yayınlanmış bir içeriğe rastlanılmamıştır. Dual faz çelikler ile ilgili literatürün oldukça geniş olmasına rağmen konu ile ilgili esas yekûnu tutan çalışmaların aslında dual faz çeliklerin de çıkış kaynağını oluşturan ve genellikle otomotiv sanayisinde kullanılan yassı mamüller üzerine olduğu göze çarpmaktadır [50, 53-56]. Bu çalışmalarda da doğal olarak deformasyon özellikleri ve çekme mukavemeti gibi konular ferrit-beynit-martenzit fazlarının % hacim oranları üzerinden araştırılmıştır. Yassı mamül üretim süreci nihai olarak mekanik bir işlem olduğundan, haddeleme ve hemen ardından gelen ısıtma işlem basamakları ile elde edilen mikroyapının şekillenmesinde termomekanik etkiler belirleyici olmaktadır.

2.1.4. Tane İnceltme Yöntemleri ve Uygulamalar

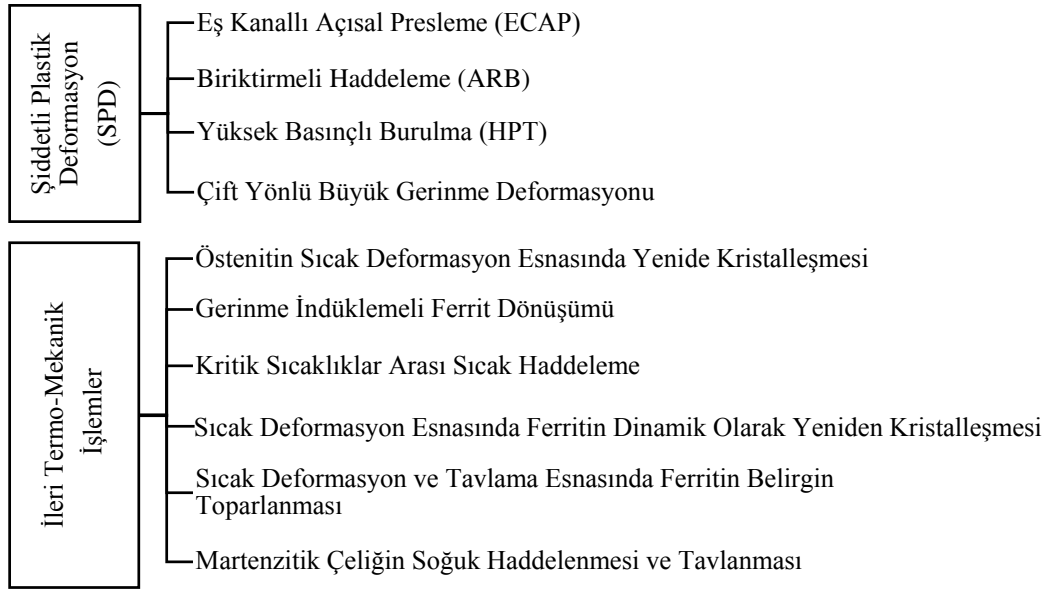
Çok kristalli metal malzemelerde tane büyüklüğü, malzemenin mekanik özelliklerini belirleyen bir rol oynamaktadır. Düşük sıcaklıklarda, malzemenin mukavemeti Hall-Petch eşitliğinde de (2.1) görüldüğü gibi tane boyutu d ile ilişkilidir.

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad (2.1)$$

Burada σ_y ; malzemenin akma gerilmesini, σ_0 ; malzemenin iç akma gerilmesini, k_y ; malzeme sabitini ve d ; tane boyutunu göstermektedir. İfadeden de anlaşılacağı üzere aynı malzeme için tane boyutundaki küçülme (tane numarasının büyümesi), büyük taneli yapıya kıyasla daha yüksek bir akma dayanımı sağlayacaktır.

Çelikte tane inceliği, mekanik özellikler, süneklik ve mukavemet üzerindeki etkilerinden dolayı istenilen bir özelliktir. 1965 yılına kadar ince taneli yapı sadece çelik üretimi esnasında deoksidasyon, (Al ve Si ile) veya vanadyum ve kolombiyum gibi tane inceltici elementlerin ilavesi gibi tekniklerle elde edilmekteydi. Tane inceltme için yeterli miktarda tane inceltici elementler içeren çelikler tane büyümesine karşı dirençli olurlar ve böylece Ac_3 sıcaklığının üzerine geniş bir zaman aralığında kolayca ısıtılabilirler. Fakat çeliğe bu şekilde inceltici elementler katılması ilave maliyetler getirir ve pahalı bir işlemdir.

Konu ile ilgili literatür incelendiğinde, katılaşma sonrası; ultra tane inceltme amacına yönelik geliştirilmiş ve mevcut durumda kullanılmakta olan işlemlerin kabaca Şiddetli Plastik Deformasyon (Severe Plastic Deformation, SPD) ve İleri Termo-mekanik İşlemler olarak iki ana gruba ayrılabilceği görülmektedir. Geleneksel yöntemler olan termo-mekanik işlemler ile tane boyutunun birkaç mikron seviyesine düşürülmesi mümkündür, fakat mikron altı (0.1-1.0 μm) veya nanometre (<100 nm) ölçülerinde tane inceltmesi için uygun değildirler [57]. Çok daha ince (ultrafine) tane yapısı elde etmek için alternatif işlemler geliştirilmiştir. Bu her iki grup altında değişik işlem yöntemleri bulunmaktadır. Bu sınıf işlemler Şekil 2. 7 ile verilmiştir. Bununla birlikte sadece ısı işleme dayalı tane inceltme yapmak da mümkündür [58, 59].



Şekil 2. 7. Deformasyon içeren tane inceltme yöntemleri

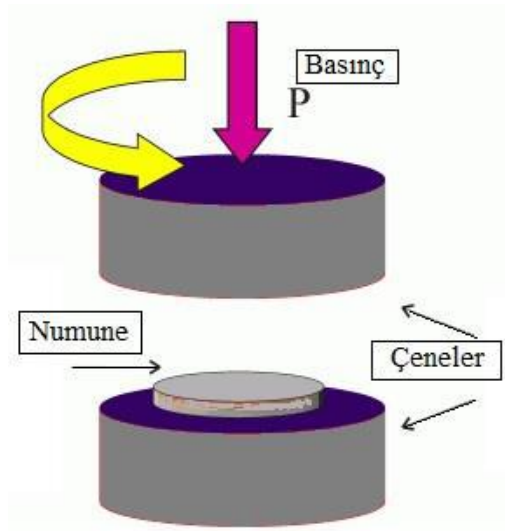
2.1.4.1. Şiddetli Plastik Deformasyon ile Tane İnceltme Yöntemleri

Eş Kanallı Açısal Presleme

Bu yöntem şematik olarak Şekil 2. 8 ile gösterilmektedir. Yöntem tane inceltmesi yapılacak olan metalin, bir kalıp içerisinde oluşturulmuş boşluktan pres yardımı ile geçirilmesi esasına dayanmaktadır. İşlem sırasında ısı tatbiki de gerekebilir. Çeşitli defalardan oluşabilecek geçişler ile malzemede tane inceltmesi ve buna bağlı olarak mekanik özelliklerin değişimi mümkün olmaktadır. İşlem yaklaşık 20 mm çapa kadar olan silindirik geometrili parçalar için uygulanabilir. Genel olarak Al, Mg gibi plastik şekillendirmesi nispeten daha az enerji gerektiren metaller için uygundur, bakır ve Ti-6Al-4V gibi özel alaşımlar için de uygulamalar mevcuttur. Kanallar arasındaki açı (Φ), işlem sayısı ve işlem sıcaklığı kontrol edilebilen parametrelerdendir.

Yüksek Basıncı Burulma (HPT)

Yüksek basınç altında (>2 GPa), 10-20 mm çaplı ve 0,2-0,5 mm kalınlıklı disk şeklindeki parçalar için tane inceltme yöntemidir. Biri sabit, diğeri eksenî etrafında dönme hareketi yapan iki disk arasına konulan numunenin yüksek basınç altında ve dönme kuvvetinin de etkisiyle yüzeylerinde kesme deformasyonları oluşumu ile oldukça ince taneli yapı elde edilir. Genellikle diskin 5 tur dönmesi homojen bir mikroyapı sonucu elde etmek için yeterli olmaktadır. Yöntem numune ölçüleri nedeniyle daha çok nano malzemelerde yapı-özellik ilişkisinin araştırılmasına yönelik çalışmalar için uygun görülmektedir. Şekil 2. 10'da yöntemin şematik görünüşü verilmektedir.



Şekil 2. 10. HPT Yöntemi şematik görünüş

İki yönlü büyük gerinme deformasyonu yöntemi ise çeliklerde büyük plastik deformasyonları tanımlamak için kullanılabilir. Yoğun plastik deformasyon ve termo-mekanik işlemlerin bir kombinasyonu olarak uygulanır. Sıkıştırma, birbirine dik iki yönde değişken dövme olarak gerçekleştirilir. Üçüncü yöndeki uzamalar genellikle sınırlandırılmaz.

2.1.4.2. İleri Termo-mekanik İşlemler ile Tane İnceltme Yöntemleri

Ana faktörün büyük gerinmeler olduğu şiddetli plastik deformasyonlar yaklaşımının aksine, ileri termo-mekanik işlemler ultra ince ferrit taneleri elde etmek için farklı stratejiler takip ederler [61]. Örneğin bu işlemler sıcak deformasyon esnasında östenitin $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünü takiben yeniden kristalleşmesinden faydalanırlar.

Sıcak deformasyon sonrası östenitin yeniden kristalleşmesi (DRX)

Çeliklerin tane inceltilmesinde oldukça yaygın olarak kullanılan bir mekanizma, sıcak deformasyon esnasında östenitin dinamik olarak yeniden kristalleşmesidir. Yeniden kristalleşme kontrollü haddeleme veya hızlı soğumanın takip ettiği geleneksel haddeleme ile 2-5µm çapında ferrit taneleri elde edilebilir.

Gerilme indüklemeli ferrit dönüşümü

Yassı mamül yüzeylerinde tane inceltilmesi için oldukça faydalı olduğu görülmüştür. Hadgson ve arkadaşları [62] 2mm kalınlığındaki sade karbonlu çelik şerit üzerinde yaptıkları işlem sonrasında yüzey ve altında 1µm boyutunda tanelerin varlığı gözlemlemişlerdir. Fakat kalınlık boyunca tane boyutunun homojen olmadığı bildirilmiştir. Bu yöntemde çelik şeritler östenit mikroyapı elde edilecek şekilde ısıtılır ve ardından Ar₃-Ae₃ sıcaklıkları arasında bir paso haddeden geçirilerek %30 incelme sağlanır. Gerilme indüklemeli dönüşümde ultra ince yapılı ferrit tanelerinin oluşumunda üç kritik faktör vardır. Bunlar; yüksek kesme gerilmeleri, yüksek soğutma hızı ve Ar₃-Ae₃ sıcaklıkları arasında uygun bir deformasyon sıcaklığıdır.

Kritik sıcaklıklar arası haddeleme

Yada ve arkadaşları [63] sade C-Mn çeliğini kritik sıcaklıklar arası bölgede ($\gamma+\alpha$) sıcak haddelemeye tabi tutarak ultra ince ferrit taneleri elde etmişlerdir. Araştırmacılar tane incelmesini hem östenitin ferrite dinamik dönüşümüne hem de ferrit fazının dinamik olarak yeniden kristalleşmesine bağlamışlardır. Dinamik dönüşüm esnasında östenit tane sınırlarındaki ferritin çekirdeklenmesinin ince taneli ferrit oluşumunda önemli bir rol oynadığı düşünülmektedir. Ferritin dinamik olarak yeniden kristalleşmesinin ise ikinci derecede önem arz ettiği kabul edilmiştir.

Sıcak deformasyon esnasında ferritin dinamik olarak yeniden kristalleşmesi

Ferrit bölgesindeki sıcak deformasyon, daha önce dönüşüm esnasında incelmış tane yapısına sahip çelik mikroyapısında daha ileri seviye bir tane incelmesine sebep olabilir. Ferritin sıcak deformasyonu esnasında ana yumuşama sürecinin toparlanma olduğu ve bu nedenle dinamik olarak yeniden kristalleşmenin olmayacağı kabul edilmiştir. [64]. Bu davranış, hızlı toparlanma ile sonuçlanan HMK ferritin yüksek istiflenme hatası ve dinamik yeniden kristalleşmeyi teşvik edecek depolanmış deformasyon enerjisinin yetersiz birikimine bağlanmıştır. Her ne kadar gerçekleşmeyeceği düşünülse de ferritin dinamik olarak yeniden kristalleştiğine dair sonuçlar çeşitli araştırmacılar tarafından rapor edilmiştir [64-66].

Sıcak deformasyon ve tavlama esnasında ferritin belirgin toparlanması

Song ve arkadaşları [67-70], soğuk deformasyon ve tavlamaı takiben ultra ince ferrit taneleri elde ettiklerini bildirmişlerdir. Düşük karbonlu ultra ince taneli HMK çelikler üzerine yapılan daha önceki çalışmalar ile karşılaştırıldığında, Song ve arkadaşları yüksek çalışma sertleşmesi oranının, yüksek süneklik ile ilişkili olması nedeniyle orta karbonlu çeliklerin tane yapılarını incelterek çalışma sertleşmesi oranını artırmaya çalışmışlardır. Çalışmada büyük oranda sıcak deformasyon ($\epsilon=1,6$, $T=823$ K) ve takip eden tavlama sonrasında ultra ince ferrit taneleri ve homojen olarak dağılmış sementit parçacıkları içeren çelik elde etmişlerdir.

Martenzitik çeliğin soğuk haddelenmesi ve tavlamaı

Ultra ince taneli çelik üretmek için bir diğer yöntem de Tsuji ve arkadaşları tarafından geliştirilmiştir [71-73]. Yöntem düşük karbonlu bir çeliğin ($C=0,13$ %w) %50 redüksiyon sağlayacak şekilde soğuk olarak haddelenmesi ve ardından 773-873 K sıcaklıklarında tavlamaını içermektedir. Nihai yapının ultra ince ferrit taneleri ve uniform olarak çökelmiş karbürler içerdiği bildirilmiştir. Ultra ince taneli yapının, başlangıçtaki ince yapıli martenzite bağı olarak elde edildiğı düşünülmektedir. Soğuk haddeleme sonucu oluşan yüksek dislokasyon yoğunluğu ve martenzite yapıda yüksek oranda çözünmüş olan karbon atomlarının da homojen olmayan bir deformasyona neden olarak alt tane oluşumunu kolaylaştırdığı umulmuştur.

2.1.4.3. Isıl İşlem İle Tane İnceltme

Tchernov 1868 yılında yalın ısıl işlem ile ince taneli yapının elde edilebileceğini gösteren ilk kişidir [74]. O zamandan beri bu prosedür çelik ürünlerin işlemlerinde sıklıkla kullanılmaktadır. Çeliğin Ac_3 sıcaklığının üzerine ısıtılmasıyla yapılan tane inceltme, östenit tanelerinin çok sayıda merkezden çekirdekleşmesiyle ilişkilidir. Ac_3 sıcaklığının üzerinde tanelerin kesit ölçüsü 10-30 μm aralığındadır. Başlangıçta tane ölçüsü başlangıç tanelerinin yapısından bağımsızdır. Çeliğin başlangıçtaki tane yapısının kaba veya ince olmasına bakılmaksızın çok ince taneli yapılar elde edilebilir. Yöntemin temel mantığı çeliğin çok hızlı bir şekilde tamamen östenitlenip hemen ardından yine çok hızlı bir şekilde soğutulmasına dayanmaktadır. Burada ısıtma hızı oranı nispi olarak hızlı ise $\alpha \rightarrow \gamma$ dönüşümü esnasında dönüşüm hızının γ 'in tane büyümesi hızından daha fazla olmasından faydalanılmaktadır. Çelik içerisindeki yapısal bileşenler perlit, beynit, martenzit olarak şekillenmiş olsa bile ince taneli bir östenit fazı soğuduğunda da ince taneli bir çelik yapısı

sağlar. Bunun nedeni tüm dönüşüm ürünlerinin her birinin kendi östenit tanesi içerisinde çekirdekleşmesidir.

2.1.5. Tane İnceltme Yöntemlerinin Değerlendirilmesi

Tane inceltme ile ilgili yaptığımız literatür çalışması sonucunda, yapıda ince tane elde etmeye yönelik işlemler olarak şu başlıklara yer verilebileceği görülmüştür.

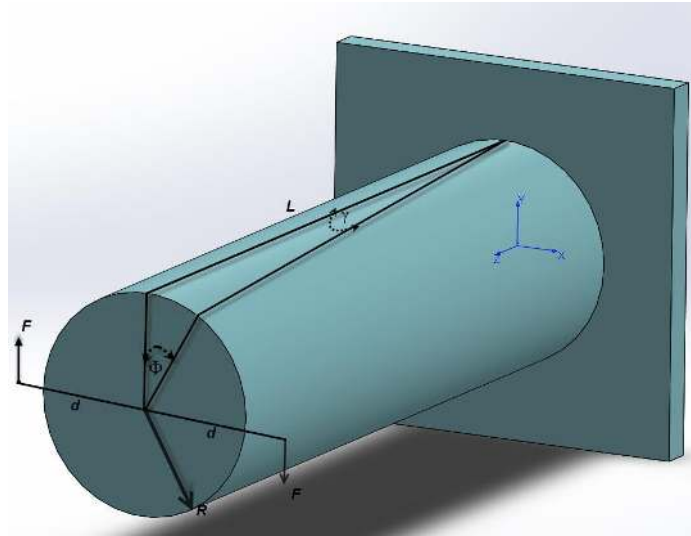
- Geleneksel bir yöntem olarak kullanılan erimiş haldeki saf veya alaşım metalin içerisine tane inceltici elemanlar ilave edilmesi. Bu yöntem katılaşma sırasında çekirdeklenme için istatistiki olarak daha fazla nokta sağlayarak tanelerin çok sayıda olmasını sağlar. Böylece komşu taneler bir birlerinin büyümesine engel olarak küçük taneli bir yapının katılaşma esnasında oluşması sağlanır. Katkı elemanları ilave maliyet getirir. Bununla birlikte aşılamanın yapılacağı sıcaklık, aşılama sonrası döküm süresi gibi bazı değişkenlerden dolayı uygulamada her zaman aynı ve homojen sonuçlar elde edilemeyebilir.
- Isıl işlem ile uygulanan yöntemler. Isıtma ve soğutma esnasında fazların dönüşüm hızı ile tanelerin büyüme hızları arasındaki farklardan yararlanılarak ince taneli yapılar elde etmek üzere geliştirilen yöntemlerdir.
- Şiddetli Plastik Deformasyon (SPD) yöntemleri. Bu yöntemler ile malzemelerde büyük plastik deformasyonlar oluşturulur ve bu sayede tanelerin bölünerek yeni taneler meydana getirmesi sağlanır. Bu yöntemler mekanik olarak tarif edilebilir.
- Termo-mekanik işlemler. Plastik deformasyon ve ısının birlikte kullanıldığı yöntemlerdir. Dinamik yeniden kristalleşme sağlanarak tane boyutunun küçültülmesi, tane sayısının artırılması sağlanır. Bu tarz işlemlerin Şiddetli Plastik Deformasyon yöntemlerine göre önemli bir farkı sürekli işlemler (continuous processes) olmalarıdır.

Konu ile ilgili literatür taramasında tane inceltmede kullanılabilecek bir çok metodun henüz laboratuvar ortamında, deneysel ölçeklerde mümkün olduğu, endüstriyel uygulamalar için çok iyi tasarımlar ve büyük yatırımların gerektiği görülmektedir [75-85]. Büyük hacimli parçalara gerekli şiddetli plastik deformasyonu sağlamak veya yüksek hızlarda homojen bir şekilde ısıtma-soğutma yapmak en azından şimdilik mümkün görülmemektedir. Özellikle ısı ve plastik deformasyonların dahil olduğu yöntemlerde tane inceltmeye tabi tutulacak parçanın şekli ve boyutları oldukça büyük önem arz etmektedir.

Bu kısıtlayıcı faktörler ile birlikte değerlendirildiğinde, bu tez çalışmasında ele alınan ölçülerde ince taneli metalik şaft/mil üretiminde kullanılabilecek yöntemin plastik deformasyon içermeyen, sadece ısıtılma işlemine dayalı bir yöntem olabileceği sonucuna varılmıştır.

2.1.6. Şaft ve Millerde Burulma

Bir ucu ankastre diğer ucu serbest, L uzunluğunda ve R yarıçapındaki bir çubuğun serbest olan ucundan çubuğun z-eksenine (boyuna eksenine) dik olacak şekilde etki eden ve çubuğu döndürmeye çalışan moment çiftinin çubuk üzerinde oluşturduğu etkiye burulma denir (Şekil 2. 11). Burulma halinde, burulmaya maruz kalan elemanın ankastre ucu sabit kalırken diğer uç $T=Fd$ büyüklüğündeki moment etkisiyle, ankastre uca göre Φ kadarlık bir açı ile izafi bir dönme hareketi yapar, bu açıya burulma açısı denir. Aynı elemanın dış yüzeyinde iki uç arasında bir hat olduğunu kabul edelim. Burulma durumunda bu hat da γ açısı kadar bir yer değiştirme yapar.



Şekil 2. 11. Burulma halinin şematik görünüşü

Şekil 2. 12'deki gibi bir burulma halinde burulma açısının oluşturduğu yay $R\Phi$ şeklinde yazılabilir. Yine aynı şekilde çubuk boyuna paralel olarak kabul edilen hattın yer değiştirmesi ile oluşan yay da $L\gamma$ olarak ifade edilebilir. Bu her iki ifadenin temsil ettiği yay uzunluğu aynı olduğundan $L\gamma=R\Phi$ yazılabilir. Böylece;

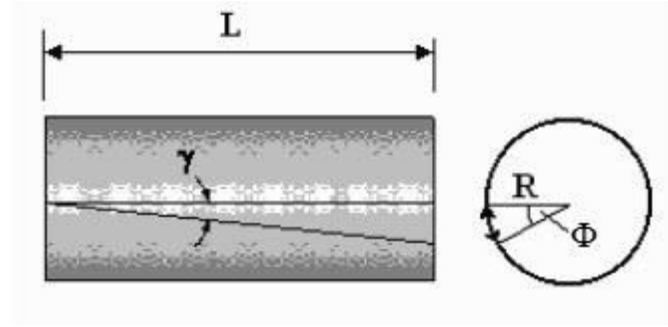
$$\gamma = \frac{R\theta}{L} \quad (2.2)$$

İfadesi elde edilir. Temel gerilme ve uzama teorisine bakılacak olursa γ 'nın şaftın dış yüzeyinde oluşan kesme gerilmesi değeri olduğu görülecektir.

Kesme uzaması ve kesme gerilmesi arasındaki ilişki;

$$G = \frac{\tau}{\gamma} \quad (2.3)$$

Olarak bilinmektedir. Burada τ kesme gerilmesi ve G de rijitlik modülüdür.



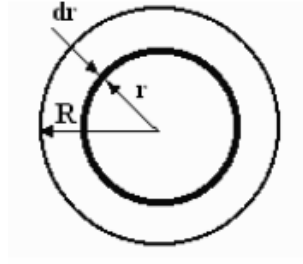
Şekil 2. 12. Boy ve yarıçap ile ilişkili Φ ve γ açıları

Rijitlik modülü (G), malzemelerin elastik sabitlerinden bir tanesidir. 2.3 ile verilen ifade sadece malzeme elastik malzeme özellikleri gösterdiği sürece geçerlidir. 2.2 ifadesini 2.3 ile verilen ifadede yerine koyduğumuz zaman;

$$\frac{G\phi}{L} = \frac{\tau}{R} \quad (2.4)$$

İfadesini elde ederiz. Türetilen bu ifade herhangi bir yarıçapa uygulanabileceğinden, kesme gerilmesinin yarıçap ile doğru orantılı olduğu ve şaft yüzeyinde maksimum değere ulaştığı ortaya çıkmaktadır. Bu durumda 2.4 ifadesi, Şekil 2. 12’de görülen herhangi bir yarıçap için aşağıda 2.5 ile verilen ifadedeki şekilde yazılabilir.

$$\frac{G\phi}{L} = \frac{\tau}{r} \quad (2.5)$$



Şekil 2. 13. R yarıçaplı bir mil üzerindeki r yarıçapı

Uygulanan “T” büyüklüğündeki torkun, malzemenin iç gerilmeleri ile nasıl karşılandığına bakalım. r yarıçapında, üzerine τ kesme gerilmeleri etkiyen basit bir halka olduğunu düşünelim (Şekil 2. 13).

Bu halkanın alanı, $dA = 2\pi r dr$;

Halkaya teğet olarak etki eden kesme kuvveti, $dF = \tau dA = \tau 2\pi r dr$;

Bu kesme kuvvetinin etkidiği r yarıçapında oluşan tork ise, $dT = \tau 2\pi r^2 dr$ olur. Böylece 2.5 ile verilen $\frac{G\phi}{L} = \frac{\tau}{r}$ ifadesi $dT = \frac{G\phi}{L} 2\pi r^3 dr$ haline dönüşür. Kesme gerilmelerinden kaynaklanan ve tüm kesite etki eden tork $T = \frac{G\phi}{L} 2\pi \int_0^R r^3 dr$ olur. $2\pi \int_0^R r^3 dr$ ifadesi, alanın kutupsal ikinci momenti (alanın atalet momenti) olarak bilinir ve “J” ile gösterilir. Böylece tork eşitliği ifadesi $T = \frac{G\phi}{L} J$ haline indirgenir. Bu ifade de genel olarak,

$$\frac{T}{J} = \frac{G\phi}{L} \quad (2.6)$$

şeklinde yazılır. 2.5 ve 2.6 ifadelerini birleştirdiğimiz zaman burulma eşitliği ifadesini elde ederiz.

$$\frac{T}{J} = \frac{G\phi}{L} = \frac{\tau}{r} \quad (2.7)$$

2.1.6.1. Alanın Kutupsal İkinci Momenti (Polar Atalet Momenti)

Bu çalışmada silindirik kesitli millerin burulma yorulması incelenmiştir. Bu nedenle sadece silindirik kesitlerin burulması ve atalet momentleri ile ilgilenilecektir. Farklı kesitlerin kendi atalet momentleri integrasyon yoluyla elde edilebileceği gibi standart tablolarda da bulunabilir. D çapındaki bir shaft için atalet momenti 2.8 numaralı ifade ile verildiği gibidir.

$$J = \frac{\pi D^4}{32} \quad (2.8)$$

Kesme gerilmelerinin şaftın merkezine doğru azalmasından dolayı, eğer burulmadan hariç başkaca bir gerilme oluşturunca faktör yok ise, ağırlık azaltmaya yönelik olarak şaftların içi boşaltılabilir. Bu durumda atalet momenti

$$J = \frac{\pi(D^4 - d^4)}{32} \quad (2.9)$$

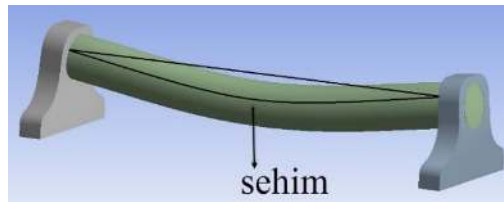
Şeklinde yazılır. Burada D şaftın dış çapını, d ise iç çapını temsil etmektedir.

2.1.7. Kritik Devir Sayısı

Belirli bir hızda dönen tüm miller, üzerinde harici bir yükleme olmasa bile, dönme esnasında bir miktar sehim gösterirler. Buna, silindirik milin kütle merkezi ile dönme merkezinin çakışmaması sebep olur. Çok dikkatli ve hassas bir işçilik harcansa dahi bu çakışmama durumu kaçınılmazdır. Ayrıca, geometrik ve kütle merkezi çakışacak şekilde üretilmiş olsa bile iki ucundan mesnetlenmiş bir mil kendi ağırlığının etkisi ile bir miktar sehim yapacaktır (Şekil 2. 14). Bu da daha durgun haldeyken bile geometrik olarak milin denge halini bozacaktır. Bu dengesizliklerin neticesi olarak millerde dönme durumunda yüksek genlikli titreşimler oluşur. Söz konusu titreşimler konforsuz bir hal oluşturmanın yanı sıra mil yataklarını bozacak hatta milde kırılmaya sebep olacak derecede ciddi sonuçlara sebep olabilirler.

Dönme hareketi esnasında oluşan titreşimlerin, milin doğal frekansı ile rezonans (tınlaşım) oluşturarak titreşimin genliğini artıracak hale gelmesiyle durum yıkıcı bir hal almaktadır. Dönme titreşimlerinin, milin doğal frekansı ile çakıştığı devir sayısına kritik devir sayısı, milin bu devirdeki hızına da kritik hız denilmektedir.

Sebep olabileceği sonuçlar göz önüne alınarak, bir milin imal edilmesinde, doğal frekansının, çalışma koşulları altında erişilemeyecek kadar yüksek olmasına dikkat edilmelidir.



Şekil 2. 14. Milin kendi ağırlığından kaynaklanan sehim

Mil dönmeye başladığında, mil üzerindeki sonsuz küçüklükteki her bir parçacığa, o parçacığın milin dönme eksenine olan mesafesine bağlı olarak bir merkezkaç kuvveti etkimeye başlayacaktır. Mili oluşturan malzemeden kaynaklı ağırlık kuvveti olmasa ve ayrıca mil geometrik ve malzeme yoğunluğu açısından düzgün olsaydı bu merkezkaç kuvvetleri oluşmayacaktı. Mil üzerinde oluşan sehim şu faktörlere bağlıdır;

- Milin ve mesnetlerin rijitliğine.
- Mil ve üzerine ekli elemanların toplam kütesine.
- Dönme eksenine etrafındaki dengelenmemiş kütle.
- Sistemin sönümleme miktarına.

2.1.8. Millerde Yorulma

2.1.8.1. Yorulma Nedir?

Yorulma hasarının en çok görüldüğü makine elemanlarının miller olmasının yansıması millerde en çok görülen hasar türü de yorulma hasarıdır. Bunda millerin sürekli dinamik zorlanmalar altında çalışmasının etkisi büyüktür. Sabit bir kuvvet altında çalışıyor olsa bile dönmekte olan bir mil üzerinde değişken zorlanmalar meydana gelmektedir. Dönme esnasında mil üzerinde sürekli olarak değişen birbirine zıt kuvvetler dinamik zorlanmalar oluştururlar. Bu zorlanmalar malzemenin akma dayanımının çok altında olmasına rağmen zaman içerisinde makine elemanı üzerinde yorulma olarak adlandırılan hasara sebep olurlar. Yorulma hasarı daha yaygın olarak metalik malzemelerde görülmektedir. Bununla birlikte polimerler ve cam hariç olmak üzere seramik malzemelerde de yorulma hasarı ortaya çıkabilmektedir. Yorulma olayında hasar üç adımda gerçekleşmektedir. Bunlar;

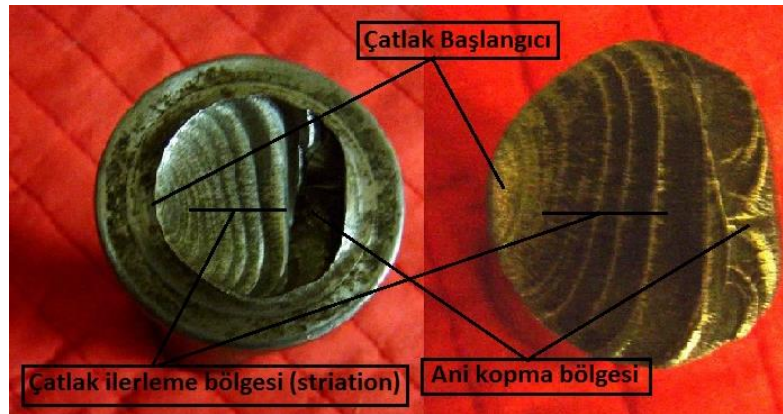
- Çatlak oluşumu
- Çatlak ilerlemesi
- Kesit daralmasına bağlı olarak nihai kopmanın ani bir şekilde gerçekleşmesidir.

Çatlak oluşumu; genellikle yüksek gerilme yığılmalarının meydana geldiği kısımlarda ya da kristal yapı içerisindeki hatalı bölgelerde başlar. Çatlak ilerlemesi; genellikle yüzeyden başlayıp, kayma hatları ile iç bölgeler doğru ilerler. Ayrıca malzeme içinde mikro çatlaklar varsa ve çatlak ucunda oluşan gerilme yığılması çatlak ilerletebilecek kadar büyük ise çatlak ilerler. Ani kopma; çatlak ilerlemesine bağlı olarak ortaya çıkan kesit daralması sonucunda malzeme mevcut gerilmeyi taşıyamayacak duruma geldiğinde kopmanın meydana gelmesi

şeklinde gerçekleşir. Şekil 2. 15’de yorulmaya bağlı olarak hasara uğramış bir makine elemanı üzerinde yorulma safhaları görülmektedir.

Makine elemanlarının tasarımlarında zorunlu olarak yer alan bazı süreksizlikler (delik, fatura, segman yuvası vb.) bulundukları bölgelerde gerilme yoğunlaşmasına sebep olarak hasarı hızlandırıcı etki yapmaktadırlar. Yorulma hasarının meydana gelmesi için; yükleme değişken olmalı ve belirli bir çevrim sayısında etki etmelidir.

Yorulmaya etki eden başlıca faktörleri şöyle sıralayabiliriz; Geometri, malzeme türü, gerilme hali, artık gerilmeler, tane büyüklüğü, iç kusurların boyutları ve dağılımı, yükleme doğrultusu, çevre ve sıcaklık [86].



Şekil 2. 15. Çatlak oluşumu ve ilerlemesini gösteren yorulma hasarı [87].

2.1.8.2. Yorulmada Bazı Terimler

Malzemelerin yorulmaya karşı dayanımı ifade edilirken temel olarak iki kavram kullanılmaktadır. Bunlar; yorulma ömrü ve yorulma dayanımıdır.

Yorulma ömrü: Malzemenin belirli gerilme şartları altında kaç çevrime kadar veya ne kadar süre dayanabileceğini ifade etmek için kullanılır.

Yorulma dayanımı: Belirli gerilme şartları altında malzemenin sonsuz çevrime kadar dayanabileceğini, yani yorulma hasarına uğramayacağını ifade etmek için kullanılır.

Gerilme oranı (stress ratio): R ile ifade edilir. En küçük gerilme değerinin, en büyük gerilme değerine oranı ile bulunur.

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (2.10)$$

R=1 ise tam değişken yükleme, R=0 ise sıfır-çekme gerilmesi yüklemesidir.

Gerilme aralığı: Malzemeye etki eden en yüksek gerilme ile en küçük gerilmenin farkı

olarak ifade edilir (Şekil 2. 16).

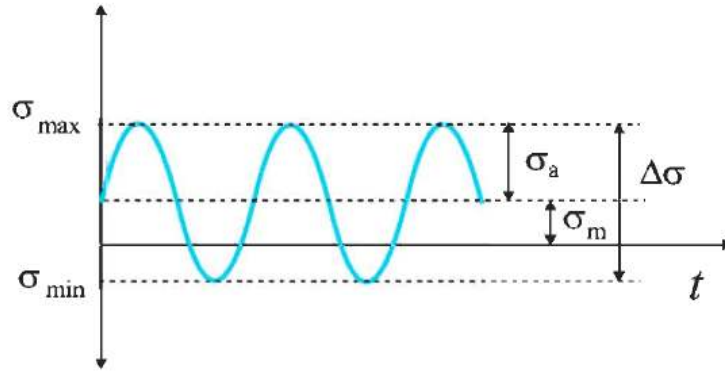
$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (2.11)$$

Gerilme genliği: Gerilme aralığının yarısı şeklinde ifade edilir (Şekil 2. 16).

$$\sigma_a = \frac{1}{2}(\sigma_{max} - \sigma_{min}) \quad (2.12)$$

Ortalama gerilme: En büyük gerilme ile en küçük gerilmenin toplamının yarısı olarak ifade edilir (Şekil 2. 16).

$$\sigma_m = \frac{1}{2}(\sigma_{max} + \sigma_{min}) \quad (2.13)$$

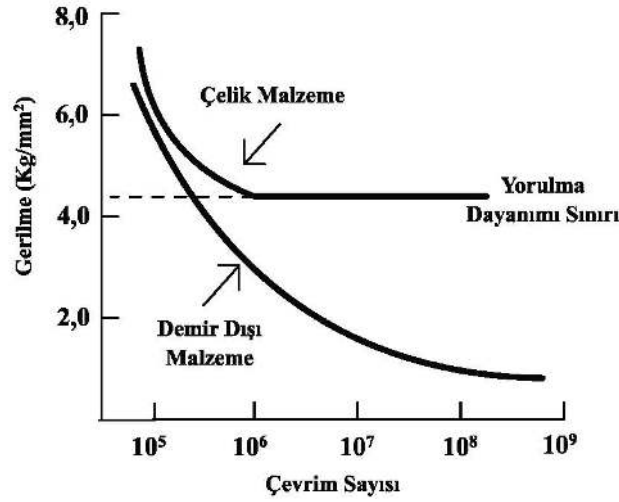


Şekil 2. 16. Gerilme-zaman grafiği [7].

2.1.8.3. Yorulma Eğrileri

S-N eğrisi olarak da bilinen Wöhler eğrileri; sabit bir ortalama gerilme değeri altında, malzemenin kaç çevrim sonrasında hasara uğrayacağına ilişkin hesaplamaların yapılmasında kullanılır. Bu eğriler genellikle 8-12 adet benzer numune kullanılarak çizilir. Ortalama gerilme tüm deneylerde sabit tutularak, her bir numuneye farklı periyodik gerilmeler uygulanır ve bunun karşılığında hasara kadar geçen çevrim sayısı kaydedilir. Tüm deneylerde, deney süresince gerilme genliği sabit tutulur. Şekil 2. 17’de demir ve demir dışı metallere ait tipik bir S-N diyagramı görülmektedir. Bu diyagramların düşey eksen gerilme değerini gösterirken, yatay eksen çoğunlukla logaritmik olmak üzere çevrim sayısını gösterir.

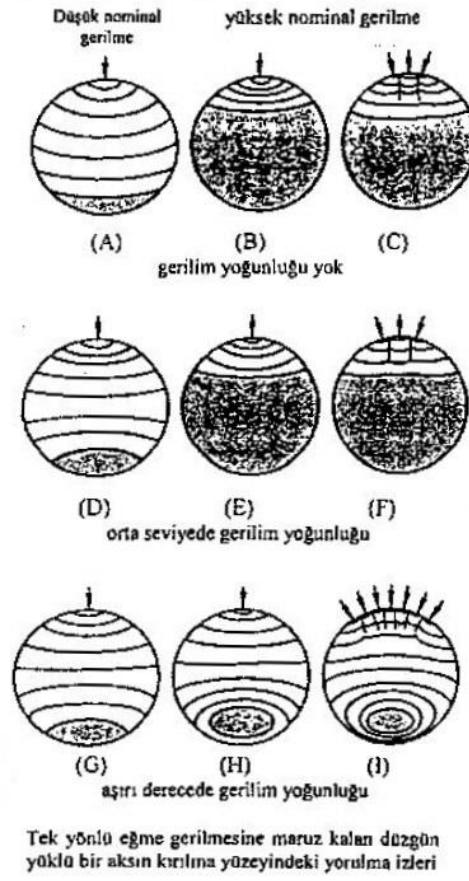
İki kısımdan oluşan bu eğrilerde, eğik olarak inen kısımdaki mukavemet değerine zaman mukavemeti, yatay kısımdaki değerlere ise sürekli mukavemet sınırı denilmektedir.



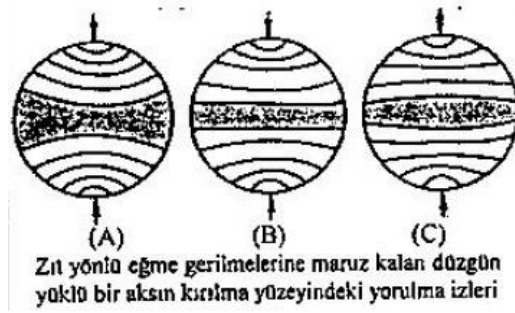
Şekil 2. 17. Demir ve demir dışı metallere ait tipik S-N eğrisi

2.1.8.4. Millerde Yorulma

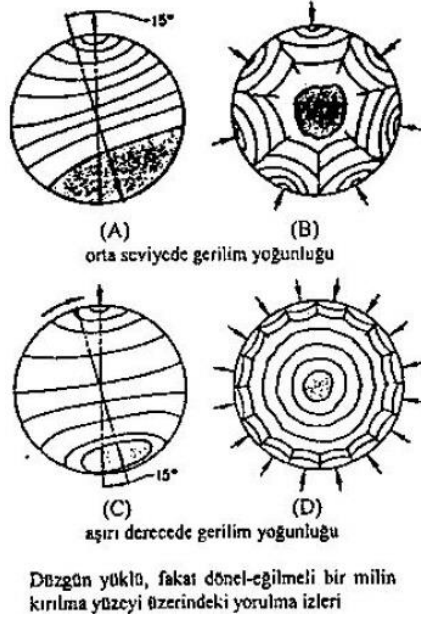
Millerde yorulma ile ortaya çıkan hasarları eğilme yorulması, burulma yorulması ve aksenal yorulma olarak üç ana gruba ayırmak mümkündür [88]. Eğilme yorulması; tek yönlü eğilme yorulması (Şekil 2. 18), zıt yönlü eğilme yorulması (Şekil 2. 19) ve dönel eğilme yorulması (Şekil 2. 20) olmak üzere üç farklı şekilde ortaya çıkabilmektedir. Tek yönlü eğilme yorulması ile zıt yönlü eğilme yorulması dönmeyen millerde görülen yorulma tipleridir. Dönel eğilme yorulması ise adından da anlaşılacağı üzere dönen millerde görülmektedir. Eğilme yorulması şeklinde ortaya çıkan yorulma hasarlarında kırık yüzeyi genellikle milin dönme eksenine 90°'lik açı yapacak şekilde meydana gelmektedir.



Şekil 2. 18. Tek yönlü eğme yorulması [88].



Şekil 2. 19. Zıt yönlü eğilme yorulması [88].



Şekil 2. 20. Dönel eğilme yorulması [88].

Burulma gerilmesi sebebiyle ortaya çıkan burulma yorulması hasarına uğrayan millerde kırılma yüzeyi gevrek malzemelerde mil eksenini ile 45° 'lik açı yapacak şekilde meydana gelirken (Şekil 2. 21), sünek malzeme karakteristiğine sahip millerde, eğilme gerilmesi ile oluşan kırılma yüzeylerine benzer şekilde gerçekleşir.



Şekil 2. 21. Milin dönme eksenini ile $\approx 45^\circ$ 'lik açı yapan kırılma yüzeyi

Eksenel yorulmada, eksen boyunca değişken ve kararsız şekilde yüklenen çekme ve basma gerilmeleri etkisiyle yorulma hasarı oluşur. Hasar yüzeyinin görüntüsü, eğilme yorulması hasarının yüzey görüntüsü ile benzerdir. Yorulma çatlağı genel olarak milin içerisinde yer alan bir süreksizlikten başlar, çatlak ucunda oluşan gerilme yığılmalarının etkisi ile ilerleyerek devam eder.

2.1.9. Türkiye’de Kardan Mili Üretimi

Ülkemizde kardan mili üretimi otomotiv yan sanayi olarak gelişmiştir. Çeşitli tarımsal makineler ve diğer araçlar için üretilen aktarma şaftlarının haricinde, bu konuda edinilen tecrübelerle günümüzde özellikle otomobil, hafif ve orta ağırlıkta ticari araçlar ile ağır iş makinelerine aks mili olarak kullanılan kardan mili üretebilecek seviyeye gelinmiştir. Ayrıca denizcilik, savunma sanayi gibi farklı amaçlara yönelik özel tip kardan mili üretimi de yapılmaktadır. Dövme, talaşlı imalat, ısıt işlem gibi çeşitli aşamalarla üretilen kardan milleri için hem komple mil hem de çatal, istavroz gibi mil bileşenlerinin üretimi yapan firmalar bulunmaktadır. Üretimin tüm safhalarını kendi bünyesinde gerçekleştiren üreticilerin yanı sıra farklı firmalardan iş alımı şeklinde üretim faaliyetlerini sürdüren üreticiler de mevcuttur.

Yurt içinde üretim yaparak ürünlerini farklı ülkelere pazarlayan çeşitli yerli kardan mili üreticilerinden bazıları şunlardır:

Aksan Kardan	web: http://www.aksanshaft.com
Akkardan	web: http://www.akkardan.com
Tirsan	web: http://www.tiryakiler.com.tr
PARSAN	web: http://www.parsan.com
Köksan Aks	web: http://www.koksanaksdogme.com.tr
Uzman Kardan	web: http://www.uzmankardan.com

2.2. Malzeme ve Metod

Makine elemanları ve özellikle dişli/mil uygulamalarında yaygın olarak AISI 10xx, AISI 41xx, AISI 43xx ve AISI 51xx serisi çeliklerin kullanıldığı görülmektedir. Bu çelikler içerisinde şaftlarda en yaygın kullanımı sebebiyle çalışmalarımızda AISI 4140 ve 4340 çeliklerinin kullanılması kararlaştırılmıştır. Çalışmanın ilk safhasında laboratuvar şartlarında deneysel numuneler üzerinden çalışmalar başlatılmıştır. Laboratuvar şartlarında elde edilen sonuçlara göre 35mm'lik çapa sahip şaftlar için 1/1 ölçüler dikkate alınarak ısıtma işlem süreci belirlenmiştir.

Şaftlara uygulanan geleneksel ısıtma işlem süreci haricinde şaft mikroyapısının çoklu faz olarak elde edilmesi ve bu mikroyapıdan hareketle ısıtma sürecinin ve mekanik özelliklerin belirlenmesi amaçlanmıştır. Çoklu faz mikroyapı çalışmalarının başlangıç aşamasında deneysel çalışmalar için iki farklı tür çelik (AISI 4140 ve AISI 4340) çalışmaya başlanmış ancak yorulma deneyi çalışmalarında sadece 1/1 ölçülerdeki AISI 4140 çeliğinden yapılan şaftlar yorulma testlerine tabi tutulmuşlardır. Laboratuvar düzeyindeki çalışmaların sonucunda, AISI 4340 çeliğinin AISI 4140 çeliğine göre özelliklerinde dikkate değer gelişmeler göstermemiş olması sebebiyle AISI 4340 çeliği ile 1/1 ölçülerde çalışılmamıştır. İlave olarak şaft üretiminde AISI 4340 çeliği AISI 4140 çeliğine göre daha maliyetli olduğundan üreticiler tarafından tercih edilmemektedir. Bununla birlikte bu çalışma çerçevesinde elde edilen ısıtma işlem süreç parametrelerinde yapılacak küçük değişikliklerle, AISI 4340 ve AISI 5140 çeliklerinde de benzer veya daha iyi sonuçların elde edilebilmesi mümkündür.

Tez çalışmalarının tüm aşamalarında kullanılan çelikler sertifikalı olarak doğrudan üretici veya bu üreticilerin bayilerinden temin edilmiştir. Bu çeliklere ait standartlardaki alaşım elementleri miktarları ile çalışmada kullanılan çeliklere ait, optik emisyon spektrometresi yöntemiyle elde edilen kimyasal kompozisyonlar Tablo 2. 1 ve Tablo 2. 2 ile verilmektedir.

Tezde yer alan ısıtma işlem çalışmaları, yorulma testleri ve numune hazırlıkları Aksan Kardan Ltd. Şti'nde (OSB Sincan, ANKARA), sertlik ölçümü, çekme ve çentik darbe testleri ile gerekli metalografik çalışmalar ise Erciyes Üniversitesi Mühendislik Fakültesi laboratuvarları ile Erciyes Üniversitesi Teknoloji Araştırma ve Uygulama Merkezi'nde gerçekleştirilmiştir.

Tablo 2. 1. Çalışmalarda kullanılan AISI 4140 çeliğinin standart değerleri ve kimyasal analizi

4140	C	Mn	P(max)	S(max)	Si	Cr	Mo
Standart	0,38-0,43	0,75-1,00	0,035	0,04	0,15-0,30	0,80-1,10	0,15-,025
Analiz	0,40	0,79	0,008	0,008	0,27	0,98	0,15

Tablo 2. 2. Çalışmalarda kullanılan AISI 4340 çeliğinin standart değerleri ve kimyasal analizi

4340	C	Mn	P(max)	S(max)	Si	Cr	Ni	Mo
Standart	0,38-0,43	0,60-0,80	0,035	0,04	0,15-0,30	0,70-0,90	1,65-2,00	0,15-,025
Analiz	0,41	0,76	0,030	0,02	0,28	0,87	1,88	0,27

Küçük ebatlı numunelerin ısıtma işlemleri için Aksan Kardan Ltd. (OSB Sincan, Ankara) şirketine ait fabrikada bulunan PLF 110/6 model Protherm marka elektrikli ısıtma işlem fırını kullanılmıştır. Bu fırın maksimum 1100°C sıcaklığa erişebilmektedir ve iç hacmi 6,3 L'dir. Şekil 2. 22'de fırına ait bir fotoğraf verilmektedir. Çoklu faz elde edilmesi için yapılan ısıtma işlemlerde kullanılan laboratuvar tipi tuz banyolu fırın Şekil 2. 23'de görülmektedir. Bu fırının çalışma sıcaklığı 160 - 550°C arasındadır. AS 135 (Petrofer) ısıtma işlem tuzu kullanılan fırında termokupl ile sıcaklık kontrolü yapılmaktadır.



Şekil 2. 22. Elektrikli fırın



Şekil 2. 23. Tuz banyolu fırın

Metalografik numune hazırlama için Metkon Forcipol-2v numune zımparalama ve parlatma cihazı (Şekil 2. 24); dağlama için nital (0.5'lik), Marshall, pikral gibi çeşitli dağlayıcılar kullanılmıştır. İnceleme ve değerlendirmeler için Nikon (Şekil 2. 25) ve Leica marka ışık mikroskoplar, LEO 440 taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Makro sertlik ölçümleri Matsuzawa DXT-3, mikro sertlik ölçümleri Struers Duramin 5 cihazı ile yapılmıştır.



Şekil 2. 24. Zımpara ve parlatma cihazı

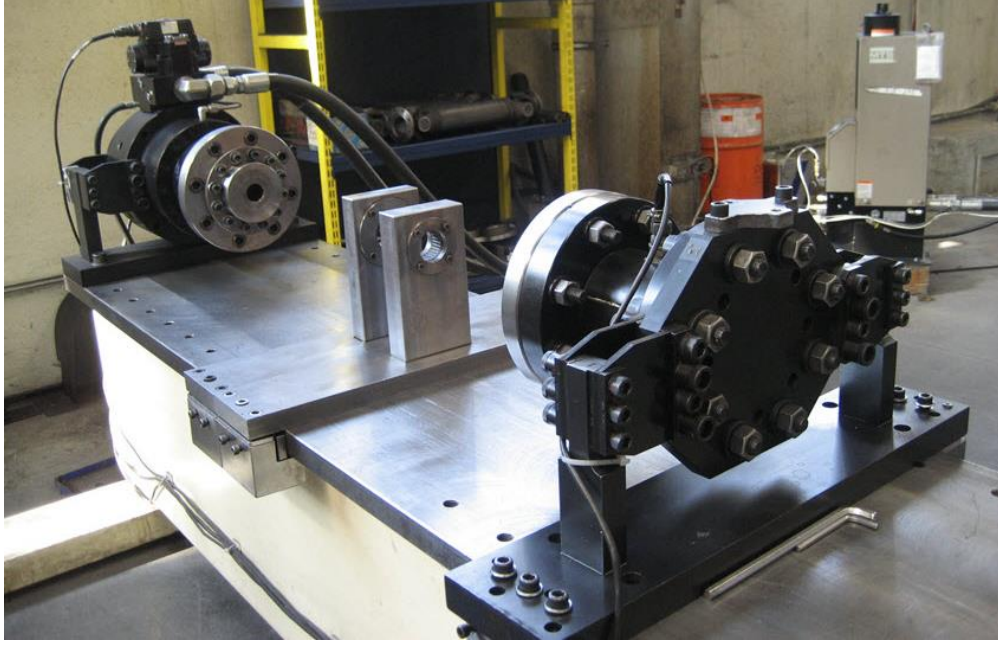


Şekil 2. 25. Metal mikroskobu

Laboratuvar ölçeğinde küçük numuneler üzerinde yapılan çalışmalarda kullanılan ve ısıtım işlem ekipmanlarına ilave olarak çalışmada, yorulma testleri için üretilen şaft numunelerine uygulanan ısıtım işlemler, Sanayi ve Ticaret Bakanlığı tarafından 00668.STZ.2010-2 proje numarası ile desteklenen SAN-TEZ projesi çerçevesinde Aksan Kardan Ltd. Şti.'ne kurulan ısıtım işlem ünitesinde gerçekleştirilmiştir (Şekil 2. 26). Şaft numunelerin yorulma testleri de yine Aksan Kardan Ltd. şirketine ait fabrikada bulunan MTS marka yorulma (burulmalı) test cihazında gerçekleştirilmiştir (Şekil 2. 27).



Şekil 2. 26. Isıtım işlem ünitesi genel görünüş



Şekil 2. 27. MTS marka burulma yorulması test cihazı

Yorulma ve statik burulma deneylerinin yapıldığı MTS marka burulmalı yorulma test cihazı 25.000 N-m statik, 11.600 N-m dinamik tork kapasitesine sahiptir. Cihaz hem yük hem de burulma açısı kontrollü olarak test yapabilme kabiliyetine sahiptir. Çalışmalarda yorulma testleri için yük, statik burulma testleri için açı kontrollü olarak çalıştırılmıştır. Sahip olduğu kontrol bilgisayarı ve özel yazılımı sayesinde test süresince anlık olarak tork ve açı değerlerini kayıt edebilme özelliği bulunmaktadır. Bununla birlikte değerleri anlık olarak kontrol bilgisayarı ekranından takip etmek de mümkündür.

2.2.1. Yöntem

2.2.1.1. Tane İnceltme Çalışmaları

Tane inceltme çalışmalarında öncelikle Grange ve arkadaşları [89] tarafından 1965 yılında US 3178324 numarasıyla patent altına alınmış olan ultra ince taneli çelik üretimi adlı ısıtıl işlemin uygulanabilirliği denenmiştir. Böylece östenitten ferrite dönüşüm esnasında ($\gamma \rightarrow \alpha$) östenitin dönüşüm hızının, ferrit tanelerinin büyüme hızından yüksek olması nedeniyle daha küçük tane yapısına ulaşılması hedeflenmiştir. Bahsi geçen çalışmada [89] ardışık olarak tekrar edilen birkaç çevrim sonrası tane büyüklüğünün azaldığı, örneğin AISI 4140 numunesi için tane numarasının 11'den 14'e çıktığı, ifade edilmektedir.

Bu amaçla AISI 4140 çeliğinden hazırlanan 20 mm çapında ve 50 mm boyundaki silindirik numuneler (3 adet) 850°C’de hazır bulunan fırın içerisine konularak 60 saniye bekletilmiştir. Fırın çıkışında yağ banyosunda 20 saniye tutulan numunelerden bir tanesi ayrılarak, kalan iki tanesi tekrar fırına konulmuş ve 60 saniye daha bekletilmiştir. Aynı çevrim tekrar edilerek; her iki numune fırın çıkışında yeniden yağ banyosuna alınmış, 20 saniye sonrasında bir tanesi ayrılmış ve bir tanesi yeniden fırına konulmuştur. Numuneler fırın çıkışlarında östenitleme sıcaklığına erişmiş çeliğin kendisine has kor görüntüsünden uzak bir görünüme sahiptiler. Numunelerin boyutları dikkate alındığında, ısıtmanın yapıldığı fırın kullanılarak bu ölçülerdeki numunelerin istenilen kısa sürede östenitleme sıcaklığına erişemeyeceği görülmüştür.

Daha sonra yeni bir ısıtma işlemi çalışması denenmiştir. Bu çalışmada yine AISI 4140 çeliğinden imal edilmiş, 20 mm çapında ve kalınlıkları sırasıyla 1, 2 ve 3 mm olan numune setleri kullanılmıştır (Her bir kalınlıktaki numunelerden 3’er adet, 1mm x 3, 2 mm x 3, 3 mm x 3 adet). Numuneler 870°C sıcaklıktaki fırına atılmış ve 60 saniye bekletilmiştir. Fırın çıkışında kızarmış haldeki numuneler 400°C’de hazır bulunan tuz banyosuna alınmış, burada 5 dakika bekletildikten sonra her bir numune setinden birer adet ayrılarak diğer numuneler tekrar 870°C’deki fırına konulmuştur. Bu ısıtma işlemi çevrimi her birinde birer numune alınarak toplam 3 kez tekrar edilip deney sonlandırılmıştır. Böylelikle üç faz mikroyapısına sahip ince taneli numunelerin elde edilmesi amaçlanmıştır. Aynı zamanda iki ısıtma çevrimi arasındaki sıcaklık farkının da düşük tutulması sağlanarak daha hızlı ısıtmanın mümkün olabileceği düşünülmüştür.

2.2.1.2. Çoklu Faz Çalışmaları

Mikroyapı kompozisyonları ile şaftın yorulma ömrünü artırmaya yönelik çalışmalar 3 aşamalı olarak gerçekleştirilmiştir. Çalışmalarda kritik sıcaklıklar arasında tavlama ve ardından çeşitli izotermal dönüşümler veya hızlı soğutma ile farklı mikroyapılar elde edilmiştir. Birinci aşamada laboratuvar ölçülerinde numuneler üzerinden mikroyapıların elde edilmesi ve karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Bu amaçla 25 mm çapında ve 20 mm yüksekliğinde silindirik numuneler çeşitli ısıtma işlemlere tabi tutulmuştur (Şekil 2. 28). Isıtma işlem parametreleri ilgili çeliğe ait TTT diyagramı ve Fe-C denge diyagramı üzerinden çeşitli yorumlar ile belirlenmiştir. Belirlenen ısıtma süreçleri uygulanarak elde edilen numuneler üzerinde gerekli metalografik incelemeler ile sertlik ve mikrosertlik ölçümleri yapılarak elde edilen sonuçlar değerlendirilmiştir. Değerlendirme sonucunda çelik şaftların

çekirdek bölgesinde istenilen faz yapısı ve sertlik değerini karşılayan veya buna yakın sonuçlar veren numunelere ait ısıtım işlem süreçleri ile çalışmalara devam edilmiş, yetersiz sonuç veren ısıtım işlem süreçleri elenmiştir.

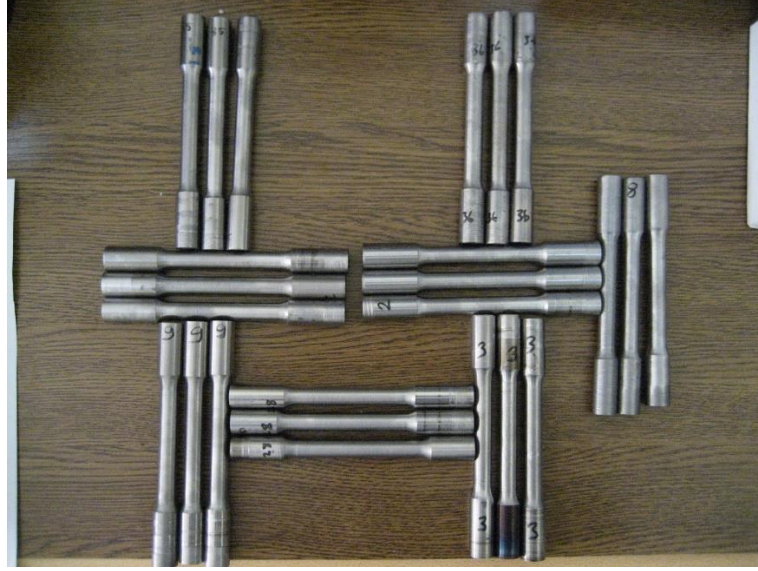


Şekil 2. 28. Isıtım işlem deneylerinde kullanılan numuneler

İkinci aşamada, birinci aşama sonucu elde edilen ısıtım işlem süreçleri aynı parametrelere (sıcaklık ve süre) bağlı kalınarak çentik darbe ve çekme numunesi elde edilmesi amacıyla ile daha büyük boyutlardaki malzemelere uygulanmıştır. Bu aşamada çentik darbe numunesi elde etmek için 25 mm çapında ve 60 mm yüksekliğinde, çekme numunesi elde etmek için de yine 25 mm çapında, 160 mm yüksekliğinde numuneler ısıtım işleme tabi tutulmuştur. Burada çentik darbe ve çekme numunelerinin birlikte ısıtım işlem görmelerine dikkat edilmiştir. Ardından talaşlı imalat yöntemleri ile silindirik numunelerden ASTM E 23-02A standardına uygun olarak çentik darbe, ASTM E 8M-04 standardına uygun olarak da çekme deney numuneleri üretilmiştir (Şekil 2. 29 ve Şekil 2. 30). Daha sonra yine ilgili ASTM standardına göre test süreci yürütülmüştür.



Şekil 2. 29. ASTM E 23-02A standardına göre hazırlanan çentik darbe numuneleri



Şekil 2. 30. ASTM E 8M-04 standardına göre hazırlanan çekme numuneleri

Üçüncü aşamada çentik darbe ve çekme numuneleri üzerinde yapılan testler ile elde edilen sonuçlar değerlendirilerek nihai olarak şaft üretiminde kullanılabilecek ısıtılma süreçlerinin belirlenmesi gerçekleştirilmiştir. AISI 4140 çeliğinden 35mm çapında ve 500 mm uzunluğunda şaft numuneleri hazırlanarak (Şekil 2. 31), öncelikle deneysel çalışmalar sonucu elde edilen ısıtılma süreçleri uygulanmış (Şekil 2. 32), daha sonra da şaft numunelerinde yüzey sertliğini elde etmek amacıyla indüksiyonla sertleştirme işlemine tabi tutulmuşlardır (Şekil 2. 33).



Şekil 2. 31. 500 mm uzunluğundaki şaft numunesi

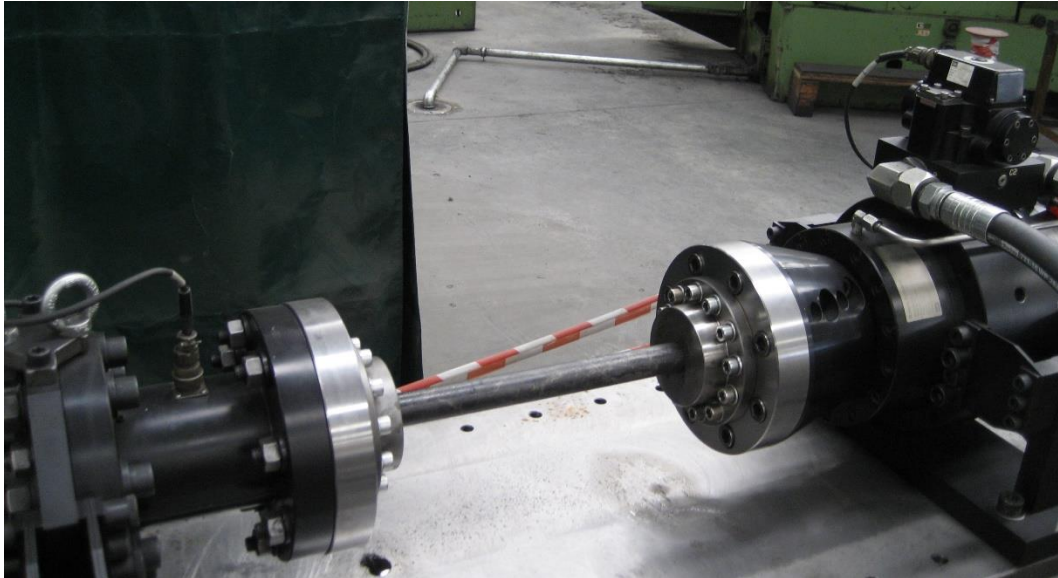
Bir dizi çalışmalar sonrasında elde edilen ısıtma süreçlerine uygun şekilde ısıtma işlemi görüp daha sonra indüksiyon ile yüzey sertleştirilmesi yapılan deneysel şaft numuneleri yorulma test cihazına bağlanarak ± 3 kN-m burulma momenti altında yorulma ömürleri belirlenmiştir (Şekil 2. 34).



Şekil 2. 32. Isıtma işlemi sonrası numunelerin görünüşü



Şekil 2. 33. İndüksiyon ile yüzey sertleştirme cihazı



Şekil 2. 34. Yorulma testi yapılmakta olan şaft numunesi

Yorulma testleri ± 3 kN-m tork yüklemesi altında yapılmıştır. Sonuçlar, kontrol bilgisayarı ekranından anlık olarak takip edilmiş, test süresince elde edilen tork ve açı değerleri anlık olarak kaydedilmiştir (Şekil 2. 35).



Şekil 2. 35. Yorulma test cihazı kontrol ekranı

2.3. Sonuçlar ve Tartışma

2.3.1. Tane İnceltme alışmaları

Tane inceltmeye yönelik olarak yapılan çalışmalarda, şaft olarak kullanılacak millerin boyutları ve şekli göz önünde bulundurularak yalnızca termal yöntemlerin uygulanabilir oldukları değerlendirilmiştir. Bunun sonucu olarak daha önceden geliştirilmiş ve patenti alınmış bir ısıt ışlemin uygulanabilirliğinin denenmesine karar verilmiştir. AISI 4140 çeliğinden üretilmiş 1 mm kalınlığındaki numunelerle yapılan çalışmalar sonrasında, elde edilen sonuçların beklenen şekilde olmadığı görölmüştür. Kullanılan eliğin ve uygulanan ısıt ışlemin, tane sınırlarının gözlenmesine imkân tanımması sebebiyle muhtemel tane inceltmesinin sertliğe olan etkisi ile belirlenmesi düşünölmüştür. Yapılan sertlik ölçümlerinde ısıt ışlem çevrimleri sonrasında sertlik değerinin artmadığı sonucu çıkmıştır. Yeterli ısıtma ve soğutma hızlarının ancak çok küçük veya yüzey alanı/hacim oranı büyük olan parçalar için mümkün olabileceği, çalışmalar kapsamında ele alınan ölçüleriyle bir şaftta ısıt ışlem çevrimleriyle tane inceltme ışleminin gerçekleştirilemeyeceği kararına varılarak, çoklu mikroyapılar geliştirmek üzere çalışmalar devam ettirilmiştir.

2.3.2. Çoklu Faz Mikroyapı alışmaları

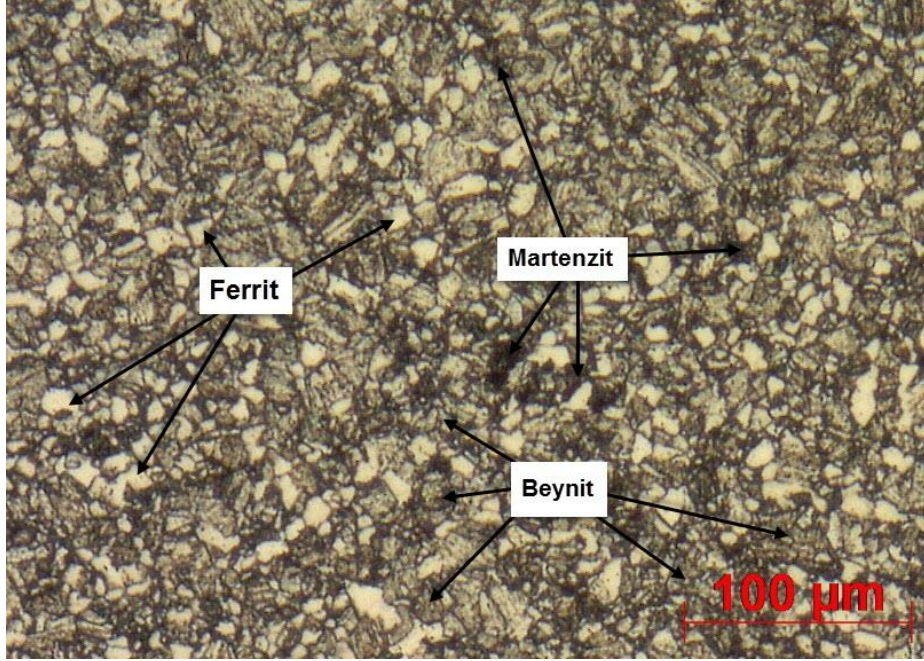
İlk aşamada yapılan çalışmalar ile çeşitli duel faz veya çoklu faz mikroyapıları elde edilmiştir. Bu aşamada çalışmalar hem AISI 4140 hem de AISI 4340 elikleri üzerinde gerçekleştirilmiştir. Malzeme ve Metot kısmında bahsedildiği şekilde hazırlanan numunelere yapılan çeşitli ısıt ışlemler ve elde edilen sertlik sonuçları AISI 4140 eliği için Tablo 2. 3’de AISI 4340 eliği için ise Tablo 2. 4’de verilmektedir. Numunelerin ısıt ışlemlerine öncelikle normalizasyon ısıt ışlemi ile başlanmış böylelikle tüm numuneler için mikroyapı açısından başlangıçta farklılık olmamasına çalışılmıştır. Normalizasyon ısıt ışlemi AISI 4140 eliği için 840°C sıcaklıkta, AISI 4340 eliği için ise 850°C sıcaklıkta 1 saatlik tavlama ile gerçekleştirilmiştir.

AISI 4140 numuneleri normalizasyonu takiben kritik sıcaklıklar arasında yer alan bir sıcaklıkta 1 saat süreyle tavllanmış ve farklı soğutma ışlemlerine tabi tutulmuşlardır. Bunlar;

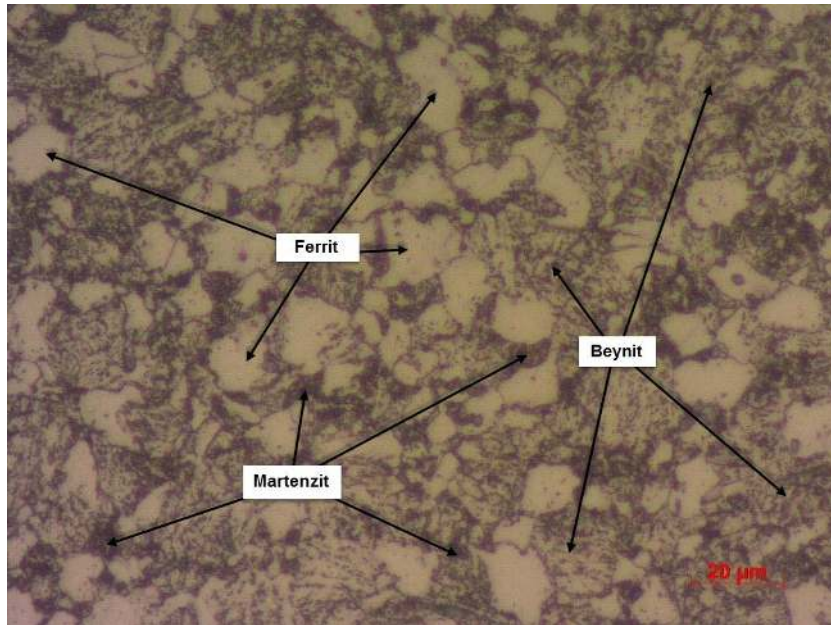
- Doğrudan suda su verme,
- Beynit bölgesinin alt sınırına yakın bir sıcaklıktaki tuz banyosunda farklı sürelerde tutma ve ardından farklı ortamlarda soğutma,

- Beynit burnuna bir yakın sıcaklıktaki tuz banyosunda farklı sürelerde tutma ve ardından suda soğutma,

Şeklinde gerçekleşmiştir. Elde edilen numuneler metalografik olarak incelemeye tabi tutulmuşlardır. Mikroyapı incelemelerinde dual faz veya çoklu faz yapıların oluştuğu görülmüştür (Şekil 2. 36, Şekil 2. 37).



Şekil 2. 36. AISI 4140 çeliğinde çoklu faz yapısı (ferrit+beynit+martenzit)



Şekil 2. 37. AISI 4140 çeliğinde çoklu faz yapısı

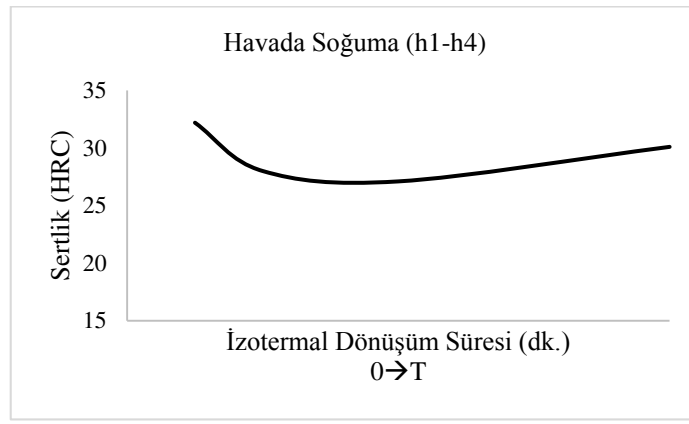
Tablo 2. 3. AISI 4140 numunelerine uygulanan ısıt işlemler ve sertlik değerleri

Sıra No:	Numune Kodu	Malzeme	İşlem	Sertlik (HRC)
1	Torna delikli	4140	Fabrikaya geldiği haliyle, işlemsiz.	13,6 – 12,7 10,2 – 13,0
2	$\underline{N}$	4140	840°C'de 1 saat normalize edildi.	30,7 – 29,2 31,5 – 31,3
3	M	4140	Normalize, Kritik sıcaklıklar arasında T dakika bekletme, suda soğutma.	53,7 – 50,1 50,2 – 51,3
4	S1	4140	Kritik sıcaklıklar arasında 1 saat tavlama, T sıcaklığındaki tuz banyosunda t ₁ dk bekletme, suda soğutma.	28,1 – 27,0 26,2 – 29,4
5	S2	4140	Kritik sıcaklıklar arasında 1 saat tavlama, T sıcaklığındaki tuz banyosunda t ₂ dk bekletme, suda soğutma.	18,8 – 21,0 18,4 – 21,8
6	S3	4140	Kritik sıcaklıklar arasında 1 saat tavlama, T sıcaklığındaki tuz banyosunda t ₃ dk bekletme, suda soğutma.	17,2 – 17,7 18,3 – 18,8
7	S4	4140	Kritik sıcaklıklar arasında 1 saat tavlama, T sıcaklığındaki tuz banyosunda t ₄ dk bekletme, suda soğutma.	32,2 – 32,6 33,3 – 32,0
8	h1	4140	Kritik sıcaklıklar arasında 1 saat tavlama, T sıcaklığındaki tuz banyosunda T ₁ dk bekletme, havada soğuma.	32,6 – 32,6 32,0 – 31,5
9	h2	4140	Kritik sıcaklıklar arasında 1 saat tavlama, T sıcaklığındaki tuz banyosunda T ₂ dk bekletme, havada soğuma.	28,8 – 25,5 28,1 – 30,0
10	h3	4140	Kritik sıcaklıklar arasında 1 saat tavlama, T sıcaklığındaki tuz banyosunda T ₃ dk bekletme, havada soğuma.	26,1 – 26,4 28,5 – 27,2
11	h4	4140	Kritik sıcaklıklar arasında 1 saat tavlama, T sıcaklığındaki tuz banyosunda T ₄ dk bekletme, havada soğuma.	27,4 – 31,4 29,9 – 31,5
12	*1	4140	Kritik sıcaklıklar arasında 1 saat tavlama, T sıcaklığındaki tuz banyosunda T ₁ dk bekletme, yağda soğuma.	31,7 – 32,8 33,0 – 29,2
13	*2	4140	Kritik sıcaklıklar arasında 1 saat tavlama, T sıcaklığındaki tuz banyosunda T ₂ dk bekletme, yağda soğuma.	28,9 – 30,6 26,2 – 26,0
14	*3	4140	Kritik sıcaklıklar arasında 1 saat tavlama, T sıcaklığındaki tuz banyosunda T ₃ dk bekletme, yağda soğuma.	33,1 – 31,7 27,1 – 25,2
15	*4	4140	Kritik sıcaklıklar arasında 1 saat tavlama, T sıcaklığındaki tuz banyosunda T ₄ dk bekletme, yağda soğuma.	22,5 – 22,6 21,0 – 20,3
16	*5	4140	Kritik sıcaklıklar arasında 1 saat tavlama, T sıcaklığındaki tuz banyosunda T ₅ dk bekletme, yağda soğuma.	16,2 – 16,2 13,3 – 12,7
17	** 1	4140	Kritik sıcaklıklar arası 45 dk tavlama, T1 sıcaklığındaki tuz banyosunda T ₁ dk bekletme, suda su verme	14,9 – 18,4 18,3 – 19,0
18	** 2	4140	Kritik sıcaklıklar arası 45 dk tavlama, T1 sıcaklığındaki tuz banyosunda T ₂ dk bekletme, suda su verme	23,7 – 22,2 24,9 – 26,5
19	** 3	4140	Kritik sıcaklıklar arası 45 dk tavlama, T1 sıcaklığındaki tuz banyosunda T ₃ dk bekletme, suda su verme	17,9 – 17,4 16,8 – 17,4
20	** 4	4140	Kritik sıcaklıklar arası 45 dk tavlama, T1 sıcaklığındaki tuz banyosunda T ₄ dk bekletme, suda su verme	23,9 – 24,5 23,5 – 25,4

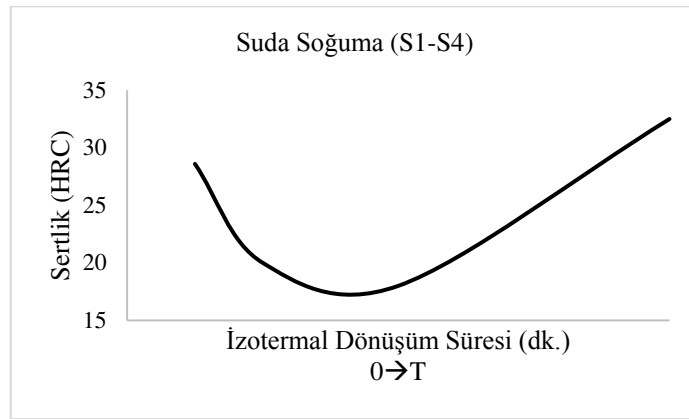
2.3.2.1. İzotermal Dönüşüm Süresinin Dönüşüm Ürünü Üzerindeki Etkisi

AISI 4140 numuneleri aynı izotermal dönüşüm sıcaklığında (T sıcaklığı) farklı sürelerde (T₁-T_{4,5}) bekletildikten sonra, hava, yağ ve su gibi çeşitli soğuma ortamlarında soğutulmuştur. Böylece hem izotermal dönüşüm sıcaklığında bekleme süresinin, hem de

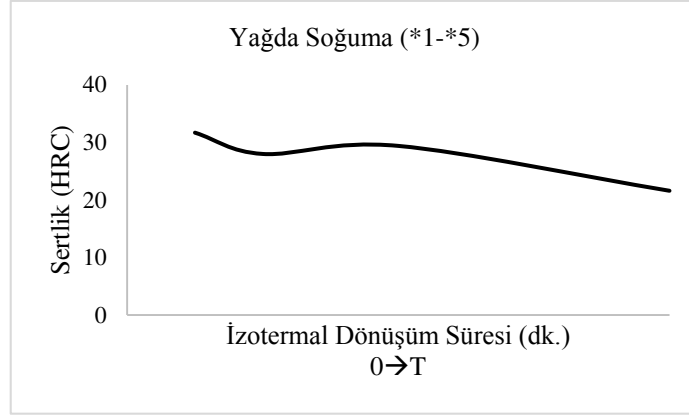
izotermal dönüşüm sonrası oda sıcaklığına soğuma hızının mikroyapıya etkisi izlenmeye çalışılmıştır. Elde edilen sonuçlar doğrultusunda çizilen grafiklere göre, izotermal dönüşüm sıcaklığında bekleme süresinin uzamasına bağlı olarak sertlik değerinin değiştiği görülmektedir. Buna göre, izotermal dönüşüm sıcaklığında belirli bir süre boyunca düşüş gösteren sertlik değeri, bir noktadan sonra tekrar yükselme eğilimi göstermektedir (Şekil 2. 38, Şekil 2. 39, Şekil 2. 40). Ayrıca izotermal dönüşüm şartları ve süresi aynı olmasına rağmen, dönüşüm sonrası oda sıcaklığına soğuma hızının da sertlik üzerinde etkili olduğu görülmüştür.



Şekil 2. 38. İzotermal dönüşüm sonrası havada soğutulan numunede dönüşüm süresi ile sertlik ilişkisi

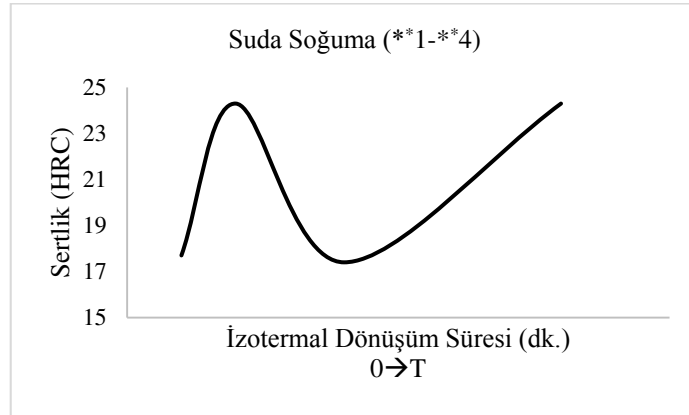


Şekil 2. 39. İzotermal dönüşüm sonrası suda soğutulan numunede dönüşüm süresi ile sertlik ilişkisi



Şekil 2. 40. İzotermal dönüşüm sonrası yağda soğutulan numunede dönüşüm süresi ile sertlik ilişkisi

Bir takım numuneler farklı bir kritik sıcaklıklar arası sıcaklıkta (T^1) 45 dakika süreyle tavllanmış ($T^1 > T$), ardından beynit bölgesinin alt sınırına yakın sıcaklıktaki tuz banyosunda T_1 - T_4 dakika sürelerle bekletildikten sonra suda soğutularak işlem sonlandırılmıştır. Elde edilen sertlik değerleri, hiçbir numune için 30 HRC değerine yaklaşmamıştır. Kritik sıcaklıklar arası tavlama sıcaklığının, izotermal dönüşüm için yeterli östenitin oluşması üzerinde etkin olduğu görülmüştür. Ayrıca izotermal dönüşüm sıcaklığında bekleme süresine bağlı olarak sertlik değerinde bir dalgalanma görülmektedir (Şekil 2. 41).

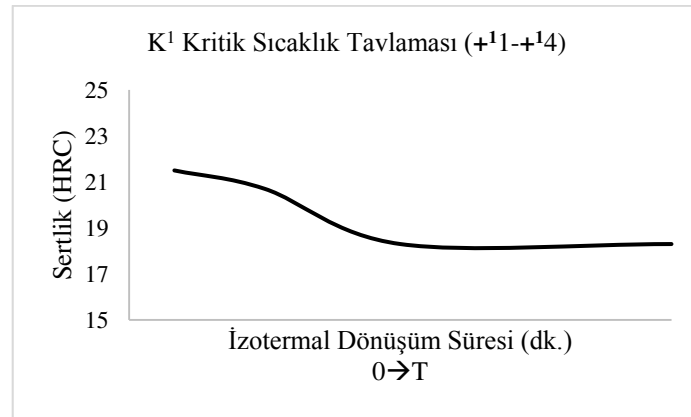


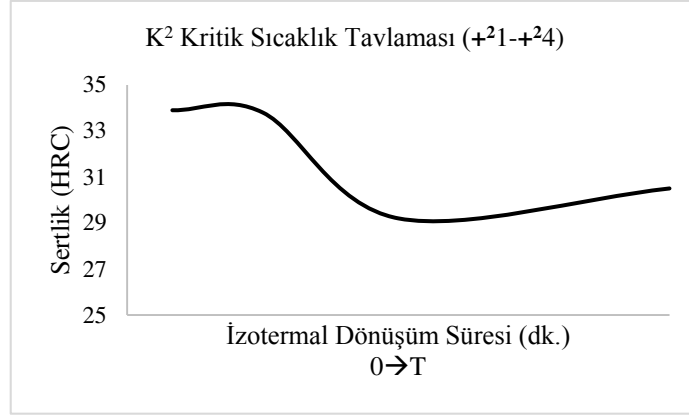
Şekil 2. 41. Farklı bir izotermal dönüşüm sıcaklığında dönüşüm süresi-sertlik ilişkisi

Tablo 2. 4. AISI 4340 numunelerine uygulanan ısıt işlemler ve sertlik değerleri

Sıra No:	Numune Kodu	Malzeme	İşlem	Sertlik (HRC)
1	İşlemsiz	4340	İşlem görmemiş, satın alındığı haliyle	6,3 – 7,3 6,8 – x
2	+N	4340	850°C’de 1 saat normalize edilmiş.	35,3 – 35,7 34,8 – 35,7
3	+Ms	4340	850°C’de 1 saat normalize, suda su verme	57,0 – 56,6 55,4 – 55,9
4	+My	4340	850°C’de 1 saat normalize, yağda su verme	51,7 – 53,5 52,7 – 52,5
5	+ ¹ 1	4340	Normalize, kritik sıcaklıklar arasında (K ¹) tavlama, T sıcaklığında tuz banyosunda t ₁ dk. bekletme, suda soğuma.	18,2 – 23,1 22,0 – 22,5
6	+ ¹ 2	4340	Normalize, kritik sıcaklıklar arasında (K ¹) tavlama, T sıcaklığında tuz banyosunda t ₂ dk. bekletme, suda soğuma.	18,8 – 20,9 22,3 – 21,1
7	+ ¹ 3	4340	Normalize, kritik sıcaklıklar arasında (K ¹) tavlama, T sıcaklığında tuz banyosunda t ₃ dk. bekletme, suda soğuma.	18,5 – 17,4 19,2 – 17,9
8	+ ¹ 4	4340	Normalize, kritik sıcaklıklar arasında (K ¹) tavlama, T sıcaklığında tuz banyosunda t ₄ dk. bekletme, suda soğuma.	17,1 – 17,9 18,3 – 19,7
9	+ ² 1	4340	Normalize, kritik sıcaklıklar arasında (K ²) tavlama, T sıcaklığında tuz banyosunda T ₁ dk. bekletme, suda soğuma.	33,7 – 34,1 34,2 – 33,4
10	+ ² 2	4340	Normalize, kritik sıcaklıklar arasında (K ²) tavlama, T sıcaklığında tuz banyosunda T ₂ dk. bekletme, suda soğuma.	34,1 – 33,3 33,7 – 34,0
11	+ ² 3	4340	Normalize, kritik sıcaklıklar arasında (K ²) tavlama, T sıcaklığında tuz banyosunda T ₃ dk. bekletme, suda soğuma.	29,3 – 30,0 28,9 – 28,7
12	+ ² 4	4340	Normalize, kritik sıcaklıklar arasında (K ²) tavlama, T sıcaklığındaki tuz banyosunda T ₄ dk. bekletme, suda soğuma.	28,9 – 31,1 31,0 – 30,9

AISI 4340 numuneleri için iki farklı kritik sıcaklıklar arası değerinde (K¹ ve K²) tavlama işlemi yapılmıştır (Şekil 2. 42, Şekil 2. 43). Böylece AISI 4140 numuneleri ile benzer ısıt işlem şartlarının oluşturulmasının mümkün olup olmayacağı araştırılmıştır. Elde edilen sonuçlar, kritik sıcaklıklar arası tavlama AISI 4140 ve AISI 4340 için aynı sıcaklığın seçilebileceğini, bu sıcaklık için en uygun değer K² olduğunu göstermiştir.

**Şekil 2. 42.** K¹ tavlama sıcaklığında izotermal dönüşüm süresi-sertlik ilişkisi

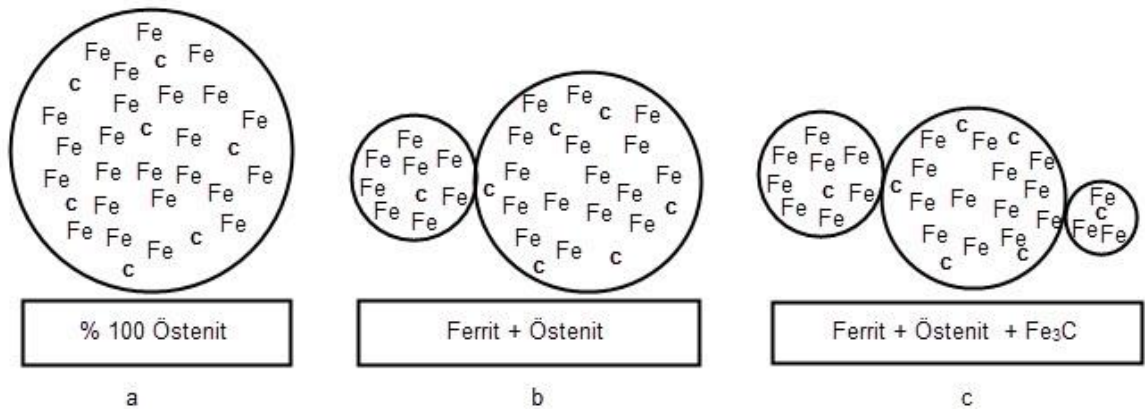


Şekil 2. 43. K² tavlama sıcaklığında izotermal dönüşüm süresi-sertlik ilişkisi

İzotermal dönüşüm sıcaklığında bekleme süresi arttıkça, dönüşüm ürünü yapının sertlik değerindeki değişim AISI 4340 numunelerinde de görülmektedir. İzotermal dönüşüm süresi ve sonrasındaki soğuma şartlarına bağlı olarak oluşan bu durum AISI 4140 numunesi üzerinden, şu şekilde açıklanabilir;

H serisinde yer alan numuneler kritik sıcaklık tavlamasının ardından T °C’lik tuz banyosunda 1T, 2T, 4T ve 8T dakika (H1→H4) sürelerle bekletilmiş, izotermal dönüşüm sonrasında havada soğumaya bırakılmıştır. Bu şekilde yapılan ısıtma işlemi ile nihai mikroyapı içerisinde kritik sıcaklık tavlamasından kalan ferrit, izotermal dönüşüm süreciyle oluşan beynit ve izotermal dönüşüm sürecinde henüz dönüşmemiş östenitin havada soğuma sürecinde perlitte dönüşmesi ile perlit fazlarının elde edilmesi amaçlanmıştır. Uygun sertlik değerlerini sağlayan ısıtma işlemleri çentik darbe numunesine uygulanmış, elde edilen yüksek tokluk değerleri mikroyapıda beynitik dönüşümün istenildiği şekilde gerçekleşmiş olduğunu göstermiştir. Bilindiği üzere izotermal dönüşüm, difüzyon esaslı bir süreçtir ve difüzyon sıcaklık ve zamana bağlı bir işlem olarak gerçekleşir. Kritik sıcaklık tavlaması sonrasında yapıda bulunan yaklaşık %75-80 oranındaki östenit fazı, izotermal dönüşüm için tuz banyosuna alındığında hemen tamamen dönüşüme uğramaz, dönüşümün tamamen gerçekleşmesi için yeterli uzunlukta süre gerekir. Hatta oda sıcaklığında %100’lük bir dönüşüm gerçekleşmez [90]. Östenit fazı yüksek miktarda karbon çözündürme kabiliyetine sahiptir ve izotermal dönüşüm sıcaklığında östenit tanelerindeki karbon miktarı Ac₃ sıcaklığındaki orandan daha yüksektir. Çünkü Fe-Fe₃C diyagramında ötektoid altı bir çelik için Ac₃ sıcaklığının üzerindeki bölgede tüm yapı östenit fazındadır (Şekil 2. 44-a) ve malzemenin sahip olduğu tüm karbon atomları bu östenit fazı içerisinde homojen olarak dağılmış durumdadır. Örneğin % 0,4 oranında karbon içeren bir çelik tamamen östenit fazına

getirildiğinde, mevcut östenit fazının karbon oranı da % 0,4'tür. Ac_3 sıcaklığının altına inilmeye başlandığında ferrit taneleri, östenit fazından ayrılmaya başlar (Şekil 2. 44-b). Bilindiği üzere ferrit fazının çözüdürebildiği karbon oranı en fazla % 0,025 kadardır. Isıl işlem sırasında malzemenin mevcut atom sayısı ve atomların bir birlerine oranı sabit kalır. Ancak, faz dönüşümüne bağlı olarak östenit fazından ayrılan demir atomları ferrit fazını oluştururken östenit fazındaki demir atomları oranını azalmasına ve dolayısıyla karbon atom oranının artmasına sebep olur. Bunun yanında östenit fazı içerisinde bir karbon atomu ile beraberinde üç demir atomunun sementit'i (Fe_3C) oluşturması (Şekil 2. 44-c) östenit fazının karbon oranını yükseltir (Şekil 2. 44). İzotermal dönüşüm esnasında östenit içerisindeki karbon atomlarının yayınımla dönüşüm ürünü/ürünleri oluşur. Bununla birlikte, dönüşüm sürecinde östenit tanelerinin karbon atomu oranı da sürekli değişir.



Şekil 2. 44. Östenitin karbon içeriğinin soğumaya bağlı olarak zamanla değişimi

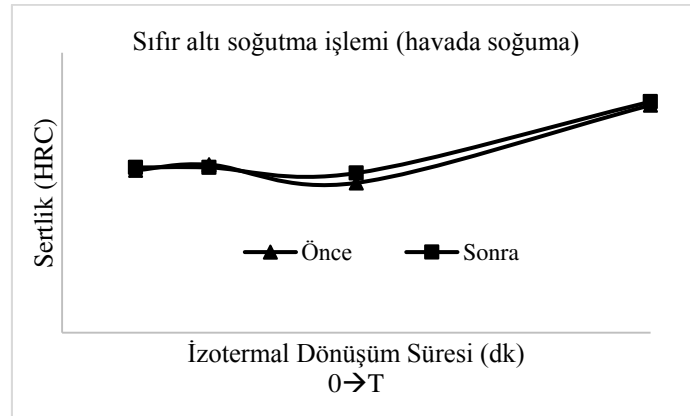
İzotermal dönüşüm süreci kesilip, yapı sürekli soğuma ortamına alındığında henüz dönüşüme uğramamış östenit fazı soğuma hızına ve karbon içeriğine bağlı olarak nihai mikroyapının oluşumunda perlit, martenzit, beynit ve kalıntı östenit olarak yer alır. Yeterli soğuma süresi tanınırsa perlitik dönüşüm ile kalan östenit perlit yapısına dönüşür ve kalıntı östenit miktarı en az orana iner (Şekil 2. 45). Martenzitik dönüşüm sağlanacak şekilde hızlı soğutma yapılırsa mevcut yapıdaki östenitin martenzit fazına dönüşmesi beklenir. Ancak, yüksek karbon oranına sahip östenit tanelerinin, dönüşen martenzitin yanında kalıntı östenit olarak bulunma eğilimi yüksektir (Şekil 2. 46).

Kritik sıcaklıklar arası tavlamaı takiben farklı izotermal dönüşüm süreleri sonrasında dönüşüm süresinin uzunluğuna bağlı olarak dönüşümün doğrusal ve sürekli artması, bu durumun sertlik artışı şeklinde takip edilebileceğini düşündürür. Oysa uygulamada böyle

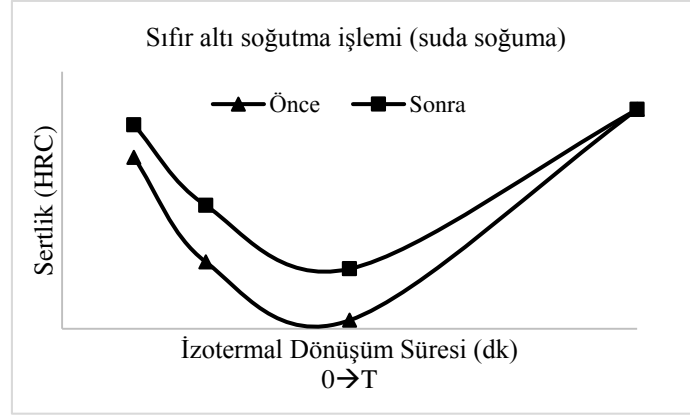
olmadığı görülmüştür (Şekil 2. 45 ve Şekil 2. 46). Bu durumun izahı için sıfır derece altı soğutma işlemi yapılmış ve bu işlem sonuçlarıyla beraber aşağıda açıklanmıştır.

Kritik sıcaklık tavlamasından sonra aynı şartlarda ve sürelerde izotermal dönüşüme tabi tutulan numunelerin, tuz banyosu sonrasında havada veya suda soğutulma şekline göre sertlik ve mikroyapılarının farklı olduğu sonucu elde edilmiştir. Bu durum Şekil 2. 45 ve Şekil 2. 46’da üçgen işaretli eğri ile görülmektedir. İzotermal dönüşüm sonrası havada soğutulan numunenin sertliğinin izotermal dönüşümün süresine bağlı olarak değiştiği fakat çok büyük farklılıkların olmadığı tespit edilmiştir. Bununla birlikte izotermal dönüşüm sonrası suda soğutulan numunenin, dönüşüm süresine bağlı olarak sertliğinin kayda değer şekilde düştüğü ve uzayan izotermal dönüşüm süresiyle tekrar yükseldiği görülmektedir. Bu durum kalıntı östenitin varlığı ile açıklanabilir.

Kalıntı östenitin varlığı ve sertliğe etkisini görmek için numuneler sıvı azot içerisine konularak sıfır altı soğutma işlemine tabi tutulmuş, işlem öncesi ve işlem sonrası sertlik değerleri ölçülerek karşılaştırılmıştır (Şekil 2. 45, Şekil 2. 46, kare işaretli eğriler).

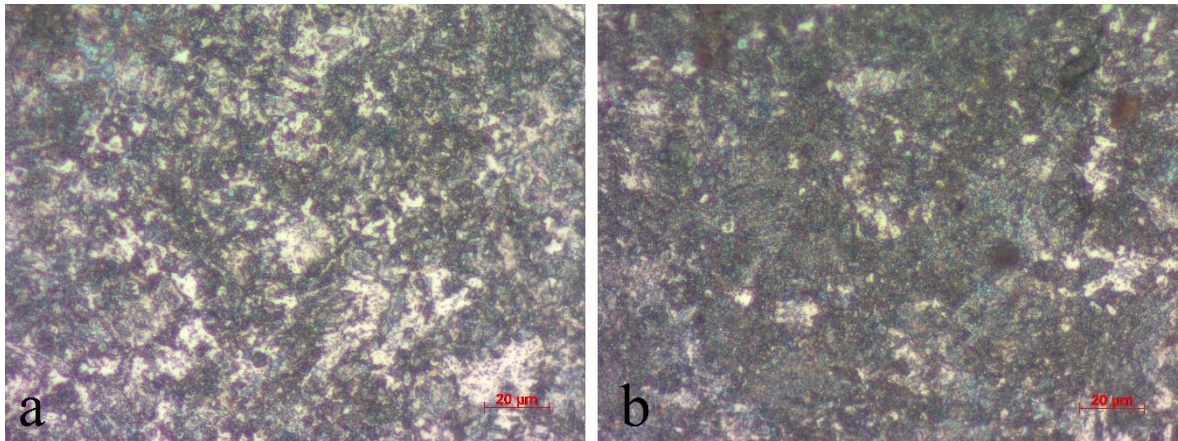


Şekil 2. 45. İzotermal dönüşüm sonrası havada soğutulan numunenin sıfır altı soğutma ile sertlik değişimi

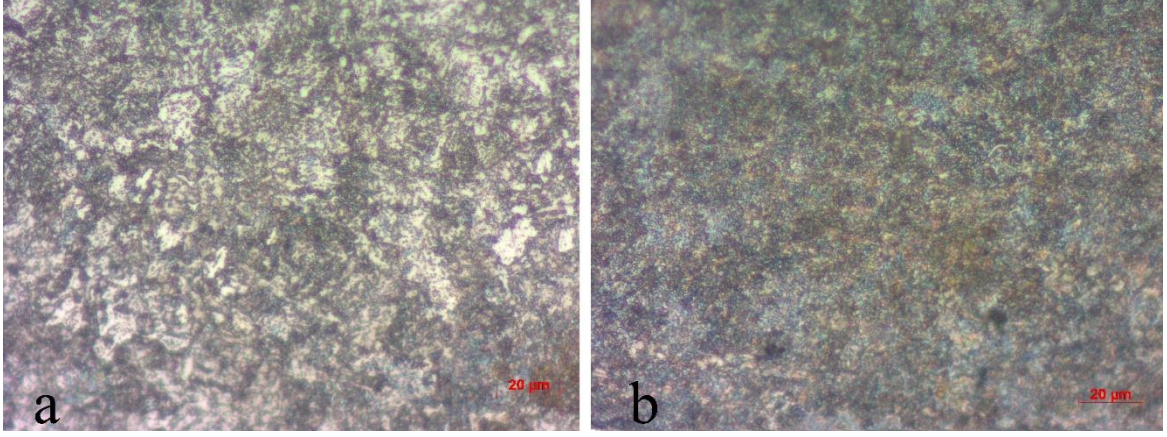


Şekil 2. 46. İzotermal dönüşüm sonrası suda soğutulan numunenin sıfır altı soğutma ile sertlik değişimi

Şekil 2. 45 Şekil 2. 46'da verilen eğriler, izotermal dönüşüm sonrası havada soğutulan numunelerin sertliklerinde önemli bir farklılık olmadığını, ancak suda soğutulan numunelerin izotermal dönüşüm süresine bağlı olmak üzere, sıfır altı soğutma işlemi ile sertlik değerini değiştirdiğini göstermektedir. Sıfır altı soğutma işlemi sonrasında sertlik değerlerinde artış görülen numunelerde mikroyapıda da değişim olduğu görülmüştür. Örneğin sıfır altı soğutma işlemi ile sertlik ilavesi sağlanan S1 ve S3 numunelerinin sıfır altı soğutma işlemi öncesinde ve sonrasında alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 2. 47 ve Şekil 2. 48'de verilmektedir. Havada soğutulan numunelerin mikroyapılarında sıfır altı soğutmanın etkisi ile oluşan bir değişim gözlenmemiştir.



Şekil 2. 47. Sıfır altı soğutma işlemi öncesi (a) ve sonrasında (b) S1 kodlu ısıtma işlem numunesinin mikroyapısı



Şekil 2. 48. Sıfır altı soğutma işlemi öncesi (a) ve sonrasında (b) S3 kodlu ısıtma işlem numunesinin mikroyapısı

İzotermal dönüşüm sonrasında havada soğutulan numunelerde henüz dönüşmemiş durumdaki östenitin difüzyon için yeterli zamanı bularak perlitik dönüşüme uğradığı, suda soğutulan numunelerde ise, dönüşüm süresinin oluşturduğu şartlara bağlı olarak henüz dönüşmemiş durumdaki östenitin bir miktarının martenzite dönüşebildiği fakat önemli kısmının kalıntı östenit olarak kaldığı sonuçları yapılan sıfır altı ısıtma işlem ile açıkça görülmektedir. Kısa süreli izotermal dönüşümdeki (1T dakika) kalıntı östenit miktarı ile 2T dakika ve 4T dakika süreli dönüşümdeki kalıntı östenit miktarı farklılık göstermektedir (Şekil 2. 46). Dönüşümün başlarında (1T dk) karbonca zengin olan östenit yapısının suya çekilmesiyle martenzite dönüşme kabiliyeti, beynitik dönüşümün ilerleyen sürelerinde östenitin azalan karbon oranına bağlı olarak azalmakta, dönüşüm için yeterli uzunlukta süre (8T dk) tanınması durumunda ise tamamen beynite dönüşerek kalıntı östenit bırakmamaktadır. Dönüşüm süresi ve sonrasındaki soğutma şartlarının nihai mikroyapı üzerinde etkin olduğu görülmektedir.

Mikroyapıların elde edilmesi, sonrasında yapılan değerlendirmeler ve sertlik ölçümleri neticesinde, şaftlarda çekirdek bölgesinde istenilen sertlik olan 28-30 HRC veya buna yakın değerleri sağlayabilen ısıtma işlemleri belirlenmiştir. Belirlenen bu ısıtma işlemleri, çentik darbe numunelerine uygulanarak malzemenin tokluk davranışı; çekme numunelerine uygulanarak çekme davranışları ve uzama özellikleri belirlenmiştir. Bu amaçla, her bir ısıtma işlem grubunu temsilen üçer adet çentik darbe ve üçer adet çekme deneyi numunesi elde edecek şekilde silindirik çubuklar ısıtma işlemlere tabi tutulmuştur. Isıtma işlemleri sonrasında talaşlı imalat usulleri kullanılarak numuneler standartlara uygun ölçülere uygun şekilde elde

edilmiştir. Tablo 2. 5’de V çentikli Charpy deneyi ile elde edilen üç deney sonucunun ortalamaları ve bu numunelerden alınan sertlik değerleri görülmektedir.

Uygulanan ısıtma işlem sürecindeki farklılıklara bağlı olarak değişik sertlik ve tokluk değerleri elde edilmiştir. Normalize durumdayken (*N kodlu numune*) yaklaşık 30 HRC ve 2,08 kpm/cm² tokluk değerine sahip olan AISI 4140 numunelerinin, aynı sertlik değerini koruyarak uygulanan ısıtma işlem ile tokluğunun S4 ısıtma işlemi ile 5,75 kpm/cm² ve h1 ısıtma işlemi ile 12,54 kpm/cm² değerine ulaştığı görülmektedir. Yapının tamamen martenzite dönüştürülmesi durumunda (*M kodlu numune*) sertlik değeri oldukça artarken buna mukabil tokluk değeri tehlikeli sayılabilecek derecede düşmektedir. Burulmaya maruz millerin, ani yükleme durumunda oluşan darbe etkilerini çekirdek bölgesinin tokluğu sayesinde absorbe etmesi, elde edilen tokluk dayanımı artışı önemli kılmaktadır.

Tablo 2. 5’de aynı kritik sıcaklıklar arası tavlama sıcaklığında (K²) tavllanmış ve izotermal dönüşüm sonrası suda soğutulmuş olan AISI 4140 çeliğinden mamül S4 numunesi ile AISI 4340 çeliğinden mamül +²1 ve +²2 numunelerinin sertlik ve tokluk değerleri açısından eşit olduğu görülmektedir. Bu durumun geliştirilen ısıtma işlem süreçlerinin her iki çelik için hatta benzer alaşım özelliklerindeki birçok çelik için uygulanabilir olduğunu göstermesi açısından kayda değer olarak görülmedilir. AISI 4340 çeliğinden yapılan numunelerin aynı ısıtma işlem koşullarında daha yüksek sertliği erişmesi ise sahip olduğu alaşım elementlerinin sertleşebilme kabiliyetine olan etkisini göstermektedir.

Tablo 2. 5. AISI 4140 ve AISI 4340 numunelerinin farklı ısıt işlemler sonrası Charpy darbe deneyi sertlik sonuçları

Sıra	Kodu	Malzeme	Tokluk (kpm/cm ²)	Sertlik (HRC)
1	<u>N</u>	AISI 4140	2.08	30.8
2	M	AISI 4140	0.83	51.3
3	S4	AISI 4140	5.75	32.5
4	h1	AISI 4140	12.54	32.2
5	h2	AISI 4140	11.92	28.1
6	+N	AISI 4340	2.17	35.4
7	+ ² 1	AISI 4340	5.08	33.9
8	+ ² 2	AISI 4340	5.00	33.8

Geliştirilen ısıt işlem süreçlerinin uygulandığı çekme testi numunelerinden elde edilen ortalama sonuçlar Tablo 2. 6’da verilmektedir. Çentik darbe testi sonuçlarında, uygulanan ısıt işlem sürecine göre S ve h kodlu numunelerin toklukları arasında önemli derece fark bulunmasına rağmen, çekme testi ile elde edilen % kopma uzamaları arasında bu denli bir fark olmamıştır. Buna, çift fazlı çeliklerde malzemeye süneklik özelliğinin ferrit fazı tarafından verildiği dikkate alındığında; numunelerin hepsi için aynı kritik sıcaklık tavlama yapılmaması ve % birincil ferrit oranlarının aynı olmasının sebep olduğu düşünülmektedir.

Tablo 2. 6. AISI 4140 ve AISI 4340 numunelerinin farklı ısıt işlemler sonrası çekme deneyi sonuçları

Numune Kodu	Malzeme	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	% Uzama (kopma)
<u>N</u>	AISI 4140	697	1003	16,24
M	AISI 4140	1424	1456	2,43
S4	AISI 4140	940	962	7,14
h1	AISI 4140	772	808	8,26
h2	AISI 4140	1005	1030	7,58
+N	AISI 4340	1027	1156	6,60
+ ² 1	AISI 4340	1084	1143	6,30

2.3.2.2. Şaftlara Uygulanan Isıt İşlemler

Çalışmanın bundan sonraki kısmına AISI 4140 çeliği kullanılarak devam edilmiştir. Bu kapsamda AISI 4140 çeliğinden 35 mm çapında ve 500 mm boyunda miller üretilerek

ıslıl işleme hazır hale getirilmiştir. Üretimi tamamlanan miller ıslıl işlem uygulaması yapılmadan önce normalizasyon ıslıl işlemine tabi tutulmuşlardır. Bunun için numuneler 860°C sıcaklıktaki tuz banyolu fırında 1 saat süreyle bekletildikten sonra oda sıcaklığında soğumaya bırakılmışlardır. Bu aşamadan sonra önceki çalışmalar doğrultusunda belirlenen ıslıl işlemler uygulanarak yorulma deneyi numuneleri üretilmiştir. Bu numunelerin üretilmesinde şu ıslıl işlemler uygulanmıştır.

h1 kodu ile gösterilen ıslıl işlem: Kritik sıcaklıklar arasında bir sıcaklıktaki tuz banyosunda 1 saat tavlama, sonrasında Ac_3 altında bir sıcaklıktaki tuz banyosunda belirli bir süre (T_1) tutma, havada soğuma.

h2 kodu ile gösterilen ıslıl işlem: Kritik sıcaklıklar arasında bir sıcaklıktaki tuz banyosunda 1 saat tavlama, sonrasında Ac_3 altında bir sıcaklıktaki tuz banyosunda belirli bir süre (T_2) tutma, havada soğuma.

S4 kodu ile gösterilen ıslıl işlem: Kritik sıcaklıklar arasında bir sıcaklıktaki tuz banyosunda 1 saat tavlama, sonrasında Ac_3 altında bir sıcaklıktaki tuz banyosunda belirli bir süre (T_3) tutma, suda soğuma.

M kodu ile gösterilen ıslıl işlem: Bu aşamaya gelinceye kadar kritik sıcaklıklar arasındaki tavlamadan sonra doğrudan suda soğutma şeklinde gerçekleştirilen bu işlem çok yüksek sertlik ve gevrekliğe sahip bir ürün oluşumu ile sonuçlanmıştır. Bu nedenle işlemin aynı şekilde yapıp sonrasında gerilim giderme tavlaması yapılarak kullanılması mümkün görülmüştür. Bununla birlikte suda soğutma yerine martenzitik dönüşümün sağlanabileceği Ms sıcaklığının altındaki bir sıcaklık bölgesine soğutulmasının daha iyi sonuçlar verebileceği düşünülerek işlem bu şekilde değiştirilmiştir. Nihai olarak M kodlu bu işlem **Mm kodu** ile kritik sıcaklıklar arası bir sıcaklıktaki tuz banyosunda 1 saat tavlama, sonrasında kısmi martenzitik dönüşüm sağlanabilecek T sıcaklığındaki tuz banyosunda 20 dakika tutma, havada soğuma şeklinde şaft numunelerine uygulanmıştır.

Bununla birlikte mevcut durumda piyasada östemperleme yöntemi ile üretimine devam edilen şaftların, yeni geliştirilen ıslıl işlemlerin uygulandığı ürünler ile kıyaslanması için 3 adet numuneye de östemperleme ıslıl işlemi uygulanmıştır. Östemperleme ıslıl işlemi,

uygulamada devam eden üretim süreçlerine uygun olarak 860°C’de 1 saatlik tavlama ve hemen ardından beynit bölgesindeki bir sıcaklıkta 1 saatlik tutma şeklinde yapılmıştır.

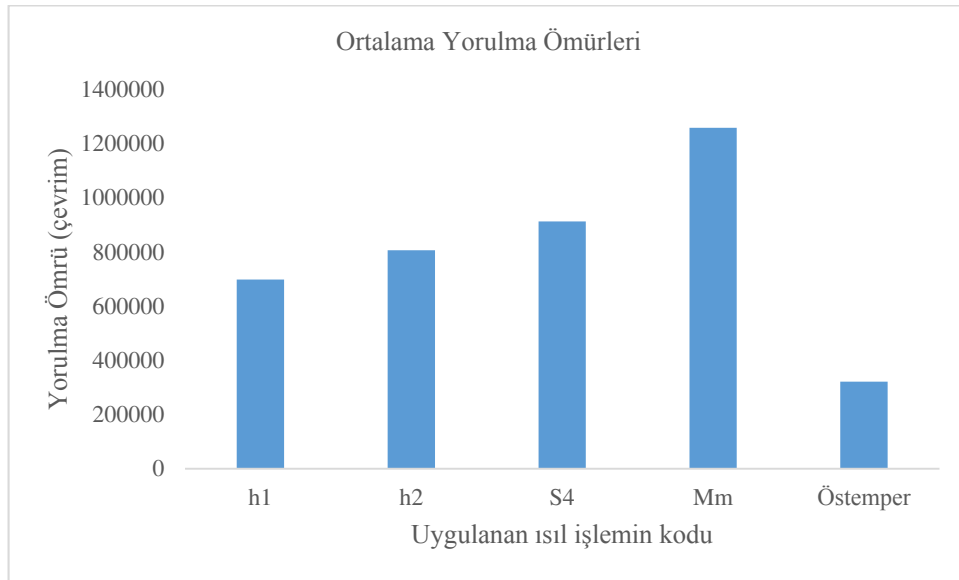
Tüm ısıt işlemler sonrasında numunelerin hepsi için indüksiyon ile yüzey sertleştirme işlemi aynı parametrelerle yapılmıştır. Yorulma testleri öncesinde manyetik parçacık testi ile şaft numunelerine çatlak muayenesi yapılmıştır. Numunelerde herhangi bir çatlak kusuruna rastlanılmamıştır.

Yorulma testleri 4 Hz frekans ve ± 3 kN-m tork ile gerçekleştirilmiştir. Testler sonrasında yeni geliştirilen ısıt işlem süreçleri ve östemperleme ısıt işlemi uygulanan numunelere ait sonuçlar Tablo 2. 7’de verilmiştir. Tabloda yer alan iki sonuç (Mm grubu-2 ve Östemper grubu-1) kendi grubundaki diğer sonuçlardan oldukça farklı olmuştur. Yorulma testi sonrası hasarlı şaftlarda yapılan incelemede söz konusu iki şaftın indüksiyon ile yüzey sertleştirme işlemi sırasında hatalı uygulamaya maruz kaldığı ve buna bağlı olarak oldukça erken hasara uğradıkları anlaşılmıştır. Şaftların iki uç ve orta kısımlarından yapılan sertlik ölçümleri ve mikroyapı incelemeleri hatalı yüzey sertleştirme işlemini ortaya çıkartmıştır.

Tablo 2. 7. Yorulma test sonuçları

Numune Kodu	Çekirdek Sertliği (HRC)	İndüksiyon Sertliği (HRC)	Hasara Uğradığı Açı	Hasar Bölgesi	Hasar Çevrim Sayısı
h1	28	58	6.59, -6.73	Diş bitim noktasından	692.748
h1	27	57	6.26, -6.56	Dişsiz bölge	709.817
h1	29	57	6.38, -6.58	Dişsiz bölge	693.133
h2	29	58	6.46, -6.61	Dişsiz bölge	761.518
h2	29	59	6.57, -6.58	Dişsiz bölge	623.206
h2	30	59	--	Kırılmadı	1.035.000
S4	30	58	6.26, -6.95	Dişsiz bölge	912.301
S4	28	56	6.68, -6.55	Dişsiz bölge	798.009
S4	29	57	6.33, -6.93	Dişsiz bölge	1.028.263
Mm	--	--	--	Kırılmadı	1.307.860
Mm	32/37	57	5.68, -6.20	Diş bitim noktasından	175.309
Mm	34	56	6.97, -6.77	Diş bitim noktasından	1.208.531
Östemper	32/36	58	6.60, -6.82	Diş bitim noktasından	77.473
Östemper	32	57	6.19, -7.02	Dişsiz bölge	338.080
Östemper	31	56	6.21, -6.40	Dişsiz bölge	305.179

Tablo 2. 7’de verilen yorulma test sonuçları incelendiğinde, piyasada mevcut üretim şartlarında östemperleme yapılarak üretilmekte olan şaftların, yeni geliştirilen ikili ve çoklu faz ısıl işlem süreçlerinin uygulanmasıyla daha yüksek yorulma ömürlerine ulaşmasının mümkün olduğu görülmektedir. Östemperleme ısıl işlemi ile mevcut şartlarda elde edilebilen yorulma ömrüne kıyasla % 200 hatta % 300 artışlar, yeni geliştirilen ısıl işlem süreçleri ile elde edilmiştir (Şekil 2. 49).

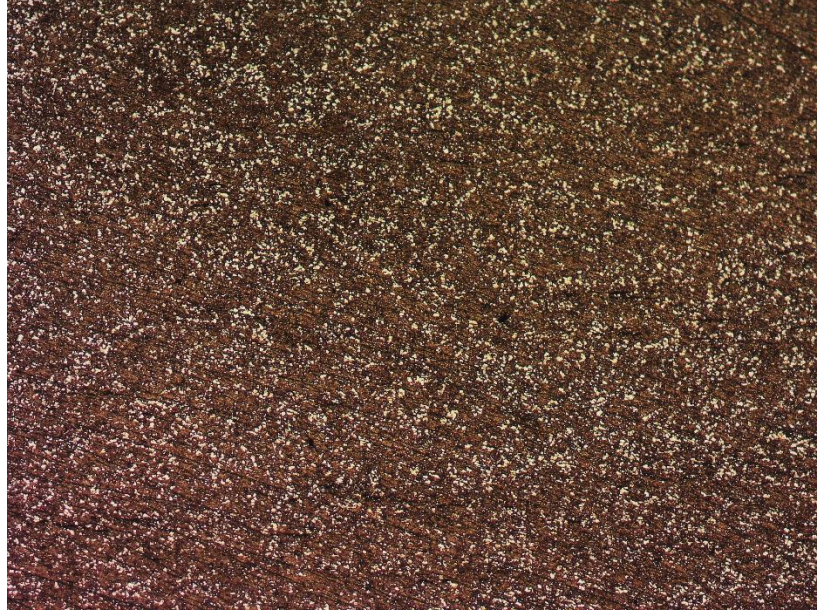


Şekil 2. 49. Isıl işlem sürecine göre şaftların ortalama burulma yorulması ömürleri

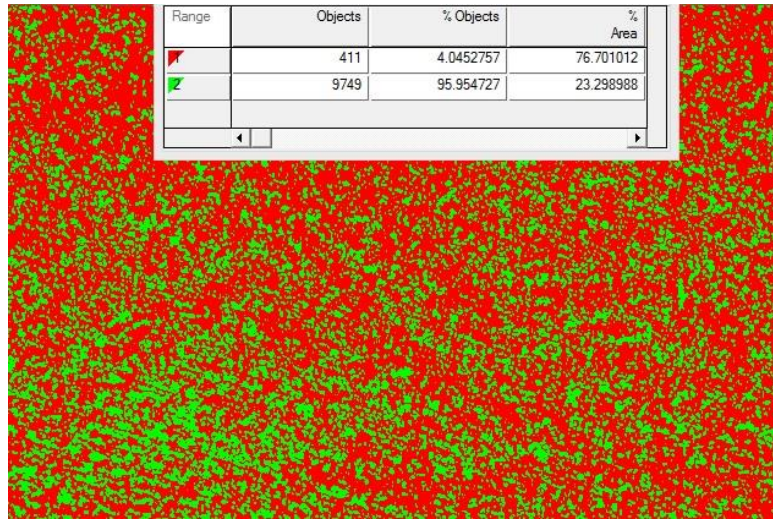
Bu sonucun açıklanması, birkaç farklı mekanizmanın tartışılması ile mümkün olabilir. Bunlar; çekirdek bölgenin mikroyapısı, indüksiyon ile sertleştirilen bölgenin sertleştirme öncesindeki mikroyapısı ve geçiş bölgesinin mikroyapısı şeklinde değerlendirilebilir. AISI 4140 çeliğinden üretilen ve çeşitli ısıl işlemler uygulanan numunelerin optik mikroskop ile yapılan incelemelerinde farklı oranlarda fazlar içeren mikroyapıların varlığı gözlemlenmiştir.

Isıl işlem için seçilen kritik sıcaklıklar arası tavlama sıcaklığının AISI 4140 çeliğinde düel faz oluşturup oluşturmadığını görmek için bir numune belirlenen sıcaklık ve süre şartlarında tavlama tabi tutulmuş ve hemen ardından suda soğutulularak mikroyapı görüntüsü alınmıştır (Şekil 2. 50). Burada da görüldüğü üzere geliştirilen ısıl işlemlerin ilk basamağında yapılan tavlama ile yapı, (α) ferrit (beyaz renkli kısımlar) ve (γ) östenit fazlarını içerir haldedir. Faz miktarı hesabı ile Şekil 2. 50’de görülen mikroyapı içerisinde %23

oranında (α) ferrit olduğu belirlenmiştir. Bu oran görüntü işleme yazılımı ile yapılan analizde de doğrulanmaktadır (Şekil 2. 51).



Şekil 2. 50. Kritik sıcaklıklar arası tavlama sonrası suda soğutulan AISI 4140 numunesinin mikroyapısı (50x)

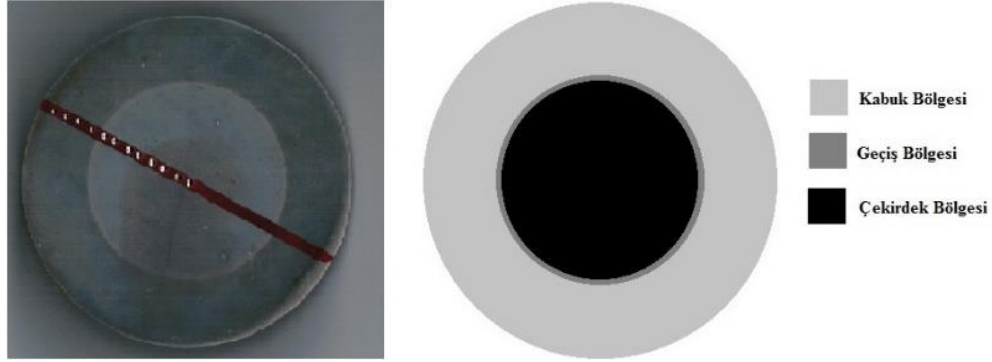


Şekil 2. 51. Dual Faz mikroyapısı içerisinde yer alan fazların oranları

Kritik sıcaklıklar arası tavlamayı takip eden ve ısıtma işlem süreçlerinin ikinci basamağını oluşturan aşamalarda, tavllanmış şaft numuneleri hazır durumda bekletilen tuz banyolarında işlem görmüştür. Isıtma işlem sonrası, şaftlara indüksiyon ile yüzey sertleştirilmesi yapılmıştır. Daha sonra doğrudan yorulma testleri yapılan şaftlardan alınan numuneler metalografik

incelemeye tabi tutulmuştur. Numunelerde ısıtıl işlem parametrelerine göre farklı özelliklerde mikroyapılar görülmüştür.

Şaft numuneleri tam daire kesit olarak incelenecek olursa uygulanan ısıtıl işlem süreçlerinin bir sonucu olarak 3 farklı bölgenin varlığı görülecektir (Şekil 2. 52)

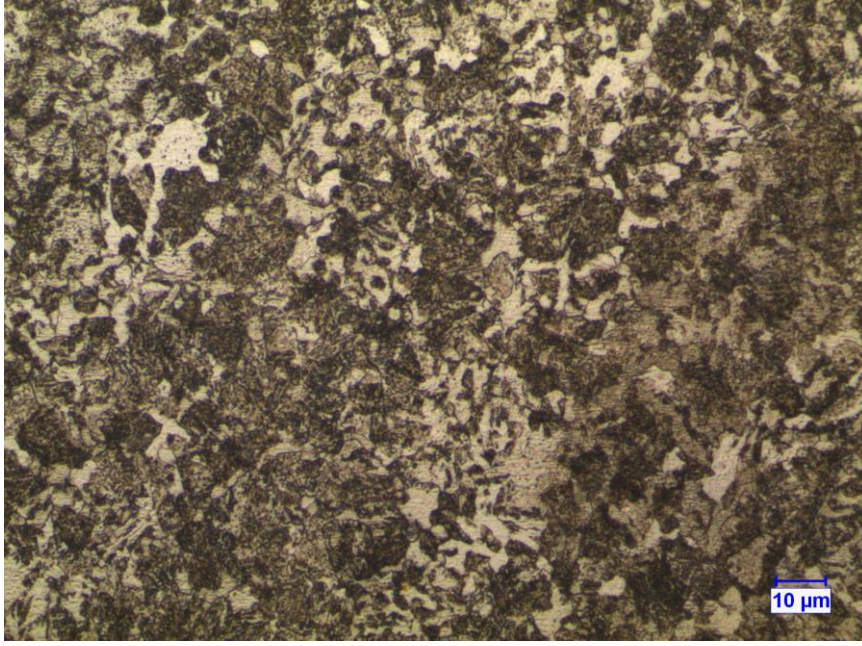


Şekil 2. 52. Yüzey sertleştirme işlemi sonrası şaft kesitinin bölgeleri

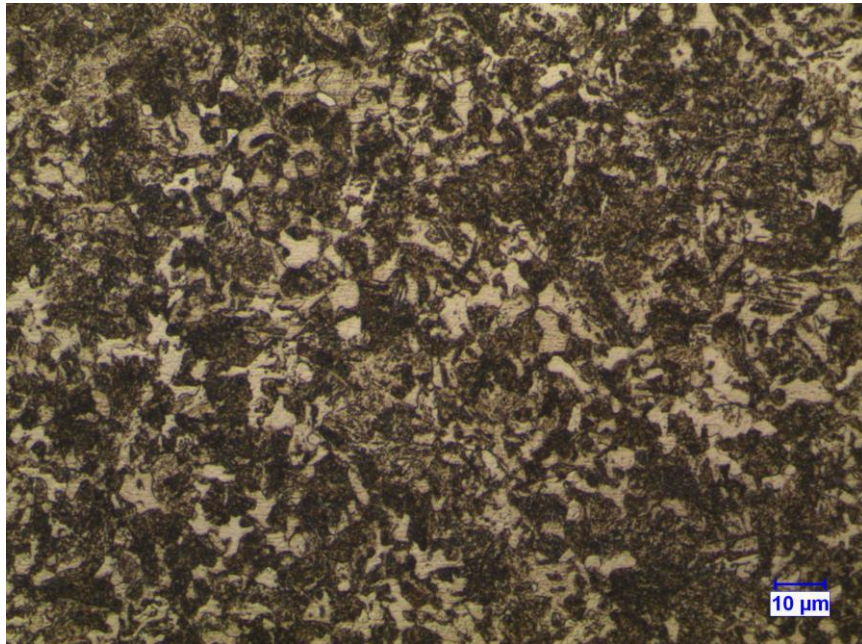
Bunlar; birinci aşama ısıtıl işlem ile şekillenen çekirdek bölgesi, indüksiyon ile sertleştirme sonucu oluşan kabuk bölgesi ve bu iki bölge arasında yer alan geçiş bölgesidir. Uygulanan ısıtıl işlem gruplarına göre bu bölgeler ve içerdikleri mikroyapılar şunlardır:

h1 Kodlu ısıtıl işleme tabi tutulan şaftların mikroyapıları

Kritik sıcaklıklar arasında tavlamayı takiben T sıcaklığındaki tuz banyosunda T süresince bekletilen şaftlar, tuz banyosu çıkışında havada soğumaya bırakılarak ısıtıl işlem süreci sonlandırılmıştır. Görüntü işleme metodu ile nihai mikroyapıda yaklaşık olarak %24 oranında ferrit fazının var olduğu belirlenmiştir. Şekil 2. 53 ve Şekil 2. 54’de h1 kodlu ısıtıl işlem uygulanmış bir şafttan alınan numunelere ait metalografik inceleme görüntüsü verilmektedir. 500 büyütme ile alınan bu görüntülerde ferrit fazı net olarak görülmektedir.



Şekil 2. 53. h1 kodlu ısıt işlem uygulanan şaftın çekirdek bölgesine ait mikroyapı görüntüsü



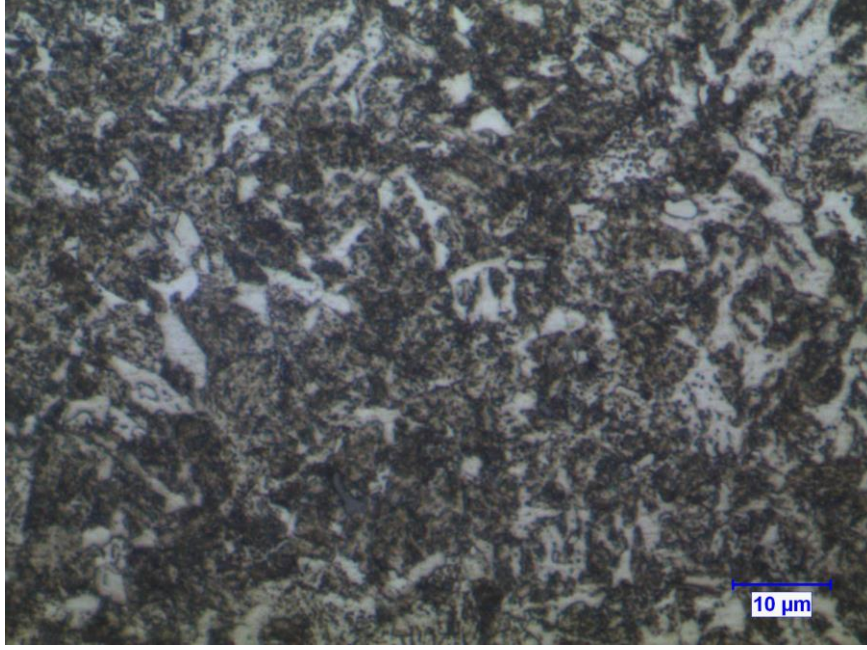
Şekil 2. 54. h1 kodlu ısıt işlem uygulanan şaftın çekirdek bölgesine ait mikroyapı görüntüsü

Östenit fazının yaygın olarak beynitik dönüşüme uğradığı, mikroyapıda ağırlıklı olarak üst beynit benzeri bir fazın mevcut olduğu Şekil 2. 55’de verilen 1000 büyütmeli mikroyapı görüntüsünde görülmektedir.

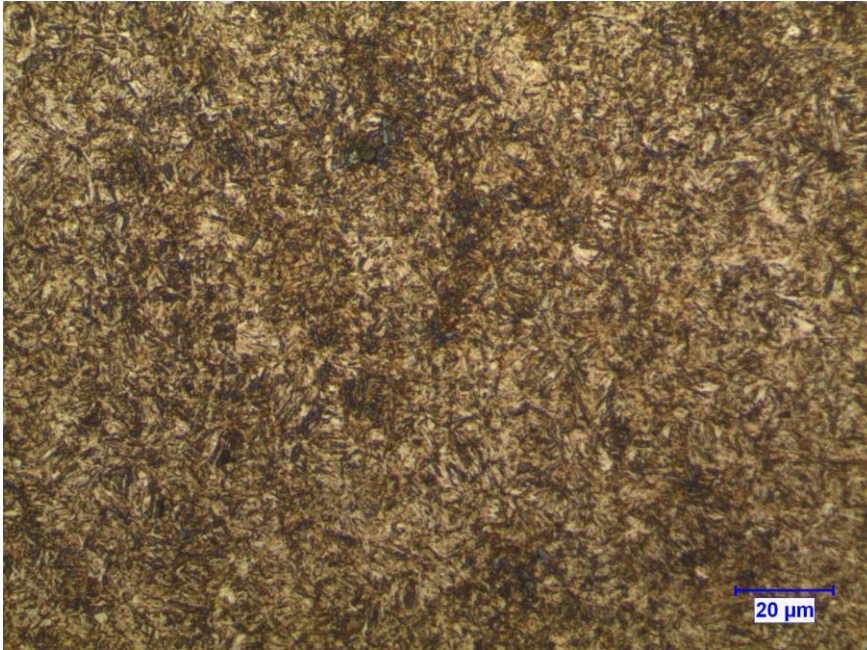
İndüksiyon ile sertleştirilen ve yaklaşık 7 mm kalınlığında olan kabuk bölgesi incelendiğinde ise yapının martenzitik olduğu görülmektedir. Şekil 2. 56 ile verilen 500

büyütmeli kabuk bölgesi mikroyapı görüntüsünde çıta martenzit olarak nitelendirilen yapının belirgin şekilde yer aldığı görülmektedir. Şekil 2. 57’de ise aynı numunenin kabuk bölgesinin 1000 büyütme ile alınmış mikroyapı görüntüsü verilmektedir. Bu görüntüde yer yer ferrit yapısı içerisinde yer alan sementit (Fe_3C) kürelerinin bulunduğu görülmektedir.

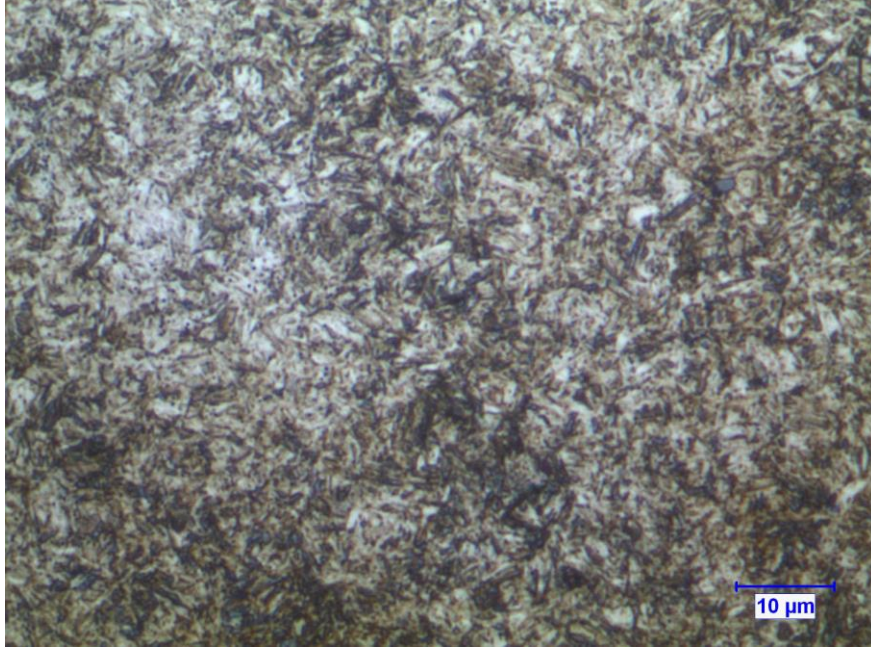
Kabuk bölgesi ile çekirdek bölgesi arasında bulunan geçiş bölgesi incelendiğinde daha çeşitli bir faz yapısı ile karşılaşılmaktadır. İndüksiyonun etkisi ile çok kısa bir sürede sağlanan yüksek ısı girişinin sonucu olarak yüzeyden iç kısma doğru hızlı bir şekilde sıcaklık artışı sağlanır. İndüksiyon ile sertleştirme derinliği mesafesi kullanılan elektrik akımının frekansı (Hz) ile ters orantılı olarak değişmekte ve yaklaşık 9 mm kadar olmak üzere en yüksek erişim mesafesi değerine sahiptir. Soğutma sıvısının yüzeye uygulanmasının ardından hızlı bir şekilde soğutulan kabuk bölgesinde martenzit yapısı oluşurken, östenit sıcaklığına ulaşan kabuk bölgesi ile östenit sıcaklığına ulaşamamış veya yeterince hızlı soğutulamamış çekirdek bölgesi arasında bir geçiş bölgesi oluşur. Şekil 2. 58’de h1 kodlu ısıl işlemin uygulandığı şaftlarda oluşan kabuk-çekirdek bölgesi arasındaki geçiş bölgesine ait 500 büyütmeli bir mikroyapı görüntüsü verilmektedir. Aynı bölgenin 1000 büyütmeli mikroyapısının görüldüğü Şekil 2. 59’da beynit (açık kahverengi) ve martenzit (koyu) yapılarının iç içe oluşturduğu karışık bir yapı söz konusudur. Bununla birlikte ferrit (parlak bölgeler) adacıkları da görülmektedir. Şekil 2. 60’de h1 kodlu ısıl işlemin uygulandığı şaftın çekirdek, geçiş ve kabuk bölgelerini 500 büyütme ile gösteren bir mikroyapı kolajı verilmektedir.



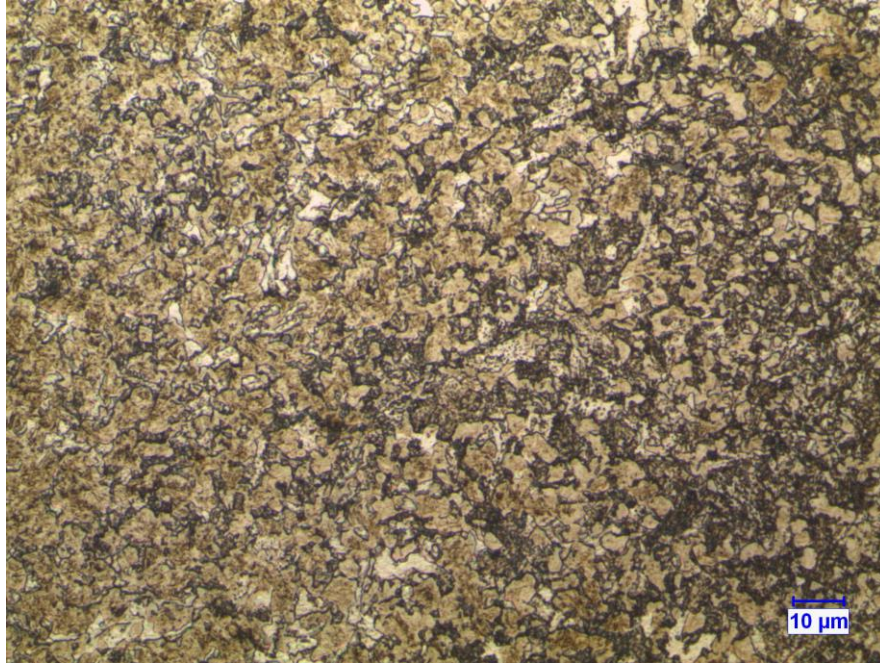
Şekil 2. 55. h1 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın çekirdek bölgesine ait mikroyapı görüntüsü



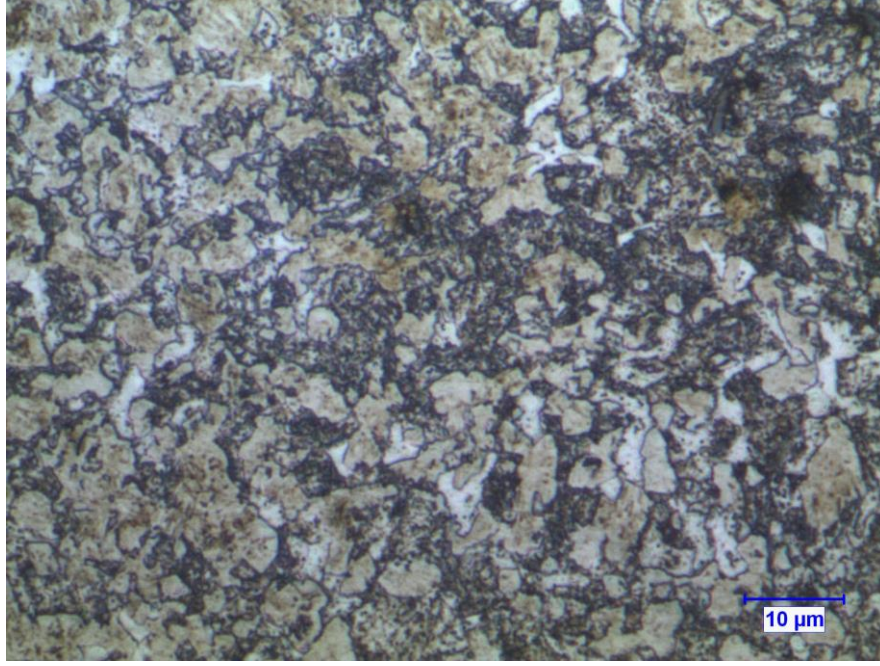
Şekil 2. 56. h1 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın indüksiyon ile sertleştirme sonrası kabuk bölgesine ait mikroyapı görüntüsü



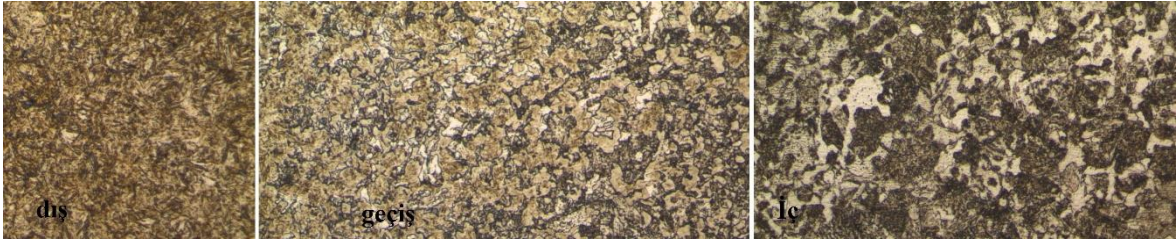
Şekil 2. 57. h1 kodlu ısıt işlem uygulanan şaftın indüksiyon ile sertleştirme sonrası kabuk bölgesine ait mikroyapı görüntüsü



Şekil 2. 58. h1 kodlu ısıt işlem uygulanan şaftın geçiş bölgesine ait mikroyapısı



Şekil 2. 59. h1 kodlu ısıt işlem uygulanan şaftın geçiş bölgesine ait mikroyapısı



Şekil 2. 60. h1 kodlu ısıt işlem uygulanan şaftın kabuk-geçiş-çekirdek bölgesi mikroyapıları

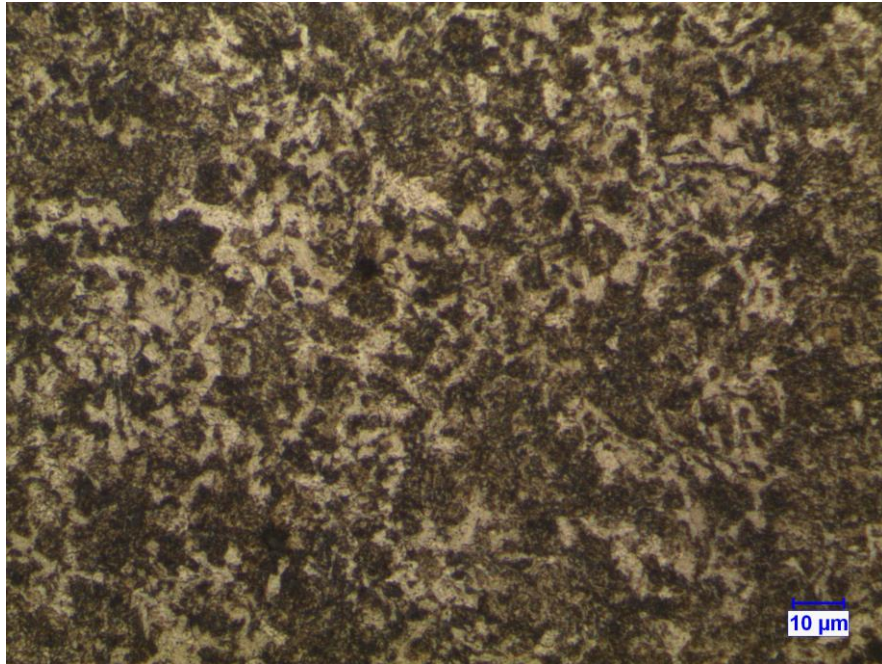
h2 Kodlu ısıt işleme tabi tutulan şaftların mikroyapıları

Kritik sıcaklıklar arasında tavlamayı takiben T sıcaklığındaki tuz banyosunda T2 süresince bekletilen şaftlar, tuz banyosu çıkışında havada soğumaya bırakılarak ısıt işlem süreci sonlandırılmıştır. h1 kodlu ısıt işleme kıyasla tek fark izotermal dönüşüm sıcaklığındaki bekleme süresidir. Isıt işlem sonrası yüzey sertleştirme prosedürü bu gruptaki şaftlara da uygulanmıştır.

Yorulma testlerinin yapılmasının ardından şaftlardan elde edilen metalografik numuneler incelenmiştir. İncelenen numunelerde görülen mikroyapılar h1 kodlu ısıt işlem uygulanan numunelerinki ile benzerlik göstermektedir. Bununla birlikte her iki ısıt işlem sonucu elde edilen çekirdek bölgesi mikroyapının sertlik değerlerinin de oldukça yakın olduğu görülmüştür. Şekil 2. 61 ve Şekil 2. 62’de h2 kodlu ısıt işlem uygulanan şafta ait çekirdek bölgesinin 500 büyütme mikroyapı görüntüleri verilmiştir.



Şekil 2. 61. h2 kodlu ısıt işlem uygulanan şaftın çekirdek bölgesine ait mikroyapısı

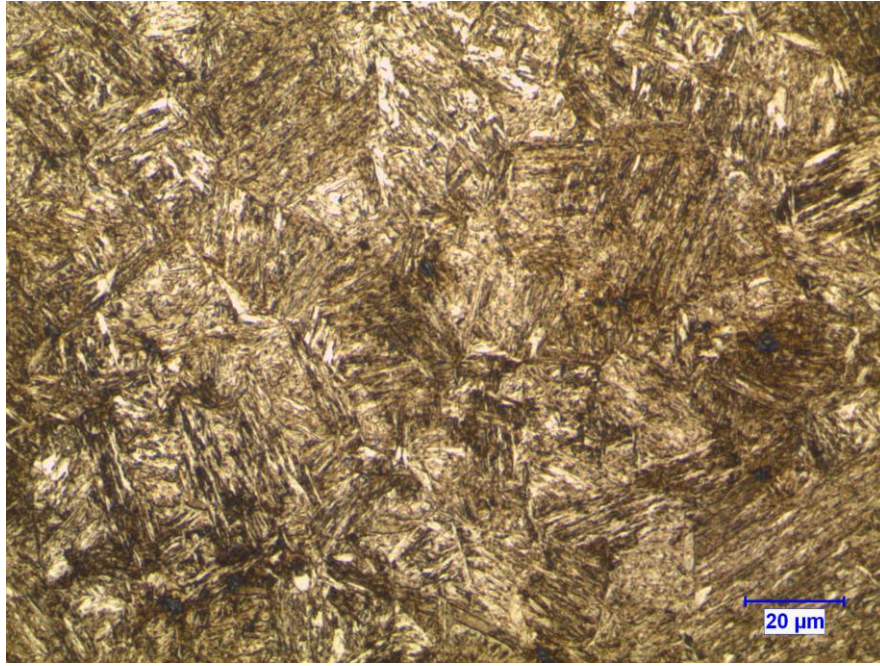


Şekil 2. 62. h2 kodlu ısıt işlem uygulanan şaftın çekirdek bölgesine ait mikroyapısı

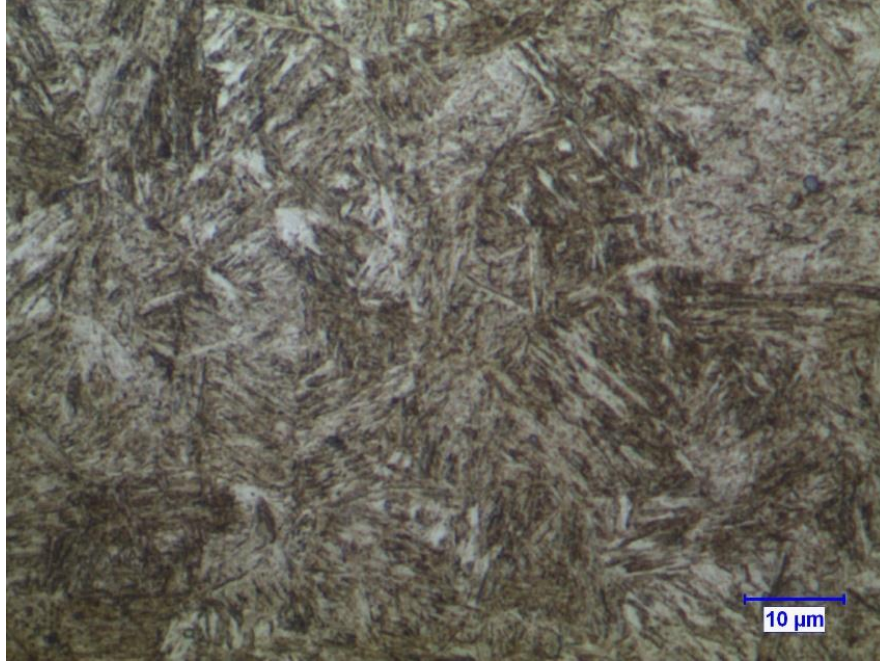
h2 kodlu ısıt işlem ile elde edilen yapıda ferrit oranı yaklaşık %24 olarak belirlenmiştir. İzotermal dönüşüm sıcaklığı ve soğuma şartları aynı olan h1 ve h2 kodlu ısıt işlem numuneleri arasında çekirdek bölgesi mikroyapısı açısından optik mikroskop ile tespit

edilebilecek bir farklılık olmadığı görülmektedir. Bununla birlikte izotermal dönüşüm sıcaklığında bekleme süresinin artması ile dönüşüm yüzdesinin arttığı da bir gerçektir.

İndüksiyon ile sertleştirilme sonucu oluşan kabuk bölgesi mikroyapısına bakıldığında ise her iki dönüşüm ürününün de martenzit olmasına rağmen morfolojik olarak farklılık içerdiği görülmektedir (Şekil 2. 63). h1 kodlu ısıtıl işlem ile elde edilen yapıdan dönüşen martenzit fazı daha ince yapılyken h2 koldu ısıtıl işlem ile elde edilen yapıdan dönüşen martenzit fazı daha çok temperlenmiş martenzit yapısını andırmaktadır. Şekil 2. 64’de h2 numunesinin kabuk bölgesine ait 1000 büyütme mikroyapı görüntüsü görülmektedir. Kabuk bölgesi sertlik ölçümleri de iki martenzit yapısı arasında sertlik farkı olduğunu, h2 kodlu ısıtıl işlem numunesinin kabuk bölgesinin sertlik değerin düşük olduğunu göstermektedir.

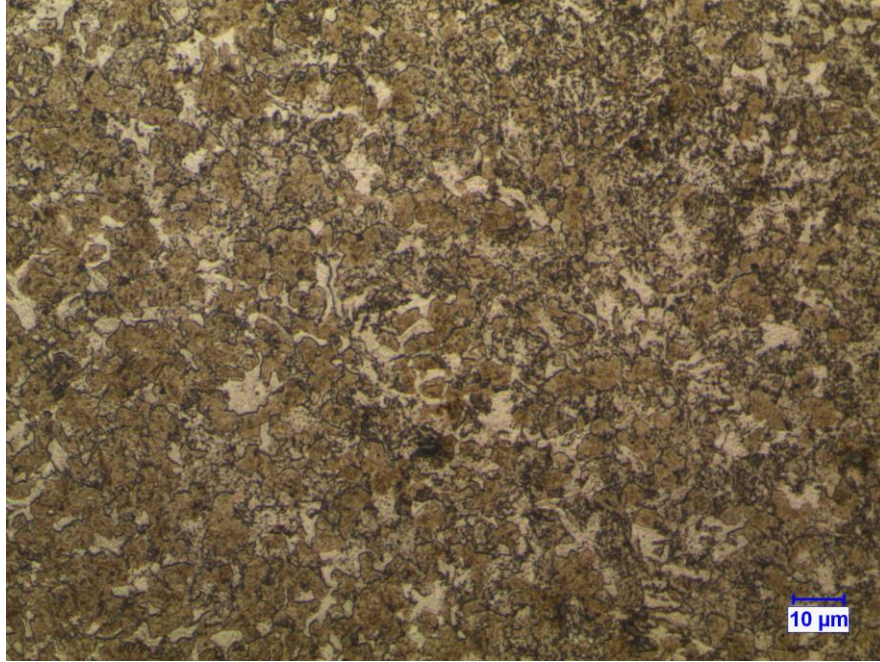


Şekil 2. 63. h2 kodlu ısıtıl işlem uygulanan şaftın kabuk bölgesine ait mikroyapısı



Şekil 2. 64. h2 kodlu ısıt işlem uygulanan şaftın kabuk bölgesine ait mikroyapısı

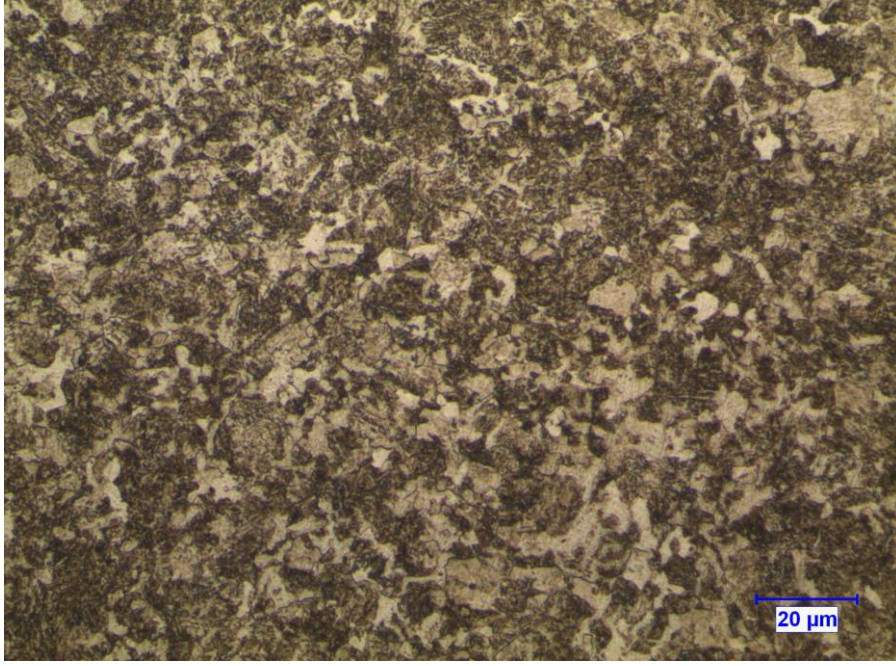
h2 kodlu ısıt işlem uygulanan şaft numunesinin geçiş bölgesine ait mikroyapı görüntüsü incelendiğinde ferrit fazının yanı sıra yaygın yapının beynit olduğu görülmektedir (Şekil 2. 65).



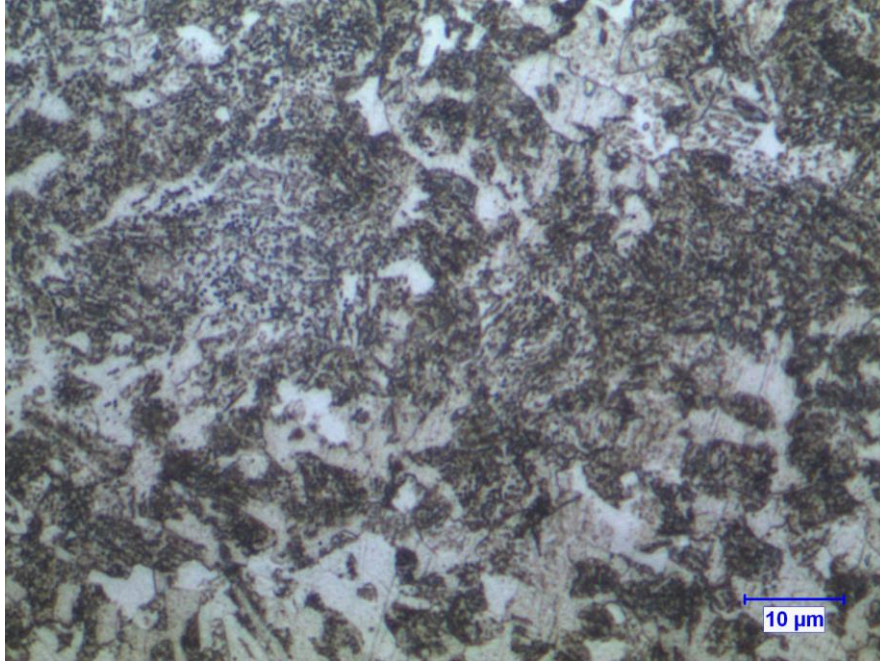
Şekil 2. 65. h2 kodlu ısıt işlem uygulanan şafta ait geçiş bölgesi mikroyapı görüntüsü

S4 Kodlu ısıt ıl ılleme tabi tutulan ıaftların mikroyapıları

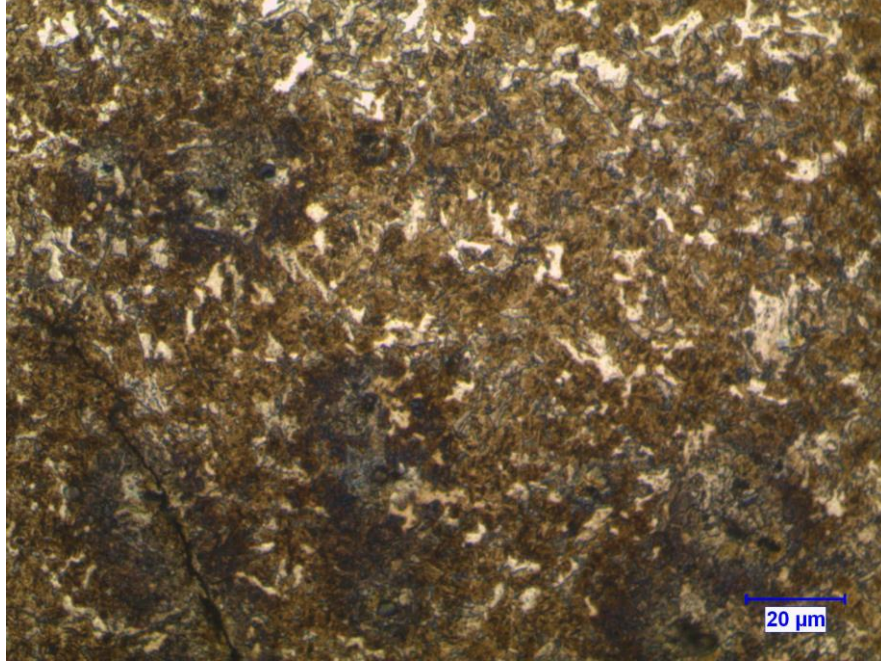
Kritik sıcaklıklar arasında tavlamanın ardından T sıcaklığındaki tuz banyosunda T4 süresince bekletilen ıaftlar, tuz banyosu çıkışında suda soğutularak ısıt ıl işlem süreci sonlandırılmıştır. İndüksiyon ile yüzey sertleştirme işlemini takiben yorulma testleri gerçekleştirilmiştir. Şekil 2. 66 ile verilen mikroyapı görüntüsü incelendiğinde S4 kodlu ısıt ıl işlem ıaftlarının çekirdek bölgelerinde çoklu faz yapısının varlığı görölmektedir. Yapının ağırlıklı olarak ferrit ve beynit fazlarından oluşuyor olmasına rağmen, h1 ve h2 ısıt ıl işlemlerinden daha uzun süre beynitik dönüşüm sıcaklığındaki tuz banyosunda bekletilen ıaftların çekirdek bölgesi sertlik değeri, bahsi geçen diğeri iki ısıt ılleme tabi tutulan ıaftlara kıyasla yaklaşık 5 HRC daha az sertliğe sahip olmuşlardır. 25 mm çapındaki deney numuneleri ile yapılan başlangıç çalışmalarında S4 ısıt ıl işlemi sonrası numunelerden yaklaşık 32 HRC sertlik değeri ölçölmüştü. Aynı ısıt ıl işlemli ıaft numunelerinde çekirdek bölgesi sertliğinin düşük olmasının sebebi olarak, suda soğutma işleminin yüzeyde etkin bir şekilde soğutmayı sağlamasına rağmen merkeze doğru soğutma hızının azalması gösterilebilir. Buna rağmen, ortalama yorulma ömürleri açısından S4 kodlu ısıt ıl işlem uygulanan ıaft numuneleri h1 ve h2 kodlu ısıt ıl işlem uygulanmış ıaftlara göre daha iyi yorulma ömrü sağlamıştır. Çekirdek bölgesinin 1000 büyötmeli optik mikroskop görüntülerinde Fe₃C karbürlerinin varlığı görölmektedir (Şekil 2. 67). Bu yapılar normalizasyon işlemi sırasında oluşmuş, kritik sıcaklıklar arası tavlama yapılırken de varlığını korumuştur. Geçiş bölgesi mikroyapısının ise beynit-martenzit ağırlıklı olduğı, yaklaşık % 17 kadar ferrit içerdigi görölmektedir (Şekil 2. 68).



Şekil 2. 66. S4 kodlu ısıt işlem uygulanan şaftın çekirdek bölgesine ait mikroyapısı

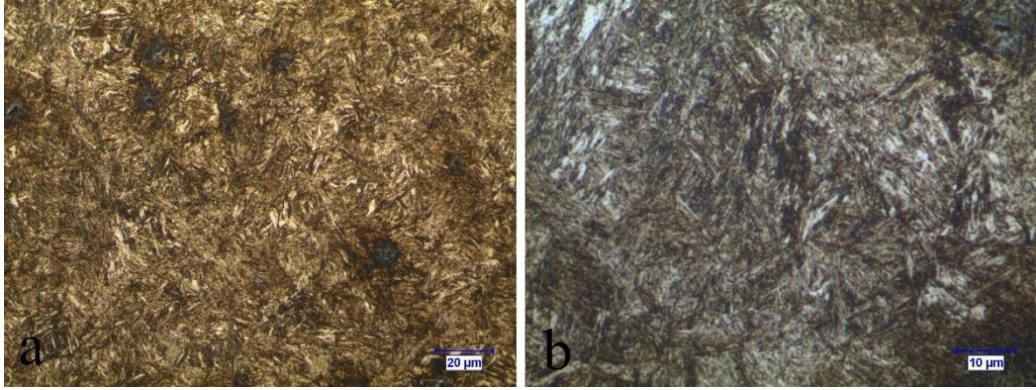


Şekil 2. 67. S4 kodlu ısıt işlem uygulanan şaftın çekirdek bölgesine ait mikroyapısı



Şekil 2. 68. S4 kodlu ısıt işlem uygulanan şaftın geçiş bölgesi mikroyapısı (500x)

İndüksiyon ile sertleştirme sonrasında kabuk bölgesi mikroyapısı martenzite dönüşmüştür. Mikroyapıda yer alan inklüzyonların varlığı Şekil 2. 69-a’da görülmektedir. Martenzit, çıta martenzit olarak adlandırılan formda oluşmuştur (Şekil 2. 69-b).

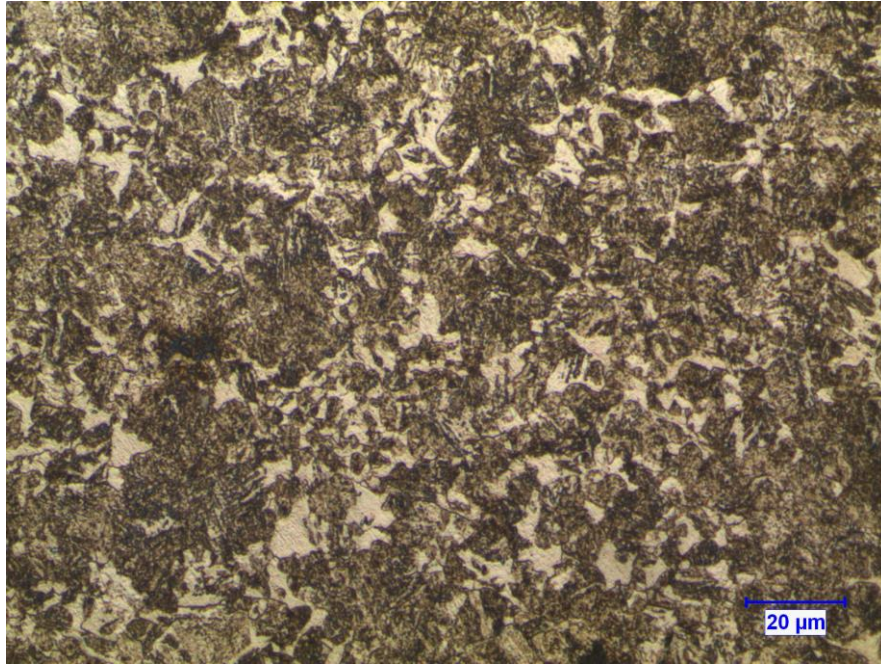


Şekil 2. 69. S4 kodlu ısıt işlem uygulanan şaftın kabuk bölgesi mikroyapısı. (a:500x, b:1000x)

Mm Kodlu Isıl işleme tabi tutulan şaftların mikroyapıları

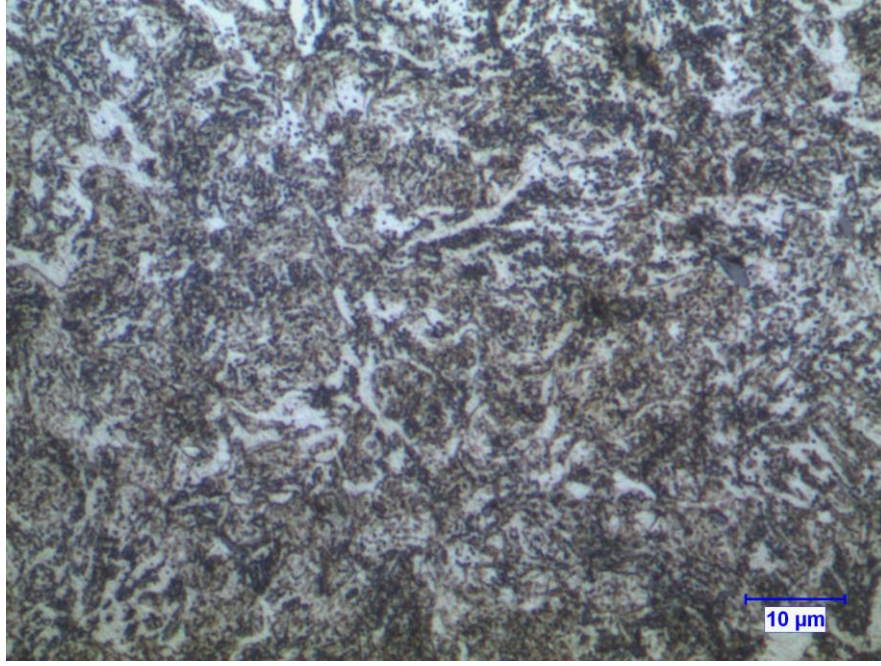
Mm kodu ile verilen ısıt işlem, kritik sıcaklıklar arası tavlama sonrasında h1, h2 ve S4 işlemlerinden farklı olarak daha düşük bir sıcaklıkta bekletme ve ardından havada soğutma şeklinde gerçekleştirilmiştir. Diğer üç işlemde beynitik dönüşüm elde edilmeye çalışılırken Mm kodlu ısıt işlemde martenzit fazının da etkin olarak mikroyapıda yer almasına

alışılmıştır. İşlem için seçilen bekleme sıcaklığı da buna uygun olarak belirli bir yüzde miktarında martenzitik dönüşümün gerçekleşeceği sıcaklık olarak belirlenmiştir. Isıl işlem sonrası elde edilen numunelerin mikroyapı incelemesi ile istenilen yapıların elde edildiği görülmüştür. şekil 2. 70'de Mm kodlu ısıl işleme tabi tutulan şaftlara ait çekirdek bölgesi mikroyapısı verilmektedir. Yapıda %24 oranında ferrit, %31 oranında martenzit ve %45 oranında da beynit olduğu, yapılan görüntü analizi ile tespit edilmiştir.

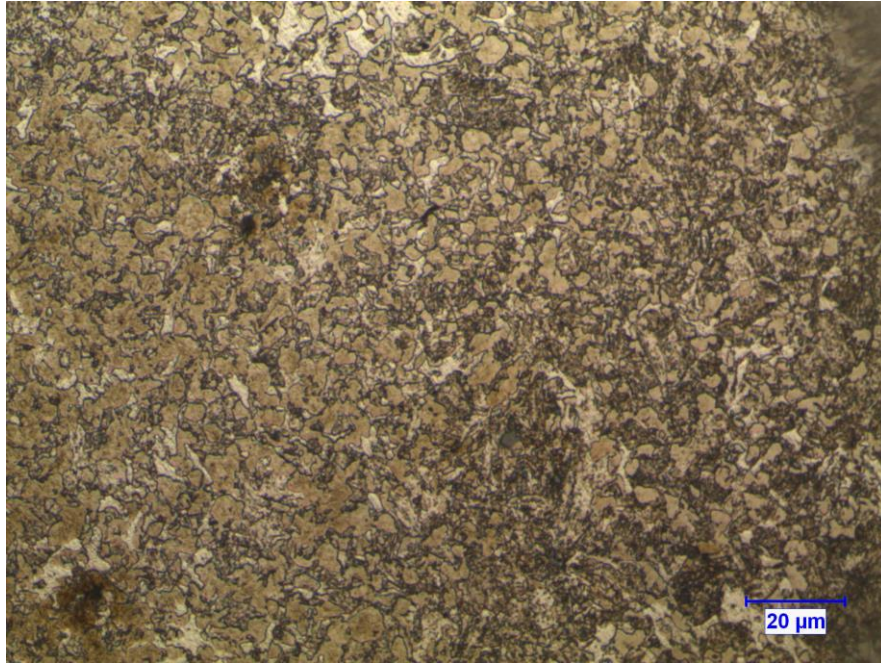


şekil 2. 70. Mm kodlu ısıl işlem uygulanan şaftın çekirdek bölgesi mikroyapısı.

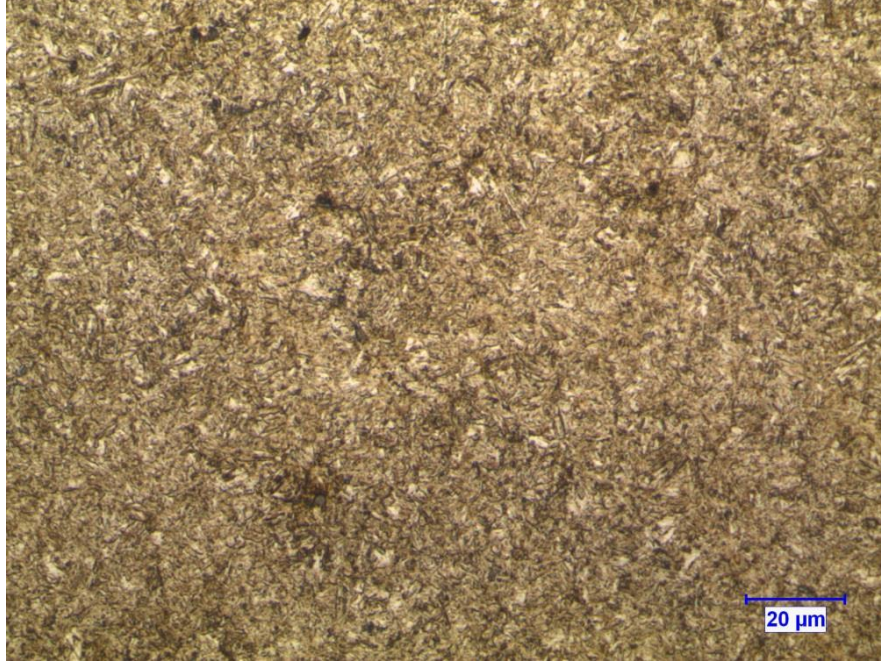
Numunenin ekirdek bölgesinin 1000 bytmeli optik mikroskop görüntüsünde söz konusu yapıların daha belirgin oldukları görülmektedir (şekil 2. 71). Yine burada da ferrit fazı içerisinde yer alan ve kritik sıcaklıklar arası tavlama işleminde varlığını korumaya devam eden sementit taneleri mevcuttur. Çekirdek-kabuk bölgesi arasında oluşan geçiş bölgesine bakıldığında oldukça iyi dağılmış bir fazlar karışımı görülmektedir. Beynit yapıları arasında dağılmış martenzit adacıkları keskin sınırlar ile birbirlerinden ayrılmıştır (şekil 2. 72). İndüksiyon ile sertleştirme sonrası oluşan kabuk bölgesinde yüksek sertliğe sahip martenzit fazı yer almaktadır. Optik mikroskop görüntüsü, oldukça ince yapıda, temperlenmiş martenzit benzeri bir mikroyapı elde edildiğini göstermektedir (şekil 2. 73). şekil 2. 74'de ise kabuk bölgesinin hem 1000 bytmeli optik hem de SEM görüntüsü verilmektedir.



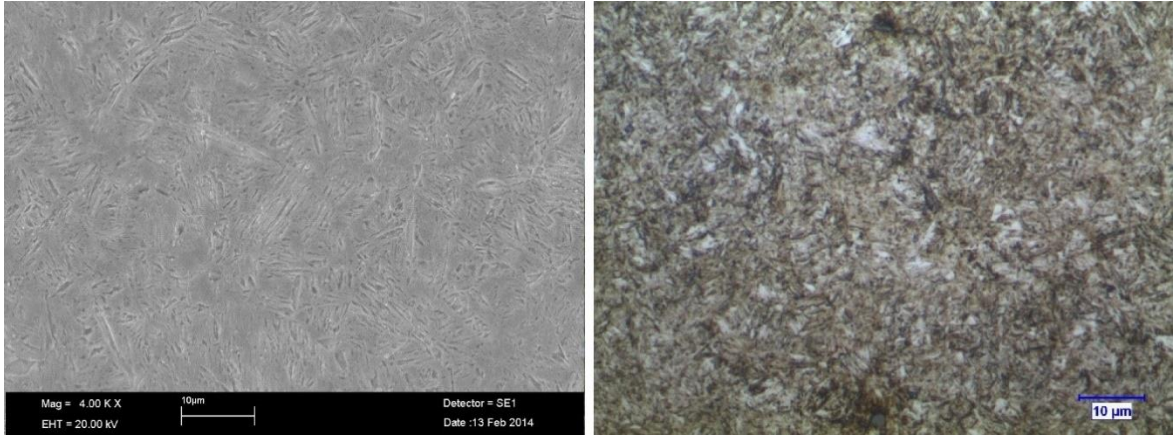
Şekil 2. 71. Mm kodlu ısıt işlem uygulanan şaftın çekirdek bölgesi mikroyapısı. (1000x)



Şekil 2. 72. Mm kodlu ısıt işlem uygulanan şaftın geçiş bölgesi mikroyapısı. (500x)



Şekil 2. 73. Mm kodlu ısıt işlem uygulanan şaftın kabuk bölgesi mikroyapısı. (500x)

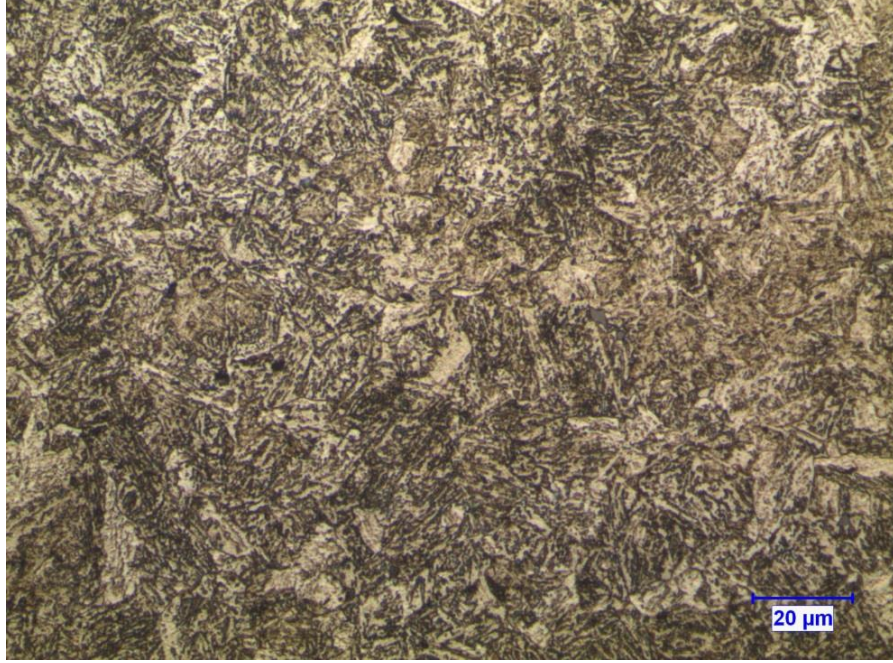


Şekil 2. 74. Mm kodlu ısıt işlem uygulanan şaftın kabuk bölgesi mikroyapısı

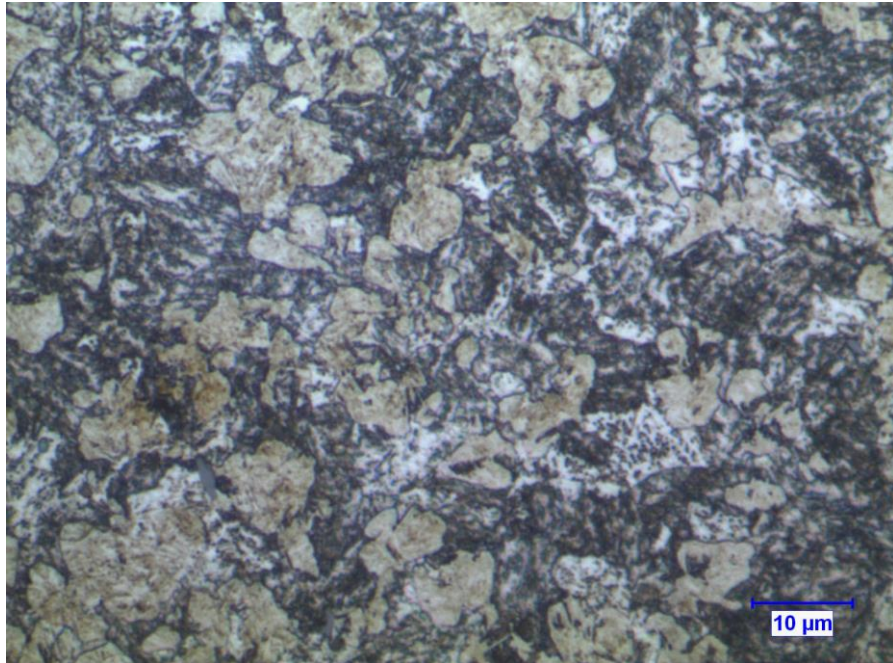
Östemper Isıl İşlemi Uygulanan Şaftlara Ait Mikroyapılar

Tez çalışmaları kapsamında gerçekleştirilen diğer ısıt işlemlerden farklı olarak, östemperleme ısıt işleminde östenit sıcaklığında 1 saat süreyle tavlanan şaftlar doğrudan beynitik dönüşüm sıcaklığındaki tuz banyosuna alınmıştır. Beynitik dönüşüm için 1 saat tuz banyosunda tutulan şaftlar daha sonra havada soğutulmuştur. Nihai durumda elde edilen yapının tamamen beynit olduğu söylenebilir (Şekil 2. 75). Östemperlenmiş şaftların da geçiş bölgelerinde mikroyapının beynit ve martenzit fazlarının karışımı şeklinde olduğu

görülmüştür (Şekil 2. 76). Geçiş bölgesinde, içerisinde Fe_3C taneleri içeren ferrit yapılarının da mevcut olduğu görülmektedir. İndüksiyon ile sertleştirme işleminin kısa bir zaman içerisinde gerçekleşmesinin bir sonucu olarak bu bileşiklerin bozulmadan yapı içerisinde kaldığı düşünülmektedir.

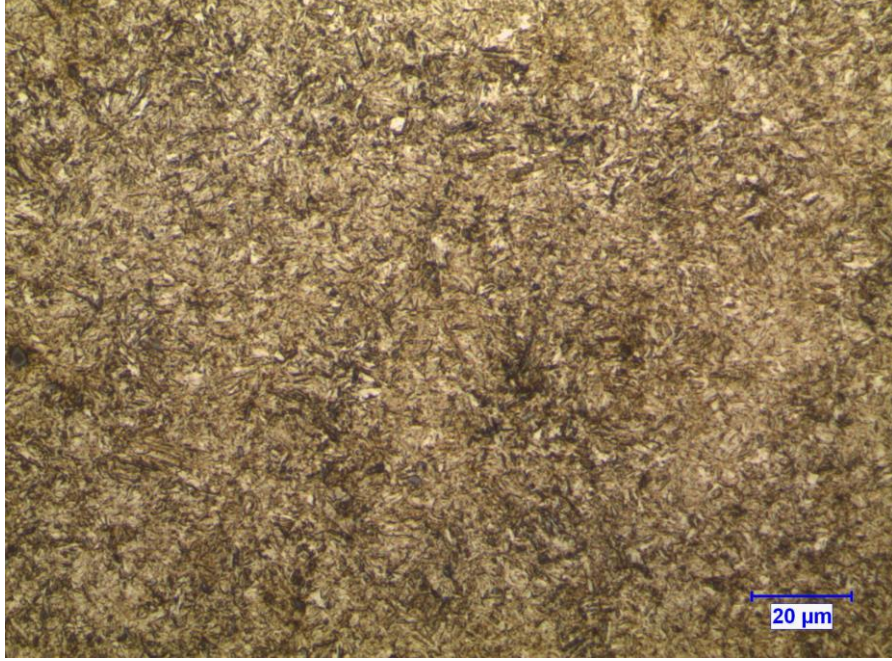


Şekil 2. 75. Östemperleme ısı işlemi uygulanan şaftın çekirdek bölgesi mikroyapısı

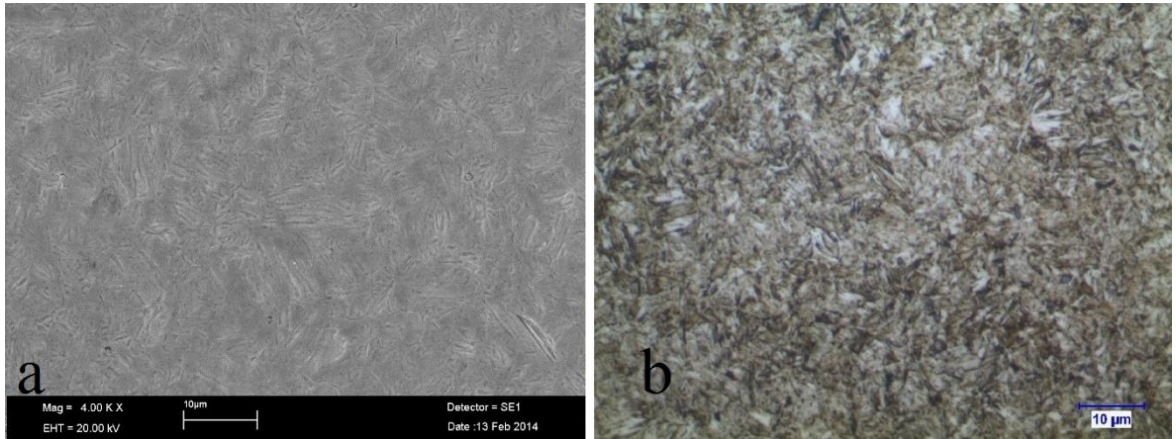


Şekil 2. 76. Östemperleme ısı işlemi uygulanan şaftın geçiş bölgesi mikroyapısı

İndüksiyon ile sertleştirme sonrasında bu numunelerin de kabuk bölgelerinin martenzit fazına dönüştüğü, temperlenmiş martenzit yapısının varlığı görülmektedir (Şekil 2. 77). Şekil 2. 78’de ise aynı bölgenin 1000 büyütmeli optik mikroskop ve SEM görüntüleri verilmektedir.

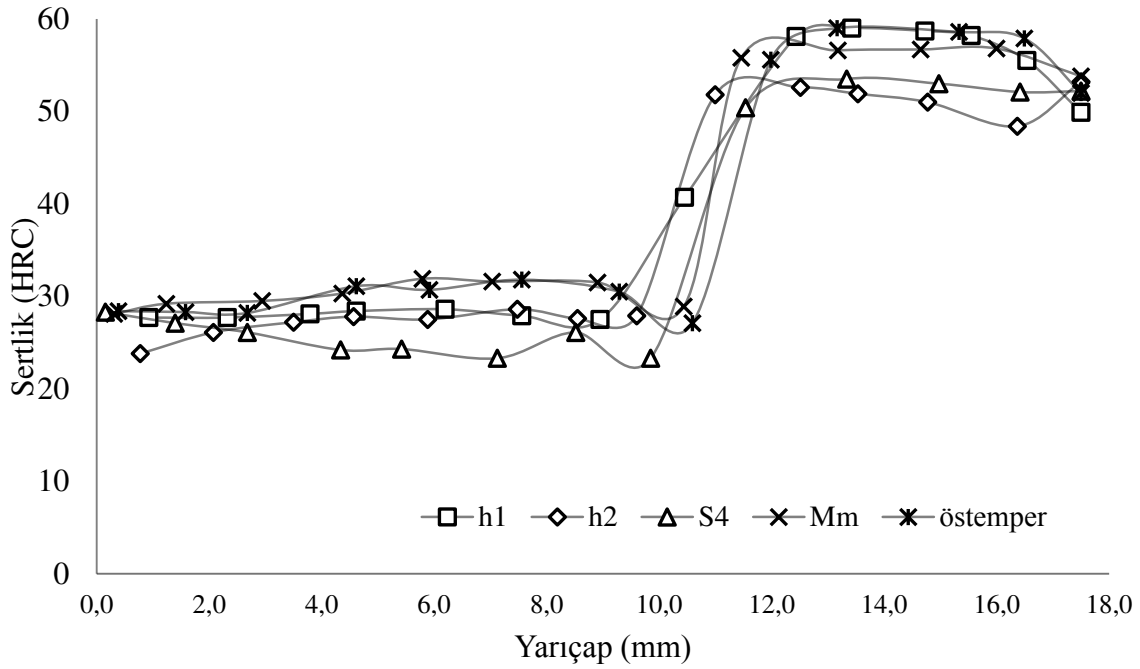


Şekil 2. 77. Östemperleme ısı işlemi uygulanan şaft numunesinin kabuk bölgesi mikroyapısı



Şekil 2. 78. Östemperleme ısı işlemi uygulanan şaft numunesinin kabuk bölgesi mikroyapı görüntüsü; a) SEM, b) Işık mikroskobu

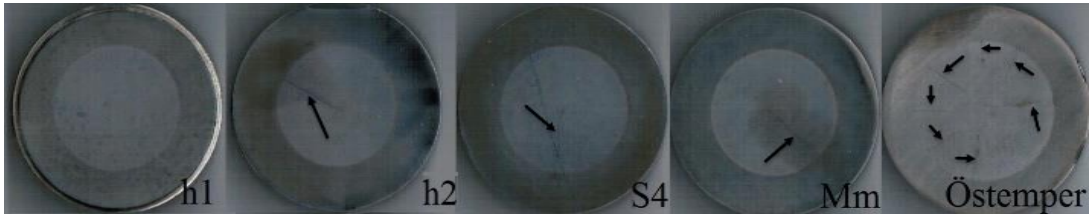
Yapılan tüm çalışmalar neticesinde, geliştirilen bir takım ısıt işlemler ile kritik sıcaklıklar arası tavlama ve bunu takip eden soğutma süreçleriyle elde edilen mikroyapıların şaft veya aks millerinde kullanılabilir oldukları görülmüştür. Geliştirilen ısıt işlem süreçleri sayesinde metalik şaft üretiminde istenen çekirdek ve kabuk bölgelerine ait sertlik değerleri farklı alternatif işlemler ile elde edilmiştir (Şekil 2. 79). Şekil 2. 79’da verilen grafikte yorulma testleri sonrası şaftlardan alınan numuneler üzerinden ölçülen sertlik değerlerinin merkezden dışa doğru değişimi görülmektedir. Şaftın tam merkez noktasından başlayarak düzgün bir şekilde devam eden sertlik değerleri, yapılan ısıt işlem ile elde edilmek istenen mikroyapıların homojen bir şekilde elde edilmiş olduğunu göstermektedir. İndüksiyon ile sertleştirilen bölgede ise sertlik değeri beklendiği şekilde 50 HRC değerinin üzerinde çıkmaktadır. İndüksiyon ile sertleştirme işlemi sırasında meydana gelen dekarbürizasyondan dolayı şaftların dış yüzeylerinde yaklaşık 1-1,5 mm derinliğe kadar sertlik değerleri 2-3 HRC düşük olmaktadır.



Şekil 2. 79. Isıl işlemlere göre şaft numunelerinin merkezden dış yüzeye doğru sertlik değişimi

Elde edilen sertlik profilleri yaklaşık olarak bir birleriyle aynı olduğundan, şaftların yorulma dayanımlarının doğrudan sertlik değerleri ile ilişkilendirilemeyeceği düşünülmektedir. Şaft numunelerinden alınan enine kesitlerde, çekirdek bölgelerinde görülen ve mil boyuna dik olarak oluşan bazı çatlakların ısıt işlem sürecince geliştikleri ve

yorulma davranışını etkiledikleri söylenebilir (Şekil 2. 80). İlk aşama ısıtma işlemin ardından gerçekleştirilen indüksiyon ile yüzey sertleştirme sırasında oluşan genleşmeler şaftın kabuk kısmında yüksek gerilmeler oluşturmaktadır. Bu gerilmeler hem ısıtma genleşme hem de faz dönüşümü ile elde edilen hacimsel değişimlerden kaynaklanmaktadır. Çoklu faz yapısına sahip numunelerde bulunan yumuşak ferrit fazının bu gerilmeyi karşılayacak şekilde bir etki yaptığı düşünülmektedir. Şekil 2. 80’de de görüldüğü gibi çoklu faz yapısına sahip numuneler bir çatlak veya çatlaksız olarak üretilmişlerdir. Östemper numunesinde ise çok sayıda çatlak oluşmuştur. Çekirdek bölgesinde yer alan bu çatlakların yorulma davranışı üzerinde doğrudan bir etkisi olmasa da, çatlaklara sebep olan artık gerilmelerin kabuk kısmında yer aldığı düşünüldüğünde bunun burulma esnasında etkin bir öneme sahip olduğu ortaya çıkmaktadır.



Şekil 2. 80. Şaft numunelerinde çekirdek bölgesi çatlakları

Yorulma ömürlerinde ana faz ve martenzitik dönüşüm ürünleri arasında bir ilişkinin olabilmesi de mümkündür. Literatürde dönüşüm öncesi fazın, indüksiyon yöntemi ile dönüştürülmesi sonrası elde edilen martenzit ürününün mukavemet ve tokluk gibi mekanik özellikleri üzerinde etkisi olduğu bildirilmektedir [91, 92]. İndüksiyon ile sertleştirme işleminde çok kısa sürede yüksek ısı girdisi sağlanmakta ve ardından yapılan soğutma ile martenzitik dönüşüm elde edilmektedir. Yüksek ısı girdisi ile çok hızlı oluşan östenit fazı, kendisini oluşturan tanelerin büyüklüğünü korumakla beraber, yapı içerisinde yer alan çözünmemiş karbürler de östenitin daha çok noktadan çekirdeklenmesine imkân tanımaktadır [93]. Böylece ince yapılı bir martenzit yapısı elde edilmektedir. Bununla birlikte çalışmalar süresince geliştirilen ısıtma süreçleri arasında en yüksek yorulma ömrünü sağlayan Mm kodlu ısıtma işlemi açısından bakıldığında bir husus daha ön plana çıkmaktadır. Mm kodlu ısıtma işleminde numune, kritik sıcaklıklar arası tavlama takiben martenzit başlama sıcaklığının altında bir sıcaklığa hızlıca soğutulularak ferrit-martenzit yapısı elde edilmektedir. Literatürde kritik sıcaklıklar arası tavlama yöntemi ile elde edilen çift fazlı

Çeliklerin, kesikli su verme işlemine göre daha ince bir martenzit yapısı içerdiği bildirilmektedir [94]. Söz konusu ince martenzit yapısı, indüksiyon ile sertleştirme işlemi sonrasında oluşan martenzitin de ince yapılı ve yüksek dayanımlı olmasını sağlayabilir. Ayrıca indüksiyon ile sertleştirme işlemine tabi tutulan ana fazların oranları ve her bir fazın sahip olduğu dönüşüm sıcaklığı, % C miktarı gibi faktörler martenzit ürününün özelliklerini etkileyebilir.

2.4. Genel Sonuçlar

Bu çalışmada kardan millerinde yaygın olarak kullanılan AISI 4140 çeliğinin mevcut ısıtıl işlem sürecinin değiştirilerek çalışma ömrünün artırılması amaçlanmıştır. AISI 4140 çeliğinin mikroyapısı ve yorulma davranışı farklı ısıtıl işlem süreçleri için çalışılmıştır. Mevcut çelik şaft malzemelerinde ısıtıl işlem yolu ile hem tane inceltme hem de değişik mikroyapı kompozisyonlarıyla iyileştirmelerin yapılmasına çalışılmıştır.

Çelik malzeme kullanılarak üretilen kardan millerinin tane inceltme çalışmalarında genel olarak şu sonuçlar elde edilmiştir.

- Yalnızca ısıtıl işlem uygulanması şeklinde yapılan tane inceltme yönteminde boyutlardan kaynaklanan ısıtılma ve soğutma şartlarının gerektiğinde hızlı yerine getirilememesi, gerekli dönüşümlerin gerçekleşmesi önünde bir engel olarak bulunmaktadır. Diğer bir deyişle şaftın mevcut ölçüleri dikkate alınarak sadece termal işlem uygulamak suretiyle tane inceltme ısıtıl işlemi yapılarak istenilen mekanik özelliklerin sağlanması mümkün görünmemektedir.
- Termo-mekanik yol ile yani ısıtıl işlem yanında şiddetli plastik deformasyon yöntemleri ile üretim, milin oldukça hassas geometrik yapısı ve oldukça büyük çapı gereğince uygulanabilirlik açısından zor ve maliyetli yöntemdir.

Kritik sıcaklıklar arası tavlama ve çeşitli alt soğuma sıcaklıklarında gerekli süreler boyunca bekleme ile AISI 4140 ve AISI 4340 çeliklerinin mikroyapı çalışmaları ve mekanik davranışların belirlenmesi çalışmalarında elde edilen sonuçlar aşağıda verilmiştir.

- Çelik şaftın kritik sıcaklıklar arasındaki tavlama ile yaklaşık olarak % 25 ferrit, % 75 östenit fazları içeren yapı elde edilmiş, daha sonra bu yapının tuz banyosu içerisinde izotermal dönüşümü gerçekleştirilmiştir.
- İzotermal dönüşüm sonrasında havada soğutulan numunelerde, izotermal dönüşüm süresine bağlı olmak üzere iki farklı ısıtıl işlem türü ile 28-32 HRC arası sertlik değerleri elde edilmiştir
- İzotermal dönüşüm sonrasında havada soğutulan numunelerde, izotermal dönüşüm süresine bağlı olmak üzere iki farklı ısıtıl işlem türü ile normalize haldeki mikroyapıya oranla, tokluk değerinde 6 kat artış sağlanmıştır (12 kpm/cm²)

- İzotermal dönüşüm sonrasında havada soğutulan numunelerde, izotermal dönüşüm süresine bağlı olmak üzere iki farklı ısıl işlem türü ile 770 - 1000 MPa akma ve 800 - 1000 MPa arasında çekme mukavemeti artan toklukla beraber korunmuştur.
- ❖ İzotermal dönüşüm sonrasında havada soğutulan numunelerde, izotermal dönüşüm süresine bağlı olmak üzere iki farklı ısıl işlem türü ile ortalama olarak 700.000 ile 800.000 çevrimlik yorulma ömürleri elde edilmiştir. Östemper yapısındaki şaftlara kıyasla yorulma ömründe % 200'ün üzerinde artış sağlanmıştır.
- ❖ İzotermal dönüşüm sonrasında suda soğutulan numunelerde, yeterli uzunlukla dönüşüm süresinin sağlanmasıyla 32-33 HRC arası sertlik değerleri elde edilmiştir.
- ❖ İzotermal dönüşüm sonrasında suda soğutulan numunelerde, yeterli uzunlukla dönüşüm süresinin sağlanmasıyla normalize haldeki mikroyapıya oranla, tokluk değerinde yaklaşık 3 kat artış sağlanmıştır (5,75 kpm/cm²)
- ❖ İzotermal dönüşüm sonrasında suda soğutulan numunelerde, yeterli uzunlukla dönüşüm süresinin sağlanmasıyla ortalama olarak 900.000 çevrimlik yorulma ömrü elde edilerek östemper yapısındaki şaftlara kıyasla yorulma ömründe % 300'e yakın artış sağlanmıştır.
- ❖ İzotermal dönüşüm sıcaklığını hızla geçerek, yapının martenzit başlangıç sıcaklığının altındaki bir sıcaklığa soğutulmasıyla 33-34 HRC arası sertlik değerleri elde edilmiştir.
- ❖ İzotermal dönüşüm sıcaklığını hızla geçerek, yapının martenzit başlangıç sıcaklığının altındaki bir sıcaklığa soğutulmasıyla yaklaşık olarak % 25 ferrit, % 31 martenzit ve % 45 oranında beynit içeren mikroyapı elde edilmiştir.
- ❖ İzotermal dönüşüm sıcaklığını hızla geçerek, yapının martenzit başlangıç sıcaklığının altındaki bir sıcaklığa soğutulmasıyla ortalama olarak 1.200.000 çevrimin üzerinde yorulma ömrü elde edilerek östemper yapısındaki şaftlara kıyasla yorulma ömründe % 300'ün üzerinde artış sağlanmıştır.

- ❖ İzotermal dönüşüm sıcaklığındaki bekleme süresinin nihai mikroyapı ve buna bağlı olarak elde edilen sertlik, tokluk gibi mekanik özellikler üzerinde etkin olduğu ortaya çıkmıştır.
- Doğrudan tane inceltmeye yönelik kayda değer sonuçlar elde edilememiş olmasına rağmen mikroyapı üzerinde yapılan çalışmalar ile millerin yorulma ömürlerinde % 300'e varan oranlarda artışlar elde edilmiştir. Bunda indüksiyon ile sertleştirme sonrası elde edilen kabuk bölgesindeki martenzit yapısının, dönüşüme maruz kalan ana yapının özelliklerine bağlı olarak oldukça ince, yüksek dayanımlı ve tok bir yapı olarak meydana gelmesi etkin olmuştur.
- Östemperlenmiş şaftlar indüksiyon ile sertleştirme işlemi sonrasında yoğun iç çatlaklar içerirken, geliştirilen ısıt işlemler ile bu çatlakların azaltılması ve önlenmesi sağlanmıştır.
- İndüksiyon ile sertleştirme sonrası çekirdek bölgesinde 28 HRC civarında ve kabuk bölgesinde yaklaşık 55 HRC civarında olmak üzere homojen bir sertlik dağılımı elde edilmiştir.
- Kabuk ve çekirdek bölgesi arasında yaklaşık 2 mm genişliğinde bir geçiş bölgesi olduğu tespit edilmiştir.

3. BÖLÜM: ÇELİK ŞAFTLARDA HASAR ANALİZİ ve SONLU ELEMANLAR ÇALIŞMALARI

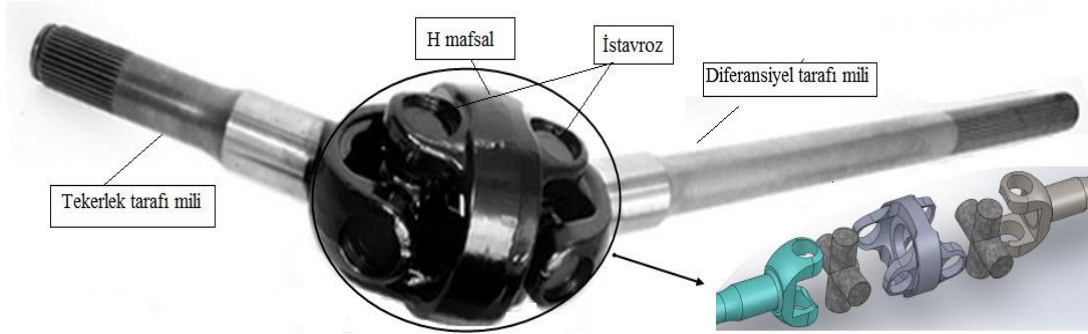
3.1. Giriş

Şaft, içi dolu veya boş mil şeklindeki hareket ileten makine elemanı olarak tarif edilebilir. Temel olarak eğme, burulma veya her iki zorlamanın bulunduğu bir çalışma ortamında dönme veya eksenel zorlama altında hareket veya güç aktarma işlevini değişken yüklemeler altında yerine getirir. Değişken yüklemeler veya titreşim altında çalışmaları nedeniyle yorulma hasarına maruz kalmaları çoğu zaman kaçınılmaz bir durumdur. Bu sebeple yorulma mukavemetleri dikkate alınarak tasarlanmaları zaruridir. Geleneksel olarak AISI/SAE 4XXX, 5XXX veya 8XXX serisi çeliklerden yapılırlar. Bu tür çeliklerden üretilmelerinin sebebi, bu seriden çeliklere uygulanacak uygun ısıtma işlemleri ile yorulma mukavemetlerinin dikkate değer ölçüde artırılabilmesidir. Yüksek yorulma dayanımına sahip olarak üretilmiş bir şaftta istenilen özellik, yüzey ve yüzeye yakın bölgelerde en yüksek akma gerilimine ulaşılması ve çekirdek bölgesinde yüksek mukavemetin yanında yüksek süneklik ve tokluğun da mevcut olmasıdır. Benzer bir durum ısıtma işlemine (su verme + temperleme) tabi tutulmuş çeliğin yüzey sertleştirme ısıtma işlemine tabi tutulması ile gerçekleştirilebilmektedir [2, 3].

Bu kısımda, güç aktarma elemanı olarak kullanılan ve kullanıldığı yerde beklenenden çok daha önce hasara uğramış beş adet tahrik milinin hasar analizi yapılmıştır. Hasarlı veya kırılmış olan bu miller, farklı üreticilerin imal ettiği ve beklenenden daha önce kırılmaları üzerine nihai kullanıcı tarafından üretici firmalara iade edilmişlerdir. Bu hasarlı ürünler üzerinde yapılan incelemeler ve beraberinde gerçekleştirilen sonlu elemanlar çalışmaları ile millerde meydana gelen hasarların ana sebepleri ortaya konulmaya çalışılmıştır.

3.2. Malzeme ve Metot

Kardan milleri en basit hali ile iki mil ve bu millerin bağlantısını sağlayan bir istavrozdan oluşur. Hareket edebilen iki parçanın bu yeteneklerini kaybetmeden birbirlerine bağlanmasıyla bir mafsalsal elde edilmiş olur. Bu tez kapsamında ele alınan kardan milleri; H-çatal olarak tabir edilen bir ara elemanla birbirine bağlanmış, biri kısa (tekerlek tarafı) ve biri uzun (diferansiyel tarafı) mil ile iki adet istavrozdan oluşmaktadır (Şekil 3. 1). Bu şekildeki kardan milleri çift kardan mafsalsal olarak da bilinir. Bu tipteki mafsallar ise üniversal mafsalsal olarak adlandırılmaktadır.



Şekil 3. 1. Aksan Kardan şirketi tarafından üretilen kardan mili

Çatallı mil, H-Çatal (mafsalsal), istavroz kardan milini oluşturan başlıca elemanlardır.

3.2.1. Çatallı Mil

Çatallı miller, yaygın olarak daire kesitli çubuk olarak tedarik edilen orta karbonlu, düşük alaşımlı veya alaşımsız ve sertleşebilen çelik malzemeden üretilmektedir. Piyasada bol ve daha ucuz bulunması sebebi ile AISI 1040 veya AISI 4140 çelikleri tercih edilmektedir. Öncelikle millerin uçlarında yer alan çatal kısımları, kapalı kalıpta sıcak dövme ile şekillendirilir. Daha sonra talaşlı imalat yöntemleri ile istavroz deliklerinin açılması ve tolerans ayarlama işlemleri gerçekleştirilmektedir. Milin diğer ucunda yer alan ve “spline” olarak adlandırılan dişler ise soğuk dövme yoluyla elde edilmektedir (Şekil 3. 2).



Şekil 3. 2. Çatallı mil

3.2.2. H-Çatal (mafsal)

H-çatal veya mafsal şeklinde ifade edilen parça ise çelik malzemedan döküm yöntemiyle üretildikten sonra yine talaşlı imalat işlemleri ile delik delme ve taşlama aşamalarından sonra üretimi tamamlanır (Şekil 3. 3). Millere uygulanan indüksiyon ile sertleştirme işlemi bu parça için uygulanmaz. Dövme sonrası ıslah işlemi yapıldıktan sonra talaşlı işleme geçilir.

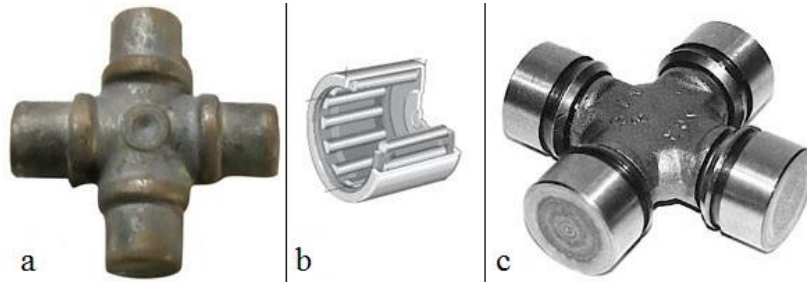


Şekil 3. 3. H-Çatal

3.2.3. İstavroz

İki mili birbirine veya bir mili bir ara bağlantı elemanına veya bir flanşa mafsallık oluşturacak şekilde bağlamak için kullanılan elemana istavroz adı verilmektedir. Universal mafsallar bu tip bir bağlantı elemanı ile elde edilirler. Şekil olarak da haça benzeyen bu bileşen genel olarak orta karbonlu alaşımsız (AISI 1045), alaşımlı (AISI 5140) veya sementasyon (AISI 8620) çeliğinden dövme ya da döküm yöntemiyle üretilir (Şekil 3. 4-a). İstavroz gövdesi üretildikten sonra istavrozun uç kısımları (muylu) talaşlı imalat ile işlenip,

taşlanarak pürüzsüz bir duruma getirilir. Muylu olarak adlandırılan bu uçların sertliği 60-65 HRC kadar olabilir. Uç kısımların üzerine iğneli kovanlar (Şekil 3. 4-b) geçirilerek üretim tamamlanmış olur (Şekil 3. 4-c). İğneli kovanlar sayesinde istavroz sürtünmesiz bir şekilde yüksek tork iletimi için uygun hale gelmektedir.



Şekil 3. 4. a) Dövme işlemi ile üretilmiş istavroz gövdesi, b) İğneli kovan, c) istavroz

3.2.4. Malzeme

Şaft bileşenleri de diğer tüm mühendislik uygulamalarında olduğu gibi ihtiyacı (ısı, mekanik, elektrik özellikleri gibi.) karşılayabilecek nitelikteki malzemelerden üretilirler. Şaft üzerinden aktarılabilecek tork miktarı veya şaftın döneceği devir sayısı, üretimde kullanılacak malzemenin belirlenmesinde kritik öneme sahiptir. Ayrıca tasarım açısından şaftın boyutlarının belirlenmesinde kısıtlayıcı unsurlar varsa bunlar da malzeme seçimini etkileyecektir. Bu ölçütler göz önünde tutularak şaft bileşenlerinin üretiminde karşımıza oldukça geniş bir yelpazede malzeme seçeneklerinin çıktığı görülmektedir. Bunlar arasında çeşitli çelik ve dökme demir türlerini, havacılıkta kullanılan bazı özel alüminyum alaşımlarını, pirinç ve hatta plastik malzemeleri görmek mümkündür.

Çalışmalar kapsamında yapılan literatür araştırmasında ve karşılaşılan endüstriyel uygulamalarda yüksek tork iletim kapasitesinin öncelikli olduğu şaftların üretiminde çelik malzemelerin tercih edildiği görülmüştür. Bunda, çeliklerin özel ısıl işlem uygulamalarıyla oldukça iyi mukavemet, sertlik ve tokluk özelliklerini bir arada sunmalarının büyük etkisi olduğu bir gerçektir. AISI, SAE ve DIN gibi normlarda bilinen çeliklerden olan ve çalışmalarımızda kullanılan çelik türleri ile bunların bazı özelliklerinden kısaca bahsedilecektir.

AISI/SAE 4140 çeliği şaft üretiminde oldukça yaygın olarak kullanılan bir malzemedir. Özellikle şaft milleri için tercih edilmektedir. Orta karbonlu düşük alaşımlı bir

çelik olan AISI/SAE 4140 çeliği fiyat/performans kriteri açısından da öne çıkmaktadır. Mil, dişli, krank kolları gibi parçaların üretiminde; otomobil, inşaat ve ziraat makineleri gibi alanlarda kullanılmaktadır. Yüzey sertleştirmeye uygun bir malzeme olmakla birlikte çeşitli ısıtıl işlem uygulamaları da bulunmaktadır. Yüksek tokluk özelliğine sahiptir. Bir tür ıslah çeliği olan 4140 çeliğinin bazı özellikleri Tablo 3. 1’de verilmektedir. Yine ıslah çeliği grubundan olan AISI/SAE 4340 ve AISI/SAE 5140 çelikleri de benze alanlarda kullanılabilirle beraber ilave alaşım elementleri içermelerinden dolayı bazı farklı mekanik özellikler sunmaktadır. Özellikle %2’ye kadar nikel elementi içeren 4340 çeliği diğer kullanım alanlarına ek olarak havacılıkta da kullanılmaktadır. Bununla birlikte ilave alaşım elementlerinin ilave maliyet olduğunu da unutmamak gerekir. Tablo 3. 2’de AISI/SAE 4340, Tablo 3. 3’de alaşım elementi olarak sadece krom içeren AISI/SAE 5140 çeliğinin bazı özellikleri verilmektedir.

İstavrozun üretiminde de şaftın maruz kalacağı burulma momenti dikkate alınarak malzeme seçimi yapılmaktadır. Özellikle üzerinde iğneli kovanın çalışacağı uçların yüksek basınç altında aşınmaya uğramaması için sertleştirilmesi gerekir. İstavroz gövdesinin ise ani yükleme gibi durumlar darbeyi emecek bir yapıda olması istenir. Bu ikili özellik çoğunlukla sementasyon çeliği kullanılarak sağlanır. Sementasyon çelikleri sertleştirilecek yüzeylere difüzyon yolu ile C emdirilmesi ve daha sonra yüksek karbon konsantrasyonundan faydalanılarak bu yüzeylere sertleştirme işlemi uygulanan çeliklerdir. Bu tür çeliklerden olan ve istavroz üretiminde yaygın olarak kullanılan AISI/SAE 8620 çeliğine ait bazı bilgiler Tablo 3. 4’de verilmektedir.

Tablo 3. 1. AISI/SAE 4140 çeliğinin bazı özellikleri

Standart							
DIN		AISI/SAE			EN		
1.7225		4140			42CrMo4		
Kimyasal Bileşimi (%)							
C	Si	Mn	P _{max}	S _{max}	Cr	Mo	-
0.38 - 0.43	0.15 - 0.30	0.75 - 0.1	0.035	0.04	0.80 - 1.10	0.15 - 0.35	-
Mekanik Özellikler							
E (GPa)		Çekme M. (MPa)		Akma M. (MPa)*		Sertlik (HRC)	
190 - 210		655* - 1020**		417* - 655**		14*-32**-52***	
*815°C’de tavlama sonrası. **870°C’de normalize sonrası. ***Yağda soğutma, 205°C’de temperleme							

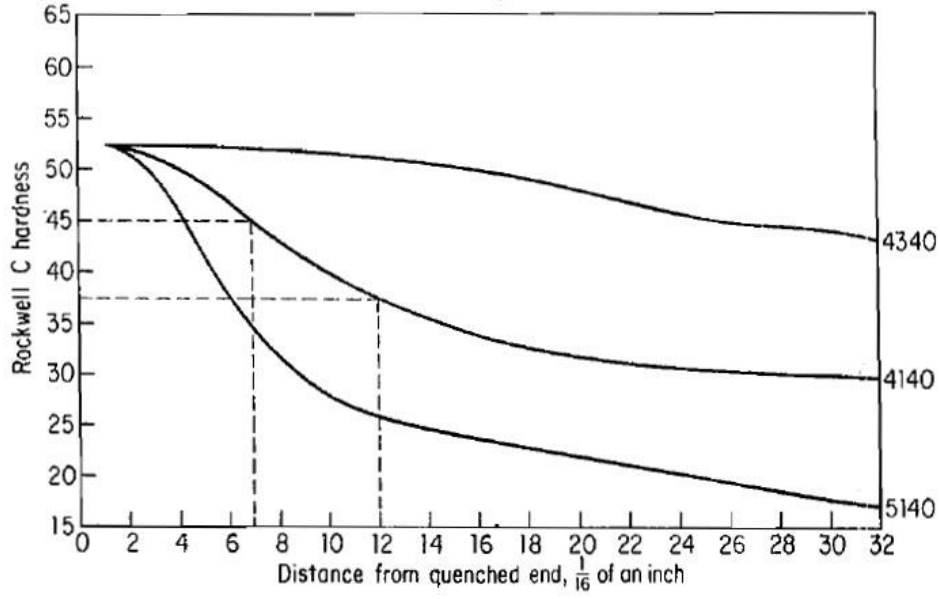
Tablo 3. 2. AISI/SAE 4340 çeliğinin bazı özellikleri

Standart							
DIN		AISI/SAE			EN		
1.6582		4340			34CrNiMo6		
Kimyasal Bileşimi (%)							
C	Si	Mn	P _{max}	S _{max}	Cr	Mo	Ni
0.38 - 0.43	0.15 - 0.30	0.6 - 0.8	0.035	0.04	0.70 - 0.9	0.20 - 0.30	1.62- 2.00
Mekanik Özellikler							
E (GPa)		Çekme M. (MPa)		Akma M. (MPa)*		Sertlik (HRC)	
190 - 210		745*- 1279**		472* - 862**		19*-39**-53***	
*810°C’de tavlama sonrası. **870°C’de normalize sonrası. ***Yağda soğutma, 205°C’de temperleme							

Tablo 3. 3. AISI/SAE 5140 çeliğinin bazı özellikleri

Standart							
DIN		AISI/SAE			EN		
1.7035		5140			41Cr4		
Kimyasal Bileşimi (%)							
C	Si	Mn	P _{max}	S _{max}	Cr	-	-
0.38 - 0.43	0.15 - 0.30	0.70 - 0.90	0.035	0.04	0.70 - 0.90	-	-
Mekanik Özellikler							
E (GPa)		Çekme M. (MPa)		Akma M. (MPa)*		Sertlik (HRC)	
190 - 210		572*-792**		293*- 472**		7*-21**-51***	
*830°C’de tavlama sonrası. **870°C’de normalize sonrası. ***Yağda soğutma, 205°C’de temperleme							

AISI 4140, AISI 4340 ve AISI 5140 çelikleri yaklaşık olarak aynı miktarlarda karbon içermelerine rağmen, sahip oldukları farklı miktarlardaki diğer alaşım elementleri sayesinde değişik sertleşme kabiliyetlerine sahiptirler (Şekil 3. 5). Alaşım elementlerinin sertleşebilme derinliğini önemli derecede etkilediği görülmektedir.



Şekil 3. 5. AISI 4140, 4340 ve 5140 çeliklerinin sertleşebilme derinliği [95].

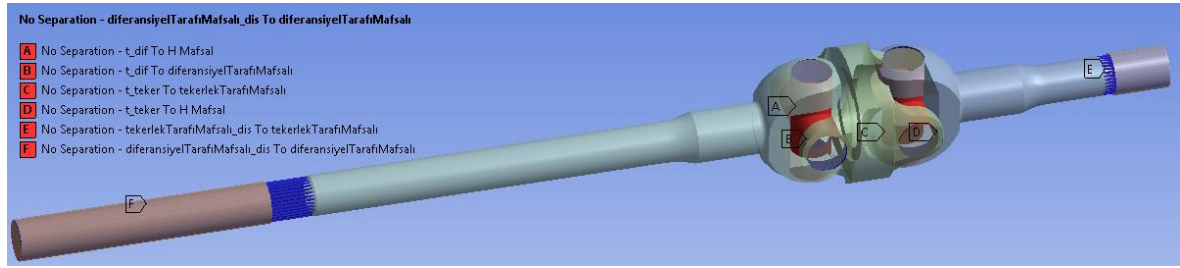
Tablo 3. 4. AISI/SAE 8620 çeliğinin bazı özellikleri

Standart							
DIN		AISI/SAE			EN		
1.6523		8620			20NiCrMo2		
Kimyasal Bileşimi (%)							
C	Si	Mn	P _{max}	S _{max}	Cr	Ni	Mo
0.18 - 0.23	0.15 - 0.30	0.70 - 0.90	0.035	0.04	0.40 - 0.60	0.40 - 0.70	0.15 - 0.25
Mekanik Özellikler							
E (GPa)		Çekme M. (MPa)		Akma M. (MPa)*		Sertlik (HB)	
190 - 210		536*- 632**		385*- 357**		149*-183**	
*870°C’de tavlama sonrası. **915°C’de normalize sonrası.							

3.3. Sonlu Eleman Modellemesi

Sonlu elemanlar analizinde ANSYS WorkBench (WB) programının 14.5 versiyonu kullanılmıştır. 3 boyutlu modeller SolidWorks programı ile hazırlandıktan sonra analizin yapılacağı programa aktarılmıştır. Analizler yapılırken ilgili parçaların malzeme özellikleri ANSYS WB programının kütüphanesinden çağrılarak kullanılmıştır. 3-boyutlu modellemeler, parçaların teknik resimleri esas alınarak modellenmiş ve montaj resmine uygun olarak montaj yapılmıştır.

Sonlu eleman analizi yapılırken kontak durumunda olan yüzeylere gerekli özellikler tanımlanarak gerçekçi bir çözüme yaklaşılmıştır. Bu bağlamda istavrozlar ile çatal delikleri arasındaki ilişki ve mil uçlarındaki spline'lara sınır şartlarını uygulamak için kullanılan kovanlar ile mil arasındaki ilişki “no separation” olarak tanımlanmıştır (Şekil 3. 6).



Şekil 3. 6. Tam model şaft montaj modelinde kontak ilişkileri

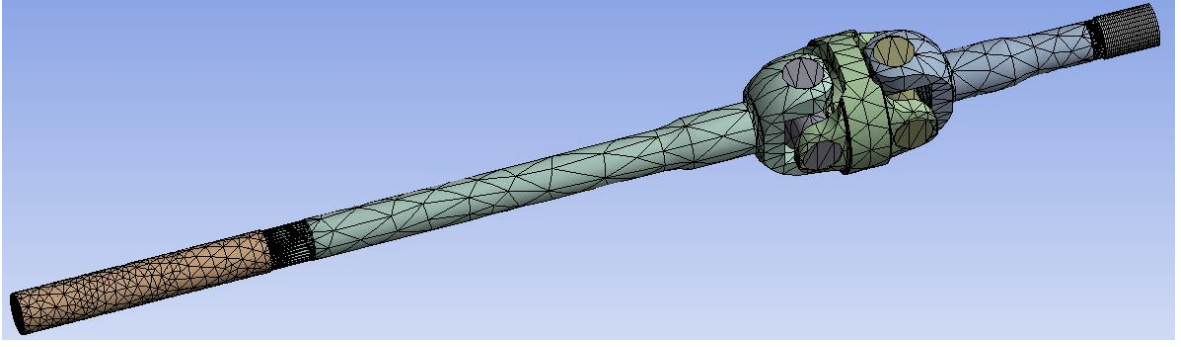
ANSYS WB yazılımında lineer kontak durumunu temsil eden iki tür kontak tanımı bulunmaktadır. Bunlardan “bonded” olarak tanımlanan kontak durumunda söz konusu bileşenler arasında tam bir bağlantı var sayılarak bileşenlerin yek pare olarak davrandıkları durum modellenmiş olur. “No separation” olarak tanımlanan kontak durumunda ise bileşenler arasındaki temas durumu korunmakla beraber kayar yatak benzeri bir davranış ile yüzeylerin izafi olarak konumlarını değiştirebildikleri var sayılır. Örneğin bir deliğe sıkı geçme ile monte edilmiş mil gibi bir sistemin modellenmesi için uygun olan lineer kontak tipi “No separation” olmalıdır. Bu bilgiler doğrultusunda; çok iyi hizalanmış olduğu varsayılan bir şaft için çatal-istavroz arasında ve mil yatakları arasında “no separation” kontak durumu, kabul edilebilir sonuçlar elde edilmesini mümkün kılmaktadır. Tez çalışmalarında yapılan modellemelerde sabit uçtaki moment tepkilerinin, diğer uçtan uygulanan momente eşit olarak çıkması da uygun kontak özelliklerinin atanmış olduğunu göstermektedir.

Modelin mesh işlemi için ANSYS WB programının otomatik mesh ile önerdiği ağ yapısı kullanılmıştır. Model, boyutları değişen üçgen tipte elemanlara bölünmüştür. Parça geometrisine uygun olarak atanan eleman tipi ve boyunun uygun olması ve çözümlerin de kabul edilebilir bulunmasından dolayı mesh işlemine herhangi bir müdahale yapılmamıştır. Kontak yüzeylerine atanan eleman tiplerinin seçimi de ANSYS WB programı tarafından yapılmıştır.

Malzeme özelliği olarak tüm bileşenler için program kütüphanesinde bulunan yapısal çelik malzemesi atanmıştır. Bilindiği gibi lineer elastik deformasyon davranışının sonlu elemanlar analizi ile incelenmesinde malzeme özelliği olarak Elastisite modülü (E) ve poisson oranı gerekmektedir. Malzemelerin bu iki özelliği ancak kimyasal kompozisyon ve bir miktar da tane boyutu ile değişmektedir. Isıl işlem ile de bu iki özelliğin değişmediği bilindiğinden, yaklaşık ve kabul edilebilir bir çözüm için atanmış bulunan malzeme özelliğinin uygun olduğu görülmüştür. Seçilen malzeme için E değeri 200 GPa, poisson oranı (ν) ise 0,3 olarak analize dâhil edilmiştir. Çözüm sonrası oluşan gerilme değerleri von-Mises eşdeğer gerilmesi olarak okunmuş, bu değerler ilgili parçanın akma değeri ile kıyaslanarak yorum yapılmıştır.

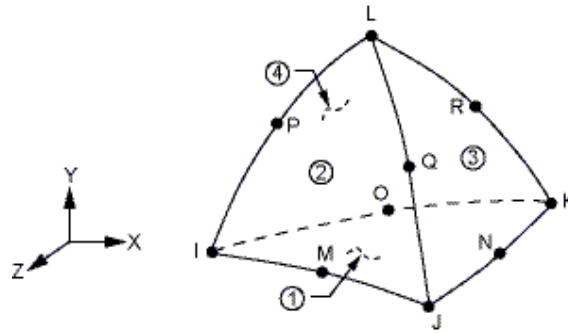
3.3.1. Sonlu Elemanlar Modellemesinde Kullanılan Eleman Tipleri

Sonlu eleman tipleri olarak ANSYS WB programının seçimleri kullanılmıştır. Program, otomatik mesh seçeneği ile olası en iyi eleman tiplerini seçerek ilgili geometrik modelin meshlenmesi için atamaktadır. Çözümü yapılan problemi oluşturan geometri yedi bileşen ve sekizi istavroz ile mil çatalı arasında olmak üzere toplam on kontak çifti içermektedir. Oluşturulan geometrinin analizi için program tarafından eleman tipleri SOLID186 ve SOLID187 olarak seçilmiştir. Bileşenler arasındaki kontak yüzeylerinin sonlu eleman modelinde ise CONTA174 ve TARGE170 elemanları kullanılmıştır. Defleksiyon ve reaksiyon kuvvetlerinin hesaplanması için de COMBIN14 elemanı kullanılarak sonlu eleman modeli oluşturulmuştur. Sonlu elemanlar analizinde kullanılan ve çözüme esas geometrinin program tarafından otomatik olarak üretilen mesh (ağ) yapısı Şekil 3. 7’de görülmektedir.



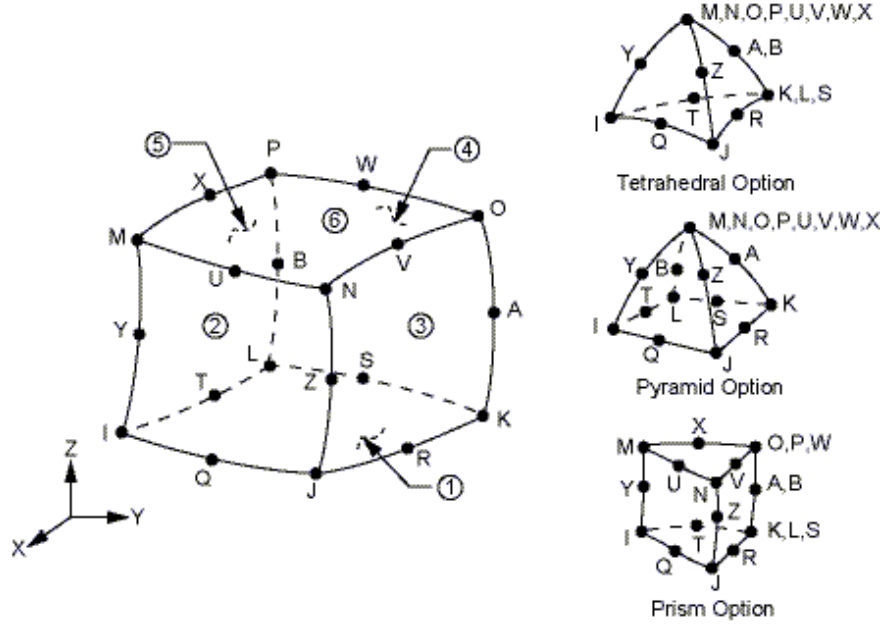
Şekil 3. 7. Tam model kardan milinin ağ yapısı

SOLID187 elemanı yüksek dereceden, 3 boyutlu, 10 düğüm noktalı bir elemandır. SOLID187 kuadratik yer değiştirme davranışına sahip olan, düzensiz yapıların meshlenmesi için uygun bir elemandır. SOLID187 elemanı her biri 3 serbestlik derecesine sahip 10 düğüm noktası tarafından temsil edilir. Eleman, plastisite, hiperplastisite, sürünme, gerilme sertleşmesi, yüksek defleksiyon ve büyük gerilme davranışlarını modelleme özelliklerine sahiptir. Şekil 3. 8’de SOLID187 elemanının geometrisi görülmektedir.



Şekil 3. 8. SOLID187 elemanının geometrik görünüşü ve düğüm noktaları [96].

SOLID186 elemanı da yüksek dereceden 3 boyutlu bir katı model elemanıdır. Bu eleman her biri 3 serbestlik derecesine sahip 20 düğüm noktası içermektedir. SOLID187 elemanının desteklediği mekanik davranış özelliklerini desteklemektedir. SOLID186 elemanının iki farklı şekli mümkündür. Bunlardan bir tanesi homojen yapısal katı modellemesini, diğeri tabakalı yapısal katı modellemesini desteklemektedir. Homojen yapısal katı tipi düzensiz mesh yapılarının modellenmesi için uygunken, tabakalı yapısal katı tipinde olanı tabakalı ince kabukların (Shell) veya katıların modellenmesi için uygundur. Şekil 3. 9’da SOLID186 elemanının homojen yapısal katı modellemesi için kullanılan tipinin geometrik görünüşü verilmektedir.

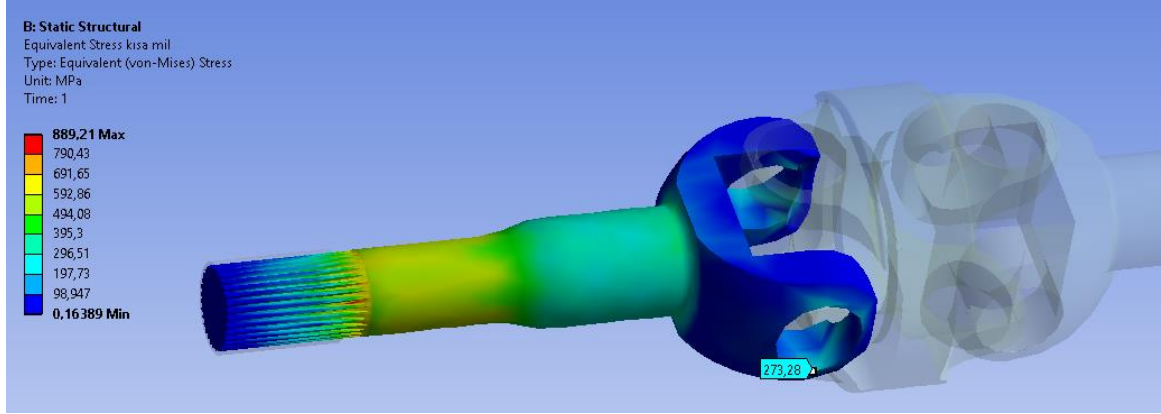


Şekil 3. 9. SOLID186 elemanın geometrik görünüşü ve düğüm noktaları [96]

Kontak çiftleri doğal olarak, ilişki halinde tanımlanan iki nesne arasında bulunmak durumundadır. ANSYS ve ANSYS WB programlarında kontak çiftleri “contact” ve “target” olarak adlandırılan iki yüzey/nokta arasında tanımlanır. Normalde konveks yüzey “contact” ve konkav yüzey de “target” olarak seçilir. Bununla birlikte kontak çiftini oluşturan yüzeylerden büyük olanı “target”, küçük olanı da “contact” olarak seçilebilir. Çoğu zaman hangi yüzeyin ne olarak seçildiğinin pek bir önemi yoktur, aralarında kontak tanımlanan iki yüzey artık bir çift olmuşlardır. Analizde CONTA174 ve TARGE170 elemanları bu kontak çiftlerinin modellenmesi için kullanılmışlardır.

3.3.2. Sonlu Elemanlar Analizi

Burulma yüklemesine maruz kalacak böyle bir parçada, ilk bakışta hasarın çatal olarak adlandırılan ve millerin uç kısımlarında yer alan, H mafsalları ile milin bağlantısını sağlayan istavrozlarda veya istavrozların takılı bulunduğu delikler etrafında olacağı düşünülebilir. Millerin çatal kısmındaki gerilmeleri sonlu elemanlar analizi ile incelediğimizde, dinamik yorulma testlerinin de gerçekleştirilmesinde kullanılan ± 3 kN-m burulma yükü altında millerin uç kısımlarındaki deliklerin iç yüzeyinde en yüksek 273 MPa gerilme olduğu görülmektedir. (Şekil 3. 10).



Şekil 3. 10. Milin çatal kısmında istavroz deliği etrafında oluşan gerilmelerin dağılımı

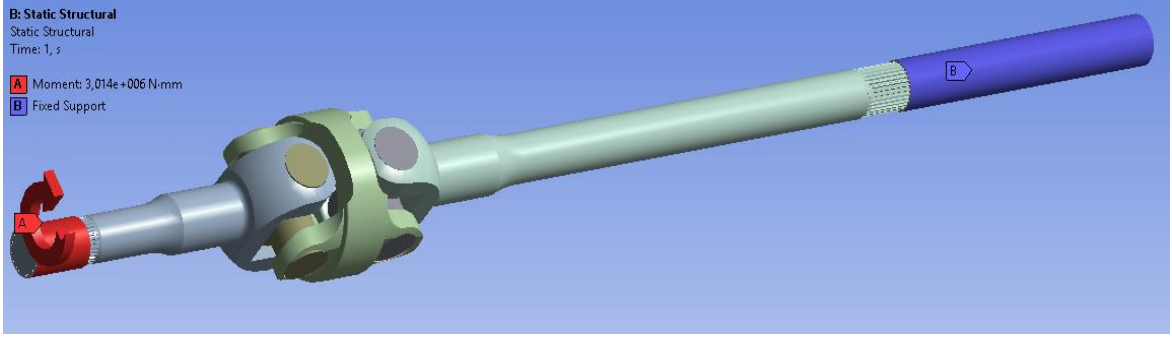
Millerin üretimleri sırasında mil boyunca yapılan indüksiyon ile yüzey sertleştirme işlemine dâhil olmayan çatal kısmın çekme mukavemeti ve bu bölgede yer alan segman yuvasının varlığı da göz önünde bulundurulduğunda bu şiddetteki bir gerilmenin yorulma çatlakları oluşum ve ilerlemesi için yeterli olabileceği görülecektir. Nitekim servis şartlarında bu şekilde çatal bölgesinden hasara uğramış millere de rastlanmıştır (Şekil 3. 11).



Şekil 3. 11. Çatalın uç kısmından hasara uğramış miller

Millerin amaçlandığı şekilde kullanılabilmesi için tasarımın bir gereği olarak uç kısımlarında “spline” olarak tarif edilen düz dişlerin açılması gerekmektedir. İstatistiki olarak incelendiğinde de hasarın daha çok millerin üzerinde, diş diplerinden başlayan çatlaklar ile gerçekleştiği görülmektedir.

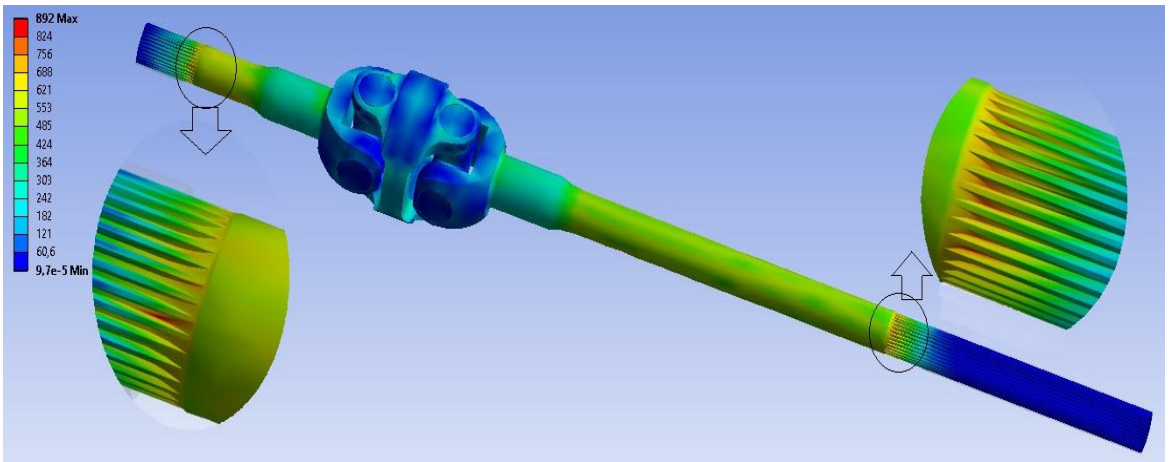
Şekil 3. 1’deki gibi bir kardan milinin burulması halinde üzerinde oluşacak gerilmeleri görmek üzere sonlu elemanlar analizi yapılmıştır. Bir ucu dış yüzeyinin tüm serbestlik dereceleri sıfır olarak belirlenmiş bir tutucuya geçirilmiş, diğer ucu ise yine dış yüzeyinden 3 kN-m dönme momenti uygulanan bir elemana geçirilmiş şekilde modellenen kardan mili modeli Şekil 3. 12’de görülmektedir.



Şekil 3. 12. Tam model kardan milinin 3 Boyutlu görünüşü ve sınır şartları

Çözüm sonucu en yüksek gerilmelerin, her iki mil üzerinde de lokal olarak millerin uç kısımlarında bulunan diş diplerinde yer aldığı görülmüştür (Şekil 3. 13). Şekil 3. 13’de görülen sonlu elemanlar analizinde kullanılan model, Şekil 3. 1’de verilen shaftın birebir aynı ölçüleri ile modellenmesiyle elde edilmiştir. Model, millerin uç kısımlarında yer alan dişleri de (spline) içermektedir.

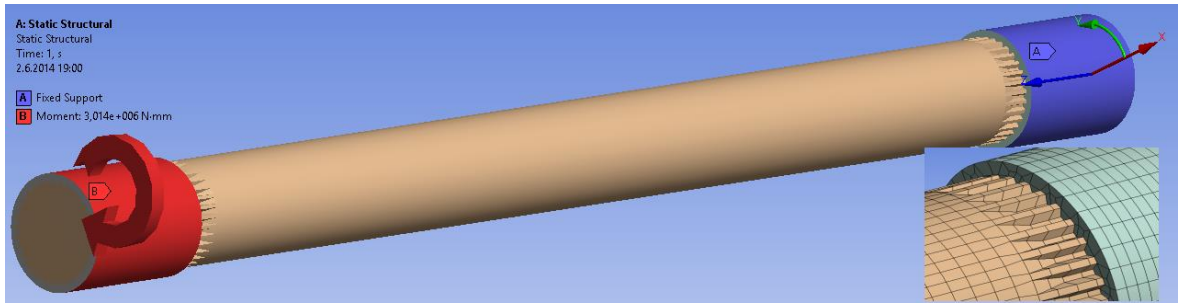
Yapılan bu analizler neticesinde, mevcut yükleme şartlarında millerin öncelikli probleminin millerin diş diplerindeki gerilmeler sonucu yorulma hasarına uğraması olduğu görülmüştür. Bu nedenle hem kısmen üretim kolaylığı hem de ısıtım işlem kolaylığı sağlaması açısından çalışmanın çatal kısmı içermeyen düz miller ile devam ettirilmesi kararlaştırılmıştır. Düz miller aynı zamanda dümenlenebilir olmayan tekerleklerin tahrik edilmesinde de kullanılmaktadır. Bu tip millerin de ön incelemesi yapıldığında hasar türünün aynı olduğu görülmüştür. Diş diplerinden başlayarak ilerleyen yorulma çatlakları kopma ile sonuçlanmaktadır.



Şekil 3. 13. Yalın burulma halindeki milin 3 kN-m moment altındaki gerilme dağılımı

3.3.3. Düz Millerin Sonlu Eleman Modeli ve Hasar Mekanizması

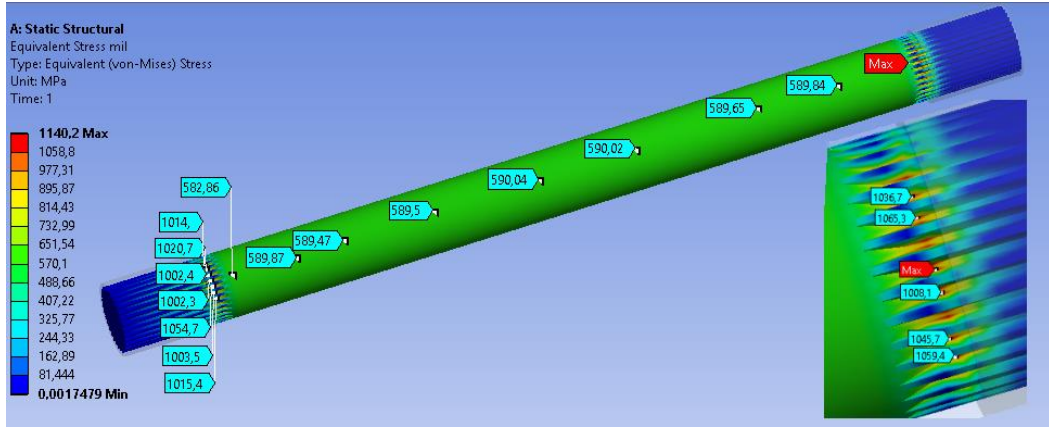
Deneysel çalışmalar için üretilen 35 mm çapında ve 500 mm uzunluğundaki millerin her iki uç tarafında olmak üzere, plastik şekillendirme esaslı bir yöntem ile (Grob tezgahı kullanılarak) 60mm uzunluğunda dişler açılmıştır. Miller bu şekliyle 3 boyutlu tasarım programı kullanılarak modellenmiş ve daha sonra ANSYS Workbench sonlu elemanlar yazılımı ile 3 kN-m burulma yükü altında gerilme analizine tabi tutulmuştur (Şekil 3. 14).



Şekil 3. 14. Deneysel çalışmalarda kullanılan düz mile ait model ve sınır şartları

Burulma halindeki düz millerde de en yüksek gerilme değerlerinin çok dar bir aralıkta olmak üzere diş diplerinde olduğu, bunun dışında mil boyunca düzgün olarak dağılan gerilme değerlerinin varlığı görülmüştür (Şekil 3. 15). Deneysel çalışmalarda karşılaşılan sonuçlar da bu yöndedir (Şekil 3. 16). Kesitten bakıldığında, burulmaya maruz bir milde en yüksek gerilmelerin dış yüzeyde olduğu ve merkeze yaklaştıkça azaldığı bilgisini doğrular nitelikte bir gerilme gradyeni görülmektedir (Şekil 3. 17).

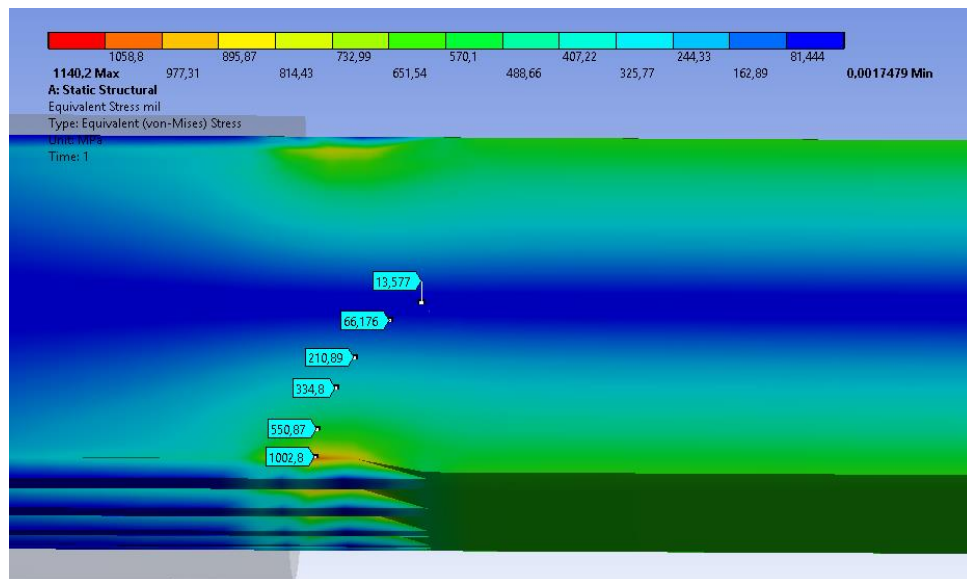
Dönme momenti aktaran millerde indüksiyon ile yüzey sertleştirilmesi endüstride sıkça uygulanan bir yüzey sertleştirme yöntemidir. Yüksek gerilmeleri karşılayabilecek yüksek çekme mukavemetini sağlamak ve yorulma dayanımını artırmak için bu şekilde yüzey işlemleri gereklidir. Şekil 3. 17 ile verilen gerilme dağılımında da görüldüğü üzere diş dibinde, yüzeyden çapın yaklaşık %15'i kadarlık mesafe altında gerilme değeri yüzeydeki gerilmenin %50'si kadar azalarak 550 MPa civarında olmaktadır. 35 mm çapındaki bir mil için bu mesafe 5,25 mm olarak hesaplanır. Uygulamada da bu millere yapılan yüzey sertleştirme işleminin derinliği 6 mm civarındadır. Mil boyunca düzgün olarak dağılan 590 MPa değerindeki gerilmenin de yüzeyden yaklaşık 6 mm derinliğe inildiğinde 390 MPa değerine düştüğü görülmektedir.



Şekil 3. 15. 500 mm uzunluğundaki milde oluşan burulma gerilmeleri dağılımı



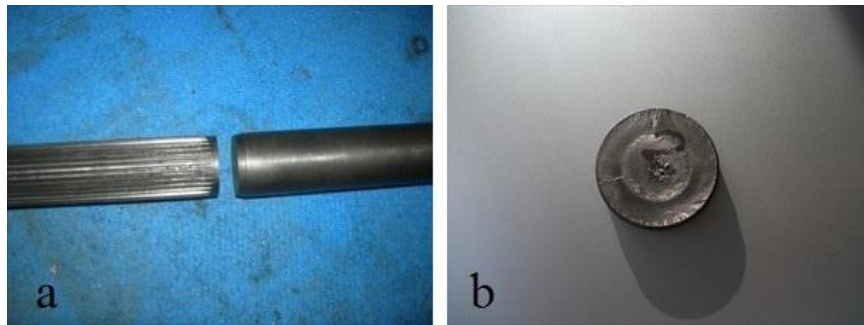
Şekil 3. 16. Milin diş diplerinde meydana gelen yüksek gerilmeler sonucu çatlak oluşumu



Şekil 3. 17. Milin boy kesitinde gerilme dağılımı

3.4. Kırılmış Bazı Millerde Hasar Analiz Çalışmaları

Hasar analizine tabi tutulan şaftlar, kullanıldığı yerde tahminlerden çok daha önce hasara uğramış beş adet tahrik milinden seçilmiştir. Hasarlı veya kırılmış olan miller üreticilerden rastgele ve müşterilerin beklenen ömürden daha önce kırılmaları şikâyeti üzerine üretici firmalara geri gönderilmiş millerdir. Hasar analizleri gerçekleştirilen miller seçilirken çalışma şartları benzer ancak üretim firmaları farklı olmaları dikkate alınarak seçim yapılmıştır. Şekil 3. 18’de hasarlı bir mile ait resim verilmektedir.



Şekil 3. 18. Beklenenden daha önce kırılan bir mile ait yan ve üstten görüntüler

Kırılan millerde hasar analiz amacıyla; kimyasal analiz, XRD, SEM ve optik mikroskopta mikroyapı incelemeleri ve sertlik ölçümleri yapılmıştır. Beş farklı numune kimyasal analiz gerçekleştirilmiştir (Ankara-KOSGEB). Kimyasal analiz sonuçlarından örnek olarak verilen Tablo 3. 5’de de görüldüğü gibi bu analizler millerin 4140 veya eşdeğeri 42CrMo4 çeliğinden üretildiğini göstermektedir.

Tablo 3. 5. Hasarlı millere ait kimyasal analiz sonucu

	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Mo
AISI4140 veya 42CrMo4	0.38-0.45	Max.0,40	0,70-0,90	0,90-1,2	0,15-0,30
Mil	0,43	0,24	0,85	1,08	0,21

İş makinelerinde kullanılan kardan millerin Türkiye’de üretilenleri veya ithal ürün olanlardan beklenen performansı göstermeyen beş adet hasarlı şaft tespit edilmiş ve bunlar üzerinde hasar analiz çalışmaları yapılmıştır. Bu amaçla beş adet farklı mil üzerinde hasar bölgesi ve yakınında makro ve mikro incelemeler gerçekleştirilmiştir.

Hasar analizi çalışmaları kapsamında, hasara uğrayan millerin hasar bölgeleri kesilerek milden ayrılmış ayrıca hasara yakın bölgeden metalografi için numuneler alınmıştır. Alınan numuneler metalografik numune hazırlama işlemlerinden geçirildikten sonra en son safhada Nital ile dağlama yapılarak incelemeye hazır hale getirilmiştir. Metal mikroskobu ve SEM ile mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilip, inceleme sırasında mikroyapı resimleri dijital olarak kaydedilmiştir. Kırık yüzeylerinden fotoğrafları çekilerek literatür bilgileri çerçevesinde yorumlanmıştır.

Şekil 3. 19'da, beklenen ömürlerinden daha önce hasara uğrayan beş farklı milin kırılma bölgeleri ve kırılma bölgesine en yakın yerden kesilmiş metalografik muayene numuneleri gösterilmektedir. Bu numuneler üzerinde metalografik incelemeler gerçekleştirilmiş ve aşağıda verilen sonuçlar elde edilmiştir.

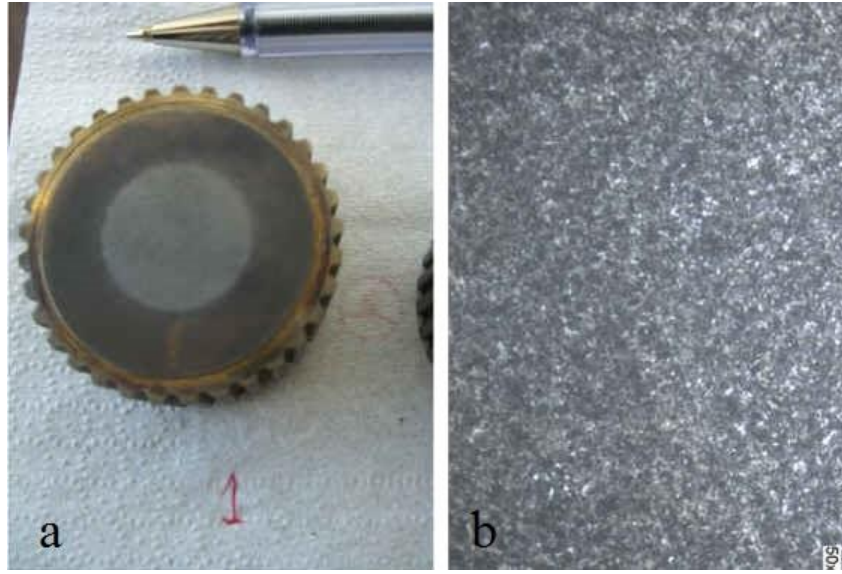


Şekil 3. 19. Hasara uğramış beş farklı milden hasar bölgesi görüntüleri ve hasara yakın bölgelerden çıkartılmış metalografi numuneleri

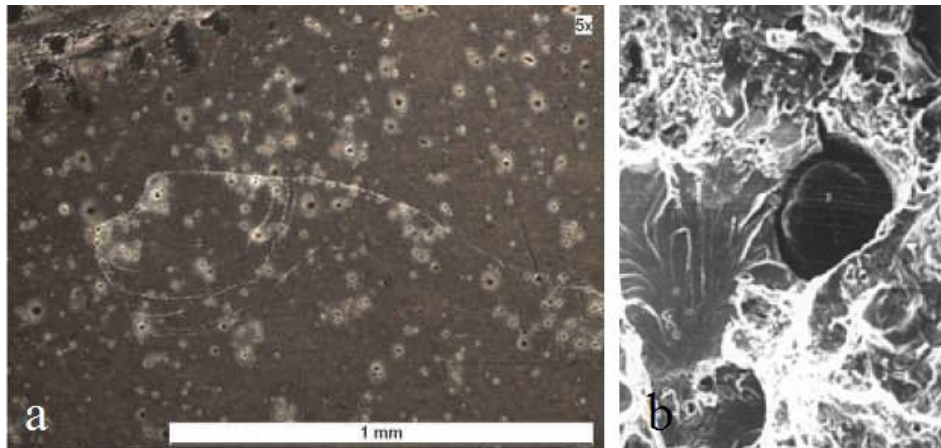
Bir numaralı milden kesilen parça üzerinde yapılan mikroskobik çalışmada (Şekil 3. 20-a, Şekil 3. 20-b, Şekil 3. 21-a); Genel olarak malzemenin kirli olduğu gözlenmiştir. Hadde yönünde yüksek miktarda inklüzyonların varlığı tespit edilmiş, bu kirliliğin XRD ve SEM sonuçlarına göre demir ve mangan sülfürler (FeS, MnS) olduğu tespit edilmiştir. S ve P miktarlarının kabul edilen standartların üst sınırında olması bu sonucu doğrulamaktadır. 6-7 mm kalınlığında indüksiyon ile yüzey sertleştirmenin mevcut olduğu tespit edilmiştir. Yapı martenzitik bir görünüme sahiptir, yüzey sertleşmenin gerçekleştirildiği dış cidara

yakın ve sertleştirme bölgesinin hemen altındaki bölgede oldukça fazla miktarda çemberimsi çatlaklar tespit edilmiştir. Yapının oldukça gevrek karakterli olduğu gözlenmiştir.

Milin hasar yüzeyindeki kırılma profili, farklı noktalardan başlayıp gelişen tipik bir burulma yorulma hasarını ifade etmektedir (Şekil 3. 19). Yüzey üzerinde yapılan mikroskopik taramalarda Şekil 3. 21-a’da verilen çatlakların mevcut olduğu tespit edilmiştir. Bu çatlaklar ısıtıl işlem sırasında oluşabileceği gibi ısıtıl işlem sonrası malzemenin çarpılmasının düzeltilmesi sırasında da meydana gelmiş olacağı tahmin edilmektedir.

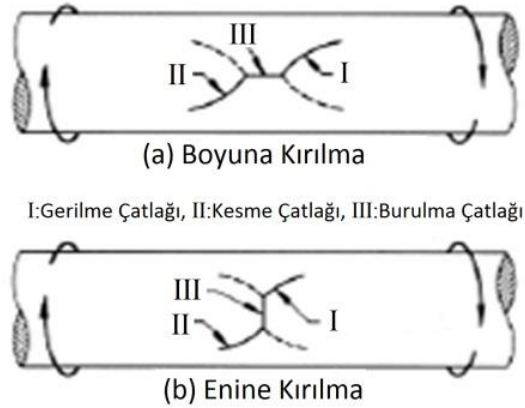


Şekil 3. 20. Bir numaralı parçanın indüksiyon ile sertleştirilmiş bölgesinden alınan (a) makro, (b) mikro görüntü



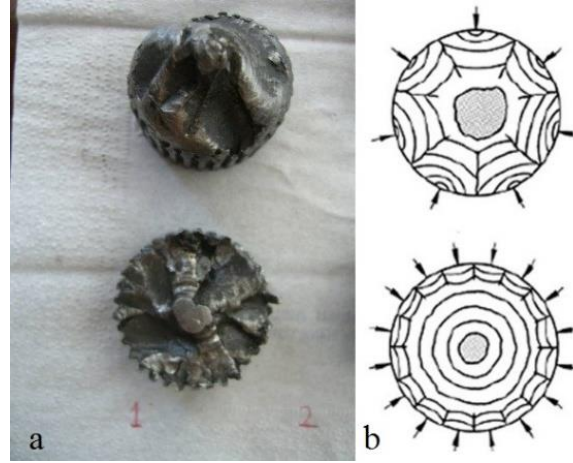
Şekil 3. 21. Bir numaralı parçanın indüksiyon ile sertleştirilmiş bölgesinden alınan çatlak görüntüsü, b) Çatlak başlangıcına kaynaklık eden bir inklüzyon örneği [1]

Şekil 3. 21-a’da görülen çatlaklar yorulma hasarının meydana gelmesinde birinci dereceden etkindir, yorulma kırığının oluşması bilindiği gibi üç safhada gerçekleşir; çatlak başlangıcının oluşumu, yorulma çatlak ilerlemesi ve hasar. Yine yorulmanın temel bilgileri içerisinde çatlak başlangıç safhasının kırılmanın oluşması için geçen süre içerisinde %80-90’lık bir bölümü oluşturduğu bilinmektedir. Yapı içerisinde Şekil 3. 21-a’daki gibi çatlakların bulunması halinde ömrün çok kısa olacağı bu genel bilgiler çerçevesinde net olarak söylenebilir. İkinci dereceden etkin olan malzemedeki kirlilik, birer gerilme artırıcı olarak işlev görmesi ve çatlak başlangıç safhasının hızlı bir şekilde geçilmesini ve/veya bu noktaların yorulma olmaksızın çatlak başlangıcı için kaynak oluşturmasını sonuçlandırır. Literatürdeki bilgi ile desteklenmesi açısından Şekil 3. 21-b bu durumu açık bir şekilde izah etmektedir. Şekil 3. 21-a’da ve numune üzerinde yapılan SEM çalışmalarında benzer duruma çok sık olarak rastlanmıştır. Burulmaya maruz bir milde Şekil 3. 21-a’da verilen şekilde bir çatlak bulunması durumunda çatlağın konumuna göre Şekil 3. 22’de verilen çatlak gelişimleri söz konusudur.



Şekil 3. 22. Burulmaya maruz silindirik bir parçada boyuna ve enine çatlak olması durumunda çatlak ilerlemesi [1]

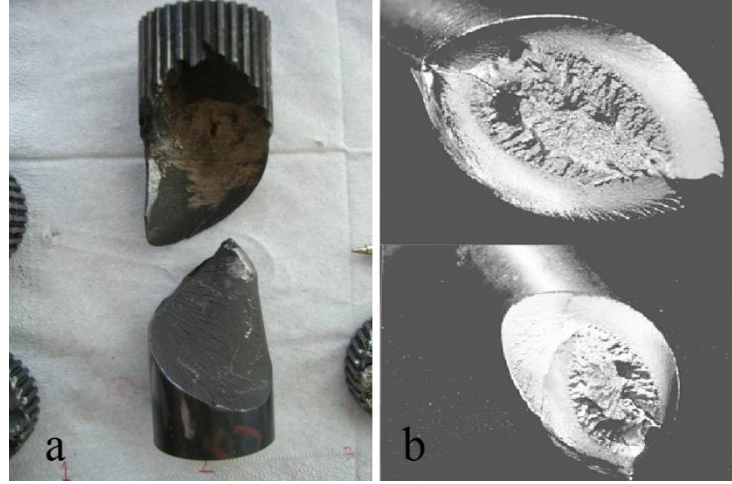
Yukarıdaki bilgiler doğrultusunda yapılan değerlendirmeler milde meydana gelen çatlakların ve bu çatlakların ilerlemesi sonucunda nihai olarak meydana gelen hasarın Şekil 3. 23-a’da verilen görüntüyü ortaya çıkardığını ve sonucun yine literatürdeki (Şekil 3. 23-b [63]) görüntüsü ile uyumlu olduğunu ortaya koymaktadır.



Şekil 3. 23. a) Bir numaralı milin hasar sonrası kırık kesitindeki görüntüsü b) Benzer bir durumun literatürdeki şematik görüntüsü [1]

İki numaralı milden kesilen parça üzerinde yapılan metalografik çalışmada ise genel olarak malzemenin daha temiz olduğu gözlenmiştir. Yüzey sertleştirmenin (indüksiyon) hiç yapılmadığının tespit edildiği numunede yapının temperlenmiş martenzitik bir görünümde olduğu belirlenmiştir.

Bu vakada hasarın erken meydana gelme sebebi, yüzey sertleştirme yapılmamasından dolayı malzemenin kısa bir süre sonunda yorulma hasarı nedeni ile kırılmasıdır. Şekil 3. 24-a’da verilen hasarlı bölgenin kırık fotoğrafı da tipik bir yorulma hasarını literatürdeki benzer örneği (Şekil 3. 24-b) ile izah etmektedir. Dönen bir tahrik milinde; tekrarlanan burulma zorlamalarından dolayı tekrarlanan kayma gerilmeleri, sürekli dönmelerine bağlı olarak da tekrarlanan çekme ve basma gerilmeleri mevcuttur. Her iki durum için de malzeme mukavemetinin yeterli düzeyde olması gerekir. Bu tür hareket ileten makine elemanlarında, malzeme mukavemetinin yüksek olmasının yanında tekrarlanan eğme ve burulma zorlamalarını yutabilecek düzeyde bir tokluğun bulunması gereklidir. Mile uygulanan yüzey sertleştirme birinci bahsedilen yüksek mukavemet, çekirdek kısmındaki yüksek mukavemetin yanında yüksek uzama kabiliyeti daha sonra bahsedilen yüksek tokluk özelliklerini sağlamaktadır.



Şekil 3. 24. a) İki numaralı numunenin hasarlı bölgesindeki kırık görüntüsü b) Bir milde özellikle tekrarlanan burulma zorlaması etkisinde meydana gelen kırık görüntüsü [1]

Üç numaralı milden (Şekil 3. 25) kesilen parça üzerinde yapılan mikroyapı çalışmasında genel olarak malzemenin daha temiz olduğu gözlenmiş, 4-5 mm kalınlığında bir yüzey sertleştirme tespit edilmiştir. Yüzey sertleştirme yapılan kısımda martenzitik, iç kısımda temperlenmiş martenzit yapısı mevcuttur. Yüzey sertleşmenin gerçekleştirildiği cidar ve sertleştirme bölgesinin hemen altındaki bölgede çatlaklara rastlanmamıştır. Kırık fotoğrafı farklı noktalardan başlayıp gelişen tipik bir yorulma hasarını ifade etmektedir. Yanal yüzeydeki dişler aşırı zorlama sonucu helisel bir görüntüye sahiptir (Şekil 3. 23). Dişlerde helisel bir görüntünün olması, bu malzemede hasarın meydana geliş sebebinin aşırı zorlamaya bağlı olduğunu göstermektedir.

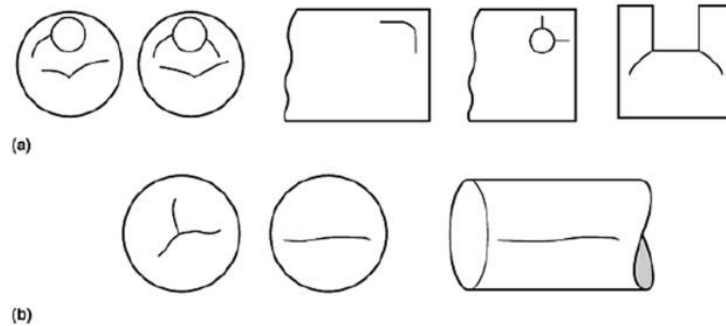


Şekil 3. 25. 1, 2 ve 3 numaralı numunelerin hasarlı bölgesindeki kırık görüntüsü

Dört numaralı milden kesilen parça üzerinde yapılan mikroyapı çalışmasında; Genel olarak malzemenin kirli olduğu gözlenmiştir; hadde yönünde yüksek miktarda inklüzyonların varlığı tespit edilmiş, bu kirliliğin P, S, Mn gibi üretime bağlı elementlerin oranlarındaki miktardan kaynaklandığı tespit edilmiştir. 6-7 mm kalınlığında bir yüzey sertleştirmenin varlığı tespit edilmiştir. Yapı indüksiyon bölgesinde martenzitik bir görünüme sahiptir iç kısımda ise temperlenmiş martenzit yapısı mevcuttur. Yüzey sertleşmenin gerçekleştirildiği dış cidara yakın ve sertleştirme bölgesinin hemen altındaki bölgede oldukça fazla miktarda çemberimsi çatlaklar tespit edilmiştir. Kırık fotoğrafı farklı noktalardan başlayıp gelişen tipik bir yorulma hasarını ifade etmektedir. Beş numaralı milden kesilen parça üzerinde yapılan metalografik çalışmada da dört numaralı sonuçlara benzer şekilde;

Genel olarak malzemenin kirli olduğu gözlenmiştir. 6-7 mm kalınlığında bir yüzey sertleştirmenin varlığı tespit edilmiştir. İndüksiyon bölgesinde yapı martenzitik bir görünüme sahiptir, yüzey sertleştirme bölgesinin hemen altındaki bölgede çemberimsi çatlaklar tespit edilmiştir.

Her iki (4 ve 5 numaralı numuneler) kırık fotoğrafı farklı noktalardan başlayıp gelişen tipik bir yorulma hasarını ifade etmektedir. Bu millerde birinci mile benzer bir hasar durumunun olması söz konusudur. Isıl işlem sonucu oldukça gevrek bir durum kazanmış malzeme yapısında çatlakların tespit edilmesi bu çatlakların doğrudan ısıl işlemden kaynaklandığını veya ısıl işlem ile çarpımlara maruz kalan milin arzu edilen toleranslara getirilmesi amacı ile doğrultma işlemine tabi tutulması sırasında meydana geldiğini akla getirmektedir. Bu çatlakların davranışları da çatlağın malzeme içerisindeki yönü ve şekline göre Şekil 3. 26'da verilen şematik resim ile izah edilebilmektedir. Bu çatlakların benzerlerinin hasara uğrayan millerin yapısında da mevcut olması 4 ve 5 numaralı millerdeki nihai hasarların ısıl işleme bağlı olarak meydana geldiğini göstermektedir.



Şekil 3. 26. Su vermeden kaynaklanan değişik kırık örnekleri a) çekme b) basma [1]

Yukarıda bahsedilen hasar analizlerinin yapılmasına paralel olarak, analizi yapılan kardan şaftı üzerinde zorlamaya maruz kalan parçaların katı modelleri oluşturulmuş ve sonlu elemanlar metodu (ANSYS Paket Program) kullanılarak gerilme analizleri de izlenmeye çalışılmıştır. Bu simülasyon çalışma sonuçları, hasarın ilk başlama noktası konusunda iyi bir referans oluşturmuştur. Hasara uğrayan malzemelerin kırık başlama noktaları ile yapılan sonlu elemanlar modellemesinin sonuçları uyumlu çıkmıştır.

3.4.1. Değerlendirme

Hasar analizleri süresince gerçekleştirilen deneysel çalışmalarda ve yapılan analizlerde düz millerin bazen diş dibinden (Şekil 3. 27) bazen de dişsiz bölgeden hasara uğradığı görülmüştür (Şekil 3. 28). Çatlağın başlangıç noktası ve kaynağı her ne olursa olsun hasar türünün yorulma hasarı olduğu belirlenmiştir. Kırık yüzeylerde yapılan incelemeler yorulmaya ait belirleyici izleri sunmaktadır. Bazen ısıtılma işleminden kaynaklı bir çatlak, bazen mikroyapıda yer alan bir inklüzyon bazen de yüksek gerilmeler sonucu oluşan yorulma çatlağı sonuçta kopmaya kadar uzanan bir hasar mekanizmasını başlatmaktadır. Bu süreçte yorulma ömrünü çatlağın oluşma ve ilerleme hızı oluşturmaktadır.



Şekil 3. 27. Diş dibinden başlayan çatlak sonrası hasara uğramış mil numuneleri

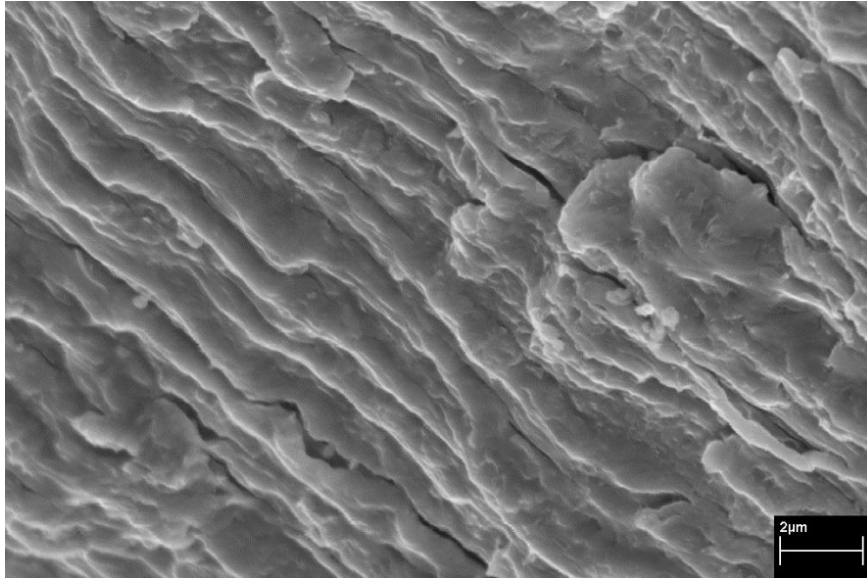


Şekil 3. 28. Dişsiz bölgeden hasara uğramış mil numuneleri

İndüksiyon ile sertleştirilen kısımda (kabuk kısmı) çatlak oluşum bölgesi etrafında ilerleyen yorulma çizgilerini takiben ortaya çıkan gevrek kırılma ve nispeten daha yumuşak olan iç bölgedeki (çekirdek kısmı) sünek kırılma, kırılma yüzeyinin ilk incelemesinde görülebilmektedir (Şekil 3. 29). Bununla birlikte kırık yüzeylerinde yapılan detaylı elektron mikroskop (SEM) incelemeleri çatlak ilerleme çizgilerini detaylı olarak ortaya koymaktadır (Şekil 3. 30).



Şekil 3. 29. Millerin kırık yüzey görüntüsü



Şekil 3. 30. Kırık yüzeyinde yorulma çizgileri

Yapılan sonlu elemanlar analiz çalışmalarının da ortaya koyduğu üzere burulma durumunda en yüksek gerilmeler dış diplerinde oluşuyor olmasına rağmen uygulamada millerin bazen diş dibinde bazen de diş içermeyen bölgede çatlak oluşumu ve ilerlemesi ile hasara uğradığı görülmüştür. Bu da burulma gerilmelerinin sebep olduğu çatlakların dışında

milin üretim aşamasında çatlaklı olarak üretilmiş olması, erkenden çatlağa sebep olabilecek inklüzyonlar içermesi, artık gerilmelerin veya ısıl işlem çatlaklarının hasarı tetikliyor olma ihtimalini güçlendirmektedir. Bu durum, hasar analizi yapılan şaftlara ait bulguların verildiği Tablo 3. 6'da görülmektedir.

Tahribatsız malzeme muayenesi ve hammadde alımındaki kalite kıstasları ile üretim sürecinde çatlak boyutu kontrol edilebilmektedir. Fakat inklüzyon varlığı, indüksiyon ile sertleştirmede oluşan kabuk-çekirdek bölgesi gerilim farklılığı ve bunun sebep olabileceği çatlaklar hasar için güçlü adaylar olarak durmaktadır.

Tablo 3. 6. Servis şartlarında beklenenden daha önce hasara uğrayan beş farklı milin hasar analizi sonucu elde edilen bulguların özeti

Num. No	Çelik ve Mikroyapı	Yüzey Sertleştirme	Tahmin Edilen Çatlak Sebebi	Açıklama
1	4140 Temper. Martenzit	İndüksiyon 6-7 mm	Isıl işlem ve/veya sonrası mekanik zorlama	Kirli bir çelik. Isıl işlem çatlaklarından başlayan yorulma hasarı. <u>Isıl işlem ve/veya sonrası aşırı mekanik zorlama hatası</u>
2	4140 Temper. Martenzit	İndüksiyon Yok	Düşük Mukavemet	Temiz bir çelik, düşük mukavemete bağlı gevrek yorulma hasarı. İndüksiyon ile yüzey sertleştirme yok. <u>Isıl İşlem hatası.</u>
3	4140 Temper. Martenzit	İndüksiyon 5-6 mm	Zorlama	Aşırı yüklemeye bağlı yorulma hasarı. <u>Aşırı yüklemeye bağlı kullanıcı hatası.</u>
4	4140 Temper. Martenzit	İndüksiyon 6-7 mm	Isıl işlem ve/veya sonrası mekanik zorlama	Kirli bir çelik. Isıl işlem çatlaklarından başlayan yorulma hasarı. <u>Isıl işlem ve/veya sonrası aşırı mekanik zorlama hatası</u>
5	4140 Temper. Martenzit	İndüksiyon 6-7 mm	Isıl işlem ve/veya sonrası mekanik zorlama	Kirli bir çelik. Isıl işlem çatlaklarından başlayan yorulma hasarı. <u>Isıl işlem ve/veya sonrası aşırı mekanik zorlama hatası</u>

3.5. Genel Sonuçlar

Beklenenden daha önce kırılmaları üzerine nihai kullanıcı tarafından üretici firmalara iade edilmiş hasarlı veya kırılmış olan ve farklı üreticilerin imal ettiği miller üzerinde hasar analiz çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Bu hasarlı ürünler üzerinde yapılan mikroskobik ve mekanik özellik incelemeleri ve beraberinde gerçekleştirilen sonlu elemanlar çalışmaları ile millerde meydana gelen hasarların ana sebepleri ortaya konulmaya çalışılmıştır.

- Tasarım ilkelerine olabildiğince uyularak tasarlanmış olsa bile, üretimde seçilen malzeme kalitesi ve uygulanan diğer işlem adımları ya da tasarlanandan daha ağır koşullarda çalıştırılması gibi sebepler millerin beklenenden daha önce hasara uğramasında etkin olmaktadır.
- G aktarma elemanı olarak kullanılırken, kullanıldığı yerde beklenenden çok daha önce hasara uğramış beş adet tahrik milinin hasar analizinin yapıldığı çalışmada millerin hasara uğramalarında etkin olan hususlar özetle aşağıdaki şekilde ifade edilebilir.
 - İncelemesi yapılan birinci hasarlı şaft: Kimyasal yapı ve mekanik özellikler olarak yaklaşık AISI 4140 standard çeliği özelliklerinde olan ve ıslah işlemi sonrası indüksiyon ile 6-7 mm yüzey sertliği kazandırılmış bulunan hasarlı parça üzerinde yapılan çalışmada hasarın meydana gelmesinde ısıl işlemin ve aşırı mekanik zorlamanın etkin olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca, mikro yapı incelemelerinde, inklüzyon oranına göre yapının oldukça kirli ve ısıl işlemden kaynaklanan çatlakların mevcut olduğu grlmştir.
 - İncelemesi yapılan ikinci hasarlı şaft: Kimyasal yapı ve mekanik özellikler olarak yaklaşık AISI 4140 standard çeliği özelliklerinde olan ve ıslah işlemi yapılan bu şaftta indüksiyon ile yüzey sertleştirmenin yapılmadığı tespit edilmiştir. Hasarlı parça üzerinde yapılan çalışmada hasarın meydana gelmesinde aşırı mekanik zorlamanın etkin olduğu tespit edilmiştir. Yüzey sertleştirmenin mevcut olmaması hasarın beklenenden çok önce olmasının açıkça nedenidir.
 - İncelemesi yapılan üçüncü hasarlı şaft: Kimyasal yapı ve mekanik özellikler olarak yaklaşık AISI 4140 standard çeliği özelliklerinde olan ve ıslah işlemi sonrası indüksiyon ile 5-6 mm yüzey sertliği kazandırılmış bulunan hasarlı parça üzerinde yapılan çalışmada hasarın meydana gelmesinde aşırı mekanik zorlamanın etkin olduğu tespit edilmiştir. Spline bölgesinde mevcut dişlerdeki dikkate değer ölçüdeki çarpılmalar şaft malzemesinin ve ısıl işlem sürecinin

doğru seçilmesine rağmen kullanıcının şaftı aşırı zorlaması sonucu kırılmanın meydana geldiğini düşündürmektedir.

- İncelemesi yapılan dördüncü hasarlı şaft: Kimyasal yapı ve mekanik özellikler olarak yaklaşık AISI 4140 standard çeliği özelliklerinde olan ve ıslah işlemi sonrası indüksiyon ile 6-7 mm yüzey sertliği kazandırılmış bulunan hasarlı parça üzerinde yapılan çalışmada hasarın meydana gelmesinde ısıl işlemin etkin olduğu tespit edilmiştir. Mikro yapı incelemelerinde, inklüzyon oranına göre yapının oldukça kirli ve ısıl işlemde kaynaklanan çatlakların mevcut olduğu görülmüştür.
- İncelemesi yapılan beşinci hasarlı şaft: Kimyasal yapı ve mekanik özellikler olarak yaklaşık AISI 4140 standard çeliği özelliklerinde olan ve ıslah işlemi sonrası indüksiyon ile 6-7 mm yüzey sertliği kazandırılmış bulunan hasarlı parça üzerinde yapılan çalışmada hasarın meydana gelmesinde ısıl işlemin ve aşırı mekanik zorlamanın etkin olduğu tespit edilmiştir. Mikro yapı incelemelerinde, inklüzyon oranına göre yapının oldukça kirli ve ısıl işlemde kaynaklanan çatlakların mevcut olduğu görülmüştür.

Hasarlı şaftlarda meydana gelen çatlak ve kırılmalar spline bölgesindeki diş diplerinde ve yüzeye yakın ısıl işlem nedeniyle ortaya çıkabilecek iç gerilmelerin yoğun olduğu yerlerde rastlanmıştır. Yapılan sonlu eleman modelleme çalışmaları da kırılmanın başlangıç noktasının diş diplerinde ve/veya yüzey çatlakların mevcut olabileceği bölgelerden başlayabileceğini doğrulamıştır.

4. BÖLÜM: KOMPOZİT ŞAFTLAR ve FE MODELLEMESİ

4.1. Giriş

Günümüzde özellikle mekanik parçaların hafif olmasının büyük avantaj sağladığı uygulamalarda; mesela havacılık ve uzay sanayinde metal yerine daha hafif olan malzemeler tercih edilmektedir. 1960'lı yılların başına kadar en çok tercih edilen malzeme alüminyum idi. Daha sonra elyaflarla güçlendirilmiş malzemeler, diğer deyişle kompozitler çok popüler hale gelmeye başladı. Her geçen gün, kompozitler yeni bir alanda kullanılmakta ve bu konuda geniş çaplı araştırma programları yürütülmektedir.

Mekanik sistemlerde en önemli elemanlardan bir tanesi şaftlardır. Motorların kullanıldığı bütün sistemlerde güç ve tork iletmek için şaftlar kullanılır. Tork iletmekten başka vazifesi olmayan metal şaftlar birçok mekanik sisteme fazladan ağırlık getirmektedir. Aynı vazife daha hafif olan malzemedan yapılmış şaftlarla yapılabilirse birçok makinenin ağırlığında ciddi azalmalar meydana gelebilir. Bu sistemlerde özellikle şaft yatakları arasında uzun bir mesafe var ise metal şaftlar birçok problem oluşturmaktadır. Şaftın kendi ağırlığından dolayı meydana gelen eğilme, dönme sırasında titreşimler meydana getirmekte ve bu titreşimler şaftın mukavemetinde azalma meydana getirdiği gibi, yataklarda da hasarlara sebebiyet vermektedir. Bunun yanı sıra, metal şaftların mekanik özelliklerini istenen seviyeye getirmek için birçok pahalı ısıl işlemlerin yapılması gerekmektedir. Daha hafif olan kompozit şaftlar bahsedilen problemlere büyük ölçüde çözüm getirmekte, şaft ve yatakların ömrünü uzatmaktadır.

Şaft ve millerin çalışma koşulları altında hasara uğramaları genellikle çekme yüklerinden kaynaklanmaktadır. Bilindiği gibi burulmaya maruz bir milin yüzeyinde en yüksek ve merkezinde sıfır olmak üzere bir gerilme gradyeni oluşur. Bu temel husus yapıldığı malzeme her ne olursa olsun şaft veya milin tasarımında dikkat edilmesi gereken konulardan birinin de malzemenin çekme mukavemeti olduğunu göstermektedir.

Sürekli elyaf takviyeli kompozit malzemeler söz konusu olduğunda isotropik malzeme özelliklerinden bahsetmek mümkün değildir. Elyaflar; boyuna çekme mukavemetleri ve özgül elastisite modüllerinin (E/ρ) yüksek olmasından dolayı tercih edilirler. Ayrıca sağladıkları özgül mukavemet değerleri de tercih edilmelerinde bir diğer sebeptir. Bu nedenle sürekli elyaf destekli kompozitlerin elyaf doğrultusundaki çekme mukavemetleri,

diğer doğrultulardaki çekme ve tüm doğrultulardaki basma mukavemetlerine oranla çok daha iyidir.

4.1.1. Kompozit Malzemeler

Malzeme, neredeyse üretim yapılan tüm endüstriyel sektörlerde ana girdiyi teşkil eden temel unsurdur. Basit bir tava üretilmek istendiğinde genellikle biraz metal yeterli olurken, otomobil üretmek istediğinizde malzeme çeşitliliğinizi metal ve alaşımları, cam, plastik gibi çeşitlerle arttırmanız gerekir. Geçtiğimiz 20.yy’a ismini veren uzay çalışmaları ve havacılık sektöründe ise çoğu uygulamalarda geleneksel malzemelerin yetersiz kaldıkları veya uygun olmadıkları görülmektedir. Dahası artan enerji maliyetleri ve verimliliğin çevre üzerindeki etkilerinin oldukça ön plana çıktığı 21.yy’da önceden beridir kullanılan geleneksel malzemelere bile alternatif malzeme arayışları ortaya çıkmıştır. İşte kompozit malzemeler; geleneksel malzemelerin ihtiyacı karşılayamadığı durumlarda kullanılmak üzere geliştirilen, bir takım ayırt edici özelliklere ve tanımlara sahip malzeme grubunun genel adıdır. Gelişen malzeme teknolojisi ile üretilen ürünler arasında sıkı bir bağ olduğu göz önüne alındığında malzeme gelişiminin bir süreç olduğu ve ilerlemeye devam ettiği görülmektedir. Bununla birlikte bazen üretilen malzemenin yeni bir nihai ürüne bazen de bir ihtiyacın yeni bir malzemeye giden yolu açtığı bilinmelidir.

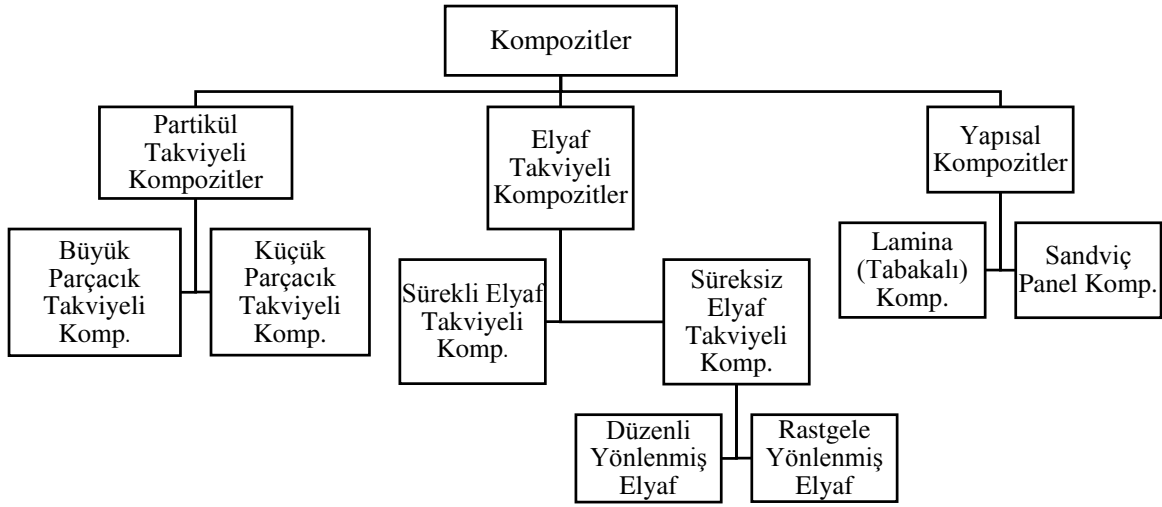
Tanım olarak kompozit malzemeler; en az iki farklı malzemenin, birbirine karışmadan birleşmesiyle oluşan, kendisini oluşturan bileşen malzemelerin özelliklerinden daha iyi özellikler sunabilen malzemelerdir. Bu tanıma uyan ve hemen herkes tarafından bilinen örnek malzeme betonarmedir. Beton ve içerisine yerleştirilen çelik donatılarla birlikte elde edilen yapı olan betonarme artık en az betonun basma mukavemeti kadar basma mukavemetine ve içerisindeki çelik donatılar sayesinde betonun tek başına sahip alamayacağı kadar yüksek çekme mukavemetine sahiptir. Böylece binanın kendi ağırlığını betonun basma mukavemeti ile ve olası deprem anında oluşacak yanal itme kuvvetlerini de donatının çekme mukavemeti ile karşılayabilen bir malzeme elde edilmiş olur. Burada dikkat edilmesi gereken husus bileşenlerin oranlarının nihai ürün üzerindeki etkisidir. Çelik donatının miktarı/oranı arttıkça betonarmenin çekme mukavemeti de artar. Bu şekilde ihtiyaç nispetinde bir betonarme üretilerek mühendisliğin iki temel amacı olan fonksiyonellik ve ekonomiklik ilkeleri sağlanmış olur.

Günümüzde kompozit malzemeler daha çok hafifliğin ve bununla birlikte dayanımın da ön planda olduğu havacılık, denizcilik ve kara taşımacılığı gibi hareketli alanlarda tercih

edilmektedir. Örneğin bir hava aracında düşük yoğunluk (dolayısıyla düşük ağırlık), yüksek mukavemet, rijit ve bununla birlikte korozyon direnci de iyi olan malzemelere ihtiyaç duyulur. Bir otomobil için ise üretilen gücün otomobilin toplam ağırlığına oranı artık değerlendirmelerde önem verilen bir kriter haline gelmiştir. Geleneksel malzemelerde bu özelliklerin hepsini veya bir kaçını bir arada bulmak pek mümkün değildir. Genellikle rijit malzemelerin darbe dayanımları düşük olurken yine mekanik açıdan mukavemetli malzemelerde de yoğunluk yüksek olmaktadır. Özellikle polimer matrisli kompozitlerde elde edilen özgül mukavemet (mukavemet/ özgül ağırlık) ve özgül elastisite modülü değerleri kompozit malzemeleri hareketli sistemlerde kullanım için çok iyi bir alternatif haline getirmektedir. Gelişen malzeme teknolojileri sayesinde kompozit bileşenlerinde sağlanan iyileşmeler, üretilen kompozitlerin de daha iyi özellikler sunması yönünde katkı sağlamakta ve ihtiyaç duyulan malzemelerin üretimi için çalışmalar sürekli devam etmektedir.

Kompozit malzemeler temel olarak 2 bileşenden oluşur. Bunlar ana yapıyı oluşturan matris ve bu matris içerisinde yer alan takviye eleman(lar)ıdır. Bazı durumlarda matrisin özelliklerini geliştirmek amacıyla eklenen katkıları da üçüncü bir bileşen olarak sayılabilir.

Kompozit malzemeleri matrislerine, takviye elemanlarına veya üretim yöntemlerine göre sınıflandırmak mümkündür. Matris yapılarına göre metal matrisli kompozitler (MMC), seramik matrisli kompozitler (CMC) ve polimer matrisli kompozitler (PMC) olarak sınıflandırabileceğimiz kompozit malzemelerin takviye elemanlarına göre sınıflandırılması Şekil 4. 1'deki gibi yapılabilir. Ayrıca bu sınıflandırmaya dâhil edilmeyen fakat yeni bir kompozit türü olarak ortaya çıkmaya başlayan nano kompozitler de yaygınlaşan kompozit türlerindendir.



Şekil 4. 1. Kompozit malzemelerin takviye elemanlarına göre sınıflandırılması

Bir malzemenin kompozit malzeme sayılabilmesi için şu şartları sağlaması gerekir;

- Doğal malzeme olmayıp insan eliyle bir araya getirilmiş olması.
- Kimyasal özellikleri bakımından bileşenleri birbirlerinden farklı, en az iki farklı fazdan meydana gelmiş ve ara yüzeye sahip olmaları.
- Bileşenlerin birbirlerine karışmayıp, makro düzeyde bir araya gelmiş olması.

Ayrıca odun gibi doğal yapılar ve bir boyutta çok ince bir kesit halinde görülen boya ve diğer kaplamalar kompozit olarak tanımlanmazlar.

Kompozit malzemeler kullanılacağı alana göre diğer bir deyişle duyulan ihtiyaca göre tasarlanır ve üretilir. Bu tasarım ve üretim sürecinde aranılan özelliklere uygun olacak kompozit malzemeyi üretmek için uygun yöntem ve bileşenler seçilerek işe başlanır. Örneğin aşınmaya dirençli bir kompozit üretilip aynı zamanda da hafif olması isteniyorsa Al matrisi içerisine karbür takviyesi ile elde edilecek bir parçacık takviyeli metal matrisli kompozit işe yarayabilir. Fakat bir otomobilin gövdesi veya bir uçağın yatay dengeleyicisi söz konusu olduğunda polimer matrisli sürekli elyaf takviyeli bir kompozit malzeme gerektiği aşikârdır. İstenilen özellikleri karşılayabilecek kompozit malzemeyi üretebilmek için kompozit malzemeyi oluşturan yapıların iyi tanınması ve analiz edilmesi gereklidir. Yüksek sıcaklık uygulamalarında öncelikli olarak seramik matrislere yer verilmesi gerekirken ağırlığın önemli olduğu uygulamalarda polimer matrisli kompozitlerin daha iyi olacağı gibi bilgiler malzeme tasarımı yapılırken dikkate alınmalıdır.

4.1.2. Matris Malzemeleri

Matris malzemeleri metaller, seramikler ve polimerler olarak üç ana sınıfa ayrılmaktadır. Her bir başlık altında çeşitli alternatif matris malzemeleri mevcuttur. Matrisi oluşturacak malzemeden başlıca beklenenleri şu şekilde sıralayabiliriz;

- Kullanılacak olan takviye elemanı ile uyumlu olmalı,
- Kullanılacak olan takviye elemanını iyi ıslatabilmeli ve iyi bir ara yüzey oluşturabilmeli,
- Kimyasal açıdan kararlı olmalı ve kompozit malzeme üretimi sonrasında takviye elemanı ile reaksiyona girmemeli,
- Eğer parçacık takviyeli kompozit ise parçacıkları bir arada tutabilmeli, ilave olarak elyaf takviyeli kompozitlerde yükü elyaflara aktarabilmeli,
- Elyaf takviyeli kompozitlerde elyafları dış etkilere ve darbelerden koruyabilmeli,
- Çatlak oluşumunu ve ilerlemesini engelleyebilmelidir.

4.1.2.1. Metal Matris Malzemeleri

Matris malzemesi olarak metal kullanılacaksa öncelikli olarak hafif metallerin tercih edilmesi gerekir. Metal matrisli kompozit malzemelerin üretimi zor ve masraflıdır. Ayrıca çoğu elyafla iyi bir ara yüzey sağlayamazlar. Çoğunlukla alüminyum, titanyum ve magnezyum başta olmak üzere, bakır, nikel ve çinko alaşımları matris malzemesi olarak kullanılırlar. Bu metallerin korozyon dayanımları da nispeten daha iyidir.

4.1.2.2. Seramik Matris Malzemeleri

Seramik malzemeler, malzeme bilimi açısından metal ve ametal elementlerin aralarında bağ yapısı oluşturarak meydana getirdikleri malzeme grubunu tanımlar. Bu bağ yapıları yaygın olarak iyonik ve kovalent bağ şeklinde gerçekleşir. Yapılarında serbest elektronlar bulunmadığı için metallerdeki gibi şekillendirilmeye müsait değildir. Sert ve kırılğan bir yapıları vardır. Yine serbest elektron içermedikleri için elektrik geçirgenlikleri yoktur, aynı zamanda iyi birer ısı yalıtkanlarıdır. Yüksek sıcaklıklara karşı da dirençleri iyidir, fakat bu sıcaklıklarda bir miktar elektrik iletimi özelliği gösterirler.

Gevrek yapıda oldukları için malzeme iç kusurları, mikro çatlak ve çentik hassasiyetleri yüksektir. Çekme dayanımları düşük olmasına rağmen basma dayanımları

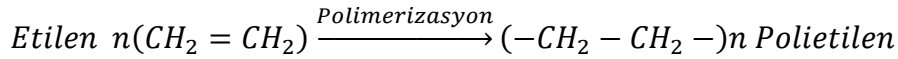
oldukça iyidir. Yüksek sertliklerinden dolayı aşındırıcı malzeme olarak kullanımları yaygındır.

Taşlar, camlar, metal oksitler bu malzeme grubunda yer alırlar. Matris malzemesi olarak başlıca seramikler Al_2O_3 , SiC, Si_3N_4 , B_4C , CbN, TiC, TiB, TiN'dir. Seramik malzemeler endüstride tek başlarına da çok geniş kullanım alanlarına sahiptirler.

4.1.2.3. Polimer Matris Malzemeleri

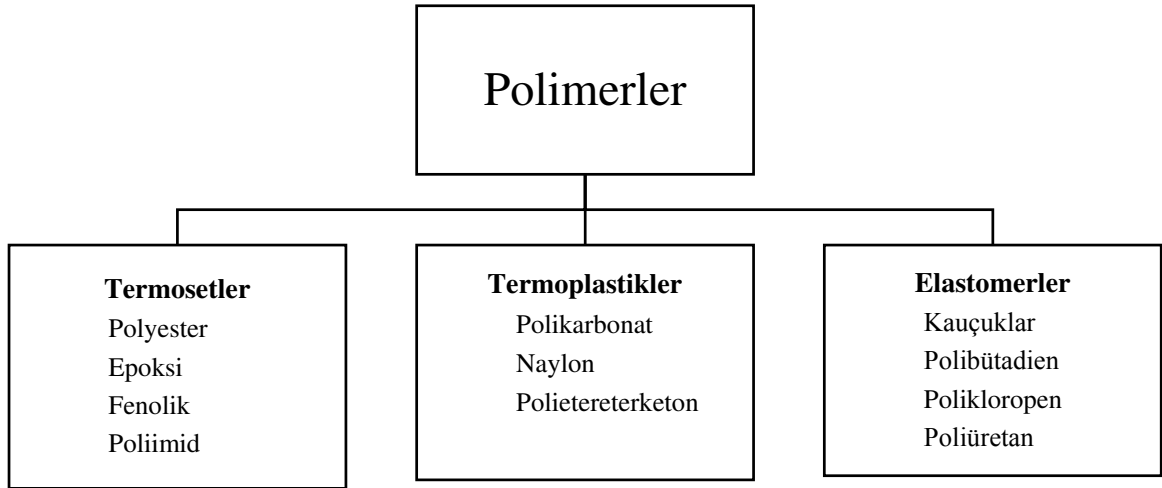
Polimer malzemeler 20.yy'ın başlarında ilk olarak sentetik plastik olan fenol formaldehit'in üretilmesinden beri hızla gelişerek çok geniş bir yelpazeye yayılmışlardır. Çeşit ve miktar olarak artış gösteren polimer malzemeler birçok uygulamada metallerin yerine kullanılabilir hale gelmiştir. Yıllık bazda hacim olarak metalik malzemelerden daha fazla kullanılır olan polimer malzemeler bu yaygınlığın yanında atık ürünler ve çevre kirliliği gibi problemlere neden olmaktadır.

Polimerler, her birine monomer denilen kimyasal bağlı birimlerden oluşur. Monomerlerin polimerizasyon sayesinde başka monomerler ile birleşerek çok uzun zincirli yapılar meydana getirmesi ile polimerler oluşur. Bu yapıya basit bir örnek olarak polietilen verilebilir (Şekil 4. 2).



Şekil 4. 2. Polietilen'in polimerizasyonu

Polimerlerde, polimerizasyon sonucu oluşan monomer molekülleri arasındaki bağlar önemlidir. Bu bağlar polimerin karakteri hakkında belirleyici konumdadır. Polimerler amorf yapıya sahiptirler. Amorf yapı içerisinde görülebilen küçük kristal bölgeler olabilir, bu bölgelere kristalit denilir. Hızlı soğuma ile daha fazla miktarda kristalleşme elde edilebilir ve bu da daha iyi mekanik özellikler anlamına gelir. Polimerleri Şekil 4. 3'deki gibi sınıflandırmak ve örneklemek mümkündür.



Şekil 4. 3. Polimerlerin sınıflandırılması ve örnekleri

Termoset polimerler üretimlerinden sonra tekrar ısı etkisi ile şekillendirilemeyen, yumuşamayan polimerlerdir. İki kademeli polimerizasyonla üretilirler. İlk önce monomerler elde edilir, daha sonra kalıplama işlemi ile birlikte ısı ve basınç verilerek molekül zincirleri oluşturulur. Rijit bir yapıya sahiptirler. Polimer zincirleri çapraz bağlarla birbirlerine bağlanır. Fiziksel ve mekanik özellikleri, molekül büyüklüğüne, molekül yoğunluğuna ve oluşan çapraz bağların uzunluğuna bağlıdır.

Termoplastik polimerler ısıtılarak tekrar şekillendirilebilen polimerlerdir. Polimer zincirleri kendi içlerinde kovalent bağlarla bağlıyken zincirler arasında Van der Walls bağları bulunmaktadır. Böylece ısı etkisi ile eritebilmeleri mümkün olur ve tekrar tekrar kullanım sağlanabilir. Çevre kirliliği açısından termoset polimerler gibi zararlı değildirler, iyi bir atık yönetimi ile çevre koruması sağlanabilir. Termoplastiklerin elastik modül (E), mukavemet ve süneklik gibi özellikleri sıcaklığa bağlı özelliklerdir. Düşük sıcaklıklarda serttirler, artan sıcaklıkla yumuşarlar.

Elastomerler ise termoset ve termoplastik polimerlerden farklı olarak polimer zincirleri arasında düşük yoğunluklu çapraz bağlara sahiptirler. Bu sayede en önemli özellikleri olarak elastik kabiliyetleri oluşmaktadır. Elastomerler çekme kuvveti altında çok yüksek oranda uzama gösterirler. Kuvvet kaldırıldığı zaman ilk baştaki uzunluğuna ve şekline dönerler. Bu grubun en çok bilinen üyesi olarak kauçuk, elastomerlere güzel bir örnektir.

Genel olarak yoğunlukları $1-2 \text{ gr/cm}^3$ arasında olan polimerler bu yönleri ile metallere karşı oldukça avantajlıdırlar. Karbon ve hidrojen içermesi durumunda yoğunlukları düşük

olan polimerlerin, oksijen ve halojen bulundurması halinde yoğunlukları artmaktadır. Metallerle kıyasla özgül ısıları yüksek, ısı iletimleri düşüktür. Bu da yoğunlukla ısıtılarak şekillendirilen polimerlerin üretim maliyetlerini arttırır. Termosetlerin çalışma sıcaklıkları genel olarak 150-230°C arasındadır. Termosetler artan sıcaklık karşısında belirli bir sıcaklığa kadar sert kalırlar, daha sonra sıcaklık artmaya devam ederse bir nevi kömürleşirler. Termoplastikler ise daha çok 50-60°C civarındaki düşük sıcaklıklarda kullanıma uygundurlar.

Yaygın olarak kullanılan polimerik matris malzemelerine örnek olarak şunlar verilebilir [97];

Polyester; Denizcilik ve inşaat alanında en çok kullanılan termoset reçinedir. Kolay kullanımlı ve çok düşük maliyetlidir (0.5 – 1 \$/kg). Sertleşme sırasında yüksek oranda çekme, zehirli gaz yayma, orta mekanik özellikler ve kısa raf ömrü dezavantajlarıdır.

Epoksiler; Spor, havacılık, kara ve deniz ulaşım araçları gibi geniş bir kullanım alanına sahiptirler. Üretim sonrasında düşük polimerizasyon derecesine sahiptir. Çapraz bağ miktarını arttırmak ve polimerizasyon sürecini tamamlamak için ısı işlem (kürleme) yapılır. Kürlenmiş epoksiler yüksek dayanım, termal ve kimyasal direnç yönüyle iyidir. Avantajları iyi mekanik özellikler, suya dayanım, ıslakken 140°C, kuruyken 220°C 'ye kadar ısı dayanımı ve sertleşme sırasında düşük oranda çekme; dezavantajları ise yüksek maliyet(5 – 25 \$/ kg) cilde aşırı zararlı ve doğru karışımın hayati bir önemi olmasıdır.

Vinil ester; Son derece yüksek kimyasal ve çevresel dayanıma sahip ve polyesterden daha yüksek mekanik özelliklere sahip olmasına karşın aşırı sitiren içermesi, polyesterden daha pahalı olması(4-7\$/kg),iyi özellikler için ikincil kür işlemlerine ihtiyaç duyulması ve sertleşme sırasında yüksek oranda çekmesi gibi olumsuz özellikleri de vardır.

Bismaleimid (BMI); Uçak motorlarında ve yüksek sıcaklığa maruz kalan parçalarda kullanılır. Son derece yüksek ısı dayanımının yanı sıra (yaşken 230°C, kuru halde 250°C) çok yüksek maliyeti vardır(80 \$/kg)

Fenolikler; Isıl dayanım ihtiyacı olan yerlerde kullanılır. Ticari ismi bakalittir. Kür işleminin buharlaşma özelliği hava boşlukların oluşmasına ve yüzey kalitesinin düşmesine neden olur. Uçakların iç bölümlerinde, deniz araçlarının motorlarında ve demiryollarında kullanılır. Avantajları Yüksek ateş dayanımı, düşük maliyet (4 – 8 \$/kg); dezavantajları ise yaş halde son derece zararlı olması. Oldukça kırılgan ve düşük yüzey kalitesine sahip olmasıdır.

Silikon; yüksek ateş dayanımı, yüksek ısılarda ürün özelliklerini koruyabilme ve düşük maliyete sahiptir (30 \$/kg'dan az) Fakat kür işlemi için yüksek ısı gereklidir.

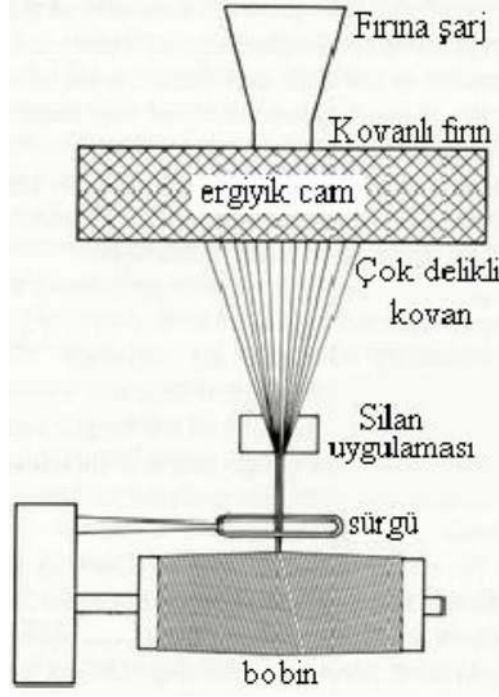
Cynate Ester; Esas olarak uçak endüstrisinde kullanılır. Mükemmel yalıtkanlık özelliğine sahiptir. Yaş durumda 200°C' ye kadar dayanımı vardır.

Elastomerler; Termoset plastikler gibi çapraz bağlı uzun zincir moleküllerinden oluşur. Düşük gerilmelere maruz kalmaları halinde bile, büyük elastik deformasyon yapabilen polimerlerdir. Bunlardan bazıları %500 den fazla uzama yapabilmekte ve tekrar başlangıç konumuna dönebilmektedirler. Elastomerlerin çapraz bağı artırıldıkça daha rijit olurlar.

4.1.3. Kompozit Malzemelerde Takviye Amaçlı Kullanılan Başlıca Elyaf lar [97]

Cam elyafı; silika, kolemanit, alüminyum oksit, soda gibi cam üretim maddelerinden üretilmektedir. Cam elyafı, elyaf takviyeli kompozitler arasında en bilinen ve kullanılanıdır. Cam elyafı özel olarak tasarlanmış ve dibinde küçük deliklerin bulunduğu özel bir ocaktan eritilmiş camın itilmesiyle üretilir (Şekil 4. 4). Bu ince lifler soğutulduktan sonra makaralara sarılarak kompozit hammaddesi olarak nakliye edilir. Özellikle cam elyafı ile matris arası yapışma gücünü arttıran "silan" bazlı ve elyaf üzerinde ince film oluşturan kimyasalların geliştirilmesinden sonra kullanım sahaları artmıştır.

Elyaf lar işlem sırasında dayanıklılıklarının %50'sini kaybetmelerine rağmen son derece sağlamdırlar. Cam elyafı halen aramid ve karbon elyaf larından daha yüksek dayanıklılık özelliğine sahiptir. Elyaf kumaş ları genellikle sürekli cam elyaf ının lifleri ile üretilmektedir. İşlemler sırasında değişik kimyasalların eklenmesi ve bazı özel üretim yöntemleri ile farklı türde cam elyaf ı üretilmektedir.



Şekil 4. 4. Cam elyafı üretimi [97].

A Cam - Pencerelerde ve şişelerde en çok kullanılan cam çeşididir. Kompozitlerde çok fazla kullanılmaz.

C Cam - Yüksek kimyasal direnç gösterir. Depolama tankları gibi yerlerde kullanılır.

E Cam - Takviye elyaflarının üretiminde en çok kullanılan cam türüdür. Düşük maliyet, iyi yalıtım ve düşük su emiş oranı özelliklerine sahiptir.

S + R Cam - Yüksek maliyetli ve yüksek performanslı bir malzemedir. Yalnız uçak sanayisinde kullanılır. Elyaf içindeki tellerin çapları E Cam'ın yarısı kadardır, böylelikle elyaf sayısı fazlalaşır dolayısıyla birleşme özelliklerinin daha güçlü olması anlamına gelen daha sert yüzey elde edilebilmektedir.

Cam elyafının kullanım amacına bağlı olarak elyaf sarma biçimleri farklı olabilir. Elyaf çapı ve demetteki lif sayısı farklılaşabilir. Cam elyafı biçimlendirildikten sonra yıpranmaya dayanımının artması için kimyasallarla bir kaplama işlemi yapılır. Kaplama malzemesi olarak genellikle elyafın kompozit malzemeye uygulanmasından önce kolaylıkla kaldırılabilen ve suyla çözülebilen polimerler kullanılmaktadır. Elyaf ile reçinenin birbirine iyi yapışması çok önemlidir. İyi yapışmamaktan dolayı birbirinden kayan takviye malzemesi ve matris, kompozit malzemenin sertliğini ve sağlamlık performansını düşürür.

Karbon Elyafı; karbon lifi ilk defa karbonun çok iyi bir elektrik iletkeni olduğu bilinmesinden dolayı üretilmiştir. Karbon elyafları çok yüksek ısı işlem uygulandığında

elyaflar tam anlamıyla karbonlaşırlar ve bu elyaflara grafit elyafı denir. Tablo 4. 1’de karbon elyafların işlem sıcaklığına göre çeşitleri görülmektedir. Günümüzde ise bu fark ortadan kalkmaktadır. Artık karbon elyafı da grafit elyafı da aynı malzemeyi tanımlamaktadır. Karbon elyafı epoksi matrisler ile birleştirildiğinde olağanüstü dayanıklılık ve sertlik özellikleri gösterir. Karbon elyaf üreticileri devamlı bir gelişim içerisinde çalışmalarından dolayı karbon elyaflarının çeşitleri sürekli değişmektedir. Karbon elyafının üretimi çok pahalı olduğu için ancak uçak sanayinde, spor gereçlerinde veya tıbbi malzemelerin yüksek değerli uygulamalarında kullanılmaktadır.

Karbon elyafları piyasada 2 biçimde bulunmaktadır:

Sürekli Elyaflar: Dokuma, örgü, tel bobin uygulamalarında, tek yönlü bantlarda ve pre-preg' ler da kullanılmaktadır. Bütün reçinelerle kombine edilebilirler.

Kırılmış elyaf: Genellikle enjeksiyon kalıplamada ve basınçlı kalıplarda makine parçaları ve kimyasal valf yapımında kullanılırlar. Elde edilen ürünler mükemmel korozyon ve yorgunluk dayanımının yanı sıra yüksek sağlamlık ve sertlik özelliklerine de sahiptirler.

Karbon elyafı çoğunlukla iki malzemeden elde edilir;

- Zift
- PAN (Poliakrilonitril)

Zift tabanlı karbon elyafları göreceli olarak daha düşük mekanik özelliklere sahiptir. Buna bağlı olarak yapısal uygulamalarda nadiren kullanılırlar. PAN tabanlı karbon elyafları kompozit malzemeleri daha sağlam ve daha hafif olmaları için sürekli geliştirilmektedir.

PAN (Poliakrilonitril), karbon elyafına birbirini takip eden dört aşamada dönüştürülmektedir;

1. Oksidasyon: Bu aşamada elyaflar hava ortamında 300 derecede ısıtılır. Bu işlem, elyaftan hidrojenin ayrılmasını daha uçucu olan oksijenin eklenmesini sağlar. Ardından karbonizasyon aşaması için elyaflar kesilerek grafit teknelerine konur. Polimer, merdiven yapısından kararlı bir halka yapısına dönüşür. Bu işlem sırasında elyafın rengi beyazdan kahverengiye, ardından siyaha döner.
2. Karbonizasyon: Elyafların yanıcı olmayan atmosferde 3000° C'ye kadar ısıtılmasıyla liflerin 100% karbonlaşma sağlanması aşamasıdır. Karbonizasyon işleminde uygulanan sıcaklık üretilen elyafın sınıfını belirler.

3. Yüzey İyileştirmesi karbonun yüzeyinin temizlenmesi ve elyafın kompozit malzemenin reçinesine daha iyi yapışabilmesi için elektrolitik banyoya yatırılır.
4. Kaplama; Elyafı sonraki işlemlerden (pre-preg gibi) korumak için yapılan nötr bir sonlandırma işlemidir. Elyaf, reçine ile kaplanır. Genellikle bu kaplama işlemi için epoksi kullanılır. Bu reçine kompozit malzemede kullanılacak olan reçine ile elyaf arasında bir ara yüz görevi görür.

Karbon elyafının tüm diğer elyaflara göre en önemli avantajı yüksek elastisite modülü (E) özelliğidir. Karbon elyafı bilinen tüm malzemelerle eşit ağırlıklı olarak karşılaştırıldığında en sert malzemedir.

Tablo 4. 1. Karbon elyaf sınıfları [98]

Karbon Elyafı Sınıfları (Grades)				
Karbonizasyon Sıcaklığı (°C)	1000°C'ye kadar	1000-1500°	1500 - 2000°	(Grafite) 2000° ve üstü+
Karbon elyafı sınıfı	Düşük Modül	Standart Modül	Orta modül	Yüksek modül
Elastic modül (E) (GPa)	200'e kadar	200 - 250	250 - 325	325

Aramid Elyafı; Aramid kelimesi bir çeşit naylon olan aromatik poliamid'den gelmektedir. Aramid elyafı piyasada daha çok ticari isimleri Kevlar (DuPont) ve Twaron (Akzo Nobel) olarak bilinmektedir. Farklı uygulamaların ihtiyaçlarını karşılamak için birçok farklı özelliklerde aramid elyafı üretilmektedir. Önemli özellikleri arasında yüksek çekme mukavemeti, darbe dayanımı, aşınma dayanımı, yorulma dayanımı, kimyasal dayanım sayılabilir. Kevlar elyafı kompozitler cam elyafı kompozitlere göre 35% daha hafiftir.

Dezavantajlar şöyle sıralanabilir;

Bazı tür aramid elyafı ultraviyole ışınlar maruz kaldığında bozulma göstermektedir. Sürekli karanlıkta saklanması gerekmektedir.

Elyaflar çok iyi birleşmeyebilirler. Bu durumda reçinede mikroskobik çatlaklar oluşabilir. Bu çatlaklar malzeme yorulduğunda su emişine yol açmaktadır.

Genellikle polimer matrisler için takviye elemanı olarak kullanılan aramid elyafının bazı kullanım alanları;

- Balistik koruma uygulamaları; Askeri kasklar, kurşungeçirmez yelekler vb.
- Koruyucu giysiler; eldiven, motosiklet koruma giysileri, avcılık giysi ve aksesuarları
- Yelkenliler ve yatlar için yelken direği
- Hava araçları gövde parçaları
- Tekne gövdesi
- Endüstri ve otomotiv uygulamaları için kemer ve hortum
- Elyaf optik ve elektromekanik kablolar
- Debriyajlarda bulunan sürtünme balatalarında ve fren kampanalarında
- Yüksek ısı ve basınçlarda kullanılan conta, salmastra vb.

En çok bilinen ve kullanılan aramid elyafı DuPont firmasının tescilli ismi olan Kevlar'dır. Kevlar-29 ve Kevlar-49 olarak iki çeşidi bulunmaktadır. Kevlar-29 üstün darbe dayanımı özelliğine sahiptir ve bu nedenle çoğunlukla kurşungeçirmez yelek gibi uygulamalarda kullanılırlar. Tablo 4. 2'de çeşitli elyaflar için bazı mekanik özellikler verilmektedir.

Tablo 4. 2. Yaygın olarak kullanılan bazı elyafların karşılaştırılması [97]

Malzeme	Yoğunluk (g/cm ³)	Çekme Muk. (MPa)	E (GPa)
<i>E-Cam</i>	2.55	2000	80
<i>S-Cam</i>	2.49	4750	89
<i>Alüminyum</i>	3.28	1950	297
<i>Karbon</i>	2.00	2900	525
<i>Kevlar 29</i>	1.44	2860	64
<i>Kevlar 49</i>	1.44	3750	136

4.1.4. Kompozit Malzemelerin Üretimi

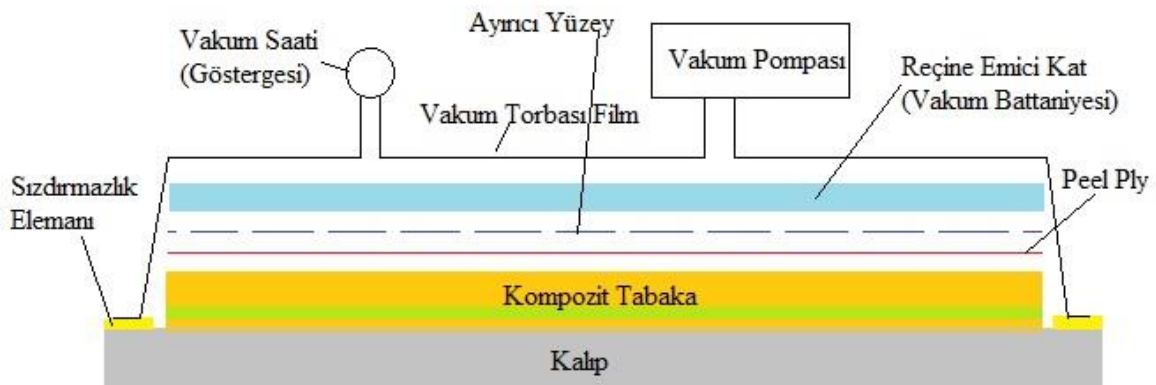
Kompozit malzeme üretiminde kullanılan çok sayıda yöntem mevcuttur. Kullanılacak olan yöntem, üretilecek olan parçanın şekline, matris ve takviye elaman(lar)ının cinsine ve şekline, istenilen fiziksel ve mekanik özelliklere göre belirlenir. Her bir yöntemin sahip olduğu üstün ve zayıf yanları vardır. Genel olarak üretim yöntemleri şu şekilde verilebilir;

- Metal Matrisli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri
 - Katı Faz Üretim Yöntemleri
 - Toz Metalürjisi
 - Difüzyon Bağı
 - Haddeleme
 - Sıvı Faz Üretim Yöntemleri
 - Sıkıştırma Döküm
 - Basınçlı İnfiltrasyon
 - Basıncsız İnfiltrasyon
 - Plazma Püskürtme
 - Sıvı Metal İnfiltrasyon
 - Sıvı Metal Karıştırma
 - Diğer Yöntemler
 - Rheo-casting ve Compo-casting Döküm Yöntemleri
 - In-Situ Yöntemi
 - Vidalı Ekstrüzyon
 - XD Tekniği
- Polimer Matrisli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri
 - Açık Kalıplama Yöntemleri
 - El Yatırma (Hand Lay-Up) Yöntemi
 - Püskürtme Yöntemi
 - Elyaf Sarma Yöntemi
 - Vakum Torbalama Yöntemi
 - Kapalı Kalıplama Yöntemleri
 - Reçine Transfer Yöntemi (RTM)
 - Pultrüzyon Yöntemi
 - Ekstrüzyonla Kalıplama Yöntemi
 - Hazır Kalıplama Yöntemleri
 - BMC (Bulk moulding composites)
 - SMC (Sheet moulding composites)
 - Enjeksiyonla Kalıplama Yöntemi
 - Savurma Kalıplama Yöntemi
- Seramik Matrisli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri
 - Viskoz İnfiltrasyon
 - Sıcak Presleme
 - Sıvı İnfiltrasyon
 - Toz Metalürjisi Yöntemleri
 - Kimyasal Reaksiyon
 - Sol-Jel
 - Polimer Piroliz metotları

Her biri başlı başına bir kitabın içeriği olabilecek genişlikteki bu üretim yöntemlerinin detaylarını kaynaklarda bulmak mümkündür. Ayrıca uygulama yapılırken ihtiyaçlara göre bazı farklı yaklaşımlar olabilmektedir. Burada sadece bu tez çalışmasında kullanılan polimer matrisli kompozitlerin üretim yöntemlerinden elle yatırma yönteminin biraz gelişmiş hali olan vakum torbalama yöntemi ve Reçine Transferi Kalıplama yönteminin bir versiyonu olan VARTM (Vacuum Assisted Resin Transfer Molding) yöntemleri hakkında kısa bir bilgi verilecektir. Ayrıca hibrit/kompozit şaft üretiminde oldukça yaygın olarak kullanılan bir başka yöntem olan filament sarma yönteminden de bahsedilecektir.

4.1.4.1. Vakum Torbalama Yöntemi

Maliyet ve üretim kolaylığı sağlayan, ciddi alt yapı yatırımı gerektirmeyen bir yöntemdir. Bu yöntem ile kompozit parça üretimi amatör veya profesyonel uygulamalar için oldukça idealdir. Yöntemin bir kısmı diğer üretim yöntemlerinden olan Elle Yatırma Yöntemi'ne benzemekle birlikte bazı farklılar içermektedir. Elyaftan dokunmuş kompozit kumaşın kalıp içerisine serilmesi ve reçinenin bu kumaşı ıslatacak şekilde elle dağıtılması kısmı Elle Yatırma Yöntemi'ne benzeyen bölümüdür. Daha sonra kompozit kısmın kalıpla birlikte vakum torbası içerisine konularak vakumlama işleminin uygulanması ile elle yatırma yönteminden ayrılmaktadır. Şekil 4. 5'de vakum torbalama yönteminin şematik görünüşü verilmiştir. Yaptığımız çalışmalarda uygulanan vakum torbalama yöntemi ile üretimde, üretilen parçaların geometrisi uygun olduğu için kalıp kullanılmamıştır.



Şekil 4. 5. Vakum torbalama yönteminin şematik görünüşü

Bu sistemde, vakum sayesinde kompozit tabakaları içerisinde olabilecek hava boşlukları mümkün olduğunca giderilmekte ve tüm elyaf katmanlarının reçine ile homojen

ve iyi bir şekilde ıslatılması sağlanmaktadır. Fazla reçinenin üründen uzaklaştırılması ile de yüksek elyaf hacim oranı elde edilmektedir. Böylece özgül mukavemet değerleri de artmaktadır. Ayrıca homojen olarak dağılan reçine iyi bir matris oluşturacaktır. Bu da elyaflara yük aktarımı ve tabakalar arası kesme kuvveti gibi önemli konularda kompozit malzemeyi güçlü kılacaktır.

Sistemi oluşturan elemanlar ve görevleri ise şu şekildedir;

Vakum Torbası: Genellikle naylon bir film olarak imal edilir. Görevi sistemi dış ortamdan izole ederek vakum oluşturtulmasını sağlamaktır. Ayrıca kalıbın diğer yarısı gibi de çalışır. Bazı uygulamalarda eğer ürünün şekli müsait ise (Ör.: Şaft) hiç kalıp kullanılmadan da üretim yapılabilir.

Vakum Pompası: Vakum torbası içerisindeki gerekli vakum basıncını sağlar.

Sızdırmazlık Elemanı: Vakum torbası ile kalıp arasında ve vakum torbasının süreksizleştiği diğer noktalarda iki yüzeyi birbirine yapıştırarak olabilecek hava kaçakları önler.

Reçine Emici Kat (Vakum Battaniyesi): Kompozit tabakadaki fazla reçineyi emer. Vakum etkisi ile birlikte kompozit numunenin vakum torbası ve/veya kalıp arasında sıkışması fazla reçinenin dışarı çıkmasında etkili olur.

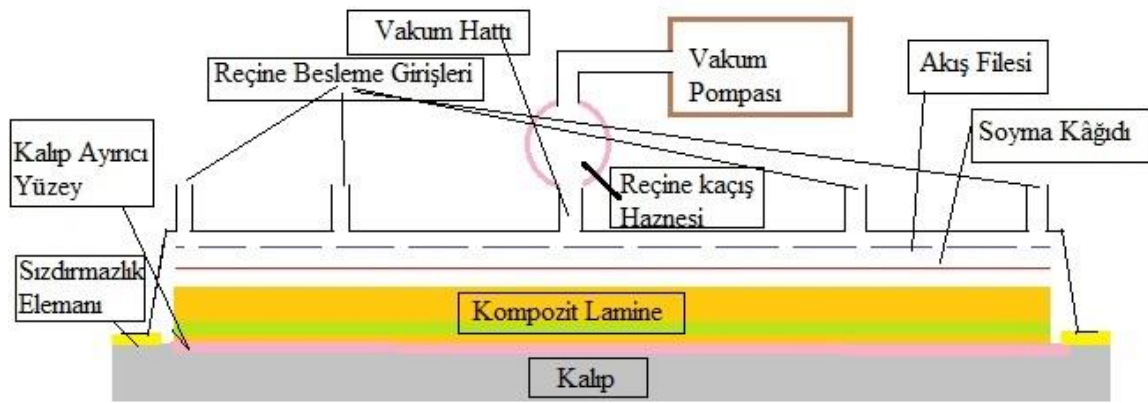
Ayırıcı Katlar: Kalıp ayırıcısı olarak kullanılan kimyasal sıvılar kompozit malzemenin kalıp yüzeyine yapışmasını engeller. Çoğunlukla naylon veya polyesterden üretilen ayırıcı kat filmler ise reçine geçirgenliği ve kompozit numunenin vakum battaniyesine yapışmaması, üretilen kompozitin yüzey özelliklerini belirleme gibi amaçlarla kullanılırlar.

4.1.4.2. VARTM (Vacuum Assisted Resin Transfer Molding)

Bu yöntemin ismi dilimize Vakum Yardımı ile Reçine Transferi Kalıplama yöntemi olarak çevrilebilir. Sistem RTM (Reçine Transfer Kalıplama) yöntemine benzemektedir. RTM yönteminde dişi (negatif) ve erkek (pozitif) kalıplar arasındaki boşluğa yerleştirilmiş elyaf dokumalara basınç altında reçine transferi gerçekleştirilirken, VARTM yönteminde kalıbın erkek veya dişi kısımlarından bir tanesi kullanılır. Yani aslında VARTM yöntemine tek taraflı kalıp yöntemi de diyebiliriz.

VARTM yönteminde kalıp üzerine kuru olarak yerleştirilen elyaflar vakum altına alınır. Daha sonra sistemin belirli noktalarından reçine beslemesi yapılır. Vakumun etkisi ile elyafları ıslatarak ilerleyen reçine tüm numune boyunca yayılır. Reçinenin rahat ilerlemesi

için numune yüzeyi ile vakum torbası arasına “akış filesi” olarak isimlendirilebilecek ağ benzeri bir yapı yerleştirilir. Ayrıca vakum etkisi ile ilerleyecek reçinenin viskozitesi de bu iş için uygun olmalıdır. Vakum yapılan uçlardan kalıbı terk eden fazla reçinenin vakum pompasına gitmemesi için pompa ile vakum torbası arasına bir hazne yerleştirilmesi gerekir. VARTM sisteminde de eğer üretilecek ürün geometrik olarak uygun ise kalıp kullanılmadan üretim mümkündür. Sistemin genel şematik görünüşü Şekil 4. 6’da verilmektedir. Görüldüğü gibi fazla reçine vakum altındaki bölgede tutulmayıp kalıp dışına alınmaktadır. Bu nedenle kompozit tabaka üzerinde fazla reçineyi tutacak bir yapıya ihtiyaç yoktur.



Şekil 4. 6. VARTM Yöntemi şematik görünüşü

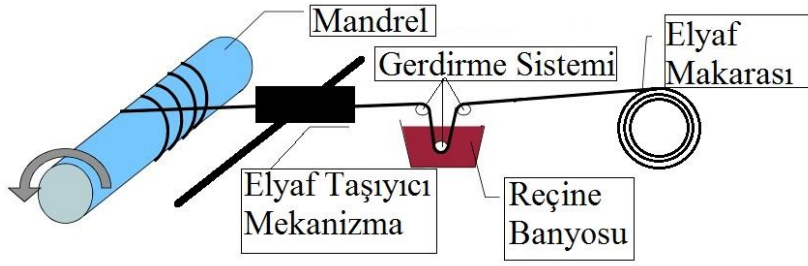
VARTM günden güne popülerlik kazanan, düşük maliyetli bir üretim yöntemidir. Bu yöntemin sahip olduğu avantajları şu şekilde sıralayabiliriz;

- Yüksek hacimli üretimler için göreceli olarak daha düşük maliyet
- Basit ve düşük maliyetli işlem
- Çok büyük ve karmaşık şekilli parçaların üretimi için pratiklik
- Elle yatırma yöntemine göre daha yüksek elyaf hacim oranı
- Kapalı bir sistem olmasından dolayı çevresel şartlara karşı elle yatırma yönteminden daha az duyarlı
- Yerinde üretim ve onarım mümkündür

4.1.4.3. Filament Sarma Yöntemi

Sistem kendi eksenini etrafında dönen bir mandrel ve bu mandrelle paralel, belirli bir hızla gidip-gelerek hareket eden arabadan oluşur (Şekil 4. 7). Makaralara sarılı olarak bekleyen elyaflar reçine banyosundan geçirilir. Daha sonra hareketli araba üzerinde bulunan mekanizma sayesinde döner haldeki mandrelin üzerine sarılır. Bu sarma işlemi sırasında

arabanın ilerleme ve mandrelin dönme hızlarına bağlı olarak sarılan elyafın mandrel üzerindeki yönlenme açısı oluşur. Sarma işlemi devam ederken bu parametreler değiştirilerek farklı tabakalarda farklı açılar elde edilebilir. Böylece çeşitli yükleme koşullarına karşı mukavemetli kompozit yapılar elde edilir. Temel olarak çevresel sarım, helisel sarım ve polar sarım olmak üzere üç tip sarma şekli mevcuttur. İstenilen kompozit kalınlığı ve tabaka sayısına erişildiğinde sarma işlemi bitirilir. Oda sıcaklığında veya fırın içerisinde kurutma yapılır. Bazı uygulamalarda reçine kuruyuncaya kadar mandrelin döndürülmesine devam edilir. Bununla reçinenin yer çekimi etkisi ile mandrelin alt kısmına birikmemesi amaçlanır. Bu birikmeyi önlemek isteyen kimi araştırmacılar da sarma işlemi biter bitmez numuneyi vakum torbasına koyarak kuruyuncaya kadar bekletmişlerdir.



Şekil 4.7. Filament sarma yöntemi şematik görünüş

Filament Sarma Yöntemi boru, shaft, basınçlı kaplar, depolama tankları gibi ürünlerin üretimi için uygundur. Kumaş dokuma yapılmayıp doğrudan elyaf sarımı yapılması ve hızlı üretim yapılabilmesi ekonomik olarak avantaj sağlamaktadır. Ayrıca sarma açısının istenildiği şekilde ayarlanabilmesi tasarım açısından oldukça büyük bir esneklik sunar. Bununla birlikte üretilecek ürünler geometrik şekil bakımından sınırlıdır. Çok büyük parçaların üretiminde kullanılacak olan mandreller üretim maliyetini arttırabilir.

4.1.5. Kompozit Malzeme Üretiminde Kullanılan Tekstil Ürünleri

Kompozit üretiminde kullanılan tekstil ürünleri temel olarak 4 tip üretim şekli ile elde edilebilmektedirler. Bunlar dokuma, örme, saç örgüsü ve dokusuz yüzey olarak sınıflandırılmaktadır. Bu üretim yöntemleri kullanılarak sürekli halde ve 1 boyutlu olan elyaflarla 2 veya 3 boyutlu, 2-eksenli veya 3-eksenli yapılar üretilebilmektedir. Yine üretim esnasında bu tekstil ürünlerinin geniş veya dar ende, tüp veya düzlemsel şekilde olması da

sağlanabilmektedir. Kullanılan elyaf tipi aynı olsa bile elde edilen tekstil ürününün üretim şekline göre sahip olacağı mekanik özellikleri değişebilmektedir.

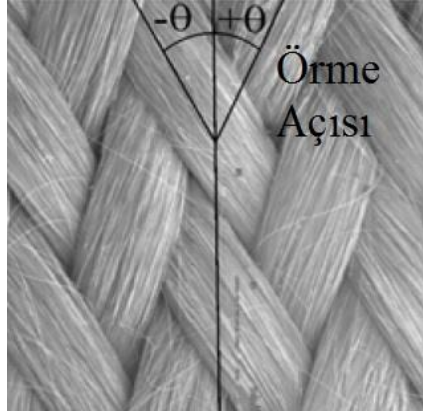
Çalışmamızda literatürde *braided sleeves* olarak geçen ve dilimize *saç örgüsü şeklinde örülmüş hortum* olarak çevirebileceğimiz tekstil ürünleri kullanılmıştır. Bu nedenle bütün kompozit tekstillerinden bahsetmek yerine sadece saç örgüsü şeklinde dokuma ile elde edilen yapılar genel hatlarıyla verilecektir.

4.1.5.1. Saç Örgüsü Kumaşlar (Eng.: Braided Fabric)

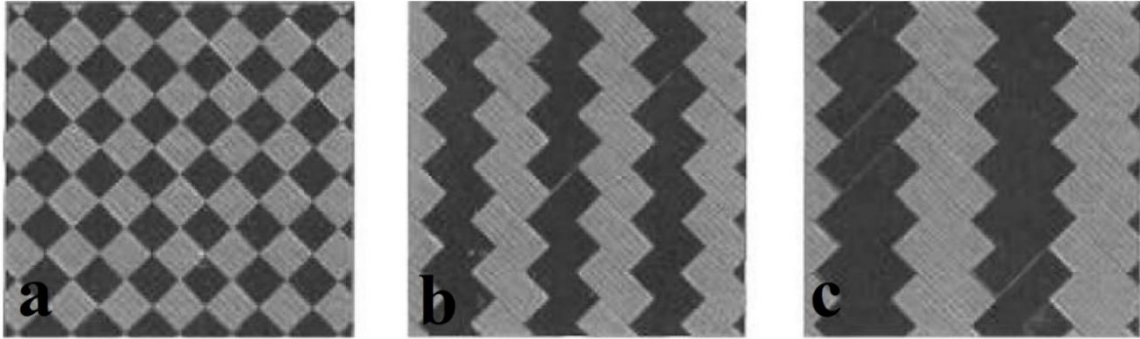
Saç örgüsü yöntemi aslında elyaf sarma ile dokuma yöntemlerinin birleştirilmesinden elde edilen hibrit bir yöntemdir diyebiliriz. Filament sarma yönteminde olduğu gibi tüp şeklindeki saç örgüsü yapısı da parça boyunca bir uçtan diğer uca kadar sürekliliği devam eden elyaflardan oluşur. Ayrıca tekstil yapısı içerisinde elyaf sürekliliği bozulmadan örme esnasında delikler elde edilecek şekilde elyaf yönlendirmesi yapılabilmektedir. Bununla birlikte dokuma malzemelerde olduğu gibi de elyaflar mekanik olarak birbirlerini kilitletler. Saç örgüsü yapılar kompozit takviye elemanı olarak kullanıldıklarında verimli yük dağılımından dolayı dikkat çekici özellikler sunarlar. Saç örgüsü yapısı içerisindeki tüm elyafların sürekli ve birbirlerini mekanik olarak kilitlemiş olması neticesinde bu yapılar yükü tüm kompozit yapı içerisine dağıtan doğal bir mekanizmaya sahip olurlar.

Yaygın olarak kullanılan saç örgüsü mimarilerinden iki tanesi aşağıda verilmektedir.

İki eksenli (Eng.: Biaxial): İki eksenli örme en yaygın olarak kullanılan örme şeklidir (Şekil 4. 8). Boyuna (Eng.: Longitudinal) ve enine (Eng.: Transverse) olarak isimlendirilen iki elyaf takımının birbiri ile $\pm\theta$ açısı yapacak şekilde örülmesinden elde edilir. Bu tip tüp/hortum yapıları “Çin parmak tuzağı” olarak da adlandırılırlar. Bunun nedeni boyuna çekildikleri durumda çaplarının azalıyor olmasıdır. İki eksenli saç örgüsü hortum yapıları tıpkı ayağa giyilen bir çorap gibi karmaşık şekilli yapıların üzerine giydirilebilir. İki eksenli saç örgüsü yapıları “diamond braid (1x1)”, “regular braid (2x2)” ve “Hercules braid (3x3)” olmak üzere 3 farklı alt sınıfa ayrılırlar (Şekil 4. 9). Burada 1x1, 2x2 ve 3x3 şeklinde verilen ifade boyuna ve enine olarak elyaf demetinin sayısını göstermektedir.

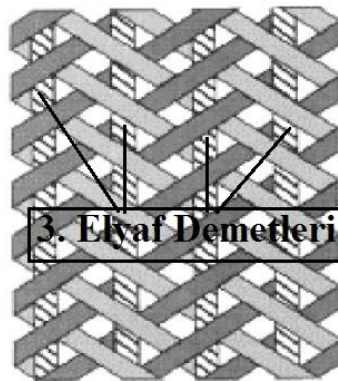


Şekil 4. 8. İki eksenli saç örgüsü deseni (1x1 deseninde)[99]



Şekil 4. 9. Saç örgüsü desen tipleri, a-Diamond, b-Regular, c-Hercules [100]

Üç eksenli (Eng.: Triaxial): Üç eksenli saç örgüsü, iki eksenli saç örgüsü desenine boylamasına eksen doğrultusunda üçüncü bir elyaf demetinin eklenmesi ile elde edilir (Şekil 4. 10). Bu üçüncü elyaf demetinin eklenmesi ile saç örgüsü yapısının boylamasına çekilmesi durumunda meydana gelen açı/çap değişimleri engellenir, yapının genişleme ve daralmaya olan meyli önlenir.



Şekil 4. 10. Üç Eksenli (Triaxial) saç örgüsü yapının şematik görünüşü [101]

4.2. Kompozit Şaftlar ve Literatür Özeti

Kompozit şaftlar genellikle cam elyaf veya karbon elyaf malzemelerin bir silindirik kalıp üzerine örülmesi ve daha sonra reçine emdirilmesi ile üretilir. Alternatif metot olarak hazır örülmüş silindirik elyaflar kalıp üzerine direkt olarak giydirilip örme kısmına girilmeden de üretim yapılabilir. Saç örgüsü şeklinde yapılan silindirik örme elyaflar tork iletiminde birçok avantaj sağlamaktadır. Özellikle elyafların örme açısı tork transferi açısından büyük önem arz etmektedir. Kompozit şaftlar tork ayarının çok önemli olduğu dizel motorlarda, yüksek hızlarda çalışan jeneratörlerde, yüksek torkların meydana geldiği jet tahrik sistemlerinde birçok avantaj sağlayabilir.

Bu yeni nesil şaftlar metal şaftlarla karşılaştırıldığında birçok avantaja sahiptir. Başlıca avantajları, manyetik olmaması, düşük termal genişleme katsayıları, aşınmaya ve korozyona karşı dayanıklı olmaları, gürültü azaltma ve titreşim sönümleme kabiliyeti, metal şaftlara göre yaklaşık % 70 daha hafif olması ve uzun yatak mesafelerinde rahatlıkla kullanılabilmesidir.

Kompozit şaftların kullarımdaki geleneksel malzemelerle üretilmiş şaftlara alternatif olup olamayacağına yönelik çalışmalar son yirmi, otuz yıla yakın zamandır sürmektedir [102, 103]. Kompozit şaft uygulaması açısından bakılacak olursa bu şaftların gemilerden [101, 102, 104, 105] havacılık sektörüne [99, 106, 107], jeotermal uygulamalardan [108], otomotiv sanayisine [103, 109-115] kadar birçok alanda kullanılmakta veya kullanılabilirliğinin araştırılmakta olduğu görülmektedir.

Hibrit/Alüminyum kompozit şaft üretimine yönelik farklı üretim yöntemleri, çeşitli elyaflar, sarma açıları ve istif sıralamalarıyla çalışmalar yapılmaktadır [99, 100, 110, 113, 115]. Birbirinden değişik şaft tasarımları [111, 112] ve kurlleme yöntemleri [116] denenerek yapılan bu çalışmaların ortak hedefi daha iyi tork taşıma kapasitesi ve daha yüksek doğal frekansa sahip, yorulma dayanımı yüksek, hafif, metalik şaftlara iyi bir alternatif olacak şaftların üretimidir. Ayrıca şaftların tasarım parametrelerine ait optimum şartların araştırıldığı çeşitli çalışmalar da literatürde mevcuttur [117-122]. Bununla birlikte çalışmalar sadece deneysel olarak değil aynı zamanda sonlu elemanlar yöntemi analizleriyle de gerçekleştirilmektedir [115, 123]. Bu çalışmalarda yorulma dayanımlarının tahmini, statik tork kapasitesi ve doğal frekanslar gibi konular çalışılmaktadır.

Kompozit şaftlar daha az ağırlık, daha az gürültü ve daha az titreşim gibi faydalar sağlamaktadır. Bununla birlikte karbon elyaf takviyeli polimer matrisli kompozitlerin

yüksek fiyatından dolayı tüm yapının kompozit olarak imal edilmesi tercih edilmez [116]. Şaft tasarımları açısından bakıldığında birçok çalışmada kompozit yapının tek başına kullanılmayıp, daha yüksek tork taşıma kapasitesi elde edilmesi adına; hafif ve dayanıklı olması açısından tercih edilen Al borunun üzerine kompozit tabakalarının yerleştirilmesi şeklinde üretildiği görülmektedir. Bu şekildeki şaftlar literatürde hibrit/alüminyum kompozit şaftlar olarak adlandırılmaktadır. Yine bazı araştırmacıların kompozit tabakalarını olası darbe, nem ve bir takım dış etkilere karşı korumak amacıyla Al borunun içerisine yerleştirmeyi tercih ettiği de görülmektedir [111]. Bu şekilde üretilen Hibrit/Alüminyum kompozit şaftlarda muadili metalik şaftlara göre %75 kütle azaltılması, %160 tork kapasitesi artışı sağlandığı bildirilmektedir [111]. Ayrıca kompozit yapıyı oluşturan kısımda tek bir tür elyaf çeşidi yerine farklı türlerde elyafların, farklı tabakalarda tercih edildiği de bilinmektedir. Tek bir tür yerine farklı türlerde elyafların kullanılmasıyla fiyat/performans açısından daha uygun tasarımların geliştirilmesi mümkün olabilmektedir [113]. Yapılan çalışmalarda görülmüştür ki farklı elastisite modülleri (E) ve çekme mukavemetleri nedeniyle, şaftlarda burulma durumunda en yüksek gerilmenin olduğu dış katmanlarda karbon elyaf takviye, daha düşük gerilmelerin olduğu daha iç bölgelerde ise cam elyaf takviye kullanılması, tüm tabakalarda karbon elyaf kullanılması durumundaki tork kapasitesine yakın bir kapasite sağlamak ve maliyet olarak daha makul seviyelerde olmaktadır.

Hibrit/alüminyum kompozit şaftların üretiminde önemli noktalardan birisi de kompozit malzemenin matrisini oluşturan termoset reçinenin kürlenmesidir. Bilindiği gibi bu reçineler oda sıcaklığında belirli bir süre geçtikten sonra sertleşir ve belli bir dayanıma erişmiş olurlar. Bu işlemin ardından reçine üreticisinin önerdiği sıcaklık ve sürelerde bir pişirme işlemine tabi tutularak daha yüksek bir dayanıma ulaşırlar. Bu sıcaklık genellikle 60-70 °C'nin üzerinde bir sıcaklıktır. İçerisinde Al boru bulunan bir şaftın kompozit kısmı ile birlikte kürlenmesi kaçınılmazdır. Burada farklı ısıl genleşme katsayılarından dolayı ortaya çıkan farklı uzama miktarları Al boru ile kompozit tabakası arasındaki yüzeyde kalıntı gerilmelere ve dolayısıyla da mekanik özelliklerde düşüşe sebep olurlar. Üretim sırasında oluşan kalıntı termal gerilmeler, yorulma ömrünü ve hibrit yapıların boyutsal kararlılığını oldukça azaltmaktadır [116]. Bu kalıntı gerilmeleri azaltmak için çeşitli araştırmalar yapılmış, yöntemler geliştirilmiştir [124-127]. Kim ve arkadaşlarının [116] geliştirdikleri akıllı kütleme ısıtma işlemi çevrimi ile hibrit/alüminyum kompozit yapıdaki eksenel çekme kalıntı gerilmeleri azaltılarak, üreticinin önerdiği şekilde kürlenmiş şaftlara göre daha

yüksek bir burulma yorulması ömrü elde edilmiştir. Cho ve arkadaşlarının geliştirdikleri ön yüklemeli metodun da kalıntı gerilmeleri azaltmakta başarılı sonuçlar verdiği görülmüştür [124].

Literatürde kompozit şaft üretimi ile alakalı çalışmalarda yaygın olarak filament sarma yöntemi veya saç örgüsü şeklinde dokunmuş iki eksenli (*biaxial*) elyaf takviyelerin VARTM (Vacuum Assisted Resin Transfer Molding) yöntemi ile birlikte (Eng.: braided sleeve) kullanıldığı görülmektedir [99-103, 110-113, 115, 128, 129]. Her iki yöntemin de kendi içerisinde bazı avantaj ve dezavantajları olduğunu söylemek mümkündür. Literatürde birebir aynı deneysel numunenin her iki yöntemle de üretilerek sonuçların irdelendiği bir çalışmaya rastlanılmadığı için bu iki yöntem arasında sonuç açısından bir kıyaslama yapılamamaktadır.

Filament sarma yönteminin başlıca avantajının değişken geometrilili parçalarda dahi (örneğin konik bir parça) istenilen sarma açısında elyaf yönlendirmesinin yapılabilmesi ve tüm parça boyunca elyaf açısının sabit tutulabilmesi olduğu görülmektedir. Ayrıca elyaf hacim oranı olarak daha homojen parçaların üretilmesine imkân sağlamaktadır. Dezavantajı olaraksa karmaşık şekilli parçaların üretiminde kullanılamaması söylenilebilir.

Saç örgüsü şeklinde dokunmuş elyafların başlıca dezavantajlı olduğu husus elyaf açılarındaki numune içerisinde değişmesi ve kontrolünün zor olmasıdır [99]. Dokuma açısı sabit olduğu için parçanın şekline bağlı olarak elyaf açısı değişmektedir. Ayrıca VARTM yöntemi ile üretim yapıldığında vakum tarafının daha ince, reçine beslemesinin yapıldığı tarafın daha kalın olması da elyaf hacim oranının numune boyunca değişmesi gibi bir problem doğurmaktadır. Saç örgüsü şeklinde dokumanın, kompozit yapıların performanslarını arttırmak ve üretim maliyetlerini azaltmak için uygun olduğu kanıtlanmıştır [130]. Sahip olduğu avantajlar ise şöyle verilebilir;

Saç örgüsü şeklinde dokunmuş yapılar darbeye karşı dirençlidir. Yapı içerisindeki tüm elyaflar yük dağılımı ile ilgili oldukları için, hasara uğrayıncaya kadar büyük miktarda enerji absorbe ederler [131].

Saç örgüsünün çapraz olarak dokunmasından dolayı, tahrik mili gibi burulma gerilmelerine maruz kalan parçalarda oldukça etkili bir takviye sağlarlar [131].

Saç örgüsü kompozitler tabakalar arası kesme özellikleri açısından büyük bir gelişme sağlarlar. Saç örgüsü şeklinde dokunmuş kompozitler yorulma yüklerine maruz kaldıklarında hemen hemen hiç delaminasyon olmadığı görülmüştür [132].

Saç örgüsü şeklinde dokunmuş kompozitler daha iyi bir yorulma ömrüne sahiptir [131].

Kompozit şaft üretiminde yaygın olarak kullanılmakta olan bu iki yöntemin kendine has özellikleri saklı kalmak kaydıyla, üretilen kompozitin mekanik özellikleri bakımından incelendiğinde elyaf açısı değişimi, tabaka sayısı ve istif sırası düzenine benzer tepkiler verdiği görülmektedir. Her iki yöntemde de elyaf açısının belirli bir düzeye kadar artması veya azalması tork kapasitesi, yorulma dayanımı, yorulma ömrü gibi parametreleri benzer şekilde değiştirmektedir. Keza istif sırası ve düzeni de benzer şekilde sonuçları etkilemektedir. Yine her iki yöntemde de artan tabaka sayısı mekanik özelliklerde artışa sebep olmaktadır [99-103, 110-114, 116, 128, 129, 133]. Literatür incelendiğinde üzerinde en çok çalışılan konuların elyaf açısı, tabaka sayısı ve istif düzeninin şaftın tork kapasitesi, yorulma dayanımı, doğal frekansı ve hasar mekanizmasına etkilerinin incelenmesi yönünde olduğu görülmektedir [99-103, 110-114, 116, 128, 129, 133].

Burulmaya çalışan bir mil veya şaftta hasarın yüzeye 45° 'lik düzlemde (silindirik koordinat sisteminin θ eksenini) olduğu bilinmektedir. Bunu göz önüne alarak kompozit şaftlarda elyaf açısının 45° olarak belirlenmesi ile en yüksek tork kapasitesinin elde edilebileceği düşünülebilir. Nitekim yapılan çalışmalar da bu durumu doğrular niteliktedir. Cam ve karbon elyaflar kullanılarak filament sarma yöntemi ile üretilen hibrit/alüminyum kompozit şaftlarda en yüksek statik tork kapasitesinin $\pm 45^\circ$ ile sarılan elyafların olduğu numunelerde elde edildiği görülmüştür [113]. Aynı deney numunesinin sonlu elemanlar modeli ile yapılan analizi de bu deneysel sonuçları doğrulamaktadır. Statik tork açısından bu doğru bir önerme olsa da dinamik tork (yorulma mukavemeti) ve şaftın eksenel çekme özellikleri açısından değerlendirildiğinde bu kolaycı çözüm işe yaramamaktadır. Çekme ve yorulma özellikleri elyaf dokuma/sarma açısına duyarlıdır [99, 100, 110, 115, 129]. Yapılan çalışmalarda dokuma açısının 25° 'den 45° 'ye çıkartıldığı saç örgüsü şeklinde dokunmuş elyaf takviyeli Hibrit/Alüminyum kompozit şaftın çekme mukavemetinin %75, elastisite modülünün (E) %70 ve poisson oranının (ν) %90 oranında azaldığı görülmüştür [100]. Kompozit şaftlarda çekme mukavemetinin elyaf dokuma/sarma açısı ve elyaf hacim oranının bir fonksiyonu olduğu bildirilmektedir [99].

Kompozit bileşenlerinin kendi sahip oldukları özellikler ve üretilen hibrit/kompozit yapının konfigürasyonu nihai ürünün sahip olacağı nitelikleri belirlemektedir. Yapılan deneysel ve sayısal çalışmalarla bu özelliklerin geliştirilmesi amaçlanmaktadır.

4.3. Malzeme ve Metod

Çalışmamızda; tüp şeklinde, iki eksenli saç örgüsü şeklinde dokunmuş (*braided sleeve*) cam ve karbon elyaf hortumlar Al boru üzerine giydirilerek değişik konfigürasyonlarda şaft şeklinde üretilmiş ve tork (burulma) dayanımı gibi şaftlarda önem arz eden mekanik özellikleri incelenmiştir. Saç örgüsü şeklindeki elyaf hortumlar (*braided sleeve*) hazır dokunmuş olarak piyasadan temin edilmiştir.

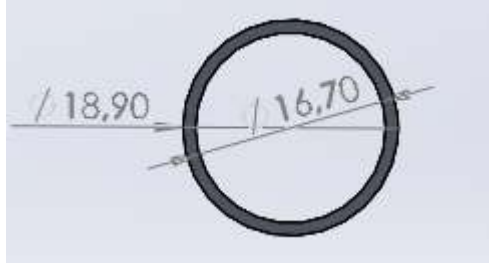
Çalışmada hem elle yatırma yöntemine benzer üretim yöntemi olan vakum torbalama yöntemi, hem de VARTM (Vacuum Assisted Resin Transfer Molding) olarak bilinen vakum yardımıyla reçine transferi kalıplama yöntemi kullanılarak iki farklı yöntemde üretim yapılmıştır. Tablo 4. 3’de üretimi yapılan hibrit/Al kompozit şaft numunelerine ait konfigürasyon bilgileri verilmiştir.

Tablo 4. 3. Üretilen hibrit/kompozit şaftlara ait konfigürasyon bilgileri

Takviye Elemanı	Vakum Torbalama Yöntemi	VARTM Yöntemi
Al boru üzerine cam elyaf (4 kat)	✓	✓
Al boru üzerine karbon elyaf (4 kat)	✓	✓
Al boru üzerine cam + karbon elyaf (2+2 kat)	✓	✓
Al boru üzerine karbon + cam elyaf (2+2 kat)	✓	✓

Üretimi yapılan tüm hibrit/alüminyum kompozit şaftlar kürlleme işlemine tâbi tutulmuştur. Üretimde kullanılan epoksi reçinenin hazırlanmasını takiben 24 saat sonra 60°C sıcaklıkta 16 saat süre kürlleme işlemi yapılmıştır.

Üretimde kullanılan alüminyum borular Kayseri ilinde bulunan satıcılardan temin edilmiştir. Bu malzeme, ASAŞ Alüminyum Sanayi ve Ticaret A.Ş. tarafından üretilmiş olup Al6063 olarak isimlendirilen ve daha çok inşaat sektöründe kullanılan, eloksal kaplama yapılmış dekoratif alüminyum olarak da bilinen bir çeşit alüminyum borudur. Kullanılan borular 18.90 mm dış çapa, 16.70 mm iç çapa ve 1.10 mm cidar kalınlığına sahiptir. Şekil 4. 11 ve Şekil 4. 12’de kullanılan Al boruya ait ölçüler ve boruların genel görüntüsü verilmektedir. Tablo 4. 4 ve Tablo 4. 5’de sırasıyla Al6063’ün üretici firması tarafından verilen alaşım element miktarları ve Al6063’e ait mekanik özellikler verilmektedir.



Şekil 4. 11. Al borunun iç ve dış çap ölçüleri



Şekil 4. 12. Şaft üretiminde kullanılan Al borular

Tablo 4. 4. Al6063'ün alaşım elementleri miktarları

Ana Elementler							Diğer Elementler		
Mg	Si	Fe	Cu	Zn	Cr	Mn	Ti	Diğer	Toplam
0,45-0,9	0,2-0,6	0,35	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,05	0,15

Tablo 4. 5. Al6063'e ait mekanik özellikler

Sertlik (Brinell)	46 BSD500/10mm
Çekme Mukavemeti	172 MPa
Akma Mukavemeti	89,6 MPa
Kopma Uzaması	%22
Elastisite Modülü (E)	68,9 GPa
Poisson Oranı	0,33
Kesme Modülü	25,8 GPa
Kesme Mukavemeti	110 MPa

Kompozit üretiminde takviye elemanı olarak kullanılan Alman menşeli Barthels-Feldhoff (www.barthels-feldhoff.de) isimli şirketin ürettiği E-camı ve yüksek dayanımlı karbon saç örgüsü hortum elyaflar ile epoksi reçine ve sertleştiricisi piyasadan temin edilmiştir.

Epoksi reçine ve sertleştiricisi; Hexion marka EPIKOTE Resin MGS L 285 laminasyon reçinesi ve aynı markanın bu reçine için ürettiği L 287 kodlu sertleştiricisidir. Epoksi reçine ve sertleştirici, kullanma talimatında belirtilen ağırlıkça 100:40 nispetinde karıştırılarak kullanılmıştır. Tablo 4. 6'da epoksi reçine ve L 287 sertleştiriciye ait yoğunluk ve viskozite değerleri verilmiştir.

Tablo 4. 6. Epoksi reçine ve sertleştiricisine ait yoğunluk ve viskozite değerleri

	L 285 Epoksi Reçine	L 287 Sertleştirici
Yoğunluk (gr/cm ³)	1,18-1,23	0,93-0,96
Viskozite (Mpas)	600-900	80-120

Çalışmalarda kullanılan elyaflar; saç örgüsü şeklinde dokunmuş, hortuma benzer (braided sleeves) bir yapısı olan elyaflardır. Bu şekildeki elyaflar üzerine geçirildiği yapının şekline göre şekil almakta ve elyaf açısı da buna göre değişmektedir (Şekil 4. 13).



Şekil 4. 13. Şaft üretiminde kullanılan cam ve karbon lifler

Al boruların dış yüzeylerine üretim öncesi her hangi bir işlem uygulanmamış, doğrudan elyaf hortumların giydirilmesi yapılmıştır. Üretimde vakum torbalama yöntemiyle üretim ve VARTM yöntemi olmak üzere iki farklı üretim yöntemi kullanılmıştır. Her iki yöntemle de aynı konfigürasyonlardaki numune çeşitlerinden üretim gerçekleştirilmiştir. Çalışmada kullanılan elyaf açılarının belirli bir çap için değiştirilemez olmasından dolayı üretim parametresi olarak istif sırası ve üretim yöntemi belirlenmiştir. Üretilen numunelerde kullanılan istif sıralaması şu şekildedir;

- [K]₄: 4 kat karbon elyaf
- [C]₄: 4 kat cam elyaf
- [K]₂[C]₂: 2 kat karbon elyaf üzerine 2 kat cam elyaf
- [C]₂[K]₂: 2 kat cam elyaf üzerine 2 kat karbon elyaf

Numuneler üretimin hemen sonrasında üretim tarihi, saati, şekli ve konfigürasyonu ile kodlanmış olarak kayıt altına alınmıştır.

Vakum sistemi olarak bir vakum tankı ile birlikte vakum pompası kullanılmıştır. Vakum tankı, pompanın çalışmadığı zamanlarda sistemdeki olası kaçaklara karşı vakum gücünü sağlamak amacıyla sisteme eklenmiştir. Tüm vakumlama işlemlerinde vakum basıncı 0.8 bar'dan (60cmHg) biraz daha yüksek tutulmuştur.

4.3.1. Vakum Torbalama Yöntemi ile Üretim

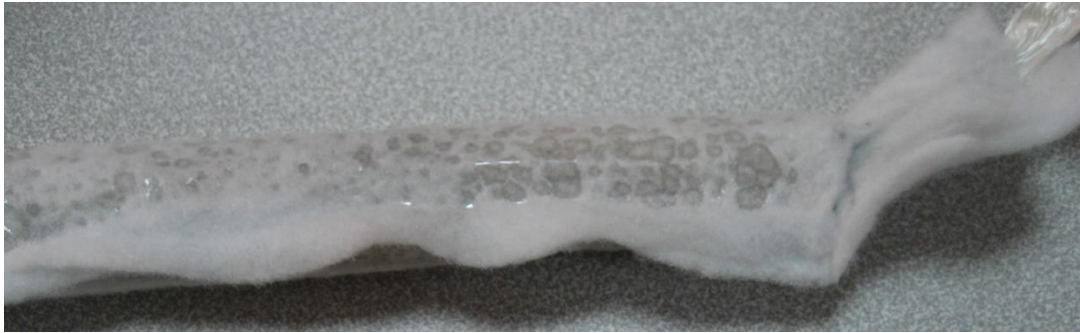
Bu yöntemde elyafların reçine ile ıslatılması işleminde fırça kullanılmaktadır. 4 kat olarak uygulanan elyaf giydirmiş işlemlerinin her bir basamağında, elyaf hortum numune üzerine yerleştirilip gerekli sıkılaştırma ve bağlama işlemleri yapıldıktan sonra genel amaçlı bir boya fırçası reçineye batırılarak elyafların üzerine sürülmek suretiyle üretim yapılmıştır (Şekil 4. 14). 4 kat olarak elyaf uygulaması tamamlandıktan sonra üretilen numune vakum battaniyesinin numuneye yapışmaması için soyma kağıdına (Eng.: peel ply) sarılmış (Şekil 4. 15), daha sonra bu haliyle fazla reçineyi emecek olan vakum battaniyesine (Şekil 4. 16) ve fazla reçinenin numune dışına çıkmasını sağlayacak vakum torbasına (Şekil 4. 17) sarılarak vakum altına alınmıştır. Bu sayede fırça ile sürülen reçinenin fazla olan kısmı numuneden uzaklaştırılmış, elyaf hacim oranı artmıştır.



Şekil 4. 14. Vakum torbalama yöntemi ile üretilen şaft numunesi



Şekil 4. 15. Soyma kâğıdına sarılmış numune

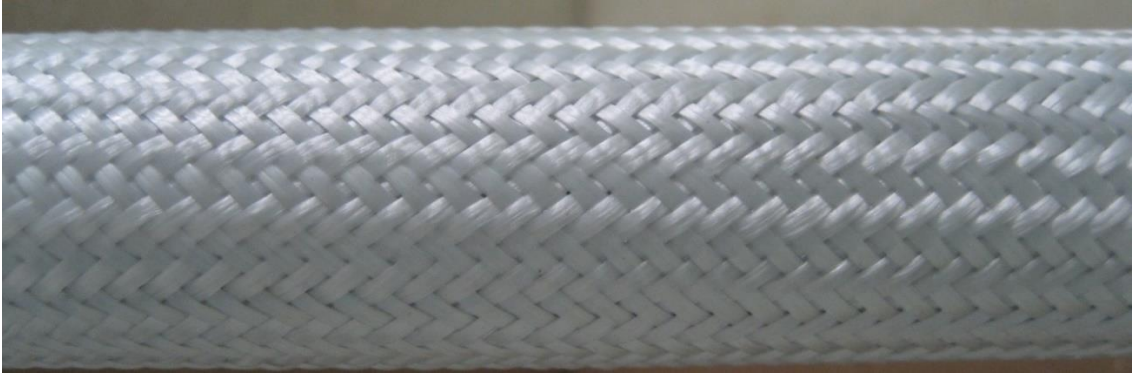


Şekil 4. 16. Vakum battaniyesine sarılmış numune (Vakum sonrası görünüş)

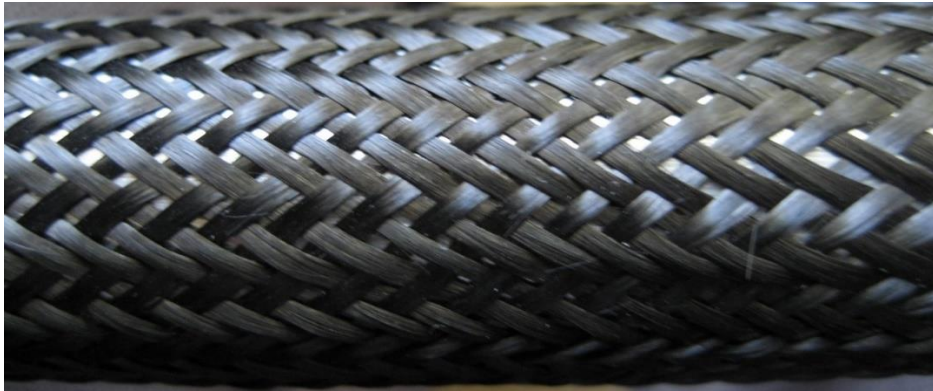


Şekil 4. 17. Vakum torbasına sarılarak vakum altına alınmış numuneler

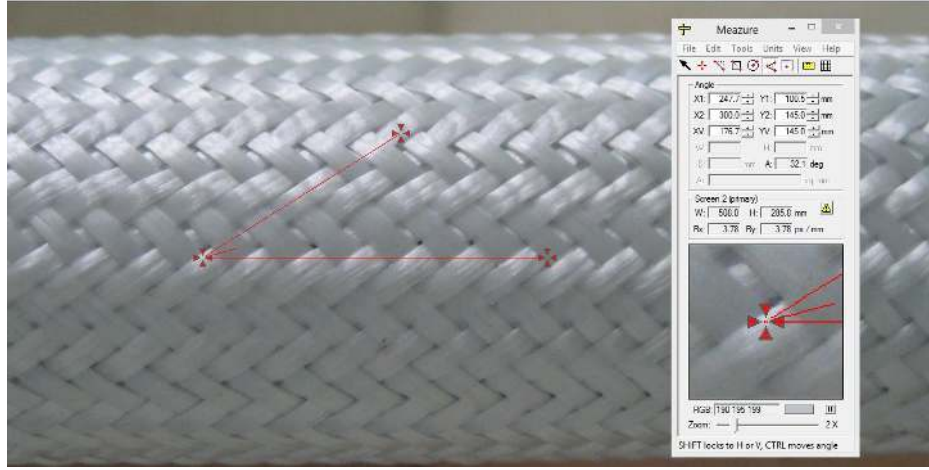
Üretim esnasında numune yüzeyinden fotoğraflar çekilerek elyaf açıları belirlenmiştir (Şekil 4. 18, Şekil 4. 19). Bu amaçla ekran üzerinden (on-screen) ölçüm yapabilen bir yazılım kullanılmıştır (Şekil 4. 20, Şekil 4. 21).



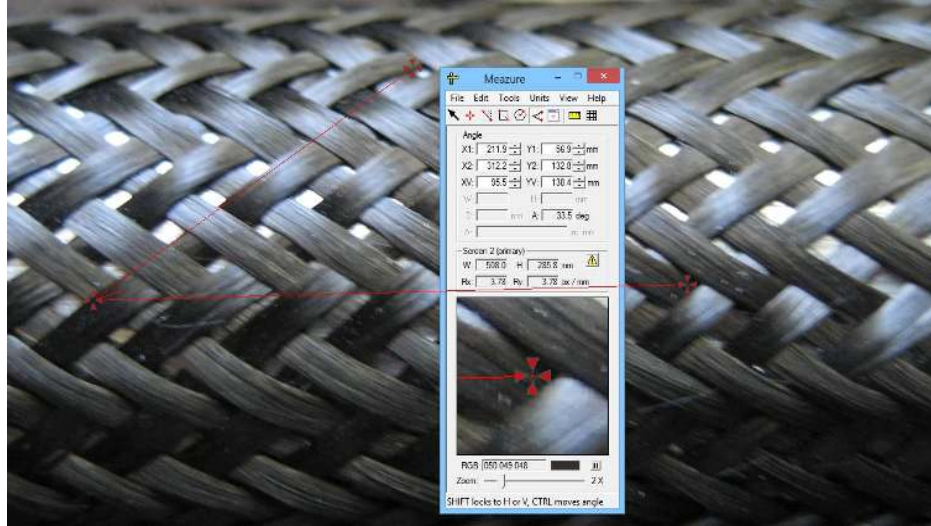
Şekil 4. 18. Açı tespiti için üretim esnasında numune üzerinden çekilen fotoğraf (cam elyaf)



Şekil 4. 19. Açı tespiti için üretim esnasında numune üzerinden çekilen fotoğraf (karbon elyaf)



Şekil 4. 20. Cam elyaf takviye elemanın, Al tüp üzerinde sahip olduğu açının tespiti



Şekil 4. 21. İlk kat karbon elyaf takviye elemanın elyaf açısının tespiti

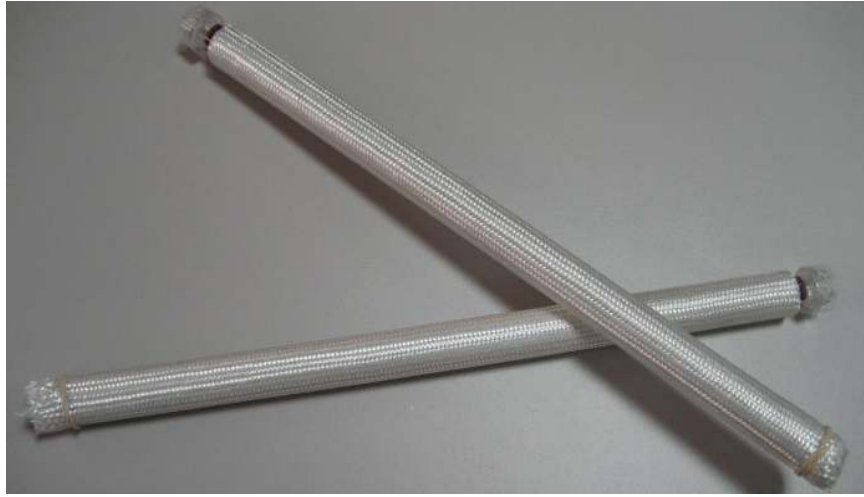
4.3.2. VARTM Yöntemi ile Üretim

Bu yöntemde kuru halde hazırlanan şaft numuneleri önce vakum altına alınmış, daha sonra vakum ortamına reçine sağlayacak olan yolların açılması ile reçinenin numune boyunca elyafları ıslatarak vakum ucuna doğru ilerlemesi sağlanmıştır. Tüm numune boyunca reçine ilerlemesi tamamlandıktan sonra reçine beslemesi kesilip, vakum uygulamasına devam edilerek fazla reçinenin ortamdaki uzaklaştırılması sağlanmıştır.

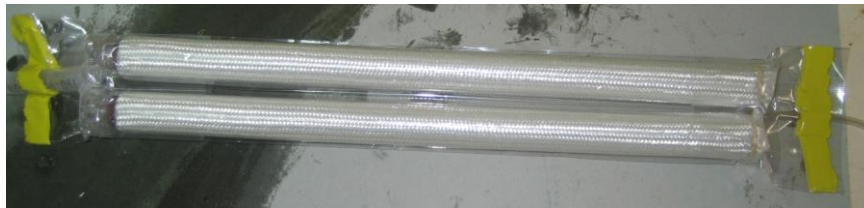
Vakum torbalama yöntemi ile üretilenlerle aynı konfigürasyona sahip numuneler VARTM yöntemi ile de üretilmiştir. Üretim yöntemi dışında, kullanılan Al borular, cam ve karbon elyaflar elde üretimde kullanılanlarla aynıdır.

Normalde elle üretim için olan epoksi reçinelerle infüzyon veya VARTM için olan epoksi reçineler birbirlerinden farklıdır. Vakum ile kullanılacak olan reçinenin rahat ilerleyebilmesi için viskozitesi düşük, akışkanlığı yüksek reçineler üretilmektedir. Fakat çalışmamızda sadece üretim yönteminin etkisini görmek istediğimiz için numune üretiminde kullanılan reçinede bir değişiklik yapılmamıştır.

Vakum torbalama yöntemi ile üretim yapılırken her bir elyaf tabakasının üzerine reçine sürüldükten sonra diğer elyaf tabakasının yerleştirilmesine geçilirken, bu yöntemde şaft numuneleri tüm elyaf tabakaları yerleştirildikten sonra, hiç reçine sürülmeden hazırlanmıştır (Şekil 4. 22). Daha sonra doğrudan vakum torbasına konularak vakum altına alınmıştır (Şekil 4. 23, Şekil 4. 24, Şekil 4. 25).



Şekil 4. 22. VARTM yöntemi için hazırlanmış şaft numuneleri



Şekil 4. 23. Vakumlanmış ortamda reçine beslemesi öncesi şaft numuneleri



Şekil 4. 24. Vakumlanmış ortamda reçine beslemesi öncesi şaft numuneleri



Şekil 4. 25. Vakumlanmış ortamda reçine beslemesi öncesi şaft numuneleri

Numuneler vakum altındayken reçine beslemesi yapılmaya başlanmış ve vakumun etkisi ile reçine numune boyunca vakum yapılan uca doğru ilerlemiştir (Şekil 4. 26, Şekil 4. 27, Şekil 4. 28).

Reçinenin ilk verilmeye başladığı anlarda hızlı bir ilerleme görülürken, vakum basıncının sabit olmasına rağmen reçinenin ilerleme miktarı ile ilerleme hızı arasında ters bir bağıntı olduğu görülmüştür. Bunda özellikle reçinenin viskozitesinin yüksek olması etkili olmuştur. Bu problem numune boyu 50 cm'den fazla olduğu zaman reçinenin tüm numune boyunca ilerleyemeden, polimerizasyon nedeniyle artık ilerleyemeyecek kadar viskoz

olması sorununu ortaya çıkartmıştır (Şekil 4. 29, Şekil 4. 30). Bu problemin önüne geçebilmek için numune boyları yaklaşık olarak 330 mm olacak şekilde ayarlanmıştır. Deneme-yanılma yöntemiyle iyi vakum ve reçine besleme tasarımları yapılmaya çalışılarak elyafların iyi bir şekilde reçine ile ıslatılabilmesine çalışılmıştır (Şekil 4. 31). Sağlıklı bir reçine beslemesinin yapılabilmesi için numunelerin paralel olarak yerleştirilmesinin ve birden çok noktadan reçine beslemesi yapılmasının daha iyi sonuçlar verdiği görülmüştür.



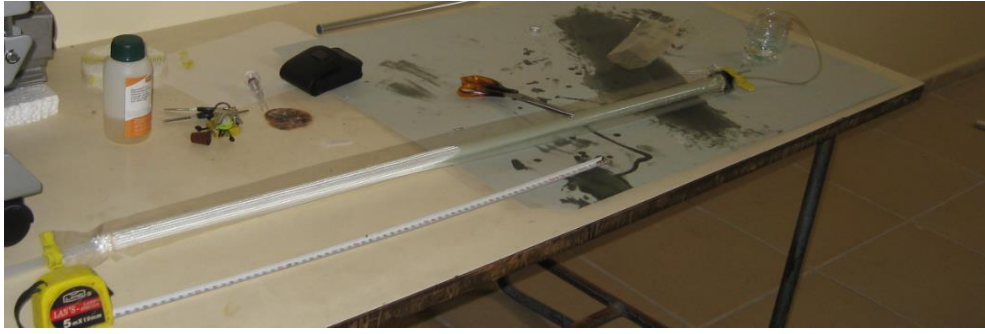
Şekil 4. 26. Vakum altındaki numunelere reçine beslemesinin yapılması



Şekil 4. 27. Vakum altındaki numunelere reçine beslemesinin yapılması



Şekil 4. 28. Vakum altındaki numunelerde reçinenin ilerlemesi



Şekil 4. 29. Yaklaşık 50 cm sonrası reçinenin ilerleyememe problemi



Şekil 4. 30. Reçinenin ilerleyememesi sonucu üretim problemi



Şekil 4. 31. Paralel olarak yerleştirilmiş ve reçine dağıtımı için dağıtıcı kullanılmış VARTM modeli

Reçinenin tüm numune boyunca ilerlemesinin ardından reçine beslemesinin yapıldığı uçlar kapatılarak vakumlama işlemine devam edilmiştir. Bu şekilde numuneler yaklaşık ortalama 5 saat kadar daha bekletilerek reçinenin polimerizasyon süreci tamamlandıktan sonra vakum torbasından çıkartılmış, ham numuneler elde edilmiştir (Şekil 4. 32).



Şekil 4. 32. VARTM ile üretilmiş numunelerin ham hali

4.3.3. Deney Numunelerinin Hazırlanışı

Hem vakum torbalama yöntemi hem de VARTM yöntemi ile üretilen ham numuneler öncelikli olarak boy ayarlamasının yapılması ve imalat açısından problemleri olabilecek uç

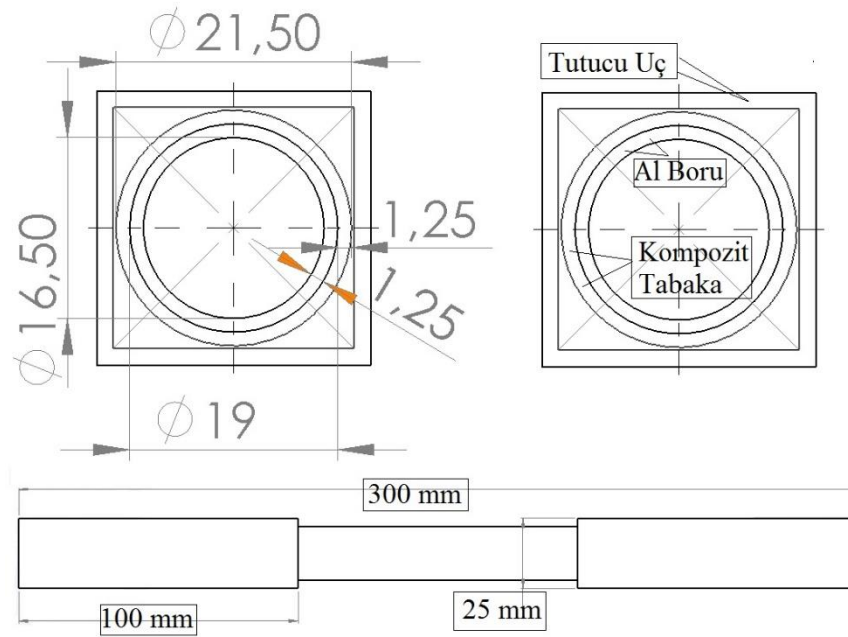
kısımlarından kurtarılması amacıyla kesim işlemine tabi tutulmuşlardır. Bu aşamada metalografik numune hazırlamada da kullanılan kesme cihazı kullanılarak numunelerin boyları 300 mm olacak şekilde kesim işlemi yapılmıştır (Şekil 4. 33). Burulma testlerinin sağlıklı yapılabilmesi için numunelerin önceden tasarlanan bir şekilde hazırlanması gerekmiştir. Diğer bir deyişle test numunelerinin test cihazına bağlanacağı uçlar numunenin ölçü uzunluğu boyunca homojen gerilim dağılımı sağlayacak şekilde hazırlanmasına dikkat edilmiştir. Hibrit/kompozit şaft yapısal olarak bir zarar vermeden (ezilme, delme vs) pratik bir tutucu aparat geliştirilmesi için çeşitli tasarımlar yapılmıştır. Nihai olarak epoksi reçine yardımı ile milin uçlarına kare çelik profil yapıştırılması yöntemi benimsenmiş ve başarılı olduğu görülmüştür. Bu amaçla tüm numuneler her iki uçlarında da 100'er mm olmak üzere 25mm'lik kare çelik profillerin içerisine yerleştirilip, MGS L 285 laminasyon reçinesi kullanılarak birleştirme işlemi tamamlanmıştır. Numuneler bu aşamadan sonra tekrar kütleme işlemine tabi tutulmamıştır. Hazırlanan burulma numunesi Şekil 4. 34'de gösterilmektedir. Şekil 4. 35'de ise numunelerin ölçüleri verilmiştir.



Şekil 4. 33. Boy ayarlaması yapılmış şaft numuneleri



Şekil 4. 34. Tutucu uçların yapıştırıldığı, deneye hazır numuneler

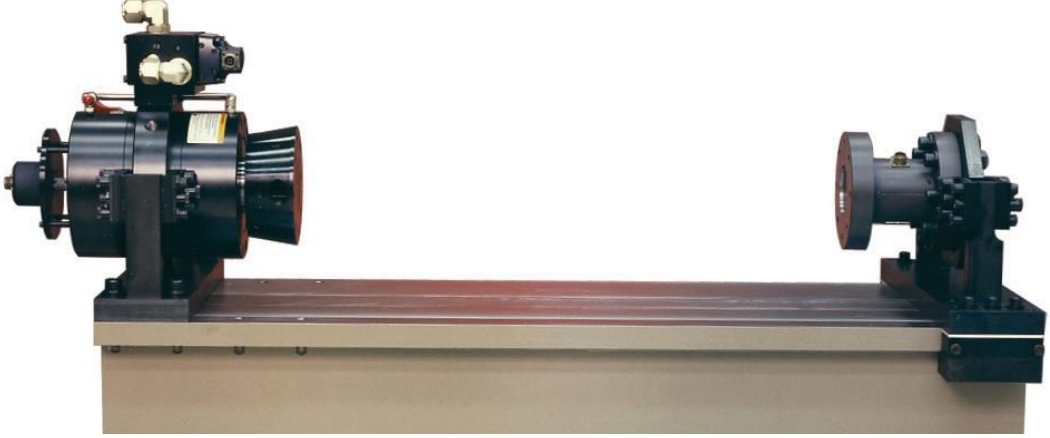


Şekil 4. 35. Hibrit/kompozit numunelerin ölçüleri

4.3.4. Deneyin Yapılışı

Statik tork deneyleri Aksan Kardan Ltd. Şti.'nde (Ankara Sincan OSB, Kırımhanlığı Sok. No:4) bulunan MTS marka burulma yorulma test cihazında yapılmıştır (Şekil 4. 36).

Üretilen ve deney cihazına bağlanmaya hazır hale getirilen hibrit/Al kompozit numuneler her iki uç tarafından 20mm çene içerisine girecek şekilde test cihazına bağlanmıştır. Numuneler $0,1666^{\circ}/\text{sn}$ burulma hızıyla, açı kontrollü olarak burulma deneyine tabi tutulmuş (Şekil 4. 37), hasarın oluştuğu (Şekil 4. 38, Şekil 4. 39) burulma açısı ve buna karşılık gelen tork değerleri elde edilmiştir.



Şekil 4. 36. MTS 215 burulma yorulma cihazı



Şekil 4. 37. Burulma makinesine bağlanmış hibrit/Al kompozit şaft numunesi



Şekil 4. 38. Burulma sonucu hasara uğramış hibrit/Al kompozit şaft numunesi

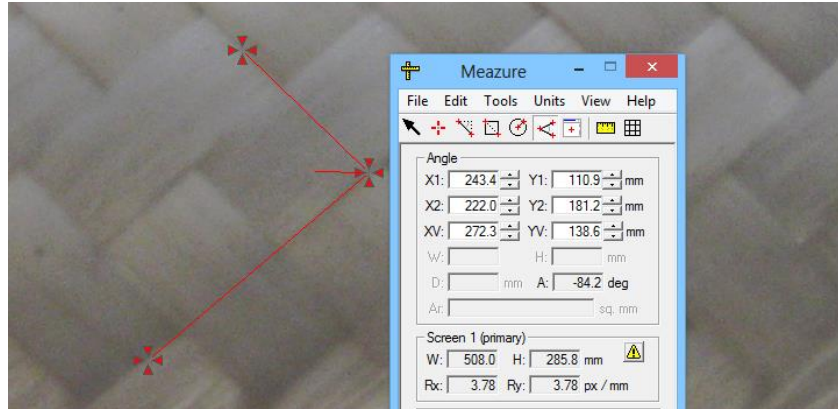


Şekil 4. 39. Burulma sonucu hasara uğramış numuneler

4.4. Sonuçlar ve Tartışma

Hazırlanan tüm numuneler aynı şartlar altında teste tabi tutularak her biri için açı-tork bilgileri anlık olarak kaydedilmiş, daha sonra bu veriler grafikler haline dönüştürülerek karşılaştırma ve yorum yapma imkânı sağlanmıştır.

Karşılaştırmalar üretim yöntemi ve kompozit tabakaların istif sırası düzenine göre yapılmıştır. Çalışmada saç örgüsü şeklinde dokunmuş hortum (braided sleeves) şeklinde elyaflar kullanıldığı için elyaf açıları istif sırasına göre değişmektedir. Alüminyum borunun üzerine yerleştirilen ilk tabaka elyafların açısı daha küçükken, üst tabakalardaki elyafların açıları artan çapa bağlı olarak artmaktadır. Özellikle sonlu elemanlar (FE-finite element) modelinin oluşturulmasında önemli olmasından dolayı bu açılar elyaf cinsi ve istif sırasına göre tek tek ölçülerek belirlenmiştir. Şekil 4. 40'da 4 kat cam elyaf tabakasının elyaf açısı ölçümü görülmektedir. Tablo 4. 7'de ise şaft konfigürasyonu ve istif sırasına göre numuneler üzerinden yapılan ölçümler sonucu elde edilen ortalama elyaf açıları verilmektedir.



Şekil 4. 40. 4 kat cam elyaf tabakasının elyaf açısı ölçümü

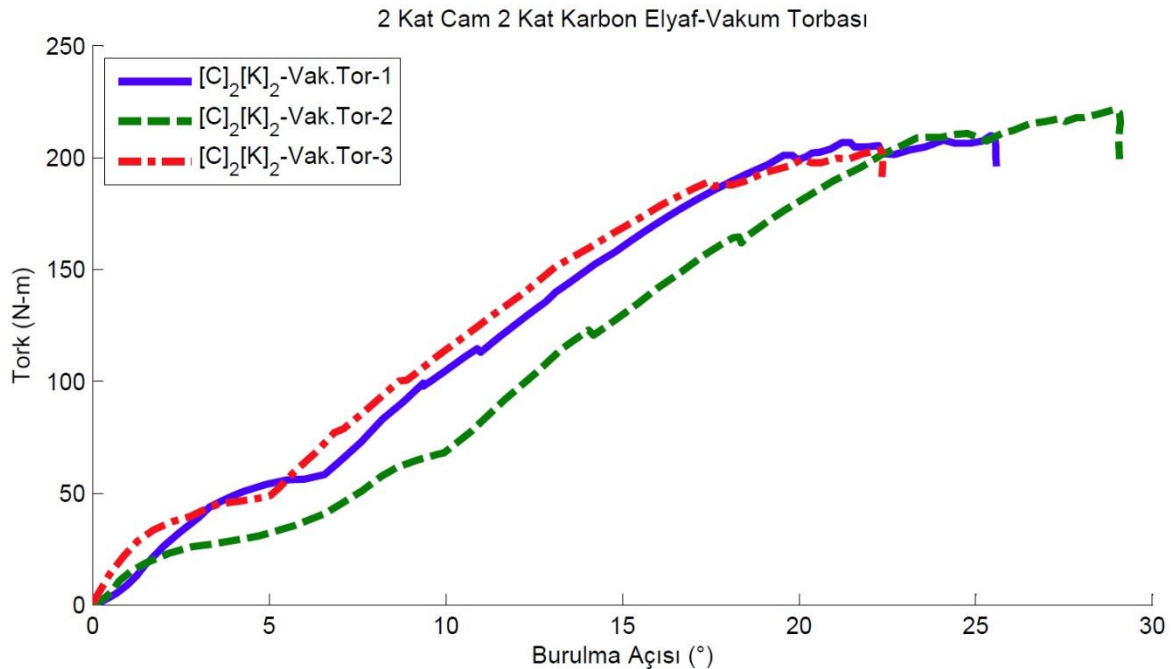
Tablo 4. 7. İstif düzenine göre elyaf açıları

İstif Sırası	4 Kat Karbon [K] ₄		4 Kat Cam [C] ₄		2 Kat Karbon + 2 Kat Cam [K] ₂ [C] ₂		2 Kat Cam + 2 Kat Karbon [C] ₂ [K] ₂	
	E.Cinsi	Açı(°)	E.Cinsi	Açı(°)	E.Cinsi	Açı(°)	E.Cinsi	Açı(°)
1. Kat	Karbon	± 33	Cam	± 38	Karbon	± 33	Cam	± 38
2. Kat	Karbon	± 33,5	Cam	± 40	Karbon	± 33,5	Cam	± 40
3. Kat	Karbon	± 34	Cam	± 41	Cam	± 41	Karbon	± 34
4. Kat	Karbon	± 34,5	Cam	± 42	Cam	± 42	Karbon	± 34,5

4.4.1. Vakum Torbalama Yöntemi ile Üretilen Numunelerin Sonuçları

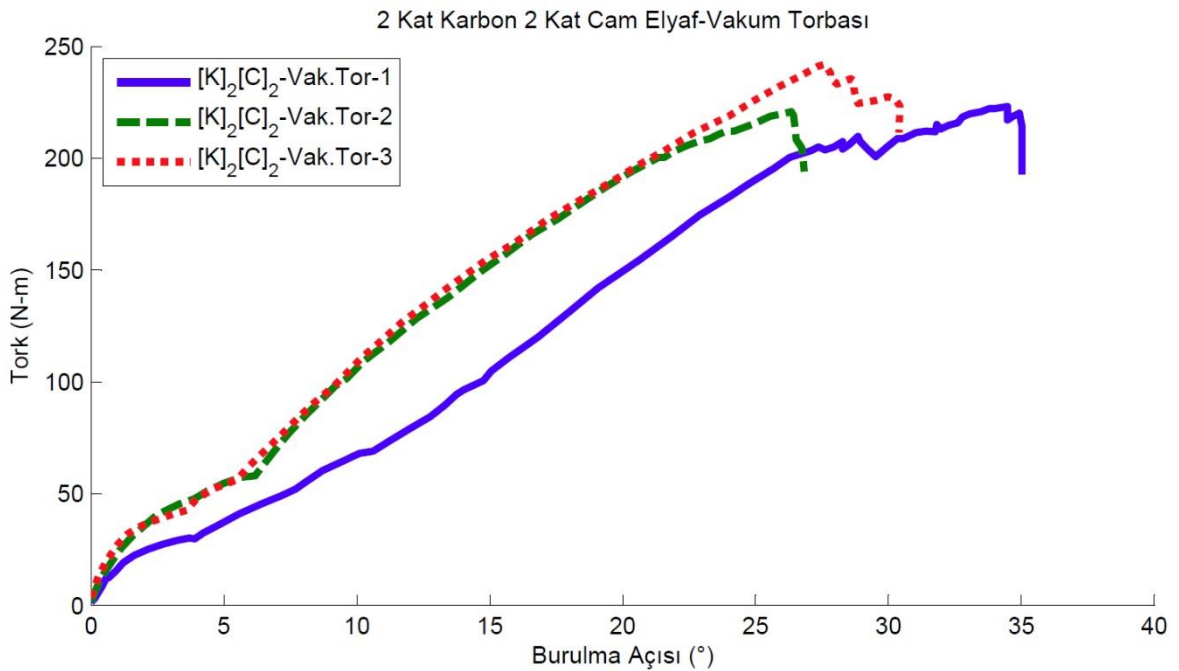
Şekil 4. 41’de vakum torbalama yöntemi ile üretilen ve içten dışa doğru 2 kat cam elyaf üzerine 2 kat karbon elyaf dizilimine sahip şaft numunelerinin tork-burulma açısı grafikleri verilmektedir. Grafikteki eğrilerde genel olarak iki farklı eğim bölgesi olduğu görülmektedir. Yaklaşık olarak ilk 2-3°’lik burulmanın gerçekleştiği tork yüklemesinde Al boru ve kompozit tabakalarının birlikte hareket etmesinden dolayı eğimi daha yüksek bir eğri görülmektedir. Artan yüklemeye bağlı olarak Al boru ile kompozit tabaka arasında ayrılma meydana gelmekte ve sonrasında tüm tork yükünü kompozit tabakaları taşımaktadır.

Aynı istif sıralamasına sahip üç numuneden iki tanesi bir birine çok benzer davranış sergilemiştir. Deney cihazına bağlantıyı sağlayan tutucu uçlarda meydana gelen sıyrılma sonucu oluşan birkaç derecelik açı kayması göz ardı edilirse 1 ve 3 numaralı numunelerin eğrilerinin hemen hemen aynı karakteristikte olduğu söylenilebilir. 2 numaralı numunenin ise ilk yüklemelerde tutma-bırakma ve tekrar tutma-bırakma şeklinde bir davranış sergilediği görülmektedir. Bunun da muhtemelen numune ile deney cihazı arasındaki kaymalardan olduğu düşünülmektedir. Numunelerin tork kapasiteleri ve burulma açıları Tablo 4. 9’da görülmektedir.



Şekil 4. 41. [C]₂[K]₂ elyaf diziliminde, vakum torbalama yöntemi ile üretilen şafta ait tork-açı grafiği

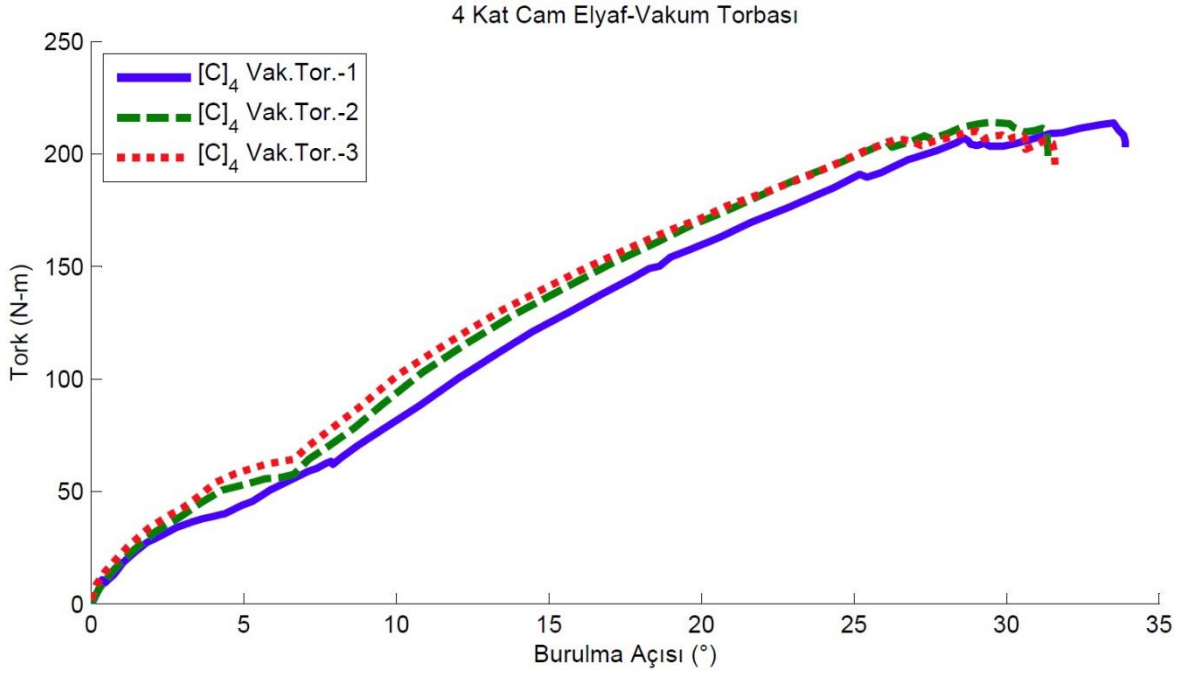
Şekil 4. 42’de vakum torbalama yöntemi ile üretilen ve içten dışa doğru 2 kat karbon elyaf üzerine 2 kat cam elyaf dizilimine sahip şaft numunelerinin tork-burulma açısı grafikleri verilmektedir. Burada da 2 ve 3 numaralı numunelere ait eğrilerin neredeyse birebir aynı karakteristikte ilerlediği görülmektedir. Muhtemel üretim hatalarından dolayı 3 numaralı numunenin biraz daha düşük yükleme ve burulma açısında hasara uğradığı görülse de deneysel çalışmalarda, hele hele kompozit malzeme kullanılarak yapılan bir çalışmada bu farklılıkların olması kaçınılmazdır. 1 numaralı numune en büyük burulma açısına sahip olmuştur fakat yoğun düzensizliklerin başladığı ve eğrinin son kısmındaki eğimin düşüş gösterdiği bölgeye bakıldığında hasarın her üç numune için de aynı burulma derecelerinde başladığı söylenebilir. Numunelerin tork kapasiteleri ve burulma açıları Tablo 4. 9’da görülmektedir.



Şekil 4. 42. [K]₂[C]₂ elyaf diziliminde, vakum torbalama yöntemi ile üretilen şafta ait tork-açı grafiği

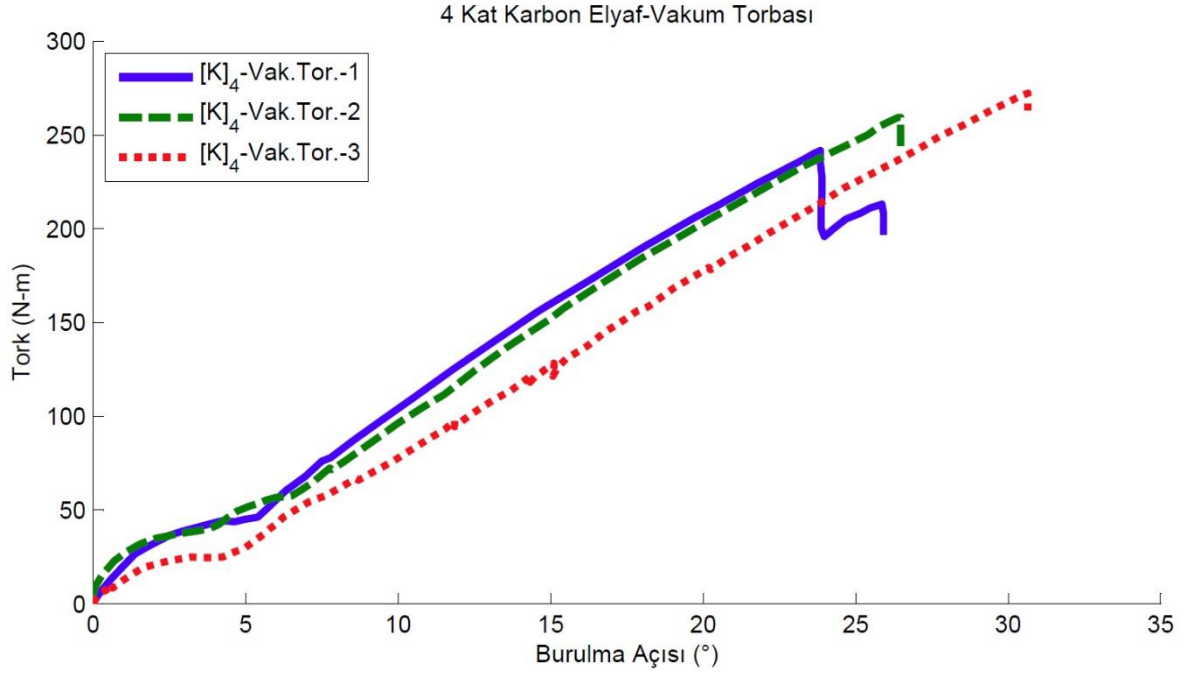
Şekil 4. 43’de vakum torbalama yöntemi ile üretilen 4 kat cam elyaf dizilimine sahip numunelerin tork-burulma açısı eğrileri görülmektedir. Her üç deney numunesi de bir biriyle oldukça uyumlu sonuçlar vermiştir. Burada da diğer numunelerde olduğu şekilde numuneler arasında ufak sapmalar olmuştur fakat özellikle 2 ve 3 numaralı numunelerin eğrileri çok iyi örtüşmektedir. Tutucu uçlardaki muhtemel kaymalardan dolayı 3 numaralı numunenin aynı tork miktarı için diğer iki numuneye göre biraz daha fazla burulmuş olduğu görünse de, bu

kaymaları elimine etmek için eğri birkaç derece kadar sola kaydırıldığında tork kapasiteleri ve burulma açıları arasında önemli bir fark olmadığı ortaya çıkmaktadır. Numunelerin tork kapasiteleri ve burulma açıları Tablo 4. 9’da görülmektedir.



Şekil 4. 43. [C]₄ elyaf diziliminde, vakum torbalama yöntemi ile üretilen şafta ait tork-açı grafiği

Şekil 4. 44’de vakum torbalama yöntemi ile üretilen 4 kat karbon elyaf dizilimine sahip numunelerin tork-burulma açısı eğrileri görülmektedir. 1 ve 2 numaralı numunelere ait eğriler birbirleri ile uygunluk içerisinde bir davranış göstermektedir. Muhtemelen matris kaynaklı bir kusur nedeniyle 2 numaralı numune 2 numaralı numuneye göre biraz daha erken hasara uğramıştır, eğer bu kusur olmasaydı 1 numaralı numuneye ait eğrinin 2 numaralı numuneye ait eğriyi takip etmesi beklenebilirdi. 3 numaralı numuneye ait eğriye bakıldığında diğer iki eğriden biraz farklı bir ilerleme gösterdiği görülmektedir. Bunun da muhtemelen tutucu açlarda meydana gelen kayma sonucu oluştuğunu söylemek mümkündür. 3 numaralı numuneye ait eğri birkaç derece sola kaydırılarak bu hatadan arındırılırsa diğer iki eğri ile uyumlu bir hale gelecektir. Numunelerin tork kapasiteleri ve burulma açıları Tablo 4. 9’da görülmektedir.



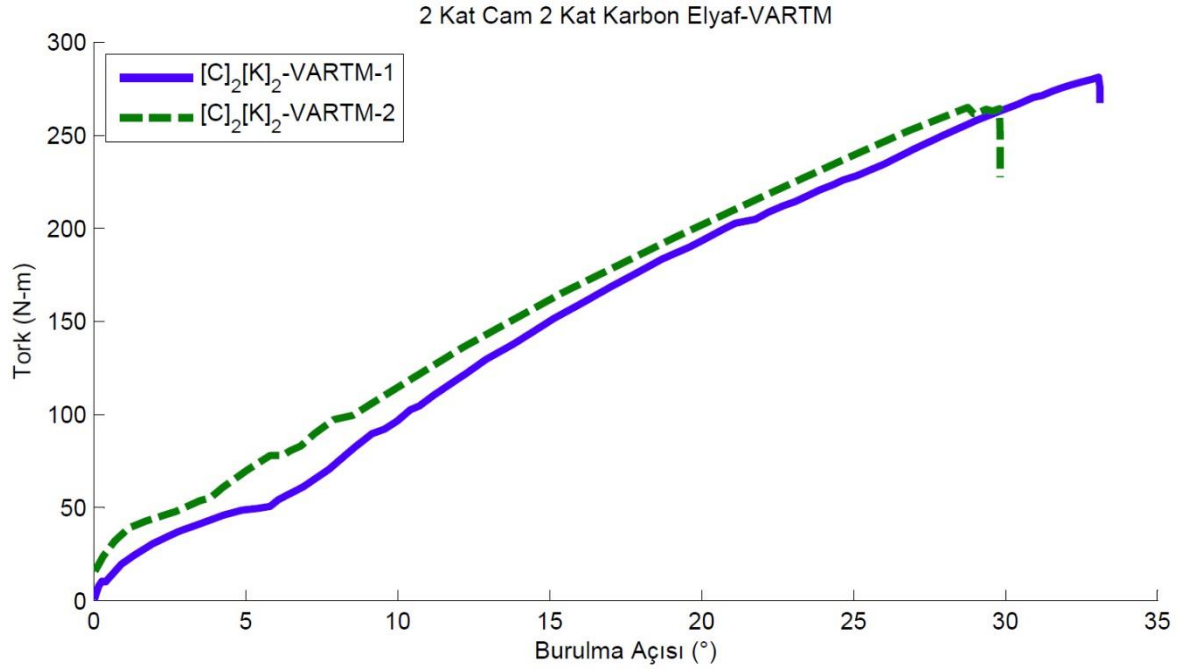
Şekil 4. 44. [K]₄ elyaf diziliminde, vakum torbalama yöntemi ile üretilen şafta ait tork-açı grafiği

4.4.2. VARTM Yöntemi ile Üretilen Numunelerin Sonuçları

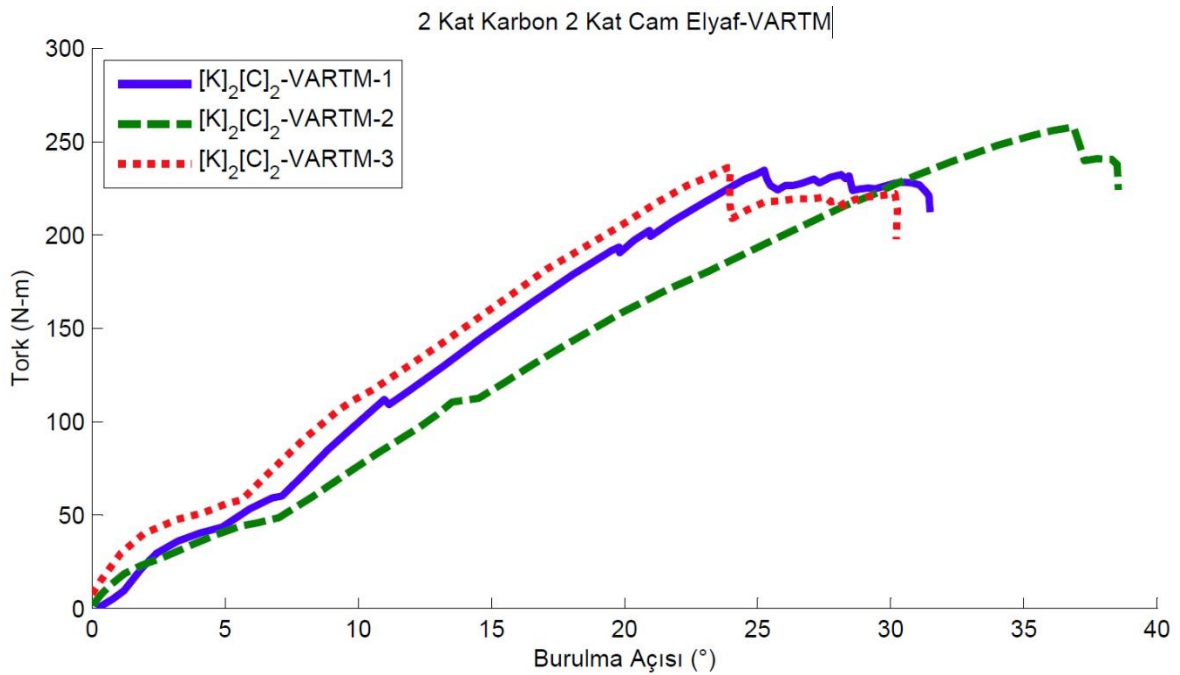
VARTM yöntemi ile üretilen numunelerin statik burulma testlerinde, vakum torbalama yöntemi ile üretilen numunelere benzer sonuçlar elde edilmiştir. Numunelerin test cihazına bağlantısını sağlayan tutucu uçlar ile tutucu çeneler arasında kaymanın meydana gelmesinden dolayı VARTM numunelerinin tork-burulma açısı grafiklerinde de zaman zaman düzensizlikler oluşmuştur. Bununla birlikte, grafiklerin son kısımlarında, testin sonlanmasına yakın meydana gelen düzensizliklerin söz konusu kaymalardan değil, kompozit şaftın hasara uğramakta olmasından dolayı olduğunun bilinmesi gerekir.

[C]₂[K]₂ diziliminde VARTM yöntemi ile üretilen şaftların tork-burulma açısı grafiği Şekil 4. 45 ile verilmektedir. Grafikte yaklaşık 50 Nm tork yüklemesine kadar azalmakta olan eğim, Al tüp ile kompozit tabakaların birbirinden ayrılmasını takiben sabit kabul edilebilecek bir eğimle ilerlemektedir. Bu durum Şekil 4. 46'da verilen [K]₂[C]₂, Şekil 4. 47'de verilen [C]₄ ve Şekil 4. 48'de verilen [K]₄ elyaf dizilimlerine sahip VARTM numunelerinde de görülmektedir. Tork kapasitesi açısından bakıldığında VARTM numunelerinin genel olarak vakum torbalama yöntemi ile üretilen şaftlara kıyasla daha yüksek değerler sunduğu görülmektedir (Tablo 4. 9). Bunun en büyük sebebinin üretim sırasında elyaf-matris arayüzeyinin daha iyi oluşturulması ve matris içerisinde daha az

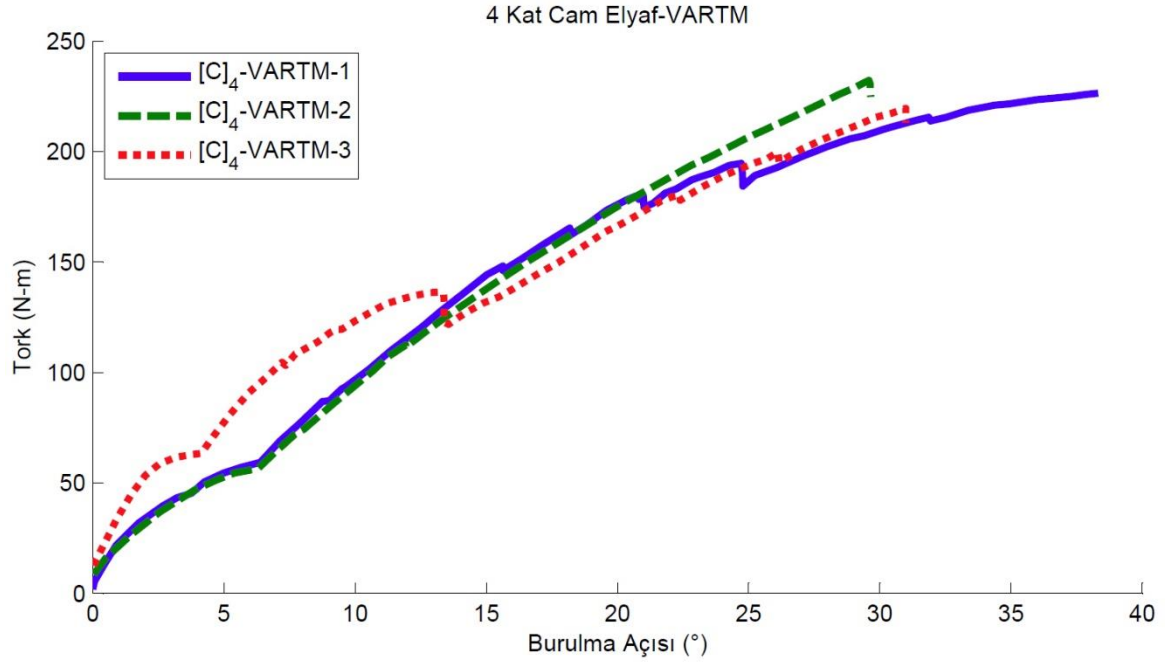
boşlukların kalması olduğu söylenebilir. Buna ilaveten, vakum torbalama yönteminde fırça ile reçine sürülmesi esnasında sebep olunan elyafların yönlenmesindeki kaymaların, VARTM yönteminde daha az veya hiç oluşmadığı da düşünülebilir.



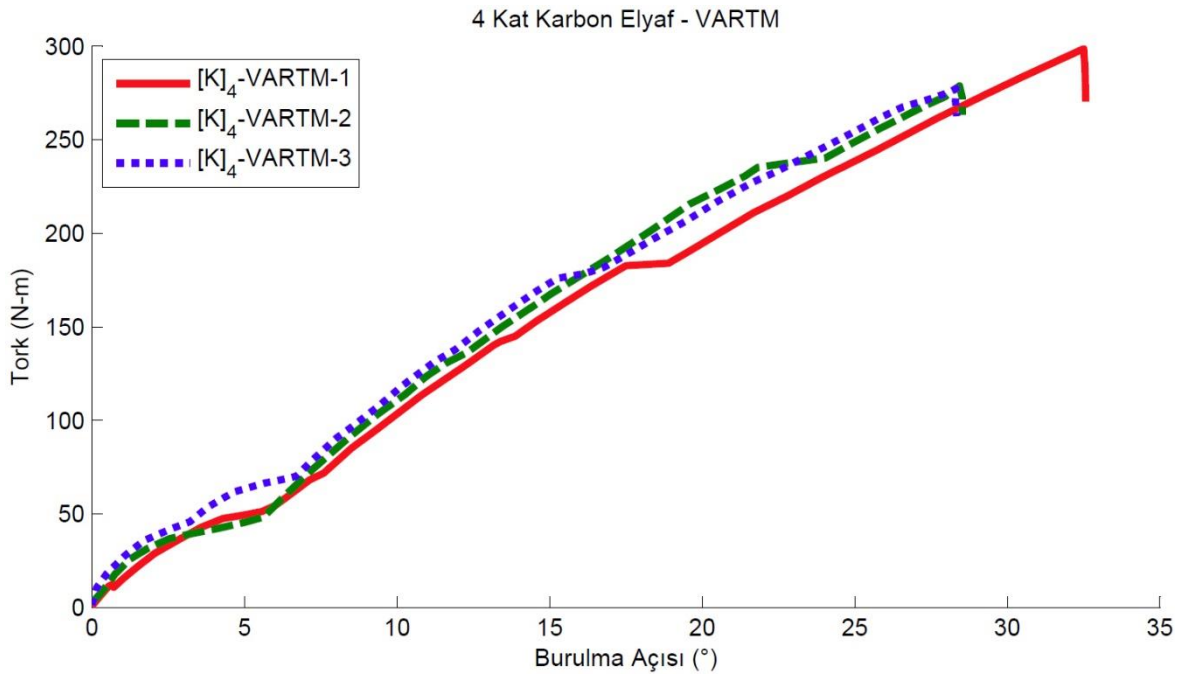
Şekil 4. 45. [C]₂[K]₂ elyaf diziliminde, VARTM yöntemi ile üretilen şafta ait tork-açı grafiği



Şekil 4. 46. [K]₂[C]₂ elyaf diziliminde, VARTM yöntemi ile üretilen şafta ait tork-açı grafiği



Şekil 4. 47. [C]₄ elyaf diziliminde, VARTM yöntemi ile üretilen şafta ait tork-açı grafiği

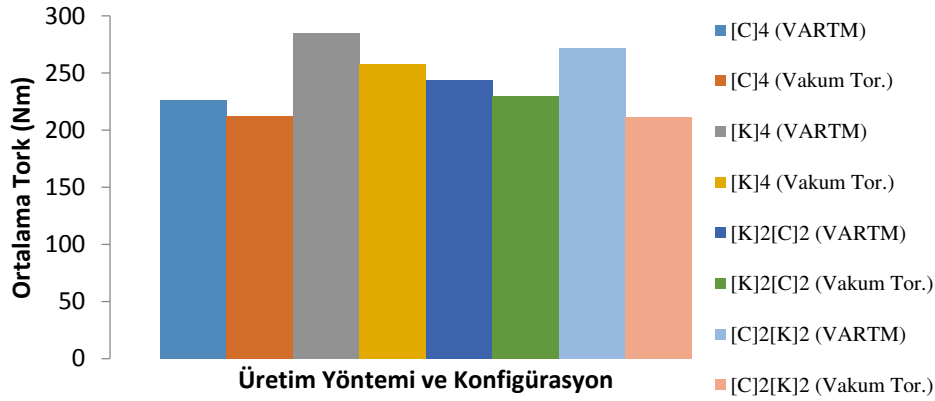


Şekil 4. 48. [K]₄ elyaf diziliminde, VARTM yöntemi ile üretilen şafta ait tork-açı grafiği

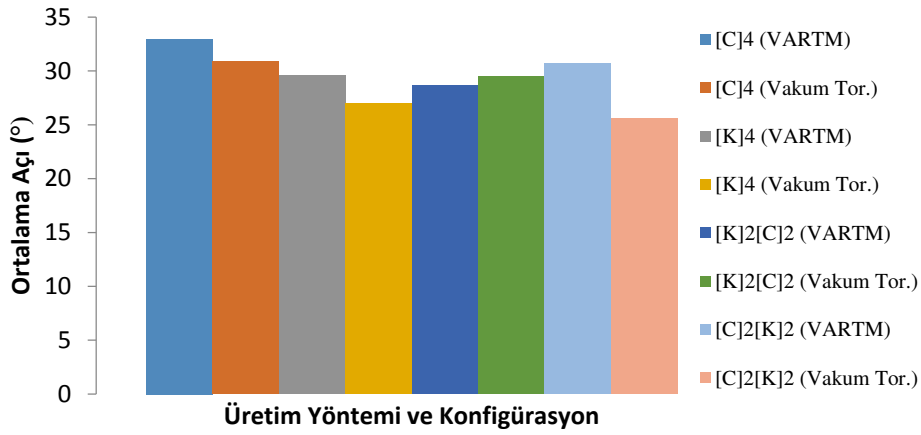
4.4.3. Deneysel Çalışma Genel Sonuçlar

Deney çalışmaları sonrası elde edilen ortalama tork kapasitesi ve ortalama burulma açıları verilerine göre (Şekil 4. 49, Şekil 4. 50) üretim yöntemleri arasında kıyaslama yapılırsa VARTM metodu ile üretilen numunelerin, aynı dizilimde fakat vakum torbalama yöntemi ile üretilmiş olanlara göre daha üstün oldukları hemen göze çarpmaktadır. Buradan VARTM metodu ile elyafların daha iyi ıslatıldığı ve böylece daha iyi bir tutunma sağlayan matrisin elde edildiği sonucu çıkartılabilir. Çünkü bilindiği gibi elyaf destekli kompozitlerde matrisin en önemli görevlerinden birisi yükü elyafların üzerine eşit olarak dağıtmaktır. Ayrıca matris ile takviye elemanı (burada cam veya karbon elyaf) arasında iyi bir ara yüzey oluşması da kompozitin performansı açısından önemli bir husustur.

VARTM yöntemi ile üretimde iyi bir ürün elde edebilmek için vakum gücü yüksek bir pompa kullanılması, sistemin kalıbın her yerine reçineyi ulaştıracak ve her noktada etkin bir vakum gücü oluşturacak şekilde tasarlanması gereklidir. Özellikle en azından bir boyutu diğerlerine göre oldukça büyük olan ürünlerin üretiminde bu durum dikkate alınarak uygun reçine besleme ve vakum uçları teşkil edilmelidir.



Şekil 4. 49. Ortalama tork değerleri için VARTM ve vakum torbalama üretim yöntemlerinin kıyaslanması



Şekil 4. 50. Ortalama burulma açısı değerleri için VARTM ve vakum torbalama üretim yöntemlerinin kıyaslanması

Tablo 4. 9’da tüm numuneler için hasara uğradığı açı ve tork kapasiteleri görülmektedir. Tamamı karbon elyaflardan oluşan ve VARTM yöntemi ile üretilen numuneler, tüm numuneler içerisinde en yüksek tork kapasitesine sahip olmuştur. Karbon elyafın çekme mukavemeti ve elastisite modülü göz önüne alındığında bu sonucun beklenen bir sonuç olduğu açıktır. En yüksek hasar açısı ise tamamı cam elyaftan üretilen şaftlarda gerçekleşmiştir. Bunun sebebi olarak ise cam elyafın elastisite modülünün karbon elyafa göre daha düşük olması gösterilebilir. Çalışmada cam elyaf olarak E-Camı, karbon elyaf olarak ise yüksek modüllü karbon elyaf kullanılmıştır. Tablo 4. 8’de çeşitli karbon elyaflar ve E-camı için çekme mukavemetleri, elastisite modülleri ve kopma uzaması verilmektedir.

Daha önce de bahsedildiği gibi burulmaya maruz kalan bir mil veya şaft üzerinde en yüksek gerilmeler dış yüzeyde gerçekleşir ve merkeze doğru yaklaştıkça bu gerilmeler azalır. Bu nedenle yüksek gerilmelerin olduğu dış yüzeye yakın kısımları daha yüksek dayanımlı fakat daha pahalı olan karbon elyafla, gerilmelerin nispeten daha düşük olduğu iç kısımları ise daha düşük dayanımlı cam elyafla takviye etmenin tasarım ve maliyet açısından daha uygun olabileceği düşünülmüştür. Bu fikirle tasarlanan içten dışa doğru 2 kat cam elyaf ve üzerine 2 kat karbon elyaf takviyesi ile üretilen numunelerin deney sonuçları bu fikri doğrular nitelikte sonuçlar vermiştir. Özellikle VARTM metodu ile üretilen 2cam+2karbon elyaf numunelerinin sonuçları tamamı karbon elyaf ile takviye edilen numunelere oldukça yakın olmuştur.

İçten dışa doğru 2 kat karbon elyaf ve üzerine 2 kat cam elyaf hibritlenmesinin ise tamamı cam elyaftan oluşan numunelere göre kayda değer bir artış sağlamadığı görülmüştür.

Bunun sebebi olarak, zaten yüksek gerilmeler sonucu dış yüzeyde bulunan cam elyaflarda meydana gelen hasar sonrası azalan kesite bağlı olarak iç yüzeydeki karbon elyafların yükü taşıyamaması düşünülmektedir.

Yapılan çalışmalar sonucu elde edilen bulgular şu şekilde özetlenebilir;

- Aynı konfigürasyonlardaki iki kompozit malzeme için mekanik özellikler bakımından VARTM metodu ile üretim, vakum torbalama yöntemi ile üretime göre daha iyi sonuçlar vermektedir. Buradan VARTM yöntemi ile daha iyi bir matrisin elde edilebildiği sonucu çıkartılabilir.
- Burulmaya maruz kalan mil veya şaftlarda maliyet ve performans kriterleri açısından değerlendirildiğinde tabakalı kompozit yapılarda hibritleme oldukça büyük faydalar sağlayabilmektedir. Burada dikkat edilmesi gereken husus gerilmenin büyük olduğu bölgelerde yüksek dayanımlı, düşük olduğu bölgelerde ise daha düşük dayanımlı takviye elemanlarının seçilmesidir.
- Tabakalı kompozit yapıda üretilen şaftların sonlu elemanlar analizinde 2-boyutlu *Shell* yapısının kullanılması kabul edilebilir sonuçlar vermektedir. Önemli olan nokta malzemelerin mekanik özelliklerinin doğru olarak tespit edilmesi ve modellemenin doğru yapılmasıdır.

Tablo 4. 8. E-camı ve çeşitli karbon elyaflar için bazı mekanik özellikler. [134]

	Çekme (MPa)		E (GPa)		Uzama (%)	
	Min	Max	Min	Max	Min	Max
Karbon Elyaf (Standart Kalite)	1400	4930	265		0,6	2,1
Karbon Elyaf (Orta Seviye E)	2200	7060	265	320	0,85	2,4
Karbon Elyaf (Yüksek E)	1500	5520	320	440	0,49	1,83
Karbon Elyaf (Ultra Yüksek E)	1860	4410	440	966	0,2	1,0
E-Camı	1900	2600	73		3,2	

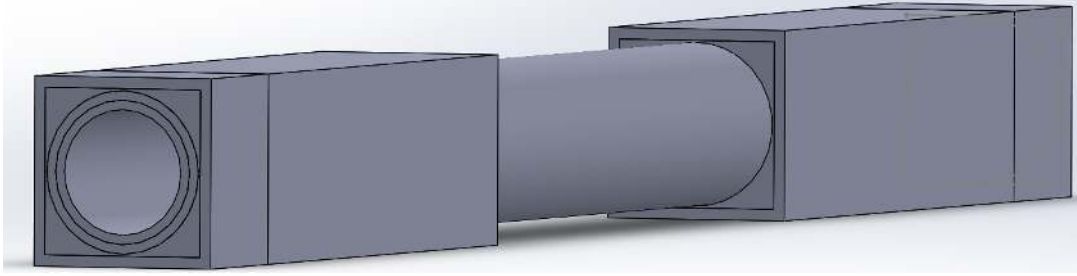
Tablo 4. 9. Hibrit/Al kompozit şaft numunelerinin hasar açısı ve tork kapasitesi

Konfigürasyon	1. Numune		2. Numune		3. Numune	
	Açı°	Tork (Nm)	Açı°	Tork (Nm)	Açı°	Tork (Nm)
[C] ₂ [K] ₂ (Vakum Tor.)	25,5	209	22,3	204	29	221
[K] ₂ [C] ₂ (Vakum Tor.)	34,5	223	27,7	242	26,2	224
[C] ₄ (Vakum Tor.)	29,1	210	33,4	214	30,1	214
[K] ₄ (Vakum Tor.)	26,5	259	35,7	273	23,9	242
[C] ₂ [K] ₂ (VARTM)	28,7	264	32,7	279	-	-
[K] ₂ [C] ₂ (VARTM)	36,9	258	23,9	237	25,2	235
[C] ₄ (VARTM)	38,1	226	29,6	232	38,7	218
[K] ₄ (VARTM)	31,8	298	27,8	278	27,4	274

4.5. Kompozit Şaftların Sonlu Elemanlar Modellemesi ve Analizi

4.5.1. Geometrik Model

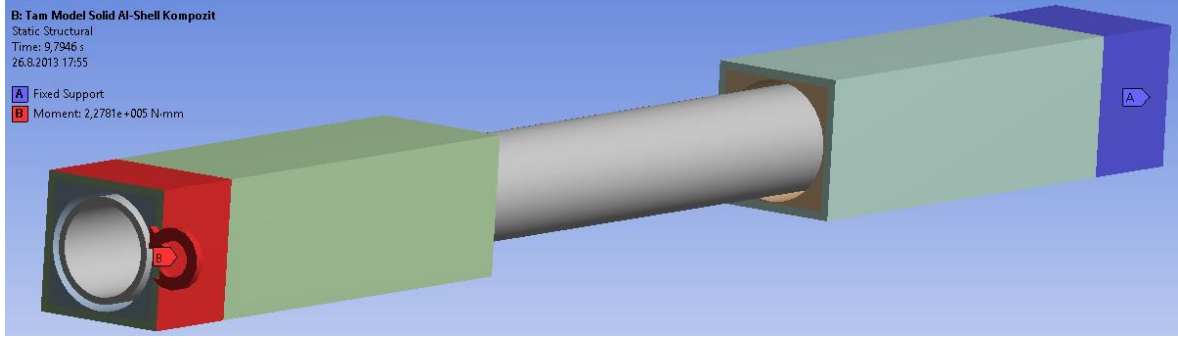
Deney numuneleri ile aynı ölçülerdeki katı modeller SolidWorks paket programı kullanılarak modellenmiştir (Şekil 4. 51). Bu modellerin oluşturulması sırasında, burulma açısının şaftların boyuna bağlı bir özellik olması sebebiyle ölçülerde olabildiğince hassas olmaya çalışılmıştır. Deney numuneleri üzerinden farklı yerlerden kumpas yardımı ile alınan ölçülere göre modelleme yapılmıştır. Elyaf açıları, her bir tabaka için deney numunesindeki açılar ölçülerek elde edilerek Tablo 4. 7’deki şekilde tüm FE modelleri için ayrı ayrı belirtilerek problemin geometrik tanımı yapılmıştır.



Şekil 4. 51. SolidWorks programı ile oluşturulan 3-B katı model

4.5.2. Sınır Şartları

SolidWorks programı ile hazırlanan 3-boyutlu katı modeller ANSYS Workbench programına aktarılarak burulma hali problemi modellenmiştir. Tıpkı deneysel çalışmada olduğu gibi numuneler bir uçtaki tutucu aparatın 20 mm uzunluğunda bir kısmından mesnetlenerek 3 ekseninde de dönme ve doğrusal hareket yapmaması için sabitlenmişlerdir. Diğer tutucu ucun yine 20 mm’lik kısmından ise tork uygulaması yapılmıştır. Numunelerin mesnetleme ve yükleme durumunu gösterir örnek Şekil 4. 52’de görülmektedir.



Şekil 4. 52. FE modelinin burulma halindeki mesnet ve yük durumu

Sonlu eleman modelinde kompozit tabakalar 2-boyutlu, *shell* olarak modellenmiştir. Toplamda 4'er kat olarak uygulanan elyaf giydirme işlemi için $+0$ ve -0 açılı elyafları temsilen 8 tabaka kompozit tanımlanmıştır. Tanımlama; tabaka kalınlığı, elyaf açısı ve malzeme özellikleri şeklinde yapılmıştır.

4.5.3. Yaklaşım

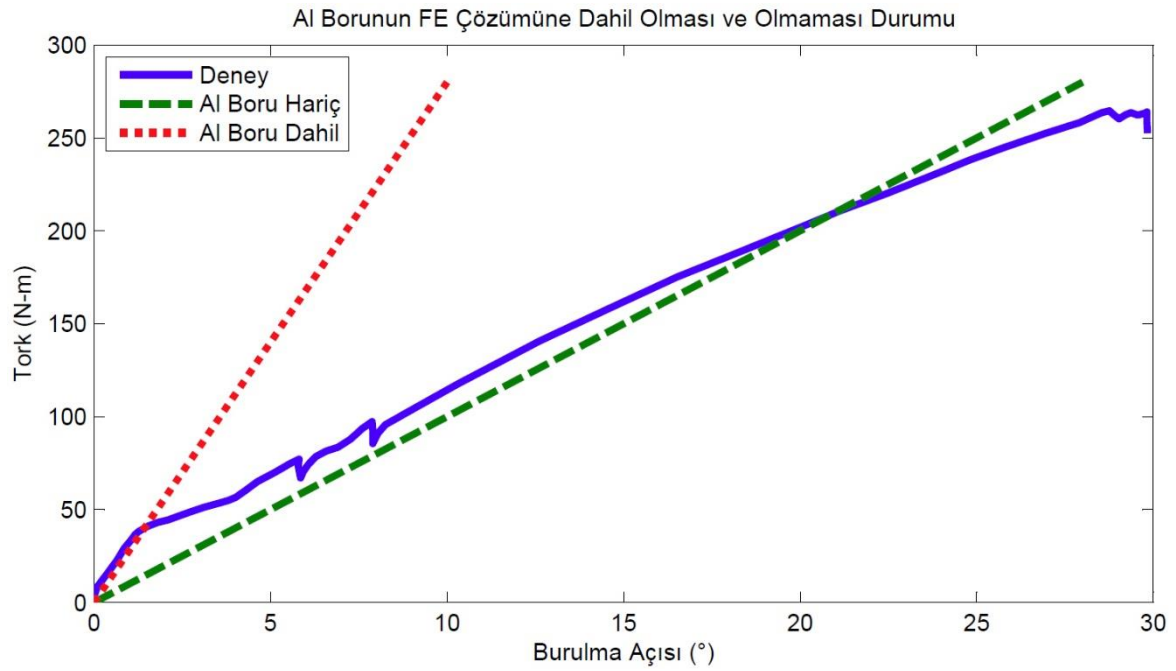
Alüminyum boru ilk etapta modele dâhil edilmiş fakat deney sonuçları ile FE analizi sonuçları karşılaştırıldığında büyük bir tutarsızlık olduğu görülmüştür. Deney numunesinin erişebildiği en yüksek tork ve o anki burulma açısı ile karşılaştırıldığında FE modelinin aynı yükteki burulma açısının çok küçük olduğu belirlenmiştir. Bunun sebebi olarak burulma anında belirli bir seviyeye ulaşan Al boru –kompozit tabaka arasındaki kesme kuvvetleri sonucu ayrılmanın gerçekleştiği ve sonrasında deney numunesinin tutucu uçlarının, torku Al boruya aktaramaması olduğu düşünülmüştür. Tork - burulma açısı grafiklerine bakıldığında da bu durum açıkça görülmektedir. Şekil 4. 53'deki grafikte deney numunesini temsil eden eğrinin yaklaşık ilk 2° 'lik burulmadaki eğiminin yüksek olması Al boru ve kompozit tabakanın birlikte hareket ettiğini göstermektedir. Burulmanın artmasıyla Al boruya tork aktarımı hızla azalarak ortadan kalkmakta ve eğrinin eğimi azalmaktadır. Bu sebeple sonlu eleman modellerinde Al boru modele dâhil edilmemiştir.

Diğer tüm bileşenler 3-boyutlu olarak modellenmiştir. Bileşenler arasında kontak yüzeyleri *bonded* olarak tanımlanmış, tam bir tutunma olduğu varsayılmıştır. Kare profilden yapılan tutucu uçlar ve bu tutucu uçların yapıştırılmasında kullanılan epoksi reçine ile Al boru için malzeme özellikleri ANSYS Workbench kütüphanesinden çağrılmıştır. Karbon ve cam elyaf takviyeli kompozit malzeme için mekanik özellikler, şaftların üretiminde kullanılan kompozit bileşenlerinden hazırlanan numuneler üzerinden deneysel olarak elde

edilmiş, FE çözümünde bu değerler kullanılmıştır. Hesaplamalarda kullanılan kompozit malzeme özellikleri Tablo 4. 10'da verilmektedir.

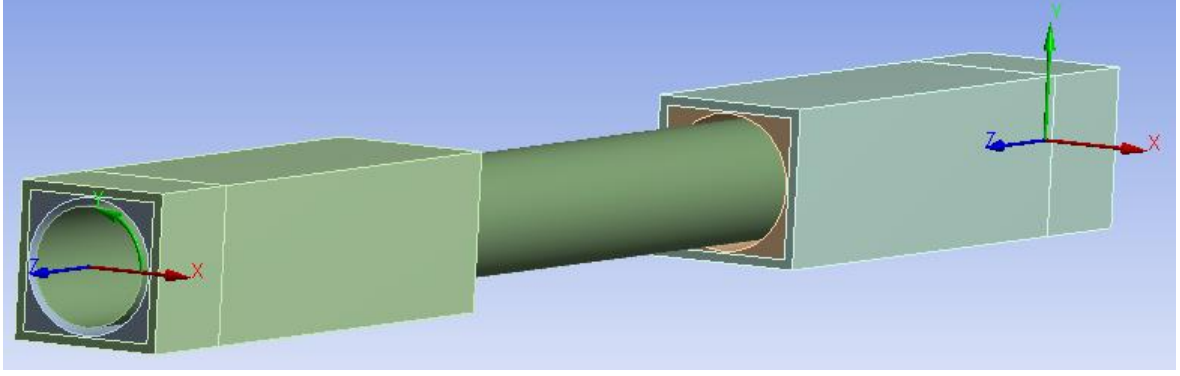
Tablo 4. 10. Cam ve karbon elyaf destekli kompozit malzemelerin mekanik özellikleri

Malzeme	$E_1=E_2$ (GPa)	E_3 (GPa)	G_{12} (GPa)	$G_{13}=G_{23}$ (GPa)	ν_{12} (GPa)	$\nu_{13}=\nu_{23}$ (GPa)	ρ (g/cm ³)
Karbon Elyaf Kompozit	32,7	6,33	2,33	2,550	0,33	0,24	1,60
Cam Elyaf Kompozit (E Camı)	20,0	6,64	2,04	2,592	0,28	0,28	1,74



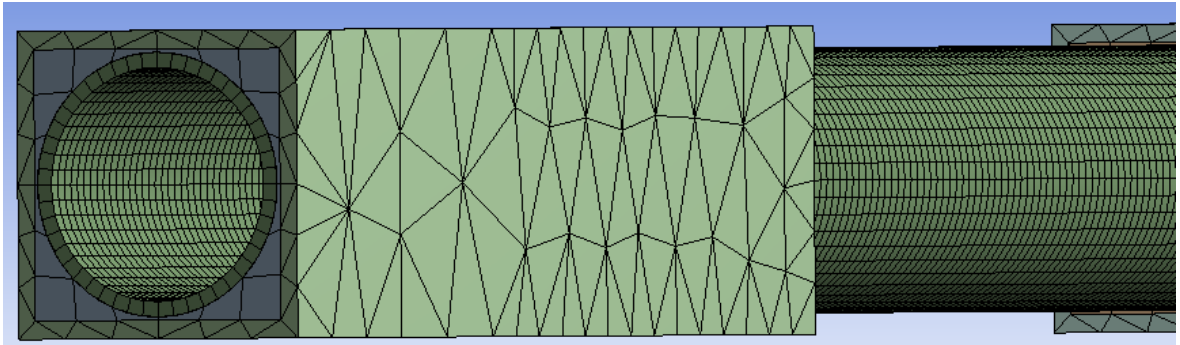
Şekil 4. 53. Al borunun çözüme dâhil olması ve olmaması durumlarının deneysel sonuç ile kıyaslanması

Analizi yapılan numune silindirik olduğu için sonlu elemanlar çözümü de silindirik koordinat eksenleri kullanılarak yapılmıştır. Bunun için problemin oluşturulması esnasında yeni koordinat sistemi eklenerek gerekli tanımlamalar yapılmıştır. Şekil 4. 54'de hem kartezyen hem de silindirik koordinat sistemlerine ait eksen takımları görülmektedir. Çözüm sonrası elde edilen gerilme ve yer değiştirme miktarları bu silindirik koordinat sistemine göre değerlendirilmiştir.



Şekil 4. 54. Sonlu eleman modeli üzerinde tanımlanmış koordinat sistemleri eksen takımları

Sonlu elemanlar analizinin yapısı gereği geometriyi oluşturan parçaların sonlu sayıda küçük parçalara ayrılması gerekir. Buna *mesh*’leme denilmektedir. İki sonlu eleman parçacığının birleştiği yapı ise *node* (düğüm) olarak adlandırılır. Bu çalışmada yapılan sonlu elemanlar analizinde kompozit tabakaların meshlenmesinde eleman boyu 1.25 mm olan “*quadratik*” elemanlar kullanılmıştır. Diğer bileşenlerin mesh işlemi analiz yazılımı tarafından otomatik olarak yapılmıştır (Şekil 4. 55). Tablo 4. 11’de sonlu eleman modelini oluşturan bileşenlere ait eleman ve düğüm sayıları verilmektedir.



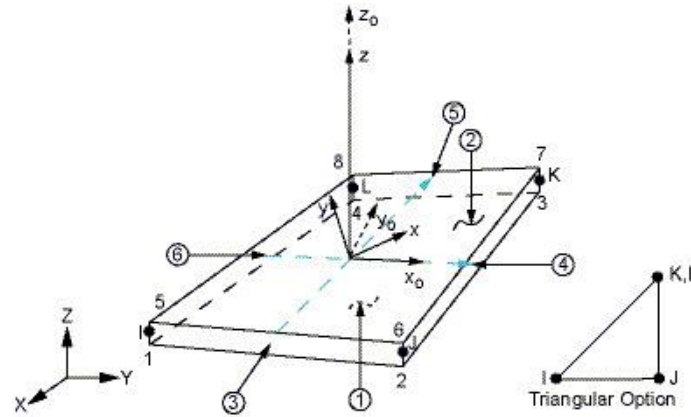
Şekil 4. 55. Sonlu elemanlar modeli mesh yapısı

Tablo 4. 11. Sonlu elemanlar modelinin eleman ve düğüm sayıları

Bileşen	Eleman sayısı	Düğüm Sayısı
Tutucu Uç-1	1147	2490
Tutucu Uç-2	1146	2438
Epoksi-1	520	3740
Epoksi-2	520	3740
Kompozit Tabaka	11520	11568

FE çözümünde kullanılan eleman tipleri ANSYS Workbench programı tarafından otomatik olarak atanmıştır. Kontak çiftleri için CONTA174 ve TARGE170, 3-boyutlu izotropik katı olarak modellenen tutucu uçlar ve epoksi reçine için sırasıyla SOLID187 ve SOLID186 elemanları kullanılmıştır. Shell olarak modellenen kompozit şaft için kullanılan eleman tipi SHELL181 olmuştur.

SHELL181 elemanı kısmen ince shell (kabuk) yapıların analizi için uygun bir eleman tipidir. Her biri altı serbestlik derecesine sahip dört düğüm noktalı bir elemandır. Düğüm noktalarının X, Y, Z doğrultularında öteleme ve X, Y, Z eksenleri etrafında dönme kabiliyeti vardır. SHELL181 elemanı kompozit kabuk veya sandviç yapılar gibi tabakalı uygulamaların modellenmesinde kullanılabilir. Doğrusal büyük rotasyonlar ve/veya büyük gerilmelerin olduğu doğrusal olmayan uygulamalar için oldukça uygun bir elemandır. SHELL181 elemanının geometrik yapısı ve düğüm noktaları Şekil 4. 56'da verilmektedir.



Şekil 4. 56. SHELL181 elemanının geometrik görünüşü ve düğüm noktaları [96].

Deneyssel olarak çalışılan her bir numunenin sonlu eleman modeli oluşturulmuştur. Oluşturulan modellere, test cihazında yapılan statik tork burulması deneyinde ulaşıtları en yüksek tork kadar tork uygulanmıştır. Mesnet noktalarından moment reaksiyonlarına bakılarak uygulanan tüm torkun mesnetlere etki edip etmediği kontrol edilmiştir. Modellerin tork uygulanan uçları tarafında kompozit tabakaların y-ekseni yönündeki deplasmanları okunmuş, bu değerler;

$$\theta = \frac{360.Def_y}{\pi.D} \quad 4.1$$

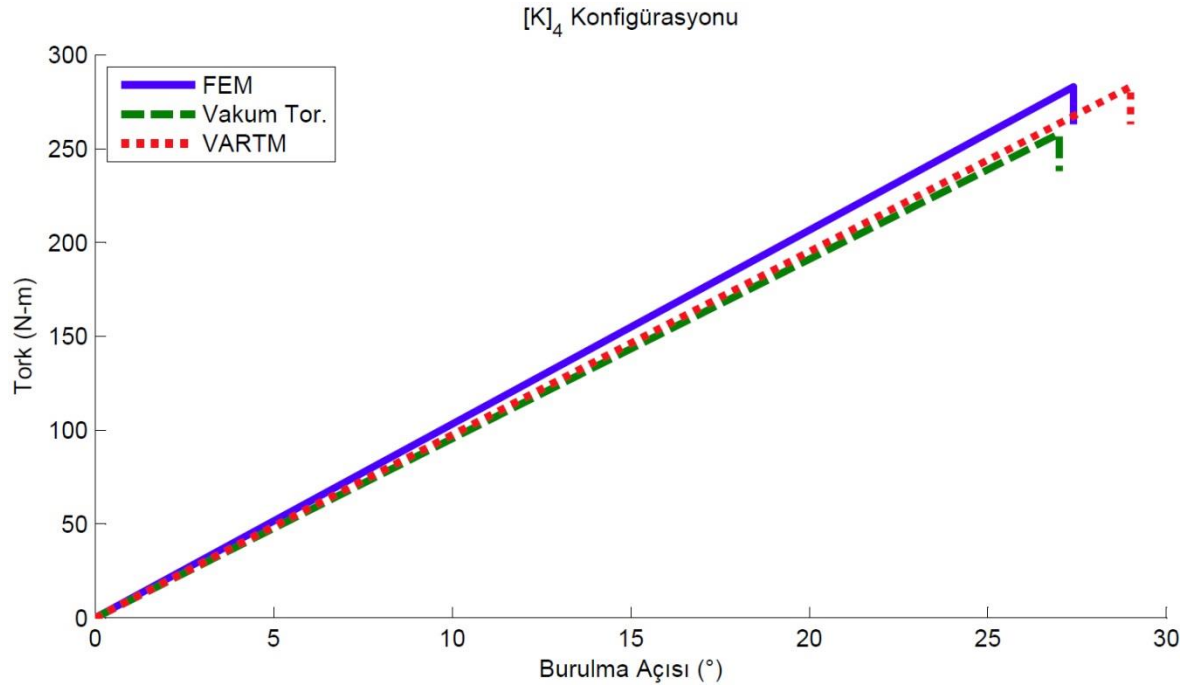
4.1 eşitliği kullanılarak derece cinsinden açıya çevrilip burulma açıları tespit edilmiştir. Bu sayede sonlu elemanlar modelinin analizi ile tork-burulma açısı eğrileri elde

edilmiştir. Elde edilen bu eğriler ile deneysel eğriler bir grafik üzerinde birleştirilerek kıyas yapılmıştır. İki farklı üretim yöntemi ve dört farklı elyaf dizilim sırasına göre farklı gruplarda deneysel olarak elde edilen değerlerin, kendi grubu içerisinde aritmetik ortalaması alınarak FE yaklaşımı ile uygunluğu araştırılmıştır.

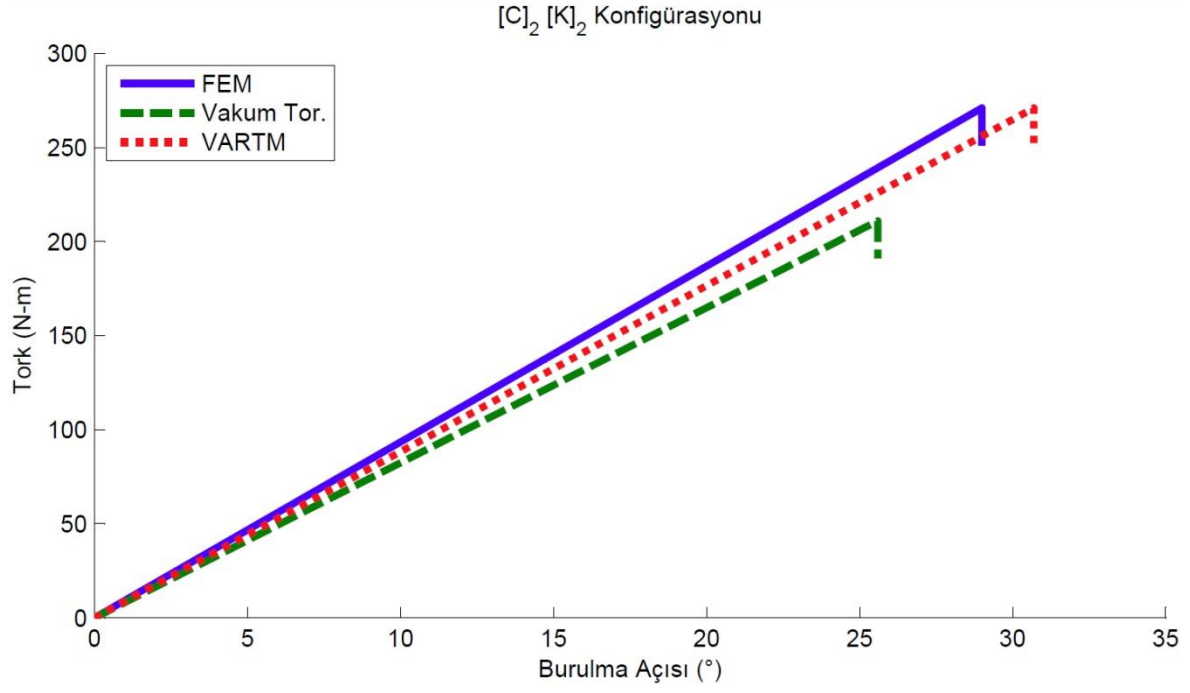
4.5.4. Sonlu Elemanlar Analizinin Sonuçları ve Değerlendirme

Sonlu elemanlar analizlerinin sonuçları, deneysel olarak elde edilmiş olan burulma açısı-tork değerlerinin ortalaması ile kıyaslanmıştır ve oldukça uygun oldukları görülmüştür (Şekil 4. 57, Şekil 4. 58, Şekil 4. 59, Şekil 4. 60). VARTM yöntemi ile üretilen numuneler, FE çözümüne daha yakın sonuçlar vermişlerdir. Buradan, üretim yöntemi olarak vakum torbalama yöntemine kıyasla VARTM yöntemi ile ideale daha yakın üretimin gerçekleştirildiği görülmüştür.

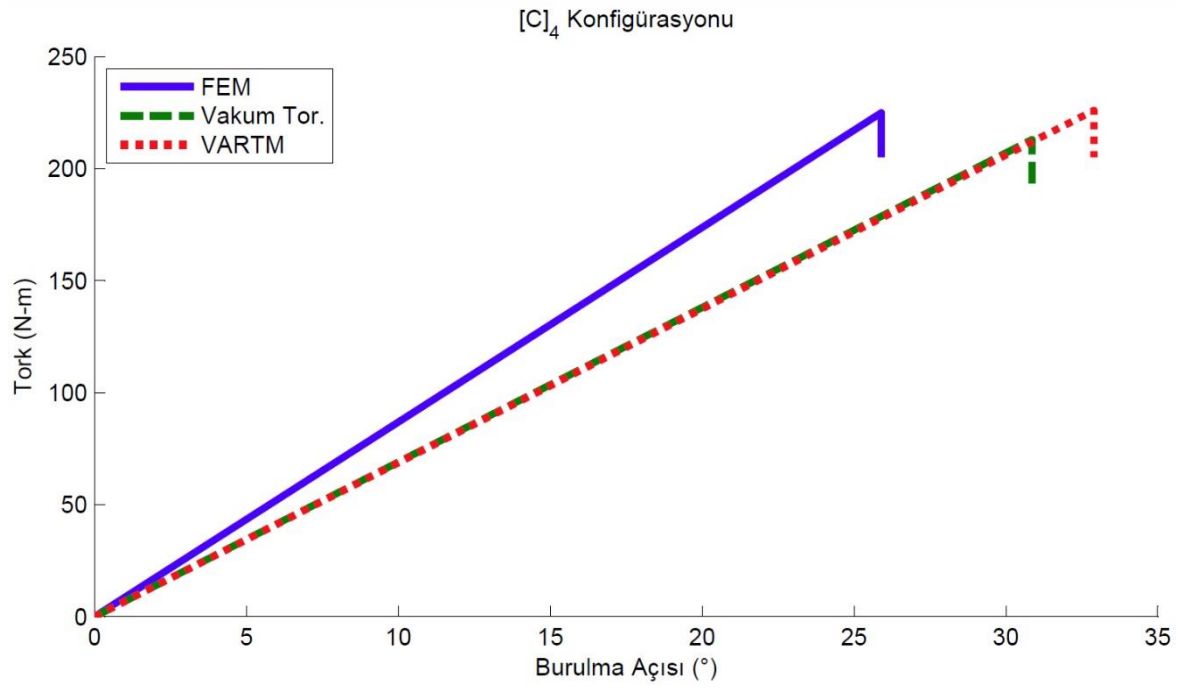
Sonlu elemanlar analizinde iyi yaklaşımlar elde etmenin başlıca kriterlerinden birisi malzeme özelliklerinin iyi belirlenerek analize dahil edilmesi, bir diğeri ise problemin tüm fiziksel gerçekliklerine uygun ve kabul edilebilir şekilde modellenmesidir. Tabakalı hibrit kompozit şaftların sonlu eleman analizi için yapılan modelleme ile bu kriterler kabul edilebilir derecede sağlanmıştır.



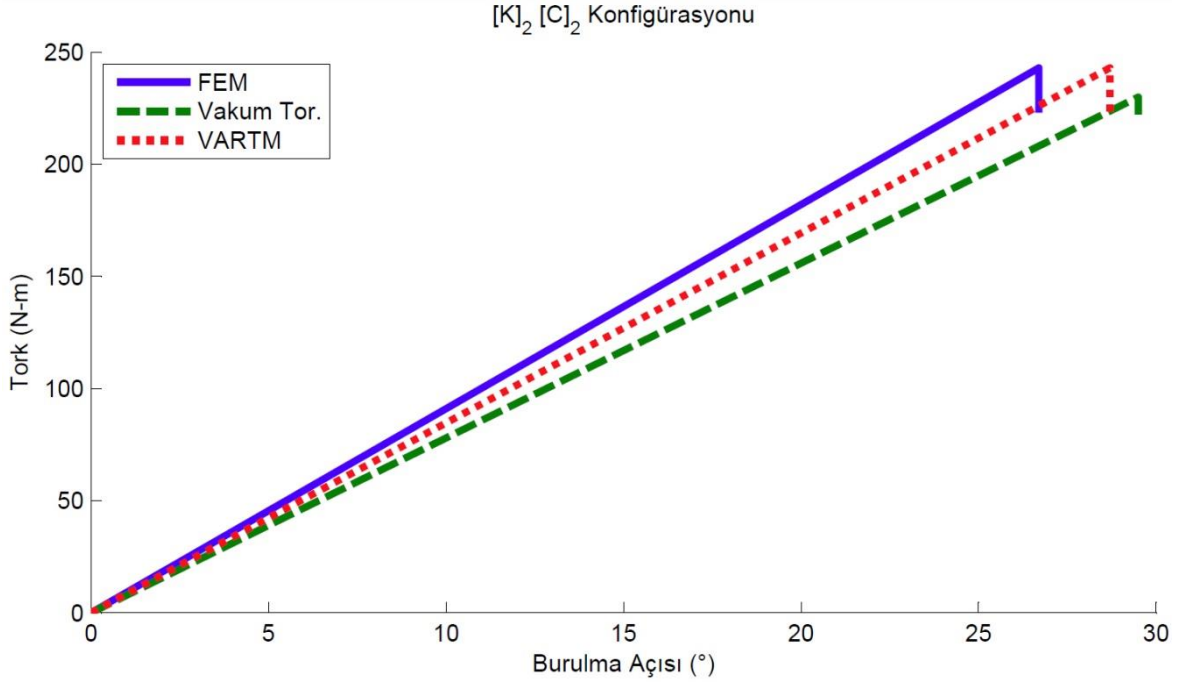
Şekil 4. 57. [K]₄ elyaf dizilimindeki şaftların deneysel ortalamaları ile FE modelinin kıyaslanması



Şekil 4. 58. [C]₂[K]₂ elyaf dizilimindeki şaftların deneysel ortalamaları ile FE modelinin kıyaslanması



Şekil 4. 59. [C]₄ elyaf dizilimindeki şaftların deneysel ortalamaları ile FE modelinin kıyaslanması



Şekil 4. 60. $[K]_2[C]_2$ elyaf dizilimindeki şaftların deneysel ortalamaları ile FE modelinin kıyaslanması

Sonlu elemanlar analizi sonuçları ile deneysel sonuçlar karşılaştırıldığında en yüksek tork kapasitesine karşın burulma açısı miktarının deneysel numunelerde daha fazla olduğu görülmektedir. Deneyden deneye farklılık gösterse de var olan bu durumun ana sebebinin burulma testi sırasında test cihazı ile numunenin tutucu uçları arasında meydana gelen kayma olduğu düşünülmektedir.

4.6. Genel Sonuçlar

Kompozit aftların üretimi için VARTM (Vakum Yardımı ile Reçine Transferi Kalıplama) ve vakum torbalama yöntemi olmak üzere iki farklı üretim yöntemi kullanılmış ve değişik elyafların (cam ve karbon) kullanımı ile bu elyafların hibritlenmesinin mekanik özellikler üzerine etkisi deneysel ve numerik modelleme (sonlu elemanlar) olarak araştırılmıştır.

- Elde edilen deney sonuçlarına göre, aynı elyaf düzenindeki iki farklı mil için VARTM yöntemi ile üretilen numunenin vakum torbalama yöntemi ile üretilene kıyasla daha iyi burulma torku kapasitesi sunduğu görülmüştür. Vakum torbalama yönteminin temelde elle üretim esasına dayanması nedeniyle farklılıklar arz etse de bu kapasite artışının % 6 ile % 28 arasında değiştiği sonucu elde edilmiştir.
- Üretim maliyetlerinin düşürülmesi amacıyla elyaf diziliminde uygulanan hibritleme başarılı sonuçlar vermiştir. Yüksek gerilmelerin oluştuğu dış yüzeye yakın kısımda karbon, daha düşük gerilmelerin oluştuğu iç kısımda ise cam elyaf kullanılarak üretilen millerin, tümü karbon elyaf kullanılarak üretilen millere oldukça yakın sonuçlar sergilediği görülmüştür. Tamamı karbon elyaf kullanılarak ([K]₄)VARTM yöntemi ile üretilen miller ortalama 285 Nm tork kapasitesi sunarken, aynı yöntemle üretilen [C]₂[K]₂ elyaf dizilimindeki hibrit numuneler ortalama 272 Nm tork kapasitesi ile yaklaşık % 5 daha düşük dayanımına karşın maliyette % 50'ye yakın iyileşme sağlamıştır. Böylece yükleme şartları göz önünde tutularak yapılacak uygun hibritleme ile fiyat/performans oranı yüksek kompozitlerin üretilebileceği sonucu elde edilmiştir.

retimi yapılarak statik burulma mukavemetleri deneysel olarak belirlenen aftların mevcut konfigürasyonlara uygun olarak sonlu elemanlar modelleri oluşturulmuştur. Oluşturulan sonlu elemanlar modelinin gerçek deneysel numuneler ile oldukça iyi bir uyum içerisinde olduğu görülmüştür. VARTM yöntemi ile üretilen numuneler daha az i kusurlar içermesi bakımından ideale daha yakın özellikte oldukları için, sonlu eleman modeli czmlerine, vakum torbalama yöntemi ile üretilen numunelere oranla daha yakın değerler elde edilmiştir. Bununla birlikte sürekli elyaf takviyeli tabakalı kompozit yapıların 2-boyutlu *shell* olarak modellenmesi ile burulma halindeki içi boş bir milin sonlu eleman modelinin oluşturulabileceği ve elde edilen sonuçların deneysel veriler ile büyük bir uyum içinde olduğu sonucu elde edilmiştir.

5. BÖLÜM: ÖNERİLER ve İLERİ ÇALIŞMALAR

Şaft veya miller makine elemanı olarak oldukça yaygın bir kullanıma sahiptir. Literatürdeki mevcut bilgiler, bu ürünün geliştirilmesinden önce hasar sonrasında yapılan hasar analizleri bakımından daha zengin durumdadır. Kompozit şaftlara yönelik yapılan çok sayıda çalışma olsa bile özellikle çelik şaftlar açısından hasar analizi çalışmaları dışında pek fazla çalışmadan söz etmek mümkün görünmemektedir. Yapılan bu çalışma ve buna benzer çalışmalarla endüstriyel öneme sahip bu makine elemanının mevcut ve alternatif malzemeler kullanılarak daha da iyileştirilmesi sağlanabilir.

Çelik şaftlara yönelik çalışmalar için bazı öneriler;

- Çoklu faz olarak üretilen şaftların mikroyapıları X-ışınları difraksiyonu ve TEM gibi daha ileri karakterizasyon yöntemleri ile çalışılabilir. Özellikle indüksiyon ile sertleştirme sonrası elde edilen martenzit yapısının morfolojisi araştırılabilir.
- İndüksiyon ile sertleştirme sonrası elde edilen yapının, martenzit öncesi oluşturan yapı ile ilişkisi belirlenmelidir. Dönüşüm öncesi mevcut bulunabilecek çoklu faz, ıslahlı, perlitik gibi yapılar ve indüksiyon ile dönüşen martenzitik yapı arasındaki ilişki araştırılmalıdır.
- Daha yüksek ömre sahip olarak elde edilen çoklu faz yapısındaki şaftların yorulma ömürleri ve yorulma dayanımları detaylı bir şekilde (S-N) araştırılabilir.
- Faz dönüşümlerinin ve ısı genleşmelerin sebep olduğu gerilmeler ile bunların yüzeyde kalıntı gerilme oluşumuna etkisi incelenebilir.

Kompozit şaftlara yönelik çalışmalar için bazı öneriler;

- Sürekli elyaf takviyeli tabakalı kompozit şaftların üretimi için verimli bir seri üretim hattı geliştirilebilir.
- Tüp kısmı kompozit olarak üretilen şaftın uçlarına eklenecek çatal veya kaplinlerin eklenmesi için uygun bir yöntem geliştirilebilir. Bu yöntem şaftın yapısal bütünlüğüne zarar vermeden tork iletimini mümkün kılmalı, bununla birlikte şaftın tümüne kabul edilemez ilave ağırlıklar getirmemelidir.
- Kompozit şaftların yorulma davranışları dinamik olarak incelenebilir.
- Elyaf açısının matraste oluşacak çatlaklara etkisi incelenebilir.

- Kompozit şaftın yüzey pürüzlüğü veya kalitesinin yorulmaya etkisi araştırılabilir.
- Yüksek ve düşük sıcaklık davranışları araştırılabilir.
- Sonlu elemanlar modeli ve analizi için malzeme özellikleri daha hassas bir şekilde belirlenebilir, böylece deneysel sonuçlar ile daha uyumlu analizlerin yapılması sağlanabilir.

Sonlu elemanlar ile yapılan simülasyon çalışmalarında elasto-plastik ve/veya plastik modelleme hem izotropik (çelik şaftların modellenmesi) hem de anizotropik (kompozit şaftların modellenmesi) yapılar için çalışılmalıdır.

KAYNAKLAR

- [1] **Becker WTSRJASMIHC.** 2002. Failure analysis and prevention. ASM International, Materials Park, Ohio.
- [2] **Yaman M.** 2007. Genetik Algoritma ile Kardan Mili Tasarımı. Yüksek Lisans. Gazi Üniversitesi, Ankara.
- [3] www.izafet.com/sstu/313289-saft-saftnedir-hakkında.html 2012, posting date. [Online.]
- [4] **Çalık A.** 1997. Dolgu Kaynağı Yapılmış Millerin Yorulma Ömrünün Deneysel Olarak Araştırılması. Yüksek Lisans Tezi. Fırat Üniversitesi, Elazığ.
- [5] **Bayrakçeken H, Tasgetiren S, Aksoy F.** 2007. Failures of single cylinder diesel engines crank shafts. *Engineering Failure Analysis* **14**:725-730.
- [6] **Das G, Sinha An, Mishra SK, Bhattacharya DK.** 1999. Failure analysis of counter shafts of a centrifugal pump. *Engineering Failure Analysis* **6**:267-276.
- [7] **Parida N, Tarafder S, Das SK, Kumar P, Das G, Ranganath VR, Bhattacharya DK.** 2003. Failure analysis of coal pulverizer mill shaft. *Engineering Failure Analysis* **10**:733-744.
- [8] **Topbaş MA.** 1998. Çelik ve Isıl işlem El Kitabı, İstanbul.
- [9] **Ranganath VR, Das G, Tarafder S, Das SK.** 2004. Failure of a swing pinion shaft of a dragline. *Engineering Failure Analysis* **11**:599-604.
- [10] **Smoljan B.** 2006. Prediction of mechanical properties and microstructure distribution of quenched and tempered steel shaft. *Journal of Materials Processing Technology* **175**:393-397.
- [11] **Chuang JH, Tsay LW, Chen C.** 1998. Crack growth behaviour of heat-treated 4140 steel in air and gaseous hydrogen. *International Journal of Fatigue* **20**:531-536.
- [12] **ASM.** Metals Hand Book, vol. 4-Heat Treating.
- [13] **Asi O.** 2006. Fatigue failure of a rear axle shaft of an automobile. *Engineering Failure Analysis* **13**:1293-1302.
- [14] **Huda Z.** 2005. Reengineering of heat-treatment system for axle-shaft of racing cars. *Materials & Design* **26**:561-565.
- [15] **Göken J, Bergmann K, Baetz W, Steinhoff K.** 2006. Functional gradation of gear shafts made of cementation steel and its influence on damping and microstructure. *Materials Characterization* **57**:137-149.
- [16] **Yang ZG, Yao G, Li GY, Li SX, Chu ZM, Hui WJ, Dong H, Weng YQ.** 2004. The effect of inclusions on the fatigue behavior of fine-grained high strength 42CrMoVNb steel. *International Journal of Fatigue* **26**:959-966.
- [17] **Pertek A, Kulka M.** 2003. Two-step treatment carburizing followed by boriding on medium-carbon steel. *Surface and Coatings Technology* **173**:309-314.
- [18] **Alsaran A, Karakan M, Çelik A.** 2002. The investigation of mechanical properties of ion-nitrided AISI 5140 low-alloy steel. *Materials Characterization* **48**:323-327.
- [19] **Vogwell J.** 1998. Analysis of a vehicle wheel shaft failure. *Engineering Failure Analysis* **5**:271-277.
- [20] **Tjernberg A.** 2002. Fatigue lives for induction hardened shafts with subsurface crack initiation. *Engineering Failure Analysis* **9**:45-61.
- [21] **Stevenson ME, McDougall JL, Vernon EE, McCall L, Bowman RD.** 2004. Failure analysis in a vehicle accident reconstruction. *JFAP* **4**:49-55.
- [22] **Lin C-Y, Hung J-P, Hsu T-C.** 2008. Failure Analysis of Reverse Shaft in the Transmission System of All-Terrain Vehicles. *JFAP* **8**:75-80.
- [23] **Zappalorto M, Lazzarin P, Yates JR.** 2008. Elastic stress distributions for

- hyperbolic and parabolic notches in round shafts under torsion and uniform antiplane shear loadings. *International Journal of Solids and Structures* **45**:4879-4901.
- [24] **Tseng C-F, Lin W-S.** 2008. The processing and fracture analysis on transmission shafts of a peanut harvester. *Journal of Materials Processing Technology* **201**:374-379.
 - [25] **Yin F, Fatemi A.** 2009. Fatigue behaviour and life predictions of case-hardened steels. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* **32**:197-213.
 - [26] **Marquis G, Socie D.** 2000. Long-life torsion fatigue with normal mean stresses. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* **23**:293-300.
 - [27] **Murakami Y.** 1989. Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions on the Fatigue Strength of Metals. *JSME international journal. Ser. 1, Solid mechanics, strength of materials* **32**:167-180.
 - [28] **McClafflin D, Fatemi A.** 2004. Torsional deformation and fatigue of hardened steel including mean stress and stress gradient effects. *International Journal of Fatigue* **26**:773-784.
 - [29] **Breen D, Wene E.** 1978. *Fatigue in Machines and Structures--Ground Vehicles. Fatigue and Microstructure*:57-99.
 - [30] **Briteen A.** 1994. Fatigue Life Calculation of Surface-Strengthened Components based on Finite Element (FE) Results: Application of the LOCAL STRAIN APPROACH on a TWO LAYER MODEL, p. 61-72, Berechnung im Automobilbau 7 Kongress.
 - [31] **Kaufman RP.** 2002. Static mean stress effects in multiaxial fatigue and their implication on fatigue life predictions of induction hardened shafts cycled in pure torsion. Ph.D. Dissertation. University of Waterloo, Canada.
 - [32] **Cordes T, Lease K.** 1999. *Multiaxial fatigue of an induction hardened shaft. Warrendale, PA: Society of Automotive Engineers, 1999.* 196.
 - [33] **Juvinall RC, Marshek KM.** 1991. *Fundamentals of machine component design.* 2nd ed. John Wiley and Sons, Inc.
 - [34] **Duckworth W, Ineson E.** 1963. The effect of externally introduced alumina particles on the fatigue life of EN 24 steel, clean steel. *Iron Steel Inst.*
 - [35] **Lancha Am, Serrano M, Briceño DG.** 1999. Failure analysis of a condensate pump shaft. *Engineering Failure Analysis* **6**:337-353.
 - [36] **Mashreghi AR, Saberifar S, Hejazi SJ.** 2013. Failure Analysis of a Locomotive Engine Oil Pump Shaft. *JFAP* **13**:470-473.
 - [37] **Moolwan C, Netpu S.** 2013. Failure Analysis of a Two High Gearbox Shaft. *Procedia - Social and Behavioral Sciences* **88**:154-163.
 - [38] **Fuller RW, Ehrgott Jr JQ, Heard WF, Robert SD, Stinson RD, Solanki K, Horstemeyer MF.** 2008. Failure analysis of AISI 304 stainless steel shaft. *Engineering Failure Analysis* **15**:835-846.
 - [39] **Bhattacharyya S.** 2008. Failure analysis of gas blower shaft of a blast furnace. *Engineering Failure Analysis* **15**:349-355.
 - [40] **Praveen Kumar V, Kempulraj G, Albert SK.** 2013. Failure Analysis of Spline Shaft in Beco Lathe. *JFAP* **13**:722-730.
 - [41] **Sinha P, Bhattacharyya S.** 2013. Failure Investigation of Spline-Shaft of an Under Slung Crane. *JFAP* **13**:601-606.
 - [42] **Tawancy HM, Al-Hadhrami LM.** 2013. Failure of a Rear Axle Shaft of an Automobile Due to Improper Heat Treatment. *JFAP* **13**:353-358.
 - [43] **Das G, Ray AK, Ghosh S, Das SK, Bhattacharya DK.** 2003. Fatigue failure of a boiler feed pump rotor shaft. *Engineering Failure Analysis* **10**:725-732.

- [44] **Caballero FG, Bhadeshia HKDH.** 2004. Very strong bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science* **8**:251-257.
- [45] **Shamsaei N, Fatemi A.** 2009. Deformation and fatigue behaviors of case-hardened steels in torsion: Experiments and predictions. *International Journal of Fatigue* **31**:1386-1396.
- [46] **Limodin N, Verreman Y.** 2006. Fatigue strength improvement of a 4140 steel by gas nitriding: Influence of notch severity. *Materials Science and Engineering: A* **435–436**:460-467.
- [47] **Zhang SX.** 2009. double carbo austempering combined with a martensite-producing quench provides plain-carbon and low alloy steel power transmission shafts with a carbon-rich exterior having a martensite and bainite microstructure and a substantially bainite interior; fatigue resistance. Google Patents.
- [48] **Zlateva G, Martinova Z.** 2008. *Microstructure of Metals and Alloys: An Atlas of Transmission Electron Microscopy Images.* Taylor & Francis.
- [49] **Pollack HW.** 1988. *Materials science and metallurgy.* Prentice-Hall.
- [50] **Sarwar M, Priestner R.** 1996. Influence of ferrite-martensite microstructural morphology on tensile properties of dual-phase steel. *Journal of Materials Science* **31**:2091-2095.
- [51] **Chatterjee S, Verma AK, Sharma V.** 2008. Direct-cast dual-phase steel. *Scripta Materialia* **58**:191-194.
- [52] **Saeidi N, Ekrami A.** 2009. Comparison of mechanical properties of martensite/ferrite and bainite/ferrite dual phase 4340 steels. *Materials Science and Engineering: A* **523**:125-129.
- [53] **SUDO M, IWAI T.** 1983. Deformation behavior and mechanical properties of ferrite-bainite-martensite (triphase) steel. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan* **23**:294-302.
- [54] **Akbarpour MR, Ekrami A.** 2008. Effect of ferrite volume fraction on work hardening behavior of high bainite dual phase (DP) steels. *Materials Science and Engineering: A* **477**:306-310.
- [55] **Akbarpour MR, Ekrami A.** 2008. Effect of temperature on flow and work hardening behavior of high bainite dual phase (HBDP) steels. *Materials Science and Engineering: A* **475**:293-298.
- [56] **Ekrami A.** 2005. High temperature mechanical properties of dual phase steels. *Materials Letters* **59**:2070-2074.
- [57] **Valiev R, Langdon T.** 2011. Achieving Exceptional Grain Refinement through Severe Plastic Deformation: New Approaches for Improving the Processing Technology. *Metallurgical and Materials Transactions A* **42**:2942-2951.
- [58] **Jiang ZL, Chen XY, Huang H, Liu XY.** 2003. Grain refinement of Cr25Ni5Mo1.5 duplex stainless steel by heat treatment. *Materials Science and Engineering: A* **363**:263-267.
- [59] **Grange RA.** 1971. The rapid heat treatment of steel. *MT* **2**:65-78.
- [60] **Tsuji N, Saito Y, Lee SH, Minamino Y.** 2003. ARB (Accumulative Roll-Bonding) and other new Techniques to Produce Bulk Ultrafine Grained Materials. *Advanced Engineering Materials* **5**:338-344.
- [61] **Song R, Ponge D, Raabe D, Speer JG, Matlock DK.** 2006. Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels. *Materials Science and Engineering: A* **441**:1-17.
- [62] **Hodgson PD, Hickson MR, Gibbs RK.** 1999. Ultrafine ferrite in low carbon steel. *Scripta Materialia* **40**:1179-1184.

- [63] **Matsumura Y, Nakajima K, Yada H.** 1984. Ferritic steel having ultra-fine grains and a method for producing the same. Google Patents.
- [64] **Tsuji N, Matsubara Y, Saito Y.** 1997. Dynamic recrystallization of ferrite in interstitial free steel. *Scripta Materialia* **37**:477-484.
- [65] **Murty SVSN, Torizuka S, Nagai K, Kitai T, Kogo Y.** 2005. Dynamic recrystallization of ferrite during warm deformation of ultrafine grained ultra-low carbon steel. *Scripta Materialia* **53**:763-768.
- [66] **Baczynski J, Jonas JJ.** 1998. Torsion textures produced by dynamic recrystallization in α -iron and two interstitial-free steels. *Metallurgical and Materials Transactions A* **29**:447-462.
- [67] **Song R, Ponge D, Raabe D.** 2005. Improvement of the work hardening rate of ultrafine grained steels through second phase particles. *Scripta Materialia* **52**:1075-1080.
- [68] **Song R, Ponge D, Raabe D.** 2005. Influence of Mn Content on the Microstructure and Mechanical Properties of Ultrafine Grained C-Mn Steels. *ISIJ International* **45**:1721-1726.
- [69] **Song R, Ponge D, Raabe D.** 2005. Mechanical properties of an ultrafine grained C-Mn steel processed by warm deformation and annealing. *Acta Materialia* **53**:4881-4892.
- [70] **Song R, Ponge D, Raabe D, Kaspar R.** 2005. Microstructure and crystallographic texture of an ultrafine grained C-Mn steel and their evolution during warm deformation and annealing. *Acta Materialia* **53**:845-858.
- [71] **Ueji R, Tsuji N, Minamino Y, Koizumi Y.** 2004. Effect of rolling reduction on ultrafine grained structure and mechanical properties of low-carbon steel thermomechanically processed from martensite starting structure. *Science and Technology of Advanced Materials* **5**:153-162.
- [72] **Tsuji N, Ueji R, Minamino Y, Saito Y.** 2002. A new and simple process to obtain nano-structured bulk low-carbon steel with superior mechanical property. *Scripta Materialia* **46**:305-310.
- [73] **Ueji R, Tsuji N, Minamino Y, Koizumi Y.** 2002. Ultragrain refinement of plain low carbon steel by cold-rolling and annealing of martensite. *Acta Materialia* **50**:4177-4189.
- [74] **Totten GE.** 2006. *Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies*. CRC Press.
- [75] **Sarkar B, Jha BK, Kumar V, Chaudhuri SK, Jha S.** 2005. Development and Characterization of Steel Containing Very Fine Ferrite Grains. *Journal of Materials Engineering and Performance* **14**:219-223.
- [76] **Suh D-W, Cho J-Y, Nagai K.** 2004. Effect of initial grain size of austenite on hot-deformed structure of Ni-30Fe alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A* **35a**:3399-3408.
- [77] **A DS, M B, M KJ.** 2003. Effects of grain size on the properties of a low nickel austenitic stainless steel. *Journal of Materials Science* **38**:4725-4733.
- [78] **Huang CX, Yang G, Deng B, Wu SD, Li SX, Zhang ZF.** 2007. Formation mechanism of nanostructures in austenitic stainless steel during equal channel angular pressing. *Philosophical Magazine* **87**:4949-4971.
- [79] **Ryaposov V, Kleiner LM, Shatsov AA, Noskova EA.** 2008. Formation of grain and lath structure in low-carbon martensitic steels by heat cycling. *Metal Science and Heat Treatment* **50**:435-441.
- [80] **A KO.** 2001. Grain refinement in commercial alloys due to high plastic deformations and phase transformations. *Journal of Materials Processing Technology* **117**:300-

- 306.
- [81] **Mukherjee K, Hazra SS, Militzer M.** 2009. Grain Refinement in Dual-Phase Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A* **40**:2145-2159.
 - [82] **ZRNÍK J, PIPPAN R, SCHERIAU S, CIESLAR M.** 2010. High Pressure Torsion and Its Application for Grain Refinement in Medium Carbon Steel, *Metal-2010*.
 - [83] **Eghbali B, Abdollah-zadeh A.** 2005. The influence of thermomechanical parameters in ferrite grain refinement in a low carbon Nb-microalloyed steel. *Scripta Materialia* **53**:41-45.
 - [84] **Cooper KP, III HNJ.** 2002. Phase transformation-induced grain refinement in rapidly solidified ultra-high-carbon steels. *Metallurgical and Materials Transactions A* **33A**:2789-2799.
 - [85] **Ahmad E, Sarwar M, Manzoor T, Hussain N.** 2006. Ultrafine Grain Refinement in a Low Alloy Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance* **15**:345-348.
 - [86] **Temiz V.** Makine Elemanlarının Sürekli Mukavemete Göre Hesabı. *In* İTÜ (ed.), *Makine Elemanları-I, Ders notu ed*, İstanbul.
 - [87] **Youssefi K.** Fatigue Failure. *In* University SJS (ed.), *Lecture notes ed*.
 - [88] **Ay İ, Sakin R.** 1998. Miller ve akslarda gözlenen yorulma'nın etkisi. *Makine Market*:116-121.
 - [89] **A GR, R SE.** 1965. Method of producing ultrafine grained steel. Google Patents.
 - [90] **Sajjadi SA, Zebarjad SM.** 2007. Isothermal transformation of austenite to bainite in high carbon steels. *Journal of Materials Processing Technology* **189**:107-113.
 - [91] **Hu Y, Zuo X, Li R, Zhang Z.** 2012. Effect of initial microstructures on the properties of Ferrite-Martensite Dual-Phase pipeline steels with Strain-Based design. *Materials Research* **15**:317-322.
 - [92] **Clarke KD, Van Tyne CJ, Vigil CJ, Hackenberg RE.** 2011. Induction Hardening 5150 Steel: Effects of Initial Microstructure and Heating Rate. *Journal of Materials Engineering and Performance* **20**:161-168.
 - [93] **Canale L, Brooks C, Watkins T, Rudnev V.** 2002. The Effect of Prior Microstructure on the Hardness and Residual Stress Distribution in Induction Hardened Steels. *SAE Technical Paper* **2002-01-1411**.
 - [94] **Das D, Chattopadhyay PP.** 2002. Study on the effect of Martensite Morphology on Mechanical Properties of High-Martensite Dual- Phase Steels. *Resurgence of Metallic Materials the Current Scenario* 68-79.
 - [95] **Avner SH.** 1964. Introduction to physical metallurgy. McGraw-Hill.
 - [96] 2012. ANSYS Help. SAS IP, Inc.
 - [97] **ARICASOY O.** 2006. Kompozit Sektör Raporu. İTO.
 - [98] **Enşici A,** posting date. www.turkcadcam.net/rapor/kompozit-malzemeler. [Online.]
 - [99] **Tate JS, Kelkar AD, Kelkar VA.** 2004. Failure analysis of biaxial braided composites under fatigue loading. *European Conference of Fracture* 15th:160-167.
 - [100] **Tate J, Kelkar A, Whitcomb J.** 2006. Effect of braid angle on fatigue performance of biaxial braided composites. *International Journal of Fatigue* **28**:1239-1247.
 - [101] **Tate JSK, A. D.; Rice, J.** 2003. Feasibility study of VARTM manufacturing of carbon biaxial braided composites using EPON 9504 epoxy resin system. *PROCEEDINGS OF THE JAPAN INTERNATIONAL SAMPE SYMPOSIUM*; 2; :1145-1148.
 - [102] **Portnov GG.** 1997. Evaluating the potential use of composites in ship shafting 3. Efficient design of the intermediate shaft of ship shafting. *Mechanics of Composite Materials* **33**:46-56.

- [103] **Sapuan SM, Hamouda AMS, Sahari BB, Mutasher SA.** 2007. Static and dynamic characteristics of a hybrid aluminium/composite drive shaft. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications **221**:63-75.
- [104] **Kulakov VL, Panfilov NA, Portnov GG.** 1995. Evaluating the possibilities for the use of composites in ship shaftlines. I. Analysis of the Loads and the Stress State of Composite Shafts. Mekh. Kompoz. Mater. **6**:797-807.
- [105] **Kulakov VL, Panfilov NA, Pormov GG.** 1996. Evaluating the possibilities for the use of composites in ship shaftlines. 2. Theoretical study of the fracture toughness threshold and load-carrying capacity of laminated composites $[0^\circ/\pm\phi]$ loaded in shear and uniaxial tension or compression in the reinforcement plane. *ibid* **32**:53-64.
- [106] **Spencer B, McGee.** 1985. Advance composites, Dearborn, MI.
- [107] **Botelho EC, Silva RA, Pardini LC, Rezende MC.** 2006. A Review on the Development and Properties of Continuous Fiber-epoxy-aluminum Hybrid Composites for Aircraft Structures. Materials Research **9**:247-256.
- [108] **TANOĞLU M, TOĞULGA M.** 2003. Kompozit malzemeler ve jeotermal uygulamaları. VI. Ulusal Tesisat Mühendisliği Kongresi (Teskon), Jeotermal Enerji Doğrudan Isıtma Sistemleri; Temelleri ve Tasarımı II. Seminer Kitabı **E/2003/328-4**:407-419.
- [109] **Dorđević Z, Maksimović S, Ilić I.** 2008. Dynamic analysis of hybrid aluminum-composite shafts. Scientific Technical Review **LVIII**:3-7.
- [110] **Khalid YA, Mutasher SA, Sahari BB, Hamouda AMS.** 2007. Bending fatigue behavior of hybrid aluminum/composite drive shafts. Materials & Design **28**:329-334.
- [111] **Lee DG, Sung Kim H, Woon Kim J, Kook Kim J.** 2004. Design and manufacture of an automotive hybrid aluminum/composite drive shaft. Composite Structures **63**:87-99.
- [112] **Cho DH, Lee DG, Choi JH.** 1997. Manufacture of one-piece automotive drive shafts with aluminum and composite materials. Composite Structures **38**:309-319.
- [113] **Mutasher SA.** 2009. Prediction of the torsional strength of the hybrid aluminum/composite drive shaft. Materials & Design **30**:215-220.
- [114] **Shokrieh MM, Hasani A, Lessard LB.** 2004. Shear buckling of a composite drive shaft under torsion. Composite Structures **64**:63-69.
- [115] **Badie MA, Mahdi E, Hamouda AMS.** 2011. An investigation into hybrid carbon/glass fiber reinforced epoxy composite automotive drive shaft. Materials & Design **32**:1485-1500.
- [116] **Kim HS, Park SW, Hwang HY, Lee DG.** 2006. Effect of the smart cure cycle on the performance of the co-cured aluminum/composite hybrid shaft. Composite Structures **75**:276-288.
- [117] **T.Rangaswamy, Vijayarangan S, Chandrashekar RA, Venkatesh TK, K.Anantharaman.** 2002. Optimal design and analysis of automotive composite drive shaft. International Symposium of Research Students on Materials Science and Engineering **2002-04**:9.
- [118] **Kim HS, Lee DG.** 2005. Optimal design of the press fit joint for a hybrid aluminum/composite drive shaft. Composite Structures **70**:33-47.
- [119] **RG G, JG. G.** 1993. An experimental and analytical investigation of composite drive shafts with non-linear end cross-section. J Compos Mater **27**:702-722.
- [120] **G B, G G, P C.** 1985. Hybrid composite technology for automotive drive shaft, a Computer Aided Optimization. Proc. ISATA 85 Conference.

- [121] **G B, G G, P C.** 1990. Design of composite material drive shafts for vehicular applications. *Int J Vehicle Design* **11**:553-563.
- [122] **Ch R, J H.** 1980. Composite propeller shafts design and optimization. *Advance in Composite Materials: Proceeding of the third International Conference on Composite Materials*:1740-1755.
- [123] **Xu K, Xu XW.** 2008. Finite element analysis of mechanical properties of 3D five-directional braided composites. *Materials Science and Engineering: A* **487**:499-509.
- [124] **Cho D, Lee D.** 1998. Manufacturing of co-cured composite aluminum shafts with compression during co-curing operation to reduce residual thermal stress. *J Compos Mater* **32**:1221-1241.
- [125] **Hodges J, Yates B, Darby M, Wostenholm G, Clement J, Keates T.** 1989. Residual stresses and the optimum cure cycle for an epoxy resin. *J Mater Science* **24**:1984-1990.
- [126] **White S, Hahn H.** 1993. Cure cycle optimization for the reduction of processing-induced residual stresses in composite materials. *J Compos Materials & Design* **27**:1352-1378.
- [127] **Kim HS, Park SW, Lee DG.** 2006. Smart cure cycle with cooling and reheating for co-cure bonded steel/carbon epoxy composite hybrid structures for reducing thermal residual stress. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* **37**:1708-1721.
- [128] **Goyal D, Whitcomb JD.** 2008. Effect of fiber properties on plastic behavior of 2×2 biaxial braided composites. *Composites Science and Technology* **68**:969-977.
- [129] **Tate JS, Kelkar AD.** 2008. Stiffness degradation model for biaxial braided composites under fatigue loading. *Composites Part B: Engineering* **39**:548-555.
- [130] **AK M, PF M.** 1990. Braiding for improving performance and reducing manufacturing costs of composite structures for aerospace applications, p. 1231-1242, National SAMPE Technical Conference, vol. 22, Boston, MA, USA.
- [131] **Inc APT,** posting date. <http://www.braider.com>. [Online.]
- [132] **Kelkar A, Tate J.** 2003. Proceedings of IMECE' 03, Washington, DC, USA.
- [133] **Matsuzaki R, Shibata M, Todoroki A.** 2008. Improving performance of GFRP/aluminum single lap joints using bolted/co-cured hybrid method. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* **39**:154-163.
- [134] www.matbase.com, posting date. [Online.]

ÖZGEÇMİŞ

4 Şubat 1983 tarihinde Erzincan’da doğdu. İlk ve ortaokulu aynı şehirde okudu, 2001 yılında daha sonradan Aksu Fen Lisesi’ne dönüştürülen Antalya Aksu Anadolu Öğretmen Lisesi ve ardından 2006 yılında Fırat Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği bölümünden mezun oldu. 2009 yılında Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı’nda yüksek lisans eğitimini tamamlayarak Yüksek Mühendis ünvanını aldı. Aynı yıl içerisinde doktora eğitimine başladı.

Ocak 2008 tarihinden itibaren Erciyes Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Bölümü’nde araştırma görevlisi olarak çalışmaktadır. Evli ve iki çocuk babasıdır.

İletişim:

GSM : +90 506 7795114

E-Posta : metasdelen[at]gmail.com