
GAZİ ÜNİVERSİTESİ
Gazi
1926

TİTANYUM SAC MALZEMELERDE SICAKLIĞIN ve DEFORMASYON HIZININ SÜPER PLASTİK ŞEKİLLENDİRMEYE ETKİSİNİN DENEYSEL ARAŞTIRILMASI

Mehmet Yasin DEMİREL

DOKTORA TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MAYIS 2024

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmasında;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmasında yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,

bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

Mehmet Yasin DEMİREL

09 / 05 / 2024

TİTANYUM SAC MALZEMELERDE SICAKLIĞIN ve DEFORMASYON HIZININ SÜPER PLASTİK ŞEKİLLENDİRMEYE ETKİSİNİN DENEYSEL ARAŞTIRILMASI

(Doktora Tezi)

Mehmet Yasin DEMİREL

GAZİ ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Mayıs 2024

ÖZET

Ti6Al4V (Ti-64) alaşımı, sahip olduğu yüksek mukavemet özellikleri ve geri esneme eğilimi nedeniyle geleneksel yöntemler ile oda sıcaklığında şekillendirilmesi sınırlıdır. Karmaşık geometrili titanyum alaşımından üretilen malzemeler ancak süper plastik şekillendirme (SPF) adı verilen yöntemle şekillendirilebilmektedirler. Bu çalışmada Ti-64 sac malzemenin SP yöntemle derin çekme ile şekillendirilebilirliği deneysel olarak araştırılmıştır. Deney parametreleri olarak sıcaklık (670, 770, 870, 890, 910, 930, 950, 970 ve 990 °C) ve deformasyon hızı (10^{-2} ile 10^{-3} s^{-1}) belirlenmiştir. Farklı sıcaklık ve farklı deformasyon hızlarının derin çekme ile şekillendirilebilirliğe, çekme oranına ve kalınlık değişimine etkisi incelenmiştir. Gerçekleştirilen tek eksenli sıcak çekme testlerinde 870 °C sıcaklıkta ve 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızı parametrelerinde % 1489,2 uzama elde edilmiştir. Ayrıca SP şekillendirme esnasındaki deformasyon mekanizmaları ve mikroyapılarındaki deformasyonlar taramalı elektron mikroskobu altında incelenmiştir. Alaşımın mikro yapılarında deney parametrelerine ve soğuma hızlarına bağlı olarak α ve β fazlarında farklı yapılar oluştuğu gözlemlenmiştir. Daha hızlı soğuma durumunda mikro yapıda Widmanstätten yapısı meydana gelirken, daha uzun soğuma sürelerinde kaba küresel tanecikleri oluştuğu gözlemlenmiştir. Bu deney parametreleri kullanılarak SP derin çekme prosesi ABAQUS ortamında modellenmiş, maksimum şekillendirme derinliği belirlenmiştir. Sayısal sonuçlara göre imal edilen SPF kalıpları ile deneysel olarak SP derin çekme işlemi gerçekleştirilmiştir. 3 çekme oranı ve en büyük % 91 incelme ile sac malzeme şekillendirme kusuru bulunmadan şekillendirilmiştir. Deney sonuçları ile sayısal sonuçların % 98 oranında uyumlu olduğu belirlenmiştir.

Bilim Kodu	:	91438
Anahtar Kelimeler	:	Süper plastik şekillendirme, yüksek hızlı süper plastik şekillendirme, Ti6Al4V
Sayfa Adedi	:	163
Danışman	:	Prof. Dr. İbrahim KARAAĞAÇ

EXPERIMENTAL INVESTIGATION OF THE IMPACT OF TEMPERATURE AND DEFORMATION RATE ON SUPERPLASTIC FORMING IN TITANIUM SHEET MATERIALS

(Ph. D. Thesis)

Mehmet Yasin DEMİREL

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

May 2024

ABSTRACT

The Ti6Al4V (Ti-64) alloy faces limitations in conventional forming at room temperature due to its high strength properties and tendency to spring back. Materials with complex geometries made from titanium alloy can only be shaped using the method known as superplastic forming (SPF). This study experimentally investigates the formability of Ti-64 sheet material through deep drawing using the SPF method. Experimental parameters included temperature (670, 770, 870, 890, 910, 930, 950, 970, and 990 °C) and deformation rate (10^{-2} and 10^{-3} s^{-1}). The effects of different temperatures and deformation rates on deep drawing formability, drawing rate, and thickness change were examined. Uniaxial hot tensile tests were performed, achieving 1489.2% elongation at 870 °C and a deformation rate of 10^{-2} s^{-1}. Additionally, the deformation mechanisms and microstructure deformations during SPF forming were examined under a scanning electron microscope. Different structures were observed in the α and β phases of the alloy's microstructures, depending on the experimental parameters and cooling rates. It was observed that a Widmanstätten structure forms in the microstructure with faster cooling, while coarse spherical particles form with longer cooling times. Using these experimental parameters, the SPF deep drawing process was modeled in the ABAQUS environment, determining the maximum forming depth. The SPF deep drawing process was carried out experimentally with SPF molds manufactured according to numerical results. With a drawing ratio of 3 and a maximum thinning of 91%, the sheet material was formed without any defects. It was determined that the experimental results and numerical results were 98% compatible.

Science Code : 91438
Key Words : Superplastic forming, high speed superplastic forming, Ti6Al4V
Page Number : 163
Supervisor : Prof. Dr. İbrahim KARAAĞAÇ

TEŞEKKÜR

Bu çalışma süresince değerli bilgilerini benimle paylaşan, kıymetli zamanını ayırıp samimiyetini ve bilgi birikimini esirgemeden her zaman elinden gelenin fazlasını sunan, değerli danışmanım Prof. Dr. İbrahim KARAAĞAÇ'a teşekkürü bir borç biliyor ve şükranlarımı sunuyorum. Tez çalışması süresince yapılan tez izleme komisyonu toplantılarında bilgi ve tecrübelerinden faydalandığım Sayın Prof. Dr. Kerim ÇETİNKAYA ve Sayın Prof. Dr. Hakan GÜRÜN'e teşekkür ederim.

Tez çalışması boyunca desteklerini esirgemeyen; Sn. Savaş ÖZER (Özermak Makina), Sn. Ali Evren IŞIK (TUSAŞ) ve tüm ekip arkadaşlarıma, Sn. Ali Haydar ÖZCAN (TUSAŞ) ve Sn. Mustafa Doğuhan OĞUZ'a (TUSAŞ) teşekkür ederim.

Beni bu günlere ulaştıran ve benden hiçbir zaman desteğini esirgemeyen, hayattaki en büyük şanslarım olan anneme, babama, sevgili eşime ve biricik kızıma sonsuz teşekkürler.

Doktora çalışmasını FDK-2021-7256 kodlu proje ile destekleyerek verdiği maddi katkıdan dolayı, Gazi Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri'ne teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖZET iv

ABSTRACT v

TEŞEKKÜR vi

İÇİNDEKİLER vii

ÇİZELGELERİN LİSTESİ ix

ŞEKİLLERİN LİSTESİ x

SİMGELER VE KISALTMALAR xvi

1. GİRİŞ 1

2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI 3

2.1. Ti-64 Malzemede Süper Plastik Şekillendirme Çalışmaları 4

2.2. Farklı Malzemelerde Süper Plastik Şekillendirme Çalışmaları 13

2.3. Titanyum Alaşımlarında Derin Çekme Çalışmaları 15

3. TEORİK KAVRAMLAR VE KAVRAMSAL TEMELLER 23

3.1. Titanyum Alaşımları ve Özelikleri 23

3.2. Süper Plastik Davranış 28

3.2.1. Süper plastik deformasyon mekanizması 29

3.3. Süper Plastik Şekillendirme Prosesi 36

3.4. Yüksek Hızlı Süper Plastik Şekillendirme Prosesi 38

3.5. Süper Plastik Şekillendirme Mekaniği 39

3.6. Derin Çekme Prosesiyle Sac Metal Şekillendirme 41

3.6.1. Derin çekme prosesinin mühendislik analizi 41

3.6.2. Derin çekme prosesinde şekillendirme kusurları 44

4. MATERYAL VE METOT 47

Sayfa

4.1. Deney Malzemesinin Karakterizasyonu 47
4.2. Tek Eksenli Sıcak Çekme Testleri 50
4.3. Mikro Yapı İncelemeleri 52
4.4. Malzemelerin Akma Gerilmesi Modelleri 54
4.4.1. Elastik malzeme modeli 55
4.4.2. Visko-elastik malzeme modeli 55
4.4.3. Plastik malzeme modeli 56
4.4.4. Visko-plastik malzeme modeli 60
4.5. Süper Plastik Deformasyonun ABAQUS Ortamında Modellenmesi 62
4.6. Süperplastik Şekillendirme Tezgahı 64
5. DENEYSEL ÇALIŞMA SONUÇLARI 69
5.1. Sıcak Çekme Testleri Sonuçları 69
5.2. Mikro Yapı Karakterizasyonu 79
5.3. Süper Plastik Malzeme Modelinin Oluşturulması 92
5.4. ABAQUS Malzeme Modelinin Tanımlanması 95
5.5. Süper Plastik Derin Çekme Kalıplarının Tasarımı ve İmalatı 109
5.6. Süperplastik Şekillendirme İçin Ti64 Sac Numunelerin Hazırlanması 113
5.7. Süper Plastik Şekillendirme Deneyi 115
5.8. Süper Plastik Şekillendirilmiş Numunenin Değerlendirilmesi 123
6. SONUÇ VE ÖNERİLER 129
KAYNAKLAR 135
EKLER 151
ÖZGEÇMİŞ 162

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge **Sayfa**

Çizelge 3.1. Titanyum alaşımlarının kimyasal kompozisyonları ve mekanik özellikleri 25

Çizelge 3.2. Bazı titanyum alaşımlarının endüstriyel uygulama alanları 27

Çizelge 3.3. Bazı alaşımların SP özellikleri 36

Çizelge 4.1. AMS 4911'e göre Ti-64 alaşımının minimum mekanik özellikleri 47

Çizelge 4.2. Ti-64 titanyum alaşımının kimyasal analiz sonuçları 48

Çizelge 4.3. Yarı statik modeller ve eşitlikler 61

Çizelge 4.4. SP model denklemleri 62

Çizelge 4.5. ABAQUS birim sistemleri 64

Çizelge 4.6. FSP60 SPF presinin teknik özellikleri 67

Çizelge 5.1. Sıcak çekme parametrelerine göre numunelerin mekanik özellikleri 75

Çizelge 5.2. Sıcaklığa göre m değerleri 78

Çizelge 5.3. Malzeme parametreleri 100

Çizelge 5.4. AISI 304 alaşımının kimyasal analiz sonuçları 111

Çizelge 5.5. AISI 304 alaşımının mekanik özellikleri 111

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil **Sayfa**

Şekil 2.1. Numunelerdeki % uzama miktarlarına etkiler a) sıcaklık b) deformasyon hızının etkisi 5

Şekil 2.2. Sıcak çekme testi numunelerindeki uzama miktarları 5

Şekil 2.3. Numunelerin deformasyondan önceki ve sonraki görünümü 6

Şekil 2.4. Numunelerin sıcaklığa ve hadde yönüne bağlı olarak % uzama miktarları ... 8

Şekil 2.5. 25 °C'de yorulma testine tabi tutulmuş numuneler a) SPF uygulanmamış b) SPF uygulanmış c) SPF uygulanmış ve α-case tabakası oluşmuş 9

Şekil 2.6. 10^{-4} s^{-1} deformasyon hızında sıcak çekme testi sonuçları 10

Şekil 2.7. SPF ve DB proseslerine ait deney düzeneği 10

Şekil 2.8. 10−4, 10−3 s−1 gerinim hızlarında sıcaklığa bağlı uzama miktarları 11

Şekil 2.9. Tasarlanan SPF kalıbı ve montaj görüntüsü 12

Şekil 2.10. Ti-64 titanyum alaşımı deney numunesinin Von Mises geriliminin dağılımı a) 5 MPa b) 8 MPa c) 10 MPa 12

Şekil 2.11. Zamana göre plastik gerilimlerin değişimi a) 0,06 sn b) 0,1 sn c) 0,2 sn d) 1,0 sn 12

Şekil 2.12. TA15 alaşımının SPF ve FE analizine bağlı kalınlık değişimleri 14

Şekil 2.13. Yüksek gerinim hızlarında süper plastik şekillendirme örnekleri a) deney numunesi b) 400 °C'de 30 sn şekillendirilme c) 400 °C'de 60 sn şekillendirilme 15

Şekil 2.14. Ti-64 malzemede LDR'nin sıcaklığa ve zımba hızına göre değişimi 16

Şekil 2.15. 400 °C' de derin çekme deneyleri a) deneysel derin çekme numunesi b) Hill 1948 modeli c) Cazacu Barlat modeli 16

Şekil 2.16. 250 °C' de Yld2000-2d modeli kullanılarak elde edilen sayısal sonuç ile deneysel sonucun uyumu 17

Şekil 2.17. Oksit tabaka ile kaplanmış saf titanyum levhaların çok aşamalı derin çekme görünümleri 18

Şekil 2.18. CP titanyum malzemelerin sıcaklığa göre derin çekilebilirliğindeki değişim 19

Şekil **Sayfa**

Şekil 2.19. CP titanyum malzemelerin derin çekilmesi 19

Şekil 2.20. Erichsen testi numunelerinin görüntüleri..... 21

Şekil 2.21. Numunelerin LDR grafiği..... 21

Şekil 3.1. Titanyum kristal yapısı a) HSP α fazı b) HMK β fazı 24

Şekil 3.2. Alaşım elementlerinin faz değişimine etkisi..... 24

Şekil 3.3. Ti-64 alaşımının alındığı haliyle mikro yapısı..... 26

Şekil 3.4. 700 °C'de 500 saat ısıl işlemden sonra Ti-64'te oluşan α-case tabakası 28

Şekil 3.5. Tek eksenli çekme analizine göre plastik ve SP deformasyon arasındaki farkın şematik gösterimi 29

Şekil 3.6. Tipik SP malzeme davranışı a) log σ - log ὲ gösteren eğri b) m - log ὲ grafiği 31

Şekil 3.7. Tipik sürünme deformasyonu eğrisi 32

Şekil 3.8. Tipik bir mühendislik malzemesinin kararlı hal sürünme davranışının şematik gösterimi 33

Şekil 3.9. Yayınma sürünmesinin şematik gösterimi..... 34

Şekil 3.10. Ti64 alaşımının 900°C sıcaklıkta 2x10-4 s-1 gerinim hızında deformasyonu sırasında gerçekleşen Rachinger mekanizması 35

Şekil 3.11. SP deformasyon için Ashby – Verrall teorik modeli a) Başlangıç b) Deformasyon süreci c) Nihai durum 36

Şekil 3.12. İlk SP olarak oluşturulan balon..... 37

Şekil 3.13. SPF prosesi sürecinin şematik gösterimi 37

Şekil 3.14. SPF bombe şişirme prosesinin geometrik parametreleri 40

Şekil 3.15. SPF derin çekme prosesinin geometrik parametreleri 41

Şekil 3.16. Derin çekme prosesinin şematik gösterimi..... 42

Şekil 3.17. Derin çekilmiş parçada yaygın hatalar: a) Flanşta kırışma, b) Duvarda kırışma, c) Yırtılma, d) Kulaklanma, e) Yüzey çizikleri 44

Şekil 4.1. ASTM-E8M standardına göre çekme testi için numune ölçüleri 48

Şekil **Sayfa**

Şekil 4.2. Ti-64 alaşımının çekme testi numuneleri a) Test öncesi b) Test sonrası 48

Şekil 4.3. Ti-64 numunenin ilk hal gerilme-gerinim grafiği 49

Şekil 4.4. Ti-64 alaşımının ilk halinin sertlik ölçümü ve sertlik değeri görüntüsü 49

Şekil 4.5. Ti-64 alaşımının ilk halinin mikro yapı görüntüsü 50

Şekil 4.6. Sıcak çekme test düzeneği a) Sıcaklık kontrol ünitesi b) Genel görünüm c) Yüksek sıcaklık fırını 51

Şekil 4.7. Sıcak çekme testi için numune ölçüleri 51

Şekil 4.8. Sıcak çekme testi a) Numunenin ilk hali b) Sıcak çekilmiş hali 52

Şekil 4.9. Bakalite alınmış Ti-64 deney numuneleri 53

Şekil 4.10. JSM-6060LV taramalı elektron mikroskobu 54

Şekil 4.11. Malzeme davranışları a) Elastik b) Plastik c) Visko-elastik d) Visko-plastik 54

Şekil 4.12. Elastik malzeme modeli a) Lineer elastik b) Nonlineer elastik 55

Şekil 4.13. Şematik bir akma yüzeyi ve ifadeleri 57

Şekil 4.14. ABAQUS 2021 programının ekran görüntüsü 63

Şekil 4.15. ACB marka FSP60 SPF presi genel görünüşü 65

Şekil 4.16. Silindirik fırın içindeki ısıtıcı rezistans görüntüsü 65

Şekil 4.17. SPF presi kontrol yazılımının kullanıcı arayüzünün genel görüntüsü 66

Şekil 5.1. Oda sıcaklığında deformasyon hızlarına göre çekme testi sonuçları 69

Şekil 5.2. 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında sıcak çekme testi sonuçları 70

Şekil 5.3. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında sıcak çekme testi sonuçları 71

Şekil 5.4. 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında 670 – 910 °C sıcaklıklarda gerilme - gerinim eğrileri 72

Şekil 5.5. 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında 930 – 990 °C sıcaklıklarda gerilme - gerinim eğrileri 72

Şekil 5.6. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında 670 – 910 °C sıcaklıklarda gerilme - gerinim eğrileri 73

Şekil **Sayfa**

Şekil 5.7. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında 930 – 990 °C sıcaklıklarda gerilme - gerinim eğrileri 73

Şekil 5.8. Ti-64 alaşımının tipik sıcak deformasyon grafiği 74

Şekil 5.9. Deney parametrelerine göre % uzama miktarları 77

Şekil 5.10. m değerinin sıcaklığa göre değişimi 79

Şekil 5.11. 670 °C sıcaklıkta yapılan deneylere ait mikro yapı görünümü 80

Şekil 5.12. 770 °C ve 870 °C sıcaklıklarında yapılan deneylere ait mikro yapı görünümü 81

Şekil 5.13. Katmanlı α'nın şematik gösterimi 82

Şekil 5.14. 870 °C sıcaklıkta yapılan deneylere ait SP mikro yapının görünüm 82

Şekil 5.15. 890 °C sıcaklıkta yapılan deneylere ait mikro yapı görünümü 83

Şekil 5.16. 910 °C sıcaklıkta yapılan deneylere ait mikro yapı görünümü 84

Şekil 5.17. 930 °C sıcaklıkta yapılan deneylere ait mikro yapı görünümü 84

Şekil 5.18. 950 °C sıcaklıkta yapılan deneylere ait mikro yapı görünümü 85

Şekil 5.19. 970 °C sıcaklıkta yapılan deneylere ait mikro yapı görünümü 86

Şekil 5.20. 990 °C sıcaklıkta yapılan deneylere ait mikro yapı görünümü 86

Şekil 5.21. 670 °C ve 770 °C sıcaklıklarda yapılan deney numunelerinin enine kesit mikro yapı görünümü 88

Şekil 5.22. 870 °C, 890 °C ve 910 °C sıcaklıklarda yapılan deney numunelerinin enine kesit mikro yapı görünümü 89

Şekil 5.23. 930 °C ve 950 °C sıcaklıklarda yapılan deney numunelerinin enine kesit mikro yapı görünümü 90

Şekil 5.24. 970 °C ve 990 °C sıcaklıklarda enine kesit mikro yapı görünümü 91

Şekil 5.25. Deney numunelerinden ölçülen α-case tabakasının sıcaklık ve deformasyon hızına göre kalınlık değişimi 92

Şekil 5.26. 870 °C sıcaklık ve 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızı deneyinde gerilme – gerinim grafiği 93

Şekil **Sayfa**

Şekil 5.27. 870 °C sıcaklık ve 10-2 s-1 deformasyon hızı deneysel gerilim – gerinim grafiği 93

Şekil 5.28. ATOM modülünün akış şeması 94

Şekil 5.29. Deneysel ve matematiksel modele göre gerilim – gerinim grafiği 95

Şekil 5.30. "Create Part" menüsü 96

Şekil 5.31. Sketch penceresinde oluşturulan a) Alt kalıp b) Üst kalıp sketchleri 97

Şekil 5.32. ABAQUS ortamında modellenen sac malzemenin iki parçalı model görüntüsü 98

Şekil 5.33. ABAQUS sürünme yasaları 98

Şekil 5.34. Ana montaj ve parçaların genel görüntüsü 100

Şekil 5.35. ABAQUS'te oluşturulan deformasyon işlemi adımları 101

Şekil 5.36. ABAQUS ortamında her adım için oluşturulan yüklerin tanımlanması 102

Şekil 5.37. Şekillendirme basıncının zaman grafiği 103

Şekil 5.38. ABAQUS ortamında sac malzemede oluşturulmuş mesh ağı 104

Şekil 5.39. Job modülü ile oluşturulan analizler 105

Şekil 5.40. Şekillendirme basıncına göre analiz sonuçlarının ekranı görüntüsü a) 15 bar kalınlık b) 15 bar gerilmeler c) 20 bar kalınlık d) 20 bar gerilmeler e) 25 bar kalınlık f) 25 bar gerilmeler g) 30 bar kalınlık h) 30 bar gerilmeler 106

Şekil 5.41. ABAQUS SP analizi sonuçlarının görüntüleri a) 40 mm derinlik b) 45 mm derinlik c) 50 mm derinlik 107

Şekil 5.42. Sac malzemenin şekillendirme sürecindeki yükseklik ve şekillendirme basıncı değişimi 108

Şekil 5.43. Sac malzemenin şekillendirme süreci 109

Şekil 5.44. SPF deney kalıbının CAD ortamında 3 boyutlu model görüntüsü 110

Şekil 5.45. SPF deney kalıbının CAD ortamında kesit görüntüsü 110

Şekil 5.46. SPF deney kalıbının görüntüsü a) üst kalıp genel görünümü b) alt kalıp genel görünümü 112

Şekil **Sayfa**

Şekil 5.47. Gaz tesisatı borularının CAD ortamında 3 boyutlu modeli ve montajlı hali 112

Şekil 5.48. SPF prosesi için numune sac malzeme ölçüleri 113

Şekil 5.49. Alkali temizleme öncesi sepete dizilen numuneler 114

Şekil 5.50. Alkali temizleme havuzu 114

Şekil 5.51. BN uygulanmış kalıp ve sac numune 115

Şekil 5.52. SPF prosesi akış şeması 116

Şekil 5.53. SPF tezgahı dry run prosesi aşamaları 117

Şekil 5.54. SPF tezgahı genel ayarlar ekranı 117

Şekil 5.55. SPF prosesi sıcaklık parametreleri ekranı 118

Şekil 5.56. Mekanik kuvvetlerin tanımlandığı parametre ekranı 119

Şekil 5.57. Şekillendirme prosesine ait parametrelerin tanımlandığı ekranı 119

Şekil 5.58. a) Kalıpların alt tablaya yerleşimi b) Alt tablanın kapalı hali 120

Şekil 5.59. a) Kalıp ısıtması sonrası fırının açılışı işlemi b) 870 °C'de ki kalıpların görüntüsü 121

Şekil 5.60. a) Sac malzemenin kalıba yerleştirilmesi işlemi b) Fırının yeniden kapatılması işlemi 121

Şekil 5.61. SPF sürecinin izlendiği ekran görüntüsü 122

Şekil 5.62. a) Şekillendirilmiş numunenin kalıptan çıkarılması işlemi b) SPF prosesiyle şekillendirilmiş numunenin cam elyafları arasındaki görüntüsü 123

Şekil 5.63. Şekillendirilmiş numunenin üst ve yan görüntüleri 123

Şekil 5.64. Şekillendirme kusurlarının görünümü 124

Şekil 5.65. Best fit yöntemi ile çakıştırılmış 3D model ve nokta bulutu verisi 125

Şekil 5.66. Ölçüm sonuçlarının grafiksel dağılımı 125

Şekil 5.67. Parçanın dip radyusu ve taban bölgesinin profil ölçüm değerleri 126

Şekil 5.68. Ölçüm noktaları ve bu noktalardaki kalınlık değerleri 126

Şekil 5.69. Deneysel ve sayısal kalınlık ölçümlerinin karşılaştırılması 127

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	Açıklamalar
A	Malzeme sabiti
α	Alfa
B	Süreç sabiti
β	Beta
b	Burgers vektörü
C	Modelleme parametresi
d	Tane boyutu (μm)
D	Difüzyon katsayısı
D_0	İlkel sac çapı (mm)
D_p	Zımba çapı (mm)
E	Elastise modülü (GPa)
Ɛ	Birim uzama
ὲ	Gerinim hızı
$\bar{\varepsilon}^{cr}$	Tek eksenli eşdeğer sürünme gerinim hızı
σ	Gerilme
g	Gram
G	Kayma modülü
H	Kubbe yüksekliği (mm)
H'	Normalleştirilmiş bombe yüksekliği (mm)
k	Boltzman sabiti
K	Malzeme katsayısı
°K	Kelvin derece
L	Litre
n	Pekleşme üsteli
m	Gerinim oranı duyarlılığı üssü
p	Tane boyutu üssü
$\tilde{q}$	Tek eksenli eşdeğer sapma gerilimi

Simgeler	Açıklamalar
Q	Aktivasyon enerjisi
R	Gaz sabiti
R_0	Kalıp yarıçapı (mm)
R_d	Kalıp kenar radyusu (mm)
R_p	Zımba uç radyusu (mm)
s^{-1}	Deformasyon hızı
t	Sürünme zamanı
T	Mutlak sıcaklık
T_m	Ergime sıcaklığı
υ	Possion oranı
°C	Santigrat derece

Kısaltmalar	Açıklamalar
AMS	Havacılık Malzeme Özellikleri
ASTM	Amerikan Malzeme ve Test Derneği
BN	Bor nitrür
CNC	Bilgisayarlı sayısal denetim
CP	Ticari saf
DB	Difüzyon kaynağı
dk	Dakika
ECAP	Eşit kanallı açısal presleme
FE	Sonlu elemanlar
GBS	Tane sınırı kayması
HB	Brinell sertlik değeri
HMK	Hacim merkezli kübik
HPT	Yüksek basınçlı burulma deformasyonu
HRc	Rockwell C sertlik değeri
HSP	Hegzagonal sıkı paket
HSRS	Yüksek deformasyon hızlı süper plastik
HV	Vickers sertlik değeri

Kısaltmalar	Açıklamalar
kN	Kilo Newton
LDR	Limit çekme oranı
mm	Milimetre
MPa	Megapaskal
Pa	Paskal
PID	Oransal-integral- türevsel denetleyici
RP	Referans noktası
RT	Oda sıcaklığı
SDC	Çözünen sürükleme sürünmesi
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
sn	Saniye
SP	Süper plastik
SPF	Süper plastik şekillendirme
UFG	Ultra ince taneli
µm	Mikrometre

1. GİRİŞ

Titanyum alaşımları; sahip olduğu düşük özgül ağırlık, yüksek mekanik özellikler, üstün korozyon ve aşınma direncinden dolayı medikal endüstrisinden otomotiv ve havacılık endüstrilerine kadar, çok sayıda sektörde farklı ürünlerin imalatında yaygın olarak kullanılmaktadır. Titanyum malzemelerin yüksek oksijen yatkınlığı nedeniyle, ancak kontrollü bir atmosfer gerektiren pahalı üretim yöntemleri ile üretilebilmekte ve bu durum üretim maliyetlerini artırırken malzemenin ticari kullanılabilirliğini sınırlamaktadır.

Titanyum alaşımları sahip oldukları üstün mekanik özellikleri nedeniyle, özellikle havacılık endüstrisinde yüksek çalışma sıcaklıklarında ve korozif ortamlardaki kullanımlarda alüminyum esaslı malzemelerin yerine tercih edilmektedir. Ancak talaşlı imalat ve sac metal kalıplarıyla şekillendirme ile titanyum alaşımı parçaların üretimi, alüminyum alaşımlarına göre daha zor olmaktadır. Genellikle türbinlerin dış kabukları, aviyonik güç üniteleri, yapısal bileşenler, fan ve kompresör gibi uçak parçalarının imalatında yaygın olarak kullanılan titanyum alaşımı Ti-6Al-4V (Ti-64) alaşımıdır. Ayrıca, Ti-64 alaşımı toplam titanyum üretiminin % 50'sinden fazlasını oluşturmaktadır [1, 2].

Mühendislik malzemelerinde, genellikle, mekanik özelliklerdeki artış şekillendirilebilirlik kabiliyetlerinin önemli ölçüde azalmasına sebep olmaktadır. Ti-64 alaşımı, sahip olduğu yüksek mukavemet özelliklerinden dolayı ve oda sıcaklığındaki yüksek geri esneme eğilimi nedeniyle sınırlı şekillendirilebilirliğe sahiptir. Bu durum, Ti-64'ün geleneksel yöntemler ile özellikle oda sıcaklığında şekillendirilmesinin veya derin çekilmesinin mümkün olmadığını göstermektedir [3].

Ti-64 alaşımının şekillendirilebilirliğini arttırmak amacıyla alaşımın süper plastik (SP) özelliğinden yararlanılmaktadır. SP, son derece düşük deformasyon hızı ve yüksek sıcaklık gibi özel koşullar altında, ince taneli ve eş eksenli mikro yapıya sahip izotropik metalik malzemelerin tek eksenli gerilim altında, % 400'ün üzerindeki uzaması olarak tanımlanabilmektedir [4].

Titanyum alaşımlarının sınırlı şekillendirilebilirliğini ortadan kaldırmak amacıyla, bu malzemeler süper plastik şekillendirme (SPF) adı verilen bir yöntemle

şekillendirilebilmektedirler. SPF, malzemenin SP tepkisinden yararlanılarak karmaşık geometrili parçaların şekillendirilebildiği gelişmiş bir üretim süreci olarak tanımlanabilmektedir. Bu yöntem, başta havacılık ve otomotiv endüstrileri olmak üzere geniş bir uygulama alanında kullanılan önemli bir sac metal şekillendirme yöntemidir. SPF işlemi, çok yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilen ve çok düşük deformasyon hızlarına bağlı uzun işlem süreleri nedeniyle seri üretim için ekonomik olmamaktadır. Bununla birlikte, daha kısa şekillendirme süresine imkan tanıyan yüksek hızlı SPF, bu şekillendirme tekniğinin ekonomik etkinliğinde önemli bir artış sağlayabilmektedir. Yüksek hızlı SPF, 10^{-2} s^{-1}'e eşit veya daha büyük bir deformasyon hızında malzemelerin yüksek deformasyon hızlı süper plastik (HSRS) şekillendirmesi olarak tanımlanmaktadır. HSRS, karmaşık şekilli ürünlerin daha yüksek üretim verimliliği ve daha düşük enerji tüketimi ile SP deformasyonla şekillendirilmesini sağlamaktadır [5-7].

Bu çalışmanın temel amacı; havacılık endüstrisinde sıklıkla kullanılan Ti-64 titanyum alaşımının SP ve HSRS yöntemleriyle şekillendirilebilirliğine ve mikro yapısına sıcaklığın, deformasyon hızının ve diğer işlem parametrelerinin etkisini incelemektir. Tez çalışması kapsamında 1,27 mm kalınlığındaki Ti-64 sac malzemesi kullanılmıştır. Deney numunelerinin ilk halinin karakterizasyonu için kimyasal analiz ve oda sıcaklığında çekme testi uygulanmıştır. Alaşımın SP özelliğinin belirlenebilmesi için değişen sıcaklıklarda (670, 770, 870, 890, 910, 930, 950, 970 ve 990 °C) ve farklı deformasyon hızlarında (10^{-3} ve 10^{-2} s^{-1}) tek eksenli sıcak çekme deneyleri yapılmıştır. Çalışmanın devamında maksimum SP şekillendirilebilirlik analiz edilerek derin çekilebilirliği araştırılmış ve sayısal sonuçlar deneysel sonuçlarla karşılaştırılmıştır.

2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Titanyum alaşımı sac malzemeler, farklı endüstri dallarında çok sayıda parçanın imalatında kullanılmaktadır. Ancak, yüksek mukavemet değerleri sebebiyle oda sıcaklığında şekillendirilebilirlikleri oldukça düşük olduğundan SPF prosesi, özellikle Ti-64 alaşımının şekillendirilmesinde önemli bir proses olmaktadır. Buna rağmen literatürde bu alaşımla ve prosesle ilgili çalışmalar, yüksek malzeme ve kalıp maliyetleri ve proses zamanının uzun olması sebebiyle deneysel çalışmalardan ziyade sonlu elemanlar yöntemiyle modellenmesine odaklanmıştır. Ayrıca literatürde titanyum alaşımlarının derin çekilebilirliği hem deneysel hem de sayısal olarak çoğunlukla incelenmemiştir.

Ti-64 alaşımının ilk hal mikro yapısal özellikleri, SP gereksinimlerini karşılamaktadır. Ancak, daha büyük tanecik yapısına sahip metalik malzemelerin SP özelliklerini gözlemleyebilmek için, yüksek basınçlı burulma deformasyonu (HPT) ve eşit kanallı açısal presleme (ECAP) prosesleri kullanılarak ultra ince taneli (UFG) mikro yapıların elde edildiği çalışmalarda literatürde mevcuttur. Sıcaklık ve deformasyon hızlarının etkilerinin incelendiği çalışmalarda ise çoğunlukla 600 – 950 °C sıcaklıklarda, 10^{-5} – 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızlarında sıcak çekme testleri ile numunelerin SP özellikleri incelenmiştir.

SP'liğin sayısal olarak incelendiği çalışmalarda LS-Dyna ve ABAQUS sonlu elemanlar analizi programları sıklıkla kullanıldığı literatür araştırmasında gözlemlenmiştir.

Titanyum sac malzemeler, soğuk şekillendirme ile çok sınırlı şekillendirilebilirken, oda sıcaklığında geleneksel yöntemlerle sadece Grade 1 ve Grade 2 alaşımları şekillendirilebilmektedir. Diğer taraftan, Ti-64 alaşımının 150 °C'ye kadar olan sıcaklıklarda şekillendirilebilirliğinin zayıf olduğu da literatür araştırmalarında görülmüştür. Titanyum alaşımlarında, çekilebilirliğin bir göstergesi olan, limit çekme oranının (LDR) artan sıcaklıkla arttığı ve araştırılan çalışmalarda Grade 1 titanyum alaşımı için maksimum 2,9 değerine ulaşıldığı gözlemlenmiştir. Ancak, Ti-64 alaşımı için bu değer, maksimum 1,947 olarak tespit edilmiştir.

Literatür araştırması Ti-64 malzemede SPF çalışmaları, farklı malzemelerde SP şekillendirme çalışmaları ve titanyum alaşımlarında derin çekme çalışmaları olmak üzere üç

ana başlık altında incelenmiştir.

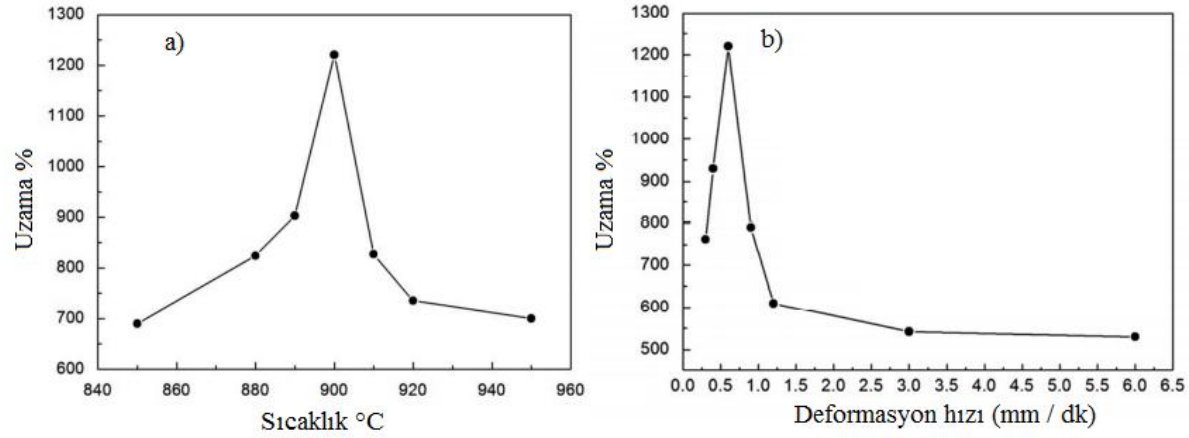
2.1. Ti-64 Malzemede Süper Plastik Şekillendirme Çalışmaları

Bu başlık altında havacılık endüstrisi başta olmak üzere, implant ve protez gibi biyomedikal uygulamalarında da sıklıkla kullanılan Ti-64 titanyum alaşımının SPF çalışmaları derlenmiştir.

Mosleh vd. çalışmalarında, 10^{-5} - 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızı ve 750 – 900 °C sıcaklık aralığında 1 mm kalınlığındaki Ti-64 alaşımı sac malzemenin SP deformasyon davranışını ve mikro yapısal değişimini incelemişlerdir. Yapılan tek eksenli sıcak çekme testleri sonucunda, 10^{-3} s^{-1} ve 825 °C parametrelerinde % 635'lik bir uzama gözlemişlerdir. Çalışma sonucunda uygun deformasyon sıcaklığı, incelenen alaşım için 825 °C olarak belirtilmiştir [8].

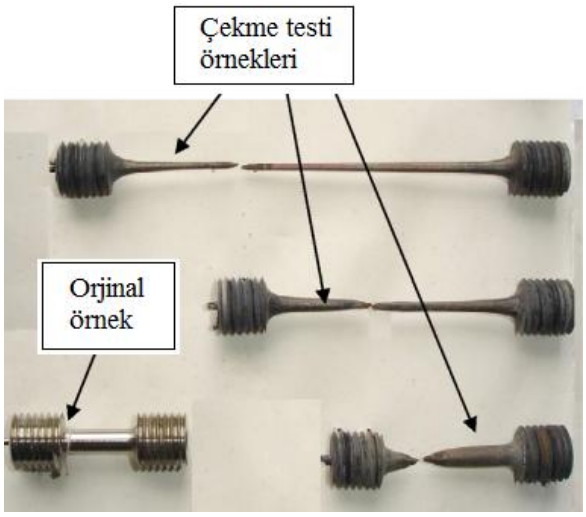
Alabort vd. çalışmalarında, 0,75 mm kalınlığındaki Ti-64 sac malzemenin SP deformasyon mekanizmalarını, $3x10^{-3}$ ve $2x10^{-4}$ s^{-1} deformasyon hızlarında ve 700, 800 ve 900 °C sıcaklık değerlerinde sıcak çekme testleri ile incelemişler, gerçekleşen deformasyon mekaniğinin sayısal bir modeli oluşturmuşlardır. Çalışma sonucunda, 700 °C'nin altındaki sıcaklıklar için numunenin SP özelliği sergilemediğini; oluşan deformasyonun klasik plastisite davranışı ile karakterize edilebileceğini belirtmişlerdir [9].

Guo vd., Ti-64 titanyum alaşımının SP davranışını, 850 ila 950 °C arasındaki sıcaklıklarda ve 0,3 – 6,0 mm/dk aralığındaki çekme hızlarında incelemişlerdir. Numunelerin çeşitli deformasyon parametreleri altındaki mikro yapılarını SEM ve TEM ile değerlendirmişlerdir. % 1120,5'lik optimum gerilme uzaması, 900°C sıcaklık ve 0,6 mm/dk deformasyon hızı parametrelerinde elde edilmiştir. Çalışma kapsamında alaşımın mikro yapıları incelendiğinde, α ve β fazı tane boyutlarının sıcaklık artışı ve çekme hızının azalması ile arttığı, en iyi uzama miktarının ise ~ 7,0 µm α fazı ve ~ 4,0 µm β fazı boyutlarında elde edildiği belirtilmiştir. Şekil 2.1'de sıcaklık ve deformasyon hızının uzamaya etkileri gösterilmiştir [10].



Şekil 2.1. Numunelerdeki % uzama miktarlarına etkiler a) sıcaklık b) deformasyon hızının etkisi [10].

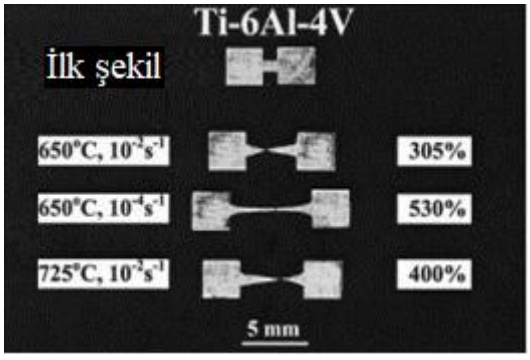
SP deformasyonda, gerinim oranı duyarlılığı üssü (m) SP'lik seviyesini ifade eden kritik bir parametredir. Buna ek olarak, yüksek m değeri, malzemenin yüksek SP'lik davranışını göstermektedir. Wang vd. çalışmalarında bilgisayar kontrollü sıcak çekme testi esnasında deformasyon hızını eşzamanlı kontrol ederek, maksimum m değerini korumayı amaçlamışlardır. 900 °C sıcaklıkta elde edilen uzama miktarı % 641 olarak ölçülmüş ve bu değerin, geleneksel deformasyon işlemindeki değerin neredeyse iki katı olduğu belirtilmiştir. Deneysel sonuçlar, tane inceltme işlemi olmadan, Ti-64 titanyum alaşımının SP özelliğinin, deformasyon gerinim oranının sabit tutulduğu geleneksel deformasyon işlemine kıyasla önemli ölçüde arttırdığını göstermiştir. Şekil 2.2'de deney numunelerinin uzama miktarları verilmiştir [11].



Şekil 2.2. Sıcak çekme testi numunelerindeki uzama miktarları [11].

SP davranışı daha düşük sıcaklıklarda veya yüksek deformasyon hızlarında elde etmek için alaşımın tanecik yapısının inceltilmesi gerekmektedir. Ko vd., UFG mikro yapılı Ti-64 alaşımı elde etmek amacıyla 600 °C'de ECAP prosesi uygulamışlar ve alaşımın tanecik boyutunu 11 µm'den 0,3 µm'ye düşürmüşlerdir. Bu prosesin alaşımın süper plastiklik davranışına etkilerini görebilmek amacıyla ilk haldeki numune ile UFG tane yapılı numunelere 600, 650 ve 700 °C'de $5x10^{-5}$ ila 10^{-2} s^{-1} arasında deformasyon hızlarında tek eksenli sıcak çekme testleri uygulamışlardır. 700 °C sıcaklıkta ve 10^{-4} s^{-1} deformasyon hızında UFG mikro yapılı numune için % 474 uzama elde edilmiştir. Çalışma sonucunda, düşük sıcaklıktaki SP özelliğin, gerinim sertleşmesine ek olarak tane sınırı kaymasının iyileştirilmesiyle de elde edilebileceğini belirtmişlerdir [12].

Sergueeva vd. çalışmalarında, HPT ile Ti-64 alaşımı numunelere, tanecik boyutunu küçülterek daha düşük sıcaklık ve yüksek deformasyon hızlarında SP özelliği kazandırmayı amaçlamışlardır. 15 mm çapında 0,5 mm kalınlığındaki numuneleri 2,2 GPa ve 5 GPa'lık basınçlarda deforme etmişler, ardından 650 ve 725 °C sıcaklıklarda 10^{-4} - 10^{-1} s^{-1} deformasyon hızlarında sıcak çekme testleri uygulamışlardır. Tanecik boyutunun küçülmesi ile yüksek deformasyon hızlarında ve düşük deney sıcaklıklarında dahi numunelerin çekme testlerinde yüksek uzama miktarları gözlemlenmiştir. Şekil 2.3'te yapılan çalışmaya ait SP özelliği göstermiş çekme numuneleri verilmiştir [13].



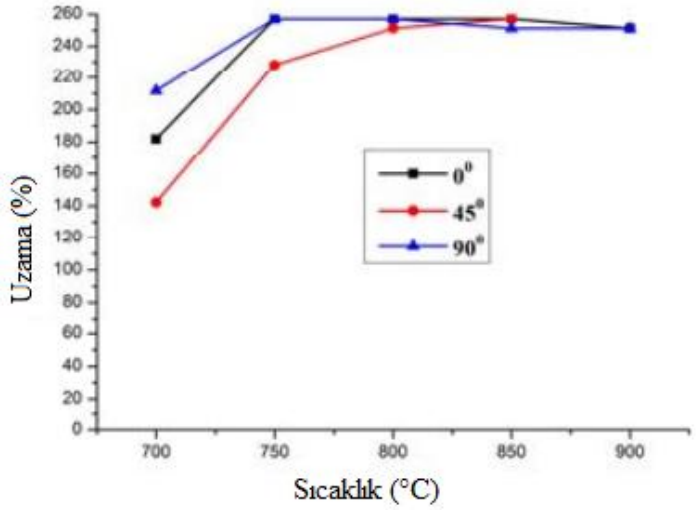
Şekil 2.3. Numunelerin deformasyondan önceki ve sonraki görünümü [13].

Zhang vd. benzer bir çalışmada, Ti-64 alaşımında tamamen lamelli bir mikro yapı oluşturmak için 1010 °C' de 1 saat ve 550 °C' de 3 saat tavlamışlar ve havada soğutmuşlardır. Ardından tanecik boyutunu küçültmek için 6 GPa basınçta 1 d/dk ile 1/4, 1/2, 1, 5, 10, 20 ve 30 tur HPT prosesi uygulamışlardır. HPT prosesinin, sırasıyla 20 ve 30 turdan sonra ortalama tane boyutlarını ~ 70 ve ~ 50 nm gibi olağanüstü tanecik küçülmesine

yol açtığı belirtilmiştir. Tanecik boyutunun SP üzerindeki etkilerini belirlemek amacıyla 20 tur HPT ile deforme edilen numuneler kullanılarak 600 ve 650 °C'de sıcak çekme testi gerçekleştirilmiştir. Test sonucunda, $5x10^{-4}$ s^{-1} deformasyon hızında 650 °C sıcaklıkta maksimum % 820'lik bir SP uzama elde etmişlerdir [14].

Matsumoto vd. çalışmalarında, 1,50; 1,78; 2,08 ve 4,12 mm kalınlığındaki Ti-64 sac numuneleri 1100 °C sıcaklıkta solüsyon ısıl işlemine tabi tutarak soğuk suda soğutmuşlardır. Ardından numuneleri 750 °C sıcaklıkta sıcak haddeleyerek numune kalınlıklarını 1,31 ila 2,50 mm arasında inceltmişlerdir. Deney numunelerini % 13 HR (1,50 mm'den 1,31 mm'ye), %20 HR (1,78 mm'den 1,41 mm'ye), % 32 HR (2,08 mm'den 1,42 mm'ye), % 39 HR (4,12 mm'den 2,5 mm'ye) ve % 68 HR (4,12 mm'den 1,3 mm'ye) olarak tanımlamışlardır. Ti-64 numunelerin SP özelliklerini ve mikro yapısal değişimlerini incelemek amacıyla, 700 °C sıcaklıkta 10^{-4} - 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızlarında sıcak çekme testleri uygulamışlar ve numuneleri oksidasyondan korumak amacıyla cam boyası ile boyamışlardır. Çalışma sonunda, optimum ince lameli % 39 HR numunesinin, % 583'lük bir uzama değeri (700 °C ve 10^{-2} s^{-1}) ile mükemmel bir SP özelliği sergilediği gözlemlenmiştir. Ayrıca, başlangıç mikro yapısının optimum heterojen bir mikro yapıya sahip olacak şekilde optimize edilmesinin daha yüksek SP uzamaya yol açtığı belirtilmiştir [15].

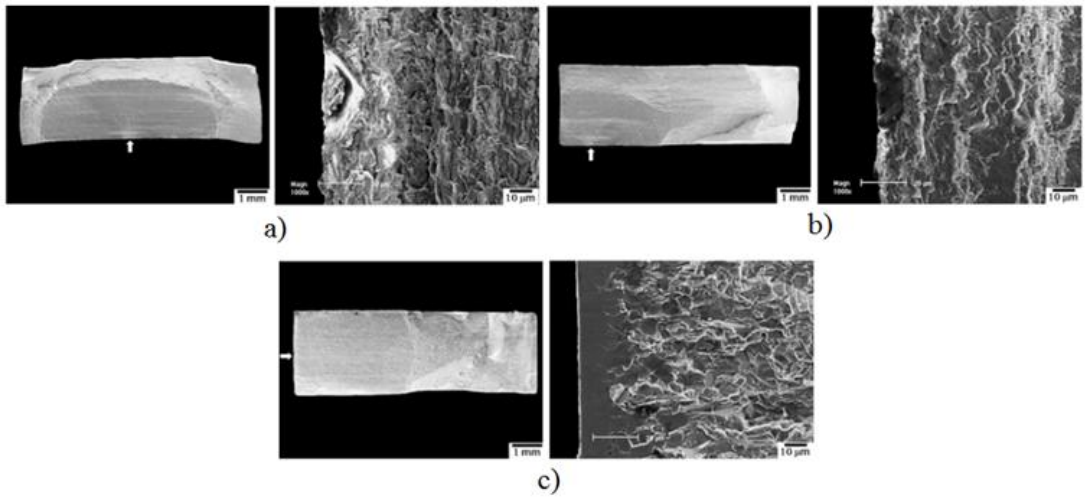
Wahed vd. çalışmalarında, 1,3 mm kalınlığındaki Ti-64 sac malzemenin hadde yönüne bağlı olarak SP özelliğini incelemişlerdir. Sıcak çekme testleri 700 °C ila 900 °C sıcaklıklarda, 50 °C aralıklı olarak ve 0,0001 s^{-1} deformasyon hızında 0°, 45° ve 90° üç farklı hadde yönündeki numunelerle gerçekleştirilmiştir. Deneysel çalışma sonunda, numunelerin hadde yönünden bağımsız olarak tüm koşullarda % 50'den fazla uzama gösterdiği ve özellikle 750 °C sıcaklıkta % 250'den fazla uzadığı belirtilmiştir. Şekil 2.4'te numunelerin sıcaklığa ve hadde yönüne bağlı olarak % uzama miktarları verilmiştir [16].



Şekil 2.4. Numunelerin sıcaklığa ve hadde yönüne bağlı olarak % uzama miktarları [16].

Comley çalışmasında, ince taneli olarak üretilmiş (VSMPO üretimi ortalama 1 µm tane boyutlu) Ti-64 sac malzeme ile konvensiyonel üretim (RMI üretimi ortalama 6 µm tane boyutlu) Ti-64 sac malzemenin SPF prosesini; optimum şekillendirme sıcaklığı, incelme özellikleri, α-case tabakası oluşumu ve şekillendirme hızları açısından değerlendirmiştir. Çalışma sonunda ince taneli alaşım kullanılmasının; kalıp ömrünü önemli ölçüde uzattığı, yüzey kalitesinde iyileşme sağlandığı ve baskı plakası ömrünü % 50 arttırdığı belirtilmiştir. Bunlara ek olarak ısıtıcı ömrünün 2 katına çıktığı, üretim süresinin % 44 azaldığı ve şekillendirilmiş parçalar arasındaki kalınlık farklarının % 17 oranında iyileştiği gözlemlenmiştir [17].

Literatürde SPF prosesinin Ti-64 alaşımının yorulma ve çatlak oluşumuna etkileri de deneysel olarak incelenmiştir. Jeong vd. 3 mm kalınlığındaki sac numuneleri 450, 600 ve 900 °C'de vakum ortamında fırınladıktan sonra 25 ve 200 °C sıcaklıklarda yorulma ve çatlak ilerleme testleri uygulamışlardır. SPF prosesi sürecinde yüksek sıcaklığa maruz kalan numunelerin yüzeyinde α-case tabakası oluştuğu belirlenmiştir. Bu durumunun oda koşullarında ve yüksek sıcaklıklarda Ti-64 alaşımının yorulma özelliklerini önemli ölçüde etkilediği ve yüzey alanı boyunca çatlak oluştuğu gözlemlenmiştir. Şekil 2.5'te verilen SEM görüntülerinde, 25 °C'de yorulma testine tabi tutulmuş numunelerin çatlak başlama alanları ve α-case tabakası gösterilmiştir [18].



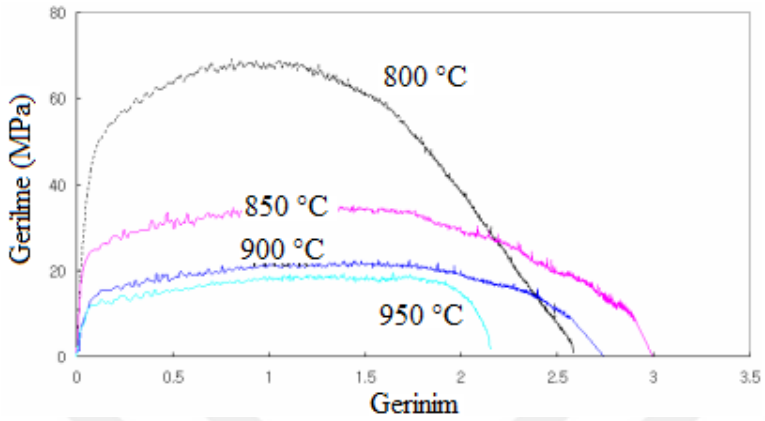
Şekil 2.5. 25 °C'de yorulma testine tabi tutulmuş numuneler a) SPF uygulanmamış b) SPF uygulanmış c) SPF uygulanmış ve α-case tabakası oluşmuş [18].

Difüzyon kaynağı (DB) ile bütünleşik SPF prosesi, büyük ve karmaşık bileşenlerin üretilmesine imkan sağlayan yeni bir üretim metodudur. Bu imalat yöntemi geleneksel perçinli titanyum yapılara kıyasla ürün ağırlığında % 30 ve üretim maliyetlerinde % 50'ye kadar avantaj sağlayabilmektedir. Literatürde SPF ve DB işlemlerinin beraber uygulanmasıyla üretim maliyetlerinin ve ürün ağırlıklarının azaltılmasının amaçlandığı çalışmalar da mevcuttur [19].

Hefti çalışmasında, VSMPO üretimi ortalama 1 μm ince taneli olarak üretilmiş Ti-64 sac malzemenin SPF / DB prosesine olan avantajlarını araştırmıştır. İnce taneli bu alaşımın yaklaşık 750 °C - 775 °C arasındaki sıcaklıklarda SP özelliği gösterdiği belirtilmiştir. Çalışma sonucunda; bu sıcaklık aralığının kalıp ömrünü uzattığı, α-case tabakası oluşumunu azalttığı gözlemlenmiştir. Bunlara ek olarak, nispeten düşük SP sıcaklıklarında diğer standart tane boyutundaki alaşımlarla da SPF / DB prosesinin uygulanabileceği belirtilmiştir [20].

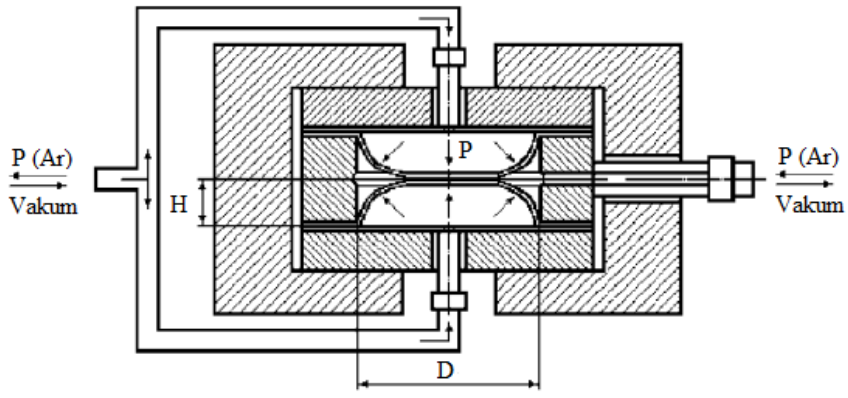
Lee vd. çalışmalarında, endüstriyel uygulamalar için beraber uygulanabilen SPF ve DB proseslerinin malzeme ve işlem parametrelerini incelemişlerdir. 1,6 mm ve 2 mm kalınlığındaki Ti-64 numuneler ile 10^{-4} - 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızlarında ve 850 °C ila 950 °C sıcaklık aralığında çekme testleri gerçekleştirilmiştir. Sıcak çekme testlerinin sonuçları Şekil 2.6'da verilmiştir. Deney sonuçlarına göre en yüksek uzama değeri 850 °C sıcaklıkta ve 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında elde edilmiştir. Bununla birlikte en uygun DB koşulunun 1

saat argon gazı ortamında 875 °C sıcaklıkta ve 4 MPa basınç uygulanarak elde edildiği belirtilmiştir [21].



Şekil 2.6. 10^{-4} s^{-1} deformasyon hızında sıcak çekme testi sonuçları [21].

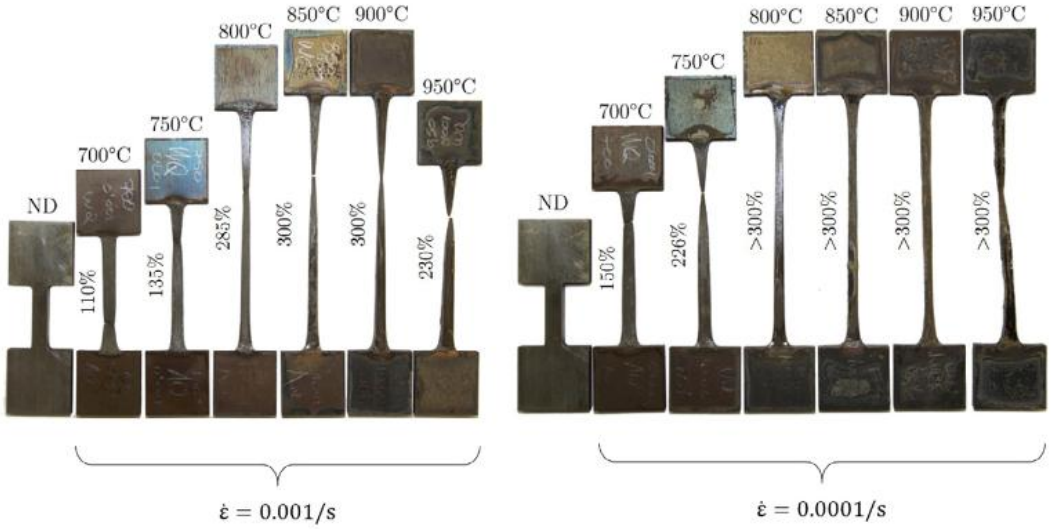
Kaibyshev vd. çalışmalarında deneysel olarak, Ti-64 numunelerin SP durum altında şekillendirilebilirliğini ve kaynaklanabilirliğini incelemişlerdir. Ortalama tane büyüklüğü 0,5 µm (State 1) ve 0,8 µm (State 2) olan numuneleri şekillendirmek için, silindir boşluğunun çapı 30 mm ve farklı gerinim değerleri vermek için derinliği 5, 10 ve 15 mm olan bir kalıp kullanmışlardır. Bu kalıp kullanılarak gerçekleştirilen deneyde, numuneler 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında 700 °C sıcaklıkta SP halde şekillendirmişlerdir. Tane boyutunun küçülmesinin SPF sıcaklığını düşürdüğü belirtilmiştir. Kaynaklanabilirliği gözlemlemek için Şekil 2.7'de verilen düzenek kullanılarak DB prosesi uygulamışlardır [22].



Şekil 2.7. SPF ve DB proseslerine ait deney düzeneği [22].

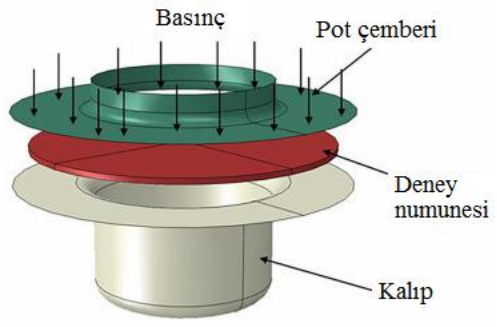
Literatürde SPF prosesinin sayısal modellemesinin yapıldığı çalışmalar da mevcuttur. Alabort vd, Ti-64 alaşımındaki SP özelliğini tek eksenli sıcak çekme testleri sonuçlarından

elde edilen verilere dayalı olarak modellemişler ve bu modeli içi boş, hafif ürünlerin imalatına yönelik bir üretim sürecini simüle etmek için kullanmışlardır. 25 mm uzunluğunda, 6 mm genişliğinde ve 5 mm kalınlığındaki deney numunelerine, 700 ila 900 °C'de 50 °C aralıklarla 10^{-5}, 10^{-4}, 10^{-3}, 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızlarında tek eksenli sıcak çekme testleri uygulamışlardır. SP özelliğinin 10^{-4}, 10^{-3} s^{-1} gerinim hızlarında ve 850 – 900 °C aralığında yüksek olduğu gözlemlenmiştir. Şekil 2.8'de 10^{-4}, 10^{-3} s^{-1} gerinim hızlarında sıcaklığa bağlı uzama miktarları verilmiştir. ABAQUS sonlu elemanlar modeli sonuçları ile deneysel test sonuçları karşılaştırılarak modelleme doğrulanmıştır. Çalışma sonunda elde edilen veriler ile içi boş, hafif bir kutu yapısının SPF prosesi ile üretilmesi analiz edilmiştir. 900 °C sıcaklık ve 10^{-4} s^{-1} deformasyon hızının ise bu modelleme için uygun değerler olduğu belirtilmiştir [23].

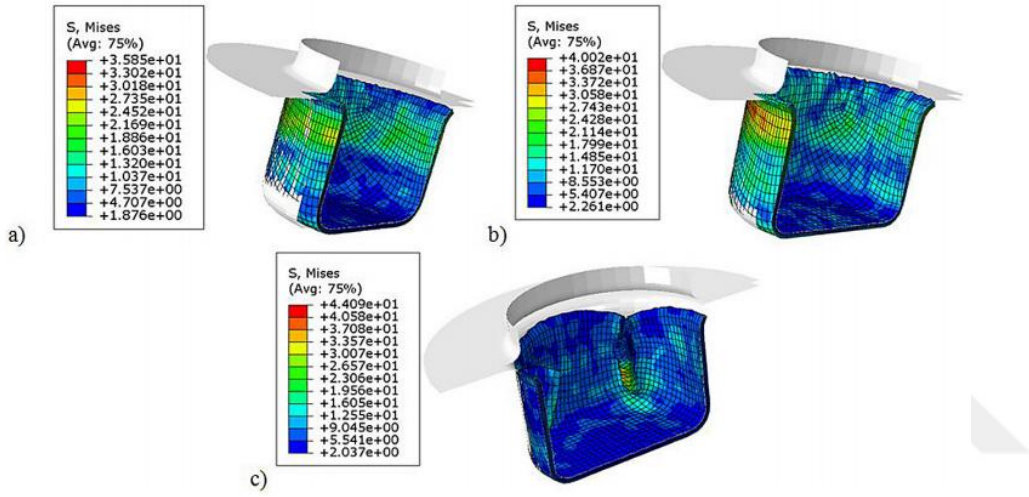


Şekil 2.8. 10^{-4}, 10^{-3} s^{-1} gerinim hızlarında sıcaklığa bağlı uzama miktarları [23].

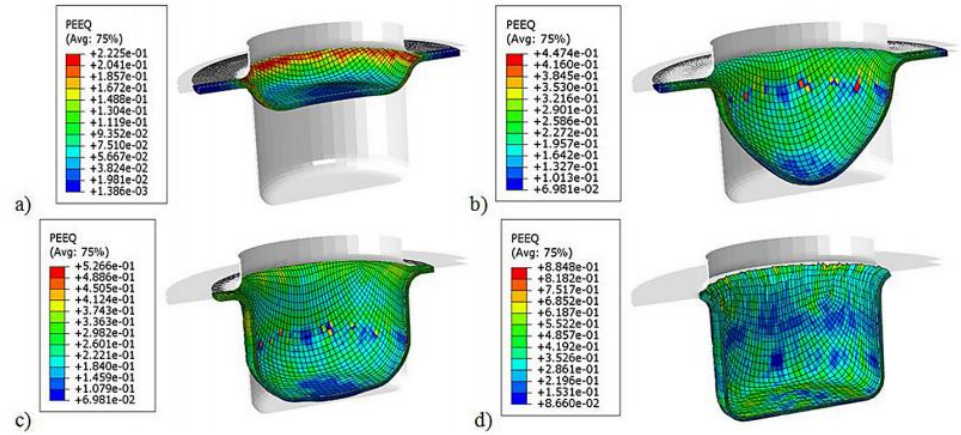
Skrzat ve Wójcik çalışmalarında, Ti-64 titanyum alaşımının süper plastik zımbasız derin çekme işleminin sayısal simülasyonlarını yaparak sonlu elemanlar yöntemi ile analiz etmişlerdir. Şekil 2.9'da tasarlanan süper plastik şekillendirme kalıbının detayları verilmiştir. 10^{-4} – 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızlarında 382 °C'de tek eksenli bir gerilim testine tabi tutulan deney numunelerinin SP davranışından elde edilen gerilim-gerinim eğrileri ABAQUS simülasyon programına tanıtılmıştır. Ardından, zımbasız SP derin çekme işlemi analiz edilmiştir. Sayısal simülasyonlarda farklı yük ve basınç değerleri incelenmiştir. Proses parametrelerinin şekillendirmeye ve şekillendirme kalitesi üzerindeki etkileri incelenmiştir. Şekil 2.10 ve Şekil 2.11' de şekillendirme basıncına göre ve uygulama zamanına göre simülasyon sonuçları verilmiştir [24].



Şekil 2.9. Tasarlanan SPF kalıbı ve montaj görüntüsü [24].



Şekil 2.10. Ti-64 titanyum alaşımı deney numunesinin Von Mises geriliminin dağılımı a) 5 MPa b) 8 MPa c) 10 MPa [24].



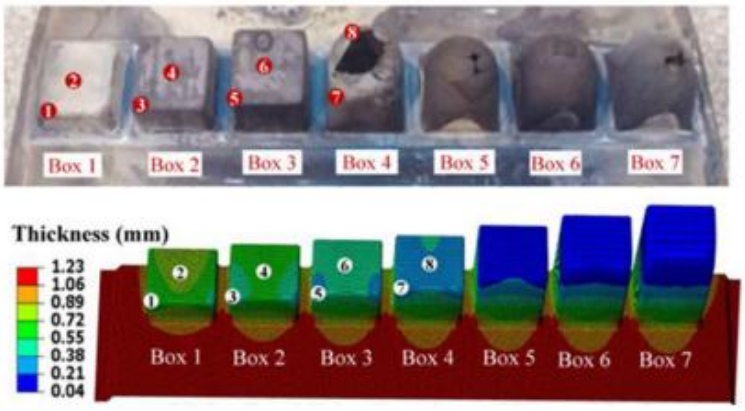
Şekil 2.11. Zamana göre plastik gerilimlerin değişimi a) 0,06 sn b) 0,1 sn c) 0,2 sn d) 1,0 sn [24].

2.2. Farklı Malzemelerde Süper Plastik Şekillendirme Çalışmaları

Literatürde farklı alaşımların SP özelliklerinin geliştirilmesine yönelik çalışmalar da mevcuttur. Genellikle farklı titanyum alaşımları ile magnezyum ve alüminyum alaşımları üzerine çalışmalar yapıldığı gözlemlenmiştir.

Mandal vd çalışmalarında, TIMETAL-54M (Ti-5Al-4V-0.6Mo-0.4Fe veya Ti54M) titanyum alaşımının havacılık endüstrisi içinde uygulanabilirliğini değerlendirmek için SP özelliklerini araştırmışlardır. Ti54M ve Ti-64 alaşımlarının SPF karakteristikleri, 10^{-4} s^{-1} sabit deformasyon oranında ve sırasıyla 815 °C ve 925 °C sıcaklıklarda çekme testleri ile gözlemlenmiştir. Çekme numuneleri, SP deformasyonun ardından mikro yapı evrimini durdurmak için suya daldırılmış ve α fazı analizleri için SEM görüntüleri alınmıştır. Ti54M alaşımının, optimum α / β oranına sahip ~ 1,6 µm ince taneli mikro yapısı nedeniyle Ti-64 alaşımından yaklaşık 100 °C daha düşük bir sıcaklıkta SP özelliği gösterebildiği belirtilmiştir [25].

Yasmeen vd. çalışmalarında, TA15 titanyum alaşımının SP mekanizmalarını modellemiş ve SPF ile elde edilebilecek numune için en boy oranını araştırmışlardır. 1,2 mm kalınlığındaki TA15 numunelerin SP davranışını 880 – 940 °C sıcaklık aralığında ve 0,0005 – 0,01 s^{-1} gerinim oranında karakterize etmek için önce termo-mekanik çekme testleri yapmışlardır. Çekme testleri sonunda % 795'lik en fazla uzama değeri 920 °C sıcaklık ve 0,001 s^{-1} gerinim oranında, % 305'lik en düşük uzama ise 0,0005 s^{-1} gerinim hızında ve 900 °C sıcaklık parametrelerinde elde edilmiştir. Çalışma sonunda, yan yana olarak şekillendirilen 7 adet kutunun kalınlık değişimleri ile ABAQUS ile oluşturulan FE modelinden elde edilen kalınlık sonuçların uyumlu olduğunu tespit etmişlerdir. Çalışma sonunda şekillendirilen numuneler ile FE modelinden elde edilen kalınlık değişimleri Şekil 2.12'de verilmiştir [26].



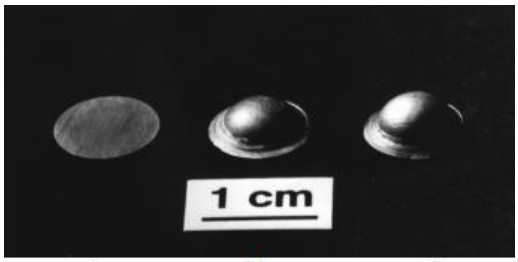
Şekil 2.12. TA15 alaşımının SPF ve FE analizine bağlı kalınlık değişimleri [26].

Trân vd çalışmalarında, Ti-3Al-2,5V alaşımı kullanılarak SPF prosesi ile sarmal şekilli bir boru üretmeyi amaçlamışlardır. LS-Dyna ile yapılan simülasyon çalışmasında, deformasyon hızı optimize edilerek şekillendirme basıncı-zaman eğrisi tanımlamışlardır. Geliştirilen kalıp ile 900 °C 'ye kadar şekillendirme sıcaklıkları ve 7 MPa'a kadar iç şekillendirme basınçları test edilmiştir. Deney verileri ile sayısal simülasyonların iyi bir uyum gösterdiği belirtilmiştir [27].

Çetin vd, SP özelliğe sahip Zn-22Al alaşımının oda sıcaklığındaki şekillendirilebilirliği deneysel ve sayısal olarak incelemişlerdir. Döküm yoluyla üretilmiş deney numunelerinin tane boyutu, 350 °C'de 4 tekrar ve oda sıcaklığında 4 tekrar olarak ECAP prosesi ile 200 nm'ye düşürülmüştür. Numunelerin SP davranışını gözlemleyebilmek amacıyla $1x10^{-1}$ s^{-1}, $1x10^{-2}$ s^{-1} ve $1x10^{-3}$ s^{-1} deformasyon hızlarında Erichsen testleri yapılmıştır. Ardından, MAT 64 "Strain rate power law plasticity" modeli ve LS-Dyna yazılımı ile sonlu elemanlar analizleri yapılmış, deneysel ve sayısal olarak elde edilen kalınlık değişimleri karşılaştırılmıştır. Deneysel ve sayısal sonuçlar, Zn-22Al alaşımının oda sıcaklığında SPF prosesi ile şekillendirilebildiğini göstermiş ve SPF prosesinin sonlu elemanlar yöntemi ile kabul edilebilir sınırlar içinde modellenebildiği belirtilmiştir [28].

Horita vd., çalışmalarında Al-3% Mg-0,2% Sc alaşımı döküm malzemeyi ECAP prosesiyle 8 tekrar presleyerek şiddetli plastik deformasyona tabi tutmuşlardır. Preslemeden sonra tane boyutu 0,2 µm olarak ölçülmüş ve 400 °C'de 10 dk bekletilerek 1,1 µm'ye çıkartılmıştır. 400 °C sıcaklıkta, $3,3x10^{-2}$ s^{-1} deformasyon hızında yaklaşık % 2280 uzama elde edilmiştir. Ardından, 0,3 mm kalınlığında kesilerek hazırlanan disk şeklindeki deney numuneleri SPF prosesi ile 1 MPa basınç altında 30 ve 60 sn sürelerle yarım küre biçiminde

şekillendirilmiştir. Şekillendirilmiş numunelerin etrafındaki seçilen noktalardan yapılan yerel kalınlıkların ölçümleri de makul ölçüde bir incelme gözlemlenmiştir. Şekil 2.13'te şekillendirilen numuneler gösterilmiştir [29].

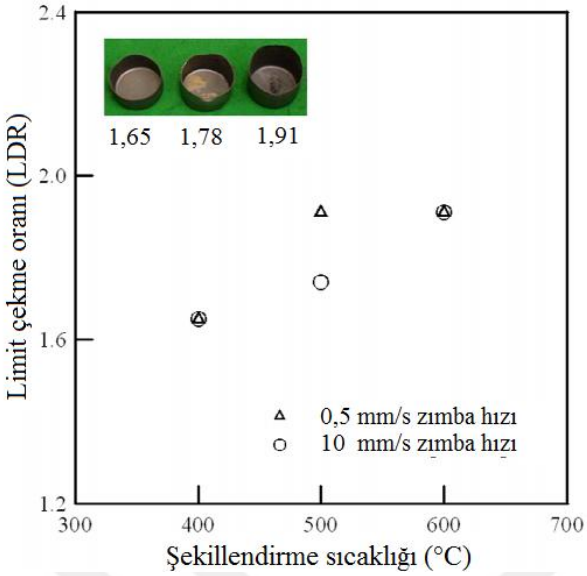


Şekil 2.13. Yüksek gerinim hızlarında süper plastik şekillendirme örnekleri a) deney numunesi b) 400 °C'de 30 sn şekillendirilme c) 400 °C'de 60 sn şekillendirilme [29].

Sivam ve çalışma arkadaşları, 1 mm kalınlığındaki AA2024 alüminyum sac metalin SPF tekniği kullanılarak şekillendirilebilirliğini ve yüzey boyunca kalınlık dağılımını incelemişlerdir. İki aşamalı gerçekleştirilen deneysel çalışmanın ilk aşamasında deney numuneleri fırın kullanılarak maksimum 348 °C'ye kadar ısıtılmıştır. İkinci aşamada ise 8 kg / cm^2 sabit basınçta hava üflemeli şekillendirme işlemi kullanılarak sac metalin istenilen şekle getirilmesi sağlanmıştır. Sac metalin şekillendirme sonrası kalınlık dağılımı analiz edilmiştir. Deneysel çalışmanın ardından sayısal analizi ABAQUS 6.12'de yapılmış ve analiz sonuçları deneysel sonuçlarla karşılaştırılmıştır [30].

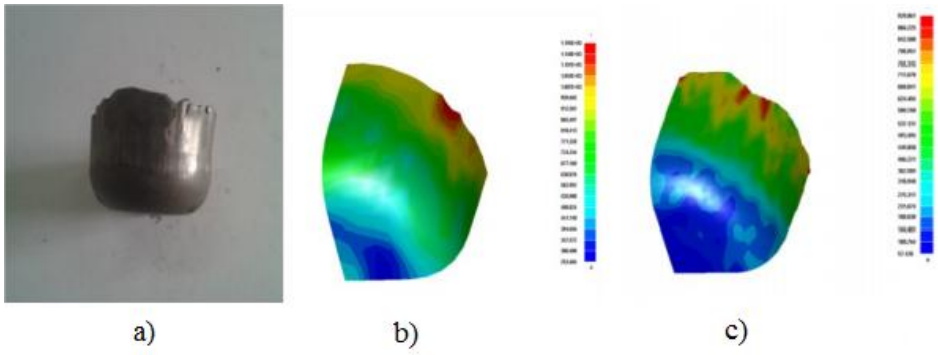
2.3. Titanyum Alaşımlarında Derin Çekme Çalışmaları

Titanyum ve alaşımları, sınırlı kayma kabiliyeti ve plastik anizotropisi nedeniyle şekillendirilmesi zor malzemelerdir. Titanyum ayrıca, yüksek sıcaklıklarda oksidasyon nedeniyle renk değiştirmeye meyillidir. Bu nedenle, titanyum ve alaşımlarının derin çekme işleminin 600 °C'nin altındaki sıcaklıklarda yapılması gerekmektedir. Park vd. çalışmasında, Ti-64 sacın çekilebilirliğini şekillendirme sıcaklığı, şekillendirme hızı ve baskı kuvveti gibi proses parametreleri açısından değerlendirmişlerdir. Deneysel çalışmalarda kalıp boşluk çapları, 10 mm aralıklarla 110 mm'den 160 mm'ye kadar ve zımba hızı ise 0,5 ve 10 mm/sn olarak kullanılmıştır. Deneyler 400, 500 ve 600 °C sıcaklıklarda gerçekleştirilmiştir. LDR'nin artan sıcaklıkla arttığı, ancak şekillendirme hızı ile önemsiz bir şekilde değiştiği gözlemlenmiştir. LDR'nin sıcaklığa göre değişimi Şekil 2.14'te verilmiştir [31].



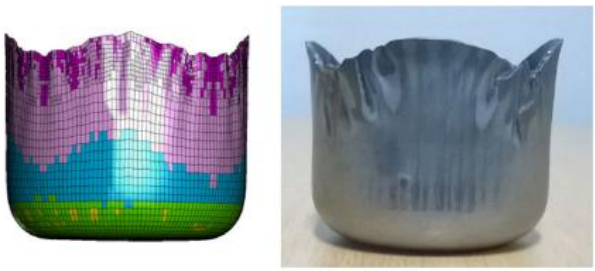
Şekil 2.14. Ti-64 malzemede LDR'nin sıcaklığa ve zımba hızına göre değişimi [31].

Kotkunde vd., çalışmalarında 0,9 mm kalınlığındaki Ti-64 alaşımının 400 °C sıcaklıkta derin çekilebilirliğini ve şekillendirme kusurlarını sayısal ve deneysel yöntemlerle araştırmışlardır. Akma kriterleri için gerekli olan mekanik özellikler tek eksenli sıcak çekme testi kullanılarak belirlemişlerdir. Bu kriterler, Hill 1948 ve Cazacu Barlat anizotropik modeller ile LS-Dyna sonlu elemanlar yazılımı ile çözümlenmiştir. Sayısal çalışma sonuçlarını, deneysel olarak doğrulamak için 400 °C' de derin çekme deneyleri yapılmıştır. Deneysel çalışma sonunda, 54 mm ilkel çaptaki deney numunelerinin 1,8 çekme oranıyla başarılı bir şekilde çekilebildiği gözlemlenmiştir. Ayrıca, kalınlık dağılımının ve kulaklanmanın Cazacu Barlat modeli ile daha doğru modellenebildiği belirtilmiştir. Deney sonuçlarının karşılaştırılması Şekil 2.15'te gösterilmiştir [32].



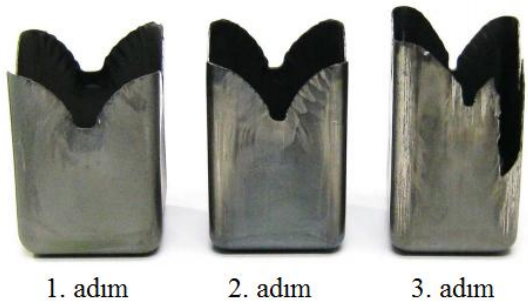
Şekil 2.15. 400 °C' de derin çekme deneyleri a) deneysel derin çekme numunesi b) Hill 1948 modeli c) Cazacu Barlat modeli [32].

Ti-64’ün deneysel ve sonlu elemanlar yöntemiyle şekillendirilebilirliğinin araştırıldığı benzer bir çalışmada da Athale vd., 150, 200, 250, 300, 350 ve 400 °C sıcaklıklarda Ti-64'ün derin çekilebilirliğini sayısal ve deneysel çalışmalarla araştırmışlardır. Analitik formül için Hill 1948, Barlat 1989 ve Barlat Yld2000-2d olmak üzere üç ayrı model kullanmışlardır. Analitik modeller, deneysel sonuçlar ve FE simülasyonları kullanılarak doğrulanmıştır. Barlat Yld2000-2d modelinin hem analitik hem de simülasyonlar için Ti-64’ün derin çekmesinde kulaklanmayı çok daha doğru analiz ettiği belirtilmiştir. Şekil 2.16’da 250 °C sıcaklıkta Yld2000-2d modeli kullanılarak elde edilen sayısal sonuç ile deneysel sonucun karşılaştırılması verilmiştir [33].



Şekil 2.16. 250 °C’ de Yld2000-2d modeli kullanılarak elde edilen sayısal sonuç ile deneysel sonucun uyumu [33].

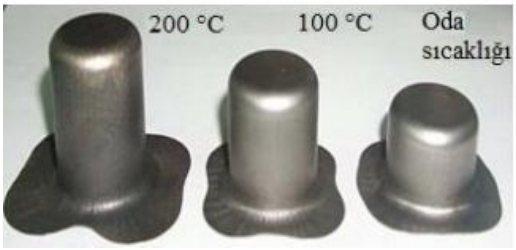
Saf titanyum, oda sıcaklığında çok iyi sünekliğe sahiptir. Bu nedenle özellikle, derin çekme işlemi gibi sac şekillendirme işlemlerine uygundur. Ancak, derin çekme ile şekillendirme proseslerinde proses sınırının oluşumu şekillendirilebilirliği olumsuz etkilemektedir. Harada ve Ueyama çalışmalarında, kare biçimli çok aşamalı derin çekme prosesinde 0,5 mm kalınlığındaki Grade 2 saf titanyum sacın şekillendirilebilirliğini deneysel olarak araştırmışlardır. Sac malzemenin kalıba tutunmasını önlemek amacıyla, saf titanyum levhalar 650 °C sıcaklıkta 60 ve 120 dk ısıl işlem uygulanarak yüzeyin 0,0015 mm oksit tabakası kaplanması sağlanmıştır. Bu tabaka sayesinde sac malzemelerin şekillendirme sırasında kalıpla doğrudan temas halinde olması engellenmiştir. Ancak, çok aşamalı derin çekme prosesinde ilk iki aşama başarıyla çekilirken üçüncü aşamada numune yırtılmıştır. Deney numunelerinin görüntüleri Şekil 2.17’de verilmiştir. Çekilebilirliği artırmak ve önceki adımlarda aşınan oksit tabakasını yenileme için üçüncü aşama öncesinde numunelere 650 °C sıcaklıkta 120 dk ısıl işlem uygulanmıştır. Derin çekme işlemi, ara tavlama ısıl işlemi ile on aşamaya kadar başarıyla gerçekleştirilmiştir. Titanyum levhanın oksit kaplanmasının, çok aşamalı derin çekme işlemlerinde sac malzemenin kalıba tutunmasını önleme konusunda yeterli olduğu belirtilmiştir [34].



Şekil 2.17. Oksit tabaka ile kaplanmış saf titanyum levhaların çok aşamalı derin çekme görünümleri [34].

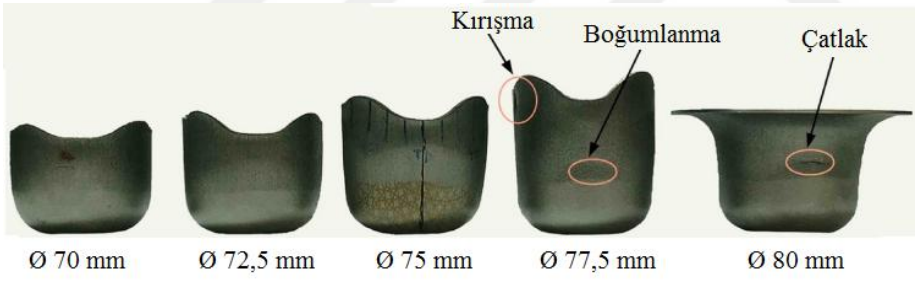
Harada ve çalışma arkadaşları diğer bir çalışmalarında, Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al titanyum alaşımlı sac levhanın şekillendirilebilirliğini artırmak için çok aşamalı bir derin çekme işlemi uygulamışlardır. Derin çekme işlemi sırasında sac malzemenin kalıba tutunmasını önlemek ve yüzey pürüzlülüğünü iyileştirmek için yağlayıcıların yanında numunelerin yüzeyinde oluşan oksit tabakasından da faydalanılmıştır. Çok aşamalı derin çekme işleminde, yüzey pürüzlülüğü ve sertliğin şekillendirilebilirlik üzerindeki etkileri incelenmiştir. Oksit tabakanın oluşması için numuneler, 750 °C'de 5 dk bekletilmiştir. İşlemin üçüncü aşamasında şekillenebilirliği geliştirmek için, çekilen numuneler 750 °C'de 5 dk ara tavlama işlemden geçirilmiş ve yeniden oksit tabakası oluşması sağlanmıştır. Ara tavlama sayesinde numuneler, altı aşamada başarıyla şekillendirilerek uzun bir titanyum kap oluşturulmuştur [35].

Ticari saf (CP) titanyum sac numunelerin şekillendirilebilirliğinin deneysel olarak araştırıldığı benzer bir çalışmada Chen vd. 0,5 mm kalınlığındaki Grade 1 CP titanyum numuneleri oda sıcaklığından 300 °C'ye kadar çeşitli sıcaklıklarda ısıtmışlar ve şekillendirme sınırlarını belirlemek için V-bükme ve derin çekme testleri gerçekleştirmişlerdir. Çalışmalarında malzemenin mekanik özellikleri incelenmiş ve malzemenin oda sıcaklığında daha yüksek bir akma gerilimine ve daha az bir uzama değerine sahip olduğu, ancak 300 °C'ye kadar ısıtıldığında uzama miktarında artış olduğu gözlemlenmiştir. LDR ve çekme derinliği değerleri sırasıyla, oda sıcaklığında 2,2 ve 20 mm; 100 °C'de 2,4 ve 29 mm iken 100 °C'den 200 °C'ye sıcaklık arttıkça, bu değerlerin hızla arttığı ve 2,9 ve 40 mm olarak ölçüldüğü belirtilmiştir. Şekillendirilen numunelerin çekme derinliği değişimi Şekil 2.18'de verilmiştir [36].



Şekil 2.18. CP titanyum malzemelerin sıcaklığa göre derin çekilebilirliğindeki değişim [36].

Singh vd., bu çalışmada, 1 mm kalınlığındaki CP Ti sacın şekillendirilebilirliğini, derin çekme yöntemi ile araştırmışlar ve farklı ilkel çaplarda maksimum LDR değerini 2,143 olarak bulmuşlardır. Anizotropi özelliklerinin farkını değerlendirmek için farklı yönlerde çekme ve basma testleri yapılmış ve bu veriler CPB06 sayısal modelini geliştirmek için kullanılmışlardır. Geliştirilen CPB06 anizotropi plastisite teorisi bir FE modelinde uygulanarak, homojen olmayan malzeme akışı, kulaklanma kusuru ve kalınlık dağılımı başarılı bir şekilde tahmin edilmiş ve sonuçların deneysel sonuçlar ile uyum içinde olduğu belirtilmiştir. Şekil 2.19'da deneysel çalışma sonuçları verilmiştir [37].



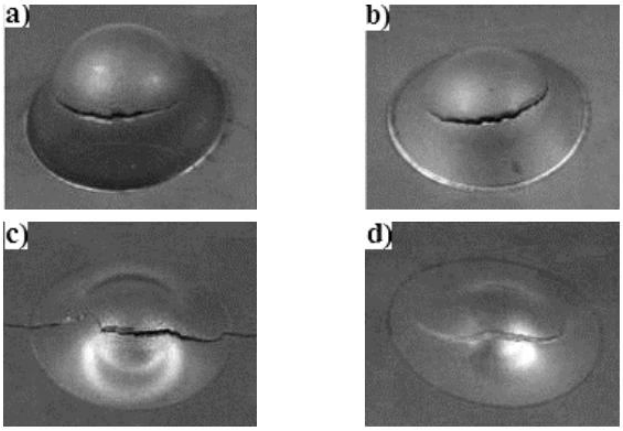
Şekil 2.19. CP titanyum malzemelerin derin çekilmesi [37].

Port vd., kozmetik endüstrisi için tasarlanmış CP titanyum malzemeden bir kapağın derin çekme ile şekillendirilebilirliğini optimize etmek için 3D sonlu eleman modelini geliştirmişlerdir. Sayısal sonuçların uygunluğunu görebilmek için yapılan deneysel çalışmalarda, 0,5 mm kalınlığında titanyum sac malzeme kullanılmıştır. 60, 64 ve 68 mm ilkel çaplardaki numunelerle yapılan deneylerde maksimum LDR değeri 2,11 olarak tespit edilmiştir. Karşılaştırılan sonuçlar, geri esneme değerlerini de göz önüne alan bir sayısal modelin, derin çekme işlemi sırasında numunelerin davranışını doğru bir şekilde tahmin ettiğini göstermiştir [38].

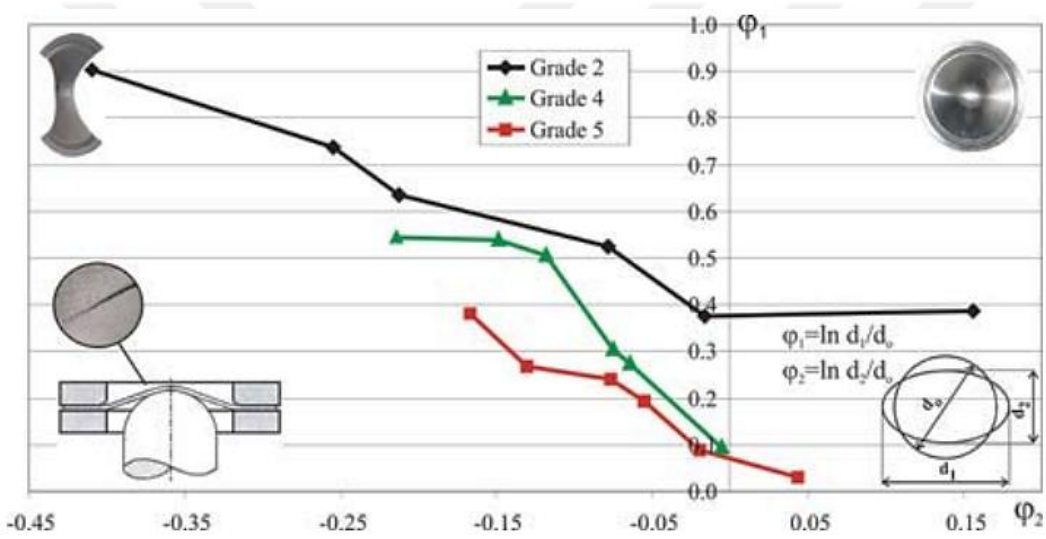
CP malzemelerin araştırıldığı bir diğer çalışmada da Liu ve Chou, Grade 4 CP titanyum sac malzemeye iki farklı sıcaklıklı derin çekme prosesini uygulamışlardır. 25, 100, 200, 300 ve 400 °C'de ısıtılmış kalıba yerleştirilen numuneler, derin çekme işlemi sırasında su ile soğutulan zımba ile şekillendirilmişlerdir. Şekillendirme sınırı incelendiğinde, kalıp sıcaklığının ortam sıcaklığından 400 °C'ye çıkıldığında çekilmiş numunelerin yüksekliğinin yaklaşık iki kat arttığını gözlemlemişlerdir [39].

Venugopal vd. yaptıkları çalışmada, ilkel çapı 74 mm ve 0,9 mm kalınlığı olan Ti-64 alaşımı numuneler ile silindirik bir kap oluşumu sırasında meydana gelen hataları araştırmak için 150 °C – 400 °C sıcaklık aralığında derin çekme ve yeniden çekme deneyleri yapmışlardır. Derin çekme işleminde 200, 250, 300, 350, 400 °C sıcaklıklarda ve yeniden çekme işleminde ise yalnızca 400 °C'de mükemmel şekillendirilmiş kapların oluşturulabildiği gözlemlenmiştir. Yeniden çekme işleminde diğer kapların, çatlak ilerlemesi nedeniyle başarısız olduğu gözlemlenmiştir. Ayrıca, Ti-64 alaşımının 150 °C'ye kadar olan sıcaklıklarda şekillendirilebilirliğinin zayıf olduğu belirtilmiştir. Bu nedenle, maksimum LDR'ye 400 °C'de ulaşılmış, derin çekme için 1,947 ve yeniden çekme için 2,642 değerleri bulunmuştur. Ancak, bu değerlerin diğer yapısal alaşımlarla karşılaştırıldığında düşük olduğu açıklanmıştır [40].

Adamus vd. çalışmalarında, Grade 2, Grade 4, Ti-64 ve Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn titanyum alaşımlarının mekanik ve şekillendirilebilirlik özelliklerini incelemişlerdir. Titanyum sac malzemelerin, soğuk şekillendirme ile neredeyse şekillendirilemediği ve ortam sıcaklığında konvansiyonel olarak sadece Grade 1 ve Grade 2 alaşımların şekillendirilebildiği belirtilmiştir. LDR grafiği için numunelere Erichsen testi yapılmıştır. Şekil 2.20'de Erichsen testi numunelerinin görüntüleri verilmiştir. Bununla birlikte, çok yüksek geri esnemesi nedeniyle Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn alaşımı için LDR belirlenememiştir. Şekil 2.21'de de numunelere ait oluşturulan LDR grafiği verilmiştir. Titanyum alaşımlarının şekillendirme işlemleri sırasında literatüre tam olarak yansımayan birçok problemin üstesinden gelinmesi gerektiği belirtilmiştir [41].



Şekil 2.20. Erichsen testi numunelerinin görüntüleri [41].



Şekil 2.21. Numunelerin LDR grafiği [41].

Literatürde farklı gradelerde titanyum alaşımlarının SP özellikleri üzerine çok sayıda analiz çalışması bulunmaktadır. Literatür çalışmalarının yanı sıra sıcak deformasyonun mikro yapıya etkileri de sıklıkla deneysel olarak incelenmiştir. Bu tez çalışmasında diğer çalışmalardan farklı olarak, klasik SPF ile HSRS şekillendirme proseslerinin testler ile incelenmesinin yanı sıra deformasyon mekanizmaları ve derin çekme ile şekillendirilebilirliği de araştırılmıştır. Çok geniş bir sıcaklık aralığında sık aralıklar ile sıcaklık değerleri belirlenerek hem düşük hem de çok yüksek sıcaklıkların ve farklı deformasyon hızlarının mikro yapı ve deformasyon mekanizmaları üzerindeki etkileri adım adım incelenmiştir. Yine literatürden farklı olarak zımbalı sıcak şekillendirme değil, bilgisayar kontrollü bir SPF tezgahında analiz verilerine uygun olarak HSRS şekillendirme yapılmıştır.

3. TEORİK KAVRAMLAR VE KAVRAMSAL TEMELLER

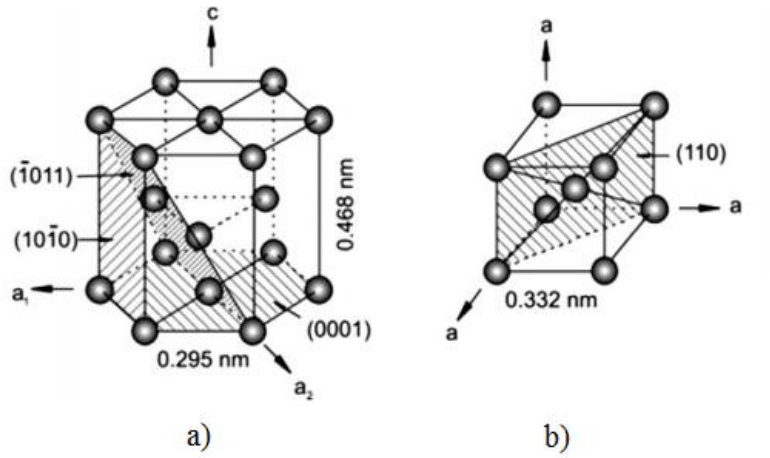
Bu bölümde, titanyum alaşımları ve özelikleri, süper plastik davranış, SPF prosesi, HSRS şekillendirme prosesi ve derin çekme ile şekillendirme yöntemi ile şekillendirme kusurları açıklanmıştır.

3.1. Titanyum Alaşımları ve Özelikleri

Titanyum, yeryüzünde en bol bulunan dokuzuncu elementtir. Rutil, brukit ve anataz minerallerinde ve birçok demir cevherinde bulunmaktadır. Titanyum 18. yüzyılın sonlarında keşfedilmiş, ancak ergitme metodu 20. yüzyılın başlarında geliştirilmiştir. Titanyumun endüstriyel üretimi 1948'de başlamıştır. İlk olarak 1950'lerde havacılık uygulamaları için geliştirilen titanyum alaşımları, 1960'lardan sonra ise cerrahi implantlarda kullanılmıştır [42, 43].

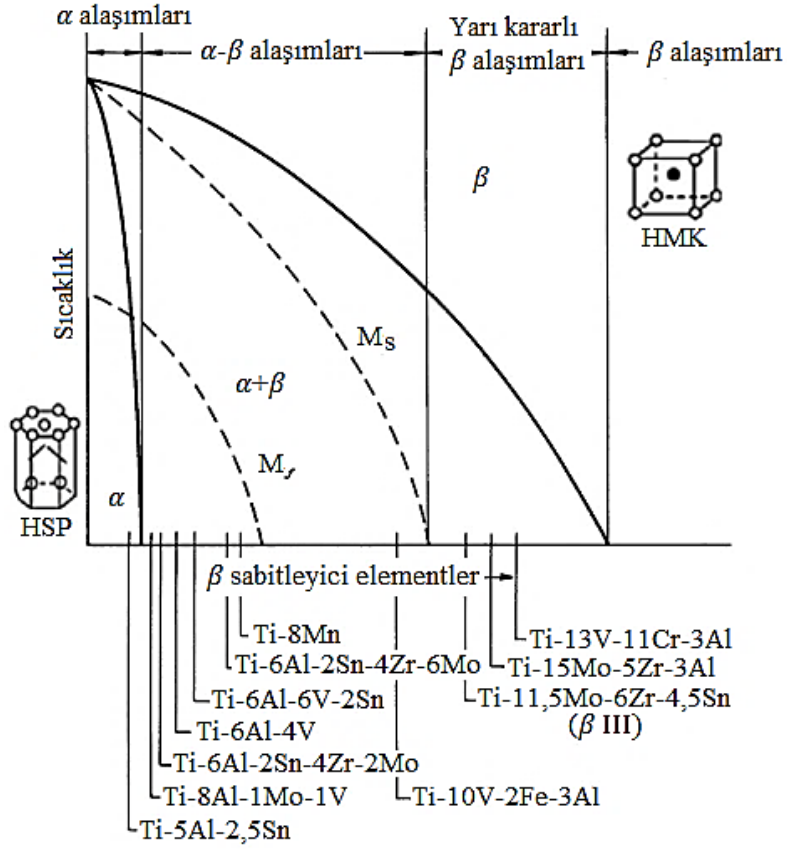
Alüminyum ve magnezyum genellikle hafif metaller olarak bilinse de titanyum da demirin yoğunluğunun yaklaşık % 60 kadarı (4,5 g/cm^3) bir yoğunluğa sahiptir. Bununla birlikte, titanyum alaşımları, akma dayanımı ve yoğunluk arasındaki ilişkiye göre hafif metal alaşımlar, çelikler, nikel alaşımlar vb. malzeme türleri ile karşılaştırıldığında daha yüksek dayanıma sahiptirler ve bu avantajlarını yaklaşık 500 °C sıcaklıkta bile koruyabilmektedirler. Hatta bazı titanyum alaşımlarının en yüksek çalışma sıcaklığı yaklaşık 550 °C ile 700 °C arasındadır. Bundan dolayı titanyum alaşımları gaz türbini ve jet motorlarının parçalarının üretimi için çok uygundur [44].

Titanyum farklı sıcaklıklarda, farklı kristal yapılara ve fazlara sahip allotropik bir malzemedir. Titanyum malzemeler, düşük sıcaklıklarda hegzagonal sıkı paket kristal yapıdaki (HSP) α fazındayken, 882 °C sıcaklığın üzerinde hacim merkezli kübik yapıdaki (HMK) β fazına geçmektedir. HSP α titanyum ve HMK β titanyumun kristal yapısı Şekil 3.1'de şematik olarak gösterilmektedir [45].



Şekil 3.1. Titanyum kristal yapısı a) HSP α fazı b) HMK β fazı [45].

Bu yapı geçişi nedeniyle titanyum alaşımları; α, yakın α, α+β ve β olarak dört farklı fazda sınıflandırılmaktadır. Ayrıca, titanyum β dönüşüm sıcaklığını yükseltmek veya düşürmek için mikro yapısal stabilizatörlerin ilavesiyle titanyum alaşımları oluşturulmaktadır. Alaşım elementlerinin faz değişimine etkisi Şekil 3.2'de verilmiştir [46, 47].



Şekil 3.2. Alaşım elementlerinin faz değişimine etkisi [47].

α fazı alaşımlar, α stabilizatörleri (Al, O, N, C) ve nötr elementler (Sn, Zr) içermektedirler ve bu nedenle α fazlı bir mikro yapıya sahiptirler. Oksijen içeriğine göre Grade 1-4 arasındaki dört farklı CP alaşımı α fazı alaşımlarındandır. HSP kristal yapısına rağmen, α fazı alaşımları oda sıcaklığında mükemmel sünekliğe ve şekillendirilebilirliğe sahiptirler. Bununla birlikte, CP titanyum alaşımları, yüksek artık gerilmenin ve yüksek geri esneme seviyelerinin oluşmasına katkıda bulunan güçlü pekleşme oranı nedeniyle genellikle soğuk şekillendirilemezler. Geri esneme miktarı, sıcak şekillendirme yoluyla önemli ölçüde azaltılabilmektedir. α alaşımları esas olarak korozyon direnci gereken uygulamalarda ve kriyojenik işlemlerde kullanılmaktadır. Bu dereceler, korozyon direnci, süneklik ve mukavemet açısından farklılık gösterirler. Alaşımların kimyasal kompozisyonları ve mekanik özellikleri Çizelge 3.1'de verilmiştir [48-50].

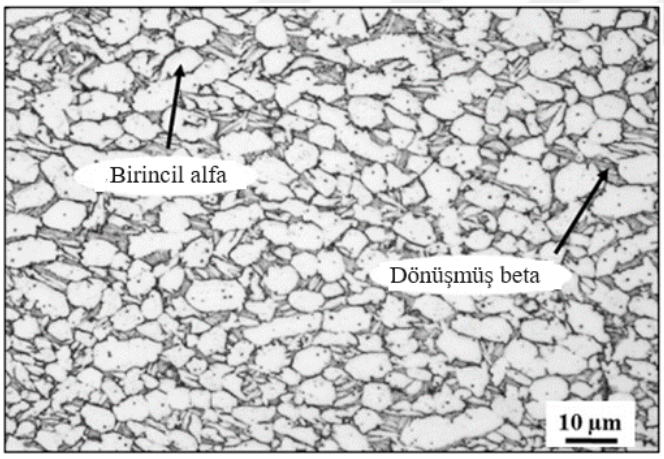
Çizelge 3.1. Titanyum alaşımlarının kimyasal kompozisyonları ve mekanik özellikleri [50].

	CP Grade 1	CP Grade 2	CP Grade 3	CP Grade 4
% Ti	99			
% O	0,18	0,25	0,35	0,4
% Fe	0,2	0,2	0,2	0,3
% Ni	0,03	0,03	0,05	0,05
% H	0,15	0,15	0,15	0,15
% C	0,1	0,1	0,1	0,1
Max. çekme gerilmesi (MPa)	240	340	450	550
Akma gerilmesi (MPa)	170	275	380	480
Kopma uzaması %	25	20	18	15

Yakın α fazı alaşımları, α fazı stabilizatörleri olarak bilinen Al ve O gibi elementleri fazla miktarda, Mo ve V gibi β fazı stabilizatörlerini ise maksimum % 2 oranında içermektedirler (Ti-8Al-1Mo-1V gibi). Bu alaşımlar mikro yapıda bir miktar β fazı içerse de α+β alaşımlarından daha çok α alaşımları gibi davranırlar. Ancak farklı olarak, 400-550 °C'ye varan çalışma ortamlarında kullanılabilirler. Örneğin, bir yakın α alaşımı olan Ti-6242Si alaşımı, uçak motorlarında kompresör parçalarının imalatında kullanılmaktadır [51-53].

Diğer bir alaşım grubu olan α+β titanyum alaşımları, genel yapısal alaşımlardır. Bu alaşımlar, bileşimlerinde α ve β fazlarının kararlılığını artıran bir ya da daha fazla stabilizatör alaşım elementlerini içerirler. Bu tip alaşımlarda ısıl işlem sonrasında da yüksek süneklik,

homojenlik ve yüksek dayanım sağlanmaktadır. Ti-64 alaşımı en çok bilinen α+β titanyum alaşımıdır. Bu alaşım ilk olarak 1954 yılında, titanyum içerisindeki α fazını dengelemek üzere % 6 Al ve β fazını dengelemek üzere de % 4 V eklenmesi ile bulunmuştur. Ti-64 alaşımı, Grade 5 titanyum olarak da adlandırılmaktadır. Ti-64 alaşımı; düşük sıcaklıkta yüksek mukavemet, mükemmel mekanik işlenebilirlik ve kaynak edilebilme özelliklerini taşımaktadır. Bu alaşımın kullanımı havacılık, uzay ve medikal sanayilerinde % 80, bu sanayi dallarının dünya çapındaki kullanımında ise % 50'den fazla paya sahiptir. Aynı zamanda Ti-64, yüksek biyo uyumluluğu ve optimum mekanik özeliklere sahip olması nedeniyle ortopedik implant üretiminde en çok kullanılan malzemedir. Ancak bu olumlu özelliklerinin yanında kayma, sertlik ve aşınmadaki zayıf performansı ile tedarik edilebilirliğinin zor olması gibi olumsuz özellikleri de vardır. Şekil 3.3'te gösterildiği gibi, Ti-64 alaşımı dönüştürülmüş β matris içinde birincil α taneleri ve uzatılmış α iğnelerinden oluşan eş eksenli bir mikro yapıya sahiptir. β fazı, birincil α taneleri ve tane sınırlarının üçlü noktaları arasında dağılmıştır [54-59].



Şekil 3.3. Ti-64 alaşımının alındığı haliyle mikro yapısı [59].

β alaşımları, titanyum alaşımlarının en ilgi çekici gruplarından biri olarak tanımlanmaktadır. Bu alaşımlar arasında kararlı β, yarı kararlı β ve β açısından zengin α+β alaşımları bulunur. Artan ısıl işlem kabiliyetleri, geniş ve benzersiz mukavemet-ağırlık oranları, yüksek sertleşme potansiyeli ve HMK yapılarının sonucu olan doğal süneklik özellikleri nedeniyle α+β alaşımlarına iyi bir alternatif olmaktadırlar. Tüm bunlara ek olarak, α+β alaşımlarına kıyasla üstün yorulma direncine sahiptirler. Bu üstün özelliklerinden rağmen, β titanyum alaşımlarının geniş ölçekte benimsenmesi, çok yüksek maliyetleri nedeniyle sınırlı kalmıştır. Bu alaşımların maliyetlerini otomobil ve havacılık dışı uygulamalar için rekabet edilebilecek

şekilde düşürmek için; Mo, Cr ve V gibi pahalı β stabilizatörlerin yanında düşük maliyetli ferromolibden ilavesini kullanılmaktadır. Nispeten düşük maliyetli Ti–4,5Fe–6,8Mo–1,5Al alaşımı mükemmel işlenebilirliğe ve mekanik özelliklere sahiptir [60-63].

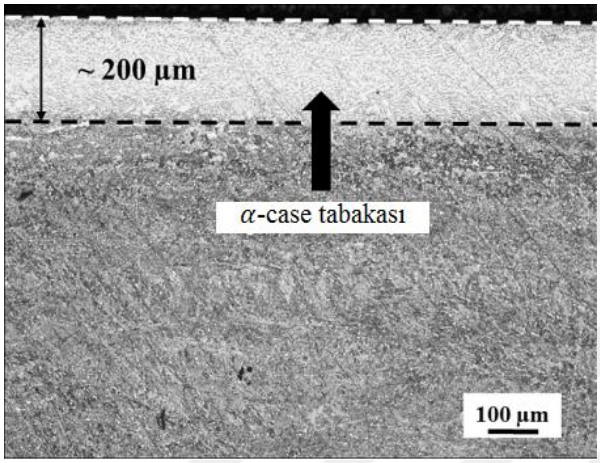
Genel olarak endüstriyel uygulamalarda titanyum alaşımının seçimi, mikro yapı dönüşümüne göre yapılmaktadır. Çizelge 3.2'de genel titanyum alaşımları ve kullanım yerleri verilmiştir [64].

Çizelge 3.2. Bazı titanyum alaşımlarının endüstriyel uygulama alanları [64].

Alaşım	Karakteristik	Önemli Uygulama Alanları
Alaşımsız Ti (α alaşımı)	Şekillendirilebilirliği ve kaynaklanabilirliği oldukça yüksek	Isı değiştiricileri, kimya endüstrisi
Ti-5Al2,5 Sn (α alaşımı)	İyi kaynaklanabilirlik ve kararlılık, 480 °C sıcaklığa kadar kararlı mukavemet	Jet motor ve türbin motor uygulamalarında
Ti-6Al-2Sn-4Cr-2Mo (Yakın α)	Mükemmel sürünme dayanımı, yüksek tokluk ve mukavemet	Gaz türbin motorlarında, uçak dış kaplama parçalarında
Ti-5,8Al-4Sn-3,5Zr-0,7Nb-0,5Mo-0,3Si (Yakın α)	Kaynaklanabilirlik, yüksek sıcaklıkta geliştirilmiş yorulma dayanımları	Maksimum 590 °C sıcaklıklardaki endüstriyel uygulamalarda
Ti-6Al-4V (α+β)	Mükemmel yorulma dayanımı, biyo uyumluluk, 300 °C sıcaklığa kadar ısıl kararlılık	Ortopedik implant, gaz türbin diskleri, kimyasal işlem üniteleri
Ti-6Al-7Nb (α+β)	Mükemmel biyo uyumluluk, yüksek mukavemet.	İmplant uygulamalarında
Ti-5Al-2,5 Fe (α+β)	Yüksek mukavemet, biyo uyumluluk	İmplant uygulamalarında
Ti-6Al-2,5Sn-4Zr-6Mo (α/β)	Yüksek sıcaklıkta uzun süreli yük taşıma kabiliyeti	Kompresör fan kanatçıkları ve gaz türbin motor uygulamalarında
Ti-35Nb-5Ta-7Zr (Yarı kararlı β)	Düşük elastisite modülü, biyo uyumluluk	İmplant uygulamalarında
Ti-13Nb-13Zr (α+β)	Düşük elastisite modülü, biyo uyumluluk	İmplant uygulamalarında
Ti-13V-11Cr-3Al (β)	İyi kaynaklanabilen ve yüksek mukavemetli	Yüksek mukavemetli uçak konstrüksiyonda ve roket parçalarında

Titanyum ve titanyum alaşımlarının ısıl işleme tepkisi, alaşımın bileşimine ve alaşım elementlerinin kristal yapının dönüşümü üzerindeki etkilerine bağlı olmaktadır. Bununla birlikte, çeşitli alaşımlar farklı çalışma koşulları ve mekanik özellikler için geliştirildiğinden, her ısıl işlem prosesi tüm titanyum alaşımlarına uygulanamamaktadır. Isıl işlem proseslerinde diğer önemli bir nokta da titanyumun oksijene olan duyarlılığıdır. 600 °C - 1000 °C sıcaklıklar arasında, titanyumun oksijene olan duyarlılığı metal yüzeyinde bir pasivizasyon tabakası oluşumuna sebep olmakta ve 800 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda ise pasivizasyon tabakasının yerine daha kalın, sert ve kırılgan olan bir kontaminasyon tabakası

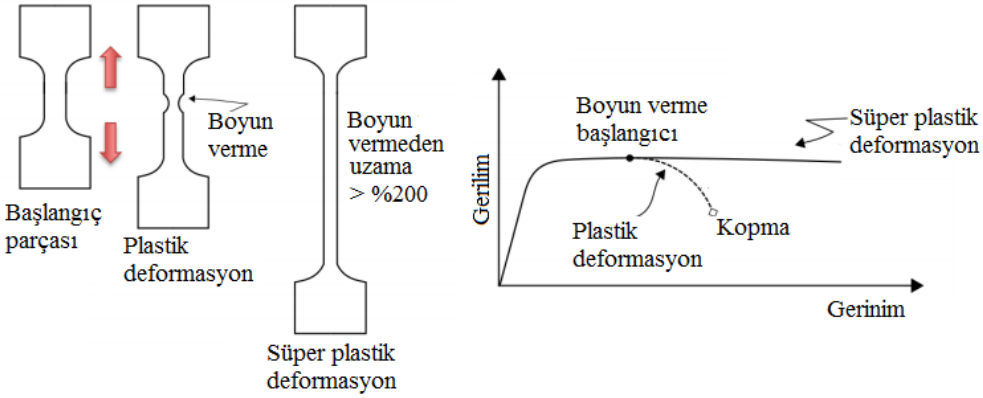
oluşmaktadır. Oksijen konsantrasyonunun % 5-13 arasında bulunduğu durumlarda α / β allotropik geçiş fazı kaybolmakta ve tüm sıcaklarda titanyum α-monofaza dönmektedir. Bu kontaminasyon tabakasına ‘‘α-case’’ adı verilmektedir. α-case’ in kompozisyonunda, revetmandan kaynaklanan Si ve P ve döküm atmosferinden kaynaklanan C, O, H ve N gibi elementler bulunabilmektedir. α-case tabakası oluşması istenmeyen bir tabakadır ve materyalin gerilme direnci ve şekil verilebilirliğini azaltmaktadır. Şekil 3.4’te α-case tabakasının optik mikroskop görüntüsü verilmiştir [65-68].



Şekil 3.4. 700 °C’de 500 saat ısıl işlemden sonra Ti-64'te oluşan α-case tabakası [59].

3.2. Süper Plastik Davranış

SP’lik, polikristal malzemelerin çok yüksek gerilme değeri sergileme kabiliyeti olarak tanımlanabilmektedir. Diğer bir değişle SP davranış, ince taneli malzemelerin (1 µm - 10 µm) yüksek sıcaklıklardaki ($T > 0,5T_m$) deformasyonu sırasında büyük ölçüde ve boyunsuz uzamalar sergileme kabiliyetidir. Bu fenomen, son derece düşük deformasyon hızı ve yüksek sıcaklık gibi özel koşullar altında özellikle titanyum, magnezyum ve alüminyum gibi ince taneli ve eş eksenli mikro yapıya sahip izotropik metalik malzemelerde gözlemlenmektedir. Tek eksenli gerilim altında, % 400'ün üzerindeki uzama değerleri genellikle SP özelliğin bir göstergesidir. Bununla birlikte, çok sayıda metalik malzeme % 500 veya daha fazla uzama gösterebilmektedir. Şekil 3.5’te, plastik ve SP deformasyon arasındaki fark gösterilmektedir [69-71].



Şekil 3.5. Tek eksenli çekme analizine göre plastik ve SP deformasyon arasındaki farkın şematik gösterimi [71].

3.2.1. Süper plastik deformasyon mekanizması

SP akışın gerçekleşebilmesi için ince taneli bir mikro yapı ve spesifik bir sıcaklık-gerinim hızı koşulları gerektiği bilinmektedir. SP, yüksek sıcaklık deformasyonu rejimi içinde çalışan difüzyon kontrollü bir süreçtir ve bu nedenle, $0{,}5T_m$ veya üzerinde bir sıcaklığı gerektirmektedir. Bu durum, saf metallerde ve katı çözelti alaşımlarında tanecik büyümesi meydana getirdiği için SP akış gösteremezler. Ancak, SP metaller genellikle iki fazlıdır veya tane büyümesini engellemek için ikinci bir fazın dağılımını içermektedirler [72, 73].

Sac metal şekillendirme için en yaygın kullanılan temel denklem, Eş.3.1'de verilen Holloman denklemidir.

$$\sigma = K.\varepsilon^n \tag{3.1}$$

Bununla birlikte, bu denklem yalnızca deformasyon hızı etkileri önemli olmadığında, örneğin metalik malzemeler için $T < 0{,}5T_m$ koşulları olduğunda uygulanabilmektedir. SP deformasyon gibi deformasyon hızının önemli olduğu ve sıcaklığın $T > 0{,}5T_m$ olduğu durumlarda bu eşitlik Eş.3.2'de verilen Backoften eşitliği ile ifade edilmektedir.

$$\sigma = K.\dot{\varepsilon}^m \tag{3.2}$$

SP deformasyon, σ ve gerinim hızı ($\dot{\varepsilon}$) arasındaki m parametresi ile tanımlanmaktadır. m, bir malzemenin boyunlaşmaya direnme kapasitesini göstermektedir ve SP deformasyon

mekanizmalarını değerlendirmek için bir kriter olarak kullanılmaktadır. Aynı zamanda m değeri, log σ - log ὲ eğrisinin eğimine eşittir. Yüksek m değeri (m> 0,3) sergileyen metallerde büyük gerilme uzamaları gözlemlenmektedir [74-76].

Bununla birlikte, Sn-38Pb alaşımı ve bazı Zn alaşımları gibi birkaç alaşım haricindeki çoğu SP malzeme, hem deformasyon hızı duyarlılığı hem de gerinim sertleştirme - zayıflama karakteristiği sergilemektedir. SP gerilimin önemli bir özelliği, makroskopik boyunlaşmanın zorlukla meydana gelmesi veya yavaşça genişlemesi durumudur. Bu halde, SP kararsızlığa etkileyen ana parametreler, malzemenin deformasyon mekanizmalarına bağlı olan m ve n değerleridir. Bu durum, Eş.3.3'de verilen Rosserd denklemiyle ifade edilebilmektedir [77, 78].

$$\sigma = K.\varepsilon^{n}\dot{\varepsilon}^{m} \tag{3.3}$$

Bir malzemenin çeşitli yüksek sıcaklıklarda ki deformasyon davranışı Eş.3.4'te verilen yapısal denklemle temsil edilebilmektedir. Burada deformasyon hızı; gerilime, sıcaklığa ve tane boyutuna bağlıdır.

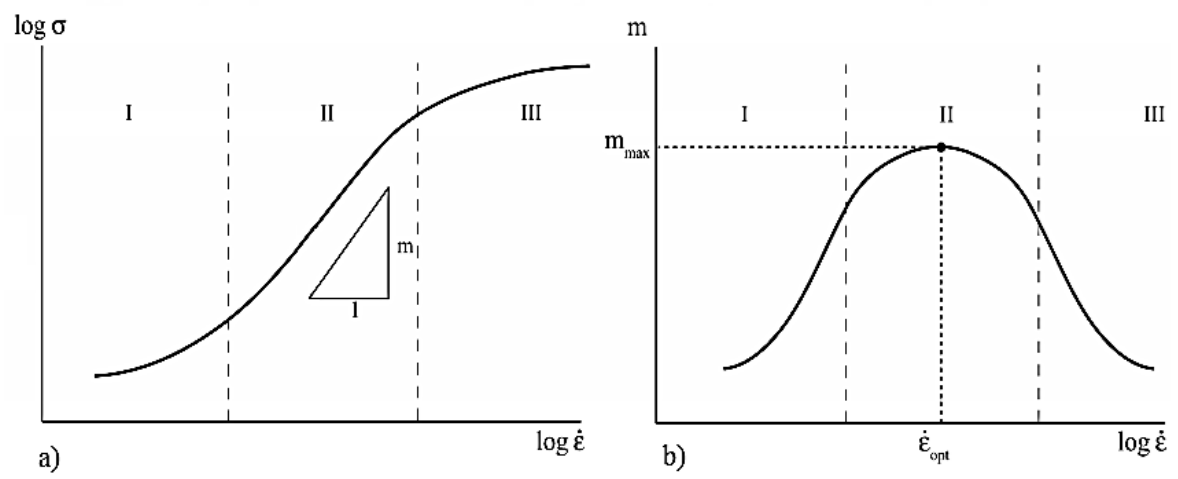
$$\dot{\varepsilon} = \frac{ADGb}{kT}\left(\frac{\sigma}{G}\right)^{n}\left(\frac{b}{d}\right)^{p} \tag{3.4}$$

Bu eşitlikte; D difüzyon katsayısı (=$D_0\ exp(-Q/RT)$ ve Q, D'ye bağlı difüzyon süreci için aktivasyon enerjisi), R gaz sabiti, T mutlak sıcaklık, G kayma modülü, b Burgers vektörü, k Boltzmann sabiti, d tane boyutu, p tane boyutu üssü ve A malzeme sabitidir. Eş.3.4'ün, α + β titanyum alaşımları gibi iki fazlı malzemeler için uygulanabilirliği; D, G, b ve d değerlerinin hangi fazla ilişkili olduğu ve her fazın taşıdığı gerilme veya gerinim konularındaki belirsizlikler nedeniyle sorunlu olabilmektedir. Ancak, genellikle, d'nin α parçacıklarının boyutu olduğu ve D'nin β fazı içinde veya α / β ara yüzleri boyunca ikame eden çözünenlerin yayılımı olduğu kabul edilmektedir. Bununla birlikte, Ti-64 alaşımının 0,0001 ila 0,001 s^{-1} gerinim hızları ve geniş bir sıcaklık (650 °C ila 982 °C) aralığındaki SP akışı, d'yi α ve D, G ve b'yi ise β fazlarıyla ilişkilendirilerek, Eş.3.4 ile modellenebilmektedir [79-81].

Sabit gerilim ve sıcaklık için Eş.3.4'te verilen denklem Eş.3.5'te ki gibi düzenlenebilir. Bu durumda, tane boyutundaki azalmanın gerinim hızı üzerinde sahip olabileceği etki Eş.3.5'te açıkça görülmektedir [82].

$$\dot{\varepsilon} \propto \frac{1}{d^p} \tag{3.5}$$

Bir log σ - log ὲ diyagramında gerilim, gerinim hızına karşı çizildiğinde Şekil 3.6.a'da görüldüğü gibi sigmoidal bir eğri ortaya çıkmaktadır. Bu eğri, farklı deformasyon mekanizmalarının gerçekleştiği üç bölgeye bölünmektedir [83, 84].

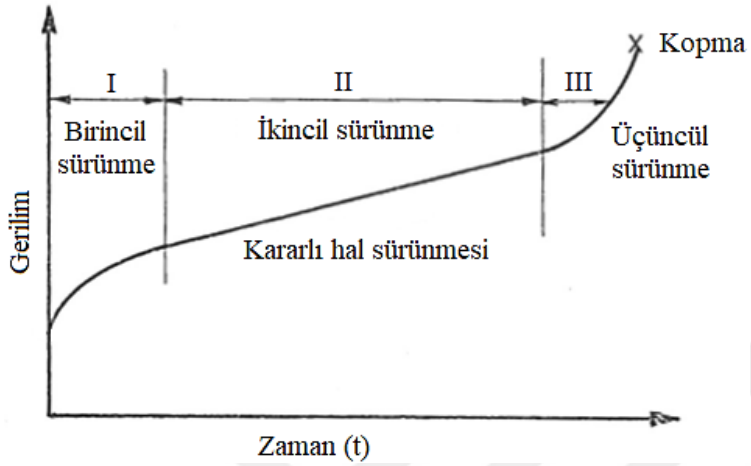


Şekil 3.6. Tipik SP malzeme davranışı a) log σ - log ὲ gösteren eğri b) m - log ὲ grafiği [70].

SP'lik tipik olarak Şekil 3.6.b'de gösterildiği gibi 0,3 - 0,7'ye kadar artan m indeksinden dolayı II. bölgede gerçekleşmektedir. Bu nedenle II. bölge SP bölge olarak adlandırılmaktadır. II. bölgede, ağırlıklı olarak, komşu tanelerin sınırlarında göreli bir öteleme süreci olan tane sınırı kayması (GBS) mekanizması gerçekleşmektedir.

GBS bir sürünme deformasyon mekanizmasıdır. Sabit gerilim veya sabit yük altında malzemelerin zamana bağlı plastik deformasyonu sürünme olarak tanımlanmaktadır. Ancak, malzeme mikro yapısında meydana gelen deformasyon mekanizmalarının tanımlanması için yapılan sürünme testlerinde hasar oluşana kadar zamanla gerinim arttırılmaktadır. Şekil 3.7'de verilen tipik sürünme eğrisi, başlangıçtaki anlık gerinimden sonra; birincil, ikincil ve üçüncül aşama olarak üç farklı aşama sergilemektedir. Birincil aşamada, gerinim hızı zamanla azalır. İkinci aşamada, gerinim hızı ya minimum bir değere (sabit yük) ulaşır ya da

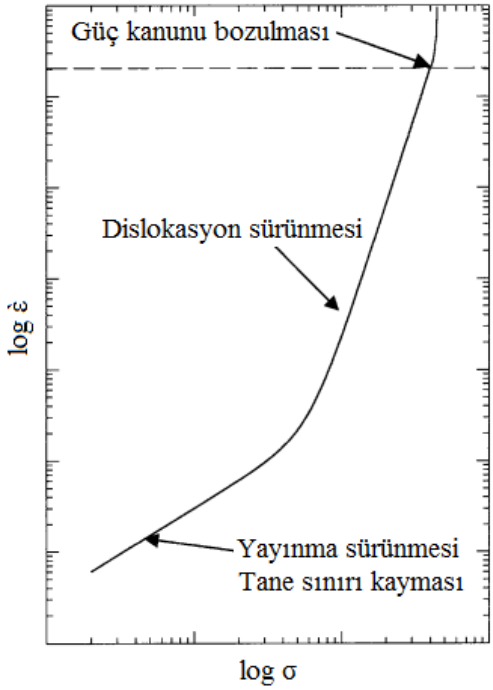
zamanla sabit kalır ve kararlı durum aşaması olarak bilinmektedir. Üçüncül aşamada, gerinim oranı zamanla ve hızla artmaktadır. Uygulanan stresin, sıcaklığın ve tane boyutunun bir fonksiyonu olarak kararlı durum gerinim hızı, sünme sürecini kontrol eden deformasyon mekanizmasını tanımlamak için kritik öneme sahiptir [85, 86].



Şekil 3.7. Tipik sürünme deformasyonu eğrisi [82].

Genel olarak SP deformasyon süreci, GBS, dislokasyon sürünmesi ve yayınma sürünmesi olarak üç farklı mekanizma tarafından kontrol edilmesine rağmen, düşük gerinim oranlarında GBS'nin, ince taneli metal malzemelerin yüksek sıcaklık deformasyonu sırasında çalışan baskın bir mekanizma olduğu kabul edilmektedir. Dislokasyon sürünmesiyle uyumlu GBS mekanizması ile karakterize edilen SP deformasyon için, Eş.3.4'te verilen n ve p değerleri, n ~ 2 ve p ~ 2 olmalıdır. Buna ek olarak, yayınma sürünmesi barındırılan GBS mekanizmasında ise n ~ 1 ve p ~ 2 veya 3'e eşittir. GBS, özellikle Ti-64 gibi alaşımların SP deformasyonunda önemli bir rol oynamaktadır [78, 81, 87, 88].

Tipik bir mühendislik malzemesinin kararlı hal sürünme davranışının şematik gösterimi Şekil 3.8'de verilmiştir. Genel olarak, kararlı hal sürünmesi üç ayrı bölgeye bölünebilmektedir. Başlangıçta, yayınma sürünmesi sergilenirken, orta gerilimlerde genellikle uzun ve makul derecede sabit bir sürünme hızı ve dislokasyon sürünmesinin baskın olduğu geniş bir bölge bulunmaktadır. Çok yüksek gerilimlerde sürünme oranında bir artış olmakta ve güç kanunun bozulması ile difüzyon sürünmesi veya GBS mekanizmasının oluştuğunu göstermektedir [89, 90].

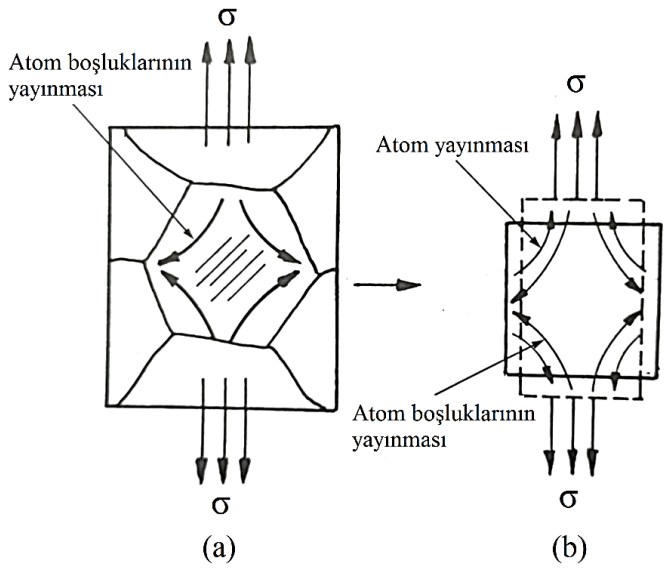


Şekil 3.8. Tipik bir mühendislik malzemesinin kararlı hal sürünme davranışının şematik gösterimi [90].

Sürünme hız değerleri, sürünme eğrilerinin ikinci bölge eğiminden elde edilmektedir ve bu hız kararlı sürünme hızı olarak tanımlanmaktadır. Kararlı hal sürünme davranışı Eş. 3.6 ile tanımlanmaktadır [91, 92].

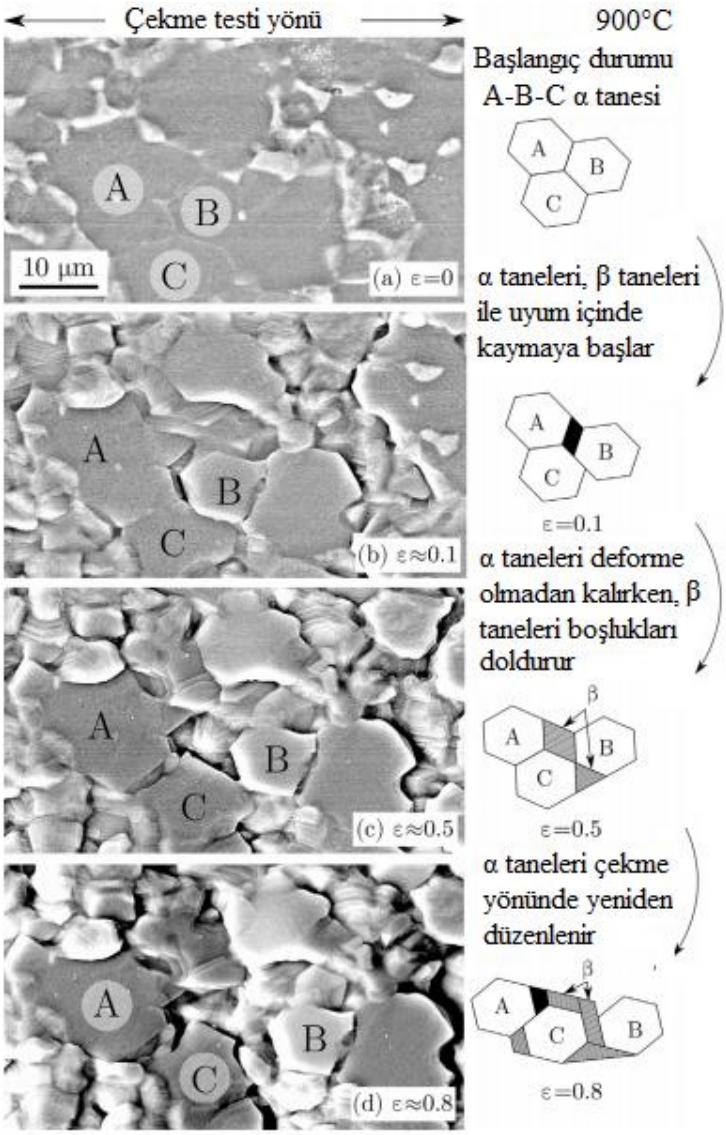
$$\dot{\varepsilon}_{ss}(\sigma, T) = A\sigma^{n} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{3.6}$$

GBS ve yayınma sürünmesi çok yüksek sıcaklıklarda ve çok düşük deformasyon hızlarında ortaya çıkan mekanizmalardır. Çok kristalli malzemeler dislokasyon hareketi için gerekli kritik gerilmeden daha düşük gerilmeler altında, yayılma sürünmesi mekanizması ile şekil değiştirebilirler. Şekil 3.9.a'da görüldüğü gibi, yayınma sürünmesi sırasında malzeme içerisindeki atomlar gerilme ekseni doğrultusunda, boşluklar ise gerilme eksenine dik doğrultuda yayınırlar. Ek olarak, Şekil 3.9.b'de verildiği gibi bu yayınma sonucunda malzeme taneleri uzayabilirler. Bu durumda atomlar, en fazla tane boyutu kadar yol kat edebilirler. Kristal yapılı malzemelerde meydana gelen yayınma sürünmesi viskoz akış olarak da adlandırılmaktadır [93, 94].



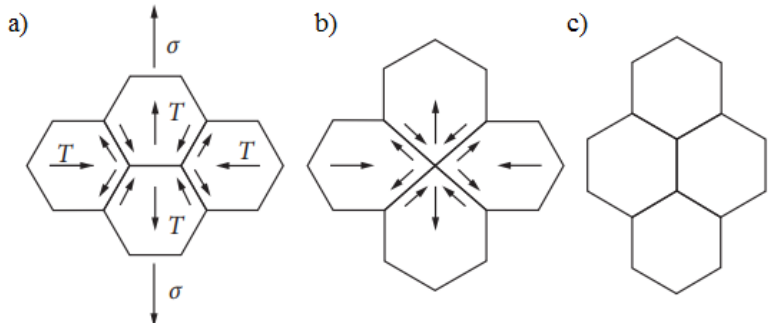
Şekil 3.9. Yayınma sürünmesinin şematik gösterimi [94].

Yüksek sıcaklıktaki deformasyonlarda gelişen GBS deformasyon mekanizması, Rachinger veya Lifshitz mekanizmaları ile açıklanabilmektedir. Rachinger mekanizması, bitişik tanelerin tane şekillerinde herhangi bir değişiklik olmaksızın birbirlerine göre yer değişimlerini ifade etmektedir. Lifshitz mekanizması ise, tanelerin, gerilme yönünde tane sınırı veya kafes boyunca boşlukların difüzyonu yoluyla kayması olarak tanımlanabilmektedir. Lifshtz mekanizması büyük tane boyutlu numunelerde büyük bir plastik deformasyona neden olabilirken, Rachinger mekanizması ise yalnızca küçük tane boyutu için (birkaç mikron civarında) yüksek plastik deformasyona neden olabilmektedir. SP deformasyon çalışmalarından elde edilen mikro yapı incelemeleri, numunelerin çok yüksek uzamalarda deforme edilmesine rağmen tanelerin makul ölçüde eş eksenli kaldığını göstermektedir. Bu, durum, tanelerin gerilme ekseni boyunca uzamadan birbiri üzerinde kaydığı Rachinger mekanizmasının süper plastisitede önemli bir rol oynadığını göstermektedir. Şekil 3.10'da Ti-64 alaşımının 900 °C sıcaklıkta ve $2x10^{-4}$ s^{-1} gerinim hızında deformasyonu sırasında gerçekleşen Rachinger mekanizması verilmiştir [9, 95-97].



Şekil 3.10. Ti64 alaşımının 900°C sıcaklıkta $2x10^{-4}$ s^{-1} gerinim hızında deformasyonu sırasında gerçekleşen Rachinger mekanizması [9].

Deformasyon sırasında, tanecikler arası uyum sağlamak için tanecik yer değişimi ve GBS eşzamanlı olarak gerçekleşir. Ayrıca, başka bir mekanizmanın GBS'den kaynaklanan stres konsantrasyonunu bağdaştırması gerekmektedir. Ashby ve Verrall, SP deformasyon için yayınma sürünmeli bir GBS mekanizma teorisini geliştirmiştir. Şekil 3.11'de gösterilen Ashby-Verrall modeli, deformasyon anında eş eksenli tanelerin nasıl hareket ettiğini açıklamaktadır. Kaymadan sonra tanelerin şekli aynı kalsa da makro uzama ile uyumlu olarak genel morfoloji değişmektedir. Dahası, deformasyon başlangıcı ile sonu arasında oluşan gerinim farkının tane sınırı difüzyonu ve hacim difüzyonu mekanizmaları ile sağlandığını, ayrıca bu mekanizmalardan tane sınırı difüzyonunun, hacim difüzyonundan çok daha güçlü olarak gerçekleştiğini belirtmektedir [98].



Şekil 3.11. SP deformasyon için Ashby – Verrall teorik modeli a) Başlangıç b) Deformasyon süreci c) Nihai durum [98].

SP davranış, birçok alüminyum ve titanyum alaşımında görülebilmektedir. Bu davranış için gerekli ince tane boyutu statik veya dinamik yeniden kristalleştirme ile elde edilebilmektedir. Ancak Ti-64 titanyum alaşımı üretim haliyle SP davranış gösterebilmektedir. Bazı alaşımların ve bunlarla ilgili SP özellikleri Çizelge 3.3'de verilmiştir [99].

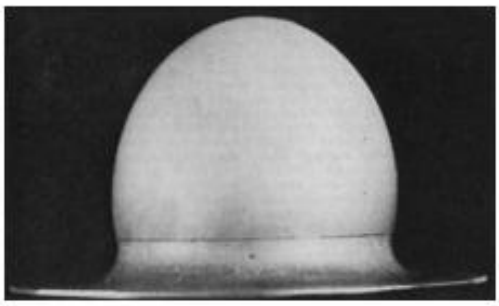
Çizelge 3.3. Bazı alaşımların SP özellikleri [99].

Alaşım	Sıcaklık (°C)	Deformasyon hızı (s^{-1})	Uzama %
Al–33%Cu	400 - 520	$8x10^{-4}$	400 - 1000
Al–5%Ca–5%Zn	550	$8x10^{-3}$	600
Al–6–11%Zn, 1–1.5%Mg	550	10^{-3}	1500
7475 Al–5.8%Zn–1.6%Cu–2.3%Mg–0.22%Cr	516	$2x10^{-4}$	800 – 1200
Supral100 Al–6%Cu–0.4%Zr	450	10^{-3}	1000
Supral220 Al–6%Cu–0.35%Mg–0.1%Ge–0.1%Si	450	10^{-3}	900
Al–2.5%Li–1.2%Cu–0.6%Mg–0.13%Zr	500	$3x10^{-3}$	800
Ti–6Al–4V	840 – 870	$1,3x10^{-4} – 10^{-3}$	750 – 1170
Ti–6Al–5V	850	$8x10^{-2}$	700 – 1100
Ti–6Al–2Sn–4Zr–2Mo	900	$2x10^{-4}$	538
Ti–4.5Al–5Mo–1.5Cr	871	$2x10^{-4}$	>510
Ti–6Al–4V–2Ni	815	$2x10^{-4}$	720
Ti–6Al–4V–2Co	815	$2x10^{-4}$	670
Ti–6Al–4V–2Fe	815	$2x10^{-4}$	650
Ti–5Al–2.5Sn	1000	$2x10^{-4}$	420
Ti–15V–3Cr–3Sn–3Al	815	$2x10^{-4}$	229

3.3. Süper Plastik Şekillendirme Prosesi

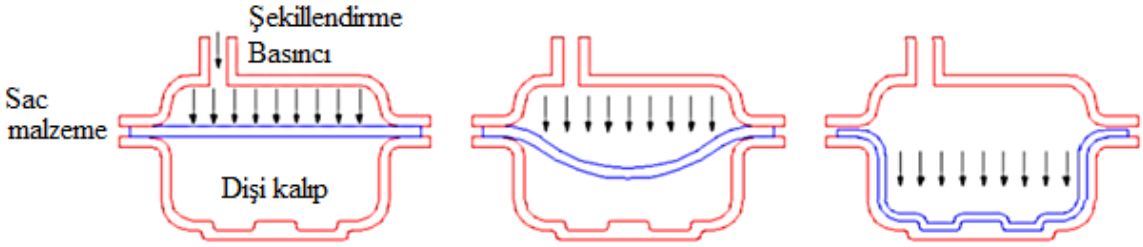
1964 yılında geliştirilen ve 3 mach gibi yüksek hız ve irtifalara çıkabilen SR-71 “Blackbird” savaş uçağının öncüsü olan A12 büyük oranda titanyum malzemeden üretilmiştir. Ancak,

uygun SP alaşımlar ve SPF prosesi o dönemde mevcut olmadığından, bu aracın üretimi oldukça zor olmuştur. Ardından 1964 yılında, Backofen vd. ilk kez SP Al-Zn alaşımı sac malzemeden pnömatik şişirme ile SP bir balon oluşturulmuştur. İlk SP olarak oluşturulan balon Şekil 3.12'de gösterilmiştir. Bu durum SPF prosesinin yeni bir teknoloji olarak ortaya çıkışına işaret etmiştir. Bu yeniliğin ardından sürekli geliştirilen SPF prosesi, özellikle havacılık endüstrileri olmak üzere birçok endüstriyel alanda karmaşık veya çok derin şekillere sahip sac parçaların üretiminde yaygın olarak kullanılmaktadır [100, 101].



Şekil 3.12. İlk SP olarak oluşturulan balon [101].

SP şekillendirme, tipik olarak, sac metal levhanın bir kalıpta sıkıştırıldığı ve bir tarafa argon gibi inert bir gaz basıncının uygulandığı şekillendirme metodu olarak tanımlanmaktadır. Şekil 3.13'te gösterildiği gibi, bu şekillendirme tekniğinde tek taraflı bir dişi kalıp bulunmaktadır. [102, 103].



Şekil 3.13. SPF prosesi sürecinin şematik gösterimi [103].

SPF prosesinin başlıca avantajları aşağıda verilmiştir [104, 105].

- Özellikle karmaşık şekilli sac metallerin şekillendirilmesi kolaydır
- Sadece tek bir takım yüzeyi gerektiğinden kalıp maliyetleri önemli ölçüde daha ucuzdur
- Malzemeyi yüksek sıcaklıklarda şekillendirmek için gereken kuvvetler de oldukça düşüktür
- Geri esneme ve artık gerilmeler ortadan kalkmaktadır

- Şekillendirilmiş ürünler ultra ince eş eksenli tanelerden oluştuğu için mükemmel mekanik özellikler sergilemektedir

SPF prosesi sahip olduğu bu avantajların yanında bazı olumsuzluklara da sahiptir. En önemli dezavantaj, oluşturulan parçaların eşit olmayan duvar kalınlığı dağılımıdır. Bu durum özellikle derin formları olan karmaşık şekilli parçaların detaylarının şekillendirilmesini zorlaştırmaktadır. Prosesin diğer dezavantajları aşağıda sıralanmıştır [106, 107].

- Yüksek bir sıcaklıkta gerektiğinden takım ömrü düşüktür
- Isıtma için çok fazla enerji gereksinimine ihtiyaç duyar
- Yüksek miktarlarda kavitasyon
- 30 dk ile 2 saat arasında değişen yavaş şekillendirme hızı

Bu dezavantajlarından dolayı SPF sürecinin daha yeşil, daha hızlı ve daha öngörülebilir hale getirilmesi gerekmektedir. Sürecin yaygınlaşması için; yüksek deformasyon hızı, düşük sıcaklıkta şekillenebilen SP alaşımların geliştirilmesi ayrıca yeni ısıtma stratejileri ve yöntemlerinin kullanılması önerilmektedir [108].

3.4. Yüksek Hızlı Süper Plastik Şekillendirme Prosesi

Düşük deformasyon hızlı SPF prosesi, uzun proses süresi nedeniyle birçok endüstri alanı için ekonomik bir imalat yöntemi değildir. Proses süresini kısaltmak için deformasyon hızının artırılması gerekmektedir. HSRS şekillendirme, 10^{-2} s^{-1} ve üzeri deformasyon hızlarında SPF prosesi olarak tanımlanmaktadır [109, 110].

SPF'i endüstriyel ölçekte karlı bir yöntem haline getirmek için yüksek gerinim hızları gereklidir. SP deformasyonun altında yatan GBS deformasyon mekanizması, 10 μm'den küçük tane boyutu ve yüksek açılı tane sınırları gerektirmektedir. Bunun yanı sıra, GBS sırasında kayan tanelerin uyumu için difüzyon kontrollü bir mekanizmaya da ihtiyaç duyulmaktadır. Bu nedenle, nispeten yüksek sıcaklıklar gerekmekte ancak bu da verimsiz bir yan etki olarak tane büyümesine yol açmaktadır. Başarılı bir şekilde yüksek miktarda SP uzamalar elde etmek için bu iki faktör yakından kontrol edilmelidir. Ek olarak, tane boyutu ne kadar küçük olursa SP gerinim oranı o kadar yüksek, SPF için gerekli sıcaklık düşük ve buna bağlı olarak tane büyümesi yavaş olmaktadır [111].

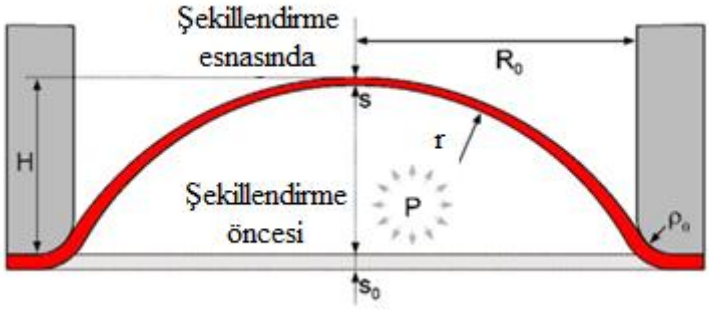
HSRS prosesinin verimliliğini artırmak için azalan tane boyutu ve artan maksimum uzama arasındaki ilişki nedeniyle mikro yapıdaki tane boyutunun küçültülmesi de uygulanmaktadır. Genellikle UFG malzemeler ile daha yüksek gerinim hızlarında ve daha düşük sıcaklıklarda mükemmel SP davranışlar elde edilebilinmektedir. HSRS, şekillendirme süresini kısalttığı için SPF prosesi endüstriler için ekonomik olarak daha uygun hale gelmektedir [112-114].

3.5. Süper Plastik Şekillendirme Mekaniği

SPF prosesinde şekillendirme mekaniğinin anlaşılması ve deney parametrelerinin kontrolü için basit bir yarım küre şeklinde bombe şekillendirmek, SPF prosesinin ilk aşamasıdır. Basit bir formülasyon kullanılarak; kalınlık değişiminin, bombe yüksekliğinin ve basınç – zaman döngüsünün iyileştirilmesi amaçlanmaktadır. Modellemeyi basitleştirmek için aşağıdaki varsayımlar benimsenmektedir [115-119].

- SP malzemenin sürekli basınçla şişirme işlemine maruz kaldığı kabul edilir.
- Oluşan bombe, küreseldir ve herhangi bir deformasyon anında bombe profili yarı küresel şeklini daima korur.
- Bombenin kalıp duvarı ile temas halindeki bölgesi deforme olmaya devam etmez.
- Şişirilen malzeme izotropiktir ve sıkıştırılamaz.
- Malzemenin elastik gerinimleri, tane büyümesi, kavitasyon, burulma ve kesme kuvvetleri ve gerinim sertleşmesi ihmal edilebilir düzeydedir.
- İlkel sac malzeme kalıba sıkı bir şekilde bağlıdır.
- İlkel sac malzemenin kalınlığının (s_0), kalıp yarıçapına (R_0) oranı ($s_0/R_0 <1$) çok küçük olduğundan, SPF analizinde membran modeli kullanılabilir.

Şekil 3.14'te başlangıç ve proses devamında genel bombe profilleri görünmektedir.



Şekil 3.14. SPF bombe şişirme prosesinin geometrik parametreleri [120].

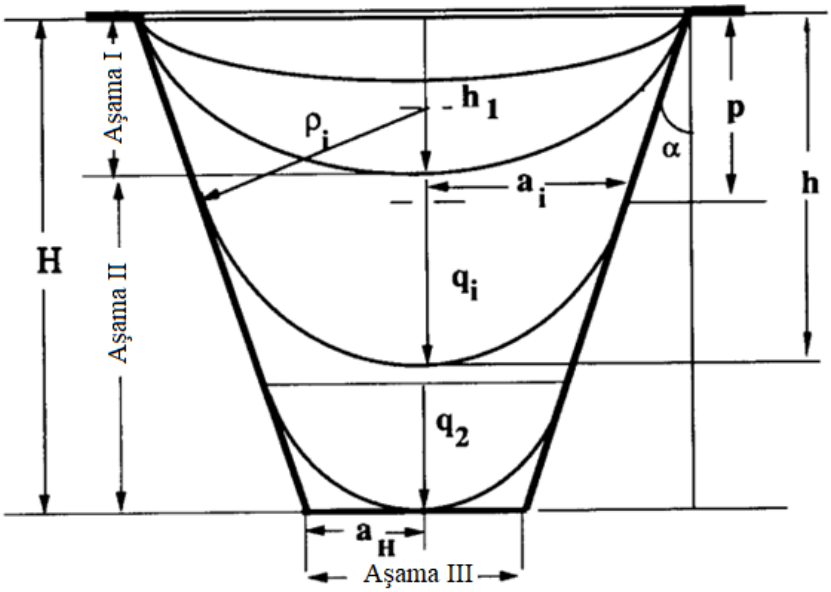
Şekillendirmenin t anında; kalıbın yarıçapı R_0, kubbe yüksekliği H ve bombenin yarıçapı r'dir. s_0 ve s şekillendirilen sac malzemenin bombe tepesindeki ve başlangıçtaki kalınlığıdır. s_0 ve s arasında Eş. 3.7 ile tanımlanana bağlantı bulunmaktadır [120, 121].

$$s=s_0\left(1-BH^{'}\right) \tag{3.7}$$

Eş. 3.7'de B süreç sabiti, H' ise normalleştirilmiş bombe yüksekliğidir. H', Eş. 3.8 ile hesaplanmaktadır.

$$H^{'}=\frac{H}{R_0} \tag{3.8}$$

SPF ile derin çekilerek oluşturulmuş bir kabın deformasyon aşamaları, bombeye göre daha karmaşıktır. Bu proseste modeli basitleştirmek amacıyla, deforme olan sacın kalınlığının tekdüze olduğu ve sacın kalıpla temas ettiği bölgesindeki kalınlığın değişmeden kaldığı kabul edilmektedir. Diğer bir değişle, malzeme kalıp yüzeyiyle temas ettiğinde daha fazla deforme olamaz. Genelleştirilmiş bir kabın SPF ile oluşumu, Şekil 3.15'te gösterildiği gibi üç aşamaya ayrılabilir. Aşama I'de ($0 \leq h \leq h_1$), SP malzemeden ilkel sac, kabın duvarlarına teğet olana kadar küresel bir bombe olarak serbestçe deforme olmaktadır. Aşama II'de ($h_1 < h < H$), h_1'den daha fazla bir yüksekliğe ulaşan sac yan duvar ile temasa başlamaktadır. Oluşan bombe konik yüzeye temas halindeyken bombe yarıçapı ve yüksekliği azalarak kalıbın içinde aşağı doğru harekete devam etmektedir. Formasyonun üçüncü aşaması ise, şekillenen numunenin kalıbın düz alt yüzeyine değmesiyle başlamaktadır. Bu aşamada deforme olan malzeme hem eğimli yan duvar yüzeylerine hem de proses ilerledikçe alt yüzeye kaplanır. Serbest biçimlenen yüzey deformasyonla birlikte değişmektedir [122].



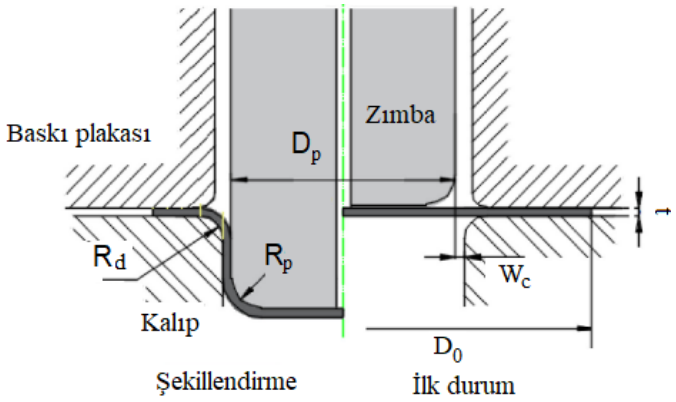
Şekil 3.15. SPF derin çekme prosesinin geometrik parametreleri [122].

3.6. Derin Çekme Prosesiyle Sac Metal Şekillendirme

Endüstride sac kalıplama prosesleri, halen hızlı şekillendirme yöntemlerinden biri olarak yoğun biçimde kullanılmaktadır. Sac kalıplamada kesme, bükme işlemlerin dışında derin çekme prosesi de sıklıkla kullanılmaktadır. Derin çekme işlemi, yassı formdaki bir malzemenin bir kalıp içerisine bir zımba yardımı ile çekilerek üç boyutlu geometrilerin şekillendirilmesi olarak tanımlanmaktadır. Derin çekme işlemi, sac malzemede çekme zımbasının yan duvar ve flanş bölgesine kuvveti iletmesi ve bir merkeze doğru düzlemsel gerilmeler oluşturarak sacın kalıp boşluğu içerine aktarılmasıyla gerçekleştirilmektedir. Şekillendirilecek parçanın derinliği, çapından önemli ölçüde daha büyük olduğunda derin çekme işlemi kullanılarak kolayca şekillendirilebilmektedir. Bu imalat yöntemi, otomotiv gibi birçok endüstri dalında, makine parçaları, beyaz eşya, içecek kutuları ve mutfak gereçlerinin imalatında sıklıkla kullanılmaktadır. Derin çekme işlemlerinde amaç sac ürünleri tek işlemde en yüksek çekme oranında yırtılma ve buruşma olmadan şekillendirirken, aynı zamanda ekstra kalıp üretimi ve işletme maliyetlerini azaltmak ve enerji tasarrufu sağlamaktır [123-127].

3.6.1. Derin çekme prosesinin mühendislik analizi

Silindirik bir kabın derin çekme prosesinin ilk ve şekillendirme sonrası durumları ile işlem parametreleri Şekil 3.16'da verilmiştir.



Şekil 3.16. Derin çekme prosesinin şematik gösterimi [128].

Derin çekme prosesinde, D_0 ilkel sac çapındaki ve t kalınlığındaki bir sac iş parçası, D_p çapındaki zımba ile, radyal olarak kalıp içindeki boşluğa doğru itilerek iş parçasının kalıp boşluğunun şeklini alması sağlanmaktadır [129].

Derin çekme işleminin başarılı bir şekilde yapılabilmesi, çekme işlemini etkileyen parametrelerin doğru ve uygun olarak seçilmesine bağlıdır. Burada önemli olan, malzemenin kalıp içerisine akışının kontrol edilmesidir. Bu kontrol, baskı plakası denilen kalıp elemanının ile sağlanmaktadır. Şekillendirme esnasında sacın dış çapı daralmaya zorlandığından flanş bölgesini de katlanmaya zorlanmaktadır. Bu katlanmanın engellenmesi ve sacın düzgün bir şekilde kalıp içerisine doğru itilebilmesi için bir baskı plakası kullanılmaktadır. Bu plakayla saca uygulanan kuvvet sacın geriye doğru akarak düzgün bir şekil almasını sağlamaktadır [130, 131].

İlkel sac malzemenin şeklinin ve D_0 büyüklüğünün derin çekme işlemi üzerinde büyük bir etkisi vardır. Optimum sac malzeme kullanılması, sadece malzeme tasarrufuna ve maliyetlerin düşürülmesine sebep olmamakla birlikte; şekil hatası, buruşma, yırtılma gibi kusurların oluşumlarını da azaltmaktadır. D_0 değerinin, kritik çapı/büyüklüğü aşması halinde, malzemede oluşan buruşma ve gerilme nedeniyle zımbanın altında tam bir akma meydana gelmemektedir. Buna bağlı olarak kalıp boğazında aşırı bir incelme (boyun verme) meydana gelmekte ve çekme işlemi başarısızlıkla sonuçlanmaktadır. Diğer taraftan ise, eğer D_0 değeri çok küçük olursa buruşma oluşabilmektedir [132].

Derin çekme prosesi için diğer önemli parametreler ise zımba ucundaki (R_p) ve kalıbın kenarında bulunan (R_d) radyus değerleridir. R_p ve R_d değerleri, derin çekme deformasyonu

esnasında sac malzeme üzerinde oluşan eksenel artık gerilmeleri ve kalıntı gerilmelerini büyük ölçüde etkilemektedir. Eğer R_p ve R_d = 0 olursa, derin çekme prosesi yerine delik delme işlemi gerçekleşir. Zımba tasarımında, R_p değeri sac kalınlığının (t) üç katından fazla olmalı, ancak zımba çapının dörtte birini geçmemelidir. Bu değer, eşitliksel olarak Eş. 3.9'da verilmiştir.

$$3t < R_p < D_p/4 \tag{3.9}$$

Pürüzsüz bir malzeme akışı için R_d değeri, sac kalınlığın dört ila altı katı olmalı, ancak sac kalınlığının üç katından az olmamalıdır. Çünkü düşük R_d değeri malzeme akışını engellerken, büyük R_d değerinde ise sac malzemeye olan gerekli baskı plakası basıncını engellemektedir. R_d değeri, Eş. 3.10'dan hesaplanabilmektedir [133, 134].

$$r = 0{,}8\sqrt{(D_0 - D_p)\mathrm{t}} \tag{3.10}$$

Sac bir malzemenin çekme işlemi ile şekillendirilebilirliğinin uygunluğu LDR ile belirlenmektedir. LDR, şekillendirilen parçanın kopmadan, yırtılmadan, hasara uğramadan çekilebilen maksimum ilkel malzeme çapının zımba çapına oranı olarak ifade edilmektedir. LDR; malzeme özelliklerinin, sürtünme katsayısının ve kalıp kenar yarıçapının bir fonksiyonudur. LDR, Eş. 3.11 ile tanımlanmaktadır [135-137].

$$\mathrm{LDR}=\frac{D_0}{D_p} \tag{3.11}$$

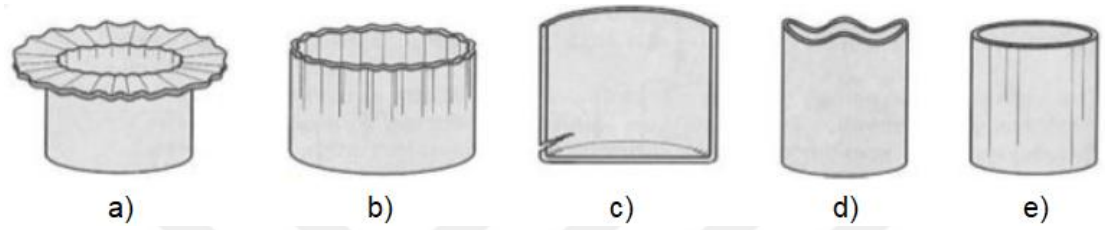
Derin çekme işleminin başarılı olup olmayacağını belirleyen temel değişken şekillendirme basıncıdır. Örneğin yetersiz basınçla işlemin gerçekleştirilmesi kırışmalara yol açabilirken, gereğinden yüksek basınçlarda çalışılması ise gerilme dengesizliklerinden doğan erken yırtılmalara yol açabilmektedir. Ayrıca yüksek basınç flanş ile kalıp arasındaki sürtünme kuvvetlerini artıracağından, içeriye doğru gelişen plastik akışına karşı daha fazla direnç oluşmaktadır [138].

Proses sırasında en fazla sürtünme sac malzeme-kalıp-baskı plakası arasında oluşmaktadır. Bu nedenle, kalıp ve baskı plakası arasında sürtünmeyi azaltmak amacıyla yağlayıcı kullanımı ve seçimi önemli bir parametredir Bu durumun göz arda edilmesi şekillendirilen

malzemede yırtıklara, yetersiz deformasyonlara ve ayrıca beklenmedik geri esneme hatalarına neden olmaktadır [139, 140].

3.6.2. Derin çekme prosesinde şekillendirme kusurları

Sac metal şekillendirme yöntemlerinde karşılaşılan hatalar genellikle yırtılma, kırışma, kulaklanma ve yüzey çizikleri olarak ortaya çıkmaktadır [141].



Şekil 3.17. Derin çekilmiş parçada yaygın hatalar: a) Flanşta kırışma, b) Duvarda kırışma, c) Yırtılma, d) Kulaklanma, e) Yüzey çizikleri [142].

Şekil 3.17'de derin çekme prosesinde karşılaşılan yaygın kusurların şematik görünümleri verilmiştir. Şekil verme sürecinde en sık görülen bir diğer kusur ise kırışmadır. Düşük baskı plakası kuvveti flanş bölgesinde kırışıklıkların oluşmasına yol açmaktadır. Bu şekilde prosese devam edilirse kabın dik duvarında da kırışıklıklar oluşur. Kırışıklıkları azaltmak için baskı plakası kuvvetinin arttırılması, akma kabarcığı kullanımı gibi yöntemler bulunmaktadır. Akma kabarcığı, şekil değiştirme bölgesinin birkaç santimetre dışında olup sacın içeri akmasını kontrol etmekte ve kırışmaları da engellemektedir. Akma kabarcıklarının konumlarının belirlenmesinde genellikler sonlu elemanlar yöntemi ile yapılan hesaplamalar kullanılmaktadır [127, 143].

Yırtılma, dik duvardaki açık çatlak olup genellikle derin çekilen kabın alt kısmına yakın bölgelerinde oluşmaktadır. Genellikle yüksek miktarda çekme gerilmesi bölgenin incelmesine ve daha sonra yırtılmasına sebep olmaktadır [142].

Kulaklanma, derin çekilen kabın ağız kısmının girinti ve çıkıntılardan oluşan dalgalı bir yapı sergilemesi olarak tanımlanmaktadır. Kulaklanmanın temel nedeni, sac malzemenin anizotropik karakteridir. Anizotropik özellik nedeniyle taslağın belli yönlerde daha kolay deforme olup uzaması sonucu oluşan kulaklanma, son üründe aşırı kenar kesimi gerektireceğinden üretim verimini de düşürdüğü gibi, çukur bölgeler istenilen kap

yüksekliğine ulaşamayacağından ürünün hurdaya ayrılmasına yol açabilmektedir [144].

Şekillendirilmiş parçanın yüzeyinde oluşan yüzey çizikleri, zımba ile kalıp arasında yeterli çekme boşluğu bulunmaması veya yetersiz ya da yanlış yağlama sonucunda sac malzemenin kalıba sürtünmesiyle oluşan diğer bir derin çekme kusurudur [145].

4. MATERYAL VE METOT

Tez çalışması kapsamında Ti-64 malzemenin SPF karakterizasyonu için sıcak çekme testleri ve mikroyapı incelemesi yapılmıştır. Sıcak çekme testleri Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü laboratuvarında, sıcak çekilen numunelerin mikro yapı incelemeleri de Gazi Üniversitesi Metalürji bölümü SEM laboratuvarında gerçekleştirilmiştir. SP ve HSRS şekillendirme prosesi ABAQUS programında sonlu elemanlar yöntemiyle analiz edilmiş ve optimum sonuçlara göre SOLIDWORKS ortamında SPF kalıplarının tasarımı yapılmıştır. Kalıpların proje kapsamında üretilmesinin ardından deneysel çalışmalar Türk Havacılık ve Uzay Sanayii (TUSAŞ) bünyesindeki SPF tezgahında yapılmıştır. Deney sonuçlarının ölçülmesinde lazerli portatif ölçüm cihazı kullanılmış ve şekillendirilebilirlik açısından sayısal sonuçlar ile deneysel sonuçlar karşılaştırılmıştır.

4.1. Deney Malzemesinin Karakterizasyonu

Havacılık endüstrisinde kullanılan çubuk, sac ve plaka halindeki Ti-64 alaşımının özellikleri AMS (Aerospace Material Specification) 4911 ile düzenlenmektedir. Bu standartta belirtilen ve alaşımın sahip olması gereken minimum mekanik özellikler Çizelge 4.1'de verilmiştir.

Çizelge 4.1. AMS 4911'e göre Ti-64 alaşımının minimum mekanik özellikleri

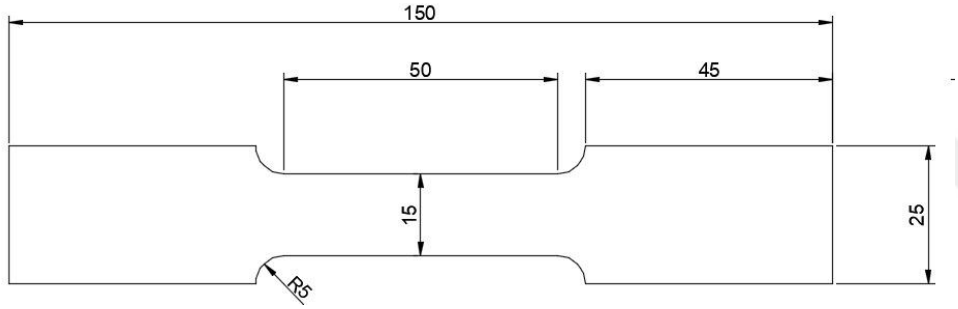
Nominal kalınlık (mm)	Çekme gerilmesi (MPa)	Akma gerilmesi % 0,2 ofsette (MPa)	Uzama %
0,20 dahil	920	866	-
0,20'den 0,63 dahil	920	866	6
0,63'ten 1,60 dahil	920	866	8
1,60'tan 4,76 dahil	920	866	10
4,76'dan 101,6 dahil	893	823	10

Deneysel çalışmalarda AMS 4911 standardında, BAOTi (BAOJI TITANIUM INDUSTRY CO.) üretimi, kalınlığı 0,05'' (1,27 mm) olan Ti-64 sac malzeme kullanılmıştır. Alaşımın TÜBİTAK-SAGE bünyesinde yapılan kimyasal analiz sonucu da Çizelge 4.2'de verilmiştir.

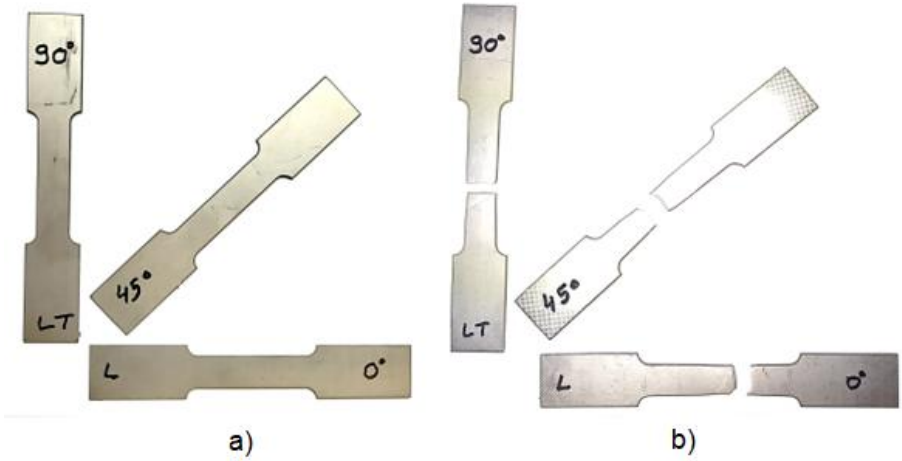
Çizelge 4.2. Ti-64 titanyum alaşımının kimyasal analiz sonuçları

Malzeme	% Ti	% Al	% V	% Fe	% C	% N	% O	% H	% Diğer
Ti-64	Kalan	6,04	4,03	0,15	0,01	0,01	0,11	0,007	< 0,40
AMS 4911	Kalan	min. 5,50 max. 6,75	min. 3,50 max. 4,50	max. 0,30	max. 0,08	max. 0,05	max. 0,20	max. 0,015	Toplam 0,40

Alaşımın oda sıcaklığında mekanik özelliklerini belirlemek için çekme testi yapılmıştır. Çekme testi numuneleri; sac malzemenin hadde yönü ile 0º, 45º ve 90º oluşturacak şekilde, ısı girdisini engellemek amacıyla su jeti tezgahında, ASTM-E8M standardına uygun olarak kesilerek hazırlanmıştır. Çekme testi numunesinin şematik gösterimi Şekil 4.1'de, çekme testi öncesi ve test sonrası görüntüler Şekil 4.2'de verilmiştir.



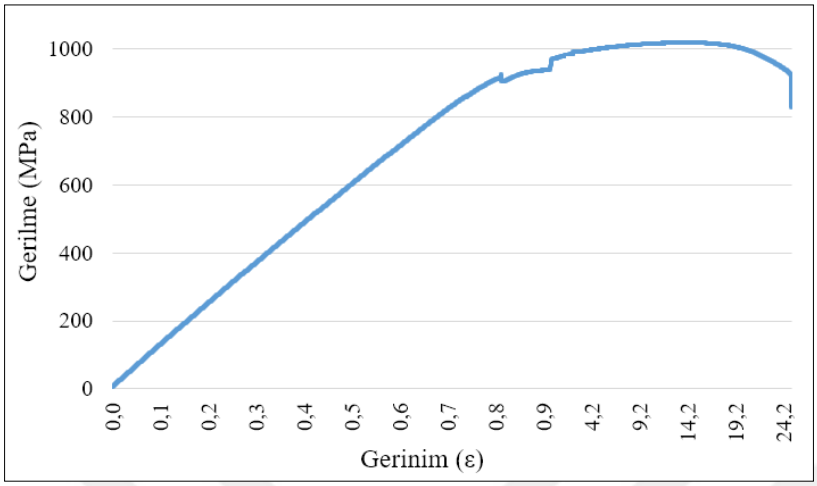
Şekil 4.1. ASTM-E8M standardına göre çekme testi için numune ölçüleri



Şekil 4.2. Ti-64 alaşımının çekme testi numuneleri a) Test öncesi b) Test sonrası

Test sonunda elde edilen gerilme-gerinim grafiği ise Şekil 4.3'te verilmiştir. Akma mukavemeti 939,8 MPa, çekme dayanımı ise 1019,5 MPa olarak ölçülmüştür. Ölçülen

mukavemet değerlerinin AMS 4911 standardını karşıladığı görülmüştür.



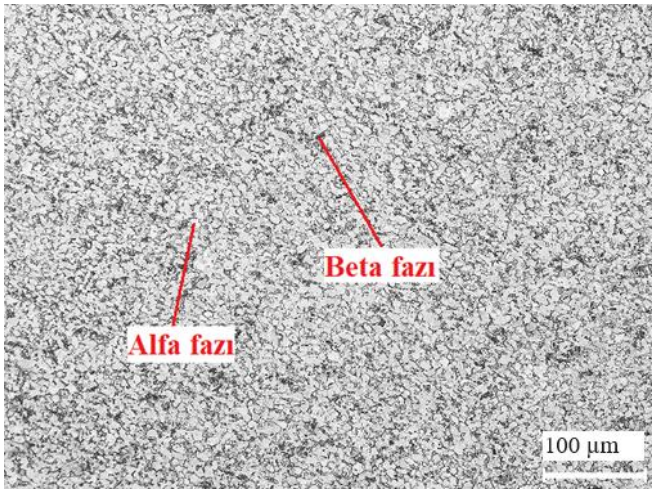
Şekil 4.3. Ti-64 numunenin ilk hal gerilme-gerinim grafiği

Alaşımın oda sıcaklığındaki sertlik ölçümü MITUTOYO HR-500 sertlik ölçüm cihazında konik elmas uç ile yapılmıştır. Alaşımın sertlik değeri 32,6 HRc (310-320 HV) olarak ölçülmüştür. Sertlik ölçüm cihazı ve ölçüm sonucu görüntüsü Şekil 4.4'te verilmiştir.



Şekil 4.4. Ti-64 alaşımının ilk halinin sertlik ölçümü ve sertlik değeri görüntüsü

Deneysel çalışmalarda kullanılacak Ti-64 sac malzemenin oda sıcaklığındaki mikro yapısı bakalite alınarak SEM ile incelenmiştir. Numunenin mikro yapı görüntüsü Şekil 4.5'te verilmiştir. Beyaz taneler α fazı ve siyah taneler ise β fazıdır. İlk mikro yapıda, ortalama tane boyutu yaklaşık 7 µm olarak ölçülmüştür.



Şekil 4.5. Ti-64 alaşımının ilk halinin mikro yapı görüntüsü

Alaşımın ilk haline uygulanan mekanik karakterizasyon testleri ve mikro yapı incelemeleri sonucunda deney malzemesinin AMS 4911 standardına göre üretilmiş titanyum malzeme olduğu ve SPF deneyinde kullanılabileceği belirlenmiştir.

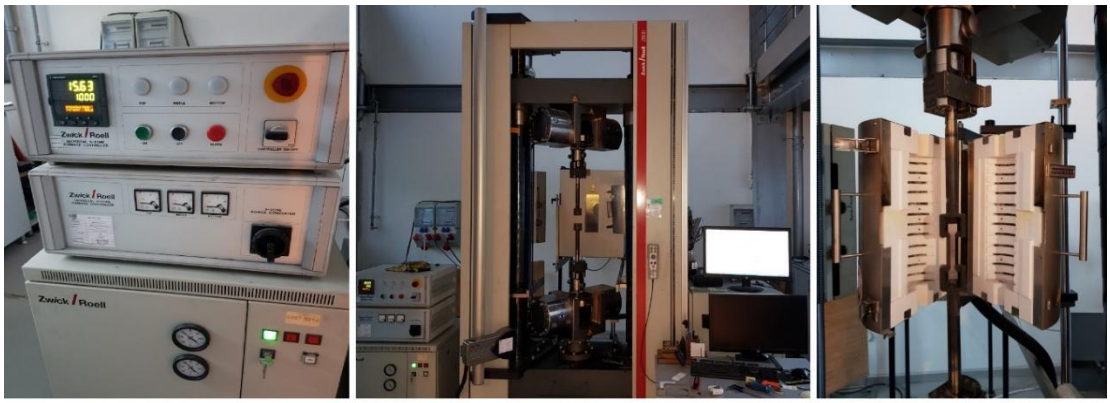
4.2. Tek Eksenli Sıcak Çekme Testleri

Sıcak çekme testi, ısı ve gerinimin malzeme özellikleri ve çekme mukavemeti üzerindeki etkilerini analiz etmek için çekme testi ile yüksek sıcaklıkların birleştirildiği bir mekanik karakterizasyon testidir. Bu testin amacı, malzemenin termal ve mekanik özelliklerini değerlendirmenin yanı sıra mikro yapıdaki değişiklikler gibi malzeme davranışlarını araştırmaktır. Sıcak çekme testi ayrıca ısının malzeme sünekliğine etkilerinin de görülmesini sağlamaktadır.

Bilgisayar kontrollü yalıtkan bir tüp fırın içerisinde yer alan çekme çeneleri arasına yerleştirilmiş deney numunesi, istenilen deney sıcaklığına ulaşıldıktan sonra, belirlenmiş deformasyon hızında kopma gerçekleşene kadar çekilmektedir. Bu esnada bilgisayar, deney numunesinin gerilme ve gerinim değerlerini ölçerek belirlenmiş deney sıcaklığı için malzemenin gerilme-gerinim grafiğini oluşturur.

Sıcak çekme testleri, Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü MARGEM laboratuvarında bulunan Zwick/Roell Z600 çekme test cihazına entegre MAYTEC yüksek sıcaklık fırınında gerçekleştirilmiştir. Bu fırın, Zwick/Roell sıcaklık kontrol ünitesi tarafından kontrol edilmekte ve 1000 °C'ye kadar test sıcaklığı sağlamaktadır. Test cihazının

genel görünümü Şekil 4.6'da verilmiştir.

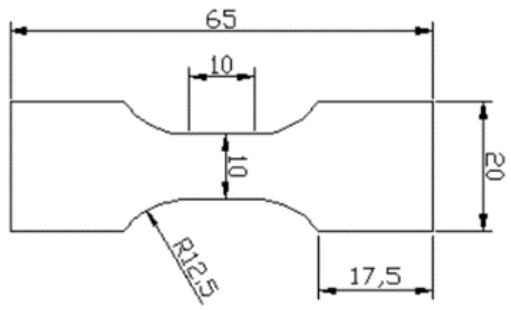


Şekil 4.6. Sıcak çekme test düzeneği a) Sıcaklık kontrol ünitesi b) Genel görünüm c) Yüksek sıcaklık fırını

Sıcak çekme testi deneyi sıcaklıkları, SP deformasyonu görebilmek, β transus sıcaklığını belirlemek ve mikro yapı değişimini daha iyi analiz edebilmek amacıyla 670, 770, 870, 890, 910, 930, 950, 970 ve 990 °C olarak belirlenmiştir.

Deneyin deformasyon hızları ise, HSRS deformasyonunun ve düşük hızlı SP deformasyonunun malzemenin mekanik özelliklerine ve mikro yapısına etkilerini görebilmek amacıyla 10^{-2} ve 10^{-3} s^{-1} olarak seçilmiştir.

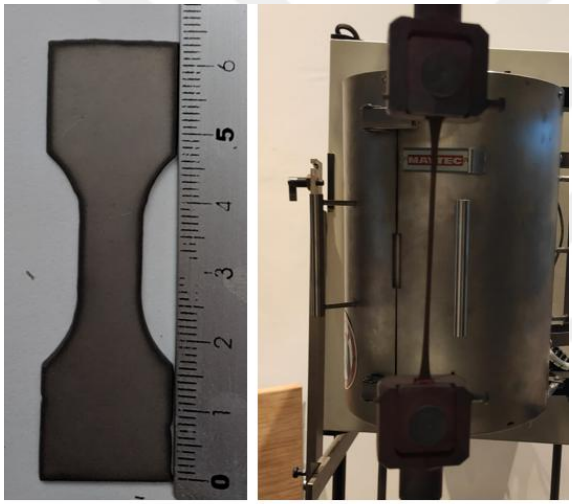
Bunlara ek olarak, yüksek sıcaklıkta Ti-64'ün oksijen yatkınlığı sebebiyle oluşan α-case kalınlıklarının SP deformasyona etkilerini görebilmek, amacıyla sıcak çekme testleri koruyucu atmosfer olmadan gerçekleştirilmiştir. Numunelerinin ölçüleri Şekil 4.7'de verilmiştir.



Şekil 4.7. Sıcak çekme testi için numune ölçüleri

Sıcak çekme deney numuneleri ısı girdisini engellemek amacıyla su jeti tezgahında hadde yönünde kesilerek hazırlanmıştır. Numuneler, 15 °C/dk artış oranıyla hedef sıcaklığa ısıtılmış ve test sıcaklığına ulaşıldığında çekme prosesi başlamıştır. Çekme testleri 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında 23 dk ve 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında ise 233 dk sürmüştür. Sıcak çekme deneyi bittiğinde numuneler çeneler arasında oda sıcaklığına kadar havada soğumaya bırakılmıştır.

Tez çalışması kapsamında, optimum SP parametrelerini belirlemek amacıyla 9 farklı sıcaklık ve 2 farklı deformasyon hızı parametrelerinde toplam 18 adet test gerçekleştirilmiş ve sıcak çekme testlerine ait görüntüler Şekil 4.8'de verilmiştir.



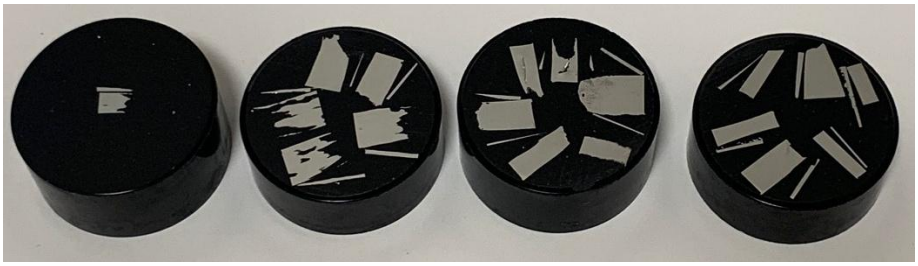
a) b)

Şekil 4.8. Sıcak çekme testi a) Numunenin ilk hali b) Sıcak çekilmiş hali

4.3. Mikro Yapı İncelemeleri

Deney sıcaklıklarının, deformasyon hızlarının ve bu parametrelere bağlı olarak deney sıcaklığında bekletme sürelerinin deney malzemelerinin mikro yapısına etkilerinin incelenmesi taramalı elektron mikroskobu (SEM) yardımıyla gerçekleştirilmiştir.

SP deformasyonunun tanelere olan etkisini görebilmek amacıyla numunelerden boyuna, oluşan α-case kalınlığını ölçmek amacıyla da numunelerden enine kesitler alınmıştır. Deney numunelerinden enine ve boyuna alınan kesitler bakalite alınmış, arka yüzleri karışmaması için markalanmıştır. Bakalit görüntüleri Şekil 4.9'da verilmiştir.



Şekil 4.9. Bakalite alınmış Ti-64 deney numuneleri

Mikro yapı incelemesi öncesinde bakalite alınan deney numuneleri bir takım ön işlemlerden geçirilerek hazırlanmıştır. Bu hazırlık için Aka-Brief titanyum hazırlama seti kullanılmıştır. İlk aşamasında zımparalama ile parlatma işlemi yapılmıştır. Parlatma işleminin temel amacı, yüzey pürüzlülüğünün azaltılması olup bu sayede, ışığı iyi yansıtan bir yüzey elde edilmiştir. Bu işlemler için öncelikle numunelerin yüzeyi 320 grid zımpara ile 300 rpm devirde düzgünleşene kadar zımparalanmıştır. Zımparalama işleminin ardından parlatma işlemi yapılmıştır. Parlatma, numunenin zımparalanmış yüzeyine döner bir disk üzerindeki parlatma keçeleri üzerine uygulanan aşındırıcı partiküller vasıtası ile yapılmaktadır. Parlatma işlemi 150 rpm devirde, Allegran 3 keçe ve DiaMaxx Poly 6 µm aşındırıcı partikül solüsyonu kullanılarak yapılmış; 96 ml Fumed Silica 0,2µm, 2 ml H_2O_2 ve 2 ml NaOH solüsyon karışımı ile son parlaklığına getirilmiştir. Ardından numuneler, ultrasonik banyoda 25°C sıcaklıkta 10 dk boyunca temizlenmişlerdir. Temizlenen numunelerin parlatılarak hazırlanan yüzeyi, mikroskop ışığı altında kontrast oluşturması amacıyla kimyasal çözeltiler ile dağlanmıştır. Deney numunelerinin dağlanmasında Kroll ayracı (6 ml HNO3 + 2 ml HF + 92 ml saf su) kullanılarak yaklaşık 30 sn boyunca dağlama işlemi devam etmiştir

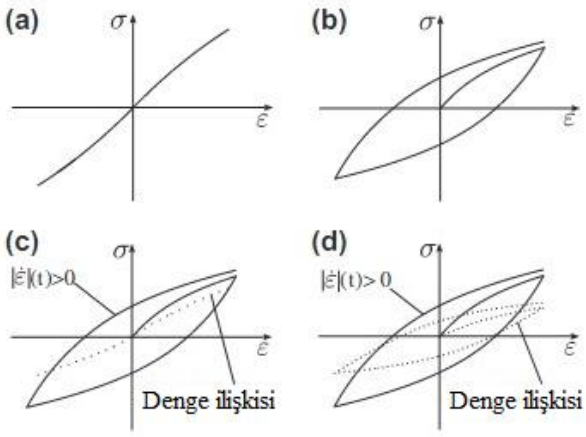
Mikro yapı görüntüleri Gazi Üniversitesi Metalürji bölümü SEM laboratuvarında bulunan JSM-6060LV taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile alınmıştır. SEM cihazının görüntüsü Şekil 4.10’da verilmiştir.



Şekil 4.10. JSM-6060LV taramalı elektron mikroskobu

4.4. Malzemelerin Akma Gerilmesi Modelleri

Mühendislik malzemelerinin deformasyon biçimleri, malzeme seçimlerini ve üretim süreçlerinin etkileyen önemli bir parametredir. Malzemelerinin çeşitli yükleme koşullarında tepkilerini ön görebilmek amacıyla matematiksel modeller oluşturulmuştur. Bu malzeme davranışları Şekil 4.11'de verilmiştir [146].

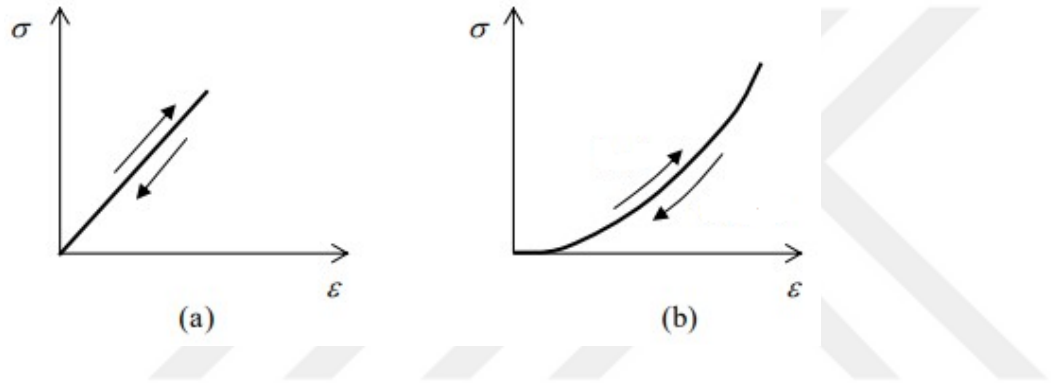


Şekil 4.11. Malzeme davranışları a) Elastik b) Plastik c) Visko-elastik d) Visko-plastik [146].

Bu modeller, elastik, visko-elastik, plastik ve visko-plastik model olarak 4 başlık altında incelenmiştir.

4.4.1. Elastik malzeme modeli

Elastik malzemeler kalıcı deformasyona uğramazlar ve deformasyonu deformasyon hızına bağlı değillerdir. Gerilme (veya sıkıştırma) testine tabi tutulan ideal bir elastik model için tipik gerilme-gerinim eğrileri, Şekil 4.12'de gösterilmektedir. Lineer elastik malzeme modelini tanımlarken bir elastise modülü, Poisson oranı ve malzeme yoğunluğu tanımlanması yeterli olurken, nonlineer elastik malzemelerin mekanik tepkileri sabitlerle temsil edilememektedir. Ancak deformasyonun skaler fonksiyonları olan parametrelerle tanımlanmaktadır [147, 148].



Şekil 4.12. Elastik malzeme modeli a) Lineer elastik b) Nonlineer elastik [147].

Elastomer (doğal ve suni kauçuk) malzemeden üretilen ürünlerin sonlu elemanlar modellerinde hiper-elastik malzeme modelleri tanımlanmaktadır. Hiper-elastik malzemeler, % 40 kadar büyük deformasyonlara maruz kalabilen ve ihmal edilebilir düzeyde plastik deformasyona dayanabilen bir malzeme sınıfıdır. Hiper-elastik bir malzemenin mekanik özelliklerinin tanımlanması metalik malzemelerden oldukça farklıdır olmaktadır. Literatürde birçok hiper-elastik malzeme modeli olmasına rağmen, yaygın olarak kabul gören ve kullanılan modeller Mooney–Rivlin, Ogden 1st, Neo-Hookean ve Gent modelleridir [149, 150].

4.4.2. Visko-elastik malzeme modeli

Visko-elastik malzemeler, elastik ve Newton sınır davranışları arasında ki bir spektrumda bulunmaktadır. Visko-elastik malzemelerin tanımlayıcı bir özelliği, zamana bağlı davranışlarıdır. Visko-elastik malzemelere sabit bir deformasyon uygulandığında, iç

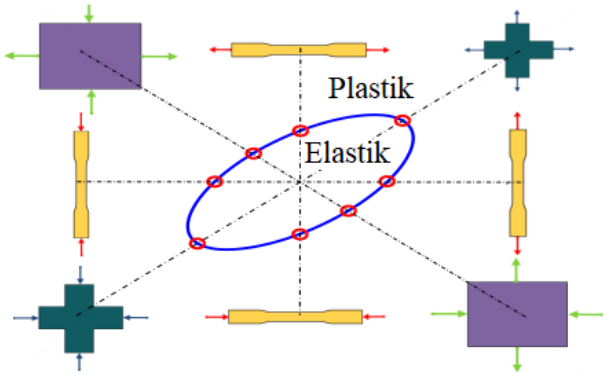
gerilimleri zamanla azalır ve bu süreç gevşeme olarak bilinmektedir. Visko-elastik malzemeler sabit bir gerilmeye maruz kaldığında, deformasyonları zamanla artar ve bu süreç ise sürünme olarak tanımlanmaktadır. Birçok anizotropik malzeme, belirli bir gerilme ve süre aralığında gevşeme ve/veya sürünme fenomeni ile ilişkili belirgin bir visko-elastik davranış sergilemektedir. Visko-elastik malzemelerin stres tepkisinin matematiksel açıklamaları çoğunlukla genelleştirilmiş bir Maxwell modeline dayanmaktadır [151-153].

4.4.3. Plastik malzeme modeli

Plastiklik, malzemeye uygulanmış yükleme işlemi sona erdikten sonra malzemenin kalıcı halde deforme olması ve ilk haline dönememesi olarak tanımlanmaktadır. Malzemelerin elastik sınırlarının ötesinde bir şekil değiştirmeye maruz kalması durumunda gerilme – gerinim bağlantıları elastik haldeki gibi kolayca ifade edilememektedir [154].

Plastik malzeme davranışı, elastik malzeme davranışından daha karmaşık bir kavramdır. Elastik malzeme davranışında, Hooke kanunu vasıtası ile gerilme ve gerinim değerleri arasında doğrudan lineer bir ilişki kurulabilmektedir. Plastik malzeme davranışında, plastik gerinimler yalnızca gerilme parametreleri ile tanımlanamazlar çünkü plastik gerinimler malzemenin tüm yükleme geçmişine ve gerilme durumuna nasıl ulaşıldığına bağlıdır. Bir malzemenin genel gerilme durumu altında plastik davranışının modellenebilmesi için bir akma kriterine, bir akma kuralına ve bir pekleşme kuralına ihtiyaç vardır [155].

Akma gerilmesi, malzemenin plastik olarak deforme olduğu gerilme değerini gösteren bir değerdir. Bir malzemenin akma gerilmesi genellikle sıcaklıktan, deformasyon miktarından, deformasyon hızından ve mevcut mikro yapıdan etkilenmektedir. Akma eğrisi genel olarak deneysel verilerle elde edilmektedir. Akma kriterleri ise, malzemenin plastik deformasyonu esnasında gerilme bileşenleri arasındaki ilişkiyi tanımlamaktadır. Şekil 4.13'te şematik olarak bir akma yüzeyi verilmiştir. Akma yüzeyinin çeşitli noktaları farklı yükleme durumlarını ifade etmektedir. Literatürde bu deneysel verileri temsil edebilen modeller geliştirilmiştir. Bu modeller akma modeli olarak adlandırılmaktadır ve yeni malzemeler için uyarlanmakta veya yenileri geliştirilmektedir [156-158].



Şekil 4.13. Şematik bir akma yüzeyi ve ifadeleri [158].

İzotropik akma kriterleri

Malzeme davranışının her yönde aynı olduğunun kabul edildiği malzeme modelleri izotropik akma modelleri olarak adlandırılmaktadır. Genel olarak kullanılan klasik modeller Tresca (maksimum kayma gerilmesi hipotezi) ve Von Mises (maksimum şekil değiştirme enerjisi hipotezi) kriterleridir.

Pek çok sünek metal için izotropik akma kriterleri, 1864'te Tresca ve 1913'te von Mises tarafından önerilmiştir. Ancak bu akma teorileri kırılgan malzemeler için kullanılamazlar. Sacın izotropik olması, haddeleme yönüne göre tüm θ doğrultularındaki plastik gerinim oranları ve bunların ortalaması için $r_0 = r_{45} = r_{90} = r_\theta = r = 1$ eşitliğini geçerli kılmaktadır. Böyle bir durumda, izotropi için söz konusu olan Von Mises ve Tresca akma kriterleri değerlendirilebilir [159, 160].

En eski akma kriterlerinden Tresca kriteri Eş. 4.1'de verilmiştir;

$$\Phi = |max(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3) - min\ (\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)| = \sigma_0 \quad (4.1)$$

Eş. 4.1'de σ_1, σ_2 ve σ_3 ana gerilimler ve σ_0 eşdeğer tek eksenli akma gerilimidir.

Von Mises kriteri ise Eş. 4.2'de verilmiştir;

$$\Phi=(\sigma_1-\sigma_1)^2+(\sigma_2-\sigma_3)^2+(\sigma_3-\sigma_1)^2=2\sigma_0^2 \quad (4.2)$$

Bu kriter, çoğu polikristal metal için Tresca'dan daha iyi sonuçlar vermektedir [161].

Anizotropik akma kriterleri

Literatürde ilk anizotropik akma kriteri 1948 yılında R. Hill tarafından önerilmiştir. Hill-48 akma kriteri, Von Mises kriterini genelleştirerek bir anizotropik akma kriteri geliştirmiştir. Düzlem gerilme hali için 4 katsayıya sahiptir ve bu katsayılar analitik olarak kolayca belirlenebilmektedir. Malzemenin üç ortogonal simetri düzleminde anizotropiye sahip olması gerekmektedir. Ancak, kriter yüksek anizotropiye sahip Al alaşımları, Ti alaşımları ve yüksek mukavemetli çelikler için doğru sonuçlar verememektedir. Hill-48 akma modeli, bir ikinci dereceden bir fonksiyon olarak Eş. 4.3'te ki şekilde yazılabilir [162, 163].

$$2f(\sigma_{ij}) \equiv F(\sigma_y - \sigma_z)^2 + G(\sigma_z - \sigma_x)^2 + H(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 2L\tau_{yz}^2 + 2M\tau_{zx}^2 + 2N\tau_{xy}^2 = 1 \quad (4.3)$$

Burada f, akma fonksiyonu, F, G, H, L, M, N malzemenin anizotropi parametreleri ve x, y, z asal anizotropik eksenlerdir [163].

En sık kullanılan diğer bir malzeme modeli ise, 1989 yılında Barlat ve Lian tarafından sunulan Barlat-89 modelidir. Bu modelde akma yüzeyi, malzemenin anizotropik parametrelerine bağlı olarak elde etmektedir. Düzlem gerilme problemleri için Barlat-89 modeli Eş. 4.4'de verildiği şekilde yazılabilir;

$$2\sigma_y^m = a|K_1 + K_2|^m + a|K_1 - K_2|^m + C|K_2|^m \quad (4.4)$$

$$K_1 = \frac{\sigma_{11} + h\sigma_{22}}{2} \quad (4.5)$$

$$K_2 = \sqrt{\left(\frac{\sigma_{11} - h\sigma_{22}}{2}\right)^2 + p^2\sigma_{12}^2} \quad (4.6)$$

Burada σ_y akma gerilmesi olup K_1 ve K_2 (Eş. 4.5 ve Eş. 4.6) farklı yönlerdeki akma gerilmelerine, a ve c ise anizotropi katsayılarına bağlı parametrelerdir. Eş. 4.4'de yer alan m üsteli ise malzemenin kristal kafes yapısı ile ilişkili olup yüzey merkezli kübik malzemeler

için 8, hacim merkezli kübik malzemeler için ise 6 alınması önerilmektedir. Barlat akma kriteri, anizotropi ve düzlem gerilimi yüklemesi ile plastik alandaki metalik levhaların mekanik davranışını açıklamak için geliştirilmiştir. Bu akma kriteri metal levhaların şekillendirilmesinde önemlidir [141, 164].

Anizotropik malzemelerin farklı yönlerde akma mukavemetlerinin değişmesinden dolayı izotropik akma kriterleri iyi sonuç vermemektedir. Bundan dolayı Hu tarafından 2003 yılında Hill-48 akma yüzeyinin geliştirilmesiyle bu anizotropik akma kriteri oluşturulmuştur. Bu kriter, hadde ve hadde yönüne dik olarak asal gerilmeler cinsinden Eş. 4.7'de ifade edilirse;

$$f(\bar{\sigma}) = \frac{1}{\sigma_0^4}\sigma_1^4 - \frac{4r_0}{(1+r_0)\sigma_0^4}\sigma_1^3\sigma_2 + \left(\frac{1}{\sigma_b^4} + \frac{1}{\sigma_0^4} + \frac{1}{\sigma_{90}^4} + \frac{4r_0}{(1+r_0)\sigma_0^4} + \frac{4r_{90}}{(1+r_{90})\sigma_{90}^4}\right)\sigma_1^2\sigma_2^2 - \frac{4r_{90}}{(1+r_{90})\sigma_{90}^4}\sigma_1\sigma_2^3 + \frac{1}{\sigma_{90}^4}\sigma_2^4 + \left(\frac{16r_{45}}{(1+r_{45})\sigma_{44}^4} - \frac{2}{\sigma_b^4}\right)(\sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \sigma_1\sigma_2)\sigma_{12}^2 + \left(\frac{1}{\sigma_b^4} + \frac{16r_{45}}{(1+r_{45})\sigma_{45}^4}\right)\sigma_{12}^4 = 1 \quad (4.7)$$

Bu denkleme göre malzemenin hadde yönünde (0º), hadde yönüne 45º ve hadde yönünde dik (90º) doğrultularda anizotropi r_0, r_{45}, r_{90} ve akma mukavemetleri (σ_0, σ_{45}, σ_{90}, σ_b) deneysel olarak elde edilmesiyle bu akma kriteri tahmin yapabilmektedir [158].

Montheillet kriteri, birkaç çok kristalli malzemenin anormal davranışını tanımlandığı bir akma kriteridir. Eş. 4.8'de de Montheillet kriteri verilmiştir.

$$\Phi = C|\alpha_1\sigma_1+\alpha_2\sigma_2|^m+\alpha_3|\sigma_1-\sigma_2|^m+2n|\sigma_{12}|^m-\sigma_0^m \quad (4.8)$$

Bu eşitlikte; σ_1 ve σ_2 malzemenin ortotropik eksenlerindeki gerilme bileşenleri, α_1 ve α_2 düzlemsel anizotropi sabitlerdir. σ_{12} düzlemsel kayma gerilimi ise, herhangi bir düzlem için kayma geriliminin bir çok tabakaya uygulanmasına izin vermektedir [165].

Gotoh (1977), ortotropik sac metallerin hem akma gerilimini hem de r-değeri yönlü özelliklerini aynı anda temsil eden bir akma fonksiyonunu önermiştir. Ancak bu model anizotropide dengesiz genel hatalara neden olabilmektedir. Eş. 4.9'da Gotoh kriteri verilmiştir.

$$\sigma_{eq}^4=A_1\sigma_x^4+A_2\sigma_x^3\sigma_y+A_3\sigma_x^2\sigma_y^2+A_4\sigma_x\sigma_y^3+A_5\sigma_y^4+\left(A_6\sigma_x^2+A_7\sigma_x\sigma_y+A_8\sigma_y^2\right)\sigma_{xy}^2+A_9\sigma_{xy}^4 \quad (4.9)$$

Burada, x ve y eksenleri, metal levhanın (ortotropinin ana eksenleri) yuvarlanma ve enine yönlerini tanımlamaktadır. Model parametreleri (A_1……A_9) ise, hadde yönüne 0º, 45º ve 90º açılarda çekme testleri yapılarak belirlenmektedir [166].

Banabic ve arkadaşları tarafından geliştirilen BBC akma kriterleri ailesi (BBC2000, BBC2003, BBC2005 ve BBC2008) literatürde yaygın olarak kullanılmaktadır. Malzemeye ait 0º, 45º ve 90º açılardaki akma ve anizotropi parametreleri ile tahmin yapmaktadır. En genel haliyle eşdeğer gerilme ifadesi Eşitlik 4.10 numaralı eşitlik ile ifade edilmektedir.

$$\bar{\sigma}=\left[a(b\tau+c\psi)^{2k}+a(b\tau-c\psi)^{2k}+(1-a)(2c\psi)^{2k}\right]^{1/2k} \quad (4.10)$$

Denklemde yer alan a, b, c, k malzeme parametreleridir. k üsteli malzemenin kristal yapısına göre değişmektedir [167].

4.4.4. Visko-plastik malzeme modeli

Plastik deformasyon, malzemenin elastik limitinin veya başka bir değişle akma gerilmesinin üzerinde bir gerilmeye maruz kalmasıyla ortaya çıkan ve malzemenin geri dönüşü olmayan değişimi olarak tanımlanmaktadır. Ancak malzemelerin farklı gerinim hızlarındaki davranış değişimi visko-plastite teorisin ortaya çıkmasına neden olmuştur. Visko-plastiklik, malzemenin akma gerilmesinin gerinim hızı, sıcaklık, basınç gibi değişkenlere bağlı olarak değişmesi olarak tanımlanmaktadır [168].

Visko-plastiklik, katıların zamana bağlı, geri döndürülemez (elastik olmayan) deformasyonlarını içeren tepkisini ifade eden bir malzeme modelidir. Malzemenin zamana bağlı hız bağımlılığından iki farklı mekanizma sorumlu olmaktadır. Bunlardan biri, sürünme ve gerilim yumuşaması kaynaklı boşluk oluşumu ve GBS ile ilgilidir. İkinci mekanizma ise, hareket ve dislokasyonların artmasına bağlı plastik deformasyondur. Dislokasyon hareketleri ve diğer mekanizmalar iç yapının değişmesine neden olmaktadır. Bu sayede, alaşım deformasyon yoluyla farklı mekanik özelliklere sahip ancak aynı kimyasal bileşimine sahip bir malzeme haline gelebilmektedir. Visko-plastik malzemeler, deformasyon ilerledikçe, sertleşmekte ancak sıcaklığa bağlı gelişen termal yumuşama bu sertleşmeye

karşı koymakta ve artan bir akma dayanımı sergilemektedir. SP'lik olgusu visko-plastik bir davranış olarak tanımlanmaktadır [169].

Süperplastik davranış kriterleri

Gerinim hızının ve sıcaklığın bir fonksiyonu olan SP akış davranışını tanımlamak için modeller geliştirilmiştir. Ancak model parametrelerini belirlemek için sıcak çekme, yarı statik çekme ya da bulge testi gibi mekanik deney sonuçları gerekmektedir.

Literatürde çok sayıda yarı statik akış eğrisi modeli bulunmaktadır. Çoğu model, çekme testinde düzgün uzamaya kadar deneysel akış eğrileriyle oldukça iyi uyum sağlarken, daha yüksek deformasyon hızlarında dikkate alınan modele bağlı olarak farklılık göstermektedirler. Hollomon, Ludwik, Swift, Hockett/Sherby, Voce veya Gosh gibi modeller yarı statik akış eğrisini tanımlamakta yaygın olarak kullanılmaktadır. Swift-Voce veya Swift-Hockett / Sherby modelleri gibi model kombinasyonları, modelleme sonuçlarını daha da optimize etmektedirler. Çizelge 4.3'te, gerçek plastik gerinim, gerçek gerilim ve C_1 ila C_6 modelleme parametreleri ile karşılık gelen model denklemlerini gösterilmiştir [170].

Çizelge 4.3. Yarı statik modeller ve eşitlikler [170].

Model	Eşitlik
Hollomon	$\sigma(\varepsilon) = C_1\varepsilon^{C_2}$
Ludwik	$\sigma(\varepsilon) = C_1 + C_2\varepsilon^{C_3}$
Swift	$\sigma(\varepsilon) = C_1(C_2 + \varepsilon)^{C_3}$
Voce	$\sigma(\varepsilon) = C_1 + (C_2 - C_1)exp(-C_3\varepsilon)$
Hockett / Sherby	$\sigma(\varepsilon) = C_2 - (C_2 - C_1)exp(-C_3\varepsilon^{C_4})$
Gosh	$\sigma(\varepsilon) = C_1 + C_2(C_3 + \varepsilon)^{C_4}$
Swift – Voce	$\sigma(\varepsilon) = C_1\sigma_{Swift}(\varepsilon) + (1 - C_2)\sigma_{Voce}(\varepsilon)$
Swift – Hockett / Sherby	$\sigma(\varepsilon) = C_1(C_2 + \varepsilon)^{C_3} + C_4exp(-C_5\varepsilon^{C_6})$
El-Magd	$\sigma(\varepsilon) = C_1 + C_2\varepsilon + C_3[1 - exp(-C_4\varepsilon)]$
Voce genelleştirilmiş	$\sigma(\varepsilon) = C_1 + (C_2 + C_3\varepsilon)[1 - exp(-C_4\varepsilon)]$
Berström	$\sigma(\varepsilon) = C_1 + C_2(C_3(C_4 + \varepsilon) + \{1 - exp[-C_5(C_4 + \varepsilon)]\}^{C_6}$

SP kararsızlık üzerine birçok çalışma yapılmış ve farklı durumlara karşılık gelen farklı kurucu denklemler önerilmiştir. Bu modeller Çizelge 4.4'te verilmiştir [77, 171].

Çizelge 4.4. SP model denklemleri [77].

Yazar	Denklem	Açıklamalar
Backoften	$\sigma = K\dot{\varepsilon}^m$	K ve m sabittir; gerinim etkilerinin olmadığı basit gerilim durumunda kullanılır (n = 0). Özellikle 3 boyutlu uzama biçiminde yaygın olarak uygulanmaktadır
Rosserd	$\sigma = K\dot{\varepsilon}^m\varepsilon^n$	SP şekillendirme, K, m ve n sabittir
Song	$\dot{\varepsilon}= \dot{\varepsilon}_m exp\left(\frac{\pi}{2\eta}\frac{In10}{\sqrt{m_m/m_k-1}} tg\left(\frac{2\eta}{\pi m_m}\sqrt{\frac{m_m}{m_k}-1}\, log\left(\frac{\sigma_e}{K_f}\right)\right)\right)$	Gerinim etkileri (n = 0) dikkate alınmadan deneysel m − log($\dot{\varepsilon}$) eğrisine göre modellenmiştir
Song	$\sigma = K\dot{\varepsilon}^m\varepsilon^n t^T$	σ = f(ε, $\dot{\varepsilon}$, t), τ stres gevşeme indeksidir, t süre; K, m, n ve τ sabittir
Wang ve Xu	$\dot{\varepsilon}_{ij} = \left(\left(1 + 2A\frac{J_3^2}{J_2^3}\right)S_{ij} + \left(-2A\frac{J_3}{J_2}\right)t_{ij}\right)\dot{\lambda}$	Deneysel sonuçlardandır ve gerinim etkileri olmadan 3 boyutlu stabil SP şekillendirme için uygundur (n = 0)
Jin	$S + \lambda\frac{\delta S}{\delta t} = \eta A + \beta_1 A^2 + \beta_2 A^2.A^2$ ikinci dereceden Rivlin – Ericksen	SP burulma sırasındaki gerilim gevşeme olayını açıklamak için kullanılmıştır
Zhu ve Yang	$\sigma = \sigma_i + \sigma_e = K\frac{1-F}{m-F}\dot{\varepsilon}$	Backoften denklemini genişletmek için bir iç gerilim indeksi F = d ln(σ_e)/d ln($\dot{\varepsilon}$) önerilmiştir
Tang, Zhang ve Wang	$\sigma_{ıj} = \frac{2}{3}K\dot{\varepsilon}^{-m-1}\dot{\varepsilon}_{ij}$	SP şekillendirmenin analitik ve sonlu eleman analizinde kullanılmıştır
Xing ve Wang	$\sigma = (1-f)K\dot{\varepsilon}^M\varepsilon^N \exp\left(\frac{Q}{RT} + p\alpha\varepsilon\right)(d_0 + Bt^q)^p$	Mevcut deneysel sonuçlara dayalı olarak, mikro yapı varyasyonlarının akış gerilimi üzerindeki etkileri basit gerilim durumunda ele alınmıştır. SP kararsızlık ve optimum deformasyon modu araştırmalarında kullanılmıştır
Xing ve Wang	$\dot{\varepsilon}_{ij} = \frac{1}{2\mu}(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m)$ burada $\mu = K_0\dot{\varepsilon}^{m-1}/3$ K_0 mikro yapı varyasyonlarının bir fonksiyonudur	SP şekillendirmenin sonlu eleman simülasyonunda ve ilgili mikro yapı varyasyonlarında kullanılmıştır
Khaleel vd.	$\sigma = (C\dot{\varepsilon}^m + k_0 + R)(1 - \xi^{0,5})$ Burada k_0, R ve C, matris malzemesiyle ilişkili parametreler, ξ hacim boşluğu fraksiyonudur	AA5083 alaşımının deformasyonunu ve hasarını açıklamak için süreklilik mekaniğine dayalı olarak geliştirilmiştir

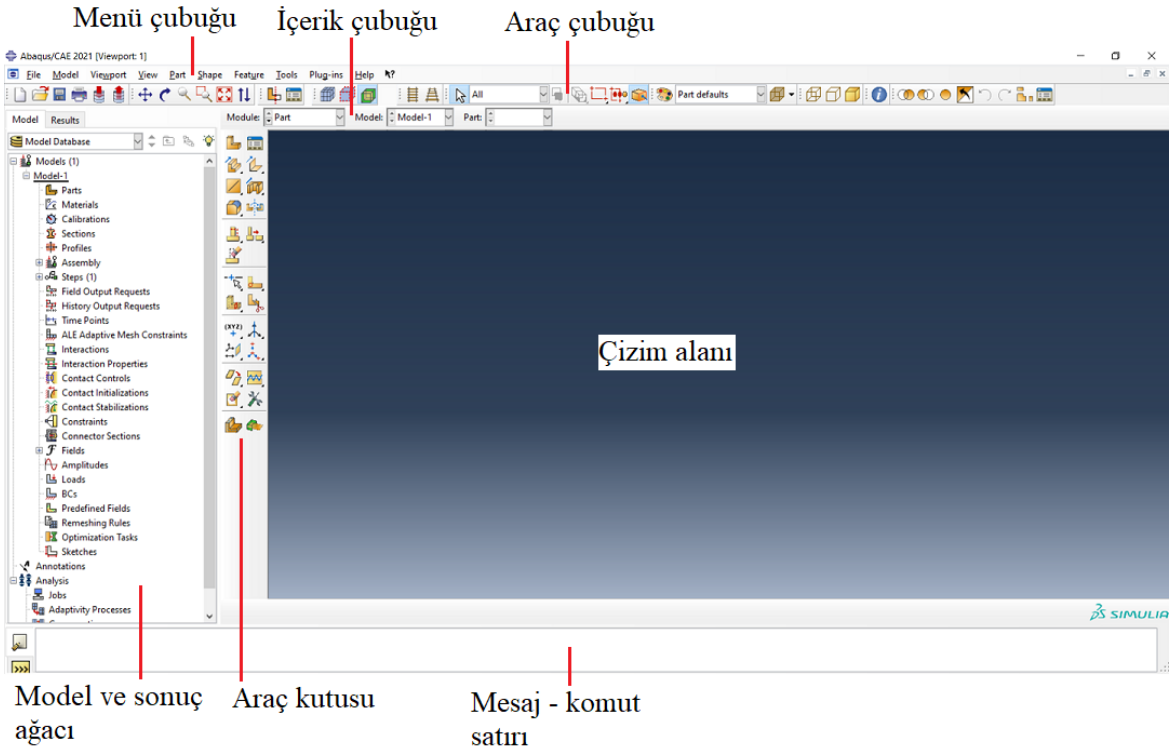
4.5. Süper Plastik Deformasyonun ABAQUS Ortamında Modellenmesi

Analiz programlarının çoğu, tanımlanan problemi çözmek için öncelikle matematik modelleri oluşturur ve çözümlemek için sonlu elemanlar analizi (SEA) ya da sonlu elemanlar metodu (SEM) ismi verilen yöntemi kullanır. Karmaşık geometriye, malzeme özelliklerine ve

zorlanma koşullarına sahip yapıların analiz edilmesine olanak sağlaması ve bilgisayar destekli tasarım programları ile entegre edilebilmesi nedeni ile sonlu elemanlar metodu birçok mühendislik dalında kendine uygulama alanı bulmaktadır. Bu yüzden, birçok alanda süreç performansının analizi ve iyileştirilmesi için zaman alıcı ve maliyetli fiziksel deneylerin yerine SE yöntemini kullanılmaktadır [172, 173].

Çalışma kapsamında, SPF prosesi ile derin çekme ABAQUS/CAE (Complete ABAQUS Environment) 2021 programında modellenmiştir. Programa ait ekran görüntüsü Şekil 4.14'te verilmiştir.

ABAQUS/CAE 2021 programının ara yüzünde; komutları ve ayarları içeren menü çubuğu, hızlı erişim için araç çubuğu, kullanılan modülleri ve model parçalarını gösteren içerik çubuğu, iki boyutlu çizimlerin ve katı modellemelerin yapıldığı çizim alanı, problem parametrelerinin listelendiği model ve sonuç ağacı, parametrelerin hızlıca tanımlandığı araç kutusu ve mesaj - komut satırı bulunmaktadır.



Şekil 4.14. ABAQUS 2021 programının ekran görüntüsü

ABAQUS programında, problem çözümlenirken kullanılan ana modüller üç başlık altında sınıflandırılabilmektedir;

Ön işlem modülleri

- Part
- Property
- Assembly
- Step
- Interaction
- Load
- Mesh

Analiz modülü

- Job

Sonuç modülü

- Visualization

Modellemeye başlamadan önce hangi birim sisteminde çalışılacağına karar verilmesi gerekmektedir. ABAQUS'ün yerleşik bir birim sistemi yoktur ve tüm girdi verileri tutarlı birimlerde belirtilmelidir. Kullanılan bazı yaygın birim sistemleri Çizelge 4.5'te gösterilmiştir.

Çizelge 4.5. ABAQUS birim sistemleri

Büyüklük	SI	SI (mm)	US Birim (ft)	US Birim (inch)
Uzunluk	m	mm	ft	in
Kuvvet	N	N	lbf	lbf
Kütle	kg	ton	slug	lbf s^2/in
Zaman	s	s	s	s
Gerilme	Pa (N/m^2)	MPa (N/mm^2)	lbf/ft^2	psi (lbf/in^2)
Enerji	J	mJ	ft lbf	in lbf
Yoğunluk	kg/m^3	ton/mm^3	$slug/ft^3$	lbf s^2/in^4

4.6. Süperplastik Şekillendirme Tezgahı

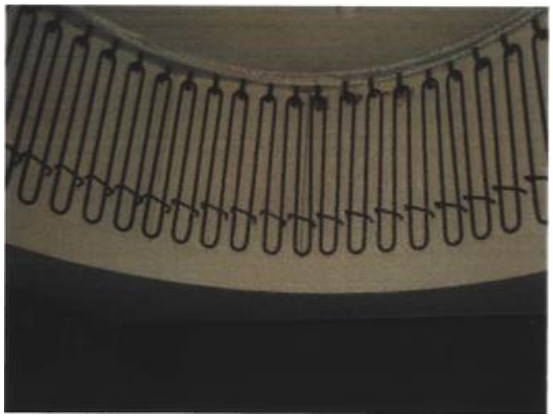
SPF deneyi, ACB marka FSP60 SPF presinde gerçekleştirilmiştir. Bu preste; titanyum, alüminyum ve nikel bazlı alaşımlar SPF metoduyla şekillendirilerek pylon ve motor panelleri, motor ısı kalkanları gibi karmaşık uçak parçaları üretilebilmektedir. FSP60 tezgahı ile SPF'in yanı sıra difüzyon bağlama (Diffusion bonding) ve sıcak şekillendirme metotları ile de imalat yapılabilmektedir. Pres üzerinde bulunan OPSYS yazılımı tarafından sıcaklık ve gerinim oranı, hassas olarak elektronik kontrolcü ile kontrol edilmektedir. FSP60 presinin

genel görüntüsü Şekil 4.15'te verilmiştir.



Şekil 4.15. ACB marka FSP60 SPF presi genel görünüşü

FSP60 tezgahı kaynaklı tek parça bir yapıya sahiptir. Kalıp bağlantı aparatı çift etkili bir hidrolik silindir ile aşağı ve yukarı hareket edebilmektedir. Kalıp bağlantı aparatı yüksek sıcaklıklardan operatörün etkilenmesi önlemek amacıyla hareketli kızaklar vasıtası ile fırın içinden dışarı çıkabilmektedir. Kalıp sökme – bağlama ve şekillendirilen parçaların kalıptan alınması, yeni parçanın kalıba yerleştirilmesi tabla dışarı pozisyonunayken gerçekleştirilmektedir.

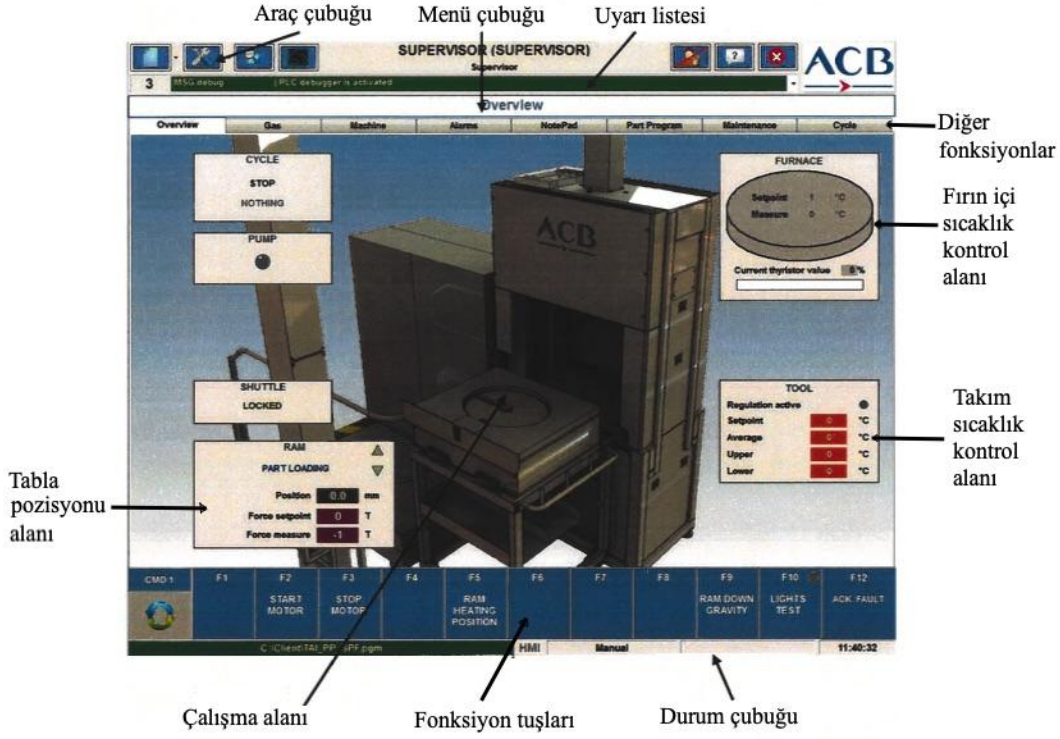


Şekil 4.16. Silindirik fırın içindeki ısıtıcı rezistans görüntüsü

Üst fırın, seramik kaplı silindirik şeklindedir. Fırın içerisinde Şekil 4.16'da gösterilen ısıtıcı rezistanslar mevcuttur. Bu fırında, güvenlik amaçlı maksimum erişilebilen sıcaklık 980 °C'dir. Isıtıcı rezistans tek fazlı tiristor ile PID olarak kontrol edilmektedir. Fırın içindeki

kalıbın sıcaklığı, kalıp içindeki parçaya mümkün olduğu kadar yakın yerleştirilen termokupllar ile ölçülmektedir. Bu termokupllar -200 °C – 1200 °C sıcaklık ölçüm aralığına sahip, galvanik izolasyonlu K (NiCr-Ni) tip termokupllardır. Şekillendirme sırasında, termokuplda deformasyon oluşmasını engellemek amacıyla termokupl, Inconel 600 koruyucu kılıflı olarak tercih edilmektedir. Kalıptan ve fırın içerisinden ölçülen sıcaklıklar OPSYS yazılımı sayesinde kontrol ünitesinden okunabilmektedir.

SPF presi vakum, gaz saflaştırma ve basınç ile şekillendirme tesisatlarına sahiptir. Her gaz tesisatı selenoid valfler ve servo aktüatörler ile kumanda edilmektedir. Gaz basıncı ile şekillendirme hattında basınç regülasyonu, giriş hattı üzerindeki mutlak basınç sensörü ile sağlanmaktadır. Bu sensör, basınç parametrelerini devamlı olarak izleyerek basınç dengesizliklerinin şekillendirilen parça üzerinde oluşturacağı etkileri engellemektedir. Oluşabilecek basınç sapmaları yazılım ile girişteki veya egzozdaki valflere müdahale edilerek giderilmektedir. Şekillendirme esnasında sac uzaması çok hassas bir hızla kontrol edilerek parça kalitesinin ve kalınlık homojenliğinin artırılması sağlanmaktadır. Şekillendirme kalıplarına olan gaz bağlantısı kontrol panelinin yan tarafında bulunan konektörler vasıtasıyla yapılmaktadır. Kalıplar üzerindeki giriş ve çıkış bağlantısı Ø6 mm çapına ve 1 mm et kanlığına sahip AISI 304 paslanmaz çelik borular ile sağlanmaktadır.



Şekil 4.17. SPF presi kontrol yazılımının kullanıcı arayüzünün genel görüntüsü

FSP60 sisteminin kontrolü, insan makine arayüzü (HMI – Human Machine Interface) ve OPSYS yazılımı ile sağlanmaktadır. HMI, tezgahın kontrol paneli ekranından presin hareketlerinin kontrolünü ve verilerin izlenmesini sağlayan bir arayüzdür. Kontrol paneli ekranında HMI'ya ait genel görüntü Şekil 4.17'de verilmiştir. Diğer bileşen OPSYS ise; tezgahın mevcut durumunu, eylemleri ve hareketleri kontrol eden, aynı zamanda bir veya daha fazla uzak bağlantı ile makine sürecinin kontrolünün denetlenebildiği bir yazılım sistemidir. FSP60 SPF presinin teknik özellikleri Çizelge 4.8'de verilmiştir.

Çizelge 4.8. FSP60 SPF presinin teknik özellikleri

Tezgah boyutları	Tezgah boyutları (L x W x H)	2,3 x 3 x 2,9 m
	Tezgah ağırlığı	4,5 ton
	Takım yüksekliği	250 mm ± 5mm
	Takım çapı	100 – 480 mm
	Maksimum takım ağırlığı	600 kg
	Pres stroğu	600 mm
	Pres hassasiyeti	± 0,15 mm
	Pres dinamik baskı kuvvet	60 kN – 600 kN
	Şekillendirme hızı	0,2 – 2 mm/sn
Isıtma sistemi	Fırın çapı	580 mm
	K tip termokupl sayısı	1+1
	Termokupl hassasiyeti	± 1,5 °C
	Rezistans sayısı	1
	Isıtma oranı	50 – 100 °C/sa.
	Isıtma gücü	13 kW
	Maksimum fırın sıcaklığı	950 °C
	Fırın sıcaklık hassasiyeti	950 °C'de ± 5 °C
Gaz sistemi	Gaz hattı sayısı	2
	Maksimum gaz basıncı	7 MPa
	Maksimum düzenlenmiş gaz basıncı	6 MPa
	Basınç sensör hassasiyeti	% 0,04
	Vakum basıncı	50 Pa

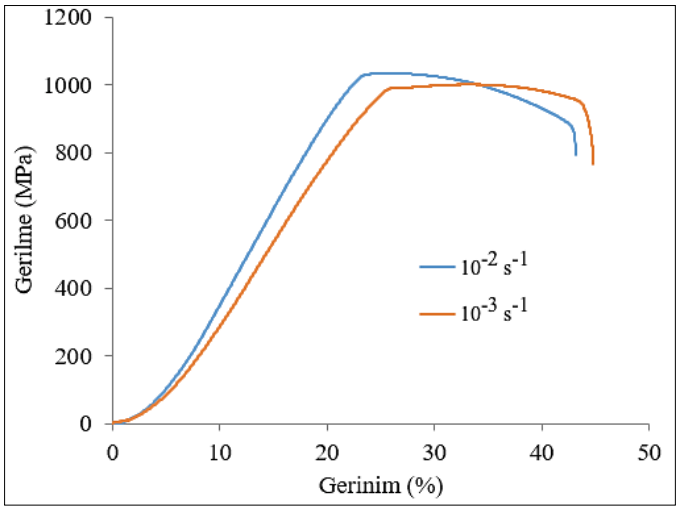
5. DENEYSEL ÇALIŞMA SONUÇLARI

Bu bölümde, ilk olarak belirlenen deney parametrelerinde gerçekleştirilen sıcak çekme deneyi sonuçları ve buna bağlı olarak mikro yapısal değişim incelenmiştir. Elde edilen SP'lik özelliklerine göre malzeme modeli oluşturulmuş, sayısal analizler ile gerçekleştirilen deneysel sonuçlar yorumlanmıştır.

5.1. Sıcak Çekme Testleri Sonuçları

Sıcak çekme testi deneyleri, mikro yapı değişimini daha iyi analiz edebilmek amacıyla; 670, 770, 870, 890, 910, 930, 950, 970 ve 990 °C olarak sık aralıklarla belirlenmiştir. Aynı zamanda deneyin deformasyon hızları ise, HSRS deformasyonunun ve düşük hızlı SP deformasyonunun malzemenin mekanik özelliklerine ve mikro yapısına etkilerini gözlemlemek amacıyla 10^{-2} ve 10^{-3} s^{-1} olarak seçilmiştir.

Deney numunelerinin ilk halinin mekanik özelliklerine deformasyon hızının etkisini gözlemlemek amacıyla oda sıcaklığında 10^{-2} ve 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızlarında çekme testleri yapılmıştır. Şekil 5.1'de gerilme – gerinim eğrisi verilmiştir. 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında alaşımın akma mukavemeti 778,3 MPa, maksimum çekme dayanımı ise 1033,5 MPa olarak ölçülmüştür. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında ise alaşımın akma mukavemeti 774,2 MPa, maksimum çekme dayanımı ise 1000,3 MPa olarak ölçülmüştür. Gerinim oranlarının ise, sırasıyla % 43,1 ve % 44,7 olarak, birbirine yakın değerlerde olduğu gözlemlenmiştir.



Şekil 5.1. Oda sıcaklığında deformasyon hızlarına göre çekme testi sonuçları

Sıcak çekme testi sonucunda, sıcaklık ve deformasyon hızına göre deforme edilmiş numunelerin görüntüleri Şekil 5.2 ve Şekil 5.3'te verilmiştir.



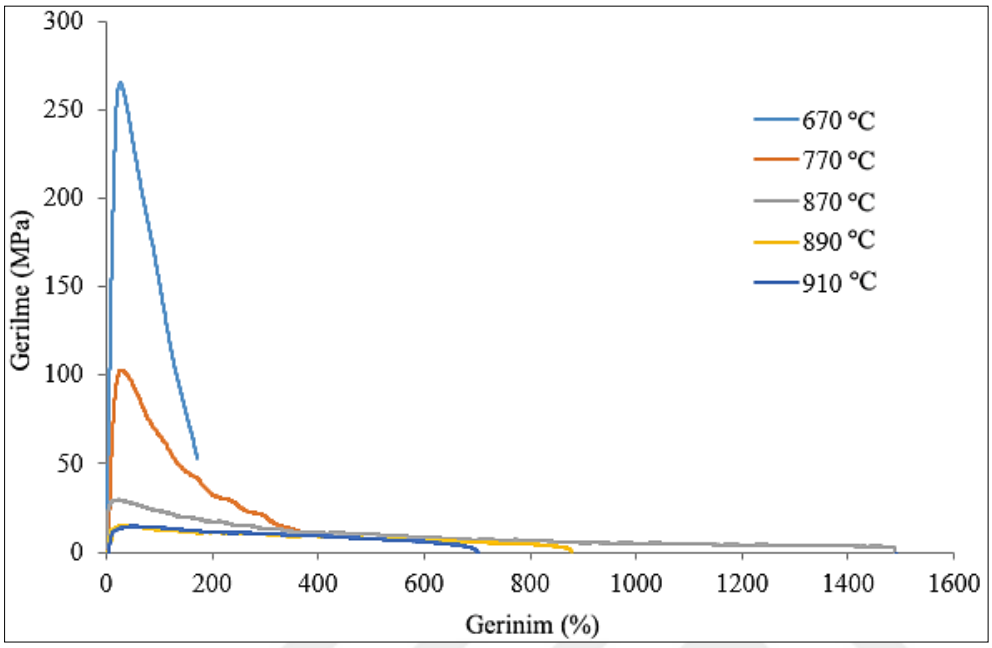
Şekil 5.2. 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında sıcak çekme testi sonuçları



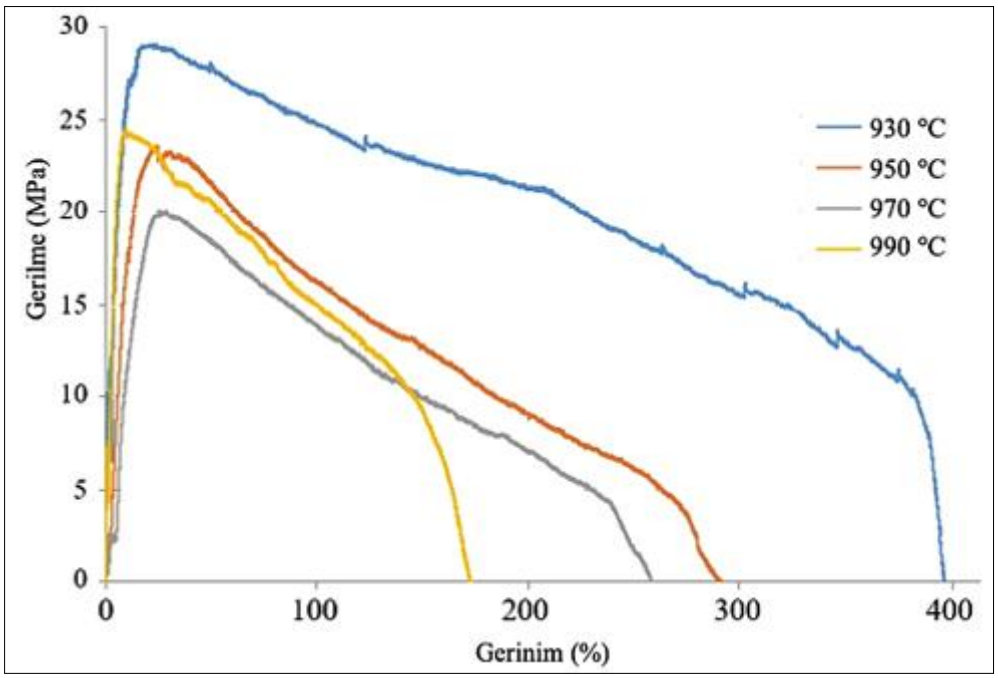
Şekil 5.3. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında sıcak çekme testi sonuçları

Ti-64 titanyum alaşımının değişen sıcaklık ve deformasyon hızlarında uygulanan sıcak çekme işlemlerinden elde edilen gerilim uzama diyagramları ile mekanik özelliklere etkileri incelenmiştir. Şekil 5.4, Şekil 5.5, Şekil 5.6 ve Şekil 5.7′de parametrelere göre çekme testlerinden elde edilen gerilme – gerinim eğrileri verilmiştir. Grafikler, eğrilerin daha net

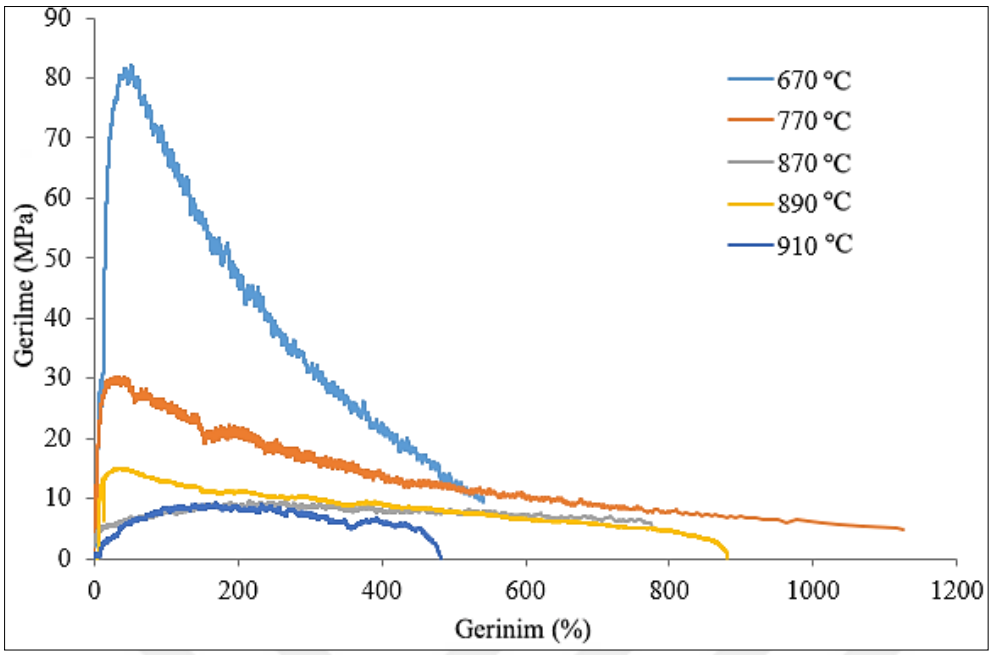
okunabilmesi için 670 – 910 °C ve 930 – 990 °C aralıklarında bölünerek, iki bölüm olarak verilmiştir.



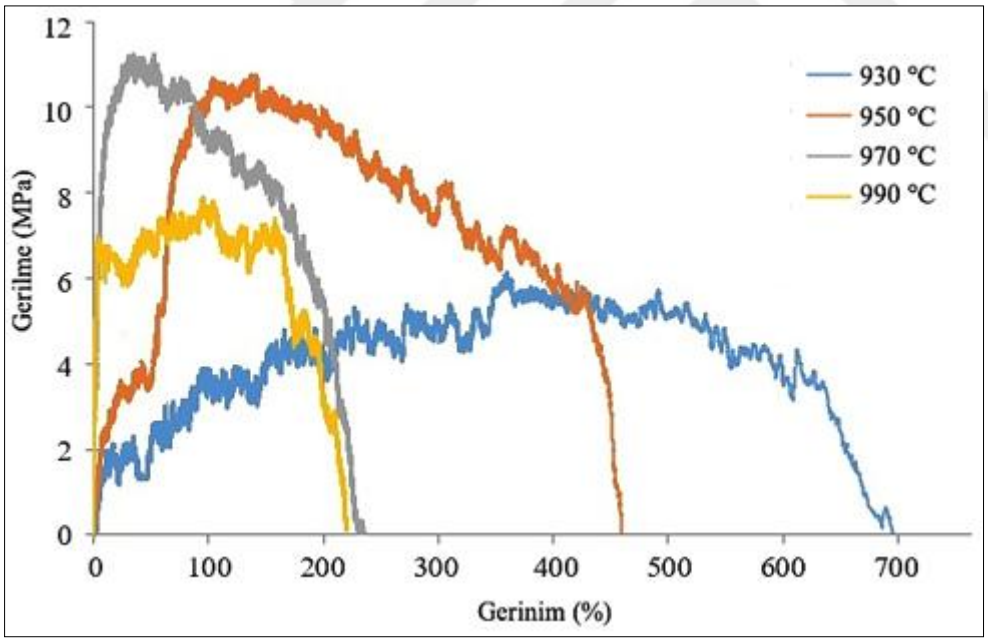
Şekil 5.4. 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında 670 – 910 °C sıcaklıklarda gerilme - gerinim eğrileri



Şekil 5.5. 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında 930 – 990 °C sıcaklıklarda gerilme - gerinim eğrileri



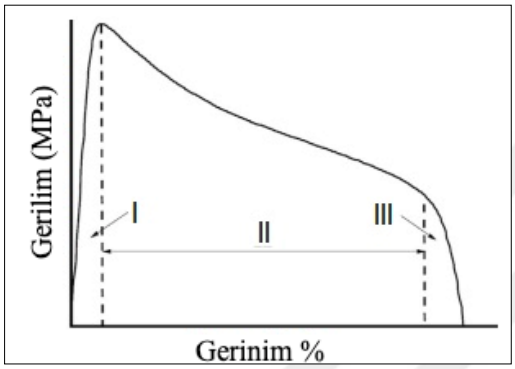
Şekil 5.6. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında 670 – 910 °C sıcaklıklarda gerilme - gerinim eğrileri



Şekil 5.7. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında 930 – 990 °C sıcaklıklarda gerilme - gerinim eğrileri

SP deformasyonda veya sıcak çekme testlerinde Ti-64 alaşımı, Şekil 5.8'de verilen tipik üç farklı bölgeye sahip bir gerilme - gerinim eğrisi vermektedir. Bu bölgeler; (I) elastik bölge, (II) yumuşama aşaması ve (III) lokalize boyun verme olarak tanımlanmaktadır. İlk olarak, dislokasyon artışı nedeniyle gerilme doğrusal olarak artmakta ve maksimum değerine ulaşmaktadır. Ardından, yumuşama aşamasında uzama daha da artarken gerilme kademeli

olarak azalmaktadır. II. bölgede, α fazlarının dinamik geri kazanımı, yeniden kristalleşmesi veya küreselleşmesi nedeniyle önemli bir yumuşama davranışı gözlenmektedir. III bölgede ise numunenin son kırılmasına kadar gerilmenin keskin bir şekilde azalmasına yol açan lokalize boyun verme ve kopma meydana gelmektedir. Kopma mekanizması, çekme deformasyonunun başlangıcında ortaya çıkan mikro boşlukların birleşmesinin sonucu oluşmaktadır. Artan deformasyon miktarı ile mikro boşlukların sayısı artmakta ve birikerek numunenin boyun vermeden kopmasına neden olmaktadır [174, 175].



Şekil 5.8. Ti-64 alaşımının tipik sıcak deformasyon grafiği

Tüm deneysel eğrilerin deformasyonun başlangıcında, hızla yükseldiği ve bu aşamada doğrusal bir elastikiyet sergilediği görünmektedir. Ancak gerilme tepe noktasını aşıp α+β fazı bölgesindeki plastik deformasyon aşamasına geçildiğinde, malzemede akış yumuşaması gerçekleşmekte ve eğriler doğrusal olmayan özellikler sergilemektedir. Bu akış yumuşaması davranışı, deformasyon sıcaklığından ve sıcak deformasyon anındaki mikro yapı değişimlerinden kaynaklanmaktadır. Diğer bir değişle, sıcaklığın artması ve deformasyon hızının azalmasına bağlı olarak dislokasyon yoğunluğu azalarak alaşımın mukavemet değerleri hızla azalmaktadır [176].

Deney parametrelerine göre, numunelerin elde edilen mekanik özelliklerindeki değişimler Çizelge 5.1'de verilmiştir.

Çizelge 5.1. Sıcak çekme parametrelerine göre numunelerin mekanik özellikleri

Sıcaklık (°C)	Deformasyon hızı (s^{-1})	E (GPa)	Akma gerilmesi (MPa)	Çekme gerilmesi (MPa)	Gerinim (%)	Sertlik HV
670	10^{-2}	1,61	181,95	265,02	172,4	354
	10^{-3}	0,45	25,71	82,03	541,7	277
770	10^{-2}	0,97	55,03	102,99	392,4	338
	10^{-3}	0,27	25,37	30,23	1125,2	261
870	10^{-2}	0,72	20,16	29,74	1489,2	297
	10^{-3}	0,14	6,25	9,58	775,8	326
890	10^{-2}	0,64	15,14	16,79	879,9	249
	10^{-3}	0,103	5,77	7,02	774,8	291
910	10^{-2}	0,47	14,91	15,72	701,0	280
	10^{-3}	0,03	5,54	9,25	481,0	288
930	10^{-2}	0,22	14,38	29,2	393,19	310
	10^{-3}	0,002	5,97	6,14	695,4	310
950	10^{-2}	0,21	12,4	23,5	292,5	320
	10^{-3}	0,05	5,6	10,77	464,17	310
970	10^{-2}	0,24	8,88	20,03	260,11	350
	10^{-3}	0,24	5,57	11,25	230,67	320
990	10^{-2}	1,38	6,97	24,48	173,04	390
	10^{-3}	0,21	5,01	7,89	221,7	310

Şekil 5.4'te verilen grafik incelendiğinde, 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında 670 °C'de deforme edilen numunenin, nispeten yüksek mukavemet değerleri nedeniyle yetersiz kayma mekanizmasından dolayı düşük uzama miktarları sergilediği görülmektedir. Bu parametrelerde alaşımın akma ve çekme gerilmeleri sırasıyla 181,95 MPa ve 265,02 MPa ve elde edilen uzama miktarı % 172,4'tür. Bu sıcaklıkta Ti-64 alaşımının nispeten düşük sıcaklık ve yüksek deformasyon hızına bağlı olarak, % 400'ün altında uzama sergilediğinden SP'lik özelliği kazanmadığı belirlenmiştir. 770 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda malzemenin akış gerilimi, çekme dayanımı noktasına geldiğinde hafif bir geçiş düşüşü sergilemekte ve daha sonra sabit bir eğilim göstermektedir. Bu davranış, 870 °C sıcaklığında malzemenin çok yüksek uzamalar göstermesine sebep olmaktadır. Bu parametrelerde alaşımın akma ve

çekme gerilmeleri sırasıyla 20,16 MPa ve 29,74 MPa ve elde edilen en yüksek uzama miktarı % 1489,2'dir. Sıcaklık artışı ile gerilme - gerinim eğrileri, herhangi bir belirgin tepe gerilimi olmaksızın kararlı durum karakteristiği gösterirken, % uzama miktarı önemli ölçüde azalmaktadır.

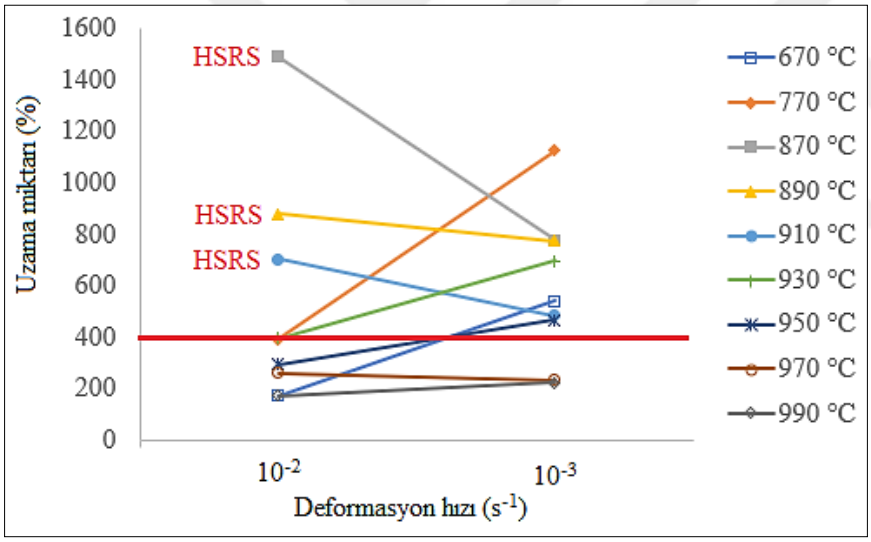
Şekil 5.5'te verilen gerilme – gerinim eğrilerinde, sıcaklığın artmasına bağlı olarak mukavemet değerleri ve % gerinim oranları oldukça azalmaktadır. Eğrilerin Şekil 5.4'tekine benzer davranışlar göstermesine rağmen, alaşımın mikro yapısındaki değişimler sebebi ile sertlik değerlerinin arttığı ve buna bağlı olarak da % uzama miktarlarının azaldığı görülmüştür. Yüksek gerinim oranının neden olduğu bu sertleşme davranışı 900 °C'nin üzerinde daha belirgin hale gelmektedir. 990 °C'de, sertlik değeri 390 HV ile en yüksek değerine ulaşmış ve % 173,04'lük düşük bir uzama sergilemiştir.

Diğer taraftan, Şekil 5.6 ve Şekil 5.7'de verilen grafikler incelendiğinde, deney sıcaklığının ve süresinin artmasıyla eğrilerde akış dengesizlikleri oluşmaya başlamıştır. Numunelerde meydana gelen düzensiz plastik akış nedeniyle, nispeten düşük süneklik miktarları elde edilmiştir. Akış dengesizlikleri kendini gerilme - gerinim eğrilerinde tırtıklar olarak göstermektedir. Bu durumda sıcaklığın gerinim hızıyla beraber malzeme üzerinde önemli bir deformasyon etkisi olduğunu göstermektedir.

10^{-3} s^{-1} deformasyon hızına ait eğriler incelendiğinde α+β tipi titanyum alaşımlarında, α/β tane arayüzleri boyunca stres konsantrasyonun birikmesiyle oluşan, sıcaklığa ve deformasyon hızına bağlı olarak gelişen tırtıklı akış gözlemlenmektedir. Titanyum ve alaşımları, mikro yapılarına ve deformasyon sıcaklığına bağlı olarak hem düşük hem de yüksek sıcaklıklarda tırtıklı akış davranışına eğilimlidir. Deformasyon hızlarının düşük olduğu ve düşük sıcaklıklarda, tırtıklı akışa genellikle mikro yapıdaki kristal kafesler neden olmaktadır. Ancak yüksek sıcaklıklarda ve düşük deformasyon hızlarında ısıya maruz kalma süresinin artmasıyla, yoğun bir plastik deformasyon oluşmakta ve kayan taneler birbirine takılmaktadır. Taneler birbirinden kurtulduğunda ise dislokasyon segmenti yüksek bir hızla bir sonrakine takılmaktadır. Ayrıca bu bekleme süresi boyunca da dislokasyon, yayılan çözünmüş atomlarla etkileşime girmektedir. Bu durum gerilme – gerinim eğrilerinde tırtıklı bir görünüme sebep olmaktadır. Deformasyon sıcaklığının artmasıyla Şekil 5.7'de görülebileceği gibi tırtıkların genliği de artmaktadır [177].

Azalan deformasyon hızı ile birlikte kayma dislokasyonu ve enerji birikimi için yeterli kuvvet ve zaman olduğundan 670 °C ‘den başlayarak mukavemet değerlerinin aşırı şekilde azaldığı tespit edilmiştir. Bu deformasyon hızında elde edilen en yüksek uzama miktarı % 1125,2 ile 770 °C sıcaklığındadır. Bu sıcaklıkta alaşımın akma ve çekme gerilimleri sırasıyla 25,37 MPa ve 30,23 MPa’dır. Ölçülen bu değerlerin 870 °C sıcaklık ve 10^{-2} deformasyon hızında ölçülen değerlere çok yakın olduğu görülmektedir.

10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında ve daha yüksek sıcaklıklarda ise numuneler nispeten az % uzama değerleri sergilemiş ve kopmuşlardır. Bu deformasyon hızında, 910 °C ve sonrası sıcaklıklarda eğrilerin farklı görünmesinin sebebi, kayma gerilmesinin kritik kayma gerilmesini aştığında, numunenin kenarında hasar çatlaklarının ortaya çıkması olarak açıklanabilir. Bu nedenle deformasyon sırasında, stres eğrisi hızla azalmaktadır.



Şekil 5.9. Deney parametrelerine göre % uzama miktarları

Şekil 5.9’da verilen deney parametrelerine göre % uzama miktarları incelendiğinde 10^{-2} deformasyon hızında 870, 890 ve 910 °C’de SP ve aynı zamanda HSRS koşullarının sağlandığı görülmektedir. Diğer taraftan deformasyon hızı 10^{-3}’e düşürüldüğünde, ideal SP şartları sağlanmakta ve 670, 770, 870, 890, 910, 930 ve 950 °C’de SP uzama gözlemlenmektedir.

Ti-64 alaşımı düşük süneklik ve yüksek mekanik özellikler sergileyen bir mühendislik malzemesidir. Ancak mukavemet değerlerinin ve şekillendirilebilirliğinin deformasyon parametrelerinden ve özellikle de deformasyon sıcaklığından önemli ölçüde etkilendiği

görülmektedir. Ayrıca deformasyon hızındaki artışın numunelerin mukavemet değerlerini arttırdığı gözlemlenmiştir. Bunun temelinde ise, alaşımın mikro yapısında meydana gelen hıza duyarlı mekanizmalar bulunmaktadır.

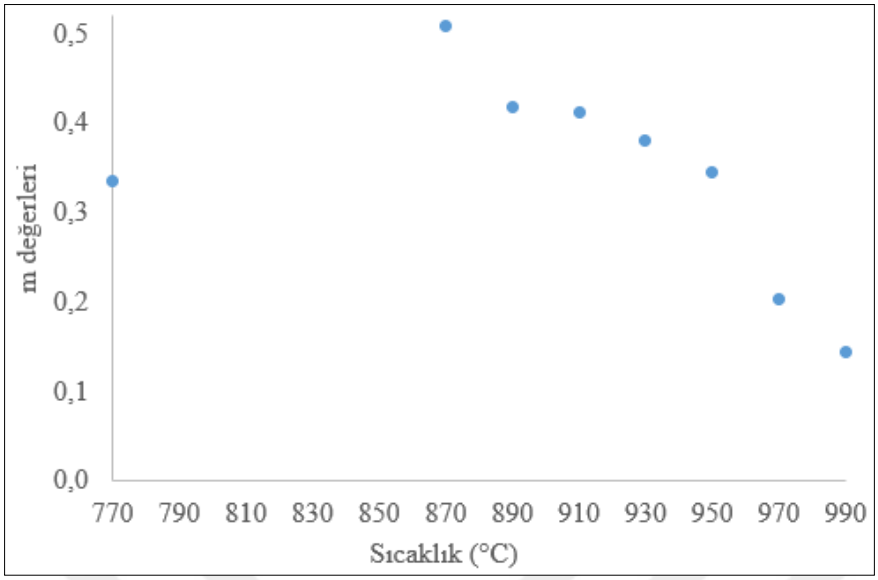
Sıcak çekme testi sonuçlarının yanında, malzemenin SP bölgedeki deformasyon mekanizmasını araştırmak için m değeri göz önünde bulundurulmalıdır. SP davranış için m değerinin 0,3'ten daha yüksek olması gerekirken, 0,5 civarındaki m değerinin GBS ile ilişkili olduğu tahmin edilmektedir. Daha yüksek m değerlerinde daha büyük uzama değerleri elde edilebilirken, SP davranıştaki kararlı akış için m değerinin 0,5 civarında olması gerekmektedir. m değeri Eşitlik 5.1 ile hesaplanmaktadır. Bu eşitlikte σ akış gerilimini ve ε̇ gerinim hızını belirtmektedir. Eşitlik 5.1 ile hesaplanan m değerleri Çizelge 5.2'de verilmiştir. [178, 179].

$$m = \frac{\log \sigma}{\log \dot{\varepsilon}} \tag{5.1}$$

Çizelge 5.2. Sıcaklığa göre m değerleri

Sıcaklık (°C)	670	770	870	890	910	930	950	970	990
m	0,85	0,34	0,51	0,42	0,41	0,38	0,34	0,20	0,14

SP deformasyonu tanımlamak için kritik bir kavram olan m değerindeki değişimin daha iyi gözlemlenebilmesi için değerler grafiksel olarak Şekil 5.10'da verilmiştir.



Şekil 5.10. m değerinin sıcaklığa göre değişimi

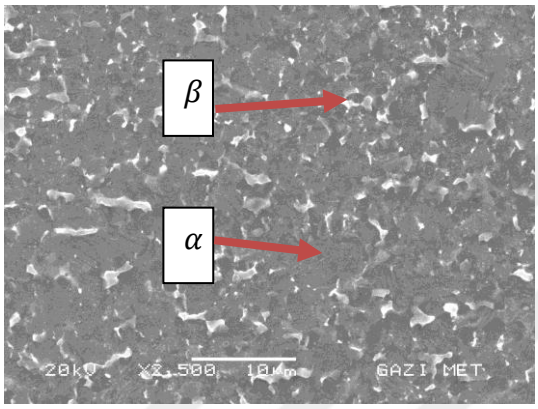
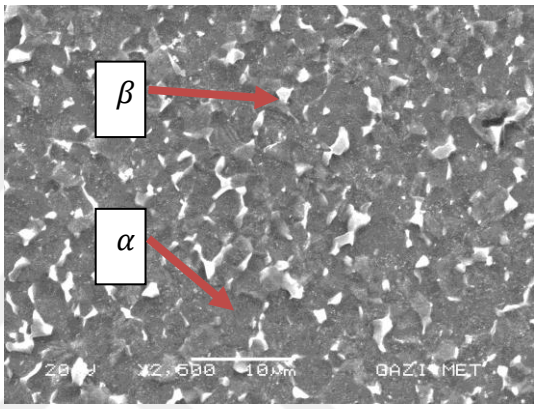
SP için kararlı akışın teorik değeri olan 0,5'e en yakın değer 870 °C sıcaklıkta elde edilmiştir. Sıcak çekme deneyi sonuçlarıyla beraber incelendiğinde HSRS deformasyon deneysel çalışması için optimum deney parametreleri 870 °C sıcaklık ve 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızı olarak belirlenmiştir. Bu optimum değere ait mekanik özellikler SP şekillendirmenin sayısal analizinde ve deneysel çalışmalarda kullanılacaktır.

5.2. Mikro Yapı Karakterizasyonu

Sıcak çekme testi numunelerinden enine ve boyuna kesilerek hazırlanan numuneler, bakalite alınmış ve SEM yardımıyla mikro yapı değişimleri incelenmiştir. Boyuna kesilerek alınan numunelerden mikro yapı değişimleri, enine kesitlerden ise yüzeyde oluşan α-case tabakasının kalınlığı ve mikro çatlaklar incelenmiştir.

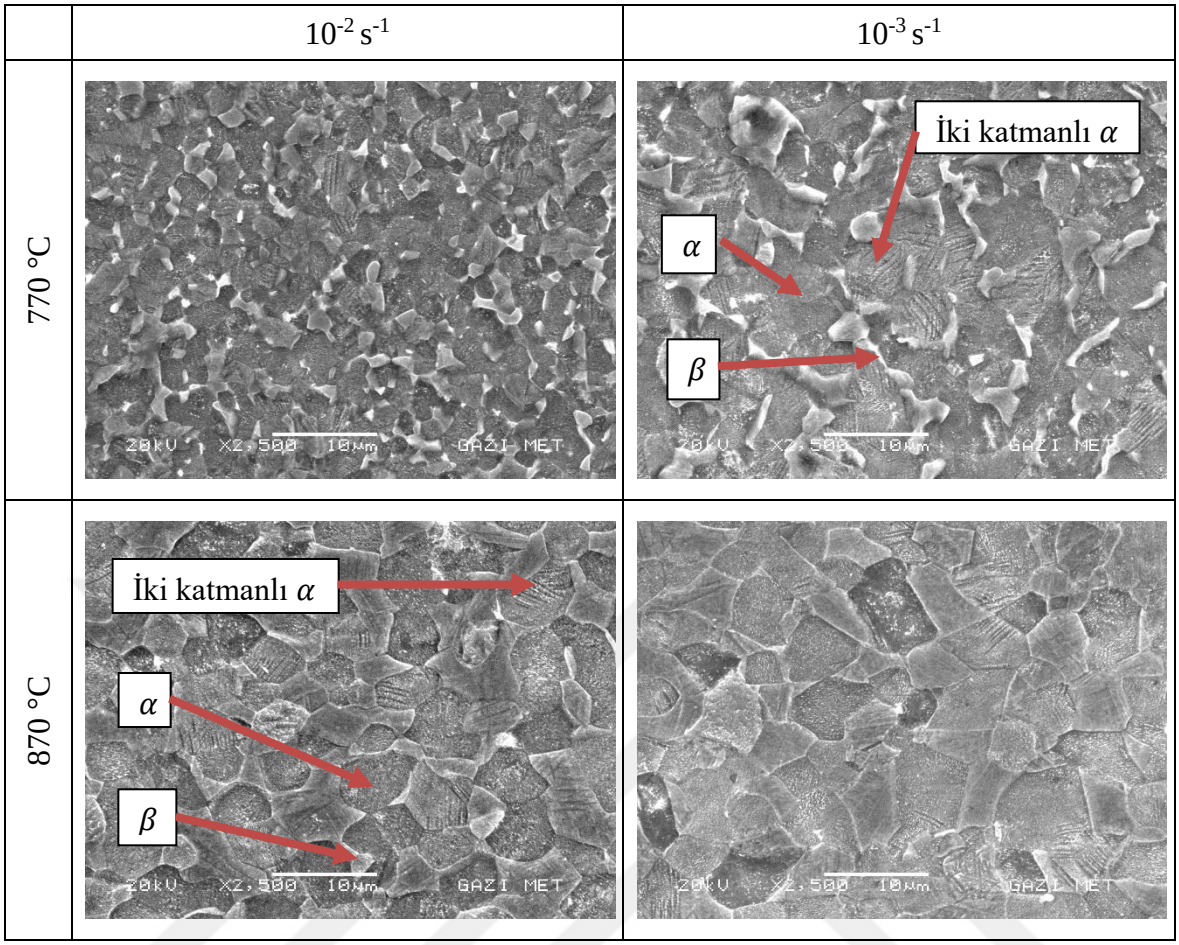
Ti-64 alaşımının mikro yapısında termomekanik işlemden sonraki soğuma hızına bağlı olarak; martenzittik, katmanlı, eş eksenli veya bimodal gibi farklı yapılar oluşmaktadır. α+β tipi titanyum alaşımları farklı kafes yapılarını bir arada bulundurması sebebiyle düşük şekillendirilebilirlik özelliklerine sahiptirler. Ancak iki yapı arasındaki sertlik farkı, deformasyon sıcaklığının artmasıyla giderek azalmaktadır. Şekillendirilebilirlik açısından yüksek süneklik ve yüksek tokluğun birleşimi nedeniyle genellikle katmanlı α ve küresel birincil α (αp) 'den oluşan bimodal bir mikro yapı tercih edilmektedir. Küresel αp fazı soğutma sırasında büyürken, β tane sınırından veya αp'dan katmanlı veya ikincil α (αs)

önceki aşamada çekirdeklenmekte ve büyümektedir. Ayrıca, soğuma sırasında tane sınırları boyunca allotriomorfik α (αGB) adı verilen üçüncü bir α fazı morfolojisi de oluşmaktadır. αp fazının büyümesi difüzyon kontrollü olmakta ve çok yavaş soğuma hızlarında β fazı esas olarak αp'ye dönüşmektedir. Böylece, ortaya çıkan mikro yapı, az miktarda tutulan β fazı ile neredeyse yalnızca büyük eş eksenli αp'den oluşmaktadır. Soğuma hızı arttıkça αp miktarı azalmakta ve α fazının diğer morfolojileri oluşmaktadır [180].

	10^{-2} s^{-1}	10^{-3} s^{-1}
670 °C		

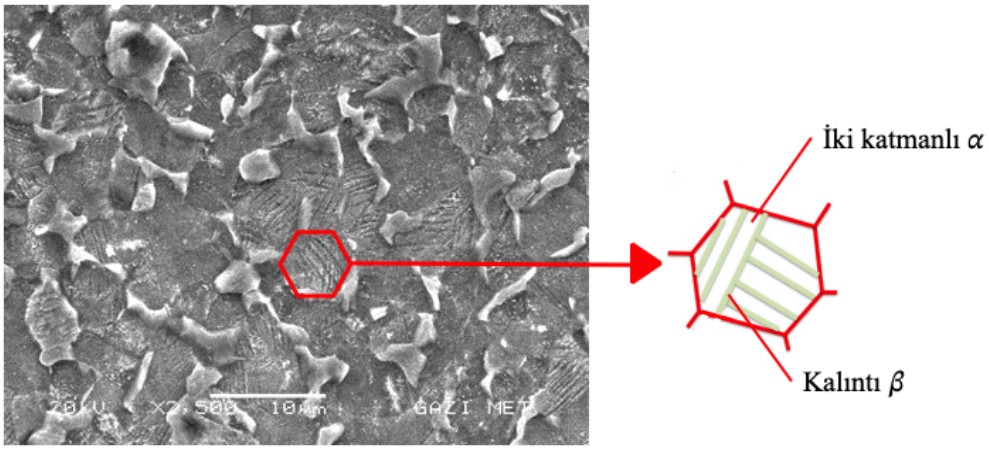
Şekil 5.11. 670 °C sıcaklıkta yapılan deneylere ait mikro yapı görünümü

Şekil 5.11'de β transus sıcaklığının çok altında, 670 °C sıcaklıkta deforme edilen numunelerin mikro yapı görüntüleri verilmiştir. Şekil 5.11'de koyu renkli α yapısı ile açık renkli β taneleri görünmektedir. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında ısıya maruz kalma süresinin uzamasına bağlı olarak β tanelerinin büyüdüğü görülmektedir.



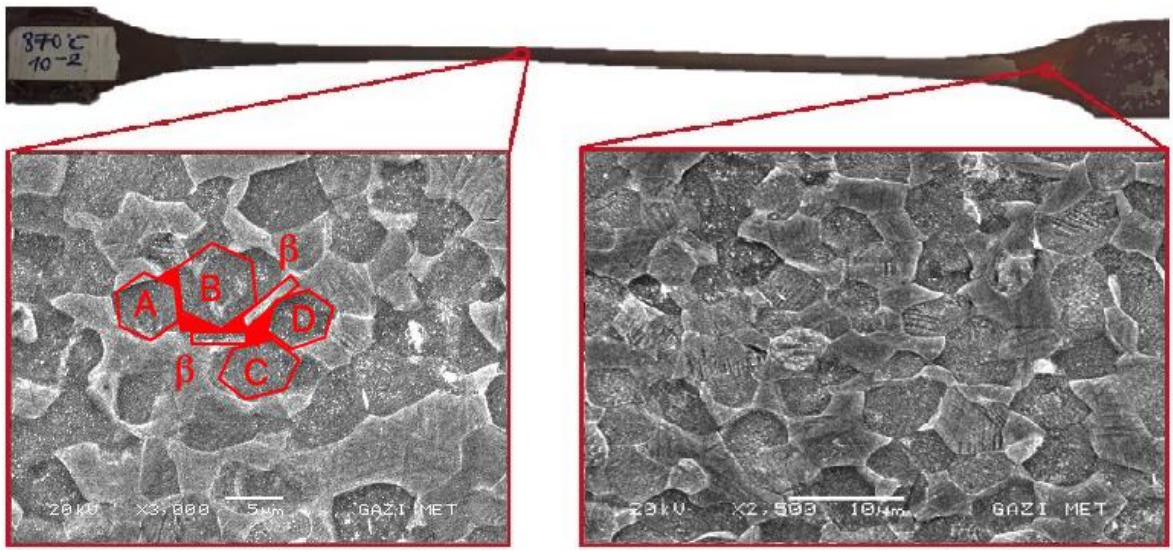
Şekil 5.12. 770 °C ve 870 °C sıcaklıklarında yapılan deneylere ait mikro yapı görünümü

Şekil 5.12'de 770 °C ve 870 °C sıcaklıklarında deforme edilmiş numunelere ait mikro yapı görüntüleri verilmiştir. 770 °C'de görülmeye başlayan daha büyük α yapısı, artan sıcaklığa bağlı olarak giderek büyümekte ve yapı içerisindeki yoğunluğu artmaktadır. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında büyüyen α taneciklerinin çevresinde sıcaklığa bağlı olarak daha küçük α taneleri gözlemlenmektedir. Yeniden kristalleşme mekanizmasına bağlı olarak gelişen tanecikler sebebiyle malzemenin sünekliğinde artma gözlemlenmiştir. Ayrıca bu sıcaklık aralığında oluşan α+β iki fazlı bölgedeki katmanlı mikro yapılarda ısıl işleminde, katmanlı α'lar arasında mevcut tutulan β'nin kalınlığı ve hacim oranı artmaktadır. Bu katmanlı mikro yapı alaşımın mekanik özelliklerine olumlu yönde etki etmektedir. Şekil 5.13'te katmanlı α mikro yapısının şematik görünümü verilmiştir. Mikro yapıdaki bu olumlu değişimler 770 °C sıcaklık 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızı parametrelerinde %1125,2 uzama miktarının görülmesini sağlamıştır [181].



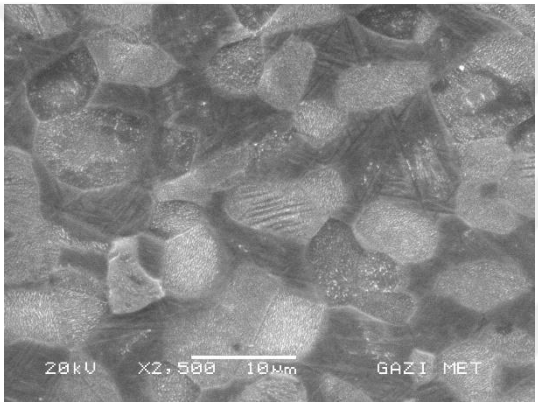
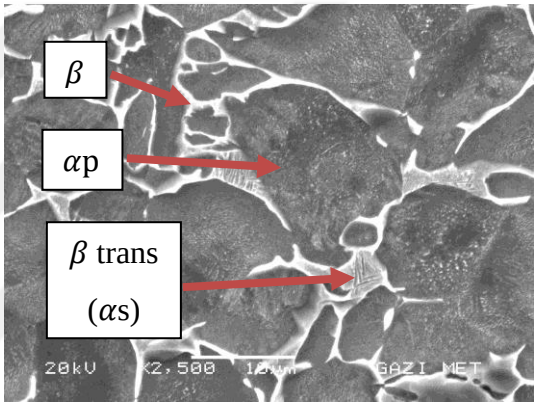
Şekil 5.13. Katmanlı α'nın şematik gösterimi

Yaklaşık 750 °C'de alaşımın mikro yapısı αp ve β fazlarından oluşmaktadır. Sıcaklık arttıkça β fazının bağıl miktarı da artmaktadır. Isıl işlem sonrası havayla soğutma esnasında β fazı Widmanstätten yapısına dönüşecektir. Ti-64 alaşımının yüksek sıcaklıkta deformasyon sırasında tanelerin hızla büyümeye eğilimli olduğu kararsız bir yapı gösterdiği gözlemlenmiş ve 800 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda da küreselleşme mekanizmasının meydana geldiği belirtilmiştir. Isıya maruz kalma süresine göre bu sıcaklığın üzerindeki sıcaklıklarda; 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında kaba lamelli martenzittik yapı elde edilirken, 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında ise lamelli α yapısının küreselleşmesi gerçekleşmektedir [182-184].



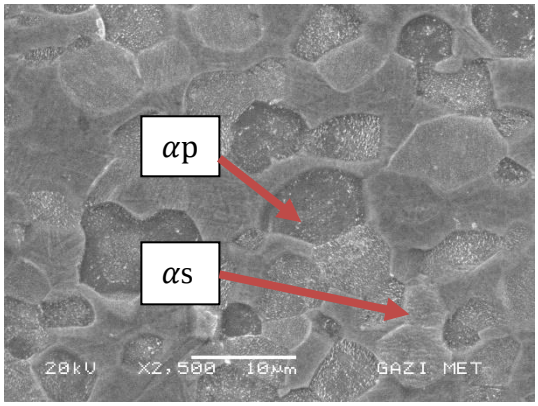
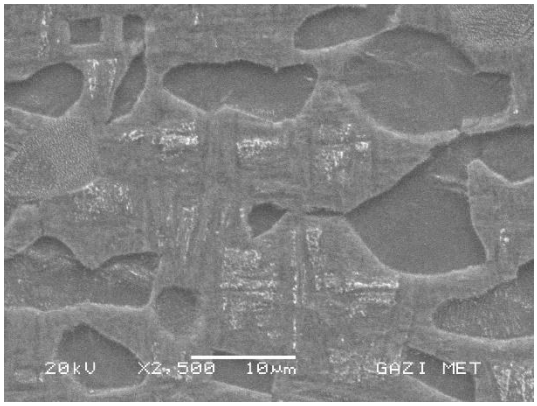
Şekil 5.14. 870 °C sıcaklıkta yapılan deneylere ait SP mikro yapının görünüm

870 °C sıcaklık 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızı parametrelerinde %1489,2 ile en yüksek uzama miktarı elde edilmiştir. Bu deney numunesinin mikro yapısı incelendiğinde 770 °C sıcaklık 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında deforme edilen numuneye benzer bir mikro yapı görülmektedir. Şekil 5.14'te verilen ve parçanın orta kısmından alınan mikro yapı görüntüsünde; A, B, C ve D harfleri α tanelerini göstermektedir. Deformasyon ile birlikte α taneleri çekme yönünde GBS mekanizması ile yer değiştirirken oluşan boşlukları β fazı doldurmaktadır. Çekme yönü boyunca α taneciklerinin ötelemesi ve yeniden hizalanması β tanelerinin deformasyonu ile telafi olmaktadır.

	10^{-2} s^{-1}	10^{-3} s^{-1}
890 °C		

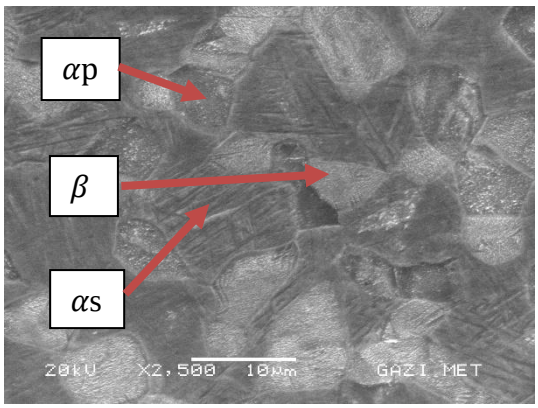
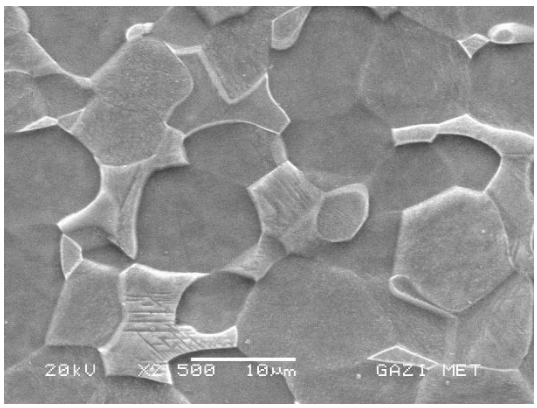
Şekil 5.15. 890 °C sıcaklıkta yapılan deneylere ait mikro yapı görünümü

Şekil 5.15'te 890 °C sıcaklıklarında deforme edilmiş numunelere ait mikro yapı görüntüleri verilmiştir. Bu sıcaklıkta ve 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında tane sınırlarında β fazı tarafından çevrelenen αp taneleri içeren bir mikro yapı gözlenmektedir. Deformasyon sıcaklığı 910 °C'ye yükseltildiğinde, α tanelerinin neredeyse tamamen küreselleşmesi görülebilmektedir. Bu sıcaklıkta verilen mikro yapı fotoğrafında küresel α taneleri ve β fazının penetrasyonuyla kesilmiş α taneleri görülmektedir. Bu durum, α'dan β'ya faz dönüşümünün yüksek sıcaklıklarda akış yumuşamasına da katkıda bulunduğunu göstermektedir. β fazı miktarındaki artış, daha yüksek sıcaklıklarda β fazı α fazından daha yumuşak olduğu için deformasyonu kolaylaştırmaktadır [185].

	10^{-2} s^{-1}	10^{-3} s^{-1}
910 °C		

Şekil 5.16. 910 °C sıcaklıkta yapılan deneylere ait mikro yapı görünümü

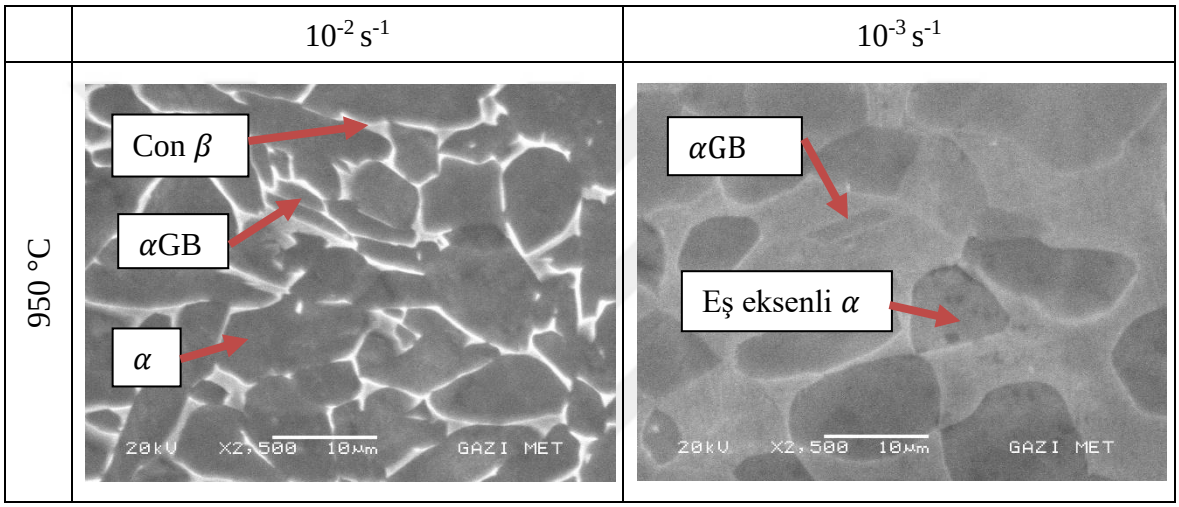
910 °C'ye kadar deformasyon sıcaklığının artmasıyla mekanik özelliklerin ve uzama miktarlarının arttığı ancak bu sıcaklığın üzerine çıkıldığında uzama miktarlarının kademeli olarak azaldığı gözlenmektedir. Bunun nedeni, bu sıcaklığın üzerindeki sıcaklıklarda αp tanelerinin ve dönüşmüş β (β trans) diğer bir deyişle αs alanlarının eşit hacim fraksiyonları nedeniyle sertleşmenin meydana gelmesidir. Şekil 5.16'da 910 °C sıcaklıklarında deforme edilmiş numunelere ait mikro yapı görüntüleri verilmiştir [186].

	10^{-2} s^{-1}	10^{-3} s^{-1}
930 °C		

Şekil 5.17. 930 °C sıcaklıkta yapılan deneylere ait mikro yapı görünümü

Şekil 5.17'de 930 °C sıcaklıklarında deforme edilmiş numunelere ait mikro yapı görüntüleri verilmiştir. Bu sıcaklıkta ve 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında, morfolojik bir kararsızlığın başlangıcı ve büyümesinin bir göstergesi olarak αp tanelerinden bitişik β matrisine uzanan

çıkıntıları olan αs daha açık bir şekilde görülmektedir. Bu tür α fazı, plakalardan veya iğnelerden oluşan Widmanstätten yapısıdır. Widmanstätten yapısı katmanlı α+β kolonileri, αGB ve ince β katmanlarından oluşmaktadır. Bu yapı Burgers ilişkisinden dolayı yüksek mukavemete sahipken, deformasyon sıcaklığında yumuşaktırlar. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında ısıya maruz kalma süresinin de artmasıyla Widmanstätten lamelleri, deformasyon parametrelerine bağlı olarak farklı tane boyutlarına sahip eş eksenli α tanecikleri halinde yeniden kristalleşir. Sıcaklığın arttırılması ve deformasyon süresinin uzaması tane boyutunun artmasına neden olur [183, 187, 188].

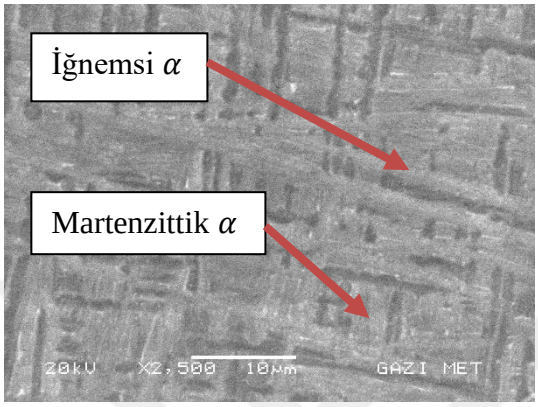
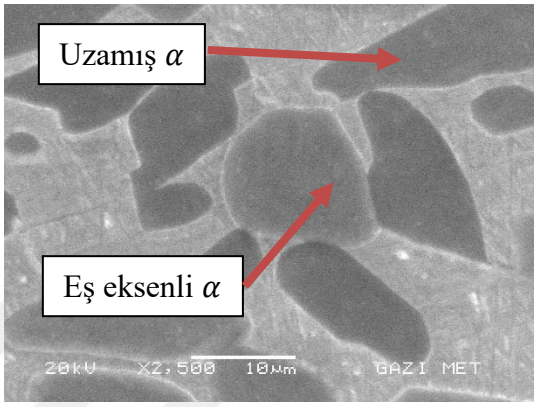


Şekil 5.18. 950 °C sıcaklıkta yapılan deneylere ait mikro yapı görünümü

Şekil 5.18'de verilen 950 °C'de deforme edilen test numunelere ait mikro yapı görüntüleri incelendiğinde, koyu renkli α fazlarının parlak β fazları ile çevrili halde olduğu görülmektedir. Mikro yapı esas olarak α fazından ve çok az da β fazından oluşmaktadır ve β fazı genellikle tane sınırları boyunca ince ara katmanlar halinde çökelmiştir. 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında β fazının dönüşümü ile α fazının etrafı sürekli β (Con β) tarafından sarılmakta ve α fazının şeklinin değişmesine neden olduğu gözlemlenmiştir. Alaşımının yapısal faz durumu, plastik deformasyon altında GBS'nin gelişmesini engelleyerek plastisitesini bozmaktadır. Sonuç olarak test numunesinin mekanik özelliklerinde azalma gözlenmektedir [189, 190].

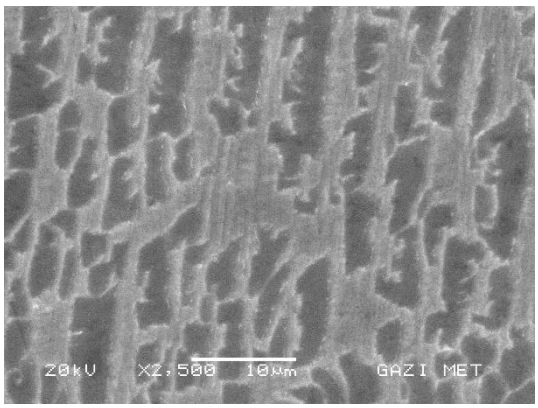
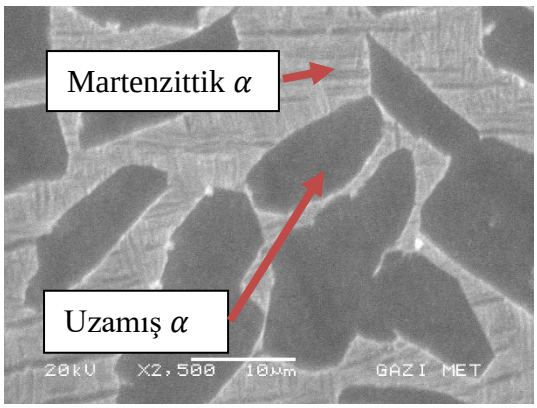
930 °C ve 950 °C sıcaklıklarda ve 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızı parametrelerinde yapılan deneylerde sırasıyla %695,4 ve %464,17 uzama gözlemlenmiştir. Tane büyümesine rağmen gözlemlenen bu kaba taneli süperplastisite davranışı, tane boyutundan bağımsız olarak,

çözünen sürükleme sürünmesi (SDC) tarafından tahrik edilmektedir. SDC mekanizması tarafından tahrik edilen SP deformasyona ait m değerinin 0,25 ila 0,33 arasında olduğu literatürde belirtilmiştir [191, 192].

	10^{-2} s^{-1}	10^{-3} s^{-1}
970 °C		

Şekil 5.19. 970 °C sıcaklıkta yapılan deneylere ait mikro yapı görünümü

970 °C'de mekanik özelliklerde bir miktar iyileşme ve uzamada önemli bir azalma görülmektedir. Bu durum, tanelerin kabalaşmasına bağlı olarak gözlemlenen akış sertleşmesi, deformasyon modunun gerilme sırasında dinamik olarak değiştiğini ve sertleşmenin tane büyümesi etkisi nedeniyle baskın hale geldiğini göstermektedir. Tane büyümesinin evrimi nedeniyle uzun süreli ısıya maruz kalınan 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında bir gerinim sertleşmesi gözlemlenmektedir. Şekil 5.19'da 970 °C sıcaklıkta deforme edilmiş numunelere ait mikro yapı görüntüleri verilmiştir [193].

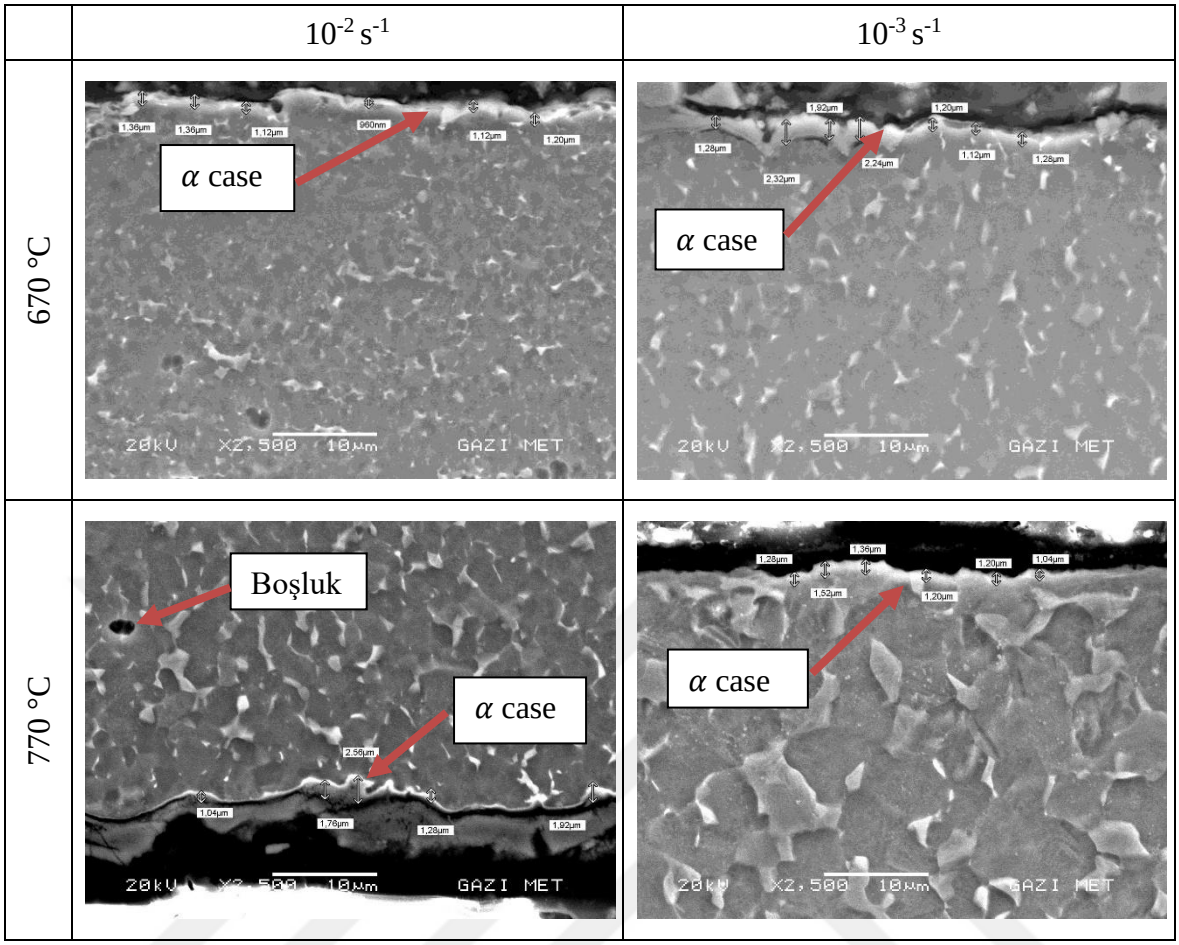
	10^{-2} s^{-1}	10^{-3} s^{-1}
990 °C		

Şekil 5.20. 990 °C sıcaklıkta yapılan deneylere ait mikro yapı görünümü

Artan sıcaklıkla birlikte hem αp hem de Widmanstätten yapısında mikro yapısal bir kabalaşma olmaktadır. Şekil 5.20'de verilen mikro yapı görüntülerinde, 990 °C'deki her iki deformasyon hızında da tane büyümesinin devam ettiği gözlemlenmiştir. Bu parametrede ortalama tane boyutu sırasıyla 14 μm ve 19 μm olarak ölçülmüştür. Bunun nedeni sıcaklığın ve ısıya maruz kalma süresinin artmasıyla birlikte oluşan β fazı fraksiyonunun artması ve daha sonra yavaş soğuma sonrasında kaba küresel α taneciklerine dönüşmesinden kaynaklanmaktadır.

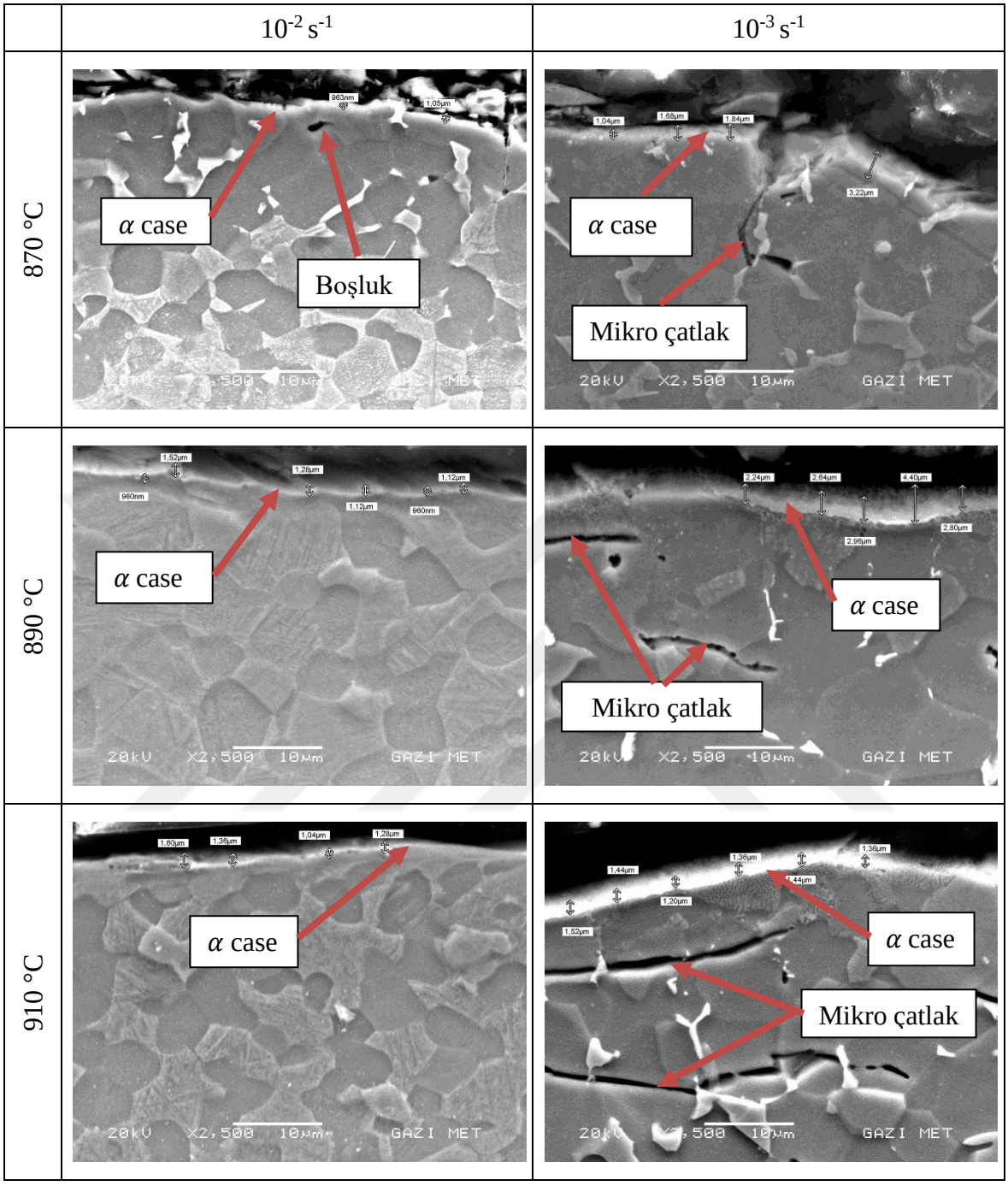
Sıcaklık ve deformasyon hızları, alaşımın oda sıcaklığına ulaşana kadar geçen soğuma süresini etkilemektedir. 10^{-2} deformasyon hızına göre 10 kat daha fazla ısıya maruz kalan, 10^{-3} deformasyon hızında deforme olan numuneler daha uzun sürede oda sıcaklığına ulaşmışlardır. Buna göre alaşımın mikro yapıları incelendiğinde; α ve β fazlarının deney parametrelerine ve soğuma hızlarına bağlı olarak farklı yapılar oluşturduğu gözlemlenmiştir. Daha hızlı soğuma durumunda mikro yapıda Widmanstätten yapısı meydana gelirken, daha uzun soğuma sürelerinde kaba küresel α tanecikleri oluşmaktadır. Deformasyon sıcaklığı ve soğuma hızının artışına bağlı olarak değişen mikro yapı nedeniyle; sertlik ve çekme mukavemeti değerlerinin arttığı, uzama miktarının ise azaldığı belirlenmiştir. Elde edilen mikro yapı ve mekanik özellik sonuçlarının, titanyum alaşımlarındaki faz dönüşümleri teorisi ile tutarlı olduğu belirlenmiştir [194-196].

Deneysel çalışmalarda, koruyucu atmosfer ortamı olmadan yapılan çalışmalarda α-case tabaka oluşumu da incelenmiştir. Numunelerden alınan enine kesitlerden yüzeyde oluşan α-case tabakasının kalınlığı ve mikro çatlakları değerlendirildiğinde, α-case tabakasının sıcaklığın artışına bağlı olarak arttığı gözlemlenmiştir.



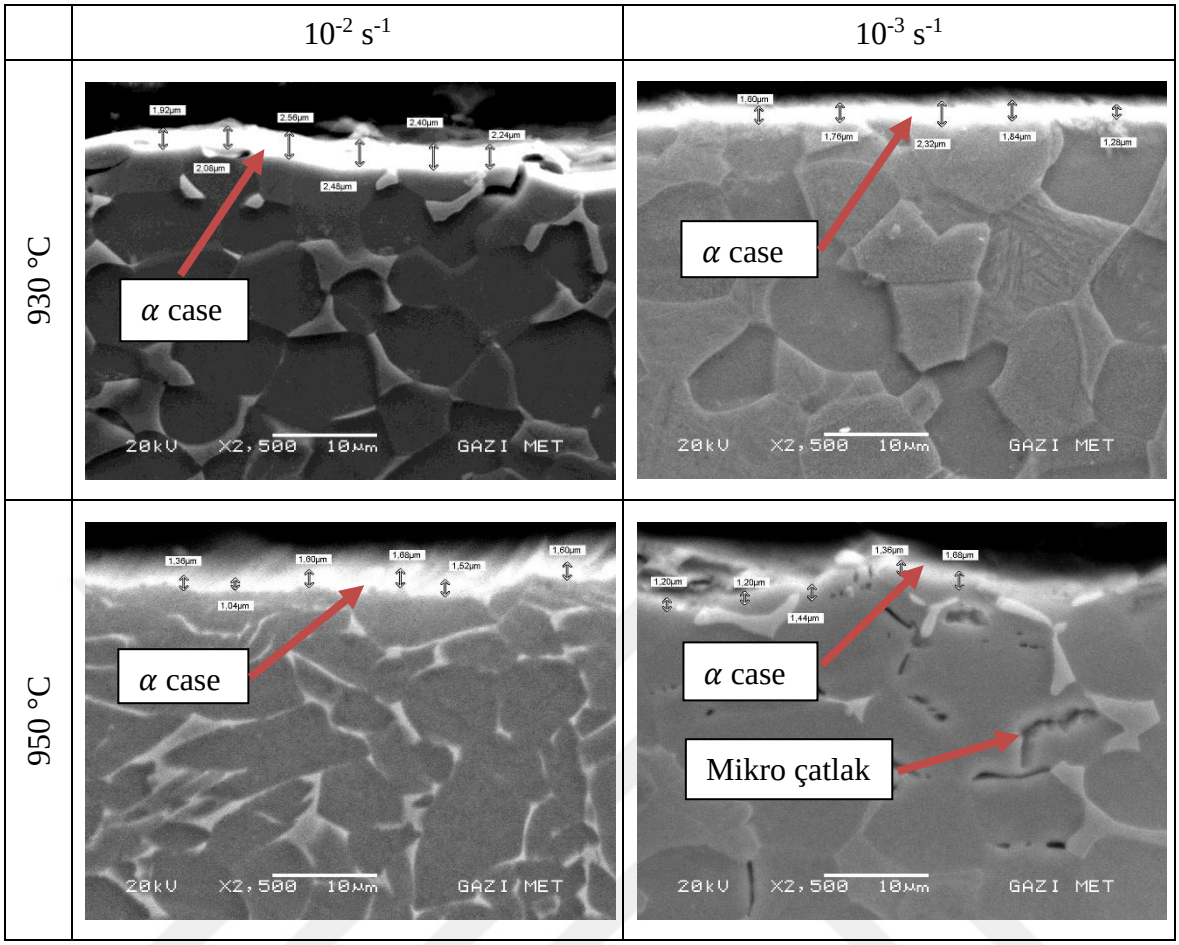
Şekil 5.21. 670 °C ve 770 °C sıcaklıklarda yapılan deney numunelerinin enine kesit mikro yapı görünümü

Şekil 5.21'de 670 °C ve 770 °C sıcaklıklarda yapılan deneylerde deforme olmuş numunelerden alınan enine kesit mikro yapı görünümleri verilmiştir. Numunelerin enine kesitlerinden alınan mikro yapı görüntülerinde, sıcaklığa ve süreye bağlı olarak boyutu ve miktarı değişen mikro çatlaklar ve boşluklar gözlemlenmiştir. Ti-64 alaşımında kopma genellikle boyun gelişiminden ziyade tane sınırlarındaki boşluklardan kaynaklanmaktadır. β sınırlarında gelişen boşluklar, numunelerin daha kısa uzama göstererek kopmasına neden olmaktadır. Boşluklar, α-β sınırının ara yüzeyindeki yumuşak β katmanında oluşmakta ve deformasyon altında gelişerek mikro çatlakları oluşturmaktadır. Mikro yapı özellikleri ve deformasyon gerilmesi ile, yüzey tabakasında başlayan çatlaklar GB boyunca tane geometrisine yayılarak numunelerin boyun vermeden kırılmasına neden olmaktadır [197].



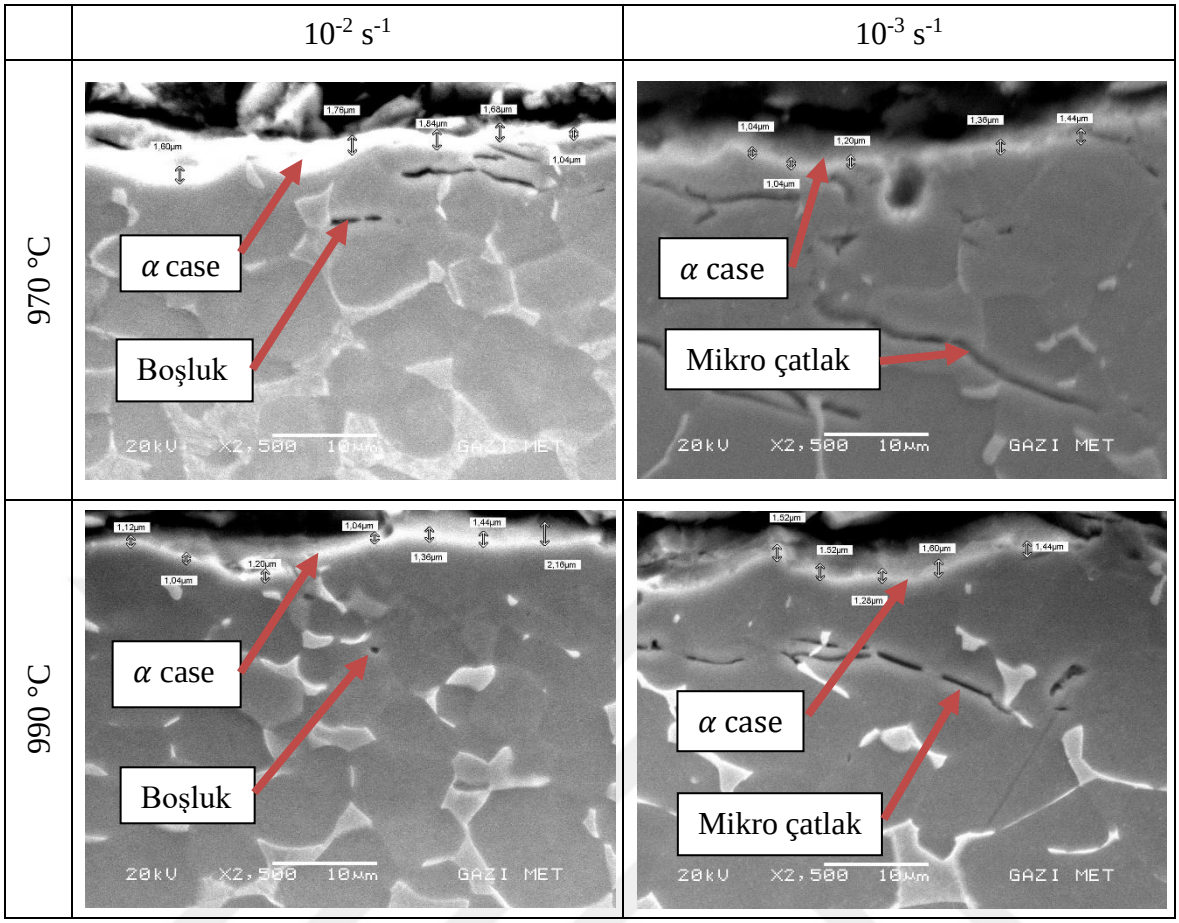
Şekil 5.22. 870 °C, 890 °C ve 910 °C sıcaklıklarda yapılan deney numunelerinin enine kesit mikro yapı görünümü

Şekil 5.22'de verilen enine kesit mikro yapı görünümlerinde 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında daha fazla süre ısıya maruz kalan numunelerde tane sınırı çatlağının daha fazla oluştuğu gözlemlenmiştir. Aynı sıcaklıklarda 10^{-2} s^{-1} deformasyon oranında deforme edilmiş numunelerde çatlak miktarının nispeten daha az olduğu tespit edilmiştir. Bu durum kabalaşmış martenzittik α fazı yapısının çatlak ilerleyişini engellemesi ile açıklanabilmektedir [198].



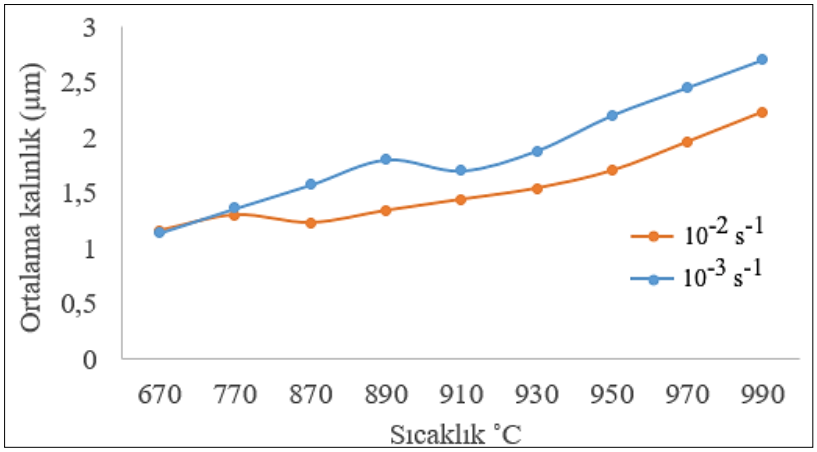
Şekil 5.23. 930 °C ve 950 °C sıcaklıklarda yapılan deney numunelerinin enine kesit mikro yapı görünümü

Sıcak artışına bağlı olarak yüzeyde meydana gelen çatlak uzunluklarının da arttığı gözlenmiştir. Ti-64 alaşımına atmosfer kontrolü olmadan ısı ile müdahale edilmesi, sadece oksit oluşumuna değil aynı zamanda oksijen zenginleşmesi nedeniyle alaşımın yüzey altı bölgesinin de kırılganlaşmasına neden olmaktadır. Şekil 5.23 ve Şekil 5.24'te verilen mikro yapı görüntülerinde yüzey altı çatlaklar görünmektedir. Yüzeyde başlayan deformasyon çatlaklarının alt katmanlarda ki çatlaklar ve boşluklar ile birleşerek çatlağın ilerlemesine ve numunelerin SP uzama göstermeden kırılmasına neden olmaktadır [199-201].



Şekil 5.24. 970 °C ve 990 °C sıcaklıklarda enine kesit mikro yapı görünümü

Numunelerin yeterli SP özellik göstermeden kopmasındaki bir diğer etki ise atmosfer kontrolü olmaksızın sıcak deformasyonun gerçekleştirilmesidir. Özellikle 800 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda, etki süresine de bağlı olarak; oksijen, hidrojen ve nitrojenin titanyumun yüzeyine nüfuz etmesiyle oluşan ve alaşımın tokluğunu azaltan kalın, sert ve kırılgan bir α-case tabakası oluşmaktadır. α-case tabakasının kalınlığının deformasyon sıcaklığına ve süresine bağlı olarak arttığı görülmektedir. Ölçülen α-case tabakasının kalınlık değerlerinin ortalaması alınarak oluşturulan grafik Şekil 5.25'te verilmiştir.



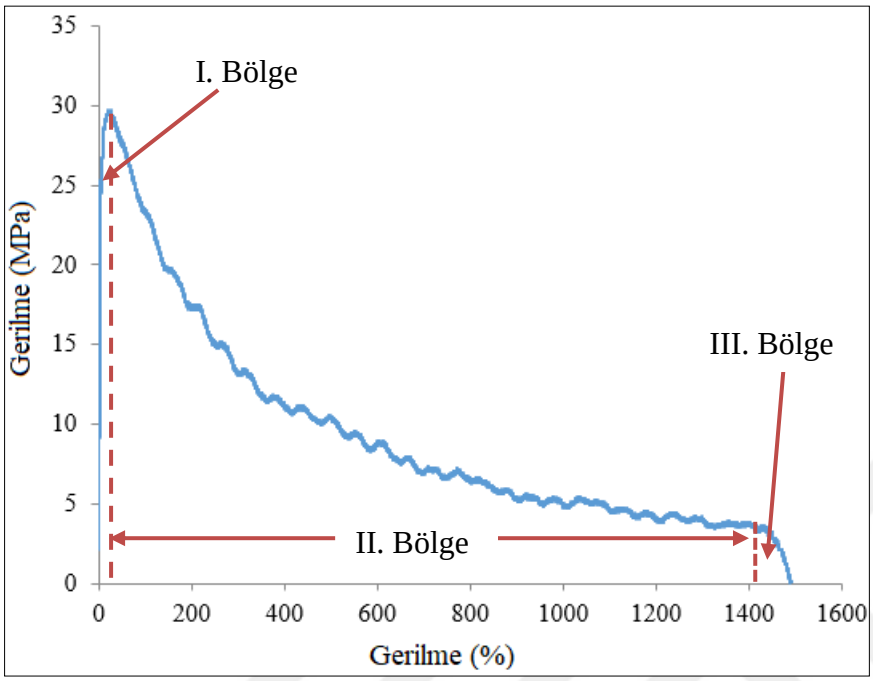
Şekil 5.25. Deney numunelerinden ölçülen α-case tabakasının sıcaklık ve deformasyon hızına göre kalınlık değişimi

5.3. Süper Plastik Malzeme Modelinin Oluşturulması

Sonlu elemanlar analizi, karmaşık yapıların etki altındaki davranışını analiz etmek için kullanılan bir yöntemdir. Malzeme modelleri ise, bu analizlerde önemli bir rol oynamaktadır. Malzeme modelleri, bir malzemenin davranışını matematiksel olarak tanımlayan denklemlerdir. Sonlu elemanlar analizlerinde kullanılan malzeme özellikleri, paket programlarda sınırlı ve temel olarak tanımlı haldedir. Ancak çoğu zaman kapsamlı analizler için bu modeller yeterli olmamaktadır. Analiz sonunda daha tutarlı sonuçlar elde edebilmek amacıyla oluşturulan malzeme modelleri, deneysel çalışma sonuçlarının basit düzenlenmesiyle elde edilmektedir. SP malzeme modelinin hazırlanması için numunelerin sıcak çekme testlerinden elde edilen veriler kullanılmıştır.

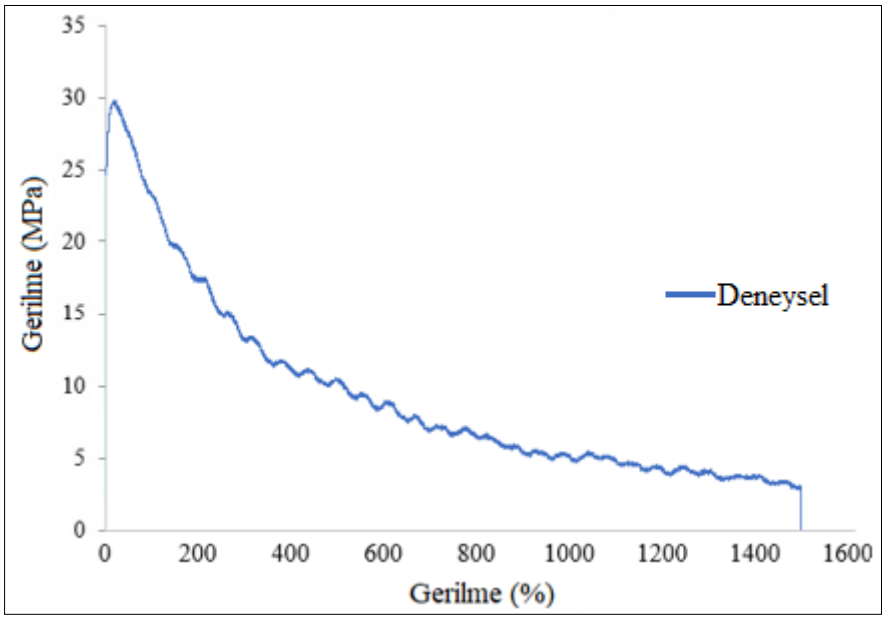
SP deformasyonu tanımlayan deneysel çalışması için optimum deney parametreleri 870 °C sıcaklık ve 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızı olarak belirlenmiştir. Bu parametrelerde Şekil 5.26'da verilen gerilme – gerinim eğrisi incelendiğinde, (I) elastik bölge, (II) yumuşama aşaması ve (III) lokalize boyun verme bölgeleri görülmektedir. Geleneksel metalik malzemeler elastik deformasyonun ardından akma gerilmesi sınırının aşılması sonrasında ise plastik deformasyona uğrarlar. Plastik deformasyon sırasında ise malzeme direnci pekleşmeden dolayı artmakta ve şekil değişimi için daha fazla kuvvete ihtiyaç duyulmaktadır. Ancak SP deformasyon sırasında II. bölgede meydana gelen yumuşama ile mevcut uzama daha da artarken gerilme kademeli olarak azalmaktadır. Bu nedenle SP davranış, bu çalışmada II. bölgenin eğrisinden elde edilen matematiksel model ile tanımlanacaktır. Bunun için ilk

olarak, akış eğrisinde oluşan gürültü sadeleştirilerek daha tutarlı sayısal veriler haline dönüştürülmüştür.



Şekil 5.26. 870 °C sıcaklık ve 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızı deneyinde gerilme – gerinim grafiği

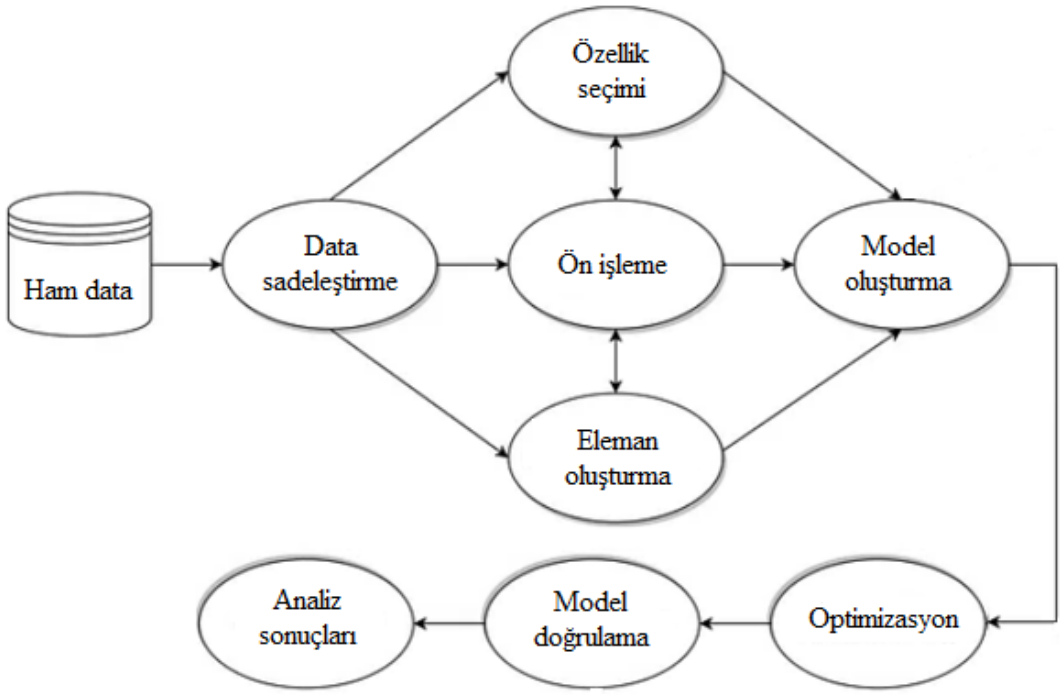
Şekil 5.26'da verilen eğrinin I. ve III. bölgelerinin çıkarılmış hali Şekil 5.27'de verilmiştir.



Şekil 5.27. 870 °C sıcaklık ve 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızı deneysel gerilim – gerinim grafiği

II. bölgeye ait eğrinin sadeleştirilerek uygun eğrinin oluşturulmasında nesne tabanlı Python yazılım dili kullanılmıştır. Python Automated Tool for Optimized Modelling (ATOM) modülü, özellikle bilimsel hesaplamalarda sıklıkla kullanılmaya başlanmasıyla beraber, dünya genelinde kabul gören ve birçok alanda kullanılan bir modüldür [202].

ATOM modülünün mantıksal işleyiş şeması Şekil 5.28'de gösterilmiştir. Öncelikle gerilme – gerinim eğrisinin veri kümesi modüle tanımlanmakta ve veri dağılımı analiz edilmektedir. Yazılım, artık veya tekrarlı verileri temizlemekte ve eksik değerleri tamamlanmaktadır. Gerilme – gerinim eğrisinin verileri düzenlendikten sonra, daha önceden tanımlanmış matematiksel modeller denenerek ya da modifiye edilerek malzeme deformasyonu tanımlanmaktadır. Diğer bir deyişle, malzeme deformasyonunu tanımlamak amacıyla, sıcak çekme deneylerinden elde edilen ve malzeme özelliklerine bağlı yaklaşım fonksiyonları polinomlardan seçilmektedir. Elde edilen eğri II. bölge eğrisi ile model eğrisi benzeştirilir.



Şekil 5.28. ATOM modülünün akış şeması

Oluşturulan eğrinin matematiksel modeli Eşitlik 5.2'de verilmiştir.

$$y = C_1 + (C_2(x^{C3})) + (C_4(x^{C5})) + (C_6(x^{C7})) \quad (5.2)$$

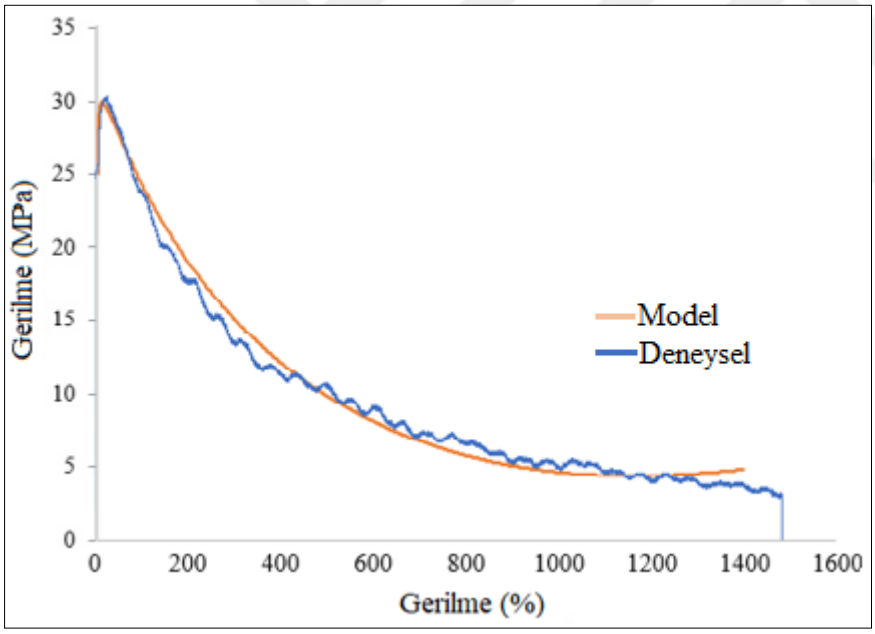
Burada y, Ɛ'nın bir fonksiyonu olan σ ve x ise Ɛ'dur. C_1, C_2, C_3, C_4, C_5, C_6 ve C_7 sıcaklık ve deformasyon hızına bağlı malzeme parametreleridir. C_1 katsayısı, Ɛ=0 olduğu andaki ilk gerilime eşittir. Buna göre Eş. 5.2 düzenlenerek Eş. 5.3 elde edilir.

$$\sigma(Ɛ) = C_1 + (C_2(Ɛ^{C3})) + (C_4(Ɛ^{C5})) + (C_6(Ɛ^{C7})) \quad (5.3)$$

Python ATOM'da hesaplanan katsayılar Eş 5.3'te yerine konularak Eş. 5.4 oluşturulur.

$$\sigma(Ɛ)= 24{,}524+(17850{,}37Ɛ^{0{,}62})+(-33985{,}83Ɛ^{0{,}63})+(16134{,}53Ɛ^{0{,}64}) \quad (5.4)$$

Eş. 5.4'e göre yeniden düzenlenen gerilim – gerinim eğrisi Şekil 5.29'da verilmiştir. Deneysel eğri ile matematiksel modele ait eğrinin birbiriyle tutarlı sonuçlar verdiği gözlemlenmiştir.

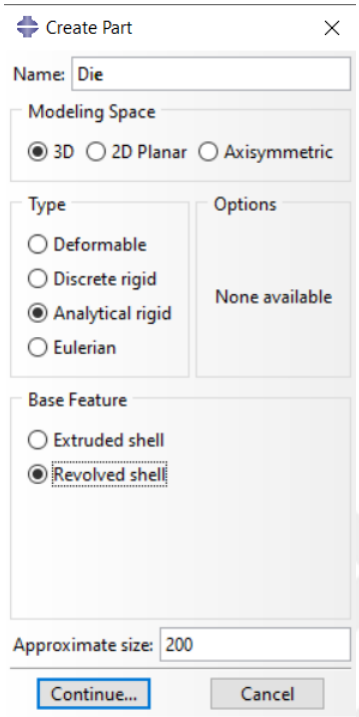


Şekil 5.29. Deneysel ve matematiksel modele göre gerilim – gerinim grafiği

5.4. ABAQUS Malzeme Modelinin Tanımlanması

ABAQUS sonlu elemanlar programında, analitik modelin oluşturulmasında ilk adım modeli oluşturan ana parçaların oluşturulmasıdır. Bunun için "Part" modülü kullanılmaktadır. Her bir parça özelliklerine göre ayrı ayrı oluşturulmaktadır. "Create Part" butonu tıklanarak açılan pencereden parça özellikleri belirlenmektedir. Üst kalıp ve alt kalıp parçaları için

“Modeling Space” 3D, “Type” Analytical Rigid ve “Base Feature” Revolved Shell özellikleri seçilmiştir. Şekil 5.30’da “Create Part” menüsünün görüntüsü verilmiştir.



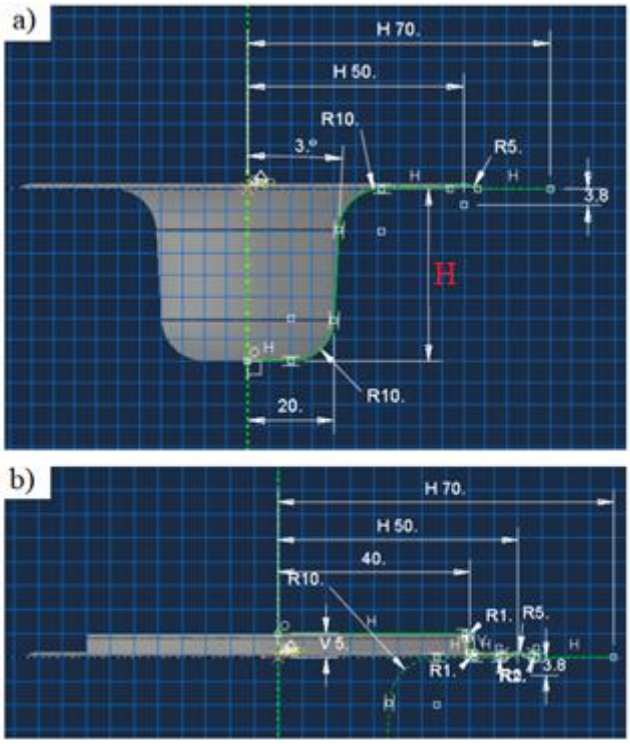
Şekil 5.30. “Create Part” menüsü

Menünün onaylanmasının ardından açılan çizim araçları kullanılarak çizim alanında iki boyutlu sketch oluşturulmaktadır. Tasarlanan alt ve üst kalıp elemanları deforme olmayan 3D rijit gövdeler olarak belirlenmiştir. Bu durum kalıp elemanları için mesh oluşturulmasını gerektirmediğinden problemin boyutunun azaltarak, analiz süresinin kısalmasını sağlamaktadır. Sonraki aşama olan “Assembly” için kolaylık olması açısından çizim üzerinde referans noktaları (RP) seçilir. Oluşturulan üst kalıp ve alt kalıp sketchleri Şekil 5.31’de gösterilmiştir.

Analizler sonucunda elde edilecek maksimum şekillendirme derinliğinin, şekillendirilmiş sac malzemenin kalınlığının dağılımı üzerindeki etkilerini belirlemek ve şekillendirme kusurlarını görebilmek amacıyla bu aşamada alt kalıp şekillendirme derinliği (H) değişken olarak tasarlanmıştır.

Alt kalıpta nominal şekillendirme çapı 40 mm olarak belirlenmiş ve kalıp boşluğuna şekillendirilmiş parçanın daha kolay çıkarılabilmesi amacıyla 3°’lik açı verilmiştir. Kalıp

yüzeylerinin 100 mm çap ekseninde, 5 mm yarıçapında erkek ve dişi akma kabarcığı yerleştirilmiştir. Bunun nedeni proses boyunca şekillendirilecek sacın akışını daha stabil hale getirerek şekillendirme kusurlarının oluşmasını engellemek ve kalıp yüzeyleri arasında oluşabilecek gaz kaçağını engellemektir. Üst kalıpta 80 mm çapında ve 5 mm derinliğinde basınç boşluğu yer almaktadır.



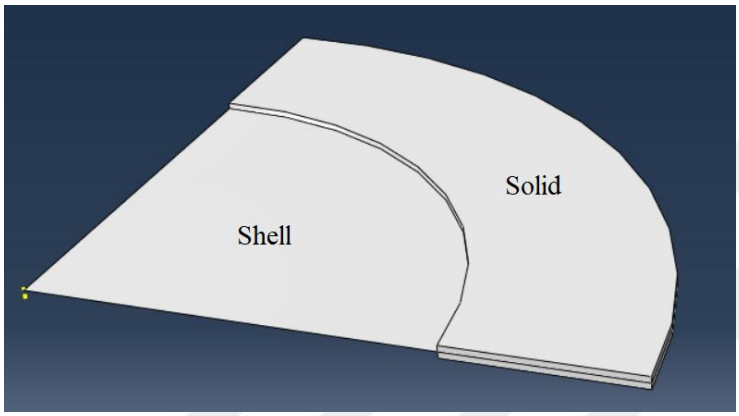
Şekil 5.31. Sketch penceresinde oluşturulan a) Alt kalıp b) Üst kalıp sketchleri

Sac malzeme, kalıp kapanması sırasında oluşan deformasyonu görebilmek için solid, homogeneous ve SP proseste oluşacak deformasyonu görebilmek için shell, membrane olarak iki parça modellenmiştir. 120 mm çapında oluşturulan sac malzemenin modeli Şekil 5.32'de verilmiştir.

SPF proseslerinin sonlu elemanlar simülasyonunda sac malzeme elemanlarının, analiz verimliliğini arttıracak ve uygun fiziksel davranışı sergileyecek şekilde doğru seçimi çok önemli olmaktadır. Karmaşık geometriye sahip parçaların biçimlendirme işlemlerinin analizinde, hesaplama süresini azaltmak için genellikle shell elemanlar kullanılmaktadır. Bu yaklaşımın ana fikri, 3 boyutlu modeller yerine düzlemsel elemanlar kullanmaktır. Özellikle SP deformasyon modellemesinde kullanılan membrane teorisinde, deformasyon esnasında oluşan kayma gerilmesinin etkileri hesaba katılmamaktadır. Literatürde de birçok

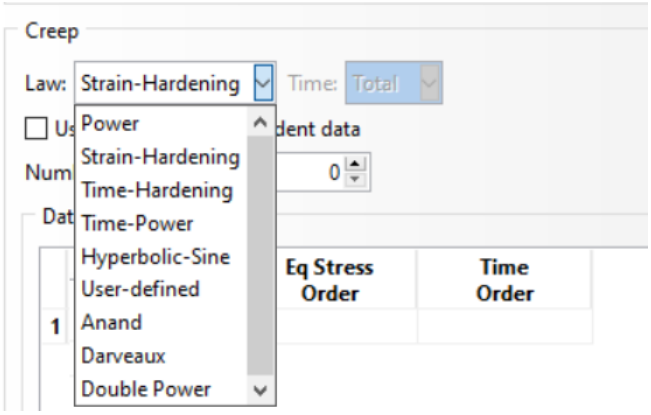
araştırmacının, örneğin Bonet vd., hesaplama süresini azaltmak için membran shell parametrelerini kullanmışlardır [100, 203].

Modeli oluşturan parçalar oluşturulduktan sonra “Property” modülünden analizde kullanılacak olan malzeme ve kesit tanımlamaları ile malzeme atamaları yapılmıştır. Bu analizde 1,27 mm kalınlığında Ti64 sac malzeme kullanılmıştır ve malzeme özelliklerini tanımlayabilmek için Ti64’ün yoğunluğunun, elastik ve sürünme özelliklerinin programa girilmesi gerekmektedir.



Şekil 5.32. ABAQUS ortamında modellenen sac malzemenin iki parçalı model görüntüsü

Malzeme özellikleri tanımlanırken SPF sürecinin ana mekanizması olan sürünme mekanizmasının seçimi ve parametrelerinin doğru girilmesi analiz açısından oldukça önemlidir. ABAQUS sürünme yasaları Şekil 5.33’de verilmiştir.



Şekil 5.33. ABAQUS sürünme yasaları

ABAQUS sürünme yasaları, güç yasasına dayalı (Power-Law) zamanla sertleşme (Time-Hardening) ve gerinim şertleşme (Strain-Hardening) modellerini içermektedir. Zamanla sertleşme modeli en basit olanıdır ancak gerilmenin sabit olduğu modellere uygulanabilmektedir. Kararlı hal sürünme analizinde hem sıcaklık hem de yük sabit tutulmaktadır. Bu koşullar sürünme gerinimlerini doğrudan ölçmek için malzeme sürünme testlerinden elde edilmektedir. Analiz sırasında elemanlar üzerinde farklı nedenlerden dolayı meydana gelen (gerilme azalması, geometrik doğrusal olmama vb.) gerilim değişikliklerini hesaba katmak için, gerinim sertleşme modeli kullanılmaktadır [204, 205].

ABAQUS ortamında, malzemelerin oda sıcaklığında veya yüksek sıcaklıklarda sürünmesini tanımlayan kuvvet kanunu modeli Eş. 5.5'te verilmiştir [206].

$$\bar{\varepsilon}^{cr} = A\tilde{q}^{n}t^{m} \tag{5.5}$$

Eş. 5.5'te $\bar{\varepsilon}^{cr}$ tek eksenli eşdeğer sürünme gerinim hızını, $\tilde{q}$ tek eksenli eşdeğer sapma gerilimi (İzotropik sürünme için, $\tilde{q}$ Mises eşdeğer gerilimidir), t sürünme zamanı, "Power Law Multiplier" (A), "Eq Stress Order" (n) ve "Time Order" (m) ise sıcaklığa bağlı malzeme özellikleridir. Fiziksel olarak uygun bir sürünme davranışı için A ve n'nin pozitif ve $-1 < m \leq 0$ olması gerekmektedir. Eş. 5.5'in mevcut zaman τ'ye göre entegrasyonu ile $0 \leq \tau \leq t$ ($\tilde{q}$ 'nin zamana bağlı olmadığı varsayıldığında) Eş. 5.6 elde edilmektedir [206].

$$\bar{\varepsilon}^{cr} = \frac{1}{m+1} A\tilde{q}^{n}t^{m+1} \tag{5.6}$$

Tam sürünme zamanı t Eş.5.6'dan kaldırılırsa Eş.5.7 elde edilmektedir [206].

$$\dot{\bar{\varepsilon}}^{cr} = [A\tilde{q}^{n}(\bar{\varepsilon}^{cr})^{m}(m+1)^{m}]^{\frac{1}{m+1}} \tag{5.7}$$

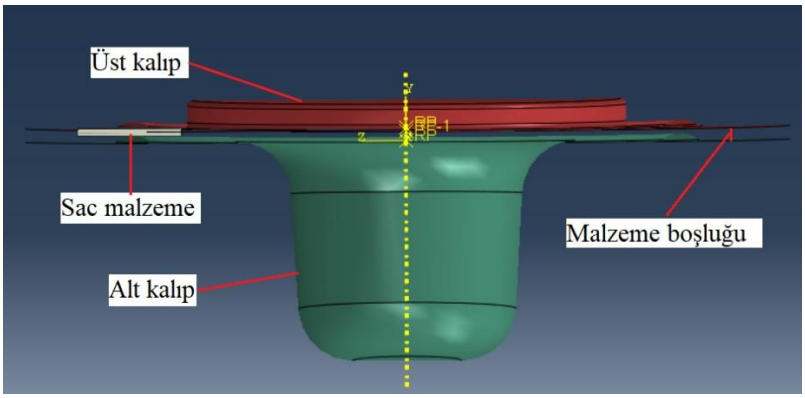
Eş. 5.7 gerinim sertleşmesi modeli olarak ifade elde edilmektedir. Burada gerilme birimleri MPa, zaman birimleri ise saattir ve gerinim oranının zamana bağımlılığı yoktur. Bu nedenle gerinim sertleşme modeli tanımlanırken A ve n önemli parametrelerdir. Eş. 5.7'ye göre hesaplanan katsayılar sürünme parametreleri olarak girilmiştir. Sıcak çekme testlerinden elde edilen veriler ile yoğunluk ve elastik malzeme özellikleri tanımlanmıştır. Çizelge 5.3'te tanımlanan malzeme parametreleri verilmiştir.

Çizelge 5.3. Malzeme parametreleri

Parametre	Değer
Malzeme Sabiti (A)	$2{,}418 \times 10^{-7}$
n	1,72
m	0
Yoğunluk	$4{,}43 \times 10^{-9}$
Young modülü	771,949
Possion oranı, υ	0,34

Oluşturulan malzeme modeli, sac malzemenin her iki kısmına ayrı ayrı tanımlanan kesitlere atanmıştır. Shell membrane kısmın kalınlığı, analizde kalınlık değişimleri görmek amacıyla, bu aşamada "Membrane thickness" kutusuna tanımlanmıştır.

Bu aşamadan sonra "Assembly" modülünde, ayrı olarak oluşturulan ve parametreleri tanımlanan model parçaları birleştirilerek modelin ana montajı oluşturulmuştur. Assembly modülünden "Instance Part" butonuna tıklayarak daha önceden oluşturulmuş olan parçalar çağrılmıştır. Parçaların birbirlerine göre konumları RP tanımları ile belirlendiği için bu modülde bileşenlerin getirilmesi yeterli olmaktadır. Şekil 5.34'te ABAQUS ortamında ana montajın görüntüsü verilmiştir.



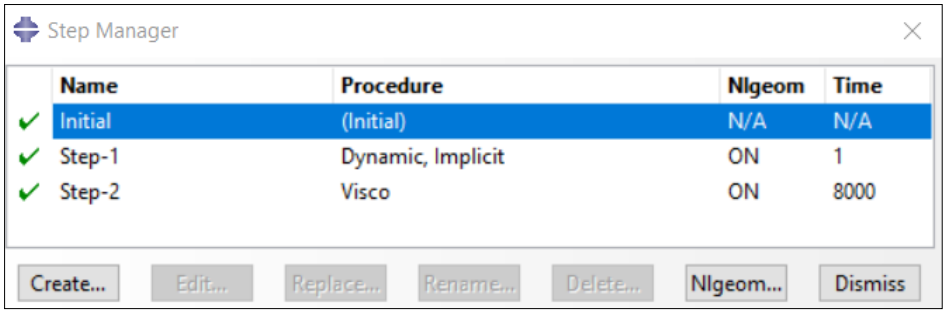
Şekil 5.34. Ana montaj ve parçaların genel görüntüsü

"Step" modülü analiz basamaklarının ve sürelerinin belirlendiği ve buna bağlı çözümlemelerin oluşturulduğu kısımdır. SPF modelinde önce, üst kalıp uygulanan kuvvetle kapanarak sacı alt kalıba doğru bastırmaktadır. Daha sonra sacın üst kısmına uygulanan gaz basıncı ile şekillenen sac, alt kalıbın profilinin şeklini almaktadır. Step modülünde bulunan "Create Step" butonu ile işlem adımları oluşturulmuştur.

Step modülünde yer alan implicit ve explicit yöntemler, fiziksel süreçlerin bilgisayar simülasyonlarında gerektiği gibi, zamana bağlı diferansiyel denklemlerin sayısal çözümlerini elde etmek için sayısal analizde kullanılan yaklaşımlar olarak tanımlanmaktadırlar. Implicit yöntem, explicit yönteme göre daha büyük zaman adımları kullanmasına ve daha uzun sürmesine rağmen daha kararlı ve doğru sonuçlar vermektedir. Metal şekillendirme işlemleri, yarı statik (quasi-static) veya yüksek gerinim oranlı fenomenler olarak sınıflandırılmaktadırlar. Literatürde deformasyon hızları, statik ($<10^{-5}$ s^{-1}), yarı statik (10^{-5} ila 10^{-1} s^{-1}) ve dinamik ($>10^{-1}$ s^{-1}) olarak ayrılmaktadır. Yarı statik bir problemde kinetik enerji toplam enerjinin önemsiz bir parçası olarak kabul edilirken, yüksek gerinim hızlı problemlerde kinetik enerji önemli bir rol oynamaktadır. Dahası, bu şekillendirme işlemleri genellikle dinamik süreçlerdir. Yarı statik implicit dinamik yöntem, bir SPF işlemi için explicit dinamik yöntemden daha doğru sonuçlar sağlamaktadır [207-209].

Üst kalıp uygulanan kuvvetle kapanarak sacı alt kalıba doğru bastırması süreci oluşturulan ilk adımdır ve dynamic ve implicit olarak tanımlanır.

İkinci adımda meydana gelen SP deformasyon ve sürünme tepkisi visco prosedürü kullanılarak geliştirilmektedir. Bu prosedür, çok çeşitli zamana bağlı olayların (gerinim sertleşmesi ve gerilim gevşemesi gibi) ve önemli zamana bağlı etkilerin (gerinim hızı, geri kazanım ve sürünme gibi) modellenmesini sağlamaktadır. Visco adımında, ABAQUS'teki CETOL parametresi zaman artışını ve dolayısıyla sürünme analizinin doğruluğunu kontrol etmektedir. Şekil 5.35'te oluşturulan işlem adımlarının görüntüsü verilmiştir [210, 211].



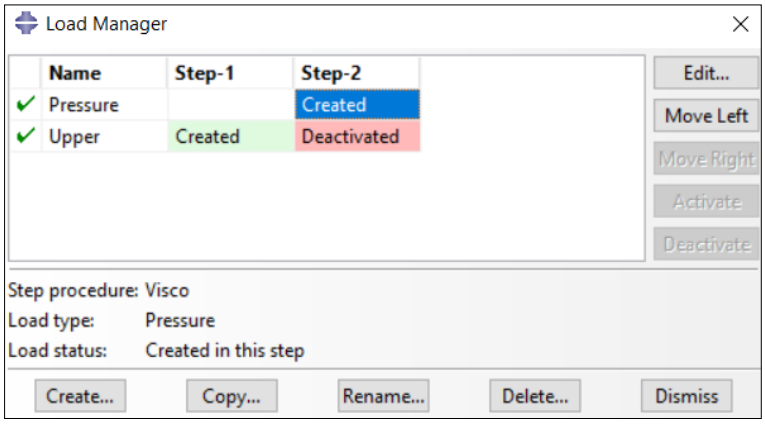
Şekil 5.35. ABAQUS'te oluşturulan deformasyon işlemi adımları

Bir sonraki adım olan Interaction modülde, analiz sırasında yüzeylerin birbiriyle olan etkileşimi tanımlanmıştır. SP derin çekme prosesinde üst kalıp-sac ve alt kalıp-sac arasında

yüzey teması bulunmaktadır. Interaction modülünde temasları tanımlamak için yüzey-yüzey teması (surface to surface contact) seçilmektedir. Daha sonra modelde bulunan parçalardan temas yüzeyleri seçilerek temas çiftleri oluşturulmuştur.

Load modülde, uygulanacak baskı plakası ve basınç kuvveti ile sınır şartları programa girilmektedir. Tanımlama yapmadan önce her adımın sınır şartları tanımlanmalıdır. Proses boyunca alt kalıp, tüm adımlar boyunca sabittir. Üst kalıp ise, birinci adımda aşağı yönlü hareket ederken, ikinci adım boyunca sabit kalacaktır. Sınır şartları tanımlanmasının ardından, menüden "Create Load" seçilerek her adım için ayrı ayı uygulanacak kuvvet değeri ve uygulama yönü oluşturulmuştur. Ayrıca, her adımda uygulanacak kuvvet için bir amplitude tanımlanarak istenilen yük-zaman eğrisi uygulanabilir. Şekil 5.36'da prosesin her adımında uygulanacak yükler verilmiştir.

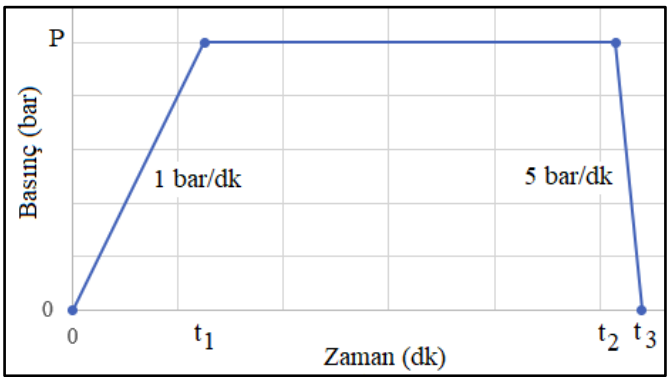
Kalıbın tam olarak kapanmasının ardından ikinci adımda tanımlanan basınç, malzemeyi şekillendirmek için kullanılacak olan gaz basıncıdır. SPF prosesinde malzemenin şekillendirilmesi için iki yaklaşım ile gaz basıncı uygulanmaktadır. Bu yöntemlerden ilki sabit bir gaz basıncı uygulamaktır. Küçük parçalar için kabul edilebilir olsa da karmaşık şekilli parçalarda uygulandığında deformasyon hızının kontrol edilmesi zor olabilmektedir. Hedef deformasyon hızına göre gaz basıncının uygulanması diğer bir yaklaşımdır. Daha karmaşık parçaların şekillendirildiği endüstriyel uygulamalarda tercih edilmektedir.



Şekil 5.36. ABAQUS ortamında her adım için oluşturulan yüklerin tanımlanması

Şekillendirme boşluğunun ve şekillendirilecek sacın ilkel çapının küçük olması nedeniyle çalışmada sabit gaz basıncı yaklaşımı tercih edilmiştir. Şekillendirme için kullanılacak argon gazının sabit basıncı, farklı basınç değerleri ile yapılan analizler ile belirlenecek ve

şekillendirme süresine göre sisteme tanımlanacaktır. Step-2 boyunca uygulanacak teorik şekillendirme basıncının zaman grafiği Şekil 5.37'de verilmiştir.



Şekil 5.37. Şekillendirme basıncının zaman grafiği

Grafikte 0 ila t_1 zamanı arasında 1 bar/dk'lık yavaş bir artış oranı ile hedef şekillendirme basıncına ulaşılmıştır. Şekillendirilecek malzemenin ani bir basınca maruz kalarak yırtılmasını engellemek amacıyla düşük bir artış oranı ile prosese başlanmıştır. t_1 ila t_2 zamanları arası sabit şekillendirme basıncı uygulanmış, şekillendirme prosesinin ardından t_2 ila t_3 zamanları ise 5 bar/dk'lık oranla basınç 0 bar'a düşürülmüştür.

Mesh modülde, analizi yapılacak sac malzemenin mesh ağı oluşturulmuştur. Bunun için üst kısımda bulunan içerik çubuğundan part seçeneği işaretlenerek mesh yapılacak sac modeli seçilmiştir.

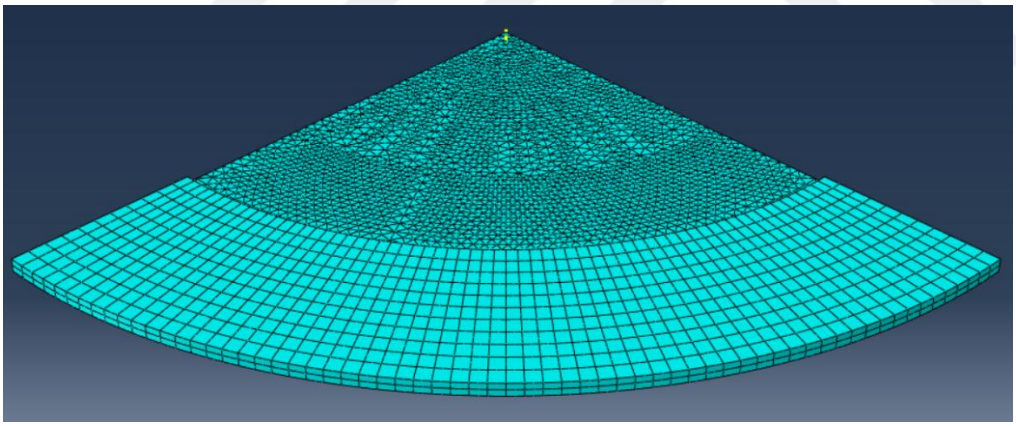
Bir sonlu elemanlar mesh yapısı eleman ve düğüm noktalarından meydana gelmektedir. Burada, eleman geometriyi temsil eden sonlu parçacıkları, düğüm noktası ise bu parçacıkların köşe noktalarını temsil etmektedir. Sonlu elemanlar analizlerinde kullanılabilecek eleman tipleri genellikle; bir boyutlu kiriş elemanlar, iki boyutlu kabuk ya da membran elemanlar ve üç boyutlu kübik elemanlardır. Sac metal şekillendirme prosesleri bir düzlem gerilme problemi olduğundan ve kalıp takımlarının yalnızca form verme yüzeylerinin kritik olmasından ötürü geometriler yüzey olarak modellenir. Bu nedenle sac metal şekillendirme işlemlerinde eleman tipi olarak çoğunlukla kabuk veya membran eleman kullanılmaktadır [212].

Simülasyonlarda geometrileri temsil eden elemanların bir diğer önemli özelliği ise eleman boyutudur. Sistemi temsil eden eleman sayısının artması çözülecek diferansiyel denklem

sayısını arttırdığından bu durumun paralelinde çözüm süresini de arttırmaktadır. Ancak, eleman boyutunun küçülmesi çözüm hassasiyeti açısından genellikle olumlu bir etki meydana getirmektedir. Özellikle geometrilerin eğrisel bölgelerinin temsili açısından bu bölgelerde eleman boyutunun düzlemsel bölgelere göre daha küçük seçilmesi gerekmektedir [212].

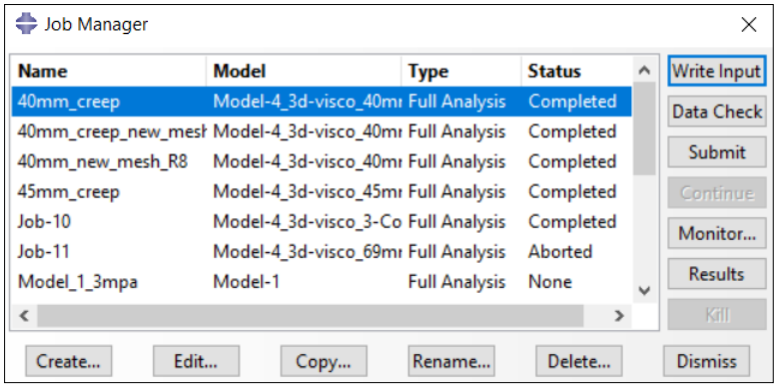
Sac parçada iki farklı mesh ağı kullanılmıştır. Solid kısım için 1408 adet C3D20R, 20 düğümlü reduced-integration blok elemanı ve shell kısım için ise 3764 adet M3D6 6 düğümlü ikinci dereceden üçgen membran eleman tanımlanmıştır. M3D6 modeli, membranların yüksek en-boy oranına çok uygun olan bir model olarak tanımlanmaktadır [213].

Malzemenin shell bölgedeki mesh boyutları küçültülerek deformasyon uyumluluğu ve kalınlık değişim alanlarının daha net görünmesi amaçlanmıştır. Şekil 5.38'de sac malzemeye ait oluşturulmuş mesh ağı görüntüsü verilmiştir.



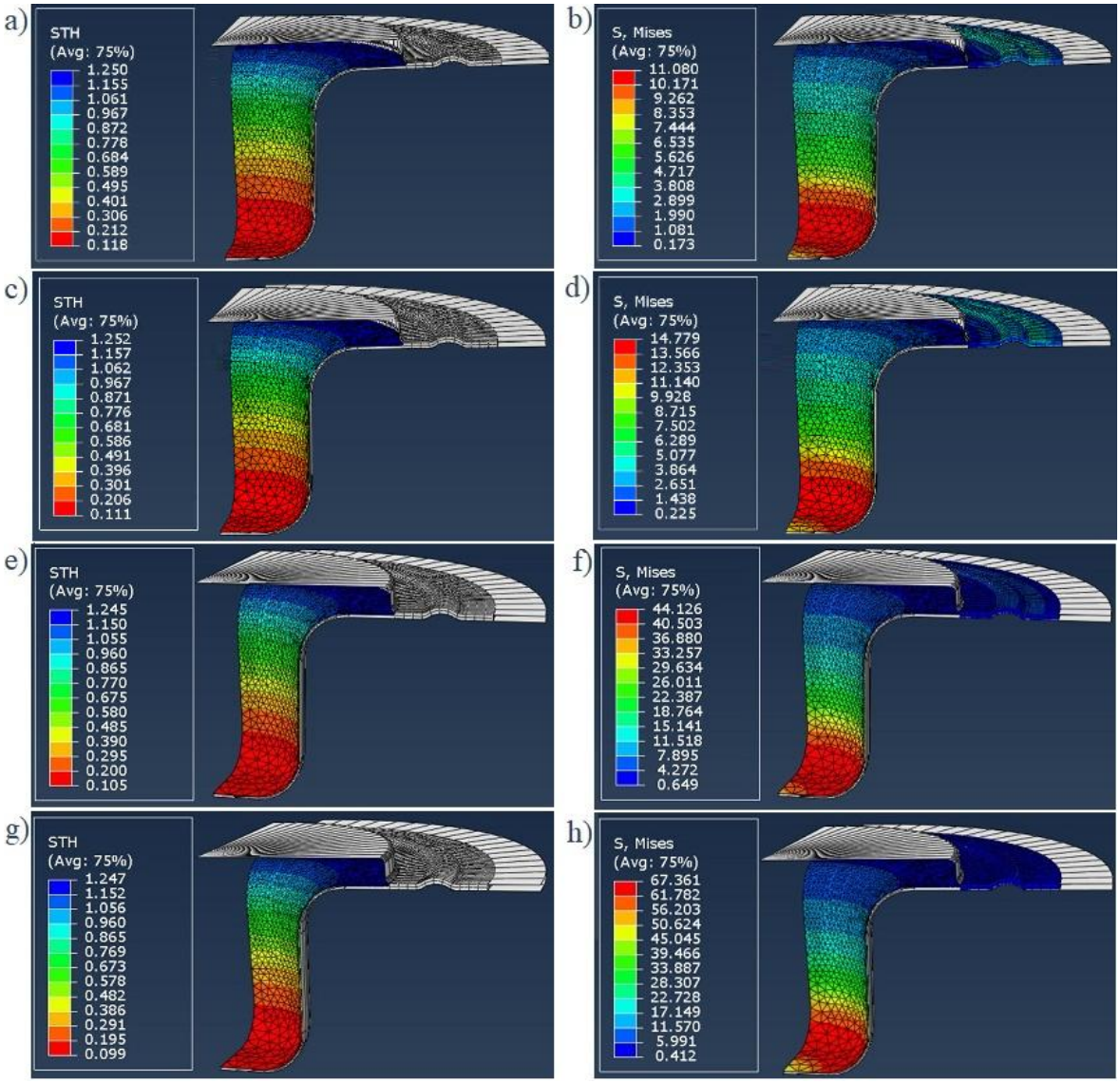
Şekil 5.38. ABAQUS ortamında sac malzemede oluşturulmuş mesh ağı

Tüm parametreler tanımlandıktan sonra, Job modülü, analizin çözümünün yapılacağı modüldür. Create Job butonu tıklandıktan sonra çalışmada var olan modellerin listesinden analizi yapılması istenilen model seçilmektedir. Submit butonu analizi başlatırken, Monitor butonu ile analiz adımları takip edilebilmektedir. Result butonu ise analiz sonrası sonuçları vermektedir. Şekil 5.39'da Job modülünün görüntüsü verilmiştir.



Şekil 5.39. Job modülü ile oluşturulan analizler

Analizlerde alt kalıp H yüksekliği 50, 45 ve 40 mm ve şekillendirme basıncı 15, 20, 25 ve 30 bar seçilerek SPF analizleri gerçekleştirilmiştir. Analizler sonucunda şekillendirilmiş parçada meydana gelen kalınlık değişleri ve meydana gelen gerilmelerin sonuçları incelenerek maksimum şekillendirme derinliği ve şekillendirme basıncı belirlenmiştir. Şekil 5.40'da şekillendirme basınçlarına göre analiz sonuçlarının görüntüleri verilmiştir. Şekil 5.40 b, d, f ve h'de verilen gerilme sonuçları incelendiğinde, gerilmelerin taban radyusu bölgesinde en yüksek değere ulaştığı görülmektedir. Bu durumun nedeni numunenin şekillendirilmesi sürecinde en fazla kalınlık değişiminin ve en son temasın bu bölgede oluşmasıdır.



Şekil 5.40. Şekillendirme basıncına göre analiz sonuçlarının ekranı görüntüsü a) 15 bar kalınlık b) 15 bar gerilmeler c) 20 bar kalınlık d) 20 bar gerilmeler e) 25 bar kalınlık f) 25 bar gerilmeler g) 30 bar kalınlık h) 30 bar gerilmeler

15 bar şekillendirme basıncında 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında malzemenin tam olarak şekillenmesi 223 dk sürmektedir. Şekil 5.40 a ve b'de verilen kalınlık dağılımı ve gerilmeler incelendiğinde ideale yakın bir kalınlık dağılımı ve düşük gerilmeler gözlemlenmiştir. Ancak şekillendirme süresi açısından incelendiğinde, 15 bar şekillendirme basıncının malzemeyi şekillendirmek için yetersiz kaldığı belirlenmiştir.

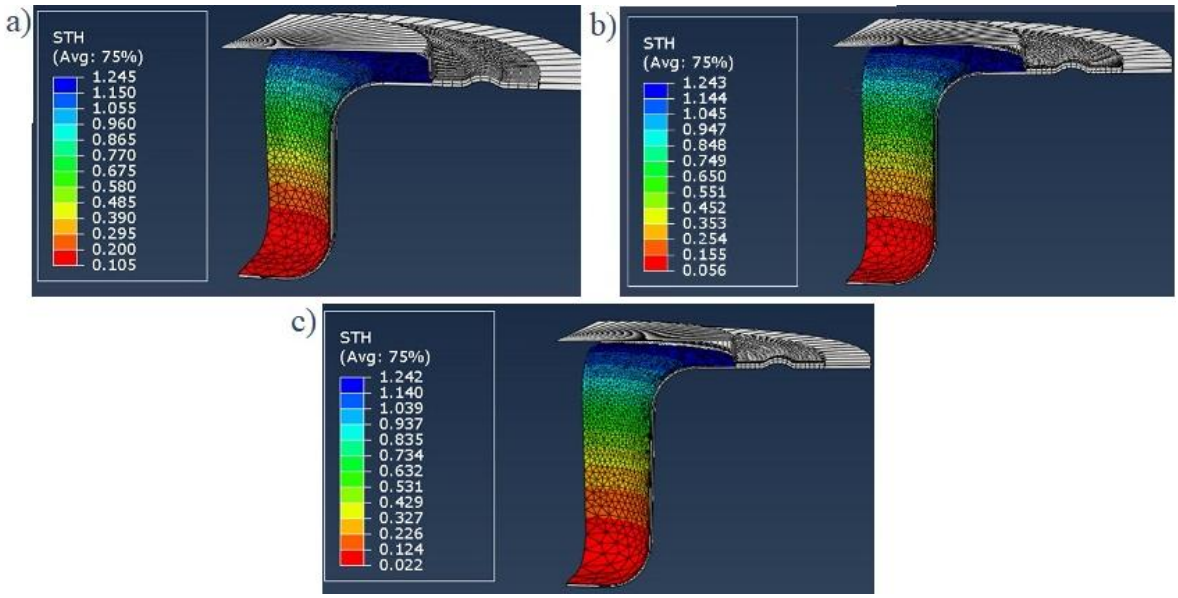
20 bar şekillendirme basıncında, Şekil 5.40 c ve d'de verilen kalınlık dağılımı ve gerilmeler incelendiğinde, gerilmelerin yaklaşık % 33 arttığı ve buna bağlı olarak da malzeme kalınlığının neredeyse değişmediği gözlemlenmiştir. Bu şekillendirme basıncında 10^{-2} s^{-1}

deformasyon hızında malzemenin tam olarak şekillenmesi 147 dk sürmüştür.

Şekil 5.40 e ve f'de 25 bar şekillendirme basıncı uygulanan numunedeki kalınlık değişimi ve oluşan gerilmeler verilmiştir. Oluşan maksimum gerilmelerin 20 bar basınçta oluşanlara göre 3 kat arttığı ve malzemenin minimum kalınlığının 0,111 mm'den 0,106 mm'ye azaldığı gözlemlenmiştir. Bu şekillendirme basıncında malzemenin tam olarak şekillenmesi 108 dk sürmektedir.

30 bar şekillendirme basıncı uygulanan numunedeki kalınlık değişimi ve oluşan gerilmeler Şekil 5.40 g ve h'de verilmiştir. Oluşan maksimum gerilmeler 25 bar basınçta oluşanlara göre % 52 artmış ancak malzemenin kalınlık dağılımları neredeyse aynı kalmıştır. Ancak malzemede oluşan yüksek gerilimler ve minimum kalınlığın 0,1 mm'nin altına inmesinden dolayı, deney esnasında şekillendirilmiş numunede yırtılmalar oluşabilecektir. Bu şekillendirme basıncında malzemenin tam olarak şekillenmesi 88 dk sürmektedir.

Şekil 5.41'de 25 bar basınçta farklı şekillendirme derinliklerinde analizler gerçekleştirilmiştir.



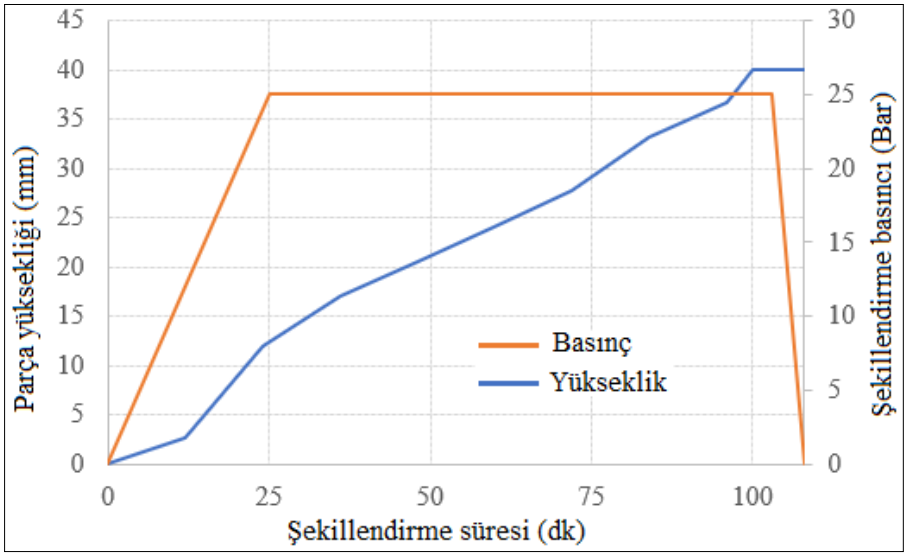
Şekil 5.41. ABAQUS SP analizi sonuçlarının görüntüleri a) 40 mm derinlik b) 45 mm derinlik c) 50 mm derinlik

Şekil 5.41 b ve c incelendiğinde, 50 mm şekillendirme derinliğine sahip kalıpta şekillendirilen sacın en ince kalınlığı 0,022 mm, 45 mm'lik kalıpta ise 0,056 mm olduğu

gözlemlenmektedir. Bu kalınlıklarda şekillendirilen malzemenin yırtılması beklenmektedir. 40 mm şekillendirme derinliğine sahip kalıpta ise şekillendirilen sacın en ince kalınlığı 0,105 mm'dir.

Analiz parametreleri değiştirilerek oluşturulan modellerde farklı şekillendirme derinliklerinde ve şekillendirme basınçlarında analizler yapılmış ve deformasyon kusuru yaşanmadan ulaşılabilecek maksimum derinlik 40 mm, şekillendirme basıncı ise 25 bar olarak belirlenmiştir.

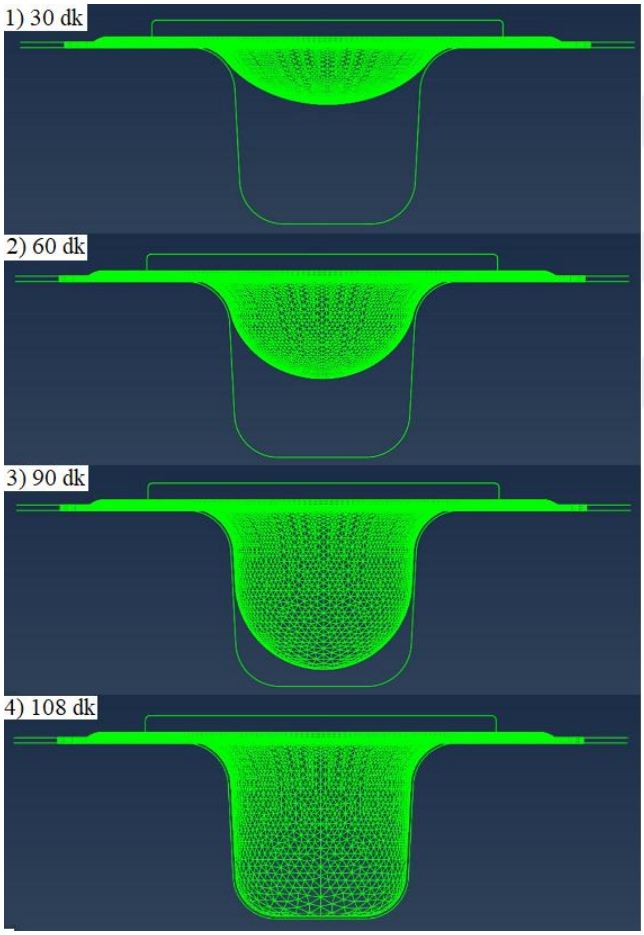
Belirlenen optimum deney parametrelerinde yapılan analizdeki şekillenme adımları incelenmiştir. Buna bağlı olarak, Şekil 5.42'de proses boyunca şekillenen parçanın yüksekliği ve şekillendirme basıncındaki değişim, Şekil 5.43'de de numunenin şekillendirme sürecindeki değişimleri verilmiştir. İlk 25 dk'da 1 bar/dk'lık artış oranında basınç uygulandığından bu süredeki yükseklik değişim miktarının daha düşük olduğu görülmektedir. İlk 12 dk sonunda oluşan şekillenme yüksekliği 2,57 mm'dir. 12 ila 24. dk'lar arasında üst kalıptaki basınç haznesindeki basınç arttıkça, parçadaki şekillenme miktarında da hızlı bir yükseliş gerçekleşmektedir. Bu dakikadaki ölçülen yükseklik miktarı 11,9 mm'dir.



Şekil 5.42. Sac malzemenin şekillendirme sürecindeki yükseklik ve şekillendirme basıncı değişimi

Uygulanan şekillendirme basıncı nihai deney basıncı olan 25 bar'a ulaştığında şekillenme miktarı düzenli olarak artmaktadır. 30 dk sonunda oluşan bombenin derinliği 14,46 mm

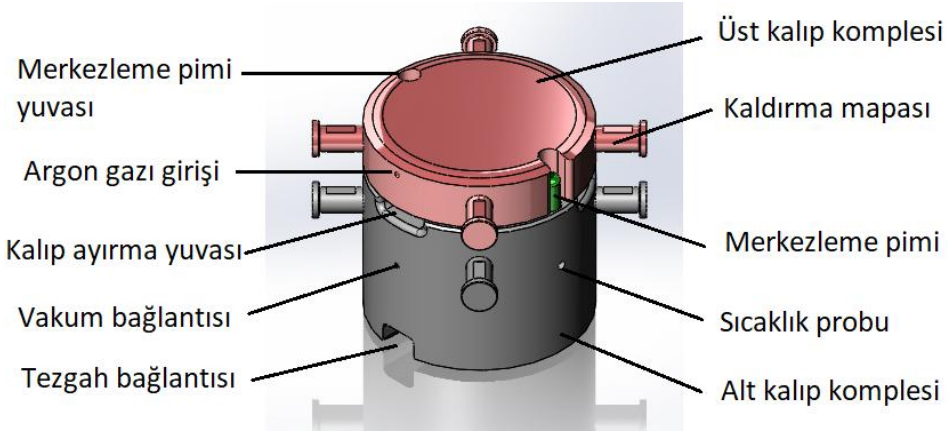
olarak ölçülmüştür. Sac numune, sıcaklığın ve gaz basıncının etkisiyle bombe şeklini almış, köşe radyusları üzerinde temas halindedir. 60. dk sonunda ise 24,01 mm derinliğe ulaşılmıştır. Proseste 90. dk'ya gelindiğinde maksimum derinlik 36,5 mm'dir. Bu aşamada, sac numunenin kalıp yüzeyleri üzerinde temas halinde olduğu görünmektedir. 100. dk'ya gelindiğinde parça kalıp tabanına temas etmekte ve uzama durmaktadır. Bu andan itibaren malzeme kalıbın dip radyuslarını doldurmaya başladığından, 108. dakikaya kadar grafik yatay bir çizgi halini almıştır. 108. dk'da şekillendirme prosesinin sonuna gelindiğinde, numunenin kalıbın şeklini aldığı görülmektedir.



Şekil 5.43. Sac malzemenin şekillendirme süreci

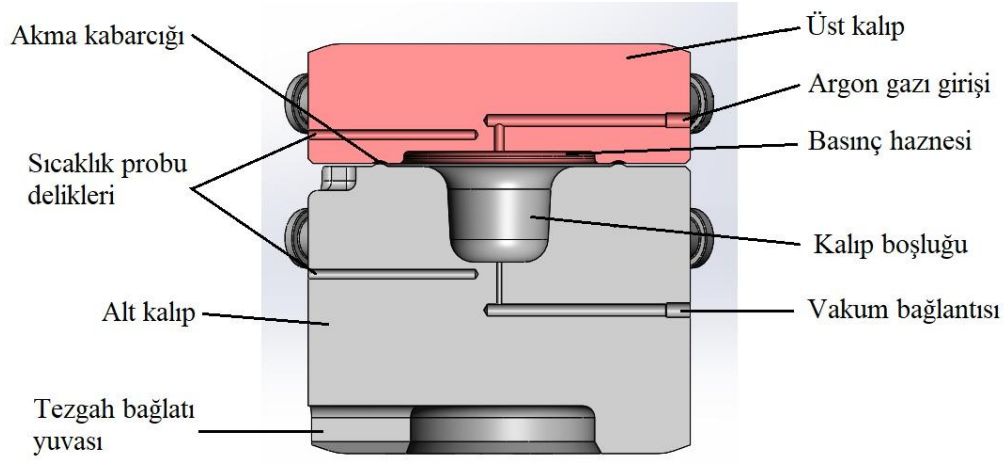
5.5. Süper Plastik Derin Çekme Kalıplarının Tasarımı ve İmalatı

Analiz sonuçlarından elde edilen maksimum çekme oranına göre SP derin çekme kalıplarının tasarımı yapılmıştır. 3D model tasarımları için SolidWorks 2019 paket programı kullanılmıştır. Şekil 5.44'te SP deney kalıbının CAD ortamında 3 boyutlu model görüntüsü verilmiştir.



Şekil 5.44. SPF deney kalıbının CAD ortamında 3 boyutlu model görüntüsü

Kalıp düzeneği, SPF prosesi esas alınarak tasarlanmış ve üst kalıp, alt kalıp, merkezleme pimleri ve kaldırma mapalarından oluşmaktadır. Alt kalıp, SPF tezgahına bağlanma yuvası ile tezgaha bağlanmakta ve kalıp boşluğu, akma kabarcığı, vakum bağlantısı ve sıcaklık problarının yerleşeceği delikleri içermektedir. Üst kalıp ise basınç haznesi, argon gazı giriş bağlantısı, sıcaklık probu delikleri ve akma kabarcığından oluşmaktadır. Alt ve üst kalıbın kapanmadaki konumları merkezleme pimleri sayesinde olmaktadır. Yüksek sıcaklıkta gerçekleşecek SPF prosesinde kalıpların kaldırılması ve ayrılması kaldırma mapaları sayesinde yapılmaktadır. Şekil 5.45'te SPF kalıp tasarımının genel görüntüsü ile kesit görüntüsü verilmiştir.



Şekil 5.45. SPF deney kalıbının CAD ortamında kesit görüntüsü

Şekillendirme analizlerine göre tasarımı tamamlanan SPF kalıplarının, tasarıma ait imalat teknik resimleri oluşturulmuş ve bu parçaların üretimi FDK-2021-7256 nolu BAP projesi kapsamında hizmet alımı ile gerçekleştirilmiştir. Kalıplar, CNC torna ve dik işlem tezgahları

kullanılarak hassas bir şekilde imal edilmiştir.

Titanyum alaşımlarının SPF prosesinde kullanılan kalıplar ısıya ve kireçlenmeye dayanıklı çelikten veya yüksek nikel alaşımlarından imal edilmektedir. Deney kalıplarının imalatında kullanmak için AISI 304 (X5CrNi18-10) östenitik paslanmaz çelik malzeme seçilmiştir. Paslanmaz çelikler içerdikleri yüksek miktarda krom ve nikelin yanı sıra molibden gibi mukavemet artırıcı elementler sebebiyle; yüksek dayanıklılık, yüksek süneklik, kriyojenik sıcaklıkta tokluk ve korozyona karşı mükemmel direnç gibi üstün mekanik özelliklere sahiplerdir. Östenitik paslanmaz çeliklerden olan AISI 304, bu özellikleri sayesinde çeşitli endüstrilerde yaygın olarak kullanılmaktadır. Malzeme seçimi aşamasında, alaşımın sıcak çalışma derecesi göz önünde bulundurulmuştur. Çizelge 5.4'te, bu alaşıma ait kimyasal analiz sonuçları ve Çizelge 5.5'te mekanik özellikleri verilmiştir [214].

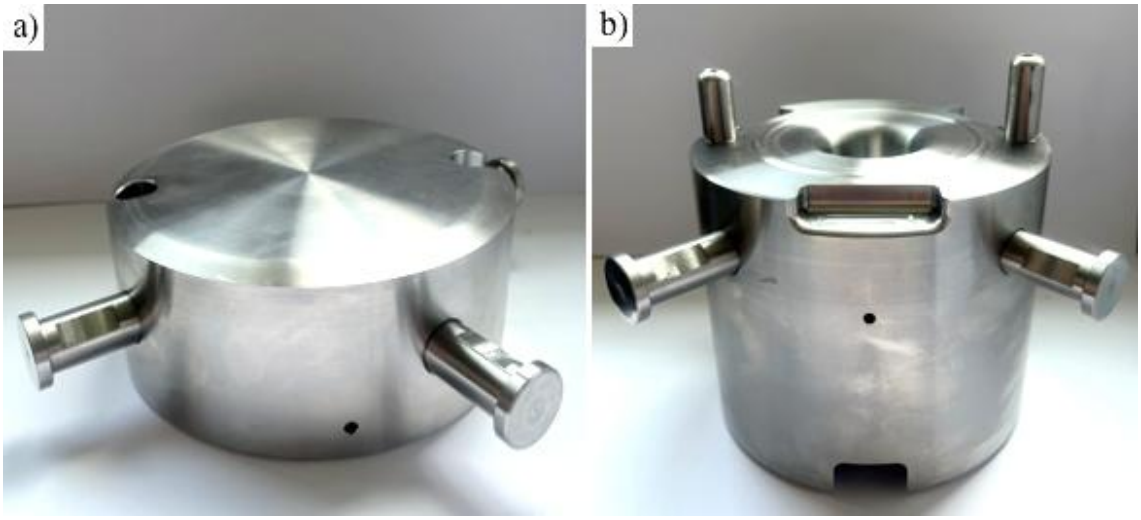
Çizelge 5.4. AISI 304 alaşımının kimyasal analiz sonuçları

Malzeme	% C	% Cr	% Mn	% Si	% P	% S	% Ni	% Fe
AISI 304	0,046	18,07	1,37	0,46	0,028	0,0006	8,11	Kalan
Referans	max 0,08	min. 18,00 max. 20,00	max. 2,00	max. 0,75	max. 0,045	max. 0,03	min. 8,00 max. 10,00	Kalan

Çizelge 5.5. AISI 304 alaşımının mekanik özellikleri

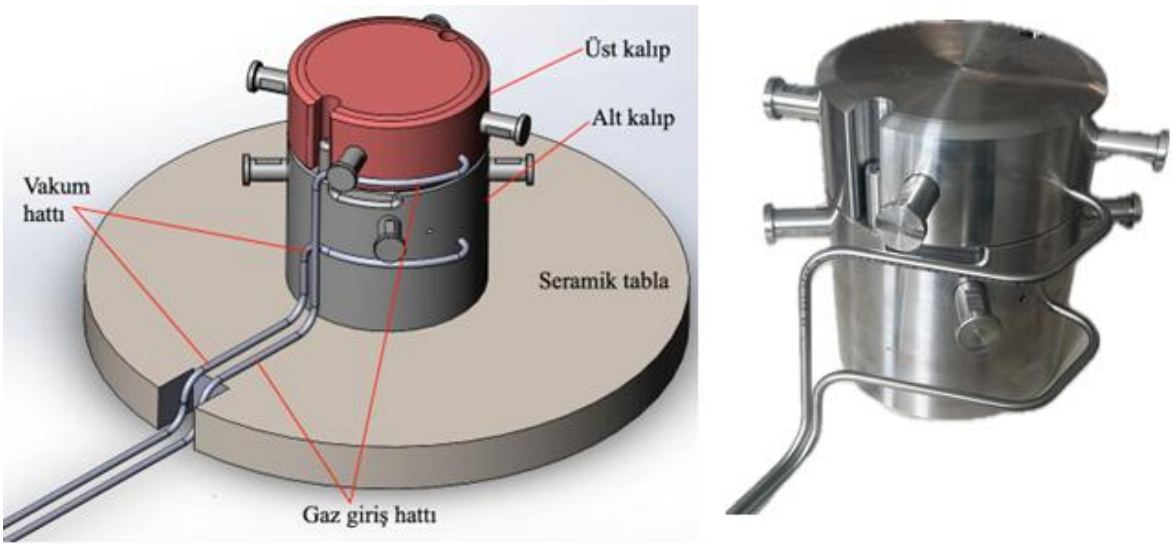
Mekanik özellikler	
Yoğunluk (kg/m^3)	8000
Sertlik (HB)	201
Max. çekme gerilmesi (MPa)	515-720
Akma gerilmesi (MPa)	210
Young modülü (GPa)	193
Ergime sıcaklığı (ºC)	1450

Tasarıma uygun olarak AISI 304 paslanmaz malzemeden imalatı tamamlanan ve kaldırma mapaları ile merkezleme pimleri monte edilen SPF kalıbının görüntüsü Şekil 5.46'da verilmiştir.



Şekil 5.46. SPF deney kalıbının görüntüsü a) üst kalıp genel görünümü b) alt kalıp genel görünümü

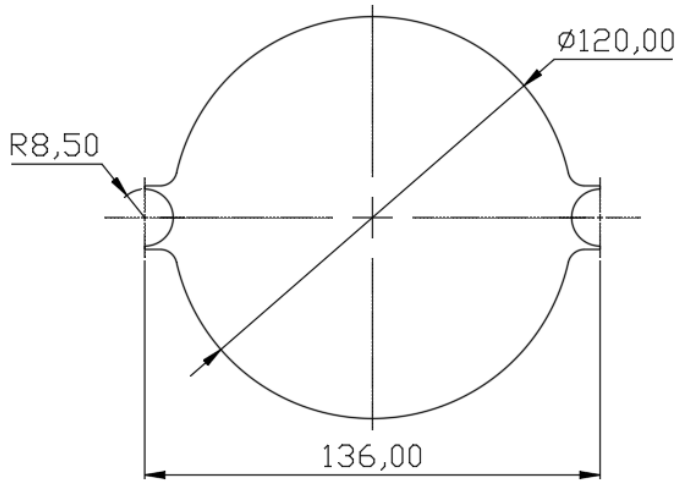
Kalıplara şekillendirme basıncı ve vakum uygulanabilmesi için SPF tezgahı ile kalıplar arasına borulama yapılması gerekmektedir. Bunun için AISI 304 malzemeden Ø6 mm çapında borular, bükülerek hazırlanmış ve kalıplardaki yerlerine argon kaynağı (TIG) ile kaynatılmıştır. Şekil 5.47'de boruların tasarımı ve bükülerek kaynatılmış halinin görüntüleri verilmiştir. Boruların boşta kalan uçları ile tezgah bağlantıları için AISI 316 malzemeden hidrolik bağlantı adaptörü (swage bağlantı aparatı) kullanılmıştır.



Şekil 5.47. Gaz tesisatı borularının CAD ortamında 3 boyutlu modeli ve montajlı hali

5.6. Süperplastik Şekillendirme İçin Ti64 Sac Numunelerin Hazırlanması

SPF prosesinde şekillendirilecek numuneler, sıcak çekme testlerinde kullanılan aynı sac levhadan Şekil 5.48'de verilen ölçülerde, su jetinde kesilerek hazırlanmıştır. Numunelerin çevresinde verilen çıkıntılar merkezleme pimlerine geçerek, proses esnasında yüksek sıcaklıkta sacın kalıba merkezlenmesini kolaylaştırmak amacıyla bırakılmıştır.



Şekil 5.48. SPF prosesi için numune sac malzeme ölçüleri

SPF prosesi öncesinde kesilerek hazırlanan deney numunelerine yağ, markalama izleri ve diğer kirlerden arındırmak amacıyla alkali temizleme işlemi uygulanmıştır. Alkali temizleme prosesi ardışık temizleme, durulama ve kurutma aşamalarından oluşmaktadır. Temizleme işlemi amacıyla malzemeler sepete dizilmiş, sepete dizilen numunelerin tüm yüzeylerin temizlenebilmesi için banyo esnasında birbirine temas etmemelerine dikkat edilmiştir. Sepete dizilmiş numunelerin genel görünümü Şekil 5.49'da verilmiştir. 56 ºC sıcaklıktaki 37,5 ile 60 g/L arasındaki Turco 4215 NC çözelti banyosu içerisine daldırılan deney numuneleri 15 dk boyunca banyo içerisinde bekletilmiştir.



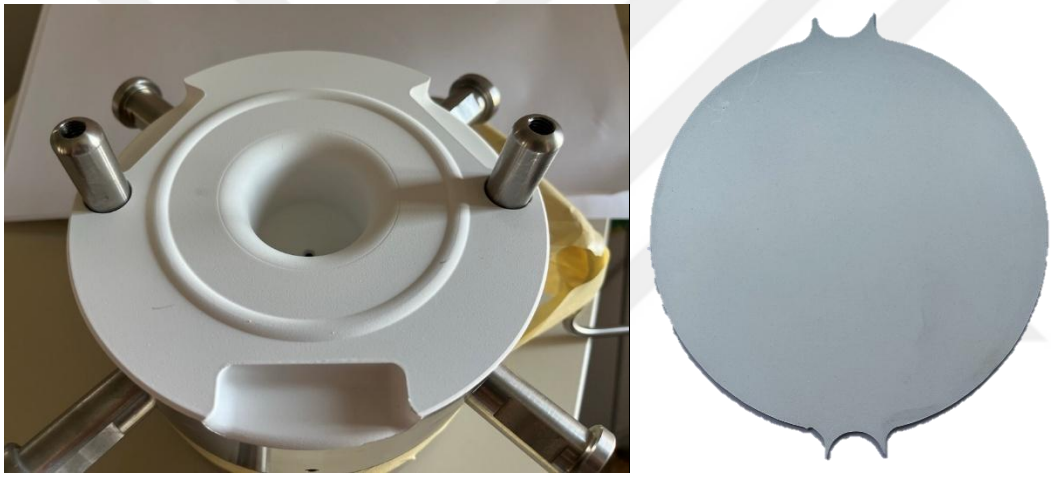
Şekil 5.49. Alkali temizleme öncesi sepete dizilen numuneler



Şekil 5.50. Alkali temizleme havuzu

Şekil 5.50'de görseli verilen alkali banyosundan sonra numune malzemeler durulama havuzuna alınmıştır. 35 ºC sıcaklıktaki ılık su banyosunda 2 ila 5 dk arasında durulama işlemi uygulanmıştır. Bu süreçte havuz içerisindeki sepet vinç yardımıyla yukarı aşağı hareket ettirilerek durulama işleminin tüm yüzeylere etkimesi sağlanmıştır. Durulama tankından çıkarılan numuneler 0,5 ila 3 dk arasında 60 ºC sıcaklıktaki hava ile kurutulmuş ardından kraft kâğıda tek tek sarılarak çevresel koşulların etkilerinden korumaya alınmışlardır.

SPF prosesinde uygulanan yüksek sıcaklıkta kalıp ve sac malzemenin temas yüzeylerinden birbirine kaynamasını önlemek ve şekillendirme esnasında yüzeylerde sürtünmeyi azaltmak amacıyla kaplama işlemi uygulanmıştır. Geleneksel şekillendirme proseslerinde kullanılan yağ veya mum bazlı yağlayıcıların SPF için gerekli olan yüksek şekillendirme sıcaklıklarına dayanması mümkün olmamaktadır. Bu nedenle grafit veya bor nitrür (BN) gibi katı yağlayıcılar SPF prosesinde sıklıkla kullanılmaktadır. BN mükemmel kayganlığa, aşınma direncine ve yüksek termal iletkenliğe sahip refrakter bir malzemedir. Açık atmosferde 1000 °C'ye ve inert atmosferde ise 2000 °C'ye kadar bu özelliklerini korumaktadır. Bu durum BN'yi yüksek sıcaklıktaki şekillendirme işlemleri için ideal bir yağlayıcı ve ayırıcı olarak kullanılmasını sağlamaktadır [215-217].



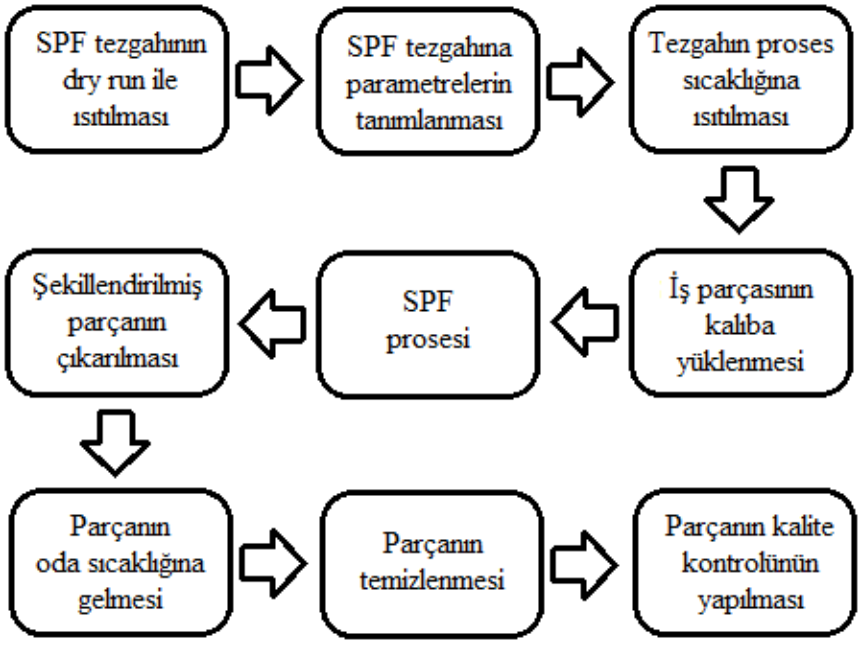
Şekil 5.51. BN uygulanmış kalıp ve sac numune

Koruma altına alınan numuneler ve kalıpların temas yüzeyleri, deneyden hemen önce "Bonderite L-GP BN 4479 FA" marka BN ile kaplanmıştır. Toz halindeki BN, su içerisinde çözülerek süt kıvamında bir çözelti elde edilmektedir. Boya tabancası yardımıyla istenilen yüzeylere ince bir tabaka halinde homojen olarak uygulanmış ve oda sıcaklığında kuruması beklenilmiştir. BN, SPF prosesinde sac metal malzemenin tüm yüzeylerine ve kalıpların ise şekillendirme temas yüzeylerine ve presin temas ettiği üst kalıbın üst yüzeyine yapılmıştır. Şekil 5.51'de BN uygulanmış kalıp ve sac numune görüntüleri verilmiştir.

5.7. Süper Plastik Şekillendirme Deneyi

SPF prosesi için gereken tüm bileşenler tamamlandıktan sonra deneysel şekillendirme prosesine başlanılmıştır. SPF prosesi akışı Şekil 5.52'de verilmiştir. Ancak öncelikle

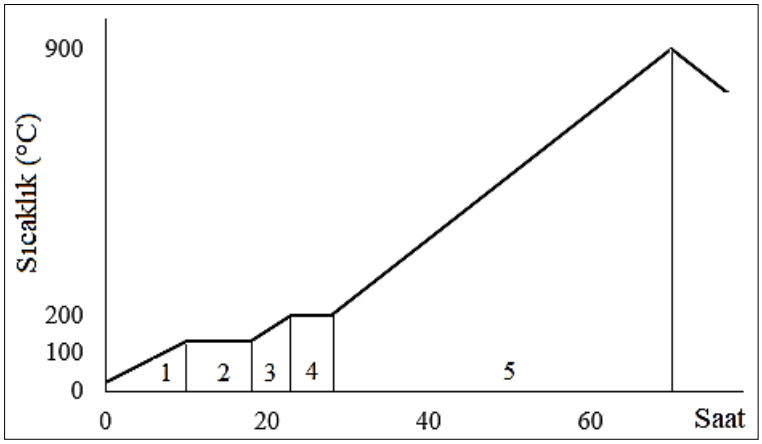
tezgahın yüksek sıcaklıkta uzun süre çalışması nedeniyle gerekli iş güvenliği önlemlerinin alınması gerekmektedir.



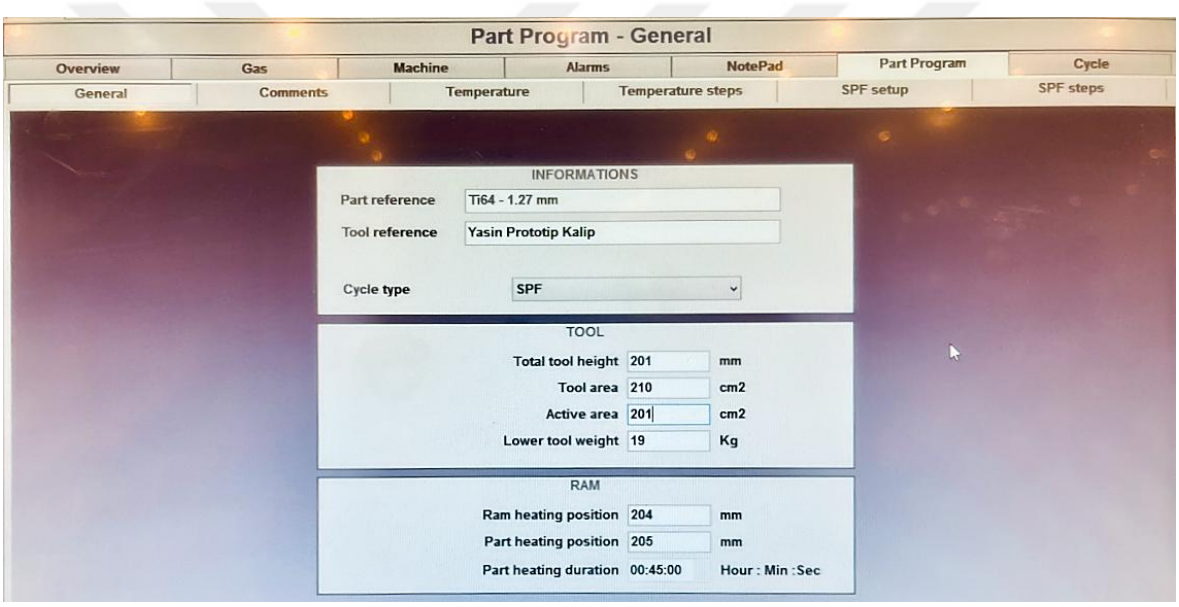
Şekil 5.52. SPF prosesi akış şeması

SPF deneyi öncesi, SPF tezgahının ilk ısıtılmasında veya uzun süreli bir kapatmadan sonra, atölyedeki nem seviyesine bağlı olarak Şekil 5.53'te verilen sıcaklık artış hızlarını ve bekleme adımlarını izleyerek fırının kademeli olarak ısıtılması gerekmektedir. Bu işlem "dry run" olarak adlandırılmaktadır ve fırın sıcaklığının belli bir periyotta yükseltilerek fırın boşluğundaki nemin giderilmesi amacıyla yapılmaktadır. Aksi taktirde hızla yükselen sıcaklık seramik yüzeylerde çatlamalar meydana getirmektedir. Bu işlem için fırın içinde kalıp bulunmadan dry run programı çalıştırılmıştır. Yaklaşık 70 saat süren bu işlemde, fırın kademeli olarak 900 °C'ye çıkartılmış ve oda sıcaklığına soğuması beklenmiştir.

Dry run prosesinin ardından tezgahın kontrol panelinden yeni SPF prosesinin genel parametreleri girilmiştir. İlk girilen parametreler kalıp ile ilgili (kalıp yüksekliği, ağırlığı vb.) parametrelerdir. Kalıp parametrelerine göre alt tablanın hareketi ve kalıbı sıkıştırma basıncı tezgah tarafından hesaplanmaktadır. Özellikle kalıp yüksekliği, bu aşamadaki en önemli parametredir. Doğru girilmediği taktirde alt tabla tarafından fazla sıkıştırılan kalıp, fırın yüzeylerine zarar verecektir. Kalıp parametrelerinin girildiği ekranın görüntüsü Şekil 5.54'te verilmiştir.

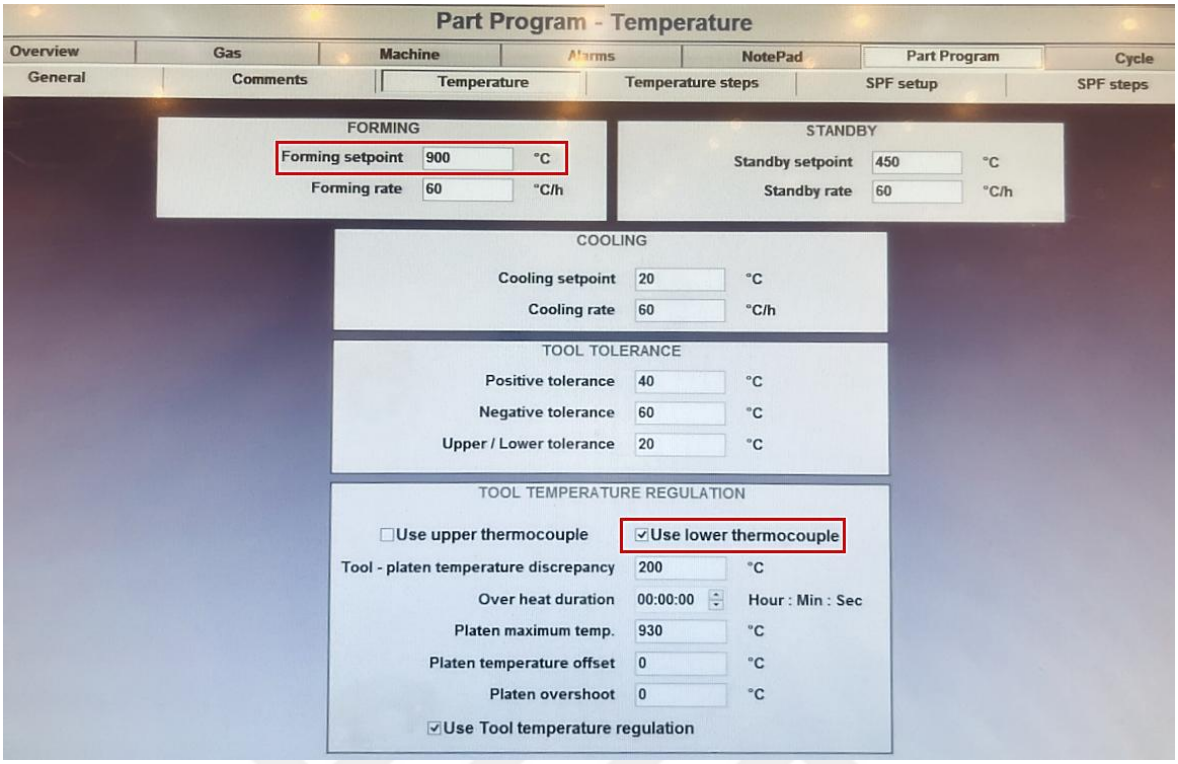


Şekil 5.53. SPF tezgahı dry run prosesi aşamaları



Şekil 5.54. SPF tezgahı genel ayarlar ekranı

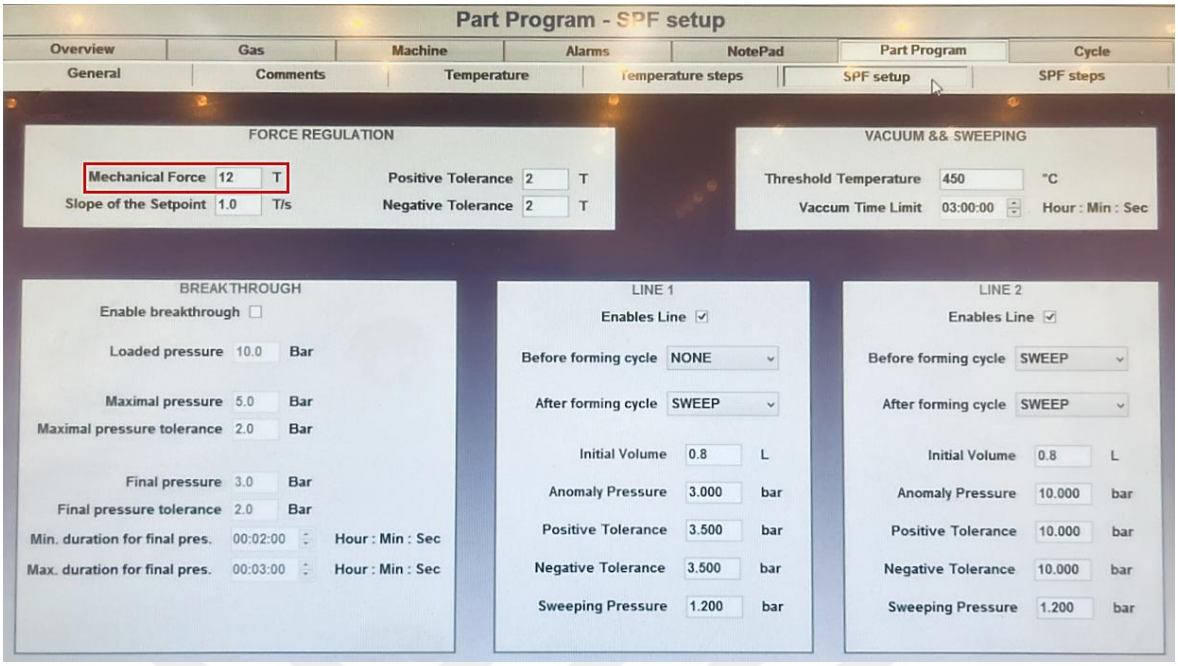
Genel parametrelerin tanımlanmasından sonra “Temperature” sekmesi seçilmiştir. Bu ekranda şekillendirme işleminin sıcaklık parametreleri tanımlanmıştır. Şekillendirme sıcaklığı parametresi olan “Forming setpoint” parametresi mevcut deney sıcaklığından fazla girilmiştir. Bunun sebebi proses esnasında fırın içindeki ısı kayıplarının telafi edilmesidir. Bu nedenle “Forming setpoint” değeri 870 °C yerine, 900 °C’ye ayarlanmıştır. Bu parametrenin maksimum değeri 950 °C’dir. Aynı ekranda, kalıp sıcaklığının kontrolü için kullanılan termokupl alt kalıpta bağlı olduğundan “Use lower thermocouple” seçeneği seçilmiştir. Sıcaklık parametrelerinin girildiği ekranın görüntüsü Şekil 5.55’te verilmiştir.



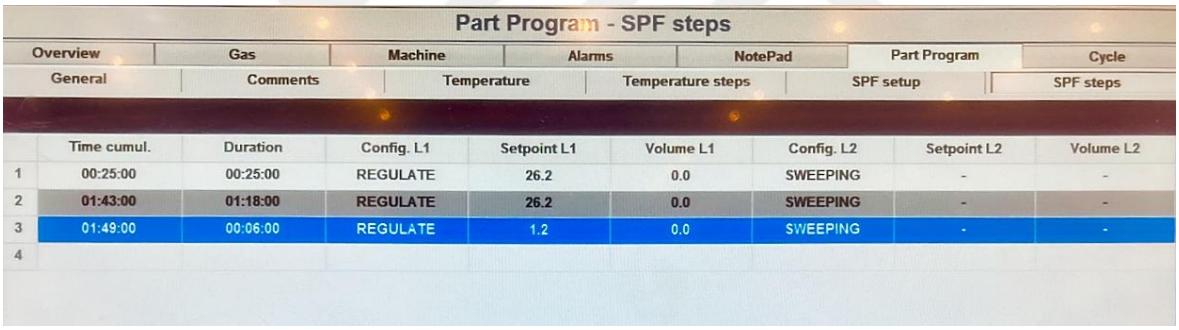
Şekil 5.55. SPF prosesi sıcaklık parametreleri ekranı

Ekranın üst kısmında bulunan “SPF setup” sekmesi seçilerek deney parametreleri girilmiştir. Bu ekrandaki parametrelerde, alt kalıp ile fırın tavanı arasında sıkıştırılan kalıba uygulanacak sıkıştırma kuvveti tanımlanmıştır. Şekillendirme süresince uygulanan gaz basıncına karşı kalıp içindeki sızdırmazlığı sağlamak amacıyla proses boyunca bu sıkıştırma kuvveti artacaktır. “Mechanical force” parametresi sızdırmazlığın sağlanması için tanımlanan parametredir. Bu parametre 12 ton olarak girilmiş ve sızdırmazlık sağlanamadığı takdirde kademeli olarak 25 tona kadar artabilmektedir. Mekanik kuvvetlerin tanımlandığı ekranın görüntüsü Şekil 5.56’da verilmiştir.

Part program ekranındaki son sekme olan “SPF steps” şekillendirme parametrelerinin girildiği ekrandır. Analizlerde kullanılan basınç – zaman grafiğinden alınan değerler bu ekrana tanımlanmıştır. Alt kalıpta oluşturulan 1,2 bar’lık vakum değeri, 25 bar şekillendirme basıncına eklenerek şekillendirme basıncı 26,2 bar olarak girilmiştir. Şekillendirme prosesine ait parametrelerin girildiği ekranın görüntüsü Şekil 5.57’de verilmiştir.



Şekil 5.56. Mekanik kuvvetlerin tanımlandığı parametre ekranı



Şekil 5.57. Şekillendirme prosesine ait parametrelerin tanımlandığı ekranı

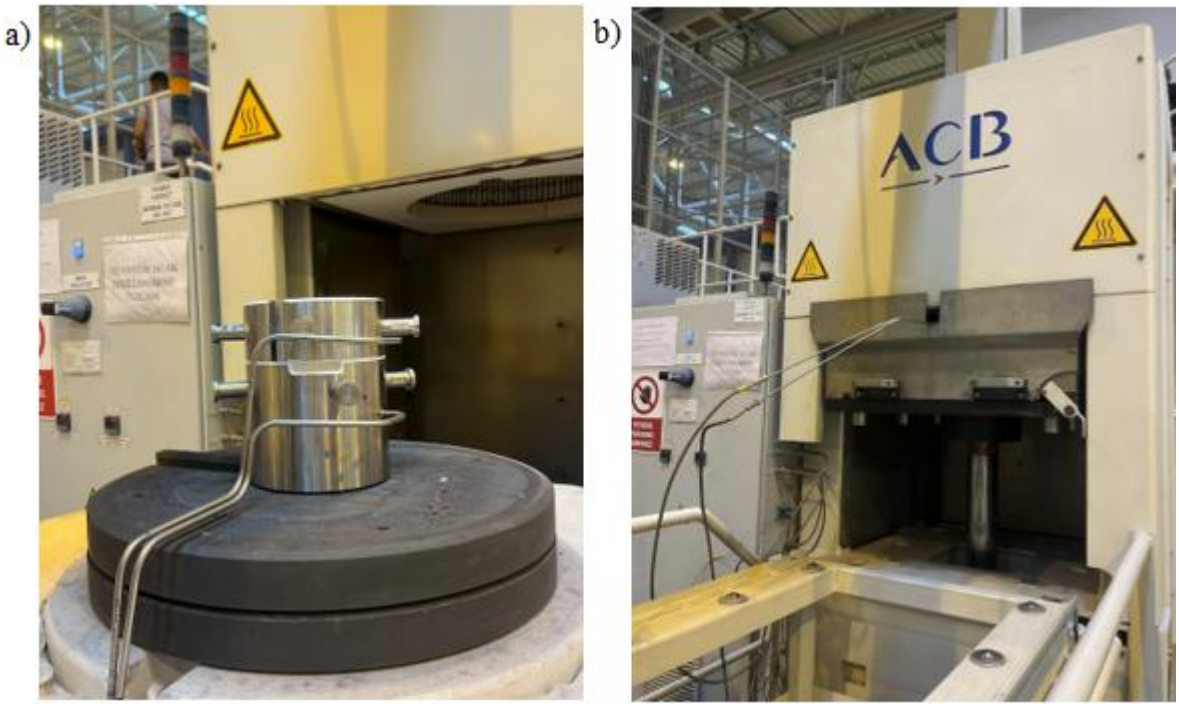
Bütün parametreler tanımlandıktan sonra “SAVE PART PROGRAM” butonuna basılarak proses parametreleri kayıt edilmiştir.

Parametrelerin tanımlanmasından sonra, şekillendirme işleminde kullanılacak argon gazı tüpünün vanası açılmış ve argon regülatörü 40 ± 5 bar’a ayarlanmıştır. Titanyum parçalar için SPF işleminde kullanılan basınçlandırma gazı yalnızca yüksek saflıkta (> % 99,998) argon gazı olmalıdır.

Ardından kalıplar, kalıp bağlantı aparatı yardımıyla fırın alt tablasına ortalanarak yerleştirilmiştir. Şekil 5.58.a’da kalıpların seramik tablaya yerleşimi verilmiştir. Yerleştirilen kalıbın basınç ve vakum borularının, swage bağlantı aparatlarıyla, tezgah ile

bağlantıları yapılmıştır. Proses boyunca sıcaklığı takip etmek amacıyla kullanılacak olan galvanik izolasyonlu K tip termokupl alt kalıptaki yerine yerleştirilmiş ve tezgah ile olan bağlantısı yapılmıştır.

Fırın alt tablası, kızak üzerinde sürülerek fırının içindeki pozisyonuna getirilmiştir. Altta bulunan hidrolik piston yardımıyla alt tabla yukarı doğru kaldırılmış ve ısıtma pozisyonuna getirilmiştir. Şekil 5.58.b'de kapanmış fırının görseli verilmiştir. Bu aşamadan sonra kalıpların, basınç uygulanmadan belirtilen şekillendirme sıcaklığına ulaşması beklenilmiştir. Fırın içindeki sıcaklık kontrol paneli üzerindeki göstergelerden takip edilmiştir.

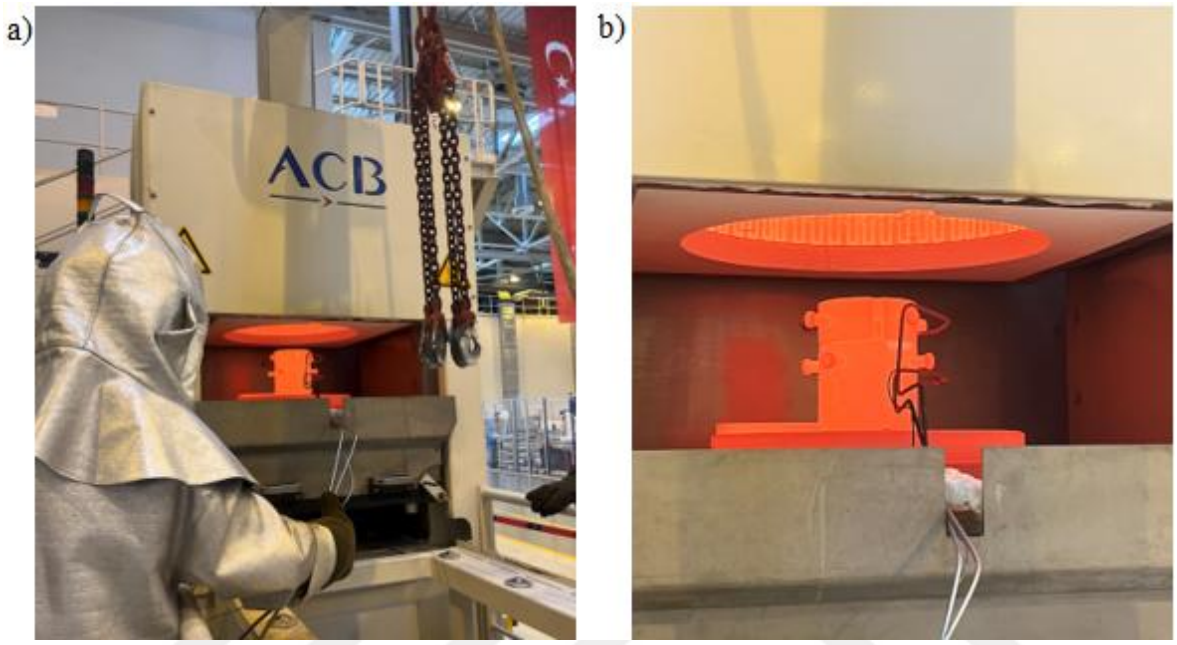


Şekil 5.58. a) Kalıpların alt tablaya yerleşimi b) Alt tablanın kapalı hali

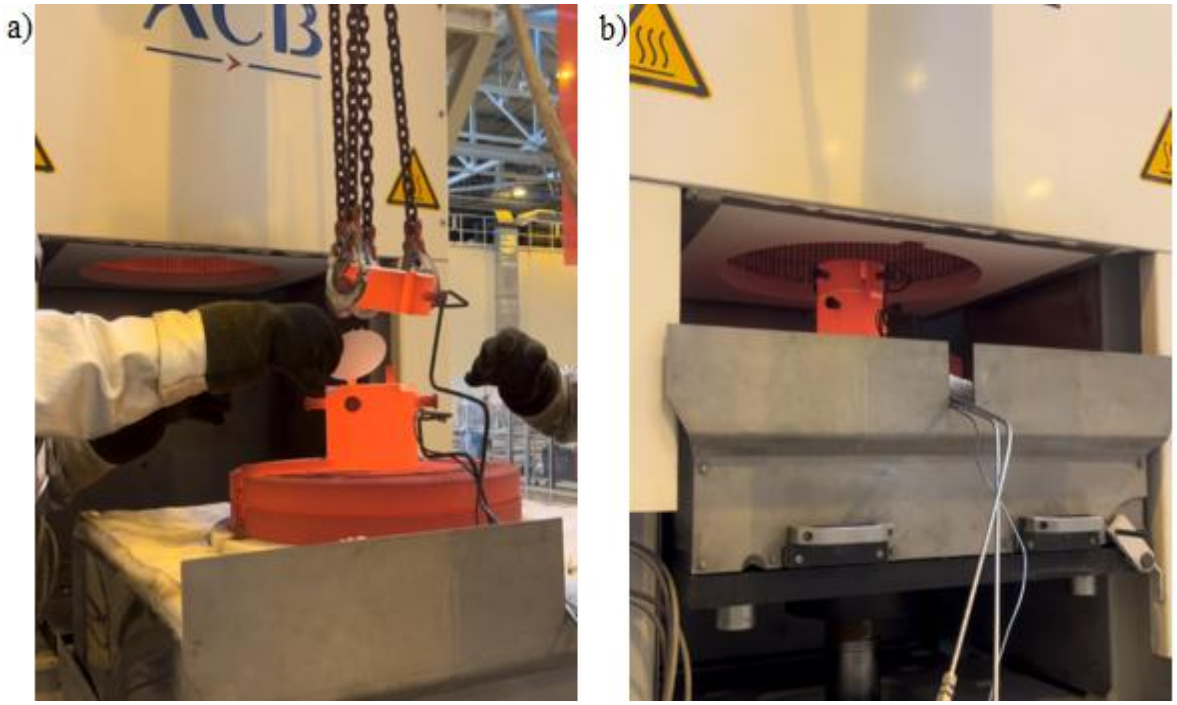
Termokupldan okunan sıcaklık 870 °C'ye ulaştığında alt tabla indirilerek, şekillendirilecek sacın kalıba yerleştirilmesi amacıyla, kalıplar fırın dışına alınmıştır. Şekil 5.59.a'da fırının açılış anı verilmiştir. Bu süreçte yüksek sıcaklıktan dolayı koruyucu kıyafetler giyinilmiştir. Şekil 5.59.b'de 870 °C'de ki kalıpların görüntüsü verilmiştir.

Kalıplar fırından çıkarıldıktan sonra vinç yardımıyla üst kalıp ayrılmıştır. Alt ve üst kalıbın iç yüzeyleri, istenmeyen kir ve pisliklerden arındırılmak amacıyla, basınçlı argon gazı tutularak temizlenmiştir. Ardından deney numunesi sac malzeme dikkatlice kalıba yerleştirilmiş ve üst kalıp yavaşça alt kalıbın üstüne kapatılmıştır. Bu aşama, kalıbın fazla

soğumasına izin verilmeden tamamlanmalıdır. Eğer kalıp sıcaklığı çok düşerse şekillendirme prosesine başlanmadan önce kalıp sıcaklığının yükselmesi için beklenilen süre artacaktır. Şekil 5.60.a'da sac malzemenin kalıba yerleştirilmesi ve Şekil 5.60.b'de fırının yeniden kapatılması işlemlerinin görüntüleri verilmiştir.

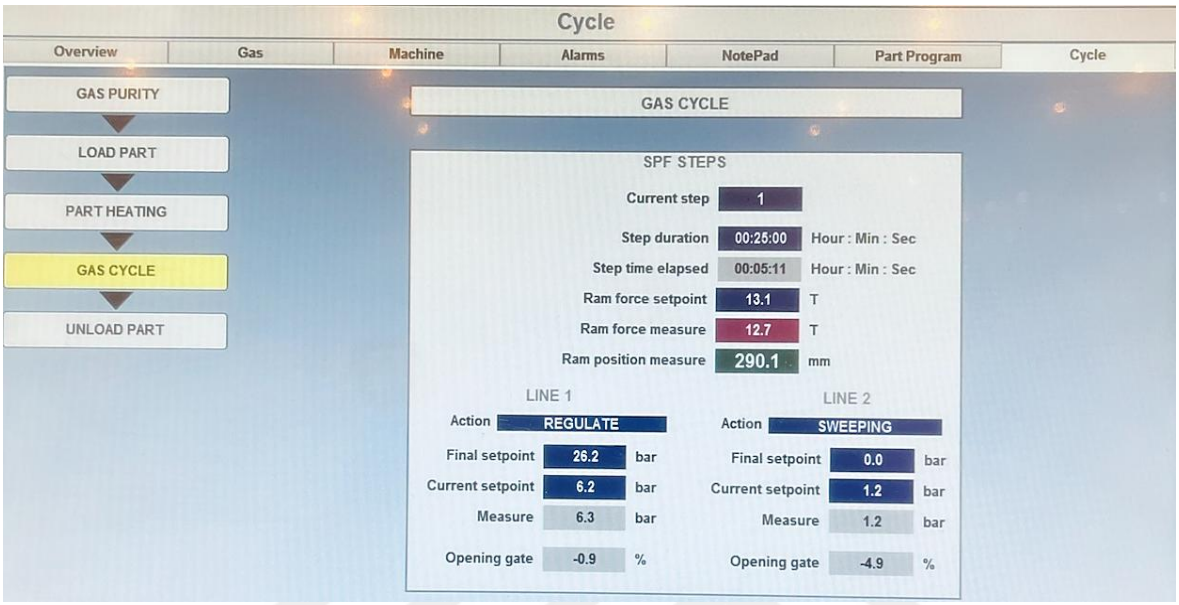


Şekil 5.59. a) Kalıp ısıtması sonrası fırının açılışı işlemi b) 870 °C'de ki kalıpların görüntüsü



Şekil 5.60. a) Sac malzemenin kalıba yerleştirilmesi işlemi b) Fırının yeniden kapatılması işlemi

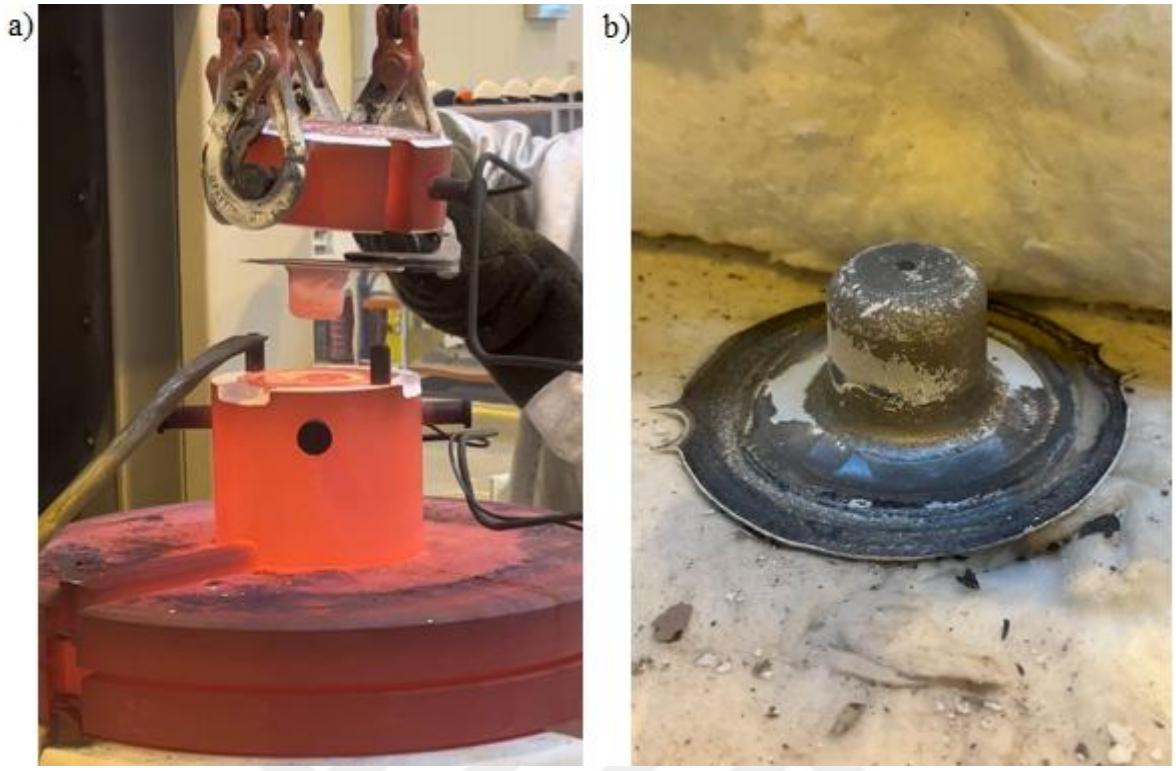
Fırının yeniden kapatılmasının ardından kalıplar istenilen sıcaklığa ulaştığında şekillendirme prosesine başlanılmıştır. SPF prosesinin takip edildiği “Gas Cycle” ekranının görüntüsü Şekil 5.61’de verilmiştir.



Şekil 5.61. SPF sürecinin izlendiği ekran görüntüsü

108 dk’lık şekillendirme prosesi sona erdiğinde ekranda “UNLOAD” sinyali belirmiştir. Bunun üzerine alt tabla aşağıya indirilmiş ve fırın açılmıştır. Alt tabla kızaklar üzerinde çekilmiş ve kalıp fırından çıkarılmıştır. Üst kapağın kaldırma mapalarına vinç kancaları takılmış ve yavaşça yukarı kaldırılmıştır. Alt kalıptaki şekillendirilmiş numunenin üzerine basınçlı argon gazı sıkılmış ve manivela yardımıyla şekillendirilmiş numune kalıptan ayrılmıştır. Parça halen yumuşak olduğundan, parçayı kalıptan ayırırken, parçayı deformasyona uğratacak aşırı hareketlerden kaçınılmıştır. Çıkarılan şekillendirilmiş numune, ani sıcaklık değişimlerinden etkilenmemesi ve yavaşça soğuması için cam elyaflarının arasında soğumaya bırakılmıştır. Şekil 5.62.a’da şekillendirilmiş numunenin kalıptan çıkarılması ve Şekil 5.62.b’de ise SPF prosesiyle şekillendirilmiş numunenin cam elyafları arasındaki görüntüsü verilmiştir.

Soğuyan parçanın üzerindeki BN kalıntıları izopropil alkol ile temizlenmiştir. SPF prosesi ile şekillendirilmiş numunenin gözle yapılan kontrolünde herhangi bir görsel kusuru (Çatlaklar, keskin yüzey izleri, gömülü yabancı cisimler ve ağır oksidasyonu gösteren renklenmeler) olmadığı, ayrıca analizler ile belirlenen deney parametrelerine uygun olarak tamamen derin çekilerek şekillendiği gözlemlenmiştir.



Şekil 5.62. a) Şekillendirilmiş numunenin kalıptan çıkarılması işlemi b) SPF prosesiyle şekillendirilmiş numunenin cam elyafları arasındaki görüntüsü

5.8. Süper Plastik Şekillendirilmiş Numunenin Değerlendirilmesi

SPF prosesi ile şekillendirilmiş numunenin üst ve yan görüntüleri Şekil 5.63'te verilmiştir. Numunede oluşan deformasyon kusurlarının görsel ve boyutsal kontrolünden sonra parçadan kısmi kesit alınmış ve kalınlık dağılımı kontrol edilmiştir. Parça üzerindeki kalınlık dağılımı ile analizden elde edilen sayısal veriler karşılaştırılmıştır.

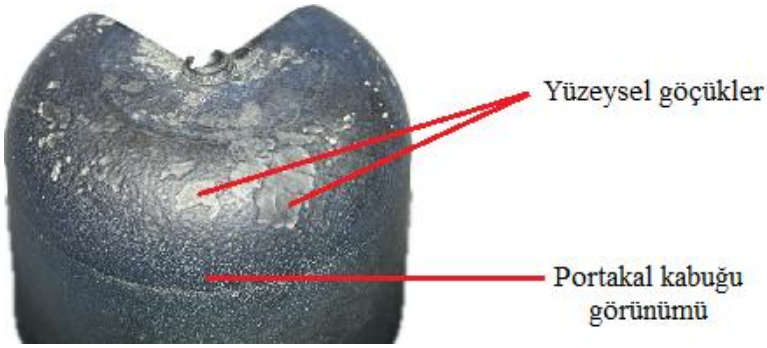


Şekil 5.63. Şekillendirilmiş numunenin üst ve yan görüntüleri

Şekillendirilmiş numunenin iç yüzeyi incelendiğinde deformasyonsuz ve pürüzsüz bir yüzey gözlemlenmektedir. Ancak numunenin dış yüzeyinde, Şekil 5.64'te gösterilen, yerel yüzey göçükleri ve portakal kabuğu görünümü gözlemlenmiştir.

Parçanın taban yüzeyinde görünen yüzeysel göçüklerin sebebi, deformasyon esnasında sac levhanın ve kalıbın iç yüzeylerinden temas esnasında kopup, kalıp tabanında biriken BN parçacıklarıdır. Bu BN parçacıları, SP olarak deforme olmuş parçada kusurlara neden olabilmektedir [218].

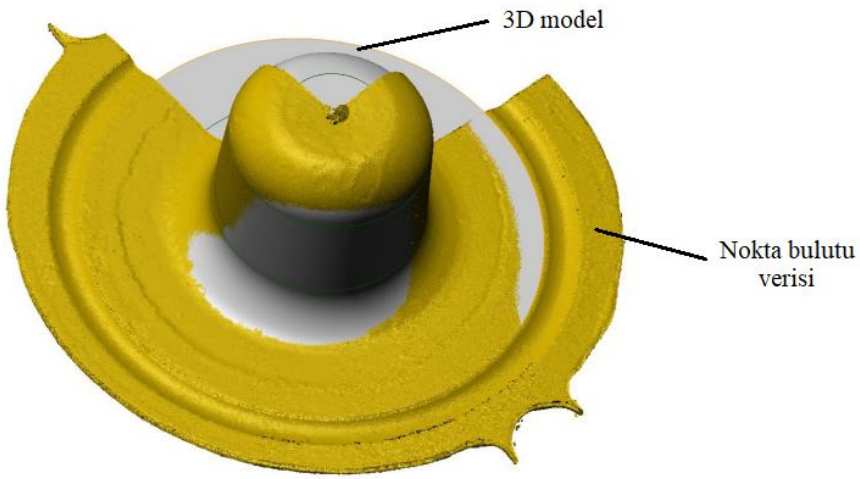
Diğer taraftan, şekillendirme sırasında, en az bir yüzey genellikle kalıp yüzeyleri ile temas halinde değildir ve dolayısıyla serbest yüzey, artan plastik gerilimle birlikte pürüzlü hale gelmektedir. Özellikle parçanın dip radyusu bölümünde görünen bu pürüzlü yüzey portakal kabuğu görünümü olarak adlandırılmaktadır ve SP deformasyon sırasında mikro yapıda meydana gelen tanecik büyümesi ile ilişkilendirilmektedir. Portakal kabuğu etkisi ile pürüzleşme, irileşmiş komşu tanelerin kristalografik oryantasyon değişimlerinden dolayı oluşan gerinim farklılıkları sebebiyle, yüzey seviye farklılıklarının oluşmasına ve plastik olarak deforme olmuş serbest yüzeyde tanecikli bir görünüm oluşmasına neden olmaktadır [219-221].



Şekil 5.64. Şekillendirme kusurlarının görünümü

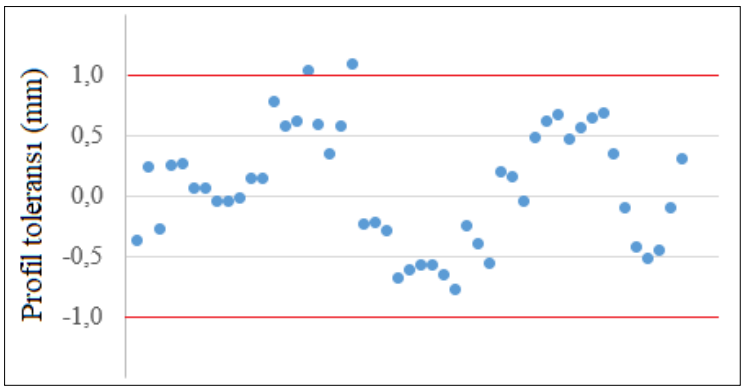
Şekillendirilmiş parçanın boyutsal kontrolü Faro Quantum marka lazerli ve problu portatif ölçüm cihazı ve "Faro Scene Software" yazılımı ile gerçekleştirilmiştir. Bu ölçüm işleminde öncelikle, parça lazer ile taranarak nokta bulutu oluşturulmuştur. Elde edilen nokta bulutu ile 3D model "best fit" yöntemi ile çakıştırılmış, nominal data ile arasındaki farklar incelenmiştir. Best fit ile çakıştırma işlemi, 3D model koordinatları ile nokta bulutu verilerini aynı koordinatlar içinde yakınlaştırılması ve en ideal konuma getirilmesi işlemidir. Bu

işlemde parçaya ait olmayan kısımlar ölçüme dahil edilmemektedir. 3D model ile nokta bulutu verilerinin birbirlerinden çıkartılması ile oluşan tolerans farkları görsel bir renk skalası olarak verilmektedir. Best fit yöntemi ile çakıştırılmış 3D model ve nokta bulutu verisi Şekil 5.65'te verilmiştir. Gerçekleştirilen ölçüme ait rapor Ek-1 olarak "Ekler" bölümünde verilmiştir.



Şekil 5.65. Best fit yöntemi ile çakıştırılmış 3D model ve nokta bulutu verisi

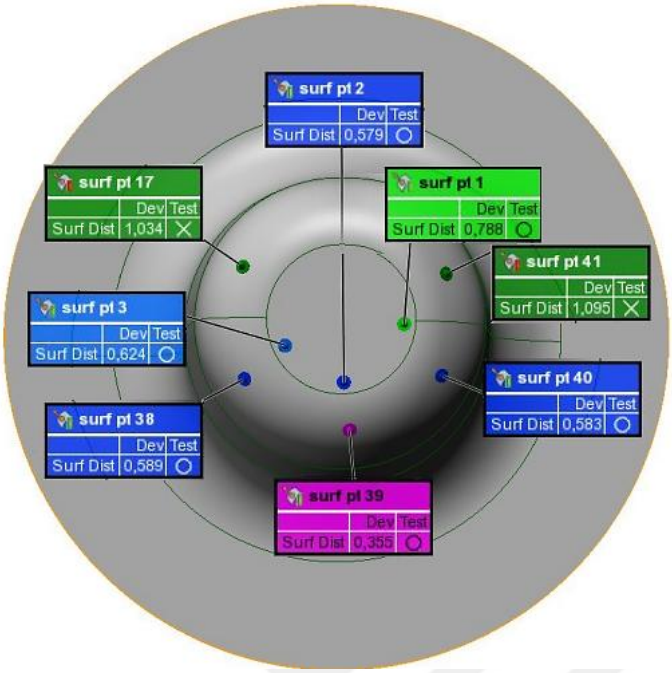
Boyutsal kontrolde profil toleransı ±1 mm olarak alınmıştır. Ölçüm sonuçlarının grafiksel dağılımı Şekil 5.66'da verilmiştir. Tolerans aralığının -0,775 mm ile +1,095 mm arasında geldiği görülmüştür.



Şekil 5.66. Ölçüm sonuçlarının grafiksel dağılımı

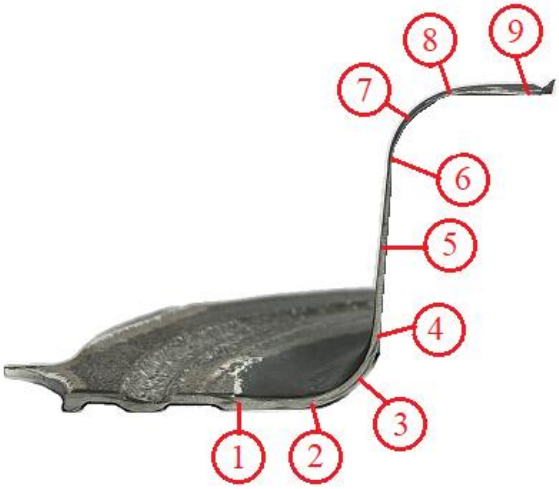
Yüksek pozitif tolerans dışı değerler çoğunlukla parçanın dip radyusu ve taban bölgesinde ölçülmüştür. Bunun nedeni ise, bu bölgelerde oluşan yüksek stres birikimlerinin soğuma esnasında neden olduğu deformasyonlar olarak açıklanabilmektedir. Bu bölgenin ölçüm

sonuçları Şekil 5.67'de verilmiştir.



Şekil 5.67. Parçanın dip radyusu ve taban bölgesinin profil ölçüm değerleri

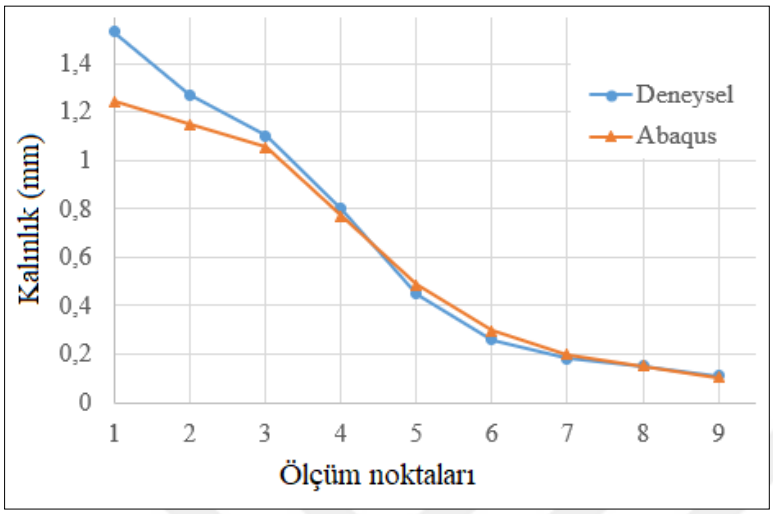
SPF metoduyla üretilen parçalarda, kalınlığın homojen olmaması ve ciddi oranda incelme ihtimali prosesin en büyük dezavantajlarından biridir. Özellikle sac malzemedeki en fazla kalınlık değişimi, şekillendirme esnasında sacın kalıba en son değen bölgelerinde olmaktadır. Şekillendirilmiş numuneden alınan kesitte kritik noktalar numaralandırılmış ve bu noktalardaki kalınlıklar nokta uçlu dijital mikrometre ile ölçülmüştür. Ölçülen kalınlık değerleri ve ölçüm noktaları Şekil 5.68'de verilmiştir.



No	Kalınlık (mm)
1	1,53
2	1,27
3	1,10
4	0,8
5	0,45
6	0,26
7	0,18
8	0,15
9	0,11

Şekil 5.68. Ölçüm noktaları ve bu noktalardaki kalınlık değerleri

Aynı noktalardan sayısal analiz sonucundan ölçülen kalınlık değerleri ile deneysel ölçüm sonuçları Şekil 5.69'da karşılaştırılmıştır.



Şekil 5.69. Deneysel ve sayısal kalınlık ölçümlerinin karşılaştırılması

Özellikle 1. ve 2. ölçüm noktalarındaki kalınlık değerleri deneysel verilerde daha kalın ölçülmüştür. Bunun nedeni deney ortamında, proses boyunca alt kalıp ile üst kalıp arasında sıkıştırılan sac malzemenin sıkıştırılan kısmından kalıp içine malzeme akmasıdır. Analizde ise sıkıştırılan kısım ile SP deformasyona uğrayan kısım farklı tiplerde (solid ve shell olarak) modellenmiş, bunun sonucu olarak solid bölgeden shell bölgesine malzeme akışı analize dahil edilmemiştir. 3. ölçüm noktasından itibaren diğer ölçüm değerlerinin büyük bir uyum içerisinde olduğu gözlemlenmiştir.

6. SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, farklı sıcaklık ve deformasyon hızlarında sıcak çekme testleri uygulanan Ti-64 titanyum alaşımının SP derin çekme ile şekillendirilebilirliği incelenmiş, alaşımın HSRS şekillendirme davranışları hem sayısal analizler hem de deneysel olarak araştırılmıştır. Sıcak çekme testleri sonunda belirlenen HSRS parametrelerinde ABAQUS sonlu elemanlar programında SP derin çekme analizleri yapılmış, elde edilen sonuçlar deneysel sonuçlarla karşılaştırılmıştır. Deneysel çalışma sonunda SP şekillendirilen parçanın yüzey kusurları ve kalınlık değişimleri ölçülmüş, lazerli ve problu portatif ölçüm cihazı ile taranarak profil toleransları belirlenmiştir. Tez çalışması kapsamında yapılan çalışmalardan elde edilen sonuçlar aşağıda verilmiştir.

1) Ti-64 alaşımının oda sıcaklığında ölçülen akma mukavemeti ve çekme dayanımı sırasıyla 939,8 MPa ve 1019,5 MPa'dır. Gerinim oranları ise % 24,2 olarak belirlenmiştir. Alaşımın ilk halinin sertlik değeri 332,6 HRc ölçülmüştür. Deney numunesinin ilk hal mikro yapısı incelendiğinde ortalama tane boyutu 7 μm olarak ölçülmüştür. Alaşımın bu haliyle SPF prosesi için uygun olduğu belirlenmiştir.
2) Alaşımın oda sıcaklığında 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında gerçekleştirilen çekme testinde akma mukavemeti ve çekme dayanımı sırasıyla 778,3 MPa ve 1033,5 MPa'dır. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında ise akma mukavemeti ve çekme dayanımı sırasıyla 774,2 MPa ve 1000,3 MPa'dır. Gerinim oranları ise, sırasıyla % 43,1 ve % 44,7 olarak belirlenmiştir. Daha düşük deformasyon hızında malzemenin mekanik özelliklerinin azalmasına bağlı olarak, deney numunesi ilk hale göre % 85 daha fazla uzamıştır.
3) Deney numunelerinin, sıcak çekme testleri sonunda SP deformasyon olarak kabulü için % 400'den fazla uzama göstermesi gerekmektedir. % 400'ün altındaki uzama değerleri SP davranış olarak kabul edilmemiştir.
4) Ti-64 alaşımının sıcaklığa karşı duyarlı olduğu ve sıcaklık ve maruz kalma süresine göre mikro yapısında ve mekanik özelliklerinde değişimler gözlemlenmiştir. 670, 770, 870, 910, 930, 950, 970 ve 990 °C sıcaklıklarda gerçekleştirilen sıcak çekme testleri, 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında 23 dk ve 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında ise 233 dk sürmüştür.
5) 670 °C sıcaklıkta ve 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında sıcak çekilen numunenin mikro yapısında β tanelerinin büyüdüğü gözlemlenmiştir. Buna göre alaşımın akma mukavemeti, çekme dayanımı ve sertlik değerleri sırasıyla 181,95 MPa, 265,02 MPa ve 354 HRc olarak ölçülmüştür. Bu parametrelerde deney numunesi % 172,4 uzama

göstermiştir ve SP deformasyon gerçekleşmemiştir. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında ise numunenin mikro yapısında β tanelerinin sıcaklığa maruz kalma süresine göre daha da büyüdüğü gözlemlenmiştir. Buna göre alaşımın mekanik özellikleri azalmış; akma mukavemeti, çekme dayanımı ve sertlik değerleri sırasıyla 25,71 MPa, 82,03 MPa ve 277 HRc olarak ölçülmüştür. Bu parametrelerde deney numunesi % 541,7 uzama göstermiştir ve SP deformasyon gerçekleşmiştir.

6) 770 °C sıcaklıkta ve 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında sıcak çekilen numunenin mikro yapısında, α tanelerinin artan sıcaklıkla beraber büyümeye başladığı ve yapı içindeki yoğunluğunun arttığı gözlemlenmiştir. Bu durumda alaşımın akma mukavemeti, çekme dayanımı ve sertlik değerleri sırasıyla 55,03 MPa, 102,99 MPa ve 338 HRc olarak ölçülmüştür. Bu parametrelerde deney numunesi % 392,4 uzama göstermiştir ve SP deformasyon gerçekleşmemiştir. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında ise numunenin mikro yapısında yeniden kristalleşmeye bağlı olarak büyüyen α tanelerinin çevresinde daha küçük α taneleri oluştuğu görülmüştür. Ayrıca α tanelerinin arasında kalan β tanelerinin kalınlığı ve hacmi artmaktadır. Bu parametrede; akma mukavemeti, çekme dayanımı ve sertlik değerleri sırasıyla 25,37 MPa, 30,23 MPa ve 261 HRc olarak ölçülmüştür. Bu parametrelerde deney numunesi % 1125,2 uzama göstermiştir ve SP deformasyon gerçekleşmiştir.

7) 770 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda malzemenin akış eğrisinin değiştiği gözlemlenmiştir. Akış eğrisi, çekme dayanımı noktasına geldiğinde hafif bir geçiş düşüşü sergilemiş ve daha sonra sabit bir eğilim ile devam etmiştir. Bu durum akış yumuşaması mekanizmasının gerçekleştiğini göstermekte ve buna bağlı olarak numunelerin mukavemet değerleri hızla azalmaktadır.

8) 870 °C sıcaklık 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızı parametrelerinde %1489,2 ile en yüksek uzama miktarı elde edilmiştir. Bu parametrede, yüksek deformasyon hızı nedeniyle HSRS deformasyon gerçekleşmiştir. Bu deney numunesinin mikro yapısı incelendiğinde 770 °C sıcaklık 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında deforme edilen numuneye benzer bir mikro yapı görülmüştür. 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında sıcak çekilen numunenin akma mukavemeti, çekme dayanımı ve sertlik değerleri sırasıyla 20,16 MPa, 29,74 MPa ve 297 HRc olarak ölçülmüştür. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında ise numunenin mikro yapısında lamelli α tanelerinin kaba küreselleşmesi görülmüştür. Bu parametrede kaba küreselleşmeye bağlı olarak mukavemet değerlerinde ani bir azalma belirlenmiş ve akma mukavemeti, çekme dayanımı ve sertlik değerleri sırasıyla 6,25 MPa, 9,58 MPa ve 326 HRc olarak ölçülmüştür. Bu parametrelerde deney numunesi % 775,8 uzama

göstermiştir ve SP deformasyon gerçekleşmiştir. HSRS deformasyonu tanımlayan deneysel çalışması için optimum deney parametreleri 870 °C sıcaklık ve 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızı olarak belirlenmiştir.

9) 890 °C sıcaklıkta ve 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızı parametrelerinde mikro yapıda katmanlı α tanelerinin büyümeye devam ettiği ve yapı içindeki yoğunluğunun arttığı gözlemlenmiştir. Bu durumda alaşımın akma mukavemeti, çekme dayanımı ve sertlik değerleri sırasıyla 15,14 MPa, 16,79 MPa ve 249 HRc olarak ölçülmüştür. Bu parametrelerde deney numunesi % 879,9 uzama göstermiştir ve HSRS deformasyon gerçekleşmiştir. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında ise numunenin mikro yapısında küresel α tanelerinin çevresinde ince ve devamlı β tanelerinin yer aldığı gözlemlenmiştir. Bu parametrede; akma mukavemeti, çekme dayanımı ve sertlik değerleri sırasıyla 5,77 MPa, 7,02 MPa ve 291 HRc olarak ölçülmüştür. Bu parametrelerde deney numunesi % 774,8 uzama göstermiştir ve SP deformasyon gerçekleşmiştir.
10) 910 °C sıcaklıkta α taneleri ve β fazının penetrasyonuyla kesilmiş α taneleri görülmektedir. Yüksek sıcaklıklardaki α'dan β'ya faz dönüşümünün β fazı miktarını arttırdığı ve β fazı α fazından daha yumuşak olduğu için deformasyonu kolaylaştırdığı belirlenmiştir. 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızı parametresinde akma mukavemeti, çekme dayanımı ve sertlik değerleri sırasıyla 14,91 MPa, 15,72 MPa ve 280 HRc olarak ölçülmüştür. Bu parametrelerde deney numunesi % 701 uzama göstermiştir ve HSRS deformasyon gerçekleşmiştir. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızı parametresinde ise akma mukavemeti, çekme dayanımı ve sertlik değerleri sırasıyla 5,54 MPa, 9,25 MPa ve 288 HRc olarak ölçülmüştür. Bu parametrelerde deney numunesi % 481 uzama göstermiştir ve SP deformasyon gerçekleşmiştir.
11) 910 °C'nin üzerine çıkıldığında mikro yapıda αp tanelerinin ve dönüşmüş β trans diğer bir deyişle αs alanlarının eşit hacim fraksiyonları nedeniyle sertleşmenin meydana geldiğinden uzama miktarlarının kademeli olarak azaldığı belirlenmiştir.
12) 930 °C sıcaklık ve 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında, morfolojik bir kararsızlığın başlangıcı olan Widmanstätten yapısı gözlemlenmiştir. Bu parametrelerde akma mukavemeti, çekme dayanımı ve sertlik değerleri sırasıyla 14,38 MPa, 29,2 MPa ve 310 HRc olarak ölçülmüştür. Uzama miktarı ise % 393,19 olarak ölçülmüş ve SP deformasyon gerçekleşmemiştir. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında ise ısıya maruz kalma süresinin de artmasıyla Widmanstätten lamelleri, deformasyon parametrelerine bağlı olarak farklı tane boyutlarına sahip eş eksenli α tanecikleri halinde yeniden kristalleştiği ve tane boyutunun arttığı belirlenmiştir. Bu parametrede ise akma mukavemeti, çekme

dayanımı ve sertlik değerleri sırasıyla 5,97 MPa, 6,14 MPa ve 310 HRc olarak ölçülmüştür. Uzama miktarı ise % 695,4 olarak ölçülmüş ve SP deformasyon gerçekleşmiştir.

13) 950 °C'de 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında β fazının dönüşümü ile α fazının etrafı sürekli Con β tarafından sarılmış ve α fazının şeklinin değişmesine neden olmuştur. Bu yapı GBS'nin gelişmesini engelleyerek numunenin plastisitesini bozulmasına sebep olmuş ve test numunesinin mekanik özelliklerinde azaltmıştır. Bu parametrelerde akma mukavemeti, çekme dayanımı ve sertlik değerleri sırasıyla 12,4 MPa, 23,5 MPa ve 320 HRc olarak ölçülmüştür. Uzama miktarı ise % 292,5 olarak ölçülmüş ve SP deformasyon gerçekleşmemiştir. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında ise kaba tanelere rağmen SP deformasyonunu tetikleyen SDC mekanizması ile % 464,17 uzama ölçülmüş ve SP deformasyon gerçekleşmiştir. Bu parametrelerde akma mukavemeti, çekme dayanımı ve sertlik değerleri sırasıyla 5,6 MPa, 10,77 MPa ve 310 HRc olarak ölçülmüştür.
14) 970 °C'de 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında alaşımın mikro yapısı tamamen martenzittik α yapısına dönüşmüştür. Bu durum sertlik değerinde ve mekanik özelliklerde artışa ve uzamada önemli bir azalmaya neden olmuştur. Bu parametrelerde akma mukavemeti, çekme dayanımı ve sertlik değerleri sırasıyla 8,88 MPa, 20,03 MPa ve 350 HRc olarak ölçülmüştür. Uzama miktarı ise % 260,11 olarak ölçülmüş ve SP deformasyon gerçekleşmemiştir. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında ise tane büyümesinin evrimi nedeniyle uzama miktarı önemli ölçüde azalmıştır. Bu parametrelerde akma mukavemeti, çekme dayanımı ve sertlik değerleri sırasıyla 5,57 MPa, 11,25 MPa ve 320 HRc olarak ölçülmüştür. Mekanik özelliklerde önemli bir değişim olmamasına rağmen uzama miktarı ise % 230,67 olarak ölçülmüş ve SP deformasyon gerçekleşmemiştir.
15) 990 °C'de her iki deformasyon hızında da tane büyümesinin devam ettiği görülmüştür. 10^{-2} s^{-1} deformasyon hızında hem αp hem de Widmanstätten yapısında mikro yapısal bir kabalaşma olmuştur. Bu parametrede maksimum sertlik değerine ulaşılmıştır. Alaşımın akma mukavemeti, çekme dayanımı ve sertlik değerleri sırasıyla 6,97 MPa, 24,48 MPa ve 390 HRc olarak ölçülmüştür. Uzama miktarı ise % 173,04 olarak ölçülmüş ve SP deformasyon gerçekleşmemiştir. 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında ise tane büyümesinin evrimi nedeniyle uzama miktarı önemli ölçüde azalmıştır. Bu parametrelerde akma mukavemeti, çekme dayanımı ve sertlik değerleri sırasıyla 5,01 MPa, 7,89 MPa ve 310 HRc olarak ölçülmüştür. Mekanik özelliklerde önemli bir değişim olmamasına rağmen uzama miktarı ise % 221,7 olarak ölçülmüş ve SP

deformasyon gerçekleşmemiştir. 990 °C'de 10^{-2} s^{-1} ve 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızlarında ortalama tane boyutu sırasıyla 14 μm ve 19 μm olarak ölçülmüştür.

16) Deney sıcaklıklarına, deformasyon hızlarına ve soğuma hızlarına bağlı olarak alaşımın mikro yapısında farklı yapılar oluşturduğu gözlemlenmiştir. Daha hızlı soğuma durumunda mikro yapıda Widmanstätten yapısı meydana gelirken, daha uzun soğuma sürelerinde kaba küresel α tanecikleri oluşmaktadır. Özellikle 800 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda deney numunesinin yüzeyinde α-case tabakası oluşmuş ve tabaka kalınlığının sıcaklığa ve maruz kalma süresine bağlı olarak arttığı gözlemlenmiştir. 990 °C'de 10^{-3} s^{-1} deformasyon hızında deforme edilen numune yüzeyindeki ortalama α-case kalınlığı 2,7 μm'dir.
17) SP olgusu visko-plastik bir davranıştır ve s_0/R_0 oranı 0,063<1 olduğundan, SPF analizinde membran modeli kullanılmıştır. SPF analizinde düşük deformasyon hızı nedeniyle yarı statik implicit dinamik model kullanılmıştır. Küçük şekillendirme hacmi nedeniyle SPF analizinde sabit şekillendirme basıncı tercih edilmiştir. SPF analizinde sac parçada iki farklı mesh ağı kullanılmıştır. Solid kısım için 1408 adet C3D20R, 20 düğümlü reduced-integration blok elemanı ve shell kısım için ise 3764 adet M3D6 6 düğümlü ikinci dereceden üçgen membran eleman tanımlanmıştır. SPF analizinde 15, 20, 25 ve 30 bar şekillendirme basınçlarına ait analizler gerçekleştirilmiştir. Minimum parça kalınlığı ve şekillendirme süreleri karşılaştırıldığında optimum şekillendirme basıncı 25 bar, minimum parça kalınlığı 0,106 mm ve şekillendirme süresi 108 dk olarak belirlenmiştir. SPF analizinde 50, 45 ve 40 mm'lik şekillendirme derinliğine ait analizler gerçekleştirilmiştir. Minimum parça kalınlığı açısından değerlendirildiğinde optimum şekillendirme derinliği 40 mm olarak belirlenmiştir.
18) SPF deneyinde yağlayıcı olarak BN kullanılmıştır. SPF prosesi ile şekillendirilmiş numunenin gözle yapılan kontrolünde herhangi bir görsel kusuru (Çatlaklar, keskin yüzey izleri, gömülü yabancı cisimler ve ağır oksidasyonu gösteren renklenmeler) olmadığı, ayrıca analizler ile belirlenen deney parametrelerine uygun olarak tamamen şekillendiği gözlemlenmiştir. Şekillendirilmiş numunenin iç yüzeyi incelendiğinde deformasyonsuz ve pürüzsüz bir yüzey gözlemlenmiştir. Ancak numunenin dış yüzeyinde, deformasyon esnasında sac levhanın ve kalıbın iç yüzeylerinden temas esnasında kopup, kalıp tabanında biriken BN parçacıklarının sebep olduğu yerel yüzey göçükleri ve serbest yüzeylerde artan plastik gerilmelerden dolayı portakal kabuğu görünümü gözlemlenmiştir. SPF ile şekillendirilmiş parçanın tolerans aralığının -0,775 mm ile +1,095 mm arasında geldiği görülmüştür. SPF ile şekillendirilmiş parçada en

fazla kalınlık değişimi, şekillendirme esnasında sacın kalıba en son temas eden bölgelerinde olduğu gözlemlenmiştir. Sayısal analiz sonuçları ile deneysel çalışma sonuçlarının uyum içerinde olduğu belirlenmiştir.

19) SPF ile şekillendirme prosesi, polikristal alaşımlar kullanılarak üretilen karmaşık şekilli parçaların üretilmesinde halen en önemli yöntem olmasına rağmen yüksek sıcaklık ve düşük deformasyon hızları nedeniyle seri üretime uygun bir üretim yöntemi değildir. HSRS şekillendirme ile proses süreleri düşürülmesine rağmen doğru parçanın tek seferde üretilebilmesi için karmaşık sonlu elemanlar analizleri gerekmektedir. Tüm bunlara ek olarak şekillendirilmiş parçada yüzey kusurları ve aşırı kalınlık değişimleri gözlenebilmektedir.
20) Gelecekte yapılacak çalışmalarda, SPF prosesi ile şekillendirilen parçalarda aşırı kalınlık değişimlerini önlemek amacıyla sayısal modellemede sabit şekillendirme basıncı yerine değişken gaz basıncı kullanılması önerilmektedir. Ayrıca titanyum şekillendirilmesinde üretim metotlarının ve havacılık endüstrisinin gelişmesine katkı sağlaması amacıyla SPF ile beraber DB'nin de üniversitelerin çalışmaları kapsamına dahil edilmesi tavsiye edilmektedir.

KAYNAKLAR

1. Akman, E., Demir, A., Canel, T., and Sınmazçelik, T. (2009). Laser welding of Ti6Al4V titanium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(8), 3705-3713.

2. Arrazola, P.J., Garay, A., Iriarte, L.-M., Armendia, M., Marya, S., and Le Maître, F. (2009). Machinability of titanium alloys (Ti6Al4V and Ti555. 3). *Journal of Materials Processing Technology*, 209(5), 2223-2230.

3. Badr, O. M., Rolfe, B., Hodgson, P., and Weiss, M. (2015). Forming of high strength titanium sheet at room temperature. *Materials & Design*, 66, 618-626.

4. Langdon, T. G. (2009). Seventy-five years of superplasticity: historic developments and new opportunities. *Journal of Materials Science*, 44, 5998-6010.

5. Luo, Y., Luckey, S., Friedman, P., and Peng, Y. (2008). Development of an advanced superplastic forming process utilizing a mechanical pre-forming operation. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 48(12-13), 1509-1518.

6. Kawasaki, M., Figueiredo, R. B., Xu, C., and Langdon, T. G. (2007). Developing superplastic ductilities in ultrafine-grained metals. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38(9), 1891-1898.

7. Hiraga, K., Kim, B.-N., Morita, K., Yoshida, H., Suzuki, T. S., and Sakka, Y. (2007). High-strain-rate superplasticity in oxide ceramics. *Science and Technology of Advanced Materials*, 8(7-8), 578-587.

8. Mosleh, A. O., Mikhaylovskaya, A. V., Kotov, A. D., Kwame, J. S., and Aksenov, S. A. (2019). Superplasticity of Ti-6Al-4V titanium alloy: microstructure evolution and constitutive modelling. *Materials*, 12(11), 1756-1776.

9. Alabort, E., Kontis, P., Barba, D., Dragnevski, K., and Reed, R. (2016). On the mechanisms of superplasticity in Ti–6Al–4V. *Acta Materialia*, 105, 449-463.

10. Guo, W., Jia, Q., Li, R., and Li, W. (2017). The superplastic deformation behavior and phase evolution of Ti-6Al-4V alloy at constant tensile velocity. *High Temperature Materials and Processes*, 36(1), 55-62.

11. Wang, G. and Fu, M. (2007). Maximum m superplasticity deformation for Ti–6Al–4V titanium alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 192, 555-560.

12. Ko, Y., Lee, C., Shin, D., and Semiatin, S. (2006). Low-temperature superplasticity of ultra-fine-grained Ti-6Al-4V processed by equal-channel angular pressing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37(2), 381-391.

13. Sergueeva, A., Stolyarov, V., Valiev, R., and Mukherjee, A. (2000). Enhanced superplasticity in a Ti-6Al-4V alloy processed by severe plastic deformation. *Scripta Materialia*, 43(9), 819-824.

14. Zhang, W., Ding, H., Pereira, P. H. R., Huang, Y., and Langdon, T. G. (2018). Grain refinement and superplastic flow in a fully lamellar Ti-6Al-4V alloy processed by high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering: A*, 732, 398-405.

15. Matsumoto, H., Nishihara, T., Velay, V., and Vidal, V. (2018). Superplastic property of the Ti–6Al–4V alloy with ultrafine-grained heterogeneous microstructure. *Advanced Engineering Materials*, 20(1), 1700317.

16. Wahed, M., Gupta, A., Singh, S., and Kotkunde, N. (2018). Effect of anisotropy on mechanical properties of Ti-6Al-4V in superplastic region. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 346(1), 012023.

17. Comley, P. N. (2004). Manufacturing advantages of superplastically formed fine-grain Ti-6Al-4V alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 13(6), 660-664.

18. Jeong, D., Kwon, Y., Goto, M., and Kim, S. (2016). Effect of superplastic forming exposure on fatigue crack propagation behavior of Ti-6Al-4V alloy. *Metals and Materials International*, 22, 747-754.

19. Megson, T. H. G. (2016). *Aircraft structures for engineering students (Sixth Edition)*, Butterworth-Heinemann: United Kingdom, 376-377.

20. Hefti, L. D. (2010). Fine-grain titanium 6AI-4V for superplastic forming and diffusion bonding of aerospace products. *JOM*, 62(5), 42-45.

21. Lee, H. S., Yoon, J. H., Yi, Y. M., and Shin, D. H. (2007). Superplastic characteristics and diffusion bonding of Ti-6Al-4V alloy. *Key Engineering Materials*, 345, 549-552.

22. Kaibyshev, O., Safiullin, R., Lutfullin, R. Y., Valiakhmetov, O., Galeyev, R., Dutta, A., Raghu, T., and Saha, G. (2006). Advanced superplastic forming and diffusion bonding of titanium alloy. *Materials Science and Technology*, 22(3), 343-348.

23. Alabort, E., Putman, D., and Reed, R. (2015). Superplasticity in Ti–6Al–4V: Characterisation, modelling and applications. *Acta Materialia*, 95, 428-442.

24. Skrzat, A. and Wójcik, M. (2020). Numerical modeling of superplastic punchless deep drawing process of a TI-6AL-4V titanium alloy. *Advances in Science and Technology. Research Journal*, 14(1), 127–136.

25. Mandal, P., Gomez-Gallegos, A., Gonzalez, D., Elrakayby, H., and Blackwell, P. (2020). Superplastic behaviour of Ti54M and Ti64. *MATEC Web of Conferences*, 321.

26. Yasmeen, T., Shao, Z., Zhao, L., Gao, P., Lin, J., and Jiang, J. (2019). Constitutive modeling for the simulation of the superplastic forming of TA15 titanium alloy. *International Journal of Mechanical Sciences*, 164, 105178.

27. Trân, R., Reuther, F., Winter, S., and Psyk, V. (2020). Process development for a superplastic hot tube gas forming process of titanium (Ti-3Al-2.5 V) hollow profiles. *Metals*, 10(9), 1150-1162.

28. Çetin, M. E., Demirtaş, M., Pürçek, G., Cora, Ö. N., and Sofuoğlu, H. (2018). Experimental and Numerical Investigation of Thickness Distribution in Forming of Superplastic Zn-22Al Alloy. *Academic Perspective Procedia*, 1(1), 1034-1040.

29. Horita, Z., Furukawa, M., Nemoto, M., Barnes, A., and Langdon, T. (2000). Superplastic forming at high strain rates after severe plastic deformation. *Acta Materialia*, 48(14), 3633-3640.

30. Sivam, S. S. S., Kumaran, D., Saravanan, K., Umasekar, V. G., Rajendrakumar, S., and Moorthy, K. S. (2018). Thickness distribution and numerical modelling of conventional superplastic forming in AA2024 alloy. *International Journal of Modern Manufacturing Technologies, ISSN*, 2067(3604), 76.

31. Park, N. K., Park, J. G., Seo, S. H., and Kim, J. H. (2010). Drawability of Ti-6Al-4V sheet at elevated temperatures. *Materials Science Forum*, 654, 902-905.

32. Kotkunde, N., Rane, S., Gupta, A. K., and Singh, S. K. (2014). *Analysis of warm deep drawing for Ti-6Al-4V alloy.* 5th International and 26th All India Manufacturing Technology, Design & Research Conference, India.

33. Athale, M., Gupta, A., Singh, S., and Vaidyanathan, A. (2018). Analytical and finite element simulation studies on earing profile of Ti-6Al-4V deep drawn cups at elevated temperatures. *International Journal of Material Forming*, 11, 479-490.

34. Harada, Y. and Ueyama, M. (2015). Multi-stage cold deep drawing of pure titanium square cup. *Key Engineering Materials*, 651, 1072-1077.

35. Harada, Y., Maeda, Y., Ueyama, M., and Fukuda, I. (2014). Improvement of formability for multistage deep drawing of Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al alloy sheet. *Procedia Engineering*, 81, 819-824.

36. Chen, F.-K. and Chiu, K.-H. (2005). Stamping formability of pure titanium sheets. *Journal of Materials Processing Technology*, 170(1-2), 181-186.

37. Singh, A., Basak, S., Ps, L. P., Roy, G. G., Jha, M. N., Mascarenhas, M., and Panda, S. K. (2018). Prediction of earing defect and deep drawing behavior of commercially pure titanium sheets using CPB06 anisotropy yield theory. *Journal of Manufacturing Processes*, 33, 256-267.

38. Le Port, A., Toussaint, F., and Arrieux, R. (2009). Finite element study and sensitive analysis of the deep-drawing formability of commercially pure titanium. *International Journal of Material Forming*, 2(2), 121-129.

39. Liu, J.-M. and Chou, S.-S. (1999). Study on the microstructure and formability of commercially pure titanium in two-temperature deep drawing. *Journal of Materials Processing Technology*, 95(1-3), 65-70.

40. Venugopal, L., Prabhu, T. R., and Krishna, P. G. (2017). Experimental investigation of failures in redrawing of Ti-6Al-4V alloy at warm condditions. *Materials Today: Proceedings*, 4, 8478-8485.

41. Adamus, J., Lacki, P., Motyka, M., and Kubiak, K. (2011). *Investigation of sheet-titanium drawability.* Proceedings of the 12th World Conference on Titanium Ti, China.

42. Kaur, M. and Singh, K. (2019). Review on titanium and titanium based alloys as biomaterials for orthopaedic applications. *Materials Science and Engineering: C,* 102, 844-862.

43. Koizumi, H., Takeuchi, Y., Imai, H., Kawai, T., and Yoneyama, T. (2019). Application of titanium and titanium alloys to fixed dental prostheses. *Journal of Prosthodontic Research,* 63(3), 266-270.

44. Subaşi, M. ve Karataş, Ç. (2012). Titanyum ve titanyum alaşımlarından yapılan implantlar üzerine inceleme. *Politeknik Dergisi,* 15(2), 87-103.

45. Banerjee, D. and Williams, J. (2013). Perspectives on titanium science and technology. *Acta Materialia,* 61(3), 844-879.

46. Roach, M. (2007). Base metal alloys used for dental restorations and implants. *Dental Clinics of North America,* 51(3), 603-627.

47. Choda, T., Oyama, H., and Murakami, S. (2015). Technologies for process design of titanium alloy forging for aircraft parts. *Kobelco Technology Review,* 33, 44-49.

48. Ezugwu, E. and Wang, Z. (1997). Titanium alloys and their machinability—a review. *Journal of Materials Processing Technology,* 68(3), 262-274.

49. Orozco-Caballero, A., Li, F., Esqué-De Los Ojos, D., Atkinson, M. D., and Da Fonseca, J. Q. (2018). On the ductility of alpha titanium: The effect of temperature and deformation mode. *Acta Materialia,* 149, 1-10.

50. W. Nicholson, J. (2020). Titanium alloys for dental implants: A review. *Prosthesis,* 2(2), 11.

51. Ensarioğlu, C. ve Çakır, M. C. (2005). Titanyum ve alaşımlarının işlenebilirlik etüdü-Bölüm I. *Mühendis ve Makina,* 46(546), 36-46.

52. Joseph, S., Lindley, T. C., and Dye, D. (2018). Dislocation interactions and crack nucleation in a fatigued near-alpha titanium alloy. *International Journal of Plasticity,* 110, 38-56.

53. Weiss, I. and Semiatin, S. (1999). Thermomechanical processing of alpha titanium alloys—an overview. *Materials Science and Engineering: A,* 263(2), 243-256.

54. Çelik, Y. H. ve Kılıçkap, E. (2018). Titanyum alaşımlarından Ti-6Al-4V'nın işlenmesinde karşılaşılan zorluklar: Derleme. *Gazi University Journal of Science Part C: Design and Technology,* 6(1), 163-175.

55. Yılmaz, B., Zafer, E., ve Güldiken, M. (2014). Titanyum alaşımının biyomimetik yöntemle kalsiyum fosfat kaplanması. *Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi,* 29(1), 105-109.

56. Yağmur, S. ve Muharrem, P. (2021). Ti-6Al-4V Titanyum Alaşımının Delinmesinde Ön Delik Uygulamasının İşlenebilirliğe Etkisinin İncelenmesi. *International Journal of Engineering Research and Development*, 13(1), 170-177.

57. Erdem, M. ve Aydın, K. (2006). Gaz türbinli uçak motorlarında titanyum alaşımlarının kullanımı. *Mühendis ve Makine Dergisi*, 47, 558.

58. Gültekin, U., Yaşar, S. A., ve Korkut, İ. (2017). Ti-6Al-4V alaşımının delinmesinde kesme parametrelerinin kesme kuvvetlerine ve delik kalitesine etkisinin incelenmesi. *Karaelmas Fen ve Mühendislik Dergisi*, 7(2), 469-475.

59. Sefer, B., Roa, J. J., Mateo, A., Pederson, R., and Antti, M. L. (2016). *Evaluation of the bulk and alpha-case layer properties in Ti-6Al-4V at micro-and nano-metric length scale*. Proceedings of the 13th World Conference on Titanium, USA.

60. Taddei, E., Henriques, V., Silva, C., and Cairo, C. (2004). Production of new titanium alloy for orthopedic implants. *Materials Science and Engineering: C*, 24(5), 683-687.

61. Devaraj, A., Joshi, V. V., Srivastava, A., Manandhar, S., Moxson, V., Duz, V. A., and Lavender, C. (2016). A low-cost hierarchical nanostructured beta-titanium alloy with high strength. *Nature Communications*, 7(1), 1-8.

62. Balasubrahmanyam, V. and Prasad, Y. (2002). Deformation behaviour of beta titanium alloy Ti–10V–4.5 Fe–1.5 Al in hot upset forging. *Materials Science and Engineering: A*, 336(1-2), 150-158.

63. Weiss, I. and Semiatin, S. (1998). Thermomechanical processing of beta titanium alloys—an overview. *Materials Science and Engineering: A*, 243(1-2), 46-65.

64. Yalçın, B. ve Varol, R. (2008). Ti-6al-4v alaşımında sinterleme sıcaklığının gözenek oluşumu ve mikroyapı üzerine etkisi. *Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi*, 5(2), 7-12.

65. Gilbert, R. (1991). *Handbook, ASM*. ASM International Materials Park, OH: Michigan Univercity, ABD, 913-923.

66. Perihan, O. (2015). Titantum ve özellikleri. *Atatürk Üniversitesi Diş Hekimliği Fakültesi Dergisi*, 25, 151-159.

67. Sefer, B., Roa, J. J., Mateo, A., Pederson, R., and Antti, M.-L. (2016). *Evaluation of the bulk and alpha-case layer properties in Ti-6Al-4V at micro-and nano-metric length scale*. Proceedings of the 13th World Conference on Titanium, USA.

68. Chen, G. Z., Fray, D. J., and Farthing, T. W. (2001). Cathodic deoxygenation of the alpha case on titanium and alloys in molten calcium chloride. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 32(6), 1041-1052.

69. Sieniawski, J. and Motyka, M. (2007). Superplasticity in titanium alloys. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 24(1), 123-130.

70. Mohamed, F. A. (2011). Micrograin superplasticity: Characteristics and utilization. *Materials*, 4(7), 1194-1223.

71. De Almeida Pereira, D., Batalha, M. H. F., Carunchio, A. F., and Resende, H. B. (2016). An analysis of superplastic forming to manufacture aluminum and titanium alloy components. *Revista IPT: Tecnologia e Inovação,* 1(3), 63-73.

72. Langdon, T. G. (2009). Seventy-five years of superplasticity: historic developments and new opportunities. *Journal of Materials Science,* 4(22), 5998-6010.

73. Kitaeva, D. A., Kodzhaspirov, G., and Rudaev, Y. I. (2017). On the dynamic superplasticity. *Materials Science Forum*, 879, 960-965.

74. Ha, T. K. and Chang, Y. W. (1998). An internal variable theory of structural superplasticity. *Acta Materialia,* 46(8), 2741-2749.

75. Kröhn, M., Leen, S., and Hyde, T. (2007). A superplastic forming limit diagram concept for Ti-6Al-4V. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications,* 221(4), 251-264.

76. Zaman, T., Qayyume, R., Ali, A., Khan, S., and Maa, C. (2018). Superplastic behavior of Al-Mg-Mn Alloy: an experimental & numerical investigation. *Key Engineering Materials*, 778, 45-52.

77. Xing, H., Wang, C., Zhang, K., and Wang, Z. (2004). Recent development in the mechanics of superplasticity and its applications. *Journal of Materials Processing Technology,* 151(1-3), 196-202.

78. Lin, J. and Yang, J. (1999). GA-based multiple objective optimisation for determining viscoplastic constitutive equations for superplastic alloys. *International Journal of Plasticity,* 15(11), 1181-1196.

79. Hirata, T., Osa, T., Hosokawa, H., and Higashi, K. (2002). Effects of flow stress and grain size on the evolution of grain boundary microstructure in superplastic 5083 aluminum alloy. *Materials Transactions,* 43(10), 2385-2391.

80. Jiménez-Melendo, M., Domínguez-Rodríguez, A., and Bravo-León, A. (1998). Superplastic flow of fine-grained yttria-stabilized zirconia polycrystals: Constitutive equation and deformation mechanisms. *Journal of the American Ceramic Society,* 81(11), 2761-2776.

81. Semiatin, S. (2020). An overview of the thermomechanical processing of α/β titanium alloys: current status and future research opportunities. *Metallurgical and Materials Transactions A,* 51(6), 2593-2625.

82. Giuliano, G. (2011). *Superplastic forming of advanced metallic materials: methods and applications*, Woodhead Publishing in Materials: Elsevier, 361-369.

83. Snippe, Q. and Meinders, V. T. (2009). *Extracting material data for superplastic forming simulations.* IDDRG 2009, USA.

84. Bae, D. and Ghosh, A. (2000). Grain size and temperature dependence of superplastic deformation in an Al–Mg alloy under isostructural condition. *Acta Materialia,* 48(6), 1207-1224.

85. Mohamed, F. A. (2020). Creep and superplasticity: evolution and rationalization. *Advanced Engineering Materials,* 22(1), 1900532.

86. Bednarczyk, W., Kawałko, J., Wątroba, M., Szuwarzyński, M., and Bała, P. (2023). Investigation of slip systems activity and grain boundary sliding in fine-grained superplastic zinc alloy. *Archives of Civil and Mechanical Engineering,* 23(4), 253.

87. Sherby, O. and Wadsworth, J. (1985). Superplasticity and superplastic forming processes. *Materials Science and Technology,* 1(11), 925-936.

88. Masuda, H. and Sato, E. (2020). Diffusional and dislocation accommodation mechanisms in superplastic materials. *Acta Materialia*, 197, 235-252.

89. Langdon, T. G. (2023). Overview: Using severe plastic deformation in the processing of superplastic materials. *Materials Transactions*, 64(7), 1299-1305.

90. Langdon, T. G. (2002). Creep at low stresses: An evaluation of diffusion creep and Harper-Dorn creep as viable creep mechanisms. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33, 249-259.

91. Campello, D., Tardif, N., Moula, M., Baietto, M.-C., Coret, M., and Desquines, J. (2017). Identification of the steady-state creep behavior of zircaloy-4 claddings under simulated loss-of-coolant accident conditions based on a coupled experimental/numerical approach. *International Journal of Solids and Structures,* 115, 190-199.

92. Subaşı, E., Kayalı, E. S., ve Baydoğan, M. (2016). Inconel 718 süper alaşımının farklı gerilme ve sıcaklıklarda yüksek sıcaklık sürünme davranışının incelenmesi. *Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi,* 20(1), 47-54.

93. Meriç, C., Enver, A., ve Özkaya, E. (2011). Deformasyon sıcaklığının ve deformasyon hızının Al 99.0'un mekanik özelliklerine etkisinin incelenmesi. *Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi,* 3(1), 293-298.

94. Savaşkan, T. (1999). *Malzeme Bilgisi ve Muayenesi,* Türkiye: Derya Kitabevi, 68.

95. Langdon, T. G. (2006). Grain boundary sliding revisited: Developments in sliding over four decades. *Journal of Materials Science,* 41(3), 597-609.

96. Roodposhti, P. S., Sarkar, A., Murty, K. L., Brody, H., and Scattergood, R. (2016). Grain boundary sliding mechanism during high temperature deformation of AZ31 Magnesium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 669, 171-177.

97. Langdon, T. G. (1994). A unified approach to grain boundary sliding in creep and superplasticity. *Acta Metallurgica et Materialia*, 42(7), 2437-2443.

98. Wang, X.-G., Li, Q.-S., Wu, R.-R., Zhang, X.-Y., and Ma, L. (2018). A review on superplastic formation behavior of Al alloys. *Advances in Materials Science and Engineering,* 2018, 1-17.

99. Giuliano, G. (2008). Constitutive equation for superplastic Ti–6Al–4V alloy. *Materials & Design*, 29(7), 1330-1333.

100. Li, G., Tan, M., and Liew, K. (2004). Three-dimensional modeling and simulation of superplastic forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 150(1-2), 76-83.

101. Barnes, A. (2007). Superplastic forming 40 years and still growing. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 16(4), 440-454.

102. Friedman, P. A., Luckey, S., Copple, W., Allor, R., Miller, C., and Young, C. (2004). Overview of superplastic forming research at ford motor company. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 13(6), 670-677.

103. Anishchenko, A., Kukhar, V., Artiukh, V., and Arkhipova, O. (2018). Application of G. Lame's and J. Gielis' formulas for description of shells superplastic forming. *MATEC Web of Conferences*, 239, 1-13.

104. Lee, H. S., Yoon, J. H., Yoo, J. T., and Yi, Y. M. (2011). Superplastic forming of combustion chamber. *Applied Mechanics and Materials*, 87, 132-135.

105. Chatterjee, R. and Mukhopadhyay, J. (2018). A review of superplastic forming. *Materials Today: Proceedings*, 5(2), 4452-4459.

106. Liu, J., Tan, M.-J., Jarfors, A. E., Lim, S. C., Fong, K.-S., and Castagne, S. (2012). Greener manufacturing: Superplastic-like forming. *Journal of Physics: Conference Series*, 379, 1-4.

107. Xing, H., Zhang, K., and Wang, Z. (2004). A preform design method for sheet superplastic bulging with finite element modeling. *Journal of Materials Processing Technology*, 151(1-3), 284-288.

108. Jarrar, F., Sorgente, D., Aksenov, S. A., and Enikeev, F. (2018). On the challenges and prospects of the superplastic forming process. *Materials Science Forum*, 941, 2343-2348.

109. Asghari-Rad, P., Nguyen, N. T.-C., Zargaran, A., Sathiyamoorthi, P., and Kim, H. S. (2022). Deformation-induced grain boundary segregation mediated high-strain rate superplasticity in medium entropy alloy. *Scripta Materialia*, 207, 114239.

110. Lee, T. and Kim, W. (2020). Successful transition from low-temperature superplasticity to high-strain-rate superplasticity with increasing temperature in an ultrafine-grained Mg–Y–Zn–Zr alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 817, 153298.

111. Álvarez-Leal, M., Carreño, F., Orozco-Caballero, A., Rey, P., and Ruano, O. A. (2020). High strain rate superplasticity of we54 mg alloy after severe friction stir processing. *Metals*, 10(12), 1573.

112. Dastgiri, M., Fuerth, Z., Kiawi, L., Ryzer, E., and Green, D. (2022). Superplastic behaviour of AA5083 sheets in the presence of an oscillating load. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 1238, 012012.

113. Mirzadeh, H. (2021). High strain rate superplasticity via friction stir processing (FSP): A review. *Materials Science and Engineering: A*, 819, 141499.

114. Nguyen, N. T.-C., Asghari-Rad, P., Sathiyamoorthi, P., Zargaran, A., Lee, C. S., and Kim, H. S. (2020). Ultrahigh high-strain-rate superplasticity in a nanostructured high-entropy alloy. *Nature communications,* 11(1), 1-7.

115. Yu-Quan, S. and Wang, Z. (1993). Superplastic bulge forming of domes. *Materials Science and technology,* 9(1), 57-60.

116. Guo, Z. and Ridley, N. (1989). Modelling of superplastic bulge forming of domes. *Materials Science and Engineering: A,* 114, 97-104.

117. El-Morsy, A., Akkus, N., Manabe, K.-I., and Nishimura, H. (2001). Superplastic characteristics of Ti-alloy and Al-alloy sheets by multi-dome forming test. *Materials Transactions,* 42(11), 2332-2338.

118. Kumaresan, G. and Kalaichelvan, K. (2014). Multi-dome forming test for determining the strain rate sensitivity index of a superplastic 7075Al alloy sheet. *Journal of Alloys and Compounds,* 583, 226-230.

119. Kruglov, A., Enikeev, F., and Lutfullin, R. Y. (2002). Superplastic forming of a spherical shell out a welded envelope. *Materials Science and Engineering: A,* 323(1-2), 416-426.

120. Aksenov, S. and Sorgente, D. (2020). Determination of biaxial stress–strain curves for superplastic materials by means of bulge forming tests at constant stress. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology,* 31, 618-627.

121. Giuliano, G. and Franchitti, S. (2007). On the evaluation of superplastic characteristics using the finite element method. *International Journal of Machine Tools and Manufacture,* 47(3-4), 471-476.

122. Chandra, N. and Kannan, D. (1992). Superplastic sheet metal forming of a generalized cup part I: Uniform thinning. *Journal of Materials Engineering and Performance,* 1, 801-810.

123. Kabakçı, M. O., Karaağaç, İ., and Demirel, M. Y. (2022). A novel approach to the conventional deep drawing process. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering,* 09544089221103496.

124. Tuyan, M. ve Demirer, A. (2020). Sac Kalıplama Prosesinde DD13 ve S355MC Malzemelerin Yırtılma Probleminin İncelenmesi ve Çözümü. *Avrupa Bilim ve Teknoloji Dergisi,* (20), 872-880.

125. Delikanlı, K., Engin, M., ve Osman, T. (2021). Prizmatik Derin Çekme İşlemlerinde Farklı Malzemelere Uygulanan Tavlama İşleminin Biçimlendirilebilirliğe Etkisi. *Teknik Bilimler Dergisi,* 11(2), 21-27.

126. Çavuşoğlu, O. ve Gürün, H. (2014). Deformasyon hizinin dp600 ve dp780 sac malzemelerin mekanik özelliklerine ve derin çekme işlemine etkilerinin incelenmesi. *Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi,* 9(4), 777-784.

127. Atul S, T. and Babu, M. L. (2019). A review on effect of thinning, wrinkling and spring-back on deep drawing process. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture,* 233(4), 1011-1036.

128. Luyen, T.-T., Tong, V.-C., and Nguyen, D.-T. (2022). A simulation and experimental study on the deep drawing process of SPCC sheet using the graphical method. *Alexandria Engineering Journal,* 61(3), 2472-2483.

129. Dwivedi, R. and Agnihotri, G. (2017). Study of deep drawing process parameters. *Materials Today: Proceedings,* 4(2), 820-826.

130. Karalı, M. (2010). Pot baskısız çok kademeli derin çekme işleminde kulaklaşmaların deneysel olarak incelenmesi. *Engineering Sciences,* 5(4), 603-611.

131. Taşdemir, V. (2013). Derin çekme işlemi üzerine kalıp geometrisinin etkisinin sonlu elemanlar analizi. *Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi,* 16(1), 43-47.

132. Gavas, M. and Küçükrendeci, İ. (2004). Alüminyum kare kabın derin çekilmesinde taslak malzeme şekillerinin değerlendirilmesi. *Journal of Science and Technology of Dumlupınar University,* 006, 185-200.

133. Özek, C. and Bal, M. (2009). The effect of die/blank holder and punch radiuses on limit drawing ratio in angular deep-drawing dies. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,* 40(11), 1077-1083.

134. Reddy, A. C. (2015). Finite element analysis of warm deep drawing process for 2017t4 aluminum alloy: Parametric significance using taguchi technique. *International Journal of Advanced Research,* 3(5), 1247-1255.

135. Şen, N. (2018). DP600 malzemenin şekillendirilmesinde değişken baskı plakası kuvvetinin etkisinin araştırılması. *Düzce Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Dergisi,* 6(4), 1295-1304.

136. Kayhan, E. ve Kaftanoğlu, B. (2016). Yüksek mukavemet çeliklerinin derin çekme oranlarının geliştirilmesi için yapılan deneysel çalışmalar. *Makina Tasarım ve İmalat Dergisi,* 14(2), 77-88.

137. Verma, R. K. and Chandra, S. (2006). An improved model for predicting limiting drawing ratio. *Journal of Materials Processing Technology,* 172(2), 218-224.

138. Şahin, S. (2004). Hidrolik şekillendirme yönteminin esasları ve sınıflandırılması. *Mühendis ve Makina,* 45(533), 35-39.

139. Gil, I., Mendiguren, J., Galdos, L., Mugarra, E., and De Argandoña, E. S. (2016). Influence of the pressure dependent coefficient of friction on deep drawing springback predictions. *Tribology International,* 103, 266-273.

140. Şen, N., Kurgan, N., Karaağaç, İ., ve Uluer, O. (2016). Ilık derin çekme prosesinde yağlayıcı etkisinin şekillendirilebilirlik açısından deneysel araştırılması. *Politeknik Dergisi,* 19(2), 185-193.

141. Gürsoy, Ö. K. ve Esener, E. (2019). Malzeme modellerinin sac metal sonlu elemanlar analizi tahmin performansına etkisinin değerlendirilmesi. *Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi*, 6(1), 1-11.

142. Groover, M. P. (2015). *Sac metal işlemleri*, İç, M.Y.Y.T., NOBEL: Ankara. 434-473.

143. Akpınar, M., Esener, E., Ercan, S., Özsoy, M., ve Fırat, M. (2012). *Panel çekme sonlu elemanlar benzetiminde süzdürme çubuklarının etkin kullanımı.* International Iron & Steel Symposium, 02-04 April 2012, Karabük.

144. Delikanlı, K. ve Aksoy, B. (2019). AA1100 teknik alüminyumun derin çekilmesinde gen ifadeli programlama kullanarak kulaklanmanın tahmin edilmesi. *Teknik Bilimler Dergisi*, 4(1), 30-36.

145. Karaağaç, İ. ve Özdemir, A. (2013). Kare geometrinin hidromekanik derin çekme yöntemi ile şekillendirilebilirliğinin deneysel incelenmesi. *Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi,* 28(1), 33-41.

146. Müller, S., Kästner, M., Brummund, J., and Ulbricht, V. (2011). A nonlinear fractional viscoelastic material model for polymers. *Computational Materials Science*, 50(10), 2938-2949.

147. Kelly, P. (2013). Solid mechanics part I: An introduction to solid mechanics. *A Creative Commons Attributions, University of Auckland, USA*, *334*.

148. Mihai, L. A. and Goriely, A. (2017). How to characterize a nonlinear elastic material? A review on nonlinear constitutive parameters in isotropic finite elasticity. *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 473(2207), 20170607.

149. Erkek, M., Necmettin, K., ve Güven, C. (2015). Kauçuk burçların hiperelastik modellenmesi ve sonlu elemanlar yöntemi ile analizi. *Uludağ Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Dergisi*, 20(1), 65-74.

150. Sheikhi, M. R., Shamsadinlo, B., Ünver, Ö., and Gürgen, S. (2021). Finite element analysis of different material models for polyurethane elastomer using estimation data sets. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 43, 1-12.

151. Bonfanti, A., Kaplan, J. L., Charras, G., and Kabla, A. (2020). Fractional viscoelastic models for power-law materials. *Soft Matter*, 16(26), 6002-6020.

152. Holzapfel, G. A. and Gasser, T. C. (2001). A viscoelastic model for fiber-reinforced composites at finite strains: Continuum basis, computational aspects and applications. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 190(34), 4379-4403.

153. Bublitz, D., Colin, D., and Drechsler, K. (2022). Implementation of a viscoelastic material model to predict the compaction response of dry carbon fiber preforms. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 153, 106718.

154. Esendemir, Ü. ve Öndürücü, A. (2011). Üçgen yayılı yüke maruz ankastre kirişlerde elastik-plastik gerilme analizi. *Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 9(3), 411-417.

155. Esener, E. (2020). Plastisite modellerinde pekleşme etkisinin sonlu elemanlar analizi ile tespiti. *Dicle Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Mühendislik Dergisi*, 11(1), 171-181.

156. Kılıçaslan, C. ve Yardımoğlu, B. (2009). *Ortogonal metal kesme benzetimlerinde kullanilan malzeme ve sürtünme modellerinin kesme kuvvetlerine etkisi.* I. Ulusal Talaşlı İmalat Kongresi, İstanbul.

157. Kılıç, S. ve Öztürk, F. (2016). Ticari TWIP900 ve DP600 yüksek mukavemetli çeliklerin otomotiv endüstrisindeki performanslarının karşılaştırılması. *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 31(3), 567-578.

158. Kılıç, S., Öztürk, F., ve Toros, S. (2019). Çelik, alüminyum ve titanyum alaşımlarında Hu2003 akma kriteri performansının araştırılması. *Mehmet Akif Ersoy Üniversitesi Uygulamalı Bilimler Dergisi,* 3(1), 1-18.

159. Barsanescu, P. D. and Comanici, A. M. (2017). von mises hypothesis revised. *Acta Mechanica*, 228, 433-446.

160. Erhuy, C. G., Yurci, M. E., and Altan, T. (2008). Determining the effective stress–effective strain curve of a high-strength low-alloy steel sheet from the viscous pressure bulge test. *Sigma*, 26, 281-300.

161. Meuwissen, M. (1995). Yield criteria for anisotropic elasto-plastic metals. *Eindhoven: Technische Universiteit Eindhoven*, 1-23.

162. Şener, B. (2021). YLD 2000 akma fonksiyonu parametrelerinin belirlenmesinde ardışık kuadratik programlama ve aktif set metotlarının performanslarının incelenmesi. *Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 10(2), 763-769.

163. Esener, E., Sönmez, E., ve Fırat, M. (2018). Metal şekillendirme proseslerinde sac açınım geometrisinin sonlu elemanlar yöntemi ile geliştirilmesi. *Gazi University Journal of Science Part C: Design and Technology*, 6(1), 79-89.

164. İnternet: Panahizadeh, V., Asl, Y. D., Saeedi, F., and Afshin, S. (2021). Anisotropic Analysis of Springback in FRF Process with Variable Cross Section Using Hill and Barlat Criteria. URL: https://doi.org/10.21203/rs.3.rs-566939/v1, Son Erişim Tarihi: 20.04.2023.

165. Abdolrahim, N., Zbib, H. M., and Bahr, D. F. (2014). Multiscale modeling and simulation of deformation in nanoscale metallic multilayer systems. *International Journal of Plasticity*, 52, 33-50.

166. Uppaluri, R. and Helm, D. (2021). A convex fourth order yield function for orthotropic metal plasticity. *European Journal of Mechanics-A/Solids*, 87, 104196.

167. Kılıç, S. ve Toros, S. (2019). Farklı alüminyum alaşımlarında bbc2000, bbc2003, bbc2005 ve bbc2008 akma kriterlerinin karşılaştırılması. *Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 8(2), 1073-1081.

168. Kaykı, M. Ö., Günay, M., ve Korkmaz, M. E. (2015). *Metal kesme analizleri için en uygun visko plastik modelin belirlenmesi.* XIX. Ulusal Mekanik Kongresi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Trabzon.

169. Krempl, E. (2000). Viscoplastic models for high temperature applications. *International Journal of Solids and Structures,* 37(1-2), 279-291.

170. Larour, P. (2010). *Strain rate sensitivity of automotive sheet steels: influence of plastic strain, strain rate, temperature, microstructure, bake hardening and pre-strain,* Doktora Tezi, Von der Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik der Rheinisch - Westfälischen Technischen Hochschule Aachen.

171. Chandra, N. (2002). Constitutive behavior of superplastic materials. *International Journal of Non-Linear Mechanics,* 37(3), 461-484.

172. Altınkök, N. (2017). MAG-TIG-tozaltı kaynak bağlantısının sonlu elemanlar yöntemi ile termal analizi. *Karaelmas Fen ve Mühendislik Dergisi,* 7(2), 536-544.

173. Aydın, M. (2022). Titanyum alaşımının yüksek-hızlı işleme süreci: Kapsamlı sonlu eleman modelleme. *Politeknik Dergisi*, 25(2), 813-826.

174. Jiang, Y.-Q., Lin, Y., Jiang, X.-Y., He, D.-G., Zhang, X.-Y., and Kotkunde, N. (2020). Hot tensile properties, microstructure evolution and fracture mechanisms of Ti-6Al-4V alloy with initial coarse equiaxed phases. *Materials Characterization,* 163, 110272.

175. Lin, Y., Wu, Q., Pang, G.-D., Jiang, X.-Y., and He, D.-G. (2020). Hot tensile deformation mechanism and dynamic softening behavior of Ti–6Al–4V alloy with thick lamellar microstructures. *Advanced Engineering Materials*, 22(3), 1901193.

176. Karpat, Y. (2011). Temperature dependent flow softening of titanium alloy Ti6Al4V: An investigation using finite element simulation of machining. *Journal of Materials Processing Technology,* 211(4), 737-749.

177. Prasad, K. and Varma, V. K. (2008). Serrated flow behavior in a near alpha titanium alloy IMI 834. *Materials Science and Engineering: A*, 486(1-2), 158-166.

178. Wongsa-Ngam, J. and Langdon, T. G. (2022). Advances in superplasticity from a laboratory curiosity to the development of a superplastic forming industry. *Metals*, 12(11), 1921.

179. Pan, H., Chaofan, W., Zhang, H., Li, X., Liu, L., Li, J., and Wu, Z. (2023). Strain rate sensitivity of low-temperature superplastic cold-rolled medium Mn steel with ultrafine equiaxed dual-phase microstructure. *Materials Science and Engineering: A,* 873, 145025.

180. Buzolin, R. H., Weiß, D., Krumphals, A., Lasnik, M., and Poletti, M. C. (2020). Modelling the competitive growth of primary, allotriomorphic, and secondary alpha in Ti-6Al-4V. *Metallurgical and Materials Transactions A,* 51(8), 3967-3980.

181. Chong, Y., Bhattacharjee, T., Yi, J., Zhao, S., and Tsuji, N. (2019). Achieving bi-lamellar microstructure with both high tensile strength and large ductility in Ti–6Al–4V alloy by novel thermomechanical processing. *Materialia*, 8, 100479.

182. Souza, P. M., Hodgson, P. D., Rolfe, B., Singh, R. P., and Beladi, H. (2019). Effect of initial microstructure and beta phase evolution on dynamic recrystallization behaviour of Ti6Al4V alloy-An EBSD based investigation. *Journal of Alloys and Compounds*, 793, 467-479.

183. Seshacharyulu, T., Medeiros, S., Frazier, W., and Prasad, Y. (2002). Microstructural mechanisms during hot working of commercial grade Ti–6Al–4V with lamellar starting structure. *Materials Science and Engineering: A*, 325(1-2), 112-125.

184. Gurewitz, G. (1991). Mechanical behavior and microstructural evolution during superplastic deformation of Ti–6Al–4V. *Materials Transactions, JIM*, 32(5), 465-472.

185. Bodunrin, M. O., Chown, L. H., Van Der Merwe, J. W., and Alaneme, K. K. (2019). Hot working of Ti-6Al-4V with a complex initial microstructure. *International Journal of Material Forming*, 12, 857-874.

186. Chong, Y., Bhattacharjee, T., Park, M.-H., Shibata, A., and Tsuji, N. (2018). Factors determining room temperature mechanical properties of bimodal microstructures in Ti-6Al-4V alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 730, 217-222.

187. Semiatin, S., Knisley, S., Fagin, P., Barker, D., and Zhang, F. (2003). Microstructure evolution during alpha-beta heat treatment of Ti-6Al-4V. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34, 2377-2386.

188. Gil, F., Ginebra, M., Manero, J., and Planell, J. (2001). Formation of α-Widmanstätten structure: effects of grain size and cooling rate on the Widmanstätten morphologies and on the mechanical properties in Ti6Al4V alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 329(1-2), 142-152.

189. Yazdan Parast, S., Jauhari, I., and Asle Zaeem, M. (2011). Implantation of HA into superplastic Ti-6Al-4V: Kinetics and mechanical behaviors of implanted layer. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42, 219-226.

190. Naydenkin, E., Ratochka, I., Mishin, I., Lykova, O., and Varlamova, N. (2017). The effect of interfaces on mechanical and superplastic properties of titanium alloys. *Journal of Materials Science*, 52, 4164-4171.

191. Al-Hammadi, R. A., Zhang, R., Cui, C., Zhou, Z., and Zhou, Y. (2023). Coarse-grained superplasticity of a Ni-Co-based superalloy. *Materials Letters*, 135263.

192. Mcnelley, T. R., Oh-Ishi, K., Zhilyaev, A. P., Swaminathan, S., Krajewski, P. E., and Taleff, E. M. (2008). Characteristics of the transition from grain-boundary sliding to solute drag creep in superplastic AA5083. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39, 50-64.

193. Velay, V., Matsumoto, H., Vidal, V., and Chiba, A. (2016). Behavior modeling and microstructural evolutions of Ti–6Al–4V alloy under hot forming conditions. *International Journal of Mechanical Sciences*, 108, 1-13.

194. Jovanović, M. T., Tadić, S., Zec, S., Mišković, Z., and Bobić, I. (2006). The effect of annealing temperatures and cooling rates on microstructure and mechanical properties of investment cast Ti–6Al–4V alloy. *Materials & Design*, 27(3), 192-199.

195. Zhu, S., Yang, H., Guo, L., and Fan, X. (2012). Effect of cooling rate on microstructure evolution during α/β heat treatment of TA15 titanium alloy. *Materials Characterization,* 70, 101-110.

196. Yadav, P. and Saxena, K. K. (2020). Effect of heat-treatment on microstructure and mechanical properties of Ti alloys: An overview. *Materials Today: Proceedings,* 26, 2546-2557.

197. Prasad, Y., Seshacharyulu, T., Medeiros, S., and Frazier, W. (2000). Effect of prior β-grain size on the hot deformation behavior of Ti-6Al-4V: Coarse vs coarser. *Journal of Materials Engineering and Performance,* 9, 153-160.

198. Ye, H., Le, F., Wei, C., Ye, K., Liu, S., and Wang, G. (2021). Fatigue crack growth behavior of Ti-6Al-4V alloy fabricated via laser metal deposition: Effects of building orientation and heat treatment. *Journal of Alloys and Compounds,* 868, 159023.

199. Dong, E., Yu, W., and Cai, Q. (2017). Alpha-case kinetics and high temperature plasticity of Ti-6Al-4V alloy oxidized in different phase regions. *Procedia Engineering,* 207, 2149-2154.

200. Kotkunde, N., Deole, A. D., Gupta, A. K., and Singh, S. K. (2014). Comparative study of constitutive modeling for Ti–6Al–4V alloy at low strain rates and elevated temperatures. *Materials & Design,* 55, 999-1005.

201. Li, S., Deng, T., Zhang, Y., Liang, Y., Li, R., and Dong, T. (2021). Review on the creep resistance of high-temperature titanium alloy. *Transactions of The Indian Institute of Metals,* 74, 215-222.

202. İnternet: Ayvaz, U., Çoban, A., Gürüler, H., ve Peker, M. (2016). Python Dilinin Öznitelikleri, Programlama Eğitiminde ve Yazılım Dünyasındaki Yeri. URL: https://ab.org.tr/ab16/bildiri/71.pdf, Son Erişim Tarihi: 21.8.2023.

203. Zakhariev, I. (2019). The effect of finite element type on the results of superplastic forming simulation. *Procedia Manufacturing,* 37, 85-90.

204. Harrison, W. and Evans, W. (2007). *Application of the Theta projection method to creep modelling using Abaqus.* 2007 UK ABAQUS Users Regional Meeting, UK.

205. Hantouche, E. G., Al Khatib, K. K., and Morovat, M. A. (2018). Modeling creep of steel under transient temperature conditions of fire. *Fire Safety Journal,* 100, 67-75.

206. Maximov, J., Duncheva, G., Anchev, A., and Ichkova, M. (2014). Modeling of strain hardening and creep behaviour of 2024T3 aluminium alloy at room and high temperatures. *Computational Materials Science,* 83, 381-393.

207. Lavrenčič, M. and Brank, B. (2018). Simulation of shell buckling by implicit dynamics and numerically dissipative schemes. *Thin-Walled Structures,* 132, 682-699.

208. Nazzal, M. A. and Khraisheh, M. K. (2005). *Finite element simulation of superplastic forming using a microstructure based constitutive model.* ABAQUS Users Conference, USA.

209. Liu, Y., Meng, J., Zhu, L., Chen, H., Li, Z., Li, S., Wang, D., Wang, Y., and Kosiba, K. (2022). Dynamic compressive properties and underlying failure mechanisms of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy under high temperature and strain rate conditions. *Additive Manufacturing,* 54, 102772.

210. Yarlagadda, P. K., Gudimetla, P., and Adam, C. (2002). Finite element analysis of high strain rate superplastic forming (SPF) of Al–Ti alloys. *Journal of Materials Processing Technology,* 130, 469-476.

211. Lin, J., Ball, A., and Zheng, J. (1998). Surface modelling and mesh generation for simulating superplastic forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 80, 613-619.

212. Vatansever, H. ve Esener, E. (2019). Sonlu elemanlar hesaplama parametrelerinin sac metal şekillendirme simülasyon süresi ve hassasiyetine etkisinin tespiti. *Avrupa Bilim ve Teknoloji Dergisi,* (16), 92-108.

213. Mckay, T., O'brien, B., Calius, E., and Anderson, I. (2010). An integrated dielectric elastomer generator model. *Electroactive Polymer Actuators and Devices (EAPAD),* 764216 .

214. Özbek, N. A., Çiçek, A., Gülesin, M., ve Özbek, O. (2017). AISI 304 ve AISI 316 östenitik paslanmaz çeliklerin işlenebilirliğinin değerlendirilmesi. *Politeknik Dergisi*, 20(1), 43-49.

215. Kimura, Y., Wakabayashi, T., Okada, K., Wada, T., and Nishikawa, H. (1999). Boron nitride as a lubricant additive. *Wear,* 232(2), 199-206.

216. Friedman, P. and Luckey, S. (2011). High-temperature lubricants for superplastic forming of metals, *Superplastic Forming of Advanced Metallic Materials*, 2011, 72-82.

217. Reeves, C. J., Menezes, P. L., Lovell, M. R., and Jen, T.-C. (2013). The size effect of boron nitride particles on the tribological performance of biolubricants for energy conservation and sustainability. *Tribology Letters,* 51, 437-452.

218. Gomez-Gallegos, A. A., Farrell, M., Zuelli, N., and Staiano, A. (2017). A comparative study assessing the wear behaviour of different ceramic die materials during superplastic forming. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik,* 48(10), 983-992.

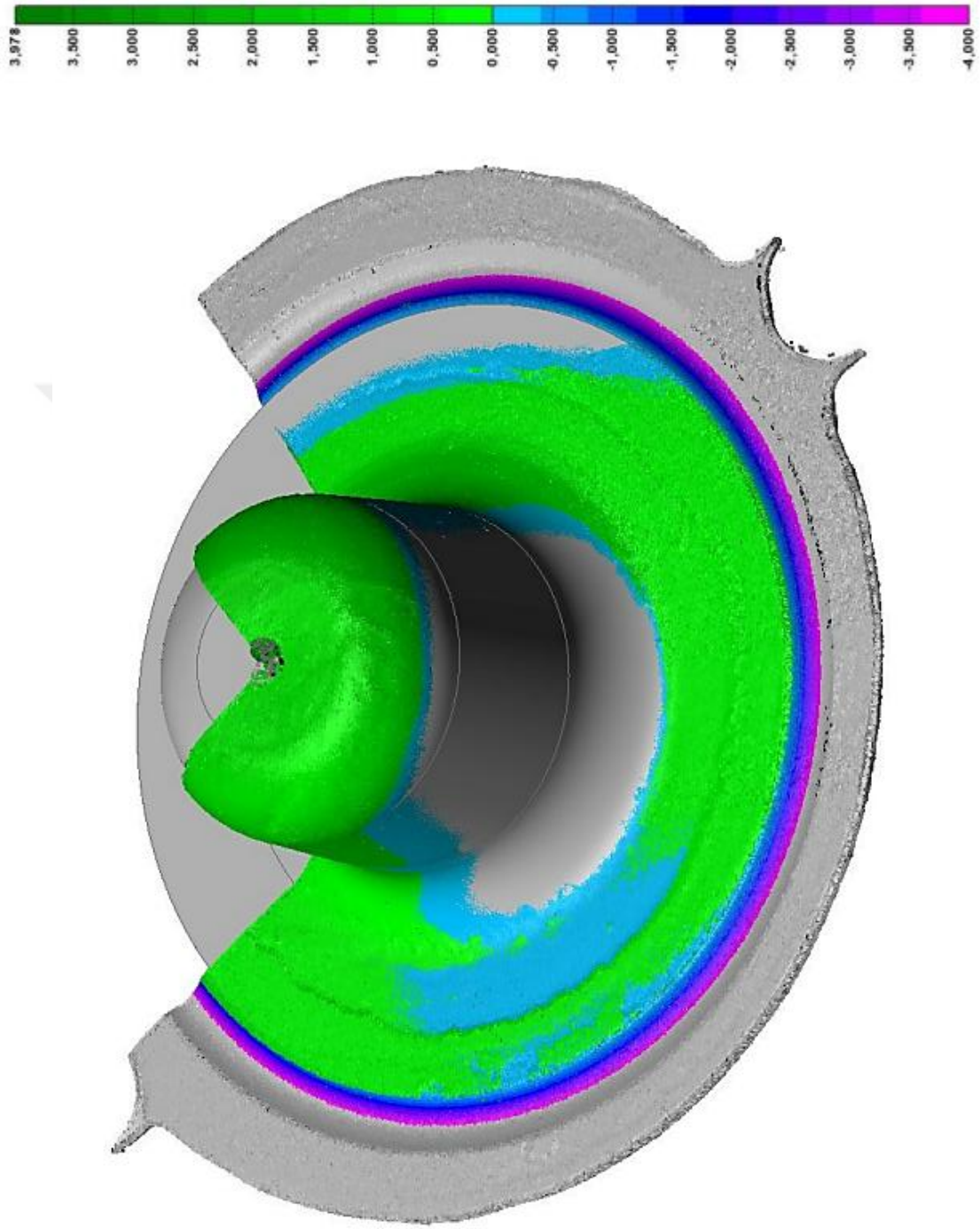
219. Sekban, D., Saray, O., Aktarer, S., Purcek, G., and Ma, Z. (2015). Microstructure, mechanical properties and formability of friction stir processed interstitial-free steel. *Materials Science and Engineering: A,* 642, 57-64.

220. Mochugovskiy, A., Kotov, A., Esmaeili Ghayoumabadi, M., Yakovtseva, O., and Mikhaylovskaya, A. (2021). A high-strain-rate superplasticity of the Al-Mg-Si-Zr-Sc alloy with Ni addition. *Materials,* 14(8), 2028.

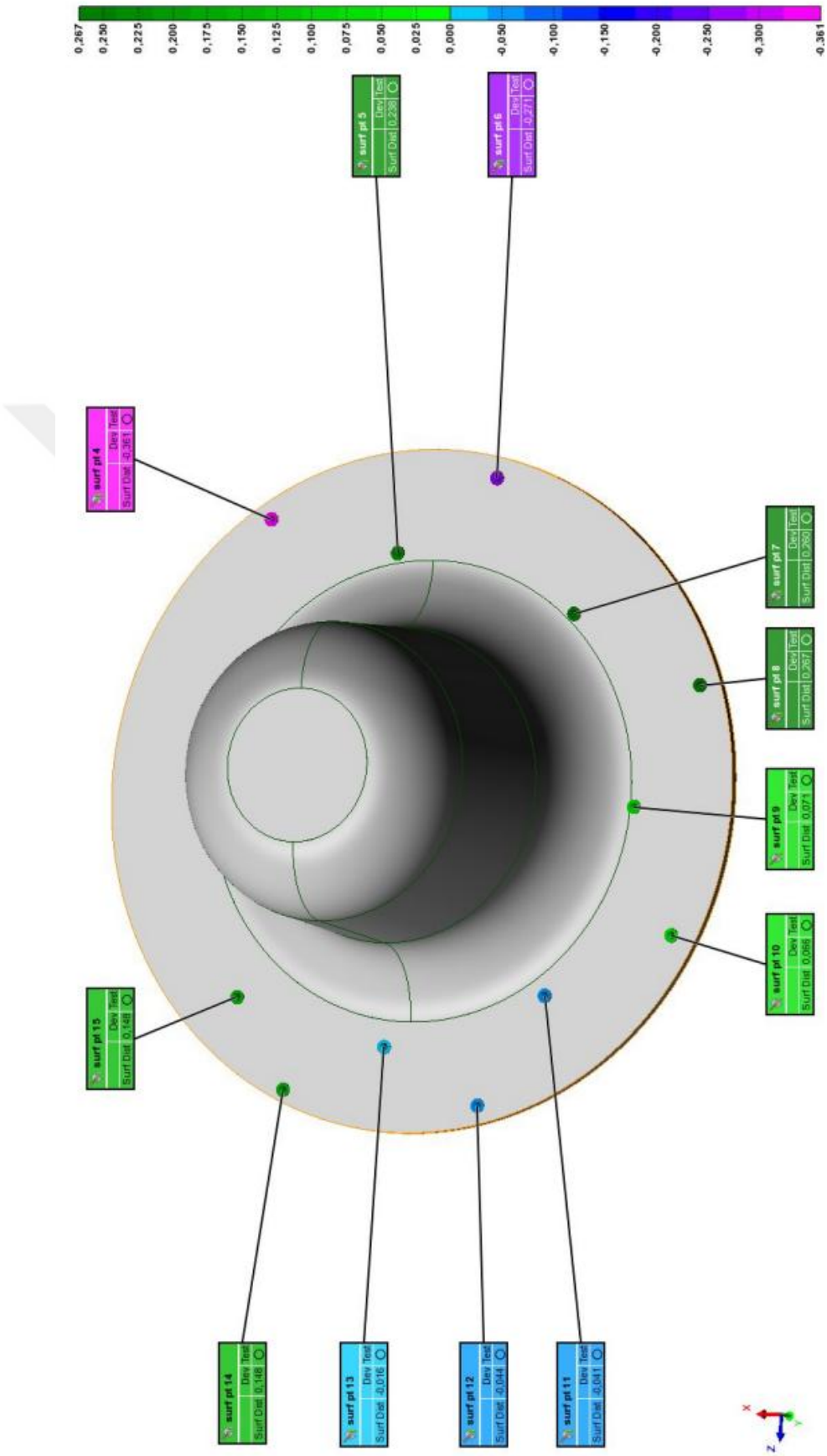
221. Ciemiorek, M., Bartkowski, P., Chromiński, W., Olejnik, L., and Lewandowska, M. (2019). Forming Ability of Ultrafine-Grained Aluminum Plates Processed by Incremental Equal Channel Angular Pressing. *Advanced Engineering Materials,* 21(10), 1900473.

EKLER

Ek-1. SPF ile şekillendirilmiş numunenin ölçüm sonuçları



Ek-1. (devam) SPF ile şekillendirilmiş numunenin ölçüm sonuçları



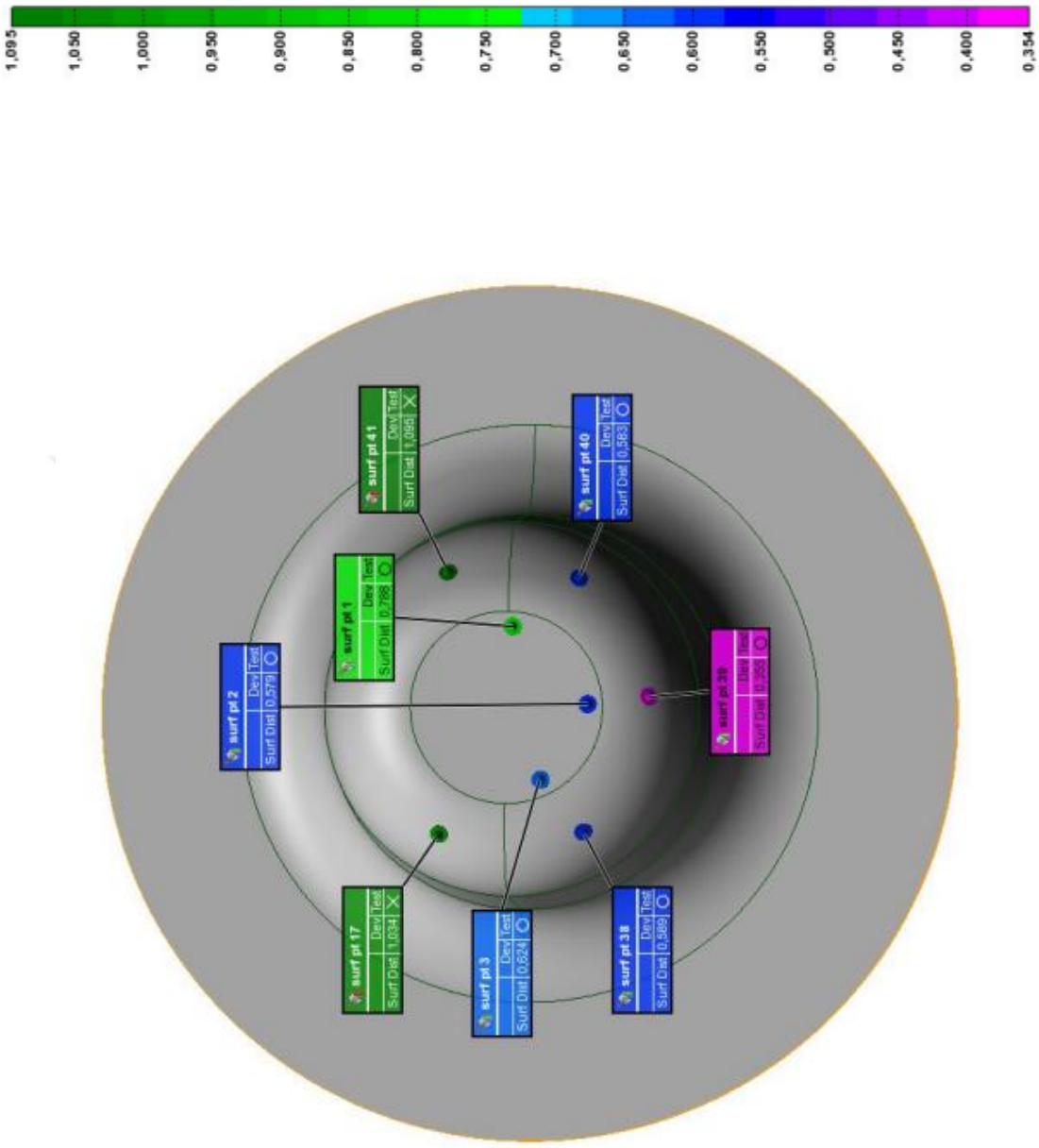
Ek-1. (devam) SPF ile şekillendirilmiş numunenin ölçüm sonuçları

Comparison Point Table

Units	Millimeters
Coordinate Systems	world
Data Alignments	best-fit to ref 2
Linked Objects	SPF model.igs

Name	Control	Nom	Meas	Tol	Dev	Test	Out Tol
surf pt 4	Surface Distance		-0,361	±1,000	-0,361	Pass	
surf pt 5	Surface Distance		0,238	±1,000	0,238	Pass	
surf pt 6	Surface Distance		-0,271	±1,000	-0,271	Pass	
surf pt 7	Surface Distance		0,260	±1,000	0,260	Pass	
surf pt 8	Surface Distance		0,267	±1,000	0,267	Pass	
surf pt 9	Surface Distance		0,071	±1,000	0,071	Pass	
surf pt 10	Surface Distance		0,066	±1,000	0,066	Pass	
surf pt 11	Surface Distance		-0,041	±1,000	-0,041	Pass	
surf pt 12	Surface Distance		-0,044	±1,000	-0,044	Pass	
surf pt 13	Surface Distance		-0,016	±1,000	-0,016	Pass	
surf pt 14	Surface Distance		0,148	±1,000	0,148	Pass	
surf pt 15	Surface Distance		0,148	±1,000	0,148	Pass	

Ek-1. (devam) SPF ile şekillendirilmiş numunenin ölçüm sonuçları



Ek-1. (devam) SPF ile şekillendirilmiş numunenin ölçüm sonuçları

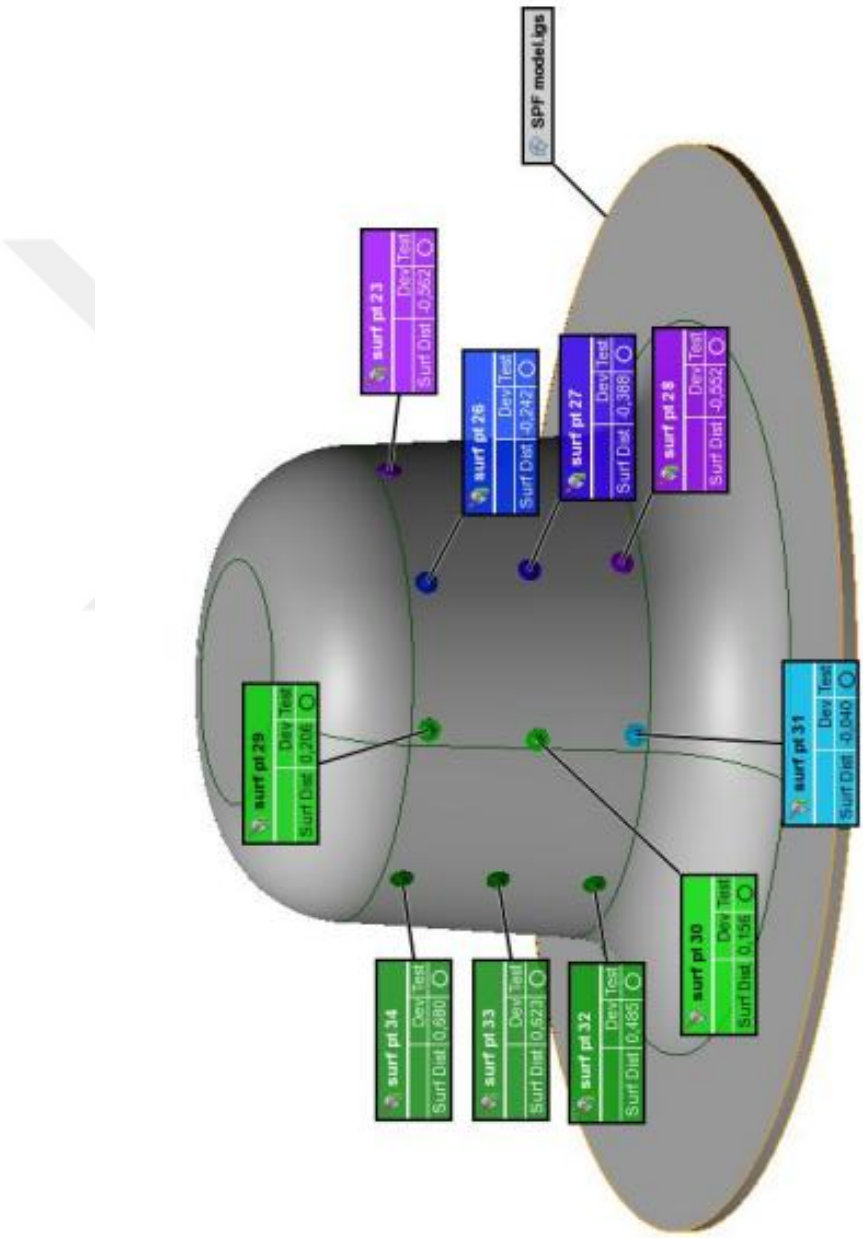
Comparison Point Table

Units	Millimeters
Coordinate Systems	world
Data Alignments	best-fit to ref 2
Linked Objects	SPF model.igs

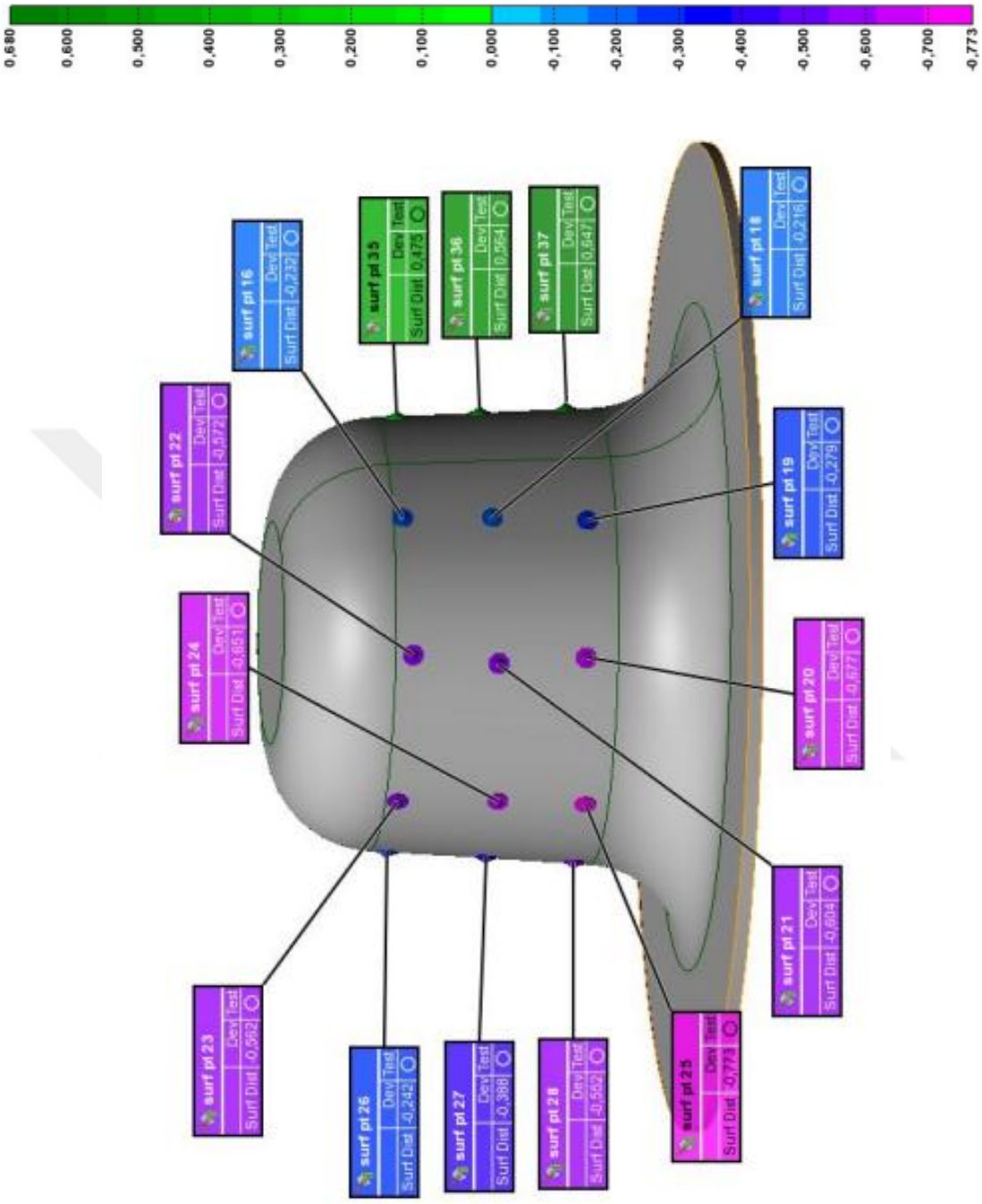
Name	Control	Nom	Meas	Tol	Dev	Test	Out Tol
surf pt 1	Surface Distance		0,788	±1,000	0,788	Pass	
surf pt 2	Surface Distance		0,579	±1,000	0,579	Pass	
surf pt 3	Surface Distance		0,624	±1,000	0,624	Pass	
surf pt 17	Surface Distance		1,034	±1,000	1,034	Fail	0,034
surf pt 38	Surface Distance		0,589	±1,000	0,589	Pass	
surf pt 39	Surface Distance		0,355	±1,000	0,355	Pass	
surf pt 40	Surface Distance		0,583	±1,000	0,583	Pass	
surf pt 41	Surface Distance		1,095	±1,000	1,095	Fail	0,095

Ek-1. (devam) SPF ile şekillendirilmiş numunenin ölçüm sonuçları





Ek-1. (devam) SPF ile şekillendirilmiş numunenin ölçüm sonuçları



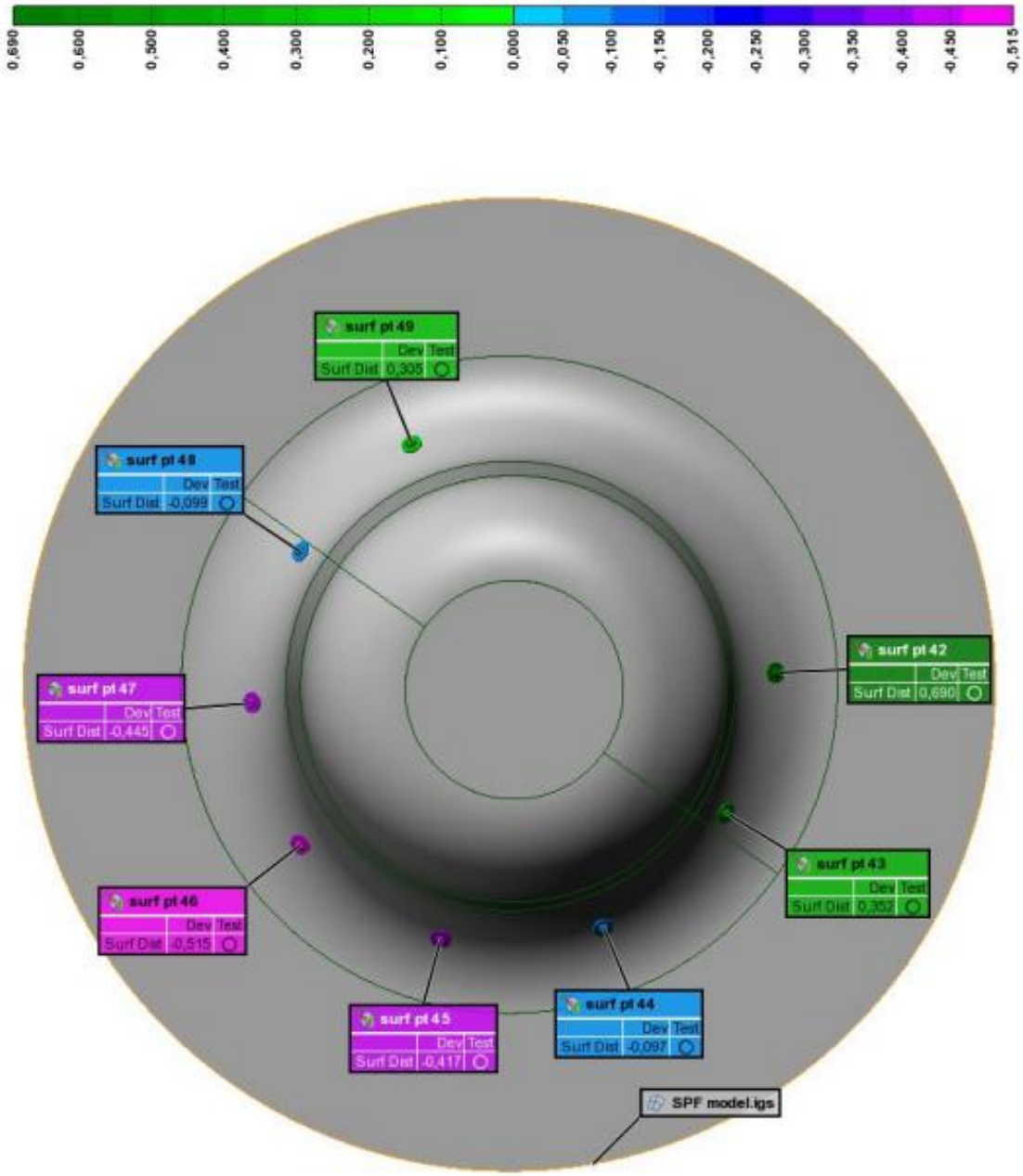
Ek-1. (devam) SPF ile şekillendirilmiş numunenin ölçüm sonuçları

Comparison Point Table

Units	Millimeters
Coordinate Systems	world
Data Alignments	best-fit to ref 2
Linked Objects	SPF model.igs

Name	Control	Nom	Meas	Tol	Dev	Test	Out Tol
surf pt 16	Surface Distance		-0,232	±1,000	-0,232	Pass	
surf pt 18	Surface Distance		-0,216	±1,000	-0,216	Pass	
surf pt 19	Surface Distance		-0,279	±1,000	-0,279	Pass	
surf pt 20	Surface Distance		-0,677	±1,000	-0,677	Pass	
surf pt 21	Surface Distance		-0,604	±1,000	-0,604	Pass	
surf pt 22	Surface Distance		-0,572	±1,000	-0,572	Pass	
surf pt 23	Surface Distance		-0,562	±1,000	-0,562	Pass	
surf pt 24	Surface Distance		-0,651	±1,000	-0,651	Pass	
surf pt 25	Surface Distance		-0,773	±1,000	-0,773	Pass	
surf pt 26	Surface Distance		-0,242	±1,000	-0,242	Pass	
surf pt 27	Surface Distance		-0,388	±1,000	-0,388	Pass	
surf pt 28	Surface Distance		-0,552	±1,000	-0,552	Pass	
surf pt 29	Surface Distance		0,206	±1,000	0,206	Pass	
surf pt 30	Surface Distance		0,156	±1,000	0,156	Pass	
surf pt 31	Surface Distance		-0,040	±1,000	-0,040	Pass	
surf pt 32	Surface Distance		0,485	±1,000	0,485	Pass	
surf pt 33	Surface Distance		0,623	±1,000	0,623	Pass	
surf pt 34	Surface Distance		0,680	±1,000	0,680	Pass	
surf pt 35	Surface Distance		0,475	±1,000	0,475	Pass	
surf pt 36	Surface Distance		0,564	±1,000	0,564	Pass	
surf pt 37	Surface Distance		0,647	±1,000	0,647	Pass	

Ek-1. (devam) SPF ile şekillendirilmiş numunenin ölçüm sonuçları



Ek-1. (devam) SPF ile şekillendirilmiş numunenin ölçüm sonuçları

Comparison Point Table

Units: Millimeters
Coordinate Systems: world
Data Alignments: best-fit to ref 2
Linked Objects: SPF model.igs

Name	Control	Nom	Meas	Tol	Dev	Test	Out Tol
surf pt 42	Surface Distance		0,690	±1,000	0,690	Pass	
surf pt 43	Surface Distance		0,352	±1,000	0,352	Pass	
surf pt 44	Surface Distance		-0,097	±1,000	-0,097	Pass	
surf pt 45	Surface Distance		-0,417	±1,000	-0,417	Pass	
surf pt 46	Surface Distance		-0,515	±1,000	-0,515	Pass	
surf pt 47	Surface Distance		-0,445	±1,000	-0,445	Pass	
surf pt 48	Surface Distance		-0,099	±1,000	-0,099	Pass	
surf pt 49	Surface Distance		0,305	±1,000	0,305	Pass	



Gazili olmak ayrıcalıktır