

TOBB EKONOMİ VE TEKNOLOJİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**TUNGSTEN AĞIR ALAŞIMLARININ YÜKSEK GERİNME HIZLARINDA
DEFORMASYONUNUN DENEYSEL VE SAYISAL YÖNTEMLER İLE
ARAŞTIRILMASI**

DOKTORA TEZİ

Hakan HAFIZOĞLU

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Nuri DURLU

MAYIS 2019

Fen Bilimleri Enstitüsü Onayı

.....
Prof. Dr. Osman EROĞUL
Müdür

Bu tezin Doktora derecesinin tüm gereksinimlerini sağladığını onaylarım.

.....
Doç. Dr. Murat Kadri AKTAŞ
Anabilimdalı Başkanı

TOBB ETÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 131517004 numaralı Doktora Öğrencisi **Hakan HAFIZOĞLU**'nun ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı "**TUNGSTEN AĞIR ALAŞIMLARININ YÜKSEK GERİNME HIZLARINDA DEFORMASYONUNUN DENEYSEL VE SAYISAL YÖNTEMLER İLE ARAŞTIRILMASI**" başlıklı tezi **15 Mayıs 2019** tarihinde aşağıda imzaları olan jüri tarafından kabul edilmiştir.

Tez Danışmanı : **Prof. Dr. Nuri DURLU**
TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi

Jüri Üyeleri : **Prof. Dr. Bilgehan ÖGEL (Başkan)**
Orta Doğu Teknik Üniversitesi

Doç. Dr. Hakkı Özgür ÜNVER
TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi

Dr. Öğretim Üyesi Yiğit TAŞÇIOĞLU
TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi

Dr. Öğretim Üyesi Mustafa KAYA
Yıldırım Beyazıt Üniversitesi

TEZ BİLDİRİMİ

Tez içindeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, alıntı yapılan kaynaklara eksiksiz atıf yapıldığını, referansların tam olarak belirtildiğini ve ayrıca bu tezin TOBB ETÜ Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlandığını bildiririm.

Hakan Hafizoğlu

ÖZET

Doktora Tezi

TUNGSTEN AĞIR ALAŞIMLARININ YÜKSEK GERİNME HIZLARINDA DEFORMASYONUNUN DENEYSSEL VE SAYISAL YÖNTEMLER İLE ARAŞTIRILMASI

Hakan Hafizoğlu

TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Prof. Dr. Nuri Durlu

Tarih: Mayıs 2019

Tungsten ağır alaşımları üstün mekanik özelliklerinden dolayı balistik uygulamalarda kinetik delici malzemesi olarak geniş kullanıma sahiptir. Bu nedenle bu alaşımların yüksek gerinme hızlarındaki davranışlarının, deformasyon biçimlerinin ve hedef ile etkileşimlerinin belirlenmesi tasarım açısından önem taşımaktadır. Bu tezde, tungsten ağır alaşımlarının yüksek gerinme hızlarındaki deformasyon davranışı ve balistik performansı deneysel ve sayısal olarak incelenmiştir. Çalışmada, 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımları 300 MPa altında soğuk izostatik preslenmiş ve 1460, 1480 ve 1500 °C'deki sıcaklıklarda 30 dk. süre ile indirgeyici ve koruyucu atmosferde sinterlenmiştir. Alaşımların mekanik özellikleri 0.0003, 0.003, 0.03/s gerinme hızlarında basma testleri ve mikrosertlik ölçümleri ile belirlenmiştir. Alaşımların mikroyapı özellikleri ise tungsten tane boyutu ölçümü, bağlayıcı faz miktarı ve bitişiklik hesaplamaları ile elde edilmiştir.

Numunelerin yüksek gerinme hızlarındaki deformasyon biçimleri ve bu numunelerin hedef ile etkileşimleri Taylor çarpma testleri ve balistik testler ile belirlenmiştir. Bu testler tek kademeli gaz silahı ile gerçekleştirilmiştir. Taylor çarpma testlerinde

silindirik numuneler (8 mm çap ve 24 mm boy) rijit çelik hedefe 200, 225 ve 250 m/s olmak üzere üç farklı hızda çarptırılmıştır. Balistik testlerde ise silindirik (8 mm çap ve 8 mm boy) tungsten ağır alaşımı parçacıklar 25 mm kalınlığında Al 6061-T6 hedefe yaklaşık 900 m/s hızla çarptırılmış ve hedef ile parçacığın etkileşimi incelenmiştir.

Taylor çarpma testleri ve balistik testler sayısal olarak modellenmiş ve elde edilen sonuçlar test sonuçları ile karşılaştırılmıştır. Sayısal modelleme çalışmaları Ls-Dyna yazılımı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Taylor çarpma testleri sonlu elemanlar yöntemi ve SPH ağsız yöntem ile modellenmiştir. Balistik testler sonlu elemanlar yöntemi ile modellenmiştir.

Sinterleme sıcaklığının artışı alaşımların mikroyapılarında bağlayıcı faz miktarının artmasına, tungsten tanelerinin büyümesine ve bitişikliğinin azalmasına neden olmuştur. Tane büyümesi alaşımların akma dayanımlarını düşürmüştür. Alaşımlardaki Ni/Fe oranının artışı mikroyapıdaki bağlayıcı faz miktarını artırmıştır. Bu artış bağlayıcı faz içerisindeki tungsten çözünürlüğünü ve alaşımların akma dayanımı değerlerini yükseltmiştir.

Taylor çarpma testlerinde, sinterleme sıcaklığının artışıyla süneklik değerlerinin arttığı ve parçacıkların kırılma davranışlarının çekme ayrışmasından, çekme ayrışması ve kesme kırılmasına değiştiği görülmüştür. Balistik testlerde çok bileşenli hedefler için en iyi balistik performans 1480 °C'de sinterlenen 93W-4.67Ni-2.33Fe alaşımından elde edilmiştir. Sinterleme sıcaklığının ve parçacıklardaki plastik deformasyonun artışıyla tek bileşenli hedef üzerinde oluşan delik çapı ve sonucunda elde edilen hasar miktarı artmıştır.

Taylor çarpma testlerinin sonlu elemanlar yöntemi ile modellenmesi çalışmalarında eleman boyunun küçülmesi ile numunelerde elde edilen kırılma davranışının daha gerçekçi modellendiği görülmüştür. SPH yöntemi ile çarpma sonrası elde edilen numune ölçülerinin sonlu elemanlar yöntemi ile elde edilene göre test sonuçlarına daha yakın olduğu sonucuna varılmıştır. Balistik testlerin modellenmesinde eleman boyunun hedefte ve parçacıkta oluşan deformasyonun modellenmesinde etkisi olduğu belirlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Tungsten ağır alaşımları, Taylor çarpma testleri, Balistik testler, Deformasyon oluş biçimleri, Mekanik özellikler, Mikroyapı parametreleri, Sonlu elemanlar yöntemi, Hidrokod

ABSTRACT

Doctor of Philosophy

INVESTIGATION OF HIGH STRAIN RATE DEFORMATION OF TUNGSTEN HEAVY ALLOYS WITH EXPERIMENTAL AND NUMERICAL METHODS

Hakan Hafizoğlu

TOBB University of Economics and Technology
Institute of Natural and Applied Sciences
Mechanical Engineering Science Programme

Prof. Dr. Nuri Durlu

Date: May 2019

Tungsten heavy alloys are widely used as kinetic penetrator material in ballistic applications due to their superior mechanical properties. Therefore, investigating the high strain rate behaviors, deformation types and the interaction with the target have importance in terms of design. In this thesis, deformation behavior and ballistic performance of tungsten heavy alloys at high strain rates were experimentally and numerically investigated. In the study, 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe and 93W-5.6Ni-1.4Fe alloys were pressed cold isostatically under 300 MPa and were sintered at 1460, 1480 and 1500°C for 30 min. under reducing and protective atmosphere. The mechanical properties of the alloys were determined with compression tests at 0.0003, 0.003, 0.03/s strain rates and with microhardness measurements. Microstructural parameters were obtained with the measurements of tungsten grain size, amount of binder phase and contiguity.

The deformation types of the samples and the interaction of these samples with the target were determined via Taylor impact and ballistic tests. These tests were performed by single stage gas gun. In Taylor impact tests, cylindrical (8 mm diameter, 24 mm length) tungsten heavy alloy samples were impacted to rigid steel

target with velocities of 200, 225 and 250 m/s. In ballistic tests, cylindrical (8 mm diameter, 8 mm length) tungsten heavy alloy fragments were impacted to the 25 mm thick Al 6061-T6 target with approximately 900 m/s and the interaction between the fragment and the target was investigated.

Taylor impact and ballistic tests were numerically modelled and the results were compared with the test results. Numerical studies were performed using Ls-Dyna software. Taylor impact tests were modelled with finite element method and SPH meshfree method. Ballistic tests were modelled with finite element method.

The increase in sintering temperature led to increase in the volume fraction of binder phase, tungsten grain coarsening and reduction in contiguity in the microstructures of the alloys. Grain coarsening decreased the yield strengths of the alloys. The increase in Ni/Fe ratio in the alloys enhanced the volume fraction of binder phase in the microstructure. This increase enhanced the solubility of tungsten in the binder phase and the yield strengths of the alloys.

In Taylor impact test, the increase in ductility with sintering temperature led to a change of the fracture behavior of fragments from tensile splitting to tensile splitting and shear fracture. The best perforation performance for multiple-component targets was obtained with 93W-4.67Ni-2.33Fe alloy sintered at 1480 °C. The increase in the sintering temperature and plastic deformation of the fragments enhanced the hole diameter and the damage on the single-component target.

In the numerical modeling of Taylor impact tests with finite element method, the fracture behaviors were simulated more realistically as the element size was decreased. The modelling of the final dimensions of the test samples with SPH meshfree method was more similar to the test results than the finite element method. The element sizes in the ballistic test modelling have influence on simulating the damage at the fragment and the target.

Keywords: Tungsten heavy alloys, Taylor impact tests, Ballistic tests, Deformation mechanisms, Mechanical properties, Microstructural parameters, Finite element method, Hydrocode

TEŞEKKÜR

Tez çalıŐmalarım boyunca değerli yardım ve katkılarıyla beni yönlendiren, tecrübelerinden ve geniş bilgi birikiminden yararlandığım, çalıŐmalarıma desteğini hiçbir zaman esirgemeyen değerli hocam **Prof. Dr. Nuri DURLU**'ya teşekkür ederim.

Tecrübelerinden ve bilgi birikiminden faydalandığım **Dr. Hüseyin Emrah KONOKMAN**'a, optimizasyon çalıŐmalarındaki katkılarından dolayı **Dr. Mustafa KAYA**'ya ve **Mehmet Sarper YAVUZ**'a, Taylor arpma testleri ve balistik testlerdeki yardımlarından ötürü **Veysel KOCA**'ya, tez kapsamında kullandığım numunelerin hazırlanmasında, mikroyapısal karakterizasyon ve mekanik özelliklerin belirlenmesi çalışmalarında yardımlarını esirgemeyen baŐta **Dr. Necmettin Kaan ÇALIŞKAN** olmak üzere **Dr. Kaan PEHLİVANOğLU**'na, **Fatih KOCA**'ya, **Levent KUTLUCAN**'a ve **Mustafa AKTAŞ**'a, teŐekkürü bir borç bilirim.

Son olarak desteğini hep hissettiğim, iyi ve kötü her zaman yanımda olan, çalıŐmalarım sırasında sabrını ve anlayıŐını hiçbir zaman esirgemeyen sevgili eŐim **Seray HAFIZOğLU**'na, manevi desteklerini her zaman gösteren **ŐENGÜL** ve **HAFIZOğLU** ailelerine çok teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

| | <u>Sayfa</u> |
|--|--------------|
| ÖZET | iv |
| ABSTRACT | vi |
| TEŞEKKÜR | viii |
| İÇİNDEKİLER | ix |
| ŞEKİL LİSTESİ | xi |
| ÇİZELGE LİSTESİ | xv |
| KISALTMALAR | xvi |
| SEMBOL LİSTESİ | xvii |
| 1 GİRİŞ | 1 |
| 2 LİTERATÜR ÖZETİ | 3 |
| 2.1 Tungsten Ağır Alaşımları ve Özellikleri..... | 3 |
| 2.2 Farklı Gerinme Hızlarında Gerçekleştirilen Testler..... | 12 |
| 2.2.1 Dinamik yükler altında gerçekleştirilen testler..... | 13 |
| 2.2.1.1 Taylor çarpma testleri..... | 13 |
| 2.2.1.2 Balistik testler..... | 23 |
| 2.3 Sayısal Modelleme Çalışmaları..... | 26 |
| 2.3.1 Taylor çarpma testlerinin modellenmesi..... | 30 |
| 2.3.2 Balistik testlerin modellenmesi..... | 35 |
| 3 DENEYSEL YÖNTEM | 39 |
| 3.1 Numunelerin Hazırlanması..... | 39 |
| 3.1.1 Toz özellikleri..... | 39 |
| 3.1.2 Alaşım bileşimleri, karıştırma ve presleme..... | 40 |
| 3.1.3 Numunelerin sinterlenmesi..... | 40 |
| 3.2 Sinterlenen Numunelerin İncelenmesi..... | 41 |
| 3.2.1 Yoğunluk ölçümleri..... | 41 |
| 3.2.2 Diferansiyel taramalı kalorimetre ölçümleri..... | 42 |
| 3.2.3 X-Işını kırınım ölçümleri..... | 42 |
| 3.2.4 Mikroyapı karakterizasyonu..... | 42 |
| 3.2.4.1 Taramalı elektron mikroskobu çalışmaları..... | 42 |
| 3.2.4.2 Bağlayıcı faz miktarının belirlenmesi..... | 42 |
| 3.2.4.3 Ortalama tane boyutunun belirlenmesi..... | 43 |
| 3.2.4.4 Bitişiklik hesaplamaları..... | 44 |
| 3.3 Numunelerin Mekanik Özelliklerinin Belirlenmesi..... | 44 |
| 3.3.1 Tek eksenli basma testleri..... | 44 |
| 3.3.2 Mikrosertlik ölçümleri..... | 46 |
| 3.4 Dinamik Test Çalışmaları..... | 47 |
| 3.4.1 Taylor çarpma testleri..... | 47 |
| 3.4.2 Balistik testler..... | 48 |
| 4 SAYISAL ÇALIŞMALAR | 51 |
| 4.1 Taylor Çarpma Testi Modellemesi..... | 51 |
| 4.1.1 Sonlu elemanlar yöntemi ile modelleme çalışmaları..... | 51 |

| | | |
|----------|---|------------|
| 4.1.2 | SPH yöntemi ile modelleme çalışmaları | 51 |
| 4.2 | Balistik Test Modellemesi..... | 53 |
| 5 | DENEYSEL VE SAYISAL ÇALIŞMALARIN DEĞERLENDİRİLMESİ | 59 |
| 5.1 | Mikroyapısal Özelliklerin İncelenmesi | 59 |
| 5.2 | Alaşımın Mekanik Özellikleri..... | 69 |
| 5.2.1 | Basma testi sonuçları..... | 69 |
| 5.2.2 | Mikrosertlik değerleri..... | 73 |
| 5.3 | Dinamik Yükler Altında Gerçekleştirilen Testler | 74 |
| 5.3.1 | Taylor çarpma testi sonuçları | 75 |
| 5.3.2 | Balistik test sonuçları | 79 |
| 5.4 | Sayısal Çalışmaların Sonuçları..... | 85 |
| 5.4.1 | Taylor çarpma testinin sayısal modellenmesi | 85 |
| 5.4.2 | Balistik testin sayısal modellenmesi | 88 |
| 6 | SONUÇ VE ÖNERİLER | 93 |
| 6.1 | Sonuçlar..... | 93 |
| 6.2 | Gelecek Çalışmalar İçin Öneriler | 95 |
| | KAYNAKLAR | 97 |
| | ÖZGEÇMİŞ | 105 |

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

| | |
|---|----|
| Şekil 2.1 : Tungsten ağır alaşımlarının mikroyapısı. | 3 |
| Şekil 2.2 : (a) Bitişikliğin tungsten miktarına bağlı olarak değişimi, (b) çekme dayanımının bitişikliğe bağlı olarak değişimi, (c) % uzamanın bitişikliğe bağlı olarak değişimi [20]. | 7 |
| Şekil 2.3 : Tungsten ağır alaşımlar için tipik bir sinterleme çevrimi [1]. | 9 |
| Şekil 2.4 : 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımında sinterleme sıcaklığına bağlı olarak mikroyapı değişimi (a) 1445 °C (b) 1460 °C (c) 1470 °C (d) 1480 °C [27]. | 10 |
| Şekil 2.5 : Taylor çarpma testi numunesinin ilk ve nihai durumunun şematik gösterimi [45]. | 14 |
| Şekil 2.6 : Taylor çarpma testinde zamana göre deformasyonun değişimi [43]. | 15 |
| Şekil 2.7 : Ters Taylor testinin şematik gösterimi (a) çarpma öncesi (b) çarpma sonrası. | 16 |
| Şekil 2.8 : Simetrik Taylor çarpma testinin şematik gösterimi (a) çarpma öncesi (b) çarpma sonrası. | 17 |
| Şekil 2.9 : Taylor çarpma testindeki deformasyon ve kırılma biçimleri (a) mantarlanma (b) çekme ayrışması (c) kesme kırılması (d) parçalanma (e) yapraklanma [52]. | 18 |
| Şekil 2.10 : Farklı çarpma hızlarında plastik deformasyona ve kırılmaya maruz kalmış mermi morfolojileri (a) $v = 198$ m/s ; (b) $v = 224$ m/s ; (c) ve (d) $v = 260$ m/s ; (e) $v = 282$ m/s ; (f) $v = 282$ m/s, kırık parça [53]. | 18 |
| Şekil 2.11 : Taylor çarpma testinde farklı sertlikteki numunelerde gözlenen (a) mantarlanma (b) kesme kırılması (c) yapraklanma, ve (d) parçalanma [50]. | 19 |
| Şekil 2.12 : Taylor çarpma testinde, farklı sertliğe sahip Arne takım çeliğinde kırılma türlerini gösteren yüksek hız kamera görüntüleri (hız = 300 m/s) [52]. | 20 |
| Şekil 2.13 : Taylor çarpma testleri sonrası numunelerden elde edilen deformasyon ve hasar biçimleri (a) mantarlanma (b) çekme ayrışması, Al 1100, $V = 240.4$ m/s (c) kesme kırılması, Al 6061 (d) çekme ayrışması, Al 1100 (e) parçalanma, Al 2A12 [54]. | 21 |
| Şekil 2.14 : Balistik testlerde delici parçacık ve hedef etkileşimi (a) ilk gerilme dalgasına bağlı kırılma (b) gevrek hedefte ilk gerilme dalgasına bağlı radyal kırılma (c) kabuklanma (d) tıpalama (e) hedefin ön yüzünün yapraklanması (f) hedefin arka yüzünün yapraklanması (g) parçalanma (h) sünek delik genişlemesi [58]. | 23 |
| Şekil 2.15 : Tungsten ağır alaşımı çubukta ve çelik hedefte adyabatik kesme bantının oluşumuna bağlı gerçekleşen çatlak oluşumları (a) çubuk (b) hedef [61]. | 25 |
| Şekil 2.16 : Çubukların hedefe nüfuz etme derinliklerinin kesit görüntüsü (a) kalın taneli (b) ince taneli [62]. | 26 |
| Şekil 2.17 : Lagrange ve Euler yöntemleri ile modellenmiş Taylor çarpma testi [63]. | 27 |
| Şekil 2.18 : Sonlu elemanlar yönteminde kullanılan eleman geometrileri [66]. | 28 |

| | |
|--|----|
| Şekil 2.19 : Sonlu elemanlar yöntemi ve SPH yöntemi ile modelleme (a) sonlu elemanlar yöntemi (dörtüzlü eleman) (b) SPH yöntemi [69]. | 29 |
| Şekil 2.20 : Kernel fonksiyonuna bağlı olarak parçacık etkinlik alanı [68]. | 29 |
| Şekil 2.21 : Farklı hızlarda gerçekleştirilen Taylor çarpma testi ve testin sayısal olarak modellenmesi (a) test sonucu (b) sayısal sonuçlar [70]. | 31 |
| Şekil 2.22 : Taylor çarpma testinin sayısal modellenmesi ile elde edilen deformasyon mekanizmaları (a) mantarlanma (hız = 400 m/s) (b) yapraklanma (hız = 600 m/s) (c) kesme kırıkları (hız = 240 m/s) [39]. | 32 |
| Şekil 2.23 : Numunelerde farklı çarpma hızları ile elde edilen deformasyonun deneysel ve sayısal olarak karşılaştırılması (a) çarpma hızı = 250 m/s (b) çarpma hızı = 350 m/s [72]. | 33 |
| Şekil 2.24 : Numunelerde farklı çarpma hızları ile elde edilen deformasyonun deneysel ve sayısal olarak karşılaştırılması (a) mantarlanma, hız:211.3 m/s ve 221.5 m/s (b) kesme kırıkları hız: 273.6 m/s (c) parçalanma hız:301.5 m/s [73]. | 34 |
| Şekil 2.25 : Taylor çarpma testinde kullanılan sertleştirilmiş numunelerin sayısal ve test sonuçlarının karşılaştırılması (a) sertliği 40 HRC olan numune (b) sertliği 52 HRC olan numune [51]. | 35 |
| Şekil 2.26 : Delme testlerinin ve testlerin sayısal modellerinin sonuçları (a) test sonuçları (b) sayısal sonuçlar [60]. | 36 |
| Şekil 2.27 : Testlerde elde edilen sertlik değerleri ile sayısal modellerde elde edilen akma dayanımı değerlerinin karşılaştırılması (a) OFHC Bakır hedefin testler sonucu sertlik değerleri (b) 7039 Al hedefin testler sonucu sertlik değerleri (c) OFHC Bakır hedefin sayısal modelleme sonucu akma dayanımı değerleri (d) 7039 Al hedefin sayısal modelleme sonucu akma dayanımı değerleri [74]. | 37 |
| Şekil 2.28 : Testlerde ve sayısal çalışmalarda farklı hızlar için elde edilen deformasyonun karşılaştırılması (a) 1150 m/s (b) 1320 m/s (c) 1400 m/s (d) 1920 m/s [76]. | 38 |
| Şekil 3.1 : Numunelerin hazırlanmasında kullanılan sinterleme çevrimi. | 41 |
| Şekil 3.2 : Ortalama tungsten tane büyüklüğü hesaplamalarında kullanılan örnek bir görüntü. | 43 |
| Şekil 3.3 : Bitişiklik ölçüm yönteminin elektron mikroskobu görüntüsü üzerinde gösterimi. | 44 |
| Şekil 3.4 : Tek eksenli basma testinin ve numune yerleşiminin şematik görüntüsü. | 45 |
| Şekil 3.5 : Düşük gerilmenin ve numunenin mekanik özelliğini yansıtmayan bölgenin olduğu gerilme-gerinme grafiği [80]. | 46 |
| Şekil 3.6 : İki parçadan oluşan pabuçların ve Taylor çarpma test numunesinin görüntüleri (a) polikarbonat pabuçlar ve Taylor çarpma test numunesi (b) pabucun teknik resmi. | 47 |
| Şekil 3.7 : Taylor çarpma test düzeneğinin şematik görüntüsü. | 48 |
| Şekil 3.8 : Balistik testlerde kullanılan test düzeneğinin şematik görüntüsü. | 49 |
| Şekil 4.1 : Taylor çarpma testinin farklı eleman boyu ile modellenmesi (a) $0.5 \times 0.5 \times 0.5 \text{ mm}^3$ (b) $0.25 \times 0.25 \times 0.25 \text{ mm}^3$ (c) $0.125 \times 0.125 \times 0.125 \text{ mm}^3$. | 52 |
| Şekil 4.2 : Taylor çarpma testinin farklı küresel parçacıklarda SPH modelleri (a) 12887 parçacık (b) 298372 parçacık. | 53 |
| Şekil 4.3 : Farklı eleman boyu ile elde edilen parçacık ve hedef modelleri (a) büyük eleman boyu parçacık, büyük eleman boyu hedef (b) küçük eleman boyu parçacık, büyük eleman boyu hedef (c) büyük eleman boyu parçacık, küçük | |

| | |
|--|----|
| eleman boyu hedef (d) küçük eleman boyu parçacık, küçük eleman boyu hedef. | 54 |
| Şekil 4.4 : Taylor çarpma testi numunelerinin hedefe çarpma sonrası elde edilen optik tarama görüntüleri (a) 93W-5.6Ni-1.4Fe, 1460 °C (b) 93W-5.6Ni-1.4Fe, 1460 °C (c) 93W-4.67Ni-2.33Fe, 1460 °C (d) 93W-5.6Ni-1.4Fe, 1480 °C (e) 93W-3.5Ni-3.5Fe, 1500 °C. | 56 |
| Şekil 5.1 : 1460 °C’de sinterlenmiş numunelerin taramalı elektron mikroskobu görüntüleri (a) 93W-3.5Ni-3.5Fe, (b) 93W-4.67Ni-2.33Fe, (c) 93W-5.6Ni-1.4Fe..... | 60 |
| Şekil 5.2 : 1480 °C’de sinterlenmiş numunelerin taramalı elektron mikroskobu görüntüleri (a) 93W-3.5Ni-3.5Fe, (b) 93W-4.67Ni-2.33Fe, (c) 93W-5.6Ni-1.4Fe..... | 61 |
| Şekil 5.3 : 1500 °C’de sinterlenmiş numunelerin taramalı elektron mikroskobu görüntüleri (a) 93W-3.5Ni-3.5Fe, (b) 93W-4.67Ni-2.33Fe, (c) 93W-5.6Ni-1.4Fe..... | 62 |
| Şekil 5.4 : Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş tungsten ağır alaşımlarının % teorik yoğunluk değerleri. | 63 |
| Şekil 5.5 : 1460 °C’de sinterlenen 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımlarının diferensiyel taramalı kalorimetre ile elde edilen ısıtma eğrileri (ısıtma hızı 10 °C/dk.). | 64 |
| Şekil 5.6 : 1480 °C’de sinterlenen 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımlarının diferensiyel taramalı kalorimetre ile elde edilen ısıtma eğrileri (ısıtma hızı 10 °C/dk.). | 65 |
| Şekil 5.7 : 1500 °C’de sinterlenen 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımlarının diferensiyel taramalı kalorimetre ile elde edilen ısıtma eğrileri (ısıtma hızı 10 °C/dk.). | 65 |
| Şekil 5.8 : 1480 °C’de sinterlenen tungsten ağır alaşımlarının X-ışını kırınım sonuçları (a) 93W-3.5Ni-3.5Fe, (b) 93W-4.67Ni-2.33Fe, (c) 93W-5.6Ni-1.4Fe..... | 67 |
| Şekil 5.9 : 1480 °C’de sinterlenen tungsten ağır alaşımlarının gerçek gerilme-gerçek gerinme grafikleri (a) 93W-3.5Ni-3.5Fe, (b) 93W-4.67Ni-2.33Fe, (c) 93W-5.6Ni-1.4Fe. | 72 |
| Şekil 5.10 : Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş tungsten ağır alaşımlarının mikrosertlik değerleri. | 74 |
| Şekil 5.11 : Farklı sıcaklıklarda sinterlenen tungsten ağır alaşımlarının çelik hedefe farklı hızlarda çarpma sonrası Taylor numunelerindeki boy değişimi..... | 76 |
| Şekil 5.12 : 1460 °C’de sinterlenen 93W-4.67Ni-2.33Fe Taylor çarpma test numunelerinde farklı hızlarda çarpma sonrası elde edilen kırılma biçimleri (a) 195 m/s (b) 216 m/s (c) 260 m/s. | 77 |
| Şekil 5.13 : Taylor numunelerin çelik hedefe çarpması sonrasında çarpma yüzeylerinde oluşan kırılma biçimleri (a) 93W-3.5Ni-3.5Fe, sinterleme sıcaklığı 1480 °C (b) 93W-3.5Ni-3.5Fe, sinterleme sıcaklığı 1500 °C (c) 93W-4.67Ni-2.33Fe, sinterleme sıcaklığı 1480 °C (d) 93W-4.67Ni-2.33Fe, sinterleme sıcaklığı 1500 °C (e) 93W-5.6Ni-1.4Fe, sinterleme sıcaklığı 1480 °C (f) 93W-5.6Ni-1.4Fe, sinterleme sıcaklığı 1500 °C..... | 78 |
| Şekil 5.14 : 93W-3.5Ni-3.5Fe Taylor numunelerinin çelik hedefe çarpma sonrasındaki parçalanma davranışları (a) 1480 °C sinterleme sıcaklığı, 230 m/s çarpma hızı (b) 1500 °C sinterleme sıcaklığı, 231 m/s çarpma hızı..... | 79 |

| | |
|---|----|
| Şekil 5.15 : Balistik test sonrasında 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımı parçacıkların hedeften çıkış hızları..... | 80 |
| Şekil 5.16 : Balistik testler sonrası 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Ni parçacıklarının ve hedeften koparılan parçaların görüntüsü..... | 81 |
| Şekil 5.17 : 93W-3.5Ni-3.5Fe (1480 °C’de sinterlenmiş) parçacığının balistik test görüntüleri, çarpma hızı 891 m/s (a) $t_0=0$ (b) $t_1=140 \mu s$ (c) $t_2=2190 \mu s$ | 82 |
| Şekil 5.18 : Balistik testlerde hedefi delme sırasında 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımı parçacıklarında meydana gelen boyut değişimleri (a) çap değişimi (b) boy değişimi..... | 83 |
| Şekil 5.19 : Balistik testlerde hedefi delme sırasında 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımı parçacıklarda gözlenen kütle kayıpları.... | 84 |
| Şekil 5.20 : Balistik testlerde hedefi delme sonrasında oluşan deliklerdeki çap değişimleri..... | 85 |
| Şekil 5.21 : Modeldeki eleman boyutunun küçültülmesi ile elde edilen kesme kırılması (a) $0.5 \times 0.5 \times 0.5 \text{ mm}^3$, (b) $0.25 \times 0.25 \times 0.25 \text{ mm}^3$, (c) $0.125 \times 0.125 \times 0.125 \text{ mm}^3$. (d) 1480°C’de sinterlenen 93W-3.5Ni-3.5Fe alaşımı (çarpma hızı:206 m/s)..... | 86 |
| Şekil 5.22 : Farklı parçacık sayısı ile SPH yöntemi kullanılarak modellenen deformasyon davranışları (a)12887 parçacık (b) 298372 parçacık (c) 1480°C’de sinterlenen 93W-3.5Ni-3.5Fe alaşımı (çarpma hızı:206 m/s)..... | 87 |
| Şekil 5.23 : Hedefin delinmesi sonrası parçacıklarda oluşan deformasyon (a) büyük eleman boyu hedef, büyük eleman boyu parçacık (b) büyük eleman boyu hedef, küçük eleman boyu parçacık (c) küçük eleman boyu hedef, büyük eleman boyu parçacık (d) küçük eleman boyu hedef, küçük eleman boyu parçacık..... | 88 |
| Şekil 5.24 : Hedefi delme ile parçacıklardan elde edilen çıkış hızları (a) büyük eleman boyu hedef, büyük eleman boyu parçacık (b) büyük eleman boyu hedef, küçük eleman boyu parçacık (c) küçük eleman boyu hedef, büyük eleman boyu parçacık (d) küçük eleman boyu hedef, küçük eleman boyu parçacık..... | 90 |
| Şekil 5.25 : Delme işlemi sonrası hedefin çarpma ve arka yüzeyleri (a) büyük eleman boyu hedef, büyük eleman boyu parçacık (b) büyük eleman boyu hedef, küçük eleman boyu parçacık (c) küçük eleman boyu hedef, büyük eleman boyu parçacık (d) küçük eleman boyu hedef, küçük eleman boyu parçacık (e) test sonucu..... | 91 |
| Şekil 5.26 : Delme analizleri sonrası hedeflerin kesit görüntüleri (a) büyük eleman boyu hedef, büyük eleman boyu parçacık (b) büyük eleman boyu hedef, küçük eleman boyu parçacık (c) küçük eleman boyu hedef, büyük eleman boyu parçacık (d) küçük eleman boyu hedef, küçük eleman boyu parçacık..... | 92 |

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

| | |
|---|----|
| Çizelge 2.1 : Tungsten ağır alaşımları ve genel özellikleri [11]. | 4 |
| Çizelge 2.2 : Sinterleme ve ısıt işlemler sonrası alaşımların mekanik özellikleri [4]. | 5 |
| Çizelge 2.3 : Matriks içindeki Ni/Fe oranı ve Mo miktarına bağlı olarak alaşımların mekanik özellikleri [15]. | 6 |
| Çizelge 2.4 : Farklı tungsten içeren alaşımların mekanik özellikleri [21]. | 8 |
| Çizelge 2.5 : Farklı miktarda tungsten içeren alaşımların yoğunlukları ve mekanik özellikleri [22]. | 8 |
| Çizelge 2.6 : 93W-4.9Ni-2.1Fe alaşımında sinterleme sıcaklığının mekanik özelliklere etkisi (hidrojen ortamında 30 dk. süre ile sinterleme + argon ortamında 1100°C’de 1 saat süre ile tavlama ve su verme) [26]. | 9 |
| Çizelge 2.7 : 1480 °C’de 30 dk. süre ile sinterlenmiş ve % 15 dövülmüş alaşımların mekanik özellikleri [32]. | 11 |
| Çizelge 2.8 : Sinterlenmiş, ısıt işlemler görmüş ve dövme işlemine maruz kalmış 91W-7Ni-1.5Fe-0.5Co alaşımının mekanik özellikleri [34]. | 12 |
| Çizelge 2.9 : Gerinme hızlarının sınıflandırılması [35]. | 13 |
| Çizelge 2.10 : Çelik, alüminyum, titanyum ve tungsten ağır alaşımları ile gerçekleştirilmiş Taylor çarpma testleri sonucunda elde edilen deformasyon ve hasar biçimleri. | 22 |
| Çizelge 3.1 : Çalışmada kullanılan toz özellikleri. | 39 |
| Çizelge 3.2 : Tez çalışmasında kullanılan tozların bileşimleri. | 40 |
| Çizelge 4.1 : Optimize edilen tungsten ağır alaşımı malzeme parametreleri..... | 57 |
| Çizelge 4.2 : Malzeme parametreleri için belirlenen değer aralıkları..... | 57 |
| Çizelge 4.3 : Optimizasyon çalışmaları ile her bir numuneden elde edilen Johnson-Cook parametreleri. | 58 |
| Çizelge 4.4 : Parçacık ve hedef için malzeme ve hasar modeli parametreleri. | 58 |
| Çizelge 5.1 : Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe, ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımlarının bağlayıcı faz EDS analizi sonuçları. | 66 |
| Çizelge 5.2: Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe, ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımlarının bağlayıcı faz miktarı, tungsten tane büyüklüğü ve tungsten bitişikliği. | 68 |
| Çizelge 5.3: Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe, ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımlarının üç farklı gerinme hızında elde edilmiş akma dayanımları. | 70 |
| Çizelge 5.4 : Literatürde tungsten ağır alaşımları ile gerçekleştirilen basma testleri sonucu elde edilen akma dayanımları. | 73 |
| Çizelge 5.5 : Analiz ve test sonuçlarından elde edilen numune ölçüleri farkları..... | 88 |
| Çizelge 5.6 : Balistik analizler sonrası parçacıkların ölçülerinde meydana gelen değişimler. | 89 |

KISALTMALAR

| | |
|------------|-------------------------------------|
| 2D | : İki Boyutlu |
| 3D | : Üç Boyutlu |
| DSC | : Diferansiyel Taramalı Kalorimetre |
| dk | : Dakika |
| RHA | : Haddelenmiş Homojen Zırh Çeliği |
| SPH | : Smooth Particle Hydrodynamics |



SEMBOL LİSTESİ

Bu çalışmada kullanılmış olan simgeler açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler

Açıklama

| | |
|-------------|--|
| A | Referans gerinme hızındaki akma dayanımı |
| Al | Alüminyum |
| B | Gerinme sertleşmesi katsayısı |
| C | Gerinme hızına bağlı parametre |
| C_w | Tungsten bitişikliği |
| Co | Kobalt |
| Cr | Krom |
| Cu | Bakır |
| d | Ortalama tungsten tane boyutu |
| D | Eleman veya parçacıktaki hasar değeri |
| e_e | Eşdeğer gerinme artışı |
| e_f | Kırık oluşumu için gerekli eşdeğer gerinme |
| e_p | Plastik gerinme |
| \dot{e}_0 | Referans gerinme hızı |
| \dot{e}_p | Plastik gerinme hızı |
| Fe | Demir |
| HRA | Rockwell A ölçeğinde sertlik birimi |
| HRC | Rockwell C ölçeğinde sertlik birimi |
| kN | Kilonewton |
| L | İlk boy |
| L_1 | Son boy |
| m | Sıcaklığa bağlı parameter |
| m_1 | Numunenin havadaki ağırlığı |
| m_2 | Numunenin hksilen sıvısı içerisindeki ağırlığı |
| M | Elektron mikroskobu görüntülerindeki büyütme |
| Mo | Molibden |
| MPa | Megapascal |
| n | Gerinme sertleşmesi üssü |
| n_1 | Çemberin içindeki tungsten tane sayısı |
| n_2 | Çemberin üzerindeki tungsten tane sayısı |
| N_A | Milimetre kareye düşen parçacık sayısı |
| N_i | Nikel |
| N_{WB} | Tungsten-bağlayıcı faz kesişimi sayısı |
| N_{WW} | Tungsten-tungsten kesişimi sayısı |
| Re | Reenyum |
| Ti | Titanyum |

| | |
|----------|-----------------------|
| T_m | Ergime sıcaklığı |
| T_r | Referans sıcaklık |
| V | Vanadyum |
| W | Tungsten |
| W_{Fe} | Demirin % ağırlığı |
| W_{Ni} | Nikelin % ağırlığı |
| W_W | Tungstenin % ağırlığı |



1 GİRİŞ

Tungsten ağır alaşımları, sıvı fazlı sinterleme yöntemi ile üretilen metal matriks kompozitlerdir. Bu alaşımlar yüksek yoğunluğa, iyi mekanik ve korozyon özelliklerine sahiptir. Tungsten ağır alaşımları yüksek yoğunluğu ve yüksek mekanik özelliklerinden dolayı kinetik delici ve parçacıklı harp başlıklarında geniş kullanım alanına sahiptir [1,2]. Tungsten ağır alaşımlarının içeriğinde bulunan Ni ve Fe gibi alaşım elementleri ve üretim yöntemleri alaşımların mekanik özelliklerini ve yüksek gerinme hızındaki deformasyonunu etkilemektedir [3,4]. Bu nedenle, tungsten ağır alaşımlarının kinetik delici ve harp başlığı olarak performansının artırılabilmesi için kimyasal bileşimi ve üretim parameterelerine bağlı olarak yüksek gerinme hızlarındaki deformasyon davranışının incelenmesi önem taşımaktadır.

Tungsten ağır alaşımlarının yüksek gerinme hızlarında dinamik davranışının incelenmesinde Taylor çarpma testi ve balistik testler yaygın olarak kullanılmaktadır. Taylor çarpma testinde silindirik bir tungsten ağır alaşımı numunesi rijit bir hedefe çarpıtılmakta ve numunede elde edilen deformasyon incelenerek malzemenin dinamik koşullardaki davranışı belirlenmektedir.

Balistik testlerde ise tungsten ağır alaşımından imal edilmiş delici parçacıkların hedef ile etkileşimi incelenmektedir. Hedefin delinmesi sırasında ve sonrasında hedefte ve delici parçacıklarda oluşan deformasyonlar belirlenmektedir. Çarpma hızı, parçacık ve hedef malzemesi, parçacık ve hedef boyutları gibi etkenler test sürecini ve sonucunu etkilemektedir.

Dinamik koşulda gerçekleştirilen testler yüksek maliyetli ve zahmetli olduğundan, bu testlerin çeşitli hidrokodlar (örneğin Ls-Dyna, Autodyn, Abaqus) yardımıyla modellenmesi ve simüle edilmesi önem taşımaktadır. Böylelikle birçok test koşulunda, hedef ve parçacık arasındaki etkileşim modellenerek sonuçlar hızlı ve etkili bir şekilde elde edilebilmektedir. Literatürdeki birçok çalışmada, Taylor çarpma testleri ve balistik testler hidrokodlar yardımıyla modellenmiş ve elde edilen sonuçlar test çalışmaları ile karşılaştırmıştır.

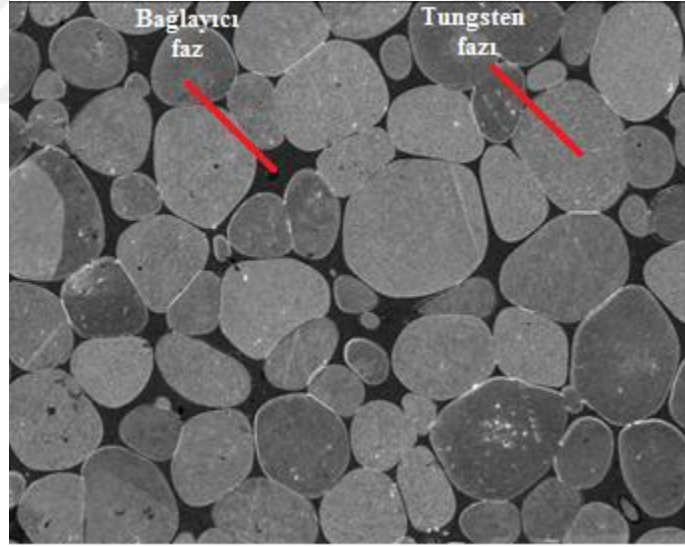
Bu çalışmada, tungsten ağır alaşımlarının yüksek gerinme hızlarındaki deformasyonu deneysel ve sayısal olarak incelenmiştir. Bu amaca yönelik olarak 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe, 93W-5.6Ni-1.4Fe (ağırlık %) alaşımları üç farklı sıcaklıkta (1460, 1480 ve 1500 °C) sinterlenmiştir. Sinterlenen numunelerin ilk olarak mekanik ve mikroyapısal özellikleri incelenmiştir. Taylor çarpma testleri ile tungsten ağır alaşımı numunenin rijit hedefe çarpması sonucu numunede oluşan deformasyon biçimi ve balistik testler ile tungsten ağır alaşımından elde edilen delici parçacığın ve hedefin etkileşimi ve parçacıkta/hedefte oluşan deformasyon incelenmiştir. Tez çalışmasının son bölümünde Taylor çarpma testleri ve balistik testler modellenerek elde edilen simülasyon sonuçları deneysel çalışmalar ile elde edilen sonuçlarla karşılaştırılmıştır.

Tezin ikinci bölümünde tungsten ağır alaşımları ve bu alaşımların mekanik özellikleri, Taylor çarpma testleri, balistik testler ve bu testlerin modellenmesine ilişkin literatür özeti ve literatürde yapılan çalışmalar verilecektir. Üçüncü bölümde tez çalışmaları kapsamında gerçekleştirilen deneysel yöntem açıklanacak, dördüncü bölümde ise elde edilen deneysel ve sayısal sonuçlar tartışılacaktır. Tezin altıncı bölümünde ise tüm çalışmalardan elde edilen sonuçlar verilecektir.

2 LİTERATÜR ÖZETİ

2.1 Tungsten Ağır Alaşımları ve Özellikleri

Tungsten ağır alaşımları, hacim merkezli kübik kristal yapıya sahip küresel tungsten ve yüzey merkezli kübik kristal yapıda bağlayıcı fazdan oluşan ve yoğunlukları 17-18.5 g/cm³ arasında değişen iki fazlı kompozit malzemelerdir [5-8]. Sıvı fazlı sinterleme yöntemi ile üretilen tungsten ağır alaşımlarının mikroyapısının genel görüntüsü Şekil 2.1’de verilmiştir. Bu alaşımlar, farklı fazlardan oluşan mikroyapılarından dolayı yüksek dayanım, yüksek yoğunluk, yüksek rijitlik, iyi tokluk değerlerine sahiptir [5,9]. Tungsten ağır alaşımlarının mekanik özellikleri tungsten taneleri ile bağlayıcı faz arasındaki dayanıma bağlı olarak değişmektedir [10].



Şekil 2.1 : Tungsten ağır alaşımlarının mikroyapısı.

Tungsten ağır alaşımları; özellikle savunma sanayisinde ve uzay sektöründe geniş uygulama alanlarına sahiptir [11]. Bu alaşımlar uçaklarda ve mühimmatlarda dengeleyici ağırlık, harp başlıklarında delici ve parçacık malzemesi ve radyasyondan koruyucu zırh olarak kullanılmaktadır [12].

Tungsten ağır alaşımları temel olarak ikiye ayrılmaktadır. Alaşımlardan ilki bağlayıcı fazın Ni-Fe, diğeri ise bağlayıcı fazın Ni-Cu içerdiği alaşımlardır. Kullanılan

elementlerin miktarları mekanik özellikleri etkilemektedir [13,14]. Örnek olarak; W-Ni-Fe sisteminde Ni/Fe oranının değişimi ile farklı mikroyapılar ve mekanik özellikler elde edilebilmektedir. Ni/Fe oranının artışına bağlı olarak bağlayıcı faz içerisinde çözünen tungsten miktarı artmaktadır. Bu durum, tungsten tanelerinin büyümesine, bitişiklik değerlerinin düşmesine ve tokluk değerlerinin artışına neden olmaktadır [15]. Bağlayıcı faz içindeki Ni/Fe oranının iki ile dört arasında olduğu durumda optimum süneklik ve dayanım değerleri elde edilmektedir [15]. Bu orandan farklı üretilen tungsten ağır alaşımlarında gevrek intermetalik faz oluşumuna bağlı olarak mekanik özelliklerde düşüş gözlenmiştir [15]. Literatürde en çok kullanılan tungsten ağır alaşımı çeşitleri Çizelge 2.1’de gösterilmiştir.

Çizelge 2.1 : Tungsten ağır alaşımları ve genel özellikleri [11].

| Alaşım Sistemi | Avantaj | Dezavantaj |
|----------------|--|---|
| W-Ni-Cu | Düşük sıvı fazlı sinterleme sıcaklığı, düşük manyetik geçirgenlik, yüksek ısı iletkenlik | Düşük mekanik özellikler |
| W-Ni-Fe | Düşük üretim maliyeti | Standart alaşım |
| W-Ni-Co | Yüksek mekanik özellikler | İntermetalik oluşumu |
| W-Ni-Fe-Co | W-Ni-Fe den daha iyi mekanik özellikler | Radyasyon ortamlarında kullanım kısıtlaması |
| W-Ni-Fe-Mo | Yüksek sertlik | Sinterleme hassasiyeti yüksek |

Tungsten ağır alaşımlarının çekme dayanımı ve sertliği genel olarak tungsten tanelerinin büyüklüğüne bağlıdır [14]. Bakırın kullanıldığı üçlü alaşım sistemlerinde sinterleme sıcaklığının yüksek olması nedeni ile tungsten tanelerinde irileşme ve buna bağlı olarak düşük süneklik ve kırılma direnci elde edilmektedir. Dörtlü alaşım sistemlerinde ise tungsten ağır alaşımlarının mekanik özelliklerinin geliştirilmesi için Ni ve Fe'in yanısıra Co, Mo, Cr gibi alaşım elementleri de kullanılmaktadır. Kobaltın bağlayıcı faz içinde çözünmesi ile tungsten ağır alaşımının dayanımında artış sağlanmaktadır [16]. Bu nedenle, tungsten ağır alaşımlarında kobalt kullanımı son yıllarda giderek artmaktadır [17].

Kiran ve diğerlerinin yaptığı bir çalışmada [4], 1480 °C'de 2 saat sinterlenmiş ağırlıkça % 93 tungsten içeren ve Ni bazlı bağlayıcı fazı olan alaşımlarda Fe, Co ve Re katkısının mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Alaşımların bir kısmı sinterlendikten sonra 1100 °C'de vakum altında 2 saat ısıtılmış, bir kısmı ise sinterlendikten sonra dövme işlemine (% 40) maruz bırakılmıştır. En yüksek çekme dayanımları mikroyapıdaki küçük tane yapısından dolayı Re eklenen alaşımdan elde edilmiştir. Kobalt katkılı alaşımlarda ise üstün uzama ve çarpma özellikleri görülmüştür. Çalışmada alaşımlardan elde edilen mekanik özellikler Çizelge 2.2'de verilmiştir.

Çizelge 2.2 : Sinterleme ve ısıtıl işlem sonrası alaşımların mekanik özellikleri [4].

| Alaşım | Sinterleme+Isıl işlem | | | Sinterleme+Dövme İşlemi | | |
|-----------------------|-----------------------|----------------------|-----------|-------------------------|----------------------|-----------|
| | Akma Dayanımı (MPa) | Çekme Dayanımı (MPa) | Uzama (%) | Akma Dayanımı (MPa) | Çekme Dayanımı (MPa) | Uzama (%) |
| 93W-4.9Ni-2.1Fe | 628 | 858 | 17 | 1255 | 1286 | 3 |
| 93W-4.2Ni-1.2Fe-1.6Co | 623 | 869 | 18 | 1219 | 1280 | 12 |
| 93W-4.9Ni-1.9Fe-0.2Re | 637 | 876 | 18 | 1347 | 1380 | 5 |

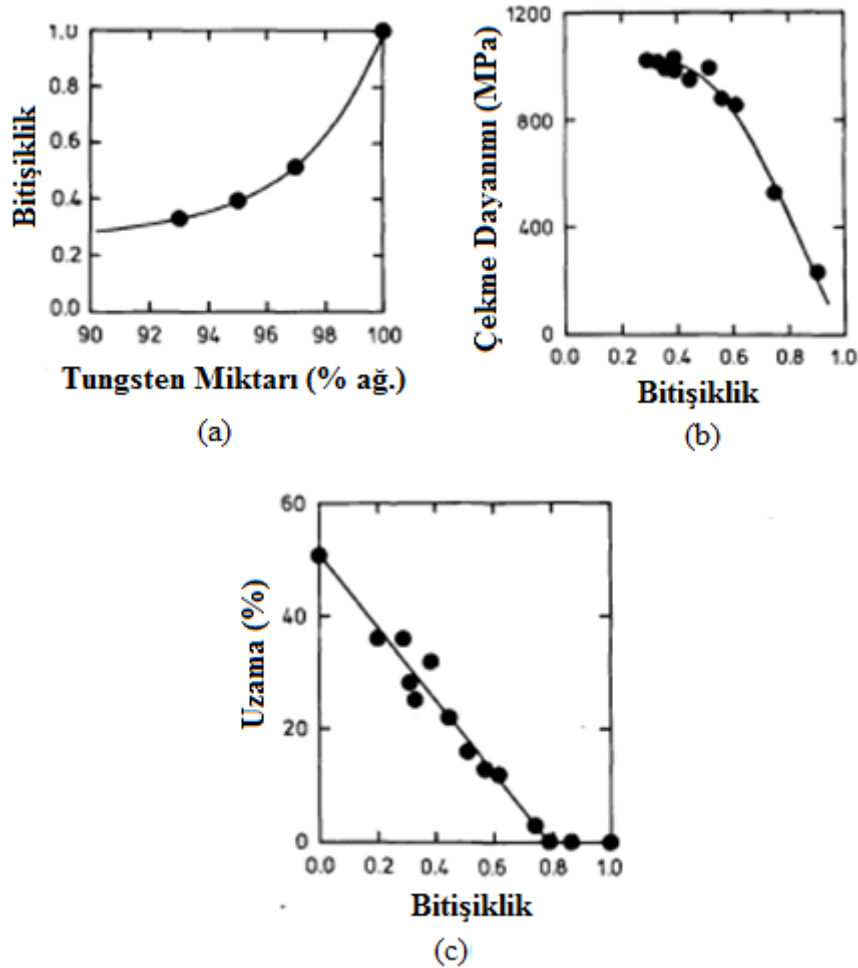
Bose ve German bir çalışmada [15], ağırlıkça % 90 tungsten içeren alaşımlarda farklı Ni/Fe oranının ve Mo miktarının mekanik özelliklere etkisini incelemiştir. Çalışmada elde edilen sonuçlara göre Ni/Fe oranının ve Mo miktarının artışının alaşımların akma dayanımını ve sertlik değerini artırdığı görülmüştür (Çizelge 2.3).

Çizelge 2.3 : Matriks içindeki Ni/Fe oranı ve Mo miktarına bağlı olarak alaşımların mekanik özellikleri [15].

| Mo (% ağı.) | Ni/Fe Oranı | Akma Dayanımı (MPa) | Çekme Dayanımı (MPa) | Uzama (%) | Sertlik (HRA) |
|----------------|----------------|---------------------------|----------------------------|--------------|------------------|
| 0 | 7/3 | 534 | 923 | 30 | 62.8 |
| 0 | 8/2 | 551 | 918 | 36 | 63.5 |
| 4 | 7/3 | 625 | 978 | 24 | 63.9 |
| 4 | 8/2 | 598 | 947 | 31 | 63.8 |
| 8 | 7/3 | 715 | 1030 | 20 | 65.8 |
| 8 | 8/2 | 688 | 1048 | 24 | 65.9 |
| 12 | 7/3 | 835 | 1103 | 10 | 68.1 |
| 12 | 8/2 | 773 | 1119 | 14 | 67.4 |
| 16 | 7/3 | 892 | 1145 | 7 | 68.8 |
| 16 | 8/2 | 843 | 1150 | 10 | 68.4 |

Tungsten ağır alaşımlarında genel olarak % 80 - 97 ağırlık oranında tungsten bulunmaktadır [18]. Tungsten fazının miktarı, tungsten tanelerinin boyutu ve tanelerin birbirine yakınlığı alaşımların mekanik özelliklerini etkilemektedir [19]. German ve diğerlerinin yaptığı bir çalışmada [20], Ni/Fe oranı 7:3 olan tungsten ağır alaşımlarında tungsten miktarının değişimi (ağırlıkça % 90-99.5) ile mekanik ve

mikroyapısal özelliklerde meydana gelen değişimler incelenmiştir. Çalışmada, tungsten miktarının artışıyla bitişikliğinin arttığı (Şekil 2.2 (a)), bitişikliğinin artışına bağlı olarak çekme dayanımı ve % uzamanın azaldığı belirtilmiştir (Şekil 2.2 (b) ve Şekil 2.2 (c)).



Şekil 2.2 : (a) Bitişikliğinin tungsten miktarına bağlı olarak değişimi, (b) çekme dayanımının bitişikliğe bağlı olarak değişimi, (c) % uzamanın bitişikliğe bağlı olarak değişimi [20].

Gong ve diğerleri [21], sinterleme ve 1100 °C’de sıcak ekstrüzyon şeklinde iki farklı işleme tabi tutulan 90W-7Ni-3Fe, 93W-4.9Ni-2.1Fe ve 95W-3.5Ni-1.5Fe alaşımlarında tungsten miktarına bağlı olarak mekanik özelliklerdeki değişimi incelemiştir. Çalışmada elde edilen mekanik özellikler Çizelge 2.4’te verilmiştir. Çalışmada tungsten miktarının artışıyla çekme dayanımı ve sertlikte artış, % uzamada ise azalma olduğu belirlenmiştir.

Çizelge 2.4 : Farklı tungsten içeren alaşımların mekanik özellikleri [21].

| Kimyasal Bileşim | 90W-7Ni-3Fe | | 93W-4.9Ni-2.1Fe | | 95W-3.5Ni-1.5Fe | |
|----------------------|-------------|------------------|-----------------|------------------|-----------------|------------------|
| | Sinterleme | Sıcak Ekstrüzyon | Sinterleme | Sıcak Ekstrüzyon | Sinterleme | Sıcak Ekstrüzyon |
| Çekme Dayanımı (MPa) | 890 | 1260 | 935 | 1390 | 950 | 1455 |
| Uzama (%) | 25 | 10 | 21 | 7 | 16 | 5 |
| Sertlik (HRC) | 27 | 36 | 28 | 39 | 30 | 40 |

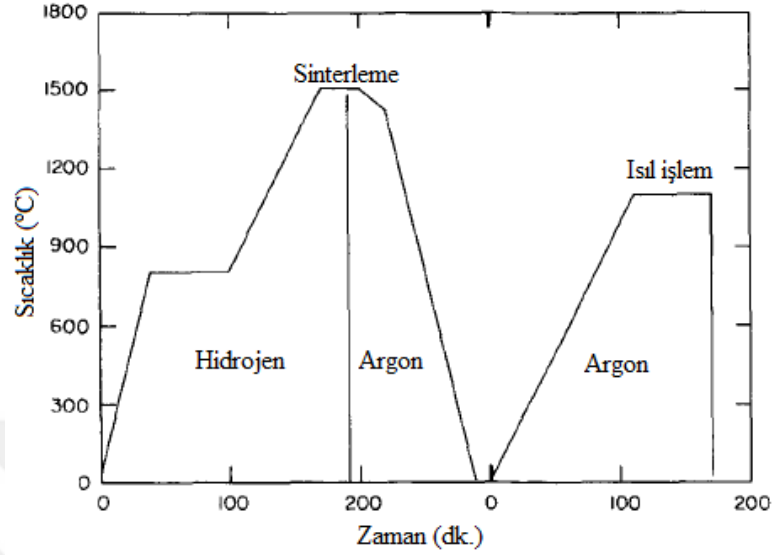
Humail ve diğerlerinin bir çalışmasında [22], tungsten ağır alaşımlarında tungsten miktarı ile mekanik ve mikroyapı özelliklerindeki değişim incelenmiştir. Çalışmada ağırlıkça % 88, % 93 ve % 95 tungsten içeren ve Ni/Fe oranı 7:3 olan alaşımlar kullanılmıştır. Numuneler 1500 °C’de hidrojen ortamında 30 dk. sinterlendikten sonra, 1100 °C’de vakum ortamında 8 saat tavlansmıştır. Mekanik özelliklerin tungsten miktarına bağlı olarak değişimi Çizelge 2.5’te verilmiştir.

Çizelge 2.5 : Farklı miktarda tungsten içeren alaşımların yoğunlukları ve mekanik özellikleri [22].

| Alaşım | Yoğunluk (g/cm ³) | Çekme Dayanımı (MPa) | Uzama (%) |
|-----------------|-------------------------------|----------------------|-----------|
| 88W-8.4Ni-3.6Fe | 16.60 | 894 | 30 |
| 93W-4.9Ni-2.1Fe | 17.52 | 996 | 23 |
| 95W-3.5Ni-1.5Fe | 17.98 | 916 | 11 |

Tungsten ağır alaşımları toz metalurjisi yöntemleri ile üretilmektedir [23,24]. Üretimde işlem sırası toz üretimi ve karıştırma, presleme, sinterleme ve sinterleme sonrası özellik arttırıcı işlemler şeklindedir. Presleme işleminden sonra sinterleme işlemi 1450 °C’nin üzerinde genellikle hidrojen veya vakum altında gerçekleştirilmektedir [18,25]. Ancak, sinterleme çevriminde kullanılan hidrojen atmosferi alaşımda hidrojen gevrekleşmesine neden olabileceğinden, sinterlemenin

son aşamasında hidrojenin yerine argon gazının veya vakumun kullanılması alaşımlardaki olası gevrekleşmeyi önlemektedir [8]. Tungsten ağır alaşımlarına ait tipik bir sinterleme ve özellik artırıcı ısıl işlem çevrimi Şekil 2.3'te verilmiştir.



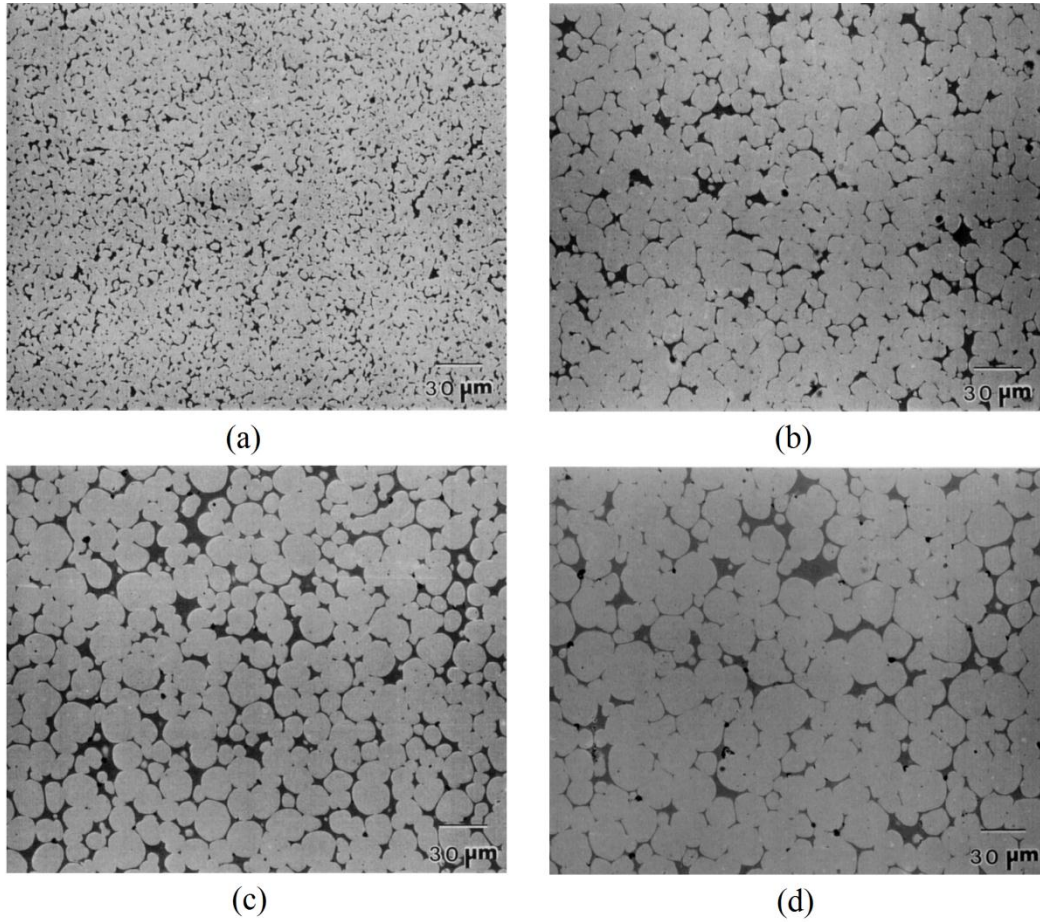
Şekil 2.3 : Tungsten ağır alaşımlar için tipik bir sinterleme çevrimi [1].

Rabin ve German [26] bağlayıcı faz içindeki Ni/Fe oranının 7:3 olduğu tungsten ağır alaşımlarında kontrollü üretim şartlarına bağlı olarak, tungsten miktarının sinterleme sıcaklığının ve sinterleme süresinin alaşımların mikroyapısı ve mekanik özelliklere etkisini incelemişlerdir. 93W-4.9Ni-2.1Fe alaşımında sinterleme sıcaklığının mekanik özelliklere etkisi Çizelge 2.6'da verilmiştir. Sinterleme sıcaklığının artışına bağlı olarak akma ve çekme dayanımında azalma, süneklikte ise artış gözlenmiştir.

Çizelge 2.6 : 93W-4.9Ni-2.1Fe alaşımında sinterleme sıcaklığının mekanik özelliklere etkisi (hidrojen ortamında 30 dk. süre ile sinterleme + argon ortamında 1100°C'de 1 saat süre ile tavlama ve su verme) [26].

| Sıcaklık (°C) | Akma Dayanımı (MPa) | Çekme Dayanımı (MPa) | Uzama (%) |
|------------------|---------------------------|----------------------------|--------------|
| 1460 | 612±20 | 998±11 | 19.1±2.1 |
| 1480 | 596±11 | 986±12 | 23.4±2.4 |
| 1500 | 580±16 | 976±5 | 23.7±0.9 |

Kim ve diğçerlerinin bir çalışmasında [27] mekanik alaşımlanmış 93W-5.6Ni-1.4Fe numuneleri 1445, 1460, 1470 ve 1480 °C’de hidrojen ortamında 1 dakika süre ile sinterlendikten sonra, 1150°C’de 1 saat süre ile azot ortamında tavlannış ve su verilmiştir. Numunelerin mikroyapıları Şekil 2.4’te verilmiştir. Çalışmada, sinterleme sıcaklığının artışına bağlı olarak tungsten tanelerinde irileşme ve de tungsten bitişiklik değerinde azalma gözlenmiştir.



Şekil 2.4 : 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımında sinterleme sıcaklığına bağlı olarak mikroyapı değişimi (a) 1445 °C (b) 1460 °C (c) 1470 °C (d) 1480 °C [27].

Tungsten ağır alaşımlarının mekanik özellikleri alaşımın saflığı, tungsten-tungsten arayüzü, tungsten-bağlayıcı faz arayüzü gibi birçok faktöre bağlıdır. Sinterleme işleminden sonra bu faktörlerin etkisini değiştirmek ve yüksek mekanik özellikler elde edilebilmesi amacıyla ısıl işlemler uygulanmaktadır [25,28,29]. Sinterleme işlemi sonrası uygulanan ısıl işlemler ile hidrojen gevrekleşmesi, gevrek intermetalik fazların oluşumu gibi mekanik özelliklere olumsuz etkiler ortadan kaldırılmaktadır [25]. Sinterleme sonrası mekanik özellikleri arttırmak için kullanılan bir diğer yöntem ise soğuk deformasyondur (dövme, hidrostatik ekstrüzyon) [30,31]. Soğuk

deformasyon mikroyapıdaki gözeneklerin giderilmesi, dislokasyon yoğunluğunun artırılması işlemleri ile tungsten ağır alaşımındaki bağlayıcı fazda ve tungsten tanelerinde gerinme sertleşmesine yol açarak akma ve çekme dayanımını arttırmaktadır [31].

Durlu ve diğerlerinin bir çalışmasında [32], 90W-7Ni-3Fe ve 93W-4.9Ni-2.1Fe alaşımlarında % 15 dövme (swaging – tokaçlama) işleminin mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Alaşımlar presleme işlemi sonrasında 1480 °C’de 20 dk. süre ile hidrojen ortamında ve 10 dakika süre ile argon ortamında sinterlenmiştir. Alaşımların mekanik özellikleri Çizelge 2.7’de gösterilmiştir.

Çizelge 2.7 : 1480 °C’de 30 dk. süre ile sinterlenmiş ve % 15 dövülmüş alaşımların mekanik özellikleri [32].

| Numune | 90W-7Ni-3Fe | | 93W-4.9Ni-2.1Fe | |
|----------------------|--------------|----------|-----------------|----------|
| | Sinterlenmiş | Dövülmüş | Sinterlenmiş | Dövülmüş |
| Çekme Dayanımı (MPa) | 889±12 | 1157±6 | 898±16 | 1147±24 |
| Uzama (%) | 28±2 | 10±2 | 23±3 | 10±2 |

Li ve diğerleri [33], 97W-2Ni-1Fe alaşımında sinterleme işlemi sonrası farklı sıcaklıklarda ve sürelerde ısıl işlem uygulanmış alaşımlarda çekme özelliklerindeki değişimi incelemişlerdir. Isıl işlemler 600, 1100 ve 1350 °C olmak üzere üç farklı sıcaklıkta ve 15, 60 ve 120 dk. olmak üzere üç farklı sürede gerçekleştirilmiştir. Sonuçlara göre ısıl işlem sonrası çekme özelliklerinde artış olduğu ve ısıl işlem sıcaklığının artışı ile alaşımlardaki uzama miktarında da artış olduğu görülmüştür.

Das ve diğerlerinin bir çalışmasında [34] 91W-7Ni-1.5Fe-0.5Co alaşımında sinterleme sonrası uygulanan ısıl işlemin ve dövme işleminin alaşımın çekme özelliklerine etkisi incelenmiştir. Alaşım 1460 °C’de 1.5 saat hidrojen altında

sinterlenmiş, sonrasında numunelerin bir kısmına 1100 °C’de 5 saat Ar altında ısıl işlem uygulanmış ve numunelere su verilmiştir. Isıl işlem görmüş numunelerin bir kısmına dövme işlemi uygulanmış ve numunelerin çekme özellikleri elde edilmiştir (Çizelge 2.8). Isıl işlem ve dövme işlemi sonrası çekme dayanımı değerlerinde artış gözlenmiştir. Uzama değerleri ise ısıl işlem sonrası artmış ancak ısıl işlem sonrası uygulanan dövme işlemiyle bir miktar azalmıştır.

Çizelge 2.8 : Sinterlenmiş, ısıl işlem görmüş ve dövme işlemine maruz kalmış 91W-7Ni-1.5Fe-0.5Co alaşımının mekanik özellikleri [34].

| Özellikler | Sinterleme | Sinterleme+ısıl işlem | Sinterleme+ısıl işlem+dövme işlemi |
|----------------------|------------|-----------------------|------------------------------------|
| Çekme Dayanımı (MPa) | 717 | 1000 | 1167 |
| Uzama (%) | 5 | 20 | 18 |

2.2 Farklı Gerinme Hızlarında Gerçekleştirilen Testler

Malzemelerin mekanik özellikleri gerinme hızına bağlı olarak değişmektedir. Yüksek gerinme hızında gerçekleştirilen uygulamalarda, malzemelerin davranışını incelemek tasarım açısından büyük önem taşımaktadır. Bu amaçla malzemelerin maruz kalacağı gerinme hızına uygun karakterizasyon ve test teknikleri kullanılmalıdır. Çizelge 2.9’da, farklı gerinme hızlarına göre uygulanan test yöntemleri belirtilmiştir. Çizelgeye göre, gerinme hızının 10^{-8} - 10^{-4} /s olduğu durumda sürünme testi, 10^{-4} - 10^{-1} /s olduğu yarı durağan ve 1 - 10^2 /s olduğu düşük dinamik durumlar için çekme/basma testleri, 10^2 - 10^5 /s olduğu yüksek dinamik koşullar için Taylor çarpma ve Split-Hopkinson testleri, 10^5 /s’den büyük yüksek hızlı çarpma koşulları için ise plaka çarpma testleri kullanılmaktadır.

Çizelge 2.9 : Gerinme hızlarının sınıflandırılması [35].

| Gerinme Hızı | Sürünme (10^{-8} - 10^{-5} s $^{-1}$) | Yarı Durağan (10^{-4} - 10^{-1} s $^{-1}$) | Orta Seviye (1 - 10^2 s $^{-1}$) | Çubuk Çarpma ($>10^2$ - 10^5 s $^{-1}$) | Plaka Çarpma ($>10^5$ s $^{-1}$) |
|------------------|--|---|---|---|--|
| Yükleme Yöntemi | Sabit yük | Hidrolik veya dişli cihazlar | Pinomatik veya patlayıcı çarpma | Mekanik veya gaz silahı | Gaz silahı veya patlayıcı |
| Dinamik Etmenler | Düzlem gerilme | | | | Düzlem gerilme |
| | Atalet kuvvetleri ihmal edilir | | Atalet kuvvetleri önemlidir | | |
| | Eş ısı | | Adyabatik | | |

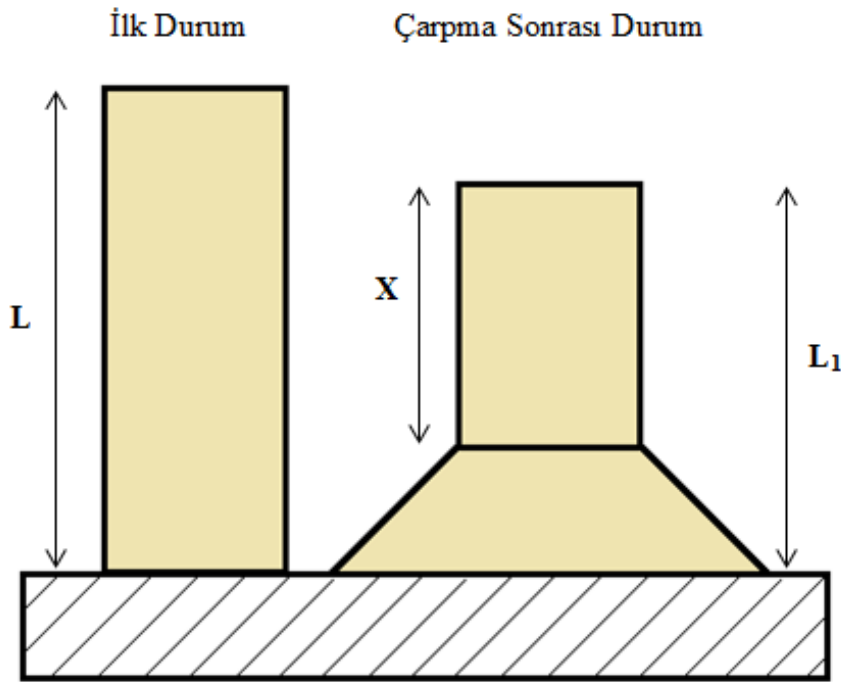
2.2.1 Dinamik yükler altında gerçekleştirilen testler

Malzemeler durağan ve dinamik koşullarda birbirinden farklı davranmaktadır. Bu nedenle, malzemelerin dinamik yükler altındaki davranışının incelenmesi yüksek hızlardaki malzeme davranışı açısından önem taşımaktadır [36]. Bu bölümde dinamik koşullarda gerçekleştirilen Taylor çarpma testleri ve malzeme davranışı ile balistik testler ve delici parçacığın hedef üzerindeki etkisi anlatılmıştır. Ayrıca literatürde gerçekleştirilen deneysel ve sayısal çalışmalar özetlenmiştir.

2.2.1.1 Taylor çarpma testleri

Taylor çarpma testi, 1948 yılında Taylor tarafından sünek malzemelerin dinamik koşullardaki mekanik özelliklerinin belirlenmesi amacıyla geliştirilen bir test yöntemidir [37-40]. Bu yöntemle numunede yaklaşık 10^3 - 10^5 s $^{-1}$ gerinme hızları elde edilebilmektedir [41]. Test esnasında yüksek plastik deformasyon, gerinme hızı ve sıcaklık oluştuğu için sayısal modellemelerde ihtiyaç duyulan malzeme modellerinin doğrulanmasında sıklıkla kullanılan bir test yöntemidir [39]. Bu yöntemde, silindirik bir numune rijit bir yüzeye çarptırılmakta ve sonrasında numunede oluşan deformasyon ve numune boyutlarının değişimi belirlenmektedir [42]. Şekil 2.5'te,

Taylor çarpma testi ile hedefe çarpan numunede oluşan deformasyon şematik olarak gösterilmiştir. Bu testte, silindirik numunelerin dinamik koşuldaki özelliklerinin belirlenebilmesi için bir boyutlu analitik model kullanılmaktadır [43,44]. Bu modele göre, çarpma yönüne dik olan doğrultuda malzeme akışının olmadığı kabulü yapılmaktadır. Böylelikle numunenin hedefe çarpma öncesi ve çarpma sonrası boyutları kullanılarak malzemenin dinamik koşuldaki özellikleri belirlenebilmektedir.



Şekil 2.5 : Taylor çarpma testi numunesinin ilk ve nihai durumunun şematik gösterimi [45].

Numunenin ilk durumdaki ve çarpma sonrası boyutları belirlenip aşağıda belirtilen Denklem (2.1) kullanılarak dinamik akma dayanımı hesaplanabilmektedir [45].

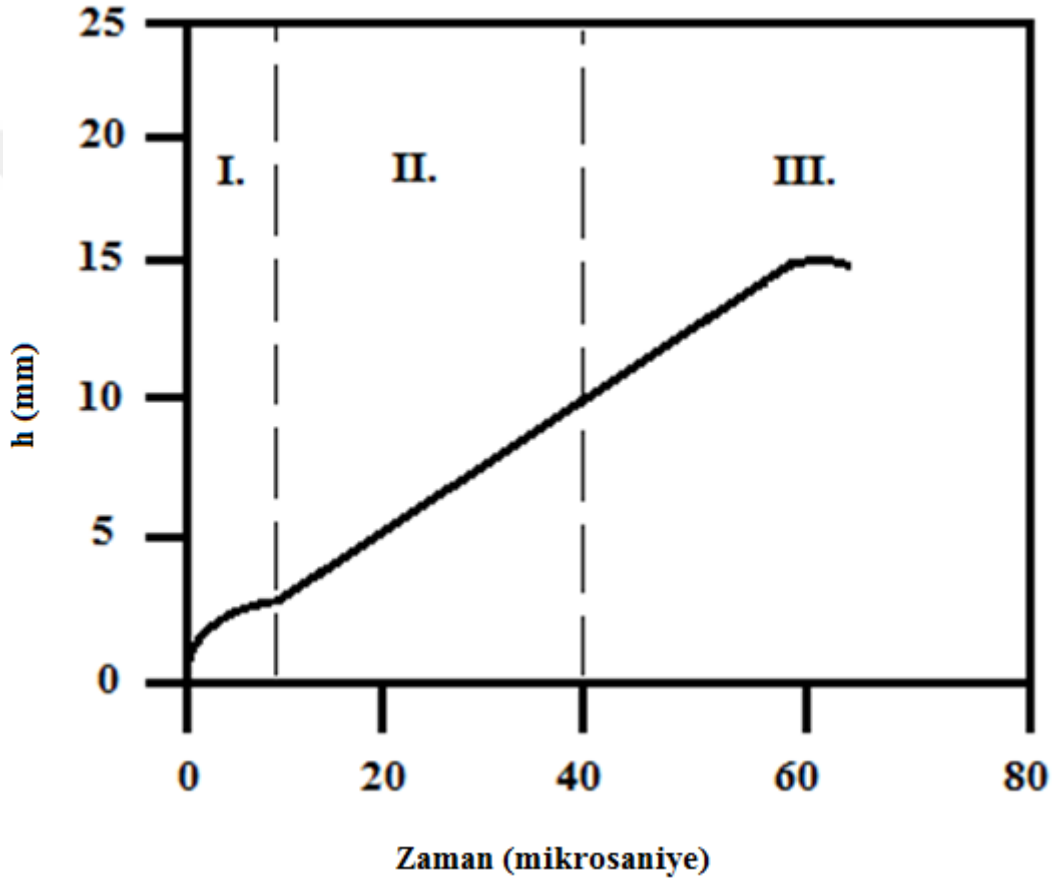
$$\frac{\sigma_y}{\rho_p V^2} = \frac{(L - X)}{2(L - L_1)} \frac{1}{\ln\left(\frac{L}{X}\right)} \quad (2.1)$$

Denklemde, σ_y dinamik akma dayanımı, ρ_p yoğunluk, V çarpma hızı, L ilk boy, L_1 ve X ise rijit hedefe çarpma ile oluşan deformasyon sonrası ölçülerdir.

Taylor çarpma testinde yüksek hızlı çarpma sonucu numunenin hedefe çarptığı yüzeyde basma yönünde şok dalgaları oluşmaktadır [46,47]. Basma yönünde oluşan bu şok dalgaları numune boyunca ilerleyip numunenin serbest yüzeyinden (çarpmanın olmadığı yüzey) geri yansıyor çekme dalgası olarak ilerlemektedir.

Yüzeylerden yansıyan basma ve çekme dalgalarının birbiriyle etkileşimine bağlı olarak numunede deformasyon ve kırılma gerçekleşmektedir.

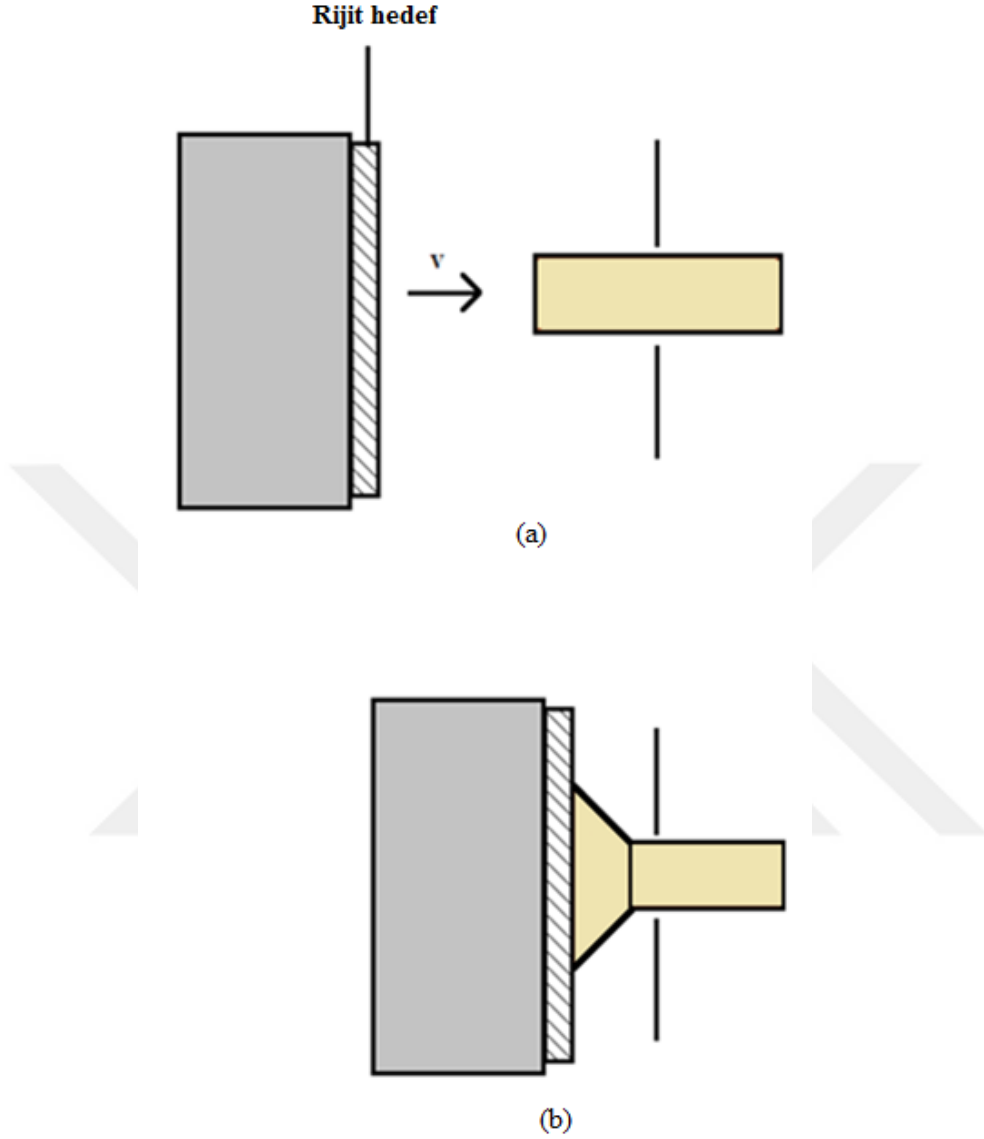
Taylor çarpma testinde, numunede deformasyon üç aşamada (faz 1-2-3) meydana gelmektedir [43]. Deformasyonun aşamaları Şekil 2.6'da verilmiştir. Plastik dalga, ilk aşamada doğrusal olmayan bir hareket, ikinci aşamada kararlı bir hareket, üçüncü aşamada ise giderek azalan ve sıfırlanan bir hareket göstermektedir. [42,43]. Şekil 2.6'daki 'h' çarpma testi sonrasında, çarpma yüzeyinden itibaren deforme olan mesafeyi göstermektedir.



Şekil 2.6 : Taylor çarpma testinde zamana göre deformasyonun değişimi [43].

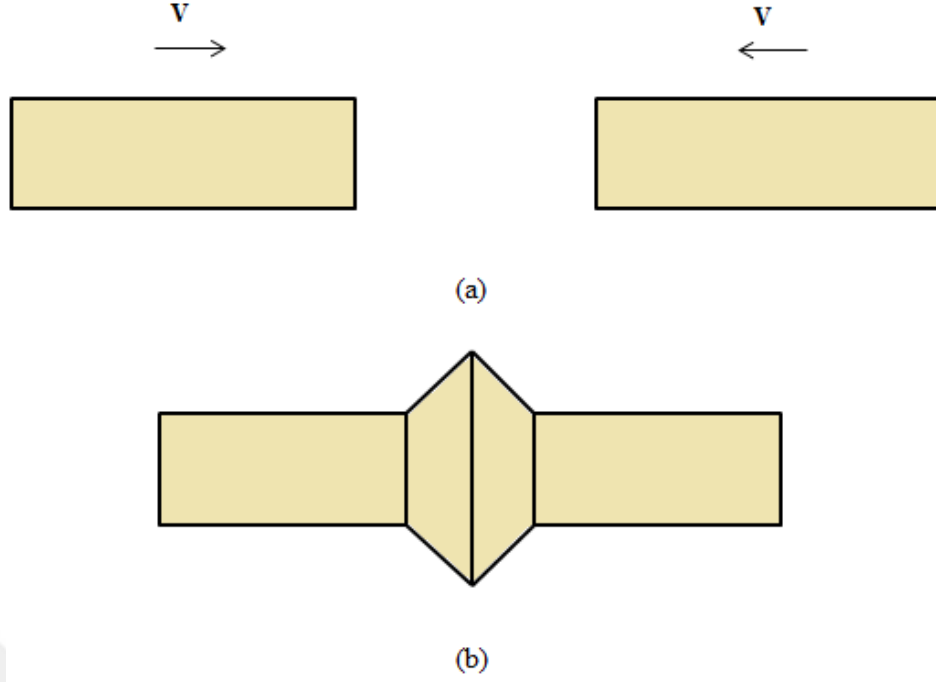
Taylor çarpma testleri silindirik numunenin hızlandırılıp rijit bir plakaya çarptırılması dışında iki farklı yöntemle daha gerçekleştirilmektedir [48]. Bu yöntemlerden ilki, rijit bir hedefin hızlandırılarak sabitlenmiş silindirik bir numuneye çarptırılmasına dayanan ters Taylor çarpma testidir [41,42]. Ters Taylor çarpma testi şematik olarak Şekil 2.7'de gösterilmiştir.

Test sırasında yüksek hızlı kamera kullanımı ile numunede oluşan deformasyon görüntülenerek malzeme karakterizasyonu yapılabilmektedir.



Şekil 2.7 : Ters Taylor testinin şematik gösterimi (a) çarpma öncesi (b) çarpma sonrası.

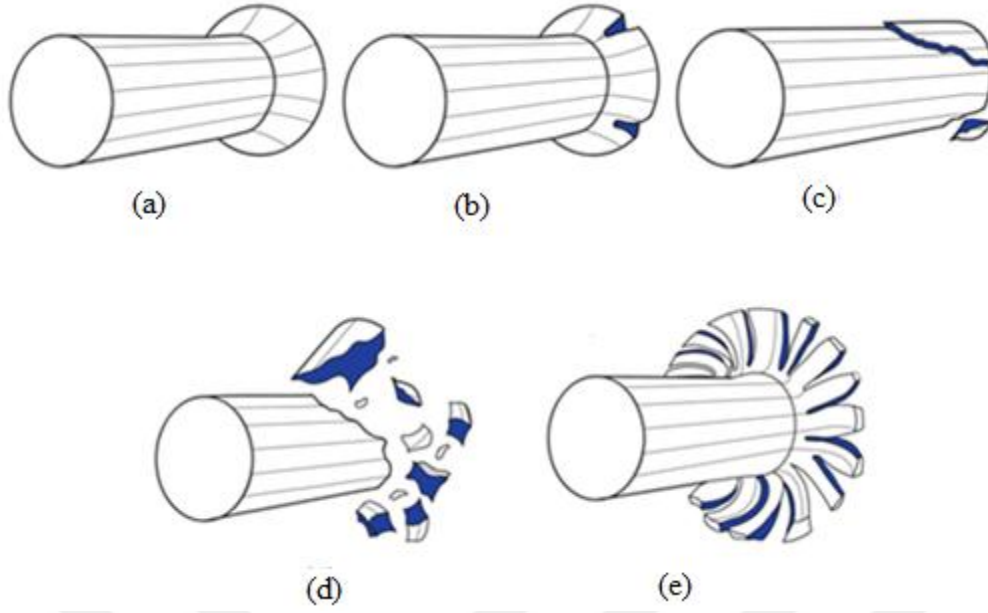
Taylor çarpma testlerinden bir diğeri ise simetrik Taylor çarpma testidir [48]. Bu testte; aynı malzemedan üretilmiş ve aynı çapa sahip iki silindirik numune birbirleriyle çarpıştırılarak deformasyon oluşturulmakta ve malzeme özellikleri elde edilmektedir. (Şekil 2.8).



Şekil 2.8 : Simetrik Taylor çarpma testinin şematik gösterimi (a) çarpma öncesi (b) çarpma sonrası.

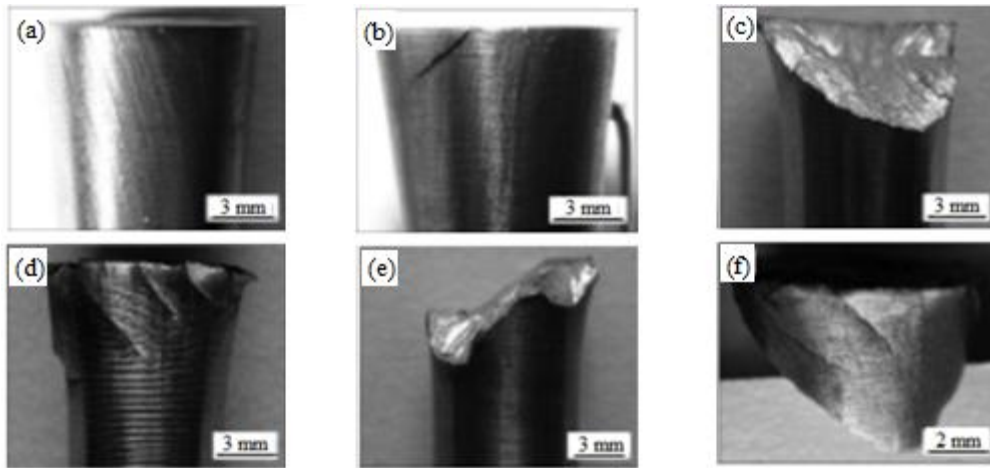
Simetrik Taylor çarpma testinde, V hızı ile gerçekleştirilen çarpma, klasik Taylor testindeki $V/2$ hızına denk gelmektedir [45]. Bu yöntem Taylor çarpma testinde dikkate alınması gereken iki önemli etkiyi ortadan kaldırmaktadır. Bu etkiler; hiçbir hedefin tam olarak rijit olmaması ve numune ve hedef arasındaki sürtünmelerin en aza indirilmesidir. Ancak testin tam doğrulukla yapılabilmesi için iki silindir numunenin de iyi bir şekilde hizalanması gerekmektedir.

Literatürdeki Taylor çarpma testi ile gerçekleştirilen çalışmalar incelendiğinde hedefe çarpma sonrası numunelerde beş ayrı deformasyon ve hasar biçimi olduğu belirlenmiştir [49-51]. Deformasyon ve hasar biçiminin ilki, çarpma sonucu numunede yüksek miktarda plastik deformasyonun olduğu ancak çarpma yüzeyinde herhangi bir kırık oluşumunun gerçekleşmediği mantarlanmadır. İkinci deformasyon ve hasar biçimi ise çarpma yüzeyinde çekme kuvvetleri sonucu oluşan çekme ayrışmasıdır. Diğer deformasyon ve hasar biçimleri ise, numunenin çarpma yüzeyinde çekme ayrışmasıyla beraber veya tek başına gözlenebilen kesme kırılması, sertliği ve gevrekliği yüksek olan numunelerde gözlenen parçalanma, ve de sünek malzemelerin hedefe yüksek hızlı çarpması sonucu elde edilen yapraklanmadır. Yukarıda bahsedilen deformasyon ve hasar biçimleri Şekil 2.9'da şematik olarak verilmiştir.



Şekil 2.9 : Taylor çarpma testindeki deformasyon ve kırılma biçimleri (a) mantarlanma (b) çekme ayrışması (c) kesme kırılması (d) parçalanma (e) yapraklanma [52].

Literatürde farklı malzemeler ile Taylor çarpma testleri gerçekleştirilmiş ve numunelerde oluşan deformasyon ve hasar biçimleri incelenmiştir. Yu ve diğerlerinin bir çalışmasında [53] farklı hızlarda gerçekleştirilen Taylor çarpma testleri ile Ti-6Al-4V alaşımından elde edilen numunelerde kırılma davranışları incelenmiştir. Çarpma testleri 145 m/s ile 306 m/s arasındaki hızlarda gerçekleştirilmiştir. Farklı hızlarda gerçekleştirilen testler sonrası numunelerden elde edilen deformasyon biçimleri Şekil 2.10'da gösterilmiştir.



Şekil 2.10 : Farklı çarpma hızlarında plastik deformasyona ve kırılmaya maruz kalmış mermi morfolojileri (a) $v=198$ m/s ; (b) $v=224$ m/s ; (c) ve (d) $v=260$ m/s ; (e) $v=282$ m/s ; (f) $v=282$ m/s, kırık parça [53].

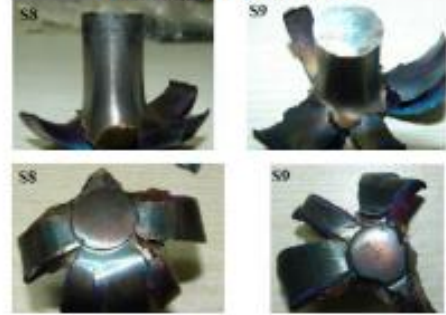
Xiao ve diğerlerinin bir çalışmasında [50] farklı sertlikteki 38CrSi çelik numunelerinde Taylor çarpma testleri ile elde edilen deformasyon biçimleri incelenmiştir. İki farklı sertliğe sahip numuneler (yumuşak numuneler=19.3 HRC ve sert numuneler=53.1 HRC) gaz silahı ile 200-600 m/s arasındaki hızlarla hedefe çarptırılmıştır. Düşük çarpma hızlarında her iki sertlik değerinde de mantarlanma ve kesme kırılması, yüksek çarpma hızlarında ise sertliği düşük numunede yapraklanma, sertliği yüksek numunede parçalanma gözlenmiştir (Şekil 2.11).

Yumuşak Numune Sert Numune



(a)

Yumuşak Numune



(c)

Yumuşak Numune



Sert Numune



(b)

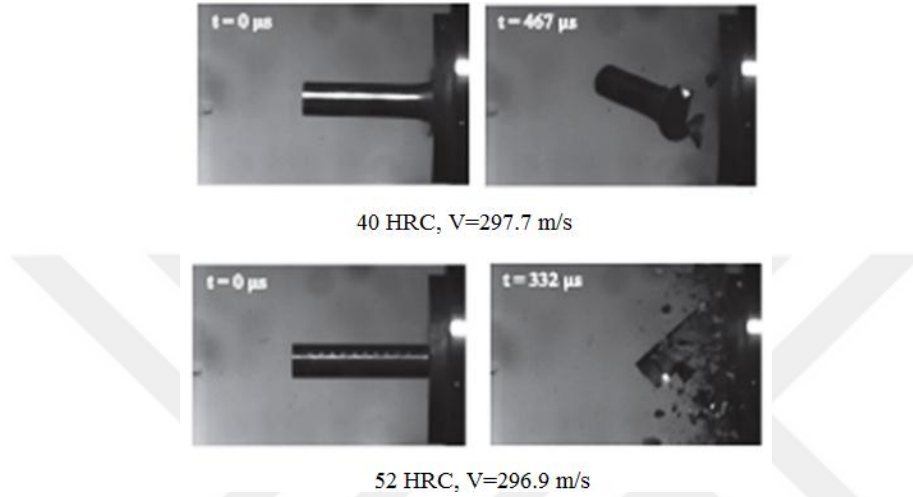
Sert Numune



(d)

Şekil 2.11 : Taylor çarpma testinde farklı sertlikteki numunelerde gözlenen (a) mantarlanma (b) kesme kırılması (c) yapraklanma,ve (d) parçalanma [50].

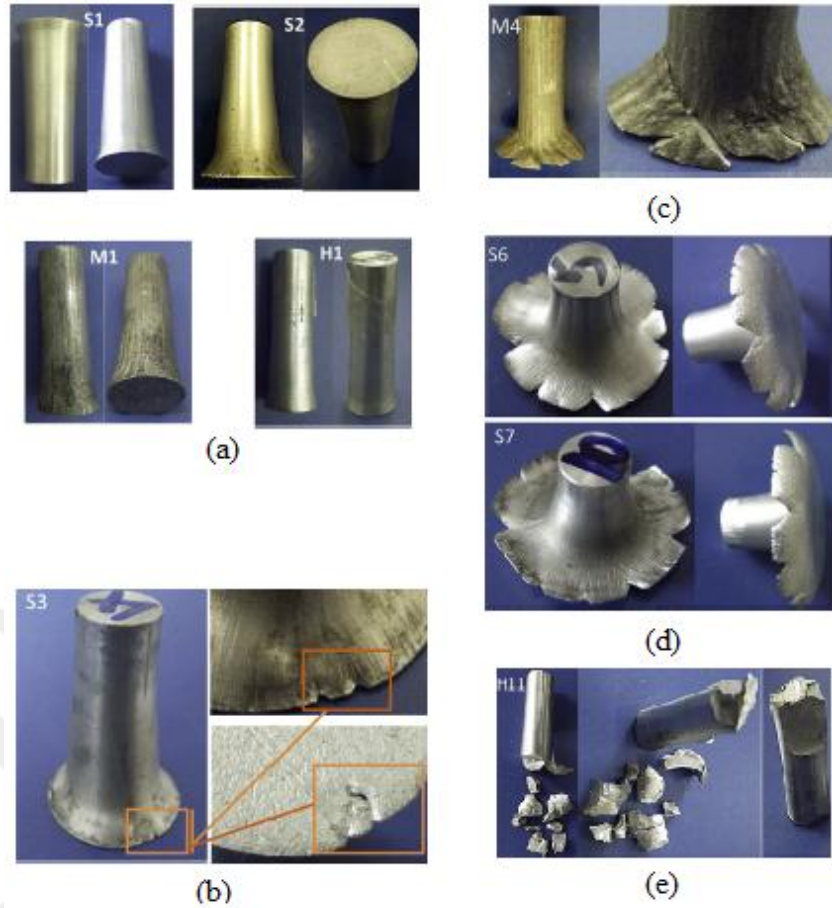
Rakvag ve diğerlerinin çalışmasında [52] Taylor çarpma testleri ile farklı sertliğe sahip Arne takım çeliklerinde kırılma türleri incelenmiştir. Kırılmanın sertliği düşük (40 HRC) çeliklerde çekme ayrışması ve kesme ile, sertliği yüksek olan (52 HRC) çeliklerde ise kesme kırılması veya tamamen parçalanma ile olduğu gözlenmiştir. Çalışmada farklı sertlikteki numunelerin çarpıtılması sonucu elde edilen deformasyon mekanizmaları Şekil 2.12’de gösterilmiştir.



Şekil 2.12 : Taylor çarpma testinde, farklı sertliğe sahip Arne takım çeliğinde kırılma türlerini gösteren yüksek hız kamera görüntüleri (hız = 300 m/s) [52].

Wei ve diğerlerinin çalışmasında [54] alüminyum 1100, 6061 ve 2A12 alaşımlarıyla gerçekleştirilen Taylor çarpma testlerinde numunelerde oluşan deformasyon oluş biçimleri belirlenmiştir. Çarpma testleri sonucunda Al 1100 numunelerinde (yüksek süneklik) çekme ayrışması ve yapraklanma, Al 6061 numunelerinde (orta süneklik) kesme kırıkları, Al 2A12 numunelerinde (düşük süneklik) ise kesme kırıkları ve parçalanma görülmüştür. Ayrıca düşük çarpma hızlarında üç numunede de mantarlanma deformasyonu gözlenmiştir. Elde edilen deformasyon ve hasar biçimleri Şekil 2.13’te gösterilmiştir.

Çizelge 2.10’da, çelik, alüminyum, titanyum ve tungsten ağır alaşımları kullanılarak farklı hızlarla gerçekleştirilen Taylor çarpma testleri sonucu elde edilen deformasyon ve hasar biçimleri özetlenmiştir.



Şekil 2.13 : Taylor çarpma testleri sonrası numunelerden elde edilen deformasyon ve hasar biçimleri (a) mantarlanma (b) çekme ayrışması, Al 1100, $V=240.4$ m/s (c) kesme kırılması, Al 6061 (d) çekme ayrışması, Al 1100 (e) parçalanma, Al 2A12 [54].

Farklı sertlikteki çelik alaşımları ile ~ 300 m/s'ye kadar gerçekleştirilen çarpma testlerinde mantarlanma deformasyonu gözlenirken, hızların artışına bağlı olarak numunenin çarpma yüzeyinde kesme kırıkları ve parçalanmaların olduğu görülmüştür [50,52]. Sertliği düşük çelik numunelerde yüksek çarpma hızlarında yapraklanma deformasyonu elde edilmiştir [50]. Çelik numunelerde sertlik artışıyla hedefe çarpma esnasında çarpma yüzeyinde parçalanmalar oluşmuştur [50,52]. Titanyum alaşımlarında çarpma hızı artışıyla numunelerde kırıklar ve parçalanma meydana gelmiştir [53]. Alüminyum alaşımlarında düşük çarpma hızlarında (~ 250 m/s'ye kadar) numunelerde mantarlanma deformasyonu görülmüştür [54]. Çarpma hızının yaklaşık 500 m/s olduğu durumda Al 1100 alaşımı numunelerde yapraklanma, Al 6061 alaşımı numunelerde ise kesme kırılmaları oluşmuştur [54]. Ni-Fe ve Ni-Cu içeren tungsten ağır alaşımlarında ~ 260 m/s altındaki çarpma hızlarında numunelerde mantarlanma ve kesme kırıkları oluşurken çarpma hızının

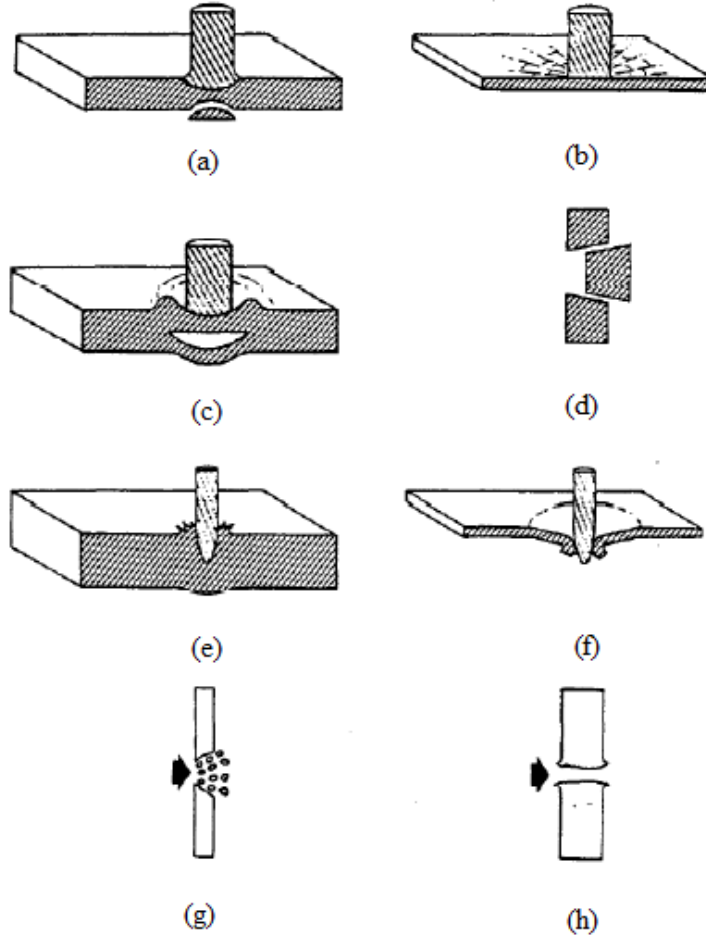
artışıyla çarpma yüzeylerinde parçalanma meydana gelmiştir [55]. Ni-Fe-Co içeren tungsten ağır alaşımı numunelerde 200-350 m/s çarpma hızı ile simetrik Taylor testi gerçekleştirilmiş ve numunelerde kesme kırıkları oluşmuştur [56].

Çizelge 2.10 : Çelik, alüminyum, titanyum ve tungsten ağır alaşımları ile gerçekleştirilmiş Taylor çarpma testleri sonucunda elde edilen deformasyon ve hasar biçimleri.

| Numune | Çarpma Hızı (m/s) | Deformasyon ve Hasar Biçimi | Referans |
|-------------------------------------|-------------------|-------------------------------|----------|
| Sert 38CrSi (53.1 HRC) | 202 | Mantarlanma | [50] |
| Yumuşak 38CrSi (19.3 HRC) | 240-263 | Kesme kırılması | |
| | 301-600 | Parçalanma | |
| | 154-254 | Mantarlanma | |
| Sertleştirilmemiş Arne takım çeliği | 304-425 | Kesme kırılması | [52] |
| | 485-543 | Yapraklanma | |
| | 127-297 | Mantarlanma | |
| HRC 40 Arne takım çeliği | 133-247 | Mantarlanma | [52] |
| HRC 52 Arne takım çeliği | 270 | Çekme ayrışması | |
| | 298-357 | Kesme kırılması | |
| Ti-6Al-4V | 124 | Mantarlanma | [53] |
| | 133-135 | Kesme kırılması | |
| | 154-296 | Parçalanma | |
| Alüminyum 1100 | 145-214 | Plastik deformasyon kırıkları | [54] |
| | 217-236 | Kırıklar | |
| | 244-306 | Parçalanma | |
| Alüminyum 6061 | 158-216 | Mantarlanma | [54] |
| | 358-385 | Çekme ayrışması/ | |
| | 484-575 | Yapraklanma | |
| Alüminyum 2A12 | 200 | Mantarlanma | [54] |
| | 238-336 | Kesme kırılması | |
| | 401-519 | Kesme kırılması | |
| 90W-8Ni-2Fe | 243 | Mantarlanma | [55] |
| | 266-317 | Kesme kırılması | |
| | 344-371 | Parçalanma | |
| 90W-7Ni-3Cu | 196 | Mantarlanma | [55] |
| | 231 ve 254 | Kesme kırılması | |
| | 266 | Parçalanma | |
| 90W-Ni-Fe-Co | 199-259 | Kesme kırılması | [56] |
| | 267 | Parçalanma | |
| 90W-Ni-Fe-Co | 200-350 | Kesme kırılması | [56] |

2.2.1.2 Balistik testler

Delici parçacık ve hedef arasında çarpma esnasında gerçekleşen durumlar uzun bir süredir üzerine çalışılan konular arasındadır. Belirli bir hızla hedefe ulaşan ve hedefe çarpan delici parçacık arasında üç farklı sonuç gözlemlenebilir [57]. Bunlardan ilki, parçacığın hedefe çarpması sonucu hedefe nüfuz edemeden durmasıdır (Taylor çarpma testi). İkinci muhtemel sonuç, parçacığın hedefe nüfuz etmesi ancak hedefi delemeyen durmasıdır. Üçüncü sonuç ise hedefin parçacık tarafından delinmesi ve parçacığın hedefin arkasından çıkmasıdır. Bu üç sonucu etkileyen faktörler parçacığın çarpma hızı ve açısı, hedef ve parçacık malzemesinin dayanım değeri, parçacığın boy/çap oranı ve hedefin kalınlığıdır. Şekil 2.14'te delici parçacık ve hedef arasında çarpma sonrası oluşan deformasyonun oluş biçimleri gösterilmiştir.



Şekil 2.14 : Balistik testlerde delici parçacık ve hedef etkileşimi (a) ilk gerilme dalgasına bağlı kırılma (b) gevrek hedefte ilk gerilme dalgasına bağlı radyal kırılma (c) kabuklanma (d) tıpalama (e) hedefin ön yüzünün yapraklanması (f) hedefin arka yüzünün yapraklanması (g) parçalanma (h) sünek delik genişlemesi [58].

İlk gerilme dalgasına bağı hedefte oluşan deformasyonda, delici parçacık hedefe çarptığında hedefte basma yönünde oluşan gerilme dalgaları hedef boyunca ilerlemektedir [59]. İlerleyen bu dalganın büyüklüğü hedef malzemesinin dayanım değerini aştığı durumda hedefte kırılma meydana gelmektedir.

Delici parçacığın hedefe çarpması sonrası oluşan basma gerilmeleri gevrek hedefin çevresinde çekme etkisi yaratmaktadır. Bu nedenle, bu tip hedeflerde çarpma sonrası oluşan ilk basma gerilmesine bağı radyal kırılmalar gözlenebilmektedir.

Parçacık hedefe çarptığı durumda hedefte oluşan basma gerilmeleri hedefin arka yüzeyinden (çarpmanın gerçekleşmediği yüzey) çekme gerilmesi olarak yansımaktadır. Hedefte ilerleyen çekme gerilmelerinin büyüklüğü hedef malzemesinin dinamik çekme dayanımından büyük olduğu durumda hedefte kabuklanma gözlenmektedir.

Bazı durumlarda delici parçacık delme işlemi sırasında önündeki hedef parçasını iterek tıpalamaya yol açmaktadır.

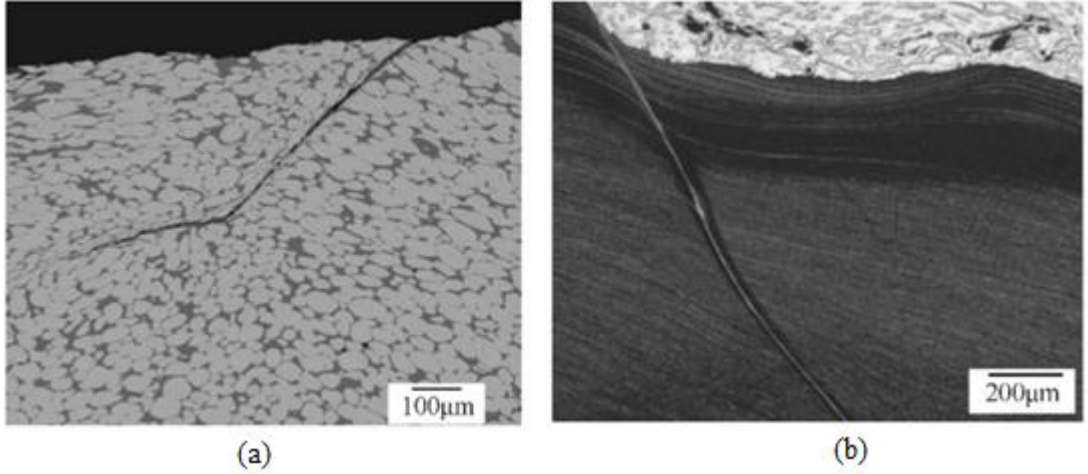
Yapraklanma oluş biçimi genellikle ince hedeflerde gözlenmiştir. İlk çarpma sonrası oluşan basma gerilmeleri hedefin kalınlığı boyunca çevresel gerilmelere dönüşmektedir. Oluşan bu gerilmeler hedefte bükülmelere neden olmaktadır. Yüksek hızlı çarpma ile hedefte ve parçacığın çarpan yüzeyinde parçalanma meydana gelebilmektedir. Yüksek süneklige sahip hedeflerde, konik başlı parçacığın hedefe çarpması sonucu parçacık hedef içerisinde ilerlerken açtığı delik çapı genişlemekte hedefte sünek delik genişlemesi görülmektedir.

Literatürde farklı malzemelerden üretilmiş parçacık ve hedeflerle balistik test çalışmaları yapılmış ve hedef ve delici parçacıkta elde edilen deformasyon davranışları incelenmiştir. Borvik ve diğerleri [60], silindirik mermilerin Weldox 460 E çelik hedefine çarpması sonucu hedefin davranışını incelemişlerdir. Merminin hedefe çarpması sonucu hedefte oluşan kesme kuvvetlerinin etkisiyle delici parçacık hedeften parça koparmıştır. Testlerde elde edilen deformasyon mekanizması sonlu elemanlar yöntemi kullanılarak Ls-Dyna yazılımıyla sayısal olarak modellenmiştir. Balistik limit üzerindeki hızlar için test ve sayısal çalışma sonuçlarının birbirine yakın olduğu görülmüştür.

Kim ve diğerlerinin [27] yaptığı bir çalışmada, mekanik alaşımlama ve sıvı fazlı sinterleme ile üretilmiş 93W-5.6Ni-1.4Fe tungsten ağır alaşımlarının dinamik bükme

özellikleri ve nüfuz etme performansı incelenmiştir. Mekanik alaşımlamanın tungsten tanelerini küçülttüğü ancak bitişikliği artırarak sünekliği ve çarpma enerjisini azalttığı belirlenmiştir. Çalışmada tungsten ağır alaşımlarının nüfuz etme performansının artırılabilmesi için, mekanik alaşımlama ve sinterleme şartlarının optimize edilerek , yoğunluk artışı, tungsten tanelerinin küçülmesi ve bitişikliğin azaltılması gerektiği belirtilmiştir.

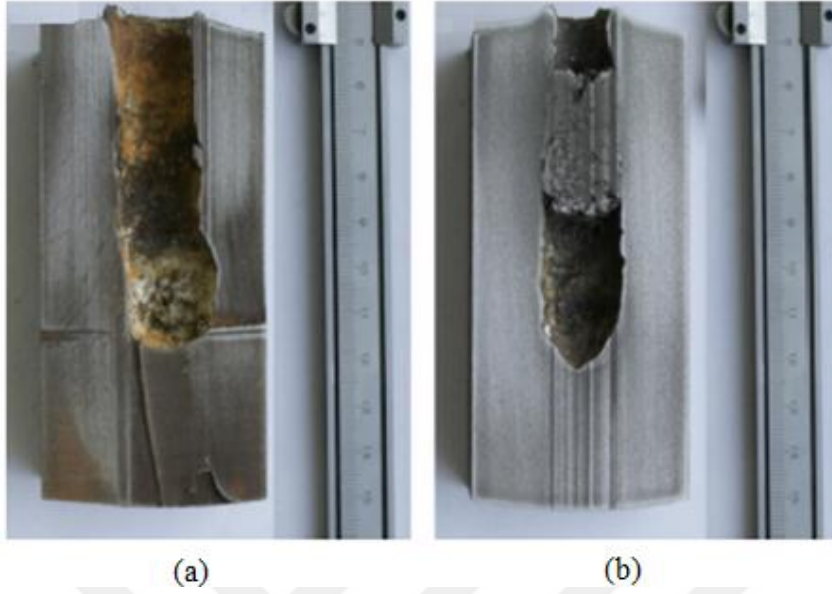
Kumbhar ve diğerleri [61] 1600 m/s hıza sahip tungsten ağır alaşımı çubukların zırh çeliğinden üretilmiş hedef ile etkileşimini ve çubuğun hedefe nüfuz etmesini incelemiştir. Çalışmada, çarpma esnasında oluşan aşırı plastik deformasyona bağlı olarak tungsten ağır alaşımı çubuklarda ve çelik hedefte adyabatik kesme bantlarının ve de çatlakların oluşumu gözlenmiştir. Tungsten ağır alaşımı çubukta ve çelik hedefte adyabatik kesme bantlarının oluşumuna bağlı olarak gerçekleşen çatlak oluşumları Şekil 2.15'te gösterilmiştir. Çarpma sonrası yapılan incelemelerde, tungsten ağır alaşımındaki hasarın oluş biçiminin adyabatik kesme bandı oluşumu ile ilgili olduğu, çelik hedefteki parçalanma bölgesinde ise dinamik yeniden kristalleşme, ve adyabatik kesme bantı oluşumu kaynaklı çatlama bağlı olarak parçalanma gözlenmiştir.



Şekil 2.15 : Tungsten ağır alaşımı çubukta ve çelik hedefte adyabatik kesme bantının oluşumuna bağlı gerçekleşen çatlak oluşumları (a) çubuk (b) hedef [61].

Luo ve diğerleri [62] 95W-3.75Ni-1.25Fe alaşımında ince ve iri tungsten taneli çubukların yaklaşık 1200 m/s hızla hedefe çarpması sonucu hedefe nüfuz etme özelliklerini incelemiştir (Şekil 2.16). Çalışma sonucunda ince tungsten taneli çubukların dinamik dayanım değerlerinin iri tungsten taneli çubuklara göre daha

yüksek olması nedeni ile hedefe nüfuz etme özelliklerinin daha iyi olduğu belirtilmiştir.



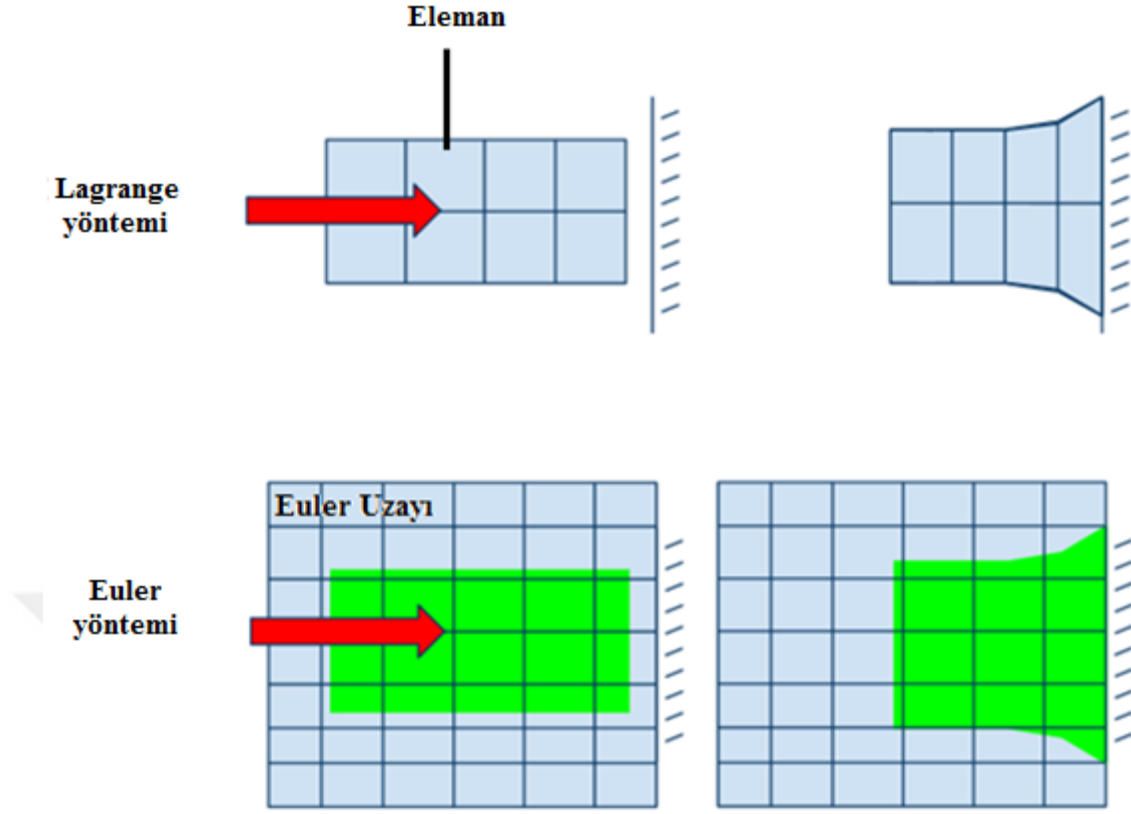
Şekil 2.16 : Çubukların hedefe nüfuz etme derinliklerinin kesit görüntüsü (a) kalın taneli (b) ince taneli [62].

2.3 Sayısal Modelleme Çalışmaları

Sayısal modelleme çalışmaları balistik uygulamalarda tasarım ve optimizasyon amaçlı olarak kullanılmaktadır [47]. Sayısal modellemeler ve simülasyon çalışmaları Ls-Dyna, Autodyn, Abaqus gibi hidrokod yazılımlar vasıtasıyla iki boyutlu (2D) veya üç boyutlu (3D) olarak yapılabilmektedir. Modelleme çalışmalarında Lagrange ve Euler sayısal yöntemleri kullanılmaktadır [59].

Lagrange yönteminde modeldeki elemanlar malzemenin akış hızıyla hareket etmektedir. Malzemeler her bir elemanın içerisinde tanımlanmakta, elemandan elemana malzeme geçişi olmamaktadır. Bu yöntem katıların modellenmesinde geniş bir kullanım alanına sahiptir.

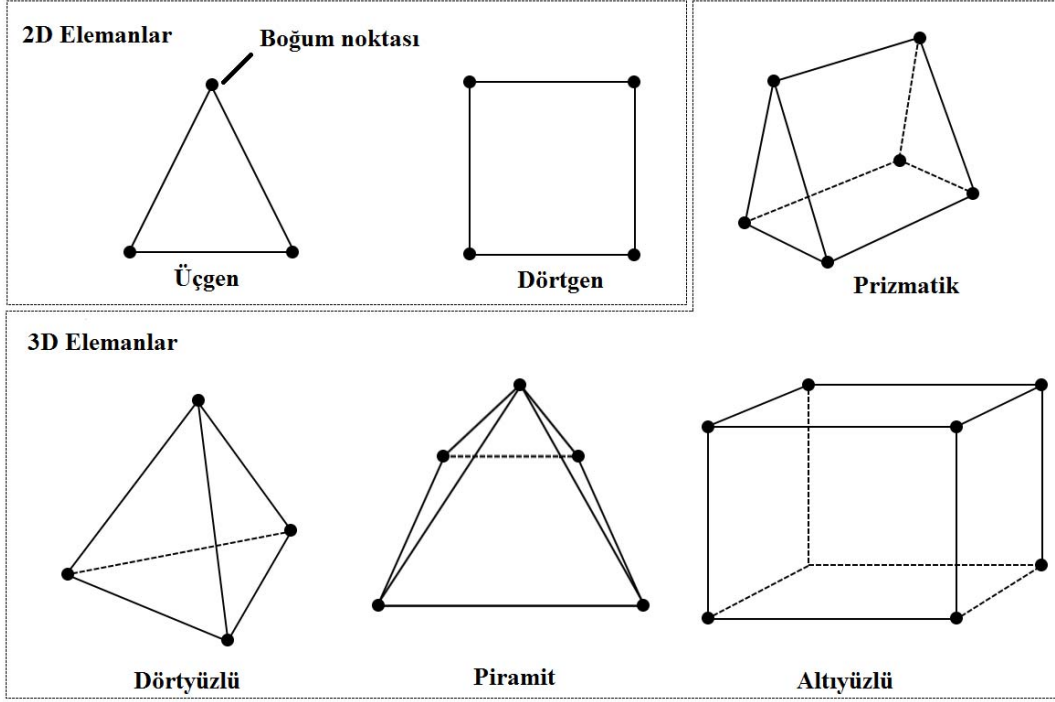
Euler yönteminde ise modeldeki elemanlar tanımlanan Euler uzayında hareket etmekte ve elemanlar arasında malzeme akışı olmaktadır [59]. Bu yöntem çoğunlukla sıvıların, fazların ve yüksek deformasyonun modellenmesinde kullanılmaktadır. Şekil 2.17’de Lagrange ve Euler yöntemleri ile modellenen Taylor çarpma testinin şematik görüntüsü gösterilmiştir.



Şekil 2.17 : Lagrange ve Euler yöntemleri ile modellenmiş Taylor çarpma testi [63].

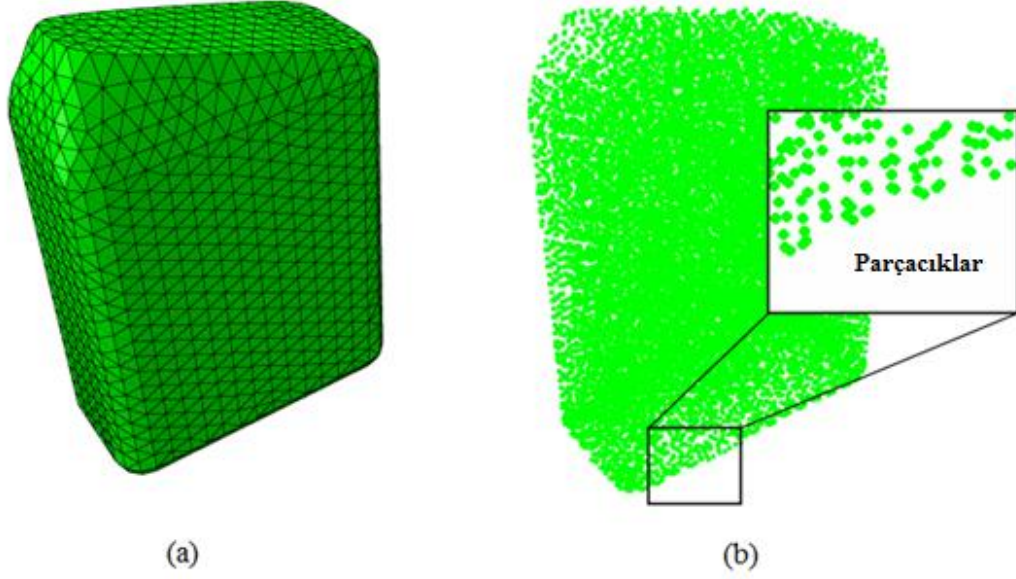
Balistik çarpma, parçacığın hedefe nüfuz etmesi, hedefi delmesi, malzemede çatlak oluşumu ve ilerlemesi, dinamik kırılma gibi katı mekaniğindeki bir çok mühendislik problemlerinin modellenmesinde ve çözümünde kullanılan yöntemlerin başında ağ bazlı bir yöntem olan sonlu elemanlar yöntemi gelmektedir [46,64]. Yöntem ilk olarak 1956 yılında uçakların yapısal problemlerini çözmek için kullanılmıştır [65]. Bu yöntemde modellenmesi yapılacak parça veya parçalar (2D veya 3D) belirli sayıda ve geometride elemanlara bölünmektedir (Şekil 2.18). 2D modellerde üçgen ve dörtgen geometrili elemanlar, 3D modellerde ise dörtyüzlü, piramit, altıyüzlü ve prizmatik geometrili elemanlar kullanılmaktadır.

Her bir eleman belirli sayıda boğum noktası ile tanımlanmaktadır. Ancak sonlu elemanlar yöntemi ile deformasyon oluşumu, çatlak ilerlemesi, parçalanma gibi koşulların modellenmesinde elemanların aşırı deformasyona bağlı şeklinin bozulmasından ve buna bağlı olarak analizlerin hata vermesinden dolayı zorluklar yaşanabilmektedir [64,67].



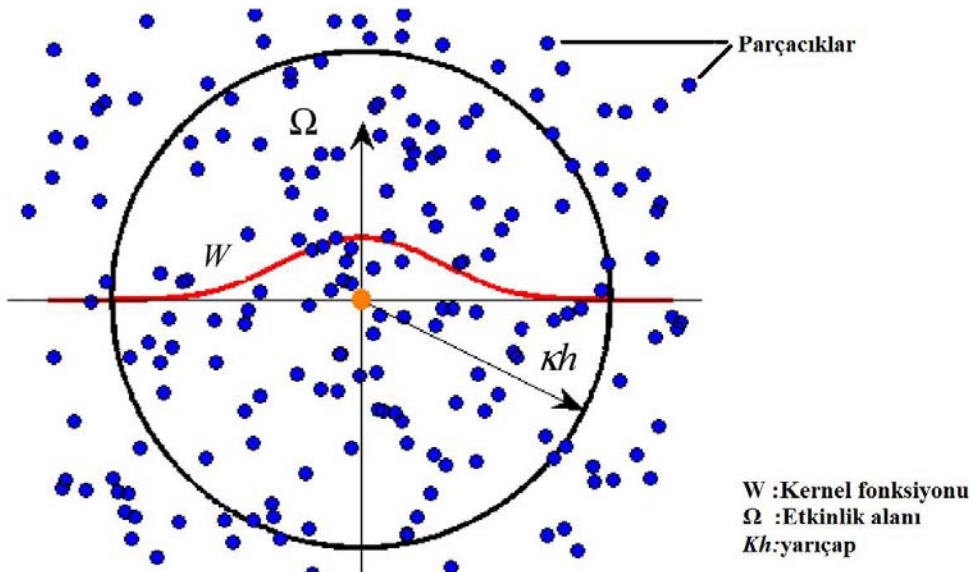
Şekil 2.18 : Sonlu elemanlar yönteminde kullanılan eleman geometrileri [66].

Aşırı deformasyon koşulunun sonlu elemanlar yöntemi ile simülasyonunda “erozyon” kriteri kullanılmaktadır. Bu kriterde, model içerisinde aşırı deforme olan elemanlar belirli bir deformasyondan sonra modelden silinmekte ve çatlak, kırılma, parçalanma gibi koşullar simüle edilebilmektedir. Ancak elemanların aşırı deformasyon sonucu erozyona uğrayıp modelden silinmesi kütle ve enerjinin korunumuna aykırı olduğundan tam olarak gerçekçi bir yaklaşım olarak değerlendirilmemektedir. Bu nedenle belirtilen koşulların modellenmesi için ağsız yöntemler geliştirilmiştir. Bu yöntemlerden biri, 1977 yılında astrofizik alanında kullanılmak üzere geliştirilen ve sonlu elemanlar yönteminin çözmekte sıkıntı yaşadığı (yüksek deformasyon) durumlarda kullanılan Lagrange bir yöntem olan “Smooth Particle Hydrodynamics (SPH)”tir [46]. Bu yöntemde simüle edilmek istenen modeller belirli sayıda parçacık ile oluşturulmaktadır [68]. Şekil 2.19’da, sonlu elemanlar yöntemi ve SPH yöntemi ile modellenen bir parça gösterilmiştir.



Şekil 2.19 : Sonlu elemanlar yöntemi ve SPH yöntemi ile modelleme
 (a) sonlu elemanlar yöntemi (dörtüzlü eleman) (b) SPH yöntemi [69].

Parçacıklar model içerisinde birbirinden belirli bir mesafede dağılmaktadır [68]. Her bir parçacık modellenecek malzemenin hacmini ve kütesini ifade etmektedir. Parçacıkların yumuşatma uzunluğu h , simülasyon için önemli bir parametredir (Şekil 2.20). Bir parçacığa diğer komşu parçacıkların etkisi Kernel fonksiyonu W , ile belirlenmektedir. Yumuşatma uzunluğu ve Kernel fonksiyonu simülasyonun doğruluğunu ve tutarlılığını etkileyen iki parametredir [68].



Şekil 2.20 : Kernel fonksiyonuna bağlı olarak parçacık etkinlik alanı [68].

Parçacıklar birbirinin etkinlik alanı içerisinde kaldığı sürece birbiriyle etkileşim içerisindedir. Diğer türlü, parçacıklar birbirinden bağımsız hareket etmektedir. SPH yönteminde güvenilir sonuçların alınabilmesi için etkinlik alanında yeterli miktarda parçacığın olması gerekmektedir.

SPH yönteminin deformasyonu modelleme başarısının yanında çekme dengesizliği ve tutarsızlık gibi simülasyon sonuçlarını etkileyebilecek eksik yönleri de belirtilmektedir [64].

Bu bölümde, literatürde belirtilen Taylor çarpma testlerinin ve balistik testlerin sayısal modelleme çalışmaları incelenmiştir. Simülasyon çalışmalarının ağırlıklı olarak sonlu elemanlar yöntemi ile gerçekleştirildiği görülmüştür. Çalışmalarda, Taylor çarpma testlerinde numunede oluşan deformasyonun oluş biçimi ve adyabatik kesme bantları, balistik testlerde ise çarpan parçacıkta ve hedefteki deformasyonun oluş biçimleri incelenmiştir.

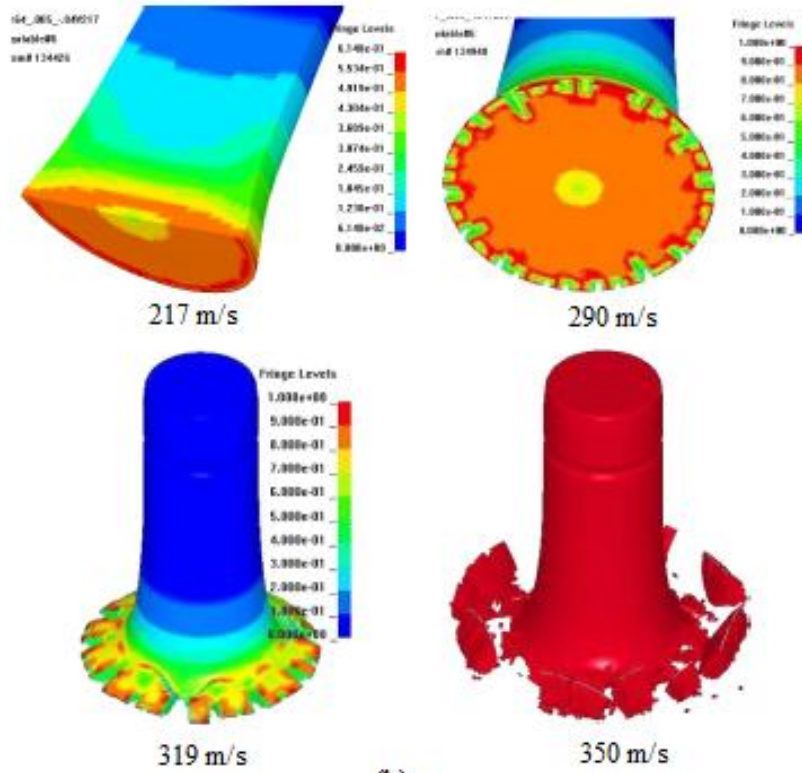
2.3.1 Taylor çarpma testlerinin modellenmesi

Chen ve diğerlerinin bir çalışmasında [70] Taylor çarpma testi sonrası çelik numunede oluşan deformasyon ve çarpma yüzeyindeki kırıklar Ls-Dyna yazılımı ile 2D ve 3D olarak sonlu elemanlar yöntemi kullanılarak modellenmiştir. Çarpan numunenin yüksek deformasyondaki davranışları Johnson-Cook dayanım ve hasar modelleri ile modellenmiştir. Sayısal çalışmalarda çarpma sonucu numune üzerinde oluşan gerilme durumları değerlendirilmiştir. Sonuç olarak numunede hasarın ilk olarak numunenin çarpma yüzeyinde gerçekleştiği görülmüştür. Taylor çarpma testlerinin sonuçları ve bu testlerin sayısal olarak modellenmesi ile elde edilen sonuçlar Şekil 2.21'de gösterilmiştir. Test çalışmalarında çarpma hızına bağlı olarak elde edilen hasar oluş biçimleri 3D olarak test sonucuyla tutarlı bir şekilde modellenmiştir.

Teng ve diğerleri [39], Taylor çarpma numunesinin rijit hedefe çarpması sonucu hedefte oluşan deformasyonun oluş biçimlerini Abaqus yazılımı yardımıyla sonlu elemanlar yöntemi kullanarak modellemiştir. Modellerde çarpma hızları 240-600 m/s arasında değişmiştir. Taylor çarpma numunesi için düşük hızlardaki analizlerde kullanmak üzere sünekliği düşük Al alaşımı (2024-T351) ve yüksek hızlarda kullanmak üzere sünek çelik (Weldox 460 E) belirlenmiştir.



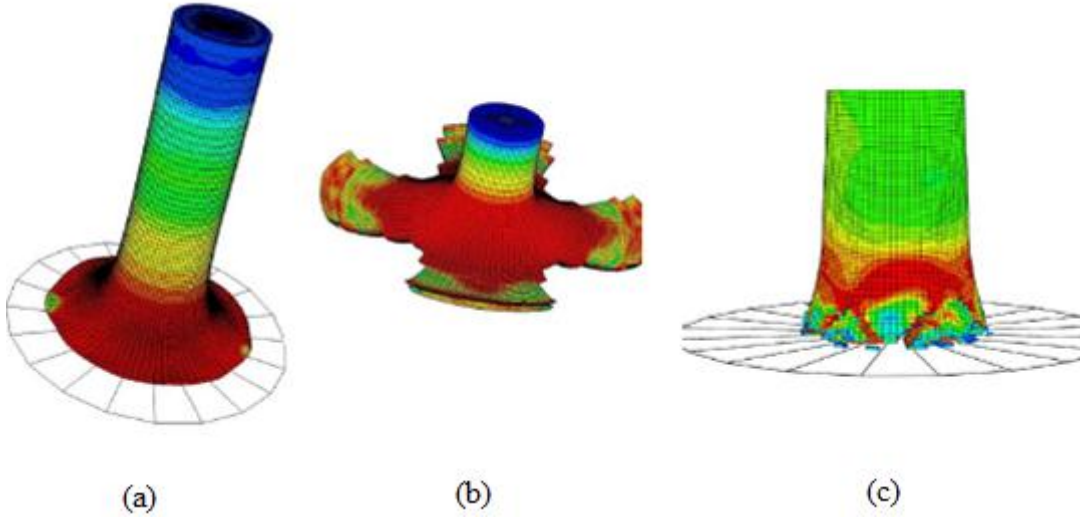
(a)



(b)

Şekil 2.21 : Farklı hızlarda gerçekleştirilen Taylor çarpma testi ve testin sayısal olarak modellenmesi (a) test sonucu (b) sayısal sonuçlar [70].

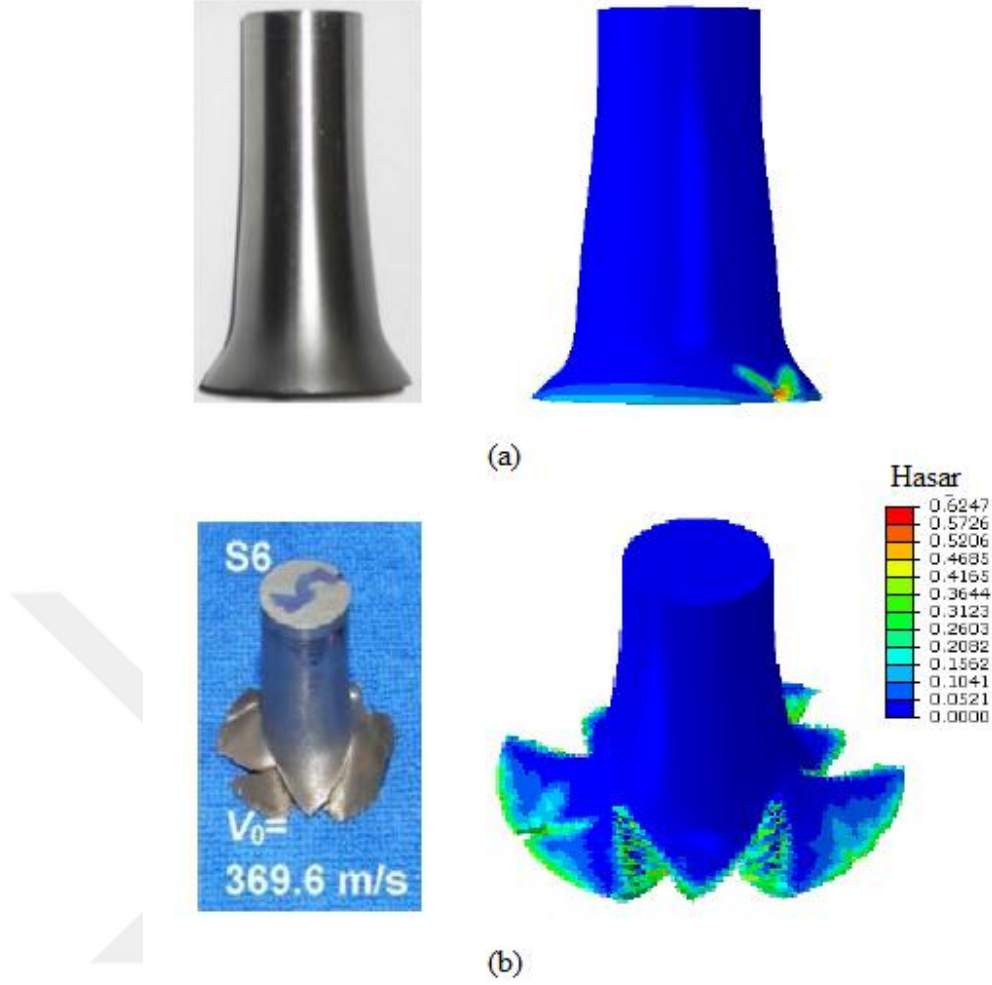
Her iki malzeme için de Johnson-Cook dayanım ve hasar modeli tanımlanmıştır. Çalışmada kullanılan çelik numunenin belirli hızlarda hedefe çarpması ile oluşan mantarlanma, yapraklanma ve kesme kırılması başarılı bir şekilde modellenmiştir. Elde edilen sayısal sonuçlar Şekil 2.22’de gösterilmiştir. Yapraklanma yüksek süneklığe sahip malzemede, kesme kırılması ise düşük süneklığe sahip malzemede görülmüştür.



Şekil 2.22 : Taylor çarpma testinin sayısal modellenmesi ile elde edilen deformasyon mekanizmaları (a) mantarlanma (hız = 400 m/s) (b) yapraklanma (hız = 600 m/s) (c) kesme kırıkları (hız = 240 m/s) [39].

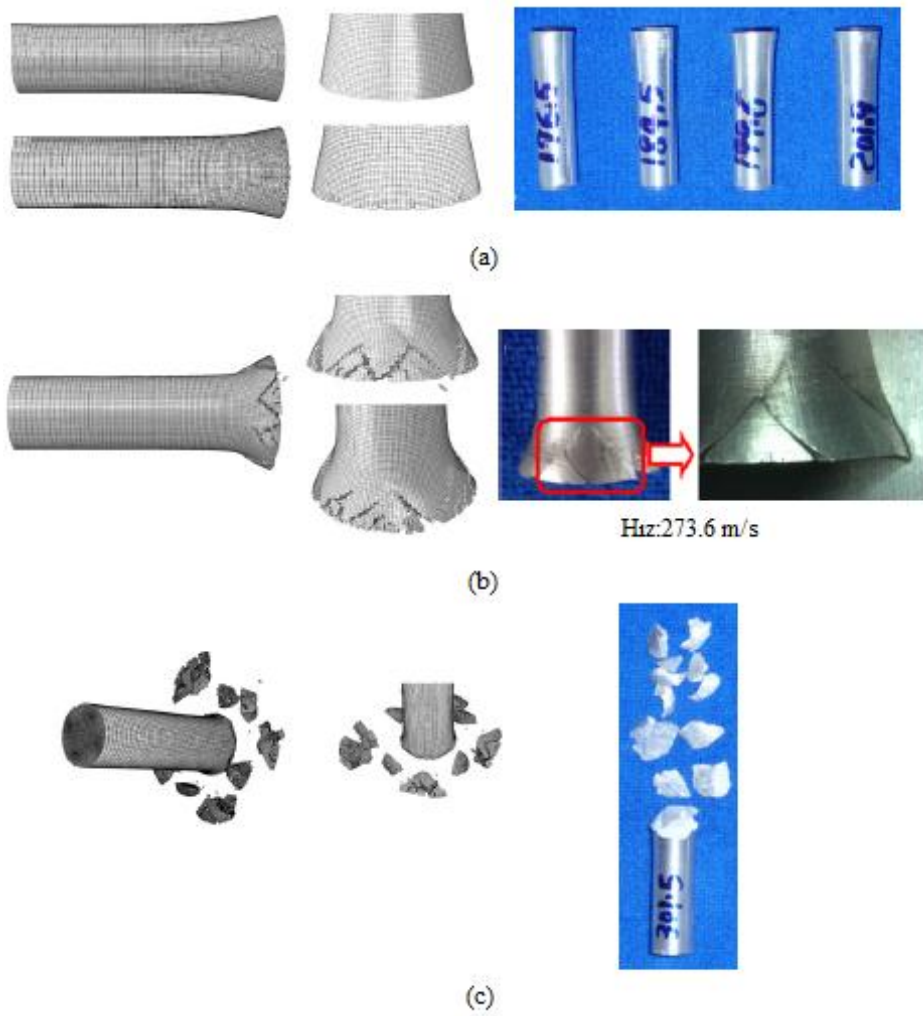
Stevens ve Batra [71], Taylor çarpma testinde, tungsten parçacıkları arasında rastgele dağıtılmış Fe-Ni-W parçacıkları, homojen tungsten ağır alaşımı, saf tungsten ve Fe-N-W çubuğu numunelerinde çarpma sonucu oluşan adyabatik kesme bantlarının modellenmesi üzerine çalışmışlardır. Çalışmalar DYNA2D yazılımı ile sonlu elemanlar yöntemi kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Numunelerin izotropik olduğu ve çarpma sonrası termoviskoplastik davranışının Johnson-Cook modeli ile tanımlanabileceği varsayılmıştır. Çalışma ile, tungsten parçacıkları arasında rastgele dağıtılmış Fe-Ni-W parçacıkları ve homojen tungsten ağır alaşımında mantarlanma bölgesinden düz bölgeye geçiş noktalarında adyabatik kesme bantlarının oluştuğu, saf tungsten ve Fe-Ni-W çubuğunda bu tür kesme bantlarının oluşmadığı belirlenmiştir. Çalışmada, adyabatik kesme bantlarının oluşumu ilk iki malzemenin çarpma anındaki yüksek yumuşama hızı ile bağlantılandırılmıştır.

Kumar ve Dixt [72], çelik numunesi ile gerçekleştirilen Taylor çarpma testleri sonucu numunede görülen deformasyonu sonlu elemanlar yazılımı Abaqus/Explicit ile incelemiştir. Numunenin dinamik koşullardaki davranışı Johnson-Cook dayanım modeli ile numunedeki deformasyon ise kritik hasar kriteri ile modellenmiştir. Numunelerde çarpma hızının 250 m/s olduğu durumda kırılma olmadığı, 350 m/s hızla çarpma sonucunda ise kırıklar oluştuğu görülmüştür. Modelleme ve test sonuçlarının farklı çarpma hızları için karşılaştırılması Şekil 2.23'te verilmiştir.



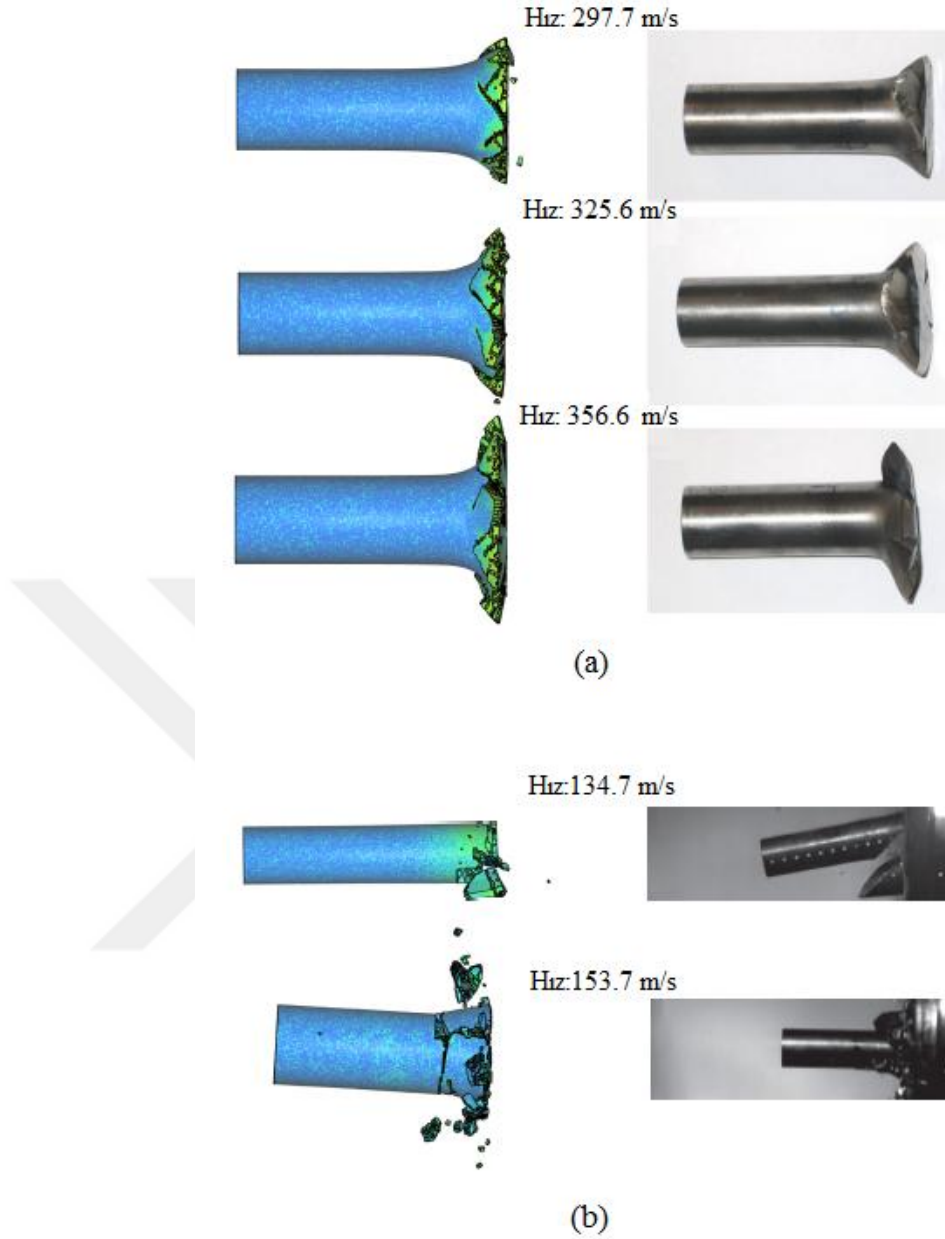
Şekil 2.23 : Numunelerde farklı çarpma hızları ile elde edilen deformasyonun deneysel ve sayısal olarak karşılaştırılması (a) çarpma hızı = 250 m/s (b) çarpma hızı = 350 m/s [72].

Xiao ve diğerleri [73] yüksek sertliğe sahip Al 7A04-T6 alaşımından üretilmiş numunelerle 150-370 m/s arasında değişen çarpma hızlarıyla Taylor çarpma testleri gerçekleştirmiş ve numunelerdeki deformasyonun oluş biçimlerini deneysel ve sayısal olarak incelemişlerdir. Sayısal çalışmalarda sonlu elemanlar yazılımı olarak Abaqus kullanılmıştır. Çalışmada Taylor çarpma testi numunelerinde düşük çarpma hızlarında mantarlanma, orta çarpma hızlarında çarpma yüzeyinde kesme kırıkları, yüksek çarpma hızlarında ise parçalanma gözlenmiştir. Testlerde ve sayısal çalışmalarda elde edilen sonuçların birbiriyle uyumlu olduğu belirtilmiştir. Sayısal ve deneysel çalışmalarda numunelerde elde edilen deformasyon oluş biçimleri Şekil 2.24'te gösterilmiştir.



Şekil 2.24 : Numunelerde farklı çarpma hızları ile elde edilen deformasyonun deneysel ve sayısal olarak karşılaştırılması (a) mantarlanma, hız:211.3 m/s ve 221.5 m/s (b) kesme kırıkları hız: 273.6 m/s (c) parçalanma hız:301.5 m/s [73].

Rakvag ve diğerlerinin bir çalışmasında [51] üç farklı sertliğe sahip Arne takım çeliği numunesi (sertleştirilmemiş, 40 HRC sertlik, 52 HRC sertlik) ile gerçekleştirilen Taylor çarpma testinin Impetus Afea Solver yazılımı ile sonlu elemanlar yöntemi kullanılarak modellenmesi yer almaktadır. Çarpma sonucu numunelerde oluşan parçalanma dışındaki deformasyon biçimleri testlerdekine benzer şekilde modellenmiştir. Elde edilen sayısal ve test çalışmalarının sonuçları Şekil 2.25'te gösterilmiştir.

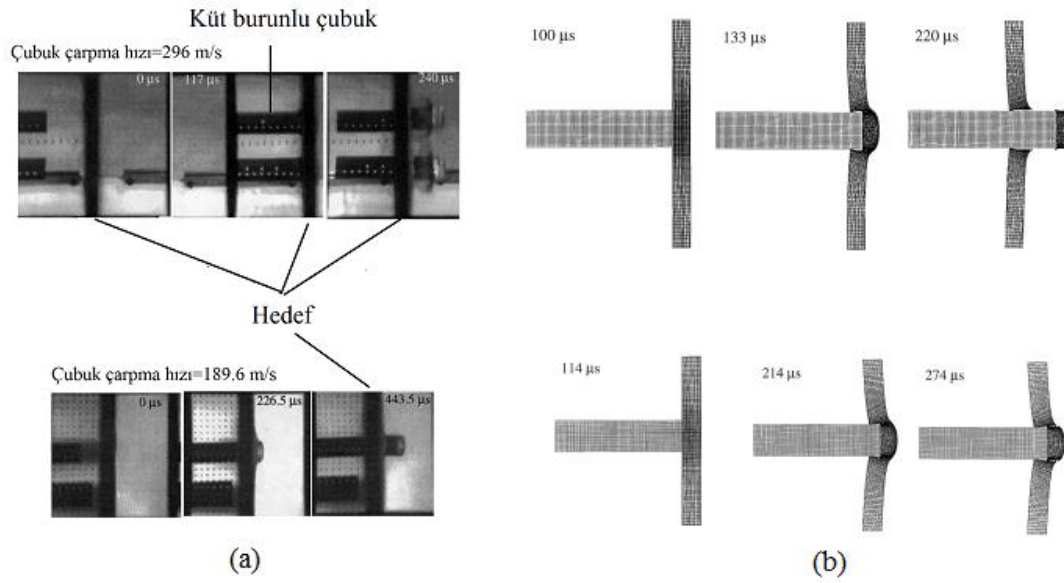


Şekil 2.25 : Taylor çarpma testinde kullanılan sertleştirilmiş numunelerin sayısal ve test sonuçlarının karşılaştırılması (a) sertliği 40 HRC olan numune (b) sertliği 52 HRC olan numune [51].

2.3.2 Balistik testlerin modellenmesi

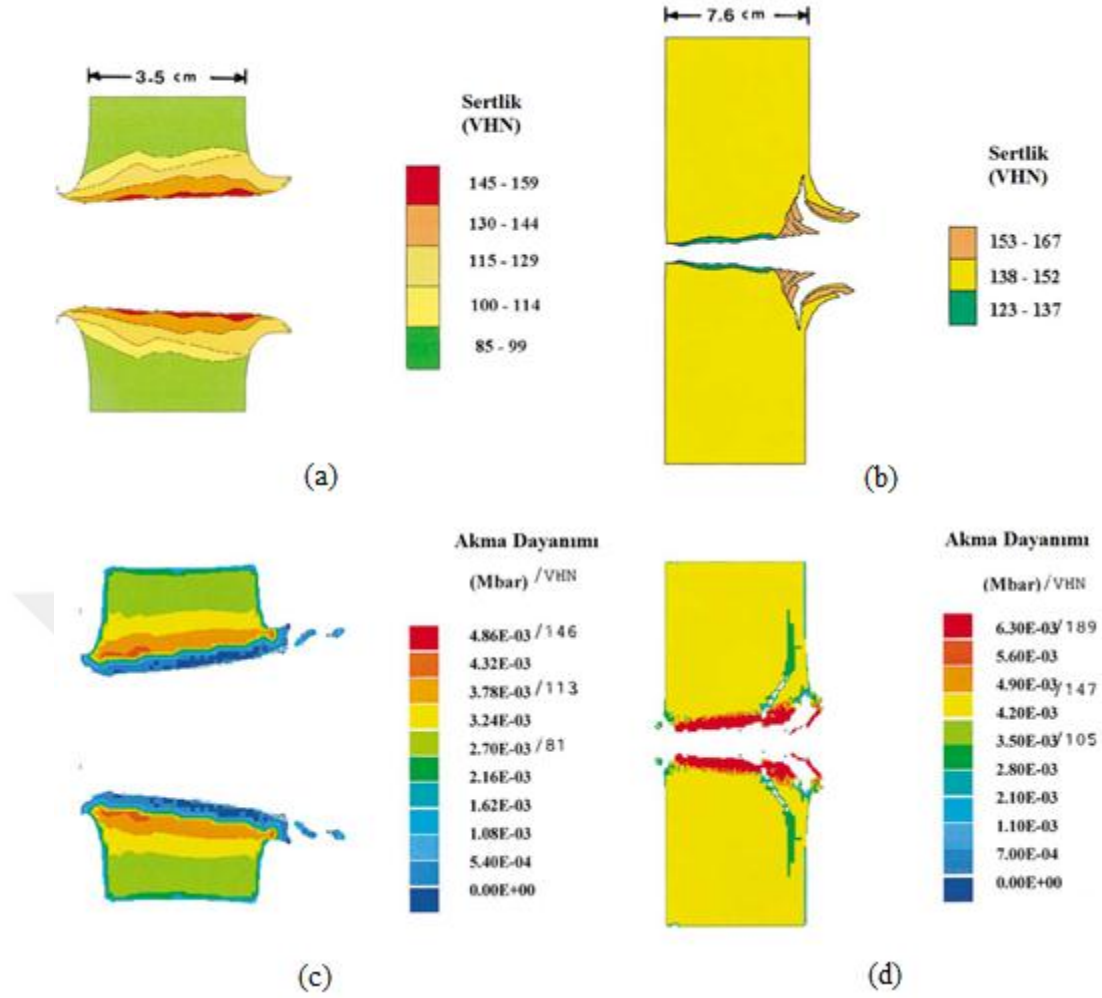
Borvik ve diğerleri [60], küt burunlu çubukların farklı hızlarda Weldom 460E çelik hedefine çarpması sonucu hedefte oluşturduğu deformasyonun üzerine çalışmışlar ve testlerde elde edilen sonuçları sayısal çalışma sonuçları ile karşılaştırmışlardır. Sayısal çalışmalarda Ls-Dyna yazılımı ile sonlu elemanlar yöntemi kullanılmıştır.

Hasar gören elemanların modelden silinmesi amacıyla erozyon yöntemi tanımlanmıştır. Balistik limitin üzerindeki hızlarda testte elde edilen sonuçların ve sayısal çalışma sonuçlarının birbiriyle uyumlu olduğu görülmüştür. Şekil 2.26'da, test ve modelleme sonuçları gösterilmiştir. Test sonuçlarına göre hedefte kesme kuvvetlerine bağlı deformasyon olduğu ve bu deformasyon mekanizmasının sayısal olarak modellendiği görülmüştür. Ancak balistik limit hızlarının sayısal olarak % 10 daha yüksek tahmin edildiği belirtilmiştir.



Şekil 2.26 : Delme testlerinin ve testlerin sayısal modellerinin sonuçları (a) test sonuçları (b) sayısal sonuçlar [60].

Kennedy ve Murr [74] tungsten ağır alaşımı çubukların 1500 m/s hızla bakır ve Al 7039 hedefe çarpması sonucu hedeflerde oluşan deformasyonu makro ve mikro ölçekte incelemişlerdir. Testlerde hedeflerin deforme olan bölgelerinden sertlik haritaları çıkarılmış ve sayısal çalışmalar (Autodyn 2D) sonucu hedeflerden elde edilen akma dayanımı değerleri ile karşılaştırılmıştır. Sertlik ve dayanım değerleri karşılaştırması yapılırken $10 \text{ VHN}=10^{-3} \text{ Mbar}$ kullanılmıştır. Testlerden ve sayısal modellerden elde edilen delme profilleri Şekil 2.27'de gösterilmiştir.

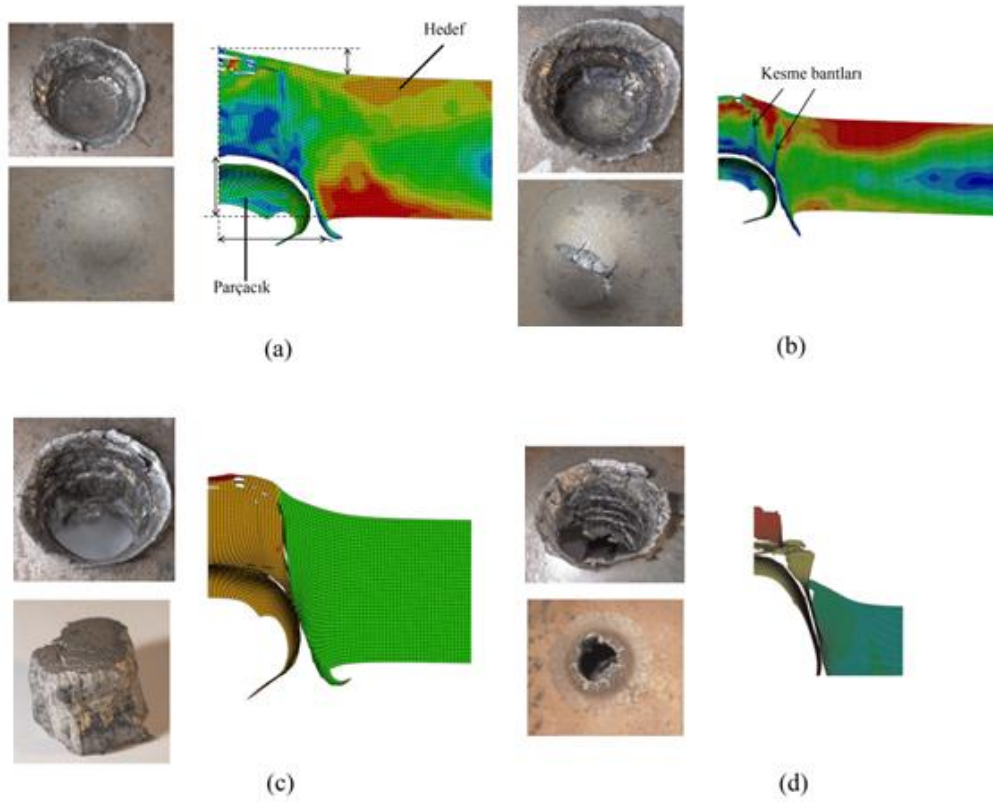


Şekil 2.27 : Testlerde elde edilen sertlik değerleri ile sayısal modellerde elde edilen akma dayanımı değerlerinin karşılaştırılması (a) OFHC Bakır hedefin testler sonucu sertlik değerleri (b) 7039 Al hedefin testler sonucu sertlik değerleri (c) OFHC Bakır hedefin sayısal modelleme sonucu akma dayanımı değerleri (d) 7039 Al hedefin sayısal modelleme sonucu akma dayanımı değerleri [74].

Çalışmada Al 7039 hedefi için sertlik ve akma dayanımı değerlerinin karşılaştırılmasının zayıf sonuçlar verdiği ancak delme geometrilerinin testlerle uyumlu sonuçlar verdiği rapor edilmiştir.

Vijayan ve diğerleri [75] farklı tepe açısına sahip konik alüminyum çubuklarda ve ince hedefte elde edilen defromasyonları testlerle ve Abaqus yazılımıyla sayısal olarak incelemiştir. Testlerde ve sayısal çalışmalarda elde edilen sonuçların birbiriyle uyumlu olduğu değerlendirilmiştir. Çubuğun tepe açısı değerinin çubuk deformasyonu üzerinde etkisi olduğu görülmüştür. Tepe açısı 22.5, 34 ve 45° olan çubuklarda tepe düzleşmesi, tepe açısı 66.5° ve 90° olan çubuklarda ise tepe yuvarlaklaşması gözlenmiştir.

Dollinski ve Rittel çalışmalarında [76] farklı çarpma hızlarında AISI 4340 çeliğinin delme ve nüfuz etme performansını değerlendirmişlerdir. Çalışmada hedef olarak 25 mm kalınlığa sahip RHA çeliği seçilmiştir. Test sonuçları Abaqus yazılımı ile elde edilen sayısal sonuçlarla karşılaştırılmıştır. Sayısal çalışmalar, testlerde 1150, 1320, 1400 ve 1920 m/s çarpma hızlarında hedef ve parçacıktaki deformasyonu görme amacıyla gerçekleştirilmiştir. Testler ve sayısal çalışmalar sonucunda parçacıkta ve hedefte oluşan deformasyonlar Şekil 2.28’de gösterilmiştir. Hedefte oluşan deformasyona adyabatik kesme bantlarının ve çekme kopmalarının neden olduğu rapor edilmiştir.



Şekil 2.28 : Testlerde ve sayısal çalışmalarda farklı hızlar için elde edilen deformasyonun karşılaştırılması (a) 1150 m/s (b) 1320 m/s (c) 1400 m/s (d) 1920 m/s [76].

Borvik ve diğerleri [77] 8 mm kalınlığında Weldox 460 E çeliğinde deformasyon oluşumunu Ls-Dyna çözücüsü ile sayısal olarak incelemişlerdir. Bu çalışma kapsamında sekiz farklı malzeme modeli kullanılmış ve modellerin balistik davranışa etkisi incelenmiştir. Çalışmada elde edilen sonuçlara göre modellerde kullanılan eleman boyunun adyabatik kesme bantlarının elde edilmesine etkisi olduğu görülmüştür. Ayrıca kullanılan malzeme modellerinde gerinme hızı, sıcaklık ve gerilme parametrelerinin deformasyona etkisinin önemli olduğu değerlendirilmiştir.

3 DENEYSEL YÖNTEM

Bu bölümde, tez kapsamında gerçekleştirilen deneysel çalışmalar verilmiştir. Deneysel çalışmalarda öncelikle 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımları 1460, 1480 ve 1500 °C’de sıvı fazlı sinterleme ile üretilmiş, sonrasında alaşımların mikroyapısal ve mekanik özellikleri belirlenmiştir. Alaşımların dinamik koşullardaki davranışı Taylor çarpma testi ve balistik testler ile elde edilmiştir.

3.1 Numunelerin Hazırlanması

3.1.1 Toz özellikleri

Numunelerin hazırlanmasında kullanılan tungsten, nikel ve demir tozlarının saflığı, ortalama tane boyutu ve tane şekli Çizelge 3.1’de verilmiştir.

Çizelge 3.1 : Çalışmada kullanılan toz özellikleri.

| Element Tozu | Saflık (% ağı.) | Ortalama Tane Boyutu FSSS (μm) | Tane Şekli |
|--------------|--------------------|---|------------|
| Tungsten | 99.92+ | 2.74 | Poligonal |
| Nikel | 99.85+ | 9.7 | Küresel |
| Demir | 99.5+ | 5.1 | Küresel |

3.1.2 Alaşım bileşimleri, karıştırma ve presleme

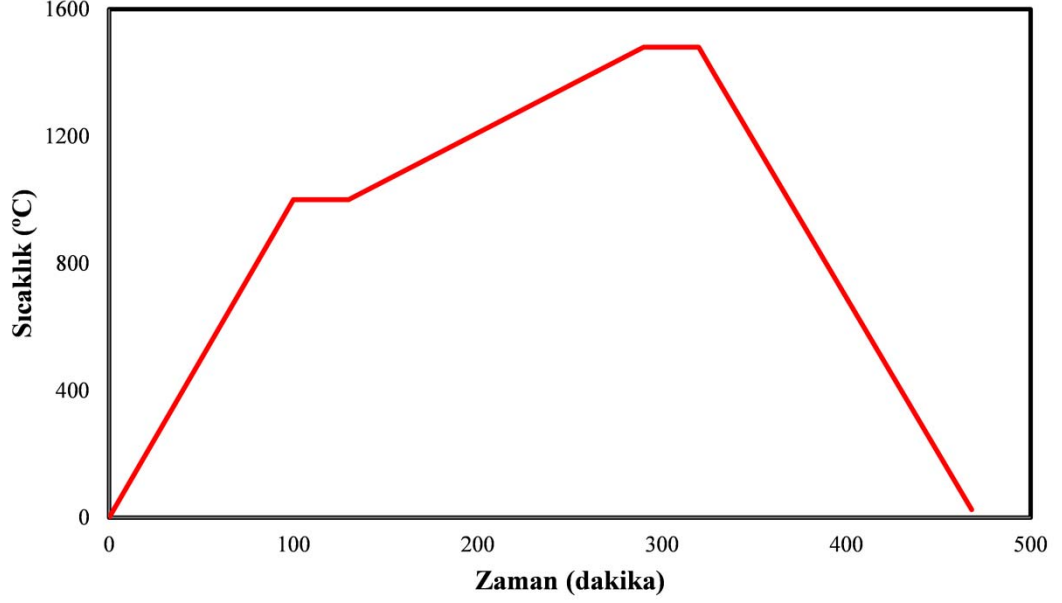
Deneysel çalışmalarda ağırlıkça % 93 tungsten ve Ni/Fe oranı 1, 2 ve 4 olmak üzere üç farklı tungsten ağır alaşımı kullanılmıştır. Hazırlanan alaşımların bileşimleri izelge 3.2’de verilmiştir. Elementel tozlar turbula karıştırıcıda (T2F, Gelnn Mills, İsviçre) dakikada 67 devir sayısı ile 45 dk. boyunca karıştırılmıştır. Toz karışımları 414 MPa kapasiteli soğuk izostatik pres (CIP 42260, Flow Autoclave Engineers, USA) ile 300 MPa altında preslenerek, 15 mm çapında ve 120 mm boyunda silindirik ham numuneler elde edilmiştir.

Çizelge 3.2 : Tez çalışmasında kullanılan tozların bileşimleri.

| Tungsten (% ağ.) | Nikel (% ağ.) | Demir (% ağ.) | Ni/Fe Oranı |
|---------------------|------------------|------------------|----------------|
| 93 | 3.5 | 3.5 | 1 |
| 93 | 4.67 | 2.33 | 2 |
| 93 | 5.6 | 1.4 | 4 |

3.1.3 Numunelerin sinterlenmesi

Numuneler preslendikten sonra, 1460, 1480 ve 1500 °C olmak üzere üç farklı sıcaklıkta atmosfer kontrollü fırında (HT-1800M Vac, Linn High Therm GmbH Eschenfelden, Germany) sinterlenmiştir. Sinterleme işlemi 20 dk. hidrojen altında 10 dk. ise argon altında olmak üzere toplamda 30 dk. süre ile gerçekleştirilmiştir. Sinterlemeden sonra numuneler argon altında soğumaya bırakılmıştır. Fırın, oda sıcaklığından 1000 °C’ye yaklaşık 9 °C/dk. ile ısıtılmış ve bu sıcaklıkta 30 dk. tutulmuştur. Bu sıcaklıktan sinterleme sıcaklığına yaklaşık 3 °C/dk. ile çıkarılmıştır. Sinterleme sonrası fırının sinterleme sıcaklığından oda sıcaklığına getirilmesi için yaklaşık 10 °C/dk. ile soğutma yapılmıştır. Çalışmalarda kullanılan sinterleme evrimi Şekil 3.1’de verilmiştir. Numuneler yüksek saflıkta Al₂O₃ altlık kullanılarak sinterlenmiştir.



Şekil 3.1 : Numunelerin hazırlanmasında kullanılan sinterleme çevrimi.

3.2 Sinterlenen Numunelerin İncelenmesi

3.2.1 Yoğunluk ölçümleri

Üç farklı bileşimden hazırlanan alaşımların teorik yoğunlukları ve sinterleme sonrası yoğunlukları hesaplanmıştır. Numunelerin teorik yoğunlukları aşağıda belirtilen Denklem (3.1) ile hesaplanmıştır.

$$\frac{100}{\rho_{\text{teorik}}} = \frac{W_w}{\rho_w} + \frac{W_{\text{Ni}}}{\rho_{\text{Ni}}} + \frac{W_{\text{Fe}}}{\rho_{\text{Fe}}} \quad (3.1)$$

Denklemde W, elementlerin ağırlık miktarlarını, ρ ise elementlerin yoğunluklarını ifade etmektedir.

Sinterlenen numunelerin yoğunlukları ise Arşimed prensibi ile ölçülmüştür. Bu yöntemde kullanılan sıvı 0.86 g/cm^3 yoğunluklu ksilendir. Yoğunluk hesaplamaları Denklem (3.2) ile elde edilmiştir.

$$\rho_{\text{sinterlenmiş}} = \frac{m_1}{m_1 - m_2} \rho_{\text{ksilen}} \quad (3.2)$$

Bu denklemde m_1 numunenin havadaki ağırlığı, m_2 numunenin ksilen sıvısı içerisindeki ağırlığı, ρ_{ksilen} ise ksilenin yoğunluğudur.

3.2.2 Diferansiyel taramalı kalorimetre ölçümleri

Numunelerde sinterleme işlemleri sırasında sıvı faz ve katı faz dönüşüm sıcaklıklarının ve mikroyapıdaki ikincil faz oluşumunun belirlenebilmesi için her bir numunede diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC-TGA Setaram Instrumentation, France) analizleri gerçekleştirilmiştir. Ölçümlerde 50 mg'lık numuneler kullanılmıştır. Isıtma işlemi 10 °C/dk. ile 1500 °C'ye, soğutma işlemi ise 1500 °C'den 500 °C'ye 10 °C/dk. ile gerçekleştirilmiştir. Isıtma ve soğutma işlemleri argon koruyucu atmosferinde yapılmıştır.

3.2.3 X-Işını kırınım ölçümleri

Sinterlenmiş alaşımlarda mikroyapıda oluşan fazların belirlenmesi amacıyla yüzeyi parlatılmış numunelerde X-ışını kırınım ölçümü yapılmıştır. Ölçümler, Bruker X-ışını difraktometresi kullanılarak (D8 Advance, Bruker, Germany) 20° ile 100° arasında 40 kV'ta sürekli taranarak ve 1°/dk. tarama hızında gerçekleştirilmiştir.

3.2.4 Mikroyapı karakterizasyonu

3.2.4.1 Taramalı elektron mikroskobu çalışmaları

Numunelerde mikroyapının incelenmesi amacıyla taramalı elektron mikroskobu çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Bu amaçla, sinterlenen numunelerin bir yüzeyleri klasik metalografik tekniklerle incelenmeye hazır hale getirilmiştir. Numuneler ilk olarak kesilerek bakalite alınmış, daha sonra ise sırasıyla 220'lik ve 1200'lük zımparalar ile zımparalanmıştır. Sonraki aşamada numuneler 0.3µm'lik alümina pasta ile parlatılmış ve Murakami (10 g K₃Fe(CN)₆, 10 g NaOH, 100 ml H₂O) çözeltisiyle dağlanmıştır. Taramalı elektron mikroskobu (6400 JSM, Jeol, Japan) çalışmaları Orta Doğu Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde yapılmıştır.

3.2.4.2 Bağlayıcı faz miktarının belirlenmesi

Numunelerin mikroyapılarındaki bağlayıcı faz miktarları, taramalı elektron mikroskobu ile elde edilen 400 x büyütmedeki görüntülerin görüntü analiz programı (Clemex) ile hesaplanmıştır. Hesaplamalarda her bir alaşım için en az üç görüntü kullanılmıştır.

3.2.4.3 Ortalama tane boyutunun belirlenmesi

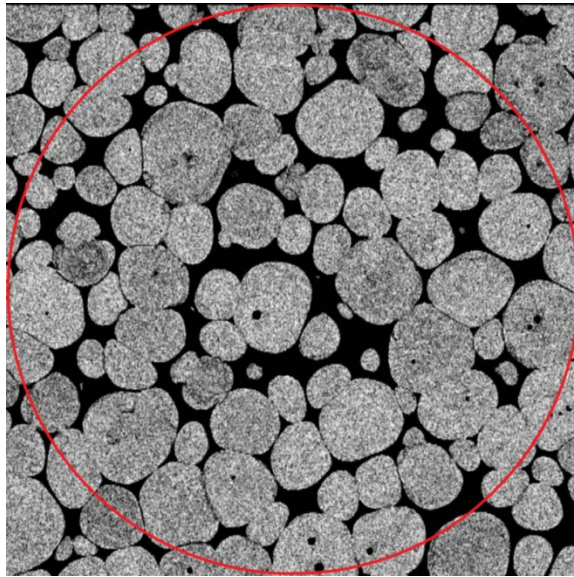
Mikroyapılardaki ortalama tungsten tane boyutları 400 x büyütme ile elde edilmiş taramalı elektron mikroskobu görüntüleri kullanılarak hesaplanmıştır. Hesaplamalarda Jefferson yöntemi [78] kullanılmıştır. Bu yöntemde göre, taramalı elektron mikroskobu görüntülerine sığabilecek en büyük çember çizilerek bu çemberin içinde (n_1) ve üzerinde (n_2) kalan tungsten taneleri sayılmıştır (Şekil 3.2). Bu tanelerin toplamı f faktörü ile çarpılarak milimetre kareye düşen parçacık sayısı (N_A) hesaplanmıştır. Son aşamada ise N_A sayısı ile ortalama tungsten tane çapı elde edilmiştir. Ortalama tungsten tane büyüklüklerinin hesaplanmasında kullanılan Denklem (3.3) - (3.5) aşağıda belirtilmiştir.

$$f = \frac{M^2}{5000} \quad (3.3)$$

$$N_A = f(n_1 + \frac{n_2}{2}) \quad (3.4)$$

$$d = \frac{1}{N_A^{0.5}} \quad (3.5)$$

Denklemlerde M elektron mikroskobu görüntülerindeki büyütme, d ise ortalama tungsten tane boyutudur.



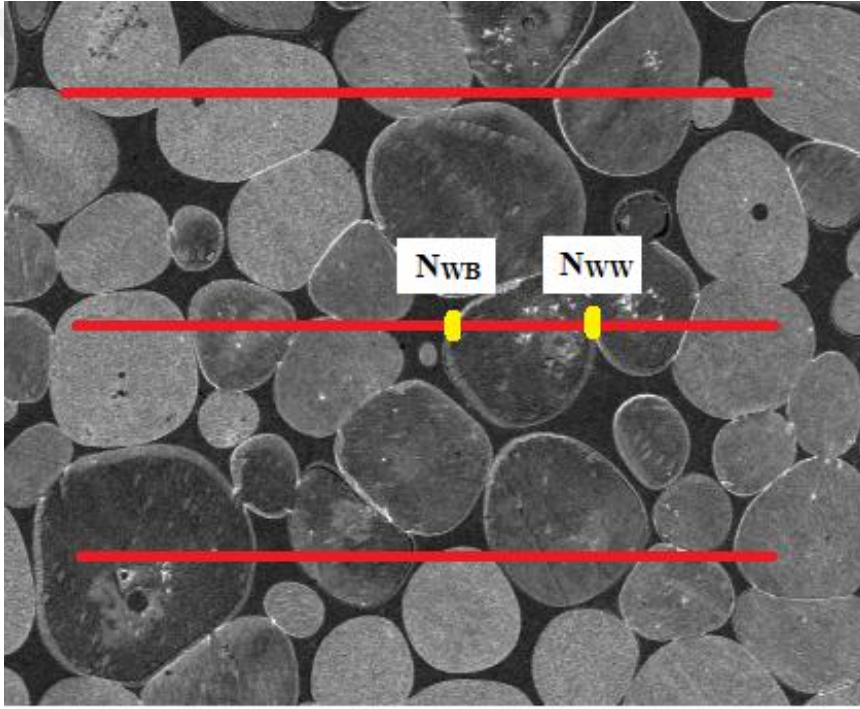
Şekil 3.2 : Ortalama tungsten tane büyüklüğü hesaplamalarında kullanılan örnek bir görüntü.

3.2.4.4 Bitişiklik hesaplamaları

Numunelerin bitişiklik değerleri 400 x büyütmedeki elektron mikroskobu görüntüleri kullanılarak elde edilmiştir. Numunelerin bitişiklik değerinin hesaplanmasında Denklem (3.6) kullanılmıştır. Hesaplamalarda, mikroyapı boyunca yatayda çizgiler çekilmiş ve tungsten-tungsten ve tungsten-bağlayıcı faz kesişimleri Şekil 3.3'te gösterildiği gibi sayılmıştır.

$$C_w = \frac{2N_{ww}}{2N_{ww} + N_{wb}} \quad (3.6)$$

Denklemden, N_{ww} tungsten-tungsten kesişimi sayısını, N_{wb} ise tungsten-bağlayıcı faz kesişimi sayısını ifade etmektedir.



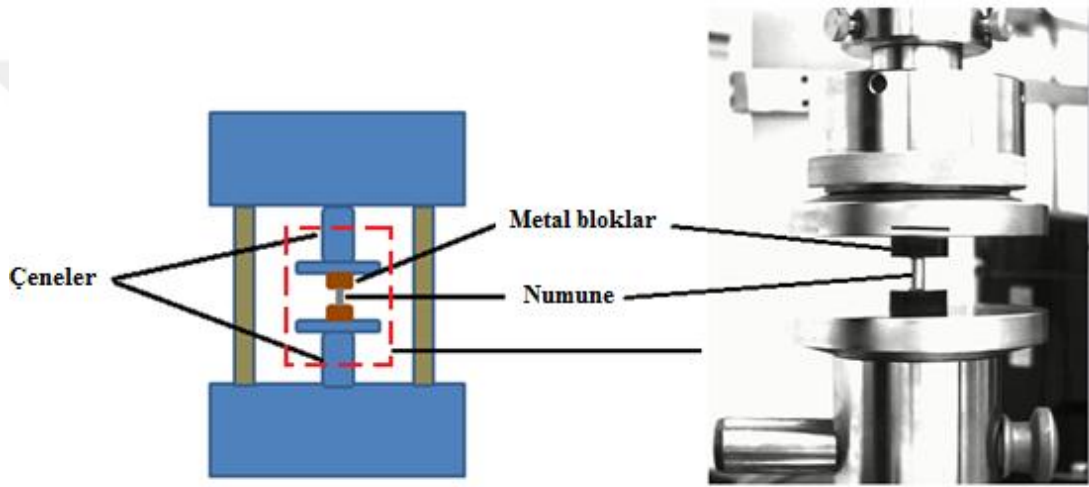
Şekil 3.3 : Bitişiklik ölçüm yönteminin elektron mikroskobu görüntüsü üzerinde gösterimi.

3.3 Numunelerin Mekanik Özelliklerinin Belirlenmesi

3.3.1 Tek eksenli basma testleri

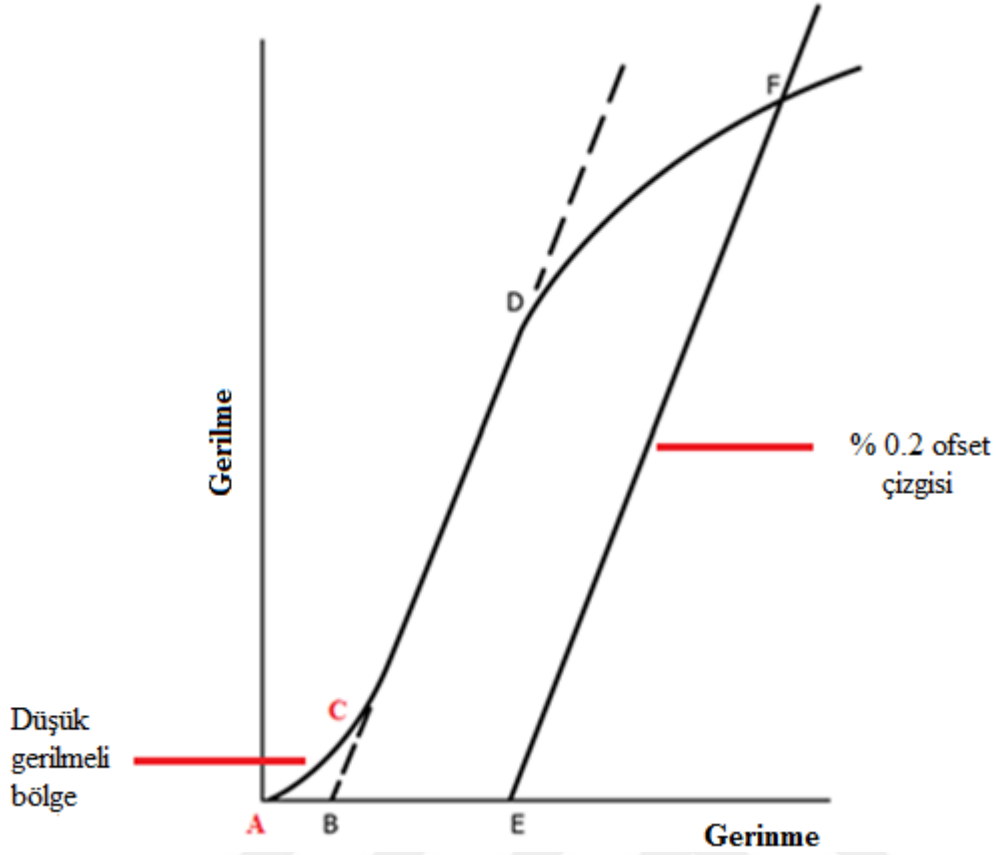
Basma testleri 100 kN kapasiteli tek eksenli çekme-basma cihazı (Proline, Zwick/Roell) ile gerçekleştirilmiştir. Her bir alaşım için 0.0003/s, 0.003/s ve 0.03/s olmak üzere üç farklı gerinme hızı ile üçer adet test gerçekleştirilmiştir. Cihazın kapasitesinden dolayı testler yük miktarı 90 kN'a ulaştığında bitirilmiştir. Test

numunelerinin boyutları, ASTM E9 [79] standardı ve literatürde gerçekleştirilen benzer çalışmalar dikkate alınarak 8 mm çap ve 16 mm boy şeklinde belirlenmiştir. Test esnasında cihazın çenelerine zarar vermemek için, basma kuvvetinin uygulandığı çeneler ve numune arasında 30 mm çapında ve 10 mm boyunda sertliği 50 HRC olan çelik bloklar yerleştirilmiştir. Çelik bloklar ve numuneler arasındaki sürtünmeden dolayı numunede oluşabilecek fiçılanma etkisinin en aza indirilmesi için iki metal arasına (numune ve çelik blok) kalınlığı 0.2 mm olan teflon parçaları konulmuştur. Tek eksenli basma testlerinin ve numunenin cihazdaki yerleşiminin şematik olarak görüntüsü Şekil 3.4’te verilmiştir.



Şekil 3.4 : Tek eksenli basma testinin ve numune yerleşiminin şematik görüntüsü.

Tungsten ağır alaşımlarının akma dayanımları, testlerde elde edilen gerçek gerilme-gerçek gerinme grafiklerinden % 0.2 ofset kuralıyla hesaplanmıştır. Testlerde, numune basma yüküne maruz kalmaya başladığında ilk olarak numune ile metal bloklar arasındaki boşluk alınmıştır. Testin başlangıcında bu boşluğun giderilmesi gerilme-gerinme grafiğinde numunenin ilk olarak düşük gerilmeye maruz kalmasına ve numunenin mekanik özelliğini yansıtmayan bir bölgenin oluşmasına neden olmuştur (Şekil 3.5-(AC)).



Şekil 3.5 : Düşük gerilmenin ve numunenin mekanik özelliğini yansıtmayan bölgenin olduğu gerilme-gerinme grafiği [80].

Alaşımın akma dayanımları ASTM D882-18 standartında [80] belirtilen düşük gerilmeli bu bölgenin giderilme yöntemi dikkate alınarak hesaplanmıştır. Bu yöntemde, Şekil 3.5'teki grafikte belirtilen "CD" doğrusal çizgisi uzatılarak gerinme eksenini "B" noktasından kesmektedir. Gerilme-gerinme grafiğinin yeni başlangıç noktası (orijin noktası) "B" kabul edilerek % 0.2 ofset kuralı uygulanmaktadır. Tez çalışmasında, standartta belirtilen bu yöntem dikkate alınmış ve alaşımların akma dayanımları belirlenmiştir.

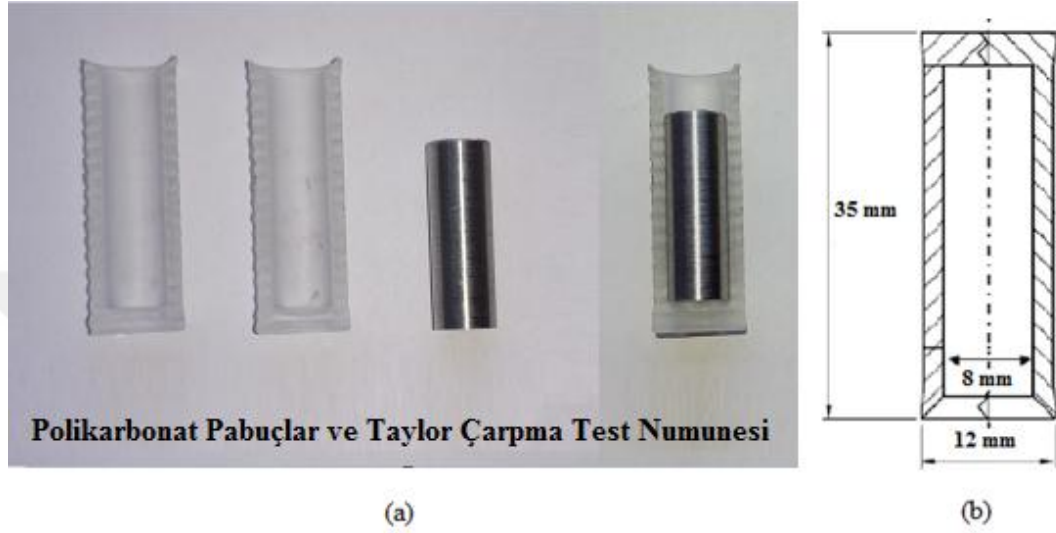
3.3.2 Mikrosertlik ölçümleri

Parlatılmış numunelerden Vickers yöntemiyle 1 kg yükleme altında mikrosertlik (Buehler, Illinois, USA) ölçümleri alınmıştır. Her bir numuneden en az yedi ölçüm alınmış ve bu ölçümlerin ortalaması ve standart sapması belirlenmiştir.

3.4 Dinamik Test Çalışmaları

3.4.1 Taylor çarpma testleri

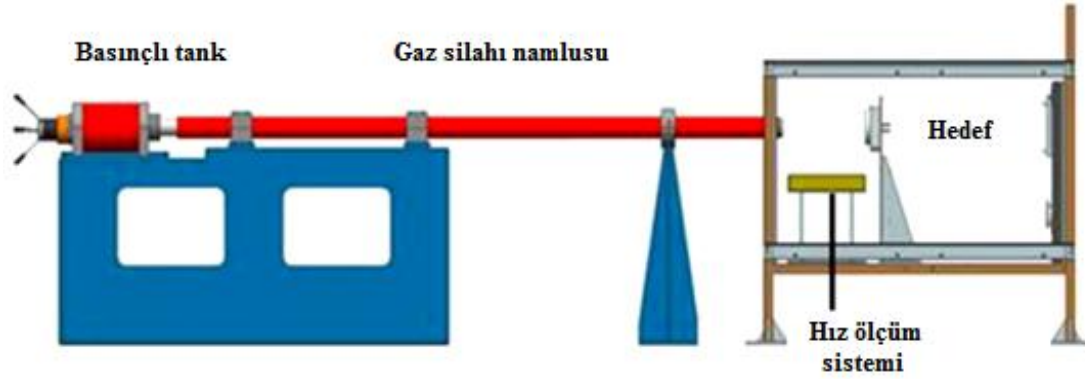
Taylor çarpma testlerinde 8 mm çapında ve 24 mm boyunda silindirik numuneler (Şekil 3.6) rijit çelik (~50 HRC) bir hedefe 200 m/s, 225 m/s ve 250 m/s hızlarla çarptırılmış ve numunelerin deformasyon davranışları hakkında bilgi edinilmiştir.



Şekil 3.6 : İki parçadan oluşan pabuçların ve Taylor çarpma test numunesinin görüntüleri (a) polikarbonat pabuçlar ve Taylor çarpma test numunesi (b) pabucun teknik resmi.

Numuneler tek aşamalı hafif gaz silahında azot gazı kullanılarak hızlandırılmıştır. Numunelerin 12 mm çaplı namluya sürülebilmesi için Şekil 3.6'da görüldüğü üzere polikarbonat pabuçlar kullanılmıştır. Silindirik numuneler iki parçalı pabuçların içine yerleştirilerek gaz silahı namlusuna sürülmüştür. Deney düzeneğinin şematik görüntüsü Şekil 3.7'de verilmiştir. Testlerde numune hızları numune namludan çıktıktan sonra optik bir sistem ile ölçülmüştür. Bu sistemde, numune namludan çıktıktan sonra hedefe doğru ilerlerken hız ölçüm sistemi üzerinde aralarındaki mesafenin sabit olduğu iki optik sistem üzerinden geçmiştir. Numunenin iki optik sistemi arasından geçiş süresi belirlenmiş ve optikler arasındaki mesafenin numunenin geçiş süresine bölünmesiyle numunenin ortalama hızı hesaplanmıştır. Numune ve pabuç bütünü namludan çıktıktan sonra iki parçalı pabuç, numune hedefe çarpmadan önce aerodinamik etkilerle numuneden ayrılmış ve numunenin hedefe yamuk çarpmasının önüne geçilmiştir. Numune gaz silahı namlusundan çıktıktan sonra hedefe çarpma kadar yaklaşık 70 cm'lik bir serbest uçuş yapmıştır. Numuneler

rijit hedefe çarptıktan sonra boyutları ölçülmüş ve çarpma yüzeyinde oluşan deformasyon incelenmiştir. Test sonrası deforme olmuş numunelerin geometrileri optik tarama yöntemi ile bilgisayar ortamına aktarılmış ve ileriki bölümlerde anlatılacak olan sayısal çalışmaların sonuçları ile karşılaştırma imkanı elde edilmiştir. Numune geometrilerinin optik taranmış halleri “.stl” uzantılı olarak kaydedilmiş ve Tecplot programı ile görüntülenmiştir. Böylelikle test numunelerinin hedefe çarptıktan sonraki son boyutları hesaplanmıştır.

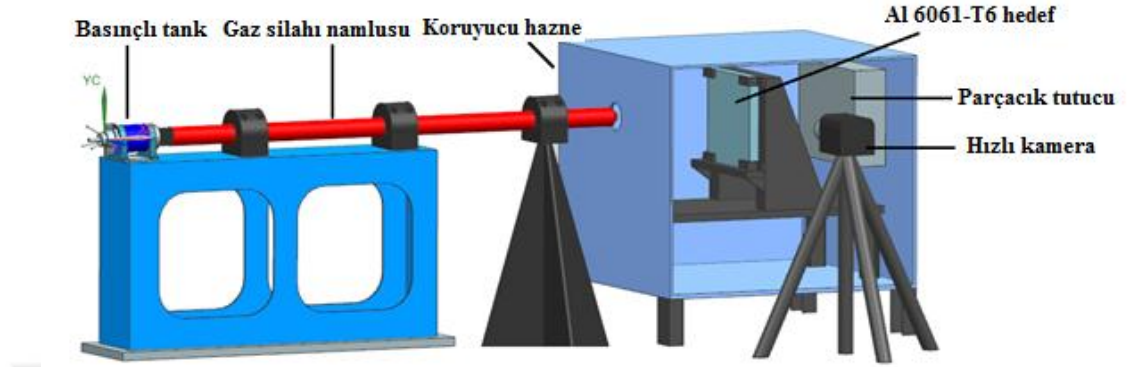


Şekil 3.7 : Taylor çarpma test düzeneğinin şematik görüntüsü.

3.4.2 Balistik testler

Balistik testler kapsamında, farklı alaşım ve sinterleme sıcaklığı ile hazırlanan numunelerin hedefi delme etkisi incelenmiştir. Bu testler ile parçacıklı harp başlıklarında kullanılan parçacıkların hava hedefleri üzerindeki etkisinin modellenmesi amaçlanmıştır. Bu amaçla kullanılan silindirik parçacıklar 8 mm çapa ve 8 mm boya sahiptir. Testlerde kullanılan parçacık boyutu parçacıklı harp başlıklarında yaklaşık olarak kullanılan parçacık ölçüleri dikkate alınarak seçilmiştir. Hedef olarak 25 mm kalınlığında 6061 T6 Al alaşımı plaka kullanılmıştır. Al 6061 T6 alaşımları uçak ve benzeri hava hedeflerinde kullanım alanına sahip bir malzemedir. Parçacıklar tek aşamalı hafif gaz silahı ile 900 m/s hızla hedefe çarptırılmış ve parçacıkların hedef ile etkileşimi ve hedefi delmesi sonrası çıkış hızları hesaplanmıştır. Parçacıkların hedefe çarpması için belirlenen hız (900 m/s), parçacıklı harp başlıklarının infilakı ile parçacıkların yaklaşık olarak hedefe çarptığı hız değerini modellemektedir. Hedefi delmesi sonucu parçacıklarda ve hedef plakada oluşan deformasyon incelenmiştir. Hedefi delen parçacıkların zarar görmeden tutulabilmesi amacıyla hedefin arka kısmına yumuşak malzemedeki sert malzemeye doğru kademeli olarak sertliği artan parçacık tutucu levhalar konulmuştur. Test

düzeneginin genel olarak şematik görüntüsü Şekil 3.8’de gösterilmiştir. Testlerde parçacığın çarpma hızı ve hedeften çıkış hızı hızlı kamera ile hesaplanmıştır. Ayrıca görüntü kalitesinin daha iyi olması amacıyla üç adet ışıklandırma sistemi hedefin olduğu bölgeyi aydınlatmıştır.



Şekil 3.8 : Balistik testlerde kullanılan test düzeneginin şematik görüntüsü.



4 SAYISAL ÇALIŞMALAR

4.1 Taylor Çarpma Testi Modellemesi

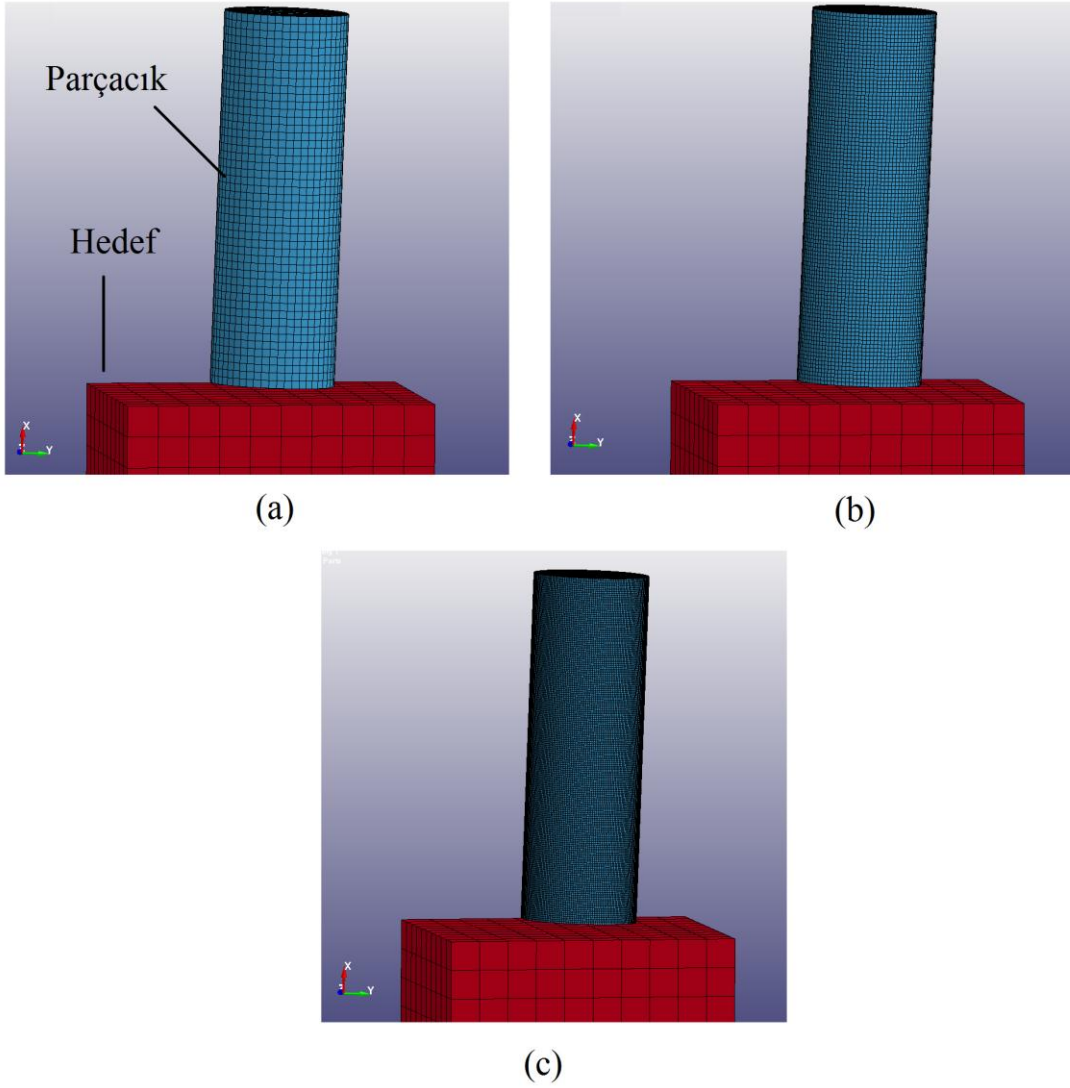
Taylor çarpma testinin sayısal modelleme sonuçları testlerde elde edilen sonuçlar ile karşılaştırılmıştır. Bu amaçla, numunedeki çap ve boy değişimi ve numunenin çarpma yüzeyindeki deformasyon sayısal olarak incelenmiştir. Çalışmalarda sonlu elemanlar tabanlı ve SPH tabanlı modellemeler Ls-Dyna 3D hidrokod yazılımı ile gerçekleştirilmiştir. Sayısal çalışmalarda, 1480 °C’de sinterlenen ve 206 m/s hızla hedefe çarpan 93W-3.5Ni-3.5Fe test numunesinin deformasyon özellikleri modellenmiş ve test sonuçları ile karşılaştırılmıştır. Hedefe çarpma sonrası çarpma bölgesinde oluşan düzgün deformasyon profili nedeniyle bu numune modelleme çalışmalarında kullanılmıştır.

4.1.1 Sonlu elemanlar yöntemi ile modelleme çalışmaları

Çalışmalarda, üç farklı eleman boyunun çarpma sonrası numunede elde edilen deformasyon davranışının modellenmesine etkisi incelenmiştir. Bu amaçla analizlerde $0.5 \times 0.5 \times 0.5 \text{ mm}^3$, $0.25 \times 0.25 \times 0.25 \text{ mm}^3$ ve $0.125 \times 0.125 \times 0.125 \text{ mm}^3$ eleman boyları kullanılmıştır. Hedefin modellenmesinde ise sabit $2 \times 2 \times 2 \text{ mm}^3$ eleman boyu kullanılmıştır. Şekil 4.1’de farklı eleman boyları ile modellenen Taylor çarpma numuneleri gösterilmiştir. En büyük eleman boyu ile modellemede 12500 eleman, orta büyüklükteki eleman boyu ile modellemede 290000, en küçük eleman boyu ile modellemede ise yaklaşık 2360000 eleman elde edilmiştir.

4.1.2 SPH yöntemi ile modelleme çalışmaları

Taylor çarpma testleri sonlu elemanlar tabanlı yöntemin haricinde SPH tabanlı yöntem kullanılarak da LS-Dyna hidrokod yazılımı ile modellenmiş ve sonuçlar sonlu elemanlar yöntemiyle karşılaştırılmıştır.

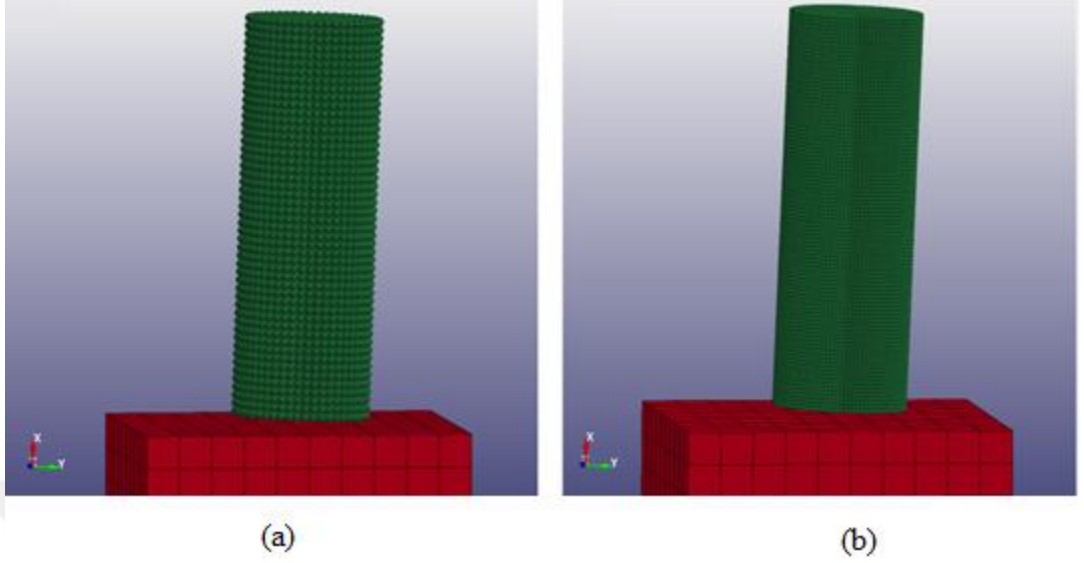


Şekil 4.1 : Taylor çarpma testinin farklı eleman boyu ile modellenmesi
(a) $0.5 \times 0.5 \times 0.5 \text{ mm}^3$ (b) $0.25 \times 0.25 \times 0.25 \text{ mm}^3$ (c) $0.125 \times 0.125 \times 0.125 \text{ mm}^3$.

Sonlu elemanlar yöntemi ile yüksek hızlı çarpma modellemelerinde aşırı deforme olan elemanlar sayısal açıdan sorun yaratmaktadır [47]. Bu nedenle bu elemanlar erozyon yöntemi kullanılarak modelden silinmektedir. Ancak elemanın silinmesi modeldeki kütle ve enerji korunumuna aykırı olduğu için doğru bir yaklaşım değildir. Bu sorunun giderilmesi amacıyla ağsız yöntemler geliştirilmiştir. Bu yöntemlerden biri sonlu elemanlar yerine birbirinden ayrık küresel parçacıkların kullanıldığı SPH ile modellemedir. Böylelikle her bir elemanın maruz kaldığı aşırı deformasyon ile oluşan zorluklar giderilmektedir.

Modelleme çalışmasında Taylor çarpma numunesi 12887 ve 298372 adet küresel parçacık ile modellenmiştir. Sayısal çalışmalar $1480 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de sinterlenen ve 206 m/s ile

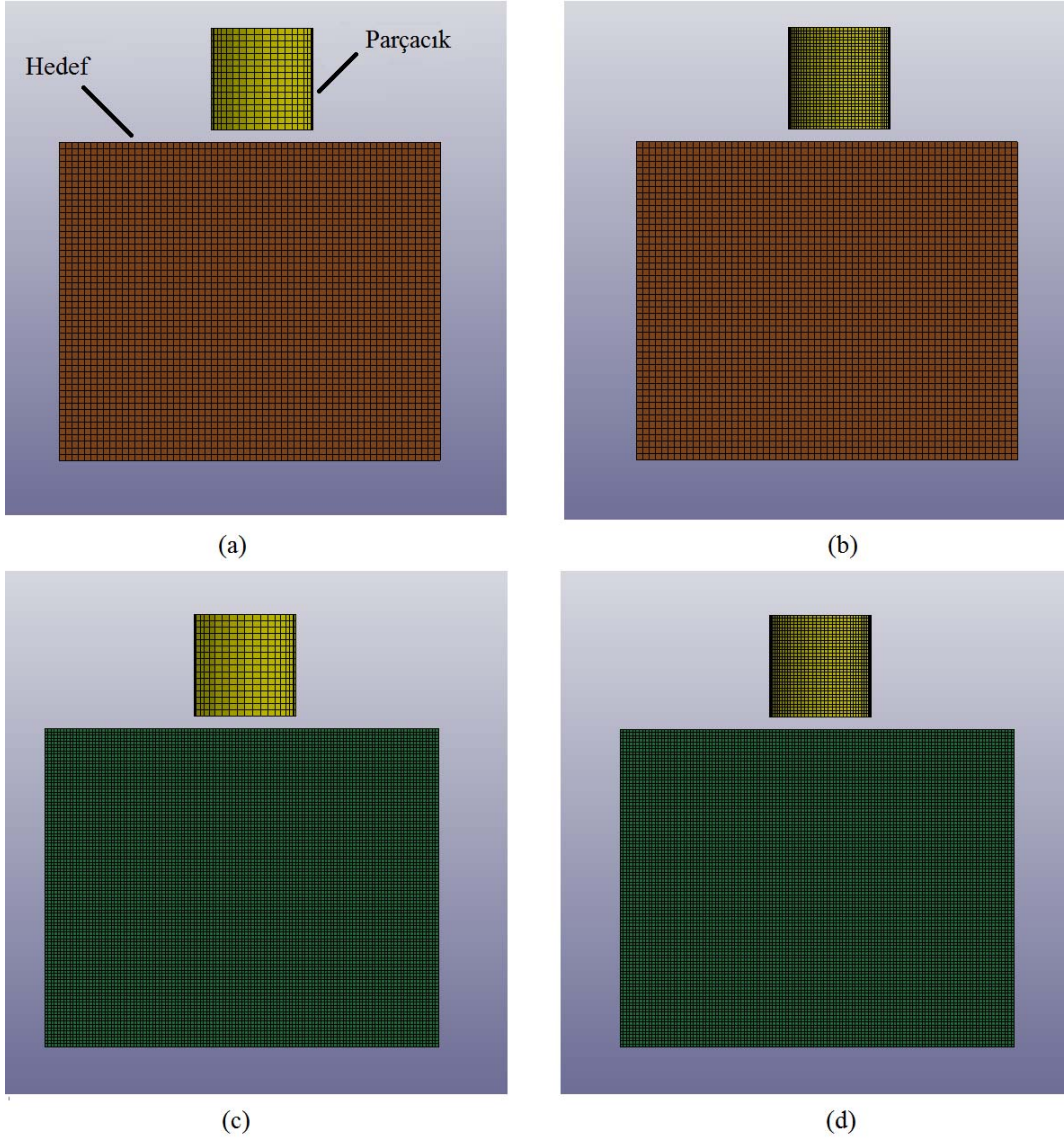
hedefe çarpıtırılan 93W-3.5Ni-3.5Fe numunesi için gerçekteştirilmiştir. Şekil 4.2’de Taylor çarpma testinin SPH yöntemi ile modellenmiş görüntüsü verilmiştir.



Şekil 4.2 : Taylor çarpma testinin farklı küresel parçacıklarda SPH modelleri (a) 12887 parçacık (b) 298372 parçacık.

4.2 Balistik Test Modellemesi

Bu modelleme çalışmalarında, 3D sonlu elemanlar tabanlı yöntem ile Ls-Dyna hidrokod yazılımı kullanılarak balistik testlerin simülasyon ortamında modellenmesi ve sonuçların testlerden elde edilen sonuçlarla karşılaştırılması amaçlanmıştır. Modellerde, 900 m/s hıza sahip tungsten ağır alaşımı parçacık 25 mm kalınlığında Al 6061-T6 alaşımına çarpıtılmış ve parçacığın hedefi delme performansı incelenmiştir. Çalışmalarda hem parçacık hem de hedef için iki farklı eleman boyu belirlenmiştir. Hedef için belirlenen küçük eleman boyu $0.25 \times 0.25 \times 0.25 \text{ mm}^3$ olup bu modelde 1488000 eleman bulunmaktadır. Hedef için belirlenen büyük eleman boyu ise $0.5 \times 0.5 \times 0.5 \text{ mm}^3$ ve modeldeki eleman sayısı 180000’dir. Parçacık için iki farklı eleman boyu ile yapılan modellemelerin ilkinde en küçük eleman boyu 0.125 mm olup model 53760 eleman içermektedir. Diğer parçacık modelinde ise en küçük eleman boyu 0.3 mm ve toplam eleman sayısı 6720’dir. Parçacık ve hedef için oluşturulan farklı eleman boyu kombinasyonu kullanılarak dört adet model oluşturulmuş ve balistik testlerin simülasyonu gerçekleştirilmiştir. Sonlu elemanlar yöntemi simülasyonlarında erozyon yöntemi kullanılmış ve deformasyon sonrası başarısız olan elemanlar modelden silinmiştir. Farklı eleman boyu kullanılarak elde edilen dört farklı model Şekil 4.3’te gösterilmiştir.



Şekil 4.3 : Farklı eleman boyu ile elde edilen parçacık ve hedef modelleri (a) büyük eleman boyu parçacık, büyük eleman boyu hedef (b) küçük eleman boyu parçacık, büyük eleman boyu hedef (c) büyük eleman boyu parçacık, küçük eleman boyu hedef (d) küçük eleman boyu parçacık, küçük eleman boyu hedef.

Taylor çarpma modellerinde sonlu elemanlar yöntemi ve SPH yöntemlerinin her ikisinde de Taylor çarpma numunesi Johnson-Cook malzeme ve hasar modeli ile hedef ise Rigid malzeme modeli ile modellenmiştir. Balistik test modellerinde ise hedefin ve parçacığın her ikisi de Johnson-Cook malzeme ve hasar modeli ile modellenmiştir. Johnson-Cook malzeme modeli metal malzemelerde farklı gerinme, gerinme hızı ve sıcaklık koşulları için yaygın olarak kullanılmaktadır [81]. Bu modelde malzemenin dayanım değeri gerinme sertleşmesi, gerinme hızı ve sıcaklığa bağlı olarak aşağıda belirtilen Denklem (4.1) ile tanımlanmaktadır.

$$\sigma = [A + Be_p^n] \left[1 + C \ln \frac{\dot{e}_p}{\dot{e}_0} \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \quad (4.1)$$

Denklem (4.1)'de belirtilen σ akma dayanımını, e_p plastik gerinimi, \dot{e}_p plastik gerinme hızını, \dot{e}_0 referans gerinme hızını, A referans gerinme hızındaki akma dayanımını, B ve n parametreleri malzemenin gerinme sertleşmesi ile ilgili değerlerini, C gerinme hızına bağlı parametreyi, m ise sıcaklığa bağlı parametreyi ifade etmektedir.

Taylor çarpma numunesinin rijit hedefe çarpması ve balistik testlerde parçacığın hedefi delmesi sırasında oluşan hasar ise Johnson-Cook hasar modeli ile modellenmiştir [82]. Deformasyon sonucu modelde bulunan bir eleman üzerinde oluşan hasar Denklem (4.2) ile belirtildiği şekildedir.

$$D = \sum \frac{e_e}{e_f} \quad (4.2)$$

Denklemde e_e simülasyonda her bir döngüde bir elemanın eşdeğer gerinmesindeki artışı, e_f ise kırık için gerekli eşdeğer gerinme değerini ifade etmektedir. Her bir elemanda ve parçacıkta hasar, D değeri 1.0'e eşit olduğu durumda gerçekleşmektedir. Elemanlarda oluşan hasar için gerekli eşdeğer gerinme değeri Denklem (4.3) ile belirtilmiştir.

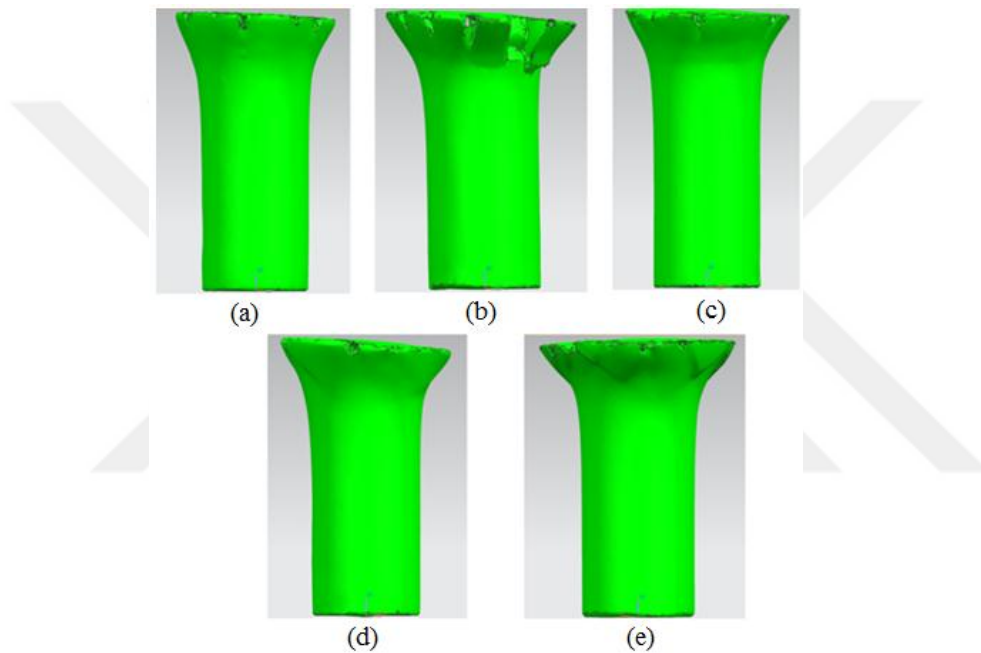
$$e_f = [D_1 + D_2 \exp(D_3 \sigma^*)][1 + D_4 \ln e^*][1 + D_5 T^*] \quad (4.3)$$

Denklemde D_1, D_2, D_3, D_4, D_5 malzeme katsayılarını ifade etmektedir. Denklem (4.3)'da görüldüğü üzere hasar için gerekli eşdeğer gerinme değeri gerilmeye, gerinme hızına ve sıcaklığa bağlıdır.

Taylor çarpma simülasyonlarında hedef ve numune arasındaki temas sonlu elemanlar yöntemiyle gerçekleştirilen modellemelerde AUTOMATIC_SINGLE_SURFACE ile SPH yöntemiyle gerçekleştirilen modellemelerde ise AUTOMATIC_NODES_TO_SURFACE ile tanımlanmaktadır. Balistik test simülasyonlarında ise parçacığın hedef ile teması ERODING_SURFACE_TO_SURFACE ile modellenmiştir. Ayrıca her iki simülasyon çalışmasında da GRUNEISEN durum denklemi kullanılmıştır.

Tungsten ağır alaşımı için malzeme parametreleri optimizasyon çalışmaları sonucunda elde edilmiştir. Optimizasyon çalışmalarında amaç Taylor çarpma testi

sonrası elde edilen deforme olmuş numunenin analizlerle karşılaştırılması ve böylelikle Autodyn hidrokod yazılımı kütüphanesinde tungsten ağır alaşımı için belirtilen Johnson-Cook malzeme ve hasar parametrelerinin optimize edilmesidir. Bu amaca yönelik olarak test edilmiş numunelerin son boyut profilleri optik tarama yöntemiyle bilgisayar ortamına (.stl uzantılı) aktarılmıştır (Şekil 4.4). Optik tarama ve optimizasyon çalışmaları, hedefe çarpma açısından en düzgün olan beş adet numune için yapılmıştır. Numunenin hedefe dik çarpmaması, numunede asimetrik deformasyon oluşumuna neden olacağından elde edilen sonucun optimizasyon çalışmasında kullanılmasını engellemektedir.



Şekil 4.4 : Taylor çarpma testi numunelerinin hedefe çarpma sonrası elde edilen optik tarama görüntüleri (a) 93W-5.6Ni-1.4Fe, 1460 °C (b) 93W-5.6Ni-1.4Fe, 1460 °C (c) 93W-4.67Ni-2.33Fe, 1460 °C (d) 93W-5.6Ni-1.4Fe, 1480 °C (e) 93W-3.5Ni-3.5Fe, 1500 °C.

Optimizasyon çalışmaları için Taylor çarpma testi sayısal çalışmaları aksenel simetrik modeller kullanılarak Autodyn 2D ile sonlu farklar yöntemi vasıtasıyla gerçekleştirilmiş. Modelleme aşamasında Johnson-Cook malzeme modeli parametreleri (A, B, n, C, m), optimize edilmesi amacıyla Autodyn kütüphanesinde tungsten ağır alaşımı için belirlenen değerler kullanılmıştır. Çizelge 4.1’de tungsten ağır alaşımı için Autodyn malzeme kütüphanesinde belirtilen ve tez çalışmasındaki alaşımlara göre optimize edilen malzeme parametreleri verilmiştir.

Çizelge 4.1 : Optimize edilen tungsten ağır alaşımı malzeme parametreleri.

| Numune | A (kPa) | B (kPa) | n | C | m |
|-----------------------|------------|------------|------|-------|---|
| Tungsten ağır alaşımı | 1.506e6 | 1.77e5 | 0.12 | 0.016 | 1 |

Bu parametreler için tanımlanan referans gerinme hızı 1/s'dir. Beş adet malzeme parametresi optimizasyonu için yeterli miktarda analiz yapılmalıdır. Bu amaçla bu beş parametrenin herbiri için değer aralıkları belirlenmiştir (Çizelge 4.2).

Çizelge 4.2 : Malzeme parametreleri için belirlenen değer aralıkları

| Numune | A (kPa) | B (kPa) | n | C | m |
|-----------|------------|------------|-------|-------|-----|
| Alt değer | 1.0e6 | 1.00e5 | 0.048 | 0.010 | 0.5 |
| Üst Değer | 3.0e6 | 2.54e5 | 0.192 | 0.026 | 2.5 |

Bu aralıktaki değerler kullanılarak ve Box-Behnken deney tasarımı metodu [83,84] ile 41 adet parametre belirlenip Taylor çarpma analiz çalışması gerçekleştirilmiştir. Analizlerin sonucunda elde edilen numune profilleri ile her bir malzeme parametresi için giriş ve çıkış değerlerinin optimizasyonunu gerçekleştirmek amacıyla Yapay Sinir Ağı Modeli oluşturulmuştur. Bu modelin oluşturulması için Box-Behnken deney tasarımı ile elde edilen veriler kullanılmıştır. Yapay Sinir Ağı Modelinde R^2 değerleri 1'e çok yakın değerler elde edilmiştir. Böylelikle parametre optimizasyonunda yeterli iterasyonun yapıldığı sonucuna varılmıştır. Testte ve analizde elde edilen deforme olmuş numune dış geometrileri karşılaştırılmış ve her bir çalışma için beş malzeme parametresi optimize edilmiştir. Beş farklı numunede aynı işlemler yapılarak dayanım parametreleri belirlenmiş ve bu parametrelerin ortalaması alınmıştır (Çizelge 4.3). Literatürde Johnson-Cook parametrelerinin optimizasyon yolu ile belirlenmesi üzerine çeşitli çalışmalar yer almaktadır [85-87].

Çizelge 4.3 : Optimizasyon çalışmaları ile her bir numuneden elde edilen Johnson-Cook parametreleri.

| Numune | A (kPa) | B (kPa) | n | C | m |
|---------------------------|------------|------------|--------|--------|--------|
| 93W-5.6Ni-1.4Fe, 1460°C | 2e6 | 1.77e5 | 0.1424 | 0.019 | 1.7159 |
| 93W-5.6Ni-1.4Fe, 1460°C | 2e6 | 1.77e5 | 0.1390 | 0.0185 | 1.7574 |
| 93W-4.67Ni-2.33Fe, 1460°C | 2e6 | 1.77e5 | 0.1278 | 0.0197 | 1.5553 |
| 93W-5.6Ni-1.4Fe, 1480°C | 2e6 | 1.77e5 | 0.1414 | 0.0194 | 1.7593 |
| 93W-3.5Ni-3.5Fe, 1500°C | 2e6 | 1.77e5 | 0.1368 | 0.0195 | 1.6972 |
| Ortalama | 2e6 | 1.77e5 | 0.1368 | 0.0195 | 1.6972 |

Johnson-Cook hasar modeli parametreleri (D1-D5) ise [48]'den alınmıştır. Bu parametrelerden D3, analiz ve test sonuçları karşılaştırılarak optimize edilmiş ve bu değer kullanılmıştır.

Taylor çarpma ve balistik test analizlerinde Taylor numunesi, parçacık ve hedef için kullanılan malzeme ve hasar modeli parametreleri Çizelge 4.4'te verilmiştir. Tungsten ağır alaşımının malzeme parametreleri optimizasyon çalışmaları sonucunda elde edilen parametrelerdir. Balistik testi analizlerindeki Al 6061-T6 hedefi için malzeme ve hasar modeli parametreleri literatürdeki çalışmalardan [88-90] alınmıştır.

Çizelge 4.4 : Parçacık ve hedef için malzeme ve hasar modeli parametreleri.

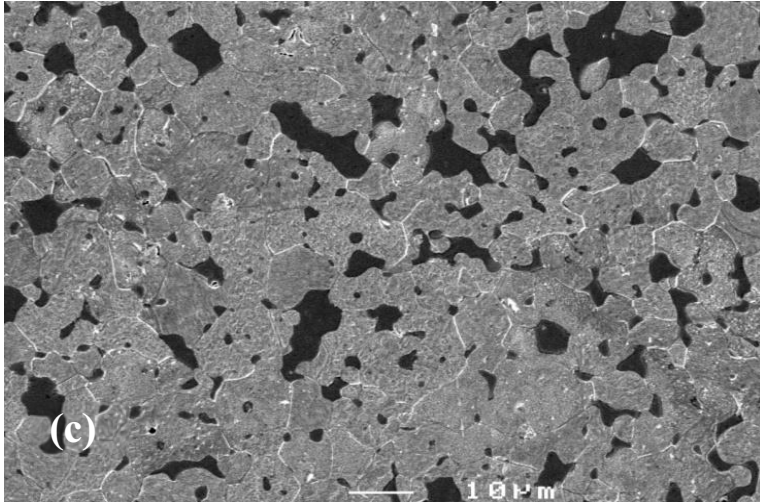
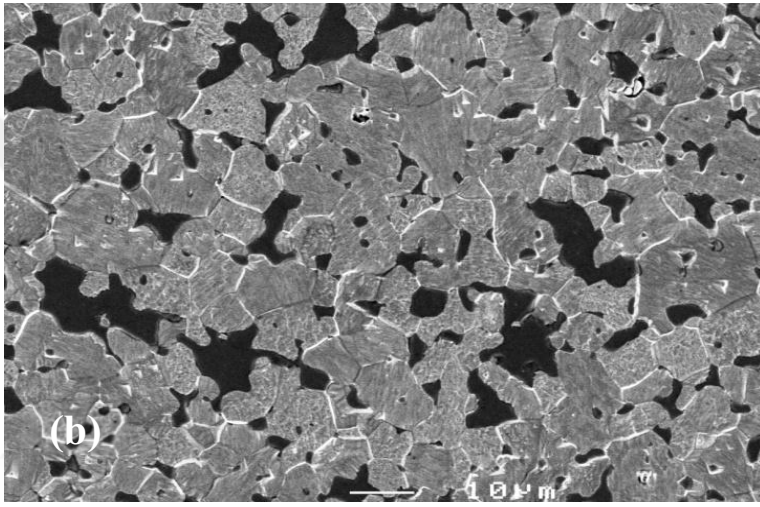
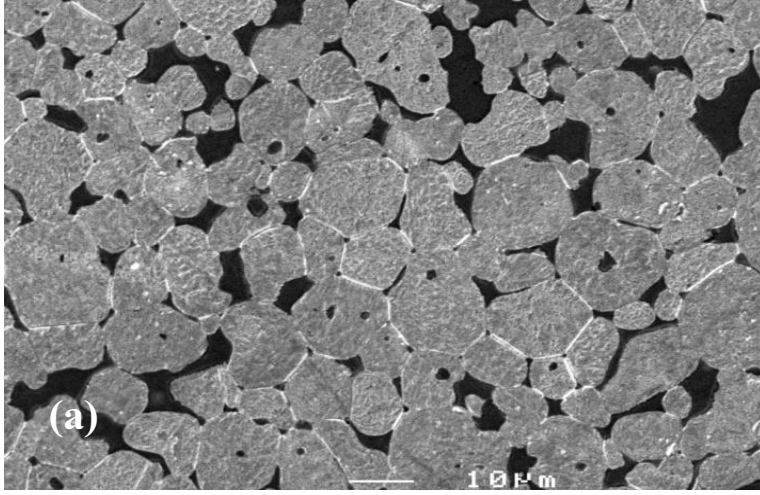
| | Tungsten Ağır Alaşımı | Al 6061-T6 |
|---------|-----------------------|------------|
| G [kPa] | 1.6e8 | 2.76e7 |
| A [kPa] | 2e6 | 3.24e5 |
| B [kPa] | 1.77e5 | 1.138e5 |
| n | 0.1368 | 0.42 |
| C | 0.0195 | 0.002 |
| m | 1.6972 | 1.34 |
| D1 | 0 | -0.77 |
| D2 | 0.33 | 1.45 |
| D3 | -3 | -0.47 |
| D4 | 0.042 | 0 |
| D5 | 0 | 1.6 |

5 DENEYSEL VE SAYISAL ÇALIŞMALARIN DEĞERLENDİRİLMESİ

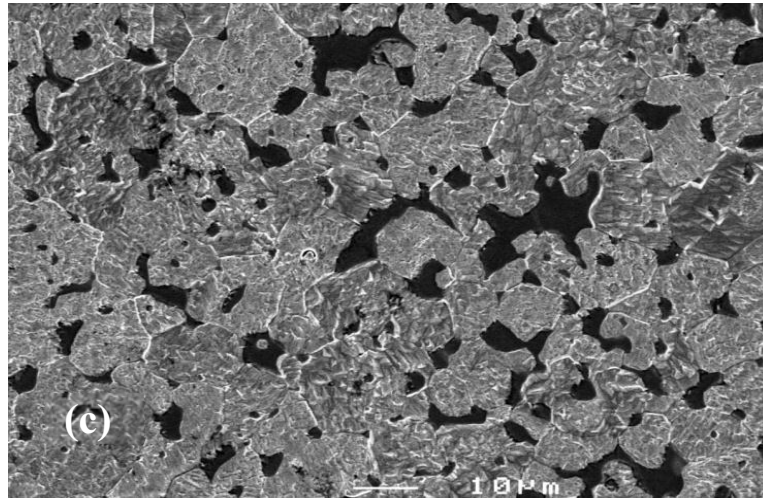
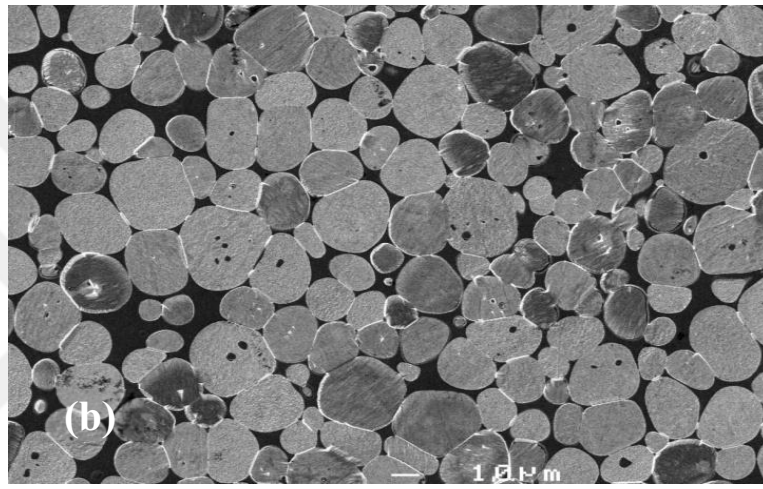
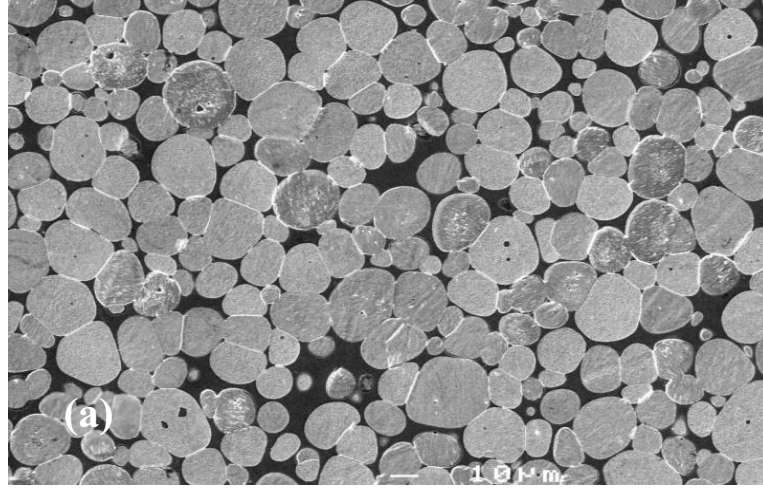
5.1 Mikroyapısal Özelliklerin İncelenmesi

Üç farklı sıcaklıkta (1460, 1480 ve 1500 °C) sinterlenen 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımlarının taramalı elektron mikroskobu görüntüleri Şekil 5.1 - 5.3'te verilmiştir. Mikroyapılarda beyaz (gri) bölgeler hacim merkezli kübik kristal yapıya sahip tungsten tanelerini, siyah bölgeler ise yüzey merkezli kübik kristal yapıya sahip (Ni,Fe,W) bağlayıcı fazını göstermektedir. Sinterleme sıcaklığının 1460 °C'den, 1480 ve 1500 °C'ye çıkartılmasına bağlı olarak tungsten ağır alaşımlarının mikroyapıları değişmiştir. 1460 °C'de yapılan sinterleme işleminde her üç alaşımda da sıvı faz miktarının az olması nedeni ile tam bir sıvı fazlı sinterlemenin olmadığı gözlenmiştir (Şekil 5.1). Sinterleme sırasında sıvı fazın yetersiz oluşu ve sinterlenmenin önemli ölçüde katı halde gerçekleşmesi nedeni ile mikroyapılarda küresel tungsten taneleri oluşmamıştır. Sinterleme sıcaklığının 1480 °C'ye çıkarılması ile özellikle 93W-3.5Ni-3.5Fe ve 93W-4.67Ni-2.33Fe alaşımlarında sıvı fazlı sinterleme işlemine bağlı olarak mikroyapılarda küresel tungsten tanelerinin oluşumu gözlenmiştir (Şekil 5.2 (a) ve Şekil 5.2 (b)). 93W-5.6Ni-1.4F e alaşımında ise, 1480 °C'de yapılan sinterleme işleminde sıvı faz miktarının az olması ve sinterlemenin önemli ölçüde katı halde gerçekleşmesi nedeni ile, 1460 °C'de yapılan sinterleme işlemine benzer şekilde düzensiz tungsten tane oluşumları gözlenmiştir (Şekil 5.2 (c)). Sinterleme sıcaklığının 1500 °C'ye çıkarılması ile her üç alaşımda da sıvı fazlı sinterleme işlemine bağlı olarak mikroyapılarda küresel tungsten tanelerinin oluştuğu gözlenmiştir (Şekil 5.3).

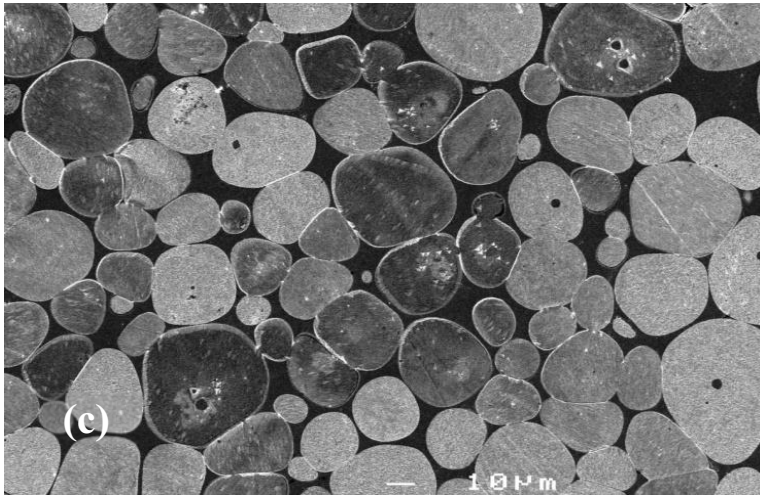
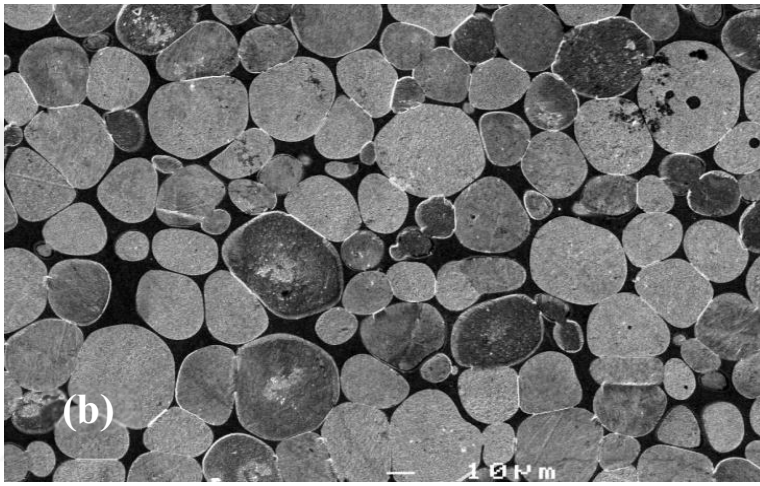
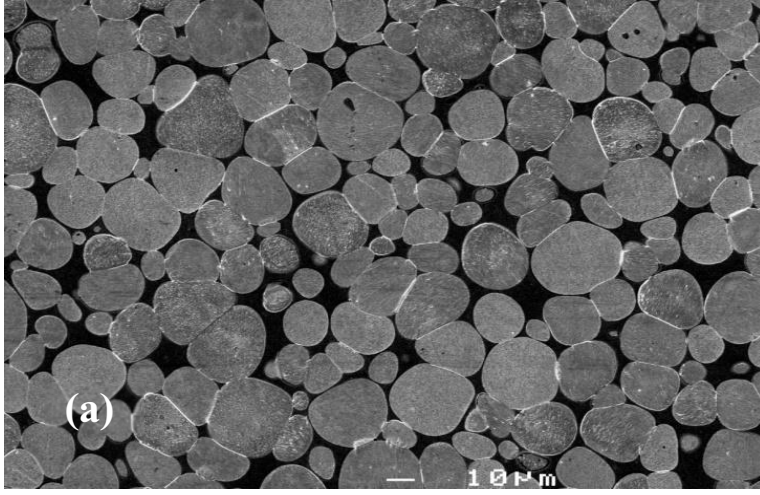
Farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen sinterleme işlemleri sonucu oluşan sıvı faz miktarları alaşımların yoğunluklarını etkilemiştir. Alaşımların sinterleme sonrası yoğunlukları Şekil 5.4'te gösterilmiştir.



Şekil 5.1 : 1460 °C’de sinterlenmiş numunelerin taramalı elektron mikroskobu görüntüleri (a) 93W-3.5Ni-3.5Fe, (b) 93W-4.67Ni-2.33Fe, (c) 93W-5.6Ni-1.4Fe.

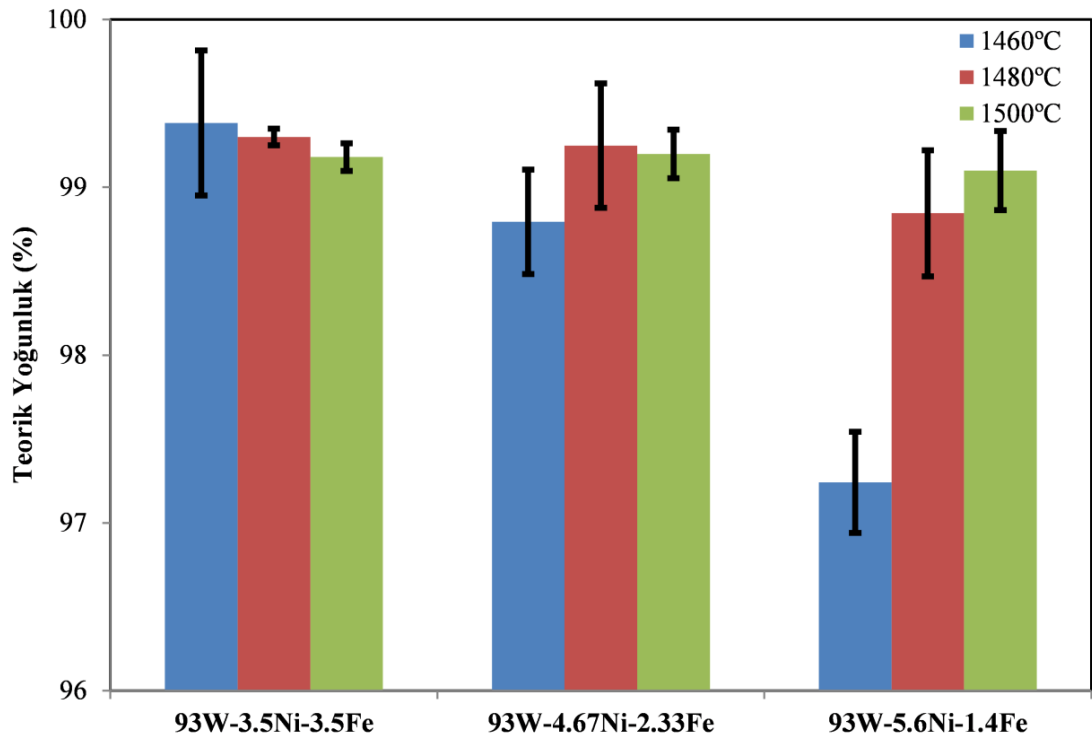


Şekil 5.2 : 1480 °C'de sinterlenmiş numunelerin taramalı elektron mikroskobu görüntüleri (a) 93W-3.5Ni-3.5Fe, (b) 93W-4.67Ni-2.33Fe, (c) 93W-5.6Ni-1.4Fe.



Şekil 5.3 : 1500 °C’de sinterlenmiş numunelerin taramalı elektron mikroskobu görüntüleri (a) 93W-3.5Ni-3.5Fe, (b) 93W-4.67Ni-2.33Fe, (c) 93W-5.6Ni-1.4Fe.

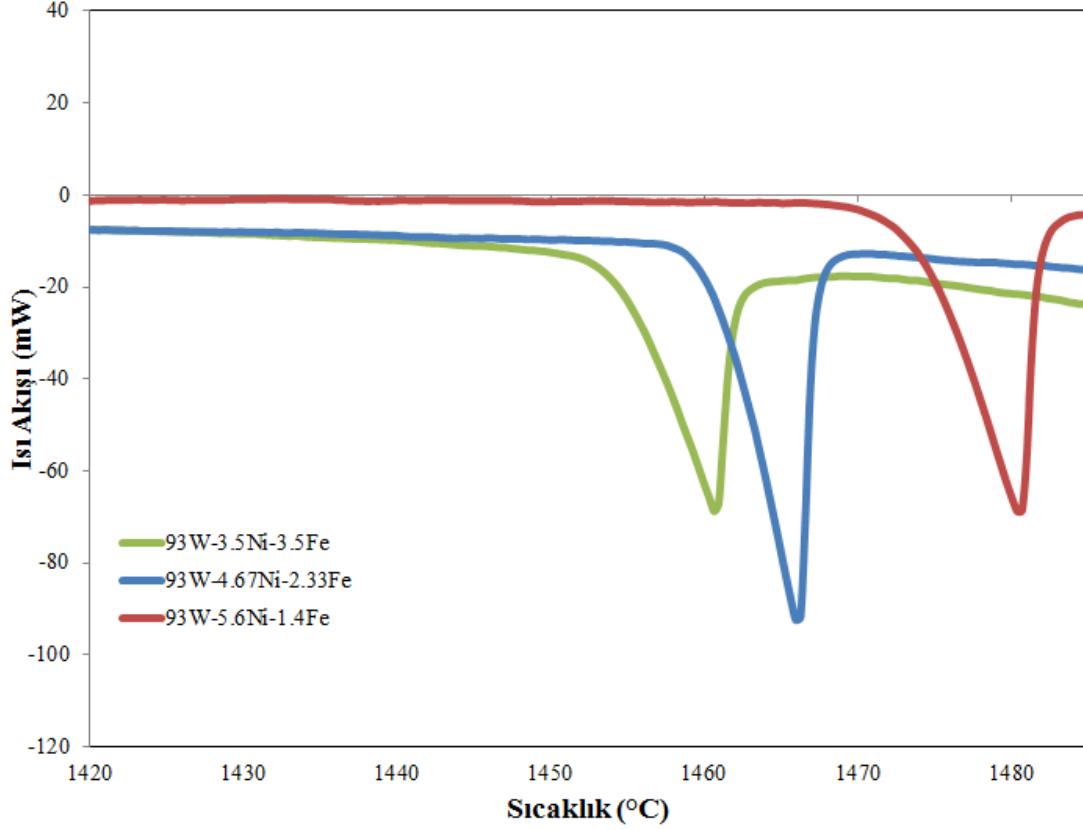
Alaşımların farklı sıcaklıklarda sinterlenmesi sonucu elde edilen yoğunluk değerleri 17.28-17.62 g/cm³ aralığındadır. Sinterleme sıcaklığının artışı 93W-3.5Ni-3.5Fe alaşımının yoğunluğunda belirgin bir değişime yol ağmazken, 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımlarında sıvı faz miktarının artışına bağlı olarak yoğunlukta artış meydana gelmiştir. Sinterleme sıcaklığının 1500 °C olduğu durumda her üç alaşımda da % 99'un üzerinde teorik yoğunluk değerleri elde edilmiştir. Humail ve diğerlerinin yaptığı bir çalışmada [22] 93W-4.9Ni-2.1Fe alaşımının 1500 °C'de 30 dk. sinterlenmesi sonucu elde edilen yoğunluk değeri 17.52 g/cm³ olarak verilmiştir. Tez alışması kapsamında hesaplanan yoğunluklar bu çalışmada elde edilen numune yoğunlukları benzerlik göstermiştir.



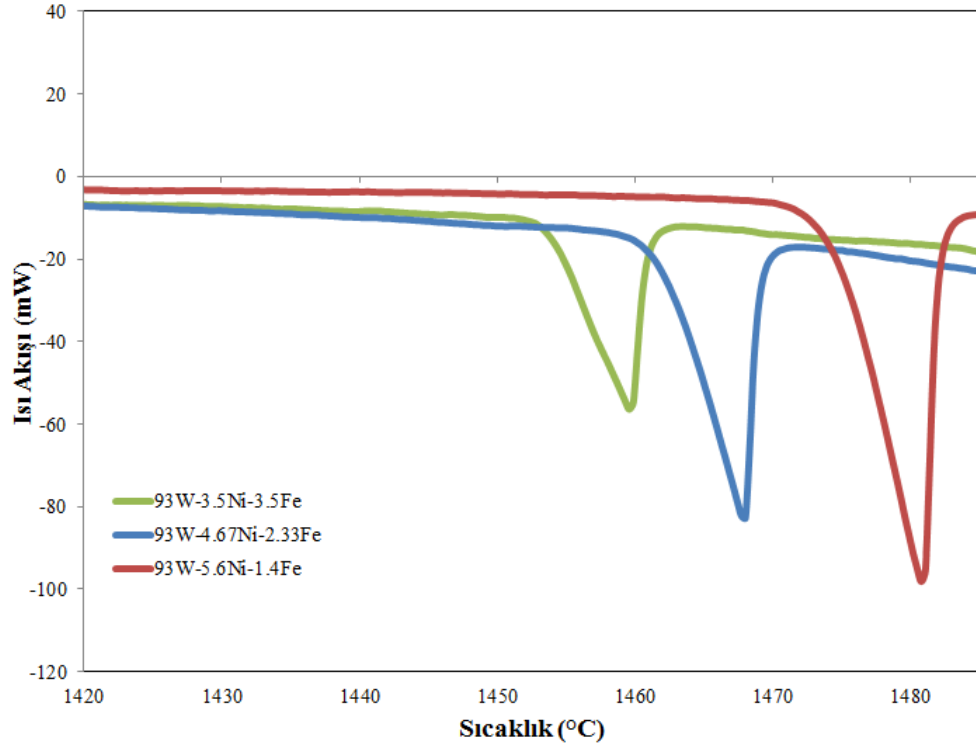
şekil 5.4 : Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş tungsten ağır alaşımlarının % teorik yoğunluk değerleri.

Alaşımlarda sıvı fazın oluşmaya başladığı sıcaklık diferensiyel taramalı kalorimetre (DSC) ölçümleri ile elde edilmiş ve sonuçlar şekil 5.5-5.7'de verilmiştir. Sonuçlar incelendiğinde sıvı faz oluşumunun 93W-3.5Ni-3.5Fe alaşımında 1452 °C ile 1460 °C, 93W-4.67Ni-2.33Fe alaşımında 1458 °C ile 1468 °C, ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımında ise 1470 °C ile 1480 °C arasında gerçekleştiği gözlenmiştir. Sinterleme sıcaklığının değişimi alaşımların sıvı faz oluştuğu sıcaklık aralığında belirgin bir değişikliğe yol ağmamıştır (şekil 5.5-5.7). Durlu ve diğerlerinin bir çalışmasında

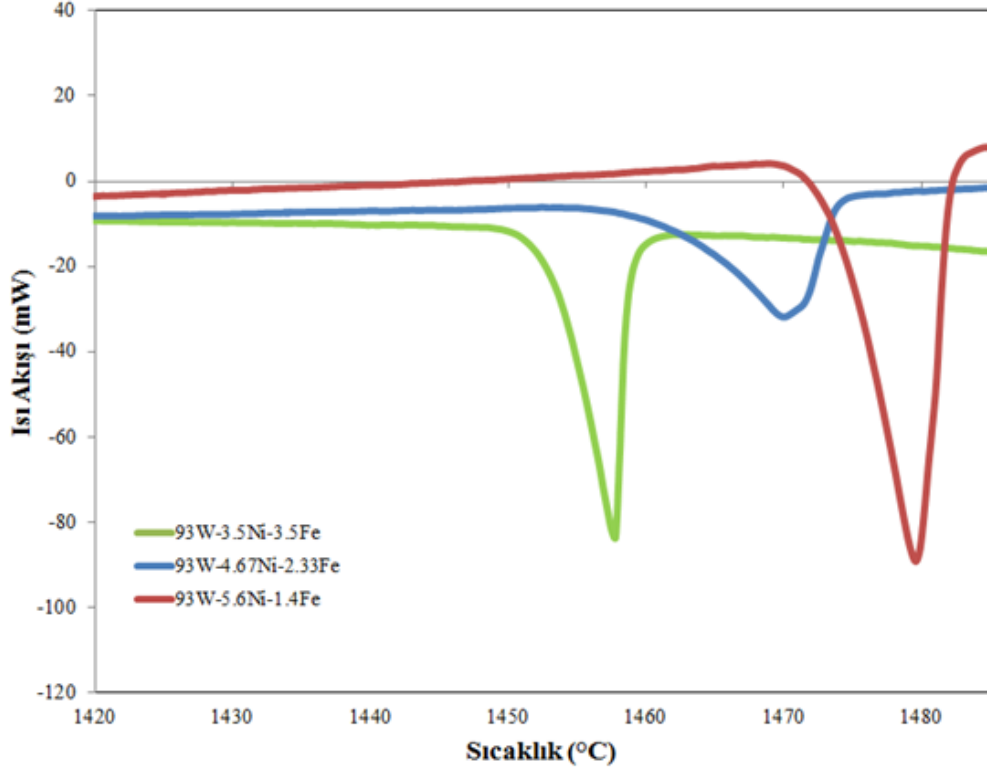
[32], aynı sinterleme çevrimi ile 1480 °C’de sinterlenen 90W-7Ni-3Fe ve 93W-4.9Ni-2.1Fe alaşımlarında ısıtmaya bağlı olarak sıvı faz oluşumunun 1460 °C’de başladığı ve 1470 °C’de sonlandığı belirlenmiştir. Bu tez çalışmasında 93W-4.67Ni-2.33Fe alaşımı için ölçülen sıvı faz oluşum sıcaklığı, 90W-7Ni-3Fe ve 93W-4.9Ni-2.1Fe alaşımlarının sıvı faz oluşum sıcaklık aralığına oldukça yakındır.



Şekil 5.5 : 1460 °C’de sinterlenen 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımlarının diferensiyel taramalı kalorimetre ile elde edilen ısıtma eğrileri (ısıtma hızı 10 °C/dk.).



Şekil 5.6 : 1480 °C'de sinterlenen 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımlarının diferensiyal taramalı kalorimetre ile elde edilen ısıtma eğrileri (ısıtma hızı 10 °C/dk.).



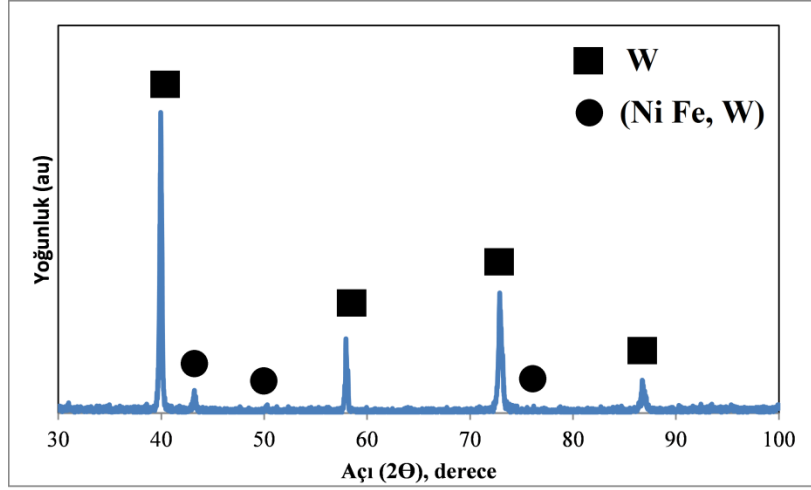
Şekil 5.7 : 1500 °C'de sinterlenen 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımlarının diferensiyal taramalı kalorimetre ile elde edilen ısıtma eğrileri (ısıtma hızı 10 °C/dk.).

Tez çalışmasında elde edilen DSC verileri incelendiğinde tungsten ağır alaşımları içindeki Ni/Fe oranının artışına bağlı olarak sıvı faz oluşumu sıcaklık aralığının arttığı gözlenmiştir. Bunun nedeni tungsten ağır alaşımı içindeki Ni/Fe oranının artışına bağlı olarak bağlayıcı faz içindeki tungsten çözünürlüğünün ve sıvı faz oluşum sıcaklığının artışıdır [91]. Bağlayıcı faz içerisindeki tungsten çözünürlüğünün belirlenmesi için EDS analizleri yapılmış ve sonuçlar Çizelge 5.1’de verilmiştir. Üç farklı sıcaklıkta sinterlenen 93W-Ni-Fe alaşımlarında bağlayıcı faz içindeki tungsten çözünürlüğü Ni/Fe oranının 1 olduğu durumda ortalama olarak % 21.6, Ni/Fe oranının 2 olduğu durumda % 25.4, Ni/Fe oranının 4 olduğu durumda ise % 30.4 olarak belirlenmiştir. Bağlayıcı faz içindeki tungsten çözünürlüğünün Ni/Fe oranına bağlı olarak artışı, daha önce yapılan bir çalışma ile benzerlik göstermektedir [91].

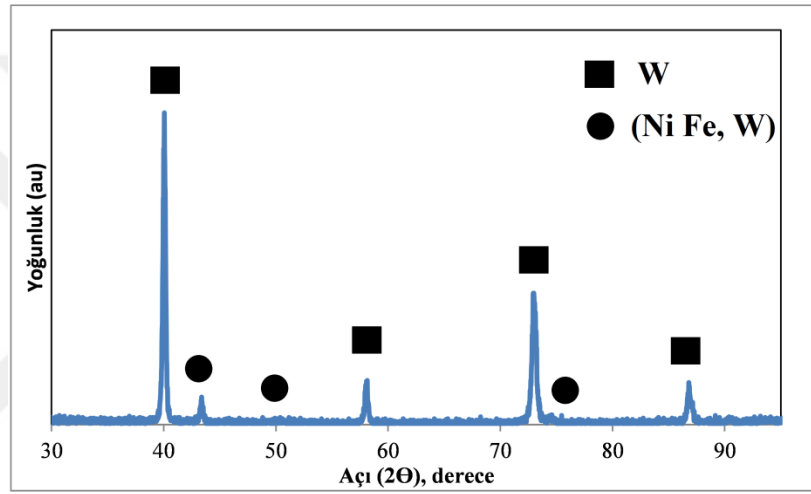
Çizelge 5.1 : Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe, ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımlarının bağlayıcı faz EDS analizi sonuçları.

| Numune | Sinterleme Sıcaklığı (°C) | Ni (% ağı.) | Fe (% ağı.) | W (% ağı.) |
|-------------------|---------------------------|-------------|-------------|------------|
| 93W-3.5Ni-3.5Fe | 1460 | 40.4 ± 0.9 | 39.3 ± 0.7 | 20.3 ± 1.6 |
| | 1480 | 39.9 ± 0.5 | 38.8 ± 0.4 | 21.3 ± 1.0 |
| | 1500 | 39.2 ± 0.5 | 37.6 ± 0.5 | 23.3 ± 0.7 |
| 93W-4.67Ni-2.33Fe | 1460 | 50.5 ± 1.1 | 24.6 ± 0.2 | 24.9 ± 1.4 |
| | 1480 | 49.7 ± 2.5 | 24.5 ± 1.0 | 25.8 ± 3.4 |
| | 1500 | 50.7 ± 1.2 | 24.0 ± 0.7 | 25.6 ± 2.0 |
| 93W-5.6Ni-1.4Fe | 1460 | 56.0 ± 0.9 | 13.5 ± 0.3 | 30.5 ± 1.2 |
| | 1480 | 55.6 ± 2.2 | 13.5 ± 0.5 | 31.0 ± 2.7 |
| | 1500 | 56.7 ± 1.5 | 13.6 ± 0.4 | 29.7 ± 1.8 |

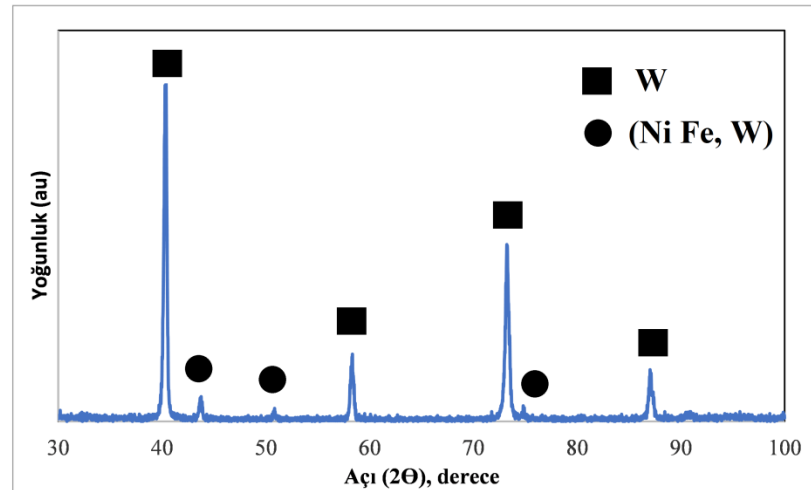
Tungsten ağır alaşımlarında sinterleme sonrası oluşan fazlar X-ışını kırınımı ile belirlenmiştir. Şekil 5.8’de, 1480 °C’de sinterlenen alaşımların X-ışını kırınım sonuçları verilmiştir. Mikroyapılarda hacim merkezli kübik tungsten fazı ile yüzey merkezli kübik bağlayıcı faz (Ni, Fe, W) gözlenmiştir. Gerek X-ışını kırınım verileri, gerekse de DSC verileri sinterleme sıcaklığının değişimine bağlı olarak iki fazın dışında başka bir faz oluşumunu göstermemiştir.



(a)



(b)



(c)

Şekil 5.8 : 1480 °C’de sinterlenen tungsten ağır alaşımlarının X-ışını kırınım sonuçları (a) 93W-3.5Ni-3.5Fe, (b) 93W-4.67Ni-2.33Fe, (c) 93W-5.6Ni-1.4Fe.

Tungsten ağır alaşımlarında sinterleme sıcaklığına bağlı olarak, mikroyapıdaki bağlayıcı faz miktarı, tungsten tane büyüklüğü ve tungsten bitişikliğinin değişimi ölçülmüş ve Çizelge 5.2’de verilmiştir.

Çizelge 5.2: Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe, ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımlarının bağlayıcı faz miktarı, tungsten tane büyüklüğü ve tungsten bitişikliği.

| Numune | Sinterleme Sıcaklığı (°C) | Bağlayıcı Faz (%) | Tungsten Tane Büyüklüğü (µm) | Tungsten Bitişikliği |
|-------------------|---------------------------|-------------------|------------------------------|----------------------|
| 93W-3.5Ni-3.5Fe | 1460 | 12±1.4 | 8.8±0.5 | 0.64±0.00 |
| | 1480 | 13.1±1.0 | 16.2±0.3 | 0.51±0.04 |
| | 1500 | 13.5±0.3 | 19.0±0.2 | 0.44±0.03 |
| 93W-4.67Ni-2.33Fe | 1460 | 14.5±2.6 | 8.4±0.3 | 0.64±0.01 |
| | 1480 | 14.8±2.6 | 18.7±0.3 | 0.49±0.04 |
| | 1500 | 15.5±1.1 | 23.3±0.2 | 0.39±0.03 |
| 93W-5.6Ni-1.4Fe | 1460 | 14.7±2.7 | 7.5±0.3 | 0.68±0.01 |
| | 1480 | 15.4±2.9 | 10.3±1.1 | 0.60±0.02 |
| | 1500 | 16.5±2.0 | 25.9±1.2 | 0.39±0.03 |

Tungsten ağır alaşımlarında bağlayıcı faz içindeki Ni/Fe oranının artışına bağlı olarak bağlayıcı faz miktarında artış gözlenmiştir. Bunun nedeni, yukarıda bağlayıcı faz EDS analiz sonuçlarında belirtildiği gibi Ni/Fe oranının artışına bağlı olarak sıvı faz içindeki tungsten çözünürlüğünün artışıdır [8]. O’Donnell ve Woodward’ın tarafından yapılan bir çalışmada [92], 92.5W-Ni-Fe alaşımlarında Ni/Fe oranının 1 ‘den 2.33’e çıkartıldığı durumda bağlayıcı faz miktarları %11 ve %15 olarak verilmiştir.

Alaşımların mikroyapılarındaki ortalama tungsten tane boyutunun sinterleme sıcaklığı ve Ni/Fe oranı ile değiştiği grlmuştur (izelge 5.2). Sinterleme sıcaklığının artışıyla her c alaşımda da tungsten tanelerinin boyutu artmıştır. Ni/Fe oranının değişimi de tungsten tane boyutuna etki etmiştir. Sonuçlara göre Ni/Fe oranı arttıkça tungsten tane boyutunda artış elde edilmiştir. Bu sonuç, Ni/Fe oranının artışına bağlı olarak bağlayıcı faz içerisinde tungsten çözünürlüğünün artışına bağlanmaktadır [15].

Sinterleme sıcaklığının artışıyla alaşımların tungsten bitişikliklerinde azalma olduğu grlmuştur. Bu azalma, sinterleme sıcaklığının artışıyla mikroyapıda oluşan bağlayıcı faz miktarının artması ve tungsten tanelerinin büyümesine bağlı olarak tungsten-tungsten arayüzlerinin azalmasından kaynaklanmıştır [17]. Sinterleme sıcaklığı 1460 C iken alaşımların mikroyapılarında tungsten taneleri biribiriyle bağlantılı halde bulunmaktadır. Sinterleme sıcaklığı arttıkça bu bağlantı, tanelerin arasına sıvı fazın girmesiyle kaybolmuş ve birbirinden bağımsız tungsten tanelerinin oluşumuna ve bitişiklikte azalmaya neden olmuştur. Alaşımlardaki Ni/Fe oranının değişiminin tungsten bitişikliklerinde gözle görülür bir etki yaratmadığı grlmuştur. Ryu ve diğerlerinin bir çalışmasında [93] 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımının 1300 C ve 1485 C’de sinterlenmesi sonrası tungsten bitişiklikleri llmuştur. Bitişiklik katı halde sinterleme sonrası (1300 C) 0.74, sıvı fazlı sinterleme (1485 C) sonrası ise 0.35 olarak rapor edilmiştir. 1300 C’de sinterleme sonrası ölçülen bitişikliğin tez çalışmasındaki sonuçlardan yüksek olmasının nedeni, sinterleme sıcaklığının tezdeki sıcaklıklara göre düşük ve buna bağlı olarak tungsten-tungsten arayüzünün fazla olmasıdır. 1485 C’de elde edilen bitişikliklerin tez çalışmasındaki değerlerden daha düşük olması ise tez çalışmasına kıyasla bu çalışmadaki daha uzun sinterleme süresine (1 saat) bağlı tungsten tanelerinin büyümesi gösterilebilir.

5.2 Alaşımların Mekanik zellikleri

5.2.1 Basma testi sonuçları

Tungsten ağır alaşımlarının farklı gerinme hızlarında elde edilen akma dayanımı değerleri izelge 5.3’te verilmiştir.

Çizelge 5.3: Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe, ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımlarının üç farklı gerinme hızında elde edilmiş akma dayanımları.

| Numune | Sinterleme Sıcaklığı (°C) | Akma Dayanımı (MPa) | | |
|-------------------|---------------------------|-------------------------|------------------------|-----------------------|
| | | Gerinme Hızı (0.0003/s) | Gerinme Hızı (0.003/s) | Gerinme Hızı (0.03/s) |
| 93W-3.5Ni-3.5Fe | 1460 | 812±17 | 816±2 | 891±3 |
| | 1480 | 706±3 | 775±52 | 818±7 |
| | 1500 | 676±6 | 663±25 | 754±6 |
| 93W-4.67Ni-2.33Fe | 1460 | 830±19 | 838±20 | 913±5 |
| | 1480 | 713±7 | 787±7 | 839±9 |
| | 1500 | 681±6 | 681±24 | 786±20 |
| 93W-5.6Ni-1.4Fe | 1460 | 854±20 | 876±20 | 967±11 |
| | 1480 | 791±12 | 839±3 | 878±38 |
| | 1500 | 698±6 | 721±38 | 797±2 |

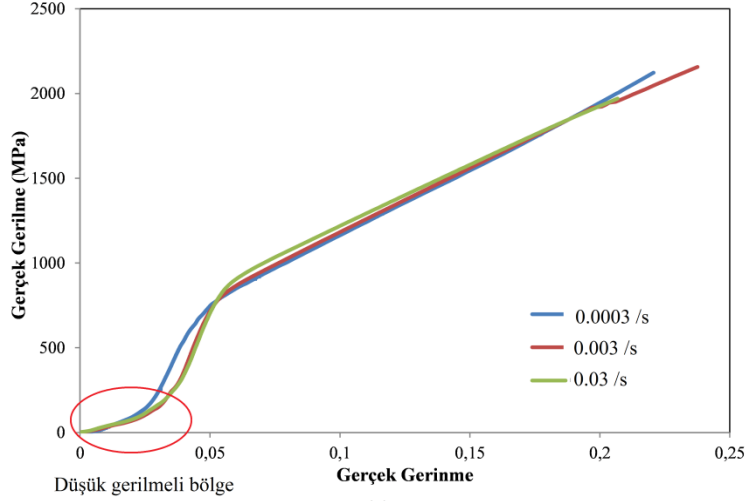
Çizelge 5.3'teki sonuçlara göre, her bir sinterleme sıcaklığında en yüksek akma dayanımı 93W-5.6Ni-1.4Fe numunelerinden, en düşük akma dayanımı ise 93W-3.5Ni-3.5Fe numunelerinden elde edilmiştir. 93W-5.6Ni-1.4Fe numunelerinin akma dayanımının en yüksek oluşu, bağlayıcı faz içerisindeki tungsten çözünürlüğünün en fazla oluşuyla açıklanabilmektedir [94,95]. Bağlayıcı faz içerisinde çözülmüş olarak bulunan tungsten dislokasyon hareketlerini engelleyerek dayanım değerlerinde artışa sebep olmaktadır. Caldwell ve diğerleri [96] ağırlıkça 93W-4.9Ni-2.33Fe, 93W-5.6Ni-1.4Fe, 93W-6.2Ni-0.8Fe, 93W-6.56Ni-0.44Fe alaşımları ile yaptıkları bir çalışmada en yüksek akma dayanımını (772 MPa) 93W-6.56Ni-0.44Fe numunelerinden elde etmişlerdir.

Her üç alaşım için sonuçlar incelendiğinde, sinterleme sıcaklığının artışıyla alaşımların akma dayanımlarının düştüğü görülmüştür. Bu düşüş, sıcaklık artışıyla mikroyapılardaki tungsten tanelerinin büyümesine bağlı olarak oluşmuştur. Ryu ve diğerlerinin [93] bir çalışmasında 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımının katı ve sıvı halde sinterlenmesi sonucu mekanik özelliklerindeki değişim incelenmiştir. Çalışma sonucunda katı halde sinterleme sonucu elde edilen akma dayanımının sıvı halde sinterlenen numunedeki dayanım değerine kıyasla daha yüksek olduğu görülmüştür. Bunun nedeni olarak katı halde sinterleme sonucu elde edilen ince mikroyapı gösterilmiştir. Rabin'in ve German'ın bir çalışmasında [26], sinterleme sıcaklığının ağırlıkça 93W içeren alaşımın dayanımı üzerindeki etkisi incelenmiştir. Sonuçlara göre sinterleme sıcaklığının artışı tungsten tanelerinin boyutunu arttırmıştır. Mikroyapıdaki tane büyümesine bağlı olarak alaşımın akma ve çekme dayanımı düşmüştür. Tez çalışmasında da benzer bir sonuçla sıcaklık artışına bağlı olarak alaşımların akma dayanımlarının düştüğü görülmüştür.

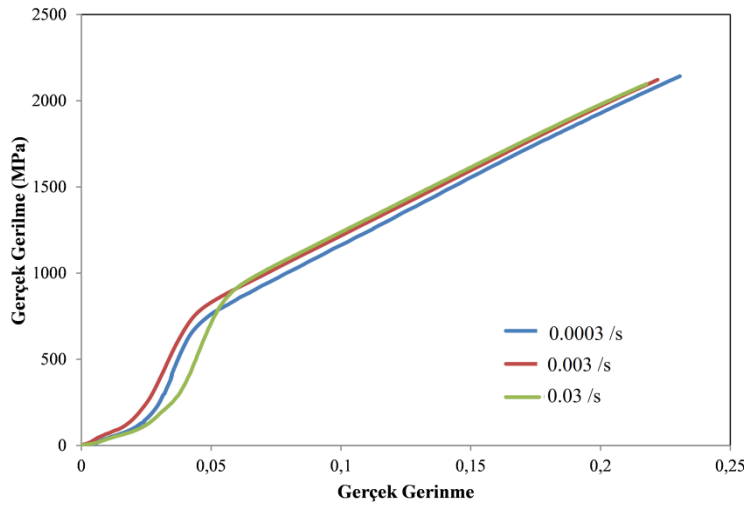
Gerinme hızının, alaşımların akma dayanımlarını etkileyen bir diğer unsur olduğu görülmüştür. Deformasyon hızı arttıkça alaşımların akma dayanımları artış göstermiştir. Dayanım değerlerinin artmasının nedeni olarak deformasyon sırasında dislokasyon yoğunluğunun artışı gösterilebilir.

Üç farklı gerinme hızında gerçekleştirilen basma testleri sonucunda 1480 °C'de sinterlenmiş 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe, 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımlarından elde edilen gerçek gerilme-gerçek gerinme grafikleri Şekil 5.9'da verilmiştir. Her üç grafikte de düşük gerilmeli bölgelerin oluştuğu görülmüştür. Bu bölgeler deneysel yöntemler bölümünde (Bölüm 3) belirtildiği şekilde düzeltilerek alaşımların akma dayanımları % 0.2 ofset yöntemiyle belirlenmiştir. Testler, basma yükünün uygulandığı cihazın kapasitesinin 100 kN olması dolayısıyla 90 kN'da sonlandırılmıştır.

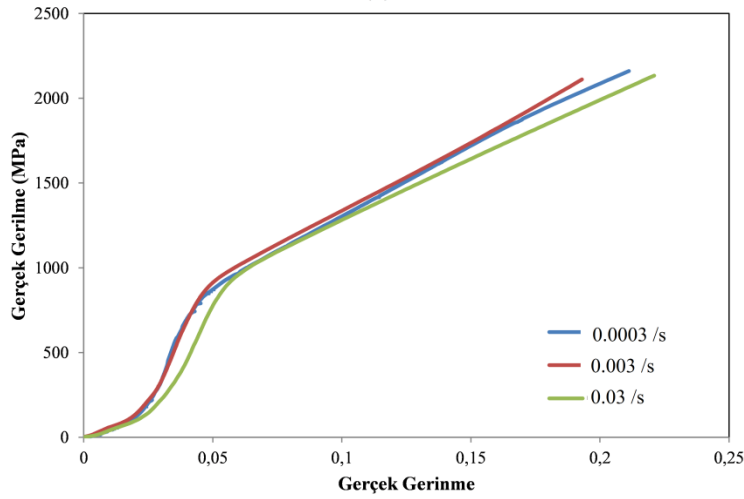
Literatürde tungsten ağır alaşımı ile farklı deformasyon hızlarında gerçekleştirilen basma testlerinden elde edilen akma dayanımı değerleri Çizelge 5.4'te verilmiştir. Literatürde tungsten ağır alaşımı ile yarıdurağan koşulda çok fazla basma testi çalışmasının olmadığı görülmektedir.



(a)



(b)



(c)

Şekil 5.9 : 1480 °C’de sinterlenen tungsten ağır alaşımlarının gerçek gerilme-gerçek gerinme grafikleri (a) 93W-3.5Ni-3.5Fe, (b) 93W-4.67Ni-2.33Fe, (c) 93W-5.6Ni-1.4Fe.

Ağırlıkça 93W içeren alaşımların akma dayanımları yaklaşık 750 MPa civarında elde edilmiştir. Literatürdeki çalışmalarda Ni/Fe oranının ve deformasyon hızının artışına bağlı olarak akma dayanımında da artış olduğu görülmektedir. Bu sonuç da tez çalışmalarında elde edilen sonuçlarla benzerlik göstermektedir.

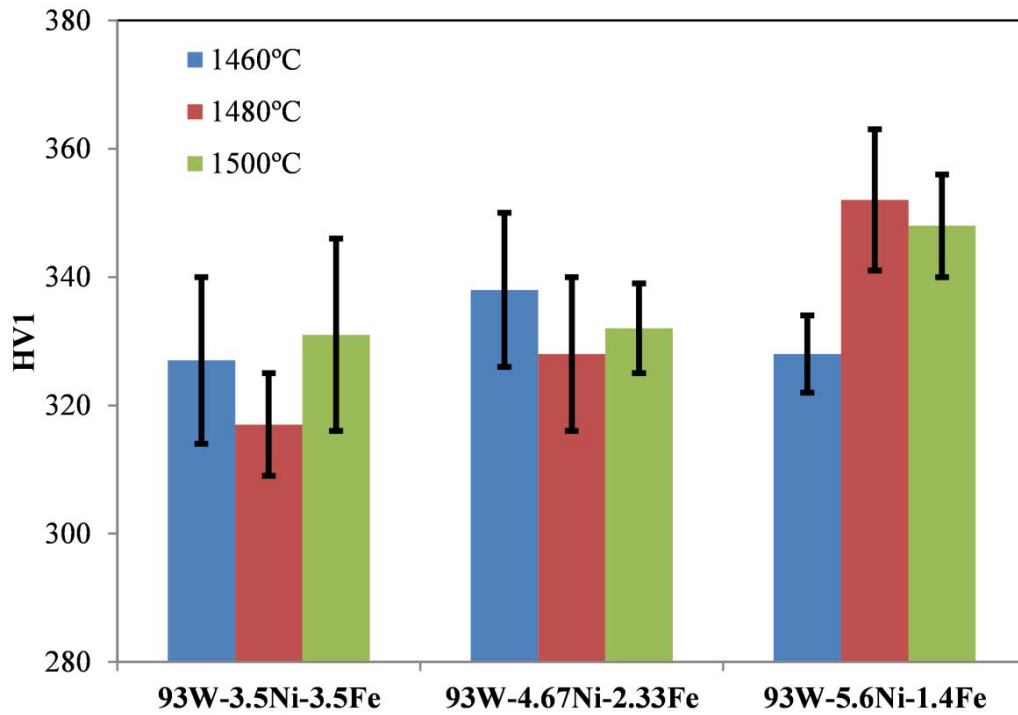
Çizelge 5.4 : Literatürde tungsten ağır alaşımları ile gerçekleştirilen basma testleri sonucu elde edilen akma dayanımları.

| Malzeme | Sinterleme Koşulu | Akma Dyanımı (MPa) | Deformasyon Hızı | Ni/Fe Oranı | Referans |
|------------------------------|----------------------|--|------------------|-------------|----------|
| W-7.1Ni-1.65Fe-0.5Co-0.25 Mo | 1460 °C (1.5saat) | 637 | 0.0001/s | 4.3 | [7] |
| | | 710 | 0.001/s | | |
| | | 823 | 0.002/s | | |
| | | 998 | 0.01/s | | |
| | | 1010 | 0.1/s | | |
| 95W-3.5Ni-1.5Fe | | ~1100 | 0.001/s | 2.33 | [14] |
| 95W-3.75Ni-1.25Fe | | ~750 (geleneksel) ~1100 (ince taneli) | 2.2 mm/dk.. | 3 | [62] |
| 93W-4.9Ni-2.1Fe | | 710 | - | 2.33 | [96] |
| 93W-5.6Ni-1.4Fe | | 731 | | 4 | |
| 93W-6.22Ni-0,78Fe | | 745 | | 7.97 | |
| 93W-6.56Ni-0.44Fe | | 772 | | 14,9 | |
| 90W-7Ni-3Fe | | 1250 | 0.001/s | 2.33 | [97] |
| W-Ni-Fe-Co-Mo | 1460 °C (1.5saat) | 550 | 0.0001/s | | [98] |
| | | 650 | 0.001/s | | |
| | | 700 | 0.01/s | | |
| | | ~800 | 0.1/s | | |
| 93W-4.9Ni-2.1Fe | | ~700 (288K) | 0.001/s | 2.33 | [99] |

5.2.2 Mikrosertlik değerleri

Üç farklı sıcaklıkta sinterlenen alaşımların mikrosertlik değerleri Şekil 5.10'da verilmiştir. Durlu ve diğerlerinin bir çalışmasında [32], 1480 °C'de sinterlenen 90W-7Ni-3Fe ve 93W-4.9Ni-2.1Fe alaşımlarının mikrosertlikleri sırasıyla 358 ve 382 HV0.3 elde edilmiştir. Bu çalışmadaki 93W içeren alaşımın sertliğinin tez çalışmasındaki alaşımların sertliklerinden yüksek olmasının nedeni, ölçüm yapılırken

batıcı ucun çoğunlukla tungsten tanelerinden ölçüm alması gösterilebilir. Das ve diğerlerinin bir çalışmasında [34], 91W-7Ni-1.5Fe-0.5Co alaşımında tungsten tanelerinden ve bağlayıcı fazdan sertlik ölçümleri alınmıştır. Tungsten tanelerinin sertliği 4.33 GPa (442 HV), bağlayıcı fazın sertliği ise 3.10 GPa (316 HV) elde edilmiştir. Tungsten tanelerinin sertliği bağlayıcı fazdan yüksek olduğu için mikrosertlik ölçümünün tungsten tanelerinin yoğun olduğu bölgelerden yapılması numunelerin mikrosertliklerinin yüksek olmasına yol açmaktadır.



Şekil 5.10 : Üç farklı sıcaklıkta sinterlenmiş tungsten ağır alaşımlarının mikrosertlik değerleri.

5.3 Dinamik Yükler Altında Gerçekleştirilen Testler

Bu bölümde, Taylor çarpma testlerinden ve balistik testlerden elde edilen sonuçlar değerlendirilmiştir. Taylor çarpma testleri ile tungsten ağır alaşımı numuneleri (8 mm çap ve 24 mm boy) rijit çelik bir hedefe (~50 HRC) çarptırılarak sinterleme sıcaklığı ve Ni/Fe oranının numunelerin deformasyon karakteristiğine etkisi incelenmiştir.

Balistik testlerde ise tungsten ağır alaşımı parçacıkları (8 mm çap, 8 mm boy) 25 mm kalınlığında alüminyum alaşımı (6061-T6) hedefine çarptırılarak, sinterleme sıcaklığı

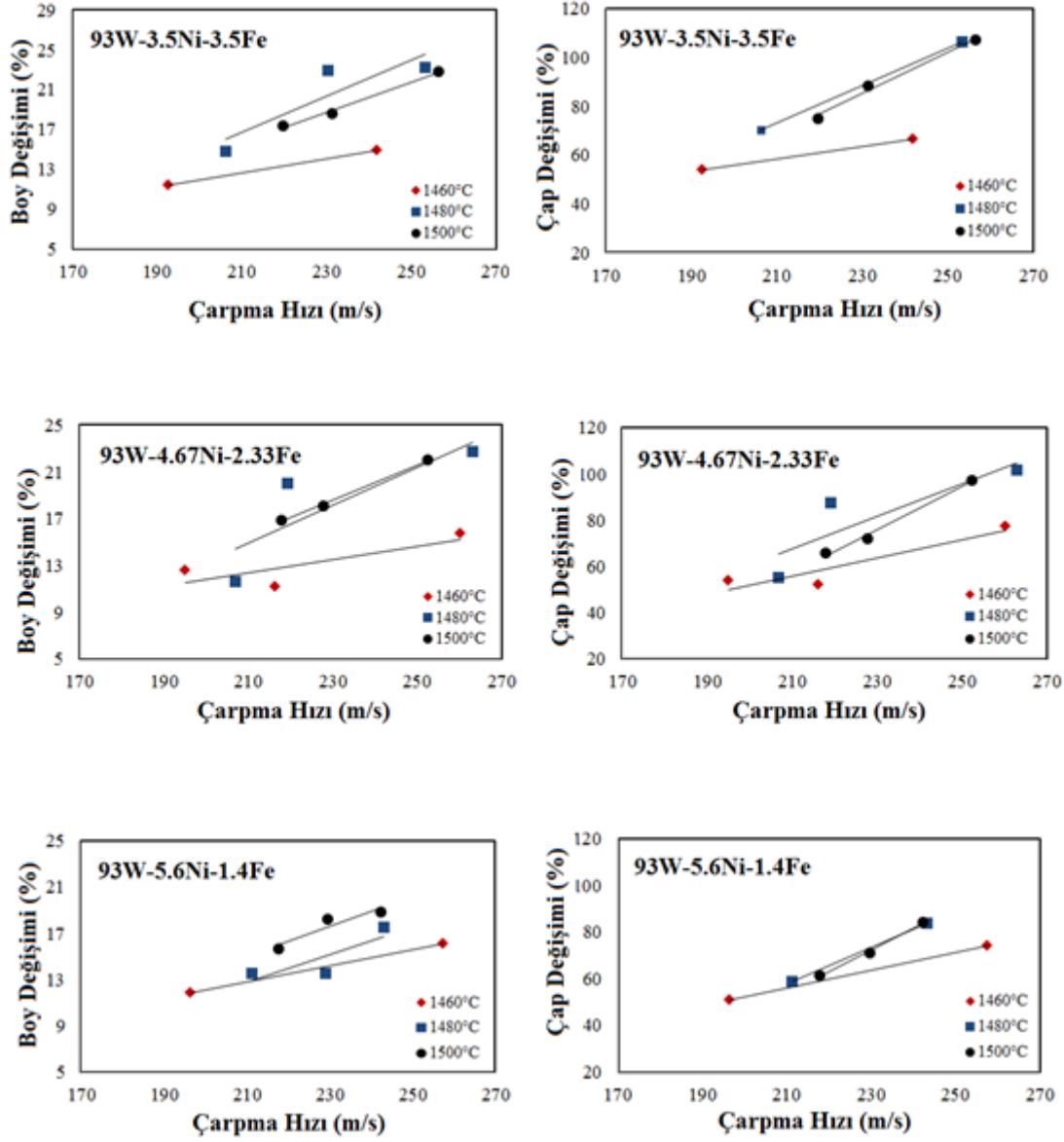
ve bağlayıcı faz bileşiminin parçacıkların Al hedefi delme karakteristiğine ve parçacıkta ve hedefte elde edilen deformasyona etkisi incelenmiştir.

5.3.1 Taylor çarpma testi sonuçları

Taylor çarpma testleri sonrasında numunelerin boy ve çaplarında meydana gelen değişimler Şekil 5.11'de gösterilmiştir. Bazı numunelerde çarpma ile parçalanma meydana geldiği için ölçüm yapılamamış ve bu nedenle bu numuneler değerlendirilmeye alınmamıştır. Şekil 5.11 incelendiğinde, 1480 °C ve 1500 °C'de sinterlenen numunelerin üç farklı çarpma hızında çap ve boy değişimlerinden elde edilen eğimlerin 1460 °C'de sinterlenen numunelerin eğimlerinden fazla olduğu görülmüştür. Bu sonuca göre sinterleme sıcaklığının artışıyla numunelerde sünekliliğin ve buna bağlı olarak da deformasyon miktarının arttığı görülmüştür. Numunelerde Ni/Fe oranının değişiminin numunelerin çap ve boy değişimine önemli bir etkisinin olmadığı görülmüştür. Çarpma hızının artmasıyla ise numunelerin çap ve boy değişimlerinde artış meydana gelmiştir.

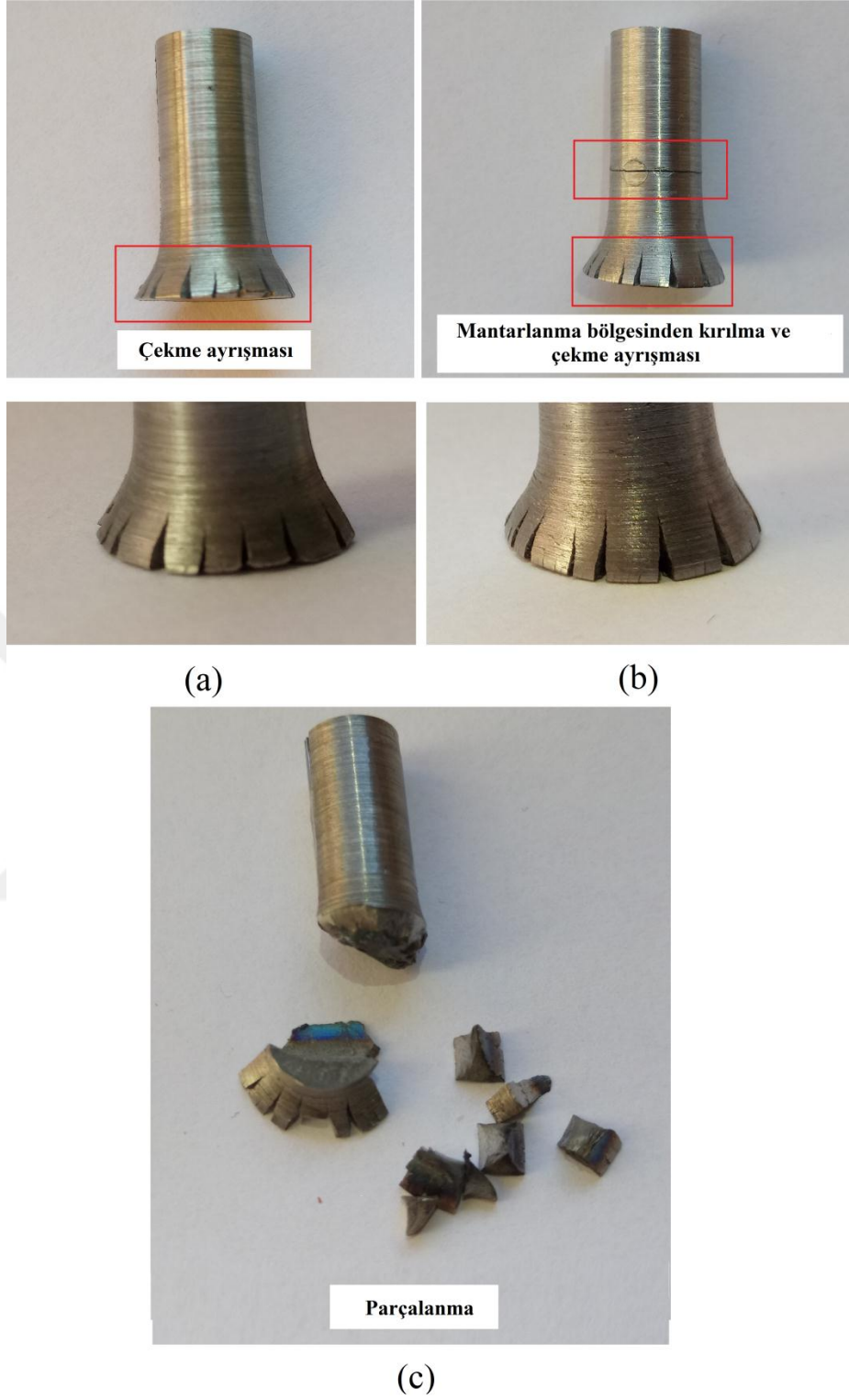
Sinterleme sıcaklığındaki değişime bağlı olarak Taylor numunelerinin rijit hedefe çarpması ile numunelerdeki kırılma davranışlarında değişim gözlenmiştir. Sinterleme sıcaklığının 1460 °C olduğu durumda 93W-4.67Ni-2.33Fe numunesinin kırılma biçimleri Şekil 5.12'de gösterilmiştir. 1460 °C'de sinterlenen numunelerde bağlayıcı faz içindeki Ni/Fe oranının değişiminin numunelerin kırılma davranışlarına önemli bir etkisinin olmadığı gözlenmiştir.

Düşük çarpma hızında temel kırılma biçiminin numunenin çarpma yüzeyinde oluşan çekme ayrışması olduğu gözlenmiştir. Çarpma hızının artması ile numunelerdeki kırılmanın mantarlanma yüzeyine yakın bölgede iki parçaya ayrılma veya tamamen parçalanma şeklinde olduğu gözlenmiştir.



Şekil 5.11 : Farklı sıcaklıklarda sinterlenen tungsten ağır alaşımlarının çelik hedefe farklı hızlarda çarpma sonrası Taylor numunelerindeki boy değişimi.

Şekil 5.13'te numunelerde oluşan kırılma çeşitleri gösterilmiştir. Sinterleme sıcaklığının 1480 °C ve 1500 °C olduğu durumda numunelerin hedefe çarpması sonrası oluşan kırılmalar çekme ayrışması ve kesme kırılması şeklinde olmuştur. Kırılmalar temel gerilme yönüne 45°'de, yani en yüksek kesme gerilmelerinin olduğu yönlerde [56] gerçekleşmiştir.

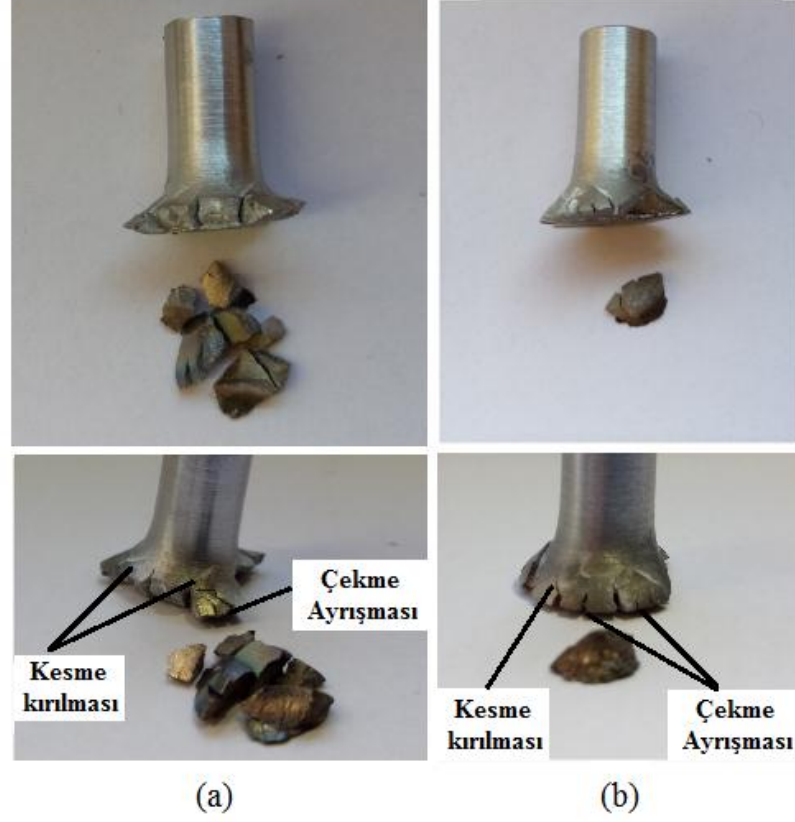


Şekil 5.12 : 1460 °C’de sinterlenen 93W-4.67Ni-2.33Fe Taylor çarpma test numunelerinde farklı hızlarda çarpma sonrası elde edilen kırılma biçimleri (a) 195 m/s (b) 216 m/s (c) 260 m/s.



Şekil 5.13 : Taylor numunelerin çelik hedefe çarpması sonrasında çarpma yüzeylerinde oluşan kırılma biçimleri (a) 93W-3.5Ni-3.5Fe, sinterleme sıcaklığı 1480 °C (b) 93W-3.5Ni-3.5Fe, sinterleme sıcaklığı 1500 °C (c) 93W-4.67Ni-2.3Fe, sinterleme sıcaklığı 1480 °C (d) 93W-4.67Ni-2.3Fe, sinterleme sıcaklığı 1500 °C (e) 93W-5.6Ni-1.4Fe, sinterleme sıcaklığı 1480 °C (f) 93W-5.6Ni-1.4Fe, sinterleme sıcaklığı 1500 °C.

93W-3.5Ni-3.5Fe numunesinin iki farklı sinterleme sıcaklığındaki kırılma biçimleri Şekil 5.14'te gösterilmiştir. Çarpma hızının artışına bağlı olarak 1480 °C'de sinterlenen numunelerde çarpma yüzeylerinde parçalanma gözlenmiştir. Sinterleme sıcaklığının 1500 °C'ye çıkarılması ile artan süneklik ve azalan akma dayanımına bağlı olarak parçalanma davranışında azalma olmuştur.



Şekil 5.14 : 93W-3.5Ni-3.5Fe Taylor numunelerinin çelik hedefe çarpma sonrasında parçalanma davranışları (a) 1480 °C sinterleme sıcaklığı, 230 m/s çarpma hızı (b) 1500 °C sinterleme sıcaklığı, 231 m/s çarpma hızı.

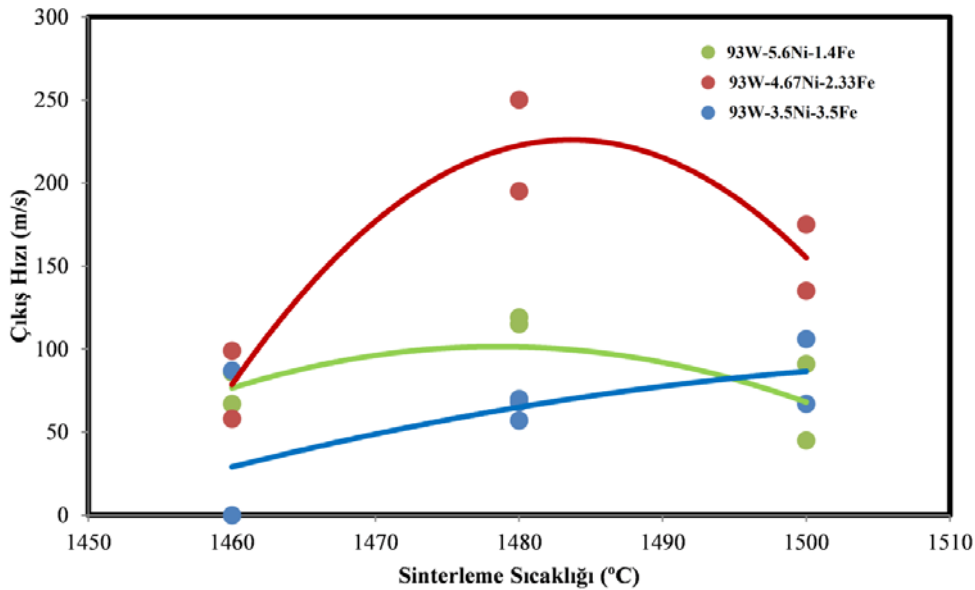
5.3.2 Balistik test sonuçları

Balistik testlerde parçacıkların (8 mm çap ve 8 m boy) Al 6061-T6 hedef plakasını delmesi sonrası çıkış hızları Şekil 5.15'te gösterilmiştir. Grafik incelendiğinde, 1460 °C'de sinterlenen parçacıkların çıkış hızlarının diğer iki sinterleme sıcaklığına kıyasla daha düşük olduğu görülmüştür. 1460 °C'de sinterlenen 93W-3.5Ni-3.5Fe alaşımından elde edilen parçacıklardan hedefe çarpan üç parçacığın iki tanesinin hedefi delemeyişi ve hedefe yaklaşık olarak 17 mm nüfuz ettiği görülmüştür. Literatürdeki bir çalışmada, tungsten ağır alaşımlarının balistik testlerde hedefi delememesi tungsten-tungsten arayüzeyinin fazla olması ile bağlantılandırılmıştır [27]. Tungsten-tungsten arayüzeyleri çatlak ve kırık oluşumunu tetiklediği için delme performansına olumsuz etki yaratmaktadır. Böylelikle parçacığın kinetik enerjisinin büyük bir kısmı bu bölgelerde kırılma ve çatlak oluşumuna harcanarak parçacığın hedeften çıkışını engellemektedir.

Sinterleme sıcaklığı arttıkça parçacıkların mikroyapılarında sıvı faz oluşumu artmış ve tungsten-tungsten arayüzeyleri birbirinden ayrılarak tungsten-tungsten

arayüzeylerinde ve bitişiklikte azalmaya neden olmuştur (Çizelge 5.2). Çatlak ve kırık oluşumunu tetikleyen arayüzeylerin azalmasına bağlı olarak parçacıkların hedeften çıkma hızları artmıştır. 1500 °C’de sinterlenen 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımı parçacıkların çıkış hızları 1480 °C’de sinterlemeye kıyasla bir miktar düşmüştür. Bunun nedeni olarak 1500 °C’de sinterlenen parçacıkların çarpma sonrası hedef içinde ilerlerken daha fazla mantarlanma şeklinde plastik deformasyona uğraması gösterilebilir. 1480 °C ve 1500 °C’de sinterlenen 93W-3.5Ni-3.5Fe alaşımı parçacıkların hedeften çıkış hızlarının birbirine çok yakın olduğu görülmüştür. Bu sonuç ile her iki sıcaklıkta sinterlenen parçacıkların hedefi delme sırasında benzer plastik deformasyona uğradığı söylenebilmektedir.

Hedefi delme sonrası en yüksek çıkış hızı 1480 °C’de sinterlenen 93W-4.67Ni-2.33Fe parçacığında elde edilmiştir. Özellikle, birçok bileşenden oluşan bir hedefin olduğu durumda, 1480 °C’de sinterlenen 93W-4.67Ni-2.33Fe parçacığının kullanımı, hedefe hasar verme açısından diğer iki alaşıma kıyasla hedefte daha fazla deformasyona ve hasara yol açacaktır.



Şekil 5.15 : Balistik test sonrasında 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımı parçacıkların hedeften çıkış hızları.

Hedefin delinmesi sonrası elde edilen deforme olmuş parçacıklar ve tıpalama deformasyonu ile hedeften delme işlemi sırasında koparılan alüminyum parçalar Şekil 5.16’da gösterilmiştir. Silindirik küt yüzeyle parçacıkların hedefte tıpalama deformasyonu ile parça koparması Borvik ve diğerlerinin [100] yaptığı bir çalışmada elde ettikleri sonuç ile benzerdir. Delme işlemi sonrasında hedeften kopan parçaların

hızlarının parçacıkların hedeften çıkış hızlarından daha yüksek olduğu görülmüştür. Bu sonuç, Borvik ve diğerlerinin yaptığı bir çalışmada [77] elde edilen sonuçla benzer özellik göstermiştir. Yapılan bu çalışmada 8 mm kalınlıktaki Weldom 460 E çeliğinin silindirik bir parçacıkla delinmesi testlerle ve sayısal olarak çalışılmıştır. Sonuçlara göre hedeften kopan parçaların hedefi delen parçacıklardan daha hızlı olduğu görülmüştür.



Şekil 5.16 : Balistik testler sonrası 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Ni parçacıklarının ve hedeften koparılan parçaların görüntüsü.

Şekil 5.17’de, 1480 °C’de sinterlenmiş 93W-3.5Ni-3.5Fe alaşımının balistik testinden elde edilen görüntüler gösterilmiştir. Parçacığın hedefe çarpma hızı 891 m/s, hedeften çıkışı sonrası ölçülen hızı ise 70 m/s’dir. Şekil 5.17 (c)’deki görüntü incelendiğinde hızının yüksek olmasından dolayı hedeften kopan parçanın parçacığın önünde ilerlediği görülmektedir.



(a)



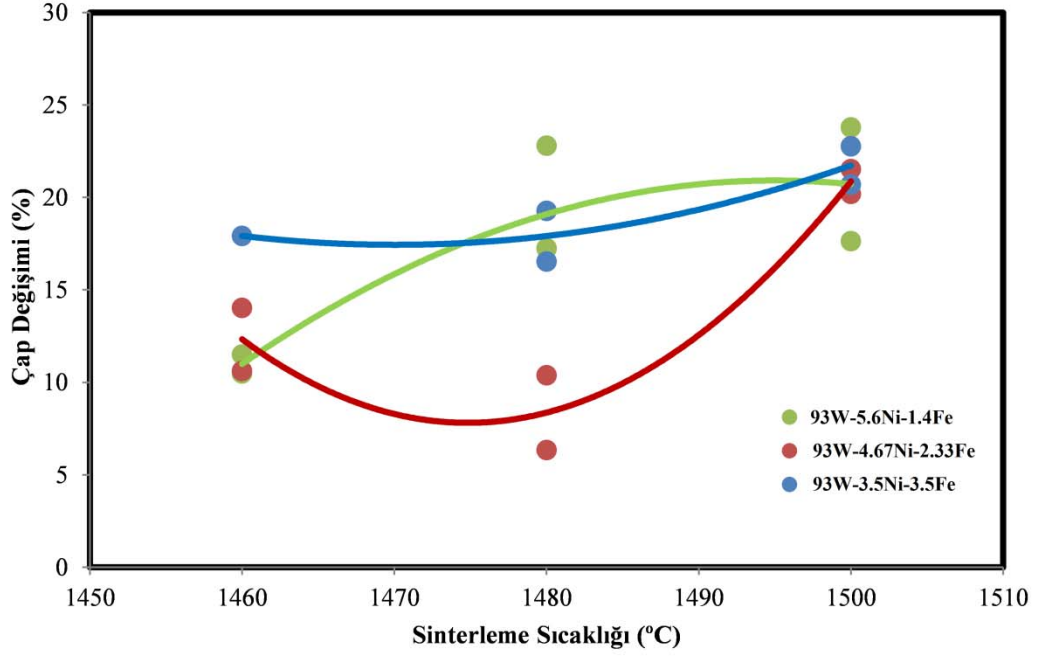
(b)



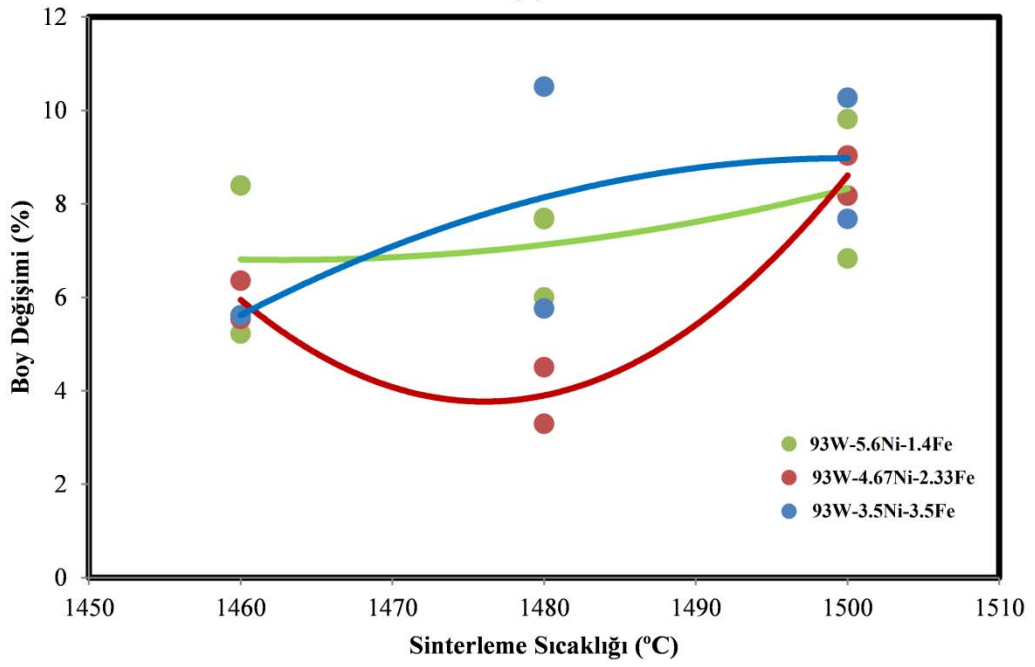
(c)

Şekil 5.17 : 93W-3.5Ni-3.5Fe (1480 °C’de sinterlenmiş) parçacığının balistik test görüntüleri, çarpma hızı 891 m/s (a) $t_0=0$ (b) $t_1=140 \mu\text{s}$ (c) $t_2=2190 \mu\text{s}$.

Şekil 5.18’de, balistik testler sonrası parçacıkların boyutlarında meydana gelen değişim gösterilmiştir. En yüksek çıkış hızına sahip 1480 °C’de sinterlenmiş 93W-4.67Ni-2.33Fe parçacığının hedefi delmesi sırasında uğradığı düşük plastik deformasyona bağlı olarak en düşük çap ve boy değişimlerine sahip olduğu görülmüştür. Bu parçacıkta görülen düşük plastik deformasyondan dolayı parçacığın çarpma yüzeyinde delme işlemini olumsuz etkileyen çap artışının çok fazla olmadığı gözlenmiştir. Ayrıca düşük de olsa plastik deformasyon oluşumu çarpma sırasında ve devamındaki delme işleminde parçacığın parçalanmasını engellemiştir.



(a)

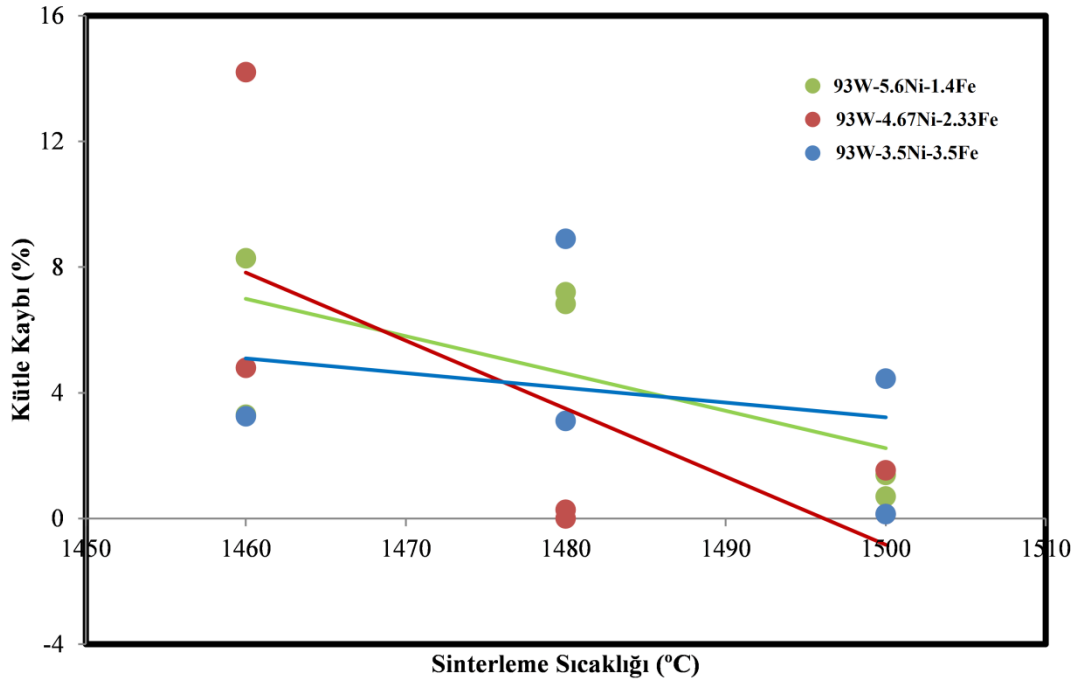


(b)

Şekil 5.18 : Balistik testlerde hedefi delme sırasında 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımı parçacıklarında meydana gelen boyut değişimleri (a) çap değişimi (b) boy değişimi.

Balistik testler sonrası parçacıklarda oluşan kütle kayıpları Şekil 5.19'da gösterilmiştir. Sinterleme sıcaklığı 1460 °C iken özellikle 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımli parçacıkların mikroyapılarında yeterli sıvı faz oluşmadığı için çarpma esnasında çok düşük plastik deformasyon görülmüştür. Düşük plastik

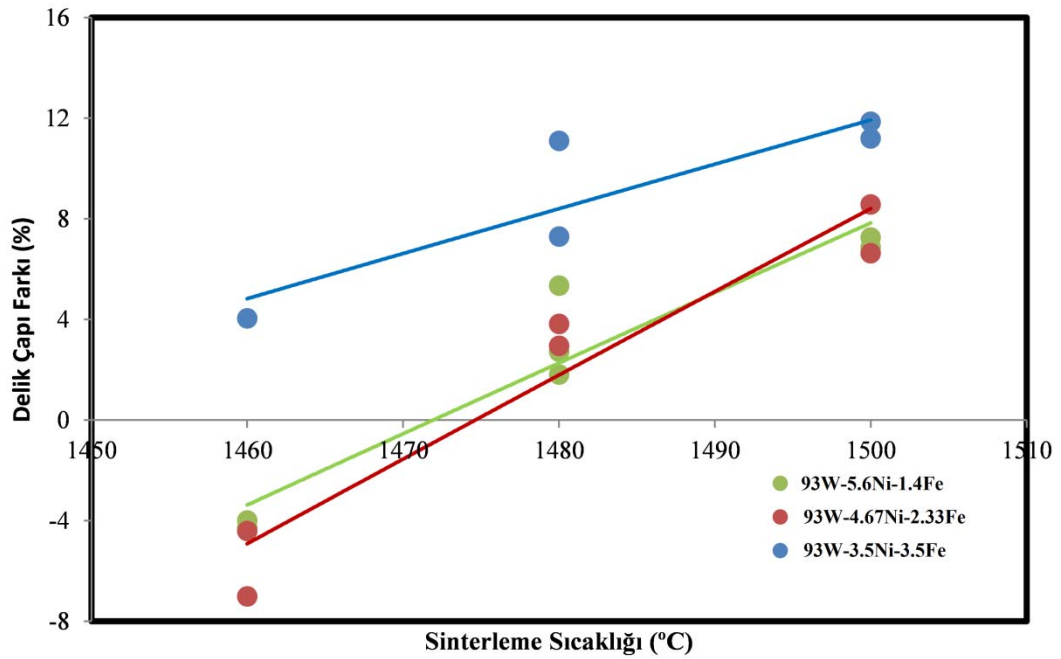
deformasyona bağılı olarak ise çarpma ve hedefi delme sırasında parçacıklarda parçalanma ve dolayısıyla kütle kayıpları olmuştur. Sinterleme sıcaklığının artışıyla mikroyapılarda sıvı fazlı sinterleme ve plastik deformasyon miktarları artmış ve kütle kayıpları azalmıştır. 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımlı parçacıklarda artan deformasyon miktarı ile çarpma bölgelerinde mantarlanma tipi deformasyon elde edilmiştir (Şekil 5.16).



Şekil 5.19 : Balistik testlerde hedefi delme sırasında 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımı parçacıklarda gözlenen kütle kayıpları.

Delme işlemi sırasında hedef boyunca oluşan delik çapı değişimleri Şekil 5.20’de verilmiştir. Delik çapı değişimleri parçacığın hedefteki giriş ve çıkış çapı arasındaki yüzde değişim olarak hesaplanmıştır. Sinterleme sıcaklığının artışıyla parçacıklarda plastik deformasyon artışı meydana gelmiş ve parçacık hedef içerisinde ilerlerken hedefe temas ettiği yüzeyin çapı artmıştır. Böylelikle parçacıklar hedefte, giriş çapına kıyasla hedeften çıkışta daha büyük bir delik çapı oluşumuna neden olmuştur. Sharma ve diğerlerinin bir çalışmasında [101] çelik alaşımı parçacıkların 15 mm Al 2014 T652 hedefi delmesi sırasında delik genişlemesine neden olduğu gözlenmiştir. Parçacığın hedeften çıkışı esnasında açtığı delik, giriştekine kıyasla daha geniş olup bu deliğin çapı parçacığın hedefle temas ettiği yüzey çapına yaklaşık eşit elde edilmiştir. Sinterleme sıcaklığı 1460 °C olan 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-

1.4Fe alaşımlarından elde edilen parçacıkların hedefi delmesi sırasında hedeften çıkış çapları hedefe çarpma çaplarına kıyasla kclmştr. Bu parçacıklarda delme işlemi sırasında görülen yüksek kütle kaybına bağlı olarak parçacığın çarpma yüzeyindeki çapı daralmış ve dolayısıyla hedefte çıkış esnasında açtığı çap azalmıştır. Ancak 93W-3.5Ni-3.5Fe alaşımlı parçacıklarda her c sinterleme sıcaklığında da kütle kaybı ve parçalanma miktarının az olmasına bağlı olarak parçacığın çarpma yüzeyi plastik deformasyona (mantarlanma) uğramış, dolayısıyla parçacık hedeften çıkarken hedefte oluşturduğu çıkış çapı artmıştır.



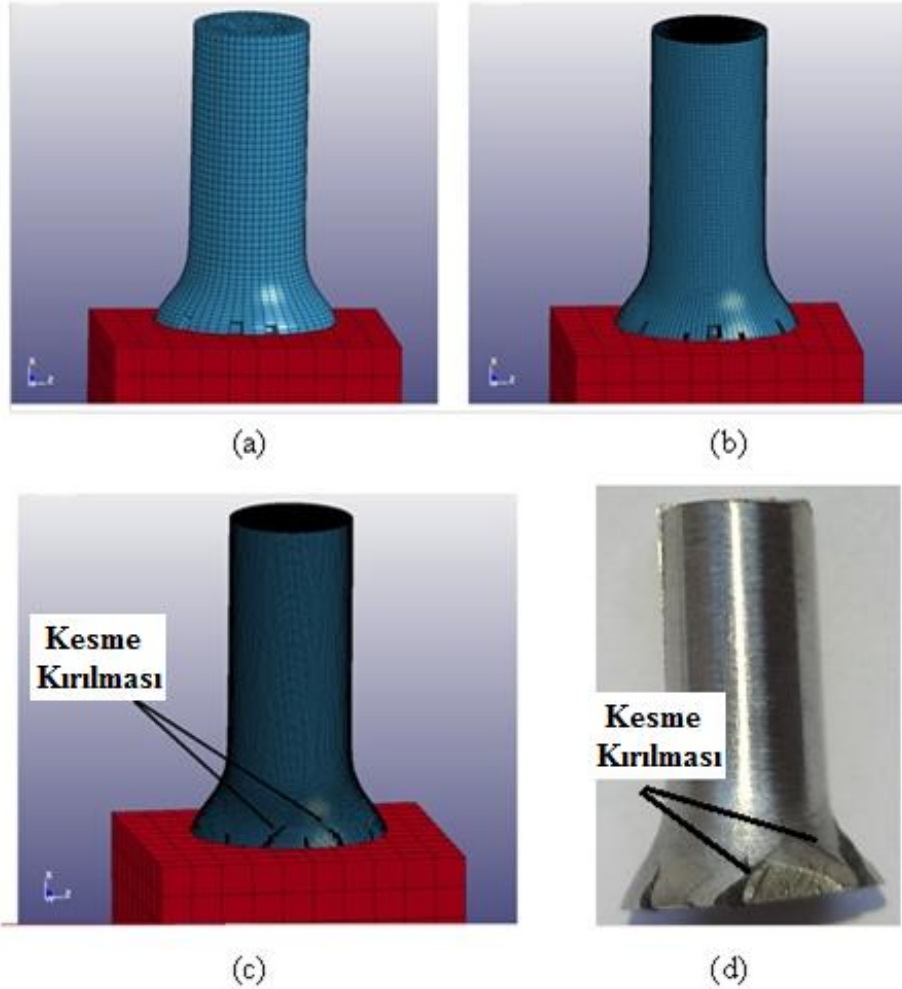
şekil 5.20 : Balistik testlerde hedefi delme sonrasında oluşan deliklerdeki çap değişimleri.

5.4 Sayısal alışmaların Sonuçları

5.4.1 Taylor arpma testinin sayısal modellenmesi

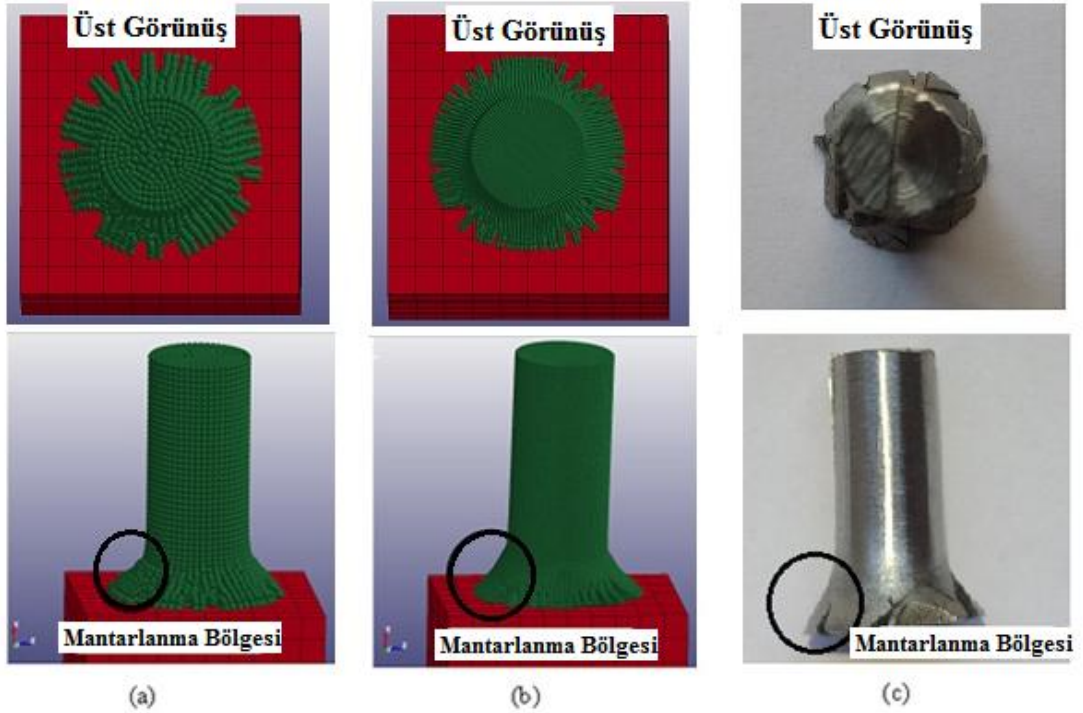
şekil 5.21’de farklı eleman boyuna sahip modellerde kesme kırılma davranışlarının modellenmesi gösterilmiştir. Eleman boyunun kclmesine bağlı olarak numunenin arpıtığı yüzeyden itibaren mantarlanma bölgesi boyunca kesme kırılması davranışının gerçekçi bir şekilde modellendiği gözlenmiştir. Eleman boyu $0.25 \times 0.25 \times 0.25 \text{ mm}^3$ ve $0.5 \times 0.5 \times 0.5 \text{ mm}^3$ olduğu durumda numunelerde sadece çekme ayrışması gözlenirken eleman boyu $0.125 \times 0.125 \times 0.125 \text{ mm}^3$ ’e dşrldğinde deforme olan elemanlar erozyon yöntemiyle modelden silinmiş ve beraberinde

kesme kırılması davranışı modellenebilmiştir. Farklı eleman boyu ile yapılan çözümlerinin tamamlanma süreleri eleman boyunun en büyük olduğu durumda 8 saniye, orta eleman boyunda 379 saniye ve en küçük eleman boyunda ise 12524 saniyedir.



Şekil 5.21 : Modeldeki eleman boyutunun küçültülmesi ile elde edilen kesme kırılması (a) $0.5 \times 0.5 \times 0.5 \text{ mm}^3$, (b) $0.25 \times 0.25 \times 0.25 \text{ mm}^3$, (c) $0.125 \times 0.125 \times 0.125 \text{ mm}^3$. (d) 1480°C’de sinterlenen 93W-3.5Ni-3.5Fe alaşımı (çarpma hızı:206 m/s).

SPH yöntemi ile Taylor çarpma testi iki farklı parçacık boyutu kullanılarak modellenmiş ve numunenin deformasyon davranışı Şekil 5.22’de gösterilmiştir. Küçük boyuttaki parçacıklarla oluşturulan modellerde (fazla parçacık sayısı), numunenin hedefe çarpması sonrası oluşan mantarlanma davranışının testte elde edilen sonuca yakın olarak modellendiği görülmüştür. Ancak modellemenin küçük parçacıklarla ve dolayısıyla daha fazla miktarda parçacıkla gerçekleştirilmesi simülasyon süresini 55 saniyeden 2100 saniyeye çıkarmıştır.



Şekil 5.22 : Farklı parçacık sayısı ile SPH yöntemi kullanılarak modellenen deformasyon davranışları (a)12887 parçacık (b) 298372 parçacık (c) 1480°C’de sinterlenen 93W-3.5Ni-3.5Fe alaşımı (çarpma hızı:206 m/s).

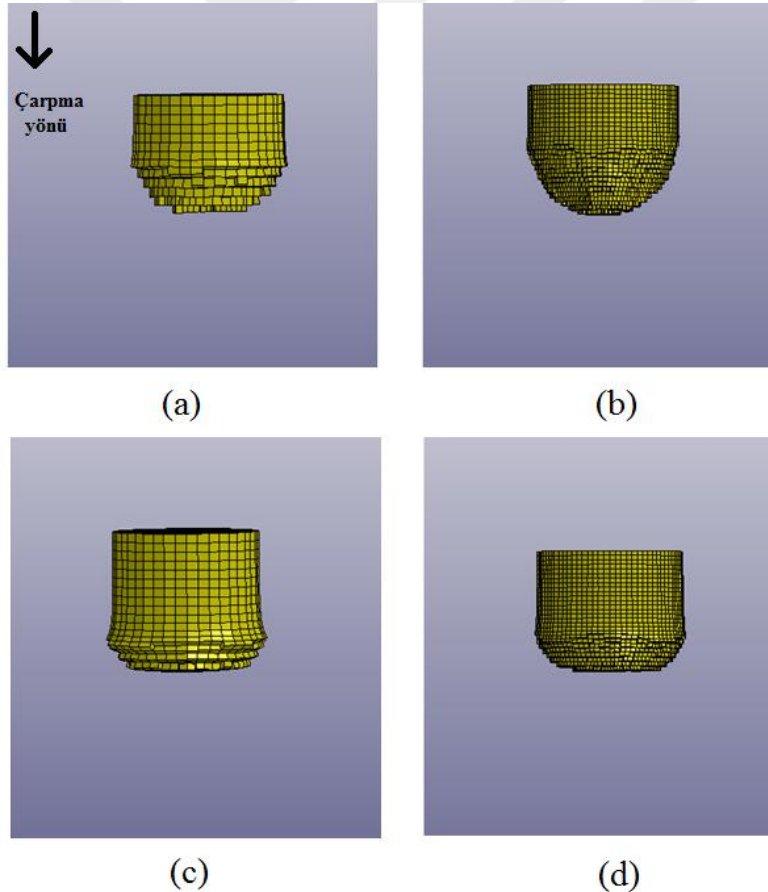
Hedefe çarpma sonrasında test ve analiz numunelerinin ölçüleri karşılaştırılmış ve eleman ve parçacık boyutunun test numunesini modellemedeki etkisi incelenmiştir. Çizelge 5.5’te analiz ve test numunelerinin deformasyon sonrası ölçüm farkları gösterilmiştir. Sonlu elemanlar yönteminde eleman boyunun küçülmesine bağlı olarak test ve analiz numunesi arasındaki çap ve boy farkı azalmıştır. Test ve analiz numuneleri arasındaki çap farkları belirlenirken, numunenin hedefe çarptığı yüzeyin çarpma sonrası ve ilk durumdaki ölçüsü göz önünde bulundurulmuştur. Test numunesine en yakın sonuç $0.125 \times 0.125 \times 0.125 \text{ mm}^3$ eleman boyuna sahip model ile elde edilmiştir. SPH yöntemi ile elde edilen sonuçlar sonlu elemanlar yöntemi ile elde edilen sonuçlara yakınlık göstermektedir. Parçacık boyutunun küçülmesiyle test sonucuna daha yakın boyutların elde edildiği görülmüştür. Her iki yöntemle elde edilen numune boyutlarının test sonuçlarıyla karşılaştırıldığında modelleme açısından makul değerler olduğu ve bu iki yöntemin de Taylor çarpma testinde numune boyutlarını modelleme amacıyla kullanılabileceği değerlendirilmiştir.

Çizelge 5.5 : Analiz ve test sonuçlarından elde edilen numune ölçüleri farkları.

| Yöntem | Sonlu Elemanlar Yöntemi | | | SPH | |
|------------------------------|-------------------------|------|-------|-------|-------|
| | Büyük | Orta | Küçük | Büyük | Küçük |
| Eleman ve Parçacık Büyüklüğü | Büyük | Orta | Küçük | Büyük | Küçük |
| Çap Farkı (%) | 7.6 | 6.7 | 5.7 | -4.5 | -0.7 |
| Boy Farkı (%) | -3 | -2.9 | -2.7 | 1 | -0.8 |

5.4.2 Balistik testin sayısal modellenmesi

Balistik testlerin sayısal modellenmesi sonucu parçacıklardan elde edilen deformasyon davranışları Şekil 5.23'te gösterilmiştir. Şekil 5.16'da gösterilen test sonuçları ile Şekil 5.23'te gösterilen analiz sonuçları karşılaştırıldığında testlerde elde edilen parçacık deformasyonuna en yakın analiz sonucunun Şekil 5.23 (c) ile gösterilen hedefin küçük eleman boyu, parçacığın ise büyük eleman boyu ile modellenmesi sonucu elde edildiği görülmüştür.



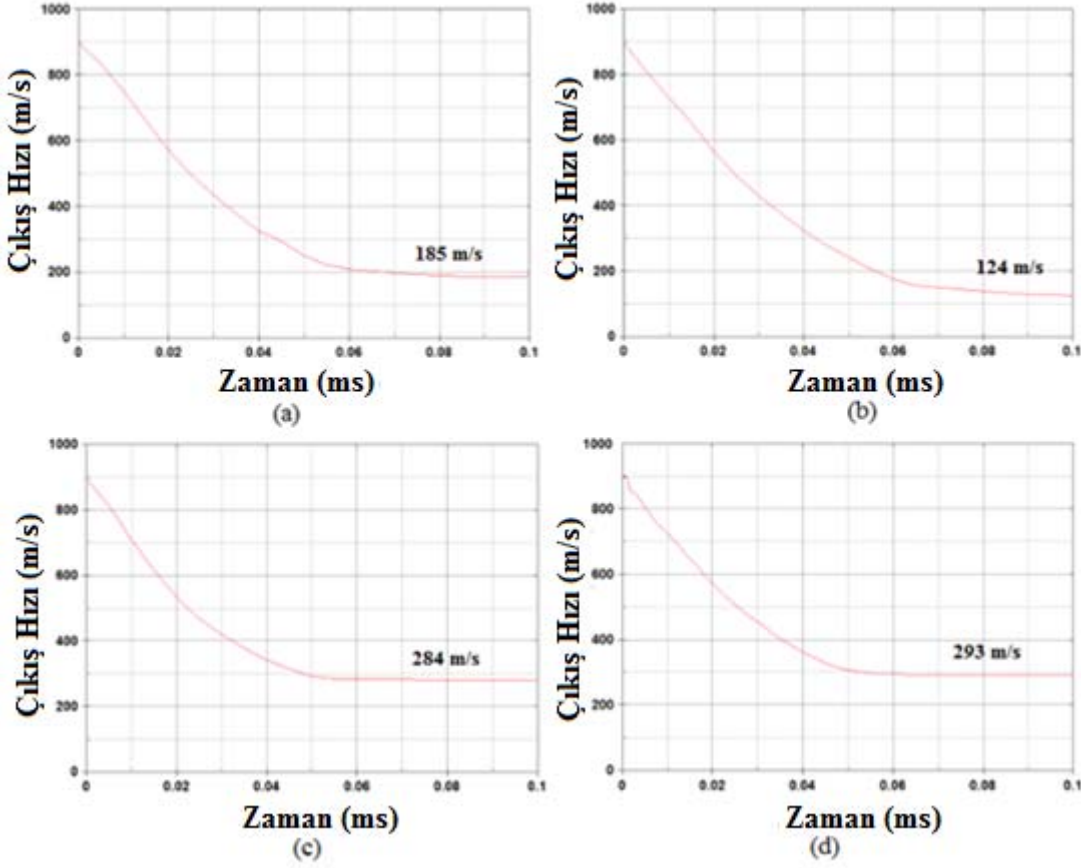
Şekil 5.23 : Hedefin delinmesi sonrası parçacıklarda oluşan deformasyon (a) büyük eleman boyu hedef, büyük eleman boyu parçacık (b) büyük eleman boyu hedef, küçük eleman boyu parçacık (c) küçük eleman boyu hedef, büyük eleman boyu parçacık (d) küçük eleman boyu hedef, küçük eleman boyu parçacık.

Parçacıkların hedefi delme analizleri sonrası ölçülerinde elde edilen değişimler Çizelge 5.6’da verilmiştir. Hedefin büyük eleman boyu, parçacığın küçük eleman boyu ile modellenmesi sonrası testte elde edilen parçacık çapına en yakın sonuç elde edilirken, hedefin küçük eleman boyu, parçacığın büyük eleman boyu ile modellenmesi ile testte elde edilen parçacık boyuna en yakın sonuç elde edilmiştir.

Çizelge 5.6 : Balistik analizler sonrası parçacıkların ölçülerinde meydana gelen değişimler.

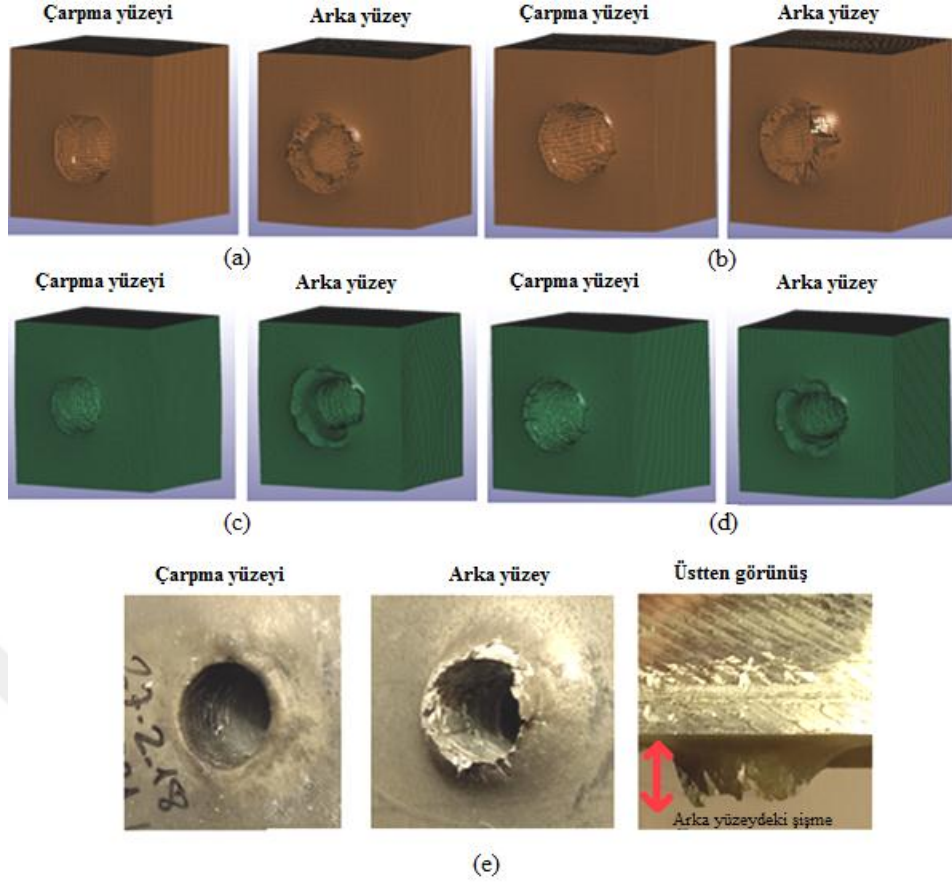
| Hedefin Eleman Boyu | Parçacığın Eleman Boyu | Parçacığın Çap Değişimi (%) | Parçacığın Boy Değişimi (%) |
|---------------------|------------------------|-----------------------------|-----------------------------|
| Büyük | Büyük | 0.3 | -16 |
| Büyük | Küçük | 3 | -23 |
| Küçük | Büyük | 11 | -4 |
| Küçük | Küçük | 3 | -19 |

Şekil 5.24’te, hedefin delinmesi sonrası parçacıklardan elde edilen çıkış hızları gösterilmiştir. Grafikler incelendiğinde, büyük eleman boyuna sahip hedef ve parçacığın modelinden elde edilen hızın, 1480 °C’de sinterlenmiş 93W-4.67Ni-2.33Fe alaşımı parçacığının testte elde edilen hızına en yakın hız olduğu görülmüştür. Büyük eleman boyuna sahip hedef ve küçük eleman boyuna sahip parçacığın olduğu modelden elde edilen hızın (124 m/s) 1480 °C’de sinterlenmiş 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımı parçacığı ile 1500 °C’de sinterlenmiş 93W-4.67Ni-2.33Fe alaşımı parçacığından edilen çıkış hızlarına yakın olduğu görülmüştür. Küçük eleman boyu ile modellenen hedefler ile modellemelerden elde edilen çıkış hızları ise 300 m/s civarındadır. Bu sonuçların, balistik testlerden elde edilen değerlerin üzerinde olduğu görülmüştür.



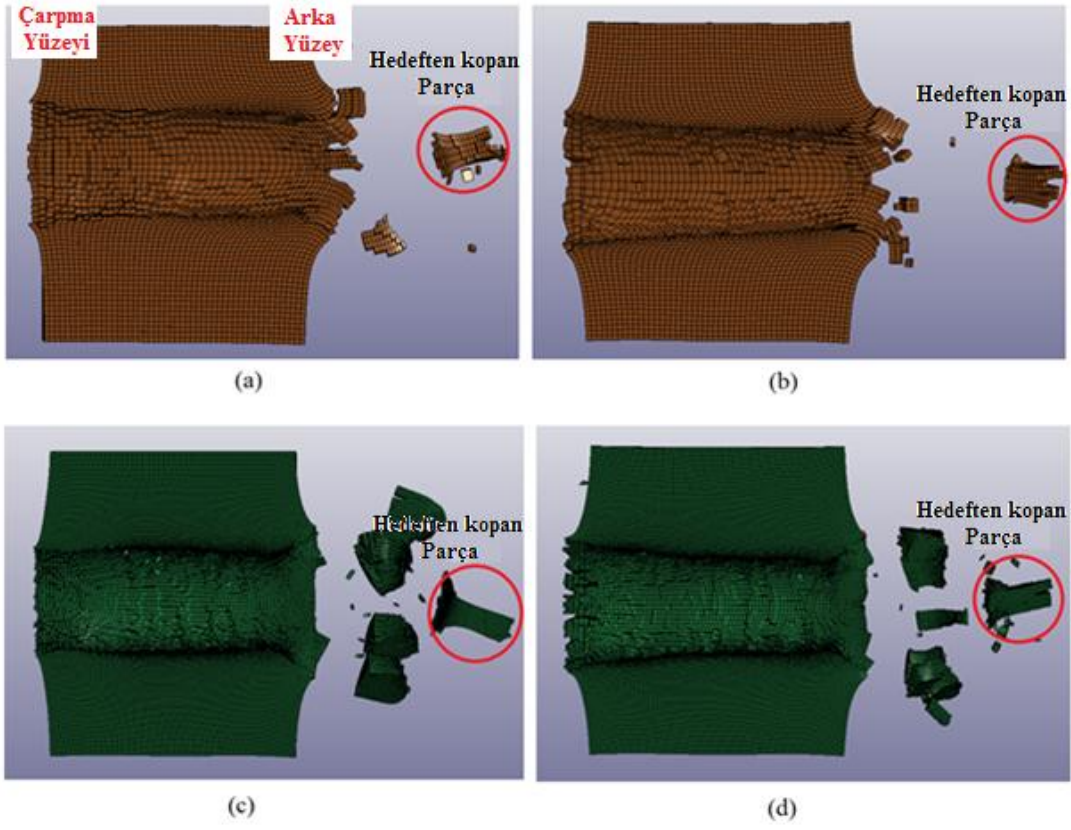
Şekil 5.24 : Hedefi delme ile parçacıklardan elde edilen çıkış hızları
 (a) büyük eleman boyu hedef, büyük eleman boyu parçacık (b) büyük eleman boyu hedef, küçük eleman boyu parçacık (c) küçük eleman boyu hedef, büyük eleman boyu parçacık (d) küçük eleman boyu hedef, küçük eleman boyu parçacık.

Parçacıkların hedefe çarpması sonrası hedefin çarpma ve arka yüzeylerinde oluşan delikler Şekil 5.25'te gösterilmiştir. Balistik testlerde parçacık hedefi delerken beraberinde kesme kuvvetlerinin etkisiyle hedeften parça koparmış ve parçacık ve hedeften kopan parça hedeften beraber çıkmıştır. Testlerde parçacığın hedeften çıkışı ile hedefin arka yüzeyinde şişme olduğu görülmüştür (Şekil 5.25 (e)). Tüm parçacıklar ile gerçekleştirilen testlerde çarpma ve arka yüzeylerde benzer hedef deformasyonu gözlenmiştir. Test ve analiz çalışmalarında elde edilen hedefin çarpma ve arka yüzeylerindeki deformasyonları karşılaştırıldığında benzer deformasyonların olduğu görülmüştür. Literatürde silindirik parçacıklarla yapılan balistik test ve analiz çalışmalarında delme sonrası hedefin çarpma ve arka yüzeylerinde benzer deformasyonların ve hedefin arka yüzeyinde şişmenin meydana geldiği rapor edilmiştir [76,77,102].



Şekil 5.25 : Delme işlemi sonrası hedefin çarpma ve arka yüzeyleri (a) büyük eleman boyu hedef, büyük eleman boyu parçacık (b) büyük eleman boyu hedef, küçük eleman boyu parçacık (c) küçük eleman boyu hedef, büyük eleman boyu parçacık (d) küçük eleman boyu hedef, küçük eleman boyu parçacık (e) test sonucu.

Delme analizleri sonrası hedeflerin kesit görüntüleri Şekil 5.26'da gösterilmiştir. küçük eleman boyuna sahip parçacık ile modellemelerde hedefin kesit çapının parçacığın hedef içerisinde ilerlediği eksen boyunca azaldığı gözlenmiştir. Bu sonuç, 1460 °C'de sinterlenmiş 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımı parçacıklarının test sonuçları ile uyum göstermiştir. Parçacıklardaki eleman boyu artışıyla hedefte ilerlediği eksen boyunca hedefin delik çapının arttığı görülmüştür. Analizlerdeki delik çapının artışı sonucunun, 1460 °C'de sinterlenmiş 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe alaşımı parçacıklarının dışındaki parçacıklardan elde edilen sonuçlara yakın olduğu belirlenmiştir. Balistik testlerde olduğu gibi analizlerde de hedeften bir parçanın koparıldığı ve bu parçanın hızının parçacık hızından daha yüksek olduğu görülmüştür.



Şekil 5.26 : Delme analizleri sonrası hedeflerin kesit görüntüleri (a) büyük eleman boyu hedef, büyük eleman boyu parçacık (b) büyük eleman boyu hedef, küçük eleman boyu parçacık (c) küçük eleman boyu hedef, büyük eleman boyu parçacık (d) küçük eleman boyu hedef, küçük eleman boyu parçacık.

6 SONUÇ VE ÖNERİLER

6.1 Sonuçlar

Bu tez çalışmasında, tungsten ağır alaşımlarında yüksek deformasyon hızlarında malzeme davranışı deneysel ve sayısal olarak incelenmiştir. Çalışmalarda bileşimi 93W-3.5Ni-3.5Fe, 93W-4.67Ni-2.33Fe ve 93W-5.6Ni-1.4Fe (ağırlık %) olan alaşımlar kullanılmıştır. Bu alaşımlardan 93W-3.5Ni-3.5Fe ve 93W-4.67Ni-2.33Fe bileşimine sahip olanları karakterizasyon ve balistik anlamda ayrıntılı olarak ilk olarak bu tez kapsamında değerlendirilmiştir. Toz metalurji yöntemi ile hazırlanan numuneler üç farklı sıcaklıkta (1460, 1480 ve 1500 °C) hidrojen ve argon gazı ortamında 30 dk. süre ile sinterlenmiştir. Sinterlenen numunelerin mikroyapısal ve mekanik özellikleri belirlenmiştir. Yüksek deformasyon hızında gerçekleştirilen Taylor çarpma testleri ile numunelerin dinamik koşullardaki deformasyon davranışları incelenmiştir. Balistik testlerle sinterlenmiş tungsten ağır alaşımlı delici parçacıkların alüminyum alaşım (6061-T6) hedefi ile etkileşimi incelenmiş ve tungsten ağır alaşım içindeki sinterleme sıcaklığının ve Ni/Fe oranının balistik performansa etkisi belirlenmiştir. Literatürde, savunma sanayisi için kritik öneme sahip olan tungsten ağır alaşımlarının yüksek gerinme hızlarındaki davranışlarına ve balistik performanslarına sinterleme sıcaklığının ve bileşimin etkisinin ayrıntılı olarak incelenmediği belirlenmiştir. Bu çalışma ile üretim yöntemlerinin ve bileşimin, alaşımların yüksek gerinme hızında gerçekleştirilen uygulamalardaki etkisi belirlenmiştir. Taylor çarpma testleri ve balistik testler sayısal olarak modellenmiş ve elde edilen test sonuçları ile karşılaştırılmıştır. Taylor çarpma testlerinin tungsten ağır alaşımları için SPH yöntemi ile modellenmesi üzerine literatürde herhangi bir çalışmaya rastlanmamış olup, bu çalışma ile bu yöntemin kullanılabilirliği incelenmiştir. Tez çalışmasında elde edilen sonuçlar aşağıda verilmiştir:

- Sinterleme sıcaklığının artışı alaşımların mikroyapılarındaki bağlayıcı faz miktarını arttırmış, bu da tungsten tanelerinin büyümesine ve böylelikle de

tungsten bitişikliği ve akma dayanımı değerlerinin düşmesine neden olmuştur.

- Tungsten ağır alaşımlarındaki Ni/Fe oranının artışı bağlayıcı faz miktarını arttırmıştır. Bağlayıcı faz miktarındaki bu artış tungsten çözünürlüğünü ve tungsten tane boyutunu arttırmıştır. Bağlayıcı fazdaki tungsten çözünürlüğünün artmasına bağlı olarak alaşımların akma dayanımı yükselmiştir.
- Taylor çarpma testlerinde, sinterleme sıcaklığındaki artışa bağlı olarak tungsten ağır alaşımı numunelerin çap ve boy değişimleri artmıştır. Bunun nedeni olarak sinterleme sıcaklığının yükselmesi ile mikroyapılardaki sıvı faz miktarı ve dolayısıyla süneklik miktarı ve tungsten tane boyutu artışı gösterilmiştir. Sinterleme sıcaklığının 1460 °C'den 1480 °C'ye veya 1500 °C'ye çıkarılması Taylor çarpma testleri sonrası numunelerin boyutlarında önemli artışa neden olmuştur.
- Sinterleme sıcaklığındaki artış Taylor çarpma testlerinde numunelerin kırılma biçimlerinde değişime neden olmuştur. Sinterleme sıcaklığının 1460 °C olduğu durumda numunelerde meydana gelen temel kırılma oluş biçimi çarpma yüzeyinde oluşan çekme ayrışmasıdır. Sinterleme sıcaklığının 1480 °C'ye veya 1500 °C'ye çıkarılması ile numunelerde oluşan kırılma oluş biçimi ise çekme ayrışması ve kesme kırılmasının birleşimidir. 1460 °C'de sinterleme işlemi, çalışılan alaşımlarda gevrek kırılma davranışına neden olacağından yüksek gerilme hızında gerçekleşen uygulamalarda önerilmemektedir.
- Balistik testlerde hedefin delinmesi sonrası en yüksek çıkış hızı ve çok bileşenli hedefler için en yüksek delme performansı 1480 °C'de sinterlenen 93W-4.67Ni-2.33Fe parçacığında elde edilmiştir. Parçacığın çıkış hızının yüksek olması kinetik enerjisini kaybedene kadar çok fazla sayıda hedefe hasar verebileceği anlamına gelmektedir.
- Sinterleme sıcaklığının artışı, hedefin delinmesi esnasından parçacıklarda oluşan plastik deformasyon miktarını arttırmıştır. Deformasyonun artması hedefte oluşan delik çapını da arttırmıştır. Hedefin tek bileşenli olması durumunda sinterleme sıcaklığının artışına bağlı olarak parçacıklar hedef üzerinde daha fazla hasar oluşturabilmektedir.

- Taylor çarpma testlerinde numunelerde oluşan kesme kırılmasının modellenmesi sonlu elemanlar yönteminde eleman boyunun küçültülmesi ile daha gerçekçi olarak gerçekleştirilmiştir. Analiz modelinde eleman boyu $0.125 \times 0.125 \times 0.125 \text{ mm}^3$ iken numunelerde oluşan kesme kırılması davranışı gerçeğe yakın elde edilmiştir. Numunelerin çarpma sonrası boyutları, sonlu elemanlar yöntemi ile belirlenenlere göre SPH yöntemi ile modellemede test sonuçlarına daha yakın değerler elde edilmiştir.
- Parçacık ve hedefin modellenmesinde kullanılan eleman boyları parçacık ve hedefte oluşan hasarın simülasyon sonuçlarını etkilemektedir. Balistik simülasyonlardan elde edilen parçacık boyutu test sonuçlarıyla karşılaştırıldığında en gerçekçi olarak küçük eleman boyuna sahip hedef ve büyük eleman boyuna sahip parçacıktan oluşan modelden elde edilmiştir. Büyük eleman boyulu hedeften elde edilen parçacık çıkış hızlarının test sonuçları ile uyumlu olduğu görülmüştür. Simülasyon çalışmaları ile hedefte oluşan hasar, testlerde oluşan hasar ile tutarlı sonuç vermiştir.

6.2 Gelecek Çalışmalar İçin Öneriler

Bu tez kapsamında gerçekleştirilen modelleme çalışmalarında Johnson-Cook malzeme ve hasar modeli parametreleri optimizasyon çalışmaları sonucunda elde edilmiştir. İleriki aşamada gerçekleştirilecek çalışmalarda malzeme parametreleri, yarı-durağan durumda çekme basma cihazı ve dinamik koşulda Split-Hopkinson cihazı ile gerçekleştirilecek testler ile belirlenip modelleme çalışmaları elde edilen parametrelerle gerçekleştirilebilir. Ayrıca modelleme çalışmalarında kırık, çatlak oluşumu ve ilerlemesinin modellenmesi amacıyla ağsız bir başka yöntem olan “Discrete Element Method (DEM)” kullanılabilir.

Tungsten ağır alaşımlarında yüksek gerinme hızlarında oluşabilecek adyabatik kesme bantlarının oluşumu balistik performansın artırılması açısından öncem taşımaktadır. Bu nedenle alaşımların mikroyapılarında oluşabilecek bu yapılar detaylı bir şekilde incelenebilir.



KAYNAKLAR

- [1] **Bose, A., German, R. M.** (1988). Sintering atmosphere effects on tensile properties of heavy alloys. *Metallurgical Transactions A*, 19(10), 2467-2476.
- [2] **Rabin, B. H., Bose, A., German, R. M.** (1989). Characteristics of liquid phase sintered tungsten heavy alloys. *Int. J. Powder Metall.*, 25(1), 21-27.
- [3] **Guo, W.Q., Liu, J.X., Yang, J, Li, S.K.** (2011). Effect of initial temperature on dynamic recrystallization of tungsten and matrix within adiabatic shear band of tungsten heavy alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 528(19-20), 6248-6252.
- [4] **Kiran, U.R., Panchal, A, Sankaranarayana, M, Rao, GVSN, Nandy, T.K.** (2015). Effect of alloying addition and microstructural parameters on mechanical properties of 93% tungsten heavy alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 640, 82-90.
- [5] **Kim, D.K., Lee, S, Baek, W.H.** (1998). Microstructural study of adiabatic shear bands formed by high-speed impact in a tungsten heavy alloy penetrator. *Materials Science and Engineering: A*, 249(1-2), 197-205.
- [6] **Gong, X, Fan, J.L., Huang, B.Y., Tian, J .M.** (2010). Microstructure characteristics and a deformation mechanism of fine-grained tungsten heavy alloy under high strain rate compression. *Materials Science and Engineering: A*, 527(29-30), 7565-7570.
- [7] **Das, J, Rao, G.A., Pabi, S.K., Sankaranarayana, M, Sarma, B.** (2011). Deformation behaviour of a newer tungsten heavy alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 528(19-20), 6235-6247.
- [8] **Çalışkan, N.K.** (2013). Processing And Characterization Of High Density Tungsten-Nickel-Iron Alloys (doktora tezi), Adres:<http://metu.edu.tr>
- [9] **Ryu, H. J., Hong, S. H., Baek, W. H.** (1997). Mechanical alloying process of 93W-5.6 Ni-1.4 Fe tungsten heavy alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 63(1-3), 292-297.
- [10] **Liu, WS., Ma, YZ., Huang, BY.** (2008). Influence of minor elements additions on microstructure and properties of 93W-4· 9Ni-2· 1Fe alloys. *Bulletin of Materials Science*, 31(1), 1-6.
- [11] Tungsten heavy alloys (2014), Kennametal Densalloy, Engineering Guide.
- [12] **Zhang, Z. H., Wang, F. C., Li, S. K., Wang, L.** (2006). Deformation characteristics of the 93W-4.9 Ni-2.1 Fe tungsten heavy alloy deformed by hydrostatic extrusion. *Materials Science and Engineering: A*, 435, 632-637.

- [13] **Edmonds, D. V., Jones, P. N.** (1979). Interfacial embrittlement in liquid-phase sintered tungsten heavy alloys. *Metallurgical Transactions A*, 10(3), 289-295.
- [14] **Scapin, M.** (2015). Mechanical characterization and modeling of the heavy tungsten alloy IT180. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 50, 258-268.
- [15] **Bose, A., German, R. M.** (1990). Matrix composition effects on the tensile properties of tungsten-molybdenum heavy alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 21(5), 1325-1327.
- [16] **Hamid, Z. A., Moustafa, S. F., Daoush, W. M., Mouez, F. A., Hassan, M.** (2013). Fabrication and characterization of tungsten heavy alloys using chemical reduction and mechanical alloying methods. *Open Journal of Applied Sciences*, 3(01), 15.
- [17] **Bose, A., Sadangi, R., German, R. M.** (2012). A review on alloying in tungsten heavy alloys. *Supplemental Proceedings: Materials Processing and Interfaces*, 1, 455-465.
- [18] **Caliskan, N.K., Durlu, N, Bor, S.** (2013). Swaging of liquid phase sintered 90W–7Ni–3Fe tungsten heavy alloy. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 36, 260-264.
- [19] **Islam, S. H., Qu, X. H., Akhtar, F., Feng, P. Z., He, X. B.** (2007). Microstructure and tensile properties of tungsten heavy alloys. In *Materials science forum*, Trans Tech Publications, Vol. 534, pp. 561-564.
- [20] **German, R. M., Bourguignon, L. L., Rabin, B. H.** (1985). Microstructure limitations of high tungsten content heavy alloys. *JOM*, 37(8), 36-39.
- [21] **Gong, X., Fan, J. L., Ding, F., Song, M., Huang, B. Y.** (2012). Effect of tungsten content on microstructure and quasi-static tensile fracture characteristics of rapidly hot-extruded W–Ni–Fe alloys. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 30(1), 71-77.
- [22] **Humail, I. S., Akhtar, F., Askari, S. J., Tufail, M., Qu, X.** (2007). Tensile behavior change depending on the varying tungsten content of W–Ni–Fe alloys. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 25(5-6), 380-385.
- [23] **Upadhyaya, A.** (2001). Processing strategy for consolidating tungsten heavy alloys for ordnance applications. *Materials Chemistry and Physics*, 67(1-3), 101-110.
- [24] **Bose, A., Schuh, C. A., Tobia, J. C., et al.** (2018). Traditional and additive manufacturing of a new Tungsten heavy alloy alternative. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 73, 22-28.
- [25] **Caldwell S.G.** (2003). Heat treatment of tungsten heavy alloys. *The International Journal of Powder Metallurgy*, Volume 39, No 7, 43-51.
- [26] **Rabin, B. H., German, R. M.** (1988). Microstructure effects on tensile properties of tungsten-nickel-iron composites. *Metallurgical Transactions A*, 19(6), 1523-1532.

- [27] **Kim, D. K., Lee, S., Ryu, H. J., Hong, S.H., Noh, J. W.** (2000). Correlation of microstructure with dynamic deformation behavior and penetration performance of tungsten heavy alloys fabricated by mechanical alloying. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 31(10), 2475-2489.
- [28] **German, R. M., Hanafee, J. E., DiGiallonardo, S. L.** (1984). Toughness variation with test temperature and. *Metallurgical Transactions A*, 15(1), 121-128.
- [29] **Baek, W. H., Hong, M. H., Kim, E. P., Noh, J. W., Lee, S., Song, H. S., Lee, S. H.** (2006). Heat treatment behavior of tungsten heavy alloy. In *Solid State Phenomena*, Trans Tech Publications, (Vol. 118, pp. 35-40).
- [30] **Zang, ZH., Wang, FC.** (2001). Research on the deformation strengthening mechanism of a tungsten heavy alloy by hydrostatic extrusion. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 19(3), 177-182.
- [31] **Levin, Z. S., Hartwig, K. T.** (2015). Hardness and microstructure of tungsten heavy alloy subjected to severe plastic deformation and post-processing heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 635, 94-101.
- [32] **Durlu, N., Caliskan, N. K., Bor, S.** (2014). Effect of swaging on microstructure and tensile properties of W–Ni–Fe alloys. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 42, 126-131.
- [33] **Li, M.Y., Ruprecht, D., Kracker, G., Hoschen, T., Neu, R.** (2018). Impact of heat treatment on tensile properties of 97W2Ni1Fe heavy alloy. *Journal of Nuclear Materials*, 512, 1-7.
- [34] **Das, J., Rao, G. A., Pabi, S. K.** (2010). Microstructure and mechanical properties of tungsten heavy alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 527(29-30), 7841-7847.
- [35] **Hamouda A.M.S.** (1995). A novel constitutive law for describing materials behaviour at high strain rate and large deformation (doktora tezi), Adres:<https://www.dcu.ie/>
- [36] **Sedighi, M., Khandaei, M., Shokrollahi, H.** (2010). An approach in parametric identification of high strain rate constitutive model using Hopkinson pressure bar test results. *Materials Science and Engineering: A*, 527(15), 3521-3528.
- [37] **Taylor, G. I.** (1948). The use of flat-ended projectiles for determining dynamic yield stress I. Theoretical considerations. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, 194(1038), 289-299.
- [38] **Field, J. E., Walley, S. M., Proud, W. G., Goldrein, H. T., Siviour, C. R.** (2004). Review of experimental techniques for high rate deformation and shock studies. *International Journal of Impact Engineering*, 30(7), 725-775.

- [39] **Teng, X., Wierzbicki, T., Hiermaier, S., Rohr, I.** (2005). Numerical prediction of fracture in the Taylor test. *International Journal of Solids and Structures*, 42(9-10), 2929-2948.
- [40] **Eakins, D. E., Thadhani, N. N.** (2006). Instrumented Taylor anvil-on-rod impact tests for validating applicability of standard strength models to transient deformation states. *Journal of Applied Physics*, 100(7), 073503.
- [41] **Martin, M., Shen, T., Thadhani, N. N.** (2008). Instrumented anvil-on-rod impact experiments for validating constitutive strength model for simulating transient dynamic deformation response of metals. *Materials Science and Engineering: A*, 494(1-2), 416-424.
- [42] **Eakins, D., Thadhani, N. N.** (2007). Analysis of dynamic mechanical behavior in reverse Taylor anvil-on-rod impact tests. *International Journal of Impact Engineering*, 34(11), 1821-1834.
- [43] **Jones, S. E., Maudlin, P. J., Foster, J. C.** (1997). An engineering analysis of plastic wave propagation in the Taylor test. *International Journal of Impact Engineering*, 19(2), 95-106.
- [44] **Rule, W. K., Jones, S. E.** (1998). A revised form for the Johnson–Cook strength model. *International Journal of Impact Engineering*, 21(8), 609-624.
- [45] **Forde, L. C., Proud, W. G., Walley, S. M.** (2008). Symmetrical Taylor impact studies of copper. *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 465(2103), 769-790.
- [46] **Mabssout, M., Herreros, M. I., Idder, H.** (2016). Predicting dynamic fracture in viscoplastic materials using Taylor-SPH. *International Journal of Impact Engineering*, 87, 95-107.
- [47] **Bresciani, L. M., Manes, A., Romano, T. A., Iavarone, P., Giglio, M.** (2016). Numerical modelling to reproduce fragmentation of a tungsten heavy alloy projectile impacting a ceramic tile: Adaptive solid mesh to the SPH technique and the cohesive law. *International Journal of Impact Engineering*, 87, 3-13.
- [48] **Panov, V.** (2005). Modelling of behaviour of metals at high strain rates (doktora tezi), Adres: <https://www.cranfield.ac.uk/>.
- [49] **Woodward, R. L., O'donnell, R. G., Flockhart, C. J.** (1992). Failure mechanisms in impacting penetrators. *Journal of Materials Science*, 27(23), 6411-6416.
- [50] **Xiao, XK., Zhang, W., Wei, G., Mu, ZC.** (2010). Effect of projectile hardness on deformation and fracture behavior in the Taylor impact test. *Materials & Design*, 31(10), 4913-4920.
- [51] **Rakvag, K. G., Borvik, T., Hopperstad, O. S.** (2014). A numerical study on the deformation and fracture modes of steel projectiles during Taylor bar impact tests. *International Journal of Solids and Structures*, 51(3-4), 808-821.

- [52] **Rakvag, K. G., Borvik, T., Westermann, I., Hopperstad, O. S.** (2013). An experimental study on the deformation and fracture modes of steel projectiles during impact. *Materials & Design*, 51, 242-256.
- [53] **Ren, Y., Tan, C. W., Zhang, J., Wang, F. C.** (2011). Dynamic fracture of Ti-6Al-4V alloy in Taylor impact test. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 21(2), 223-235.
- [54] **Wei, G., Zhang, W., Huang, W., Ye, N., Gao, YB., Ni, YG.** (2014). Effect of strength and ductility on deformation and fracture of three kinds of aluminum alloys during Taylor tests. *International Journal of Impact Engineering*, 73, 75-90.
- [55] **Kesemen, L., Çalışkan, N, K., Konokman, H., E., Durlu, N.** (2015). Effect of composition on the high rate dynamic behaviour of tungsten heavy alloys. In *EPJ Web of Conferences*, EDP Sciences, Vol. 94, p. 02017.
- [56] **Couque, H., Nicolas, G., Altmayer, C.** (2007). Relation between shear banding and penetration characteristics of conventional tungsten alloys. *International Journal of Impact Engineering*, 34(3), 412-423.
- [57] **Hammond, R.** (2004). Shock and ballistic properties of bainitic steels and tungsten alloys (doktora tezi), Adres: <https://www.chu.cam.ac.uk/>.
- [58] **Corbett, G. G., Reid, S. R., Johnson, W.** (1996). Impact loading of plates and shells by free-flying projectiles: a review. *International Journal of Impact Engineering*, 18(2), 141-230.
- [59] **Deniz, T.** (2010). Ballistic penetration of hardened steel plates (yüksek lisans tezi), Adres:<http://metu.edu.tr>.
- [60] **Borvik, T., Langseth, M., Hopperstad, O. S., Malo, K. A.** (1999). Ballistic penetration of steel plates. *International Journal of Impact Engineering*, 22(9-10), 855-886.
- [61] **Kumbhar, K., Senthil, P. P., Gogia, A. K.** (2017). Microstructural observations on the terminal penetration of long rod projectile. *Defence Technology*, 13(6), 413-421.
- [62] **Luo, R., Huang, D., Yang, M., Tang, E., Wang, M., He, L.** (2016). Penetrating performance and “self-sharpening” behavior of fine-grained tungsten heavy alloy rod penetrators. *Materials Science and Engineering: A*, 675, 262-270.
- [63] https://www.sharcnet.ca/Software/Ansys/16.2.3/enus/help/wb_sim/exp_dyn_theory_lag_eul_360.html, alındığı tarih: 14.02.2019.
- [64] **Idder, H., Mabssout, M., Herreros, M.I.** (2015). The Taylor –SPH meshfree method: basis and validation. *Applied and Computational Mathematics*, 4(4), 286-295.
- [65] **Erhunmwun, ID., Ikponmwosa, UB.** (2017). Review on finite element method. *J. Appl. Sci Environ. Manage*, 21(5), 999-1002.
- [66] <https://www.comsol.com/multiphysics/finite-element-method>, alındığı tarih:10.02.2019.

- [67] **Swegle, J. W., Hicks, D. L., Attaway, S. W.** (1995). Smoothed particle hydrodynamics stability analysis. *Journal of Computational Physics*, 116(1), 123-134.
- [68] **Chen, W., Qiu, T.** (2011). Numerical simulations for large deformation of granular materials using smoothed particle hydrodynamics method. *International Journal of Geomechanics*, 12(2), 127-135.
- [69] <https://abaqus-docs.mit.edu/2017/English/SIMACAEANLRefMap/simaanl-c-sphanalysis.htm>, alındığı tarih: 09.02.2019.
- [70] **Chen, G., Huang, X.** (2016). Simulation of deformation and fracture characteristics of a 45 steel Taylor impact specimen. *Engineering Transactions*, 64(2), 225-240.
- [71] **Stevens, J. B., Batra, R. C.** (1998). Adiabatic shear bands in the Taylor impact test for a WHA rod. *International Journal of Plasticity*, 14(9), 841-854.
- [72] **Kumar, M., Dixt, P. M.** (2017). Simulation of Fracture in the Taylor Test Using Continuum Damage Mechanics Model. *Procedia Engineering*, 173, 1215-1222.
- [73] **Xiao, X., Zhang, W., Wei, G., Mu, Z., Guo, Z.** (2011). Experimental and numerical investigation on the deformation and failure behavior in the Taylor test. *Materials & Design*, 32(5), 2663-2674.
- [74] **Kennedy, C., Murr, L. E.** (2002). Comparison of tungsten heavy-alloy rod penetration into ductile and hard metal targets: microstructural analysis and computer simulations. *Materials Science and Engineering: A*, 325(1-2), 131-143.
- [75] **Vijayan, V., Hegde, S., Gupta, N. K.** (2017). Deformation and ballistic performance of conical aluminum projectiles impacting thin aluminum targets: Influence of apex angle. *International Journal of Impact Engineering*, 110, 39-46.
- [76] **Dolinski, M., Rittel, D.** (2015). Experiments and modeling of ballistic penetration using an energy failure criterion. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 83, 1-18.
- [77] **Borvik, T., Hopperstad, O. S., Berstad, T., Langseth, M.** (2001). Numerical simulation of plugging failure in ballistic penetration. *International Journal of Solids and Structures*, 38(34-35), 6241-6264.
- [78] ASTM STP 839 **Vander Voort GF.** (1984). Grain size measurement, practical applications of quantitative metallography. In: McCall JL, Steele JH, editors. Philadelphia: American Society of Testing and Materials, p. 85-131.
- [79] ASTM, E9. (2000). Standard test methods of compression testing of metallic materials at room temperature. West Conshohocken, PA: ASTM International, 98-105.
- [80] ASTM D882-18. (2018). Standard Test Method for Tensile Properties of Thin Plastic Sheeting.
- [81] **Johnson, G.R., Cook, W.H.** (1983). A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures.

Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics, 21, 541–7.

- [82] **Johnson, G.R., Cook, W.H.** (1985). Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics*, 21(1), 31–48.
- [83] **Box, G. E., Behnken, D. W.** (1960). Some new three level designs for the study of quantitative variables. *Technometrics*, 2(4), 455–475.
- [84] **Yavuz, M. S., Yıldırım, R. O., Serin, N.** (2013). Numerical and Experimental Investigation of Jet Formation and Particulation in Shaped Charges with Tulip-Like Steel Liners. *Procedia Engineering*, 58, 608–616.
- [85] **Kruszka, L., Janiszewski, J., Grązka, M.** (2012). Experimental and numerical analysis of Al6063 duralumin using Taylor impact test. In *EPJ Web of Conferences*, Vol. 26, p.01062.
- [86] **Burley, M., Campbell, J. E., Dean, J., Clyne, T. W.** (2018). Johnson-Cook parameter evaluation from ballistic impact data via iterative FEM modelling. *International Journal of Impact Engineering*, 112, 180–192.
- [87] **Karkalos, N. E., Markopoulos, A. P.** (2018). Determination of Johnson-Cook material model parameters by an optimization approach using the fireworks algorithm. *Procedia Manuf*, 22, 107–113.
- [88] **Johnson, G. R., Holmquist, T. J.** (1989). Test data and computational strength and fracture model constants for 23 materials subjected to large strains, high strain rates, and high temperatures. Los Alamos National Laboratory, Los Alamos, NM, Report No. LA-11463-MS.
- [89] **Lesuer, D. R., Kay, G. J., LeBlanc, M. M.** (2001). Modeling large-strain, high-rate deformation in metals (No. UCRL-JC-134118). Lawrence Livermore National Lab., CA (US).
- [90] **Schwer, L. E., Windsor, C. A.** (2009). Aluminum plate perforation: a comparative case study using Lagrange with erosion, multi-material ALE, and smooth particle hydrodynamics. In *Seventh European LS-DYNA Conference*, Stuttgart, Germany, June, Vol. 10.
- [91] **Spencer, J. R., Mullendore, J.** (1992). The Effect of Nickel: Iron Ratios on the Mechanical Properties, Microstructures, and Processing of W--Ni--Fe Alloys. *Tungsten & Tungsten Alloys-1992*, 111–118.
- [92] **O'donnell, R. G., Woodward, R. L.** (1990). The composition and temperature dependence of the mechanical properties of tungsten alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 21(2), 744–748.
- [93] **Ryu, H. J., Hong, S. H., Baek, W. H.** (2000). Microstructure and mechanical properties of mechanically alloyed and solid-state sintered tungsten heavy alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 291(1-2), 91–96.
- [94] **Kennedy, E. W.** (1994). Influence of microstructure on fracture characteristics and tensile properties of two tungsten heavy alloys. *Tungsten and Refractory Metals*, 2, 101–110.

- [95] **Knipling, K. E., Zeman, G., Marte, J. S., Kelly, S. M., Kampe, S. L.** (2004). Effect of dissolved tungsten on the deformation of 70Ni-30Fe alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35(9), 2821-2828.
- [96] **Caldwell, S. G.** (1992). Variation of Ni/Fe Ratio in W-Ni-Fe Alloys: a Current Perspective. *Proceedings of the First International Conference on Tungsten and Tungsten Alloys*, Metal Powder Industries Federation 89-96.
- [97] **Rittel, D., Levin, R., Dorogoy, A.** (2004). On the isotropy of the dynamic mechanical and failure properties of swaged tungsten heavy alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35(12), 3787.
- [98] **Das, J., Sarkar, R., Rao, G. A., Sankaranarayana, M., Nandy, T. K., Pabi, S. K.** (2012). Flow behaviour of a heat treated tungsten heavy alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 553, 119-127.
- [99] **Xu, ZJ., Huang, FL.** (2013). Thermomechanical behavior and constitutive modeling of tungsten-based composite over wide temperature and strain rate ranges. *International Journal of Plasticity*, 40, 163-184.
- [100] **Borvik, T., Langseth, M., Hopperstad, O. S., Malo, K. A.** (2002). Perforation of 12 mm thick steel plates by 20 mm diameter projectiles with flat, hemispherical and conical noses: Part I: Experimental study. *International Journal of Impact Engineering*, 27(1), 19-35.
- [101] **Sharma, P., Chandel, P., Bhardwaj, V., Singh, M., Mahajan, P.** (2018). Ballistic impact response of high strength aluminium alloy 2014-T652 subjected to rigid and deformable projectiles. *Thin-Walled Structures*, 126, 205-219.
- [102] **Borvik, T., Hopperstad, O. S., Langseth, M., Malo, K. A.** (2003). Effect of target thickness in blunt projectile penetration of Weldox 460 E steel plates. *International Journal of Impact Engineering*, 28(4), 413-464.

ÖZGEÇMİŞ

Ad-Soyad :HAKAN HAFIZOĞLU
Uyruğu :TC
Doğum Tarihi ve Yeri :09.12.1986, ANKARA
E-posta :hhafizoglu@gmail.com

ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** :2010, TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü
- **Yükseklisans** :2013, TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü
- **Doktora** :2019 (bekleniyor), TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü

MESLEKİ DENEYİM VE ÖDÜLLER:

| Yıl | Yer | Görev |
|-----------|---|---------------------|
| 2015- | TÜBİTAK SAGE | Araştırmacı |
| 2010-2015 | TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi | Araştırma Görevlisi |
| 2010 | Eyup Sabri Tuncer Kozmetik Sanayi A.S. | Stajyer |
| 2009 | Eptim Elektrik Ltd.Sti. | Stajyer |
| 2007 | Üzümcü Tıbbi Cihaz ve Medikal Gaz Sistemleri A.S. | Stajyer |

YABANCI DİL:

İngilizce (ileri düzeyde), Almanca (temel düzeyde)

TEZDEN TÜRETİLEN YAYINLAR, SUNUMLAR VE PATENTLER:

- **Hafizoğlu, H.**, Kesemen, L., Saran, S., Durlu, N., 2017. High Strain Rate Deformation of W-Ni-Fe Alloys, 30th International Symposium on Ballistics, 11-15 September, California, ABD.

- **Hafizoğlu, H.**, Durlu, N., 2018. Dynamic Deformation Behaviour of 93W-3.5Ni-3.5Fe Alloys. 1st International Symposium on Light Alloys and Composite Materials (ISLAC'18), March 22-24, Karabük, Turkey.
- **Hafizoğlu, H.**, Durlu, N., Çalışkan, N. K., 2018. Microstructural and Mechanical Characterization of 93W-5.6Ni-1.4Fe Alloy, Euro PM2018 Congress & Exhibition, 14-18 October, Bilbao, Spain.
- **Hafizoğlu, H.**, Durlu, N., 2018. Effect Of Sintering Temperature On The High Strain Rate-Deformation Of Tungsten Heavy Alloys. International Journal of Impact Engineering, 121, 44-54.
- **Hafizoglu, H.**, Durlu, N., Konokman, H. E., 2019. Effects of Sintering Temperature and Ni/Fe Ratio on Ballistic Performance of Tungsten Heavy Alloy Fragments. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 81, 155-166.

DİĞER YAYINLAR, SUNUMLAR VE PATENTLER:

- **Hafizoğlu, H.**, Durlu, N., Atas, A., Özdural, H., 2011. Demir Esaslı Toz Alaşımında Sinterleme İle Sertleştirme İşleminin Mekanik Özelliklere Etkisi, 6th International Powder Metallurgy Conference and Exhibition, 5-9 October, Ankara, Turkey.
- **Hafizoğlu, H.**, Durlu, N., Atas, A., Özdural, H., 2012. Mechanical Properties Of Sinter-Hardened Astaloy CrA Powder Alloys, 16th International Metallurgy and Materials Congress (IMMC 2012), 13-15 September Istanbul, Turkey.
- **Hafizoğlu, H.**, Durlu, N., 2013. The Effect of Heat Treatment on the Properties of Astaloy CrA Powder Alloys. Euro PM 2013 International Powder Metallurgy Congress & Exhibition, 15-18 September, Gothenburg, Sweden.
- **Hafizoğlu, H.**, Öge, A.M., Durlu, N., 2014. Mechanical Properties of Sinter-Hardened and Heat Treated Astaloy CrA Alloys. 17th International Metallurgy & Materials Congress (IMMC 2014), 11-13 September, İstanbul, Turkey.
- Öge, A. M., **Hafizoğlu, H.**, Durlu, N., 2014. Sinter-Hardening of Ferrous Astaloy Mo and Distaloy DH Alloy Powders. 17th International Metallurgy & Materials Congress (IMMC 2014), 11-13 September, İstanbul, Turkey.