

**HSLA ÇELİKLERİNDEN MİKRO/NANO ULTRAİNCE YAPILI  
CIVATA ÜRETİMİ ve BU CIVATALARIN ÖZELİKLERİNİN  
İNCELENMESİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**KAZIM BUĞRA GÜRBÜZ**

**MERSİN ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**NANOTEKNOLOJİ ve İLERİ MALZEMELER  
ANABİLİM DALI**

**MERSİN  
OCAK- 2020**

**HSLA ÇELİKLERİNDEN MİKRO/NANO ULTRAİNCE YAPILI  
CIVATA ÜRETİMİ ve BU CIVATALARIN ÖZELİKLERİNİN  
İNCELENMESİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**KAZIM BUĞRA GÜRBÜZ**

**MERSİN ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

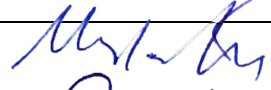
**NANOTEKNOLOJİ ve İLERİ MALZEMELER  
ANABİLİM DALI**

**Danışman  
Prof. Dr. Mustafa TAŞKIN**

**MERSİN  
OCAK- 2020**

## ONAY

Kazım Buğra GÜRBÜZ tarafından Prof. Dr. Mustafa TAŞKIN danışmanlığında hazırlanan “HSLA Çeliklerinden Mikro/Nano Ultraince Yapılı Cıvata Üretimi ve Bu Cıvataların Özelliklerinin İncelenmesi” başlıklı çalışma aşağıda imzaları bulunan jüri üyeleri tarafından 03/01/2020 tarihinde yapılan Tez Savunma Sınavı sonucunda oy birliği ile Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

| Görevi | Ünvanı, Adı ve Soyadı            | İmza                                                                                |
|--------|----------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------|
| Başkan | Prof. Dr. Mustafa TAŞKIN         |  |
| Üye    | Doç. Dr. Ahmet ÇALIK             |  |
| Üye    | Dr. Öğr. Üyesi Ercüment TÜRKOĞLU |  |

Yukarıdaki Jüri kararı Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun 10.01.2020 tarih ve 2020/55 sayılı kararıyla onaylanmıştır.



*Bu tezde kullanılan özgün bilgiler, şekil, tablo ve fotoğraflardan kaynak göstermeden alıntı yapmak 5846 sayılı Fikir ve Sanat Eserleri Kanunu hükümlerine tabidir.*

## ETİK BEYAN

Mersin Üniversitesi Lisansüstü Eğitim-Öğretim Yönetmeliğinde belirtilen kurallara uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada,

- Tez içindeki bütün bilgi ve belgeleri akademik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Görsel, işitsel ve yazılı tüm bilgi ve sonuçları bilimsel ahlâk kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Başkalarının eserlerinden yararlanılması durumunda ilgili eserlere bilimsel normlara uygun olarak atıfta bulunduğumu,
- Atıfta bulunduğum eserlerin tümünü kaynak olarak kullandığımı,
- Kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapmadığımı,
- Bu tezin herhangi bir bölümünü Mersin Üniversitesi veya başka bir üniversitede başka bir tez çalışması olarak sunmadığımı,
- Tezin tüm telif haklarını Mersin Üniversitesi'ne devrettiğimi

beyan ederim.

## ETHICAL DECLARATION

This thesis is prepared in accordance with the rules specified in Mersin University Graduate Education Regulation and I declare to comply with the following conditions:

- I have obtained all the information and the documents of the thesis in accordance with the academic rules.
- I presented all the visual, auditory and written informations and results in accordance with scientific ethics.
- I refer in accordance with the norms of scientific works about the case of exploitation of others' works.
- I used all of the referred works as the references.
- I did not do any tampering in the used data.
- I did not present any part of this thesis as an another thesis at Mersin University or another university.
- I transfer all copyrights of this thesis to the Mersin University.

03 Ocak 2020 / 03 January 2020

Kazım Buğra GÜRBÜZ

## ÖZET

### HSLA ÇELİKLERİNDEN MİKRO/NANO ULTRAİNCE YAPILI CIVATA ÜRETİMİ ve BU CIVATALARIN ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Mikroalaşım çelikleri olarak da bilinen yüksek dayanımlı düşük alaşım (HSLA) çelikleri türdeşlerine oranla çok daha yüksek mekanik ve fiziksel özelliklere sahip çeliklerdir. Bu çelikler başta otomotiv, boru, yapı ve savunma sanayi olmak üzere birçok sektörde yüksek talep görmekte ve gelişimlerini sürdürmektedirler. İlerleyen teknoloji ile birlikte değişen ihtiyaçlar sebebi ile mevcut malzemelerin geliştirilmesi için yoğun çalışmalar yapılmaktadır. Ultraince taneli malzeme üretimi ise bu çalışmalar sonucu ortaya çıkan ve malzemenin özelliklerini dramatik bir şekilde değiştiren bir yöntemdir. Nano boyuta indirgenen taneler sayesinde malzeme süperplastik özellik göstererek üstün mekanik özelliklere sahip olmaktadır. Bu tezin kapsamında, civata üretiminde kullanılan mevcut hammaddelere alternatif yaratarak, civataların kullanım ömrünü arttırmak ve bu sayede maliyeti ve iş gücünü azaltmak hedeflenmektedir. Bu hedef doğrultusunda HSLA çelikleri ultraince taneli yapılmak üzere ağır plastik deformasyon (SPD) tekniği olan çok yönlü dövme işlemine tabi tutulmuştur. İşlenen bu numunelerin mekanik özelliklerini belirleme amacı ile çekme ve sertlik testleri uygulanmıştır. Bu test sonuçları ve numunelere ait mikroyapılar tez amacı doğrultusunda incelenmiş ve analiz edilmiştir.

**Anahtar Kelimeler:** HSLA Çelikleri, Ultraince, Mikro, Nano, Civata

**Danışman:** Prof. Dr. Mustafa TAŞKIN, Mersin Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Mersin.

## **ABSTRACT**

### **BOLT PRODUCTION FROM MICRO/NANO ULTRAFINE STRUCTURED HSLA STEEL and INVESTIGATION OF THE PROPERTIES OF THIS BOLT**

High-strength low-alloy (HSLA) steels, also known as microalloy steels, has much higher mechanical and physical properties than their counterparts. These steels are high demanded in many sectors, especially in the automotive, pipe, construction and defense industries and are continuing their development. Due to the changing needs with the advancing technology, intensive studies are being carried out to develop the existing materials. Ultrafine grained material production is a method that emerges as a result of these studies and dramatically changes the properties of the material. The reduction of the grains to nano size not only enhance the materials' properties but also gives the material superplastic properties. The scope of this thesis is, increase the service life of the bolts and thus to reduce the cost and labor by creating an alternative material to the existed raw materials used in production. In order to achieve that, HSLA steels were subjected to severe plastic deformation (SPD) technique, a multi-axial forging process, to obtain ultrafine grain size. In order to determine the mechanical properties of these samples, tensile and hardness tests were applied. The results of these tests and microstructures of the samples were examined and analyzed for thesis purposes.

**Keywords:** HSLA Steels, Ultrafine, Micro, Nano, Bolt,

**Advisor:** Prof. Dr. Mustafa TAŞKIN, Department of Metallurgical and Materials Engineering, University of Mersin, Mersin.

## TEŞEKKÜR

İlk olarak Yüksek Lisans sürem boyunca bilgi ve tecrübeleri ile her zaman yol gösteren ve her daim desteğini aldığım, saygıdeğer danışman hocam Mersin Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölüm Başkanı Sn. Prof. Dr. Mustafa TAŞKIN'a en içten teşekkürlerimi sunarım.

Numune üretimi ve testler aşamasında, ÇİMSATAŞ fabrikasının imkanlarını kullanıma sunan ÇİMSATAŞ Genel Müdürü Sn. Fatih ERDOĞAN'a ve yoğun iş temposuna rağmen her aşamada çalışmama destek olan Sn. Alper YOLOĞLU, Sn. Turgay SÜSLÜ ve Sn. Ahmet AHMED başta olmak üzere tüm ÇİMSATAŞ ailesine teşekkürleri borç bilirim.

Son olarak, Mersin Bilimsel Araştırma Birimine (BAP) projeye (2018-3-TP2-3088) gösterdiği finansal desteklerinden dolayı teşekkür ederim.



## İÇİNDEKİLER

|                                                                       | Sayfa |
|-----------------------------------------------------------------------|-------|
| İÇ KAPAK                                                              | ii    |
| ONAY                                                                  | iii   |
| ETİK BEYAN                                                            | iv    |
| ÖZET                                                                  | v     |
| ABSTRACT                                                              | vi    |
| TEŞEKKÜR                                                              | vii   |
| İÇİNDEKİLER                                                           | viii  |
| TABLolar DİZİNİ                                                       | x     |
| ŞEKİLLER DİZİNİ                                                       | xi    |
| KISALTMALAR ve SİMGELER                                               | xiii  |
| <b>1. GİRİŞ</b>                                                       | 1     |
| <b>2. KAYNAK ARAŞTIRMALARI</b>                                        | 2     |
| 2.1. Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşım Çelikleri                          | 2     |
| 2.1.1. Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşım Çeliklerinin Özellikleri         | 3     |
| 2.1.2. Alaşım Elementlerinin Etkileri                                 | 4     |
| 2.1.3. Güçlendirme Mekanizmaları                                      | 8     |
| 2.1.3.1. Tane Sınırı Güçlendirmesi                                    | 9     |
| 2.1.3.2. Katı Çözelti Güçlendirmesi                                   | 10    |
| 2.1.3.3. Çökelti Güçlendirmesi                                        | 11    |
| 2.1.4. Kontrollü Haddeleme                                            | 15    |
| 2.1.4.1. Konvansiyonel Kontrollü Haddeleme                            | 17    |
| 2.1.4.2. Yeniden Kristalleşme Kontrollü Haddeleme                     | 18    |
| 2.1.5. Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşım Çeliklerin Türleri               | 21    |
| 2.1.5.1. Hava Çelikleri                                               | 21    |
| 2.1.5.2. Mikroalaşımli Ferrit-Perlit Çelikleri                        | 23    |
| 2.1.5.3. Asiküler Ferrit Çelikleri (Düşük Karbonlu Beynitik Çelikler) | 23    |
| 2.1.5.4. Çift Faz Çeliği                                              | 23    |
| 2.1.5.5. Kalıntı Şekil Kontrollü Çelikler                             | 25    |
| 2.2. Süperplastisite                                                  | 26    |
| 2.2.1. Deformasyon Mekanizmaları                                      | 28    |
| 2.3. Tane Boyutu Küçültme Yöntemleri                                  | 34    |
| 2.3.1. Isıl İşlem                                                     | 36    |
| 2.3.2. İleri Termomekanik İşlemler                                    | 38    |
| 2.3.2.1. Sıcak Deformasyon Esnasında Östenit Yeniden Kristalleşmesi   | 39    |
| 2.3.2.2. Gerinime Bağlı Ferrit Dönüşümü                               | 40    |
| 2.3.3. Ağır Plastik Deformasyon Teknikleri                            | 41    |
| 2.3.3.1. Eşit Kanallı Açısal Presleme                                 | 41    |
| 2.3.3.2. Birikimli Haddeleme                                          | 45    |
| 2.3.3.3. Yüksek Basıncılı Burulma                                     | 47    |
| 2.3.3.4. Çok Eksenli Dövme                                            | 49    |
| <b>3. MATERYAL ve YÖNTEM</b>                                          | 51    |
| 3.1. Numune Üretimi                                                   | 51    |
| 3.2. Tane Küçültme                                                    | 54    |
| 3.2.1. Çok Eksenli Dövme                                              | 54    |
| 3.2.2. Isıl Çevirimler                                                | 57    |
| 3.3. Metalografik İnceleme                                            | 59    |
| 3.1.1. Numune Hazırlama                                               | 59    |
| 3.1.2. Optik Mikroskop                                                | 62    |
| 3.4. Mekanik Testler                                                  | 63    |
| 3.4.1. Çekme Testi                                                    | 63    |
|                                                                       | viii  |

|                                | <b>Sayfa</b> |
|--------------------------------|--------------|
| 3.4.2. Sertlik Ölçümü          | 65           |
| <b>4. BULGULAR ve TARTIŞMA</b> | 67           |
| 4.1. Metalografik İnceleme     | 67           |
| 4.2. Mekanik İnceleme          | 81           |
| 4.2.1. Çekme Testi             | 81           |
| 4.2.2. Sertlik Testi           | 90           |
| <b>5. SONUÇLAR ve ÖNERİLER</b> | 94           |
| KAYNAKLAR                      | 95           |
| ÖZGEÇMİŞ                       | 99           |



## TABLÖLAR DİZİNİ

|                                                                  | Sayfa |
|------------------------------------------------------------------|-------|
| Tablo 2.1. Mikroalaşım elementlerinin karşılaştırılması          | 8     |
| Tablo 3.1. Numunelerin spektral analiz sonuçları                 | 51    |
| Tablo 3.2. Numunelere uygulanan dövme ve ısıt çevirim tekrarları | 58    |
| Tablo 4.1. ASTM Tane Boyut Numaralandırılması                    | 68    |
| Tablo 4.2. A grubu numunelerini ortalama tane boyutları          | 72    |
| Tablo 4.3. B grubu numunelerini ortalama tane boyutları          | 77    |
| Tablo 4.4. A grubu numunelerin çekme test sonuçları              | 82    |
| Tablo 4.5. B grubu numunelerin çekme test sonuçları              | 83    |
| Tablo 4.6. A.1. ve B.1. çekme sonuçlarının karşılaştırılması     | 85    |
| Tablo 4.7. A.2. ve B.2. çekme sonuçlarının karşılaştırılması     | 86    |
| Tablo 4.8. A.3. ve B.3. çekme sonuçlarının karşılaştırılması     | 87    |
| Tablo 4.9. A.4. ve B.4. çekme sonuçlarının karşılaştırılması     | 88    |
| Tablo 4.10. A.5. ve B.5. çekme sonuçlarının karşılaştırılması    | 89    |
| Tablo 4.11. 23MnB4 kimyasal kompozisyonu                         | 92    |
| Tablo 4.12. 23MnB4 malzemesinin çekme sonuçları                  | 92    |
| Tablo 4.13. Su verilen ürüne ait çekme testi analizi             | 92    |

## ŞEKİLLER DİZİNİ

|                                                                                                                                                                                                                        | Sayfa |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------|
| Şekil 2.1. HSLA çeliklerinin tarihsel süreci                                                                                                                                                                           | 2     |
| Şekil 2.2. Farklı boyutlardaki Niyobyum karbür boyutunun akma dayanımına etkisi                                                                                                                                        | 6     |
| Şekil 2.3. Polikristal malzemelerde tane sınırı                                                                                                                                                                        | 9     |
| Şekil 2.4. Katı çözelti atomlarının yapı içerisinde etkileşimi                                                                                                                                                         | 11    |
| Şekil 2.5. Orowan mekanizması                                                                                                                                                                                          | 12    |
| Şekil 2.6. Dislokasyonun çökeltiyi keserek ilerlemesi                                                                                                                                                                  | 13    |
| Şekil 2.7. Çökelti boyutunun ve oranının güçlendirmeye etkisi                                                                                                                                                          | 13    |
| Şekil 2.8. Vanadyum karbürün tane sınırlarına etkisi                                                                                                                                                                   | 14    |
| Şekil 2.9. Çökelti oranının ve boyutunun maksimum tane boyutuna etkisi                                                                                                                                                 | 15    |
| Şekil 2.10. Mikroalaşım elementlerinin karbonitrür formlarının östenit içerisinde sıcaklığa bağlı çözünürlükleri                                                                                                       | 16    |
| Şekil 2.11. Kontrollü haddelemede soğuma hızının mikroyapıya etkisi                                                                                                                                                    | 18    |
| Şekil 2.12. Farklı $S_v$ değerlerinde yeniden kristalleşmiş ve deforme edilmiş östenitlerden oluşan ferrit tanelerinin boyutları                                                                                       | 20    |
| Şekil 2.13. Hava çeliklerinde kullanılan elementlerin katı çözelti güçlendirmesine etkisi                                                                                                                              | 21    |
| Şekil 2.14. Yarı-Kırsal ve Endüstriyel atmosferde Hava çelikleri ile Karbon çeliğinin yıllara göre korozyon kaynaklı kalınlık kaybının kıyaslanması                                                                    | 22    |
| Şekil 2.15. Çift faz çeliğine ait SEM görüntüsü                                                                                                                                                                        | 24    |
| Şekil 2.16. Çift faz çeliğinin elde edilmesi                                                                                                                                                                           | 25    |
| Şekil 2.17. Haddeleme yönünün darbe dayanımına etkisi                                                                                                                                                                  | 26    |
| Şekil 2.18. Gerilim ve gerinim oranı ilişkisinin şematik gösterimi                                                                                                                                                     | 28    |
| Şekil 2.19. Tane sınırı kayması (GBS) modeli                                                                                                                                                                           | 29    |
| Şekil 2.20. Ashby – Verall komşu sınır değişimi mekanizması                                                                                                                                                            | 30    |
| Şekil 2.21. <b>a)</b> Polikristal malzemelerde kayan tane sınırının şematik gösterimi; <b>b)</b> tane sınırı kayma yolu; <b>c)</b> Raj ve Ashby'ye göre tane sınırının difüzyonel göçüne sahip idealize sinüzoidal yol | 30    |
| Şekil 2.22. Rachinger modeli tane sınır kayması                                                                                                                                                                        | 32    |
| Şekil 2.23. Lifshitz kaymasında difüzyon sürünmesinin üç taneli dizisi için meydana gelmesi                                                                                                                            | 34    |
| Şekil 2.24. Özdeş malzemelerin farklı tane boyutlarındaki SEM görüntüleri                                                                                                                                              | 34    |
| Şekil 2.25. Mikron üstü boyutlarda tane boyutunun mekanik özelliklere etkisi                                                                                                                                           | 35    |
| Şekil 2.26. Mikron altı boyutlarda tane boyutunun mekanik özelliklere etkisi                                                                                                                                           | 35    |
| Şekil 2.27. Demir – karbon faz diyagramına bağlı döngüsel su verme işleminin şematik gösterimi                                                                                                                         | 37    |
| Şekil 2.28. Demir – karbon faz diyagramına bağlı döngüsel su verme işleminde yeni yaklaşımın şematik gösterimi                                                                                                         | 37    |
| Şekil 2.29. HSLA çeliklerine uygulanan TMP'nin şematik görünümü                                                                                                                                                        | 39    |
| Şekil 2.30. Gerinim Kaynaklı Ferrit Dönüşümüne ait şematik gösterim                                                                                                                                                    | 41    |
| Şekil 2.31. ECAP yönteminin prensiplerinin şematik gösterimi                                                                                                                                                           | 42    |
| Şekil 2.32. ECAP işlemi sırasında malzemeye etkiyen gerinim                                                                                                                                                            | 43    |
| Şekil 2.33. Tekrarlanan ECAP işleminin şematik gösterimi                                                                                                                                                               | 44    |
| Şekil 2.34. Tekrar adımlarında harekete geçen kayma düzlemleri                                                                                                                                                         | 44    |
| Şekil 2.35. Birikimli haddeleme (ARB) işleminin şematik gösterimi                                                                                                                                                      | 45    |
| Şekil 2.36. Yüksek Basıncılı Burulma (HPT) işleminin şematik gösterimi                                                                                                                                                 | 47    |
| Şekil 2.37. Malzeme üzerinde gerinimi etkileyen parametreler                                                                                                                                                           | 48    |
| Şekil 2.38. Çok Eksenli Dövme (MAF) işleminin şematik gösterimi                                                                                                                                                        | 49    |
| Şekil 2.39. Çok eksenli dövme aşamalarında mikroyapı değişimi                                                                                                                                                          | 50    |
| Şekil 3.1. Üretim prosesine ait akış şeması                                                                                                                                                                            | 51    |

|                                                                                                                  | Sayfa |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------|
| Şekil 3.2. İndüksiyon fırınında ergitilen çeliğin <b>a)</b> potaya alınması <b>b)</b> reçine kalıplara dökülmesi | 52    |
| Şekil 3.3. Thermo Scientific ARL 4460 markalı spektrometre                                                       | 52    |
| Şekil 3.4. Numunelere ait <b>a)</b> soğuma sonrası <b>b)</b> ön temizleme sonrası görüntüler                     | 53    |
| Şekil 3.5. Jeotest Isıl işlem fırını                                                                             | 54    |
| Şekil 3.6. Parçaların yatay ekseninde ezilmesi                                                                   | 54    |
| Şekil 3.7. 1000 tonluk pres                                                                                      | 55    |
| Şekil 3.8. Dövme prosesine ait akış şeması                                                                       | 56    |
| Şekil 3.9. “A” ve “B” numunelerinin dövme sonrası boyutsal kıyaslanması <b>a)</b> boy <b>b)</b> kalınlık         | 57    |
| Şekil 3.10. Impac marka pirometre                                                                                | 58    |
| Şekil 3.11. Isıl çevirime ait akış şeması                                                                        | 59    |
| Şekil 3.12. Metalografik incelemeye ait akış şeması                                                              | 59    |
| Şekil 3.13. Metkon marka Metacut 251 Yağ soğutmalı keme cihazı                                                   | 60    |
| Şekil 3.14. Tronic marka bakalit kalıplama cihazı                                                                | 60    |
| Şekil 3.15. Mikroyapı incelemesi için bakalit kalıba alınmış numune                                              | 61    |
| Şekil 3.16. Struers marka RotoPol-21 modeli otomatik parlatma cihazı                                             | 61    |
| Şekil 3.17. Zeiss Axio inverted mikroskop                                                                        | 62    |
| Şekil 3.18. Çekme testi için seçilen DIN 50125:2016-2 B tipi parça ölçüleri                                      | 63    |
| Şekil 3.19. Zwick Roell Z250 Çekme Test Cihazı                                                                   | 64    |
| Şekil 3.20. İşlenmiş çekme parçası                                                                               | 64    |
| Şekil 3.21. Brinell Sertlik ölçüm yöntemi                                                                        | 65    |
| Şekil 3.22. Galileo Ergotest dijital sertlik ölçüm cihazı                                                        | 66    |
| Şekil 4.1. No.0. numunesinin 200x büyütmede mikroyapı görüntüsü                                                  | 67    |
| Şekil 4.2. A.1. numunesine ait mikroyapı görüntüsü                                                               | 69    |
| Şekil 4.3. A.2. numunesine ait mikroyapı görüntüsü                                                               | 69    |
| Şekil 4.4. A.3. numunesine ait mikroyapı görüntüsü                                                               | 70    |
| Şekil 4.5. A.4. numunesine ait mikroyapı görüntüsü                                                               | 70    |
| Şekil 4.6. A.5. numunesine ait mikroyapı görüntüsü                                                               | 71    |
| Şekil 4.7. A.6. numunesine ait mikroyapı görüntüsü                                                               | 71    |
| Şekil 4.8. Büyütülmüş alanın <b>a)</b> orijinal görüntüsü <b>b)</b> kontrastı açılmış hali                       | 72    |
| Şekil 4.9. A grubu numunelerin mikroyapıları.                                                                    | 73    |
| Şekil 4.10. B.1. numunesine ait mikroyapı görüntüsü                                                              | 74    |
| Şekil 4.11. B.2. numunesine ait mikroyapı görüntüsü                                                              | 74    |
| Şekil 4.12. B.3. numunesine ait mikroyapı görüntüsü                                                              | 75    |
| Şekil 4.13. B.4. numunesine ait mikroyapı görüntüsü                                                              | 76    |
| Şekil 4.14. B.5. numunesine ait mikroyapı görüntüsü                                                              | 76    |
| Şekil 4.15. B grubu numunelerin mikroyapıları                                                                    | 78    |
| Şekil 4.16. A numunelerinde ısı çevrim sayısının tane boyutuna etkisi                                            | 79    |
| Şekil 4.17. B numunelerinde ısı çevrim sayısının tane boyutuna etkisi                                            | 79    |
| Şekil 4.18. A ve B grubu numunelerinin tane boyutu – ısı çevrim sayısı kıyaslaması                               | 80    |
| Şekil 4.19. A grubu numunelerin gerilim – gerinim grafiği                                                        | 81    |
| Şekil 4.20. B grubu numunelerin gerilim – gerinim grafiği                                                        | 82    |
| Şekil 4.21. A Grubu numunelerinin çekme dayanımı ile tane boyut grafiği                                          | 83    |
| Şekil 4.22. B Grubu numunelerinin çekme dayanımı ile tane boyut grafiği                                          | 84    |
| Şekil 4.23. A.1. ve B.1. numunelerinin çekme sonuçlarının grafiği                                                | 85    |
| Şekil 4.24. A.2. ve B.2. numunelerinin çekme sonuçlarının grafiği                                                | 86    |
| Şekil 4.25. A.3. ve B.3. numunelerinin çekme sonuçlarının grafiği                                                | 87    |
| Şekil 4.26. A.4. ve B.4. numunelerinin çekme sonuçlarının grafiği                                                | 88    |
| Şekil 4.27. A.5. ve B.5. numunelerinin çekme sonuçlarının grafiği                                                | 89    |
| Şekil 4.28. A grubu numunelerinin ısı çevrime bağlı sertlik değişim grafiği                                      | 90    |
| Şekil 4.29. B grubu numunelerinin ısı çevrime bağlı sertlik değişim grafiği                                      | 91    |

## KISALTMALAR ve SİMGELER

| Kısaltma/Simgesi | Tanım                                      |
|------------------|--------------------------------------------|
| ARB              | Birikimli Haddeme                          |
| ASTM             | American Society for Testing and Materials |
| CCR              | Konvansiyonel Kontrollü Haddeme            |
| DBTT             | Sünek-Gevrek Geçiş Sıcaklığı               |
| ECAP             | Eşit Kanallı Açısız Presleme               |
| FSS              | İnce Yapı Süperplastikliği                 |
| GBS              | Tane Sınırı Kayması                        |
| HPT              | Yüksek Basıncılı Burulma                   |
| HSLA             | Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşım              |
| MAF              | Çok Eksenli Dövme                          |
| RCR              | Yeniden Kristalleşme Kontrollü Haddeme     |
| SEM              | Taramalı Elektron Mikroskopu               |
| SPD              | Ağır Plastik Deformasyon                   |
| TCMP             | Kontrollü Termomekanik İşlemler            |
| TMP              | Termomekanik İşlemler                      |
| $\alpha$         | Ferrit                                     |
| $\gamma$         | Östenit                                    |
| %                | Yüzde                                      |

## 1. GİRİŞ

Çelik ve türevleri sahip oldukları özelliklerden dolayı tarih boyunca en çok kullanılan malzemelerden biri olmuştur. Özellikle, savaş dönemlerinde yoğun olarak araştırılmış ve geliştirilerek savaşların seyrini belirlemiştir. Savunma sanayinin yanı sıra, yapı sektöründen havacılık ve uzay sanayine kadar pek çok sektör, çelikte yaşanan bu gelişmeler sayesinde büyük atılımlar yapmış olup insanlığın kaderini değiştirmiştir. Yakın geçmişe kadar ülkelerin gelişmişlik düzeyinin çelik üretim miktarı ile belirlenmesi, çeliğin toplumlar için önemini göstermektedir.

Günümüzde ortaya çıkan yeni malzemeler, konvansiyonel çeliğin kullanım payını azaltmış olsa da önemini azaltmamıştır. Pek çok alanda, çeliğin yerine geçebilecek özellikte bir malzeme olmaması ya da ekonomik kaygılardan dolayı çelik ve türevleri sıklıkla kullanılmaktadır. Bu sebeple, çeliğin yeni çağa ayak uydurabilmesi için birçok çalışma yapılmıştır. Bu çalışmalar sonucunda ortaya çıkan en önemli türevlerden biri de yüksek dayanımlı düşük alaşım yani HSLA çelikleridir. Yüksek mukavemetli düşük alaşımli çelikler, 1940'lı yılların başında bulunmuş olup yıllar içinde hızla geliştirilmiş ve kullanımı yaygınlaşmış ileri bir çelik türüdür. HSLA çelikleri haddelenmiş veya normalleştirilmiş durumda 275 MPa'dan daha fazla akma dayanımı gösteren ve yapılarında küçük miktarlarda alaşım elementleri içeren düşük karbonlu çelik grubudur. Bu çelikler içerdikleri az miktarda alaşım elementinden dolayı "Mikro Alaşımli Çelikler (Microalloyed Steels)" olarak da bilinmektedirler. Bu çelikler, haddelenmiş karbon çeliklerinden daha üstün mekanik özelliklere ve çoğu zaman da daha iyi korozyon direncine sahiptir. Bu özellikleri sayesinde HSLA çelikleri başta havacılık ve uzay, otomotiv, boru hatları, yapı ve enerji sektörlerinde olmak üzere pek çok alanda tercih edilmektedirler [1].

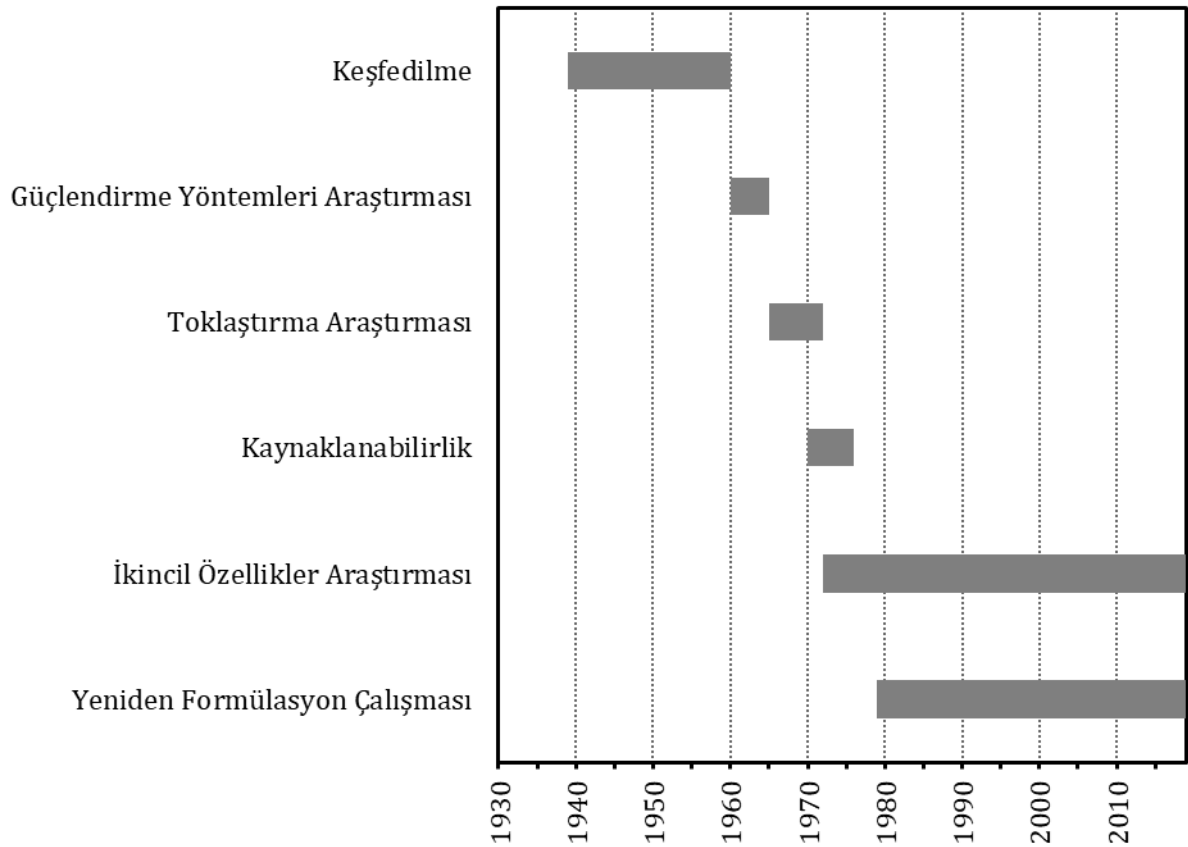
Süperplastiklik kısaca, polikristal bir malzemenin, kopma öncesi gösterdiği çok yüksek uzama kabiliyetidir. Metaller ve metal alaşımları, oda sıcaklığında tek eksenli gerilmeye maruz kaldıklarında genellikle nispeten düşük oranlarda (<%100) uzama gösterirler. Süperplastik malzemelerde ise bu uzama oranı ortalama %200 ile %500 arasında değişmektedir. Yapılan araştırmalar sonucu bu oranın alüminyum bronz alaşımında %5000'lerin üzerine kadar çıktığı saptanmıştır [2-4].

Bu çalışmanın amacı, yüksek dayanımlı düşük alaşım çeliklerinin tanecik boyutunu mikro/nano boyuta indirgeyerek süperplastik özellikleri kazandırmaktır. Bu sayede, HSLA çeliklerinin, akma dayanımı, korozyon direnci ve hafiflik gibi karakteristik özellikleri, süperplastik malzemelerin sahip olduğu yüksek yorulma ömrü ile birleşecek ve ileri teknoloji cıvata üretiminde kullanılacaktır. Bu ürünler, özellikle rüzgâr türbinleri gibi yoğun dinamik yük altında çalışan sistemlerde kullanılan mevcut cıvataların yerini alacağı düşünülmektedir. Böylece, bahsi geçen sistemlerde yaşanan yorulma kaynaklı hatalar azalacağı gibi yapılan bakım ve değişim sayıları da azalarak maliyetlerde kayda değer bir düşüş yaşanacaktır.

## 2. KAYNAK ARAŞTIRMALARI

### 2.1. Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşım Çelikleri

Mikro alaşım çelikleri olarak da bilinen yüksek dayanımlı düşük alaşım çelikleri, geliştirildikleri 1940'lı yıllardan beri yoğun araştırma konusu olmuştur. Özellikle 1970'lerin başında yürürlüğe giren OPEC ülkeleri ambargosu, petrol ve türevlerinde kıtlık yaşanmasına ve bu ürünlerin fiyatlarında batı ülkelerinin ekonomisini sarsacak ölçüde artışa sebebiyet vermiştir. Bu kriz neticesinde ülkeler, başta otomotiv, yapı ve boru hatları olmak üzere birçok sektörde daha hafif ve dayanıklı malzemelere ihtiyaç olduğunun farkına varmıştır. Gerekli dayanıma ulaşmak için, mevcut çeliklere uygulanacak ısıtma işleminin yeterli olmaması tüm gözleri o dönemdeki adı ile düşük alaşım çeliklerine yani HSLA çeliklerine çevirmiştir [5]. Şekil 2.1. HSLA çeliklerinin tarihsel ilerlemesini şematik olarak göstermektedir.



**Şekil 2.1.** HSLA çeliklerinin tarihsel süreci.

HSLA çelikleri haddelenmiş veya normalleştirilmiş durumda 275 MPa'dan daha fazla akma dayanımı gösteren ve küçük miktarlarda alaşım elementleri içeren düşük karbonlu çelik

grubudur. Bu çelikler, haddelenmiş karbon çeliklerinden daha üstün mekanik özelliklere ve çoğu zaman da daha iyi korozyon direncine sahiptir [1].

HSLA çeliklerin kimyasal kompozisyonu, istenen mekaniksel özelliklere göre tercih edilen ürün kalınlığına bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Genel olarak ağırlıkça %0,05 ile %0,25 arasında karbon ve %2'ye kadar mangan içermektedir. Bunlardan farklı olarak eser miktarda krom, nikel, molibden, vanadyum, titanyum, bakır ve zirkonyum gibi elementlerin kombinasyonları da kullanılmaktadır [1,6,7].

Yapılan mikro alaşımlama; katı çözelti sertleştirme, çökelme sertleşmesi, sürünme dayancı ve tanecik inceltmesi sağlayarak bu çeliklerin üstün mekanik özellikler kazanmasını sağlamaktadırlar [6-8].

### 2.1.1. Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşım Çeliklerinin Özellikleri

Düşük karbonlu çeliklerde 150 ile 200 MPa olan alt akma dayancı, HSLA çeliklerinde ortalama olarak 300 – 800 MPa arasındadır. Yapılan çalışmalarda HSLA çeliklerinin mukavemet değerlerinin 1000 MPa değerlerine ulaşabildiği görülmüştür [9]. Yüksek mukavemetin yanı sıra, iyi seviyede şekillendirilebilirlik, kaynaklanabilirlik ve tokluk değerlerine de sahiptirler [11].

HSLA çeliklerinde kullanılan mikroalaşım elementleri ve uygulanan termomekanik yöntemlerin parametreleri bu çeliklerin mikroyapılarını, dolayısı ile de mekanik özelliklerini belirlemektedir [12].

Üretim yöntemleri arasında en çok kullanılan yöntemlerden olan kaynaklanabilirlik, özellikle yüksek mukavemete sahip çelik türlerinde sorun teşkil etmektedir. Yüksek mukavemet için kullanılan alaşım elementleri, kaynak sırasında malzemede çatlamalara, nüfuziyet problemlerine ve diğer hatalara neden olmaktadır. HSLA çeliklerinde ise, başta karbon olmak üzere alaşım elementlerinin düşük konsantrasyonlarda kullanılması, bu çeliklerin yüksek kaynaklanabilirlik göstermesini sağlamaktadır. Uluslararası Kaynak Enstitüsü, ağırlıkça %0,18'den fazla karbon içeren çeliklerin karbon eşdeğerliğini olan  $P_{CM}$ 'yi teorik olarak;

$$P_{CM}(\%) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (1)$$

hesaplarken, Ito ve Bessyo ağırlıkça %0,18'den daha az karbon içeren çeliklerin karbon eşdeğerliğini  $CE$  olarak ifade ederek;

$$CE(\%) = C + \frac{Si}{6} + \frac{Cr + Cu + Mn}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (2)$$

şeklinde hesaplamıştır. Karbon eşdeğerliği %0,4'ten az olan çeliklerin kaynaklanabilirlikleri iyi olduğu ve kaynak öncesi veya sonrası ek bir işlem gerektirmediği kabul edilmektedir [7]. Eşitlik

(1) ve (2)'den de anlaşılabilirliği üzere, karbon miktarı kaynaklanabilirlik için en önemli unsurdur. Başta karbon olmak üzere, kaynağı zorlaştıran elementlerin HSLA çeliklerinde az miktarda tutularak kaynaklanabilirlik sorunu ortadan kaldırılmaktadır.

Malzemelerin düşük sıcaklık davranışları pek çok uygulama için kritik önem arz etmektedir. Normal sıcaklık değerlerinde sünek olan malzemeler, düşük sıcaklıklarda gevrek özellik göstererek tokluk değerlerinde önemli ölçüde kayıp yaşamaktadır. Malzemenin sünek olan yapısının, gevrek yapıya dönüştüğü sıcaklık değerine, sünek-gevrek geçiş sıcaklığı (DBTT) denilmektedir.

HSLA çelikleri, küçük taneli yapıları sayesinde düşük DBTT değerlerine sahiptir. Bu çeliklerin geçiş sıcaklığı, teorik olarak eşitlik (3) yardımı ile hesaplanabilir [7].

$$DBTT = -19 + 44 (\text{wt \%Si}) + 700 \sqrt{\%N_i} + 2,2Pe - \frac{11,5}{\sqrt{d}} \quad (3)$$

Bu eşitlikte;

- Pe** - Perlitin yapı içerisinde hacimsel oranı
- N<sub>i</sub>** - Alaşım elementlerinin ağırlıkça konsantrasyonlarını
- d** - Tane boyutunun µm cinsinden değerini

ifade etmektedir. Eşitlik (3) incelendiğinde ferrit miktarının ve boyutunun DBTT için belirleyici olduğu görülmektedir. Aynı zamanda, eşitlik (2) ve (3) beraber incelendiğinde yapıdaki alaşım elementlerinin miktarının ve türünün HSLA çeliklerinin pek çok özelliği için kritik olduğu görülmektedir.

### 2.1.2. Alaşım Elementlerinin Etkileri

Mikroalaşım elementlerinin temel kullanım amacı, karbon ve/veya mangan oranını arttırmadan HSLA çeliklerinin mukavemetini arttırmaktır. Karbon miktarının düşük tutulması, bu çeliklerin tokluğunu ve kaynaklanabilirliğini iyileştirmektedir [13]. Kullanılan her element farklı bir mekanizmayı harekete geçirerek bu çeliklerin üstün mekanik yapılarının oluşmasını sağlamaktadır. Elde edilmek istenilen özelliklere göre birçok farklı elementin kombinasyonları kullanılsa da vanadyum, titanyum ve niyobyum en sık uygulanan mikroalaşım elementlerinin başında gelmektedir.

Vanadyum, HSLA çeliklerinin üretiminde sıklıkla kullanılan bir element olup genel olarak ağırlıkça %0,03 ile %0,1 arasında kullanılmaktadır. Çelik içerisindeki çözünürlüğü, diğer mikroalaşım elementlerinden daha yüksek olan vanadyum, östenit fazında içerisinde hemen hemen hiç çökelti oluşturmaktadır. Bu sayede östenitten ferrite dönüşüm sırasında çökeltme sertleştirmesi yapmaktadır [14-15]. Vanadyum, sıcak haddeleme sonrası soğutma esnasında,

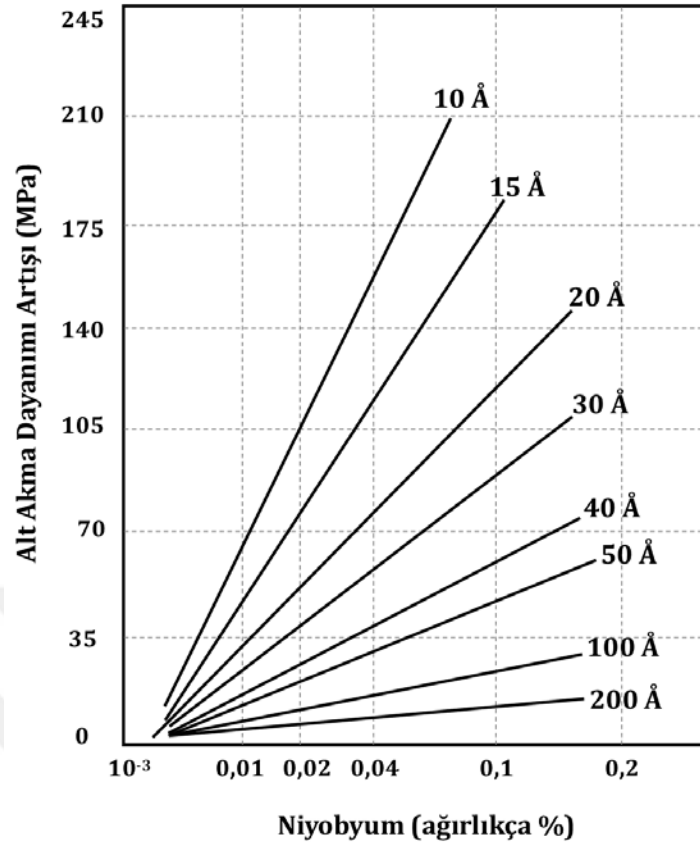
ortalama 5 ile 100 nm boyutlarında V(C,N) formlarında ferrit içerisinde çökerek mukavemet artışına katkı sağlamaktadır. Bu çökeltiler, normal haddeleme sıcaklıklarında çözelti halinde olduklarından dolayı oluşumları, haddeleme sonrası soğuma hızına doğrudan bağlıdır. Optimum iyileştirme, yaklaşık 170°C/dk. 'lık bir soğutma hızı ile elde edilmektedir. Bu hızdan daha yavaş soğuma hızlarında VC ve/veya VN partikülleri kabalaşarak çökelti sertleştirme oluşturma yetilerinde azalma yaşayacaktır. Aynı şekilde daha yüksek soğuma hızlarında ise bu parçacıkların büyük bir kısmı çözelti halinde kalacağı için çökelen parçacık sayısında azalma meydana gelecektir. Bu azalma, iyileşmenin de azalmasına neden olacaktır. Vanadyum, malzemenin karbon içeriğine ve soğutma hızına bağlı olarak ortalama her %0,01 ilave ile malzemede 5 ile 15 MPa arası bir güçlenme sağlamaktadır [1, 13].

Çelik içerisinde, vanadyum nitridin çözünürlüğü, vanadyum karbürden yaklaşık olarak iki kat daha yüksektir. Bu durum, vanadyum içeren çeliklerde, azotun çökelti sertleştirme için karbondan daha etkili bir element olduğunu göstermektedir. Artan azot miktarı, ferrit içerisinde çekirdeklenme miktarını arttırmaktadır. Bu sayede daha yoğun ve daha ufak yapı çökeltilerin oluşmasını sağlamaktadır [15].

Vanadyumun güçlendirici etkisi diğer mikroalaşım elementlerinden etkilenmektedir. Bu elementler çeşitli karbonitrür oluşturarak vanadyumun çözünürlüğünü azaltmaktadırlar. Mangan ise çeliğin östenitten ferrite dönüşüm sıcaklığını düşürerek, daha küçük yapı vanadyum çökeltilerinin oluşmasına neden olur. Bu durum vanadyumun güçlendirme etkisini arttırmaktadır [1].

Vanadyumdan daha üstün tane küçültme özelliğine sahip olan niyobyum, yüksek sıcaklıkta östenit içerisinde tamamen çözünen Nb(C,N) yapıları oluşturmaktadırlar. Çökelti oluşumuna ek olarak, katı çözelti oluşturarak mukavemet artırımına yardımcı olur. Gerilmeye bağlı Nb(C,N) çökelti partiküllerinin östenit içindeki boyutu 20 nm civarı olduğundan dolayı, çökelti sertleşmesinin mukavemet artışına etkisi bulunmamaktadır. Buna karşın, ferrit içerisinde oluşan çökeltiler çok daha küçüktür. Son haddeleme sıcaklığında ağırlıkça %0,02 niyobyum katı çözeltide kaldığında, ferrit içerisinde çökelen partiküller malzemenin mukavemetinde yaklaşık 90 MPa'lık artış sağlamaktadır. Her ne kadar Nb'nin ferrit stabilizatör etkisi olsa da östenitten ferrite dönüşüm sıcaklığını, çok düşük konsantrasyonda dahi düşürmektedir. Oluşan NbC partikülleri, östenit taneciklerinin sınırlarını tutarak büyümesini geciktirmektedir. [7,16-17].

HSLA çeliklerinde genel olarak ağırlıkça %0,02 - %0,04 oranında niyobyum kullanılmaktadır. Ortalama olarak her %0,01 Nb alaşımlaması, malzeme dayanımına 35 - 40 MPa arası bir katkısı sağlasa da bu miktar oluşturdıkları karbür çökeltilerinin boyutuna bağlı olarak değişiklik göstermektedir [16]. Karbür boyutunun ve miktarın akma dayanımına etkisi şekil 2.2.'de gösterilmektedir.



**Şekil 2.2.** Farklı boyutlardaki Niyobyum karbür boyutunun akma dayanımına etkisi [16].

Şekil 2.2.'den de anlaşılabileceği üzere, niyobyumun karbür boyutunun küçülmesi, güçlendirme etkisini doğrudan etkilemektedir. Bu fark özellikle konsantrasyon miktarının artması ile daha belirgin hale gelmektedir.

Titanyum HSLA çeliklerinde, tanecik boyutunun küçültülmesini, çökeltme güçlendirmesi ve sülfidin şekil kontrolünü sağlamaktadır. Yüksek sıcaklıklarda, östenit tane boyutunu küçültmek kararlı ve kaba TiN partiküllerini oluştururlar. Bu nitridler, özellikle kaynak gibi yüksek sıcaklık içeren işlemler sırasında östenit tanelerin boyutlarının büyümesinin gecikmesini sağlamaktadır [7, 18].

Kritik orandan az miktarda titanyum kullanımı çökeltme güçlendirmesi için yeterli değildir. Çünkü ağırlıkça %0,025 'ten düşük miktarlarda kullanılan titanyum, östenit tane büyümesini engelleyebilen fakat kaba olması nedeniyle güçlendirmeye fazla etkili olmayan TiN partikülleri halinde çökeliyorlar. Artan Ti oranıyla öncelikle TiN, arkasından titanyum içeren mangan-sülfid oluşumuna, sonrasında sülfidlerin şekil kontrolünü sağlayan küresel Ti<sub>4</sub>C<sub>2</sub>S<sub>2</sub> oluşmaktadır. Bu oluşumlardan sonra yeterli miktar titanyum kalması durumunda, çökeltme güçlendirmesi sağlayan TiC oluşur. Yeterli miktarda titanyum kullanılarak yapılan alaşımlama, çok küçük boyutlu ve iyi dağılmış TiC partiküllerinin çökeltmesine ve böylece HSLA çeliklerinin

440 MPa'a kadar güçlenmesini sağlamaktadır. Titanyum çökelme güçlendirmesi sağlayıcılığı bakımından vanadyum ve niyobyumdan üstün olsa da onlar kadar iyi tanecik boyutu küçülmesi sağlayamazlar. Bu durum, sadece titanyumla yapılan mikroalaşımlamanın mukavemeti artırırken tokluğun önemli ölçüde düşeceği anlamına gelmektedir. Bu sebeple genel olarak titanyumun yanında, tanecik boyutunu kontrol eden diğer elementlerin kullanılmasını zorunlu hale getirmektedir [1].

Titanyumun yanı sıra, HSLA çeliklerinde kullanılan zirkonyum, sülfür kalıntılarının şeklini kontrol altına alarak sünekliğin artmasına yardımcı olmaktadır. Ayrıca karbür ve nitrid oluşturarak östenit tane boyutunu kontrol altına alır ve çökelti sertleşmesine yardımcı olur [13,16].

Karbon, ekonomikliği dolayısı ile konvansiyonel çeliklerde dayanım arttırmak için en sık kullanılan elementtir. Yapıda bulunan karbon miktarının artması, çeliklerin kaynak kabiliyetini ve tokluğunu önemli ölçüde azalttığı için HSLA çeliklerinde çoğunlukla ağırlıkça %0,2'den fazla kullanılmazlar. Genel olarak diğer alaşım elementleri ile karbür ve/veya karbonitrür oluşturarak malzemeyi güçlendirmeye yardımcı olurlar [5-16].

HSLA çeliklerinde kullanılan alaşım elementleri karbonun yanı sıra azotla da etkileşime geçerek nitrid oluştururlar. Özellikle vanadyum ile birlikte kullanımlarında, çökelme sertleşmesinin etkisini arttırdıkları gibi östenit içerisindeki çözünürlüklerinin vanadyum karbürden az olması dolayısı ile tane boyutunu küçültücü etkileri vardır. Dayanım artışı sağlarken, tokluğu düşürdükleri için genellikle %0,02'den fazla kullanılmazlar [13-16].

Molibden, HSLA çeliklerinde beynit büyümesini geciktirse de ferrit ve perlit oluşumunu buna oranla çok daha fazla geciktirmektedir. Bu sayede HSLA çeliklerinde beynit oluşumunu destekleyerek sertleştirilebilirliklerini arttırmaktadır. Ek olarak niyobyumla aralarında, mangan-vanadyum benzeri bir etkileşim bulunmaktadır. Ağırlıkça %0,15 ile %0,30 arası konsantrasyonda kullanılması halinde niyobyumun östenit içindeki çözünürlüğünü arttırmaktadır. Bu artış, Nb(C,N) partiküllerinin ferrit içerisinde çökmesini iyileştirerek niyobyumun çökelme güçlendirme etkisini geliştirmektedir. Ayrıca Nb(C,N) yapısına katılarak dayanımı artışına ek katkı sağladığı da gözlenmiştir [7,13,16,19].

Bakır, HSLA çeliklerinde genel olarak korozyon direnci sağlama amacı ile yaklaşık %0,2 oranlarında kullanılmaktadır. Korozyon dayanımına katkısı, ağırlıkça %0,05'ten daha yüksek miktarda fosfor varlığı ile artmaktadır. Ağırlıkça %0,5'ten fazla kullanılması halinde ferrit güçlendirmesi sağlayarak mukavemetin artmasına yardımcı olurken süneklikte sadece cüzi bir azalma görülmektedir. Kullanım oranı %0,6'yı aşması halinde ise buna ek olarak, ferrit içerisinde bakır çökeltileri oluşturarak çökelti güçlendirmesi de sağlamaktadır. Ağırlıkça %0,75'e kadar yapılan bakır takviyesi, HSLA çeliklerinin darbe dayanımını ve kaynaklanabilirliğini ufak bir ölçüde azaltırken mukavemetini ve korozyon dayanımını önemli miktarda arttırmaktadır. Ayrıca

%0,25 ile %0,35 arası bakır konsantrasyonlarının, hidrojen kaynaklı çatlamları engellediği bilinmektedir [7,16].

Krom ve nikel, HSLA çeliklerinde çoğunlukla bakır ile birlikte kullanılan ve korozyon direncini arttırmaya yardımcı olan mikroalaşım elementleridir. Nikel ayrıca HSLA çeliklerinde bakır kullanımına bağlı olarak görülen sıcak kırılganlığı da azaltmakta ve ferrit fazına katı çözültü güçlendirmesi sağlayarak kırılma tokluğunu arttırmaktadır [7,16].

Alüminyum ve silisyum ise sıvı haldeki çelikte deoksidasyon sağlama amacı ile kullanılmaktadır. Silisyum katı çözültü güçlendirmesi ile çeliğin mukavemetini önemli miktarda artırırken aynı zamanda yüksek sıcaklık dayanımını geliştirmektedir. Ağırlıkça %0,3'ü geçen silisyum takviyesi kaynaklanabilirliği ve çentik dayanımını düşüreceği için tercih edilmemektedir. Alüminyum ise az da olsa tane nitrid oluşturarak tane küçültmesine katkı sağlamaktadır [7,13,16].

Her element çelik içerisinde kendine has özellikler sergilese de bir kısmı birbiri ile etkileşime geçmektedirler. Etkileri bakımından mekanik özellikleri güçlendirenler ve korozyon direncini arttıranlar olmak üzere iki gruba ayrılabilirler. Tablo 2.1.'de mekanik özellikleri geliştiren önemli elementlerin etkilerinin karşılaştırmaları ve önemli özellikleri verilmiştir.

**Tablo 2.1.** Mikroalaşım elementlerinin karşılaştırılması.

| Element  | Çökelme Sertleşmesi             | Ferrit Tane Boyutu Küçültmesi |
|----------|---------------------------------|-------------------------------|
| Vanadyum | Güçlü                           | Zayıf                         |
| Niyobyum | Orta                            | Güçlü                         |
| Molibden | Zayıf                           | Yok                           |
| Titanyum | Yok (<0.02%)<br>Yüksek (>0.05%) | Güçlü                         |

### 2.1.3. Güçlendirme Mekanizmaları

Malzemenin kristal yapısında yer alan çizgisel kusurlar dislokasyon olarak tanımlanmaktadır [19]. Bu kusurlar, uygulanan yük ile harekete geçerek plastik deformasyonlara dolayısı ile malzemede hatalara sebep olmaktadır. Güçlendirme yöntemlerin temelinde dislokasyon hareketinin engellenmesi ilkesi yer almaktadır.

HSLA çeliklerinin akma dayancı, harekete geçen mekanizmaların etkinliği ile teorik olarak eşitlik (4) kullanılarak hesaplanabilir [7].

$$\sigma = \sigma_{P-N} + \sigma_{prec} + \sigma_{SS} + \sigma_{gs} \quad (4)$$

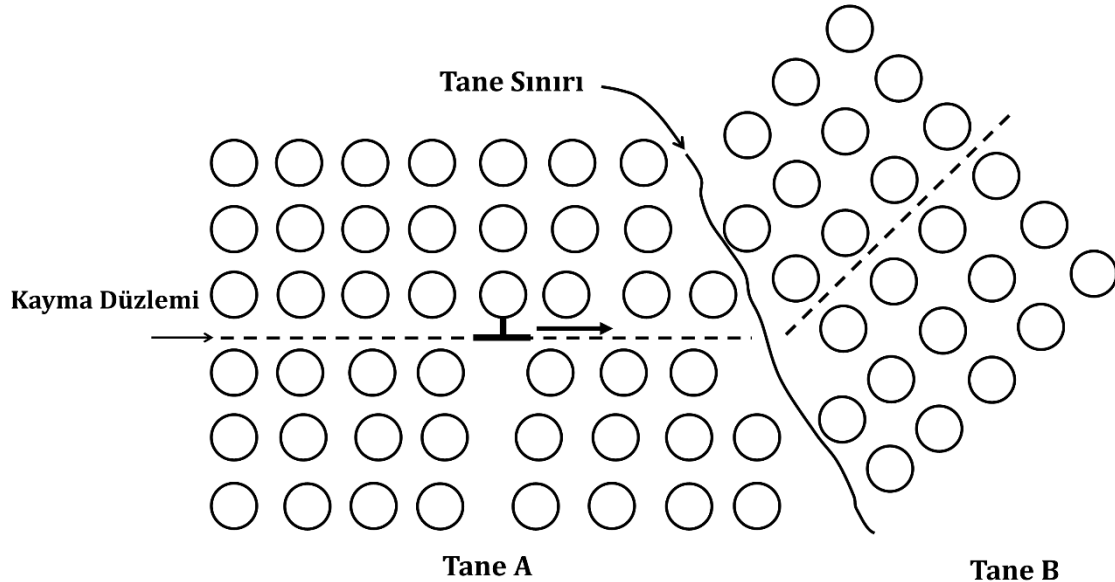
Bu eşitlikte,

- $\sigma_{P-N}$  - Peierls – Nabarro kuveti ile ifade edilen, demir kafeslerinin gerçek dayanımı
- $\sigma_{prec}$  - Çökelme güçlendirmesinin etkisini
- $\sigma_{SS}$  - Katı çözelti güçlendirmesinin etkisini
- $\sigma_{gs}$  - Tane boyutunun etkisini

ifade etmektedir. Eşitlik (4)'ten de anlaşılabileceği gibi HSLA çeliklerinde kullanılan mikroalaşım elementleri, üretim sırasında veya sonrasında uygulanan işlemler ile bir ya da daha fazla güçlendirme mekanizmasını harekete geçirerek malzemenin mekanik özelliklerini geliştirmektedir. Bu mekanizmaların kombinasyonları, HSLA çeliklerinin yüksek mukavemetlerinin tokluk, süneklik ve kaynaklanabilirlik ile desteklenmesini sağlayarak onları, türevlerinden üstün hale getirmektedir.

### 2.1.3.1. Tane Sınırı Güçlendirmesi

Kristal yapıya sahip malzemeler çoğunlukla, tek bir kristal yapı yerine bir araya gelmiş farklı oryantasyonlara sahip tanelerden oluşmaktadır. Bu oryantasyon farklılığı birleşim bölgelerinde yüksek enerjili tane sınırlarının oluşumuna sebebiyet vermektedir. Tane sınırı kavramı şekil 2.3.'te ayrıntılı olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.3. Polikristal malzemelerde tane sınırı [20].

Tane sınır bölgesindeki atomik düzensizlik, kayma düzleminin devamsızlığına neden olarak plastik deformasyon ile harekete geçen dislokasyonlar için engel görevi görmektedir [21]. Bu neden ile tane boyutunun azalması malzemenin mukavemetini arttırmaktadır. Tane boyutu ve mukavemet arasındaki ilişki, Hall–Petch eşitliğinde gösterilmektedir.

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad (5)$$

Bu eşitlikte,

- $\sigma_y$  - Akma Mukavemeti
- $\sigma_0$  - Tek kristal yapının akma mukavemeti
- $k_y$  - Hall-Petch Faktörü (Sabittir. Plastik deformasyonun başlangıcında tane sınırlarının dislokasyon hareketine göstermiş olduğu direnç kuvvetidir.)
- $d$  - Ortalama tane boyutu

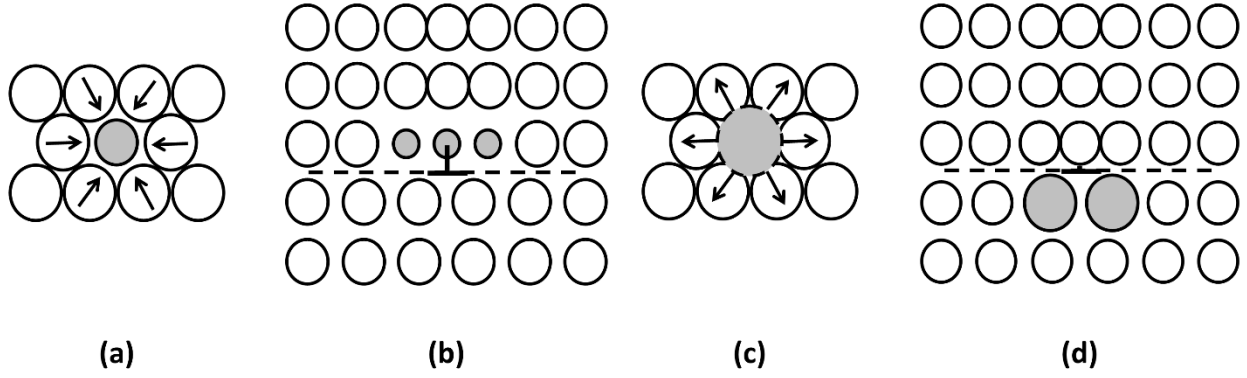
olarak kullanılmaktadır. Eşitlik (5)'ten de görülebileceği üzere, tane boyutunun artması mukavemeti arttırmaktadır. Bu formül sadece 1mm'den küçük ve 1µm'dan büyük taneli malzemeler için geçerlidir [21].

HSLA çeliklerinin mikroalaşımında kullanılan vanadyum, niyobyum, titanyum, nikel ve zirkonyum gibi mikroalaşım elementleri, östenit tane boyutunun büyümesini geciktirmektedir. Bu sayede  $\gamma \rightarrow \alpha$  dönüşümü sonrası küçük yapıli ferrit oluşumunu destekleyerek, kaynaklanabilirlik ve süneklik kaybına sebep olmadan mukavemeti ve tokluğu arttırmaktadırlar.

#### 2.1.3.2. Katı Çözelti Güçlendirmesi

Katı çözelti güçlendirmesi pek çok alanda kullanılan en önemli güçlendirme mekanizmalarından biridir. Yüksek saflığa sahip malzemelerin aşırı dayanıksız ve yumuşak olması dolayısı ile genellikle birtakım alaşımlamalar yapılarak kullanılmaktadır. Belirli bir oranda eklenen alaşım elementi, malzemenin kristal yapısı içinde yer alan veya ara yer halinde çözünürler. Malzeme içerisine yerleşen bu atomlar, gerinim alanları oluşturarak dislokasyon hareketini engellemektedir.

Alaşım elementinin atomları, nüfuz ettikleri malzemenin kristal yapısını bozarak, kafes içerisinde lokal gerinim alanları oluştururlar. Eklenen atomların boyutu, ana malzemenin atomlarından büyük olması durumunda, yerleştikleri bölgenin etrafında bulunan atomları iterek basma gerilim alanı yaratır. Alaşım atomları daha küçük ise çekme gerilim alanı oluştururlar. Şekil 2.4.'te atomsal boyutunun mekanizmaya etkisi gösterilmektedir.



**Şekil 2.4.** Katı çözelti atomlarının yapı içerisinde etkileşimi **(a)** Küçük boyutlu alaşım elementinin ana malzeme atomlarında oluşturduğu çekme gerilimi. **(b)** küçük boyutlu alaşım elementlerinin muhtemel yerleşim düzeni. **(c)** büyük boyutlu alaşım elementinin ana malzeme atomlarında oluşturduğu çekme gerilimi. **(d)** büyük boyutlu alaşım elementlerinin muhtemel yerleşim düzeni [20].

Şekil 2.4.'ten de görülebileceği üzere, çözünen atomlar malzeme içerisinde gerinimleri stabilize etmek için dislokasyon bölgelerine yerleşmektedir. Esas amaçları kristal yapıda dislokasyon kaynaklı gerinimleri sönmüleyerek, malzemenin enerjisini azaltmak olduğu için yerleşim yerleri oluşturdukları gerilimin çeşidine göre farklılık göstermektedir.

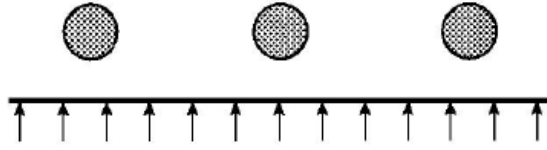
Mangan, silisyum, nikel ve molibden HSLA çeliklerinde ferrit içerisinde katı çözelti güçlendirmesini tetikleyerek mukavemetin artışına yardımcı olmaktadır.

### 2.1.3.3. Çökelti Güçlendirmesi

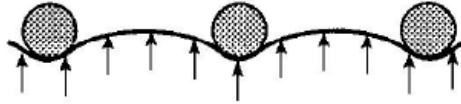
Çökelti sertleştirilmesi ya da diğer adıyla güçlendirmesi, yapısal olarak daha yumuşak olan ana malzeme içerisine daha sert yapıda olan çok küçük boyutlu partiküllerin çökeltilmesi ile yapılmaktadır. Çöken partiküller dislokasyon hareketini engelleyerek, malzemenin dayanımını arttırmaktadırlar. Güçlendirmenin boyutu, çöken partiküllerin miktarına, boyutuna ve yapısına bağlıdır.

Kayma düzleminde hareket eden dislokasyon nüfuz edilemez bir çökelti ile karşılaşırsa etrafında dolanarak ilerlemesine devam eder. Bu olgu Orowan Mekanizması olarak tanımlanmaktadır. Dislokasyon çökeltiye nüfuz edebiliyor ise ilerlemesine partikülün içinden devam eder. Bu proses sonucu parçacık kesilir ve kesilme ekseninde bir miktar kayma meydana gelir [7,13,22]. Şekil 2.5.'te çökelti etrafında sarmalanarak ilerleyen dislokasyon hareketinin, şekil 2.6.'da ise bu hareket ile kesilen parçacığın şematik olarak gösterimi yer almaktadır.

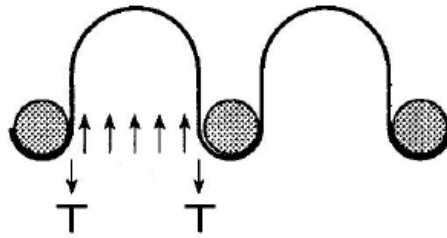
a) Yaklaşım Durumu



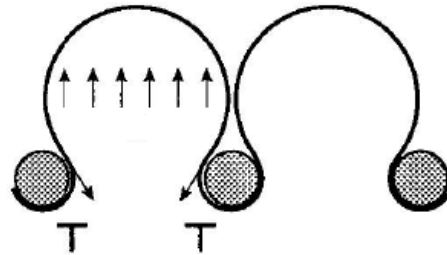
b) Yarı - Kritik Durum



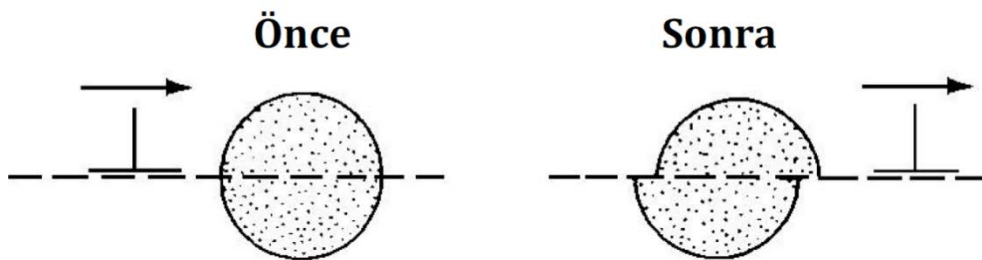
c) Kritik Durum



d) Kaçma Durumu



**Şekil 2.5.** Dislokasyon ilerlemesinin kesilemeyen çökelti ile karşılaşması, Orowan mekanizması [23].



**Şekil 2.6.** Dislokasyonun çökeltiyi keserek ilerlemesi [23].

Çöken parçacık boyutunun ve miktarının, çökelti güçlendirmesi ile aralarında bulunan ilişki eşitlik (6) ve (7)'te gösterilmiştir.

$$\sigma_{\text{prec}} \propto \frac{f^{1/2}}{r} \quad (6)$$

$$\sigma_{\text{prec}} \propto (fr)^{1/2} \quad (7)$$

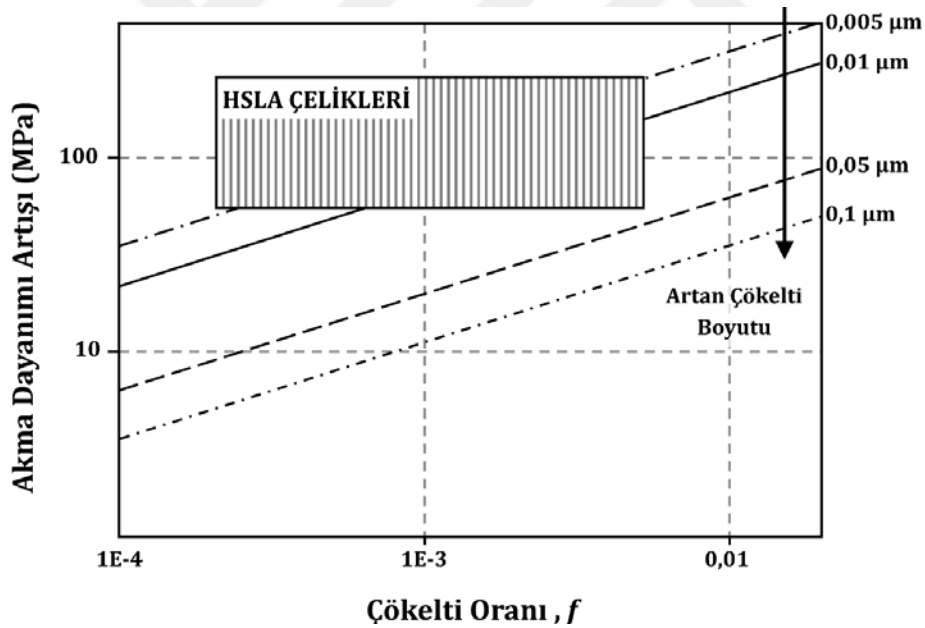
Burada;

$\sigma_{\text{prec}}$  - Çökelme güçlendirmesinin etkisini

$f$  - Partiküllerin hacimsel oranı

$r$  - Partiküllerin yarı çapını

ifade etmektedir. Eşitlik (6), dislokasyonlar tarafından sarmalanan, eşitlik (7) ise dislokasyon tarafından kesilebilen partiküllerin güçlendirmeye etkisini ifade etmektedir. Şekil 2.7., tane boyutunun ve miktarının güçlendirmeye katkısını göstermektedir [7].



Şekil 2.7. Çökelti boyutunun ve oranının güçlendirmeye etkisi [7].

Şekil 2.7.'de verilen taralı alan HSLA çelikleri için geçerli olup Orowan modeline göre çökelti boyut ve miktarının güçlendirmeye etkisi verilmiştir. Buradan da anlaşılabileceği üzere, çökelti boyutunun küçülmesi ve oranının artması güçlendirme etkisini arttırmaktadır.

Başta niyobyum, titanyum ve vanadyum olmak üzere pek çok mikroalaşım elementinin karbür, nitrid ve/veya karbonitrür çökeltileri, HSLA çeliklerinde çökelti güçlendirmesi sağlamaktadır. Buna ek olarak bazı alaşım elementleri östenit içerisinde çözünmeyen ve/veya

yeniden ısıtma, sıcak haddeleme gibi işlemler sırasında östenit içerisinde çöken karbür, nitrid ve/veya karbonitrür partikülleri oluşturarak östenitin tane büyümesini engeller. Bu sayede küçük taneli ferrit oluşumunu desteklenerek malzemenin dayancında artış sağlanmaktadır. Çökeltilerin tane boyutunu büyümesini engelleyici etkisi şekil 2.8.'de gösterilmektedir.



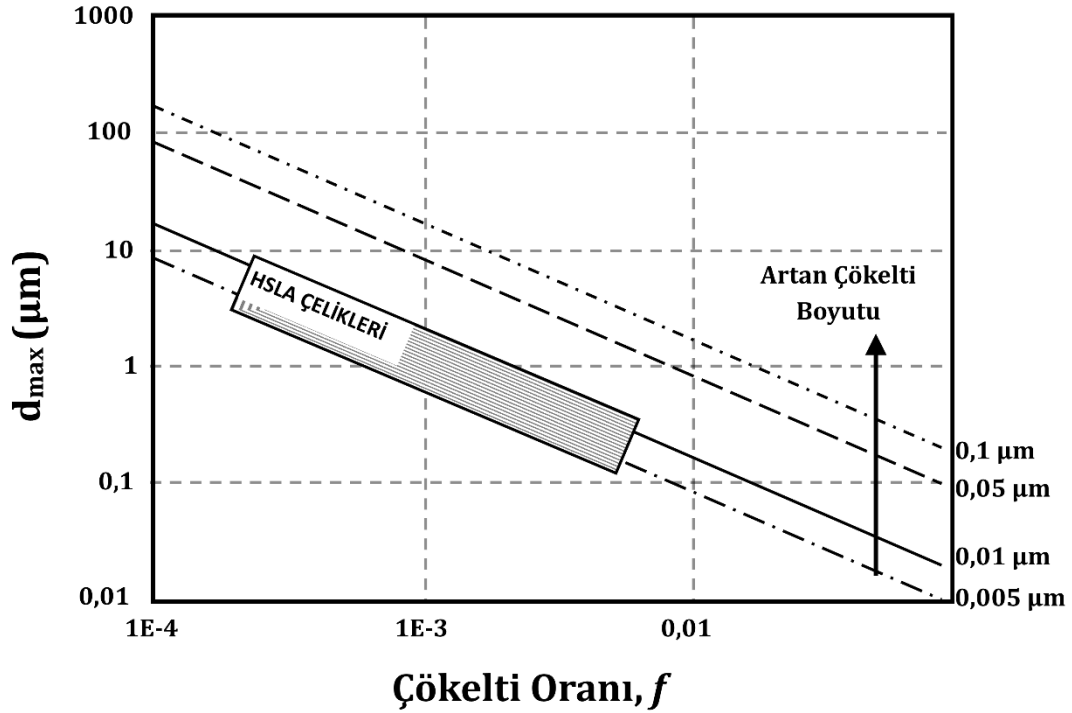
**Şekil 2.8.** Vanadyum karbürün tane sınırlarına etkisi [13].

Şekil 2.8.'de tane sınırlarının kesişim bölgesinde 80 nm boyutlu vanadyum karbür yer alırken "P" ile işaretlenmiş yerlerde daha küçük boyutlu vanadyum karbürler bulunmaktadır. Bu çökeltiler östenitin tane sınırlarını sabitleyerek büyümesini engellediği için oluşan ferrit tanelerinin küçük boyutlu olmasına sebep olmaktadır.

Yapıda var olan küçük boyutlu çökeltiler ile ana malzemenin tane boyutunun ulaşabileceği maksimum değer arasındaki ilişki, Zener tarafından verilmiştir [7].

$$d_{max,Zener} \propto \frac{r_{prec}}{f_{prec}} \quad (8)$$

Eşitlik (8)'de belirtilen  $d_{max,Zener}$  tanenin ulaşabileceği maksimum boyutu belirtirken,  $r_{prec}$  çökeltilerin yarı çapını,  $f_{prec}$  ise hacimsel oranını ise göstermektedir. Zener eşitliğine göre, çökeltiler varlığında oluşabilecek maksimum tane büyüklüğü ile bu çökeltilerin boyutları arasındaki ilişki şekil 2.9.'da verilmiştir.



**Şekil 2.9.** Çökelti oranının ve boyutunun maksimum tane boyutuna etkisi [7].

Çökeltilerinin miktarının artırılması ve boyutlarının küçülmesi, östenit tanelerini daha ufak boyutlarda sabitleyerek dönüşüm sonrasında oluşacak ferrit tanelerinin ulaşabileceği maksimum çapı azaltacağı Şekil 2.9.'da görülmektedir. Küçülen tane boyutu, eşitlik (5)'te verilen Hall – Petch modeline bağlı olarak güçlendirmesine katkı sağlamaktadır.

#### 2.1.4. Kontrollü Haddeleme

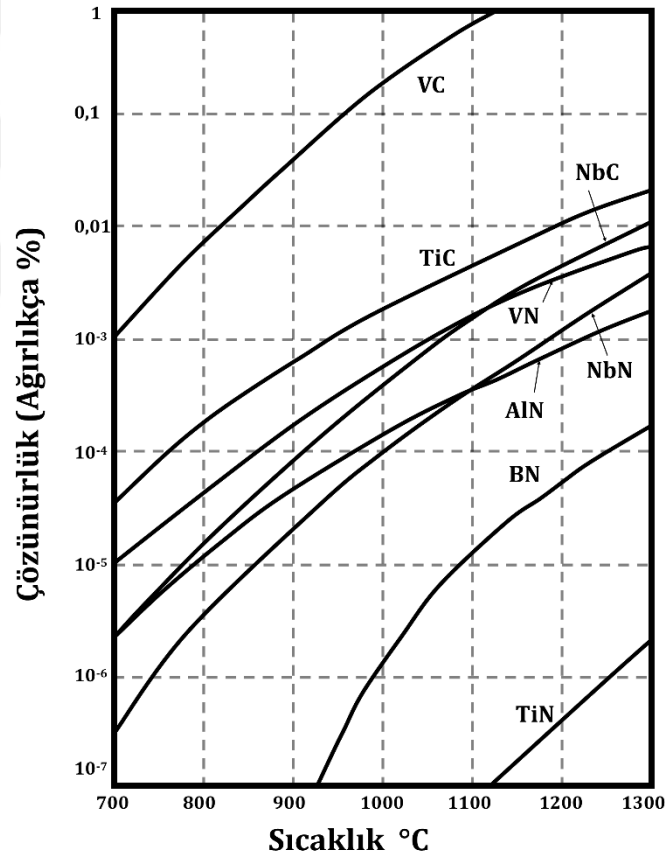
HSLA çeliklerinin yüksek mekanik özellikleri ağırlık olarak ferrit güçlendirmesine ve mikroalaşım elementlerinin karbonitrür çökeltilerine bağlıdır [22]. Bu güçlendirme mekanizmalarının etkilerini arttırmak için bu çeliklere üretim sonrası bir dizi kontrollü haddeleme yöntemleri uygulanmaktadır. Uygulanan işlemler ile mukavemet ve tokluk artarken aynı zamanda karbon konsantrasyonunda azalma meydana gelmektedir. Karbon içeriğindeki bu azalma sadece tokluğu değil aynı zamanda malzemenin kaynak kabiliyetini de artırır [16].

Kontrollü haddelemenin temel amacı haddeleme işlemi sırasında östenit tanelerini küçülterek ve / veya deforme ederek östenit – ferrit dönüşümü sonrasında küçük taneli ferrit yapısı elde etmektir [16]. Östenit tane boyutu, bekleme sıcaklığı ile doğru orantılı olarak arttığından, yeniden ısıtma sıcaklığı mikroalaşım elementlerinin çözünebileceği minimum değerde seçilmelidir. Pek çok çelik türünde karbon ve niyobyum miktarı, seçilecek sıcaklık değeri için belirleyici olmaktadır.

Kontrollü haddeleme karbon çeliklerinde kullanılsa dahi, vanadyum, niyobyum ve/veya titanyum içeren çeliklerde daha etkili bir mekanizmadır. Kontrollü haddeleme sırasında

çözünmeyen karbonitrür çökeltileri östenitin tane sınırlarını sabitleyerek büyümesini engeller. Karbon çeliklerinde ise işlem sırasında çıkılan sıcaklıklarda östenit tane büyümesi engellenemediği için kontrollü haddelemenin güçlendirici etkisi sınırlanmaktadır [16].

Kullanım alanlarına göre birden fazla kontrollü haddeleme yöntemi olsa da bütün yöntemlerde yapılan ilk aşama kabalaştırma işlemidir. Kabalaştırma işlemi, tekrarlanan yeniden kristalleşmenin uygulanabilmesi için zemin hazırlayarak, nihai tane boyutunun küçülmesini sağlamaktadır. Bu aşamada HSLA çeliklerinde kullanılan alaşım elementleri, kararlı karbonitrür çökeltileri oluşturarak östenit tane sınırlarını sabitleyerek büyümelerini engeller. Mikroalaşım elementlerinin oluşturduğu karbonitrür bileşiklerinin östenit içerisindeki çözünürlüğü kontrollü haddelemenin verimi açısından oldukça önemlidir. Bazı mikroalaşım elementlerinin karbonitrür formlarının, östenit içerisinde sıcaklığa bağlı çözünürlük grafiği şekil 2.10.'da verilmiştir.



**Şekil 2.10.** Mikroalaşım elementlerinin karbonitrür formlarının östenit içerisinde sıcaklığa bağlı çözünürlükleri [16].

Şekil 2.10.'dan da anlaşılabileceği gibi titanyum yüksek sıcaklıklarda çözünmeyen ve kararlı TiN oluşturarak, bu sıcaklıklarda östenit tane büyümesini engelleyebilmektedir. Aynı zamanda niyobyum, vanadyumdan daha az çözünürlüğe sahip yapılar oluşturabildiği için östenit büyümesini engellemede vanadyumdan daha etkili bir elementtir.

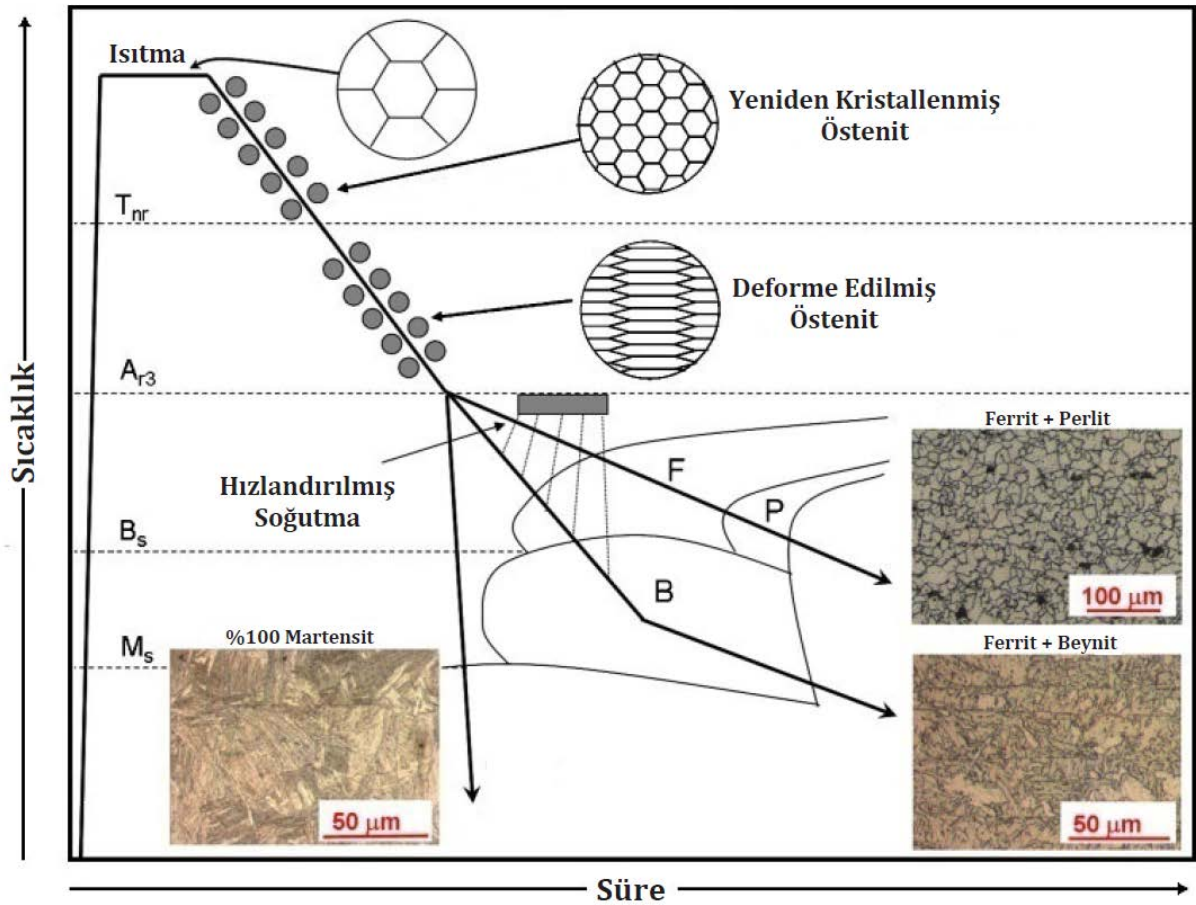
Kabalaştırma aşamasında östenit tane boyutları ortalama 20  $\mu\text{m}$ 'lere kadar çıkmaktadır. Büyüyen östenit taneleri daha sonraki aşamalarda deforme edilerek ve/veya kontrollü haddelenerek küçültülmektedirler [16].

#### **2.1.4.1. Konvansiyonel Kontrollü Haddeleme**

Konvansiyonel kontrollü haddelemede (CCR), östenit tanelerini deforme ederek veya ezerek, tane sınırlarında ve deformasyon hatlarında çok sayıda çekirdeklenme bölgesi oluşturulur. Bu çekirdeklenme bölgelerinin çok sayıda olması, faz dönüşümü sırasında oluşacak ferrit tanelerinin çok küçük boyutlu olmasını sağlamaktadır. Haddeleme sıcaklığı, elementlerin karbonitrür çökeltileri oluşturarak östenit büyümesini engelleyebileceği ama östenitin yeniden kristalleşmeyeceği bir sıcaklık aralığı seçilmelidir [16,22].

Klasik kontrollü haddelemede en etkili element Niyobyumdur. Haddelenenin yapıldığı 1040°C'den düşük sıcaklıklarda Nb(C,N) partikülleri deformasyon bölgelerine çökerek östenit büyümesini engeller. Nb(N) parçacıklarının büyük boyutları çökelti güçlendirmesine katkı sağlamasa da östenit tanelerinin alt sınırlarının hareketini engelleyerek yeniden kristalleşmeyi engeller. Bu çökeltiye ayrıca dönüşüm sırasında ince ferrit tanelerinin oluşumu için östenit içerisinde çok sayıda çekirdeklenme bölgesi sağlamaktadır. Titanyum ve zirkonyum katılaşma sırasında çökeldikleri için ısıtma esnasında tane büyümesini engellemelerine rağmen haddeleme sırasında östenitin yeniden kristalleşmesini engelleyecek kadar çökelti oluşturmazlar. Vanadyum ise bu sıcaklıklarda östenit içerisinde çözündüğü için herhangi bir etkide bulunmazlar [16].

Kontrollü haddeleme sonrası hızlandırılmış soğutma yapılması, daha küçük boyutlu poligonal ferrit oluşumuna veya yarı-poligonal ferrit ve asküler (beynitik) ferrit gibi poligonal olmayan ferrit miktarını artışına sebep olur. Bu mikro yapılar sürekli soğutma sırasında düşük ve ultra-düşük karbonlu çeliklerde ortaya çıkar ve mükemmel mukavemet ve süneklik kombinasyonları sergilerler [24]. Şekil 2.11.'de kontrollü haddeleme sonrası hızlandırılmış soğumanın mikroyapıya etkisi gösterilmektedir.



Şekil 2.11. Kontrollü haddelemede soğuma hızının mikroyapıya etkisi [7].

Şekil 2.11.'de şematik olarak gösterildiği üzere, deformasyon işlemi sonrası uygulanan soğutmanın hızı nihai mikroyapıyı belirlemektedir. Haddeleme sonrası normal soğuma (havada soğutma) ile ferrit ve perlit karışımı elde edilirken hızlandırılmış soğutma ile daha küçük tane boyutlarına sahip beynit ve ferrit karışımı elde edilebilmektedir.

Kontrollü haddeleme kullanılarak niyobyum içeren HSLA çeliklerinde normal soğuma hızları ile 5 ile 10 µm arası tane boyutları elde edilebilmektedir. Östenit içerisine çöken Nb(C,N) parçacıkların östenitin yeniden kristalize olma sıcaklığını yükseltmesi, niyobyum içeren çeliklerin diğer çeliklere kıyasla daha geniş haddeleme sıcaklık aralığına sahip olmasını sağlar. Bu durum niyobyum çeliklerinin östenit fazlarının diğer çeliklere oranla daha fazla deformasyon edilmesine olanak sağlamaktadır [16].

#### 2.1.4.2. Yeniden Kristalleşme Kontrollü Haddeleme

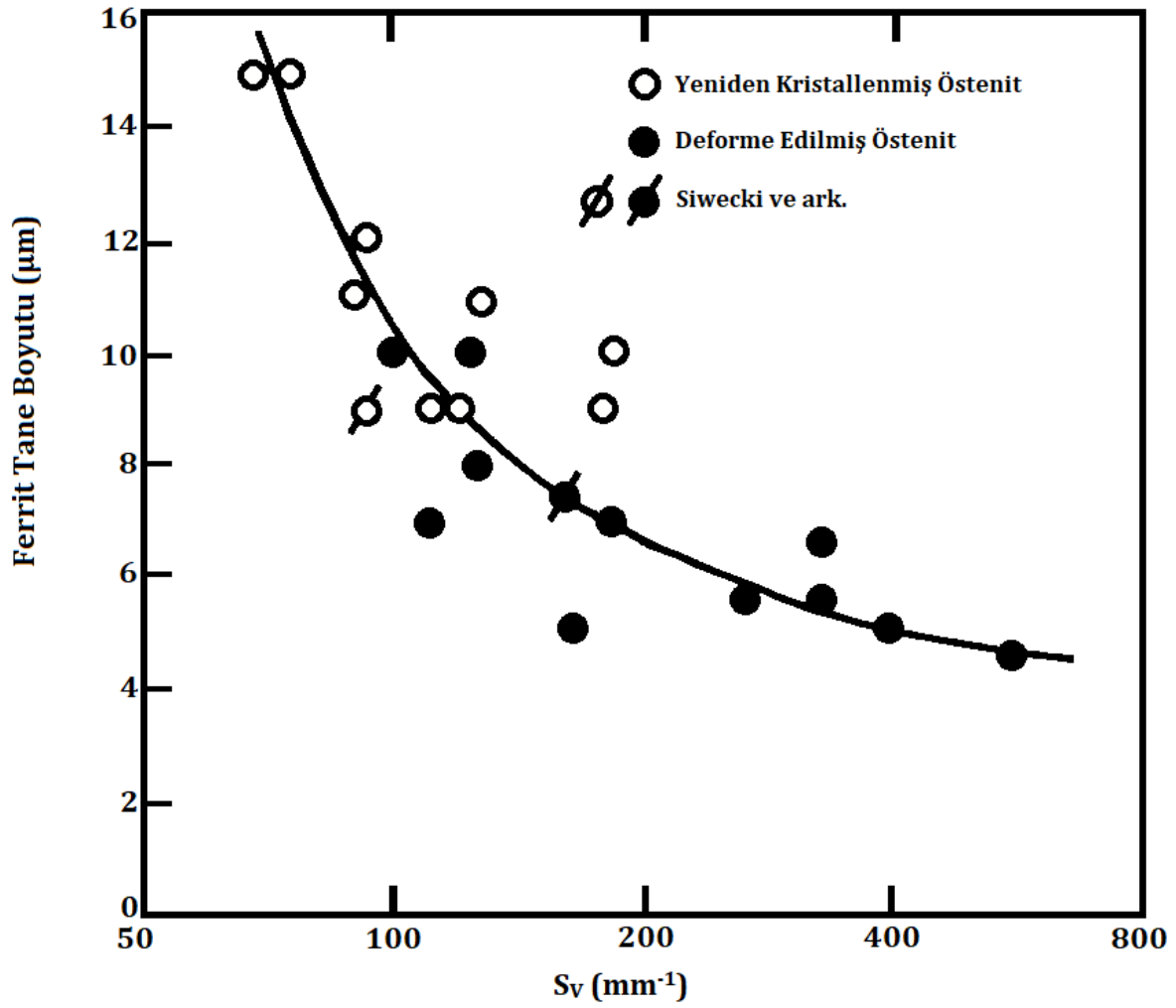
Kontrollü haddeleme, düşük sıcaklıklarda östenit deformasyonuna dayalı bir yöntemdir. İnce malzemelerde uygulaması kolay ve ekonomik olan bu yöntem, kalın malzemelerde çok güçlü değirmenlere ihtiyaç duyulmasından dolayı tercih edilmemektedir. Bu neden ile kalın

malzemelerde verimlilik açısından yeniden kristalleşme kontrollü haddeleme (RCR) tercih edilmektedir.

Yeniden kristalleşme kontrollü haddelemede tane küçültme işlemi, kabalaşan östenitin deformasyonu ile değil, yeniden kristalleşme sırasında tane büyümesinin engellenmesi ile gerçekleştirilmektedir [25]. İşlemin uygulanabilmesi için çeliğin, ısıtma sonrasında hızlıca tane sınırlarını sabitleyebilecek mikroalaşım elementlerine sahip olması gerekmektedir. Çökeltilerin oluşturduğu sabitleyici kuvvetin ise tane büyümesini engelleyecek kadar büyük, statik yeniden kristalleşmeyi engellemeyecek kadar küçük olması gerekmektedir. Aynı zamanda gerinim kaynaklı çökeltilerin minimumda tutulması bu yöntemin etkisini arttırmaktadır [26].

Yeniden kristalleşme kontrollü haddelemenin çalışma prensibinin doğrudan alaşım elementlerinin karbonitrür çökeltilerinin östenit içerisindeki çözünürlüklerine bağlı olması bu işlemin sadece belirli kimyasal kompozisyona sahip çeliklere uygulanabilir olmasına neden olmaktadır. HSLA çeliklerinde ferrit güçlenmesi sağlayan vanadyumun, haddeleme sıcaklıklarında östenit içerisinde tamamen çözünür olup, yeniden kristallenmeyi engelleyici çökelti oluşturmaması, onu bu işlem için oldukça uygun bir element kılmaktadır. Bununla birlikte vanadyum çelikleri, yeniden kristalleşmeden sonra tane büyümesini geciktirmek için titanyum nitrür gibi kararlı karbonitrürlere ihtiyaç duymaktadır. Niyobyum ise ısıtma sırasında çözünmediği ve küçük taneli Nb(C,N) formunda kaldığı için tane büyümesini engellemektedir [16].

HSLA çeliklerini güçlendirmede kullanılan her iki haddeleme çeşidinde de östenit fazı modifiye edilerek, dönüşüm sonrasında oluşacak tanelerin küçük boyutlu olması hedeflenmektedir. Östenite uygulanan işlemlerin etkinliği  $S_v$  olarak ifade edilen; tane sınırları, deformasyon bantları ve tutarsız ikiz sınırlar gibi düzlemsele yakın kristal hataların toplam yüzey alanları kullanılarak ölçümlenebilmektedir. Bu hatalar, faz dönüşümü sırasında ferrit taneleri tarafından çekirdeklenme noktaları olarak kullanıldığından,  $S_v$  değerinin artması oluşacak ferrit tanelerinin boyutunun küçüleceği anlamına gelmektedir [27].  $S_v$  değeri ile ferrit tane boyutu arasındaki ilişki şekil 2.12.'de verilmektedir.



**Şekil 2.12.** Farklı  $S_V$  değerlerinde yeniden kristalleşmiş ve deforme edilmiş östenitlerden oluşan ferrit tanelerinin boyutları [28-29].

Şekil 2.12.'den de görülebileceği üzere deforme edilmiş östenit daha yüksek  $S_V$  değerlerine sahip olmakla beraber dönüşüm sonrası oluşan ferrit taneleri de yeniden kristallenmiş östenite göre daha küçüktür.

$S_V$  değerinin matematiksel hesaplaması, uygulanan işlem sıcaklığına göre değişmektedir.  $S_V$  değeri, yeniden kristallenme sıcaklığından yüksek sıcaklıklarda eşitlik (9), düşük sıcaklıklarda ise eşitlik (10) yardımı ile hesaplanabilir [27].

$$S_V = \frac{2}{D_Y} \quad (9)$$

$$S_V = \frac{(1 + R + R^{-1})}{D_Y} + 0,63(100R - 30) \quad (10)$$

Eşitlik (9) ve (10)'da gösterilen;

- R** - Deforme edilmiş östenitin ortalama tane boyutu  
**D<sub>y</sub>** - Oluşan östenit boyutu

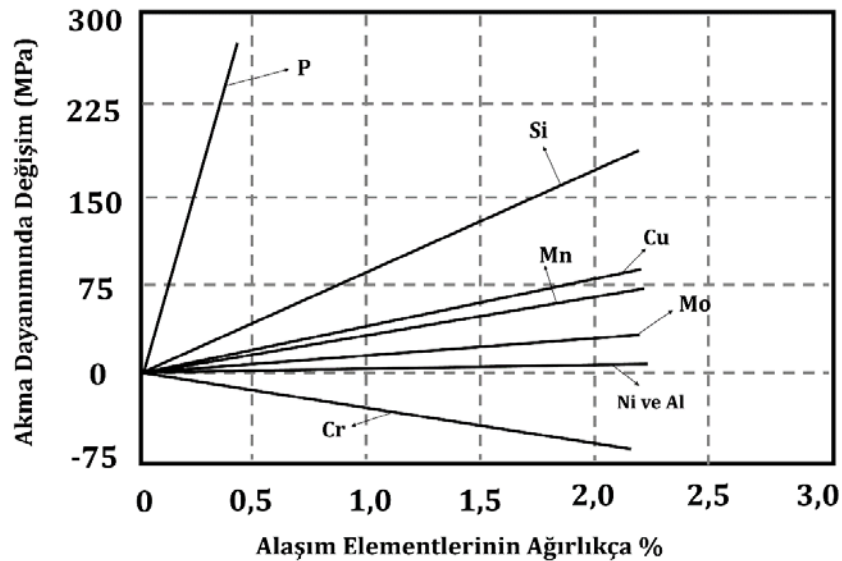
ifade etmektedir. Eşitlikler baz alındığında, östenit büyümesini engelleyerek ya da deformasyon ile östenit tane şeklini değiştirerek  $S_v$  değerinde artış sağlanabilir.

### 2.1.5. Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşım Çeliklerin Türleri

HSLA çelikleri, kullanım bölgelerine göre gerekli mukavemet, tokluk, süneklik, şekillendirilebilirlik, kaynaklanabilirlik ve korozyon direnci gibi özelliklerin kombinasyonlarını sağlayacak şekilde imal edilirler. Genel olarak beş ana gruba ayrılan HSLA çeliklerinin, birçok standart ve özel kalite çeşidi bulunurken çoğu çelik birden fazla gruba dahil olabilmektedir [16].

#### 2.1.5.1. Hava Çelikleri

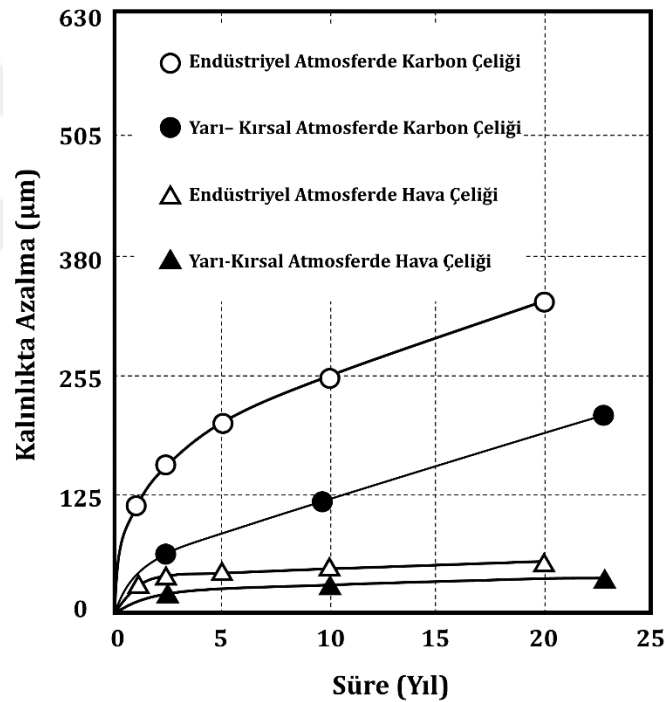
Hava çelikleri, ilk üretilen HSLA çeliklerinden olup içerdikleri bakır, krom, nikel ve fosfor gibi alaşım elementleri sayesinde kendiliğinden gelişen kalın ve kararlı bir oksit tabakasına sahiptirler [30]. Oluşan tabaka, ek bir kaplama işlemine gerek kalmadan bu çeliklere yüksek korozyon direnci sağlamaktadır. Kullanılan alaşım elementleri korozyon direncine ek olarak ferrit yapısına katı çözelti güçlendirmesi ve tane boyutu küçültmesi yaparak dayanım artışına neden olmaktadır. Şekil 2.13.'te hava çeliklerinde korozyon direnci elde edilmesi amacı ile kullanılan elementlerin, katı çözelti güçlendirmelerinin etkisi verilmiştir.



Şekil 2.13. Hava çeliklerinde kullanılan elementlerin katı çözelti güçlendirmesine etkisi [31].

Koruyucu oksit tabakasının oluşması için çeliğe döngüsel olarak ıslama ve kurutma işlemleri uygulanmaktadır. Uygulanan işlem neticesinde, yüzeyde yüksek hızlı korozyon gerçekleşirken buna bağlı olarak fosfor miktarında artış gözlemlenir. Yüksek fosfor içeriği koruyucu amorf  $\delta$ -FeOOH tabakasının oluşumunu katalize eder. Bu işlemten sonra elde edilen oksit tabaka, başlangıçta yalın karbon çeliğine eş değer korozyon hızına sahipken FeOOH'nin manyetiteye dönüştürülmesi ve demir fosfatın oluşması, ilerleyen aşamalarda bu hız düşer ve sonrasında neredeyse durma noktasına gelir. Tabakanın yoğun ve sıkı yapısı, nemi ve oksijeni engelleyerek oksitlenmenin önüne geçer [16, 30, 32].

Yapılan araştırmalarda, atmosferik ortama bağlı olmak şartı ile yüksek fosfor içeren hava çeliklerinin, karbon çeliklerden 5 ile 8 kat arası daha yüksek korozyon dayanımına sahip olduğu gözlenmiştir. Şekil 2.14.'te, endüstriyel ve yarı-kırsal atmosferde minimum 345 MPa dayanımına sahip yüksek fosfor içeren hava çeliğinin, karbon çeliği ile korozyon kıyaslaması verilmektedir.



**Şekil 2.14.** Yarı-Kırsal ve Endüstriyel atmosferde Hava çelikleri ile Karbon çeliğinin yıllara göre korozyon kaynaklı kalınlık kaybının kıyaslanması [33].

Hava çeliklerine korozyon direnci sağlamak için eklenen mikroalaşım elementlerinin yanı sıra takviye edilecek vanadyum ile mukavemet artışı, niyobyum takviyesi ile ise hem mukavemet hem de tokluk artışı sağlanabilmektedir [16,32]. Ayrıca normalizasyon ve kontrollü haddeleme ile tane küçültmesi yapılarak toklukta ve mukavemette artış sağlanabilmektedir.

### 2.1.5.2. Mikroalaşımlı Ferrit-Perlit Çelikleri

Mikroalaşımlı ferrit-perlit çelikleri genelde ağırlıkça %0,1'den az miktarda titanyum, niyobyum ve vanadyum gibi güçlü ve kararlı karbür ve karbonitrür yapıcı elementler içerirler [16,22]. Bu çeliklerin yüksek mukavemetleri temel olarak tane boyutu küçültülmesine ve çökeltme güçlendirmesine bağlıdır. Östenit ferrit dönüşümü sırasında uygulanan deformasyon ile ilave dayanım ve tokluk elde edilebilmektedir [8]. Uygulanan kontrollü haddeleme ile bu çeliklerin akma mukavemetleri 345 – 620 MPa arasına çıktığı gözlenmiştir. Bu yöntem ile %0,06'dan daha düşük karbon oranlarında dahi 485 MPa civarı akma dayanımı elde edilebilmektedir [16].

Ferrit-perlit çelikleri içerdikleri vanadyum, niyobyum ve titanyum elementleri ve bunların çeşitli kombinasyonlarına göre alt gruplara ayrılmaktadır. Bu elementlere ek olarak korozyon direnci, katı çökelti güçlendirmesi ve/veya bu elementlerin etkinliğini arttırıcı elementlerin ilave edilmesi ile bu çeliklerin özellikleri geliştirmek mümkündür.

### 2.1.5.3. Asiküler Ferrit Çelikleri (Düşük Karbonlu Beynitik Çelikler)

Asiküler ferrit genel olarak, üst beynitin dönüşüm sıcaklık aralığından biraz daha yüksek bir sıcaklıkta başlayan, difüzyon ve kayma sistemlerinin kombinasyonu ile sürekli soğutmada oluşan, çoklu yapı, eş merkezli olmayan bir ferrit olarak tanımlanmaktadır [34]. Asiküler ferrit ile poligonal ferrit arasındaki temel fark, bu yapının poligonal ferrite bulunmayan yüksek dislokasyon yoğunluğuna ve oldukça küçük ve uzatılmış tanelere sahip olmasıdır [16]. Karbürler üst beynitte ferrit plaka (lath) arasına çökerken, alt beynitte matris içerisinde düzgün olarak dağılırlar. Her iki beynit türünde karbür ve ferrit plaka dağılımı karakteristik özellik taşır [8].

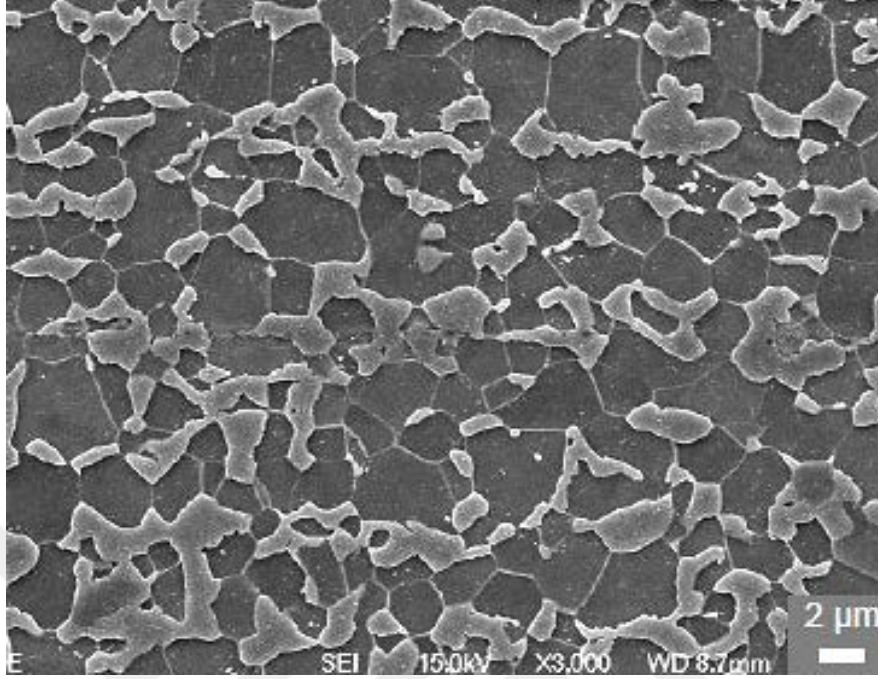
Asiküler ferrit, inklüzyon noktalarından östenit içerisinde farklı oryantasyonlara sahip ferrit tabakaları halinde büyür. Elde edilen mikroyapı, sıradan beynit veya aynı şekilde yönelmiş paralel plaka oluşturma eğilimi olan Widmanstatten ferrit ile karşılaştırıldığında daha az organize haldedir. Bu durum, çatlağın asiküler ferritte daha kıvrımlı bir yol izlemesine sebep olarak, mukavemetten ödün vermeden tokluk artışına yol açar [35].

Asiküler ferrit özellikle, yüksek mukavemet, üstün tokluk, hidrojen kaynaklı çatlama ve karşı yüksek direnç ve kaynaklanabilirlik gerektiren petrol boru hatlarında kullanılmaktadır [16].

### 2.1.5.4. Çift Faz Çeliği

Çift faz çelikleri, ortalama 550 MPa gibi yüksek bir çekme dayanımı ile süneklik açısından üstün bir dengeye sahip HSLA çeliklerinin yeni sayılan bir alt türevidir. Mikroyapılarının yumuşak ferrit içine dağılmış küçük taneli martensitlerden oluşması, bu çeliklere yüksek süneklik ve çekme mukavemeti sağlamaktadır. Çift faz tanımını, ferrit ve martensitin yapıda olan baskınlığı

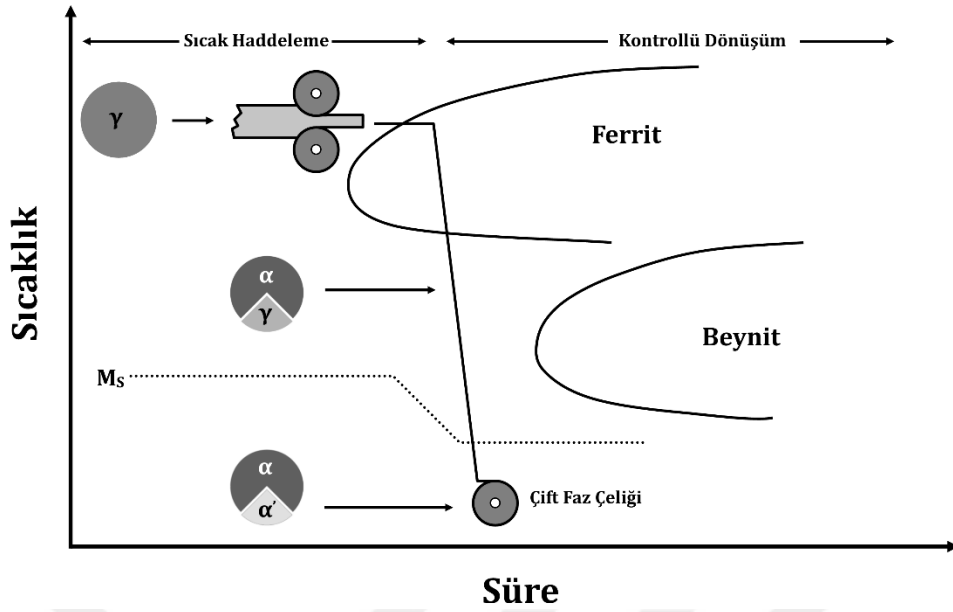
dolayısı ile almış olsa da yapı içerisinde az miktarda beynit, perlit veya kalıntı östenit gibi farklı fazlar da bulunabilir [16]. Şekil 2.15. çift faz çeliğinin mikroyapısını göstermektedir.



**Şekil 2.15.** Çift faz çeliğine ait SEM görüntüsü [36].

Şekil 2.15.'te açık renkli martensit adacıklarının koyu renkli ferrit matris üzerinde dağılmış şekli görülmektedir. Yumuşak matris üzerinde bulunan sert adacıklar bu çeliklerin bir tür kompozit malzeme oluşturmaktadır. Martensitin deformasyonu düşük de olsa yüksek yük taşıma kapasitesi ile bu çeliklerin dayanımlarını önemli ölçüde arttırmaktadır [37]. Bu çelikler yüksek mukavemet değerlerine rağmen yüksek süneklik göstermektedirler. Bu durum, ferritin düşük karbon içermesi, epitaksiyel ferrit miktarı ve kalıntı östenit miktarı ile açıklanabilmektedir. Yapılan çalışmalarda kalıntı östenit miktarının kontrollü işlemler ile arttırılmasıyla sünekliğin maksimum değerlere çıktığı saptanmıştır [16].

Çift faz çeliğinin üretiminde genel olarak sıcak haddeleme ve kontrollü faz dönüşümleri kullanılır. Şekil 2.16.'da çift faz çeliklerinin elde edilme yöntemi genel hatlarıyla grafiksel olarak gösterilmektedir.



**Şekil 2.16.** Çift faz çeliğinin elde edilmesi [36].

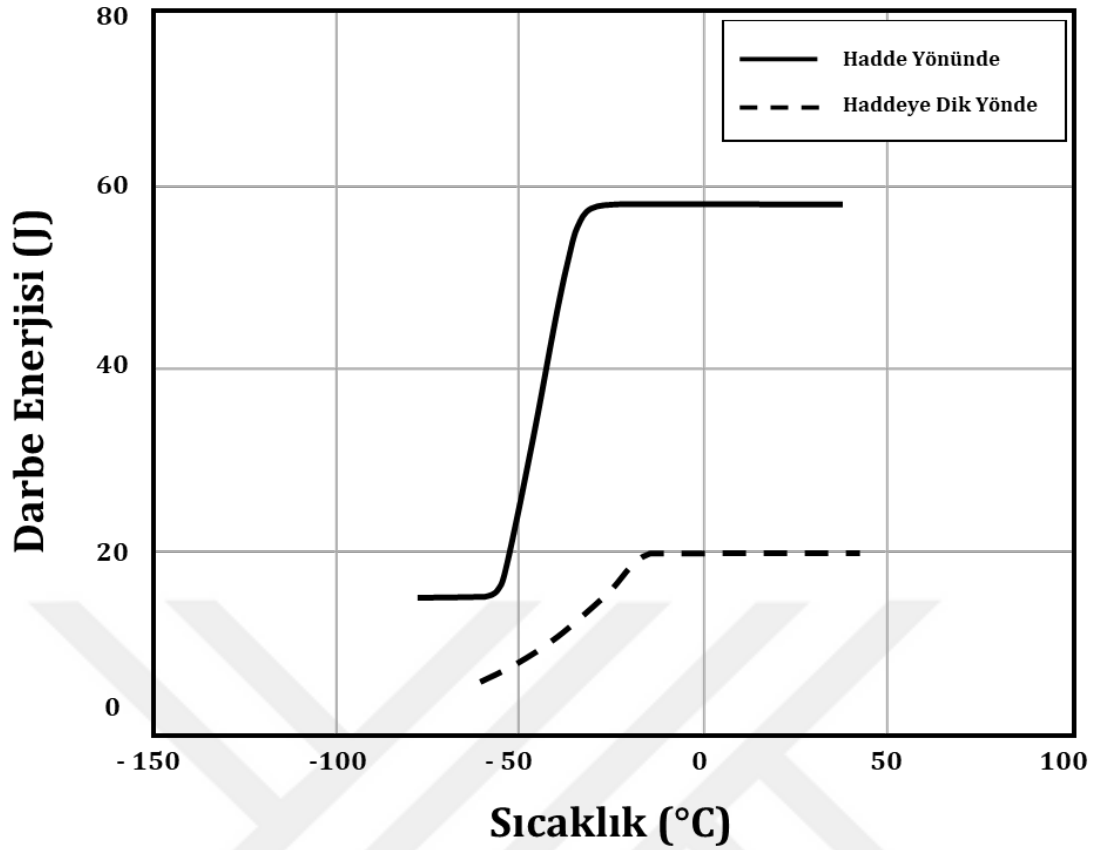
Çift faz çeliği üretimi için kullanılan soğuma hızı ve bekleme süreleri oluşacak mikroyapıyı değiştireceğinden dikkatli seçilmesi gerekmektedir. Uygulanacak soğuma hızının beynit bölgesine girmemesi gerekmektedir. Farklı soğuma hızları ile daha farklı mekanik özellikler elde edilebilir.

Klasik bir çift fazlı çelikte hedeflenen mikroyapıya ulaşmak için genel olarak ağırlıkça %0,06 ile %0,15 arası karbon (martensit güçlendirmesi), %1,5 ile %3 arası mangan (ferrit içinde katı çözelti güçlendirmesi), eser miktarlarda krom, molibden, silisyum, vanadyum ve niyobyum kullanılır. Karbon ve mangan östenit dengeleyici, krom ve molibden perlit ve beynit oluşumunu geciktirici, silisyum ferrit oluşumunu destekleyici, vanadyum ve niyobyum ise katı çökelti güçlendirme ile tane boyutu küçültme etkisinden dolayı tercih edilmektedir.

Çift faz çelikleri sahip olduğu mekanik özelliklerden dolayı otomobil sektöründe her geçen gün artan bir ivme ile kullanılmaktadır. Hafif yapısı yakıt tasarrufu sağlarken üstün mekanik özellikleri sayesinde çarpışma emniyeti de sağlamaktadır [36].

#### 2.1.5.5. Kalıntı Şekil Kontrollü Çelikler

HSLA çeliklerinde bulunan kalıntıların geometrik şekilleri malzemenin mekanik özelliklerini direkt olarak etkilemektedir. Özellikle sülfid kalıntılarının haddelme sırasında plastik deformasyona uğrayarak hadde yönünde yassılaşıp uzaması, ters yönde malzemenin sünekliğini olumsuz yönde etkilemektedir. Şekil 2.17. haddelme yönünün darbe dayanımına etkisini göstermektedir.



Şekil 2.17. Haddeleme yönünün darbe dayanımına etkisi [38].

Haddeleme yönünde yassılaşıp uzayan sülfür kalıntıları malzemenin darbe dayanımını uzama yönünde artırırken ters yönde azaltmaktadır. Malzemenin özelliklerinin hadde yönüne bağlı olarak değişmesi, üretimde ve kullanımda pek çok sorunu beraberinde getirmektedir. Sülfür kalıntılarının morfolojisi, uygulanan çapraz haddeleme ile ve/veya çeliğin üretimi sırasında kullanılacak elementler yardımıyla değiştirilebilmektedir. Çapraz haddelemenin modern imalat için pratik olmaması dolayısı ile başta kalsiyum ve silisyum olmak üzere titanyum, zirkonyum, magnezyum ve nadir toprak elementleri kullanılarak kalıntılar küreselleştirilmektedir [38].

## 2.2. Süperplastisite

Süperplastisite polikristal bir malzemenin kopma öncesinde aşırı yüksek çekme uzaması gösterebilme yeteneğidir [40]. Şekil verilebilirliklerinin yüksek olması, hafif olmalarına rağmen yüksek mekanik özelliklere sahip olması ve işlenmeleri sırasında malzeme kaybının ve işlem maliyetinin az olması süperplastik malzemelere büyük bir önem kazandırmaktadır.

Genel bağlamda ince yapı süperplastikliği (FSS) ve iç stres süperplastikliği olmak üzere genel bağlamda iki tip süperplastiklikten söz etmek mümkündür. İnce yapı süperplastikliği, ortalama tane boyutunun 10µm'nun altına düşürülmesi ile elde edilirken, iç stres süperplastikliği

oluşturulan iç gerilmelerin, belirli malzemelerde nispeten düşük çekme kuvvetlerinde yüksek plastik deformasyon oluşumuna izin vermesi ilkesi ile elde edilmektedir [41].

Süperplastik davranış eşitlik (11)'de verilmekte olan Dorn sürünme denklemi ile açıklanabilmektedir [42].

$$\dot{\epsilon} = A \frac{D_0 G b}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^p \left(\frac{\sigma}{G}\right)^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (11)$$

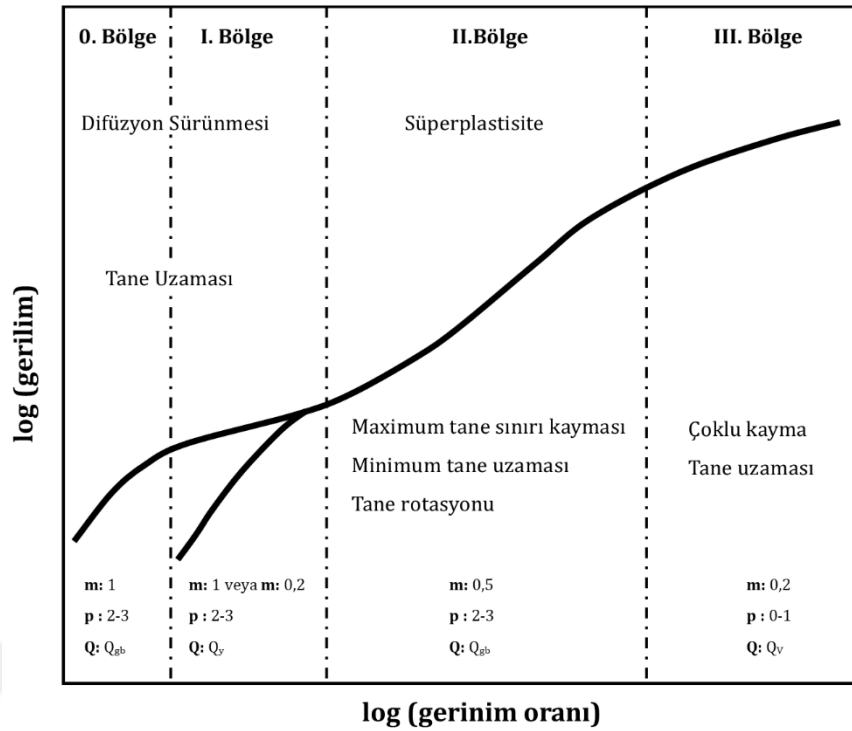
Eşitlik (11)'de yer alan;

- $\dot{\epsilon}$  - Gerçek gerinim oranı
- $A$  - Boyutsuz katsayı
- $D_0$  - Sıcaklıktan bağımsız ön eksponensiyel difüzyon sabiti
- $G$  - Kayma Modülü
- $k$  - Boltzmann sabiti
- $b$  - Burger vektörü
- $d$  - Tane boyutu
- $\sigma$  - Gerilme
- $p$  - Tane boyutu üsteli
- $n$  - Stres üsteli ( $1/m$ )
- $Q$  - Termal aktivasyon enerjisi
- $R$  - Gaz sabiti
- $T$  - Uygulama sıcaklığı

olarak ifade edilmektedir. Eşitlik (11) de kullanılan  $n$  ifadesi, tane sınırı kaymasını tanımlamak için kullanılan ve gerilme hızı duyarlılığı üsteli olarak ifade edilen  $m$  değerine bağlı değişiklik göstermektedir.  $M$  değerinin gerilim ve gerinim ile ilişkisi eşitlik (12)'de verilmektedir [4].

$$\sigma \propto \dot{\epsilon}^m \quad (12)$$

Bu eşitlikte  $\sigma$  gerilmeyi ve  $\dot{\epsilon}$  gerinimi ifade etmektedir. Kristal malzemeler çok yavaş gerinim değerlerinde şekillendirilebilirlik açısından çok pratik olmayan  $m=1$  değerine sahipken, orta seviyeli hızlarda elde edilen  $m=0,5$  değerinde mikro ölçekli uzama hatalarına neden olmaktadır. Çok yüksek gerilmelerde deformasyon mekanizması genellikle kaba taneli ve süperplastik olmayan malzemelerin sürünme deformasyonuna benzerlik göstermektedir. Bu durumlarda  $m$  değeri çoğunlukla 0,3'ün altındadır. İnce taneli yapıların süperplastik özellik gösterdiği orta şiddetli gerilme altında ise  $m$  değeri genellikle 0,3 ile 1 arasında değişiklik göstermektedir [43].



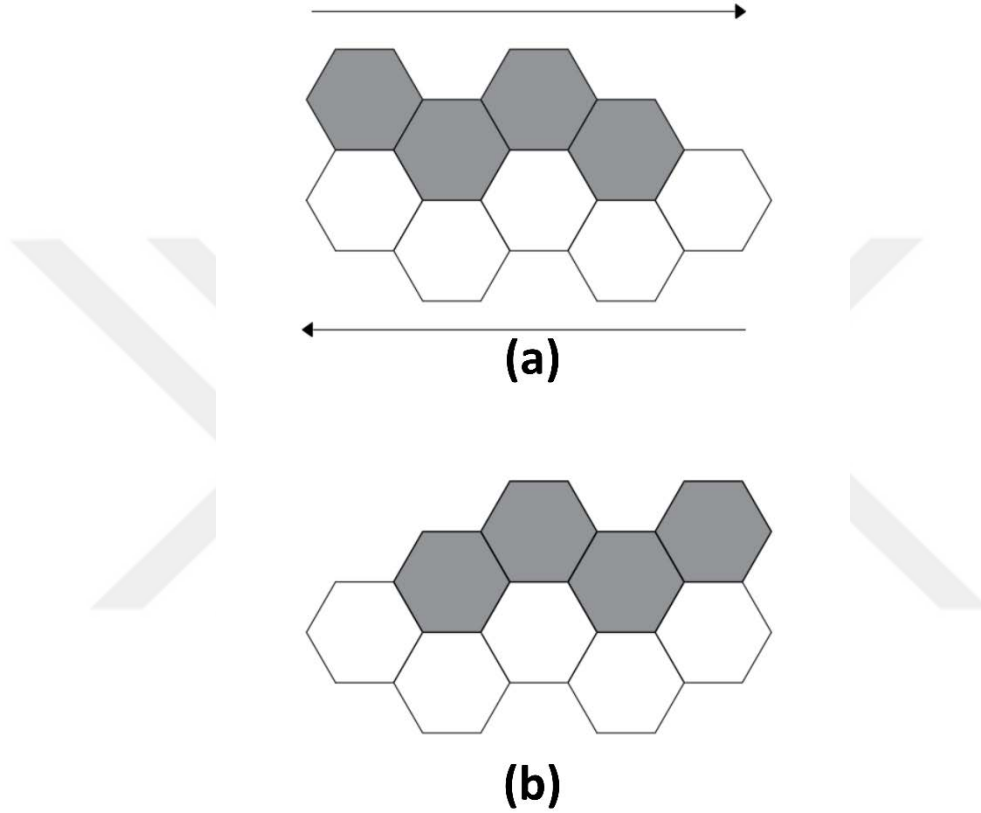
**Şekil 2.18.** Gerilim ve gerinim oranı ilişkisinin şematik gösterimi [4].

Şekil 2.18. gerilimin süperplastik malzemelerde gerinim oranına bağlılığını göstermektedir. Değişen gerinim oranları aynı zamanda malzemeye etki eden mekanizmaları da etkilediği şekil 2.18.'de ayrıca belirtilmektedir. Yapılan çalışmalarda, tane boyutunun küçülmesi III. bölge hariç diğer bölgelerde gerinim oranını ve II. ve III. bölge arası geçiş aralığını arttırdığı gözlenmiştir. Benzer şekilde, deformasyon sıcaklığının artırılması ortalama gerilme akışının azalmasına ve bölgeler arası geçişlerin daha yüksek gerinim oranlarında gerçekleşmesine neden olmuştur. Deformasyon için gerekli aktivasyon enerjileri de bölgeler için farklılık göstermektedir. II. bölgede malzemenin Tane Sınır Difüzyon Enerjisine bağlı olan aktivasyon enerjisi III. bölgede Dislokasyon Sürünme Enerjisi ile ilintili hale gelmektedir [44].

### 2.2.1. Deformasyon Mekanizmaları

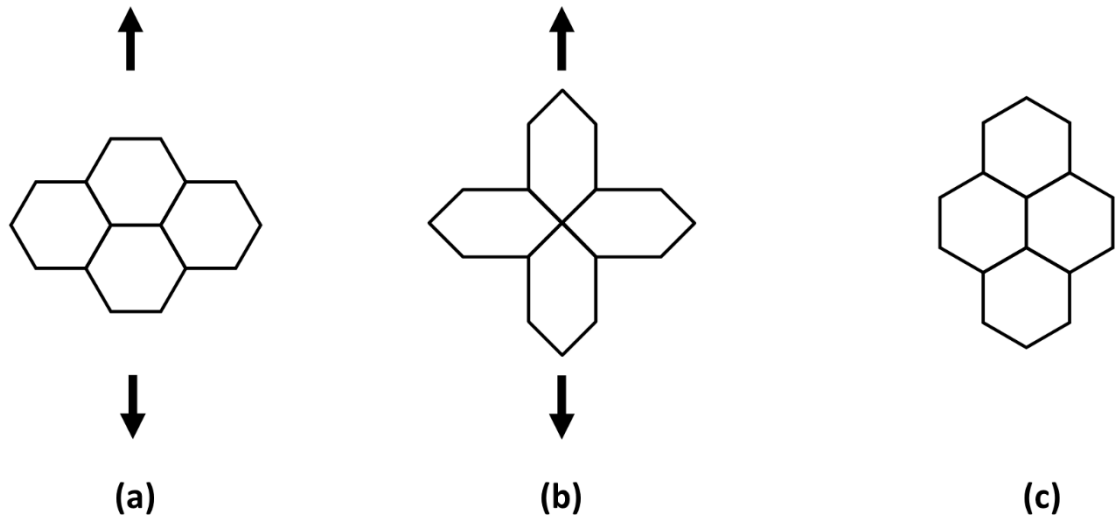
Yapılan araştırmalarda süperplastik deformasyonda etkin olan birden fazla mekanizma olduğu düşünülmektedir [43]. Bu mekanizmalar arasında ise öne çıkan, tane sınırı kayması (GBS), olsa da yapılan çalışmalar bu deformasyonun tüm malzemeler için tek bir mekanizma ile gerçekleşmediğini ortaya koymaktadır. Bu sebeple ortak kanı süperplastik deformasyonun difüzyon sürünmesi, taneler arası deformasyon, dislokasyon hareketi ve tane sınırı kayması mekanizmalarının birin veya eş zamanlı olarak devreye girmesi ile açıklanabileceği yönündedir [43-44].

Tane sınırı kayması (GBS) diğer deformasyon mekanizmaları arasında en baskın tür olarak ortaya çıkmaktadır [4,43-45]. GBS, tanelerin ortak sınır hatlarında ve / veya sınıra bitişik kristal kafes bölgesinde birbiri üzerinden kayma sureti ile yer değiştirmesi olarak tanımlanmaktadır [46]. Şekil 2.19., uygulanan gerilim ile yer değiştiren tanecik katmanlarını şematik olarak göstermektedir. Uygulanan gerilim tanecik katmalarında kayma gerinimi oluşturmakta ve hareket eden tanecikler sayesinde plastik deformasyona dönüşmektedir [47].

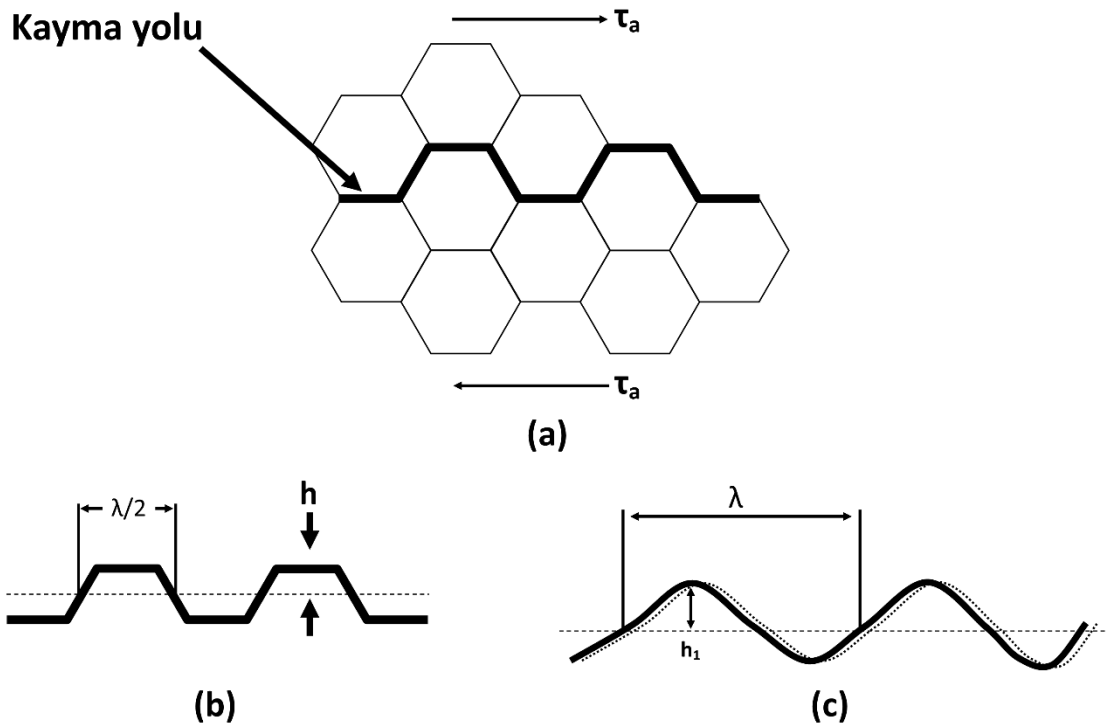


**Şekil 2.19.** Tane sınırı kayması (GBS) modeli, **a)** taneciklerin kuvvet uygulanmadan önceki pozisyonu, **b)** üst tabakanın uygulanan kuvvet sonucu hareketi sonrası pozisyon [47].

Şekil 2.19.'da gösterilen model malzemenin süperplastik deformasyon mekanizmasını tek başına sağlayamamaktadır. Şekil 2.20.'de verilen ve Ashby ve Verall'ın öne sürdüğü komşu sınır değişimi bu yetersizliği ortadan kaldıran bir model olarak görülmektedir [47].



**Şekil 2.20.** Ashby - Verall komşu sınır değişimi mekanizması; **a)** taneciklerin orijinal konumu; **b)** gerinim ile beraber sınır yaklaşması ve tane uzaması; **c)** gerinim sonrası tanelerin pozisyon ve komşu değişimi [47].



**Şekil 2.21.** a) Polikristal malzemelerde kayan tane sınırının şematik gösterimi; **b)** tane sınırı kayma yolu; **c)** Raj ve Ashby'ye göre tane sınırının difüzyonel göçüne sahip idealize sinüzoidal yol [47].

Şekil 2.21., idealize edilmiş polikristal bir malzemeye uygulanan  $\tau_a$  kayma gerinimi altındaki etkileşimi göstermektedir [47]. Eşitlik (13), Raj ve Ashby'nin tane sınırı ve kütle difüzyonunu dikkate alarak matematiksel olarak ifade ettikleri  $\dot{u}$ , kayma oranını göstermektedir [47].

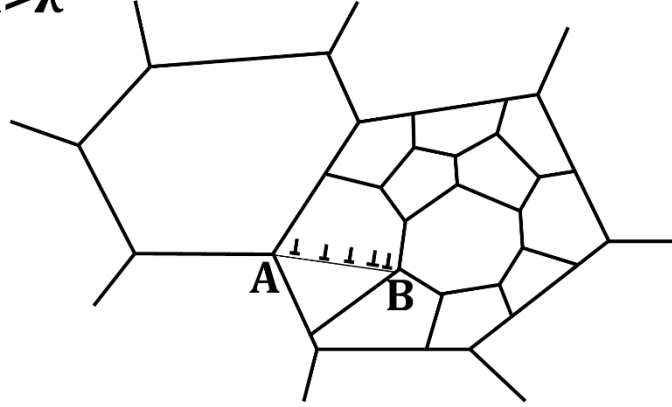
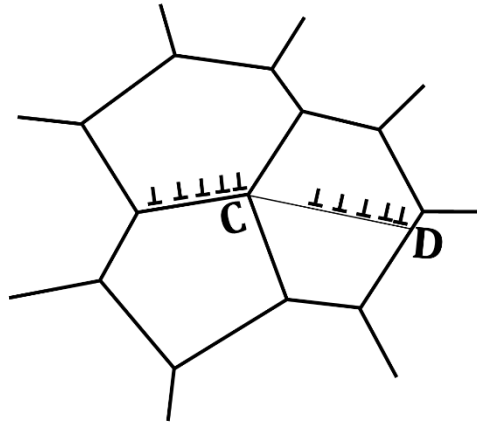
$$\dot{u} = \frac{du}{dt} = \frac{2 \tau_a \Omega}{\pi kT} \frac{\lambda}{h^2} D_v \left( 1 + \frac{\pi \delta D_B}{\lambda D_v} \right) \quad (13)$$

Eşitlik (13)'te;

- $\dot{u}$  - Kayma oranı
- $\tau_a$  - Uygulanan kayma gerinimi
- $\Omega$  - Atomik hacim
- $k$  - Malzeme sabiti
- $T$  - Sıcaklık
- $\lambda$  - Dalga boyu
- $h$  - Dalga genliği
- $\delta$  - Sınır kalınlığı
- $D_v$  - Hacimsel difüzyon katsayısı
- $D_B$  - Sınırsal difüzyon katsayısı

olarak ifade edilmektedir. Raj ve Ashby taneler arası plastik etkileşimin sadece difüzyonla olduğu varsayımı ile tane sınırı kaymasını ele almışlardır. Şekil 2.21.(b) tane kayma yolunu ifade ederken, şekil 2.21.(c) Raj ve Ashby'in yapmış olduğu hesaplamalarda kullandıkları sinüzoidal yolu göstermektedir. Eşitlik (13)'de ifade edilen  $\lambda$  ve  $h$  sırasıyla şekil 2.21.(c)'de gösterilen dalga boyu ve genliğini ifade etmektedir [47].

Tane sınırı kayması gerçekleşme mekanizmalarına göre iki farklı gruba ayrılmaktadır. İlk grup Rachinger kayması olarak adlandırılmakta ve orijinal tane şeklinin korunarak yer değiştirmesini tarif etmektedir. Bu kayma türü, uygulanan çekme gerilimi yönü boyunca tane sayısında net bir artış olduğu sürünme koşulları altında bir polikristal matriste meydana gelir. Polikristal matris içerisinde bulunan taneler düzensiz şekillere sahip olduğundan Rachinger kayması, dislokasyonların komşu taneler arasında intergranüler hareketi ile gerçekleşebilmektedir [48]. Şekil 2.22.'de belirtildiği gibi Rachinger tipi kayma, alt-taneciklere sahip olan ve olmayan malzemelerde farklı özellik göstermektedir.

a)  $d > \lambda$ b)  $d < \lambda$ 

**Şekil 2.22.** Rachinger modeli tane sınır kayması **a)**  $d > \lambda$  olduğunda gerçekleşen klasik sürünme durumu **b)**  $d < \lambda$  olduğunda gerçekleşen süperplastik durumu [48].

Şekil 2.22. 'de belirtilen  $d$  ve  $\lambda$  sırası ile tane ve alt-tanecik boyutunu ifade etmektedir. Şekil 2.22.(a)'da alt-taneciğe sahip malzemelerde üçlü birleşim bölgelerinden hareket eden dislokasyonlar, komşu tanenin alt-tanecik sınırında toplanmaktadır. Öte yandan şekil 2.22.(b)'de ise alt-taneciğin olmadığı malzemelerde ise üçlü birleşim bölgesinden salınan dislokasyonları karşı tanenin sınırında biriktiği görülmektedir.

Tane sınırı kaymasında gerinim oranı, dislokasyonların birikme bölgesinden tırmanmasına bağlı olan önemli bir parametredir. Şekil 2.22.(a)'da B noktasında biriken dislokasyonların tırmanması, görece olarak yavaş olan kütle difüzyonu tarafından kontrol edilmektedir. Malzeme içerisinde alt-tanecik bulunduğu yani,  $d > \lambda$  olduğu durumda malzemenin süperplastik deformasyonu şekil 2.18.'de gösterilen III. bölgede gerçekleşir. Eşitlik (11)'de matematiksel olarak ifade edilen gerinim oranını bu bölge için uyarlanması durumunda;  $n \approx 3$ ,  $p \approx 1$  olarak bulunmaktadır. Aktivasyon enerjisi ise yaklaşık olarak kütle difüzyon sabitine eşittir. Bu

veriler ile eşitlik (11) yeniden düzenlendiğinde, alt-taneciklere sahip polikristallerde tane sınırı kaymasına ait gerinim oranı,  $\dot{\epsilon}_{gbs(d>\lambda)}$ , eşitlik (14)'te ifade edilmiştir [48-49].

$$\dot{\epsilon}_{gbs(d>\lambda)} = \frac{A'D_{bulk}Gb}{kT} \left(\frac{b}{d}\right) \left(\frac{\sigma}{G}\right)^3 \quad (14)$$

Eşitlik (14)'te;

**A'** - Boyutsuz katsayı

**D<sub>bulk</sub>** - Kütle difüzyon sabiti

Şekil 2.22.(b)'de belirtilen  $d<\lambda$  durumunda ise komşu tane sınırında biriken dislokasyonların tırmanma hareketi, kütle difüzyonundan çok daha hızlı olan tane sınırı difüzyonu,  $D_{GB}$  ile yürütülmektedir. Bu koşullarda ise malzemenin süperplastik deformasyonu, şekil 2.18.'de gösterilen II. bölgede gerçekleşir. II. bölge için belirtilen  $n \approx 2$ ,  $p \approx 2$  değerleri eşitlik (11)'de kullanıldığı zaman elde edilen gerinim oranı  $\dot{\epsilon}_{gbs(d<\lambda)}$ , eşitlik (15)'te verilmiştir [48-49].

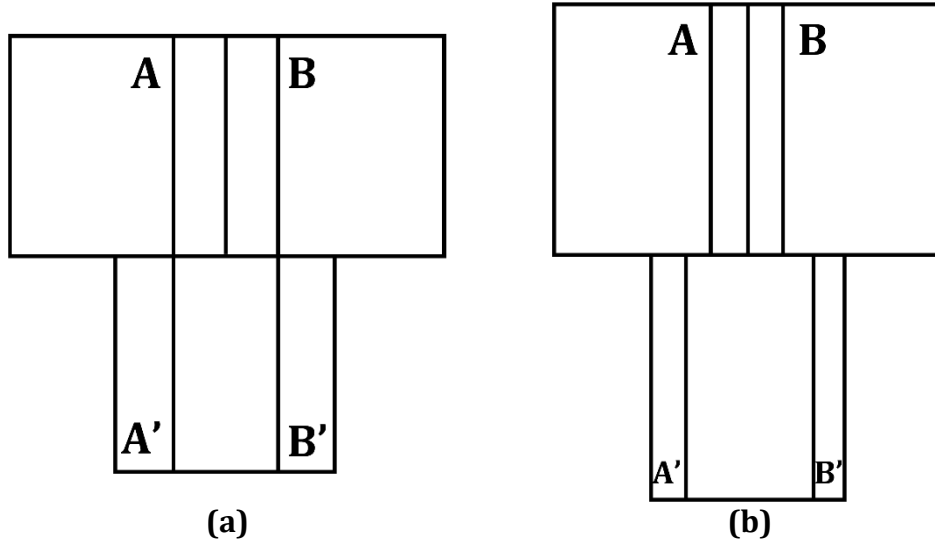
$$\dot{\epsilon}_{gbs(d<\lambda)} = \frac{A''D_{GB}Gb}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^2 \left(\frac{\sigma}{G}\right)^2 \quad (15)$$

Burada;

**A''** - Boyutsuz sabit ( $\approx 10$ )

**D<sub>GB</sub>** - Tane sınırı difüzyon sabiti

İkinci tip tane sınır kayması ise, özel olarak Nabarro-Herring ve Coble difüzyon sürünmesini içeren ve direk olarak stres kaynaklı boşluk difüzyonu ile oluşan sınır çıkıntılarını ifade eden Lifshitz kaymasıdır. Rachinger kayması ve Lifshitz kayması mekanizmaları mekanik olarak farklıdır. Rachinger kayması intragranüler kayma ile tane hareketi gerektirirken, Lifshitz kayması geleneksel difüzyon sürünmesi ile gerçekleşen bir işlemidir. Bu farka rağmen, her iki süreç de tane sınırlarındaki işaret çizgilerinde benzer çıkıntılar üretmektedir. Bu sebeple mikroyapıda gerçekleşen deformasyon türünün sınıflandırılması dikkat gerektirmektedir. Bu iki deformasyon mekanizması arasındaki en belirgin fark Rachinger kayması sonrası tane şekillerinde değişim gözlenmezken, şekil 2.23.'te de görülebileceği üzere Lifshitz kayması sonrasında tanelerde bir miktar uzama meydana gelmektedir.

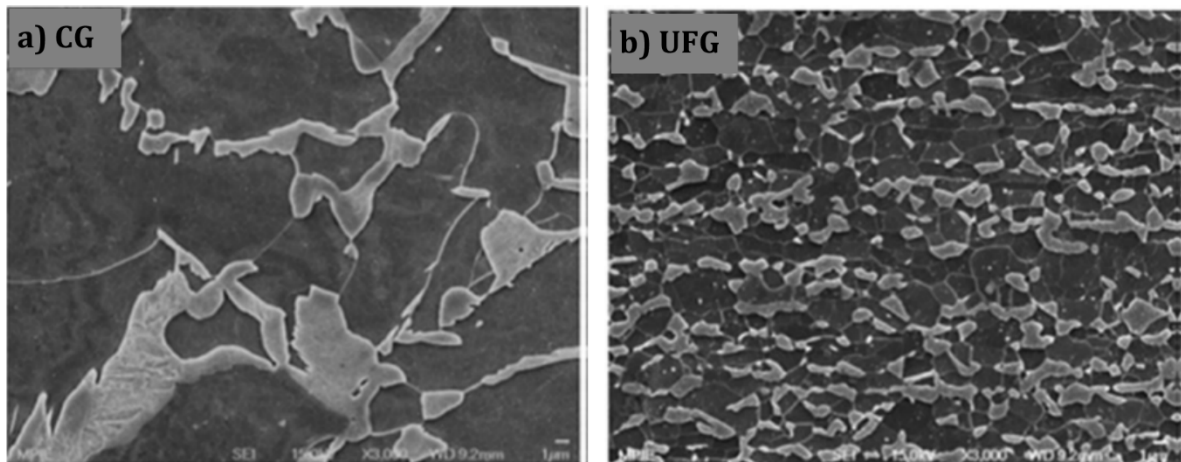


**Şekil 2.23.** Lifshitz kaymasında difüzyon sürünmesinin üç taneli dizisi için meydana gelmesi. **a)** taneler sürünmeden önce **b)** sürünme testinden sonra gösterilmiştir [48].

Difüzyon sürünmesi koşulları altında, boşluklar, enine sınırlardan boyuna sınırlara yayılır, burada atom tabakalarının boyuna sınırlardan çıkarılarak enine sınırlar boyunca kaplanmasına eşdeğerdir. Böylece, şekil 2.23.(b)'de belirtildiği gibi, işaretleyici çizgiler alt-tanede değişmeden kalırken üst tanede birbirine yaklaşır. Şekil 2.23.'te de görülebileceği üzere Lifshitz kaymasında, çekme uzantısı boyunca net tane artışı görülmemektedir [48].

### 2.3. Tane Boyutu Küçültme Yöntemleri

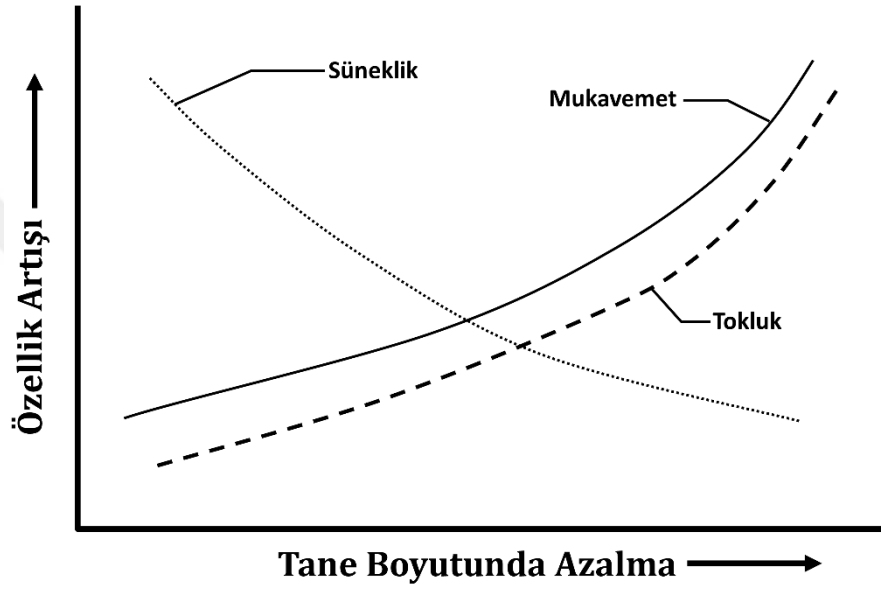
Tane boyutu süperplastisite için anahtar parametrelerden biridir. Malzemelerin tane boyutunun, ultraince veya nano boyutlara indirilmesi onları mekanik özellik bakımından kaba taneleri türevlerine göre çok daha üstün hale getirmektedir.



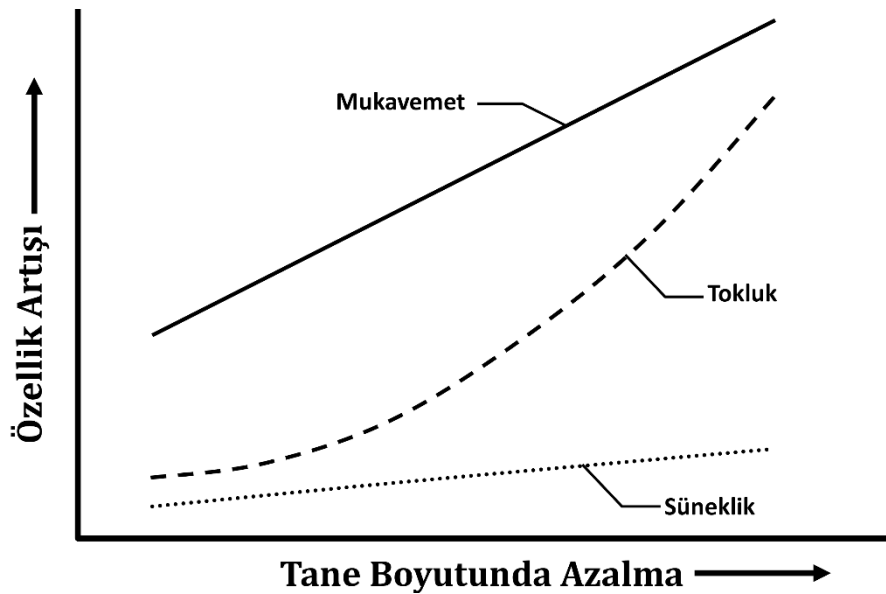
**Şekil 2.24.** Özdeş malzemelerin farklı tane boyutlarındaki SEM görüntüleri; **a)** Kaba taneli, **b)** Ultraince taneli [49].

Şekil 2.24.(a) klasik çeliğinin 12,4  $\mu\text{m}$  boyutlarında ferrit tanelerini gösterirken şekil 2.24.(b)'de aynı malzemenin uygulanan ısıtıl işlem sonucu elde edilen ultraince (1,2  $\mu\text{m}$ ) ferrit tanelerini göstermektedir.

Mikron üstü boyutlara sahip malzemelerde geçerli olan tane boyutu – mekanik özellikler mikron altı boyutlarda farklılık göstermektedir. Şekil 2.25., mikron üstü malzemelerde tane boyutu ile mekaniksel özellikler arasındaki ilişkiyi gösterirken şekil 2.26., mikron altı malzemelerde geçerli olan ilişkiyi belirtmektedir.



Şekil 2.25. Mikron üstü boyutlarda tane boyutunun mekanik özelliklere etkisi [50].



Şekil 2.26. Mikron altı boyutlarda tane boyutunun mekanik özelliklere etkisi [51].

Tane boyutunun mekanik özelliklere olan etkisini anlamak için, şekil 2.25. ve 2.26. birlikte incelenmelidir. Şekil 2.25. klasik kaba taneli yapıda tane boyutunun etkisini belirtirken şekil 2.26. aynı özelliklerin mikron altı seviyelerinde değişimini göstermektedir. İki şematik değişim grafiği arasında görülen en büyük fark, tane boyutu değişiminin süneklik üzerine olan etkisidir. Bu farklılık temel olarak bölüm 2.1.3.1., eşitlik (5)'te verilmiş olan Hall – Petch modelinden kaynaklanmaktadır. Bölüm 2.1.3.1.'de de bahsedildiği gibi bu modül sadece boyut olarak mikron üstü çeliklerde geçerlidir. Bu sebeple bu modülün baz alındığı kaba taneli yapılarda, tane boyutunun azalması sünekliği azaltırken, tersine Hall – Petch eşitliğinin etkin olduğu mikron altı boyutlarda, tane boyutu azalması süneklikte artış meydana getirmektedir. Bu sebeple sünekliğin önem arz ettiği süperplastik deformasyonun gerçekleşebilmesi için tane boyutlarının mikro seviyelerine getirilmesi gerekmektedir.

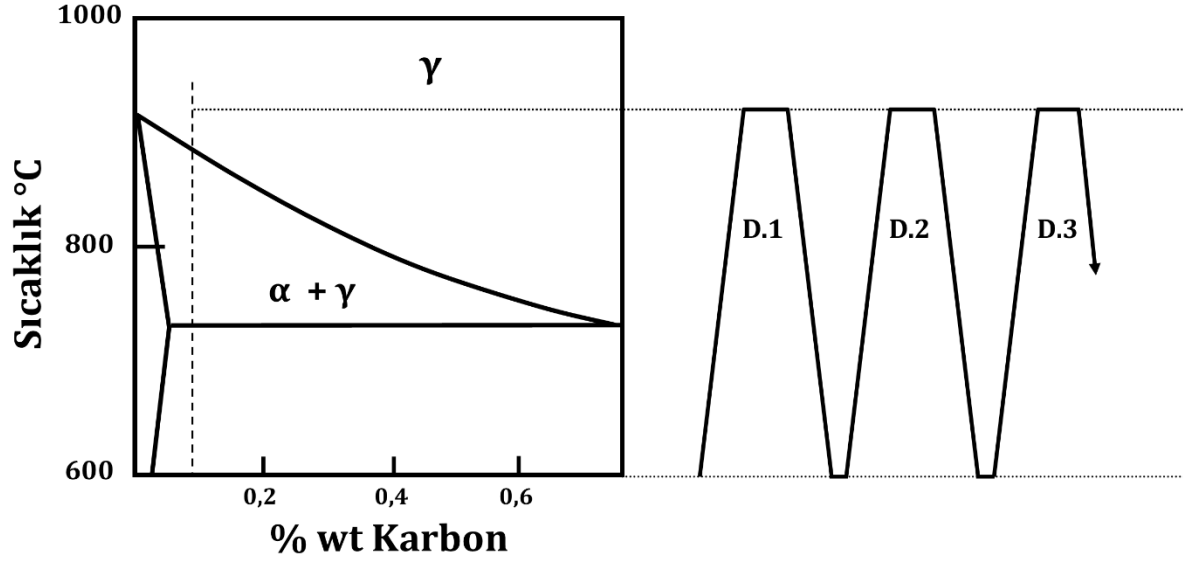
HSLA çeliklerinde tane boyutunun küçültülmesi için pek çok yöntem kullanılmaktadır. Bu yöntemler seçilecek çeliğin özelliklerine, kullanılacağı yere ve uygulamanın ekonomikliğine göre seçilmektedir.

### 2.3.1. Isıl İşlem

Isıl işlem, özellikle metalik malzemelerde mekaniksel özellikleri değiştirmek için en sık kullanılan uygulamalardan biridir. Isıl işlemde temel amaç üretilmiş malzemenin ısıl çevrimler ile mikroyapıyı modifiye ederek özelliklerini değiştirmektir.

Uygulanabilirlik ve maliyet gibi kısıtlar göz önüne alındığında ısıl işlemler başta çelikler ve titanyum alaşımları olmak üzere, özellikle başlangıçta kaba taneli olan malzemeler için en verimli işlemlerden biridir [52]. Çeliklerde tane boyutu değiştirmek için kullanılan ısıl işlem sırasında mikroyapı döngüsü genel olarak  $\alpha \xrightarrow{\text{Isıtma}} \gamma \xrightarrow{\text{Soğutma}} \alpha$  şeklinde gerçekleşmektedir.

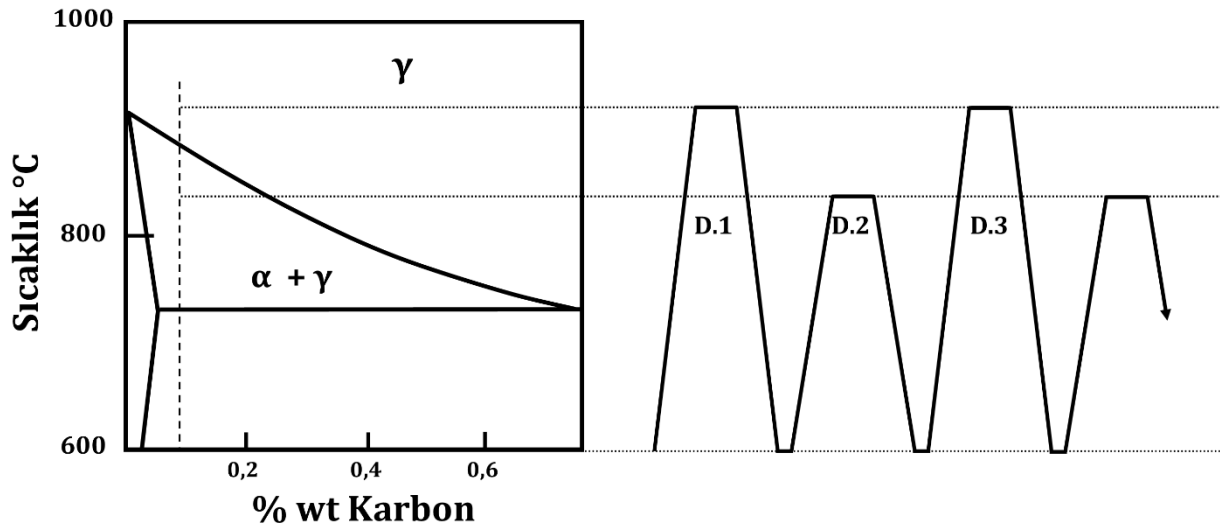
HSLA çeliklerinde tane boyutu ıslahı için temel olarak döngüsel ısıl işlem teknikleri uygulanmaktadır. Uygulanan döngüsel işlemlerin temel amacı, östenit tane boyutunun her tekrarda inceltilerek, elde edilen nihai tane boyutunun küçültülmesidir. Şekil 2.27. klasik döngüsel su verme yöntemini şematik olarak göstermektedir.



**Şekil 2.27.** Demir – karbon faz diyagramına bağlı döngüsel su verme işleminin şematik gösterimi [53].

Şekil 2.27.’de gösterilen ısı çevrimleri ile hedeflenen, her tekrarda yeni östenit çekirdeklenme noktalarını kullanarak birim alanda östenit sayısını arttırmaktır. Bu artış sayesinde daha küçük östenit taneleri ve buna bağlı olarak ta daha küçük ferrit taneleri elde edilecektir.

Şekil 2.28.’de döngüsel ısı işlemin HSLA çeliklerinde uygulanabilecek modifiye yaklaşımı göstermektedir.



**Şekil 2.28.** Demir – karbon faz diyagramına bağlı döngüsel su verme işleminde yeni yaklaşımın şematik gösterimi [53].

Şekil 2.28., şekil 2.27.'den farklı olarak ara kademelerde sınırlı  $\alpha \rightarrow \gamma$  dönüşümü yaparak bir sonraki aşamada östenite dönüşecek ortalama ferrit tane boyutunda inceltme sağlamaktadır. Bu sayede tam dönüşüm sırasında oluşacak östenit boyutu daha da küçülecektir.

Döngüsel ısıtma işlemlerinin tane küçültme etkisi östenit fazının kontrol edilmesine bağlı olduğundan, bu işlemler sadece çalışma sıcaklığı ve bekleme süresi ile östenit büyümesinin engellenebildiği çoğu çelikte yetersiz kalmaktadır. HSLA çeliklerinde ise östenit büyümesi temel olarak mikroalaşım elementleri ile engellendiğinden, ısıtma çevirimleri bu malzemelerde daha etkilidir.

HSLA çeliklerinde alaşım elementlerini etkisi bölümünde (bölüm 2.1.2.) bahsedildiği üzere,  $Ac_3$  sıcaklığının hemen üstünde meydana gelen  $\alpha \rightarrow \gamma$  dönüşümünde, titanyum ve niyobyum östenit içerisinde  $Ti(C,N)$  ve  $Nb(C,N)$  formlarında çökerek tane büyümesini engelleyen noktalar görevi görmektedir. Ayrıca bu çökeltiler, östenit için çekirdeklenme noktaları oluşturarak, birim alanda oluşan tane sayısını arttırmaktadırlar. Bu durum, sadece ısıtma işlem döngülerini kullanarak HSLA çeliklerinde oldukça etkili bir tane küçültme gerçekleştirilebileceğini ortaya koymaktadır.

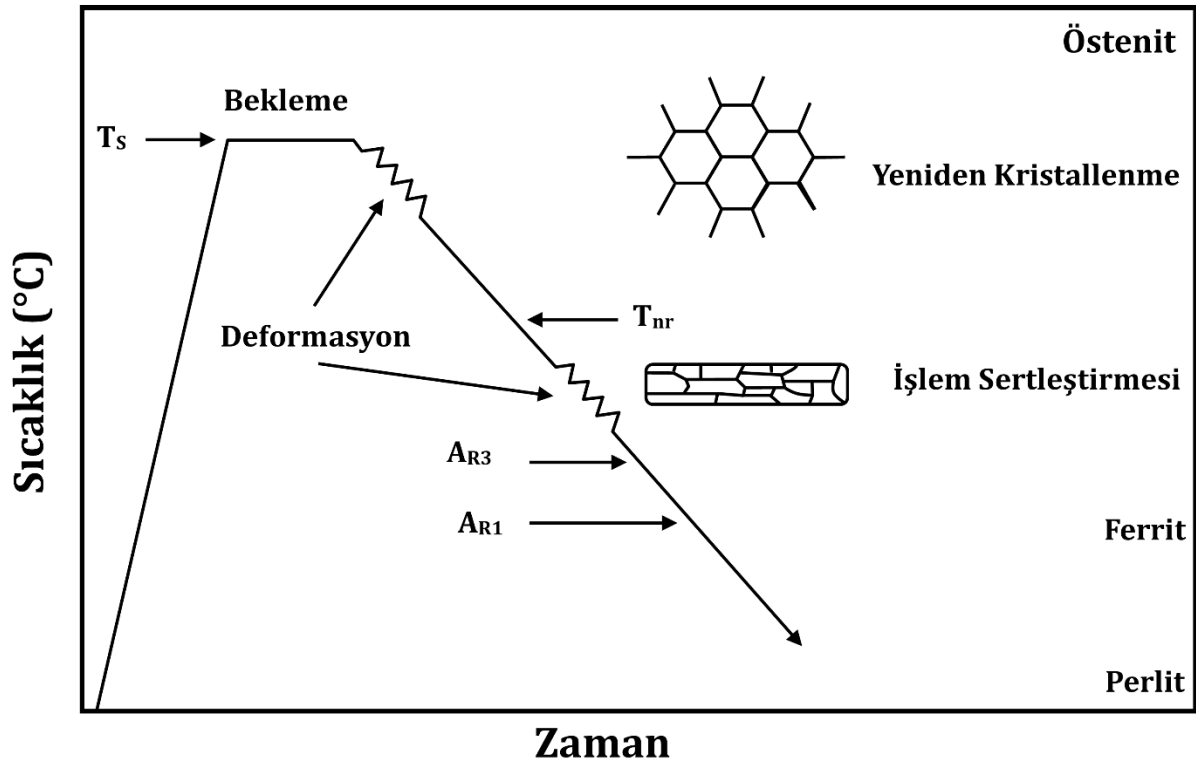
### 2.3.2. İleri Termomekanik İşlemler

Termomekanik işlemler, çeliklerin mekanik özelliklerini arttırmada sıklıkla kullanılan yöntemlerden biridir. Termomekanik işlemler (TMP) genel olarak, malzemelerin mekanik özelliklerini arttırmak için deformasyon ve ısıtma işleminin birlikte uygulanmasını ifade eder [54]. Termomekanik işlemler ve uygun mikroalaşım elementleri ile östenitin yeniden kristalleşmesi ve büyümesi üzerinde klasik yöntemler kullanılarak elde edilemeyecek ölçüde kontrol sağlanması, bu yöntemlerin HSLA çeliklerinde en sık kullanılan tane inceltme yöntemi haline gelmesine neden olmaktadır [54 – 56].

#### 2.3.2.1. Sıcak Deformasyon Esnasında Östenit Yeniden Kristalleşmesi

Sıcak deformasyon esnasında dinamik yeniden kristalleşme esas olarak östenit fazının inceltilmesi ve hızlı soğutma olarak iki olguya bağlıdır. Östenitin büyümesi engelleyen mikroalaşım elementlerini içermesi sebebi ile bu işlem, HSLA çeliklerinde oldukça etkili ve sık kullanılan tane küçültme yöntemlerinden birisidir.

Genel olarak TMP sırasında malzeme öncelikle östenit dönüşüm sıcaklığına çıkarılır. Bu sıcaklıkta belirli bir süre bekletilen malzeme oda sıcaklığına soğutulması sırasında bir ya da daha fazla deformasyona uğratılır. Şekil 2.29.'da HSLA çeliklerine uygulanan TMP'nin şematik gösterimi ve HSLA çeliklerine ait kritik sıcaklıklar verilmektedir.



Şekil 2.29. HSLA çeliklerine uygulanan TMP'nin şematik görünümü [56].

Şekil 2.29'da gösterilen  $T_s$ ; niyobyum içeren HSLA çeliklerinde niyobyum karbonitrür çözünürlük sıcaklığı,  $T_{nr}$ ; yeniden kristallenmenin olmadığı sıcaklığı,  $A_{R3}$ ; ferrit oluşumu başlama sıcaklığını,  $A_{R1}$ ; ise bu dönüşümün tamamlanma sıcaklığını belirtmektedir.  $T_s$  sıcaklığı eşitlik (16)'da verilen Irvine çözünürlük denklemi kullanılarak teorik olarak hesaplanabilmektedir [56].

$$T_s = \frac{6770}{2,26 - \log \left[ \%Nb \left( \%C + \frac{12}{14} \%N \right) \right]} \quad (16)$$

$T_s$  değerinin üstüne çıkılması durumunda HSLA çeliğinde bulunan çöktirler östenit içerisinde çözünmekte ve bu sıcaklıkta yapılacak bekleme sırasında tane büyümesinin başlamasına neden olmaktadır. Östenit fazının ıslah edilebilmesi için bu sıcaklıklarda deformasyon işlemleri başlatılmaktadır [56].

Östenit deformasyonu, konvansiyonel ve kontrollü termomekanik işlemler olmak üzere iki gruba ayrılmaktadır. Konvansiyonel yöntemlerde uygulanan deformasyon işlemlerinin amacı mikroyapının şeklini değiştirmek iken, kontrollü termomekanik yöntemlerde amaç aynı zamanda mikroyapı gelişimini kontrol altında tutmaktır [49, 56].

Şekil 2.29'da şematik olarak gösterilen Kontrollü Termomekanik İşlemler (TCMP), uygulanma esnasında gerçekleşen durumlar bakımından dört aşamaya ayrılmaktadır. İlk aşama, malzemenin  $T_s$  değerinin üstünde bir sıcaklıkta tutulmasından dolayı oluşan kaba östenit

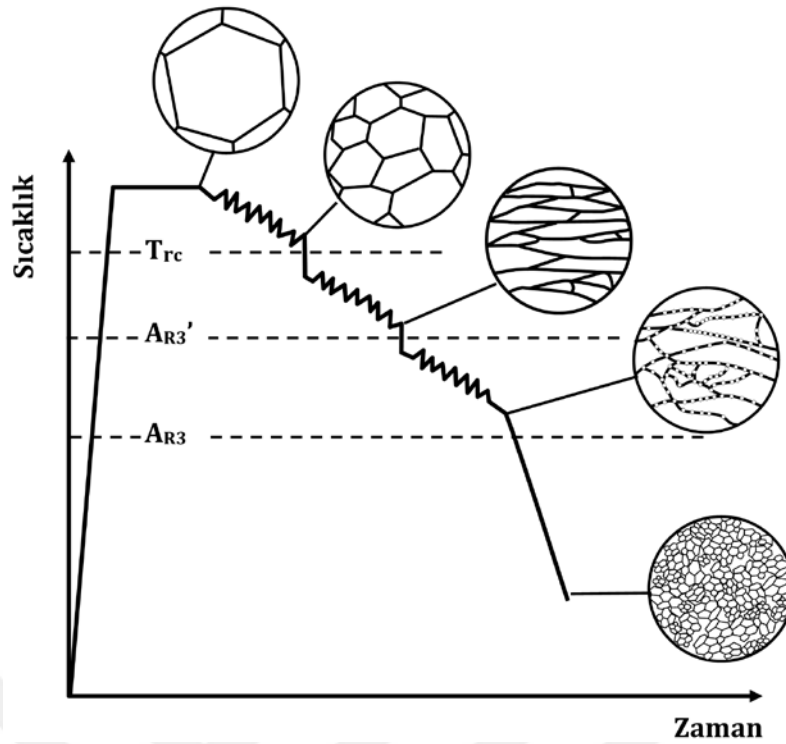
taneleri, uygulanan deformasyon tekrarları ve yeniden kristalleşme ile inceltir. İkinci aşama  $T_{nr} - A_{R3}$  sıcaklıkları arasında gerçekleşmektedir. Bu aralıkta oluşan gerinim kaynaklı çökeltirler, uygulanan deformasyon işlemleri arasında yeniden kristalleşmenin tamamlanmasını engellemektedir. Bu aşamada, deformasyona uğrayan ve büyümeleri engellenen östenit taneleri pankek şeklini alırken içlerinde dislokasyon altyapıları oluşur. Üçüncü aşamada deformasyon, ferrit dönüşüm başlangıç sıcaklığı olan  $A_{R3}$  ile bu dönüşümün sona erdiği  $A_{R1}$  sıcaklıkları arasında uygulanmaktadır. Bu aşamada östenit deforme edilmeye devam edilirken, tane sınırlarında ve tane içerisinde çekirdeklenen ferrit taneciklerinde gerilmeler oluşur. Dördüncü ve son aşamada soğuma hızına ve deformasyonun sonlandırıldığı aşamaya bağlı olarak farklı mikroyapılar elde edilebilmektedir. İlk deformasyon aşamasından sonra, malzemenin havada soğutulması ile oluşan ferrit, yavaş soğumadan kaynaklanan tane büyümesinden dolayı görece olarak kaba taneli olacaktır. İkinci aşama sonrasında elde edilen ferrit taneleri, birinci aşama bitiminde elde edilen tanelere oranla daha küçüktür. Üçüncü aşamada soğuma hızının arttırılması, tanelerin daha da incelmeye ve gerilmeye uğratılmış ferrit taneleri içerisinde dislokasyon altyapılarının oluşmasına neden olur [49, 56].

Yeniden kristalleşme kontrollü haddeleme, tane boyutunu etkin bir şekilde inceltmek için genellikle hızlandırılmış soğutma ve mikroalaşımlama ile birlikte kullanılır. Faz dönüşümleri arasında soğuma hızının arttırılması, malzemenin dönüşüm sıcaklık değerlerini ve tane büyüme hızını düşürüp, ferrit çekirdeklenme oranını arttırmaktadır. Bu sayede oluşacak taneler, normal soğutmaya göre daha küçük olacaktır. Ayrıca, niyobyum gibi yeniden kristalleşme sıcaklığını yükselten mikroalaşım elementleri, deformasyon aşamaları arasında yeniden kristalleşmeyi engeller. Bu durum ise, birim alanda ferrit çekirdeklenme bölgesi yoğunluğunu arttırarak daha küçük taneli yapı oluşumunu sağlamaktadır [57].

### 2.3.2.2. Gerinime Bağlı Ferrit Dönüşümü

Gerinime bağlı ferrit dönüşümünde ferrit oluşumu, diğer yöntemlerden farklı olarak deformasyondan sonra değil deformasyon sırasında gerçekleşmektedir. Dönüşümün bu şekilde gerçekleşmesi, bu yöntem ile elde edilen tane boyutlarının diğer termomekanik yöntemlere oranla daha küçük olmasını sağlamaktadır [49, 57-58].

Gerinime bağlı ferrit dönüşümü, plastik gerinimin malzemenin östenitten ferrit oluşum sıcaklığını ( $A_{R3}$ ) yükseltmesi ilkesine dayanmaktadır.  $A_{R3}$  sıcaklığının hemen üstünde uygulanacak bir deformasyon, malzemenin  $\gamma \rightarrow \alpha$  dönüşüm sıcaklığının, işlem sıcaklığına çıkmasına neden olmakta ve bu sayede östenit fazı, uygulanan gerinim neticesinde deformasyon esnasında ince taneli ferrite dönüşmektedir. Şekil 2.30.'da işleme ait şematik çizim verilmiştir [58].



**Şekil 2.30.** Gerinim Kaynaklı Ferrit Dönüşümüne ait şematik gösterim [58].

Şekil 2.30.'da da gösterildiği üzere gerinim kaynaklı ferrit dönüşümü yeniden kristalleşme sıcaklığının altında gerçekleşmektedir. Kristalleşme sıcaklığının altında gerçekleştirilen bu dönüşüm sayesinde, klasik tane küçültme işlemlerinden daha efektiftir.

### 2.3.3. Ağır Plastik Deformasyon Teknikleri

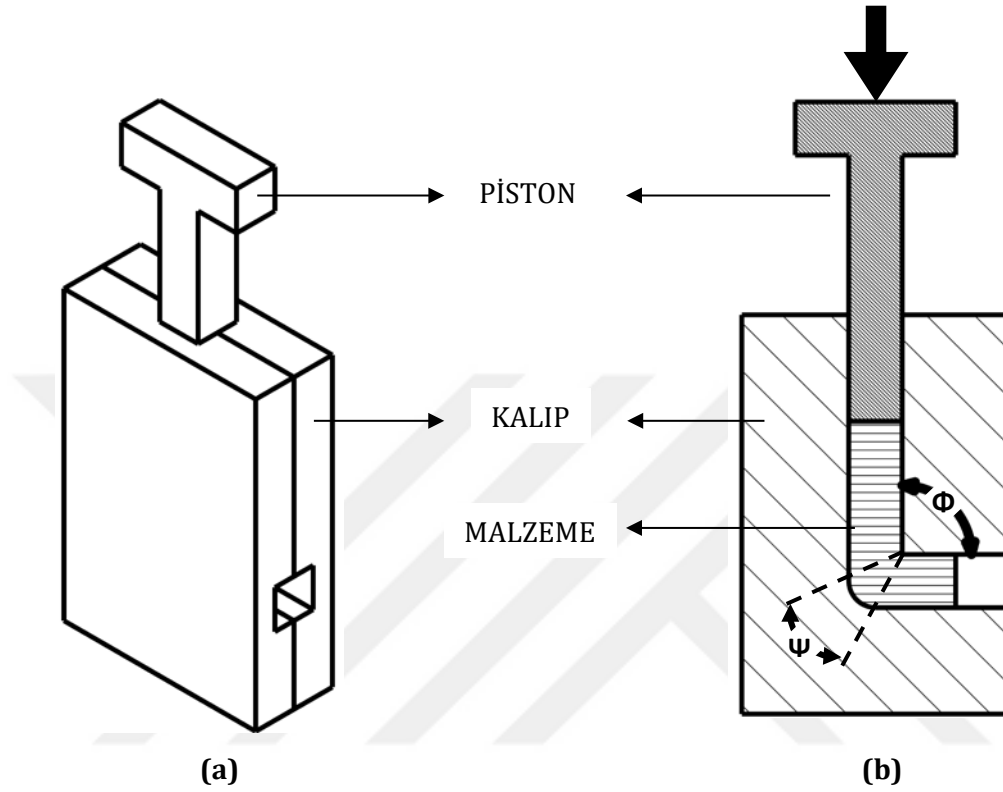
Ağır plastik deformasyon (SPD) teknikleri genel olarak oda sıcaklığında veya ılık deformasyon bölgeleri kabul edilen sıcaklıklarda, malzemeye yüksek gerinim uygulanarak tane küçültülmesini amaçlamaktadır. Bu teknik; eşit kanallı açısıl presleme (ECAP), yüksek basınçlı burulma (HPT), birikimli haddeleme (Accumulative roll bonding- ARB), çok eksenli dövme (MAF) gibi pek çok yöntemi içermektedir. Malzemeye uygulanacak uygun ağır plastik deformasyon tekniği ile ortalama tane büyüklüğü 1  $\mu$ m'nin altında olan ultra ince taneli çeliklerin üretilmesi mümkündür [57].

#### 2.3.3.1. Eşit Kanallı Açısıl Presleme

Eşit kanallı açısıl presleme (ECAP) yöntemi ilk olarak 1980'li yılların başında ortaya çıkmış ve sahip olduğu avantajlar sebebiyle günümüzde en sık tercih edilen SPD yöntemlerinden biri haline gelmiştir [49,57,59]. Pek çok malzemede kullanılmak üzere modifiye edilebilmesi, yüksek homojenlikte ürün elde edilebilmesi, işlem sonrası malzemenin kesit alanında değişimin

olmaması ve uygun ekipmanlar ile seri üretime kolaylıkla uyarlanabilmesi, ECAP yöntemini oldukça popüler kılmaktadır [59,60].

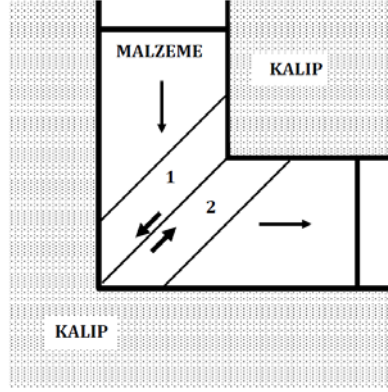
Birçok farklı türevi bulunsa da genel olarak ECAP yönteminin temeli şekil 2.31.'de gösterilmektedir.



**Şekil 2.31.** ECAP yönteminin prensiplerinin şematik gösterimi **a)** ECAP sistemi, **b)** sistemin kesiti [49,57-60].

ECAP yöntemi temel olarak şekil 2.31.'de de gösterildiği üzere, silindirik veya kare kesitli kanallara sahip kalıp içerisinde malzemenin piston yardımıyla deforme edilmesi şeklinde tanımlanmaktadır. İşlem sonunda kesit alanının değişmemesi, malzemenin tekrarlı deformasyonunu mümkün kılmaktadır. Şekil 2.31.(b)'de belirtilen  $\Phi$  açısı, kanalların birleşim açısını ifade ederken  $\Psi$ , bu kanalların kesiştiği bölgedeki eğrilik yayıyla ilişkili açıyı temsil eder.  $\Phi$  açısı, çoğu uygulamada  $90 - 135^\circ$  arası değişen değerlerde kullanılsa da sık olarak  $90^\circ$  değerini almaktadır [49,59-60]. İşlem genel olarak 70 ile 100 mm uzunluğundaki malzemelere uygulanabilmektedir. Prensip olarak ise maksimum 20 mm kesit uzunluğundaki malzemelere uygulanabilmektedir [60]. ECAP yönteminin, tane küçültme verimini arttırmak için işlem tekrarlanmakta ve bu tekrarlar arasında malzeme eksenini etrafında  $90^\circ$  döndürülerek farklı kayma düzlemleri harekete geçirilmektedir [49,57,59-60].

ECAP işlemi uygulanmasında malzemeye çok yüksek ve ani bir gerinim uygulanmaktadır. Bu gerinimin büyüklüğü şekil 2.31.(b)'de şematik olarak gösterilen kalıp parametreleri kullanılarak hesaplanabilmektedir. Şekil 2.32.'de bu gerinimin şematik gösterimi verilmektedir.



**Şekil 2.32.** ECAP işlemi sırasında malzemeye etkiyen gerinim [59].

Malzemenin kanal büküm yerlerinden geçişi sırasında meydana gelen gerinim şekil 2.32. de belirtilen teorik kesme düzlemleri 1 ve 2 olarak gösterilmektedir. Her geçiş sırasında oluşan bu gerinimin basitleştirilmiş matematiksel ifadesi eşitlik (17)'de verilmektedir [49,59-60].

$$\gamma = \frac{2}{\sqrt{3}} \cot\left(\frac{\phi}{2}\right) \quad (17)$$

ECAP yönteminin tekrarlanması durumunda ise malzeme içerisinde oluşacak toplam gerinim eşitlik (17)'nin geliştirilmesi ile eşitlik (18)'de gösterilmektedir [59-60].

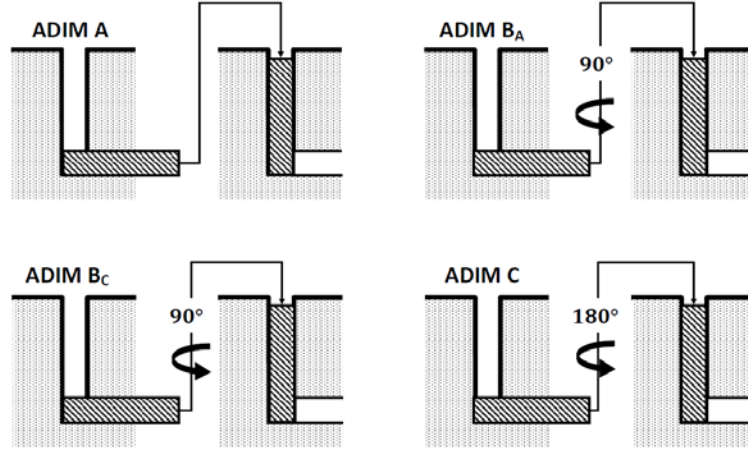
$$\gamma = \frac{N}{\sqrt{3}} 2 \cot\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) + \psi \operatorname{cosec}\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) \quad (18)$$

Eşitlik (17) ve eşitlik (18)'de yer alan;

- $\gamma$  - Kesme gerinimi
- $N$  - ECAP işleminin tekrarlanma sayısı
- $\phi$  - Kanal birleşim açısı (derece)
- $\psi$  - Kanal kesişim bölgesindeki eğrilik yay açısı (derece)

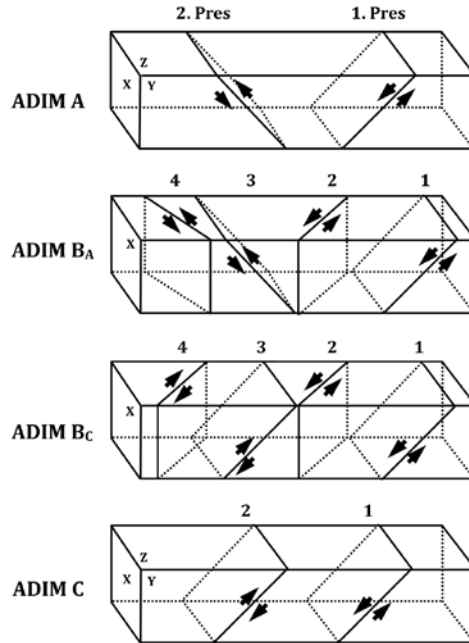
olarak ifade edilmektedir.

İlk deformasyon sırasında etkisiz olan kayma düzlemlerini harekete geçirmek için yapılan işlemlere ait basamaklar şekil 2.33.'de gösterilmektedir.



**Şekil 2.33.** Tekrarlanan ECAP işleminin şematik gösterimi [59-60].

Şekil 2.33., malzemenin toplamda dört defa farklı eksenler üzerinden ECAP işlemi uygulanmasını şematik olarak göstermektedir. Her tekrarda gerininin etki ettiği kayma düzlemi değişmekte ve böylece işlemin verimliliği artmaktadır. Bu adımlarda malzemede meydana gelen gerinim düzlemleri şekil 2.34.'te gösterilmektedir.



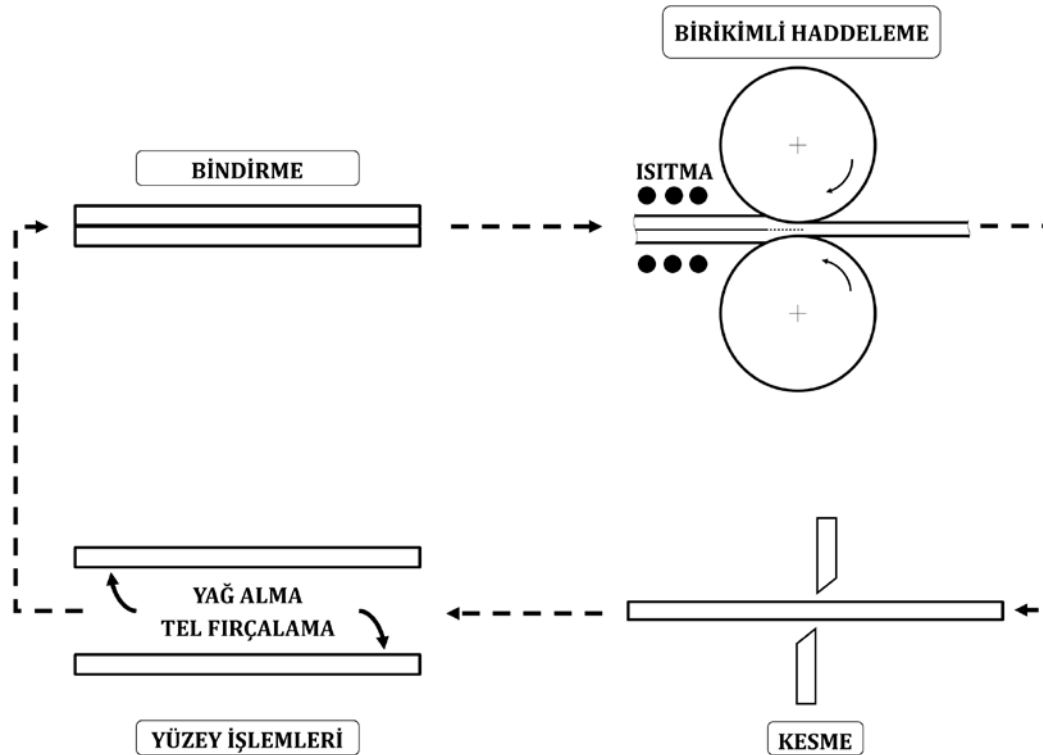
**Şekil 2.34.** Tekrar adımlarında harekete geçen kayma düzlemleri [59].

Şekil 2.34.'te kayma sistemlerin üzerinde yer alan sayılar, kayma sisteminin harekete geçtiği tekrarı belirtmektedir. Adım C'de gerçekleşen kesme, her iki tekrarda aynı kayma düzleminde gerçekleşse de kesme yönü tersine döner. Bu durum, gereksiz gerinim olarak adlandırılır ve her çift sayıdaki tekrarda gerinim kendini sönümler. C adımına benzer şekilde B<sub>C</sub> adımında da üçüncü tekrar birinciye, dördüncü tekrar ise ikinciye sönümleyerek etkisiz duruma getirmektedir. Bu adımların aksine, A ve B<sub>A</sub> adımlarında birbirini sönümleyen gerinimler bulunmamaktadır. A adımında birbirini 90° ile kesen iki farklı kesme düzlemi bulunur iken, B<sub>A</sub> adımında birbirini 120° ile kesen dört farklı kesme düzlemi bulunmaktadır. Bu sayede A ve B<sub>A</sub> adımlarında gerçekleşen her deformasyon işlemi malzemeye gerinim yükleyerek, malzeme içerisinde gerinim birikmesine neden olmaktadır [59].

ECAP yöntemi günümüzde malzeme özelliklerini geliştirme amacı ile sıkça kullanılmakta ve geliştirilmektedir. Yapılan çalışmalarda ECAP yöntemi ile düşük karbonlu çeliklerde ortalama tane boyutu, 0.2 µm altına kadar düştüğü gözlenmiştir [61-62].

### 2.3.3.2. Birikimli Haddelme

Birikimli haddelme (ARB), malzemenin birleştirilerek tekrarlı haddelme yapılmasını esas alan bir ağır plastik deformasyon yöntemidir. ARB yöntemi diğer SPD teknikleri ile kıyaslandığında, özel ekipmanlar gerektirmemesi ve üretim limitinin olmaması bakımından ön plana çıkmaktadır [63]. Bu yönetime ait şematik gösterim şekil 2.35.'te verilmiştir.



Şekil 2.35. Birikimli haddelme (ARB) işleminin şematik gösterimi [64].

Şekil 2.35.'te de gösterildiği üzere, ARB yönteminde ilk olarak üst üste konulan özdeş iki levhaya sıcak haddeleme uygulanır. İşlem sonrasında birleşen ve incelen levhalar eşit uzunlukta kesilir. Kesilen levhalar yüzey işlemlerine tabi tutulduktan sonra tekrar haddeleme yapılmak üzere üst üste istiflenir. ARB yönteminin yapısı, deformasyon işleminin aynı malzemeye defalarca uygulanmasını mümkün kılarak yüksek gerinimler oluşturulmasını izin vermektedir [64]. Yöntemde, genel olarak her döngü sonrasında kalınlıkta %50 düşüş olması hedeflenmektedir. Bu sayede istiflenen levhaların toplam kalınlığı her zaman aynı olacağından, haddeleme sistemi değiştirilmeden malzeme tekrar deforme edilebilmektedir. Bu sistemlerde, ilk levhanın anlık kalınlığı eşitlik (19) ile toplam kalınlıkta ulaşılan toplam daralma ise eşitlik (20) ile bulunabilmektedir [65].

$$t = \frac{t_0}{2^n} \quad (19)$$

$$r_t = 1 - \frac{t}{t_0} = 1 - \frac{1}{2^n} \quad (20)$$

Eşitlik (19)'da ve eşitlik (20) de yer alan;

- t** - Levhanın son kalınlığı
- t<sub>0</sub>** - Levhanın ilk kalınlığı
- n** - Tekrarlanan deformasyon işlemi sayısı
- r<sub>t</sub>** - Kalınlıkta toplam daralma

olarak ifade edilmektedir.

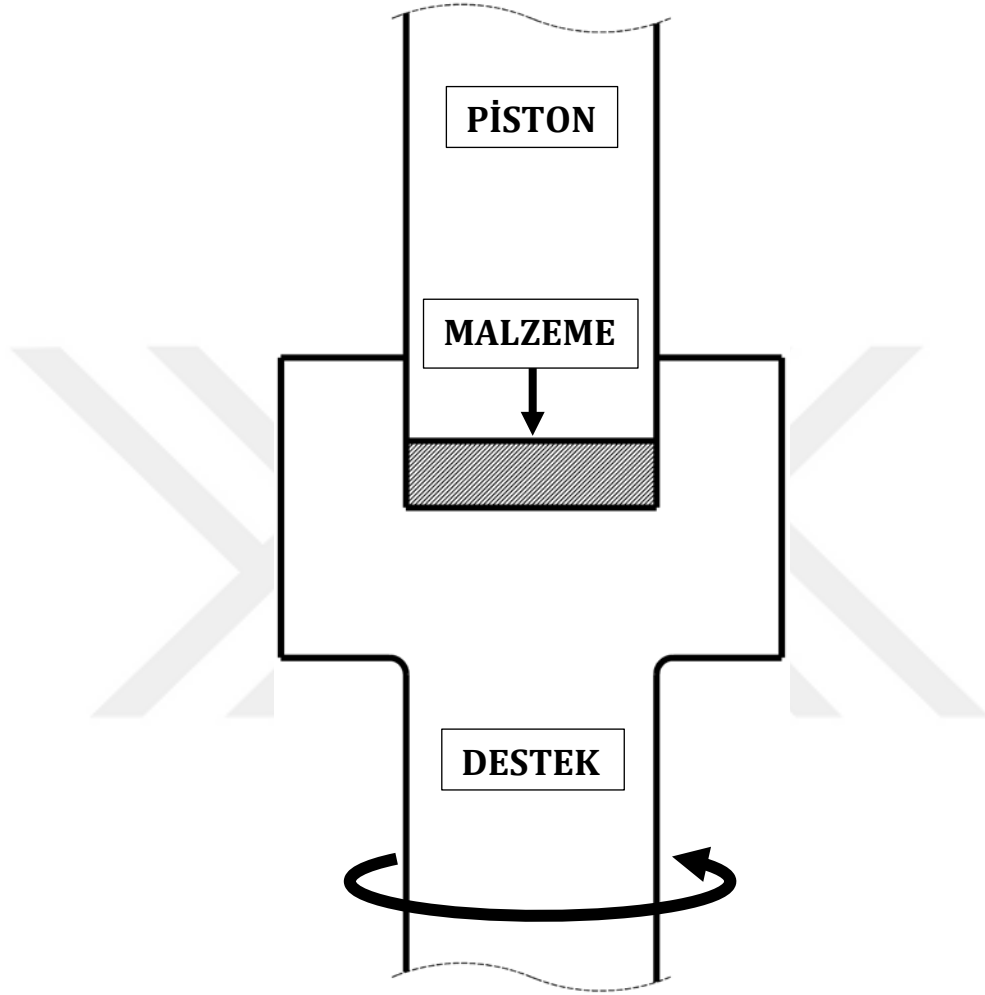
ARB döngüleri sonrasında malzemeye etki eden eşdeğer plastik gerinimi  $\varepsilon$ , yanal yayılmanın olmadığı varsayılarak,  $n$  sayıda tekrarda, von Mises akma ölçütü ve düzlemsel gerinim koşulları kullanılarak eşitlik (21) ile hesaplanmaktadır [65].

$$\varepsilon = \left( \frac{1}{\sqrt{3}} \ln \left( \frac{1}{2} \right) \right) \times n = 0,8n \quad (21)$$

ARB yönteminin başarısını belirleyen en önemli unsurlardan biri haddeleme sıcaklığıdır. Haddeleme esnasında malzemedeki meydana gelecek olası bir yeniden kristalleşme durumunda, tekrarlanan deformasyonlar sonucunda biriken gerinim yok olacaktır. Aynı zamanda düşük sıcaklık, malzemenin sünekliğini ve ara yüzde bağ gücünü düşüreceğinden haddeleme sıcaklığı bu kritik sıcaklıktan yüksek fakat malzemenin yeniden kristalleşme sıcaklığından düşük bir değer seçilmelidir [64].

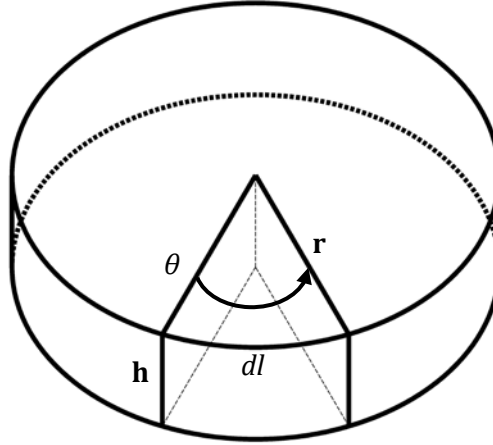
### 2.3.3.3. Yüksek Basınçlı Burulma

Yüksek basınçlı burulma (HPT), ilk olarak 1935 yılında Bridgman tarafından tanımlanan ve malzemelere, yüksek basma ve burulma kuvvetlerinin eşzamanlı olarak uygulandığı bir ağır plastik deformasyon yöntemidir [66-68]. İşleme ait şematik gösterim şekil 2.36.'da verilmiştir.



**Şekil 2.36.** Yüksek Basınçlı Burulma (HPT) işleminin şematik gösterimi [66].

Şekil 2.36.'da da gösterildiği üzere, malzemeye piston ile basma uygulanması esnasında destek eksenini etrafında döndürülerek burulma yaratılmaktadır. Bu sayede, yüzeye etkiyen sürtünme kuvvetleri, diski kesme gerilimi ile deforme ederek deformasyonun yarı hidrostatik bir basınç altında ilerlemesini sağlar [66]. Bu işlemler sırasında malzemede meydana gelen gerinimi etkileyen parametreler şekil 2.37.'de gösterilmektedir.



**Şekil 2.37.** Malzeme üzerinde gerinimi etkileyen parametreler [66].

Şekil 2.37.'de, yapılan rotasyon  $\theta$ , diskin kalınlığı  $h$ , yer değiştirme  $dl$ , ve malzemenin yarı çapı  $r$ , olarak gösterilmektedir. İşlem sırasında disk kalınlığının değişmediği varsayılarak malzemede oluşacak kesme gerinimi,  $\gamma$ , şekil 2.37.'de belirtilen parametreler kullanılarak eşitlik (22) ile ifade edilmektedir [67].

$$\gamma = \frac{\theta r}{h} = \frac{2\pi N r}{h} \quad (22)$$

Eşitlik (22)'de belirtilen;

- r** - Diskin yarı çapı
- $\pi$**  - Radyan
- $\theta$**  - Uygulanan rotasyon
- N** - Dönme sayısını
- h** - Disk kalınlığı

ifade etmektedir.

HPT işleminin oluşturacağı gerinimler, büyüklüklerine göre farklı yaklaşımlarla hesaplanmaktadır [66,67].  $\gamma < 0,8$  değerlerinde gerinim, eşitlik (23)'te verilen von Mises gerinimi ile hesaplanırken,  $\gamma \geq 0,8$  değerlerinde eşitlik (24) kullanılmaktadır [60,66,67].

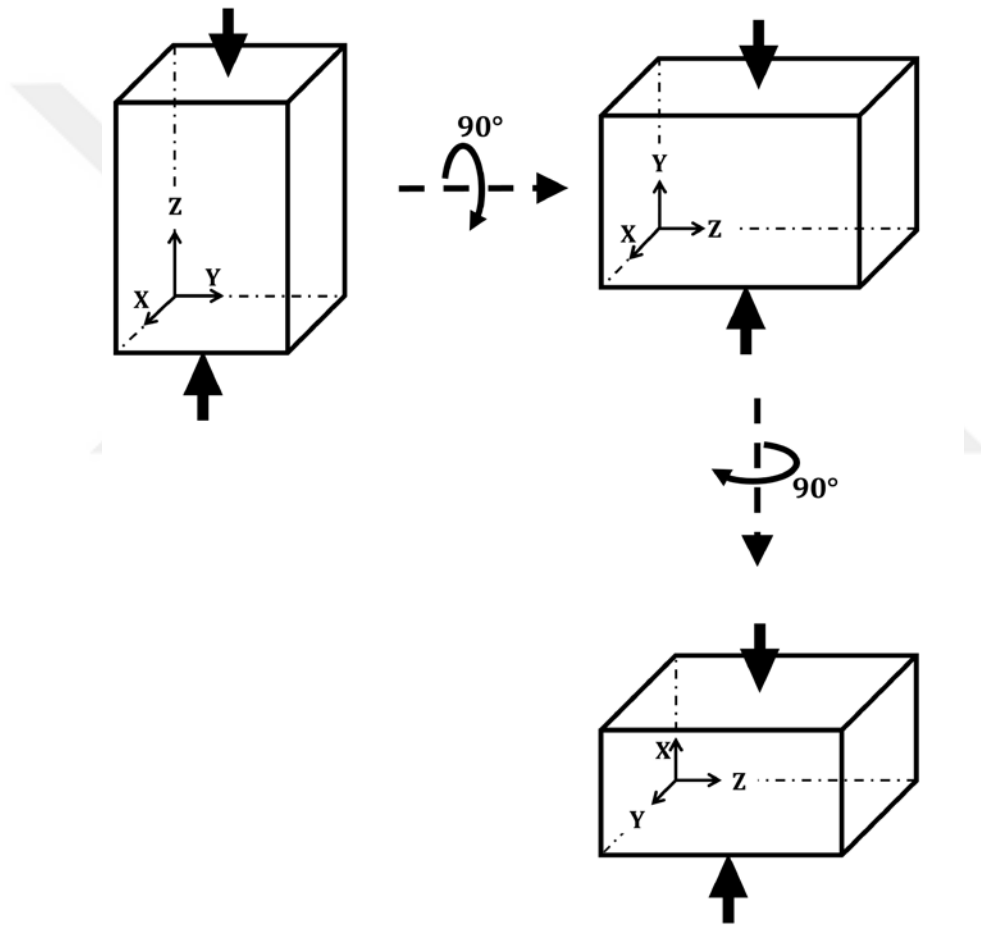
$$\varepsilon = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} \quad (23)$$

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left( \frac{\gamma}{2} + \sqrt{1 + \frac{\gamma^2}{4}} \right) \quad (24)$$

HPT kullanılarak yapılan çalışmalarda, ortalama tane boyutunun 50 nm değerlerine kadar düştüğü gözlenmiştir [67]. Ayrıca nikel ile yapılan çalışmalarda ortalama tane boyutunun 17 nm indiği ve şimdiye kadar nanokristal nikellerde elde edilen en yüksek mikro sertliğe ulaşıldığı gözlenmiştir [60].

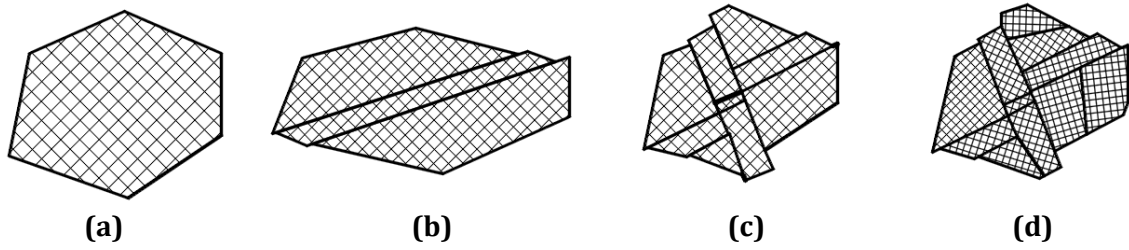
#### 2.3.3.4. Çok Eksenli Dövme

Çok eksenli dövme (MAF) işlemi, malzemeye östenit bölgede her ekseninde yüksek basma yükü uygulanması ile yapılan bir SPD yöntemidir. İşleme ait şematik gösterim şekil 2.38.'de verilmektedir.



**Şekil 2.38.** Çok Eksenli Dövme (MAF) işleminin şematik gösterimi [69].

MAF yönteminde malzemeye uygulanan eksenel yükler şekil 2.38.'de gösterilmektedir. Malzeme her deformasyon sonrası  $90^\circ$  döndürülerek yük eksenini değiştirilir. Malzemeye her yönden gerinim yüklenmesi, tane yönelmesini engelleyerek malzemenin homojenlik göstermesini sağlar. İşlem sırasında mikroyapıda meydana gelen değişimler şekil 2.39.'da gösterilmektedir.



**Şekil 2.39.** Çok eksenli dövme aşamalarında mikroyapı değişimi **(a)** ilk yapı, **(b)** birinci deformasyondan sonra, **(c)** ikinci deformasyondan sonra, **(d)** son geçiş [69].

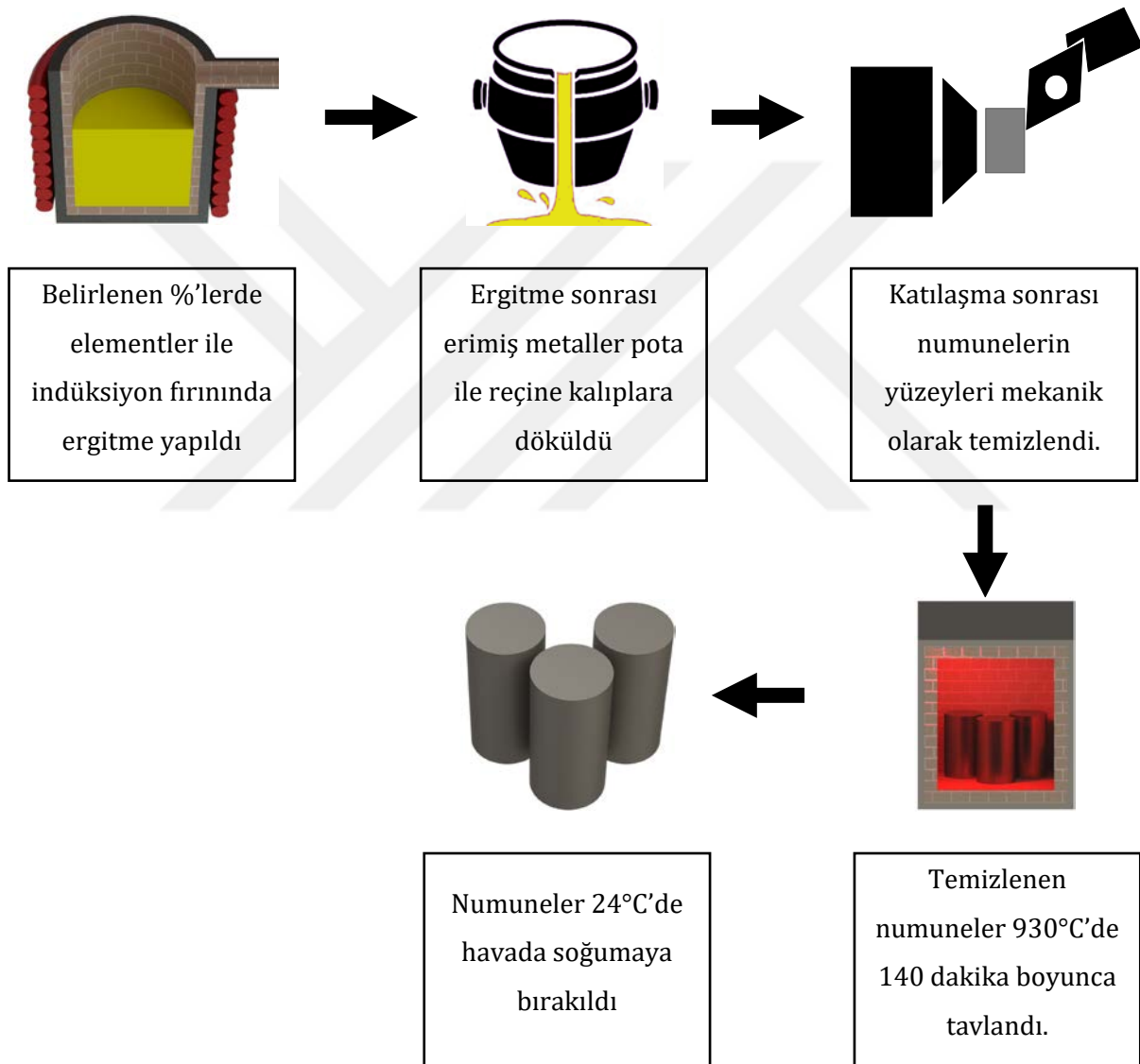
Şekil 2.39.'da MAF esnasında malzemenin mikroyapısındaki dinamik yeniden kristalleşme kaynaklı değişim gösterilmiştir. İlk aşamada yük tek yönlü olduğundan, kesme gerilimi ile oluşan deformasyon bantları, belirli bir doğrultuda meydana gelmektedir. Yük yönü değiştirildiğinde ise ilk bantlardan farklı yönlerde yeni deformasyon bantları oluşmaktadır. Bu bantlar, mevcut bantları keserek birçok alt-tanecik oluşturur. İşlemin devamında ise bu alt-tanelerin açıları artacağından, alt-taneler normal tanelere dönüşür [69].

MAF yönteminin genel olarak,  $0,1T_m$  ile  $0,5T_m$  sıcaklık aralığında uygulanması, işlemin tane küçülme etkisini dinamik yeniden kristalleşme ile ilişkilendirmektedir. Yöntemin malzemede yarattığı gerinimlerin homojenliği, ECAP ve HPT yöntemlerine göre daha düşük olsa da yüksek sıcaklık ve düşük spesifik yük altında uygulanması, bu yöntemin gevrek malzemelerde kullanılabilmesini sağlamaktadır [70].

### 3. MATERYAL ve YÖNTEM

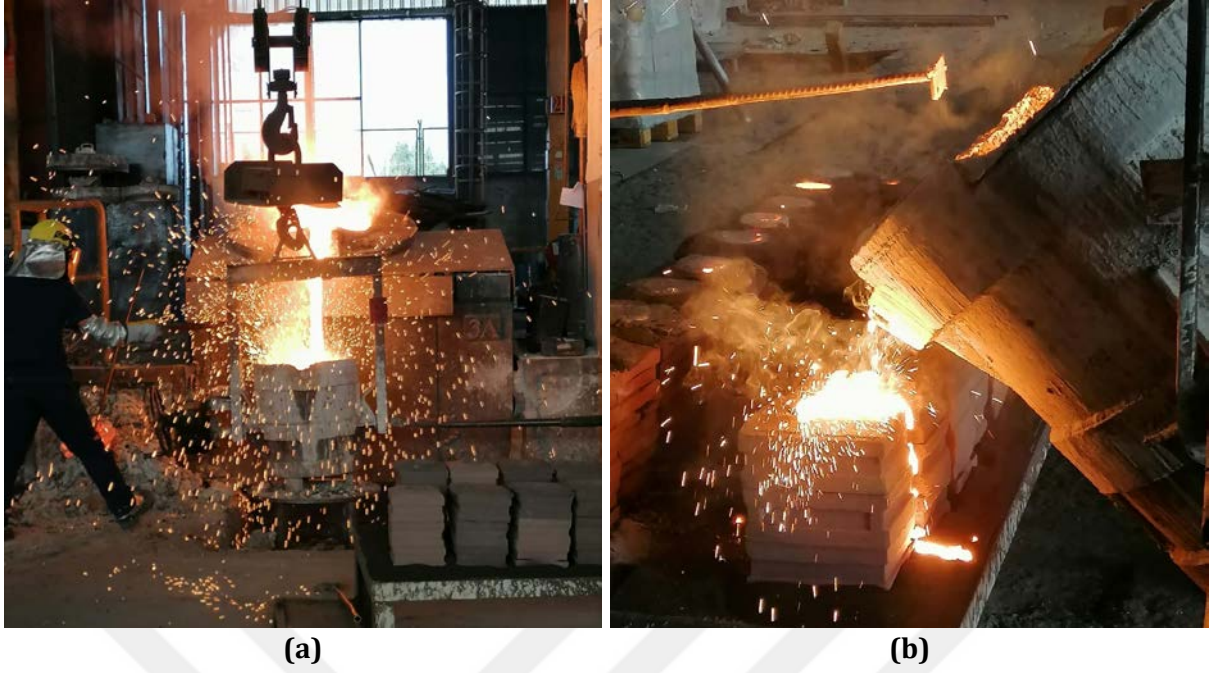
#### 3.1. Numune Üretimi

Çalışmada test edilecek numuneler ÇİMSATAŞ tesislerinde indüksiyon fırınlarında ve seçilen kimyasal kompozisyonda dökülmüştür. Üretim prosesine ait akış şeması şekil 3.1.'de verilmektedir.



**Şekil 3.1.** Üretim prosesine ait akış şeması

Hazırlanan elementler indüksiyon fırınında ergitildikten sonra, şekil 3.2.'de gösterildiği gibi potaya alınarak, 60 mm çapında 120 mm boyunda dokuz adet reçine kalıba dökülmüştür.



**Şekil 3.2.** İndüksiyon fırınında ergitilen çeliğin **a)** potaya alınması **b)** reçine kalıplara dökülmesi

Döküm sonrasında numunelere yapılan spektral analizleri ÇİMSATAŞ fabrikasında şekil 3.3.'de gösterilen ARL 4460 model Thermo Scientific markalı spektrometrede yapılmıştır. Analiz sonuçları tablo 3.1.'de verilmektedir.

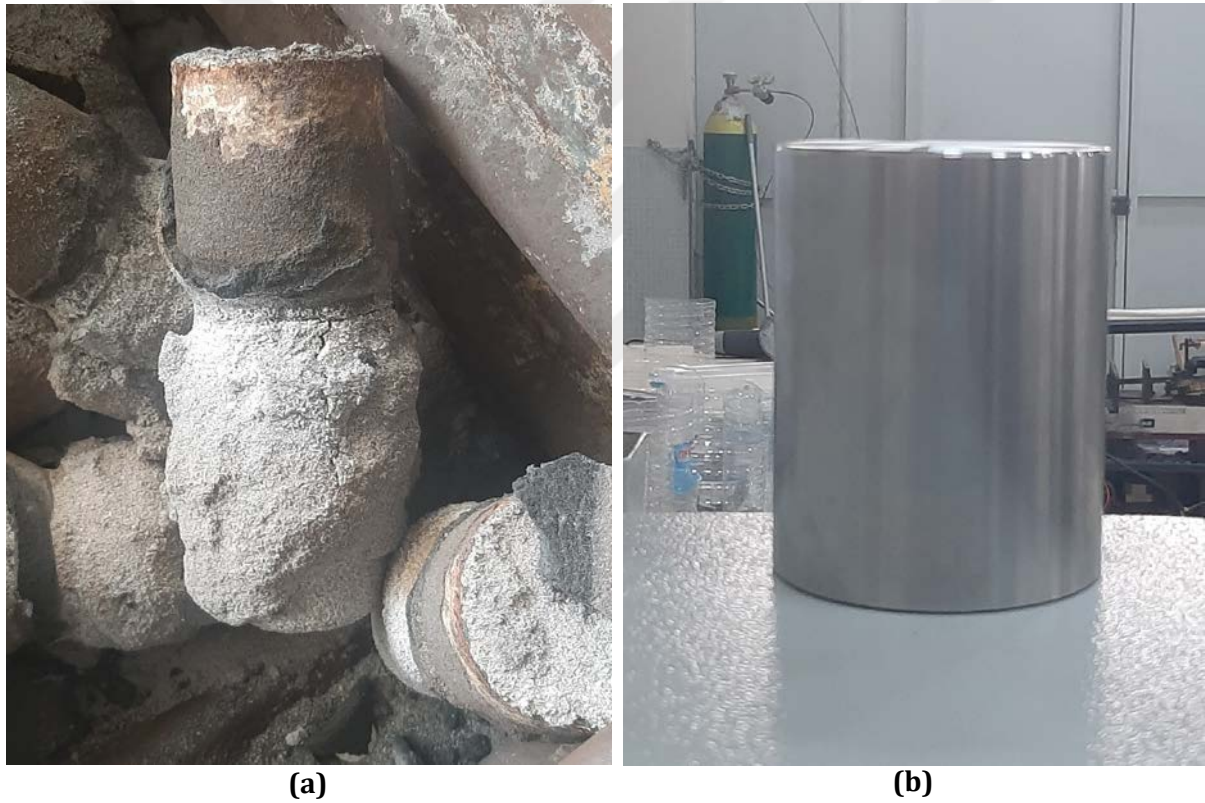


**Şekil 3.3.** Thermo Scientific ARL 4460 markalı spektrometre.

**Tablo 3.1.** Numunelerin spektral analiz sonuçları.

| Alaşım Elementlerinin % Miktarı |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |
|---------------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| C                               | Mn    | Si    | P     | S     | Cr    | Ni    | Mo    | V     | Cu    | Ti    | Al    | Nb    |
| 0,138                           | 1,468 | 0,363 | 0,012 | 0,016 | 0,092 | 0,049 | 0,174 | 0,066 | 0,098 | 0,010 | 0,017 | 0,040 |

Numunelerin dökümleri gerçekleştirildikten sonra havada katılaşmaya bırakılmıştır. Soğuma sonrasında yüzey pürüzlülüğü giderilmesi için numuneler reçine kalıplardan çıkarılarak temizlik işlemine tabi tutulmuştur. Döküm esnasında çeperde oluşma ihtimali olan muhtemel hataların bertaraf edilmesi için çap 60 mm'den 50 mm'ye, boy ise 120 mm'den 100 mm'ye tornalanmıştır. Numunelerin temizlik öncesi ve sonrası görüntüleri şekil 3.4. 'te verilmektedir.

**Şekil 3.4.** Numunelere ait a) soğuma sonrası b) ön temizleme sonrası görüntüler.

Dökümü gerçekleştirilen numunelerde bulunan alaşım elementlerinin homojen bir şekilde içyapıya yayılması, tane boyutunun düzenlenmesi ve döküm sonrası soğuma sırasında oluşan gerginliklerin azaltılması amacı ile tüm numuneler ilk olarak, şekil 3.5.'te gösterilen Jeotest markalı ısıtılma fırınında 930°C'de 140 dakika boyunca tavllanmış ve sonrasında 24°C olan açık havada soğutulmuştur.



**Şekil 3.5.** Jeotest Isıl işlem fırını.

Isıl işlemi yapılan parçalar tane küçültme işlemlerinin yapılabilmesi için diğer istasyonlara alınmıştır.

### **3.2. Tane Küçültme**

#### **3.2.1. Çok Eksenli Dövme**

Dökülen ve ardından temizlenerek ısıl işlem uygulanan numunelere, ağır plastik deformasyon yöntemi olan ve bölüm 2.3.3.4.'te bahsedilen çok eksenli dövme işlemi uygulanmıştır. Bu amaç doğrultusunda, Jeotest Isıl İşlem Fırının ile birlikte 880°C'ye kadar ısıtılan numuneler, fırın içinde yaklaşık olarak 60 dakika bekledikten sonra şekil 3.7.'de gösterilen ve ÇİMSATAŞ fabrikasında bulunan özel üretim 1000 tonluk hidrolik preste üç ekseninde ezilmiştir.

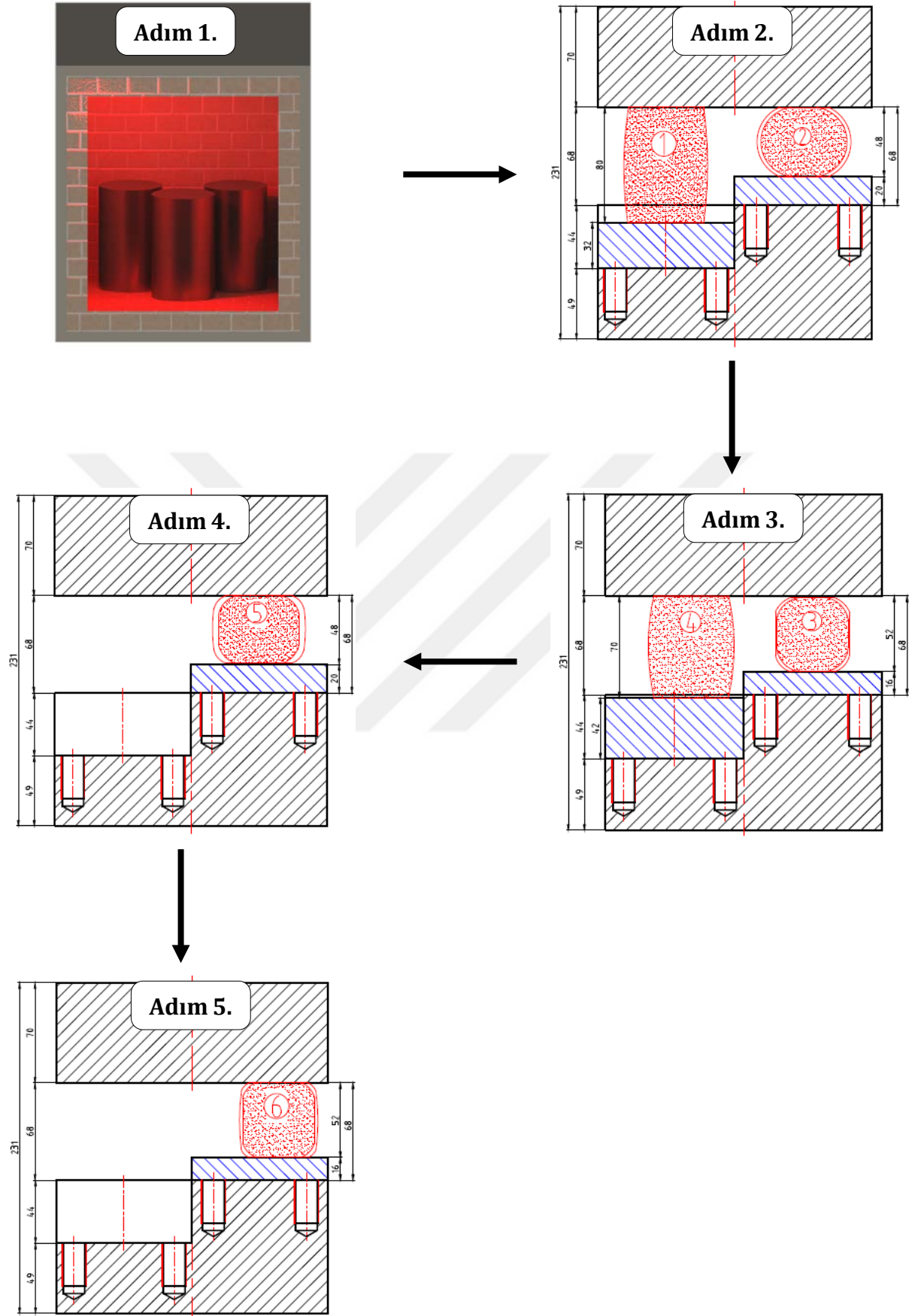


**Şekil 3.6.** Parçaların yatay eksende ezilmesi.



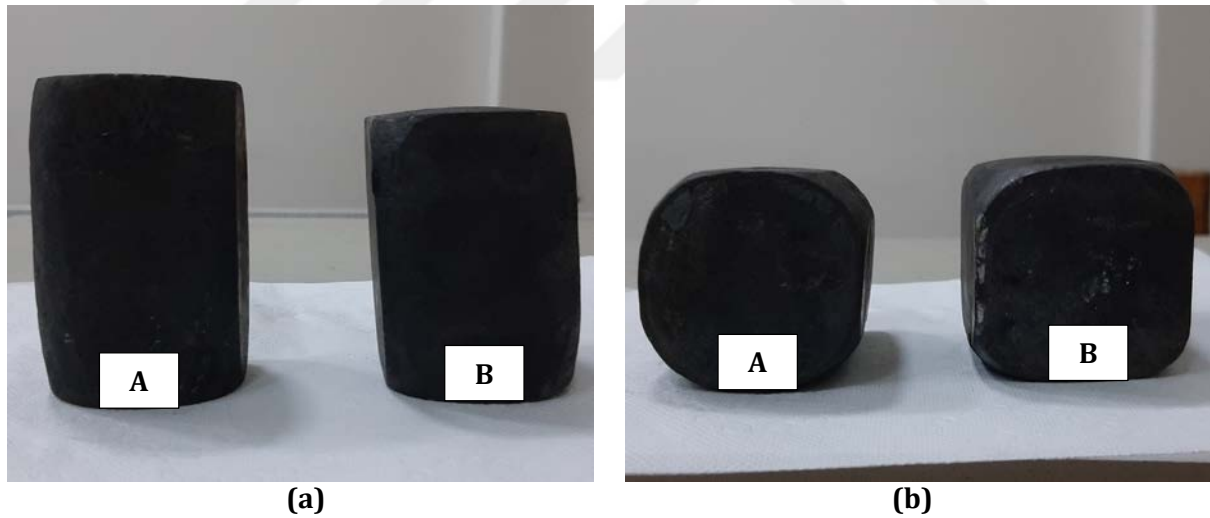
**Şekil 3.7.** 1000 tonluk pres.

Gerinimin miktarının malzemenin mekanik özelliklerine etkisinin ölçümlendirilebilmesi için numuneler iki gruba ayrılmıştır. “A” olarak işaretlenen ilk grup, üç ekseninde de %20 gerinim uygulanarak suya çekilmiştir. İkinci grup olan “B” kodlu numuneler ise, ısıtılma fırınında 850°C’de 60 dakika bekletildikten sonra %20 gerinim uygulanarak ikinci bir üç ekseninde ezme işlemi yapılmıştır. Ezme prosesine ait akış şeması şekil 3.8.’te verilmiştir.



Şekil 3.8. Ezme prosesine ait akış şeması.

Şekil 3.8.'te gösterildiği üzere, adım-1'de 880°C'de yaklaşık bir saat bekletilen numuneler adım-2'de, "1" ile gösterildiği gibi dik ekseninde ezilmiştir. 1. operasyonda kütüklere %20 gerinim uygulanarak 100 mm olan numune boyunu 80 mm'ye indirmiştir. Bu proses aynı zamanda 50 mm olan numune çapını 58 mm'ye çıkarmıştır. "2" ile gösterilen operasyonda ise numunelerin yatay eksenine tekrar %20'lik gerinim yüklenerek 58 mm olan çap 48 mm'ye indirilmiştir. İşlemin ardından numuneler yatayda 90° döndürülerek "3" numaralı operasyon uygulanmıştır. Bu operasyonda 63 mm'ye çıkan yan çap 52 mm'ye ezilmiş ve böylece numuneler yaklaşık olarak boyu 88 mm eni ise 52 mm olan hafif bombeli dikdörtgen prizmaya çevrilmiştir. İşlemin hemen ardından numuneler suya çekilerek oda sıcaklığına soğutulmuştur. "A" grubu soğuma sonrası işaretlenerek ayrılmış, "B" grubu ise ikinci bir dövme prosesi için fırında 850°C'ye ısıtılmıştır. "B" grubu numuneler, ayarlanan sıcaklıkta 60 dakika tutulduktan sonra 4. operasyon uygulanmıştır. Bu operasyonda, 88 mm olan numune boyu uygulanan %20'lik gerinim sonucu 70 mm'ye düşürülürken en kalın ölçü 59 mm'ye çıkmıştır. 5. Operasyonda 59 mm olan kalınlık 48 mm'ye düşürüldükten sonra 6. işlem için numuneler yatayda 90° döndürülüp ezilmiştir. Tüm bu dövme döngüsünden sonra ise numunelerin boyu yaklaşık 82 mm, kalınlığı ise 54 mm olmuştur. Dövme sonrasına ait numune görüntüleri şekil 3.8.'de verilmiştir.



**Şekil 3.9.** "A" ve "B" numunelerinin dövme sonrası boyutsal kıyaslanması **a)** boy **b)** kalınlık.

### 3.2.2. Isıl Çevirimler

Dövülme tamamlandıktan sonra numuneler ek tane küçültme uygulanma amacı ile ısıl çevrimlere maruz bırakılmıştır. Isıl çevrimlerin malzemeye etkisinin ölçülebilmesi amacı ile farklı

sayıda ısıtma çevrimleri uygulanmıştır. Bu işlemde temel amaç malzemelerin  $\alpha+\gamma$  bölgesinden tekrarlanan östenit  $\rightarrow$  martensit dönüşümü ile oluşacak nihai taneleri küçültülmesidir.

Isıl çevrim sayısının malzeme üstündeki etkilerinin incelenebilmesi için iki grupta da birer numune ısıtma çevrim uygulanmadan tutulmuş olup “A.1.” ve “B.1.” olarak işaretlenmiştir. “A” grubunda numunelere 1, 3, 5, 7 ve 10 tekrarda ısıtma çevrim uygulanarak sırası ile “A.2.”, “A.3.”, “A.4.”, “A.5.” ve “A.6.” olarak işaretlenmiştir. Benzer şekilde “B” grubu numunelerine 1, 3, 5 ve 7 defa ısıtma çevrim tekrarı uygulanmış olup bu numuneler de sırası ile “B.2.”, “B.3.”, “B.4.” ve “B.5.” olarak işaretlenmiştir. Tablo 3.2.’de numune kodları ve bu kodlara karşılık gelen ısıtma çevrimleri ile uygulanan toplam gerinim yüzdeleri gösterilmektedir.

**Tablo 3.2.** Numunelere uygulanan gerinim oranı ve ısıtma çevrim tekrarları.

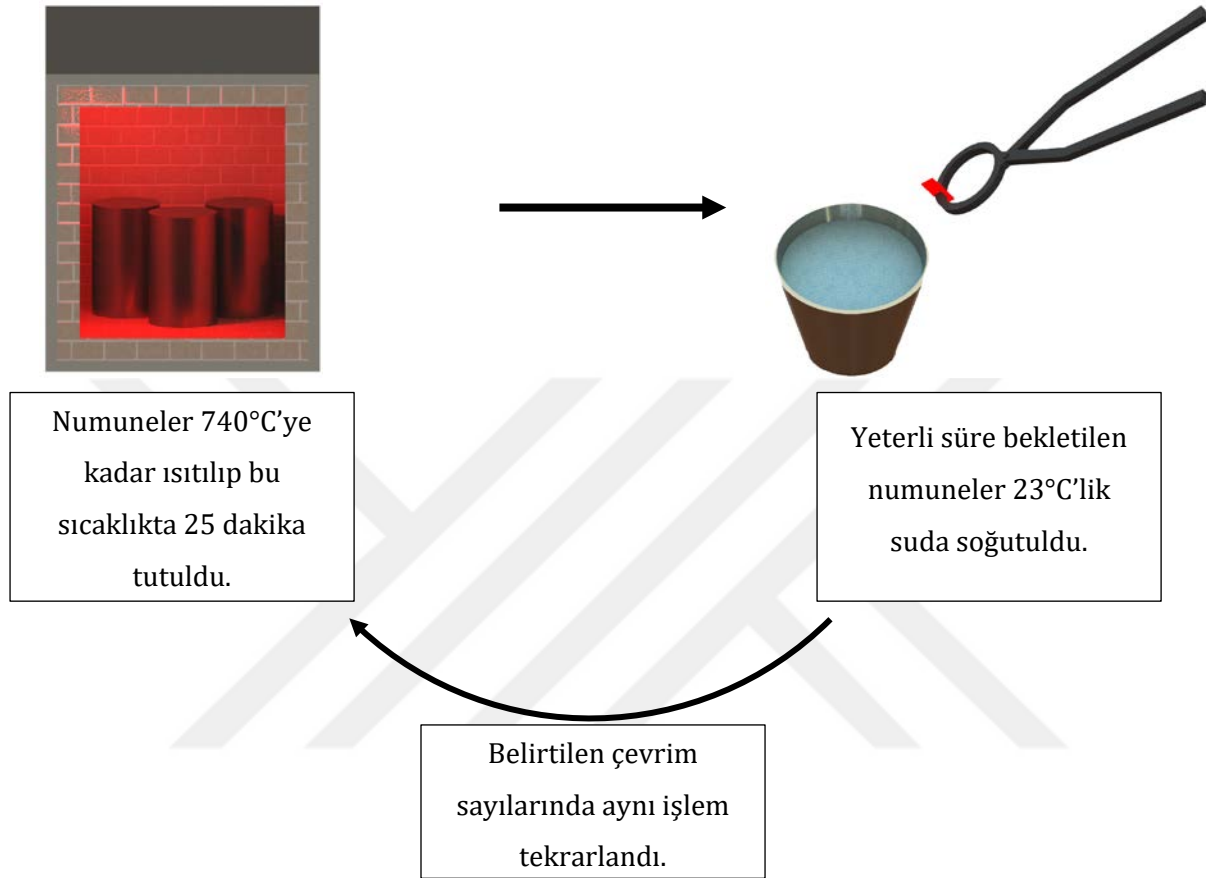
| Numune Kodu | Üç Eksende Uygulanan Toplam Gerinim (%) | Isıl Çevrim Tekrarı (Adet) |
|-------------|-----------------------------------------|----------------------------|
| No.0.       | 0                                       | 0                          |
| A.1.        | 20                                      | 0                          |
| A.2.        | 20                                      | 1                          |
| A.3.        | 20                                      | 3                          |
| A.4.        | 20                                      | 5                          |
| A.5.        | 20                                      | 7                          |
| A.6.        | 20                                      | 10                         |
| B.1.        | 36                                      | 0                          |
| B.2.        | 36                                      | 1                          |
| B.3.        | 36                                      | 3                          |
| B.4.        | 36                                      | 5                          |
| B.5.        | 36                                      | 7                          |

Isıl çevrimlerde numunelerin  $\alpha+\gamma$  bölgesine çıkabilmesi için öncelikle fırında 740°C’ye ısıtılmış ve 25 dakika bu sıcaklıkta bekletilmiştir. Bekleme sonrasında numuneler 23°C’de ki suda soğutulurken kodlarına göre bir sonraki işlemlere tabi tutulmuştur.



**Şekil 3.10.** Impac marka pirometre

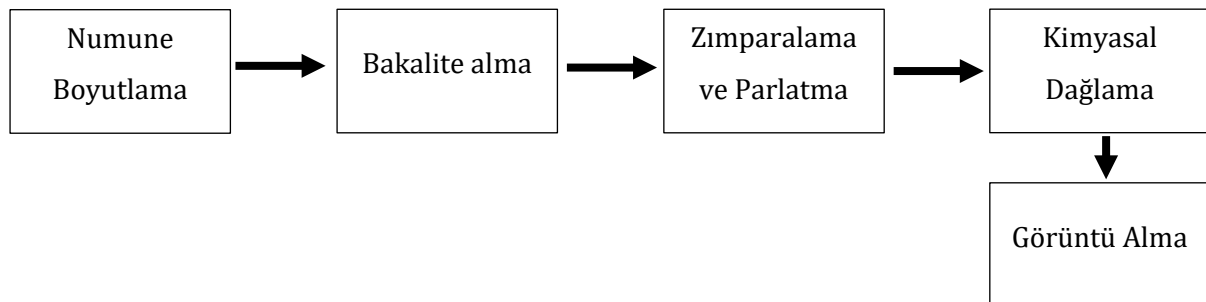
Ezme öncesi ve ısıl işlemler sırasında malzeme sıcaklıkları şekil 3.10.'da gösterilen Impac markalı pirometre kullanılarak teyit edilmiştir. Isıl çevirime ait akış şeması şekil 3.11.'de gösterilmektedir.



Şekil 3.11. Isıl çevirime ait akış şeması.

### 3.3. Metalografik İnceleme

Metalografik incelemesi malzemelerinin özellikleri hakkında pek çok bilgi vermesi sebebiyle sıklıkla yapılmaktadır. Bu incelemeye ait akış şeması şekil 3.12.'de verilmektedir.



Şekil 3.12. Metalografik incelemeye ait akış şeması.

### 3.3.1. Numune Hazırlama

Mikroyapı incelenmesi için numuneler ilk olarak şekil 3.13.'te gösterilen Metkon marka Metacut 251 model yağ soğutmalı kesme disk cihazı kullanılarak uygun boyutlarda kesilmiş ve ardından şekil 3.14.'te gösterilen Tronic marka sıcak bakalit kalıplama cihazında bakalite alınarak şekil 3.15.'te gösterilen hale gelmiştir.



Şekil.3.13. Metkon marka Metacut 251 Yağ soğutmalı keme cihazı.



Şekil 3.14. Tronic marka bakalit kalıplama cihazı.



**Şekil 3.15.** Mikroyapı incelemesi için bakalit kalıba alınmış numune.

Bakalite alınan numunelerin görüntü alınacak yüzeyleri temizlenmiş ve ardından parlatılmıştır. Uygulanan zımparalama işlemi sırası ile 80, 120, 240, 600, 800 ve 1200 numaralı SiC partiküllü zımpara kağıtlar kullanılarak ile su altında yapılmıştır. İşlem tamamlandıktan sonra numuneler kaba parlatma işlemine alınmıştır. Kaba parlatma, düz kumaş bez giydirilen disklerde sırası ile 9  $\mu\text{m}$  ve 6  $\mu\text{m}$  Metkon Diapat-M markalı elmas süspansiyonlar kullanılarak yapılmıştır. İşlemin ardından hassas parlatma için kadife kumaş giydirilen disklerde sırası ile ve 3  $\mu\text{m}$  ve 1  $\mu\text{m}$  Metkon Diapat-M markalı elmas süspansiyonlar kullanılmıştır. Zımparalama ve parlatma işlemleri şekil 3.16.'da gösterilen ve ÇİMSATAŞ fabrikasında bulunan Struers marka RotoPol-21 model otomatik parlatma cihazı kullanılarak yapılmıştır.



**Şekil 3.16.** Struers marka RotoPol-21 modeli otomatik parlatma cihazı.

Zımparalama ve sonrasında parlatma işlemi tamamlanan numuneler, saf su ile yıkanıp kurutulmuştur. Numuneler daha sonra, tane sınırlarının belirginleştirilmesi ve mikroyapının net bir şekilde gözlenebilmesi için dağlama işlemine tabi tutulmuştur. Dağlama işlemi, numune yüzeylerinin oda sıcaklığındaki %4 nital çözeltisinde yaklaşık olarak 4 dakika tutulması ile gerçekleştirilmiştir.

### 3.3.2. Optik Mikroskop

Optik mikroskoplar özellikle metalik malzemelerde mikroyapı incelemesinde oldukça yaygın kullanılan bir cihazdır. Mikroyapı görüntü alınabilmesi için ÇİMSATAŞ fabrikasında bulunan ve şekil 3.17.'de gösterilen Zeiss marka Axio model inverted tip mikroskop kullanılmış ve 200x büyütmede görüntülenen mikroyapılar, entegre kamera yardımı ile bilgisayar ortamına aktarılmıştır.

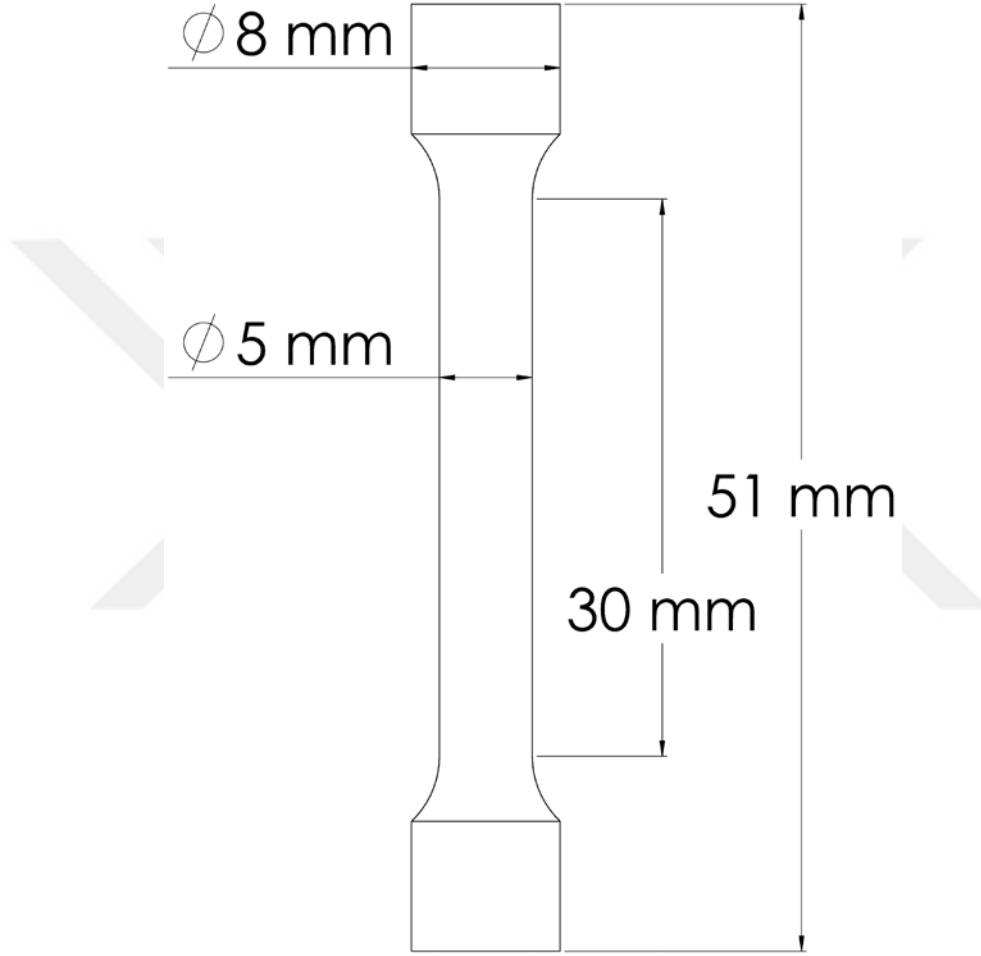


Şekil 3.17. Zeiss Axio inverted mikroskop.

### 3.4. Mekanik Testler

#### 3.4.1. Çekme Testi

Numuneler, çekme dayanımlarının ölçülmesi ve karşılaştırılmalarının yapılabilmesi için çekme testine tabi tutulmuştur. Testin uygulanması için numuneler seçilen DIN 50125:2016-2 B tipi parça ölçülerine göre işlenmiştir. Test parçalarının ölçüleri şekil 3.18.'de verilmektedir.



**Şekil 3.18.** Çekme testi için seçilen DIN 50125:2016-2 B tipi parça ölçüleri.

Çekme testinin sağlıklı yapılabilmesi ve olası bir hatanın yaşanmaması için her numuneden seçilen ölçülerde ikişer adet çekme test parçası hazırlanmıştır. İşlenen parçaların testleri, ÇİMSATAŞ şirketinin kalite laboratuvarında bulunan Zwick marka Roell Z250 model 250kN kapasiteli çekme test cihazında yapılmıştır. Tüm çekme testleri standart 24°C'de ve 0,5 mm/sn hızda gerçekleştirilmiştir. Test cihazı şekil 3.19.'da çekme parçası ise 3.20.'de verilmiştir.



**Şekil 3.19.** Zwick Roell Z250 Çekme Test Cihazı.



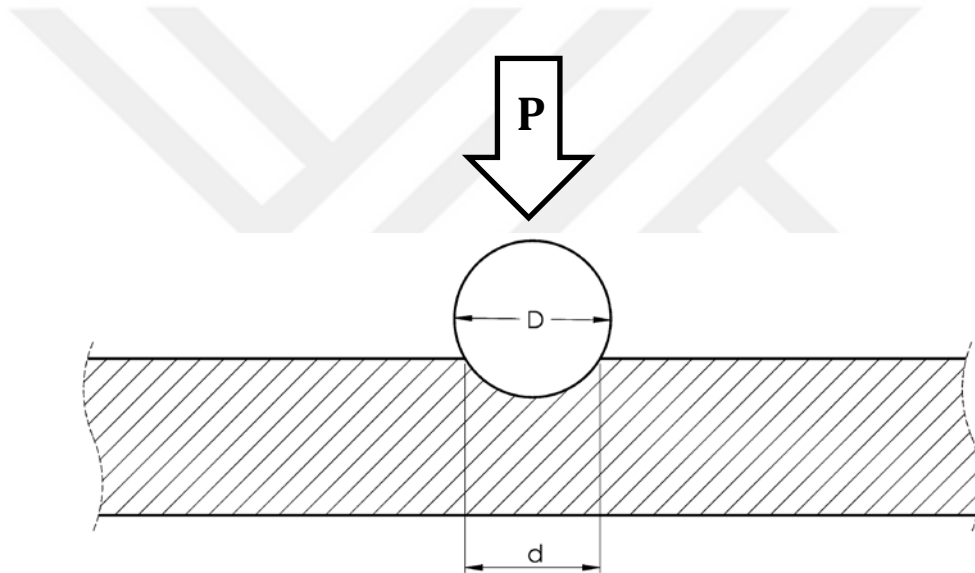
**Şekil 3.20.** İşlenmiş çekme parçası.

Test sonuçları TestXper III programı ile bilgisayar ortamına aktarılarak gerilim – gerinim grafiğinin çizilmesi için gerekli ham veri elde edilmiştir. Aynı zamanda program sayesinde test parçalarının elastik modülleri, % uzama miktarları, akma ve çekme dayanımları hesaplanmıştır.

### 3.4.2. Sertlik Ölçümü

Sertlik, malzemelerin lokal ölçekte plastik deformasyona karşı göstermiş olduğu dirençtir. Sertlik deneyi ise malzeme yüzeyine seçilen yöntemle ait sert bir uç tarafından bilinen bir uygulanması ile gerçekleştirilir. Sertlik ölçümü yüklenen ucun malzeme yüzeyine bıraktığı izin analiz edilmesi ile gerçekleştirilir.

Yapılan çalışmada sertlik ölçümlemesi için Brinell yöntemi seçilmiştir. Brinell yönteminin çalışma prensibi şekil 3.21.'de gösterilmiştir.



**Şekil 3.21.** Brinell Sertlik ölçüm yöntemi.

Şekil 3.21.'de gösterilen;

- P** - Uygulanan yük
- D** - Bilye ucunun çapı
- d** - Ucun malzemede bıraktığı izin genişliği

belirtmektedir. Numunelerin sertlik ölçümleri ÇİMSATAŞ kalite laboratuvarında bulunan ve şekil 3.22.'de gösterilen Galileo markalı dijital sertlik ölçüm cihazı ile yapılmıştır. Brinell sertlik ölçümlemesi eşitlik (25) kullanılarak yapılmaktadır.

$$HBW = 0,102 \times \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (25)$$



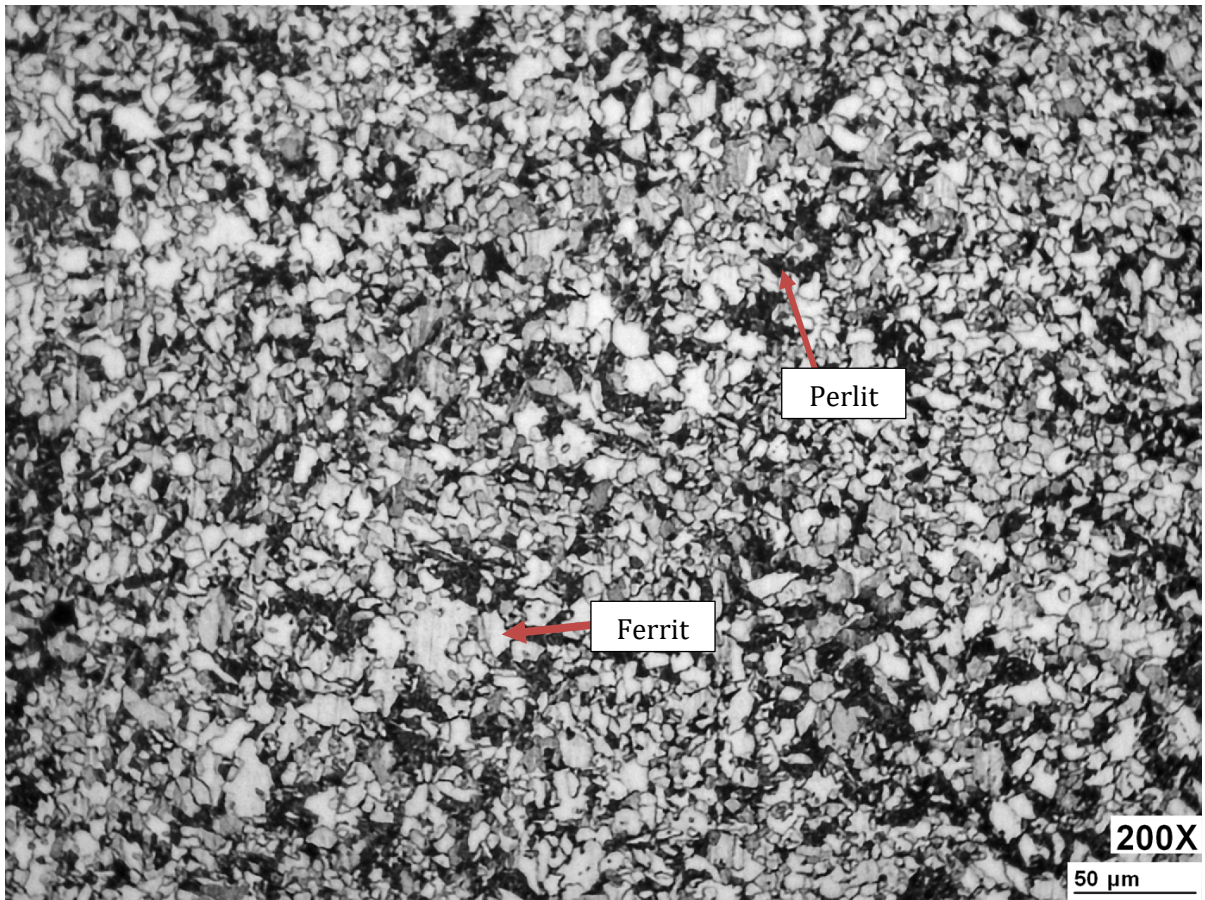
**Şekil 3.22.** Galileo Ergotest dijital sertlik ölçüm cihazı.

Sertliğin doğru ölçümlenebilmesi için her numuneden merkezden geçen bir çizgi boyunca eşit aralıkta 5 adet ölçümleme yapılmıştır. Numunelerin belirtilen sertlik değerleri, elde edilen sonuçlardan en büyük ile en küçük değer göz ardı edilip, kalan 3 ölçüm noktasının ortalamasının bulunması ile hesaplanmıştır.

#### 4. BULGULAR ve TARTIŞMA

##### 4.1. Metalografik İnceleme

Numunelere uygulanan tane küçültme işlemlerinden öncesine ait olan ve No.0. ile işaretlenmiş parçanın 200x büyütmede alınan mikroyapı görüntüsü şekil 4.1.'de verilmiştir. Yapılan ilk incelemede yapılan iç yapının ferrit (açık renkli adacıklar) + perlitten (koyu bölgeler) oluştuğu ve mikroalaşımlamanın taneler üzerinde küçültücü etkisi olduğu net bir şekilde görülmüştür.



**Şekil 4.1.** No.0. numunesinin 200x büyütmede mikroyapı görüntüsü.

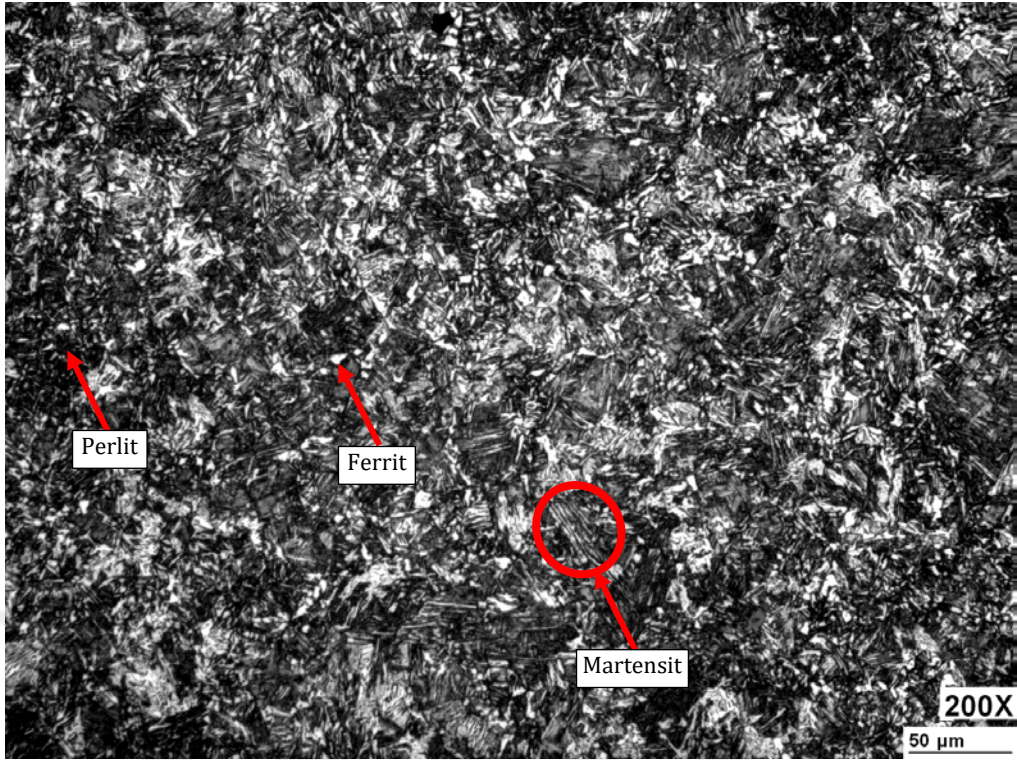
Tane boyutlandırılmasında yaygın olarak ASTM (American Society for Testing and Materials) tarafından hazırlanan ortalama tane boyutu standardı kullanılmaktadır. Standartta ait evrim tablosu, tablo 4.1.'de verilmiştir.

**Tablo 4.1.** ASTM Tane boyut numaralandırılması.

| Tane Boyut Numarası; $G$ | Ortalama Tane Alanı, $\bar{A}$ |                 | Ortalama Tane Çapı, $\bar{d}$ |               |
|--------------------------|--------------------------------|-----------------|-------------------------------|---------------|
|                          | $\text{mm}^2$                  | $\mu\text{m}^2$ | $\text{mm}$                   | $\mu\text{m}$ |
| 0                        | 0.1290                         | 129032          | 0.3592                        | 359.2         |
| 0.5                      | 0.0912                         | 91239           | 0.3021                        | 302.1         |
| 1.0                      | 0.0645                         | 64516           | 0.2540                        | 254.0         |
| 1.5                      | 0.0456                         | 45620           | 0.2136                        | 213.6         |
| 2.0                      | 0.0323                         | 32258           | 0.1796                        | 179.6         |
| 2.5                      | 0.0228                         | 22810           | 0.1510                        | 151.0         |
| 3.0                      | 0.0161                         | 16129           | 0.1270                        | 127.0         |
| 3.5                      | 0.0114                         | 11405           | 0.1068                        | 106.8         |
| 4.0                      | 0.00806                        | 8065            | 0.0898                        | 89.8          |
| 4.5                      | 0.00570                        | 5703            | 0.0755                        | 75.5          |
| 5.0                      | 0.00403                        | 4032            | 0.0635                        | 63.5          |
| 5.5                      | 0.00285                        | 2851            | 0.0534                        | 53.4          |
| 6.0                      | 0.00202                        | 2016            | 0.0449                        | 44.9          |
| 6.5                      | 0.00143                        | 1426            | 0.0378                        | 37.8          |
| 7.0                      | 0.00101                        | 1008            | 0.0318                        | 31.8          |
| 7.5                      | 0.00071                        | 713             | 0.0267                        | 26.7          |
| 8.0                      | 0.00050                        | 504             | 0.0225                        | 22.5          |
| 8.5                      | 0.00036                        | 356             | 0.0189                        | 18.9          |
| 9.0                      | 0.00025                        | 252             | 0.0159                        | 15.9          |
| 9.5                      | 0.00018                        | 178             | 0.0133                        | 13.3          |
| 10.0                     | 0.00013                        | 126             | 0.0112                        | 11.2          |
| 10.5                     | 0.000089                       | 89.1            | 0.0094                        | 9.4           |

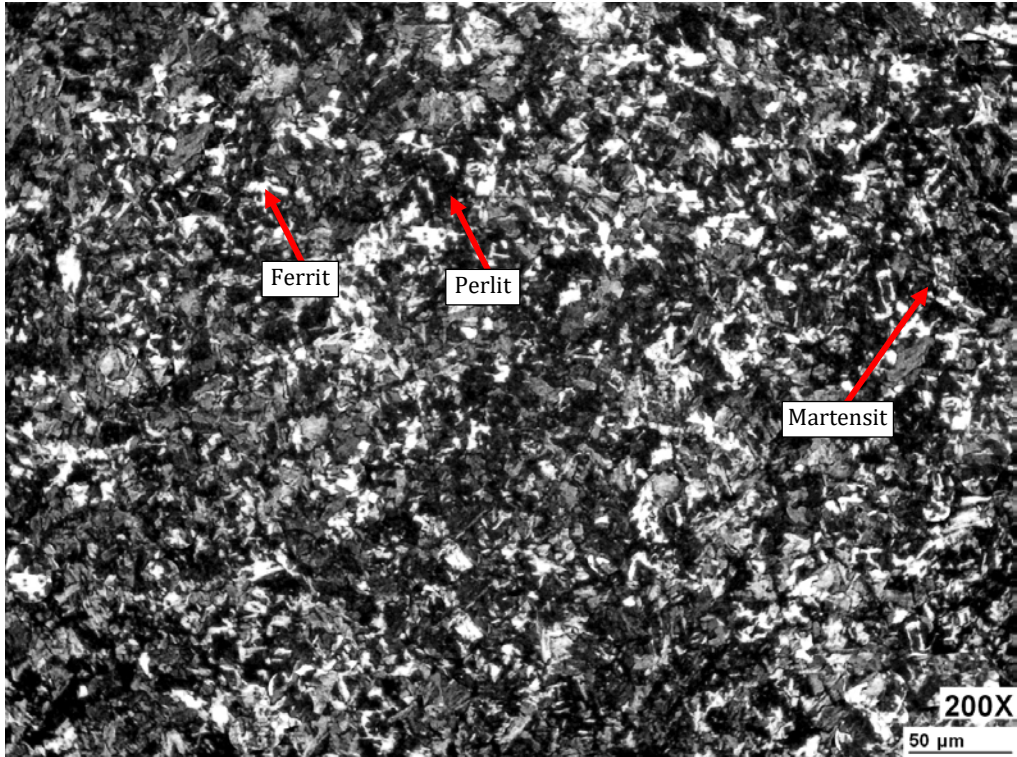
No.0.'a ait mikroyapının tane boyutlandırılması yapıldığında ortalama tane çapının ASTM standartlarına göre 9.5 numara ile sınıflandırıldığı gözlenmiştir. Tablo 4.1. kullanılarak yapılan çevirimde ortalama tane boyutunun yaklaşık 13.3  $\mu\text{m}$  olduğu görülmektedir.

Numune A.1.'e ait mikroyapı görüntüsü şekil 4.2.'de yer almaktadır. Malzemenin östenit bölgede üç eksende dövülme sonrası mikroyapıda ferrit ve perlitte ek olarak oluşan martensit fazı (lamelli yapılar) görülmektedir. Aynı zamanda malzemeye uygulanan gerinim miktarının tane küçültme etkisi net bir şekilde görülmektedir.

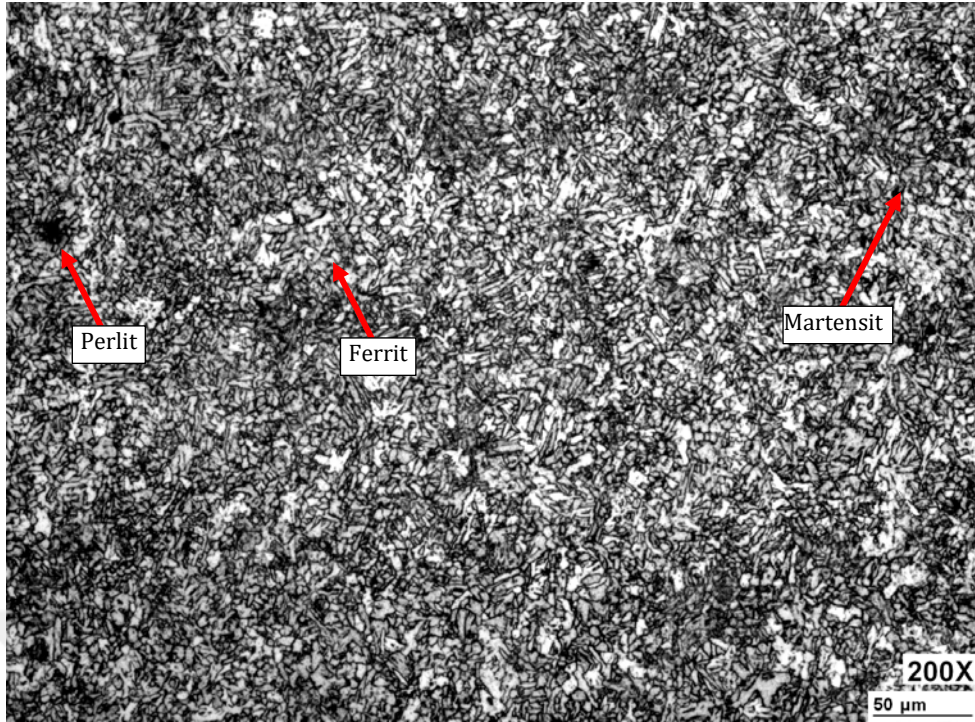


Şekil 4.2. A.1. numunesine ait mikroyapı görüntüsü.

Numune A.2. ve A.3.'e ait mikroyapı görüntüleri sırası ile şekil 4.3. ve şekil 4.4.'te verilmiştir.

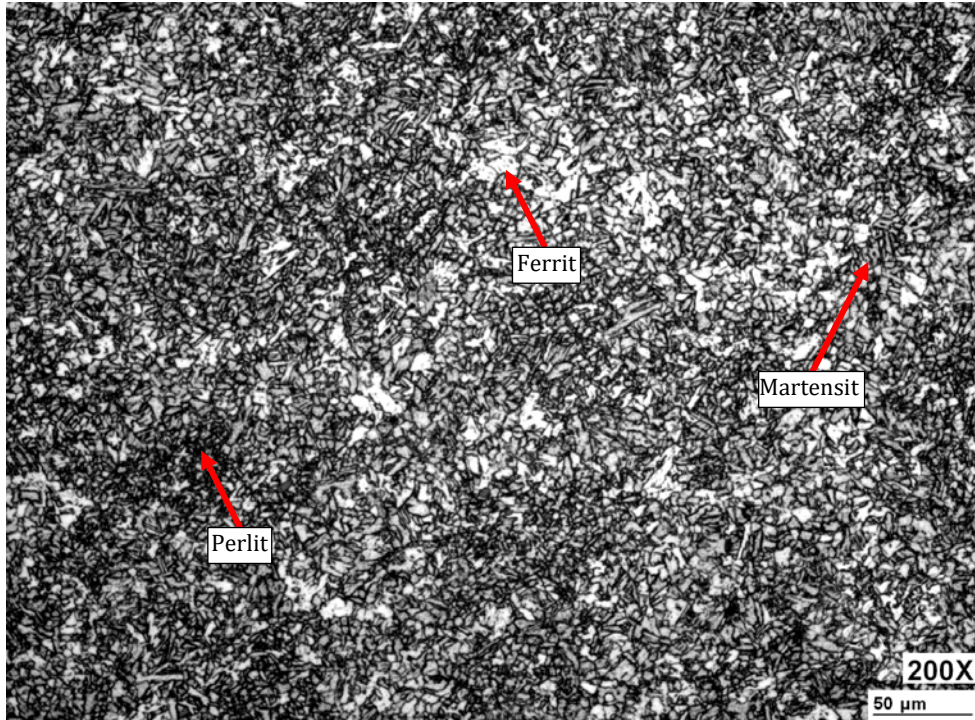


Şekil 4.3. A.2. numunesine ait mikroyapı görüntüsü.

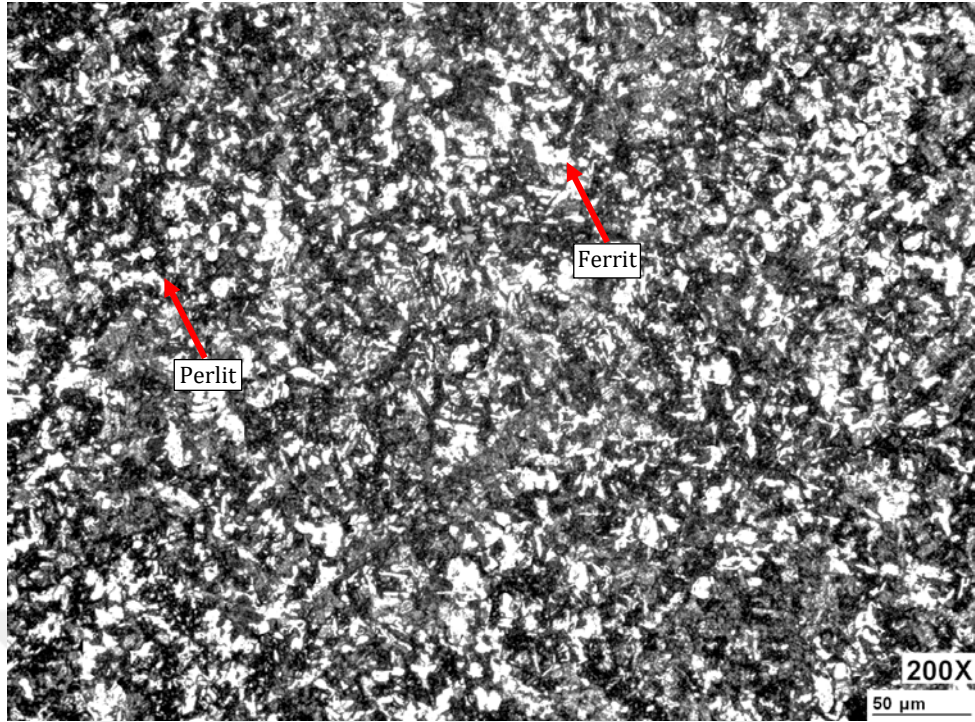


Şekil 4.4. A.3. numunesine ait mikroyapı görüntüsü.

Şekil 4.3. ve 4.4. incelendiğinde, çalışmanın amaçladığı şekilde artan ısı çevrim tekrarları ile tane boyutlarının küçüldüğü açık bir şekilde görülmektedir. Ferrit ve perlit adacıkları parçalanırken oluşan martensit boyutunun da küçüldüğü gözlenmiştir.

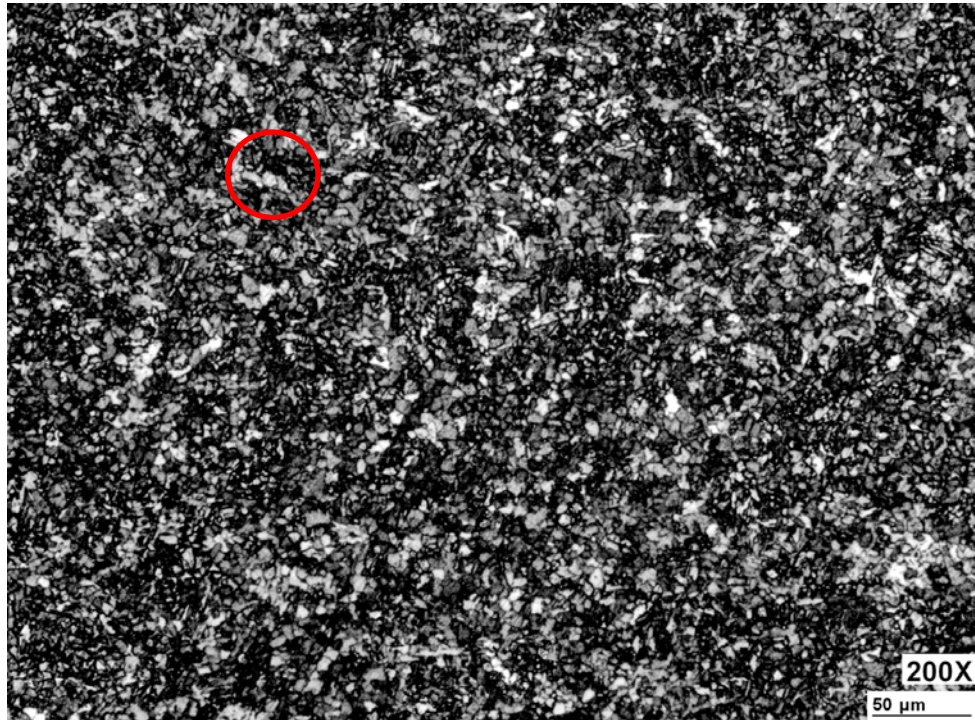


Şekil 4.5. A.4. numunesine ait mikroyapı görüntüsü.



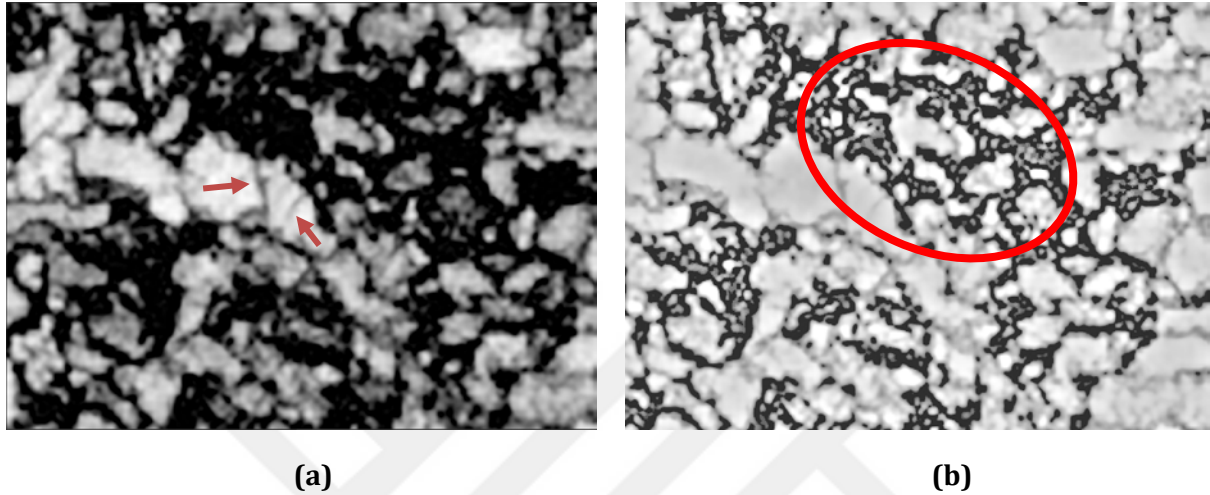
Şekil 4.6. A.5. numunesine ait mikroyapı görüntüsü.

Şekil 4.5. ve şekil 4.6.'da artan çevirim sayılarının perlit ve ferrit adalarını daha ileri düzeylerde parçaladığı görülmektedir. Şekil 4.6.'da gösterilen A.5. numunesine ait ferrit fazı incelendiğinde alt-taneciklerin, tane sınırları içerisinde oluşmaya başladığı, martensitlerin ise oldukça ince boyuta ulaşmış küresel hale geldiği görülmektedir.



Şekil 4.7. A.6. numunesine ait mikroyapı görüntüsü.

A grubunda 10 tekrar ile en fazla ısı çevrime sahip numune olan A.6.'ya ait mikroyapı görüntüsü şekil 4.7.'de verilmektedir. Görüntü dikkatli incelendiğinde en ufak ferrit tanelerine sahip olduğu görülse de koyu alanların fazlalığı ileri yorumların yapılmasına engel teşkil etmektedir. Şekil 4.7.'de kırmızı çember ile işaretlenen bölge büyütülüp kontrast ayarları yapıldığında ortaya çıkan görüntü şekil 4.8.'de verilmiştir.



**Şekil 4.8.** Büyütülmüş alanın **a)** orijinal görüntüsü **b)** kontrastı açılmış hali.

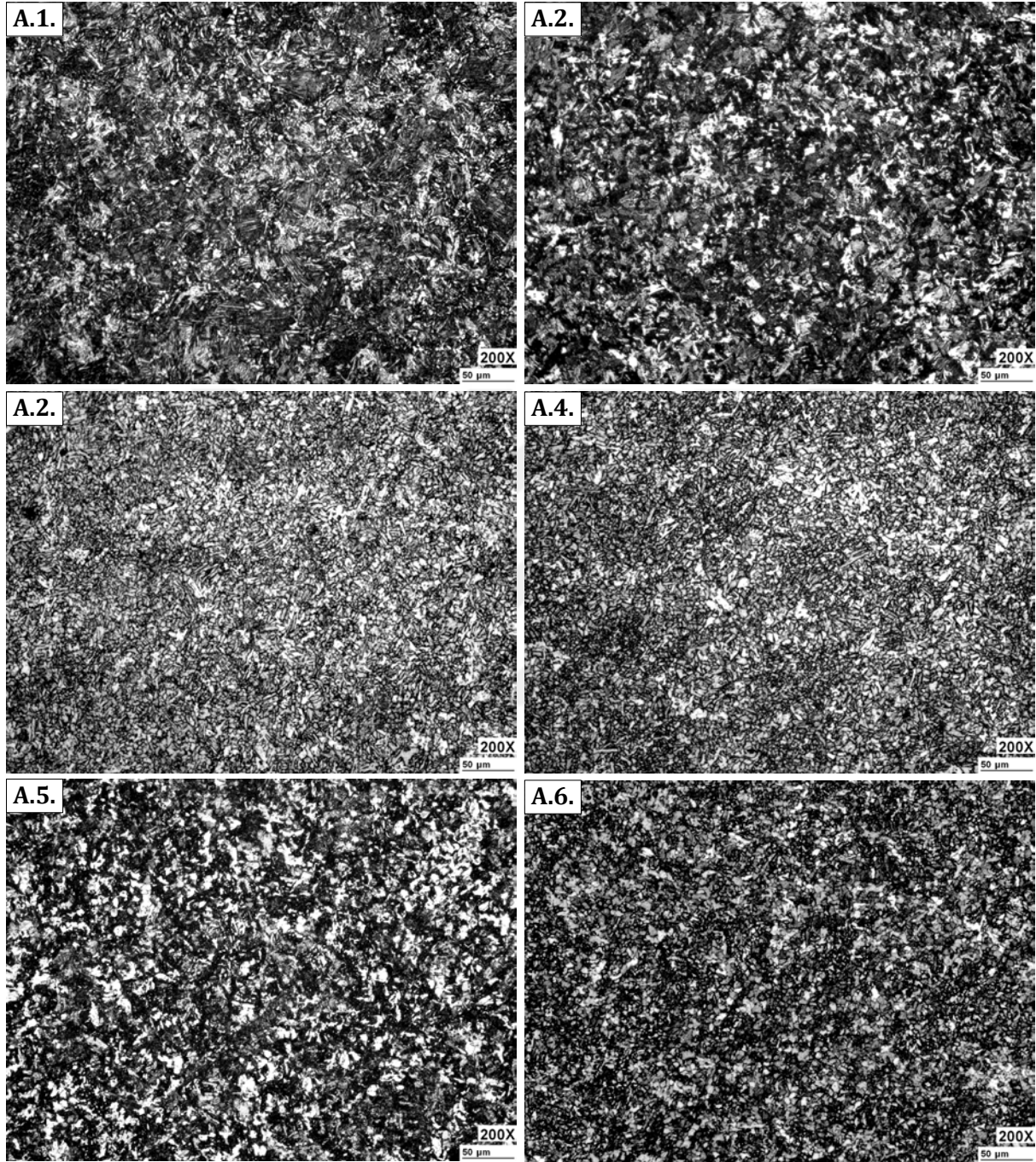
Şekil 4.7.(a)'da şekil 4.6.'da işaretlenen bölümün kontrastı arttırılmamış hali gösterilirken şekil 4.7.(b)'de bu bölümün kontrastı arttırılmış hali gösterilmektedir. Eliptik kırmızı şekil içerisinde belirtilen kısımdan da görülebileceği üzere mikroyapıda gözlenen koyu kısım büyük bir oranda oldukça küçük taneli ferrit adacıklarından oluşmaktadır. Bu adacıklar mikronaltı boyutlarda olması nedeni ile optik mikroskop ışığı altında net olarak görülememektedirler. Aynı zamanda şekil 4.7.(a)'da kırmızı oklar ile belirtilen ve görece olarak koyu olan çizgiler tane içlerinde bulunan alt-tane sınırlarını belirtmektedir.

A grubuna ait mikroyapı görüntülerinin incelenmesi ile elde edilen ortalama tane boyutları tablo 4.2.'de verilmiştir.

**Tablo 4.2.** A grubu numunelerini ortalama tane boyutları.

| Numune Kodu | Isıl Çevirim<br>(Tekrar) | Ortalama Tane Boyutu<br>( $\mu\text{m}$ ) |
|-------------|--------------------------|-------------------------------------------|
| A.1.        | 0                        | 11,2                                      |
| A.2.        | 1                        | 9,2                                       |
| A.3.        | 3                        | 8,7                                       |
| A.4.        | 5                        | 7,6                                       |
| A.5.        | 7                        | 5,86                                      |
| A.6.        | 10                       | 2,3                                       |

Tablo 4.2. incelendiğinde elde edilen veriler ışığında, ısıl çevrimin tane küçültücü etkisi A grubu numuneleri için doğrulandığı görülmektedir.

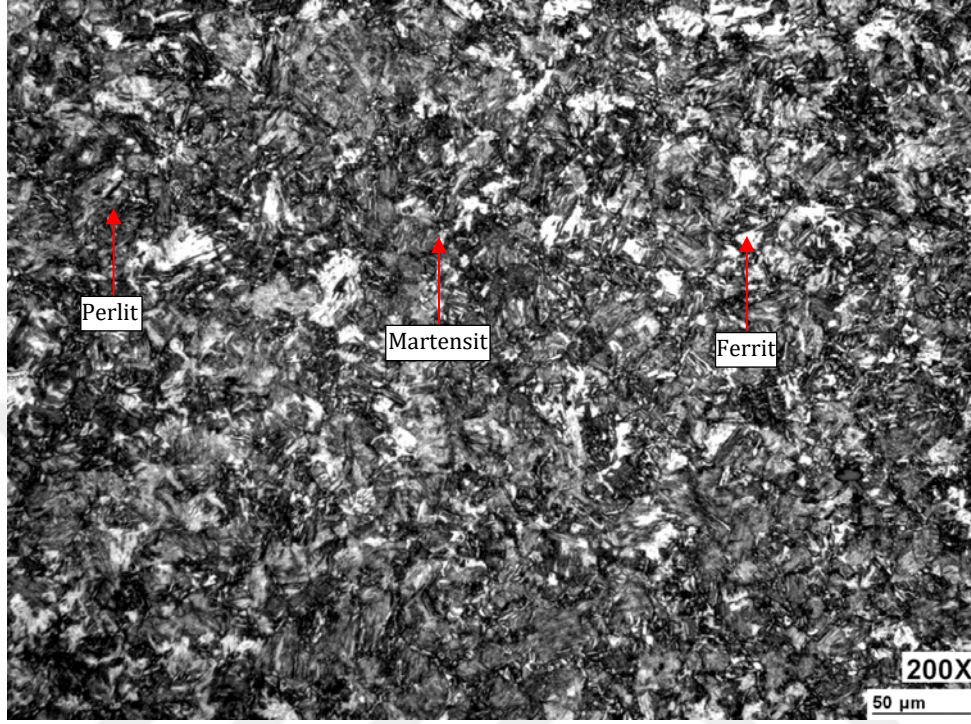


Şekil 4.9. A grubu numunelerin mikroyapıları.

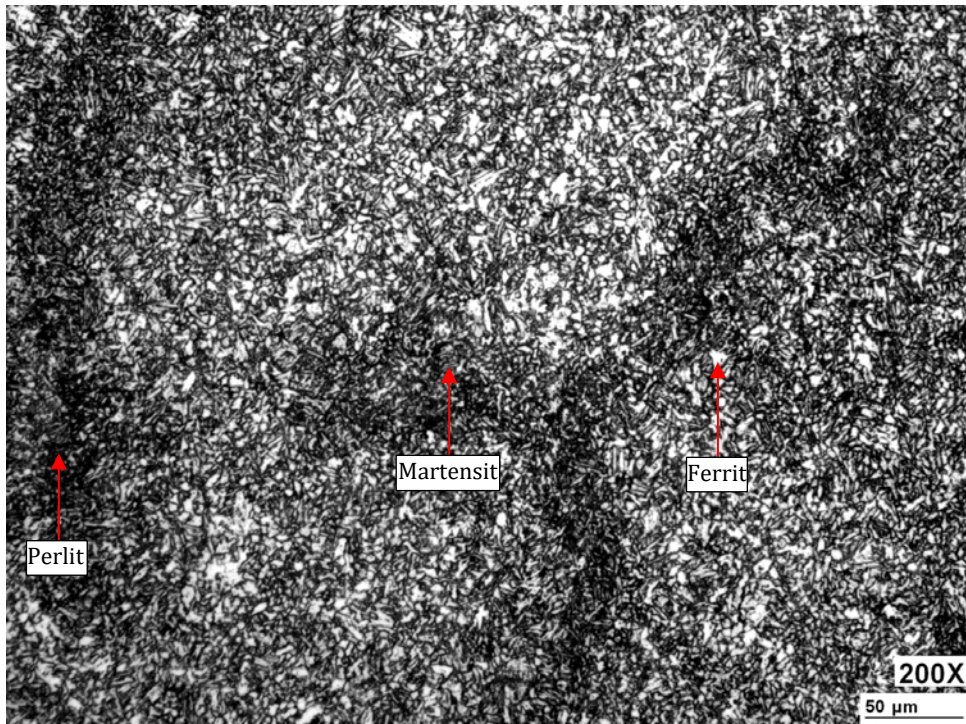
Şekil 4.9.'da A grubuna ait tüm mikroyapılar bir arada verilmiştir. Burada A.1.'den A.4.'e kadar olan numunelerde, uygulanan ısıl çevrim sayısının tane boyutunu düşürdüğü açıkça görülmektedir. A.5. ve A.6.'da ise şekil 4.7.'de gösterilen ve küçük yapının net olarak

görülemediği ile açıklanan durumdan dolayı ilk incelemede net bir şekilde görülemeyen küçülme, yakın inceleme sonucu görülmüştür.

A grubu numuneler ile benzer şekilde B grubuna ait mikroyapı incelemesi yapılmıştır.



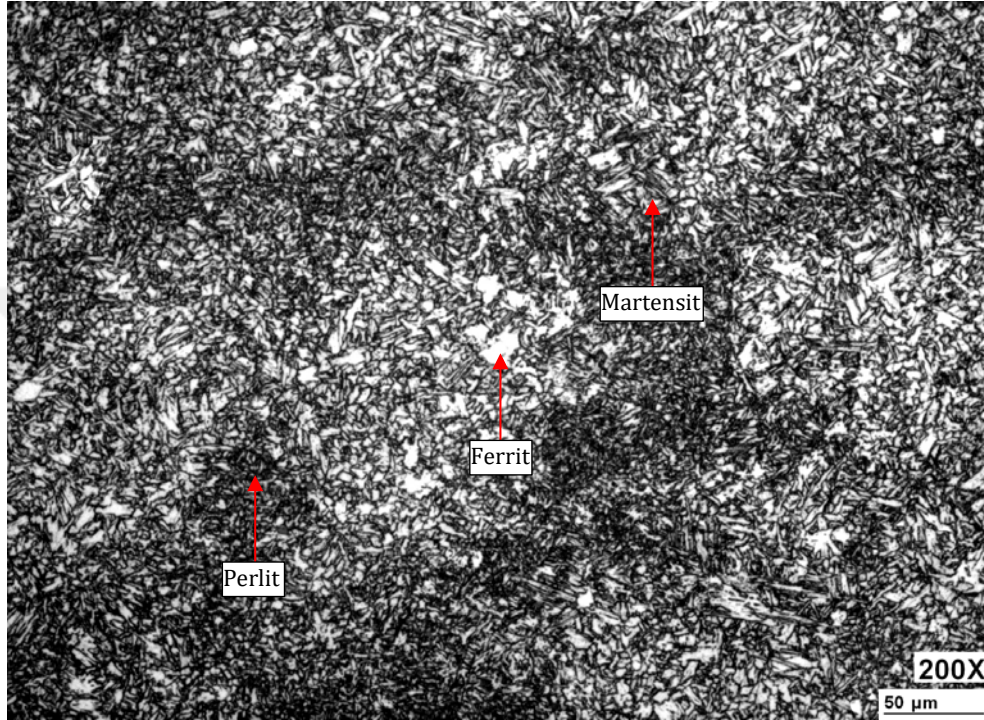
Şekil 4.10. B.1. numunesine ait mikroyapı görüntüsü.



Şekil 4.11. B.2. numunesine ait mikroyapı görüntüsü.

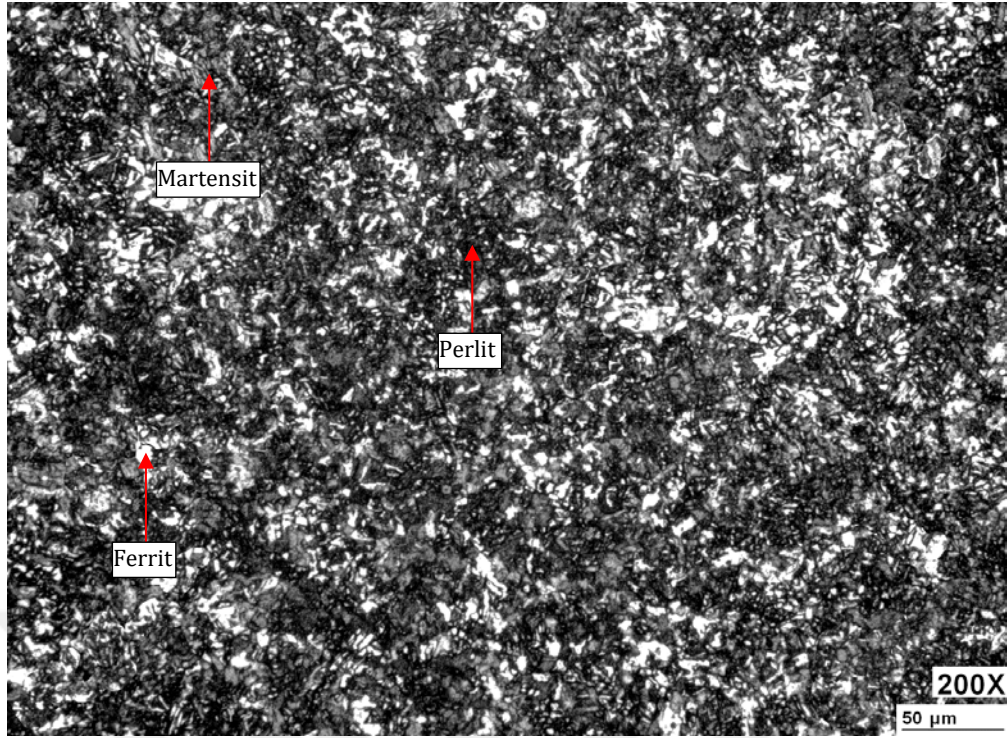
Şekil 4.10.'da B.1. numunesinin içyapısında ferrit, perlit ve martensit fazlarının karışımından oluştuğu görülmektedir. Numuneye ısıl çevrim uygulanmamış olması, 2 tekrarda ve 3 ekseninde yapılan ezme işleminin tane küçülme etkisinin incelenebilmesini sağlamıştır.

Şekil 4.11.'de verilen ve 1 defa ısıl çevrimi yapılan B.2. numunesinin mikroyapısı incelendiğinde tanelerin şekil 4.10.'da gösterilen B.1. numunesine göre küçüldüğü görülmektedir.



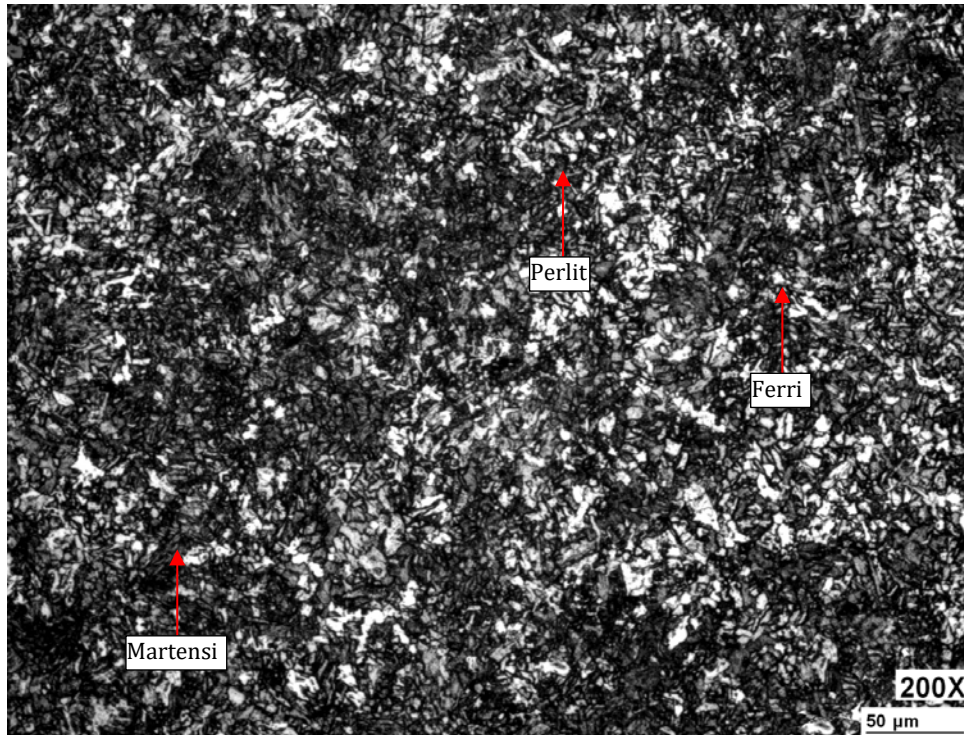
**Şekil 4.12.** B.3. numunesine ait mikroyapı görüntüsü.

B.3. numunesinin şekil 4.12.'de verilen mikroyapısı incelendiğinde ferrit adalarının parçalanmaya başladığı görülmektedir. Numunede uygulanan 3 ısıl çevrim tekrarının, malzemeye homojen boyutta mikroyapı sağlamasa da taneleri küçülttüğü gözlenmiştir.



Şekil 4.13. B.4. numunesine ait mikroyapı görüntüsü.

Şekil 4.13.'de mikroyapısı verilen B.4. numunesi, 5 ısıtma tekrarının tane boyutunu oldukça düşürdüğünü ve 3 ısıtma işlemi tekrarına göre daha homojen dağılım sağladığını göstermiştir. Artan çevrim tekrarı aynı zamanda alt-tane sınırlarının sayısında artışa ve belirgin hale gelmesine neden olduğu görülmüştür.



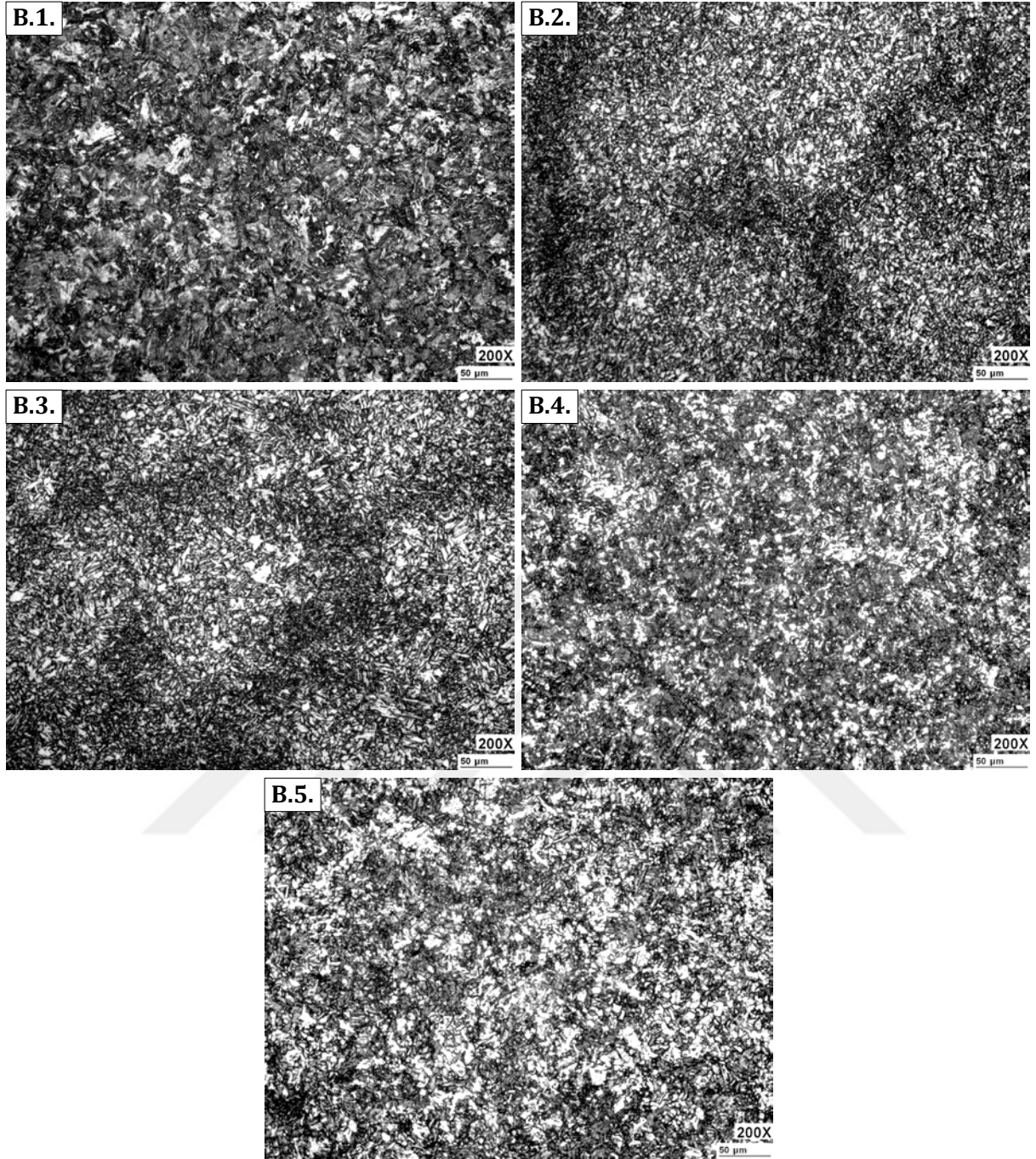
Şekil 4.14. B.5. numunesine ait mikroyapı görüntüsü.

B grubunda 7 ısıt çevrim ile en çok ısıt tekrar yapılan B.5. numunesinin mikroyapı görüntüsü şekil 4.14.'de verilmiştir. Yapıda bulunan tanelerin oldukça küçüldüğü ve B.4.'e oranla daha homojen boyutlara sahip olduğu görülmektedir. B grubunda yapılan mikroyapı inceleme sonuçları, A grubu numunelerin tane boyutu analizini doğrular şekilde ısıt çevrim sayısının tane küçültücü etkisini açıkça ortaya koymaktadır.

B grubu numunelerin ısıt çevrim tekrarları ve ortalama tane boyutları tablo 4.3.'te verilmiştir.

**Tablo 4.3.** B grubu numunelerini ortalama tane boyutları.

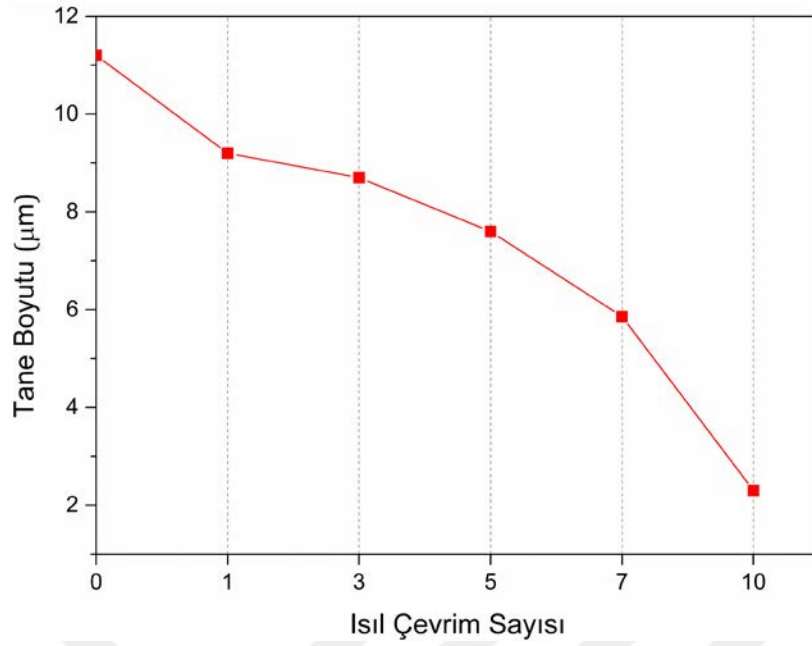
| Numune Kodu | Isıt Çevrim<br>(Tekrar) | Ortalama Tane Boyu<br>( $\mu\text{m}$ ) |
|-------------|-------------------------|-----------------------------------------|
| B.1.        | 0                       | 9,92                                    |
| B.2.        | 1                       | 7,68                                    |
| B.3.        | 3                       | 6,03                                    |
| B.4.        | 5                       | 5,06                                    |
| B.5.        | 7                       | 3,62                                    |



**Şekil 4.15.** B grubu numunelerin mikroyapıları.

Şekil 4.15. tüm B numunelerinin mikroyapılarını görsel karşılaştırılması yapılabilmesi için bir arada verilmiştir. Tablo 4.3.'te sayısal olarak belirtilen, ısıl çevrim tekrarının artmasının tane küçültücü etkisi şekil 4.15.'te görsel olarak da fark edilmektedir.

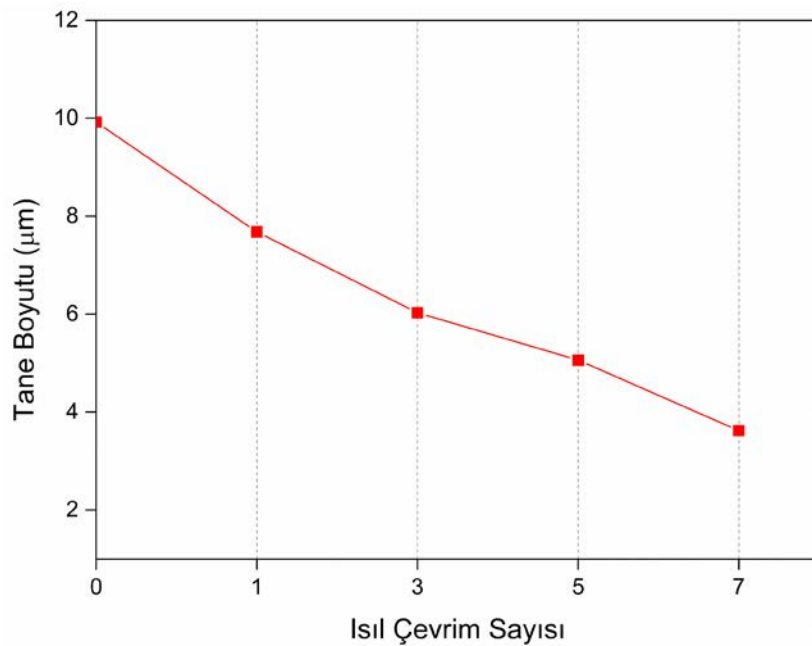
Şekil 4.16.'da, A numunelerin ısıl çevrim sayısının tane boyutuna etkisinin grafiksel gösterimi yer almaktadır.



**Şekil 4.16.** A numunelerinde ısıt çevrim sayısının tane boyutuna etkisi.

Şekil 4.16.'da grafiksel olarak gösterildiği gibi ısıt çevrim yapılmayan numuneden 10 çevrime kadar tane boyutu parabolik olarak sürekli düşmektedir. 7 ve 10 çevrimde ortalama tane boyutu  $\mu\text{m}$  düzeylerinde olsa da şekil 4.8.'de belirtildiği gibi yapılan incelemede özellikle 10 çevrimde yapıda yoğun düzeyde mikron altı boyutta taneler görülmektedir. Bu tanelerin boyut ölçülendirilmesinde hesap dışı bırakılmış olması, gerçek tane boyutlarının verilerde belirtilenden çok daha küçük olduğunu ortaya koymaktadır.

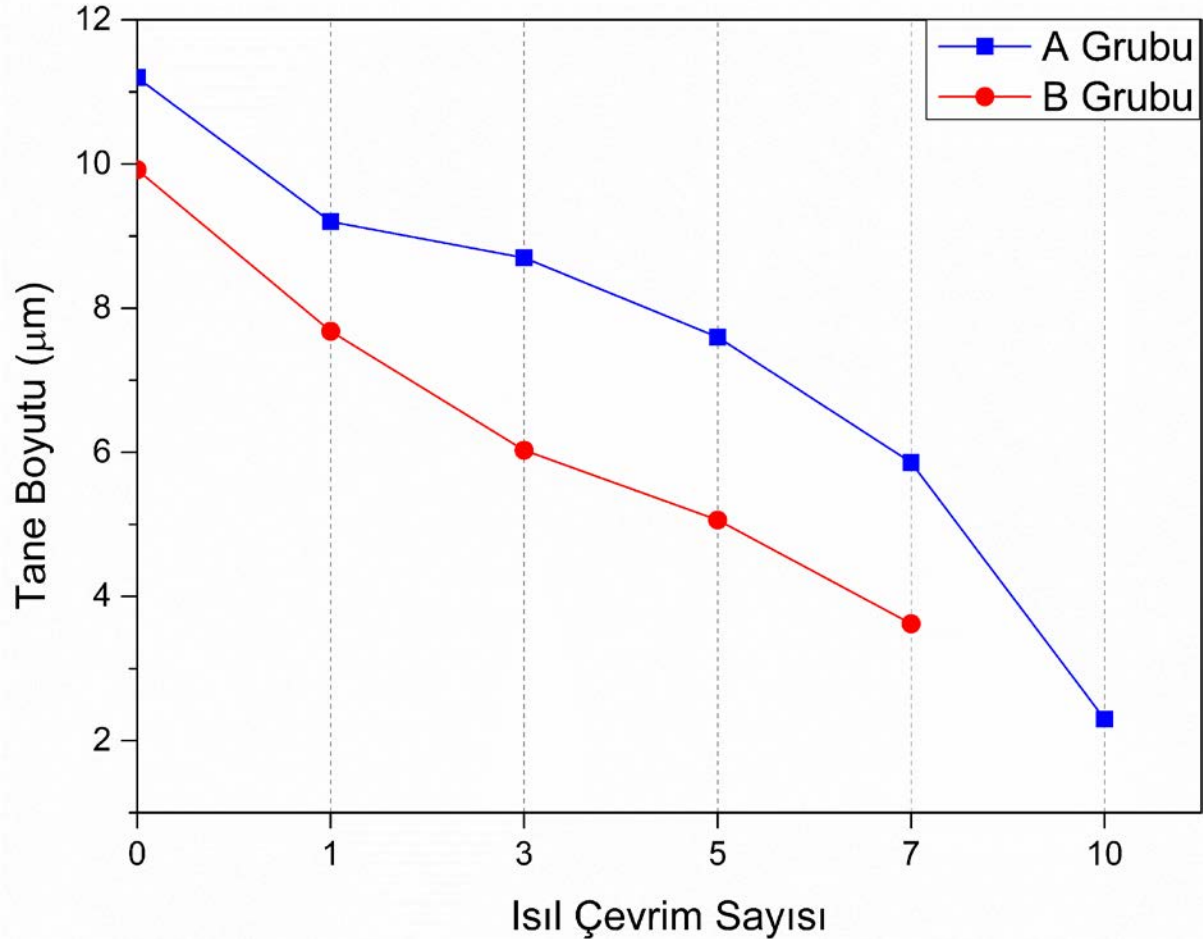
Tane boyutunun ısıt çevrime bağlı değişim grafiği şekil 4.17.'de verilmiştir.



**Şekil 4.17.** B numunelerinde ısıt çevrim sayısının tane boyutuna etkisi.

Şekil 4.17.'de üç ekseninde 2 set ezilen numunelere uygulanan ısı çevrim sayısının tane boyutuna etkisi grafiksel olarak verilmiştir. Bu grafikte, şekil 4.16.'da verilen grafiğe benzer şekilde ısı çevrim sayısındaki artışın tane küçültücü etkisi görülmektedir.

Gerinim miktarının tane boyutu üzerindeki etkilerinin gözlenebilmesi için A ve B grubu numuneleri karşılaştırmalı olarak şekil 4.18.'de verilmiştir.



Şekil 4.18. A ve B grubu numunelerinin tane boyutu – ısı çevrim sayısı kıyaslaması.

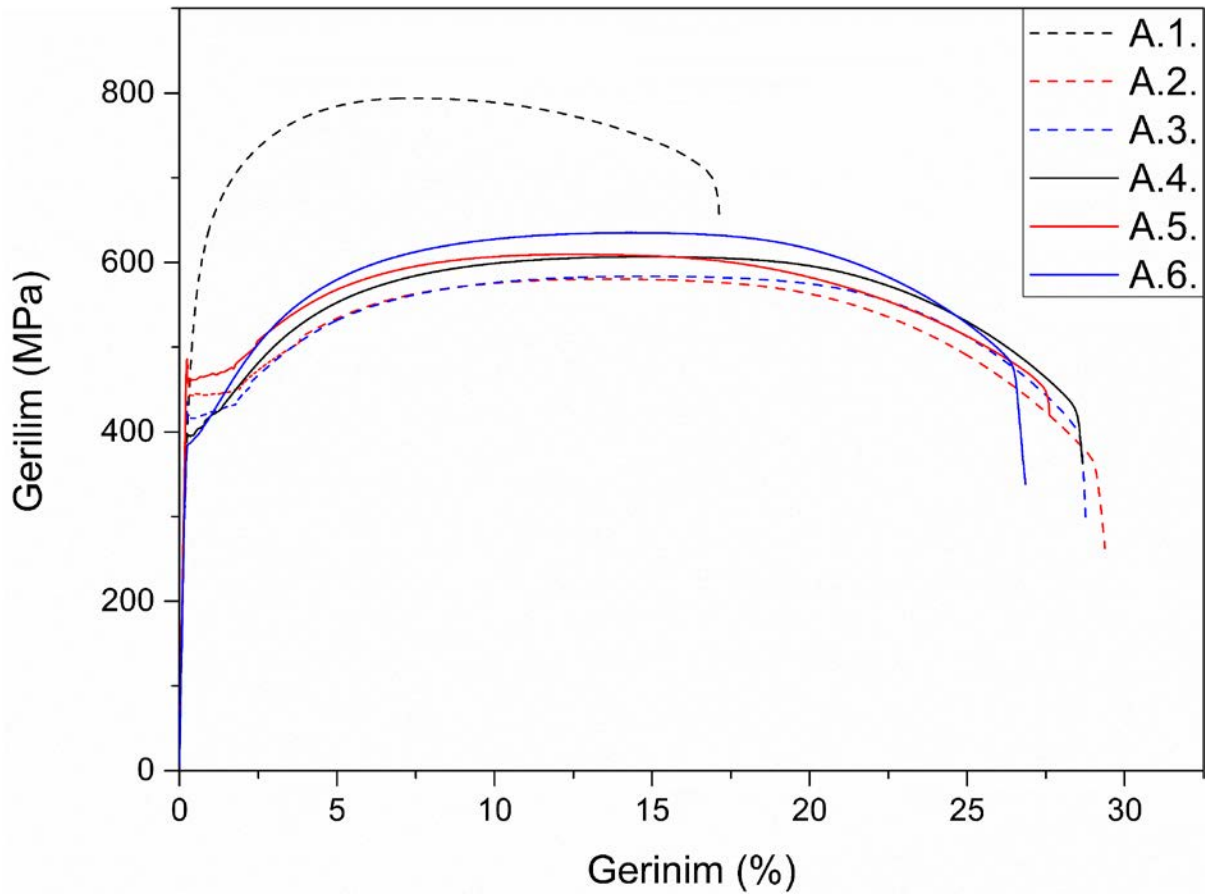
Tane boyutuna ısı çevrim sayısının etkisi olduğu kadar uygulanan ezilme sayısının da etkili olduğu şekil 4.18.'de verilen grafikte açıkça görülmektedir. Aynı sayıda ısı çevrim yapılmış olan numuneler kıyaslandığında, 2 defa üç ekseninde dövülen parçaların tane boyutunun, bir defa dövülen parçadan daha küçük olduğu görülmüştür. Bu sonuç aynı zamanda malzemeye uygulanan gerinin tane küçültmeye etkisi olduğunu kanıtlamaktadır.

## 4.2. Mekanik İnceleme

### 4.2.1. Çekme Testi

Tüm numuneler DIN 50125:2016-2 B tipi ölçülerinde ve çekme cihazı çenelerinde bulunan numune tutuculara bağlanabilmesi için kavrama uçlarına dişler açılarak işlendi. Numune tutucusuna bağlanan parçaların ölçüleri cihaz yazılımına işlendikten sonra, 24°C sabit ortam sıcaklığında 0.5 mm/dk. çekme hızında teste başlandı. Test sonuçları, TestXper iii ile analiz edilerek numunelere ait Young Modülü, yüzdesel uzama miktarı ve kesit daralması ile akma ve çekme dayanımları bilgisayar ortamına işlenmiştir.

A grubu numunelerine ait karşılaştırmalı çekme grafiği şekil 4.19.'da verilmektedir.



**Şekil 4.19.** A grubu numunelerin gerilim – gerinim grafiği.

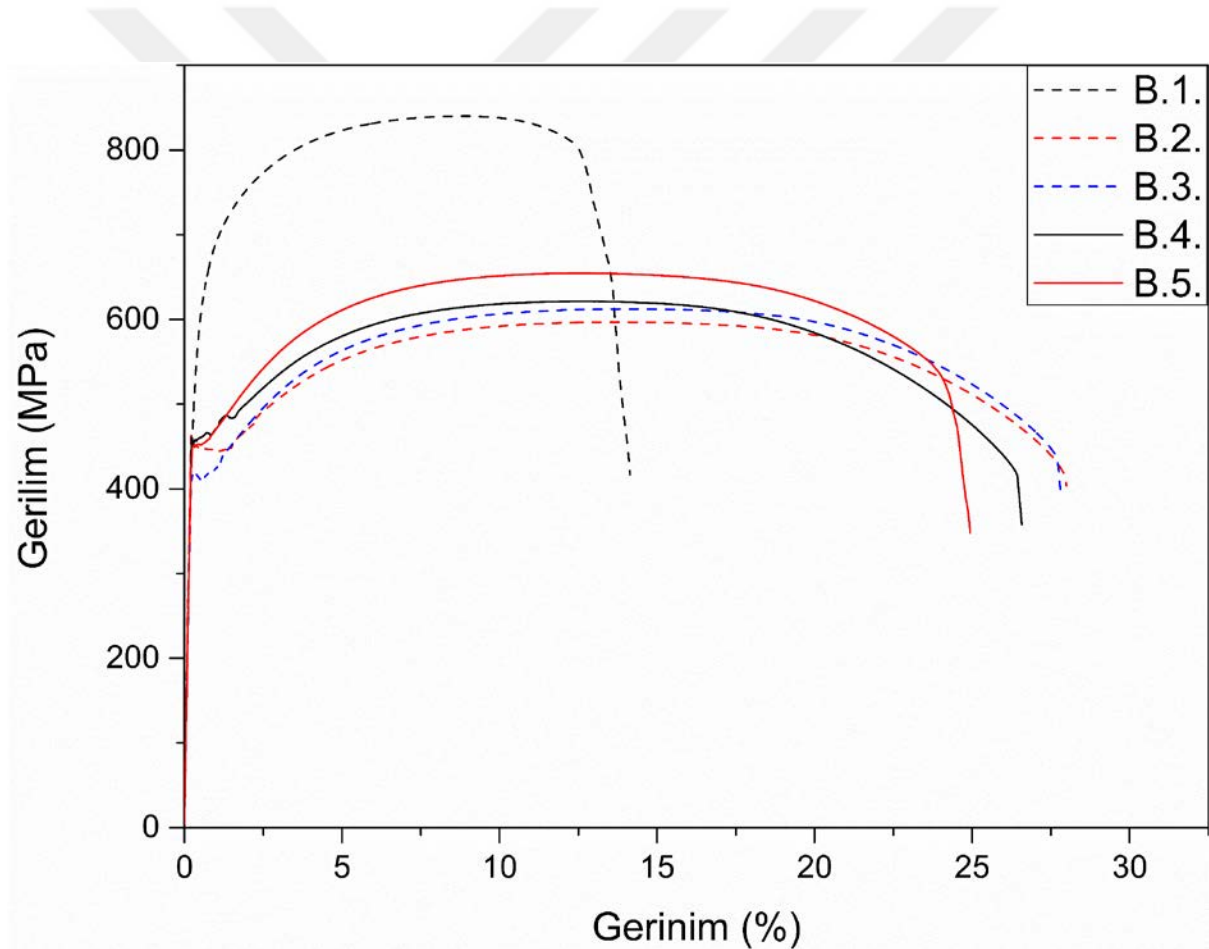
Şekil 4.19.'da gösterilen numune sonuçları incelendiğinde en yüksek akma ve çekme dayanımı ile en düşük yüzdesel uzamanın, ısıtılmış çevrim uygulanmayan A.1. numunesi olduğu görülmektedir. A numunelerinin yüzdesel uzamaları, çekme ve akma dayanımları tablo 4.4.'de verilmiştir.

**Tablo 4.4.** A grubu numunelerin çekme test sonuçları.

| Numune Kodu | Yüzde Uzama (%) | Akma Dayanımı (MPa) | Çekme Dayanımı (MPa) |
|-------------|-----------------|---------------------|----------------------|
| A.1.        | 17              | 512                 | 794                  |
| A.2.        | 29,2            | 490,3               | 580,5                |
| A.3.        | 28,6            | 438                 | 584                  |
| A.4.        | 28              | 431                 | 608                  |
| A.5.        | 27,607          | 460,8               | 609,5                |
| A.6.        | 27              | 389                 | 635                  |

Tablo 4.4.'te yer alan veriler incelendiğinde, artan ısı çevrim sayısının çekme mukavemetini arttırdığı görülmektedir. Artan ısı çevrim sayısının, çekme dayanımını geliştirmesi çalışmanın öngörüsünü deneysel olarak ispat etmiştir.

Şekil 4.20.'de B grubuna ait çekme sonuçlarının grafiksel gösterimi yer almaktadır.

**Şekil 4.20.** B grubu numunelerin gerilim – gerinim grafiği.

A grubuna benzer şekilde en yüksek dayanımlara sahip B.1. numunesi aynı zamanda diğer numuneler arasında en düşük uzama miktarına sahiptir. Tokluklar da ise beklenildiği üzere fazla

bir değişim olmamıştır. B grubunun mekanik özellikleri incelemesinin, A grubuna benzer çıkması yapılan çalışmanın doğruluğunu kanıtlar niteliktedir.

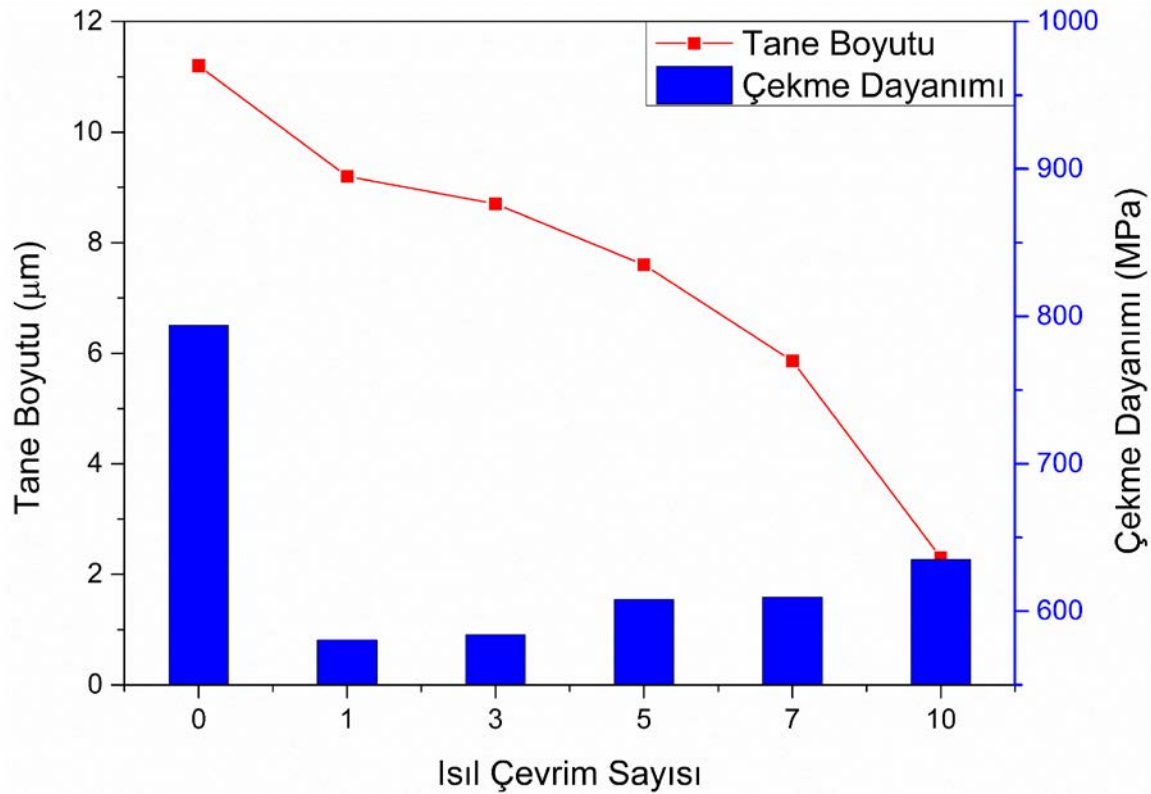
Şekil 4.20.'de görsel olarak verilen çekme test değerleri tablo 4.5.'te sayısal olarak ifade edilmektedir.

**Tablo 4.5.** B grubu numunelerin çekme test sonuçları.

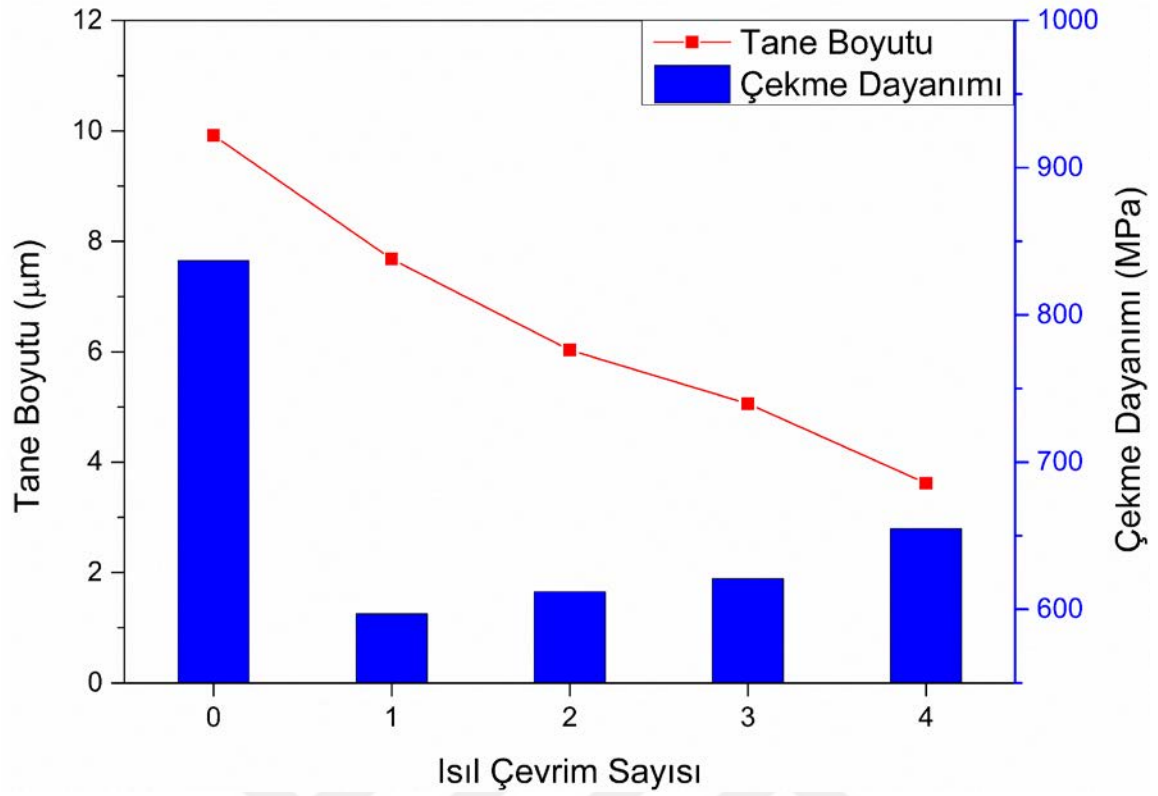
| Numune Kodu | Yüzde Uzama (%) | Akma Dayanımı (MPa) | Çekme Dayanımı (MPa) |
|-------------|-----------------|---------------------|----------------------|
| B.1.        | 15              | 592                 | 837                  |
| B.2.        | 28              | 464                 | 597                  |
| B.3.        | 28              | 419                 | 612                  |
| B.4.        | 26              | 460                 | 621                  |
| B.5.        | 25              | 452                 | 655                  |

Tablo 4.5.'te verilen sonuçlar incelendiğinde, B grubu numunelerinde de A grubuna benzer şekilde ısı çevrimleri genel itibari ile uzama yüzdesini az miktarda düşürse de çekme dayanımını arttırdığı gözlenmiştir.

Tane boyutunun çekme dayanımına etkisinin daha net görülebilmesi için şekil 4.21.'de A grubu numunelerinin, şekil 4.22.'de ise B grubunun tane boyutu ile çekme gerilim değişimi aynı grafik üstünde verilmiştir.



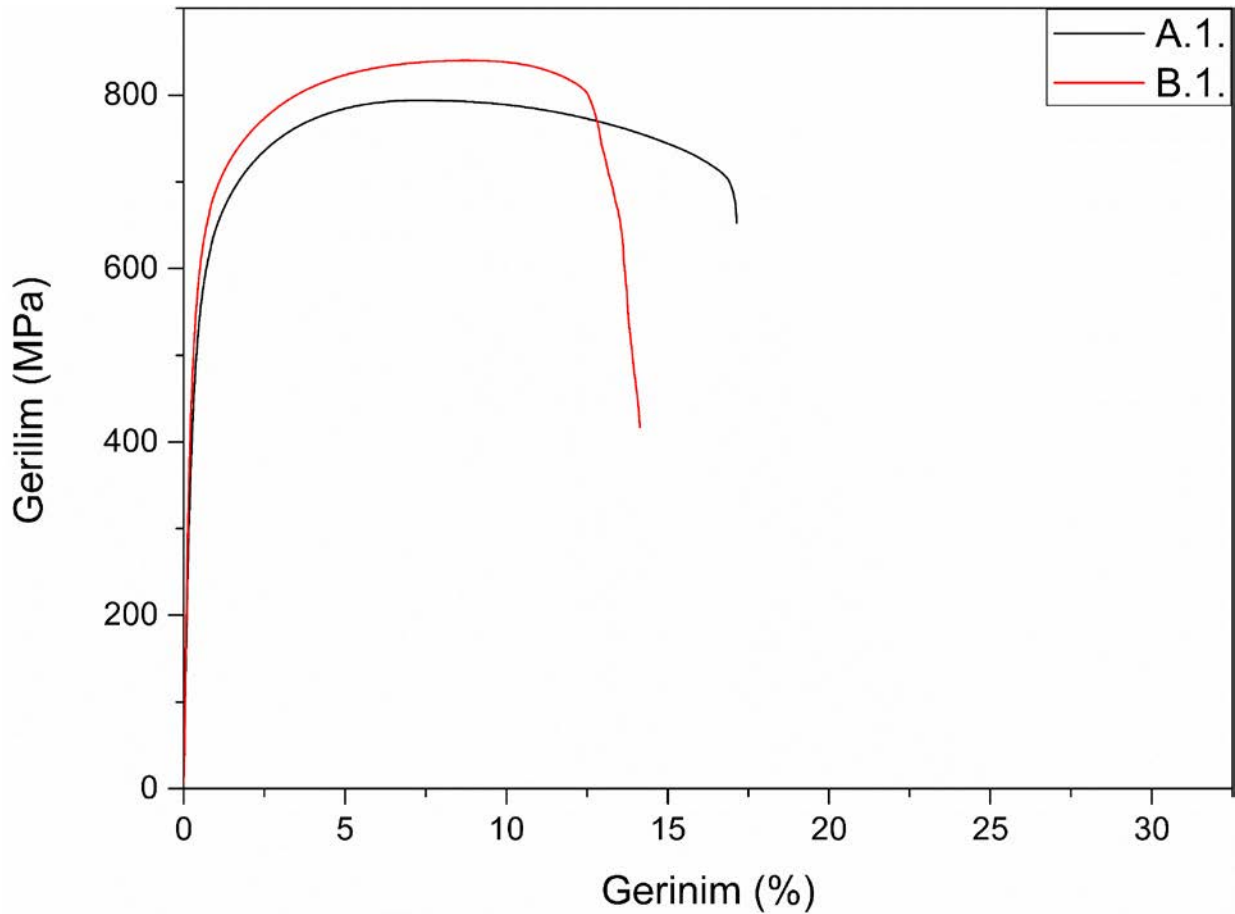
**Şekil 4.21.** A Grubu numunelerinin çekme dayanımı ile tane boyut grafiği.



**Şekil 4.22.** B Grubu numunelerinin çekme dayanımı ile tane boyut grafiği.

Şekil 4.21. ve şekil 4.22., ısıt çevrim tekrarının her iki grupta da tane boyutunu küçültürken çekme gerilimini arttırdığı görülmektedir. Tane küçülmesi ile mekanik özellik artışının paralel ilerlemesi, dayanımın tane boyutuna bağlı olduğunu deneysel olarak ortaya koymuştur.

Isıl çevrimlerin yanı sıra gerinim yüzdesinin mekanik özelliklere etkisinin araştırılması yapılmıştır. Bu amaç doğrultusunda uygulanan gerinim miktarları farklı, ısıt çevrim sayıları ise aynı olan numuneler karşılaştırılmıştır. Şekil 4.23. iki grupta ısıt çevrim yapılmamış A.1. ve B.1. numunelerin çekme sonuçlarının grafiksel karşılaşmasını içermektedir.



Şekil 4.23. A.1. ve B.1. numunelerinin çekme sonuçlarının grafiği.

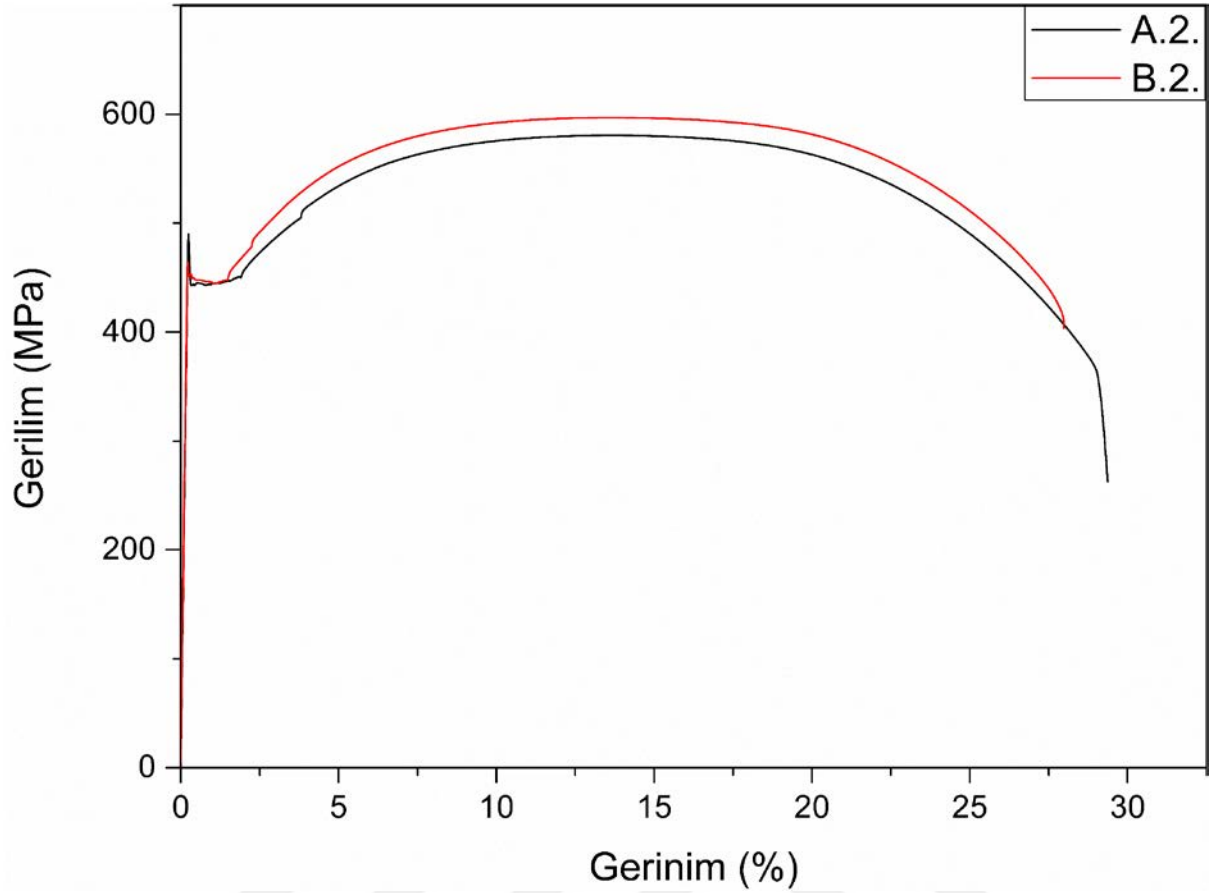
Şekil 4.23. kullanılarak alınarak yapılan karşılaştırmada görüldüğü gibi iki defa ezilen B.1. numunesinin akma ve çekme dayanımı ile uzama yüzdesi A.1. numunesinden yüksektir. Tablo 4.6.'da çekme sonuçlarının yüzdesel değişimleri verilmiştir.

Tablo 4.6. A.1. ve B.1. çekme sonuçlarının karşılaştırılması.

| Numune Kodu            | Yüzde Uzama (%) | Akma Dayanımı (MPa) | Çekme Dayanımı (MPa) |
|------------------------|-----------------|---------------------|----------------------|
| A.1.                   | 17              | 512                 | 794                  |
| B.1.                   | 15              | 592                 | 837                  |
| <b>Değişim Yüzdesi</b> | <b>-11,76%</b>  | <b>15,63%</b>       | <b>5,42%</b>         |

Tablo 4.6.'dan da anlaşılacağı üzere, malzemeye uygulanan toplam gerinin artması, yüzdesel uzamanın azalmasına neden olurken akma ve çekme dayanımında artış sağlamıştır. Bu durum tane küçülmesinin mekanik özelliklere etkisi ile açıklanabilmektedir.

Birer defa ısıl çevrim uygulanan numuneler olan A.2. ve B.2. parçalarının çekme testi karşılaştırmaları grafiksel olarak şekil 4.24.'te gösterilmiştir.



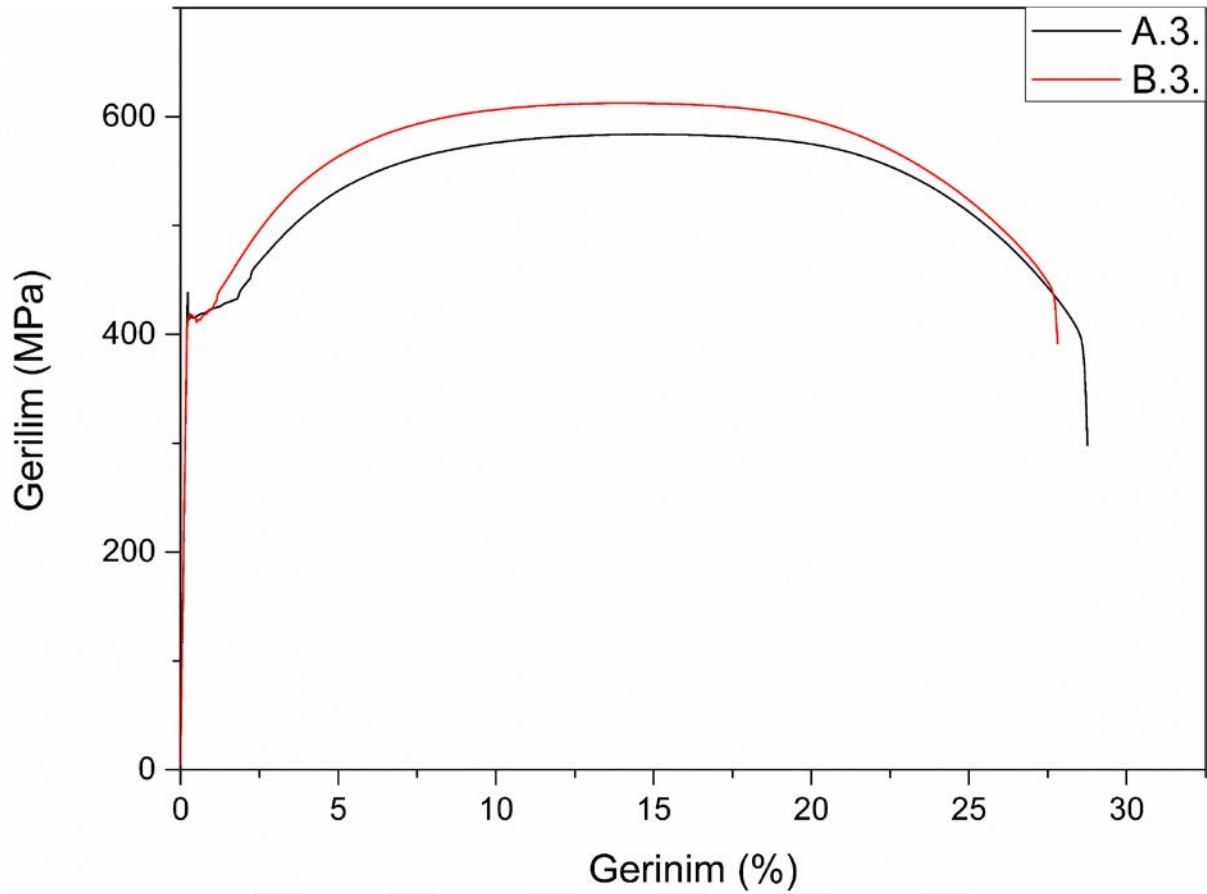
**Şekil 4.24.** A.2. ve B.2. numunelerinin çekme sonuçlarının grafiği

A.2. ve B.2. numuneleri karşılaştırıldığında, iki set halinde dövülen B.2. numunesi, A.2. numunesine göre daha yüksek çekme dayanımına sahiptir. Tablo 4.7. numuneye uygulanan ek gerininin özellikler üstünde etkisini göstermektedir.

**Tablo 4.7.** A.2. ve B.2. çekme sonuçlarının karşılaştırılması.

| Numune Kodu            | Yüzde Uzama (%) | Akma Dayanımı (MPa) | Çekme Dayanımı (MPa) |
|------------------------|-----------------|---------------------|----------------------|
| A.2.                   | 29,2            | 490,3               | 580,5                |
| B.2.                   | 28              | 464                 | 597                  |
| <i>Değişim Yüzdesi</i> | -4,11%          | -5,36%              | 2,84%                |

Tablo 4.7.'de görüldüğü üzere gerinim oranı artışı, yüzdesel uzamayı ve akma dayanımını düşürürken çekme dayanımında artış yaratmıştır. Mekanik özelliklerde meydana gelen değişime rağmen tokluğun değişmediği görülmektedir.



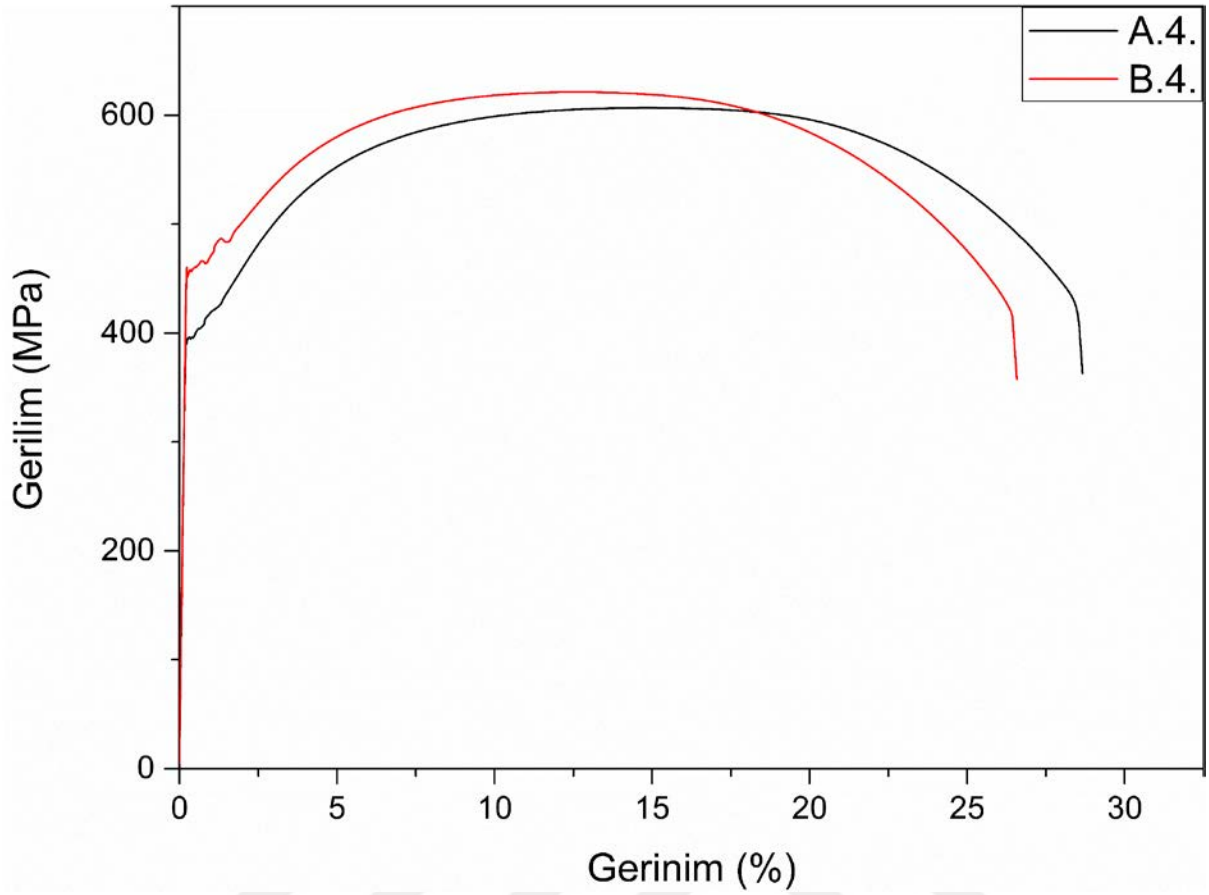
Şekil 4.25. A.3. ve B.3. numunelerinin çekme sonuçlarının grafiği.

Şekil 4.25.'te, şekil 4.24.'e benzer şekilde gerinim oranının artması, akma dayanımı ile yüzdesel uzama miktarında düşüş meydana getirmiştir. Yine benzer şekilde numuneye uygulanan gerinim oranının artması, çekme dayanımını arttırmıştır.

Tablo 4.8. A.3. ve B.3. çekme sonuçlarının karşılaştırılması.

| Numune Kodu            | Yüzde Uzama (%) | Akma Dayanımı (MPa) | Çekme Dayanımı (MPa) |
|------------------------|-----------------|---------------------|----------------------|
| A.3.                   | 28,6            | 438                 | 584                  |
| B.3.                   | 28              | 419                 | 612                  |
| <b>Değişim Yüzdesi</b> | <b>-2,10%</b>   | <b>-4,34%</b>       | <b>4,79%</b>         |

Tablo 4.8., A.3. ve B.3. numunelerine uygulanan gerinim artışına bağlı olarak mekanik özelliklerinde meydana gelen değişim yüzdesi gösterilmiştir.



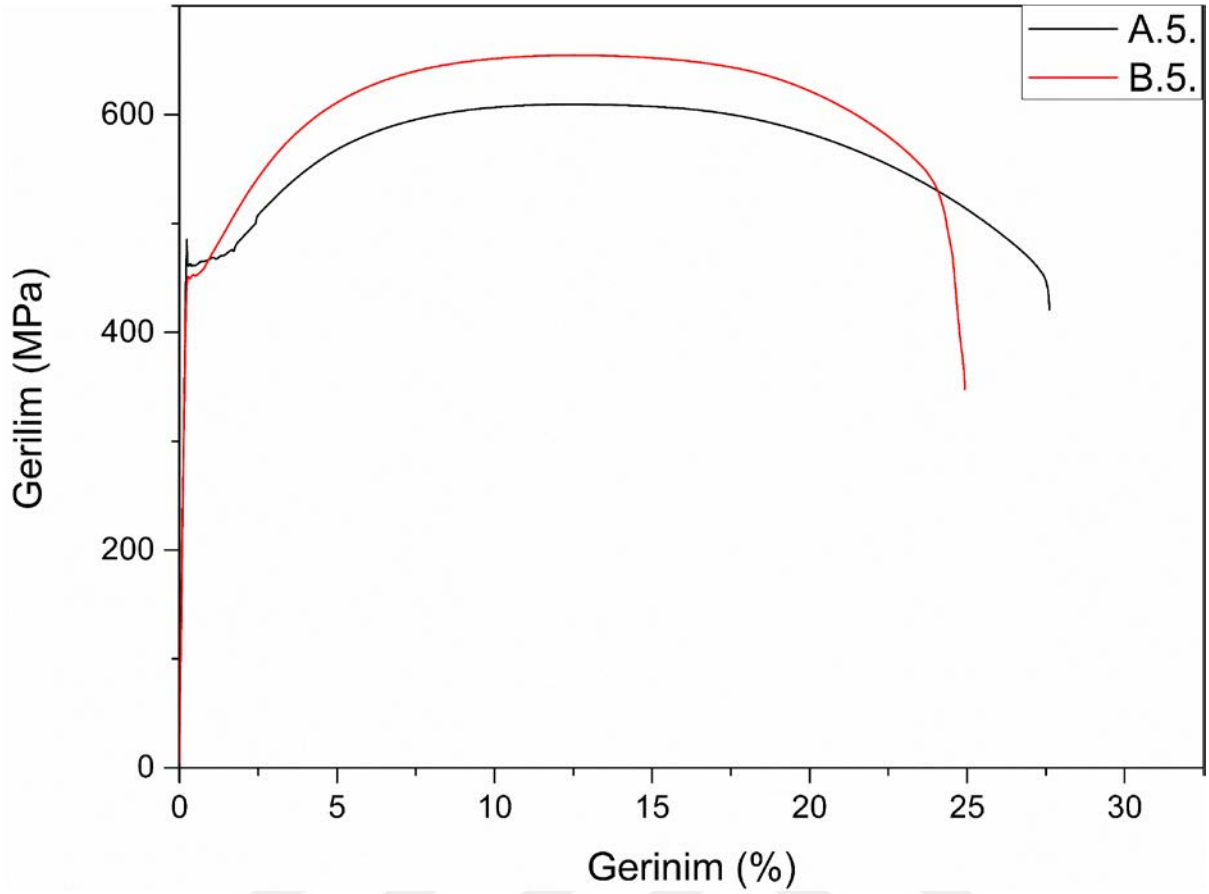
Şekil 4.26. A.4. ve B.4. numunelerinin çekme sonuçlarının grafiği.

Şekil 4.26.'da 5 defa ısıt çevrim yapılan A.4. ve B.4. numunelerinin karşılaştırılmış ve artan gerinim miktarının, akma ve çekme dayanımını arttırdığı gözlenmiştir. Karşılaştırmaya ait sayısal veriler tablo 4.9.'da verilmiştir.

Tablo 4.9. A.4. ve B.4. çekme sonuçlarının karşılaştırılması.

| Numune Kodu     | Yüzde Uzama (%) | Akma Dayanımı (MPa) | Çekme Dayanımı (MPa) |
|-----------------|-----------------|---------------------|----------------------|
| A.4.            | 28              | 431                 | 608                  |
| B.4.            | 26              | 460                 | 621                  |
| Değişim Yüzdesi | -7,14%          | 6,73%               | 2,14%                |

Tablo 4.9.'da gösterilen numuneler incelendiğinde, gerinim yüzdesinin artması diğer numunelerde olduğu gibi çekme dayanımını artırırken bu tekrar sayısında akma dayanımının da arttırdığı tespit edilmiştir.



Şekil 4.27. A.5. ve B.5. numunelerinin çekme sonuçlarının grafiği.

Şekil 4.27.'de iki grupta 7 defa ısıt çevrim yapılan numunelerin grafiksel karşılaştırılması verilmektedir. Açıkça görüldüğü gibi ek gerinim uygulanması, 7 ısıt çevrime sahip numunelerde tokluk ile çekme dayanımlarını gözle görülür şekilde arttırmıştır.

Tablo 4.10. A.5. ve B.5. çekme sonuçlarının karşılaştırılması.

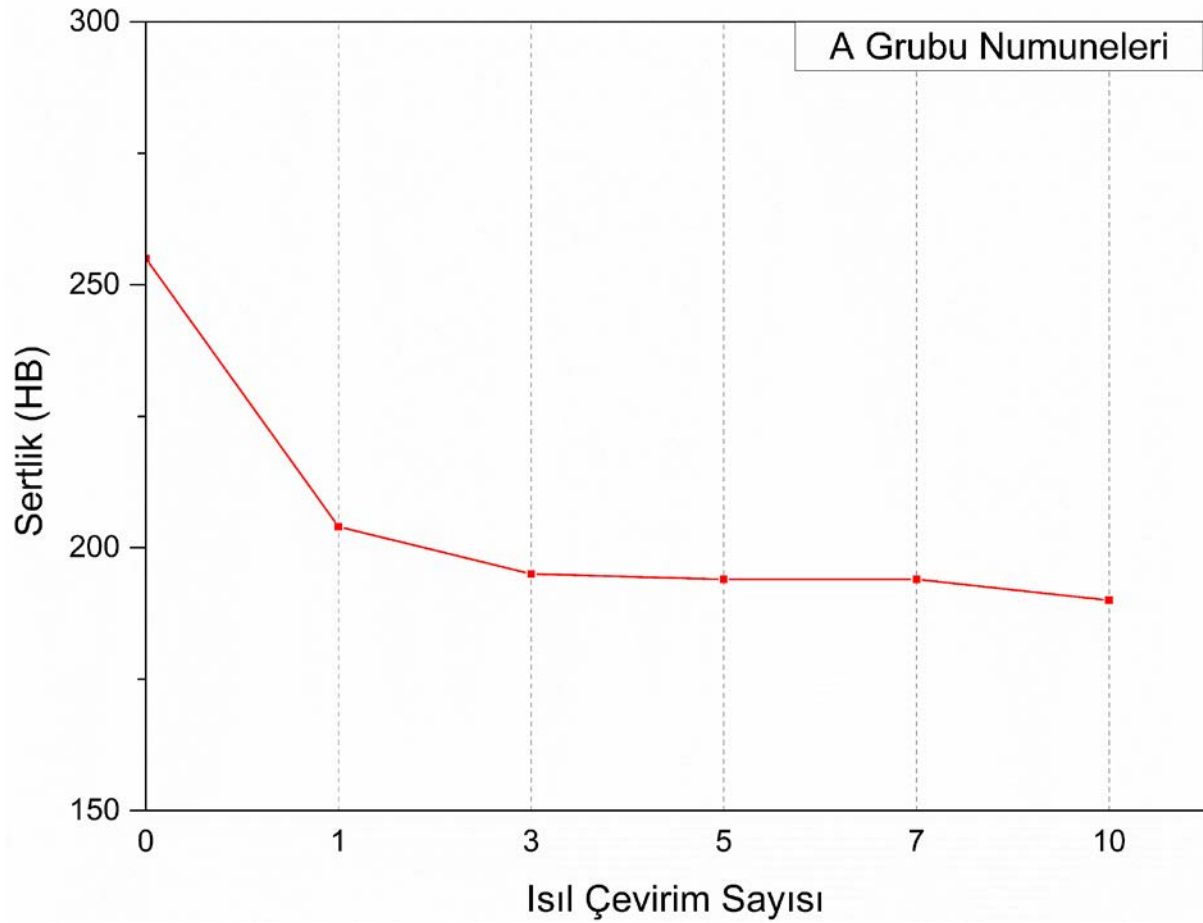
| Numune Kodu            | Yüzde Uzama (%) | Akma Dayanımı (MPa) | Çekme Dayanımı (MPa) |
|------------------------|-----------------|---------------------|----------------------|
| A.5.                   | 27,607          | 460,8               | 609,5                |
| B.5.                   | 25              | 452                 | 655                  |
| <b>Değişim Yüzdesi</b> | <b>-9,44%</b>   | <b>-1,91%</b>       | <b>7,47%</b>         |

Tablo 4.10.'da uygulanan ek gerinimin çekme dayanımında ortalama %7,47'lik bir artışı tetiklerken yüzdesel uzamayı ve akma dayanımını azalttığı görülmektedir.

#### 4.2.2. Sertlik Testi

Sertlik testleri, numune yüzeyinden merkez noktadan geçecek şekilde çizilen farazi bir doğrultu üzerinden eşit aralıklı olmak üzere 5 noktadan alınmıştır. Alınan ölçülerden en büyüğü ve en küçüğü çıkarıldıktan sonra kalan değerlerin ortalaması alınarak numune sertliği hesaplanmıştır.

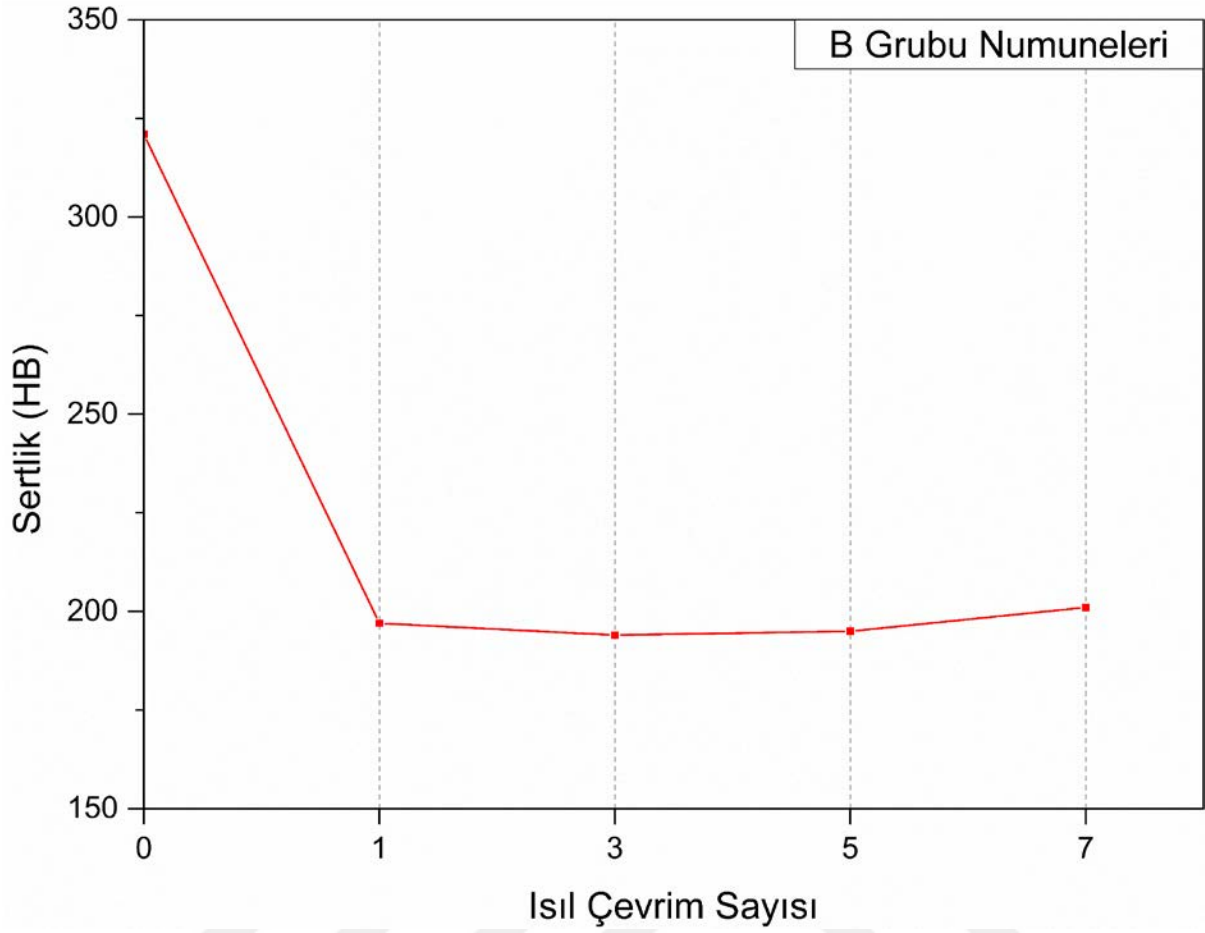
Şekil 4.28.'de A numunelerinin sertlik değişimi verilmiştir.



**Şekil 4.28.** A grubu numunelerinin ısıt çevrime bağlı sertlik değişim grafiği.

Şekil 4.28.'de olarak görüldüğü üzere uygulanan 1 ısıt çevrim sonrası sertlik değerinde yaklaşık %30 düşüş yaşanmıştır. Sertlik değeri ısıt çevrim sayısı ile azalsa da, 3 tekrardan sonra önemli bir değişim yaşanmadığı görülmektedir. 3 tekrardan sonra değişimin %1'den düşük olması dolayısı ile bu noktadan sonra ısıt çevrimin sertliği etkilemediği çıkarımı yapılabilir.

Şekil 4.29. B numunelerine ait ısıt çevrimin sertlik değerine etkisinin grafiksel olarak gösterimi bulunmaktadır.



**Şekil 4.29.** B grubu numunelerinin ısıl çevrime bağlı sertlik değişim grafiği.

A grubu numunelerine benzer doğrultuda, B grubunda 1 ısıl çevrim uygulandığında, sertlik değerlerinde dramatik bir düşüşün meydana geldiği şekil 4.29.'da görülmektedir.

A ve B numunelerinin sertlik incelemesinden sonucunda, ısıl çevrimlerin ilk 3 tekrarda sertlik düşüşe neden olsa da bu noktadan ileri tekrarlar da sertlik üstünde kayda değer bir etkisinin olmadığı gözlenmiştir.

Elde edilen değerler, çalışmanın amacı doğrultusunda cıvata standartlarına uygunluğu ile kıyaslanmıştır. Bu doğrultuda üretilen ve geliştiren parça, cıvata sektöründe yaygın olarak kullanılan ve yapısal olarak da üretilen malzemenin kimyasal kompozisyonuna yakın olan 23MnB4 çeliği ile karşılaştırılmıştır. 23MnB4 malzemesinin kimyasal içeriği tablo 4.11.'de verilmektedir.

**Tablo 4.11.** 23MnB4 kimyasal kompozisyonu.

| Alaşım Elementlerinin % Miktarı |      |       |       |       |       |       |       |
|---------------------------------|------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| C                               | Mn   | Si    | P     | S     | Cr    | B     | Cu    |
| 0,225                           | 1,14 | 0,289 | 0,011 | 0,013 | 0,276 | 0,003 | 0,123 |

Cıvata yapımında kullanılan 23MnB4 kodlu malzemeden ısıtılma işlemi öncesinde örnek alınarak yapılan çekme sonrasında malzemeye ait test sonuçları tablo 4.12.'de verilmiştir.

**Tablo 4.12.** 23MnB4 malzemesinin çekme sonuçları.

| Akma Dayanımı (MPa) | Çekme Dayanımı (MPa) | Uzama Yüzdesi (%) |
|---------------------|----------------------|-------------------|
| 408,99              | 512,13               | 26,8              |

Elde edilen sonuçlara istinaden yapılan karşılaştırmada, 1 defa üç eksenli dövülen numune özelliklerinin hammadde için gerekli spesifikasyonları karşılayabildiği görülmektedir. Bu bağlamda, %20 gerinim uygulanmış gruptan 3 kez ısıtılma çevrimine uğramış olan numune seçilip, 12.9 kalite cıvata üretimi için uygulanan tav ve temper işlemine tabi tutulmuştur. Isıl işlem sonucu parçaya uygulanan çekme test sonuçları tablo 4.13.'te verilmiştir.

**Tablo 4.13.** Isıl işlem yapılan ürüne ait çekme test analizi.

| Akma Dayanımı (MPa) | Çekme Dayanımı (MPa) | Uzama Yüzdesi (%) |
|---------------------|----------------------|-------------------|
| 1117,23             | 1253,44              | 15,58             |

Üretilen numunenin uygunluğu kıyaslanabilmesi için tablo 4.14.'te 12.9 kalite cıvataların standartlarda belirtilen mekanik limit değerleri verilmektedir.

**Tablo 4.14.** 12.9 Kalite cıvata mekanik özellik limitleri.

| Akma Dayanımı (MPa) | Çekme Dayanımı (MPa) | Uzama Yüzdesi (%) |
|---------------------|----------------------|-------------------|
| >1100               | >1220                | >9                |

Tablo 4.13.'te elde edilen veriler ile tablo 4.14.'te belirtilen mekanik değerler kıyaslandığında, üretilen ürünün 12.9 kalite cıvatanın özelliklerini karşıladığı görülmektedir. Bu bağlamda üretilen ürünün uygun ısıtılma işlemi ile piyasada sıklıkla kullanılan 8.8, 9.8, 10.9 ve 12.9 tüm cıvataların özelliklerini karşılayabildiği çıkarımı yapılmaktadır.

## 5. SONUÇ ve ÖNERİLER

Yapılan bu çalışmada, HSLA çeliğinden ultraince yapılı malzeme üretimi ve bu malzemeden imal edilen cıvatanın özellikleri incelenmiştir. Bu kapsamda üretilen çeliğe, yapı içerisinde tane küçültme etkisi olduğu bilinen titanyum mikroalaşımlaması yapılmıştır. Üretim sonrası parçalara, tane küçültme yöntemlerinden olan çok eksenli dövme ve ısıl çevrim işlemleri uygulanmıştır. İşlemlerin etkisini ölçümlemek amacı ile numuneler ilk önce iki farklı gruba ayrılmıştır. 1. gruba tek işlemde %20, 2. gruba ise iki işlemde toplamda %36 gerinim uygulanarak sırası ile “A” ve “B” olarak işaretlenmiştir. Gerinim etkisine ek olarak, ısıl çevrim sayısı ile tane boyutunun ilişkisinin tespiti için numunelere farklı sayıda ısıl çevrim uygulanmıştır. Yapılan işlemlerin etkisinin incelenmesi için numuneler metalografik ve mekanik incelemelere tabi tutulmuştur.

Gerinim miktarının tane boyutuna etkisini ölçmek için aynı ısıl çevrim sayısına ait numuneler karşılaştırılmıştır. Yapılan metalografik inceleme sonucu, gerinim artışının tane boyutunu ortalama %26 küçülttüğü görülmüştür. Benzer şekilde ısıl çevrim sayısının artması, tane boyutunu ortalama %70’ten fazla düşürdüğü yapılan incelemeler ile görülmüştür. Ek olarak, mikroyapı görüntülerinin detaylı incelenmesi ile malzeme içerisinde homojen dağılmayan nano boyutlu taneler tespit edilmiştir.

Numuneler ile gerçekleştirilen mekanik testler, uygulanan gerinim miktarı ve ısıl çevrim sayısının öngörüldüğü gibi malzeme özelliklerini arttırdığı tespit edilmiştir. Aynı zamanda, literatürde tane boyutu küçülmesinin mekanik özelliklere olan olumlu etkisi yapılan çalışmalarda deneysel olarak gözlenmiştir. Sertlik incelemesinde ise, 3 ısıl çevrimden sonra her iki grupta da önemli bir değişim yaşanmadığı anlaşılmıştır.

Yapılan incelemelerde, başlangıç hedef olan ultraince yapılı malzeme üretiminde başarılı olduğu görülmüştür. Elde edilen test sonuçlarının ise birbirini doğrular nitelikte olması ve literatür tarafından desteklenmesi çalışmanın güvenilirliğini arttırmaktadır. Çalışmada üretilen numunelere uygulanan testler sonucunda, toplamda %36 gerinim uygulanıp, 7 ısıl çevrim yapılan B.5. numunesi mekanik ve morfolojik özellikler yönünden diğer numunelerden daha üstün olduğu tespit edilmiştir. Uygulanan ek gerinimin, malzemenin çekme dayanımında %7 artışa, tane boyutunda ise %38 küçülmeye neden olduğu, aynı ısıl çevrime sahip A.5. numunesi ile yapılan karşılaştırma sonucu görülmüştür. Benzer şekilde aynı miktarda gerinim uygulanmış B.4. numunesi ile karşılaştırıldığında ise, uygulanan ek ısıl çevrimin tokluğu değiştirmeden %5’lik dayanım artışı ve %28 tane küçülmesi sağladığı tespit edilmiştir. Mevcut cıvata üretiminde kullanılan 23MnB4 malzemesi ile kıyaslandığında B.5. numunesinin bu malzemeden %28 daha yüksek çekme dayanımına sahip olduğu görülmektedir.

Gerçekleştirilen testler, sanayiye kolaylıkla uyarlanabilen, düşük maliyetli ve çoğu malzemeye uyarlanabilen basit yöntemler ile ultraince yapılı malzeme üretiminin mümkün olduğunu göstermektedir. Ayrıca bu yöntemler ile üretilen malzemenin başta cıvata olmak üzere özellikle dinamik yük altında çalışan pek çok yerde rahatlıkla kullanılabilmesi bu çalışmanın en önemli çıktısıdır.

İleri çalışmalarda üretilen parçaların taramalı elektron mikroskopu (SEM) kullanılarak detaylı mikroyapı incelemesi, yorulma, sürünme ve darbe testleri ile de farklı mekanik özelliklerinin incelenmesi planlanmaktadır. Bu tez çalışmasına ek olarak, alaşım elementleri oranlarını, gerinim parametrelerini ve ısıl çevrim sayılarını değiştirerek yeni ve farklı çalışmalar yapılabilir.



## KAYNAKLAR

- [1]. Davis, J. R., *Alloying: Understanding the Basics*. ASM International: Materials Park, Ohio, 2001; pp. 193-209.
- [2]. Wang, W.; Yang, M.; Yan, D.; Jiang, P.; Yuan, F.; Wu, X., Deformation Mechanisms for Superplastic Behaviors in a Dual-Phase High Specific Strength Steel with Ultrafine Grains, *Materials Science and Engineering: A*, 702, **2017**, 133-141.
- [3]. Zhan G. D.; Garay, J. E.; Mukherjee A. K., Ultralow-Temperature Superplasticity in Nanoceramic Composites. *Nano Letters* **2005**, 5, (12), 2593-2597.
- [4]. Dudina, D.V.; Mukherjee, A. K.; Mishra, R. S., *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*. 2nd Ed.; Oxford: Elsevier, 2001; pp. 8977- 8981.
- [5]. DeArdo, A. J., *Microalloyed Steels: Past, Present and Future*. HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels 2015, Hangzhou, Zhejiang Province, China, 11-13 Kasım 2015, pp. 17-32.
- [6]. Shao, Y.; Liu, C.; Yan, Z.; Li, H.; Liu, Y., Formation Mechanism and Control Methods of Acicular Ferrite in HSLA Steels: A review. *Journal of Materials Science & Technology*, **2018**, 34, (5), 737-744.
- [7]. Vervynckt, S.; Verbeken, K.; Lopez, B.; Jonas, J. J., Modern HSLA steels and role of non-recrystallisation temperature, *International Materials Reviews*, **2012**, 57 (4), 187-207.
- [8]. Kim, N. J., The physical metallurgy of hsla linepipe steels—a review. *JOM*, **1983**, 35, (4), 21-27.
- [9]. Xie, H.; Du, L.-X.; Hu, J.; Misra, R. D. K., Microstructure and mechanical properties of a novel 1000 MPa grade TMCP low carbon microalloyed steel with combination of high strength and excellent toughness. *Materials Science and Engineering: A*, **2014**, 612, 123-130.
- [10]. Ghosh, S.; Mula, S.; Mondal, D. K., Development of ultrahigh strength cast-grade microalloyed steel by simple innovative heat treatment techniques for industrial applications. *Materials Science and Engineering: A*, **2017**, 700, 667-680.
- [11]. Rodrigues, P. C. M.; Pereloma, E.; Santos, D. B., Mechanical properties of an hsla bainitic steel subjected to controlled rolling with accelerated cooling. *Materials Science and Engineering: A*, **2000**, 283, (1-2), 136-143.
- [12]. Majta, J.; Muszka, K., Mechanical properties of ultra fine-grained hsla and ti-if steels. *Materials Science and Engineering: A*, **2007**, 464, (1), 186-191.
- [13]. Baker, T. N., Microalloyed steels. *Ironmaking & Steelmaking*. **2015**, 43, (4), 264-307
- [14]. Baker, T. N., Processes, microstructure and properties of vanadium microalloyed steels. *Materials Science and Technology*, **2009**, 25, (9), 1083-1107.
- [15]. Lagneborg, R.; Siwecki, T.; Zajac, S.; Hutchinson, B., Role of vanadium in microalloyed steels. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, **1999**, 28, (5), 186-241.
- [16]. ASM Handbook Komitesi, *ASM Handbook Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*. ASM International: Materials Park, Ohio, 1990; pp. 1037-1102
- [17]. Deardo, A. J., Niobium in modern steels. *International Materials Reviews*, **2003**, 48, (6), 371-402.
- [18]. Baker, T. N., Titanium microalloyed steels *Ironmaking & Steelmaking*, **2018**, 46, (1), 1-55.
- [19]. Lee, W. B.; Hong, S. G.; Park, C. G.; Kim, K. H.; Park, S. H., Influence of mo on precipitation hardening in hot rolled hsla steels containing nb. *Scripta Materialia*, **2000**, 43, (4), 319-324.

- [20]. William D. Callister, Jr., *Materials Science and Engineering: An Introduction* (9 ed.). John Wiley and Sons: U.S.A., 2013; pp. 230-232.
- [21]. Mouritz, A. P., *Introduction to Aerospace Materials*. Woodhead Publishing: Cambridge, 2012; pp. 57-90
- [22]. Skobir, D.A., High-strength low-alloy (hsla) steels. *Materials and Technologies*, **2011**, 45, 295-301.
- [23]. Gladman, T., Precipitation hardening in metals. *Materials Science and Technology*, **1999**, 15, (1), 30-36.
- [24]. Calvo, J.; Jung, I.H.; Elwazri, A.M.; Bai, D.; Yue, S., Influence of the chemical composition on transformation behaviour of low carbon microalloyed steels. *Materials Science and Engineering: A*, **2009**, 520, (1), 90-96.
- [25]. Zajac, S.; Siwecki, T.; Hutchinson, B.; Attlegård, M., Recrystallization controlled rolling and accelerated cooling for high strength and toughness in V-Ti-N steels. *Metallurgical Transactions A*, **1991**, 22, (11), 2681-2694.
- [26]. DeArdo, A.J., *Physical metallurgy of the thermomechanical processing of microalloyed steels*. International Conference on Processing & Manufacturing of Advanced Materials, Las Vegas, USA, 4 – 8 Aralık 2000
- [27]. DeArdo, A.J., Metallurgical basis for thermomechanical processing of microalloyed steels. *Ironmaking & Steelmaking*, **2001**, 28, (2), 138-144.
- [28]. Cuddy, L.J., Grain refinement of Nb steels by control of recrystallization during hot rolling. *Metallurgical Transactions A*, **1984**, 15, (1), 87-98.
- [29]. Siwecki, T., Hutchinson, B. , Zajac, S.; *Recrystallization controlled rolling of HSLA steels*. Microalloying '95. Pittsburgh, USA, 11 – 14 Haziran 1995
- [30]. Khatib, J.M. (ed), *Sustainability of Construction Materials*. 2nd Ed; Woodhead Publishing: Elsevier Science, 2016; pp. 105-128
- [31]. Pickering, F.B., *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. Applied Science Publishers: London, 1978; pp. 65 – 80
- [32]. Kain, V., *Functional Materials*. Elsevier: London, 2012; pp. 507 – 547
- [33]. E.E. Fletcher, *High-Strength Low-Alloy Steels: Status Selection and Physical Metallurgy*, Battelle Press: Columbus, Ohio, 1979;
- [34]. Warren, A., Ubhi, H.S., Jack, D.H.; *The relationship between processing, microstructure, and properties in 0.45% v steel for x70 pipe lines*. Steels for Line Pipe and Pipeline Fittings. London, 21 – 23 Ekim 1981, pp. 10.
- [35]. Lee, C.-H.; Bhadeshia, H.K.D.H.; Lee, H.C., Effect of plastic deformation on the formation of acicular ferrite. *Materials Science and Engineering: A*, **2003**, 360, (1-2), 249-257.
- [36]. Tasan, C.; Diehl, M.; Yan, D.; Bechtold, M.; Roters, F.; Schemmann, L.; vd., An overview of dual-phase steels: Advances in microstructure-oriented processing and micromechanically guided design. *Annual Review of Materials Research*, **2015**, 45, 391-431.
- [37]. Szewczyk, A.F.; Gurland, J., A study of the deformation and fracture of a dual-phase steel. *Metallurgical Transactions A*, **1982**, 13, (10), 1821-1826.
- [38]. Luyckx, L.; Bell, J.R.; McLean, A.; Korchynsky, M.J.M.T., Sulfide shape control in high strength low alloy steels. **1970**, 1, (12), 3341-3350.
- [39]. Pereloma, E.; Edmonds, D.V. (Eds.), *Phase transformations in steels Volume 2: Diffusionless Transformations, High Strength Steels, Modelling and Advanced Analytical Techniques*, Woodhead Publishing, 2012; pp. 153-212.
- [40]. Floreen, S., Superplasticity in pure nickel. *Scripta Metallurgica*, **1967**, 1, (1), 19-23.

- [41]. Langdon, T.G., Achieving Superplasticity in Ultrafine-Grained Metals. *Mechanics of Materials*, **2013**, 67, 2-8.
- [42]. Frommeyer, G.; Kowalski, W.; Rablbauer, R., Structural Superplasticity in a Fine-Grained Eutectic Intermetallic NiAl-Cr Alloy. **2006**, 37, 3511-3517.
- [43]. Hayden, H.W.; Floreen, S.; Goodell, P.D.J.M.; B, M.T., The Deformation Mechanisms of Superplasticity. **1972**, 3, (4), 833-842.
- [44]. Mukherjee, A.K., Deformation Mechanisms in Superplasticity. **1979**, 9, (1), 191-217.
- [45]. Kaibyshev, O.A., *Superplasticity of Alloys, Intermetallides and Ceramics*. Springer: Berlin, 2012; pp. 31-40
- [46]. Sheikh-Ali, A.D., *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*. Elsevier: Oxford, 2001; pp. 3624-3625
- [47]. Perez-Prado, M.T.; Kassner, M.E. Fundamentals of Creep in Metals and Alloys. 3th ed.; Butterworth-Heinemann: Boston, 2015; pp. 140
- [48]. Langdon, T.G., Grain Boundary Sliding Revisited: Developments in Sliding Over Four Decades. *Journal of Materials Science & Technology*, **2006**, 41, (3), 597-609.
- [49]. Halfa, H., Recent Trends in producing ultrafine grained steels. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, **2014**, 2, (5), 428-469.
- [50]. Mathers, G. *The Welding of Aluminium and Its Alloys*. Woodhead Publishing: Cambridge, England, 2002; pp. 10-34
- [51]. Ma, E., Instabilities and Ductility of Nanocrystalline and Ultrafine-Grained Metals. *Scripta Materialia*, **2003**, 49, (7), 663-668.
- [52]. Wang, Q.F.; Zhang, C.Y.; Xu, W.W.; Zhao, S.J.; Zhao, X.Q.; Yan, Z.S., Refinement of Steel Austenite Grain Under an Extremely High Degree of Superheating. *Journal of Iron and Steel Research, International*, **2007**, 14, (5), 161-166.
- [53]. Koo, J.Y.; Thomas, G., Thermal Cycling Treatments and Microstructures for Improved Properties of Fe-0.12% C-0.5% Mn Steels. *Materials Science and Engineering*, **1976**, 24, (2), 187-198.
- [54]. Zhao, J.; Jiang, Z., Thermomechanical Processing of Advanced High Strength Steels. *Progress in Materials Science*, **2018**, 94, 174-242.
- [55]. Militzer, M. *Comprehensive Materials Processing*. Elsevier: Oxford, 2014; p 191-216
- [56]. Jorge Junior, A.; Guedes, L.; Balancin, O., Ultra grain refinement during the simulated thermomechanical-processing of low carbon steel. *Journal of Materials Research and Technology*, **2012**, 1, (3), 141-147.
- [57]. Song, R.; Ponge, D.; Raabe, D.; Speer, J.G.; Matlock, D.K., Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels. *Materials Science and Engineering: A*, **2006**, 441, (1), 1-17.
- [58]. Dong, H.; Sun, X. (2009). *Ultra-fine-Grained Steels*. Springer:Berlin, 2009; pp. 86-136
- [59]. Valiev, R.Z.; Langdon, T.G., Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. *Progress in Materials Science*, **2006**, 51, (7), 881-981.
- [60]. Valiev, R.; Islamgaliev, R.; Alexandrov, I.V., Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*, **2000**, 45, 103-189.
- [61]. Fukuda, Y.; Oh-ishi, K.; Horita, Z.; Langdon, T.G., Processing of a low-carbon steel by equal-channel angular pressing. *Acta Materialia*, **2002**, 50, (6), 1359-1368.
- [62]. Shin, D.H.; Kim, B.C.; Kim, Y.-S.; Park, K.-T., Microstructural evolution in a commercial low carbon steel by equal channel angular pressing. *Acta Materialia*, **2000**, 48, (9), 2247-2255.

- [63]. Wang, Y.; Wu, H.; Liu, X.; Sun, J.; Wu, R.; Hou, L.; et al., High strength ultrafine-grained al-2li laminate produced by accumulative roll bonding and aging processes. *Journal of Alloys and Compounds*, **2019**, 811, 152045.
- [64]. Saito, Y.; Utsunomiya, H.; Tsuji, N.; Sakai, T., Novel ultra-high straining process for bulk materials—development of the accumulative roll-bonding (arb) process. *Acta Materialia*, **1999**, 47, (2), 579-583.
- [65]. Terada, D.; Inoue, S.; Tsuji, N.J.J.o.M.S., Microstructure and mechanical properties of commercial purity titanium severely deformed by arb process. **2007**, 42, (5), 1673-1681.
- [66]. Zhilyaev, A.P.; Langdon, T.G., Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications. *Progress in Materials Science*, **2008**, 53, (6), 893-979.
- [67]. Edalati, K.; Horita, Z., A review on high-pressure torsion (hpt) from 1935 to 1988. *Materials Science and Engineering: A*, **2016**, 652, 325-352.
- [68]. Verleysen, P.; Lanjewar, H., Dynamic high pressure torsion: A novel technique for dynamic severe plastic deformation. *Journal of Materials Processing Technology*, **2020**, 276, 116393.
- [69]. Nakao, Y.; Miura, H., Nano-grain evolution in austenitic stainless steel during multi-directional forging. *Materials Science and Engineering: A*, **2011**, 528, (3), 1310-1317.
- [70]. Estrin, Y.; Vinogradov, A., Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science. *Acta Materialia*, **2013**, 61, (3), 782-817.

## ÖZGEÇMİŞ

**Adı ve Soyadı** : Kazım Buğra GÜRBÜZ

**Doğum Tarihi** : 18.05.1989

**E-mail** : bugragurbuz@mersin.edu.tr

**Öğrenim Durumu** :

| Derece | Bölüm/Program                     | Üniversite                    | Yıl         |
|--------|-----------------------------------|-------------------------------|-------------|
| Lisans | Metalurji ve Malzeme Mühendisliği | Orta Doğu Teknik Üniversitesi | 2008 - 2015 |

**Görevler** :

| Görev Ünvanı | Yeri                | Yıl    |
|--------------|---------------------|--------|
| Arş. Gör.    | Mersin Üniversitesi | 2018 - |