

**TWIP ÇELİKLERİNİN MEKANİK VE MİKROYAPI  
ÖZELLİKLERİNE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN  
ETKİSİ**

**2015  
YÜKSEK LİSANS TEZİ  
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

**Yüksel AKINAY**

**TWIP ÇELİKLERİNİN MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİNE  
ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİ**

**Yüksel AKINAY**

**Karabük Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında  
Yüksek Lisans Tezi  
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK  
Ocak 2015**

Yüksel AKINAY tarafından hazırlanan “TWIP ÇELİKLERİNİN MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİNE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Yrd. Doç. Dr. Fatih HAYAT  
Tez Danışmanı, Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans Tezi olarak kabul edilmiştir. 12/01/2015

Unvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Doç. Dr. Fatma MEYDANERİ (KBÜ)

Üye : Yrd. Doç. Dr. Fatih HAYAT (KBÜ)

Üye : Doç. Dr. Emrah DENİZ (KBÜ)

...../...../2015

KBÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Mustafa BOZ  
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

*“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”*

Yüksel AKINAY

## **ÖZET**

**Yüksek Lisans Tezi**

### **TWIP ÇELİKLERİN MEKANİK VE MİKRO YAPI ÖZELLİKLERİNE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİ**

**Yüksel AKINAY**

**Karabük Üniversitesi**

**Fen Bilimleri Enstitüsü**

**Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı**

**Tez Danışmanı:**

**Yrd. Doç. Dr. Fatih HAYAT**

**Ocak 2015, 57 sayfa**

Bu çalışmada ikizlenme yoluyla plastite kazanan (TWIP) çeliklerin üretim prosesleri ve alaşım elementlerinin bu çeliklere etkisi incelendi. Farklı kimyasal kompozisyonlara sahip Alaşım 1 (0,6C, 24Mn) ve Alaşım 2 (0,6C, 24Mn, 1Ni) TWIP (Twinning Induced Plasticity) çelikleri dökülüp daha sonra sırasıyla sıcak ve soğuk haddelenerek sac şekline getirilmiştir. Bu sac numuneler 600°C, 700°C, 800°C, 900°C, 1000°C ve 1100°C sıcaklıklarda 150 dakika ısıtılma tabi tutulmuş ve ardından havada soğutulmuşlardır.

Mikroyapı ve mekanik özellikler alaşım elementlerinin TWIP çelikler üzerindeki etkilerini görmek amacıyla incelenmiştir. Hem Alaşım 1 ve hem de Alaşım 2 numuneleri 700°C sıcaklıkta ısıtılma görmesi sonucu mikroyapılarında ikizlenme yerine karbür çökeltilerine rastlanmıştır. Ancak diğer sıcaklıklarda ısıtılma görmüş

numunelerin mikro yapılarında karbür çökeltileri görülmemiştir. Bununla birlikte 600°C, 800°C, 900°C, 1000°C ve 1100°C sıcaklıklarda ısıtılma işlemi görmüş Alaşım 1 numunelerinde ikizlenme varken Alaşım 2 numunelerinde neredeyse hiç ikizlenmeye rastlanmamıştır. Karbür çökeltilerinin görüldüğü numunelerin hem sertlik hem de çekme değerleri diğer sıcaklık numunelerine göre oldukça yüksektir. Artan sıcaklıkla bu değerler düşerken sertlik ve çekme değerlerindeki fark 800°C ve üzeri sıcaklıklarda azalmıştır. Artan sıcaklıkla mekanik değerlerdeki düşüş 700°C sıcaklığında oluşan ve genellikle M<sub>3</sub>C formundaki karbür çökeltilerinin sıcaklık artışı ile çözünmelerinden kaynaklanmaktadır. Bununla beraber sonuçlar karbür çökeltilerinin ikiz oluşumuna engel olduğunu da göstermiştir.

**Anahtar Sözcükler :** Isıl işlem, SEM, TWIP çelik, soğuk haddeleme.

**Bilim Kodu** : 915.1.092

## **ABSTRACT**

**M. Sc. Thesis**

### **THE INFLUENCE OF ALLOYING ELEMENTS ON MECHANICAL PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE OF TWIP STEELS**

**Yüksel AKINAY**

**Karabük University**

**Graduate School of Natural and Applied Sciences**

**Department of Metallurgical and Materials Engineering**

**Thesis Advisor:**

**Assist. Prof. Dr. Fatih HAYAT**

**January 2015, 57 pages**

The influence of alloying elements on mechanical properties and microstructure of twinning induced plasticity (TWIP) steels were investigated in this thesis. Alloy 1 (0,6C, 24Mn) and Alloy 2 (0,6C, 24Mn, 1Ni) high Mn TWIP (Twinning Induced Plasticity) steels were fabricated, and were annealed at 600°C, 700°C, 800°C, 900°C, 1000°C and 1100°C for 150 minute and then air-cooled. Their microstructures and mechanical properties were analysed to investigate influence of alloying elements on TWIP steel. The carbide precipitations have seen in microstructure of Alloy 1 and Alloy 2 specimen annealed at 700 °C. But the microstructure of Alloy1 annealed at others annealing temperture are fully austenite and some grains are including annealing twins. However twining did not occur at Alloy 2 specimens annealed at 800°C, 900°C, 1000°C, 1100°C. The reversion of the tensile strength occurred between 700°C and 800°C because of the carbide precipitation hardening.

Beside that, hardness value has decreased after 700°C, which show a good agreement with the equilibrium dissolution temperature of  $M_3C$  carbides. However the results show that, carbide precipitations are as strong barriers for the formation of twinning. For this reason; twinning was not obtained at 700°C. The mechanical behaviour of TWIP steels reveal annealed temperature dependence, related to twinning formation and carbide precipitations.

**Key words** : Heat treatment, SEM, TWIP steel, cold rolling.

**Science Code** : 915.1.092



## TEŞEKKÜR

Bu tez alıŐmasının planlanmasında ve araŐtırılmasında, desteğini esirgemeyen, bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım sayın hocam Yrd. Do. Dr. Fatih HAYAT'a sonsuz teŐekkürlerimi sunarım.

ÇalıŐmalarım sırasında yardımlarını esirgemeyen, Karabük Üniversitesi Araştırma görevlilerinden Alper İncesu, Emre Turan, Fatih Aydın ve Fazıl Hüsem'e teşekkür eder çalışmalarında başarılar dilerim. Ayrıca hem mesleki deneyimi ile hem de dostça yaklaşımı ile bana yol gösteren değerli arkadaşım Öğretim Görevlisi Mehmet Nuri Yıldırım'a teşekkür ederim.

Bu tezimi mesleki yaŐantımda edindiğim tüm tecrübe ve başarılarda olduğu gibi akademik hayatımda da hep yanımda olan Aileme armağan ediyorum.

## İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL .....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER .....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xi
ÇİZELGELER DİZİNİ .....	xiv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	xv
BÖLÜM 1 .....	1
GİRİŞ .....	1
BÖLÜM 2. ....	4
OTOMOTİV ENDÜSTRÜSİNDE KULLANILAN ÇELİKLER.....	4
2.1. YÜKSEK MUKAVEMETLİ DÜŞÜK ALAŞIMLI ÇELİKLER.....	5
2.2. İLERİ TEKNOLOJİ ÜRÜNÜ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER ....	8
2.3. TWIP ÇELİKLER.....	10
2.3.1. Alaşım Elementlerinin TWIP Çeliklere Etkileri.....	12
2.3.2. İkizlenme Oluşumu.....	17
2.3.2.1. İstif Hata Enerji.....	20
BÖLÜM 3 .....	25
DENEYSELÇALIŞMALAR .....	25
3.1. DENEYSEL PARÇALARIN ÜRETİM PROSESLERİ.....	26
3.1.1. Döküm ve Haddeme İşlemi .....	26
3.1.2. Isıl İşlem .....	27
3.2. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU .....	28
3.2.1. SEM Çalışması .....	28

	<u>Sayfa</u>
3.2.2. XRD Çalışması .....	29
3.3. MEKANİK ÖZELLİKLERİN KARAKTERİZASYONU .....	30
3.3.1. Sertlik Testi.....	30
3.3.2. Çekme Testi .....	30
BÖLÜM 4 .....	32
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	32
4.1. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU.....	34
4.1.1. İkizlenme ve Çökelti Oluşumları.....	34
4.1.2. EDX ve XRD Sonuçları.....	37
4.2. ÇEKME TESTİ SONUÇLARI .....	43
4.2.1. Çekme Numuneleri Kırık Yüzey SEM Görüntüleri .....	44
4.3. SERTLİK TESTİ SONUÇLARI.....	46
BÖLÜM 5 .....	53
SONUÇ VE ÖNERİLER .....	53
KAYNAKLAR .....	55
ÖZGEÇMİŞ .....	59

## ŞEKİLLER DİZİNİ

### Sayfa

Şekil 2.1. Mikroalaşım elementlerinin çeliğe etkileri .....	6
Şekil 2.2. Ferrit tane boyutunun mekanik özelliklere etkisi.....	7
Şekil 2.3. AHSS çeliklerin geleneksel çeliklerle kıyaslanması.....	9
Şekil 2.4. Yüksek mukavemetli yassı çeliklerin sınıflandırılması .....	10
Şekil 2.5. Demir alaşımları faz diyagramının sınıflandırılması .....	14
Şekil 2.6. Fe-Mn alaşımlarında Mn içeriğine bağlı olarak SFE değişimi.....	16
Şekil 2.7. Fe-22Mn-0.6C TWIP çeliğine ait mikro yapı.....	18
Şekil 2.8. İkiz oluşumu.....	19
Şekil 2.9. Farklı yönelmelere sahip ikizlenme tipleri .....	20
Şekil 2.10. İkizlenme geometrisi ve dört ikizlenme elementi .....	20
Şekil 2.11. İstif hata enerjisinin (SFE) deformasyon türü üzerindeki etkisi .....	21
Şekil 2.12. Sıcaklık ve kimyasal kompozisyon ile SFE değişimi .....	22
Şekil 2.13. Mn ve C değerlerine bağlı olarak SFE değerlerinin değişimi.....	23
Şekil 2.14. Deformasyon sıcaklığına bağlı olarak istif hata enerjisi değişimi ve faz dönüşüm aralığı.....	24
Şekil 3.1. Alaşım 1 ve Alaşım 2'ye ait üretim, ısıl işlem ve şekillendirme prosesleri .....	25
Şekil 3.2. Döküm parçasına ait ölçü detayları.....	26
Şekil 3.3. Sıcak ve soğuk haddelenmiş levhalar .....	27
Şekil 3.4. Isıl işlemlerin yapıldığı Magma Therm marka ısıl işlem fırını.....	28
Şekil 3.5. Zeiss Ultra Plus FESEM cihazı.....	28
Şekil 3.6. XRD çekimlerinin yapıldığı Rigaku Ultima IV XRD cihazı.....	29
Şekil 3.7. Schimadzu HMV sertlik cihazı .....	30
Şekil 3.8. MTS dinamik yorulma test cihazı.....	31
Şekil 4.1. Soğuk haddelene sonrası Alaşım 1 ve Alaşım 2'ye ait mikroyapılar .....	33
Şekil 4.2. 1100°C'de ısıl işlem görmüş Alaşım 1'e ait SEM görüntüsü .....	35

Şekil 4.3. 1000°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 1’e ait SEM görüntüsü .....	36
Şekil 4.4. 900°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 1’e ait SEM görüntüsü .....	36
Şekil 4.5. 800°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 1’e ait SEM görüntüsü .....	36
Şekil 4.6. 700°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 1’e ait SEM görüntüsü .....	37
Şekil 4.7. 1100°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 2’ye ait SEM görüntüsü .....	37
Şekil 4.8. 1000°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 2’ye ait SEM görüntüsü .....	38
Şekil 4.9. 900°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 2’ye ait SEM görüntüsü .....	38
Şekil 4.10. 800°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 2’ye ait SEM görüntüsü .....	38
Şekil 4.11. 700°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 2’ye ait SEM görüntüsü .....	39
Şekil 4.12. 900°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 1’e ait EDX sonuçları .....	40
Şekil 4.13. 800°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 1’e ait EDX sonuçları .....	40
Şekil 4.14. 700°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 1’e ait EDX sonuçları .....	41
Şekil 4.15. 900°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 2’ye ait EDX sonuçları .....	42
Şekil 4.16. 800°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 2’ye ait EDX sonuçları .....	43
Şekil 4.17. 700°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 2’ye ait EDX sonuçları .....	43
Şekil 4.18. 900°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 1’e ait XRD sonuçları .....	44
Şekil 4.19. 700°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 1’e ait XRD sonuçları .....	44
Şekil 4.20. 900°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 2’ye ait XRD sonuçları .....	45
Şekil 4.21. 900°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 2’ye ait XRD sonuçları .....	45
Şekil 4.22. Çekme numunelerinin teknik detayı .....	46
Şekil 4.23. Alaşım 1’in çekme değerlerinin çelik grupların şematik çekme grafiğindeki yerleri. ....	48
Şekil 4.24. Alaşım 2’nin çekme değerlerinin çelik grupların şematik çekme grafiğindeki yerleri. ....	48
Şekil 4.25. Alaşım 1’e ait kırık yüzey SEM görüntüleri .....	50
Şekil 4.26. Alaşım 2’ye ait kırık yüzey SEM görüntüleri .....	51
Şekil 4.27. Alaşım 1 ve Alaşım 2’ye ait sertlik değerleri .....	52

## ÇİZELGELER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Çizelge 2.1. Alaşım elementlerinin TWIP çeliklere etkileri.....	11
Çizelge 2.2. Bazı TWIP çeliklere ait kimyasal kompozisyonlar .....	11
Çizelge 2.3. Numunelere ait kimyasal bileşenler.....	26
Çizelge 3.1. Test numunelerine ait ısıl işlem sıcaklıkları ve süreleri .....	27
Çizelge 4.1. Alaşım 1'e ait çekme testi sonuçları .....	44
Çizelge 4.2. Alaşım 2'ye ait çekme testi sonuçları .....	44

## SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

### SİMGELER

Fe	: Demir
Cr	: Krom
V	: Vanadyum
Ti	: Titanyum
N	: Azot
C	: Karbon
Mn	: Manganez
P	: Fosfor
S	: Kükürt
Si	: Silisyum
Ni	: Nikel
Al	: Alüminyum
$\sigma_0$	: Akma dayanımı
$\sigma_t$	: Tek kristalin akma dayanımı
k	: Hall-Petch faktörü
d	: Tane boyutu
$\gamma$	: Öztenit
$\varepsilon$	: Martenzit
$\alpha$	: Ferrit
Nb	: Niyobiyum
V	: Vanadyum
C	: Karbon
Mn	: Mangan
Fe	: Demir
Cr	: Krom

## KISALTMALAR

SEM	: Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
EDS	: Electron Diffraction Scanning (Elektron Difraksiyon Taraması)
XRD	: X-Ray Diffractometer (X-ışını Difraktometresi)
TRIP	: Transformation-Induced Plasticity (Dönüşüm Kaynaklı Plastite)
TWIP	: Twinning-Induced Plasticity (İkizlenme Yoluyla Plastite Kazanan)
DP	: Çift fazlı (Dual Phase)
AHSS	: Advanced High Strength Steels (İleri Yüksek Mukavemetli Çelikler)
HSS	: High Strength Steels (Mukavemetli Çelikler)
CP	: Complex Phase (Kompleks Fazlı)
IF	: Interstitial Free (Arayersiz Atom)
LSS	: Low Strength Steel (Düşük Mukavemetli Çelik)
SFE	: Stacking Fault Energy (İstif Hata Enerjisi)
UHSS	: Ultra-Yüksek Mukavemetli Çelikler
HSLA	: Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşım
MPa	: Mega Pascal
KYM	: Kübik Yüzey Merkez
KHM	: Kübik Hacim Merkez
HSP	: Hegzegonal Sıkı Paket



## BÖLÜM 1

### GİRİŞ

Günümüzde çelikler endüstriyel uygulamalar noktasında yaklaşık %80 kullanım payına sahiptir. Dünya çelik üretimi 2012 verilerinde 1.5 milyar ton üretim kapasitesine ulaşmıştır. Dünya pazarı 2050 de bu üretim hacminin ikiye katlanacağını ön görmektedir. Çeliklerin yaklaşık %25'lik kısmı otomotiv endüstrisinde kullanılmaktadır. Özellikle yakıt tüketimini azaltmak, yolcu güvenliğini artırmak, CO<sub>2</sub> emisyonunu düşürmek gibi talepler günümüzde otomotiv pazarında çok önemli bir yere sahiptir. Bu taleplere cevap vermek amacı ile yüksek dayanımlı çelikler (Advanced High Strength Steels (AHSS)) geliştirilmiştir. Bu çelikleri; Çift fazlı çelikler (DP), IF çelileri, kompleks fazlı çelikler (CP), TRIP çelikler ve ikizlenme yolu ile plastisite kazanan TWIP (Twinning induced plasticity) çelikler olarak sınıflandırabiliriz [1].

Son yıllarda Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çelik Saclar (Advanced High Strength Steel-AHSS) otomobillerde ve diğer araçlarda giderek daha yoğun oranda tercih edilmeye başlanmıştır.

Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çelik Sacların kullanıldığı yerler aşağıda belirtilmiştir:

- Ağır araçlarda
- Otomobillerin güvenlik parçalarında
- Vinç imalatında
- Otomobil koltuklarında
- Konteynerlerde
- Değişik tip uygulamalarında, örneğin bebek arabaları ve bisikletlerde.

Otomotiv endüstrisinde kullanılan saclar yaygın olarak metalurjik dizaynlarına ve mukavemetlerine göre sınıflanırlar ve tanımlanırlar. Mukavemete göre yapılan sınıflandırmaya göre. Yüksek Mukavemet Çelikleri (HSS) çekme dayanımları 270 700 MPa olan çeliklerdir. Ultra-Yüksek Mukavemet Çelikleri (UHSS) çekme dayanımları 700 MPa'ın üstünde olan çeliklerdir.

- LSS, (Low Strength Steel) Düşük mukavemet çelikleri olup genellikle alaşımsız ve orta karbonlu çeliklerdir.
- HSS, (High Strength Steel) konvansiyonel yüksek mukavemet çelikleri, genellikle karbon-mangan, fırında sertleştirilebilen izotropik, yüksek mukavemetli IF ve yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerdir
- AHSS ise (Advanced High Strength Steel) Gelişmiş yüksek mukavemet çeliklerinin yeni tipleri ise Çift Fazlı (DP) çelikler, Interstitial Free (IF) çelikler, Kompleks Fazlı (CP) çelikler ve Transformation Induced Plasticity (TRIP) çelikler olarak sınıflandırılmaktadır [2].

Otomotiv endüstrisi, yakıt tüketim verimliliğini artırıp, daha güvenli ve daha hafif malzemeler üretmek için çalışmalara hız vermektedirler. Enerji absorpsiyonu yüksek daha mukavemetli malzemeler, geleneksel çeliklere göre sahip oldukları daha ince ancak daha mukavemetli özelliklerinden dolayı malzeme sarfiyatını da düşüreceklerdir [3].

Bununla birlikte otomotiv endüstrisinde yassı çelik gövde ve kaportayı oluşturmak için kullanılan önemli bir malzemedir. Yüksek dayanım özelliklerinin yanında şekil alabilirliklerinin yüksek olması tercih edilmelerinde etken teşkil etmektedir. ikizlenme yolu ile plastisite kazanan TWIP (Twinning induced plasticity) çelikleri yüksek mukavemetli yassı çeliklerin 2. jenerasyon ürünüdür. >700 MPa daha yüksek çekme özelliklerinin yanında %30 ile % 70 arasında değişen uzama özellikleri vardır [4].

Araçların gövde parçalarında kullanılan yassı çeliklerde dayanım ve tokluk ile birlikte hafif olmaları da önem taşımaktadır. Bu özelliklere sahip yassı çelikler, yüksek manganlı çeliklerden elde edilebilir. Bu doğrultuda soğuk ve sıcak

haddelermelerin oluşturduğu plastik deformasyon boyunca oluşan ikizlenmeleri tanelerinde içeren, TWIP elikler otomotiv sektörü için çok büyük öneme sahiptir. Bu sebeple TWIP elikler sahip oldukları tokluk ve yüksek dayanım özellikleri sayesinde otomotiv endüstrisinin ilgisini çekmiştir [5-7].

TWIP eliği son yıllarda geliştirilmiş ultra yüksek mukavemetli elik (UHSS: ultra high strength steel) sınıfının öncüsü ve mekanik özellikleri nedeniyle en gelişmiş elik türüdür. Sahip oldukları özellikler ile önemi ve kullanımı dünyada her geçen gün artan, ilgi çekici ve gelişime açık elik durumundadır. TWIP eliğinin özgül ağırlığı diğer düşük alaşımlı çeliklerden daha azdır. Düşük alaşımlı çeliklerin özgül ağırlığı yaklaşık  $7.85 \text{ g/cm}^3$  iken TWIP eliklerinde  $6.8 \text{ g/cm}^3$ 'e kadar düşebilmektedir. Yapılan bir çalışmada Fe–20Mn–9Al–0.6C TWIP elik alaşımının özgül ağırlığının  $6.84 \text{ g/cm}^3$  olduğu rapor edilmiştir. Bu şekliyle TWIP elikleri HSLA ve türevleri (beynitik, perlitik, martensitik, DP, TRIP vb.) eliklerden %10 ila 12'ye kadar daha hafiftir. TWIP elikleri çok yüksek çekme mukavemetine ve sünekliğe sahiptir [8,9].

TWIP elikler içerdikleri yüksek oranda mangan (%15-30) yanında orta veya düşük oranda karbon (C), silisyum (Si) ve alüminyum (Al) gibi elementler katılarak mekanik özelliklerinin kontrolü sağlanır. TWIP elikler sahip oldukları yüksek Mn oranı sayesinde oda koşullarında östenitik bir mikro yapıya sahiptir. Ayrıca bu östenitik yapılardaki bazı taneler plastik deformasyon boyunca oluşmuş ikizlenmeler de içermektedir. Kübik yüzey merkezli (KYM) kristal kafes yapısına sahip çeliklerde faz dönüşümleri istiflenme hata enerjisi (Stacking fault energy (SFE)) ile ilgilidir. TWIP eliklerin yapısında bulunan ikizlenmeleri açığa çıktığı SFE değeri  $18 < \text{SFE} < 24 \text{ mJ/m}^2$  aralığındadır. Bu SFE değeri  $12 < \text{SFE} < 18 \text{ mJ/m}^2$  aralığında olması durumunda faz yapısı östenitten martenzite doğru geçe [10].

## BÖLÜM 2

### OTOMOTİV ENDÜSTRİSİNDE KULLANILAN ÇELİKLER

Otomotiv endüstrisinde çelik haricindeki plastik, alüminyum, magnezyum vb. gibi malzemelerin kullanımı, araçlarda yakıt tüketimini düşürmek maksadıyla ağırlık azaltma kaygısından dolayı artış göstermesine rağmen, çelik endüstrisindeki gelişmeler sayesinde çelik; otomotiv sektörü için hala önemini korumaktadır [11,12]. Genel olarak bir otomobilden istenen özellikler öncelikle güvenli oluşu, yakıt tüketimi, yakıt verimliliği ve ekonomikliğidir. Diğer taraftan bu temel üç unsurun sağlanmasının yanında CO<sub>2</sub> emisyonu önemli hale gelmiştir. Ayrıca konfor, otomobilin ağırlığı, sürüş performansı, maliyet/fiyat ilişkisi önem arz etmektedir. 2009 yılında Dünya Çelik Topluluğu (World Steel Assosiation,) CO<sub>2</sub> emisyonuna özellikle dikkat çekerek 5 kişi taşıyabilen taşıtlarda diğer kalite çelikler yerine gelişmiş yüksek mukavemetli çelik kullanımının artırılması halinde CO<sub>2</sub> emisyonunun % 6 oranında azalacağını rapor etmiştir. Yapılan bir araştırmada güvenlik açısından malzemelerin maksimum dayanımının 600 MPa civarlarında olmasının can kaybını önemli ölçüde azalttığını bildirilmiştir [13].

Otomotiv endüstrisinde kullanılan çelikler aşağıda verildiği gibi üç sınıfta toplanabilir [14];

- Düşük mukavemetli çelikler
- Geleneksel yüksek mukavemetli çelikler
- İleri teknoloji ürünü yüksek mukavemetli çelikler

Özellikle son yıllarda otomotive endüstrisinde kullanılan gövde parçalarında, yüksek mukavemetin yanında hafiflik de istenmektedir. Bu durumda Yüksek mukavemetli çelikler ön plana çıkmaktadır.

## 2.1. YÜKSEK MUKAVEMETLİ DÜŞÜK ALAŞIMLI ÇELİKLER (HSLA: HIGH STRENGHT LOW ALLOY STEEL)

Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşımli (HSLA) çelikleri ya da bir diğer adıyla mikro alaşımli çelikler sundukları yüksek dayanım, üstün mekanik özellikler ve korozyon dayanımları ile ön plana çıkmaktadırlar [15].

Mikro alaşımli çelikler, geliştirildikleri yapı çeliklerine oranla çok daha yüksek dayanım ve tokluk gösterirler. Mikro alaşımli çelikler, piyasada veya literatürde farklı isimlerle anılırlar.

- Mikro alaşımli çelikler (Micro alloyed steel )
- Perlitçe fakir çelikler
- İnce taneli çelikler
- Yüksek dayanımlı düşük alaşımli çelikle (High strength low alloys steel) [16].

Örneğin, otomotiv endüstrisinde yüksek mukavemetli ve hafif parçaların üretimi istenilmektedir. Düşük C-oranına rağmen bu çeliklerde mikro alaşım elementleri Nb, V, Ti'un tane inceltici ve sertleştirici etkileri yanında kontrollü haddelemeyle akma sınırı 500 N/mm<sup>2</sup> ye ulaşabilmektedir [16].

Geliştirilme amaçları [15,16];

- Ana üretim tekniği olan kaynak edilebilirliğin geliştirilmesi
- Aynı zamanda dayanç ve tokluk özelliğinin arttırılması
- Ağırlığın azaltılması
- Maliyetin düşürülmesi

Mikro alaşımli çeliklerinin üretimi dört adımda gerçekleşmektedir [16,3]:

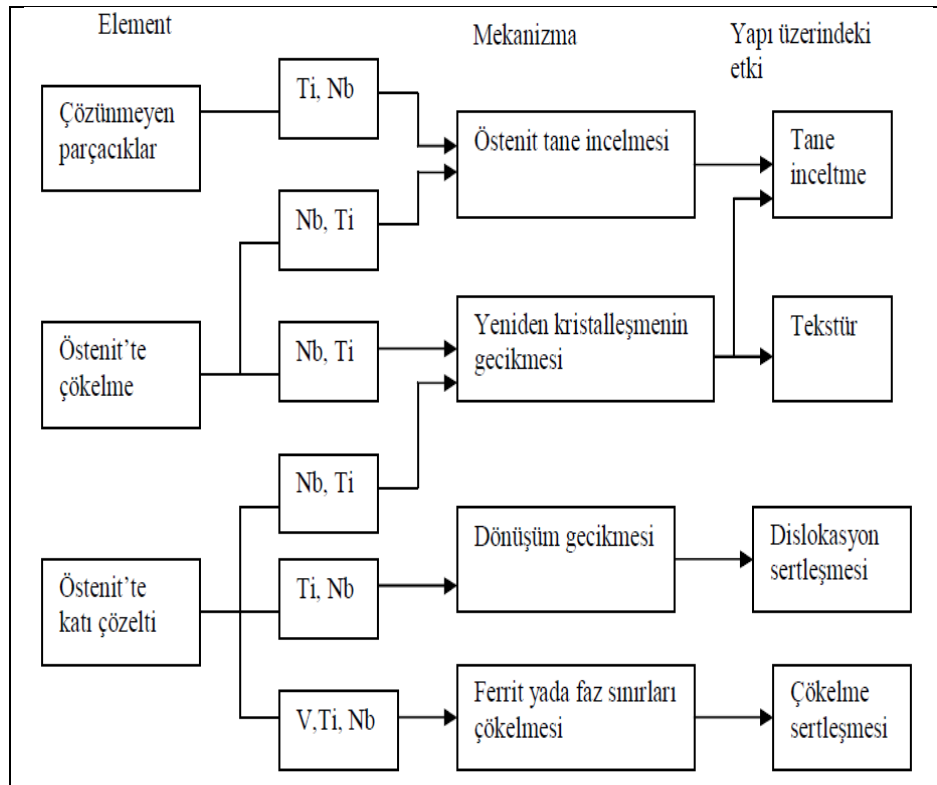
- Mikro alaşımlama
- Östenitleme
- Sıcak Haddeleme

- Kontrollü Soğutma

Arzu edilen özelliklerin ortaya çıkması için bu adımlar teker teker veya kombineli olarak uygulanabilmektedir. Az alaşımlı yüksek mukavemetli çeliklerin birçoğu ferrit + perlit yapısında, bir kısmı ise ferrit + beynit ve tepelenmiş veya beynitik yapıda olabilmektedir [16].

HSLA çelikleri alaşım elementlerini içerirler, ancak alaşım miktarı, sadece %0.1 civarındadır, bunun için mikro alaşım olarak da isimlendirilir [16].

Mikro alaşım elementleri çeşitli mekanizmalarla çeliklerin mikro yapılarını kontrol ederler ve ayrıca mikroalaşımlama ile bu mekanizmalar değişiklik göstermektedirler. Şekil 2.1’de mikro alaşım elementlerinin çeliğe etkileri görülmektedir [17].



Şekil 2.1. Mikroalaşım elementlerinin çeliğe etkileri [14].

Deoksidasyon maddesi ve mikro alaşım elementi olarak çelik üretiminde çift fonksiyona sahiptir. Tam durgun çeliklerde çözülmüş Al mikro alaşım elementi

olarak etki eder. Bu, östenit tane büyümesini engeller ve östenit dönüşümünü hızlandırır [16,17].

Mikro alaşım elementlerinin en önemli etkileri, çelikler üzerindeki tane küçültme etkileridir. Tane küçülmesi hem dayanımı hem de tokluğu bir arada artırmaktadır. Tane boyutu ve dayanım arasındaki ilişki Hall-Petch eşitliği ile açıklanmaktadır [15].

$$\sigma_0 = \sigma_t + k_0 * d^{-1/2} \quad (2.1)$$

Buradan;

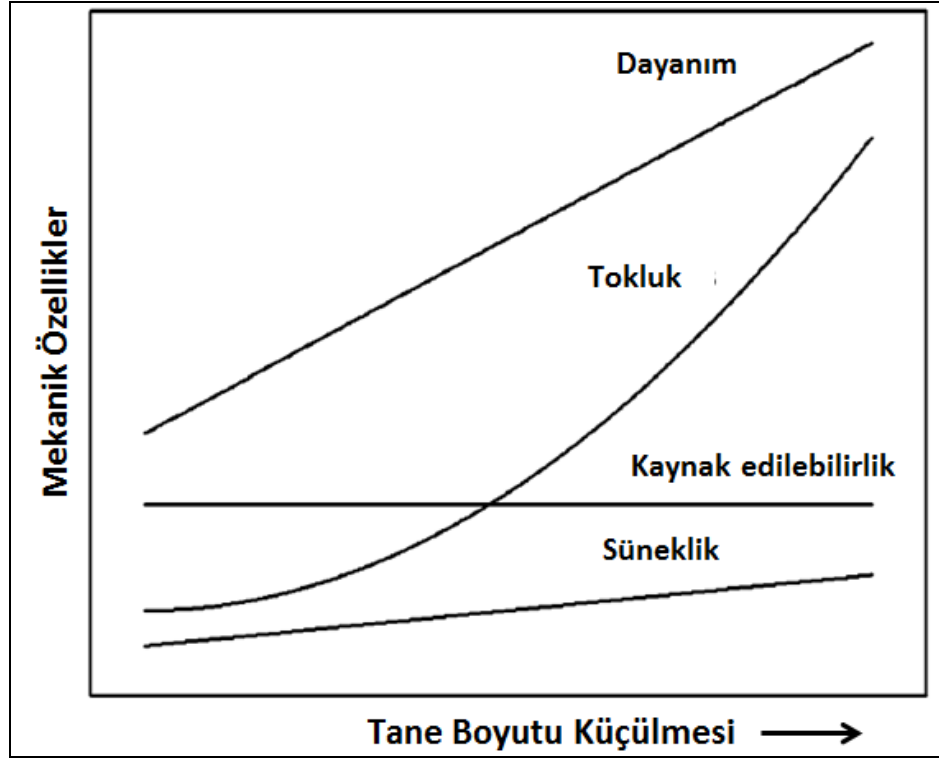
$\sigma_0$  : Akma dayanımı

$\sigma_t$  : Tek kristalin akma dayanımı

$k$  : Hall-Petch faktörü

$d$  : Tane boyutu

Alaşım elementlerinin değişen tane boyutuna bağlı olarak malzemedeki mekanik özelliklerin değişimi Şekil 2.2’de verilmiştir [15].



Şekil 2.2. Ferrit tane boyutunun mekanik özelliklere etkisi [17].

Mikro alaşımlı çeliklerin östenitleştirilmesinden hemen sonra uygulanan yüksek deformasyon miktarının amacı; bu sıcaklıkta oluşan östenit tane boyutunu küçültmektir. Yeniden kristalleşmiş östenit tanesinin son boyutu, başlangıçtaki tane boyutunun, deformasyon gerinmesinin, deformasyon sıcaklığının ve tane sınırı hareketini engelleyen ince partiküllerin dağılımının bir fonksiyonu olarak hesaplanmaktadır [17].

HSLA çeliklerinin bir sınıfı olan mikroalaşımlı çelikler, son senelerde gelişmeye başlamışlardır. Bu çeliklere ilave edilen Nb, V ve Ti gibi mikroalaşım elementleri tane boyutunu küçülterek, mukavemet ve tokluğu birlikte artırmaktadırlar. Bu çelikler, kontrollü sıcak haddeleme ile üretildiklerinden, çok ekonomiktirler. Fakat söz konusu çeliklerin şekillenebilme kabiliyetinin arzu edilen seviyede olmaması, otomotiv endüstrisindeki kullanım alanlarını sınırlamaktadır [4].

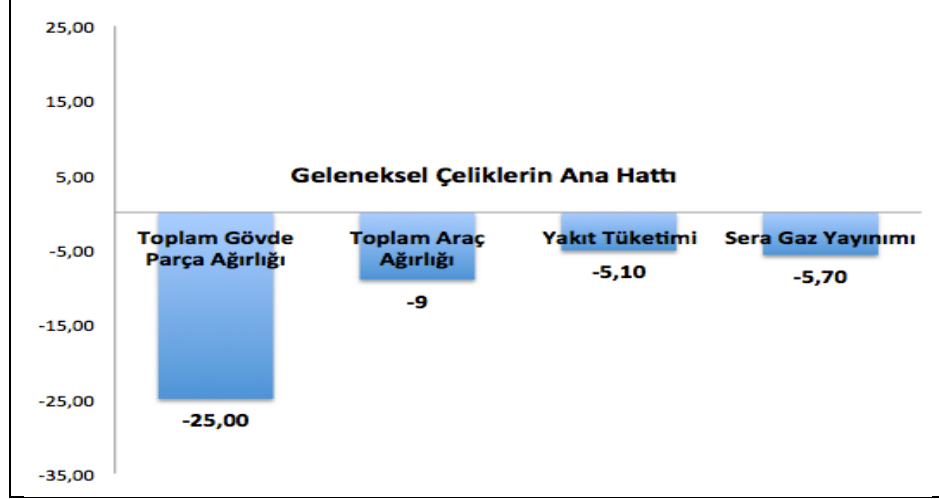
## **2.2. İLERİ TEKNOLOJİ ÜRÜNÜ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER (AHSS-ADVANCE HIGH STRENGTH STEEL)**

AHSS çelikleri otomotiv endüstrisi için daha hafif gövde ve kaporta parçaları sunarken bunun yanında aracın çarpma esnasındaki darbe dayanımını da artırmaktadır [18].

AHSS çelikleri % 5 in altında alaşım elementi içerirler. %0,15 C, %1,3 Mn ve az miktarda mikro alaşım elementi Nb, Ti, Mo, V içerirler. 300-700 MPa çekme dayanımına ve 275 MPa'dan daha yüksek akma dayanımına sahiptirler. İyi şekillendirilebilme, kaynaklanabilirliğe ve yüksek yorulma direncine sahiptirler [4].

Ayrıca her 1kg AHSS çeliğinin kullanımı araçlarda yaklaşık 8 kg sera gazı yayımını engellemiş oluyor. Bu da aracın tüm kullanım ömrü boyunca yaklaşık % 5,7 oranında sera gazı yayımını düşürmek demektir. Şekil 2.3'te geleneksel çeliklerin yerine AHSS kullanımının getirdiği avantajlar verilmektedir [18].





Şekil 2.3. AHSS çeliklerin geleneksel çeliklerle kıyaslanması (%) [18].

AHSS çelikleri birinci nesil çelikler ve ikinci nesil çelikler olmak üzere iki gruba ayrılmıştır. Birinci nesil genel olarak ferrit fazlı yapıya sahip olup aşağıdaki çelik gruplarıdır;

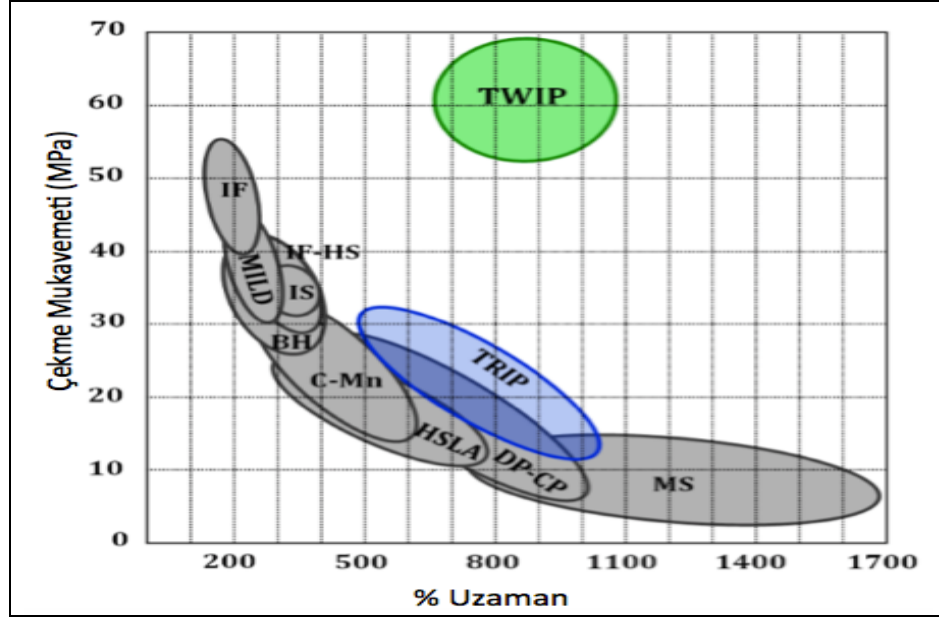
- Çift fazlı çelikler (DP)
- Ferritik-Beynitik çelikler (FB)
- Kompleks fazlı çelikler (CP)
- Martenzitik çelikler (MS)
- Dönüşümle plastisite kazanan çelikler (TRIP)

İkinci nesil çelikler ise genel olarak östenitik bazlı çeliklerdir [19].

Bu çelikler;

- İkizlenme yoluyla plastisite kazanan çelikler (TWIP)

Yüksek mukavemetli çeliklerin çekme mukavemetine göre sınıflandırılması Şekil 2.4'te verilmiştir.



Şekil 2.4. Yüksek mukavemetli yassı çeliklerin sınıflandırılması [19].

### 2.3. TWIP ÇELİKLER

İkizlenme yoluyla plastisite kazanan (TWIP: twinning-induced plasticity) çelikler yüksek Manganyum (15-30 wt.%) düşük karbon içerikleriyle geleneksel çeliklere göre çok yüksek mukavemet ve mükemmel şekil alabilirliğe sahip yüksek manganlı östenitik çelikler olarak geliştirilmiştir [20,21]. TWIP çelikleri genelde yüksek miktarda Manganyum (Mn) içerir. Bunun yanı sıra alüminyum (Al), silisyum (Si), karbon (C) gibi alaşım elementleri katılarak mekanik özelliklerin kontrolü sağlanır. Mükemmel çekme mukavemeti-süneklik ve mukavemet-ağırlık kombinasyonlarıyla çevre dostu ve daha güvenilir malzeme olarak bilinmektedir [22].

TWIP çeliği son 4-5 yıldır yapılan çalışmalarla geliştirilmeye çalışılan ve 10 seneden daha kısa bir geçmişi olan en güncel ve yüksek çekme mukavemetinin yanı sıra mükemmel sünekliğe sahip ultra mukavemetli çelik sınıfının öncüsü ve tek temsilcisidir. Bu haliyle TWIP çeliği gelişmeye en açık çelik durumundadır. Hem özgül ağırlıklarının HSLA (High Strength Low Alloy) ve düşük alaşımlı çelik türevlerinden daha düşük olması hem daha üstün mekanik özelliklerde sahip olması nedeni ile ağırlıktan tasarruf sağlamaya iki açıdan da daha fazla hizmet etmektedir.

Düşük alaşımlı çeliklerin özgül ağırlığı yaklaşık 7.80-7.85 g/cm<sup>3</sup> iken TWIP çeliklerinde 6.8 g/cm<sup>3</sup>'e kadar düşebilmektedir [22].

TWIP çeliklerde mangan (Mn) elementi östenitleştirici ( $\gamma$ ) elementtir. Bununla birlikte TWIP çeliklerde C (<1 wt.%), Al (<3 wt.%) ya da Si (<3 wt.%) elementleri de ilave edilebilmektedir [23]. Bilindiği gibi C çeliğin dayanımını artırırken diğer taraftan da östenit fazını kararlı hale getirmektedir. Ayrıca  $\epsilon$ -martenzite oluşumunu SFE değerini artırarak durdurmaktadır [24]. Alaşım elementlerinin TWIP çeliğe etkileri Çizelge 2.1'de verilmiştir. Çizelge 2.2'de ise bazı TWIP çeliklere ait kimyasal kompozisyonlar verilmiştir.

Çizelge 2.1. Alaşım elementlerinin TWIP çeliklere etkileri [24].

Etki	C	Mn	Si	B	Ti	N	Al
$\gamma$ - kararlaştırıcı	✓	✓				✓	✓
$\gamma$ - dayanım artırıcı	✓		✓			✓	✓
$\epsilon$ -martenzite düşürücü			✓				✓
Sıcak dövülebilirlik				✓	✓		

Çizelge 2.2. Bazı TWIP çeliklere ait kimyasal kompozisyonlar [25].

Çelik	% Mn	% C	%Al	%Si	% Diğer
20Mn4Al0.05C	19.40	0.053	4.40	0.030	
36Mn	35.4	0.004		0.02	
25Mn 2Al 4Si	25.5	0.03	1.8	3.9	
25Mn3Al3Si	2.8	26.5	0.03	3.0	
25Mn 4Al 2Si	25.6	0.03	3.8	2.0	
30Mn 2Al 4Si	28.7	0.02	2.0	4.0	
30Mn 3Al 3Si	29.2	0.02	2.8	3.0	
30Mn 4Al 2Si	30.6	0.01	3.9	2.0	
22Mn 0.6C	22.3	0.60			
18Mn 0.6C	17.8	0.60			Nb:0.02
16Mn 2Al 0.3C	16.4	0.29	1.54		

Yüksek manganlı TWIP çelikler sahip oldukları üstün dayanım ve tokluk özelliklerinden dolayı otomotiv endüstrisi ve diğer zırhlı araç sanayisi için çok önemli bir araştırma alanı olmuştur [26].

TWIP çelikler, gerinim sertleşmesi oranına göre maksimum çekme mukavemeti 600-1000 MPa arasında değişirken, toplam % uzama değeri de % 50'nin üzerine çıkmaktadır [1].

Diğer taraftan, TWIP çelik üretiminde bazı zorluklar söz konusudur. Alaşım kompozisyonundan dolayı TWIP çeliklerin işlenebilirliği zor olup, döküm sonrası sıcak ve soğuk deformasyon esnasında gecikmeli çatlak oluşumları gözlenebilir. Bunun dışında Mn elementinin gaz basıncı eriyik metal içerisinde oldukça yüksektir. Dolayısıyla Mn elementinin uçması veya eriyik yüzeyindeki cürufa karışıp gitmesi sonucu nihai Mn oranında düşüş gözlenir. Ayrıca sürekli döküm gibi ekonomik bir proses hala TWIP çelikler için çok zor gözükmektedir. Çünkü böyle bir proseste taneler arasında oluşacak oksitlenmeler, sıcak haddeleme esnasında yüzey çatlaklıklarına yol açar [25].

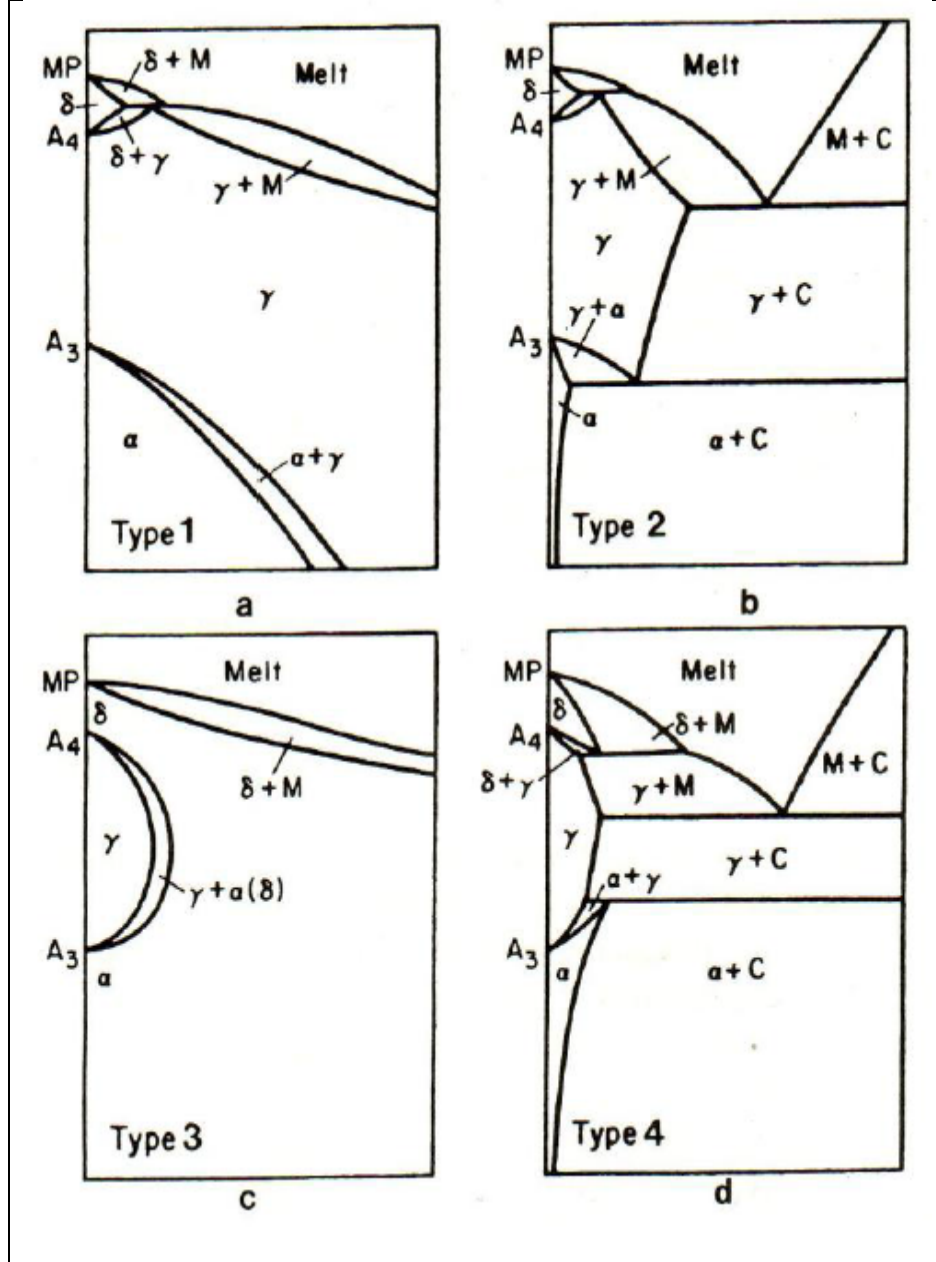
### **2.3.1. Alaşım Elementlerinin TWIP Çeliklere Etkileri**

Östenitik çeliklere alaşım elementlerinin etkisi östenit alanını genişleten ve daraltan elementler olmak üzere iki sınıfta değerlendirilebilir. Bu yaklaşıma göre alaşım elementleri Fe-C denge diyagramında iki farklı etkileri vardır [27].

- Daha geniş kompozisyon limitlerinde östenit fazının alanını genişleten ve östenitleşmeyi artıran elementler. Bu elementlere östenit kararlaştırıcı elementler denir.
- Daha geniş kompozisyon limitlerinde ferrit fazının alanını genişleten ve östenit alanını daraltan elementler. Bu elementlere ferrit kararlaştırıcı elementler denir.

Östenit alanını genişleten elementlerin başında Ni ve Mn ile birlikte Co ve Pt gelmektedir. Eğer Ni ve Mn elementleri yüksek oranda çeliğe katılırsa bu durumda kübik hacim merkez (KHM) kafes yapısı tamamen elemine edilip oda sıcaklığında

kararlı östenit yapısı elde edilir. Şekil 2.5 farklı alaşım elementlerinin Fe-C denge diyagramında östenit oluşumuna etkileri verilmiştir [27,28].



Şekil 2.5. Demir alaşımları faz diyagramının sınıflandırılması: a)  $\gamma$  alanı açan; b) alanı genişleten; c)  $\gamma$  alanı kapatan; d)  $\gamma$  alanı daraltan [27].

Ayrıca alaşım elementleri karbür oluşturma kabiliyetlerine göre iki gruba ayrılmışlardır. Bunlar;

- Çelikte karbür oluşturmayan elementler (Ni, Co, Al, Cu ve N)

- Çelikte karbür oluşturan elementler (Cr, Mn, Mo, W, V, Ti, Zr ve Nb)

Çökeltiler metal ve alaşımlar için geleneksel sertleştirme metodudur ve mikro yapıda çökeltme sertleşmesine yol açarlar. Çökeltiler TWIP çeliklerde de sıklıkla rastlanmaktadır. Bu çökeltilerin akma mukavemetini artırıp tokluğu azalttığı görülmüştür. Fe-Mn-C östenitik çeliklerde çökeltiler karbür (V, Ti, Nb, Cr) çökeltileri mekanik özellikleri arttırdığı görülmüştür [29].

- Karbon

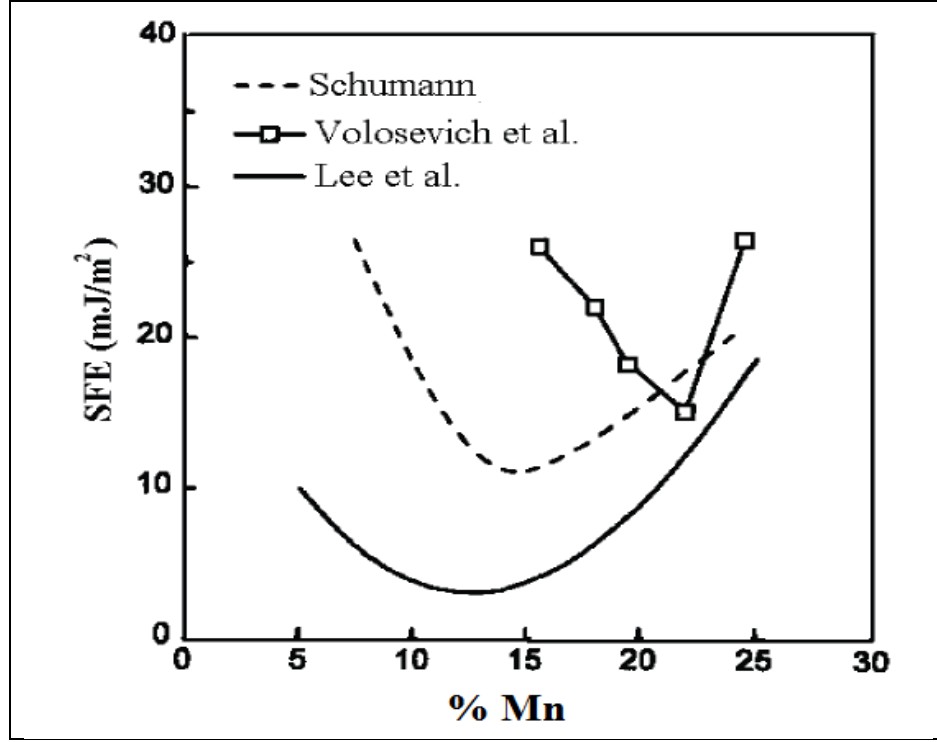
Karbon etkili bir östenit kararlaştırıcı element olup, % 0,6 ve üzeri oranlarda TWIP çeliklerine ilave edilebilmektedir. C elementinin östenit fazında yüksek bir çözünürlüğe sahip olduğu iyi bilinmektedir [24].

- Krom

Çeşitli alanlarda krom(Cr) elementinin ilavesi ferro alaşımlarda korozyon direncini artırır. Ayrıca ferrit fazı formasyonlarını artırır. Bununla birlikte, Cr ilavesi Fe-Mn alaşımlarında istif hata enerjisini(SFE) artırır [4].

- Mangan

Mangan TWIP çeliklerde ana alaşım elementi olup östenitik yapıyı Fe-Mn-Al üçlü faz sisteminde östenit fazını dengeleyen elementtir. Mn elementinin TWIP çeliklerdeki esas etkisi SFE değerini kontrol etmesidir. Şekil 2.6 bazı deneysel çalışmalardan elde edilmiş olan Mn elementinin SFE üzerindeki etkisine ait dataları vermektedir. Mn elementi, SFE değerini ilk önce bir minimum değere ulaştırır sonra artışa neden olur. Böylece Artan mangan ile SFE değerinde artış olmakta bu da deformasyon modunu TRIP'ten TWIP tipine değiştirir [26].



Şekil 2.6. Fe-Mn alaşımlarında Mn içeriğine bağlı olarak SFE değişimi [26].

- Nikel

Nikel çeliğin dönüşme sıcaklığını düşürür. Karbür teşkil etmez. Kristalleri inceltir. Dayanımı yükseltmekten ziyade elastikiyeti yükseltir. Nikelli çelikler çekirdeğe kadar sertleşirler. Nikelli çelikler sementasyon çeliği olarak kullanılırlar. Otomobil endüstrisinde miller, supaplar ve benzeri makine elemanları yapımında kullanılmaktadır. Nikelli çelikler bakırla birlikte çeliğin korozyona mukavemetini artırır. Endüstride genellikle %1,5-5 oranında nikelle sahip ise de özel maksatlar için çeliklere çok yüksek oranlarda nikel katılmaktadır. Benzer özellikler vermesinden dolayı nikel yerine çeliklere daha ucuz olan Mn katılmaktadır [26].

- Silisyum

Alüminyuma zıt bir olarak, Silisyum FCC faz miktarını azaltıp  $\gamma \rightarrow \epsilon$  dönüşümünü sürdürür. Literatürlere göre Fe-27Mn çeliğine % 2 silisyum ilavesinin östenitin istif hata enerjisini (SFE) düşürdüğünü bulmuşlardır. Silisyum buna karşın  $\epsilon$ -martensit için çekirdeklenme bölgesinde SFE değerini artırır [26].

- Alüminyum

Alüminyum elementinin TWIP çelikler üzerinde çeşitli etkileri vardır. Alüminyum SFE değerini önemli derecede artırmaktadır. Bu yüzden yüksek manganlı TWIP çeliklerde deformasyon boyunca  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$  faz dönüşümüne karşı östenit ( $\gamma$ ) faz oluşumu kararlaştırılır. Ayrıca Al çeliklerde korozyon direnci artırdığı da bilinmektedir [26].

### 2.3.2. İkizlenme Oluşumu

Yüksek manganlı TWIP çelikler için üç deformasyon mekanizması vardır. Bunlar [26];

- Mekanik (deformasyon) ikizlenme
- Dislokasyon kayması
- $\varepsilon$ -martenzit dönüşümü

TWIP çeliklerde gerinim dönüşümleri ile plastik deformasyon esnasında martenzit fazı iki reaksiyon yoluyla oluşabilmektedir. Bu reaksiyonlar [26];

- $\gamma$  (fcc) östenit  $\rightarrow \varepsilon$  (hcp) martenzit
- $\gamma$  (fcc) östenit  $\rightarrow \varepsilon$  (hcp) martenzit  $\rightarrow \varepsilon$  (bcc) martenzit

Bu faz dönüşümlerinin yanında, metal ve alaşımların homojen yolla deformasyona uğraması ile oluşan iki mekanizma vardır. Bunlar [29];

- Kayma sistemlerindeki deformasyon kayması
- Mekanik ya da deformasyon ikizlenmesi

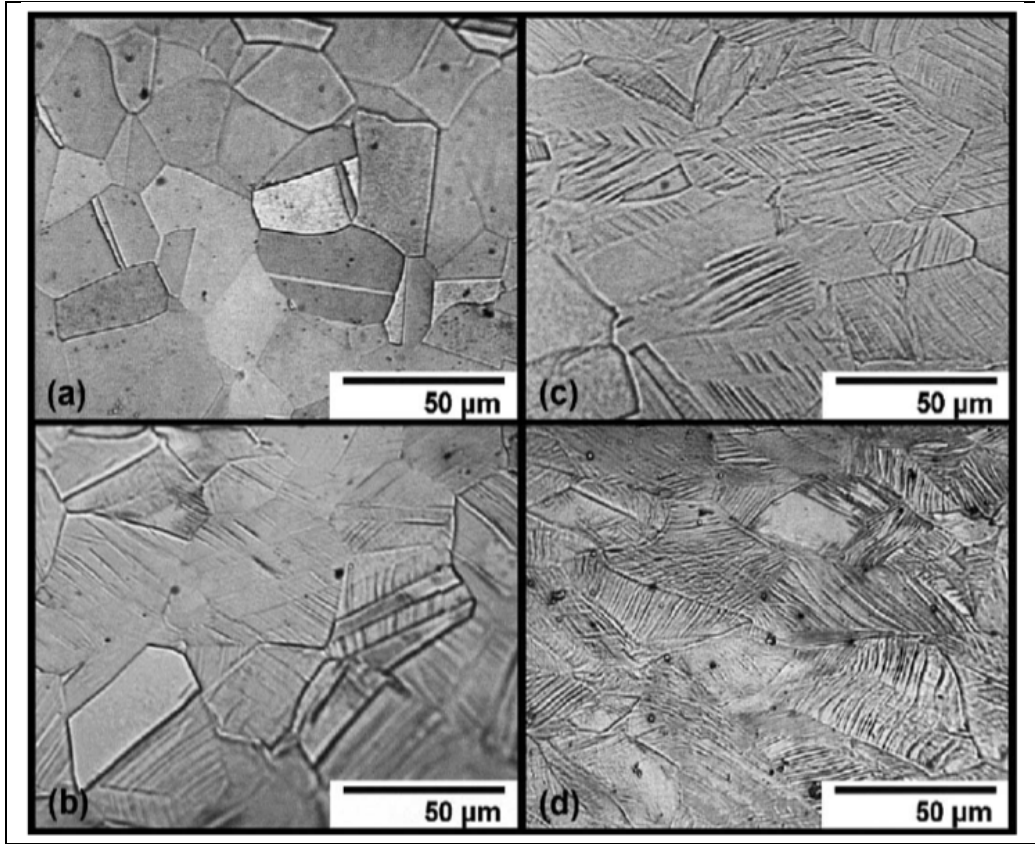
Bu deformasyon mekanizmaları östenitik yapının istif hata enerjisi (SFE) ile alakalıdır [26]. İkizlenmeler, kaba taneli östenitik fazlarda düşük sıcaklıklarda ortaya çıkar. Bu ikizlenmeler mikro yapı içerisinde tane sınırı özelliği gösterdiklerinden



Çeliklerin dayanımını artırmaktadırlar. İkizlenmeler istif hata bölgesinde çekirdeklenir ve düşük istif hata bölgelerinde oluşurlar [14].

TWIP eliklerin deformasyon mekanizması, istif hata enerjisi (SFE-stacking fault energy), kimyasal kompozisyon, tane yönelmesi ve tane büyüklüğü gibi çeşitli parametreler ile kontrol edilir [29].

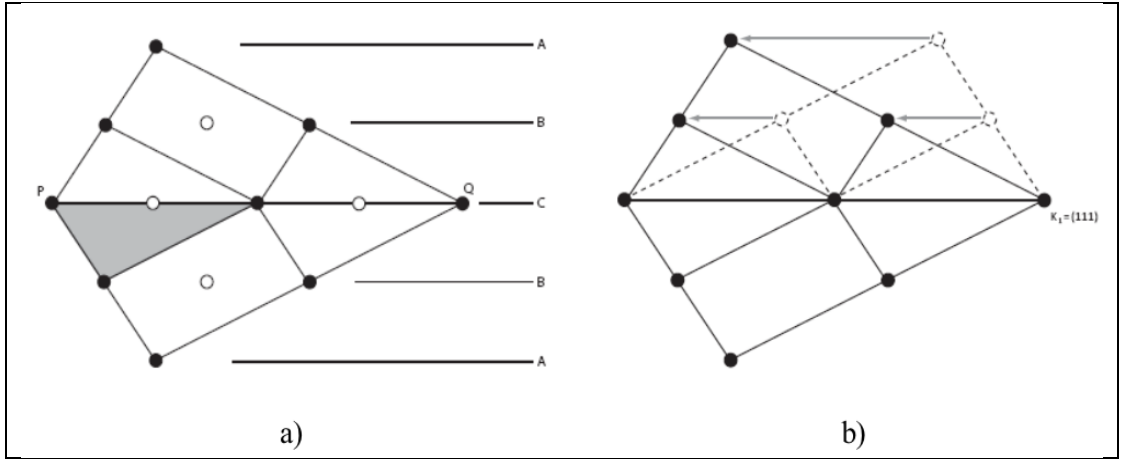
Ayrıca ikizlenmeler dislokasyon kaymalarına karşı bariyer özelliğı taşıdığından deformasyon sertleşmesini de artırmaktadırlar. Gerilme oranı arttıkça ikizlenme oranı da artmaktadır. Şekil 2.7 farklı gerinim oranlarında ikizlenme oranındaki değişimi vermektedir. Diğer taraftan dislokasyon/ikizlenme oranında azalma oldukça toklukta artış sağlanmaktadır. Yuang Guowei yaptığı çalışmada, ısıl işlem ile deformasyon ikizlenmelerinin yok olmadığını ancak dislokasyon yoğunluğunda düşüş olabileceğini belirtmiştir [25,29].



Şekil 2.5. Fe-22Mn-0.6C TWIP eliğine ait mikro yapı: a) gerinimsiz b) %18 gerinim c) %26 gerinim d) %34 gerinim [22].

Soğuma ya da deformasyon boyunca TWIP çeliklerde herhangi bir faz dönüşümü oluşmaz. Bunun yerine oluşan mekanik ikizlenmelerden dolayı östenit tanelerinin yönelmelerinde değişim gerçekleşir. Bu durum da SFE değerine bağlıdır [30].

Yüksek manganlı östenitik çeliklerde istif dizisi ABCABCABC den ABCBAC dizilimine doğru değişime uğrar ve bir ikiz formu düzlem üzerinde oluşur. Şekil 2,8'de ikizlenme öncesi ve sonrası kristal yapısı verilmiştir [31].

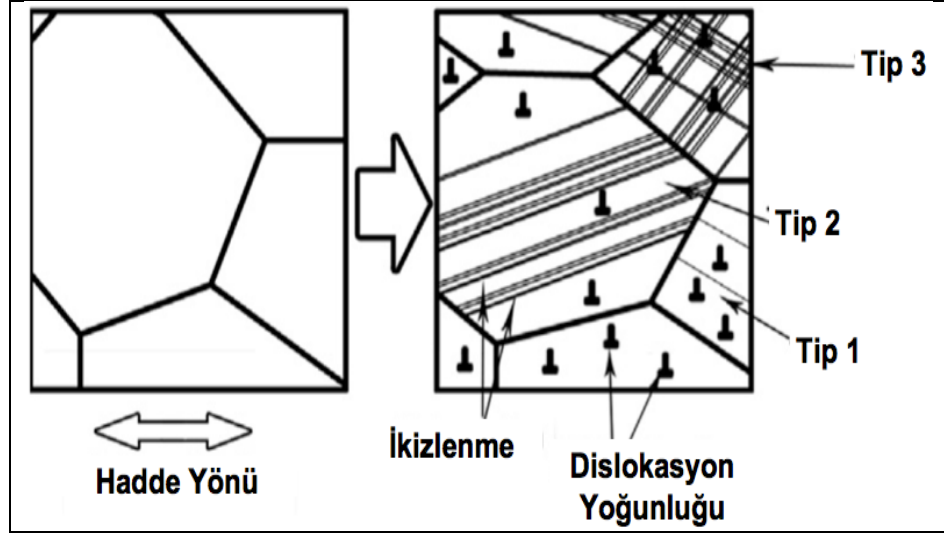


Şekil 2.8. İkiz oluşumu a) istif dizisi b) İkizlenme öncesi ve sonrası kristal yapısı [31].

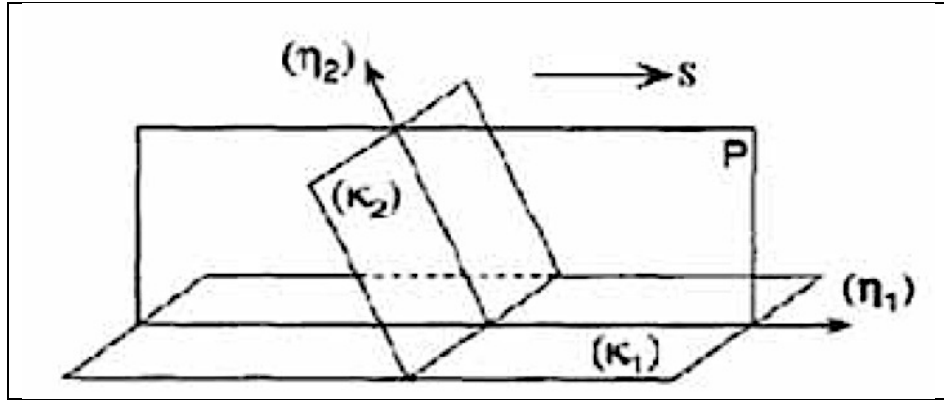
Sıcak ve soğuk deformasyon boyunca TWIP çeliklerde herhangi bir faz dönüşümü gerçekleşmez. Ancak östenit parçalarının yönelmeleri değişebilir. Dolayısıyla oluşan ikizlenmeler kristal yapıyı değiştirirken kimyasal kompozisyonda bir değişim oluşturmamaktadır [31].

İkiz oluşumu geometrik olarak da açıklanabilir. Genellikle dört ikizlenme elementi ( $\kappa_1$ ,  $\kappa_2$ ,  $\eta_1$ ,  $\eta_2$ ) ve s hattı yönündeki büyüme ikizlenme kristalografisini açıklamada kullanılmaktadır.  $\kappa_1$  ikizlenmenin değişmez düzlemi olup ikizlenme düzlemi ya da kompozisyon düzlemi olarak adlandırılmaktadır. Bu düzlemde ne çarpılma (distorsiyon) ne de rotasyon oluşur.  $\kappa_2$  is ikincil distorsiyonsuz düzlemdir. Bu düzlem üzerindeki vektörler, ikizlenme sonrası uzama boyunca hiçbir şekilde değişime uğramazlar ancak yönelme olarak rotasyona uğrayabilirler.  $\eta_1$  kesme doğrultusu ve  $\eta_2$  ise eşlenik kesme doğrultusudur. İkizlenme oluşum geometrisi Şekil 2.10'da verilmiştir [32].

İkizlenme mekanizmalarının yönelmelerine bağlı olarak tane yapıları üçe ayrılabilir. 1. Tip taneler, genel olarak bağımsız mekanik ikizlenmeler içerir. 2. Tip taneler, bir aktif birincil ikizlenme sistemi içerirler. 3. Tip taneler ise birincil ve ikincil ikizlenme mekanizmaları ile karakterize edilmiştir. Şekil 2.9'da ikizlenme tipleri verilmiştir [33].



Şekil 2.9. Farklı yönelmelere sahip ikizlenme tipleri [33].

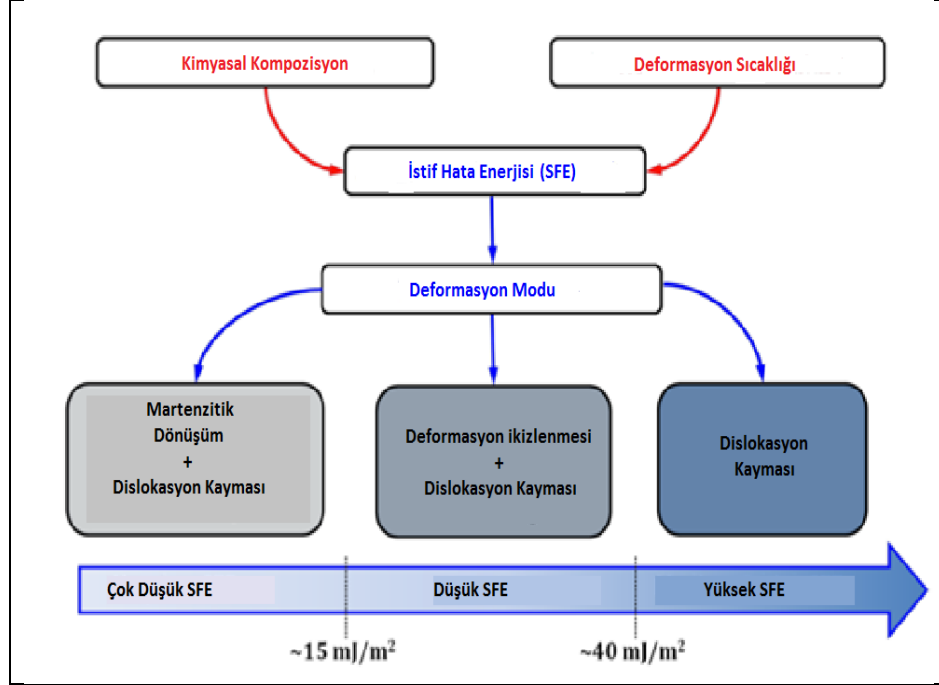


Şekil 2.10. İkizlenme geometrisi ve dört ikizlenme elementi [32].

### 2.3.2.1. İstif Hata Enerji

İstif hata enerjisi (SFE) TWIP çeliklerde ikiz mekanizmaların oluşumu için önemli bir faktördür. SFE değeri malzemenin kimyasal kompozisyonuna ve deformasyon

sıcaklığına bağlıdır. Şekil 2.11’de SFE’nin sıcaklık ve kimyasal kompozisyon ile değişimini ve deformasyon türüne etkisini verilmektedir [29].



Şekil 2.11. İstif hata enerjisinin (SFE) deformasyon türü üzerindeki etkisi [1].

Deformasyon ikizlenmelerinin kübik yüzey merkezli (KYM) bir östenitik yapıda oluşumu için gerekli SFE değeri 15-40 mJ/m<sup>2</sup> değerlerinde olması gerekmektedir. SFE değeri <18 mJ/m<sup>2</sup> olduğunda ε-martenzitik faz dönüşümü gerçekleşir. > 45 mJ/m<sup>2</sup> olması durumunda ise plastik deformasyon sadece dislokasyon kaymaları tarafından yönetilir [29].

SFE ayrıca Gibbs serbest enerjisi formülüne (2.2) göre de belirlenmektedir.

$$\gamma_{SFE} = 2\rho \Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} + 2 \sigma^{\gamma/\epsilon} \quad (2.2)$$

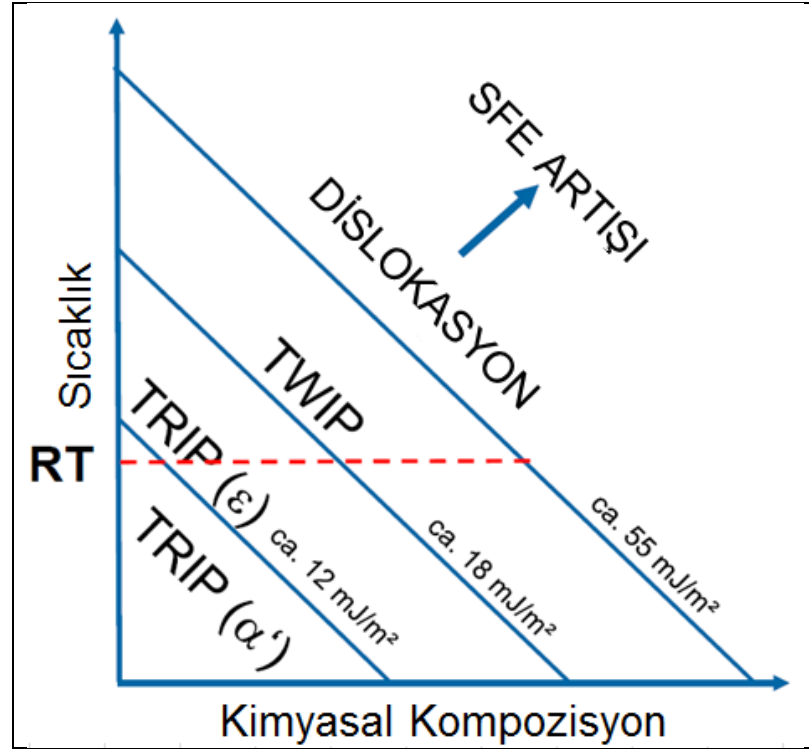
Buradan;

$\rho$ : düzlemsel paket faktörü

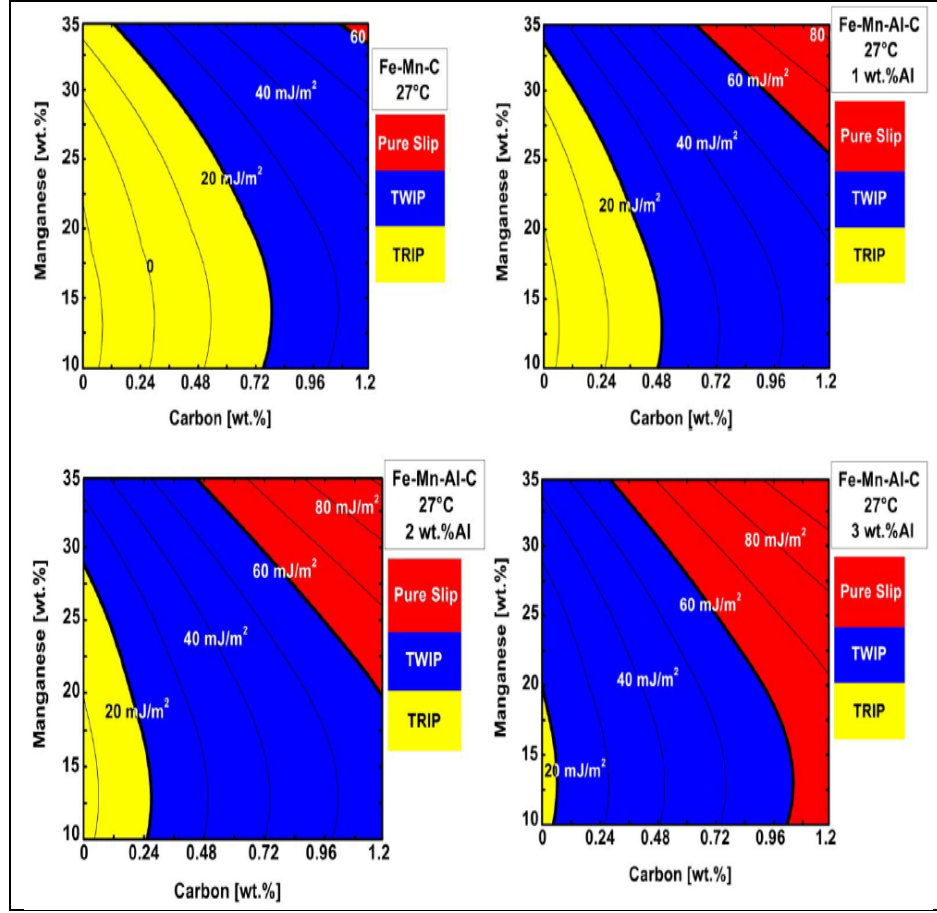
$\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ : Gibbs serbest enerjisi

$\sigma^{\gamma/\epsilon}$ : Ara yüzey enerjisi

SFE değerleri malzemenin kimyasal kompozisyonu ve deformasyon sıcaklığı ile değişir. Örneęin; Mn, Al gibi elementler SFE değerini artırmaktadır. Si ise SFE değerini dūřürmektedir. Bu elementlerden ideal oranların yakalanması ile  $\epsilon$  martenzitinin oluşumu engellenip, deformasyon boyunca ikizlenme oluşumu sağlanabilir [34,35]. Őekil 2.12’de sıcaklık ve kimyasal kompozisyona bağlı SFE değişimi verilmiştir. Görüldüęü gibi sıcaklık ve kompozisyona göre östenit deformasyonunda istif hata enerjisi doğru orantılı olarak artmıştır. Őekil 2.13’de Mn ve C oranlarına bağlı olarak farklı çelikler için SFE değerlerinin değişimleri verilmiştir.

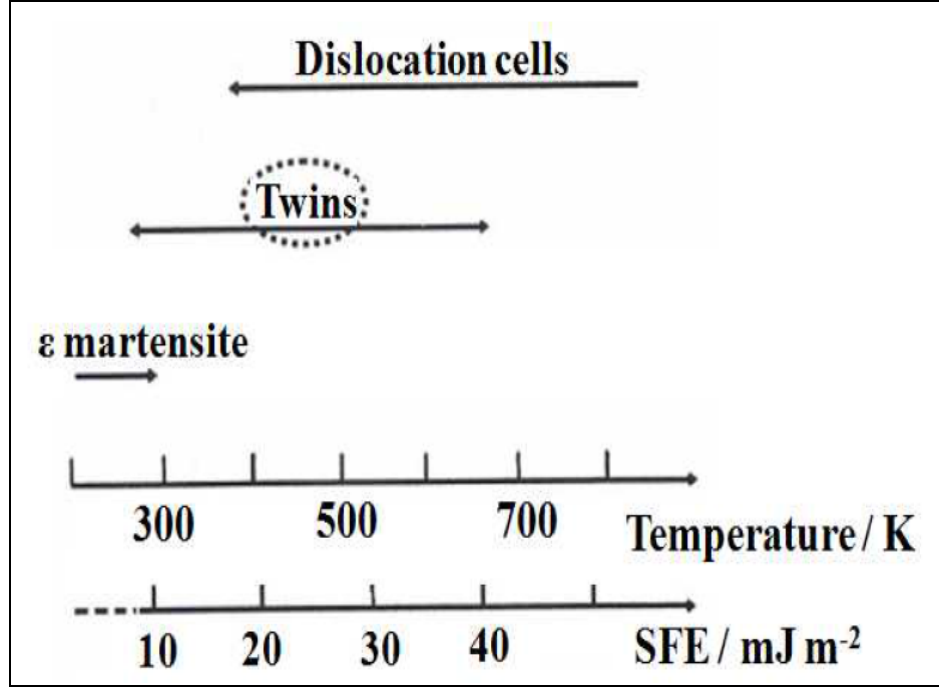


Şekil 2.12. Sıcaklık ve kimyasal kompozisyon ile SFE değişimi [35].



Şekil 2.13. Mn ve C değerlerine bağlı olarak SFE değerlerinin değişimi [35].

Bununla birlikte deformasyon sıcaklığı da SFE değerine etki ettiği çeşitli literatürlerde belirtilmiştir. Şekil 2.14’de farklı deformasyon sıcaklığına bağlı olarak SFE değişimi ve buna bağlı olarak ikizlenme oluşum aralığı verilmiştir.



Şekil 2.14. Deformasyon sıcaklığına bağlı olarak istif hata enerjisi değişimi ve faz dönüşüm aralığı [35].

$\epsilon$ -martenzit dönüşümü östenit fazındaki difüzyon taşınım olayı ile gerçekleşir. Bu faz dönüşümü yüksek manganlı çeliklerde kristal yapısını kübik yüzey merkez (KYM) östenit yapısından hegzagonal sıkı paket (HSP)  $\epsilon$ -martenzit yapısına dönüştürür. Faz dönüşümü boyunca kimyasal kompozisyonda değişim olmaz. Kısmi dislokasyonlar sıkı paket düzlemler üzerinde hareket eder [31].

## BÖLÜM 3

### DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada kullanılmak amacı ile iki farklı kompozisyonda döküm işlemi gerçekleştirilmiş olup döküm sonrası numuneler çeşitli tavlama ve haddeleme adımlarından geçmiştir.

Test numunelerin ilk üretimden son analiz işlemlerine kadar geçen üretim akış şeması Şekil 3.1’de verilmiştir.

Döküm	<ul style="list-style-type: none"><li>• 70 x 95 x 400 mm ebatlarında slab döküm.</li></ul>
Homojenleştirme Tavlama	<ul style="list-style-type: none"><li>• Dökümden sonra numune sıcak hadde öncesi homojenleştirme tavlama maruz bırakılmıştır.</li></ul>
Sıcak Haddeleme	<ul style="list-style-type: none"><li>• Sıcak hadde Giriş kalınlığı: 70 mm</li><li>• Sıcak hadde Çıkış kalınlığı: 6 mm</li></ul>
Soğuk Haddeleme	<ul style="list-style-type: none"><li>• Soğuk hadde Giriş kalınlığı: 6 mm</li><li>• Soğuk hadde Çıkış kalınlığı: 3.5 mm</li></ul>
Isıl İşlem	<ul style="list-style-type: none"><li>• 600°C, 700°C, 800°C, 900 °C, 1000°C ve 1100°C sıcaklıklarında 150 dakika ısıl işlem.</li></ul>

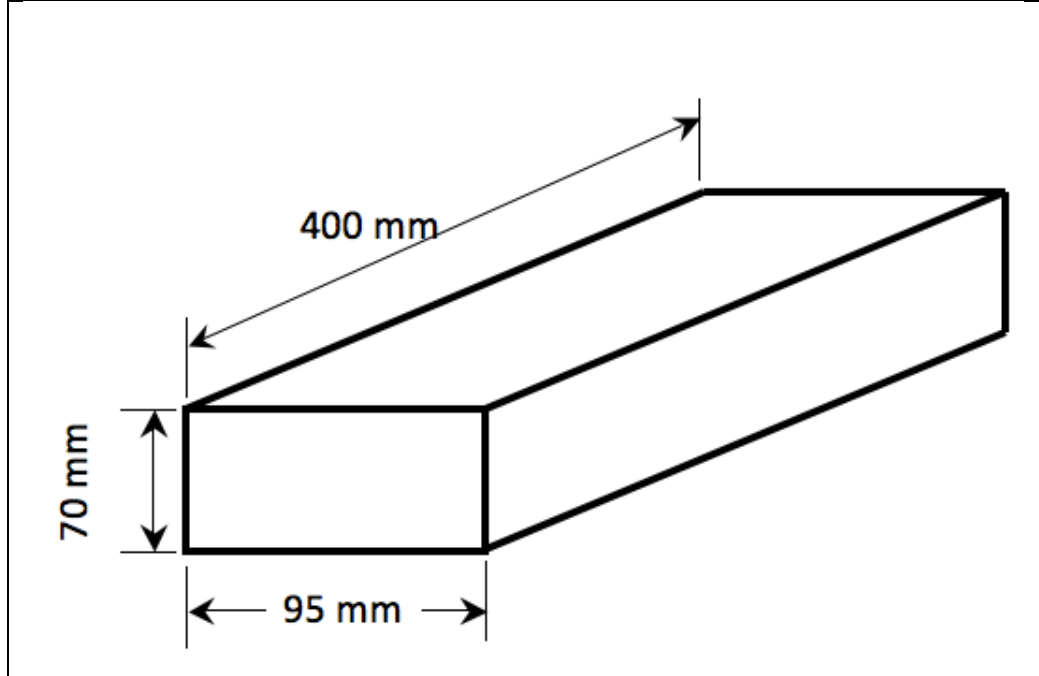
Şekil 3.1. A1 ve A2’ye ait üretim, ısıl işlem ve şekillendirme prosesleri.



### 3.1. DENEYSEL PARÇALARIN ÜRETİM PROSESLERİ

#### 3.1.1. Döküm ve Haddeme İşlemi

Bu çalışmada kimyasal bileşenleri belirlenen test numuneleri vakumlu ortamda 600 kg kapasiteli bir indüksiyon ergitme fırınında ergitilerek 70 x 95 x 400 mm ebadında slablar halinde kum kalıba dökülmüştür. Dökülen parçanın çizimi Şekil 3.2’de verilmiştir. Bu çalışmada kullanılan alaşımlara ait kimyasal kompozisyonlar Çizelge 3.1’de verilmiştir.



Şekil 3.2. Döküm parçasına ait ölçü detayları.

Çizelge 3.1. Numunelere ait kimyasal bileşenler.

Alaşımlar	Mn	Si	Cr	C	P	S	Fe	V	Ni
Alaşım 1	24	0,626	0,1	0,582	<0.03	<0,005	Balanced	-	-
Alaşım 2	22	0,67	0,1	0,55	<0.03	<0,005	Balanced	0,15	1.3

Alaşım 1 ve Alaşım 2 için elde edilen slablar döküm sonrası homojenizasyon tavına tabi tutulmuştur. Tavlama işlemi için numunelere 1200°C sıcaklıkta 6 saat tutulmuştur. Tavlama sonrası numuneler sac haline getirilmek amacı ile 1100°C ile 1000°C sıcaklıklar aralığında hadde merdanelerine giriş yapmış ve kalınlıkları 70 mm'den 6 mm'ye indirilmiştir. Daha sonra bu numunelere hiçbir ara tavlama işlemi yapılmaksızın doğrudan soğuk haddeleme işlemine tabi tutulup her iki alaşım grubu da % 50 oranında deformasyona maruz bırakılmıştır. Soğuk ve Sıcak haddelenmiş sac malzemelerin görüntüleri Şekil 3.3'de verilmiştir.



Şekil 3.3. Sıcak ve soğuk haddelenmiş sac.

### 3.1.2. Isıl işlem

Test numuneleri soğuk hadde sonrası açık atmosfer fırınında farklı sıcaklıklarda ısıl işleme tabi tutulmuştur. Isıl işlem süre ve sıcaklıkları Çizelge 3.2'de verilmiştir. Isıl işlem yapılan fırına ait resim Şekil 3.4'de verilmiştir.

Çizelge 3.2 Test numunelerine ait ısıl işlem sıcaklıkları ve süreleri.

Alaşım	Isıl İşlem Sıcaklığı						Süre
Alaşım 1	600°C	700°C	800°C	900°C	1000°C	1100°C	150
Alaşım 2	600°C	700°C	800°C	900°C	1000°C	1100°C	



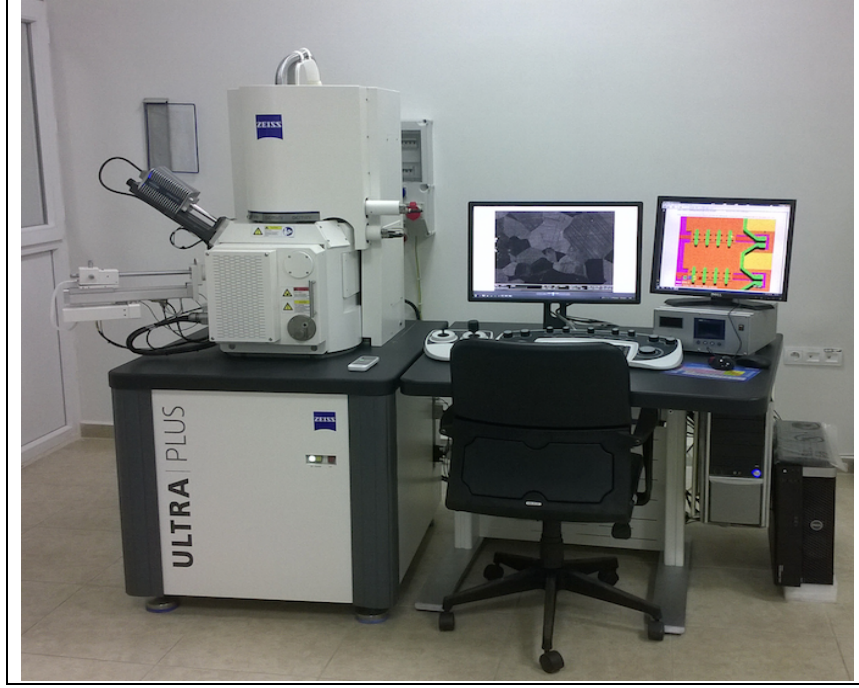
Şekil 3.4. Isıl işlemlerin yapıldığı Magma Therm marka ısıl işlem fırını.

## 3.2. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU

Mikro yapı çalışmaları, geleneksel metalografik prosedürlere uygun olarak yapılmış olup numuneler otomatik parlatma cihazında 220 ile 2000 arası zımpara ve 6–1  $\mu$  elmas parlatma kademelerinden geçirilmiştir. Parlatılmış numunelerin tane sınırlarını belirlemek için numuneler nital (% 4 HNO<sub>3</sub> + % 96 Etanol) ile dağlanmıştır.

### 3.2.1. SEM Çalışması

SEM görüntüleri Field Emission Scanning Electron Microscopy (FESEM) Zeiss Ultra Plus marka FESEM cihazında gerçekleştirilmiştir. SEM görüntü analizi için kullanılan FESEM cihazı Şekil 3.5’de gösterilmiştir. Ayrıca elde edilen görüntülerin matris ve ikiz bölgelerinden noktasal elementel analizler yapılmıştır. SEM görüntülerine ait elementel analizler FESEM cihazına ait EDX (Energy-dispersive X-ray spectroscopy) dedektörü ile gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.5. Carl-Zeiss Ultra Plus FESEM cihazı.

### 3.2.2. XRD Çalışması

XRD ölçümleri Rigaku Ultima IV Marka XRD Cihazında  $20-90^{\circ}$  aralığında 5 derece/dk tarama hızında gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.6'da XRD cihazı görülmektedir.



Şekil 3.6. XRD çekimlerinin yapıldığı Rigaku Ultima IV XRD cihazı.

### 3.3. MEKANİK ÖZELLİKLERİN KARAKTERİZASYONU

#### 3.3.1. Sertlik Testi

Sertlik ölçümleri tüm numunelere Vickers yöntemiyle (HV) Schimadzu marka HMV Model mikrosertlik cihazında 2 kg yük altında gerçekleştirilmiştir. Sertlik değerleri en az 5 ölçümün ortalaması alınarak tespit edilmiştir. Şekil 3.7.'de sertlik cihazı görülmektedir.



Şekil 3.7. Schimadzu HMV sertlik cihazı.

#### 3.3.2. Çekme Testi

Çekme testleri tüm ısıl işlem uygulanmış numunelere ve ısıl işlem uygulanmamış orijinal numuneye uygulandı. Çekme testi 100kN yük kapasiteli MTS marka cihazda gerçekleştirildi. Çekme deneyi 2 mm/dk hızında oda sıcaklığında yapılmıştır. Şekil 3.8'de MTS çekme cihazına ait şekil verilmiştir.



Şekil 3.8. MTS dinamik yorulma test cihazı.

## BÖLÜM 4

### DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

#### 4.1. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU

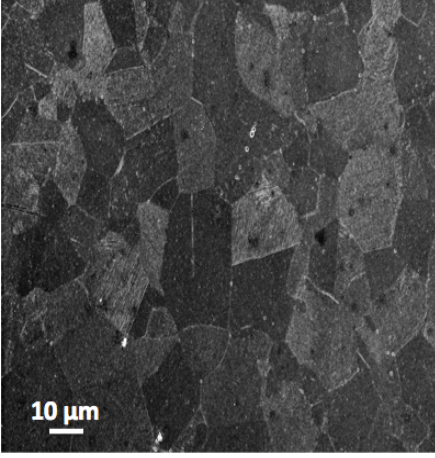
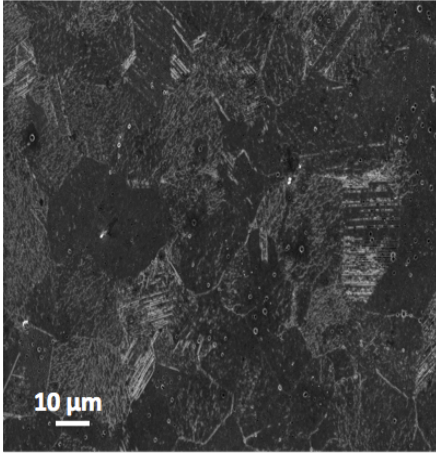
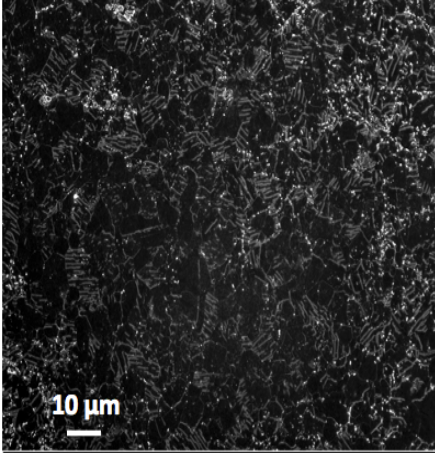
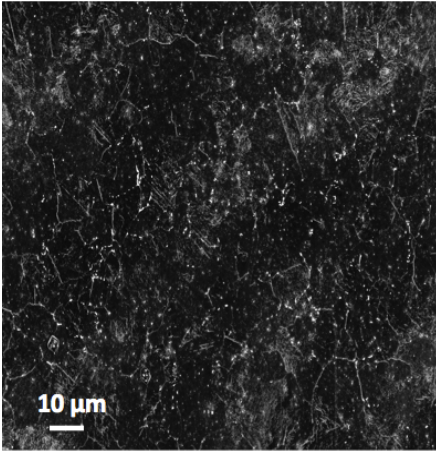
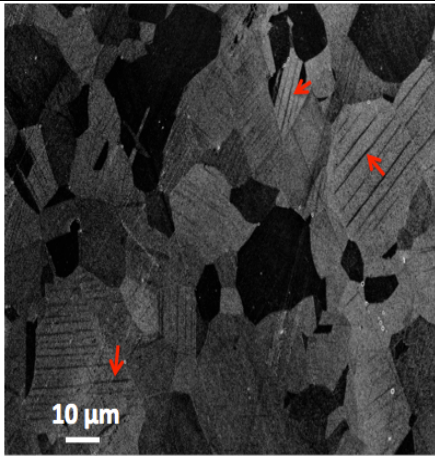
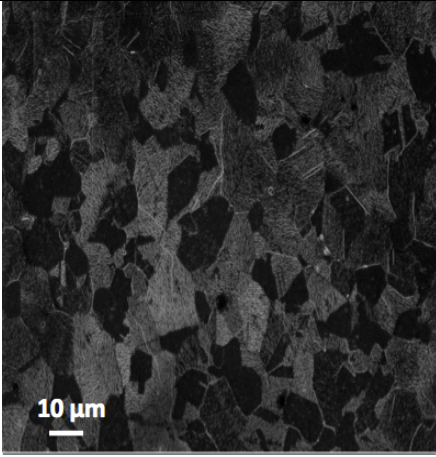
Alaşım 1 ve Alaşım 2'nin SEM görüntüleri karşılaştırmalı olarak Şekil 4.1'de verilmiştir. Alaşım 2, Alaşım 1'den farklı olarak %1 Ni ve %0,15V içermektedir. Bu çalışmada ısıtılma işleminin, ikizlenmenin, çökelmelerin ve alaşım elementlerinin etkileri tek tek incelenmiştir.

Alaşım 1 ve Alaşım 2'den alınan soğuk haddelenmiş numuneler 600°C, 700°C, 800°C, 900°C, 1000°C ve 1100°C'de 150 dakika tutularak ısıtılma işleme tabi tutulmuşlardır. Şekil 4.1'de bu alaşım gruplarının mikroyapıları verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi tüm sıcaklıklar da Alaşım 2'ye ait numunelerde neredeyse hiç ikizlenmelere rastlanmamıştır. Alaşım 1'e ait mikroyapılarda 600°C, 800°C, 900°C, 1000°C ve 1100°C sıcaklıklarda ikizlenme görülmüştür.

Yüksek manganlı TWIP çelikler için üç deformasyon mekanizması vardır. Bunlar [23];

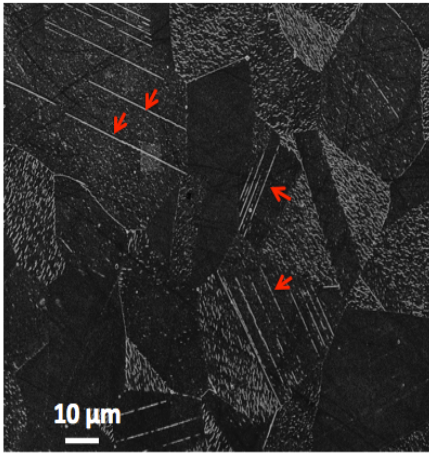
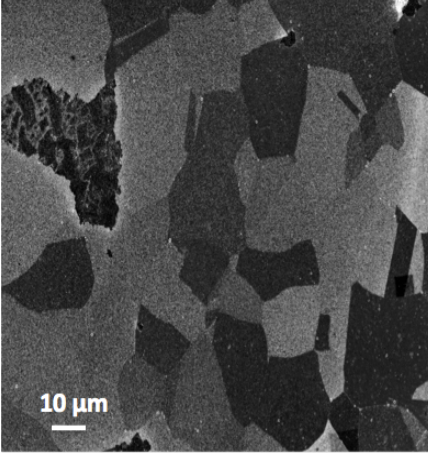
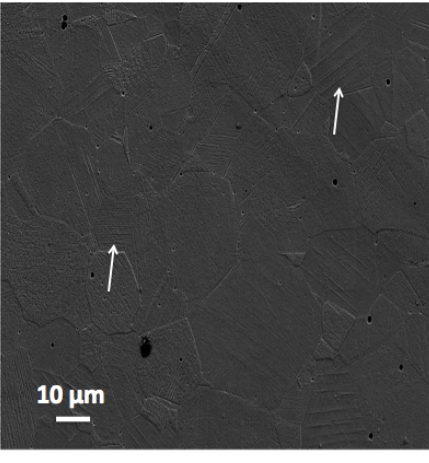
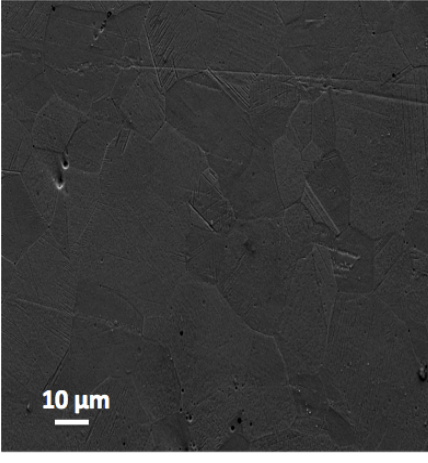
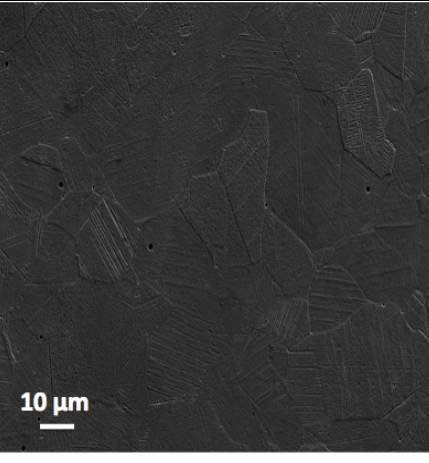
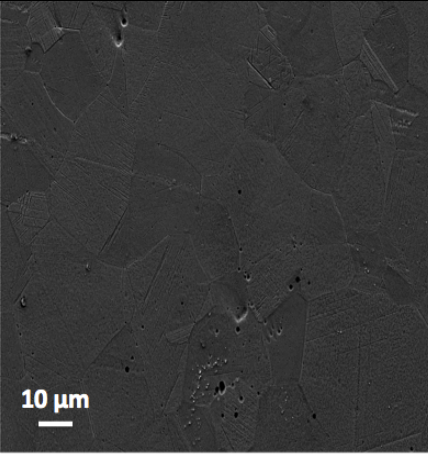
- Mekanik (deformasyon) ikizlenme
- Dislokasyon kayması
- $\epsilon$ -martenzit dönüşümü

İkizlenme mekanizmasının yanında yapıda dislokasyon kaymalarından oluşan yapılar ve karbür çökeltileri de görülebilir. Nitekim her iki alaşım grubu için 700°C'de ısıtılma işlemi ikizlenme mekanizması yerine karbür çökeltileri ve yoğun dislokasyonlara rastlanmıştır.

Isıl İşlem	Alaşım 1	Alaşım 2
600°C		
700°C		
800°C		

Şekil 4.1. Soğuk haddeleme sonrası Alaşım 1 ve Alaşım 2'ye ait mikroyapılar.



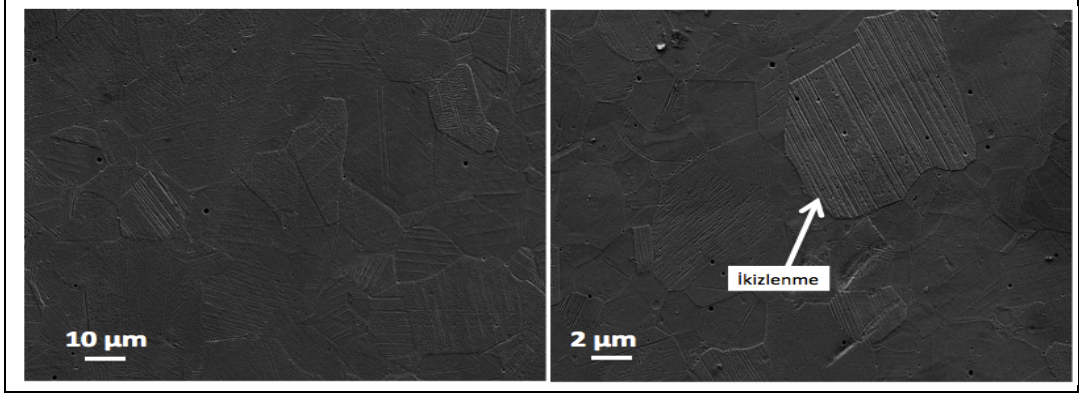
Isıl İşlem	Alaşım 1	Alaşım 2
900°C		
1000°C		
1100°C		

Şekil 4.1. (devam ediyor).

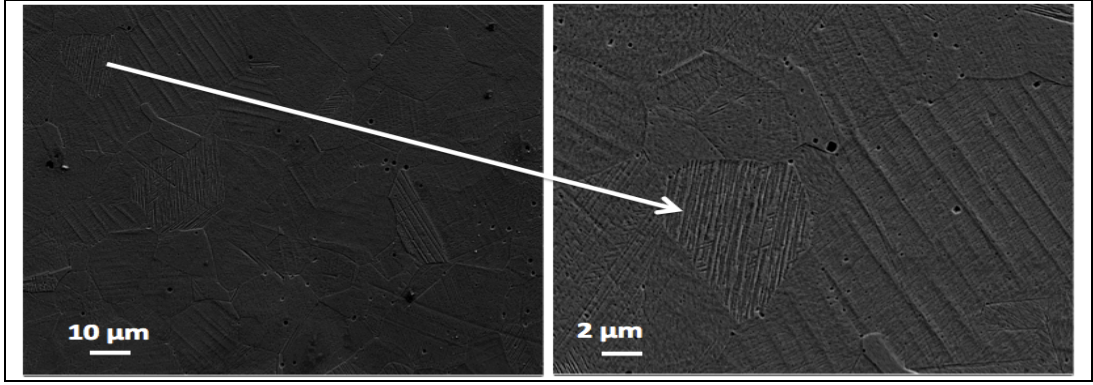
Mikroyapılarda görüldüğü gibi artan ısı işlem ile birlikte tane boyutlarında da artış tespit edilmiştir. 700°C’de ısı işlem görmüş numunelerde yoğun karbür çökeltilerine rastlanırken, 600°C, 800°C, 900°C’, 1000°C ve 1100°C de ısı işlem görmüş numunelerde tamamen östenitik bir yapı oluşmuş ve karbür çökeltileri azalmıştır. Dolayısıyla karbürün çözünürlüğü artan ısı işlem sıcaklığı ile artmıştır.

#### **4.1.1. İkizlenme ve Çökelti Oluşumları**

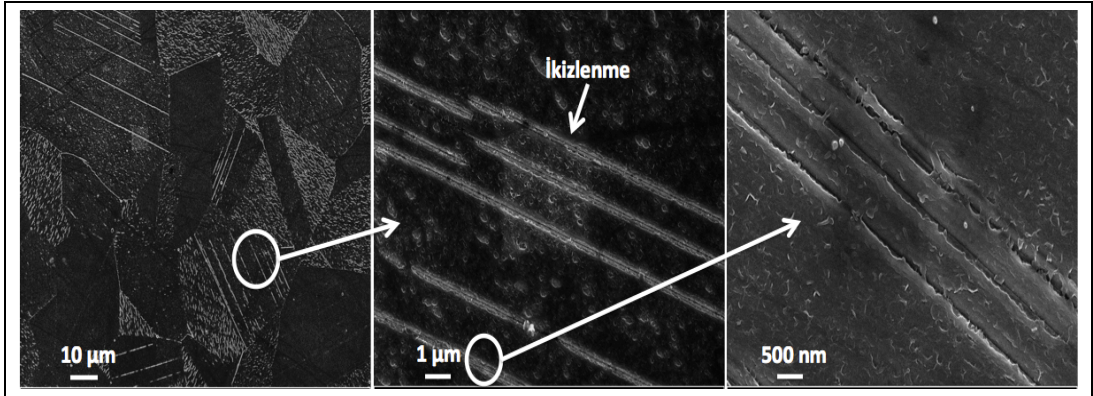
Farklı kimyasal kompozisyonlara sahip Alaşım 1 ve Alaşım 2 numuneleri ısı işlem sıcaklıklarına bağlı olarak değişik mikro yapı özellikleri göstermişlerdir. Alaşım 1 için 700°C’de karbür oluşumları gözlemlenirken, tane içerisinde deformasyondan kaynaklanan yüksek yoğunlukta dislokasyonlar oluşmuştur. Ancak 800°C ve üzeri sıcaklıklarda karbürlerin yok olduğu, dislokasyon yoğunluğunun azaldığı ve tamamen östenitik yapıya mikro yapıda ikizlenme mekanizması içeren taneler gözlemlenmiştir. Benzer durum 600°C sıcaklığında da görülmüştür. Bu durum çökeltilerin 700°C aralığında görüldüğünü kanıtlamaktadır. Artan ısı işlem sıcaklığı ile dislokasyon yoğunluğunda azalma olurken, mekanik ikizlenmeler ısı işlem ile yok edilemezler [26]. Benzer sonuçlar, Singon Kang ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada da gözlemlenmiştir. Çalışmalarında 700°C ile 800°C arasında Fe-18Mn-0.6C-1.5Al TWIP çeliğinde karbürlerin oluştuğunu gözlemlemişlerdir. Bu karbür oluşumları 800°C’de çözülerek dağıldığı ve sadece ikizlenmiş östenit mikroyapısının oluştuğunu belirtmişlerdir [9]. Normalde deformasyon sonucu elde edilen ikizlenme mekanizmaları ısı işlem sonucunda daha belirgin ve düzenli bir yönelime ulaşmaktadırlar. Ancak karbür oluşumu bu ikizlenme mekanizmalarının yönelimini engellemiş ve ikizlenme oluşumu istenildiği gibi elde edilmemiştir. Şekil 4.2, Şekil 4.3, Şekil 4.4, Şekil 4.5 ve Şekil 4.6’da Alaşım 1 için ikizlenme mekanizmaları ile karbür çökeltilerine ait detaylı SEM görüntüleri verilmiştir.



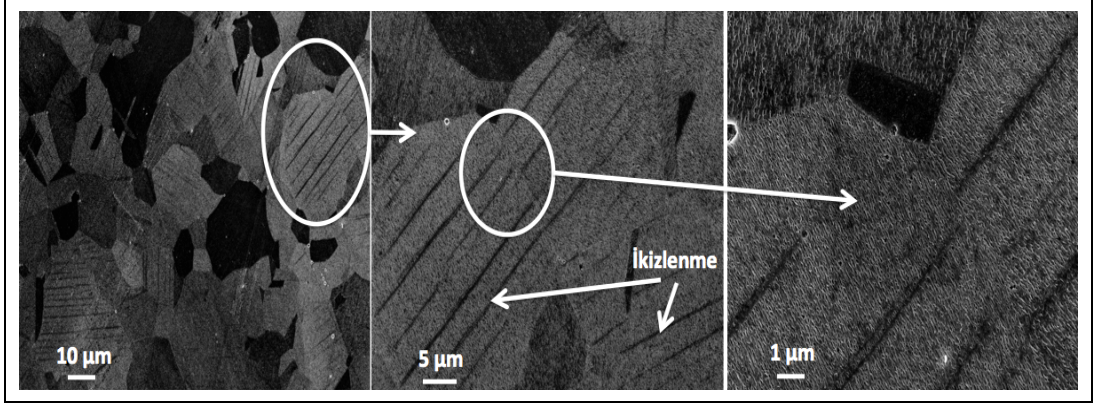
Şekil 4.2. 1100°C'de ısıl işlem görmüş Alaşım 1'e ait SEM görüntüsü.



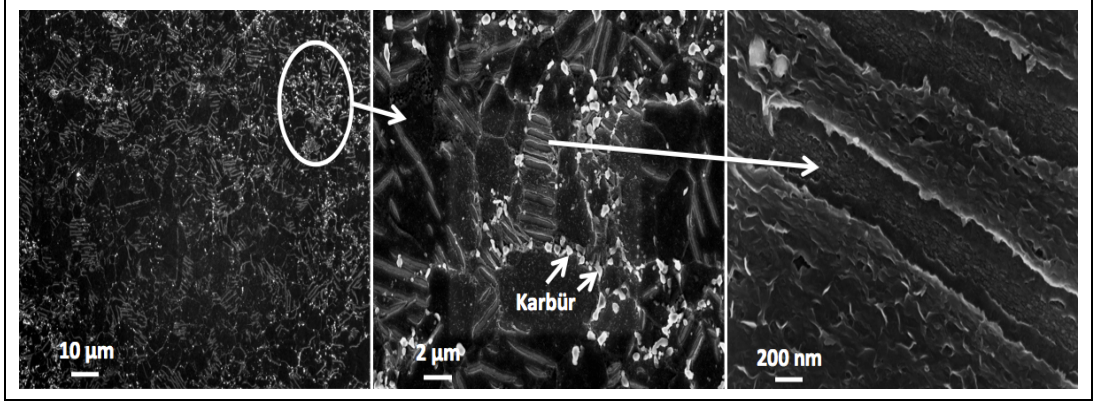
Şekil 4.3. 1000°C'de ısıl işlem görmüş Alaşım 1'e ait SEM görüntüsü.



Şekil 4.4. 900°C'de ısıl işlem görmüş Alaşım 1'e ait SEM görüntüsü.

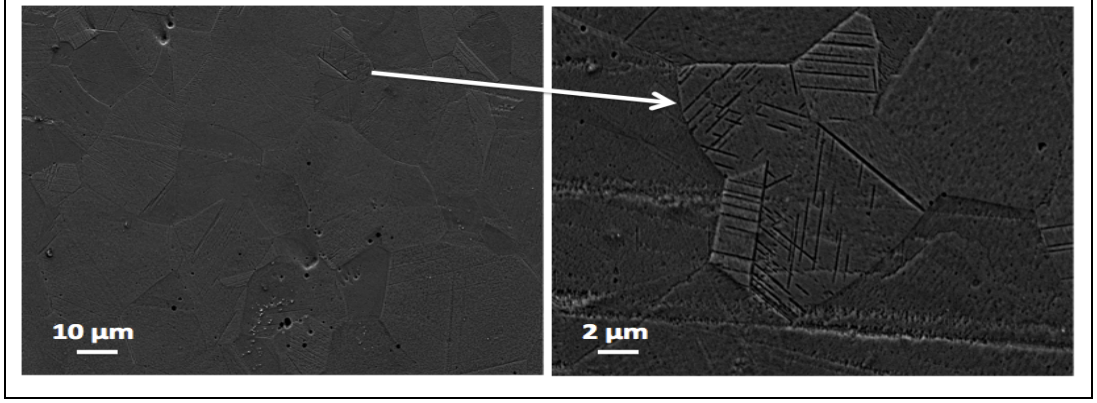


Şekil 4.5. 800°C'de ısıtıl işlem görmüş Alaşım 1'e ait SEM görüntüsü.

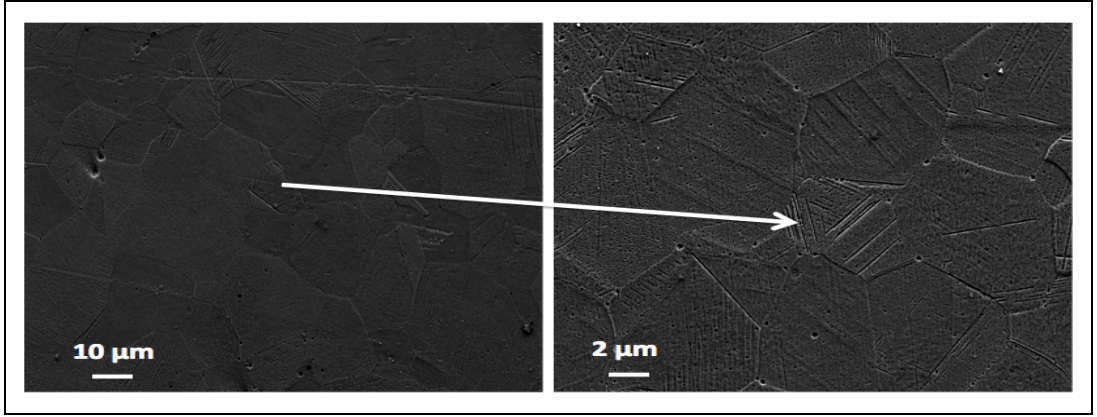


Şekil 4.6. 700°C'de ısıtıl işlem görmüş Alaşım 1'e ait SEM görüntüsü.

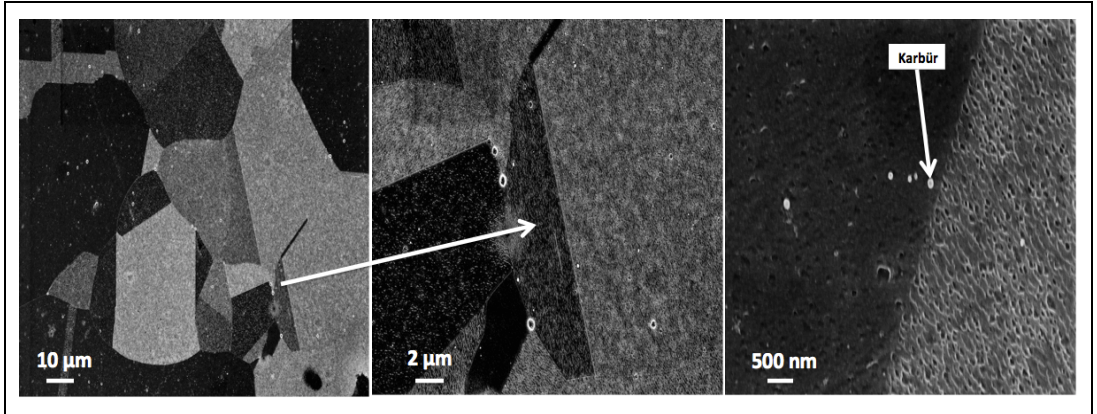
Alaşım 2'de ise ikizlenme oluşumları çok az gözlemlenmiştir. 700°C'de Alaşım 1'e benzer olarak karbür çökeltileri gözlemlenirken, diğer ısıtıl işlem sıcaklıklarında ikizlenme mekanizmalarına neredeyse hiç rastlanmamıştır. Alaşım 2 numunesi Alaşım 1'den farklı olarak %1 Ni ve %0.15 V içermektedir. Vanadyum karbür oluşturucu bir element olup bölgesel yerlerde karbürler oluşturmaktadır. Ni ise tüm matris içerisinde çözünen bir element olup östenit alanını genişleten elementlerin başında gelmektedir. Bu çalışmada görülmüştür ki, Ni elementi ikizlenme oluşumunu durdurup kararlı bir östenit yapısını oluşturmuştur. Şekil 4.7, Şekil 4.8, Şekil 4.9, Şekil 4.10 ve Şekil 4.11'de Alaşım 2 için ikizlenme mekanizmaları ile karbür çökeltilerine ait detaylı SEM görüntüleri verilmiştir.



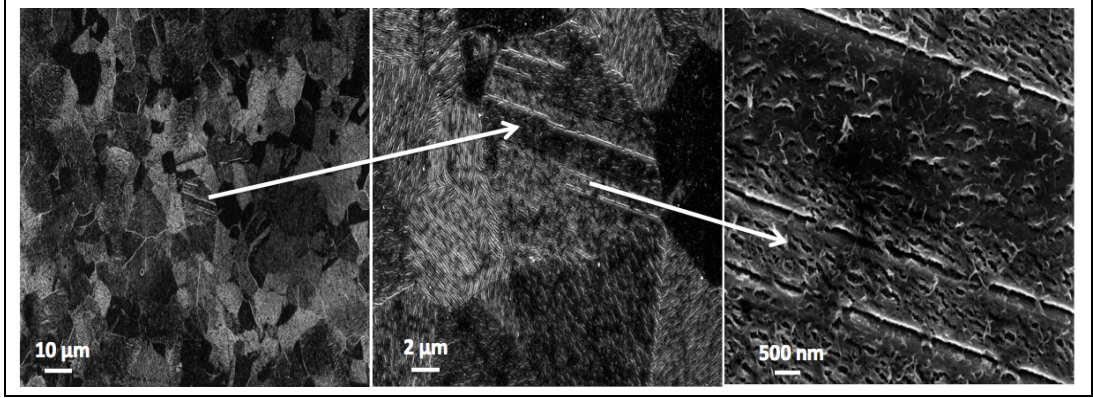
Şekil 4.7. 1100°C’de ısıl işlem görmüş Alaşım 2’ye ait SEM görüntüsü.



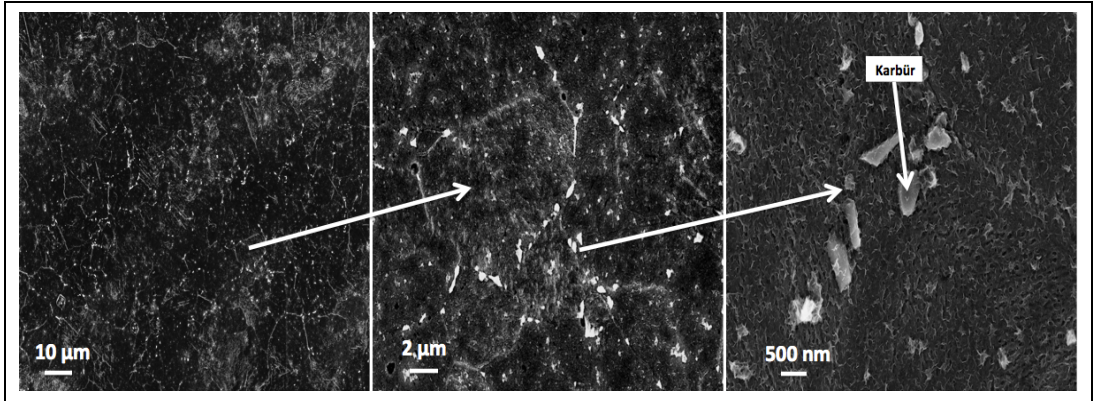
Şekil 4.8. 1000°C’de ısıl işlem görmüş Alaşım 2’ye ait SEM görüntüsü.



Şekil 4.9. 900°C’de ısıl işlem görmüş Alaşım 2’ye ait SEM görüntüsü.



Şekil 4.10. 800°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 2’ye ait SEM görüntüsü.

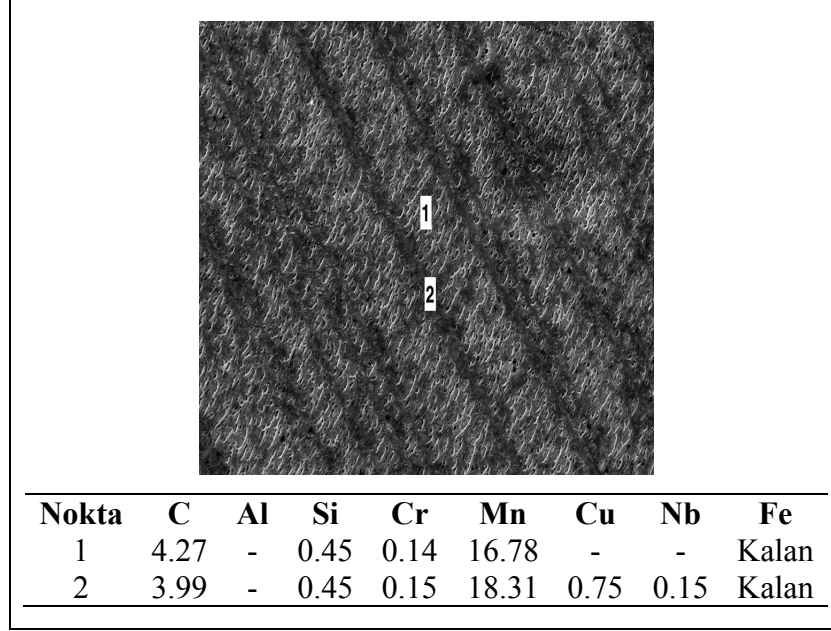


Şekil 4.11. 700°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 2’ye ait SEM görüntüsü.

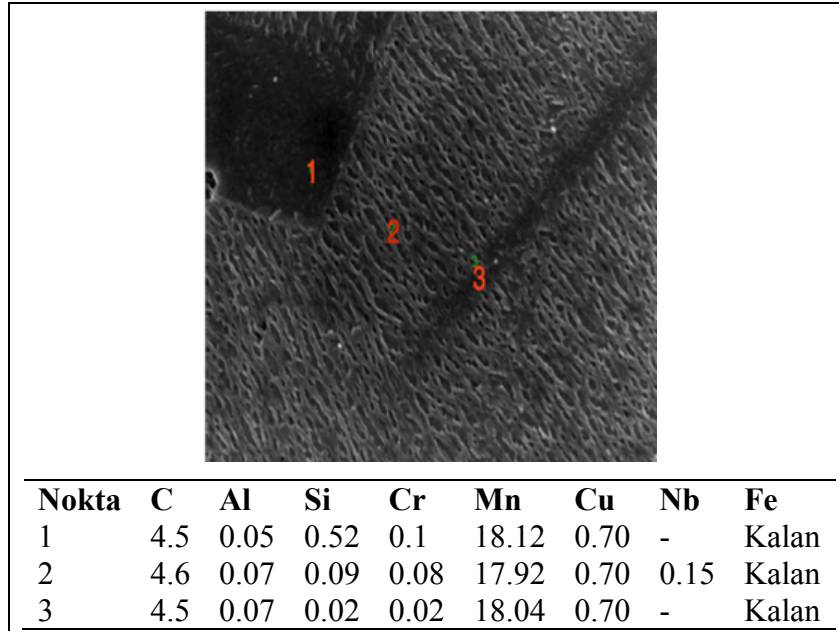
#### 4.1.2. EDX ve XRD Sonuçları

Alaşım 1 ve Alaşım 2 için EDX ve XRD analizleri yapılmıştır. Her iki alaşım grubu için 700°C’de karbür çökeltileri oluştuğu görülmüş ve bu karbürler üzerinde alınan EDX analizlerinde karbon oranının oldukça yüksek çıktığı gözlemlenmiştir. Bu da karbür oluşumunu desteklemektedir. Literatürlere göre yüksek manganlı çeliklerde karbürler  $M_3C$  ((Fe,Mn,Cr) $_3C$ ) formunda oluşmaktadırlar. Alaşım 1 için Cr oranı %0.01 dolaylarındayken, Şekil 4.14’de görüldüğü gibi, 700°C’de gördüğü ısıt işlem sonucu oluşan karbürlerde bu oran %1.83’e kadar çıkmıştır. Bu da  $Cr_3C$  oluşumuna kanıttır. Benzer şekilde çökeltiler üzerinde bakır (Cu) oranının da matrise göre oldukça yüksek çıktığı tespit edilmiştir. Soğuk deformasyona uğrayan östenitik çeliklerde ikizlenme ve çökeltilerin olduğu bölgelerde bakır formlarının ( $\{112\}\langle 111\rangle$ ) oluştuğu çeşitli çalışmalarda tespit edilmiştir [26]. Şekil 4.12 ve Şekil

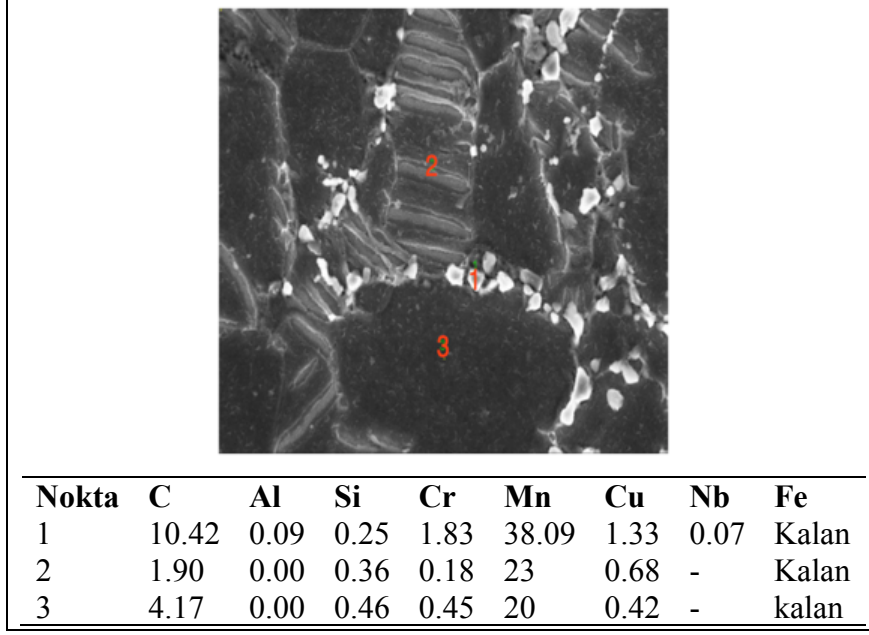
4.13'de ise 800°C ve 900°C'de ısıtılma işlemi görmüş Alaşım 1'e ait EDX analizleri verilmiştir.



Şekil 4.12. 900°C'de ısıtılma işlemi görmüş Alaşım 1'e ait EDX sonuçları.



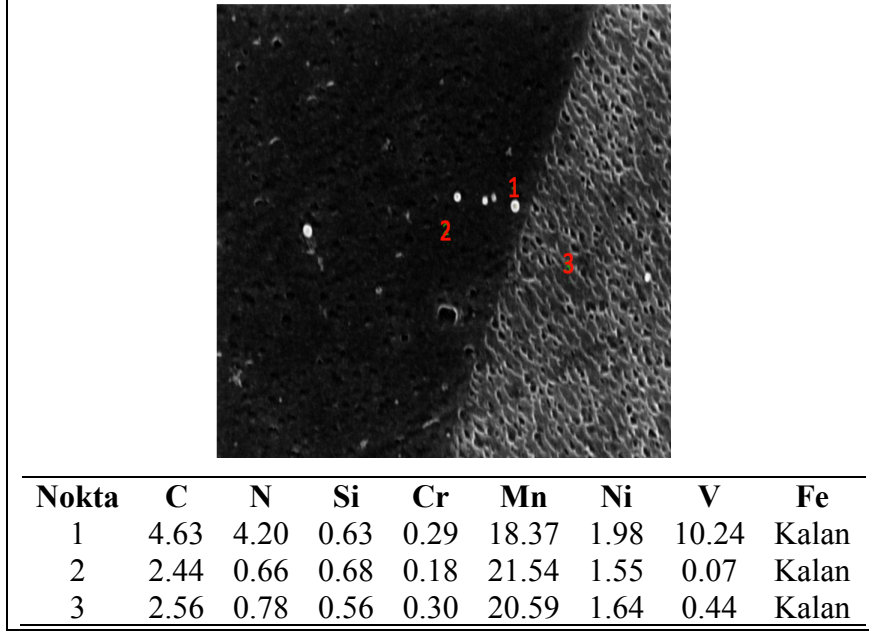
Şekil 4.13. 800°C'de ısıtılma işlemi görmüş Alaşım 1'e ait EDX sonuçları.



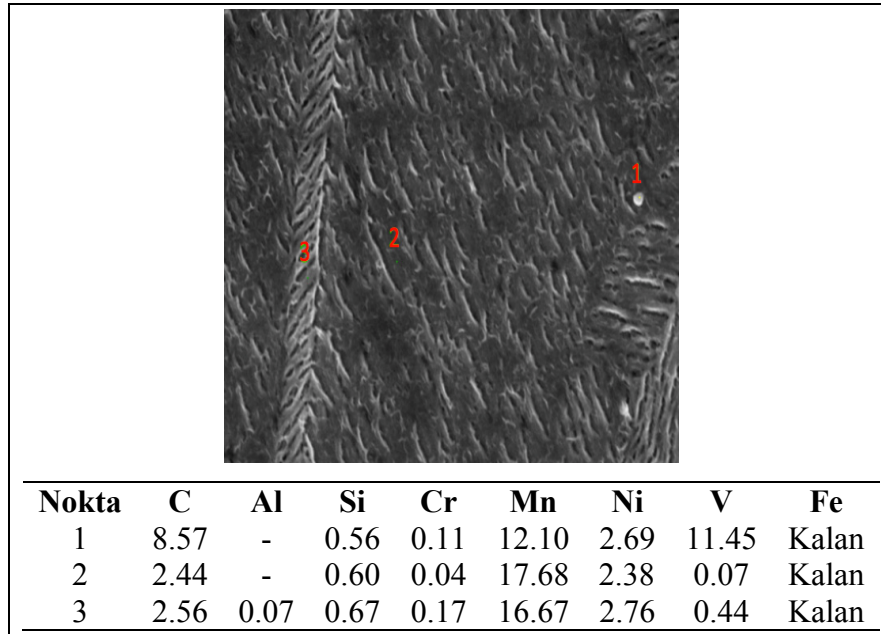
Şekil 4.14. 700°C’de ısıtılmış Alaşım 1’e ait EDX sonuçları.

Alaşım 2’ye ait EDX sonuçları Şekil 4.15, Şekil 4.16 ve Şekil 4.17’te verilmiştir. Alaşım 2, Alaşım 1’den farklı olarak %0.15 V ve %1 Ni içermektedir. SEM ve EDX sonuçlarında görüldüğü gibi bu farklı elementlerin varlığı hem ikizlenme oluşumuna etki etmiş hem de farklı karbür formlarının oluşumuna yol açmıştır. Şekil 4.15’de 900°C’de ısıtılmış numuneye ait EDX sonuçları verilmiştir. Nokta 1’den alınan EDX analizinde Vanadyum oranının %0.15’den %10.24’e çıktığı tespit edilmiştir. V elementinin güçlü karbür oluşturu özelliği sayesinde numunede bölgesel vanadyum karbür ( $V_4C_3$ ) çökeltileri oluşmuştur. Benzer durum 800°C’de ısıtılmış numune içinde geçerlidir. 700°C’de yapılan ısıtılmış işlem sonrası Alaşım 1’de olduğu gibi Alaşım 2’de de  $M_3C$  ((Fe,Mn,Cr)<sub>3</sub> C) formunda çökeltiler oluşmuştur.

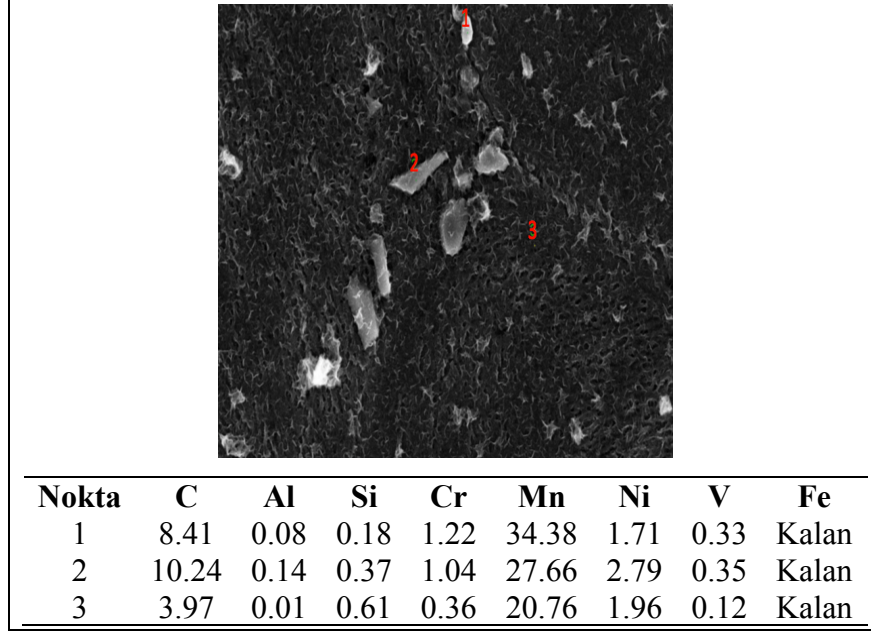




Şekil 4.15. 900°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 2’ye ait EDX sonuçları.

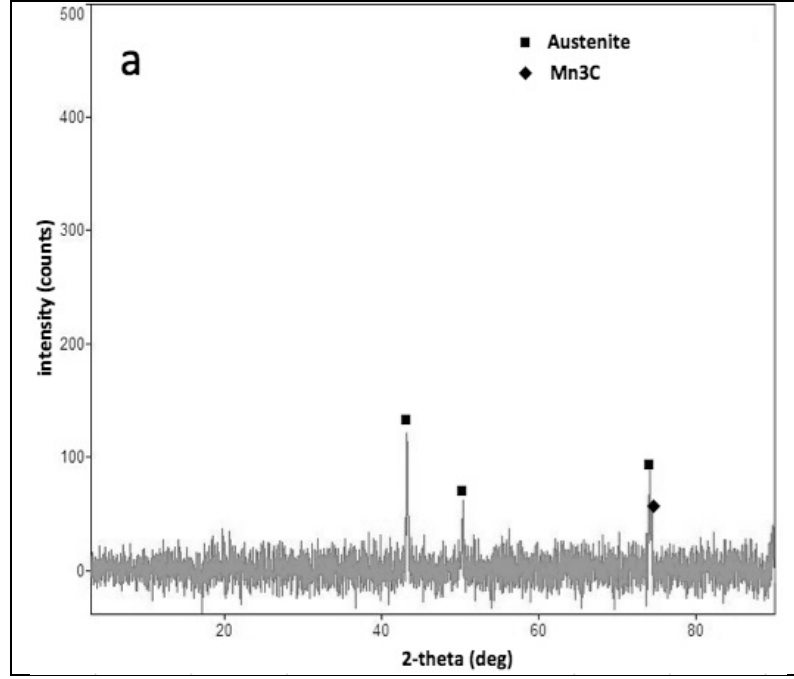


Şekil 4.16. 800°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 2’ye ait EDX sonuçları.

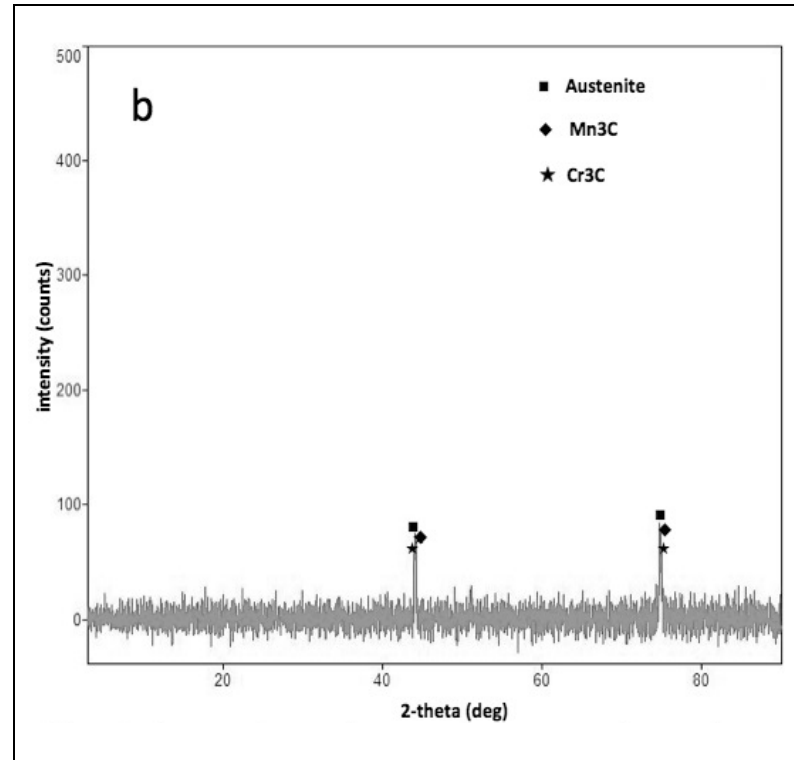


Şekil 4.17. 700°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 2’ye ait EDX sonuçları.

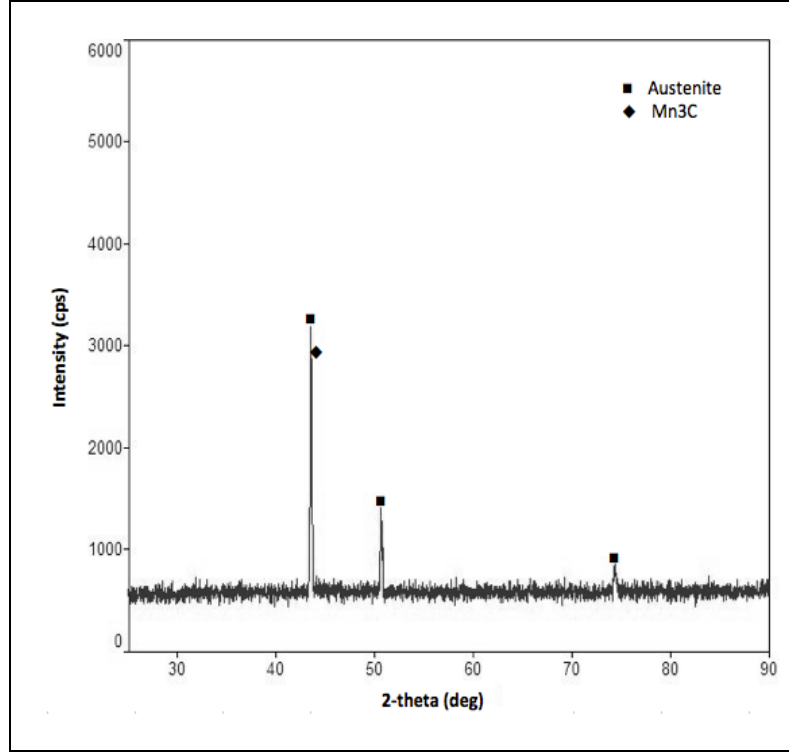
Alaşım 1 ve Alaşım 2 numunelerinde alınan XRD sonuçları, bu numunelerin mikro yapılarının tamamen östenitik olduğunu göstermiştir. Şekil 4.18 ve Şekil 4.19 Alaşım 1 numunelerinin XRD sonuçlarını vermiştir. Şekil 4.18’de 900°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 1 numunesinin tamamen östenitik yapıya sahip olduğu görülmektedir. Şekil 4.19’da 700°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 1 numunesine ait XRD sonucu vermiştir. 700°C’de oluşan karbür çökeltileri XRD sonuçlarında da tespit edilmiştir. Alaşım 2’ye ait XRD sonuçları Şekil 4.20 ve 4.21’de verilmiş olup Alaşım 1 ile benzer sonuçlar tespit edilmiştir.



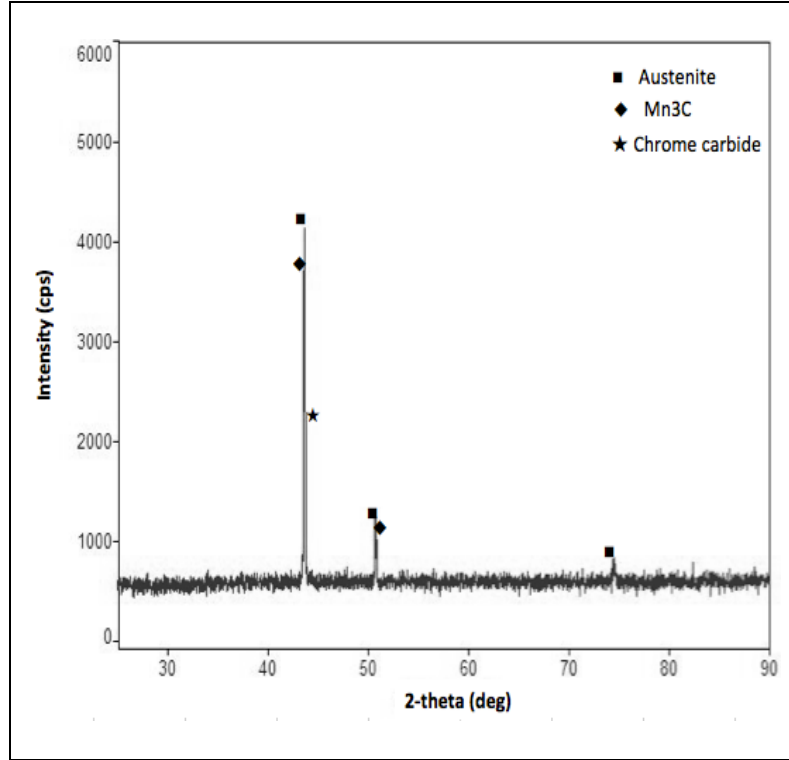
Şekil 4.18. 900°C’de ısıl işlem görmüş Alaşım 1’e ait XRD sonuçları.



Şekil 4.19. 700°C’de ısıl işlem görmüş Alaşım 1’e ait XRD sonuçları.



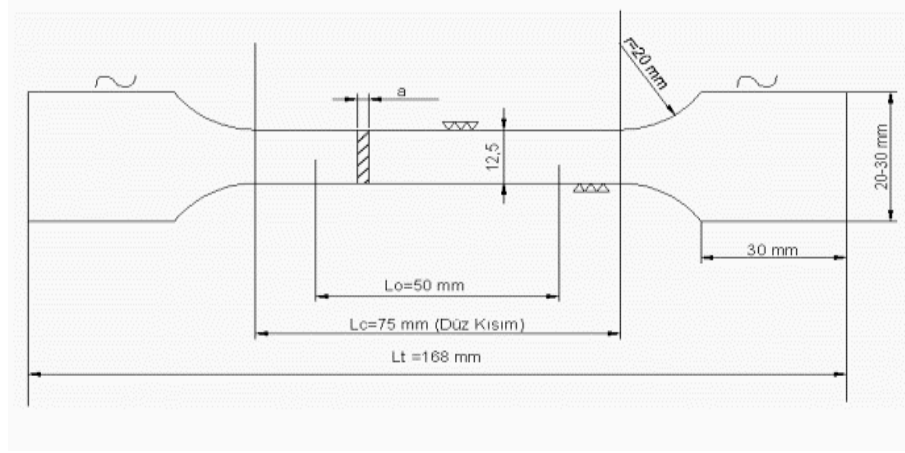
Şekil 4.20. 900°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 2’ye ait XRD sonuçları.



Şekil 4.21. 700°C’de ısıt işlem görmüş Alaşım 2’ye ait XRD sonuçları.

## 4.2. ÇEKME TESTİ SONUÇLARI

Soğuk haddelenmiş, ve 600°C, 700°C, 800°C, 900°C, 1000°C ve 1100°C sıcaklıklarda 150 dakika süre ile ısıtılmış olan Alaşım 1 ve Alaşım 2'den çekme numuneleri hazırlanmıştır. Şekil 4.22'de çekme numunelerinin teknik resmi verilmiştir.



Şekil 4.22. Çekme numunelerinin teknik detayı.

Çekme testi sonuçları Çizelge 4.1 ve Çizelge 4.2'de verilmiştir. Her iki alaşım grubu için de en yüksek akma ve çekme mukavemetleri 700°C'de elde edilmiştir. Ancak yüzde uzama değeri artan ısıtılma sıcaklığı ile birlikte doğru orantılı olarak artmıştır. 700°C sıcaklıkta en yüksek akma ve çekme mukavemetlerinin oluşması bu sıcaklıkta var olan karbür çökeltilerine bağlanabilir. Singong Kang ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada karbür çökeltilerinin oluştuğu sıcaklıkta çekme testi değerlerinde hızlı bir değişim gözlemlenmiştir. Bu dönüşümü karbür oluşumunun varlığına bağlamışlardır [9]. SEM mikroyapılarında görüldüğü gibi 600°C, 800°C, 900°C, 1000°C ve 1100°C sıcaklıklarda ısıtılma maruz kalmış numuneler tane içi ikizlenmeler içermekte ve karbür çökeltileri görülmemektedir. Bu durum çekme mukavemetine de etki etmiştir. Alaşım 1 ve Alaşım 2 grupları için bu sıcaklıklarda çekme ve akma mukavemetleri 700°C'ye göre daha düşük çıkarken, yüzde uzama değerleri artmıştır. Bu durumu, karbürlerin 700°C üzeri sıcaklıklardaki ısıtılmalarda çözülmesi ve ikizlenme mekanizmalarının oluşmasına bağlanabilir. Kwansoo Chung ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada, tane içindeki ikizlenme sınırlarının tane sınırı gibi davrandıklarını bununla TWIP çeliklere çok iyi süneklik özelliği kattığını

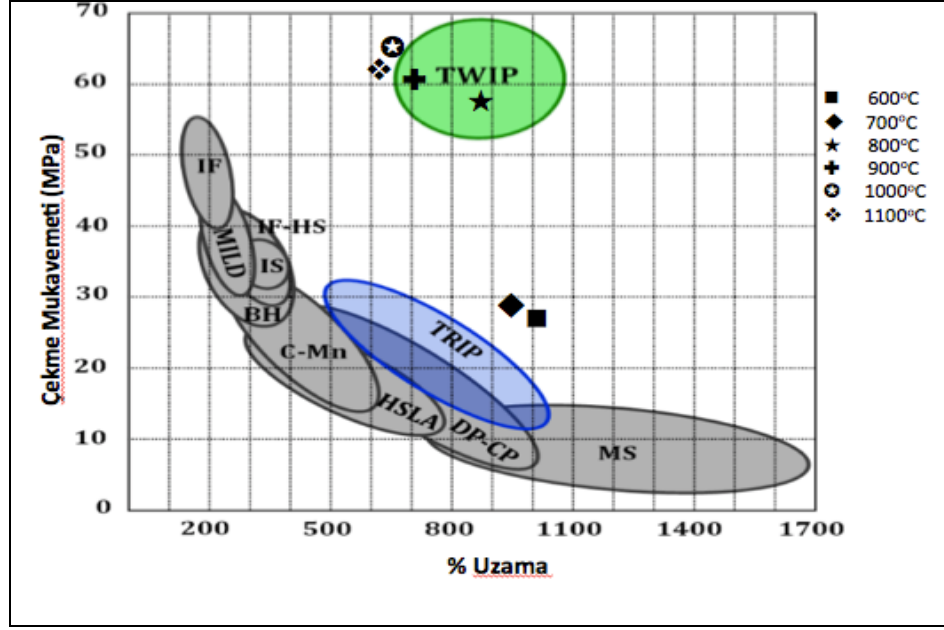
ileri sürmüşlerdir [22]. Benzer şekilde, G. Dini ve arkadaşları yapmış oldukları çalışmada, ikizlenme sınırlarının dislokasyon hareketlerine karşı bariyer özelliği gördükleri ve bu durumun da TWIP çelikte sünekliği artırdığını belirtmişlerdir [36].

Çizelge 4.1. Alaşım 1'e ait çekme testi sonuçları.

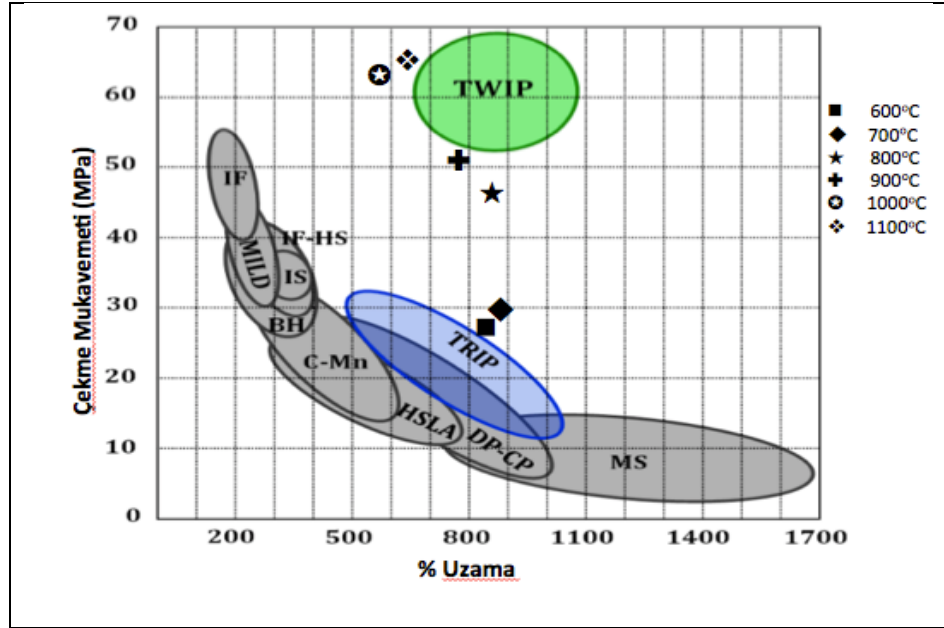
<b>Isıl İşlem Sıcaklığı (°C)</b>	<b>Akma Mukavemeti (MPa)</b>	<b>Maksimum Çekme Mukavemeti (MPa)</b>	<b>%Uzama</b>
Isıl işlemsiz	972 ±10	1324 ±10	2
600	528 ±10	944 ±10	26 ±2
700	490 ±10	946 ±10	28 ±2
800	320 ±10	838 ±10	58 ±2
900	255 ± 10	695.8 ±10	61 ±2
1000	206.7 ± 10	688.7 ±10	65,7 ±2
1100	203.3 ± 10	634.5 ±10	63 ±2

Çizelge 4.2. Alaşım 2'ye ait çekme testi sonuçları.

<b>Isıl İşlem Sıcaklığı (°C)</b>	<b>Akma Mukavemeti (MPa)</b>	<b>Maksimum Çekme Mukavemeti (MPa)</b>	<b>%Uzama</b>
Isıl işlemsiz	1191 ±10	1597 ±10	2
600	432 ±10	826 ±10	24 ±2
700	445 ±10	871 ±10	28 ±2
800	373 ±10	879.8 ±10	43 ±2
900	283.7 ±10	764.8 ±10	50 ±2
1000	192.7 ± 10	641.7 ±10	65 ±2
1100	189.3 ± 10	589.5 ±10	63 ±2



Şekil 4.23. Alaşım 1'in çekme değerlerinin çelik grupların şematik çekme grafiğindeki yerleri.



Şekil 4.24. Alaşım 2'nin çekme değerlerinin çelik grupların şematik çekme grafiğindeki yerleri.

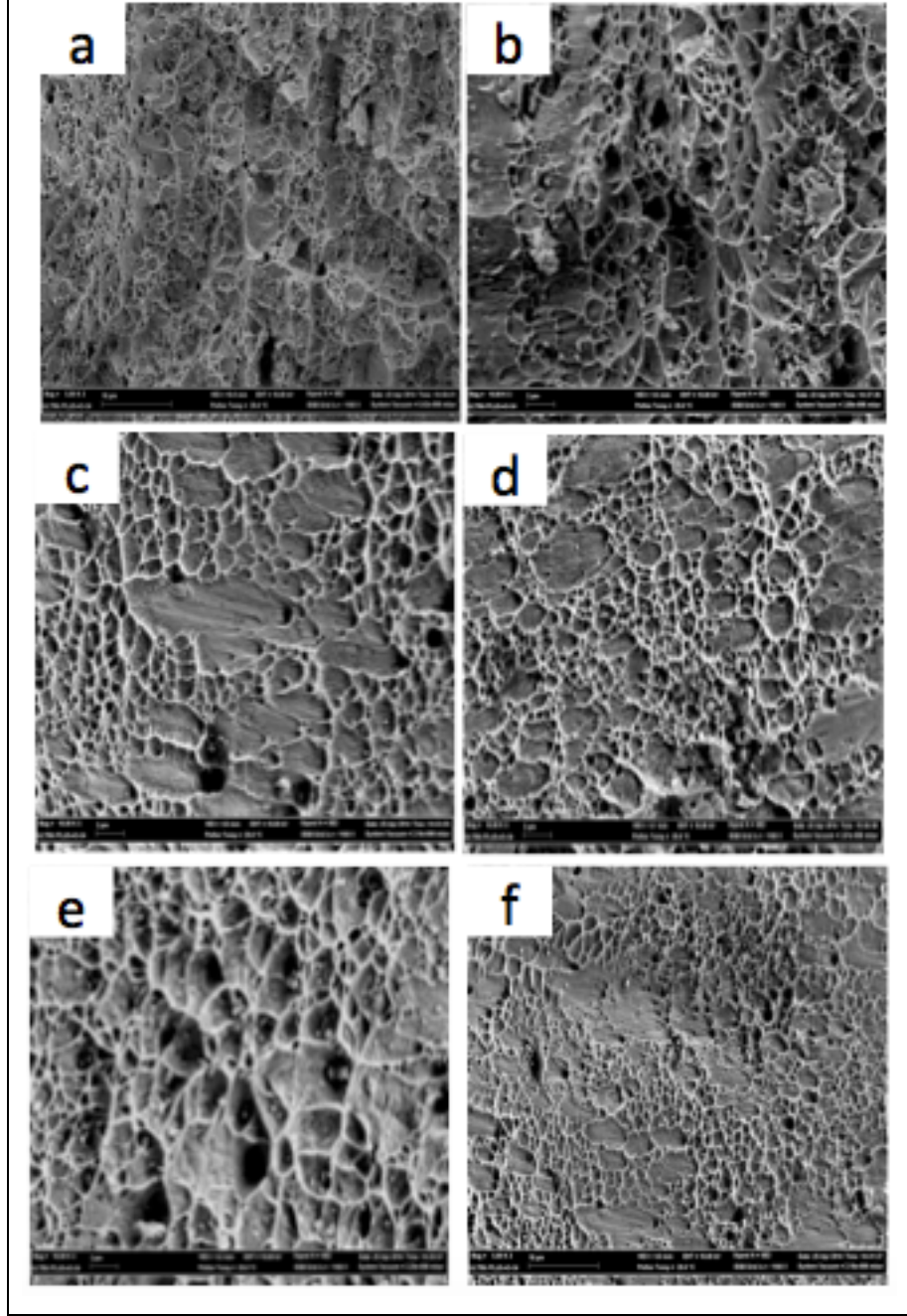
Çekme testlerinin sonuçlarına bakıldığında Alaşım 1'in % uzama değerleri Alaşım 2'ye göre daha yüksek çıkmış bununla birlikte akma ve çekme mukavemetleri de Alaşım 2'ye göre daha yüksek olmuştur. Bu durumu Alaşım 1'den farklı olarak Alaşım 2'ye ilave edilen % 1 dolaylarındaki Ni elementinin etkili olduğu

söylenbilir. Alaşım 1 ve Alaşım 2'deki bu kimyasal kompozisyon farklılıkları ikizlenme oluşumuna etki ettiği için mekanik özelliklerin farklı çıkmasına yol açmıştır. SEM görüntülerinde belirtildiği gibi Alaşım 2'de ikizlenme oluşumları neredeyse hiç görülmemiştir. Şekil 4.23 ve Şekil 4.24'de çekme sonuçlarının çelik grupların şematik çekme grafiğindeki yerleri verilmiştir.

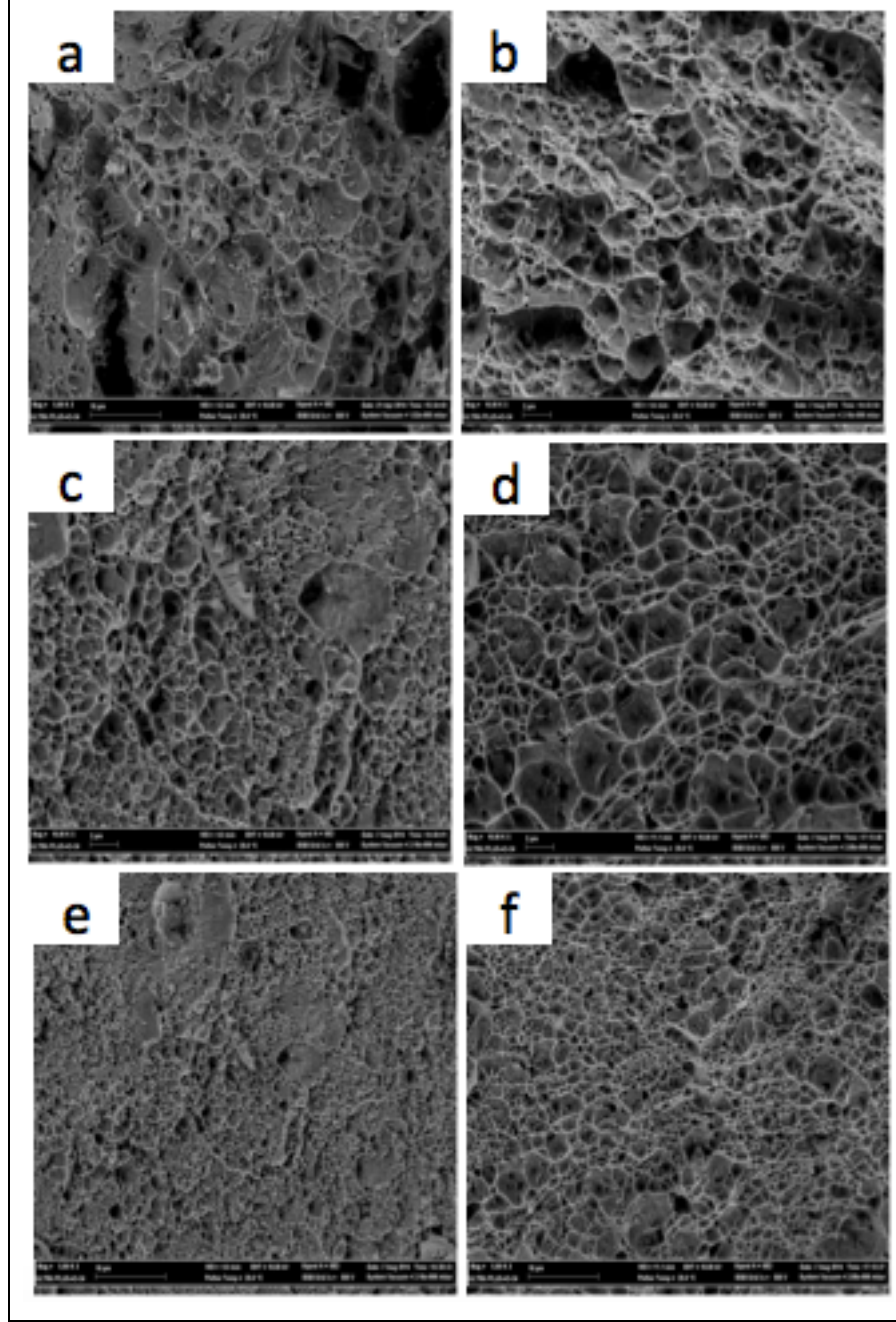
#### **4.2.1. Çekme Numuneleri Kırık Yüzey SEM Görüntüleri**

Şekil 4.25 ve 4.26'da Alaşım 1 ve Alaşım 2'ye ait çekme testi sonucu oluşan kırık yüzeylerin SEM görüntüleri verilmiştir. Kırık yüzey SEM görüntülerinde anlaşılacağı gibi 600°C ve 700°C sıcaklıkta ısıl işlem görmüş numune daha gevrek bir kırılma göstermiştir. Bununla birlikte 700°C ısıl işlem görmüş numunenin kırık yüzey görüntülerinde daha geniş ve derin oyuklar (dimple) görülürken, 800°C, 900°C, 1000°C ve 1100°C sıcaklıklarında tamamen sünek kırılma morfolojisi görülmektedir. Bu durum da ısıl işlem sıcaklığının artması ile numunelerin daha sünek davranış gösterdiklerini kanıtlamaktadır.





Şekil 4.25. Alaşım 1'e ait kırık yüzey SEM görüntüleri; a) 600°C, b) 700°C, c) 800°C, d) 900°C, e) 1000°C, f) 1100°C'de ısıtılmış.

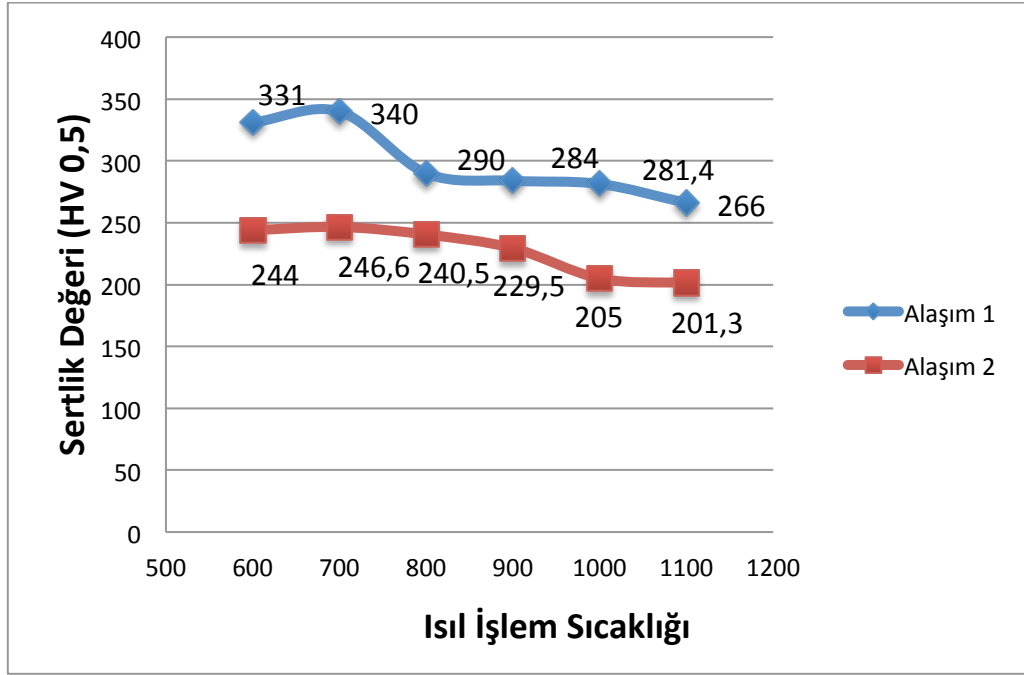


Şekil 4.26. Alaşım 2'ye ait kırık yüzey SEM görüntüleri; a) 600°C, b) 700°C, c) 800°C, d) 900°C, e) 1000°C, f) 1100°C'de ısıtılmış.

### 4.3. SERTLİK TESTİ SONUÇLARI

Alaşım 1 ve Alaşım 2'ye ait, 700°C, 800°C, 900°C, 1000°C ve 1100°C sıcaklıklarda ısıtılmış numuneler ile sadece soğuk haddelenmiş ısıtılmamış numunelerin sertlik değerleri Şekil 4.27'de verilmiştir. Sertlik değerlerinde görüldüğü gibi Alaşım 2 her sıcaklık grubunda daha düşük sertlik değerlerine sahiptir. Bu durum ilave

edilen Ni elementinin etkisinin bir kanıtıdır. Ayrıca her iki alaşım grubunun 700°C sıcaklıktaki sertlik değerleri daha yüksek çıkmıştır. Bu da o sıcaklıkta var olan karbür çökelmelerinden kaynaklanmaktadır. Artan ısı işlem sıcaklığı ile birlikte bu sertlik değerlerinde düşüş gözlemlenmiştir. Singong Kang ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada, numunelerdeki tane büyümesi ve sertlikteki düşüş, M<sub>3</sub>C karbür çökeltilerinin çözünmesi ile birebir bağlantılıdır. Şekil 4.27’de görüldüğü gibi sıcaklık arttıkça her iki alaşım grubu için sertlik değerlerinde de düşme görülmüştür.



Şekil 4.27. Alaşım 1 ve Alaşım 2’ye ait sertlik değerleri.

## BÖLÜM 5

### SONUÇ VE ÖNERİLER

Farklı kimyasal kompozisyonlarda hazırlanmış Alaşım 1 ve Alaşım 2 döküm parçaları, soğuk haddelenip ardından 600°C, 700°C, 800°C, 900°C, 1000°C ve 1100°C sıcaklıklarda 150 dakika boyunca ısıtılıp havada soğutulmuştur. Bu işlem sonrası yapılan mekanik testler ile mikroyapı karakterizasyonları sonucu aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

- Alaşım 1 ve alaşım 2'ye ait numuneler 700°C'de gördükleri ısıtma işlemi sonrası mikroyapılarında karbür çökelmeleri görülmüştür. Ancak artan sıcaklık ile karbürler çözülmüş ve 800°C, 900°C, 1000°C ve 1100°C sıcaklıklarında ısıtma işlemi gören diğer numunelerde karbür çökeltilerine çok az rastlanmıştır. Benzer durum 600°C'de de görülmüştür. Bu da karbürlerin 700°C sıcaklıklarında çökelediğini kanıtlamaktadır.
- Alaşım 2'de mevcut olan % 0,15 gibi düşük orandaki vanadyum varlığı Alaşım 2'ye ait numunelerde bölgesel vanadyum karbür çökeltilerinin oluşmasına yol açmıştır.
- XRD ve SEM analizi sonucu ısıtma işlemi görmüş Alaşım 1 ve Alaşım 2 numunelerin mikroyapıları tamamen östenitik olduğu görülmüştür. Ancak 600°C, 800°C, 900°C, 1000°C ve 1100°C sıcaklıklarında ısıtma işlemi görmüş Alaşım 1 numunelerinde ikizlenmeler görülürken Alaşım 2'de benzer sıcaklıklarda ikizlenmeler çok az oluşmuştur. Alaşım 2, Alaşım 1'den farklı olarak %1 oranında Nikel içerdiğinden, Nikelin ikizlenme oluşumunu engellediği söylenebilir.

- Çekme testi sonucu en yüksek % uzama değeri Alaşım 1'in 1000°C sıcaklıkta ısıl işlem görmüş numunelerinde görüldü. Genel olarak Alaşım 1 ve Alaşım 2'de ısıl işlem sıcaklığı düştükçe % uzama değerlerinde düşme maksimum çekme mukavemetlerinde ise artış gözlemlenmiştir. Nikel elementi bulunduğu numunenin elastikiyetini artırmasına rağmen, Alaşım 2'de ikizlenme mekanizmaları oluşmadığı için Alaşım 1 numuneleri daha elastik özellik göstermiştir.
- Sertlik testi sonucu, en yüksek sertlik değeri 700°C sıcaklıkta ısıl işlem görmüş Alaşım 1 grubu numunelerinde görülmüştür. Alaşım 1'e ait numunelerin sertlikleri aynı ısıl işlem sıcaklığında Alaşım 2 numuneleri ile kıyaslandığında daha yüksek olduğu görülmüştür.
- Her iki alaşım grubu numuneleri 700°C'de en yüksek sertlik değerine sahiptirler. Bu durum M<sub>3</sub>C formundaki karbür çökeltilerinin oluşumundan kaynaklanmaktadır. Ancak artan sıcaklıkla bu karbür çökeltileri çözüldüğünden sertliğin değerlerinde düşme gözlemlenmiştir.

Bu çalışma sonrası yapılacak çalışmalar sıralandığında;

- Sıcak haddede meydana gelen yırtılmaları önlemek ve daha verimli bir haddeleme işlemi için, döküm esnasında kimyasal kompozisyonların geliştirilmesi önemlidir.
- TWIP çeliğin haddelenmesi esnasında en ideal şekil verme sıcaklığının belirlenmesi için, değişik sıcaklık aralıklarında sıcak ve soğuk deformasyon işlemlerinin uygulanması gerekmektedir.
- İncelenen alaşım elementlerinden özellikle Ni ve Cu elementinin gerinim sertleştirme ve SFE üzerindeki etkilerinin incelenmesi gerekmektedir.

## KAYNAKLAR

1. Saleh, A., “Recrystallisation and deformation behaviour of Twinning Induced Plasticity (TWIP) steel”, Doctor of Philosophy, *School of Mechanical, Materials and Mechatronic Engineering University of Wollongong*, Australia, 2-8 (2012).
2. Jeong, J. S., Kooa Y. M., Jeongc, I. K., Kimd, S. K. and Kwonb, S. K., “Micro-structural study of high-Mn TWIP steels using diffraction profile analysis”, *Materials Science and Engineering A*, 530: 128–134 (2010).
3. Chung, K., “A modified damage model for advanced high strength steel sheets”, *International Journal of Plasticity*, 27: 1485–1511 (2011).
4. Güven, G., “İkizlenme yoluyla plastisite kazanan (twinning induced plasticity (twip) steel) yüksek mukavemetli yassı çeliklerin üretimi ve geliştirilmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü*, İzmit, 16-19, 37-42 (2012).
5. Lee, T., Koyama, M., Tsuzaki, K., Lee, Y. and Lee S., “Tensile deformation behavior of Fe–Mn–C TWIP steel with ultrafine elongated grain structure”, *Materials Letters*, 75: 169–171 (2012).
6. Baradaran, A., Hanzaki, A., Abedi, H., Varzaneh, S. and Imandoust, A., “The ductility behavior of a high-Mn twinning induced plasticity steel during cold-to-hot deformation”, *Materials Science & Engineering A*, 561: 411-418 (2013).
7. Hamada, A. S., Haggag, F. M. and Porter, D. A., “Non-destructive determination of the yield strength and flow properties of high-manganese twinning-induced plasticity steel”, *Materials Science & Engineering A*, 558: 766–770 (2012).
8. Razavi, G. and Monajati, H., “The effect of addition mo on mechanical properties of high Mn steel”, *International Journal of Materials and Mechanics Engineering*, 47: 611 (2013).
9. Kang, S., Junga, Y. S., Junb, J. H. and Lee, Y. K., “Effects of recrystallization annealing temperature on carbide precipitation microstructure, and mechanical properties in Fe–18Mn–0.6C–1.5Al TWIP steel” *Materials Science & Engineering A*, 527: 745–751 (2010).
10. Peng, X., Zhu, D., Hu, Z., Yi, W., Liu, H. and Wang, M., “Stacking fault energy and tensile deformation behavior of high-carbon twinning-induced plasticity steels: Effect of Cu addition” *Materials and Design*, 518–523 (2013).

11. Hayat, F., "Trip çeliklerinin otomotiv endüstrisinde kullanımının incelenmesi", *Journal of The Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 25: 701-712 (2010).
12. Hayat, F., and Sevim, I., "The effect of welding parameters on fracture toughness of resistance spot-welded galvanized DP600 automotive steel sheets" *International journal on advanced materials and technologies*, 58: 1043–1050 (2012).
13. Hayat, F., "Resistance spot weldability of dissimilar automotive sheets (BH180 - IF7123 steels and BH180 - AISI 304L steels)" *Journal of Materials Science & Technology*, 27: 1047-1058 (2011).
14. Berme, B., "Effects of strain rates on the mechanical properties of high manganese austenitic steels" M. Sc. Thesis, *Istanbul Technical University Graduate School of Natural and Applied Sciences*, Istanbul, 1-10 (2011).
15. Skobir, D., "High-strength low-alloy (HSLA) Steels", *Materials and Technology*, 295–301 (2011).
16. Taş, Z., "Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çeliklerde metalurjik mukavemet artırma mekanizmaları", *Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 97-101 (2012).
17. Şan, S., "Mikroalaşımlı çeliklerin işlenebilirliğinin takım ömrü ve yüzey pürüzlülüğü açısından değerlendirilmesi" Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 25-32 (2007).
18. İnternet: Steel Works, "Auto Sustainability Resources", <http://www.steel.org/Sustainability/Life%20Cycle%20Information/Automobiles.aspx> (2014).
19. Tamarelli, C., "The evolving use of advanced high-strength steels for automotive applications" *Steel Market Development Institute*, 248: 945-4777 (2012).
20. Jin, E. and Lee, K., "Effects of Al on microstructure and tensile properties of C-bearing high Mn TWIP steel", *Acta Materialia*, 60: 1680–1688 (2012).
21. Kim, Y., Kim, G., Hong, S. and Lee, C., "Energy-based approach to predict the fatigue life behavior of pre-strained Fe–18Mn TWIP steel", *Materials Science and Engineering A*, 528: 4696–4702 (2011).
22. Chung, K., Maa, N., Park, T., Kim, D., Yoo, D. and Kim, C., "A modified damage model for advanced high strength steel sheets", *International Journal of Plasticity*, 27: 1485–1511 (2011).
23. Béal, C., "Mechanical behaviour of a new automotive high manganese TWIP steel in the presence of liquid zinc", Le grade de docteur, *L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon*, Lyon, 111-115 (2011).

24. Chen, L., Zhao, Y., and Qin, X., “Some aspects of high manganese twinning-induced plasticity (Twip) steel,” *Acta Metall. Sin.*, 1–15 (2013).
25. Jee Hyun, K., “Novel concept of Twip-assisted steel”, Master Thesis, *Institute of Ferrous Technology Pohang University of Science and Technology*, Pohang, 8-20 (2010).
26. Hamada, A. S., “Manufacturing, mechanical properties and corrosion behaviour of high-Mn Twip steels” M. Sc. Thesis, *Faculty of Technology of the University of Oulu*, Oulu, 19-30 (2007).
27. Maalekian, M., “The effects of alloying elements on steels” *Technische Universität Graz*, 1-36 (2007).
28. Cunat, P., J., “Alloying elements in stainless steel and other chromium-containing alloys” *International Chromium Development Association*, 1-24 (2004).
29. Guowei, Y., “Serration and recovery phenomena in twinning induced” M. Sc. Thesis, *The University of Hong Kong*, Hong-Kong, 25-37 (2013).
30. Qin, B., “Crystallography of twip steel”, M. Sc. Thesis, *Institute of Ferrous Technology Pohang University of Science and Technology*, Korea, 3-7 (2007).
31. Yang, E., “The effect of carbon content of the mechanical properties & microstructural evolution of fe-22mn-c Twip / Trip steel” M. Sc. Thesis, *Institute of Materials Science and Engineering*, Ontario, 1-10 (2010).
32. Liang, X., “Structure and mechanical properties of fe-mn alloys”, Degree of Master Thesis, *Materials Science and Engineering*, Ontario, 15-27 (2008).
33. Kusakin, P., Belyakov, A., Haase, C., Kaibyshev, R., and Molodov, D., “Microstructure evolution and strengthening mechanisms of Fe–23Mn–0.3C 1.5Al TWIP steel during cold Rolling”, *Materials Science & Engineering A*, 617: 52–60 (2014).
34. Akinay Y., and Hayat F., “Effect of the heat treatment on mechanical properties of Fe– Mn– C high manganese steel”, *Proceedings of the International Conference on Mining, Material and Metallurgical Engineering*, Prague, 11, 12 (2014).
35. Bleck, W., “Materials design for new cold formable steels”, *Institut für Eisenhüttenkunde*, Paris, 17-21 (2010).
36. Dini, G., “Tensile deformation behavior of high manganese austenitic steel: The role of grain size”, *Materials and Design*, 31: 3395–3402 (2010).



## ÖZGEÇMİŞ

Yüksel AKINAY 1986 yılında Van'da doğdu; ilk ve orta öğrenimini aynı şehirde tamamlayıp Van Kazım Karabekir lisesinden 2003 yılında mezun oldu. 2005 yılında Yıldız Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde öğrenimine başlayıp 2010 yılında mezun oldu. 2010-2013 yılları arasında çeşitli şirketlerde Ar-Ge ve Kalite Yönetim Sorumlusu olarak çalıştı. 2013 yılında Karabük Üniversitesi Mühendislik Fakültesi'nde Araştırma Görevlisi olarak göreve başladı. Aynı yıl Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Malzeme Anabilim Dalı'nda başlamış olduğu yüksek lisans programını tamamladı.

### **ADRES BİLGİLERİ**

Adres : Karabük Üniversitesi  
Mühendislik Fakültesi  
Balıklarkayası Mevkii / KARABÜK  
Tel : (544) 5535917  
E-posta : [yukselakinay@karabuk.edu.tr](mailto:yukselakinay@karabuk.edu.tr)