T.C.
İSTANBUL ÜNİVERSİTESİ-CERRAHPAŞA
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

MİKRO ALAŞIM ELEMENTLERİNİN MİKRO ALAŞIMLI KARBON ÇELİKLERİNİN ŞEKİLLENDİRİLEBİLİRLİĞİNE ETKİSİ

Ali Murat SANCAKTAR

DANIŞMAN
Doç. Dr. Aliye ARABACI

II. DANIŞMAN
Doç. Dr. Sebahattin KIRTAY

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Programı

İSTANBUL-2019

Bu çalışma 25.11.2019 Tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Programı Yüksek Lisans Tezi olarak kabul edilmiştir.

TEZ JÜRİSİ

Doç. Dr. Aliye ARABACI (Danışman)
İstanbul Üniversitesi-Cerrahpaşa
Mühendislik Fakültesi

Doç. Dr. Derya DIŞPINAR
İstanbul Teknik Üniversitesi
Kimya Metalurji Fakültesi

Prof. Dr. Enver OKTAY
İstanbul Üniversitesi-Cerrahpaşa
Mühendislik Fakültesi

20.04.2016 tarihli Resmi Gazete'de yayımlanan Lisansüstü Eğitim ve Öğretim Yönetmeliğinin 9/2 ve 22/2 maddeleri gereğince; Bu Lisansüstü teze, İstanbul Üniversitesi-Cerrahpaşa'nın abonesi olduğu intihal yazılım programı kullanılarak Lisansüstü Eğitim Enstitüsü'nün belirlemiş olduğu ölçütlere uygun rapor alınmıştır.

Bu tez, İstanbul Üniversitesi-Cerrahpaşa Bilimsel Araştırma Projeleri Yürütücü Sekreterliğinin ..... numaralı projesi ile desteklenmiştir.
Bu tez, ... numaralı ..... projesi ile desteklenmiştir.

ÖNSÖZ

Yüksek lisans sürecimde desteklerini eksik etmeyen Sayın Doç. Dr. Aliye ARABACI'ya, tez yazım aşamasında tecrübesiyle tüm sorularıma cevap olan sayın Doç. Dr. Sebahattin KIRTAY'a,

Deneysel çalışmalarda gerekli çalışma ortamını sağlayan Sayın Serkan Dikeç ve Çağlar Duran'a,

Tüm eğitim öğretim hayatım boyunca maddi ve manevi desteklerini esirgemeyen, başarılarımın temel taşları aileme

Sonsuz sevgi ve saygılarımı sunarım.

Ağustos 2019 Ali Murat SANCAKTAR

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ ..... **iv**
İÇİNDEKİLER ..... **v**
ŞEKİL LİSTESİ ..... **vii**
TABLO LİSTESİ ..... **xii**
SİMGE VE KISALTMA LİSTESİ ..... **xiv**
ÖZET ..... **xvi**
SUMMARY ..... **xvii**
1. GİRİŞ **1**
2. GENEL KISIMLAR **4**
2.1 MİKRO ALAŞIMLI ÇELİKLER 4
2.1.1 Mikro Alaşımlı Çeliklerin Üretim Prosesi 11
2.1.1.1 Mikro Alaşımlı Yassı ürünler *13*
2.1.1.2 Sıcak Haddeleme *15*
2.1.1.3 Soğuk Haddeleme *16*
2.1.2 Mikro Alaşımlı Çelik Standartları 27
2.1.3 Mikro Alaşımlı Çeliklerin Mekanik Özellikleri 33
2.1.3.1 Mikro Alaşımlama ve Mikro Alaşım Element Etkileri *38*
2.1.3.2 Çökelme Sertleşmesi *46*
2.1.3.3 Toparlanma ve Yeniden Kristalleşme *50*
2.1.3.4 Dinamik Toparlanma ve Dinamik Yeniden Kristalleşme *52*
2.1.3.5 Statik Toparlanma ve Statik Yeniden Kristalleşme *54*
3. MALZEME VE YÖNTEM **56**
3.1 DENEYSEL ÇALIŞMALAR 56
3.1.1 İncelemelerde Kullanılan Çelik Kaliteleri 57
3.1.2 Metalografik Çalışmalar 62
3.1.3 Çekme Testi 62
3.1.4 Elektron Mikroskobu İncelemeleri 64
4. BULGULAR **65**
4.1 METALOGRAFİK İNCELEME BULGULARI 65
4.2 ÇEKME TESTİ BULGULARI 75

4.3 ELEKTRON MİKROSKOBU İNCELEME BULGULARI 82
4.3.1 Kırılma Yüzey İnceleme Bulguları 82
4.3.2 Çökelti İnceleme Bulguları.....89
5. TARTIŞMA VE SONUÇ 94
KAYNAKLAR.....101
ÖZGEÇMİŞ 106

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa No

Şekil 1.1: 2016-2017 Yılları Ülkelere göre kişi başına düşen çelik tüketimi (kilogram)[1]. 1

Şekil 1.2: Sektörlere göre demir-çelik tüketiminin dağılımı (2017) [2]. 2

Şekil 1.3: Opel Corsa araç gövdesinde kullanılan çelik türleri ve mukavemet haritası [3]. 2

Şekil 2.1: Opel Corsa araç gövdesinde kullanılan çelik türleri ve mukavemet haritası.[3]....4

Şekil 2.2: Otomotiv sektöründe kullanılan farklı mikro alaşım çelik kaliteleri çekme mukavemeti- uzama (%) değerleri [8]....6

Şekil 2.3: Mikro alaşım elementlerinin oluşturduğu karbür ve nitrür yapılarının oluşum sıcaklıkları ve serbest enerjileri arasındaki ilişkiler. [12]....8

Şekil 2.4: Sıcak haddelenmiş ve soğuk haddelenen ve yığın tavlanmış aynı kalitedeki çelikte mikro alaşım elementlerinin çekme mukavemetine etkisi. [13]....8

Şekil 2.5: Mikro alaşım elementlerinin östenitin yeniden kristalleşme sıcaklığına etkisi. [17]....9

Şekil 2.6: Nb ve Ti alaşım elementlerinin akma sınırına olan etkileri. [18]....10

Şekil 2.7: Akma sınırı yükselmesine tane incelmesinin ve çökelti sertleşmesinin etkileri. [13]....10

Şekil 2.8: Nb, Ti ve V elementlerinin östenit içerisinde çözünürlükleri. [12]....12

Şekil 2.9: Mikro alaşım elementlerinin sıcaklıkla tane büyümesine etkisi. [21]....12

Şekil 2.10: Haddeleme işleminin şematik gösterimi. [24]....13

Şekil 2.11: Entegre bir demir çelik tesisinde haddeleme süreçleri....14

Şekil 2.12: Sıcak haddeleme sürecinde yarı mamul içyapısındaki değişim. [26]....15

Şekil 2.13: Sürekli asitleme ve tandem hattı şematik gösterimi. [22]....17

Şekil 2.14: Mikro alaşımlı yassı ürünlerin üretim süreçleri. [21]....17

Şekil 2.15: Termomekanik haddeleme aşamaları, kontrol mekanizmaları ve malzemede meydana gelen metalurjik süreçler. [17,3]....19

Şekil 2.16: HSLA çeliği ile C-Mn konvansiyonel çeliğin mikro yapısı. 20

Şekil 2.17: Mikro alaşım elementlerinin karbür ve nitrür yapılarının oluşum entalpileri. [31] 22

Şekil 2.18: Mikro alaşım elementlerinin oluşturduğu çökeltiler için çözünürlük çarpımları. [30] 23

Şekil 2.19: Mikro alaşımlı çeliklerin üretin sürecinde mikro alaşım elementlerinin etkileri. [31] 24

Şekil 2.20: Alaşım elementlerinin akma mukavemeti değişimine etkisi. [37] 29

Şekil 2.20: Çift fazlı çeliğin mikroyapısı (M: Martenzit, F: Ferrit, RA: Kalıntı Östenit) [38].....30

Şekil 2.21: Mikro alaşımlı çelikler ve konvansiyonel (sade karbonlu) çeliklerin mekanik özellikleri. [3] 34

Şekil 2.22: Alaşım ve mikro alaşım elementlerinin sertliğe olan etkisi. [31].....35

Şekil 2.23: Vanadyumun mekanik özelliklere olan etkisi. [4] 36

Şekil 2.24: İncelenen boru çeliklerine ilişkin mikroyapı görüntüleri. [40].....38

Şekil 2.25: Nb ile mikro alaşımlandırılmış bir çeliğin C-Mn çeliği ile olan mukavemet değerlerinin tane boyutuna bağlı değişimleri. [31].....39

Şekil 2.26: Mikro alaşımlı çeliklerin mikroyapı gelişimini etkileyen faktörler. [31] 40

Şekil 2.27: Mikro alaşım elementlerinin etkileri. [34].....41

Şekil 2.28: Çökelme ve tane inceltmesinin mekanik özelliklere etkisi. [34].....42

Şekil 2.29: Vanadyumun mikro alaşımlı çelikler üzerindeki etkileri. [41].....43

Şekil 2.30: Nb ile mikro alaşımlandırılmış çelik ile C-Mn çeliğinin mikroyapı karşılaştırması.[43] 44

Şekil 2.31: Nb çözünürlüğünün rekristalizasyon sıcaklığına etkisi. [13].....44

Şekil 2.32: Titanyumun çelikler üzerindeki etkisi. [6].....45

Şekil 2.33: A. Wilm tarafından 1911'de yayınlanan ilk yaşlandırma eğrisi. [44] 47

Şekil 2.34: Elbogen demir meteoru.1813'te Schreibers ve Von Widmanstatten tarafından dağlanan yüzeyden alınan topografik baskı. [44].....47

Şekil 2.35: Farklı boyutlarda oluşan Nb(C.N) çökeltilerinin akma mukavemetine olan etkisi. [12].....48

Şekil 2.36: Çökelti partikülleri dizisi ile bir dislokasyon çizgisinin etkileşimi. [44].....49

Şekil 2.37: Bir dislokasyonun kayma hareketi ile partikülü kesmesi. [44].....49

Şekil 2.38: Toparlanma-yeniden kristalleşme-tane büyümesi sıralanmasıyla gerçekleşen olayların şematik gösterimi. [44].....50

Şekil 2.39: Statik ve dinamik gevşeme ile meydana gelen yapısal değişimler. [44].....51

Şekil 2.40: Tane ve alt tane yapısının şematik gösterimi. [44].....51

Şekil 2.41: Deformasyon miktarına bağlı yeniden kristalleşme sonrası malzemenin akma gerilmesindeki değişim. [31].....52

Şekil 2.42: Şekil değiştirme sürecinde alt tane oluşumu. [45].....52

Şekil 2.43: Düşük ve yüksek gerinme hızlarında dinamik yeniden kristalleşmenin akma eğrileri örnekleri. [45].....53

Şekil 2.44: Sade karbonlu bir çelik ile Nb çeliği için yeniden kristalleşme deformasyon yüzdesi ve sıcaklığa bağlı olarak östenit tane boyutundaki değişim. [31].....55

Şekil 3.1: Zwick/Roell Z1200 Marka çekme test cihazı.....63

Şekil 3.3: Çekme testi çubuğu örneği.....64

Şekil 4.1: Niyobyum içeren mikro alaşımlı çeliğin (S355MC) mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 12,5- (4,00 µm a:ferrit, b:perlit, c:niyobyum karbür).....65

Şekil 4.2: Niyobyum içeren mikro alaşımlı çeliğin karşılaştırma numunesinden (S275JRC) alınan mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 11.0- (7,00 µm).....66

Şekil 4.3: Titanyum içeren mikro alaşımlı çeliğin (30MnB5) mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 12,5- (4,72 µm).....67

Şekil 4.4: Titanyum içeren mikro alaşımlı çeliğin karşılaştırma numunesinden (P355GH) alınan mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 10,5- (9,0 µm).....68

Şekil 4.5: Vanadyum içeren mikro alaşımlı çeliğin (S315MC) mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 12.0- (5,61µm) (a:aseküler ferrit, b:perlit).....69

Şekil 4.6: Vanadyum içeren mikro alaşımlı çeliğin karşılaştırma numunesinden (DIN EN 10025-2: 2004) alınmış mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 10.0- (11,2µm).....70

Şekil 4.7: Nb-Ti içeren mikro alaşımlı çeliğin (P355NH) mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 12.5- (4,00µm) (a-b:ferlit-perlit, c:titanyum nitrür ve karbürler, d:niyobyum karbür).....71

Şekil 4.8: Nb-V içeren mikro alaşımlı çeliğin (HX420LAD+Z) mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 12.5 (4,72µm).....72

Şekil 4.9: Ti-V içeren mikro alaşımlı çeliğin (S355J2) mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 12.0- (5,61µm) 73

Şekil 4.10: Nb-Ti-V içeren mikro alaşımlı çeliğin (S355J2C+N) mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 12.5- (4,0µm) 74

Şekil 4.11: Nb-Ti-V içeren mikro alaşımlı çeliğin karşılaştırma numunesinden (SCGA 340 BH) alınmış mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 10.5- (9,44µm) 75

Şekil 4.12: S355MC ve S275JRC numunelerine ait karşılaştırma grafiği 76

Tablo 4.5: Vanadyum etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinden alınan mekanik değerler 78

Şekil 4.14: S315MC ve S235JR numunelerine ait karşılaştırma grafiği 79

Şekil 4.15: Nb-Ti, Nb-V, Ti-V ilaveli çelik numunelerine ait karşılaştırma grafiği 80

Şekil 4.16: (Nb-Ti-V'li) ve (Nb-Ti-V'suz) numunelerine ait karşılaştırma grafiği 82

Şekil 4.17: Niyobyum içeren mikro alaşımlı çelik (S355MC) numunesinin kırılma bölgesinin SEM görüntüsü, a:klivaj kırıkları) 83

Şekil 4.18: Titanyum içeren mikro alaşımlı çelik (30MnB5) numunesinin kırılma bölgesinin SEM görüntüsü 84

Şekil 4.19: Niyobyum-Titanyum içeren mikro alaşımlı çelik (P355NH) numunesinin kırılma bölgesinin SEM görüntüsü, a: dimple ductile fracture (sünek süngerimsi kırık yüzey) 84

Şekil 4.20: Niyobyum-Vanadyum içeren mikro alaşımlı çelik (HX420LAD+Z) numunesinin kırılma bölgesinin SEM görüntüsü 85

Şekil 4.21: Titanyum-Vanadyum içeren mikro alaşımlı çelik (S355J2) numunesinin kırılma bölgesinin SEM görüntüsü 86

Şekil 4.22: Niyobyum-Titanyum-Vanadyum içeren mikro alaşımlı çelik (HX420LAD+Z) numunesinin kırılma bölgesinin SEM görüntüsü 87

Şekil 4.22: Niyobyum-Titanyum-Vanadyum içermeyen çelik (HX220BD+Z) numunesinin kırılma bölgesinin SEM görüntüsü 88

Şekil 4.23: Titanyum içeren çelik (30MnB5) ferrit perlit yapısını ve öncül Fe_3C lamelleri içeren SEM görüntüleri 89

Şekil 4.24: Titanyum-Vanadyum içeren çelik (S355J2) ferrit perlit yapısını içeren SEM görüntüleri (a:perlit, b:ferrit) 90

Şekil 4.25: Niyobyum-Vanadyum içeren çelik (HX420LAD+Z) ferrit perlit yapısını içeren SEM görüntüleri (a:perlit, b:ferrit) 91

Şekil 4.26: Niyobyum-Titanyum-Vanadyum içeren çelik numunesi (S355J2C+N) ferrit perlit yapısını içeren SEM görüntüleri (a:perlit , b:ferrit) 92

Şekil 4.27: Niyobyum-Titanyum-Vanadyum içermeyen karşılaştırma çelik numunesi (HX220BD+Z) ferrit fazının genel ve yüksek çözünürükte yapısını içeren SEM görüntüleri 93

TABLO LİSTESİ

Sayfa No

Tablo 2.1: Otomotiv sektöründe kullanılan farklı Mikro alaşım çelik kaliteleri.[12] 6

Tablo 2.2: Mikro alaşımlı (HSLA) çeliklerinin karakteristikleri, uygulama alanları ve ASTM spesifikasyonları. [36] 30

Tablo 2.2 (devam): Mikro alaşımlı (HSLA) çeliklerinin karakteristikleri, uygulama alanları ve ASTM spesifikasyonları. [36] 32

Tablo 2.3: Boru hattı malzemeleri için API standardı spesifikasyon değerleri [17] 33

Tablo 2.4: İncelenen boru çeliklerinin kimyasal kompozisyonu. [40] 37

Tablo 2.4: İncelenen boru çeliklerinin kimyasal kompozisyonu. [40] 37

Tablo 3.1: Niyobyum içeren mikro alaşımlı çeliğin kimyasal bileşimi 57

Tablo 3.2: Niyobyum içeren mikro alaşımlı çeliğin karşılaştırma numunesinin kimyasal bileşimi 57

Tablo 3.3: Titanyum içeren mikro alaşımlı çeliğin kimyasal bileşimi 58

Tablo 3.4: Titanyum içeren mikro alaşımlı çeliğin karşılaştırma numunesinin kimyasal bileşimi 58

Tablo 3.5: Vanadyum içeren mikro alaşımlı çeliğin kimyasal bileşimi 59

Tablo 3.6: Vanadyum içeren mikro alaşımlı çeliğin karşılaştırma numunesinin kimyasal bileşimi 59

Tablo 3.7: Nb-Ti ağırlıklı mikro alaşımlı çelik numunenin kimyasal bileşimi 60

Tablo 3.8: Nb-V ağırlıklı mikro alaşımlı çelik numunenin kimyasal bileşimi 60

Tablo 3.9: V-Ti ağırlıklı mikro alaşımlı çelik numunenin kimyasal bileşimi 61

Tablo 3.10: Nb-Ti-V ağırlıklı mikro alaşımlı çelik numunenin kimyasal bileşimi 61

Tablo 3.11: Nb-Ti-V ağırlıklı mikro alaşımlı çeliğin karşılaştırma numunesinin kimyasal bileşimi 61

Tablo 4.1: Niyobyum etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinden alınan mekanik değerler 76

Tablo 4.2: Niyobyum için karşılaştırma numunesinden alınan mekanik değerler 76

Tablo 4.3: Titanyum etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinden alınan mekanik değerler 77

Tablo 4.4: Titanyum için karşılaştırma numunesinden alınan mekanik değerler..... 77

Tablo 4.6: Vanadyum için karşılaştırma numunesinden alınan mekanik değerler..... 78

Tablo 4.7: Nb-Ti etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinden alınan mekanik değerler 79

Tablo 4.8: Nb-V etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinden alınan mekanik değerler 79

Tablo 4.9: Nb-V etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinden alınan mekanik değerler 80

Tablo 4.10: Nb-Ti-V'un üçlü etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinden alınan mekanik değerler 81

Tablo 4.11: Nb-Ti-V karşılaştırma numunesinden alınan mekanik değerler 81

SİMGE VE KISALTMA LİSTESİ

Simgeler	Açıklama
α	:Ferrit fazı
α_B	:Beynit fazı
γ_R	:Kalıntı östenit
γ	:Östenit
$\Delta\tau$	:Fark

Kısaltmalar	Açıklama
ASTM	:American Society for Testing Materials
AISI	:The American Iron and Steel Institute
Ar-Ge	:Araştırma ve Geliştirme
AHSS	:Advanced High Strength Steel (Ultra yüksek mukavemetli çelikler)
API	:The American Petroleum Institue
A_1 sıcaklığı	:Ötektoid reaksiyon sıcaklığı
A_2 sıcaklığı	:Küri sıcaklığı (769 ^oC)
A_3 sıcaklığı	:Ötektoid altı çeliklerde tam ostenit alanına geçiş sıcaklığı
A_{cm} sıcaklığı	:Ötektoid üstü çeliklerde tam ostenit alanına geçiş sıcaklığı
BH	:Bake Hardening (Fırınla sertleştirilmiş çelikler)
CP	:Complex Phase (Kompleks fazlı çelikler)
DP	:Dual Phase (Çift fazlı çelikler)
DIN	:Deutsches Institue für Normung
EN	:Euro Norm
HSLA	:High Strength Low Alloys
HSS	:High Strength Steel (Yüksek mukavemetli çelikler)
IF	:Intersititial Free (Arayer atomsuz çelikler)
K_s	:Çözünürlük çarpımı
LC	:Low Carbon (Düşük karbonlu çelikler)
PM	:Partial Martensite (Kısmi martenzitik çelikler)
SAE	:The Society of Automotive Engineers
TSE	:Türk Standartları Enstitüsü
TWIP	:Twinning Induced Plasticity (İkizlenmiş plastisiteye sahip çelikler)

ÖZET

MİKRO ALAŞIM ELEMENTLERİNİN MİKRO ALAŞIMLI KARBON ÇELİKLERİNİN ŞEKİLLENDİRİLEBİLİRLİĞİNE ETKİSİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Ali Murat SANCAKTAR

İstanbul Üniversitesi-Cerrahpaşa

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman : Doç. Dr. Aliye ARABACI

II. Danışman : Doç. Dr. Sebahattin KIRTAY

Mikro alaşımlı karbon çeliklerinde östenit tane boyutu kontrolü ve matris yapısı, karbür, nitrür ve kompleks bileşik yapılarla sağlanmaktadır. Bu çalışmada, vanadyum, niyobyum ve titanyum mikro alaşım elementlerinin, karbon çeliklerinin şekillendirilebilirliğine olan etkileri, mekanik özellikler ve mikro yapı açısından incelenmiştir. Bu kapsamda, araştırılan mikro alaşımlı çelikler haricinde benzer bileşime sahip alaşımsız karbon çeliklerinin mekanik özellikleri ile mikro yapıları karşılaştırılmıştır. Bu sebeple mikro alaşım elementlerinin mekanik özelliklere, dolayısıyla şekillendirilebilirliğe olan etkileri gösterilmiştir. Bu çalışma ile şekillendirilebilirliği etkileyen çökelme oluşum mekanizmalarının ve östenit tane boyutu kontrolünün mikro alaşım elementleri ile sağlandığı gösterilmiştir. Tane boyutundaki küçülme ve akma ve çekme mukavemeti artışları mikro alaşım elementlerinin şekillendirilebilirliğe olumlu etkisi gösterilmiştir.

Ağustos 2019, 124 sayfa.

Anahtar kelimeler: Mikro alaşımlama, şekillendirilebilirlik, çelik, mekanik özellikler,

SUMMARY

THE EFFECT OF MICRO-ALLOYING ELEMENTS ON THE FORMABILITY OF MICROALLOYED CARBON STEELS

M.Sc. THESIS

Ali Murat SANCAKTAR

Istanbul University-Cerrahpasa

Institute of Graduate Studies

Department of Metallurgical and Materials Engineering

Supervisor : Assoc. Prof. Dr. Aliye ARABACI

Co-Supervisor : Assoc. Prof. Dr. Sebahattin KIRTAY

It is aimed to investigate the effects of vanadium, niobium and titanium which micro-alloying elements on the formability of micro-alloyed carbon steels in terms of microstructure and mechanical properties. In micro-alloyed carbon steels, austenite grain size control and matrix structure are provided by carbide, nitride and complex compound structures. In this study, the effects of vanadium, niobium and titanium micro-alloy elements on the formability of carbon steels were investigated in terms of mechanical properties and microstructure. In this context, mechanical properties and microstructures of unalloyed carbon steels of similar composition were compared with the micro-alloyed steels investigated. For this reason, the effects of micro-alloying elements on mechanical properties and thus formability have been shown. In this study, it has been shown that precipitation formation mechanisms that affect formability

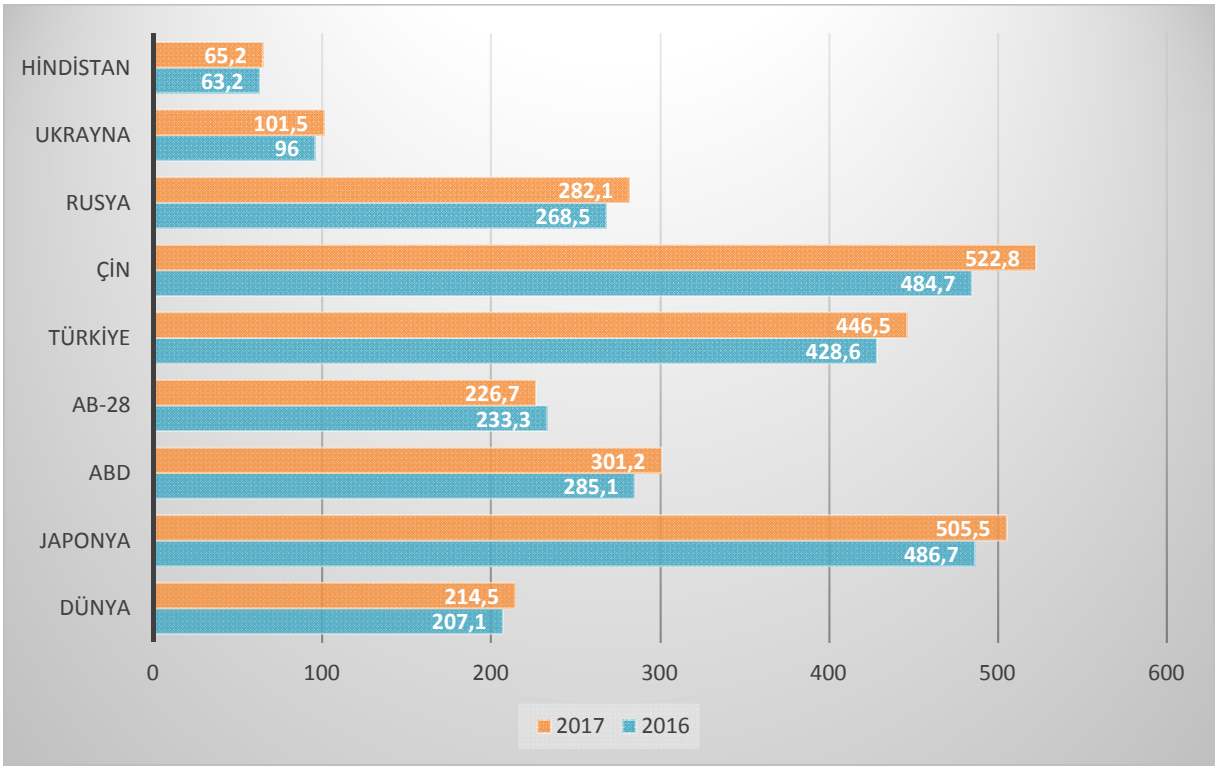
and austenite grain size control are provided by micro alloy elements. The reduction in grain size and increase in yield and tensile strength have been shown to have a positive effect on the formability of micro alloy elements.

August 2019, 124 pages.

Keywords: micro-alloying, formability, steel, mechanical properties

1. GİRİŞ

Ülkelerin kalkınma göstergelerinden biri olan demir-çelik üretimi, birçok sektörün de gelişiminde temel ve kilit rol oynamaktadır. Bu nedenle çelik tüketen birçok sektörün devamlılığı ve sürekli gelişimi demir-çelik alanındaki gelişmelere bağlıdır. Öyle ki, ülkelere göre kişi başına düşen çelik tüketimi (kilogram), ülkeler için bir gelişmişlik göstergesi olarak kullanılmaktadır.

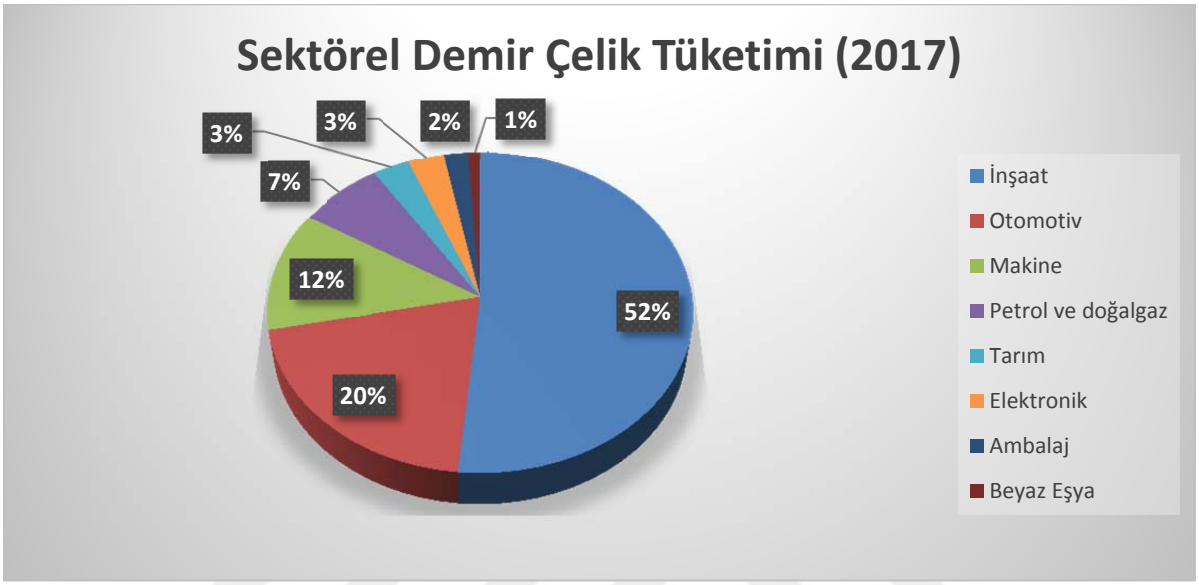


Şekil 1.1: 2016-2017 Yılları Ülkelere göre kişi başına düşen çelik tüketimi (kilogram)[1].

Kişi başına düşen çelik tüketimi göstergesi günümüzde artık tek başına yeterli olmamakta, bu oranın, üretilen katma değeri yüksek çelik oranı ile birlikte değerlendirilmesi gerekmektedir. Şekil 1.1'de 2016-2017 Yılları Ülkelere göre kişi başına düşen çelik tüketimi grafiği verilmiştir.

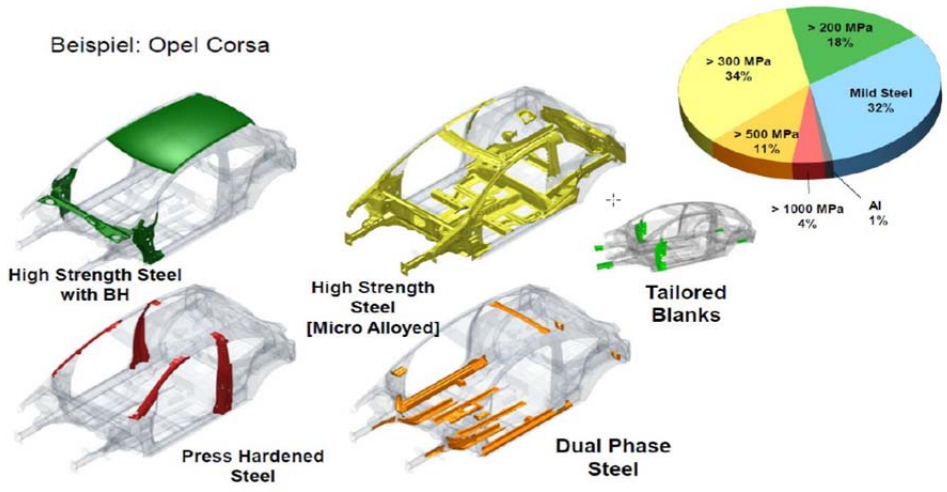
Demir-çelik sektörü birçok alana hammadde kaynağı olmaktadır. Sektörel dağılım itibari ile en büyük payı inşaat sektörü almaktadır. İkinci en büyük payı ise otomotiv (ulaştırma) sanayi almaktadır. Otomotiv sanayideki rekabet ve inşaat sektörüne göre üretim karmaşıklığının üst

düzeyde olması nedeniyle demir-çelik sektörünün gelişmesinde çok daha önemli rol oynamaktadır. Otomotiv sektöründeki rekabetçi yaklaşım, gelişen teknolojiler ve en önemlisi enerji verimliliği meselelerinden dolayı, ihtiyaç duyduğu desteği çelik sektöründen almaktadır.



Şekil 1.2: Sektörlere göre demir-çelik tüketiminin dağılımı (2017) [2].

Otomotiv sanayinin başlıca hammadde kaynaklarından biri günümüzde halen çelik sektörüdür. Bir araçta farklı görevlere hizmet eden ve farklı mekanik özelliklere sahip çelik parçalar bulunur. Yıllar içinde, enerji verimliliği, istenen mekanik özelliklerin sağlanabilmesi için, çelik sektöründen beklenen teknolojik gelişmeler kaçınılmaz hale gelmiştir.



Şekil 1.3: Opel Corsa araç gövdesinde kullanılan çelik türleri ve mukavemet haritası [3].

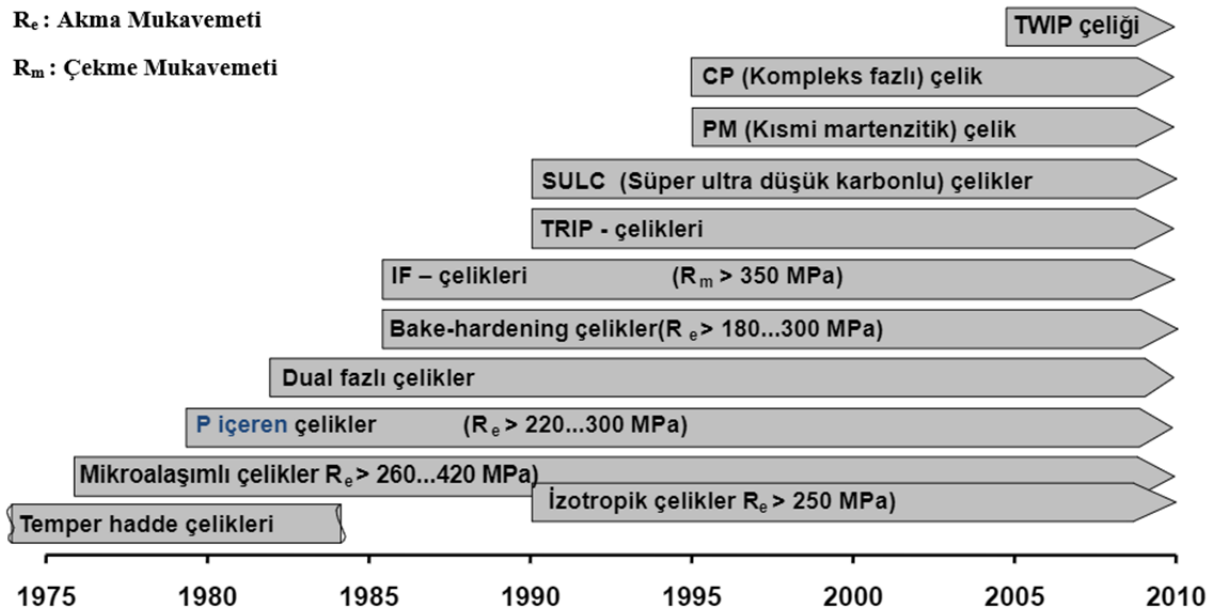
Bu çeşitliliği ve teknolojik gelişimi göstermek adına Ar-Ge faaliyetleri yapılmıştır. Mikro alaşımlı çeliklerin geniş kullanım alanı bulduğu otomotiv sanayinde, bu çeliklerin tarihsel gelişimine baktığımızda ise ilginç bir şekilde daha önce yüksek alaşımlı çeliklere ihtiyaç olmadığının fark edilmesi olduğunu görmekteyiz. 1950'li yılların başlarına kadar otomobil parçalarında yüksek molibden ve nikel içeren çelikler kullanılmıştır. Yüksek kuvvetlere maruz kaldığı düşünülen parçalar geçen on yıl içerisinde daha az alaşımlama yapılarak üretilebildiği fark edilmiştir. Özellikle 1960'lı yıllarda mekanik test ölçüm teknolojilerinin gelişmesi ile gereken tokluk ve mukavemet değerlerini daha az olduğu keşfedilmiştir. Aynı yıllarda ısıl işlem teknolojilerinin gelişmesiyle yüksek alaşımlı çelikler yerine görece olarak daha ucuz olan bor, krom ve mangan alaşımlı çelikler kullanılmaya başlanmıştır [4]. 1970'li yıllarda ise Alman demir-çelik üreticilerinin yaptığı çalışma, ısıl işlem uygulanmadan istenen mukavemet değerlerini sağlayan bir çelik türünün varlığını ortaya koymuştur. Mikro alaşımlı çelik olan 49MnVS3 adeta mikro alaşımlı çelikler için dönüm noktası olmuştur. Bu teknolojik gelişme birçok mikro alaşımlı çelik türü için devam etmekte ve mikro alaşımlı çelikler özellikle otomotiv sektörüne hizmet etmektedir.

Bu tez çalışması ile mikro alaşımlı çeliklerin gelişim süreci, mikro alaşımlı çelik standartları, üretim süreçleri, mikro alaşımlı çeliklerin mekanik özellikleri detaylı olarak irdelenmiştir. Deneysel süreçte ise, Türkiye'deki bir entegre demir-çelik fabrikasında üretilen mikro alaşımlı çeliklerin, diğer geleneksel çeliklerle olan farklılıkları, şekillendirilebilirlik ve mekanik özellikler bakımından ortaya konmuştur.

2. GENEL KISIMLAR

Çelik, günümüz sanayisinde halen vazgeçilmez bir malzemedir. Fakat sektördeki bu eşsiz yeri birden fazla faktöre bağlıdır. Özellikle geniş kullanım alanı, görece olarak ucuz maliyeti ve imalat kolaylıkları rakipsizliğinin en önemli faktörleridir. Her şeye rağmen, rekabetçi dünya piyasasında çelik sektörü de sürdürülebilir gelişmeler göstermezse devamlılığını sağlayamaz. Bu nedenle özellikle rakipleri demir dışı malzemelerin hızlı gelişimleri, demir-çelik sektöründeki itici güçlerinden biri olmuştur. Fakat daha önemli bir itici güç ise çeliği hammadde olarak kullanan sektörlerin gereksinimleri olmuştur.

Özellikle otomotiv sektöründeki gelişmeler, yeni çelik kalitelerin geliştirilmesinde büyük rol oynamıştır.



Şekil 2.1: Opel Corsa araç gövdesinde kullanılan çelik türleri ve mukavemet haritası.[3]

2.1 MİKRO ALAŞIMLI ÇELİKLER

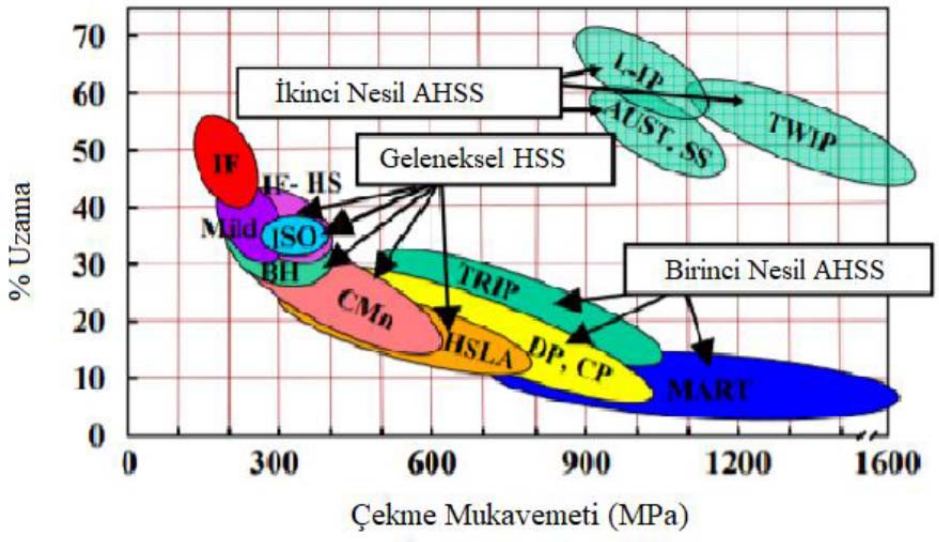
Mikro alaşımlı çelikler, çeşitli termomekanik işlemlerin uygulanması ile yüksek mukavemet, tokluk, yüksek korozyon dayanımı, üstün kaynaklanabilirlik gibi özelliklere sahip çelik grubudur. Yassı ve dövme mamuller şeklinde üretilirler. Çalışmada yassı mamul üretimi

üzerinden gidilecektir. Yassı mamuller daha geniş bir kullanım alanı bulmakta olup, petrol boru çelikleri, gemi sacı çelikleri gibi çeşitleri vardır.

Mikro alaşımlı çelikler, metalürjik tasarımları ve uygun termomekanik işlem kombinasyonları ile geliştirildikleri için yapı çeliklerine oranla çok daha yüksek mukavemet ve tokluk gösterirler. Niyobyum, vanadyum ve titanyum gibi alaşım elementlerinden düşük miktarda katkılarla mikro yapı içinde karbonitrürler oluşturulmuş ve böylece tane büyümesi önlenmiştir. Termomekanik haddeleme ile yeniden kristalleşme, deformasyon sonuna doğru engellenmiş, böylece nihai mikro yapıda, soğuma hızına bağlı olarak değişen miktarda çok küçük boyutlu iğnesel ferrit ve diğer fazlar elde edilmiştir [5].

Geçmişte kullanılan çeliklerin daha yüksek karbon oranlarına sahip olmaları, kaynakla birleştirilmelerinde bazı problemlere yol açmıştır. Bundan dolayı mikro düzeyde alaşımlama yapılarak ve termomekanik haddeleme işlemiyle, kaynak edilebilme kabiliyetli, yüksek dayanımlı çelikler geliştirilmiştir [6].

Çelikten yapılan basınçlı kap, küresel tank, köprü, nükleer enerji tesislerindeki konstrüksiyonlarda ince taneli çelikler, her geçen gün artan oranlarda kullanılmaktadır. Yüksek dayanımlı ince taneli çelikler, genellikle düşük karbonlu Mikro alaşımlı çelik olarak üretilirler, normal tavlı ya da ıslah edilmiş halde kullanılırlar ve bunların en düşük akma sınırı 255 ile 500 MPa arasındadır [7].



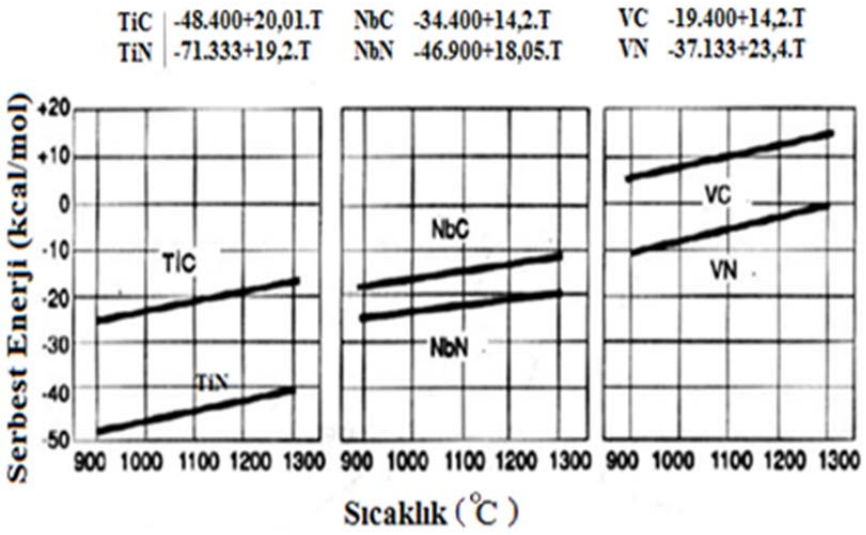
Şekil 2.2: Otomotiv sektöründe kullanılan farklı mikro alaşım çelik kaliteleri çekme mukavemeti-uzama (%) değerleri [8]

Tablo 2.1: Otomotiv sektöründe kullanılan farklı Mikro alaşım çelik kaliteleri.[12]

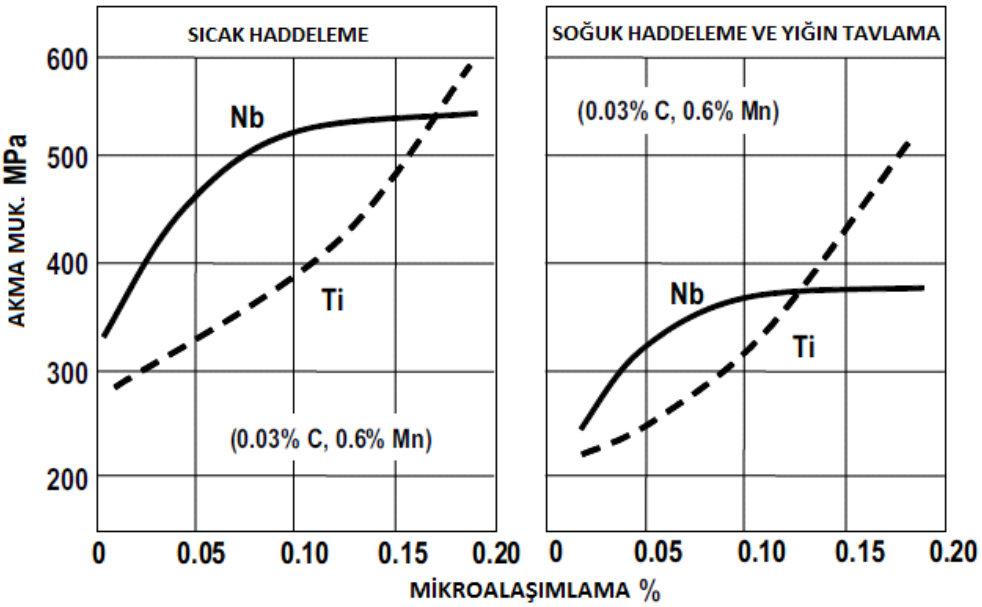
Çelik	Mikro yapı	Karakteristikler
LC (Low Carbon) Düşük Karbon	α	**-Yumuşak:** Alaşımsız Al ile söndürülmüş düşük karbon çeliği. **-IF:** Arayer atomu içermeyen çelik, Mikro alaşımlı ekstra derin çekmeye uygun.
HSS (High Strength Steel) Yüksek Mukavemetli Çelik	α	**-BH:** Bake hardening çeliği, bu çeliğin boyanması sırasında fırınlama yapıldığında C ile yaşlanma sayesinde ek bir mukavemet katılabilir. **-IF-HS:** Yüksek mukavemetli IF çeliği, Mn ve P ile sertleştirilmiş. **-P:** P alaşımlı yüksek mukavemetli çelik. **-IS:** İzotropik akma davranışı gösteren çelikler, Ti ve Nb Mikro alaşımlı. **-CMn:** Katı ergiyik sertleşmesi için C, Mn ve Si içeren çelikler. **-HSLA:** Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelik, Nb veya Ti Mikro alaşımlama ile sertleştirilmiş.
AHSS (Advanced High Strength Steel) Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çelik	$\alpha + \alpha'$ $\alpha + \alpha_B + \gamma_R$ $\alpha + \alpha'$ $\alpha + \alpha_B + \alpha'$	**-DP:** Dual fazlı çelikler, %5-30 martenzit ve ferrit içeren mikroyapı **-TRIP:** Dönüşüm katkılı plastisite gösteren çelik, ferrit, beynit ve kalıntı östenit içeren mikroyapı **-PM:** Kısmi yada tamamen martenzitik çelikler **-CP:** Kompleks fazlı çelik, ferrit beynit ve martenzit karışımı mikroyapı.
HMS (High Mn Steel) Yüksek Mangan Çeliği	γ yada yüksek mikyarda γ	**-HMS-TRIP:** Gerinme katkılı $\gamma \rightarrow \alpha'$ dönüşümü gösteren bir alaşım tasarımına sahip çelik **-HMS-TWIP:** Deformasyon etkisiyle mekanik ikizlenmeler gösteren bir alaşım tasarımına sahip çelik

Mikro alaşımlı çelikler genelde -100°C ’den 300°C ’ye kadar geniş bir sıcaklık aralığında kullanılırlar. Yüksek kırılma emniyetinin ve kötü şartlar altında bile güvenilir kaynaklanmanın arzulandığı yerlerde klasik yapı çeliklerinden çok üstün olmaları tercih nedenidir [7].

Mikro alaşımlı çeliklerin üretiminde en önemli husus düşük karbon, kükürt ve fosfor içeriğinin sağlanmasıdır. Özellikle karbonun düşük miktarda seçilmesi ile kolay şekillendirme işlemi sonrası çeliğe yeterli mukavemet ve tokluk kazandırılır. Aynı zamanda düşük karbon miktarı ile kaynaklanabilirlik de geliştirilir. Bu üretim süreci diğer taraftan çökelti oluşum mekanizmalarını teşvik edebilmeli ve kaba östenit tane boyutunun oluşumuna imkân vermemelidir. Bu ikili mekanizma, çelik içerisinde bulunan Mikro alaşım elementlerinin çeliğin katılaşması sırasında oluşan karbür, nitrür ve karmaşık karbonitrür çökeltileri sayesinde çalışmaktadır. Mikro alaşımlı çeliklerde, Mikro alaşım elementlerinin ilavesi ile yapılan Mikro alaşımlama işleminde, östenit tane boyutunun kontrolü ve matris sertliğinin çok küçük çökelti dağılımı ile artırılması doğrudan sağlanabilir. İnce çökelti dağılımı ve tane boyutu kontrolü açısından da oluşabilen çökeltinin çözünürlüğü ve çözünürlük sıcaklıkları önem arz eder. Mikro alaşım elementlerinin oluşturduğu karbür, nitrür ve karbonitrür çökeltiler, östenit içerisinde çözünme sıcaklıkları bakımından farklılıklar göstermektedirler. Örneğin; V(CN) östenit içerisinde 1150 ºC’de çözünürken Nb(CN) için bu sıcaklık 1250 ºC’nin üzerindedir. Bu nedenle östenitleme işlemi 1100 -1300 ºC gibi geniş bir sıcaklık aralığında yapılır. Mikro alaşımlı çeliklerinin mukavemeti; ferrit tane incelmesi, çökelme sertleşmesi, dislokasyon sertleşmesi (pekleşme) mekanizmalarının birlikte uygulanması ile arttırılır. Bu alternatif mukavemet arttırma mekanizmalarından dolayı, Mikro alaşımlı çeliklerin mukavemetinin arttırılması perlit, martenzit veya beynitte olduğu gibi yüksek karbon içeriğine bağlı değildir [9-11].



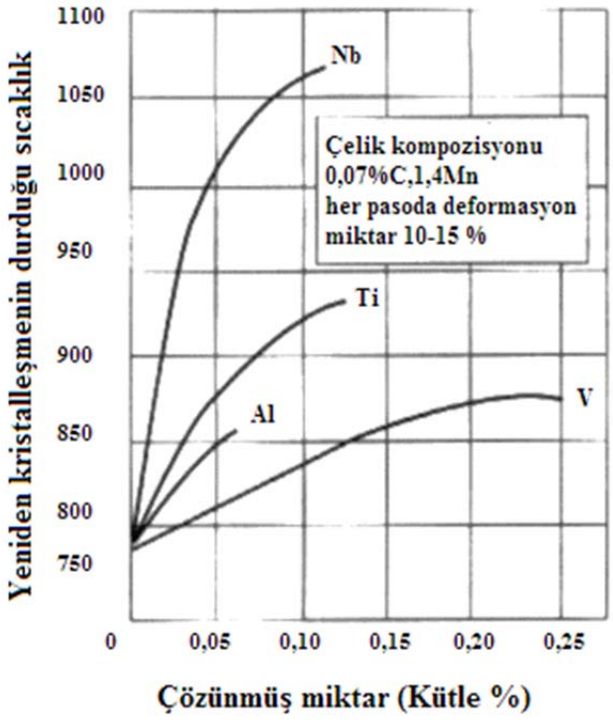
Şekil 2.3: Mikro alaşım elementlerinin oluşturduğu karbür ve nitrür yapılarının oluşum sıcaklıkları ve serbest enerjileri arasındaki ilişkiler. [12]



Şekil 2.4: Sıcak haddelenmiş ve soğuk haddelenen ve yığın tavlanmış aynı kalitedeki çelikte mikro alaşım elementlerinin çekme mukavemetine etkisi. [13]

Mikro alaşım elementleri olarak anılan Nb, V, Ti, Mo vb. gibi karbür oluşturucu elementler, yapısal çeliklerde sağladıkları mukavemet ve tokluk artışından faydalanılması sonucu yaygın olarak uygulanan elementlerdir. Esas olarak bu elementlerin güçlü etkisi, östenitin sıcak deformasyon prosesi süresince ve daha sonraki aşamalarda gösterdikleri davranışlardan

gelmektedir. Genel olarak, mikro alaşım elementlerinin; tane sınırları, yeniden kristalleşme sınırları ve dislokasyonlar gibi kristal hatalarını engelledikleri bilinir. Bu engellemeyi ya çözünmüş olarak (hafif engelleme) ya da çökelti olarak (güçlü engelleme) bulundukları durumda sağlarlar. Bundan dolayı mikro alaşım elementleri tane kabalaşmasını, statik yeniden kristalleşmeyi ve dislokasyon hareketini sınırlar [14]. Bu elementler östenitte katı çözelti içinde olduklarından sertleşebilirliği de artırırlar ve böylece daha düşük dönüşüm sıcaklıklarına adım atılır [15]. Hem tane kabalaşmasının hem de yeniden kristalleşmenin sınırlanması, östenitin mikro yapısının kontrol edilmesine imkân sağlar ki bu etki, sertleşebilirlik ile beraber dikkate alındığında, nihai mikro yapı da kontrol altına alınmış olur [16].

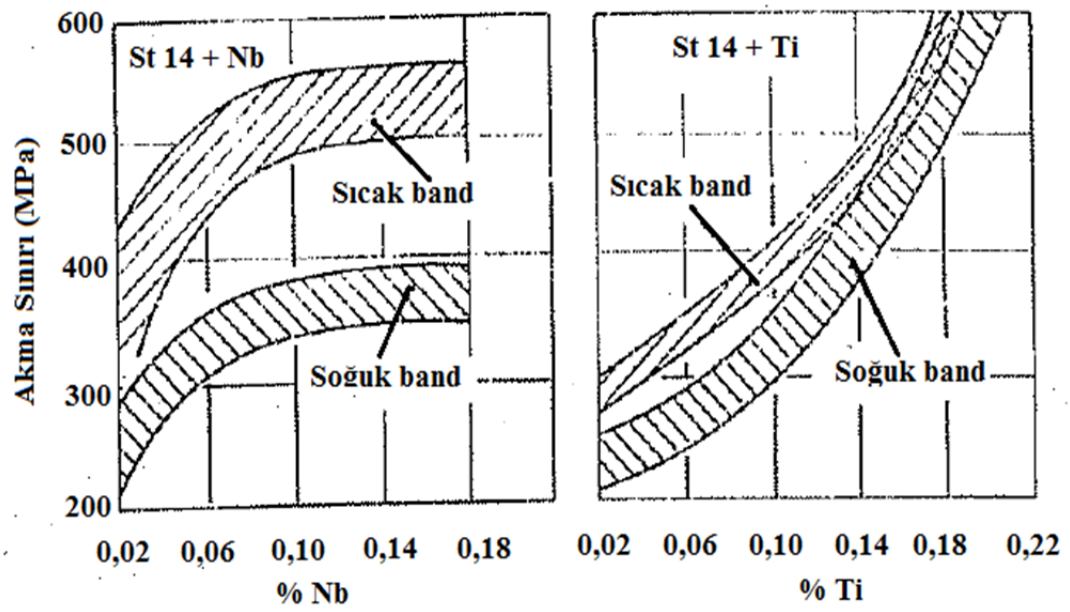


Şekil 2.5: Mikro alaşım elementlerinin östenitin yeniden kristalleşme sıcaklığına etkisi. [17]

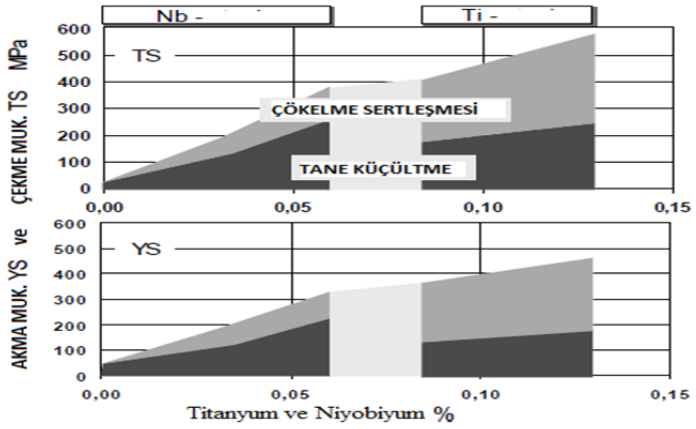
Çelikteki alaşım elementlerinin gerçek etkileşimini incelerken, bunların sınırlı olan çözünürlük oranını, ayrışım ve çökelti oluşturma eğilimlerini de dikkate almak gerekir. Soğuk haddelenmiş çeliklerde gerekli olan yeniden kristalleşme tavındaki sıcaklığın yüksek oluşu nedeniyle çökelti sertleşmesi için gerekecek katı çökeltiler irileşir ve etkisini yitirir. İlaveten, çökeltilerin çevresinde bulunan ve sertleşme için gerekli olan koherent gerilmeleri de tavlama esnasında yok olur. Şekil 2,5'de mikro alaşım elementlerinin östenitin yeniden kristalleşme

sıcaklığına etkisi gösterilmiştir. Böylece, bu amaç doğrultusunda sıcak bantların akma sınırlarının daha avantajlı olduğu söylenebilir. Titanyum mikro alaşımlı soğuk bantlarda akma sınırının sıcak haddelemenin seviyesine ulaşmasının nedenini, titanyum 'un özel olarak yeniden kristalleşme olayını geciktirmesinde aramak gerekir. Yani dislokasyon yapısı en azından kısmen titanyum sayesinde korunmaktadır. Akma sınırının yükselmesinin sebebini sadece karbonitrürler vasıtasıyla olan çökelti sertleşmesinde aramamak gerekir. Ek olarak çökeltilerden dolayı tane incelmesinin de etkisi vardır [18].

Bu iki mekanizmanın akma sınırını yükseltmekteki payları Şekil 2.4'te görülmektedir [13].



Şekil 2.6: Nb ve Ti alaşım elementlerinin akma sınırına olan etkileri. [18]



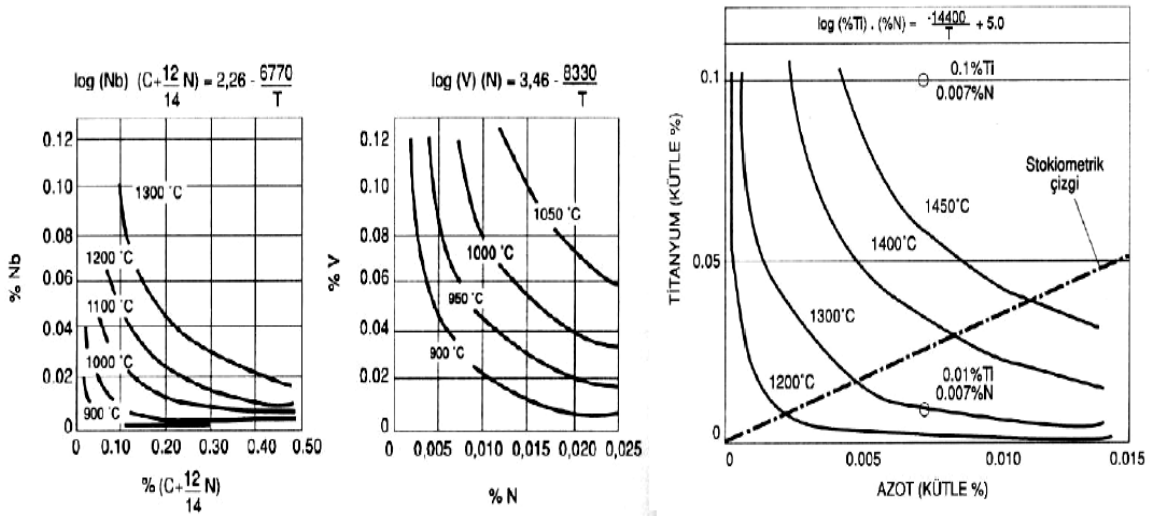
Şekil 2.7: Akma sınırı yükselmesine tane incelmesinin ve çökelti sertleşmesinin etkileri. [13]

1970'lerin ortalarında, birçok çalışma basit ferrit-perlit çeliklerinden ziyade mikro alaşım elementlerinin kullanımı üzerine olmuştur. Bu çelikler bir miktar daha fazla C, Mn, Si ve mikro alaşım elementi içermekteydi ve ilk araştırmaların çoğu sıcak haddeleme tarafından nihai mikro yapı kontrol edilerek, mukavemet ve tokluk özelliklerini optimize etmek yönünde olmuştur. Bu çeliklerin akma mukavemeti hedefleri günümüz çeliklerinden bir miktar daha düşüktür. Sıcak haddelenmiş levha için akma mukavemeti yaklaşık 450 MPa ve sıcak haddelenmiş şerit için akma mukavemeti yaklaşık 560 MPa' dır. Ancak bu mukavemet değerleri düşük karbonlu QT (Quenching and Tempering) çelikleri ile rekabet edebilecek düzeyde değildi (Akma mukavemeti ≥ 560 MPa). Bunun üzerine yapılan geliştirme çalışmalarıyla sıcak haddelenmiş C-Mn-Si çeliklerinde akma mukavemetinde yaklaşık % 50 artış sağlanmıştır [16].

Bu ilk mikro alaşımlı çelikler C-Mn-Si çeliklerine göre sadece daha mukavim değil, aynı zamanda toklukları da daha iyiydi. Bu iyileştirilmiş tokluk değerleri daha ince ferrit taneleri ve azaltılmış perlit miktarı (perlitten sağlanan mukavemete gereksinim kalmaması nedeniyle) sonucu oluşan gevrek kırılma riskine karşı direnci de artırılmıştır [19].

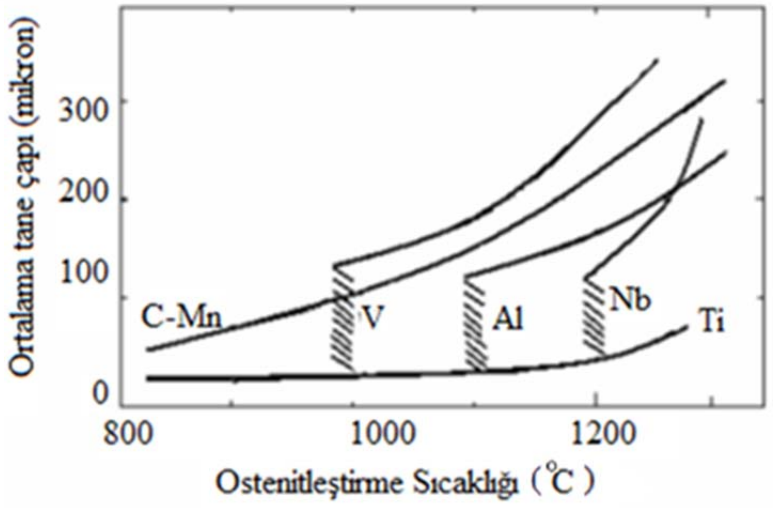
2.1.1 Mikro Alaşımlı Çeliklerin Üretim Prosesi

Mikro alaşımlı çeliklerin üretim potansiyeli günümüzde gelişmiş ülkelerde çelik üretim miktarının % 10'unu aşmış bulunmaktadır. Uygulama yoğun olarak yassı mamullerde (gaz ve petrol boru hatları, deniz endüstrisi yapı çelikleri vb.) gerçekleşir. Mikro alaşımlı çelikler birkaç yöntemle üretimleri yapılmakla birlikte bunların en önemlileri östenitleme, çözeltiye alma tavlaması ve haddelemedir. Bir östenitleme işlemi olan hadde öncesi tavlama işleminde, katılaşma esnasında oluşan vanadyum, titanyum ve niyobyum karbürlerin etkisini en üst seviyede kullanmak için tüm mikro alaşım elementlerini östenit bölgesinde tane büyümesine fırsat vermeden çözündürmek gerekir. Bu aşamada sıcaklık mikro alaşım elementlerinin çözünmesine izin verecek kadar yüksek, fakat tane büyümesine neden olmayacak kadar düşük olmalıdır [6].



Şekil 2.8: Nb, Ti ve V elementlerinin östenit içerisinde çözünürlükleri. [12]

Çeliğin ısıtılması süresince çökelmiş karbonitrür parçacıklarının ince dağılımları östenit tane sınırlarının kilitlenmesine neden olup, tane büyümesini önlemektedir. Ancak yeterince yüksek sıcaklıklarda ve/veya yeterince uzun sürelerde, parçacıklar çözünür ve kabalaşarak tane sınırı kilit etkisi zayıflar ve tane kabalaşması meydana gelir [20].



Şekil 2.9: Mikro alaşım elementlerinin sıcaklıkla tane büyümesine etkisi. [21]

Şekil 2.9'da mikro alaşım elementlerinin sıcaklıkla tane büyümesine etkisi gösterilmektedir. Haddeleme işlemi de sürekli haddelemeden farklılıklar gösterir. Termomekanik haddeleme işlemi genellikle iki kademede; yüksek sıcaklıkta haddeleme (1100-1200°C) veya "roughing" ve düşük sıcaklıkta haddeleme veya (700-800°C) "finishing". Eğer yüksek sıcaklıkta

haddeleme sürekli ise işlem sıcak haddeleme, süreksiz ise termomekanik haddeleme olarak isimlendirilir. Haddeleme sonrasında uygulanan soğutma ile ferrit tane boyutu küçültülür ve mukavemet artar [7].

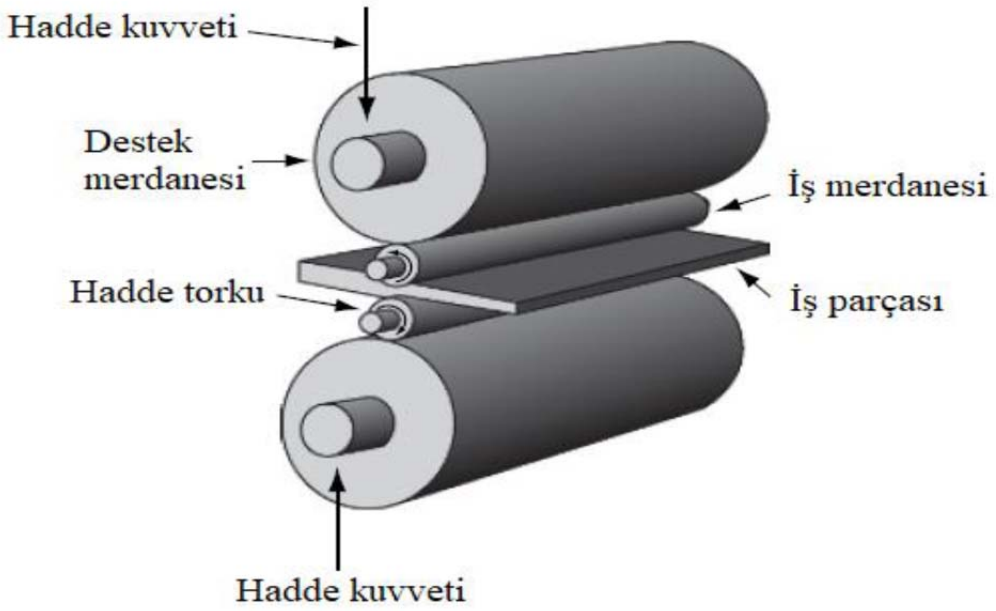
Termomekanik haddeleme işlemi, gerekli sıcaklıkta ısıtma ile başlar; haddeleme sırasında, sıcaklık ve deformasyon kontrol edilir ve haddeleme sonrası belli hızda soğuma ile son bulur [22].

Mikro alaşımlı çelikler günümüzde yoğun olarak yassı ürünlerde uygulanmaktadır. Çalışmanın odağındaki bu ürünlerin üretim aşamalarını, işlem sıcaklarına göre sıcak haddeleme ve soğuk haddeleme olarak inceleyebiliriz.

2.1.1.1 Mikro Alaşımlı Yassı ürünler

Bir yassı üretiminde kullanılan yöntem haddelemedir ve malzemeleri eksenleri etrafında dönen iki silindir (merdane) arasından geçirerek yapılan şekillendirmeye haddeleme denir [22].

Haddeleme, üretim hızı ve sürekliliği ile en çok kullanılan plastik şekil verme yöntemidir. Plastik deformasyonun yapıldığı bütün malzemelerin % 95 kadarı haddeleme ile şekillendirilir [23].

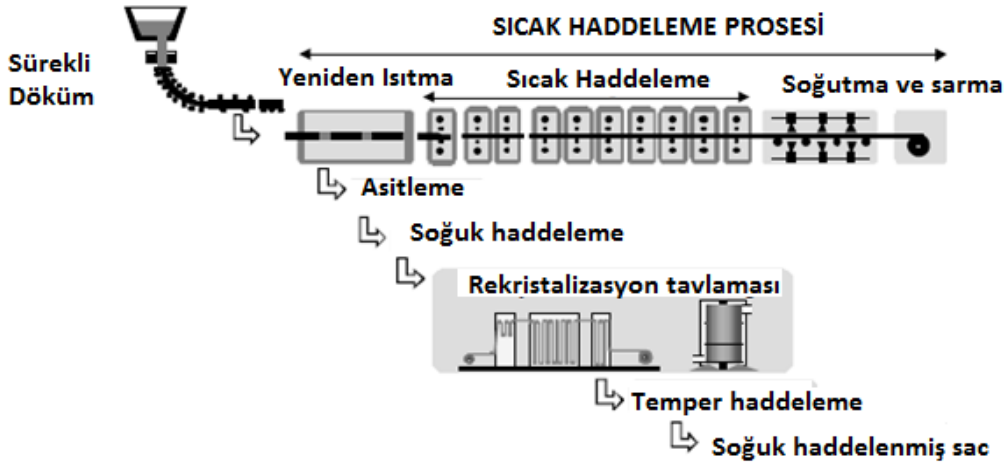


Şekil 2.10: Haddeleme işleminin şematik gösterimi. [24]

Şekil 2.10'da haddeleme işleminin şematik gösterimi verilmiştir. Haddelemede merdaneler aynı hızla ve birbirine zıt yönde dönerler. Malzeme, merdaneler arasından geçerken istenen şekli alır. Merdaneler arasındaki açıklık malzemenin giriş kalınlığından daha az olduğundan haddelenen malzemenin çıkış kalınlığında bir azalma olur. Malzemenin merdaneler arasından her geçişine paso denir. Haddeleme bir dolaylı basma mekanik işlemi olup, genellikle uygulanan tek kuvvet merdanelerle sağlanan radyal basınçtır. Malzemenin deformasyonu, merdanelerin malzemeyi sıkıştırmasıyla sağlanan radyal basma gerilmeleri ve malzeme ile merdaneler arasında sürtünmeyle oluşan yüzey kayma gerilmeleriyle sağlanır [23].

Sürtünme kuvvetleri aynı zamanda malzemenin merdaneler arasında ilerlemesini de sağlar. Bu işlemde haddelenen malzemenin kesiti küçülürken boyunda uzama ve genişliğinde de biraz artma meydana gelir. Buna yayılma adı verilir. Yayılmanın miktarı haddelenen malzemenin boyutlarına uygulanan deformasyon oranına ve merdanelerin çapına bağlıdır [22,25].

Şekil 2.11'de Entegre bir demir çelik tesisinde haddeleme süreçleri gösterilmiştir.



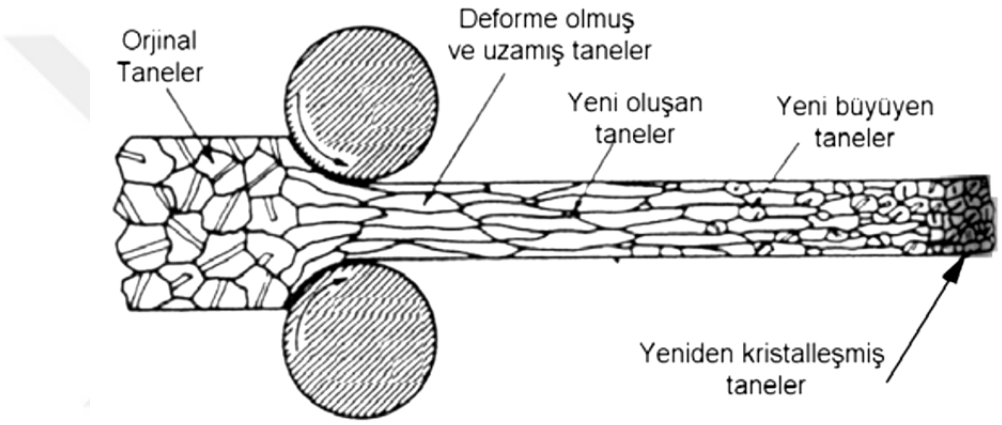
Şekil 2.11: Entegre bir demir çelik tesisinde haddeleme süreçleri

Slab dökümlerin haddelemesinde ilk aşamada büyük oranlarda deformasyon uygulanması gerektiğinden haddeleme işlemi sıcak olarak yapılır. Malzemenin yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda yapılan sıcak haddeleme ile döküm yapısı bozulurken, daha küçük kesitli ürünler elde edilir. Soğuk haddeleme ile sıcak haddelemede elde edilenden

büyük kesitli slablar, daha küçük kesitli sac veya folyo haline getirilir. Soğuk haddeleme; düzgün bir yüzey, hatasız boyutlar ve yüksek mukavemet sağlar [25,26].

2.1.1.2 Sıcak Haddeleme

Haddeleme sıcaklığına kadar ısıtılan slabların haddelenmek suretiyle sıcak şekillendirilmesi işlemine sıcak haddeleme denir. Şekil 2.12'de sıcak haddeleme sürecinde malzeme içyapısındaki değişimin şematik gösterimi verilmiştir. Slab fırınlarında yaklaşık 1250°C'ye kadar tavlanan slablar slab alıcıları tarafından haddelenmek üzere hatta alınır [23].



Şekil 2.12: Sıcak haddeleme sürecinde yarı mamul içyapısındaki değişim. [26]

Ön hadde ilk yatay haddelemenin yapıldığı ikili düzenek bir haddedir. Maksimum ezme miktarı 50 mm'dir. Bu haddenin hemen önünde tufal (FeO) atmak için basınçlı su uygulaması yapılmaktadır. İkinci ön hadde, birinci ön haddeden gelen malzemenin şerit ön malzemesi olarak haddelendiği tersinir çalışan dörtlü düzenek haddedir. 5 veya 7 paso haddeleme yapılır. Şerit ön malzemesinin ortalama çıkış kalınlığı 32 ila 34 mm'dir [23].

Şerit ön malzemesinin nihai haddeleme öncesi rulo olarak sarıldığı birim bobin kutusudur. Özellikle 12 metre slablardan üretilen şerit ön malzemeleri nihai haddelemeden önce bobin kutusuna sarılır. Böylece malzeme ısısının sargılar arasında kalması sağlanarak şerit ön malzemesinin homojen sıcaklıkta olması sağlanır. Homojen sıcaklık, haddeleme sırasında kolaylık sağladığı gibi malzeme şekil ve ebat kalitesini artıran ve mekanik özellikleri belirleyen bir faktördür. Şerit hadde sipariş ölçülerinde nihai haddelemenin yapıldığı 7 ayaklı birimdir. Her ayak dörtlü düzenektir. Duşlu masa şerit haddeden çıkan malzeme sıcaklığının

istenen mekanik özelliklerin sağlanması için gereken sıcaklığa kadar soğutulduğu kısımdır. Soğutma laminar olarak akış sağlayan su hederleri ile yapılır ve rulo halinde sarılır. Rulo haline getirilen bobinler ya sıcak ürün olarak tüketilir veya soğuk haddelenmek üzere soğuk haddehaneye gönderilir [23].

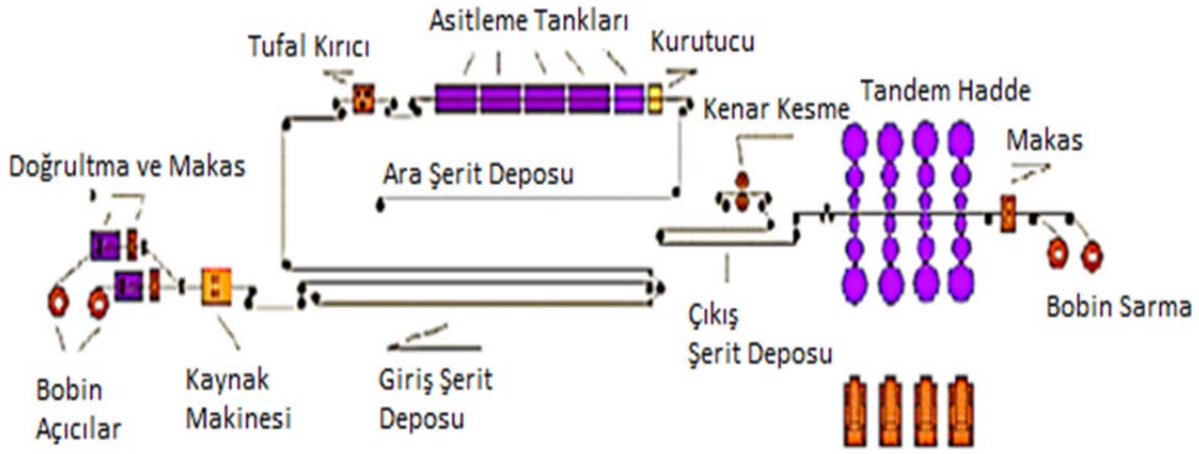
2.1.1.3 Soğuk Haddeleme

Sıcak haddehaneden soğuk haddehaneye gelen bobinler giriş stok sahasında stoklanır. Sıcaklıkları 500°C'ye düşen bobinler su ile soğutulmaya başlanarak yaklaşık 12 saat içerisinde işlenebilir sıcaklığa düşürülür [23].

Soğuyan bobinler asitleme/tandem hattına verilir. Şekil 2.13'te sürekli asitleme tandem hattının şematik gösterimi verilmiştir. Giriş kısmında tolerans harici kısımları kesilen şeridin, gergili düzelticide yüzeyindeki oksit tabakası kırıldıktan sonra HCl asit solüsyonu ile çalışan asitleme ünitesinden geçirilerek, sıcak haddeleme işlemi sırasında malzeme yüzeyinde oluşan tufal ve oksit tabakası temizlenir [22].

Kenar kesme ünitesinde kenarları kesilen şerit her biri 6 merdaneli olup 4 stanttan oluşan tandem hadde de her stantta çekme ve baskı kuvvetleri uygulanarak bobinin istenilen inceliğe erişmesi sağlanır. Tandem hattından çıkan bobinler ara stok sahasında istiflenir. Buradan sürekli tavlamaya, sürekli galvanizlemeye veya dışarıya verilir [23].

Soğuk haddeleme, yüzey düzgünlüğünü arttırmak ve kontrollü olarak mekanik özelliklerini ayarlamak amacıyla sıcak haddelenmiş sacın soğutulduktan sonra haddeler arasından geçirilerek sac kalınlığının azaltılması işlemidir. Soğuk haddeleme işlemi ile başlangıçtaki malzemenin (sıcak hadde mamulü) kalınlığı % 25 ile % 95 arasında azaltılabilmektedir. Temizleme ve tavlama işlemlerinden sonra, bu ürünler kalınlığın % 0,5-2 oranında azaltıldığı "temper haddesi" denilen bir soğuk haddeleme işleminden daha geçer. Bu işlemin amacı, son ürünün istenilen mekanik özelliklere ve yüzey karakteristiğine sahip olmasını sağlamaktır [27].

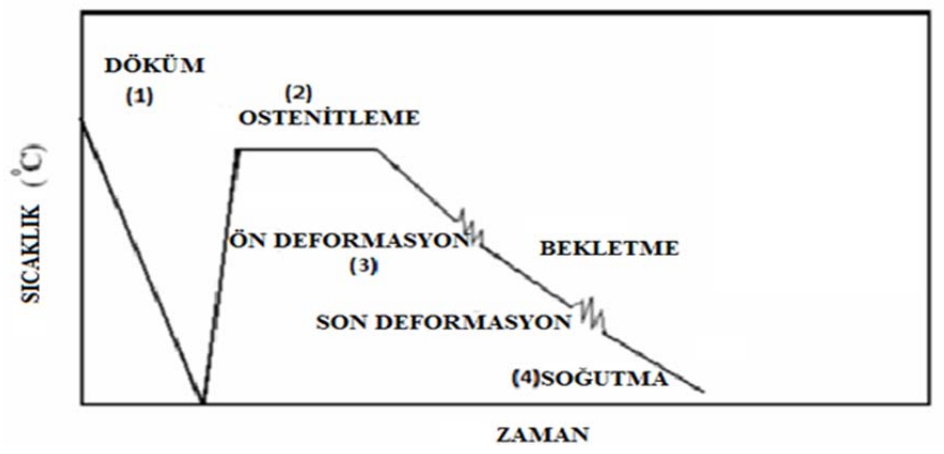


Şekil 2.13: Sürekli asitleme ve tandem hattı şematik gösterimi. [22]

Mikro alaşımlı yassı ürünlerin üretimi temel olarak dört aşamada gerçekleştirilmektedir. Bunlar;

1. Döküm
2. Östenitleme (Çözündürme tavı)
3. Termomekanik işlem (Kontrollü haddeleme)
4. Kontrollü soğutmadır [7].

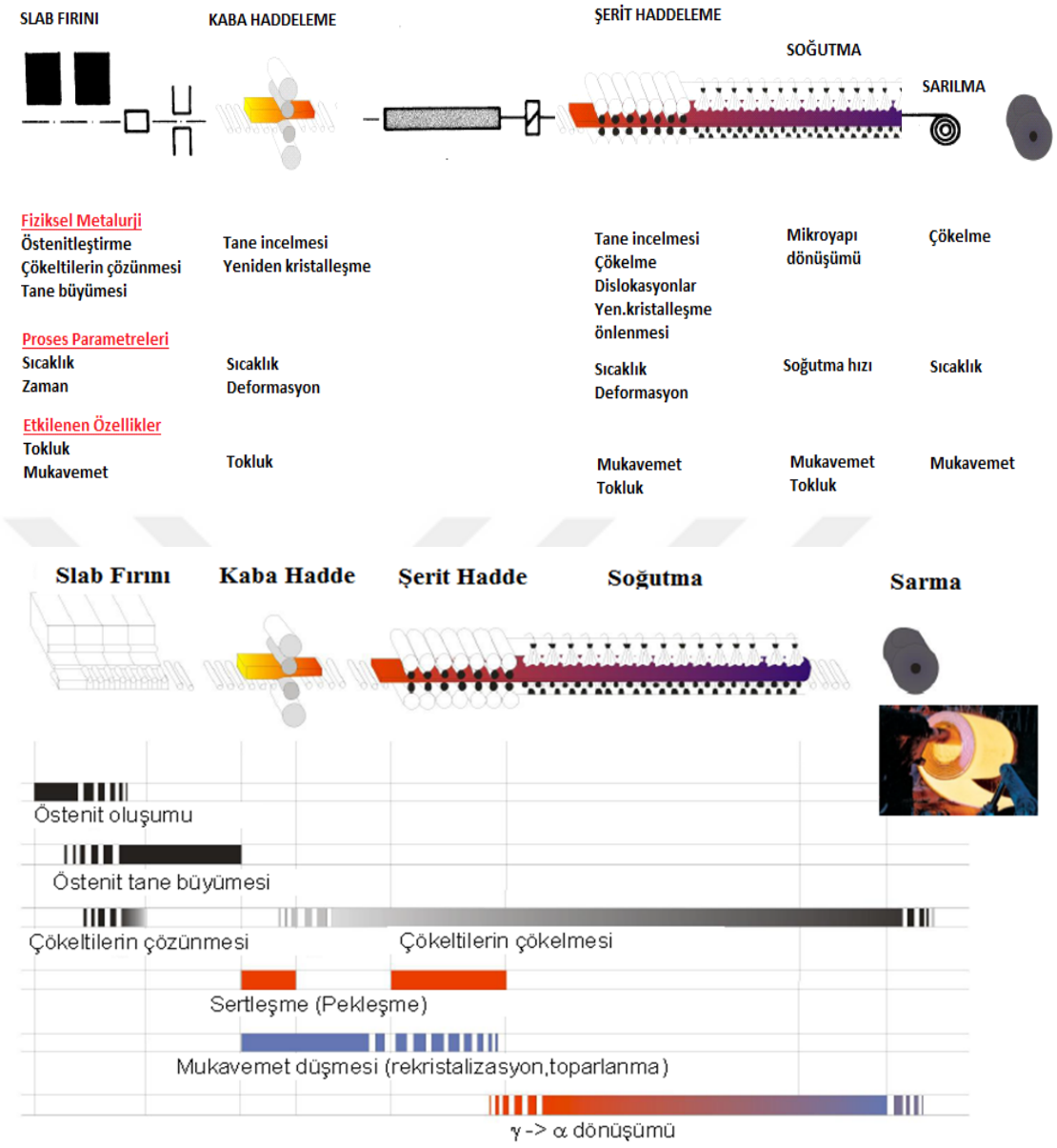
Şekil 2.14' de Mikro alaşımlı yassı çeliklerin üretiminde kullanılan işlem basamakları görülmektedir [21].



Şekil 2.14: Mikro alaşımlı yassı ürünlerin üretim süreçleri. [21]

Literatürde yapılan incelemelerde mikro alaşımlı çeliklerin haddeleme prosesinden zaman zaman kontrollü hadde, zaman zaman da termomekanik haddeleme olarak bahsedilmektedir. Bu kavramlar birbiri içine girmekte ve bir miktar A_3 sıcaklığının üzerinde, bir miktarda A_3 sıcaklığının altında yapılan haddeleme işlemi hem kontrollü haddeleme hem de termomekanik haddelemeyi kapsamaktadır. Bu nedenle mikro alaşımlı çeliklerin haddeleme prosesini "termomekanik işlem" olarak ele almak ve bu prosesin temel prensipleri üzerine tartışmak daha doğru bir yaklaşım olacaktır [17].

Termomekanik işlem; yeniden kristalleşme, dönüşüm ve çökelme gibi metalürjik proseslere dayanmaktadır. Bu işlemde katı eriyik sertleşmesi, çökelme sertleşmesi, dislokasyon sertleşmesi ve özellikle tane inceltmesi gibi sertleştirme mekanizmaları belirli ezme ve sıcaklık şartları altında malzemede istenilen mukavemeti sağlamaktadır. Termomekanik işlem; sıcak haddeleme sırasında oluşan termal ve mekanik proseslerin birleşimi ile oluşmakta ve genelde yüksek akma, yüksek tokluk ve iyi kaynaklanabilme özelliklerine sahip mikro alaşımlı çeliklerde uygulanmaktadır. Bu çelikler Nb, V ve Ti ile alaşımlandırılmaktadır. Bu elementler yüksek sıcaklıklarda östenitte çözünmekte ve daha sonra haddeleme işleminde oluşturdukları karbonitrür çökeltileri ile yeniden kristalleşmeyi geciktirmekte ve böylece uygun değer ince taneli ferrit yapısını oluşturmaktadırlar. Termomekanik olarak işlenmiş mikro alaşımlı çeliklerin üretimi için bu çeliklerin haddeleme prosesinin mevcut üretim tesislerine uyarlanması gerekmektedir. Bunun için termomekanik işlemdeki her bir adımın üzerinde durulup çalışma yapılmalıdır. Haddeleme sırasında termomekanik işlemleri tam olarak yerine getirmek için ve istenilen çelik özelliklerini elde etmek için ilgili fiziksel metalürjik proseslerin kontrol altına alınması gerekmektedir. Şekil 2.16.'da termomekanik haddelemenin fiziksel metalürjisi, haddelemedeki teknik parametreler ve her bir adımda kontrol edilen ana özellikler gösterilmektedir. Buradan da anlaşılacağı gibi karmaşık bir süreç olan termomekanik işlemi, her biri üzerinde ayrı ayrı çalışma isteyen farklı prosesler olarak ele almak gerekmektedir [17].

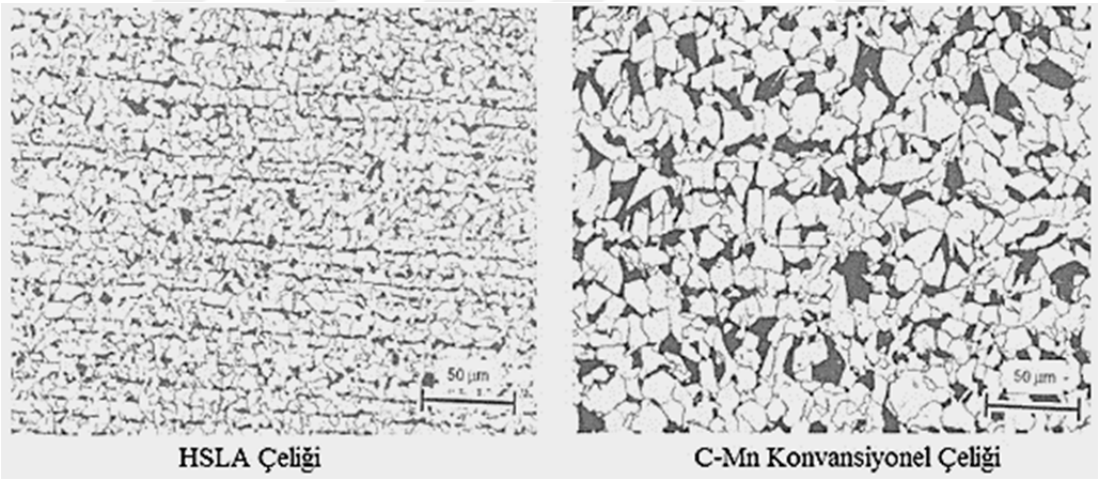


Şekil 2.15: Termomekanik haddeleme aşamaları, kontrol mekanizmaları ve malzemede meydana gelen metalurjik süreçler. [17,3]

Şekil 2.15'te Termomekanik haddeleme aşamaları, kontrol mekanizmaları ve malzemede meydana gelen metalurjik süreçler gösterilmektedir.Termomekanik işlem ile yüksek mukavemet ve tokluğa sahip mikro alaşımlı çeliklerin üretim prosesi çok genel olarak üretim sırasında birbirini takip eden östenitleme (slab fırını), kaba haddeleme, şerit haddeleme ile soğutma ve sarılma kademelerinden oluşmaktadır. Günümüzde uygulanan üretim prosesleri, bu işlem kademelerindeki hadde kapasitelerine göre birbirinden az veya çok farklı termomekanik işlem karakteristiği göstermektedir. Üretim açısından göz önünde tutulacak

esas, termomekanik işlemin ana prensibi olan yeniden kristalleşmenin olmadığı düşük sıcaklıkta haddelemede, sıcaklık ve deformasyon oranı seçimi ile üretilen çeliğin nihai özelliklerinin elde edilmesidir. Termomekanik haddelemede, genelde 1100-1200 °C' de yapılan ön deformasyona, düşük sıcaklıklarda (700-800°C) nihai bir deformasyon eklenir. Haddeleme ile değişik soğuma hızları kullanılarak mikro yapının ince taneli ferrit veya beynitten oluşması sağlanır. Soğuma şartlarına bağlı olarak az miktarlarda perlit veya martenzitte elde edilebilir. Sıcak haddeleme prosesinde, haddeleme parametreleri (sıcaklık, gerinim, hadde paso sayısı, son sıcaklık gibi) önceden belirlendiği ve hassas bir şekilde tanımlandığı için bazı kaynaklarda, kontrollü haddeleme olarak da isimlendirilir. Termomekanik haddelemede temel tane rafinasyon mekanizması (dinamik yeniden kristalleşme olarak da bilinir), sıcak deformasyon sırasında östenitin yeniden kristalleşmesidir [17].

Termomekanik haddelenmiş bir HSLA çeliği ile konvansiyonel C-Mn çeliğinin mikro yapısal karşılaştırması şekil 2.16'de verilmiştir.



Şekil 2.16: HSLA çeliği ile C-Mn konvansiyonel çeliğin mikro yapısı.

HSLA çeliklerinde çok ince tane boyutları, östenit tane boyutunun, sıcak haddeleme sırasında çeliğin sıcaklığı düştüğü zaman, karbürlerin, karbonitrürlerin, nitrürlerin oluşumu ile kontrolünü gerektirir. Bu ince çökeltiler, östenit tane sınırlarını sabitleyerek, tane büyümesini engeller. Daha düşük haddeleme sıcaklıklarında bile, çökeltiler, çok fazla deforme olmuş östenit tanelerinin yeniden kristalleşmesini frenler.

Sıcak haddeleme ile yassı mamul üreten üretim sistemlerinde, östenitleme işleminin uygulandığı fırının ulaşabileceği sıcaklık ile slab boyutları belirleyici bir kademe olduğundan, termomekanik işlem karakteristiğini ilk olarak belirleyen başlangıç sıcaklığına sınırlamalar getirmektedir. Ayrıca slab boyutları üretilen bobin ağırlığına yansımaktadır. Kaba haddeleme için kullanılan sistemler genelde tersinir hadde sistemleridir. Fırın çıkış sıcaklığı, akıcı bir üretim sistemi için haddelemenin ilk pasosunu belirleyici bir sıcaklık olduğundan fırın ile hadde düzeneği arasındaki mesafe veya bu araya eklenen bir düzenek hadde başlangıç sıcaklığını etkilemektedir [17].

Kaba haddeleme ile şerit haddeleme arasındaki mesafe, bandın soğuma koşullarına ve dolayısıyla şerit haddeleme ilk paso sıcaklığına etki etmektedir. Uygulanan hadde sıcaklığını kontrol etmek için şerit hızının ayarlanması ve bekleme sürelerinin konulması da daha çok sıcak haddeleme için tasarımı yapılan proseslerde gerekli olabilir. Termomekanik işlem parametrelerine göre son haddelemede uygulanması gereken deformasyon oranı ve hızı, hadde motorlarının hız ve güçlerine de bağlıdır. Ayrıca haddeleme sırasında şerit boyunca homojen bir sıcaklık dağılımını sağlamak mümkün değildir. Bu amaçla soğutma sırasında şeridin eşdeğer soğutma koşullarına yakın bir hızla soğutulması günümüzde ancak sıcaklık kontrollü soğutma sitemleri ile sağlanmaktadır. Böyle bir soğutma sisteminin bulunmadığı haddeleme sistemlerinde, soğutma hızının duşlu masada kullanılan su miktarı ile ayarlanması gerekmektedir ve manuel kontrol de her zaman en uygun koşulları yakalayamamaktadır. Mukavemet artırıcı ince çökeltilerin oluşumu, hem dinamik olarak haddeleme sırasında hem de statik olarak soğutma ve sarılma sırasında gerçekleşmektedir. Çökeltilerin çekirdeklenme hızı ve çökelme sıcaklıkları hem termodinamik hem de kinetik koşullara bağlı olduğu için soğutma hızı ve sarılma sıcaklığı yüksek miktarda ince çökelti elde edilmesi açısından önemlidir. Sarılma sıcaklıklarına getirilen sınırlamalar ise şerit hadde çıkış sıcaklığı, kullanılan su miktarları ve duşlu masanın boyu ile sarılma motorunun gücü ve şerit kalınlığından gelmektedir [17].

Slab ısıtma koşulları, çözeltiye alınan mikro alaşım elementlerinin miktarı ile başlangıç östenit tane büyüklüğünü belirlemesi nedeniyle büyük önem taşımaktadır. Haddeleme için slablar yeniden ısıtıldığında, işlem östenit alanında gerçekleştirildiğinden östenitleme işlemi yapılmış olur. Slab ısıtma sıcaklığı ve süresinin, karbonitrürleri oluşturan mikro alaşımlama elementlerinin çözündükten sonra verimli bir dağılımda oluşmasına olanak sağlayacak şekilde

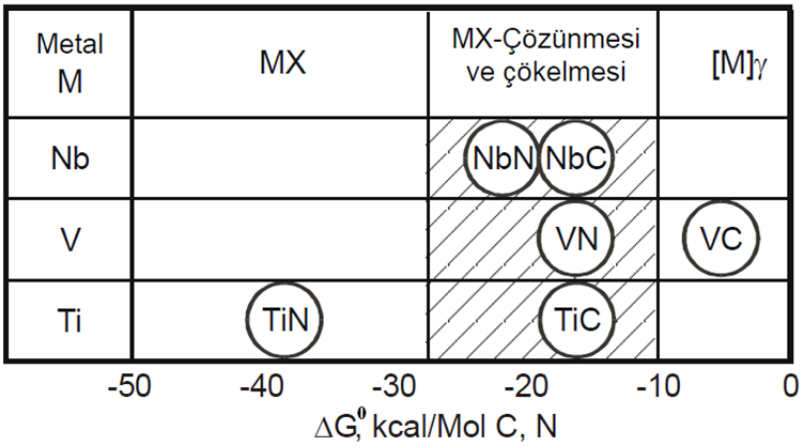
uygun olarak seçilmesi gerekmektedir. Ancak, slab ısıtma sıcaklığı karbonitrürleri tamamıyla çözündürecek kadar yüksek olmamalıdır. Bu durumda, tane büyümesini engelleyecek çökeltilerin hepsi çözündürüleceği için taneler hızla irileşir. Bu nedenle, slab ısıtma sıcaklığının çökelmiş mikro alaşım elementleri bileşiklerinin, çözünürlük sıcaklıkları ile bağlantılı olması gerekmektedir [28].

Mikro alaşım elementlerinin C ve N ile oluşturması muhtemel bileşiklerin çözünürlüğünü anlamak için termodinamik merkezli yaklaşımlardan faydalanmak gerekmektedir. Gladman, çözünürlük çarpımı (K_s) üzerinden mikro alaşım karbürleri ve nitrürlerin çözünürlüklerini denklem 2.1'de açıklamıştır.

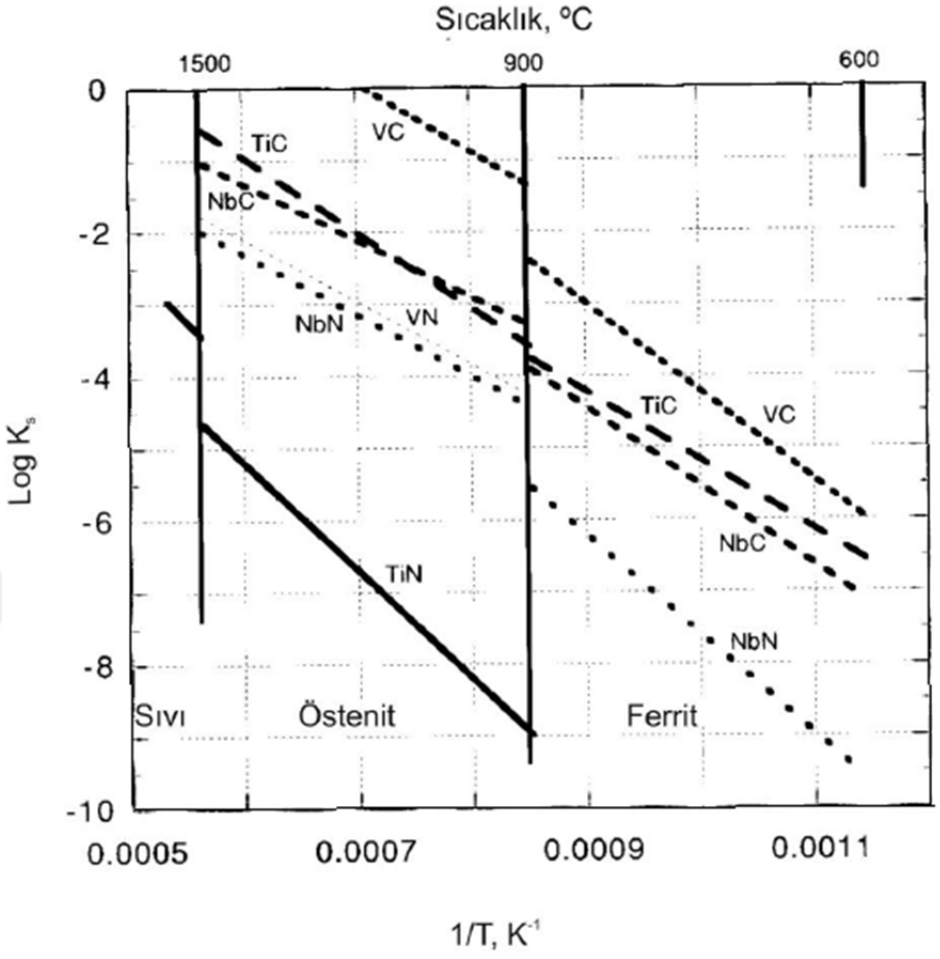
$$K_s = [M].[X] = A \exp(-Q/RT) \qquad (2.1)$$

Burada [M] ve [X] sırasıyla mikro alaşım elementi ve arayer elementinin çözeltide olan kütle %'sidir. Q (standart çözünme entalpi değişimi), T (sıcaklık), A ($\exp[-\Delta S^0/R]$) bir sabit ve R gaz sabitidir [29,30].

Çeşitli mikro alaşım elementlerinin karbürleri ve nitrürleri için çözünürlük çarpımları ile çökeltilerin oluşum entalpileri Şekil 2.17 ve Şekil 2.18'da gösterilmektedir [30,31].



Şekil 2.17: Mikro alaşım elementlerinin karbür ve nitrür yapılarının oluşum entalpileri. [31]



Şekil 2.18: Mikro alaşım elementlerinin oluşturduğu çökeltiler için çözünürlük çarpımları. [30]

Birçok ticari çelikte, VC'ün tamamıyla çözünmesi normalize sıcaklığında beklenirken, VN bir miktar daha yüksek sıcaklıklarda, buna karşılık Nb(CN) ve TiC 1150-1300 °C sıcaklık aralığında çözünürler. Normal slab ısıtma sıcaklığında TiN en kararlısıdır ve çok az çözünürlüğe sahiptir [30].

Özetle;

1. Herhangi bir mikro alaşım elementi için östenit bölgesinde nitrürler karbürlerden daha kararlıdır.

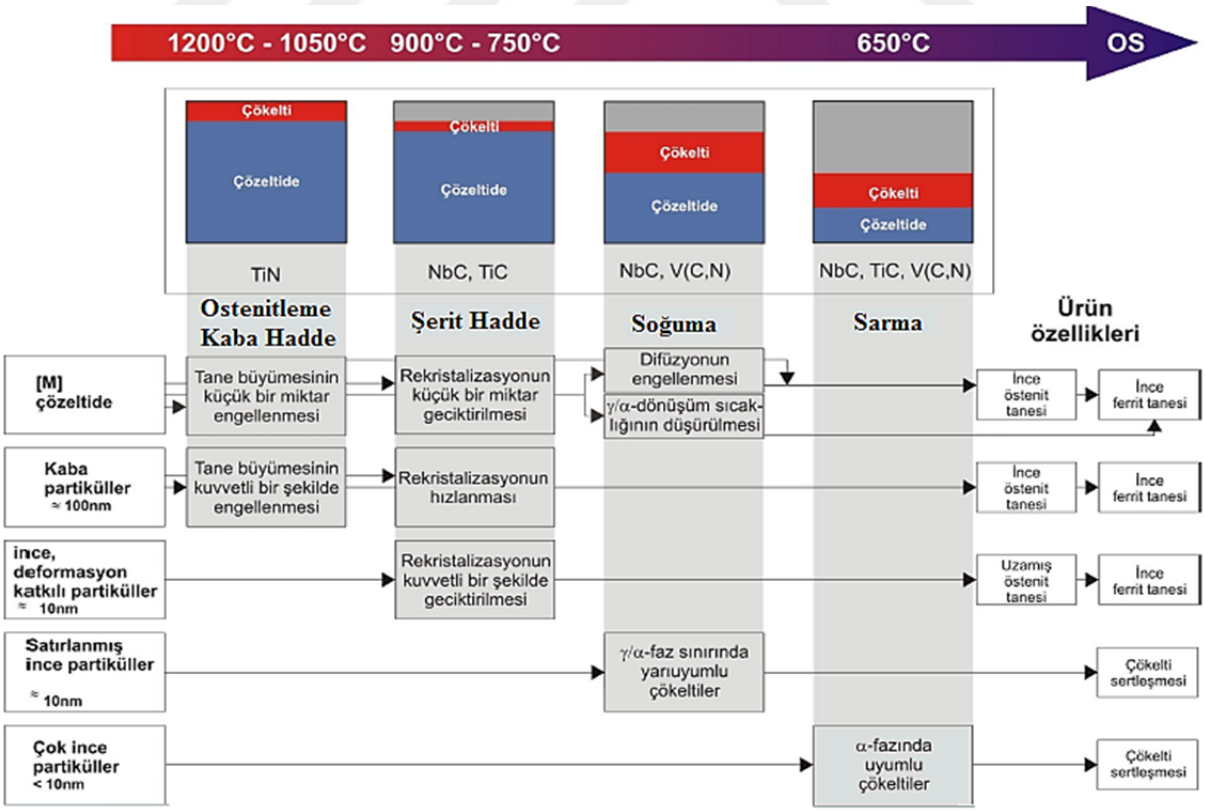
2. TiN çözünürlüğü diğer tüm çökeltilerden daha düşüktür.

3. VC diğer karbür ve nitrürlerden daha yüksek çözünürlüğe sahiptir.

4. Ferrit fazında NbC, NbN ve VC çözünürlükleri aynı sıcaklıkta östenit fazında 10 kat daha düşüktür [32].

Genel uygulamada çözündürme verimi öncelikle çökelti büyüklüğüne ve ısıtma hızına bağlıdır çünkü çökeltiler tane sınırlarının ilerlemesini ve böylece östenit tanelerinin kabalaşmasını engellemektedir. Belirli bir sıcaklıktan sonra çökeltiler tamamıyla çözünür ve aşırı tane büyümesi meydana gelir. Tane irileşme sıcaklığı olarak tanımlanabilecek bu sıcaklık, malzemenin kimyasal bileşimine, ilk östenit tane boyutuna ve çökeltilerin boyut ve dağılımına bağlıdır. Yüksek ısıtma sıcaklıklarında tamamıyla çözünme oluşmadan önce 200 mikron boyutlarında iri östenit taneleri oluşabilir. Bu durum fazla alaşım elementi ilavesi, Nb ya da bağlanmamış azotun bulunması durumunda Ti ilavesi ile önlenebilir. Böylece kritik sıcaklıklarda yeterli miktarda ince partiküller çözelti dışında kalarak tane kabalaşmasını engelleyebilirler [33].

Şekil 2.19' da mikro alaşımlı çeliklerin üretim sürecinde mikro alaşım elementlerinin etkileri şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.19: Mikro alaşımlı çeliklerin üretin sürecinde mikro alaşım elementlerinin etkileri. [31]

Kaba haddeleme aşamasının amacı nispeten ince taneli homojen östenit tane yapısını oluşturmaktır. İnce taneli bir yapı için ezme miktarlarının yüksek olması yani deformasyon oranının fazla olması gereklidir [28].

Yeniden kristalleşme sonucu oluşan östenit taneleri bir önceki pasoda oluşan tanelerden daha küçüktür. Bu, yeniden kristalleşmiş daha küçük tanelerin büyümesinin çökeltiler tarafından engellenmesine olanak sağlar. Kaba haddeleme sonunda ince, yeniden kristalleşmiş östenit yapısı oluşur ve çeliğin özelliklerine pozitif bir etki yaratır [17].

Son haddeleme koşulları levhalar ve şerit malzemeler için birbirinden farklıdır ve oluşan nihai mikro yapı yeniden kristalleşme ve çökelti kinetiğine bağlıdır. Katı çözeltideki mikro alaşım elementleri yeniden kristalleşmeyi engellemekte, ancak asıl engelleyici faktör ince karbonitür partiküllerinin deformasyon etkisi altında çökelmesinden kaynaklanmaktadır [28].

Haddeleme şartları karbonitrürlerin ezme sonucu çökelme kinetiğini etkilediği gibi, mikro alaşım elementleri çözeltide olduğunda yeniden kristalleşme kinetiğini de etkiler. Bu mekanizmalar üzerinde yapılan çalışmalar, çözeltide bulunan mikro alaşım elementinin miktarına bağlı olarak yeniden kristalleşmenin geciktirildiğini, ancak aynı zamanda ezme sonucu oluşan çökelmenin de hızlandırıldığını gösterir. Böylece mikro alaşım miktarını artırarak yüksek sıcaklıklarda bile çökelme ile paralel yeniden kristalleşmenin geciktirilmesi mümkün olmaktadır [34].

Yeniden kristalleşmenin durduğu sıcaklık, tane boyutuna, ezme miktarına ve kimyasal bileşimine bağlıdır. Haddeleme sırasında malzemenin mikro yapısında oluşan değişimleri etkileyen faktörler bunlardır ve böylece haddeleme şartlarında en uygun koşulların seçilmesinde de belirleyici olurlar. Son haddelemede amaç, dönüşüm sonucunda mümkün olan en ince ve homojen ferrit tanelerini oluşturacak östenit yapısını elde etmektir. Bunu sağlamak için iki alternatif süreç uygulanabilir [17].

1. Ezme sonucu oluşan çökelme etkisini kullanarak pasolar arasında yeniden kristalleşmeyi engelleyerek deforme olmuş ve uzamış östenit taneleri oluşturmak.

2. Ezme kaynaklı (deformasyon etkili dinamik çökeltiler) çökelme sıcaklığı üzerinde haddeleme yaparak tam olarak yeniden kristalleşmiş tane yapısını oluşturmak.

İlk süreç, azotla tepkime denklemine göre daha fazla niyobyum ve/veya titanyum içeren çeliklerde uygulanmaktadır [17].

Son haddeleme işlemine başlamadan önce haddeleme sıcaklığının, pasolar arasında meydana gelen yeniden kristalleşmeyi önleyecek olan ve ezme sonucunda oluşan Nb(CN) ve/veya TiC çökelmesinin yeterince hızlı olacağı bir sıcaklığa getirilmesi gerekmektedir. Bu sıcaklık, kompozisyona ve ilk pasoda verilen ezme miktarına bağlıdır. Her bir pasodan sonra toplam ezme artmakta ve böylece yeniden kristalleşme hızlanmaktadır. Buna rağmen, aynı zamanda her paso sonrasında ezme sonucu oluşan çökeltiler çekirdeklenmekte ve artan oranda yeniden kristalleşmeyi engellemektedir. Yeniden kristalleşmenin olmaması, toplam ezme sonucu uzamış ve dislokasyon yoğunluğu artmış taneler elde edilmesini sağlamaktadır [17].

Bu tarz haddeleme prosedürü yüksek hadde yükleri gerektirmektedir. Alaşım elementlerinin düşük olduğu durumlarda, son haddelemeye yaklaşık 900 °C'de başlanmaktadır ve her pasoda bu sıcaklık düşmektedir. Hadde yüklerindeki artış, bir önceki paso nedeniyle oluşan deformasyon sertleşmesi ve ezme sonucu oluşan ince çökeltilerin miktarı ile değişmektedir. Ezme sonucu oluşan çökelti mekanizması, alaşım elementlerini çözeltiden alır ve böylece dönüşüm sonrası ferritte çökelme mümkün olmaz. Ferritteki çökelme, mukavemet artışı için etkin bir faktördür. Ancak östenitte ezme sonucu oluşan ince çökeltiler ferritin özelliklerinin iyileşmesine de katkı sağlar. Eğer hat yükleri yeterli ise, çelik dönüşüm sıcaklığına doğru soğurken haddeleme devam edecektir. Bu durumda dislokasyon yoğunluğunun artması ve yapısallığının oturması ile ek bir mukavemet artışı da sağlanabilir [17].

İkinci prosesteki üretim tarzı, özellikle titanyum içeren çeliklerde uygulanır. Burada titanyum miktarının ancak azot ile reaksiyona girecek kadar olması durumunda, TiC çökeltileri oluşmaz, çünkü tüm titanyum kararlı nitrürler olarak çökelmiştir. Bu koşullar altındaki ve yüksek sıcaklıklarda haddeleme işleminde nihai tane boyutu, verilen ezme miktarı ve nitrür partiküllerinin dağılımı sonucunda tane büyümesinin engellenmesi ile belirlenir. İkinci proseste üretim, yüksek ezme miktarları ve nispeten düşük haddeleme sıcaklığında gerçekleştirilir. Bu ise her bir pasoda yeniden kristalleşmenin olması sonucunda sıcak işlem sertleşmesi ve çökelme sertleşmesinin olmaması, dolayısıyla hadde yüklerinin düşük olmasını sağlar. Eğer çelik sadece titanyum içeriyorsa, ferritte çökelme sertleşmesi olmaz. Ancak çeliğin içerisindeki azot miktarının yüksek olması koşuluyla, vanadyum ve/veya belirli ölçülerde alüminyum ilaveli çeliklerde de aynı uygulama geçerli olabilir. Bu koşullarda

yüksek azot, alaşım elementlerinin östenitte çökelmesini engeller, fakat ferritte ince nitrür çökeltileri oluşturarak malzemeye ek bir mukavemet sağlar [17].

Östenitin yeniden kristalleşme sıcaklığının altında deforme edilmesi tane sınırlarındaki çekirdeklenme bölgelerinin yoğunluğunu artırır. Ayrıca, kalıntılar ya da çözünmemiş iri karbonitrür partikülleri, deformasyon bantları ya da bölgesel olarak deforme olmuş ikiz tane sınırları gibi çekirdeklenme bölgelerinin etkisi de artar. Ezme sonucu oluşan çökelti mekanizmasının da çekirdeklenmeyi artırdığı kabul edilmektedir. Fakat bu durumda tane büyümesini geciktirmede çekirdeklenmeye göre dolaylı bir etki vardır ve bundan dolayı daha fazla potansiyel çekirdeklenme bölgeleri aktif hale gelir [17].

Soğutma hızının artırılması, dönüşüm sıcaklığını düşürmekte ve böylece dönüşümün oluşması için artan itici güç nedeniyle etkili çekirdeklenme bölgelerinin yoğunluğu da artmaktadır. Artırılan soğuma hızı bütün östenit tanelerinde ferrit tanelerini inceltmektedir. Fakat pratikte küçük östenit tane boyutu çok daha etkili olmaktadır. Soğutma hızındaki artış aynı zamanda dönüşüm sırasında veya sonrasında daha ince karbonitrür partiküllerinin çökelmesini sağlar. Bu da tokluk kaybına neden olmasına karşın, oda sıcaklığındaki mukavemetin artmasını sağlar. Eğer ferrit-perlit yapısı elde edilecekse soğutma hızı için çeliğin sertleşebilirliği ile belirlenen bir üst limit vardır. Ancak belli bir sıcaklığa gelindiğinde soğutma hızı düşürülürse bu sınır ortadan kalkar. Ticari üretimde laminar soğutma ile çok yüksek soğutma hızları uygulanır ve bunu sarılmış sacın yavaş soğuması izler. Burada etkili olan proses değişkeni sarılma sıcaklığıdır [28].

2.1.2 Mikro Alaşımlı Çelik Standartları

Büyük uğraşlara karşın, malzemelerin belirtilmesi konusunda tüm ülkeler için geçerli olabilecek bir sistematik, henüz kurulamamıştır. Ülkemizde TSE (Türk Standartları Enstitüsü) kurulmasını takiben yapılan malzeme standartları ve sistematikle ilgili çalışmalar, hem tamamlanmamış durumdadır hem de yapılmış olanlarda eksiklikler mevcuttur. Bu konuda, en gelişmiş ülke olarak Almanya söylenebilir. Yüzyılın başından itibaren başlatılan ve teknolojik gelişme paralelinde yenilenen DIN (Deutsches Institue für Normung) kapsamında, oldukça detaylı bilgiler verilmektedir ve bu standartlar ülkemizde de çok iyi tanındığından dolayı, TSE (Türk Standartları Enstitüsü) standartlarına nazaran daha yaygın olarak kullanılmaktadır [35].

Ülkemizde, malzeme konusunda yaygın kullanılan bir diğer standart gurubu da ABD meslek grupları tarafından yapılmış SAE (The Society of Automotive Engineers), AISI (The American Iron and Steel Institute) ve ASTM (American Society for Testing and Materials) standartlarıdır. Bu standartlar, ABD için bile ulusal nitelikte olmamasına karşın tüm dünyada ve ülkemizde tanınmakta ve çok kullanılmaktadır [35].

Uluslararası malzeme standardı olarak Avrupa düzeyinde geçerliliği olan EN (Euro Norm) ve uluslararası düzeyde geçerliliği olan ISO tarafından, standart yapma ve tüm ülkelere yayma çalışmaları halen devam etmektedir. Ülkemizde ve ulusal standartlara sahip diğer ülkelerde, özellikle ISO sistematiği yönünde düzenlemeler her geçen gün gelişmektedir. Amerika Birleşik Devletleri'nde yakın zamana kadar, malzemelerin büyük bir kısmı, belirli bir sistematik olmaksızın, özel isimlerle belirtilmekte ve bu isimler belirli bir sistematik içermediğinden, malzemeyle ilgili detaylı bilgilerin ilgili tablolardan alınması gerekmekteydi. Bugün, ABD'de ulusal nitelikli standartlaştırma yapılmasına karşın, meslek odaları düzeyinde standartları olan ve daha çok çeliklerde tanınan AISI (The American Iron and Steel Institue), SAE (The Society of Automotive Engineers), ASTM (American Society for Testing and Material) ve API (The American Petroleum Institue) standartları ülkemizde de bilinmektedir. Bunlarda da kısmen sistematik mevcuttur. AISI standartları, daha geniş kapsamlıdır ve kısmen SAE ile uyumluluk göstermektedir. Ayrıca, UNS (Unified Numbering System) tarafından, AISI ve SAE arasında müşterek anlamlı kullanılabilecek ve diğer standartları da kapsayacak numara sistemi geliştirilmiştir [35].

Bu bölümde mikro alaşımlı (HSLA) çeliklerin sınıf ve spesifikasyonları üzerinde durulmuştur.

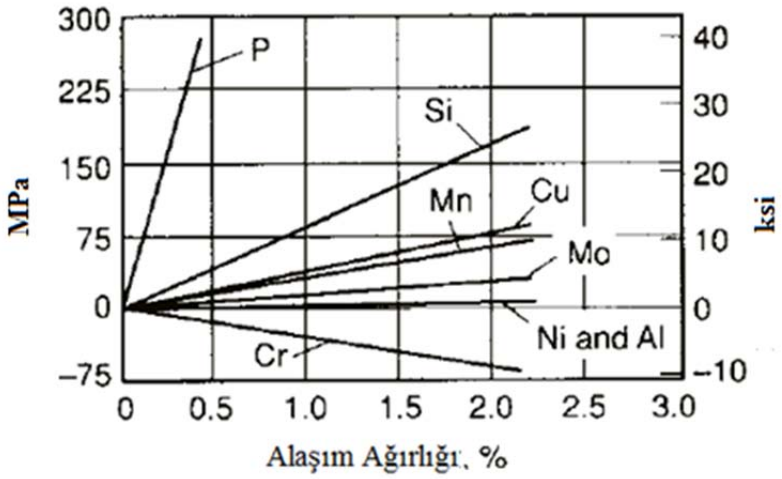
Mikro alaşımlı (HSLA) çeliklerin yüksek mukavemet, sertlik, şekillendirebilirlik, kaynaklanabilirlik ve atmosferik korozyon direnci gibi arzu edilen birçok özelliği sağlamak üzere tasarlanmış çok sayıda kombinasyonları bulunmaktadır. Bu çelikler alaşımlı çelik sınıfına girmiyor olsa da istenilen özellikleri mikro alaşımlama ile kazanırlar [36].

Mikro alaşımlı (HSLA) çelikler, ayrı bir sınıfta bulunuyor olsa da mikro alaşımlama ve özel bir yöntem olan kontrollü haddeleme (termomekanik haddeleme) ile kazandığı mekanik özellikleri haddelenmiş düşük karbonlu çeliklere benzerdir [36].

Endüstriyel olarak kullanılabilir 600'den fazla özellik ve standart da mikro alaşımlı çelik (HSLA) olsa da genel olarak bu çelikleri 8 kategoriye ayırmak mümkündür.

1. Atmosferik korozyona dirençli çelikler (Weathering steels), ilk geliştirilen yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelik türüdür. İçerisinde alaşım elementi olarak çok az miktarda bakır ve fosfor bulundururlar. Bu sayede atmosfere karşı dirençli olmalarının yanında katı çökelti ile mukavemet de kazanmış olurlar [36].

Her bir alaşım elementinin akma mukavemetine etkisi Şekil 2.20'de gösterilmiştir [37].



Şekil 2.20: Alaşım elementlerinin akma mukavemeti değişimine etkisi. [37]

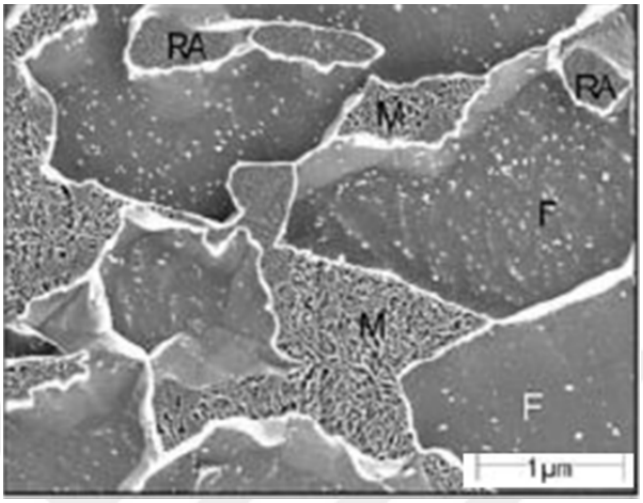
2. Mikro alaşımlı ferritik-perlitik çelikler (Microalloyed ferrite-pearlite steels), tane küçültme ve çökelme sertleşmesi etkisine sahip olan mikro alaşım elementleri olan Nb, V ve/veya Ti elementlerinden genelde %0,10 altında içeren çelik türleridir [36].

3. Haddelenmiş perlitik çelikler (As-rolled pearlitic steels), karbon ve mangan elementlerinin yanı sıra mukavemet, şekillendirebilirlik, kaynaklanabilirlik ve tokluk gibi özelliklerin geliştirilmesi açısından diğer alaşım elementlerinden de içerebilirler [36].

4. İğnemsi ferritik (Düşük karbonlu beynitik) çelikler (Acicular ferrite steels), düşük karbon içeriği ile mükemmel şekillendirebilirlik, kaynaklanabilirlik, yüksek mukavemet ve tokluk özelliklerine sahiptir [36].

5. Çift fazlı çelikler (Dual-phase steels), ferritik matris içerisine disperse olmuş martenzitik matristen oluşur bu sayede yüksek mukavemet ve süneklik özelliklerine sahiptir [36].

Bir çift fazlı çeliğin mikro yapısı Şekil 2.21 ‘de gösterilmiştir [38].



Şekil 2.20: Çift fazlı çeliğin mikroyapısı (M: Martenzit, F: Ferrit, RA: Kalıntı Östenit) [38]

6. Kalıntı şekil kontrollü çelikler (Inclusion shape controlled steels), az miktarda Ca, Zr, Ti veya nadir toprak elementi içeriği ile disperse ve granüle olmuş sülfit inklüzyonu sayesinde gelişmiş süneklik ve tokluk özelliklerine sahiptir [36].

7. Ara yer atomsuz çelikler (Interstitial-Free Steels), oldukça düşük oranda ara yer atom (C,N) içeriği sayesinde yüksek şekillendirebilirlik ve derin çekilebilirlik özelliğinin yanısıra düşük akma mukavemetine sahiptir [36].

IF (ara yer atomsuz) çelikleri yassı çelikler için önemli bir türdür. IF çeliklerinde titanyum (Ti) ve Niyobyum (Nb) elementlerinin mikro alaşımları ve düşük karbon içeriği vardır. C ve N gibi ara yer atomları katı eriyikten karbür ya da nitrür oluşturularak yapıdan süpürülür. IF çelikleri iyi derin çekilebilirlik özelliğine sahiptir. Bununla birlikte C ve N çözünürlüğü yoksunluğu nedeni ile taneler arası boşluklarda zayıf bağların oluşmasına sebep olur [39].

8. Hidrojeni indüklenmiş çatlamaya dirençli çelikler (Hydrogen-induced cracking resistant steels), düşük karbon oranı, düşük sülfür oranı, kalıntı şekil kontrolü, sınırlı mangan segregasyonu ve %0,26 ‘dan daha yüksek oranda bakır içerirler [36].

Tablo 2.2: Mikro alaşımlı (HSLA) çeliklerinin karakteristikleri, uygulama alanları ve ASTM spesifikasyonları. [36]

ASTM Spesifikasyonu	Adı	Alaşım Elementleri	Özellikleri	Uygulama Alanları
A 242	Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımlı Yapı Çeliği	Cr, Cu, N, Ni, Si, Ti, V, Zr	Atmosferik Korozyon Direnci Karbon Çeliklerinde Göre 4 Kat Daha Fazladır.	Kaynaklı, Perçinli ve Civatalı Çelik Konstrüksiyonlar
A572	Nb- V Alaşımlı HSLA Yapı Çelikleri	Nb, V, N	Akma Mukavemeti 290-450 MPa	Kaynaklı-Perçinli- Civatalı Köprü, İnşaat ve Çelik Yapılar
A 588	HSLA Yapı Çeliği, 100mm'den düşük et kalınlıklarında Akma Muk. Min. 345 MPa Olan Çelikler	Nb, V, Cr, Ni, Mo, Cu, Si, Ti, Zr	Atmosferik Korozyon Direnci Karbon Çeliklerinde Göre 4 Kat Fazladır.	Ağırlıktan Kazancın ve Mukavemetin Önemli Olduğu Kaynaklı, Perçinli ve Civatalı Yapı ve İnşaat Çelikleri,
A 606	Korozyon dayanımı geliştirilmiş sıcak ve soğuk haddelenmiş HSLA Çeliği	Belirtilmemiş	Atmosferik Korozyon Direnci Karbon Çeliklerine Göre 4 Kat Daha Fazladır.	Ağırlık Kazancının ve Mukavemetin Önemli Olduğu Çeşitli Yapılar
A 607	Sıcak ve Soğuk Haddelenmiş Nb veya V Mikro alaşımlı HSLA Çelikleri	Nb, V, N, Cu	Atmosferik Korozyon Direnci Karbon Çeliklerine Göre 2 Kat' dır. Ancak Yalnızca Cu İçeren Türlerinde Akma Muk. 310-485 MPa arasındadır.	Ağırlıktan Kazancı ve Daha Yüksek Muk. Önemli Olduğu Çeşitli Yapılar
A 618	Dikişli ve Dikişsiz HSLA Yapısal Boru Çelikleri	Nb, V, Si, Cu	Atmosferik Korozyon Direnci Karbon Çeliklerinin 2 Katı'dır. Diğer Türlere Benzer Mukavemet Değerleri Vardır.	Genel Amaçlı Yapılar, İçeriğinde Kaynak, Cıvata veya Perçin Olan Köprü ve İnsaatlar.
A 633	Normalize Edilmiş HSLA Çelikleri	Nb, V, Cr, Ni, Mo, Cu, N, Si	Geliştirilmiş Çentik Darbe Tokluğu, Akma Muk.290-415 MPa.	−45 °C'den Yüksek Kaynaklı, Perçinli ve Civatalı Yapıları.
A 656	Sıcak Haddelenmiş V-Al-N ve Ti-Al HSLA Çelikleri	V, Al, N, Ti, Si	Akma Muk. 552 MPa	Kamyon Kasalar, Vinçler, Demir Yolu Araçları ve Ağırlık Kazancının Önemli Olduğu Diğer Uygulamalar.
A 690	H ve Yassı HSLA Çelikleri	Ni, Cu, Si	Korozyon Direnci Karbon Çeliklerine Göre 3 Kat Fazladır.	Rıhtım Duvarları, Gemi Yapıları ve Deniz Suyuna Maruz Kalmış Benzer Yapıları.
A 709	Yapı Çeliği	V, Nb, N, Cr, Ni, Mo	Min. Akma Muk. 345 MPa	Köprüler

Tablo 2.2 (devam): Mikro alaşımlı (HSLA) çeliklerinin karakteristikleri, uygulama alanları ve ASTM spesifikasyonları. [36]

ASTM Spesifikasyonu	Adı	Alaşım Elementleri	Özellikleri	Uygulama Alanları
A 714	Dikişli ve Dikişsiz HSLA Boru Çelikleri	V, Ni, Cr, Mo, Cu, Nb	Min. Akma Muk. 345 MPa ve Korozyon Direnci Karbon Çeliğine Göre 2 ile 4 Kat Daha Fazla.	Borular
A 715	Şekillendirebilirliği Geliştirilmiş Sıcak Hadde HSLA Sac ve Şerit Çelikleri	Nb, V, Cr, Mo, N, Si, Ti, Zr, B	A 606 ve A 607 Kalitelerine Göre Şekillendirebilirliği Geliştirilmiş, Akma Muk. 345-550 Arasında Olan Çeliklerdir.	Yüksek Muk. Ağırlık Kazancı ve Şekillendirebilirliğin Önemli Olduğu Yapılsa ve Çeşitli Uygulamalar.
A 808	Çentik Darbe Tokluğu Geliştirilmiş HSLA Çeliği	V, Nb	Charpy V Çentik Darbe Toklu 40-60 J Arasındadır.	Demir Yolu Vagonları.
A 812	HSLA	V, Nb	Rulo Çelik Sac	Kaynaklı Basınçlı Kaplar
A 841	Termomekanik Kontrollü Proses ile Üretilmiş Plaka	V, Nb, Cr, Mo, Ni	Akma Muk. 310 ile 345 Arasındadır.	Kaynaklı Basınçlı Kaplar
A 847	Soğuk Şekillendirilmiş, Atmosferik Korozyon Direnci Geliştirilmiş Dikişli ve Dikişsiz HSLA Çelikleri	Cu, Cr, Ni, Si, V, Ti, Zr, Nb	Min. Akma Muk. 345MPa ve Atmosferik Korozyon Direnci Karbon Çeliklerinin 2 Katı' dır.	Köprü ve İnşaat Yapıları için Kaynaklı, Perçinli veya Civatalı Yuvarlak, Kare veya Özel Şekilli Borular
A 860	Kaynaklanmış ve İşlenmiş HSLA Çelikleri	Cu, Cr, Ni, Mo, V, Nb, Ti	Normalize Edilmiş veya Su Verilmiş ve Temperlenerek İşlenmiş Parçalar	Yüksek Basınç Gaz ve Petrol Transfer Boru Hatları
A 871	Atmosferik Korozyona Dirençli HSLA Çeliği	V, Nb, Ti, Cu, Mo, Cr	Atmosferik Korozyon Direnci Karbon Çeliklerine Göre 4 Kat Fazladır.	Soğuk Şartlarda Çalışan Borular

Mikro alaşımlı çelikleri şerit, profil, levha vb. mamul biçimleri ile genellemek mümkün değildir, çünkü gereksinimler pazarda kullanılacağı yere göre (otomotiv, gemiler, binalar, boru hattı veya diğerleri) değişmektedir [17].

Mikro alaşımlı çeliklerin oldukça yoğun uygulama alanlarından olan boru hattı çeliklerinin sınırlamaları özetle aşağıdaki gibi verilebilir.

Genellikle boru hattı malzemeleri için API (American Petroleum Institute) standartı baz alınır.

1. Karbon miktarı düşük < % 0,12
2. Nb, V, Ti ile mikro alaşımlandırılmış
3. İyi kaynaklanabilirlik ve tokluk
4. Düşük alaşım miktarı < % 2 Mn; her bir element Mo, Cu, Ni< % 0,4

Tablo 2.3: Boru hattı malzemeleri için API standardı spesifikasyon değerleri [17]

Kalite	Akma Muk. (MPa) (min.)	Çekme Muk. (MPa) (min.)	Akma/Çekme Oranı (max.)	Uzama
X52	358	455[a]-496[b]	0,85	-[e]
X56	386	489[a]-517[b]	0,85	-[e]
X60	413	517[a]-537[b]	0,85	-[e]
X65	448	530[a]-551[b]	0,85[c]-0,90[d]	-[e]
X70	482	565	0,90	-[e]
X80	551	620-827	0,93	-[e]

a. Herhangi bir et kalınlığında dış çapı <508 mm ve et kalınlığı >9,5mm ve dış çapı >508 mm olan borular için

b. Et kalınlığı <9,5 mm ve dış çapı >508 mm borular için

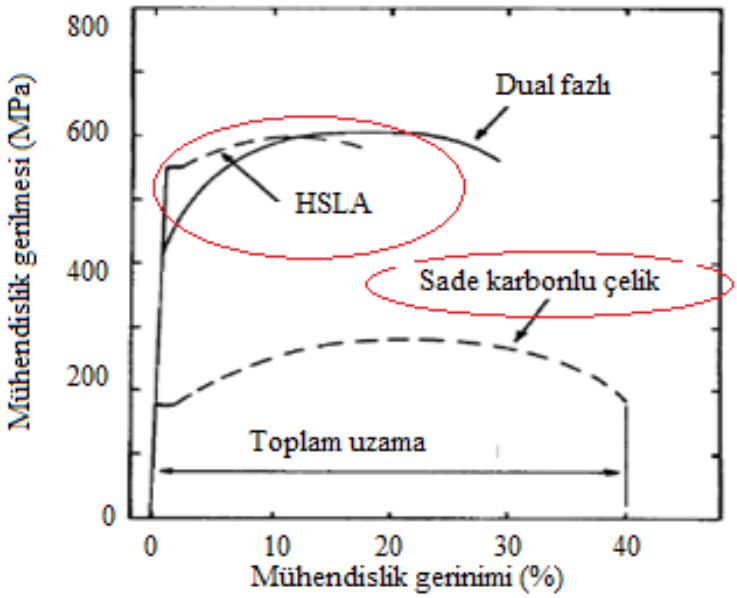
c. Et kalınlığı <9,5 mm olan borular için

d. Et kalınlığı >9,5 mm olan borular için

e. Formül ile belirlenir.

2.1.3 Mikro Alaşımlı Çeliklerin Mekanik Özellikleri

Bir malzemenin mekanik özellikleri proses, kimyasal kompozisyon ve mikro yapı ile birincil derece ilişkilidir. Bu nedenle mikro alaşımlı çeliklerin mekanik özelliklerini incelerken üretim süreci, kimyasal kompozisyon (Mikro alaşım elementleri ve etkileri) ve mikroyapılarını incelemek gerekmektedir. Şekil 2.21'te Mikro alaşımlı çeliklerin mekanik özelliklerinin konvansiyonel sade karbonlu çeliklerden farkı görülmektedir [3].

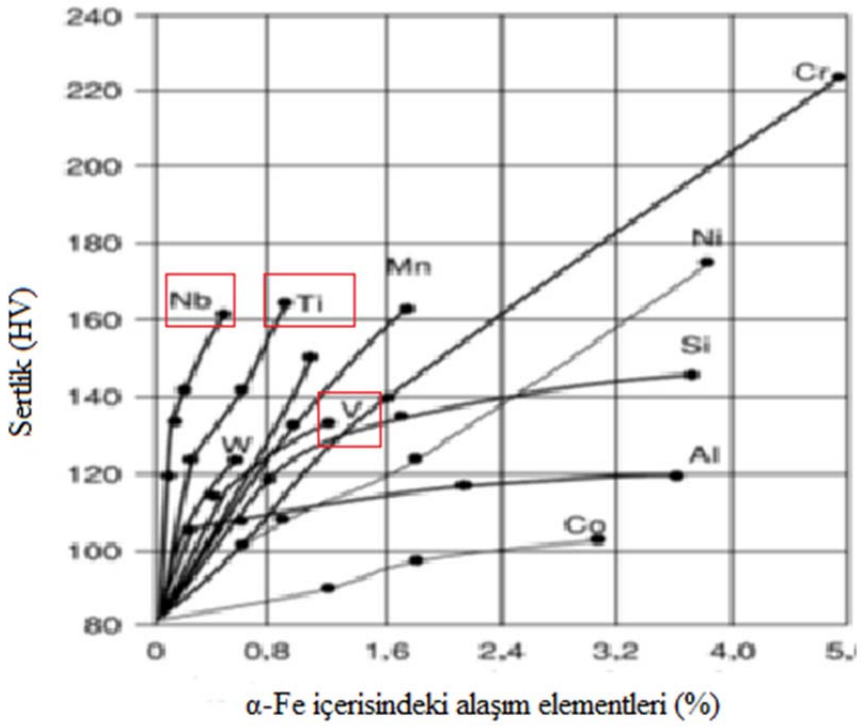


Şekil 2.21: Mikro alaşımlı çelikler ve konvansiyonel (sade karbonlu) çeliklerin mekanik özellikleri. [3]

Mikro alaşımlı çeliklerin genellikle düşük karbon ihtiva eden çelikler olduğundan daha önce bahsedilmişti.

Düşük karbonlu çeliklerde yüksek mukavemet elde etmede kullanılan temel prensip bu elementler ve bu elementlerin oluşturduğu karbür ve nitrür çökeltilerinin proses sıcaklarında çözünmeden kalmasına dayanmaktadır [4,30].

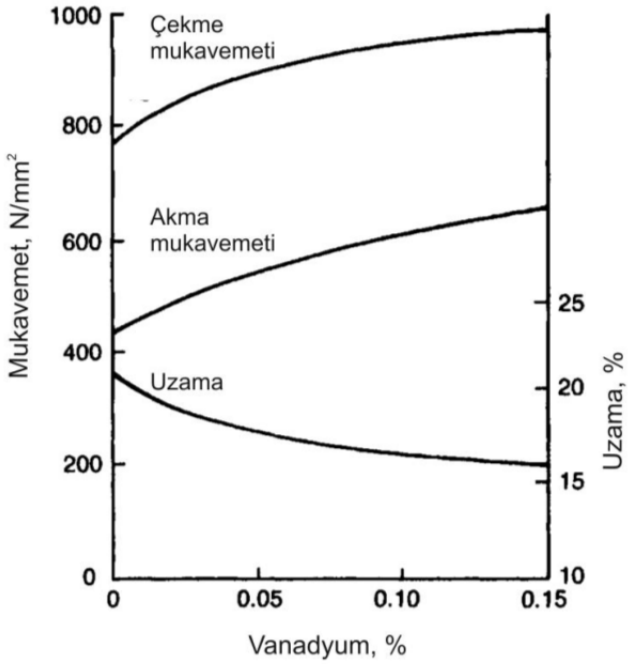
Şekil 2.22'da alaşım ve mikro alaşım elementlerinin sertliğe olan etkisi görülmektedir [31].



Şekil 2.22: Alaşım ve mikro alaşım elementlerinin sertliğe olan etkisi. [31]

Mikro alaşım elementlerinin, özellikle vanadyumun, yüksek sıcaklıklarda çözünmesi ve soğuma sırasında ince çökeltiler halinde yeniden çökelmesi beklenir. Vanadyum östenit içerisinde karbon miktarından bağımsız olarak yüksek bir çözünürlük gösterir. Titanyum ve niyobyum ise bunun aksine düşük karbonlu çeliklerle karşılaştırıldığında orta karbonlu çeliklerde çok daha düşük çözünürlüğe sahiptirler. Bu durumda orta karbonlu çeliklerde en uygun mikro alaşım elementi olan vanadyum kullanılmaktadır. Çözündürme işlemi sonrası soğuma sırasında vanadyum karbonitrür, V(C,N) oluşur ve yüksek miktarda çökelti serleşmesi sağlanır. Bu çökeltiler yöresel olarak hem pro-ötektoid ferritte hem de perlit içerisindeki ferrit lamellerinde çökelir [4,30].

Şekil 2.23'te görüldüğü gibi bu çeliklerin mukavemetleri vanadyum miktarına bağlı olarak artmaktadır [4]. Böylece düşük karbon oranından kaynaklı mukavemet kaybı vanadyum ile giderilmiş olmaktadır. Genellikle % 0.05-0.20 arasında vanadyum miktarları kullanılır. Çökelti sertleşmesinin miktarı ayrıca azot miktarına da bağlıdır. Lagnenborg ve diğerlerine göre bu çeliklerin çekme mukavemeti kabaca V+5xN fonksiyonuna bağlı olarak değişmektedir. Bu sebeple bu çeliklerde azot miktarı % 0.02'e kadar yükselebilir [4].



Şekil 2.23: Vanadyumun mekanik özelliklere olan etkisi. [4]

Mikro alaşımlı çeliklerin en önemli dezavantajı, rakibi olan ısıl işlem görmüş martenzitik çeliklerle karşılaştırıldıklarında daha düşük tokluğa sahip olmalarıdır. Bundan dolayı mikro alaşımlı çelikler beklenen geniş ölçüde ticari kullanıma ulaşamamışlardır. Düşük darbe tokluğu bu çeliklerin mikro yapısında bulunan kaba yapılı perlitten kaynaklanmaktadır. Çökelti sertleşmesi de bu etkiyi aynı yönde artırmaktadır. Oysaki bu problem düşük karbonlu yapı çeliklerinde de yaşanmış ve düşük sarılma sıcaklığı uygulanması ile bu problem aşılmıştır [4]. Bu çeliklerin tokluklarını artırmak için karbon miktarı düşürülmüş ve bu nedenle meydana gelecek mukavemet düşüşü mangan, vanadyum ve azot miktarı artırılarak önlenmiştir. İsveçli ve Alman üreticilerin tecrübelerine göre silisyum miktarını artırmakla da bir miktar tokluk artışı elde edilebilmektedir. Ayrıca, titanyum mikro alaşımlama ile tane inceltme üzerinden tokluk artışı da elde edilebilmektedir [4].

TAŞ'ın [40] yaptığı "Nb-V-Alaşımlı Boru Çeliklerinde Mikro yapı - Mekanik Özellikler İlişkisi" adlı çalışmada birbirinden farklı dört tip boru çeliğinin mekanik özellikleri ile mikro yapıları arasındaki ilişkiler araştırılmış, elde edilen mekanik özellikler ile mikro yapı büyüklükleri arasında bağıntılar kurulmaya çalışılmıştır. İncelenen boru çeliklerine ilişkin

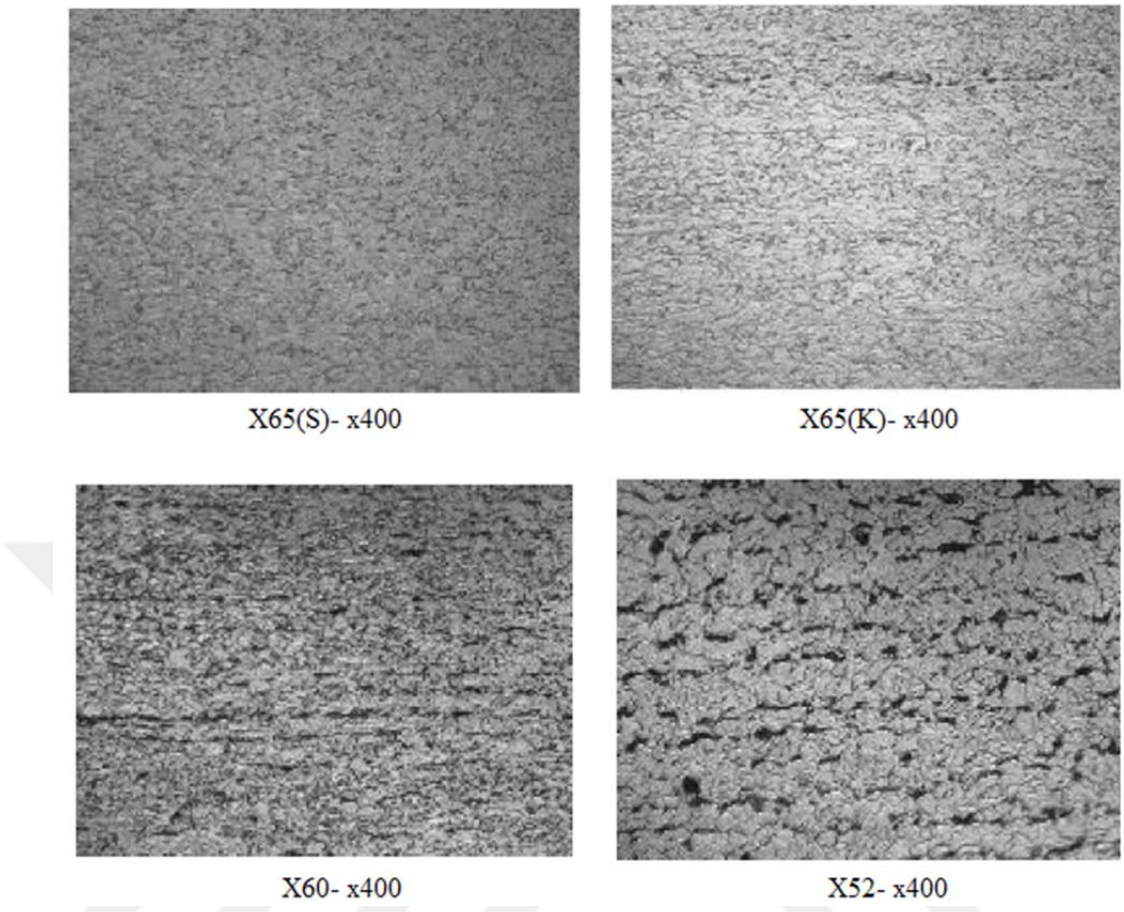
kimyasal kompozisyon, mekanik değerler ve mikro yapı görüntüleri Tablo 2.4, Tablo 2.5 ve Şekil 2.24'de verilmiştir [40].

Tablo 2.4: İncelenen boru çeliklerinin kimyasal kompozisyonu. [40]

Kimyasal Bileşim									
API 5L	%C	%Mn	%Si	%Nb	%V	%P	%S	%Cr	%Al
X65 (S)	0,043	1,03	0,177	0,053	0,056	0,012	0,0044	0,023	0,032
X65 (K)	0,066	1,44	0,185	0,046	0,026	0,010	0,0042	0,014	0,037
X60	0,096	1,33	0,174	0,044	0,022	0,013	0,0062	0,034	0,025
X52	0,106	0,91	0,24	0,020	0,0017	0,013	0,007	0,017	0,039

Tablo 2.4: İncelenen boru çeliklerinin kimyasal kompozisyonu. [40]

Çelik	Çekme Muk. (MPa)	Akma Muk. (MPa)	Sertlik (HV)	Kırılma (J_i N/mm)	Çentik Darbe Tokluğu a_k (J/cm^2)
X65 (S)	620	555	221(+/-) 4	184	287(+/-) 3
X65 (K)	640	526	216(+/-) 2,3	179	265(+/-) 3
X60	568	480	207(+/-) 5,2	137	203(+/-) 5
X52	496	358	150(+/-)2,5	102	168(+/-) 6



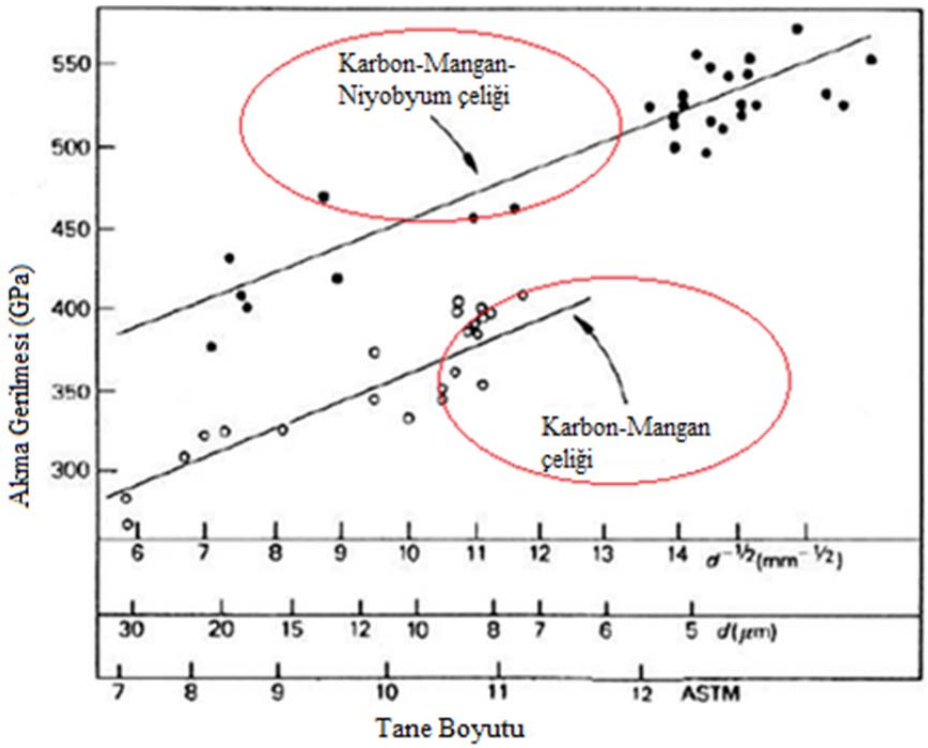
Şekil 2.24: İncelenen boru çeliklerine ilişkin mikroyapı görüntüleri. [40]

TAŞ'ın yaptığı bu çalışmada şu sonuçlar ortaya konmuştur. Küçülen ferrit tane boyutu ve artan ferrit hacim oranıyla mekanik özellikler iyileşmektedir. Pahalı alaşım elementleri yerine, Nb-V gibi mikro alaşım elementlerinin kullanımı ve modern metalürjik yöntemlerle kombinasyonu sonucu enerji tasarrufu sağlanmakta, çevre daha az kirletilmekte, çok iyi mekanik özelliklere sahip çeliklerin üretimi daha ucuza mümkün olabilmektedir. Kırılma tokluğunun belirlenmesi uzun zaman alan, zor ve maliyetli bir çalışmayı gerektirmektedir; tane boyutu veya akma mukavemetinin belirlenmesi halinde kırılma tokluğunun makro düzeyde bilinmesi, bu çelikler ile yapılacak tasarımlarda zaman ve maliyet tasarrufu açısından önem arz etmektedir [40].

2.1.3.1 Mikro Alaşımlama ve Mikro Alaşım Element Etkileri

Demir esaslı malzemelerde mikro alaşımlama çok düşük karbon içeren çeliklerden hemen hemen ötektoid ihtivalı çeliklere kadar yapılabilir. Yaygın olarak kullanılan V, Ti, Nb gibi

elementler tekli, ikili ve üçlü kombinasyonlar halinde mikro yapı içerisinde oluşturdukları karbonitrür çökeltileri ile tane boyutunu inceltmelerinin yanı sıra çökelti sertleşmesi mekanizmaları ile mukavemeti artırırlar. Şekil 2.25'da Nb ile mikro alaşımlandırılmış bir çeliğin C-Mn çeliği ile mukavemet değerlerinin tane boyutuna bağlı olarak değişimleri gösterilmiştir [31].



Şekil 2.25: Nb ile mikro alaşımlandırılmış bir çeliğin C-Mn çeliği ile olan mukavemet değerlerinin tane boyutuna bağlı değişimleri. [31]

Mikro alaşımlama ile birlikte uygun bir termomekanik işlem uygulanması gerekmektedir. Termomekanik işlem sırasında bu alaşım elementleri aşağıda verilen fonksiyonlardan bir veya birkaçını yerine getirmektedir [17, 6].

1. Östenitleme sıcaklığında küçük östenit tane boyutunun korunması,

2. Tane sınırı hareketinin engellenmesi ile yeniden kristalleşmiş tanelerin büyümesini yavaşlatmak,

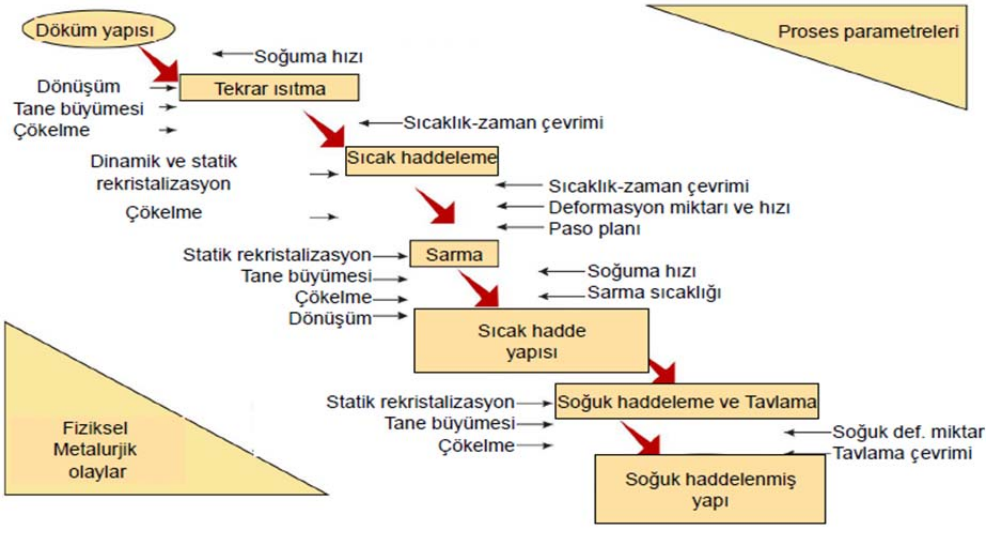
3. Yeniden kristalleşmeyi geciktirmek veya önlemek.

4. Çok küçük kararlı mikro alaşım karbürlerinin (NbC, VCN, TiC), nitrürlerin (NbN, VN, TiN) ve/veya karbonitrürlerin NbCN, VCN, TiCN, (Nb,V) CN, (Nb,Ti)CN çok ince dağılmış bir biçimde çökelmesi ile sağlamak [17, 6].

Mikro alaşım elementlerinin tane sınırı hareketine ve yeniden kristalleşmeye etkisi karbonitrür çökeltilerinin sonucudur. Mikro alaşım bileşiklerinin partikülleri östenitte çözünmeden kalmış çökeltiler ve soğumada artan aşırı doymuş katı çözelti etkisiyle oluşan çökeltilerdir. Çözelti durumundaki mikro alaşım elementlerinin östenitin yeniden kristalleşmesine etkisi çok zayıftır. Çökelmiş partiküller ile tane sınırı hareketinin engellenmesi çözünenin etkisinden çok daha fazladır [5].

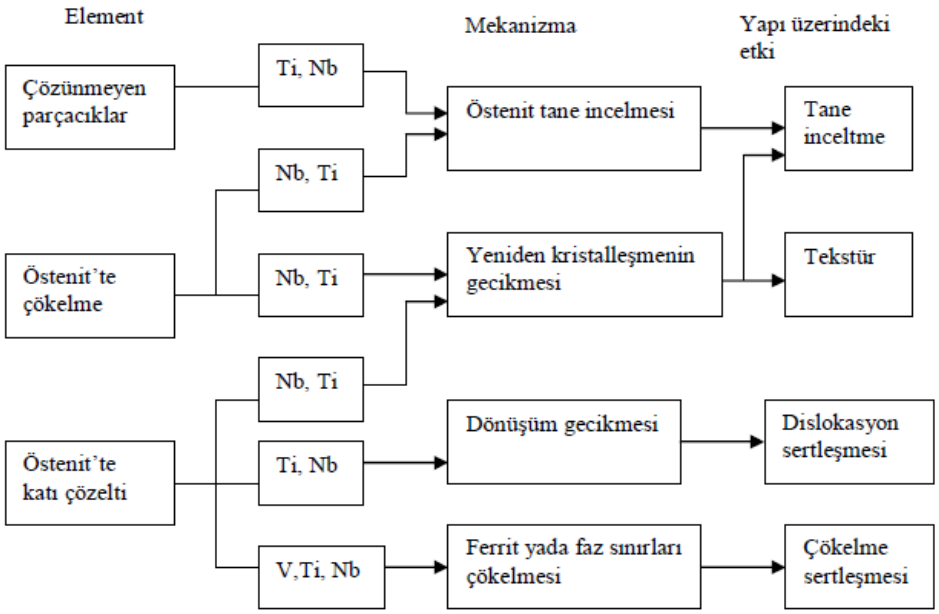
Mikro alaşımlı çeliklerin kendine özgü mukavemet ve tokluk özellikleri; östenitin yeniden kristalleşmesi, tane büyümesi, östenitten ferrite dönüşüm prosesleri ile beraber oluşan çökeltiler ve bu çökeltilerin birbirleri ile etkileşimlerinden ortaya çıkmaktadır. Karbürlerin östenit içindeki çözünürlükleri NbC, TiC, VC sırasına göre artarken normalde daha düşük çözünürlüğe sahip nitrürlerin çözünürlüğü TiN, NbN, AlN, VN sırasına göre artar. Buradan da anlaşılacağı gibi NbC ve TiN en kararlı ve en etkili tane boyutu iyileştiricilerdir. Bu partiküller dislokasyon hareketlerini sınırlandırarak ve tane sınırlarının ilerlemesini engelleyerek, tane irileşmesine karşı en dirençli taneciklerdir [33].

Şekil 2.26'de mikro alaşımlı çeliklerin mikro yapı gelişimini etkileyen faktörler şematik olarak gösterilmiştir [31].



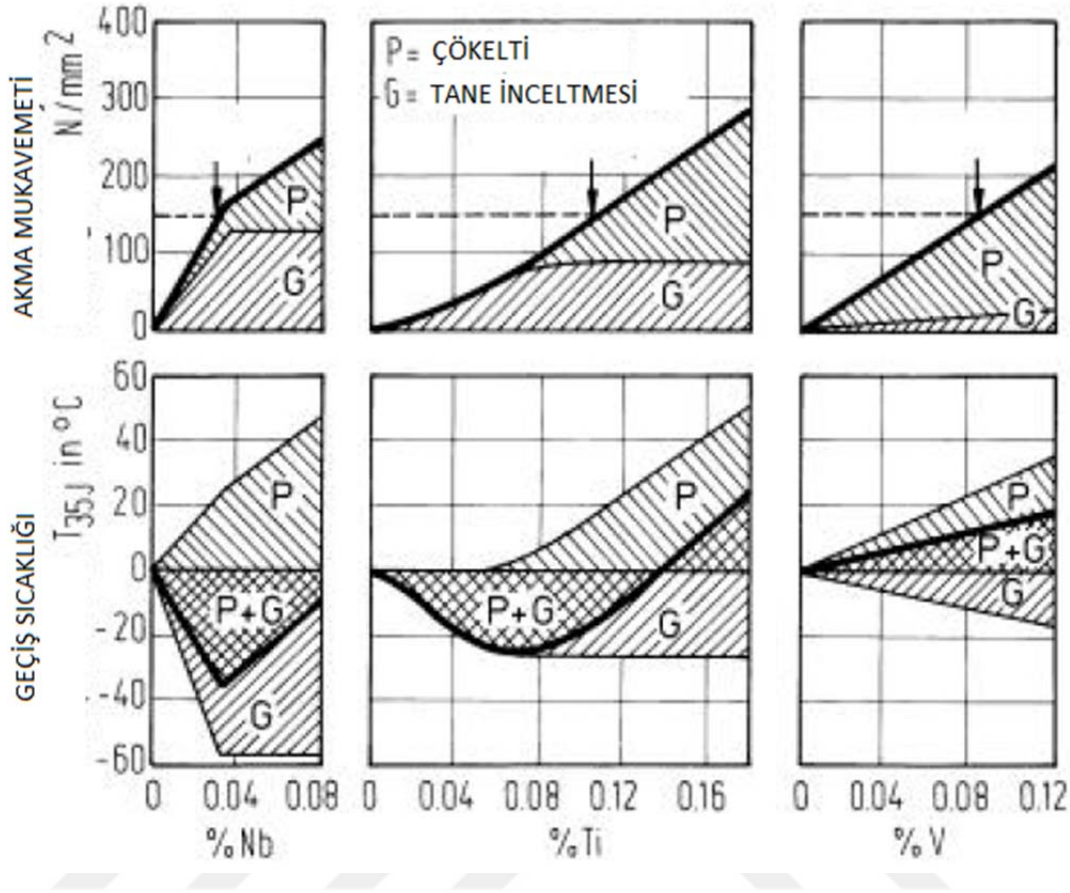
Şekil 2.26: Mikro alaşımlı çeliklerin mikroyapı gelişimini etkileyen faktörler. [31]

Ancak Al, V ve Ti; yüksek azotlu çeliklerde, östenit içinde kararlı AlN, V(CN) ve Ti(CN) oluşturduğundan daha etkilidirler ve östenitleme sırasında tane irileşmesini engelleyebilirler. Fakat yeniden kristalleşmeyi engellemekte etkili değillerdir. Mikro alaşım elementleri; tane boyutu, tane şekli, mikro yapısal bileşenlerin hacimsel oranları ve doku (texture) gibi genel mikro yapı üzerindeki etkilerinin yanı sıra, çökelme sertleşmesi üzerinden mukavemet artışına sebep olurlar [33].



Şekil 2.27: Mikro alaşım elementlerinin etkileri. [34]

Şekil 2.27'de mikro alaşım elementlerinin etkileri şematize edilmiştir. Özellikle tane inceltme etkisini en üst seviyede tutmak için termomekanik işlem uygulanmaktadır. Bu işlem sonucu (genelde bir veya birkaç pasoda tamamlanan haddelemenin bir kısmı östenitin yeniden kristalleşme olmadığı sıcaklık aralığına kaydırılır ve böylece mekanik özelliklerde büyük bir avantaj sağlanır. Şekil 2.28'de çökelme ve tane küçülmesinin mekanik özelliklere etkisi elementlere göre verilmektedir [34].



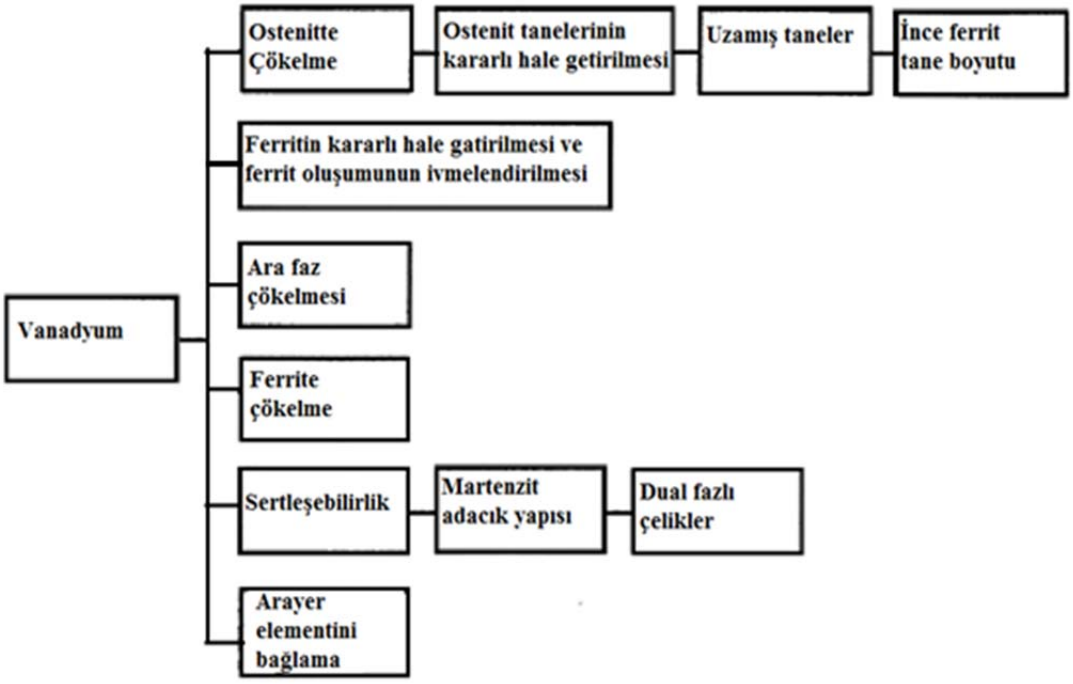
Şekil 2.28: Çökelme ve tane inceltmesinin mekanik özelliklere etkisi. [34]

Buradan da görüldüğü gibi Nb, hem çökelme sertleşmesinde hem de tane inceltilmesinde etkili bir rol oynamaktadır. V ise ağırlıklı olarak çökelme sertleşmesi ile etkisini göstermektedir. Ti ise Nb ve V elementlerinin arasında bir etki sergilemektedir. Mikro alaşım elementlerinin ana fonksiyonu, oluşturdukları karbür ve karbonitrürlerden gelmektedir [17].

a. Vanadyum

Vanadyum, normal slab ısıtma sıcaklıklarında tamamıyla çözünür ve etkisi Nb' a göre haddeleme koşullarına daha az bağlıdır. Vanadyum sertleşme sıcaklıklarında homojen dağılmış basit kübik kafesli karbür ve karbonitrür şeklinde bulunur. Mikro alaşım elementleri arasında çelikte en büyük çözünürlüğe sahiptir. Vanadyum'un mikro alaşımlı çelikler üzerindeki etkileri Şekil 2.29'te verilmiştir [41]. Vanadyumnitrür, vanadyumkarbüre göre daha az çözünür. Azot oranının artmasıyla V'un çözünmesi zorlaşır. Vanadyum çökeltileri benzer bir çökelti oluşumu gösteren titanyuma göre, iyi çözünürlüklerinin doğrultusunda, tane büyümesinin engellenmesinde (Zener freni) daha az etkilidir. Yeniden kristalleşme

geciktirmesi oldukça düşüktür. Ferrit oluşturucu bir element olan V, östenitin varoluş sıcaklığının altında ferrit katı çözeltisinde bulunur, böylece dönüşüm bir miktar gecikir. Buna karşın yüksek V çözünürlüğü ferritin normalleştirme tavından sonra iyi bir çökelme sertleşmesine yol açar. VC-NbC sisteminde bulunan karışmama nedeniyle V'un Nb ile ortaklaşa kullanımı son derece avantajlıdır. Kimyasal kararlılıklarının birbirinden uzak olması nedeniyle tane boyutu engellenmesi ve ikincil çökelti oluşumunda rol ayrımı en uygun şekilde gerçekleşir [42].

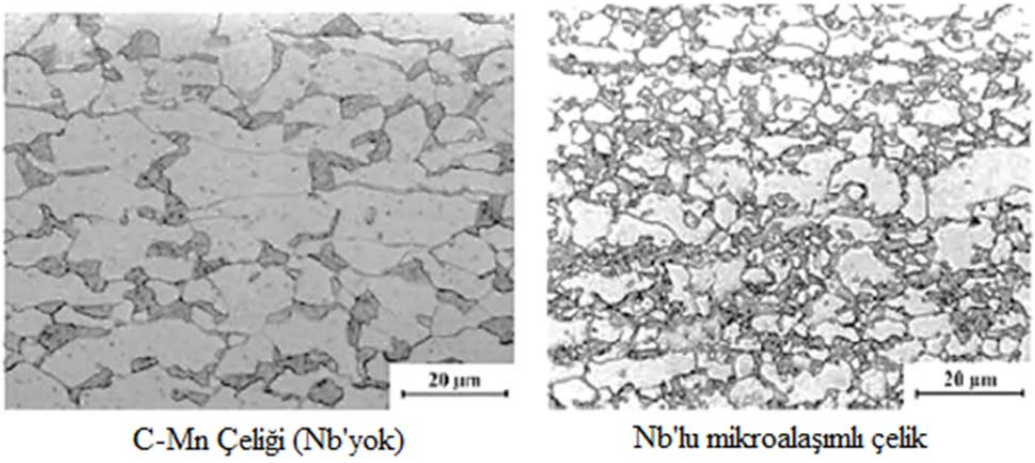


Şekil 2.29: Vanadyumun mikro alaşımlı çelikler üzerindeki etkileri. [41]

b. Niyobyum

Niyobyum çelik içinde yüksek C ve N afinitesine bağlı olarak karbür ve nitrür oluşturur. Çelik içi C ve N çözünürlüğü doğrultusunda döküm sürecindeki katılaşma anında Nb-monokarbonitrür oluşturur. Yoğun olarak çözünmeyen bu çökeltiler ilk etapta östenitleme sıcaklıklarında tane büyümesini engeller [34, 42].

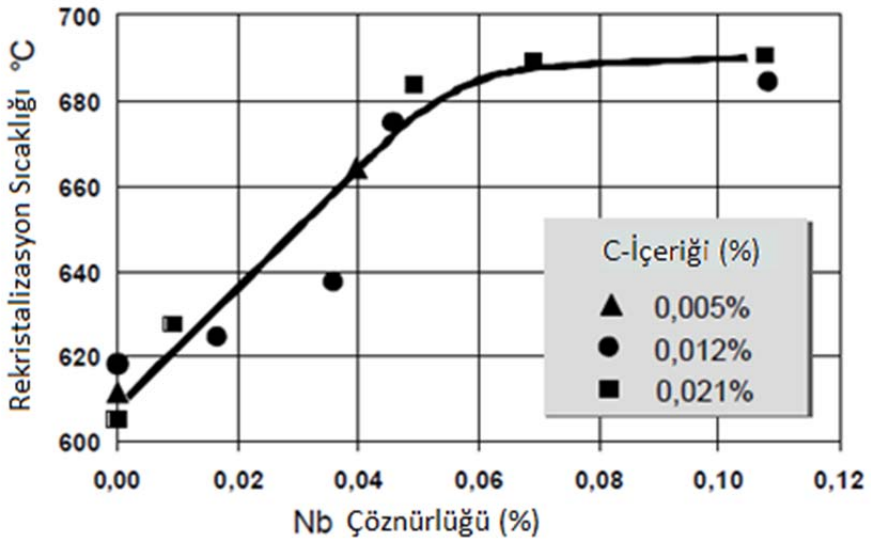
Şekil 2.30'de Nb ile mikro alaşımlandırılmış bir çeliğin tane yapısının, C-Mn çeliği ile tane yapısının karşılaştırılması görülmektedir [43].



Şekil 2.30: Nb ile mikro alaşımlandırılmış çelik ile C-Mn çeliğinin mikroyapı karşılaştırması.[43]

Slabın ısıtma sıcaklıklarında matris içi Nb çözünürlüğü son derece düşük bir seviyede gerçekleşir. Ancak çözünen bir miktar Nb, sıcak haddeleme sürecinde, her bir deformasyon arasında östenit tanelerinin yeniden kristalleşmesini (statik yeniden kristalleşme) son derece efektif bir şekilde geciktirir ve östenit tanelerinin ve dolayısıyla ferrit tanelerinin inceltilmesini sağlar [34, 43].

Şekil 2.31'de Nb çözünürlüğünün rekristalizasyon sıcaklığına etkisi gösterilmiştir [13].



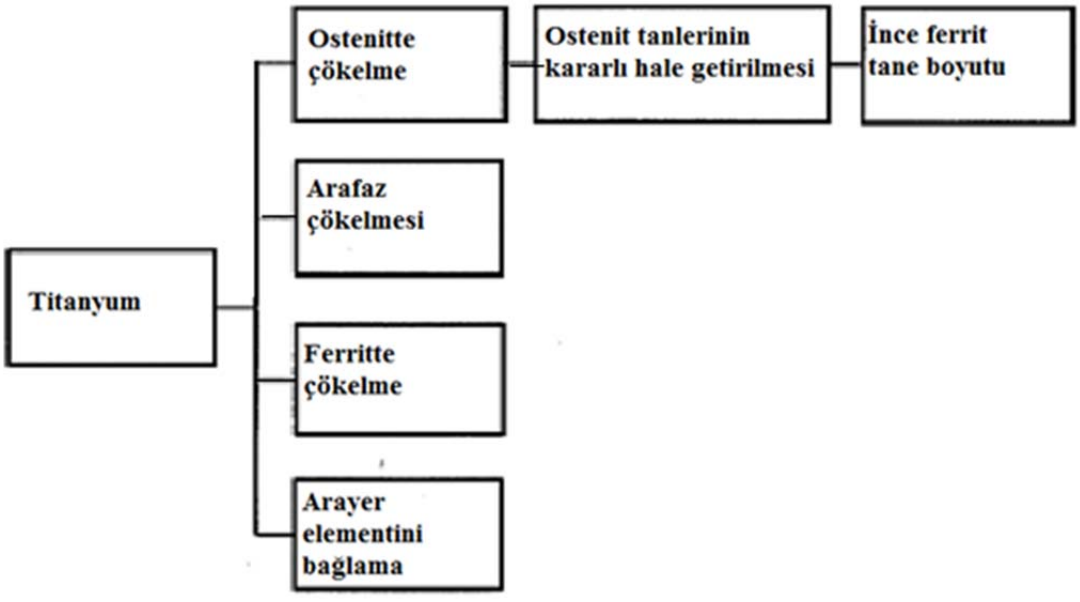
Şekil 2.31: Nb çözünürlüğünün rekristalizasyon sıcaklığına etkisi. [13]

Karbonitrürler haddelemeden sonra soğutmada da çökelirler. Ferrit fazında çökelme başlangıcı östenit-ferrit dönüşümü ile aynı zamanda meydana gelir. Bu çökelti oluşumu, çok

ince çökeltilerle daha etkin olan matris sertleşmesini sağlar. Böylece Nb, hem tane küçülmesinde (çok etkili) hem de çökelti sertleşmesinde (daha düşük etki) etkili olur [34,43].

c. Titanyum

Titanyum; C, N, O ve S için çok güçlü afiniteye sahiptir ve çeşitli bileşikler oluşturur. Titanyumnitrür katı faz olarak çok yüksek sıcaklıklarda oluşur ve yüksek östenitleme sıcaklıklarında östenit tane boyutunu kontrol eder. Ti miktarı yeterince yüksek olduğu zaman, titanyum sülfür ya da titanyum-mangan sülfürlerin küreselleşmesi ile, enine yöndeki tokluğun artışını sağlar ve şekillenebilirliği iyileştirir. İnce titanyumkarbürler oluşan çökeltilerden biridir ve mukavemeti artırır. Zaman zaman oluşan titanyum oksit ise istenmeyen bir bileşiktir. Bu nedenle TiC'ün çökelme kinetiği hakkında bilgi sahibi olmak, termomekanik haddeleme proses parametrelerinin belirlenmesi ve nihai mikro yapı ve mekanik özelliklerin optimize edilmesi için gerekli olmaktadır. Literatürde, TiC çökelmesinin başlangıç ve bitiş zamanı hakkında bazı niceleyici verileri içeren yayınlar bulunmaktadır. TiC çökelmesi NbC çökelmesine göre daha yüksek sıcaklıklarda oluşur, bu nedenle yalın Ti alaşımlı çeliğin nihai östenit tane boyutu Nb alaşımlı çeliğe göre daha yüksektir. Titanyumun etkisi Şekil 2.32'da gösterilmiştir [41].



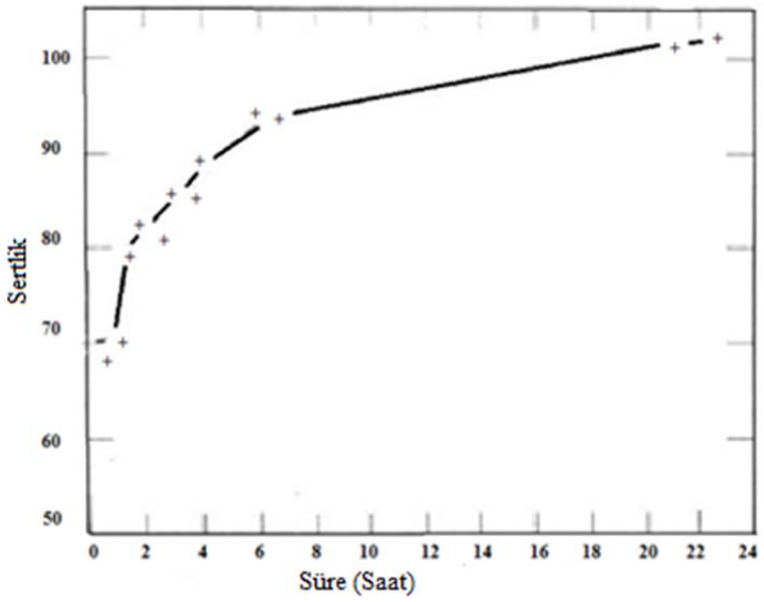
Şekil 2.32: Titanyumun çelikler üzerindeki etkisi. [6]

2.1.3.2 Çökelme Sertleşmesi

Mikro alaşımlı çeliklerin sertleşme mekanizmalarının başında çökelme sertleşmesi gelmektedir. Bundan önceki konularda, mikro alaşımlı çeliklerde oluşan çökeltiler, oluşan çökeltilerin mekanik özelliklere etkisi detaylı olarak aktarılmıştır. Ancak mikro alaşımlı çeliklerin sertleşme mekanizmalarının daha anlaşılır olması açısından çökelme sertleşmesi sürecinin fiziksel metalürjik yaklaşımlarla ele alınması ve detaylandırılması gerekmektedir [44].

Çökelme reaksiyonlarıyla ilgili ana ticari ilgi bu olayın sertleştirme mekanizması olarak kullanılabilirliğinden doğmaktadır. Bu olay ilk olarak Wilm tarafından 1906'da Al-Cu-Mn alaşımına yapılan magnezyum katkısı çalışmalarında sertliğin oldukça yükseldiği görülerek şans eseri keşfedilmiştir [44].

1911'de Wilm'in yayınladığı ilk sonuçlar Şekil 2.33'de görülmektedir. Wilm sertleşme sürecinde mikro yapısal değişiklikler görmemiştir ve bu yüzden sertlik artışının nedeni gizli kalmıştır. İlgili alaşım 1909'da Duralumin adıyla ticari olarak üretilmiştir.1920'de Merica, mukavemet artışının solvüs çizgisi altındaki sıcaklıklarda gerçekleşen sub-mikroskobik çökeltilerden kaynaklandığını doğru bir şekilde belirlemiştir. Bu çalışma, diğer yaşlanma ile sertleşen alaşımların geliştirilmesine yol açmıştır. Ancak 1940'larda elektron mikroskoplarının geliştirilmesiyle çökelti oluşumunun doğası fiziksel olarak açıklanabilmiştir [44].



Şekil 2.33: A. Wilm tarafından 1911'de yayınlanan ilk yaşlandırma eğrisi. [44]

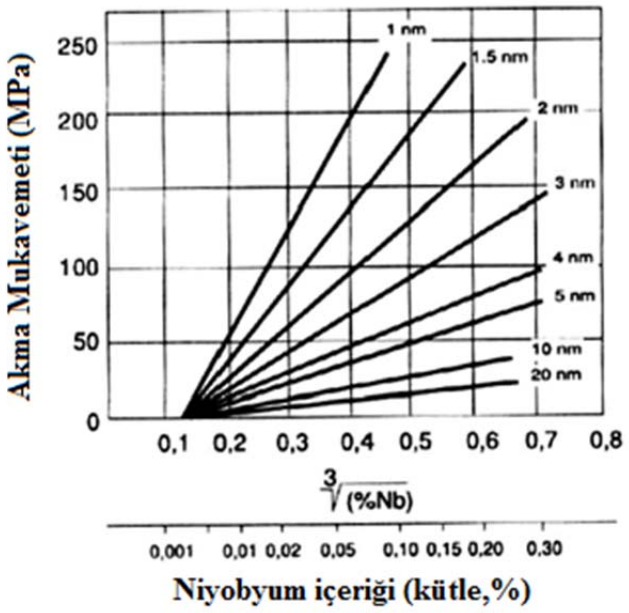
Çökelti fazları çoğu zaman plaka veya iğne gibi karakteristik şekillerde oluşur. Bu konumlarda çökelti partiküllerinin görüntüsü Şekil 2.34'deki görüntüye benzer bir karakteristik düzen içerir. Bu şekilde Carl von Schreibers'in 1820'de yayınladığı bir demir-nikel meteoritinin görüntüsü verilmiştir. Burada parlatılmış yüzey Aloys von Widmanstatten tarafından nitrik asit ile dağlanmıştır. Bunun sonucu olarak matrisin öncelikli kristalografik düzlemlerde bulunan ikincil faz plaka veya iğnelerinin görüntüsüne sahip herhangi bir yapıya Widmanstatten yapısı adı verilir [44].



Şekil 2.34: Elbogen demir meteoru.1813'te Schreibers ve Von Widmanstatten tarafından dağlanan yüzeyden alınan topografik baskı. [44]

Çökelmeyle sertleşen alaşımların mukavemeti direkt olarak oluşan koherent çökeltilerin tane boyutu ile ilgilidir. Bu nedenle uyumlu çökeltilerin oluşumundan sonra büyümelerinin engellenmesi şiddetle arzulanır [44].

Şekil 2.35'da mikro alaşımlı bir çelikte farklı boyutlarda oluşan Nb(C,N) çökeltilerinin akma mukavemetine olan etkisi görülmektedir [12].



Şekil 2.35: Farklı boyutlarda oluşan Nb(C.N) çökeltilerinin akma mukavemetine olan etkisi. [12]

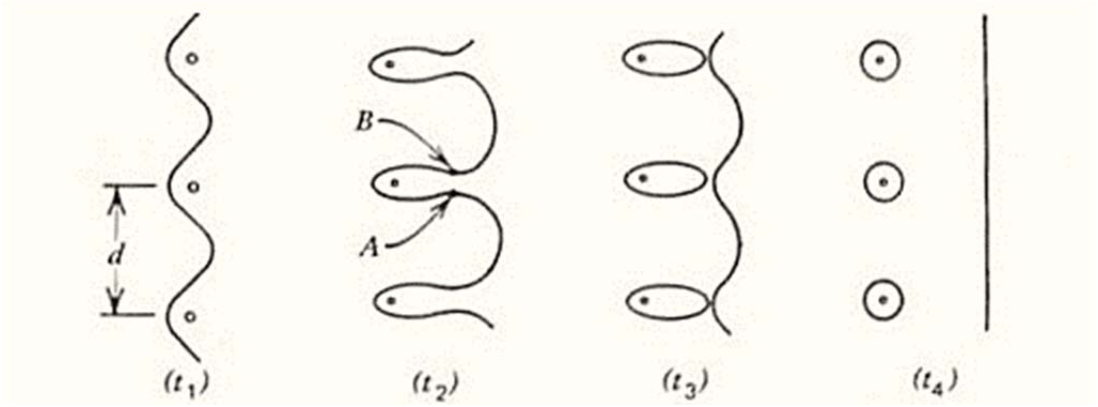
Ayrıca, çökelmeyle sertleşen alaşımların mukavemeti disperse olmuş çökelti fazının dislokasyonlarla etkileşimini yansıtır. Bu nedenle koherent bir ikincil faz çökelmesi metalurjistlere belkide en kapsamlı sertleşme mekanizmasını mümkün kılar. Bu mekanizmanın doğasını anlamak için dislokasyonların ince dağılım gösteren ikincil fazla etkileşimini incelemek gerekir. Hareket eden dislokasyonların disperse olmuş taneciklerle etkileşimi, kritik kayma gerilmesini $\Delta\tau$ kadar artırır. Dislokasyon tanecik etkileşimi, dislokasyonun ikincil faz taneciğine geçişine bağlı olarak üç gruba ayrılabilir. Ancak en fazla görülen mekanizma 1. ve 2. mekanizma türleridir [44].

Dislokasyon-tanecik etkileşim mekanizmaları şunlardır:

1. Taneciğin etrafından dolaşır, yani taneciği halkalayarak aşar,

2. Taneciği keser,

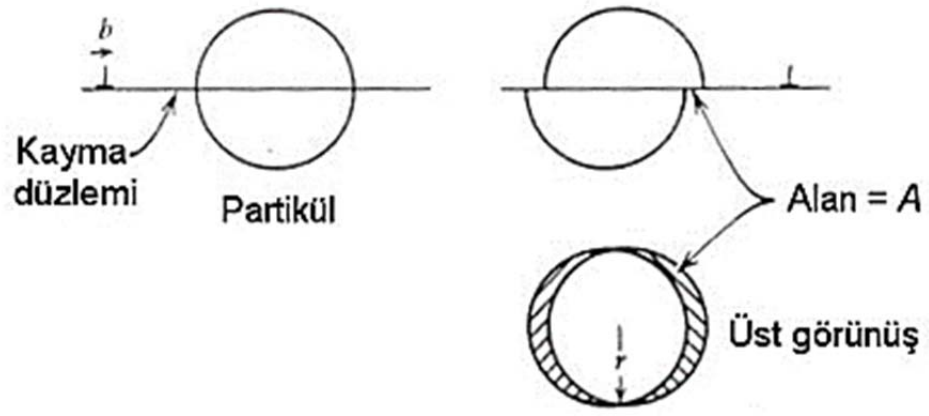
3. Taneciğin etrafından çapraz kayar.



Şekil 2.36: Çökelti partikülleri dizisi ile bir dislokasyon çizgisinin etkileşimi. [44]

Şekil 2.36'da çöeklti partikülleri dizisi ile bir dislokasyon çizgisinin etkileşimi gösterilmiştir. Çökelti partiküllerine değen noktalarda hareketinin engellenmesi ile bir dislokasyonun bükületeğini gösterir. Uygulanan kayma gerilmesi artırıldığında dislokasyon hareketi yeteri kadar bükülerek t2 zamanında A ve B noktalarında birleşmeye başlar.Bu halkalanma mekanizmasıyla çökelti partiküllerinden her dislokasyon geçişiyle t4 zamanında gösterildiği gibi çökelti taneciğinin etrafında bir dislokasyon halkası bırakılır ve bu mekanizma 1948'de Orawan tarafından takdim edilmiştir [44].

Dislokasyonun çökelti partikülü içinden kayarak geçmesi mümkündür. Bu hareket Şekil 2.37'de gösterildiği gibi partikülün kayma düzleminde 1b vektörü kadar yer değiştirmesi neden olur. Böylece tanecik dislokasyon tarafından bir tür kesilmiş olur [44].



Şekil 2.37: Bir dislokasyonun kayma hareketi ile partikülü kesmesi. [44]

Çeliklerde nihai mikro yapı büyük oranda sıcak deformasyon ile ilgilidir. Sıcak deformasyon sonrasında mikro alaşımlı çeliklerde deformasyon enerjisi nedeniyle gerinme katkılı çökelti soluşumu gerçekleşir. Deformasyon sonrası gerinmeden doğan enerji malzeme içerisinde depolanır. Bu enerji toparlanma ve rekristalizasyon için itici güç sağlar [44].

2.1.3.3 Toparlanma ve Yeniden Kristalleşme

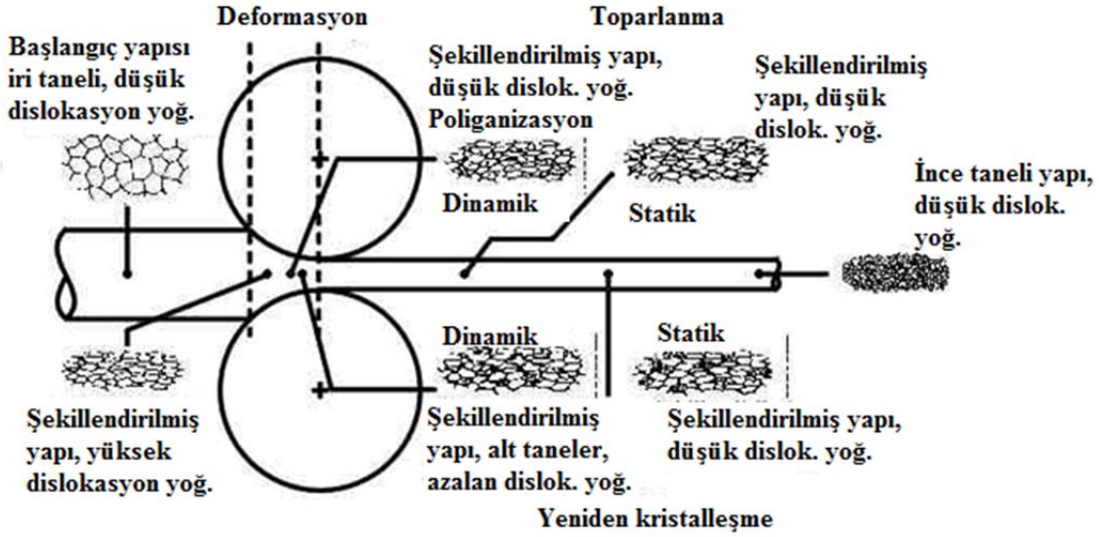
Alaşımların yapısını kontrol etmemize müsaade eden katı-katı faz dönüşümlerinin farklı tiplerinden biride yeniden kristalleşme (rekristalizasyon) dir. Yeniden kristalleşme olayında öncelikle metal önemli miktarlarda plastik olarak deforme edilmiş olmalıdır. Örneğin bir malzemede haddeleme Şekil 2.38' te görüldüğü gibi tanelerin uzamasına neden olur. Bu malzeme ortalama olarak mutlak ergime sıcaklığının yarısı derecesine getirildiğinde (istisnai durumlar mevcuttur) ard arda bazı olaylar gerçekleşir. Bir optik mikroskop ile gözlendiğinde t_1 zamanına kadar hiçbir değişimin olmadığı, bu zamandan sonra matrisin soğuk şekil değiştirmiş taneler içinde yeni tanelerin çekirdeklenmeye başladığı görülür. Bu taneler t_2 zamanına kadar oldukça hızlı büyüyerek bütün soğuk şekil değiştirmiş tanelerin kaybolmasına neden olur. Bu yeni taneler ise t_3 zamanına kadar daha düşük bir hızla büyüyecekler ve nihai tane boyutu elde edilecektir [44].



Şekil 2.38: Toparlanma-yeniden kristalleşme-tane büyümesi sıralanmasıyla gerçekleşen olayların şematik gösterimi. [44]

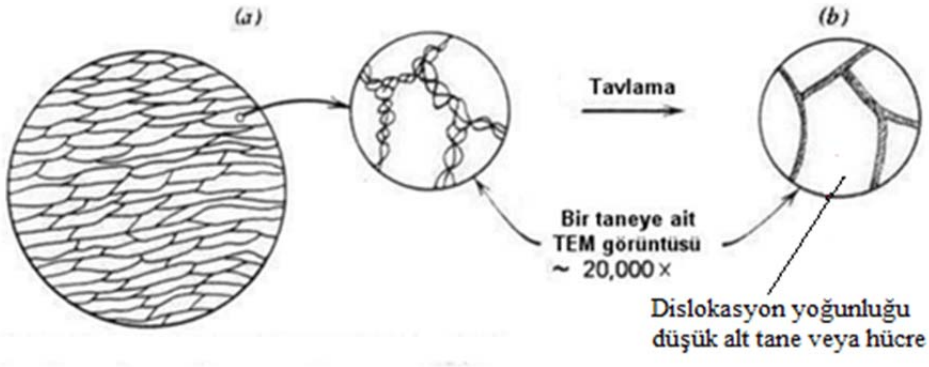
Toparlanma mekanizması, yeni gerinmesiz tanelerin ortaya çıkmasından önce oluşan tüm tavlama olaylardır. t_1'den t_2'ye kadar gerinmesiz tanelerin büyümesi için itici güç, soğuk şekil değiştirmiş matrisin depoladığı enerjidir. t_2'den sonra büyüme için yegâne itici güç tane sınırlarının bükümü olmaktadır. Sonuç olarak bir soğuk şekil değiştirmiş metalin tavlanması

sonucu oluşan proseslerin toparlanma, yeniden kristalleşme ve tane büyümesi şeklinde üç bölüme ayrıldığı görülebilir. Bir metal plastik olarak deforme edildiğinde hatırı sayılır miktarda enerji harcanır. Bu enerjinin çoğu ısıya gider, fakat küçük bir miktarı metalde depolanmış enerji olarak kalır. Bu depolanmış enerji, toparlanma ve yeniden kristalleşme gibi ısıtma sonucu görülen iki reaksiyon aşamasına kaynak teşkil eder. Üçüncü aşama olan tane büyümesi sadece indirekt olarak bu iki aşamayla ilişkilidir [44].



Şekil 2.39: Statik ve dinamik gevşeme ile meydana gelen yapısal değişimler. [44]

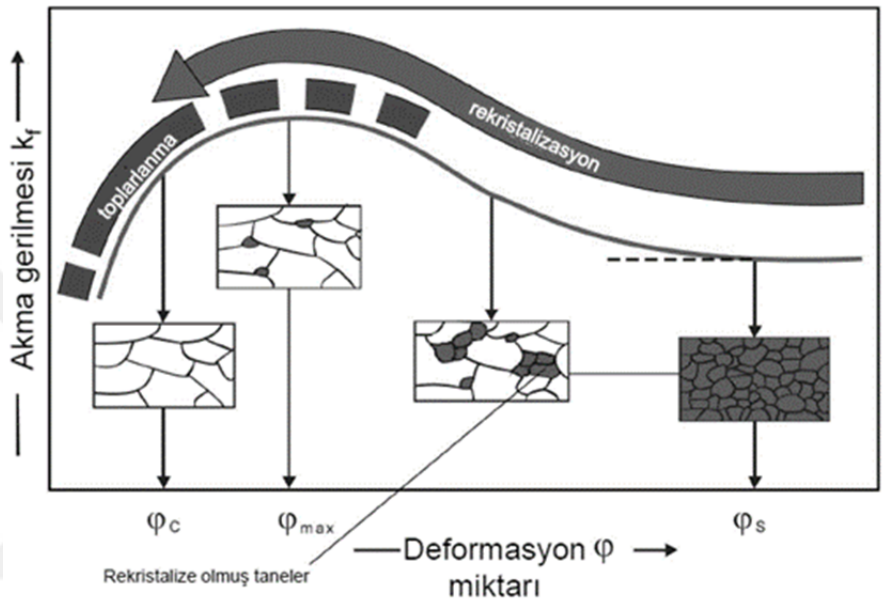
Plastik deformasyon kristal kafesinde; dislokasyonlar, boş yerler, ara yer atomları, istif hataları ve ikiz tane sınırları gibi hatalar üretecektir. Deformasyon yeterli seviyede ise ve uygun sıcaklık mevcut ise malzemede yeniden kristalleşme görülecektir [44].



Şekil 2.40: Tane ve alt tane yapısının şematik gösterimi. [44]

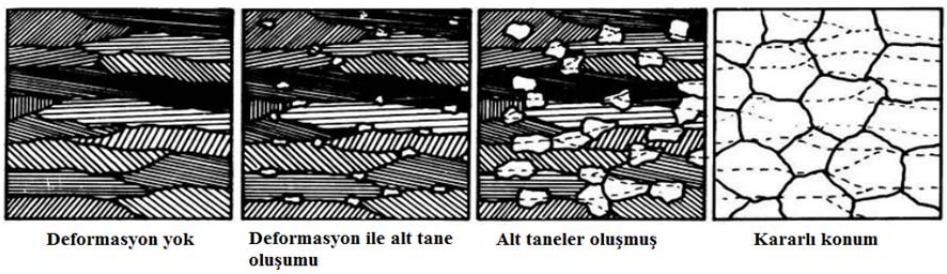
2.1.3.4 Dinamik Toparlanma ve Dinamik Yeniden Kristalleşme

Bir metal yüksek sıcaklıklarda deforme edilirse, ısıl aktivasyon nedeniyle dinamik toparlanma gerçekleşir. Gerilme/gerinme eğrisinin başlangıçtaki pekleşme kısmında dislokasyon yoğunluğu giderek artar. Dislokasyonlar birbirine dolanarak alt tane sınırlarını oluştururlar. Deformasyon ilerlerken, bu kez pekleşme hızı düşmeye başlar [32].



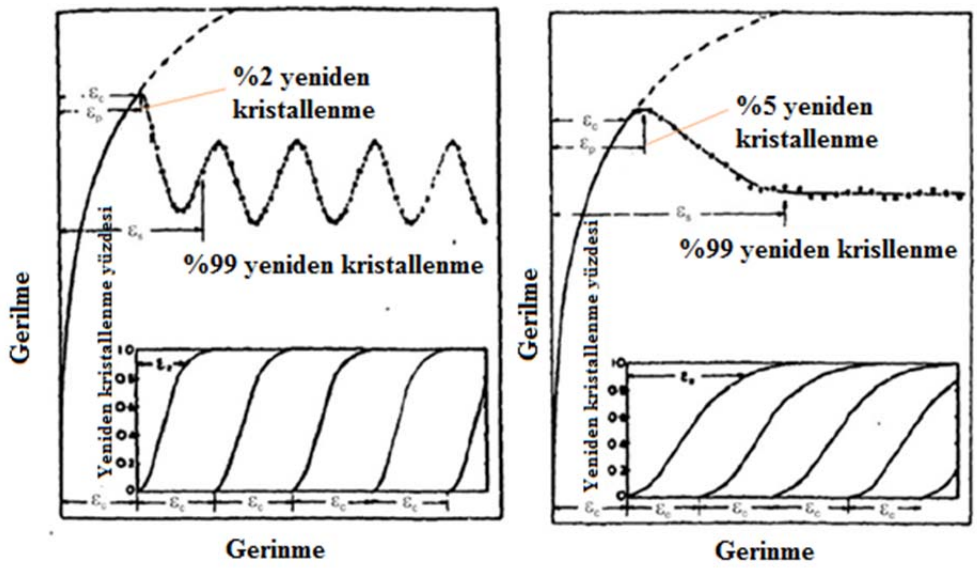
Şekil 2.41: Deformasyon miktarına bağlı yeniden kristalleşme sonrası malzemenin akma gerilmesindeki değişim. [31]

Bu olay dislokasyonların birbirlerini yok etme hızının artmasından kaynaklanır ve dislokasyon yoğunluğuna bağlıdır. Dislokasyonların yok olma hızı dislokasyon üretme hızı ile eşitlendiğinde, kararlı konuma (steady state) gelinir. Kararlı konumu tanımlamak için gerilmenin sabit olduğu ve denge alt tane boyutuna ulaşılan bir konum denilebilir [32].



Şekil 2.42: Şekil değiştirme sürecinde alt tane oluşumu. [45]

Düşük istif hatası enerjili metallerde (çoğunlukla YMK kristal yapılı metallerde), deformasyonun ilk aşamalarında ortaya çıkan dislokasyonların oluşturduğu alt tane yapısı toparlanma ile giderilemez. Bu noktada deformasyon koşullarına bağlı olarak kritik dislokasyon yoğunluğuna ulaşılması gerekir. Böyle bir durum oluşursa, yeniden kristallenmenin çekirdeklenmesi tane sınırlarında bulging (büzülme) ile gerçekleşir. Dislokasyonlar yüksek açılı tane sınırlarının göçü ile yok olmaya başlar ve yapı gerinmenin olmadığı yeni bir yapıya dönüşür. Bu olaylar gerçekleşirken oluşan akma eğrileri Şekil 2.43'deki gibidir [28,46].



Şekil 2.43: Düşük ve yüksek gerinme hızlarında dinamik yeniden kristalleşmenin akma eğrileri örnekleri. [45]

Düşük gerinme hızlarında, dinamik yeniden kristallenmenin oluşturduğu akma gerilmesi azalması periyodik çevrimler ile izlenir. Bu çevrimlerin her birinde pekleşme, ardından yumuşama gerçekleşir. Çevrimin deformasyon sürdükçe azalan bir genlikte sabit bir periyotta süreceği görülür. Çekirdeklenme ve büyüme sırasında deformasyon sürdüğünden dolayı yeni oluşmuş taneler hemen deforme olurlar. Gerinme enerjisinin gradyenti de yeniden kristallenmiş tanelerin merkezinden gelişmekte olan sınırlara doğru düşüktür. Sınırın bir tarafında dislokasyonsuz bir bölge ve yeniden kristallenmemiş diğer tarafında yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip bir bölge bulunduğundan dolayı oluşabilecek bir itici güç ise sürekli deformasyon tarafından düşürülmektedir. Sonuç olarak yeniden kristallenme tamamlanınca ortaya merkezleri deformasyon gösteren taneler çıkar. Bu taneler aynı

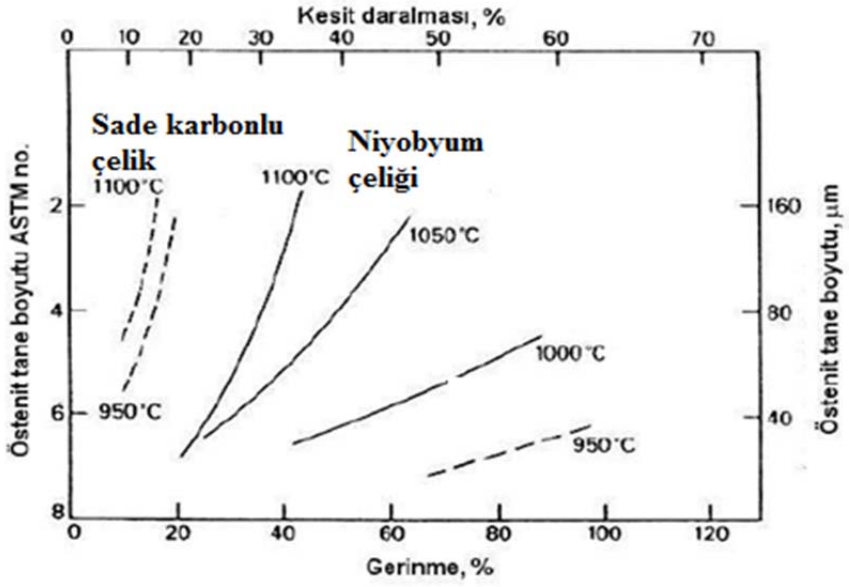
boyuttaki statik olarak yeniden kristallenmiş gerinmesiz tanelerden farklıdır. Eğer deformasyon devam ederse, dislokasyon yoğunluğu ve böylelikle akma gerilmesi artar. Bu durumda yukarıda anlatılanlar tekrar gerçekleşir ve bir yeniden kristalleşme çevrimi daha meydana gelir [45].

2.1.3.5 Statik Toparlanma ve Statik Yeniden Kristalleşme

Plastik deformasyon sonrasında, deformasyon enerjisinin bir kısmı malzeme içerisinde saklanır ve bu nedenle malzeme termodinamik olarak kararsız hale gelir. Deformasyonu meydana getiren yük kalkar kalkmaz, metal toparlanma ile yumuşamaya başlar. Bunun nedeni dislokasyonların yok olması ve yeniden düzenlenmesidir. Toparlanma sırasında herhangi bir tane sınırı hareketi gerçekleşmez. Hatta mikroyapıda belirlenebilir bir değişim gözlenemez. Dislokasyon yoğunluğunun düşmesi ve dislokasyonların yeniden düzenlenmesi ile meydana gelen iç gerilmedeki azalma nedeniyle akma gerilmesinin değeri % 40'a kadar azalabilir [28,46].

Statik yeniden kristallenme ancak gerekli gerinme değeri aşılmış ise gerçekleşebilir. Ayrıca statik toparlanma sırasında yeniden kristallenme için gerekli tane çekirdeklerinin oluşması için gerekli süre verilmiş olmalıdır [45].

Şekil 2.44'de sade karbonlu bir çelik ile Nb çeliği arasındaki yeniden kristalleşme için gerekli deformasyon farklılıkları gösterilmiştir [31].



Şekil 2.44: Sade karbonlu bir çelik ile Nb çeliği için yeniden kristalleşme deformasyon yüzdesi ve sıcaklığa bağlı olarak östenit tane boyutundaki değişim. [31]

3. MALZEME VE YÖNTEM

3.1 DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Tez çalışması kapsamında mikro alaşımlı çeliklerde mikro alaşım elementlerinin şekillendirilebilirliğe olan etkilerinin incelenmesi amaçlanmıştır. Bu bağlamda, farklı mikro alaşım elementleri içeren 7 farklı mikro alaşımlı çelik ve bu çeliklerin karşılaştırılacağı mikro alaşım elementi içermeyen ama benzer kimyasal bileşime sahip çelikler belirlenmiştir. Elementlerin etkisi metalografik ve mekanik test değerleri ile açıklanmıştır.

Tez çalışması kapsamında incelenen numunelerde;

1. Niyobyum etkisi,
2. Titanyum etkisi,
3. Vanadyum etkisi,
4. Nb-Ti kombinasyonu etkisi,
5. Nb-V kombinasyonu etkisi,
6. V-Ti kombinasyonu etkisi,
7. Nb-Ti-V kombinasyonu etkisi

araştırılmıştır.

İncelemelerde ağırlıklı olarak mikro alaşımlı çeliklerde etkili olan elementlerin yüzde oranlarına yer verilmiş bunun dışında kalan element yüzdelerine yer verilmemiştir. Belirlenen numunelere çekme testi, tane boyutu analizi, elektron mikroskobu analizleri uygulanmış elde edilen bulgular malzemelerin şekillendirebilirliği açısından yorumlanmıştır. Sonuçlar tezin son bölümünde detaylı olarak paylaşılmıştır.

3.1.1 İncelemelerde Kullanılan Çelik Kaliteleri

Deneysel çalışmada 7 farklı mikro alaşımlı çelik kullanılmış olup bunların; sırasıyla standartları, kaliteleri, kullanım alanları ve üretim şeklinde göre mamul sınıfları aşağıda verilmiştir.

1a- Niyobyum etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesi

1. EN 10149-2:2013
2. S355MC (QStE 380TM)
3. Otomotiv Sektörü (Yüksek dayanımlı jant çelikleri)
4. Sıcak Haddelenmiş Mamul

Tablo 3.1: Niyobyum içeren mikro alaşımlı çeliğin kimyasal bileşimi

%C	%Mn	%Si	%Ti	%V	%Ni	**%Nb**
0.08	0.90	0.006	0.010	0.010	0.100	**0.055**

1b- Niyobyum için karşılaştırma numunesi

1. EN 10025-2:2004
2. S275JRC (RSt37-2)
3. Otomotiv Sektörü (Orta Dayanımlı Jant Çelikleri)
4. Sıcak Haddelenmiş Mamul

Tablo 3.2: Niyobyum içeren mikro alaşımlı çeliğin karşılaştırma numunesinin kimyasal bileşimi

%C	%Mn	%Si	%Ti	%V	%Ni	**%Nb**
0.14	1.20	0.10	0.010	0.010	0.100	**0.008**

2a- Titanyum etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesi

1. EN 10083-3: 2006
2. 30MnB5
3. Ziraat aletleri ve özel uygulamalar
4. Sıcak Haddelenmiş Mamul

Tablo 3.3: Titanyum içeren mikro alaşımlı çeliğin kimyasal bileşimi

%C	%Mn	%Si	**%Ti**	%V	%Ni	%Nb
0.29	1.30	0.25	**0.030-0.045**	0.010	0.100	0.008

2b- Titanyum için karşılaştırma numunesi

1. EN 10028-2: 2009
2. P355GH
3. Yüksek Sıcaklık ve Basınçlı Kullanıma Uygun Kazan Çelikleri
4. Sıcak Haddelenmiş Mamul

Tablo 3.4: Titanyum içeren mikro alaşımlı çeliğin karşılaştırma numunesinin kimyasal bileşimi

%C	%Mn	%Si	**%Ti**	%V	%Ni	%Nb
0.19	1.60	0.450	**0.010**	0.010	0.100	0.008

3a- Vanadyum etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesi

1. EN 10149-2:1995
2. S315MC

3. Otomotiv (şasi çelikleri)

4. Sıcak Haddelenmiş Mamul

Tablo 3.5: Vanadyum içeren mikro alaşımlı çeliğin kimyasal bileşimi

%C	%Mn	%Si	%Ti	**%V**	%Ni	%Nb
0.07	0.35	0.100	0.010	**0.036**	0.100	0.008

3b- Vanadyum için karşılaştırma numunesi

1. DIN EN 10025-2: 2004

2. S235JR

3. İnşaat Makineleri İmalatı, İş Makineleri İmalatı, Genel Konstrüksiyon Çelikleri

4. Sıcak Haddelenmiş Mamul

Tablo 3.6: Vanadyum içeren mikro alaşımlı çeliğin karşılaştırma numunesinin kimyasal bileşimi

%C	%Mn	%Si	%Ti	**%V**	%Ni	%Nb
0.09	0.30	0.15	0.010	**0.010**	0.100	0.008

4- Nb-Ti' un ikili etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesi

1. DIN EN 10028-3: 2009

2. P355NH

3. Basınç Altında Kullanıma Uygun Ürünler (Basınçlı kaplar, Tüp)

4. Sıcak Haddelenmiş Mamul

Tablo 3.7: Nb-Ti ağırlıklı mikro alaşımlı çelik numunenin kimyasal bileşimi

%C	%Mn	%Si	**%Ti**	%V	%Ni	**%Nb**
0.17	1.60	0.40	**0.017**	0.010	0.100	**0.040**

5- Nb-V' un ikili etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesi

1. DIN EN 10346:2015
2. HX420LAD+Z
3. Otomotiv
4. Soğuk Haddelenmiş Mamul

Tablo 3.8: Nb-V ağırlıklı mikro alaşımlı çelik numunenin kimyasal bileşimi

%C	%Mn	%Si	%Ti	**%V**	%Ni	**%Nb**
0.08	1.10	0.030	0.010	**0.045**	0.080	**0.045**

6- V ve Ti' un ikili etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesi

1. DIN EN 10025-2: 2004
2. S355J2
3. Yapı/Konstrüksiyon (yüksek mukavemetli demir yolu araç sektörü)
4. Sıcak Haddelenmiş Mamul

Tablo 3.9: V-Ti ağırlıklı mikro alaşımlı çelik numunenin kimyasal bileşimi

%C	%Mn	%Si	**%Ti**	**%V**	%Ni	%Nb
0.16	1.35	0.30	**0.025**	**0.040**	0.100	0.008

7a- Nb, Ti, V 'un üçlü etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesi,

1. DIN EN 10025-2:2004
2. S355J2C+N
3. Katlamaya uygun çelikler, Rüzgâr Enerjisi Santralleri Gövde Yapımı
4. Sıcak Haddelenmiş Mamul

Tablo 3.10: Nb-Ti-V ağırlıklı mikro alaşımlı çelik numunenin kimyasal bileşimi

%C	%Mn	%Si	**%Ti**	**%V**	%Ni	**%Nb**
0.17	1.35	0.15-0.30	**0.020**	**0.060**	0.100	**0.040**

7b- Nb, Ti, V için karşılaştırma numunesi

1. DIN EN 10346: 2015
2. HX220BD+Z
3. Otomotiv (Çinko ile kaplanarak "galvanize edilmiş" fırın sertleşmeli çelikler)
4. Soğuk Haddelenmiş Mamul

Tablo 3.11: Nb-Ti-V ağırlıklı mikro alaşımlı çeliğin karşılaştırma numunesinin kimyasal bileşimi

%C	%Mn	%Si	**%Ti**	**%V**	%Ni	**%Nb**
0.0025	0.30	0.030	**0.010**	**0.007**	0.080	**0.005**

3.1.2 Metalografik Çalışmalar

Seçilen numuneler bakalite alınarak % 2 nital çözeltisiyle dağlanmış ve Nikon Eclipse MA200 optik mikroskobu ile mikro yapı görüntüleri elde edilmiştir.

Çeliğin mekanik özellikleri tane boyutları ile doğrudan ilişkili olduğundan mikro yapı incelemesiyle tane boyutları analiz edilerek mikro alaşım elementlerinin tane boyutları üzerindeki etkileri araştırılmıştır.

Mikro yapısal görüntüleme süreci özetle;

- Numune alma
- Kalıplama
- Kaba ve ince zımparalama
- Kaba ve ince parlatma
- Dağlama süreçlerinden oluşmaktadır.

Mikro yapı incelemesi için numune hazırlama süreçlerinden geçirilen numunelerin iç yapısına ilişkin belirli bilgiler, ışık mikroskopları ile edinilebilir.

Işık (optik) mikroskobu ile numuneler yaklaşık 2000 büyütmeye kadar büyütülebilir; böylece erişilen maksimum ayırma gücü d=0,25 µm'dir. Işık mikroskobuyla yapılan metalografi (uygun tekniklerle metal ve alaşım mikro yapılarının ortaya konması) sonucu değişik mikro yapısal oluşumlar, örneğin tane sınırları, faz sınırları, mikro gözenekler ile bu oluşumlardaki değişimler gözlenebilir.

3.1.3 Çekme Testi

Numunelere EN 6892-1 (ISO 6892-1:2016) normuna uygun olarak, oda sıcaklığında Zwick / Z1200 marka çekme cihazında çekme testi uygulanmıştır.



Şekil 3.1: Zwick/Roell Z1200 Marka çekme test cihazı

Numuneler rulo sacdan alındığından dolayı çekme testleri yassı numunelere uygun olarak yapılmıştır. Çekme testi, standartlara göre hazırlanmış deney numunesinin tek eksende, belirli bir hızda koparılıncaya kadar çekilmesidir. Bu sırada uygulanan kuvvet ve numunenin uzaması sürekli olarak ölçülür. Çekme deneyi ile saptanan mekanik özellikler, çekme deneyi sonucunda numunenin temsil ettiği malzemeye ait elastisite modülü, rezilyans, akma gerilimi, çekme gerilimi, tokluk, % uzama, % kesit daralması gibi mekanik özellikler hakkında bilgi verir.

Çekme testi uygulanacak numunenin şekli ve boyutları standartlarda belirtilmektedir. Çekme numuneleri marka boyu 100 mm olacak şekilde hazırlanmıştır. (DIN 50125, 50109, 50114)



Şekil 3.3: Çekme testi çubuğu örneği

3.1.4 Elektron Mikroskobu İncelemeleri

Elektron mikroskobunda yapılan analizde hedeflenen, mikro alaşımlı çeliklerde kırılma yüzeyi, mikro yapı ve mikro alaşım elementlerinin oluşturduğu karbonitrür yapılarının kimyasını, dağılımını ve morfolojileri analiz ederek, bu oluşumların malzemenin mekanik özelliklerine ve şekillendirebilirliğine olan etkisini ortaya koymaktır.

Çalışmada JEOL JSM 7100F ve 5600 SEM cihazları kullanılmıştır.

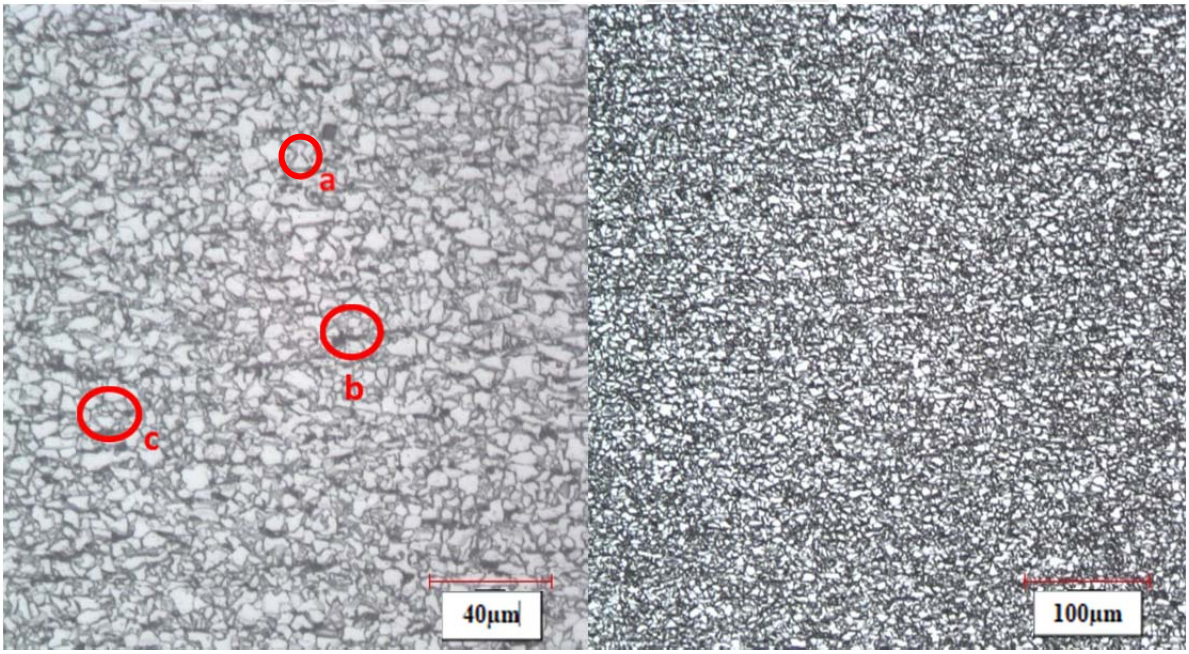
4. BULGULAR

4.1 METALOGRAFİK İNCELEME BULGULARI

1a- Niyobyum etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin optik mikro yapı fotoğrafları aşağıda verilmiştir.

1. EN 10149-2:2013

2. S355MC (QStE 380TM)

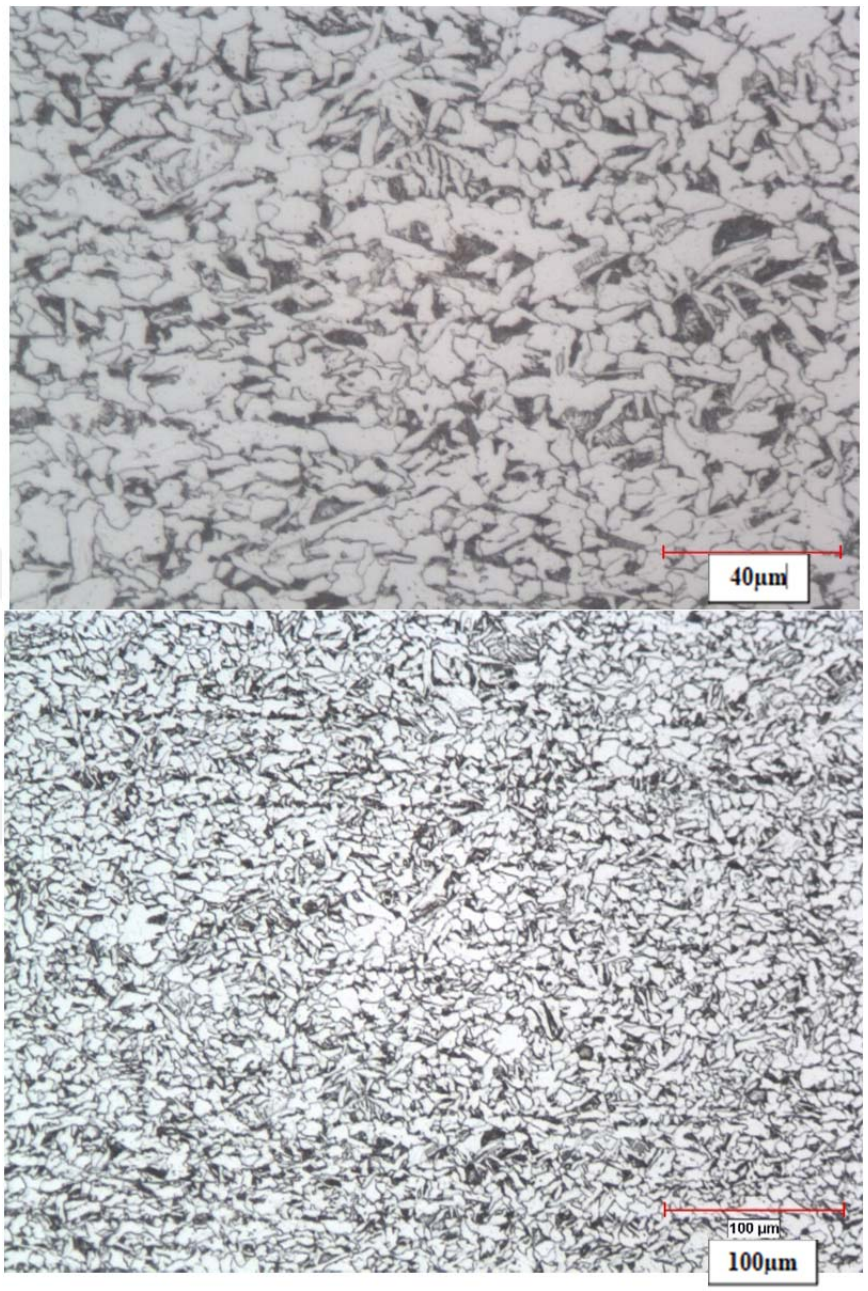


Şekil 4.1: Niyobyum içeren mikro alaşımlı çeliğin (S355MC) mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 12,5- (4,00 µm a:ferrit, b:perlit, c:niyobyum karbür)

1b- Niyobyum için karşılaştırma numunesinin optik mikro yapı fotoğrafları aşağıda verilmiştir.

1. EN 10025-2:2004

2. S275JRC (RSt37-2)

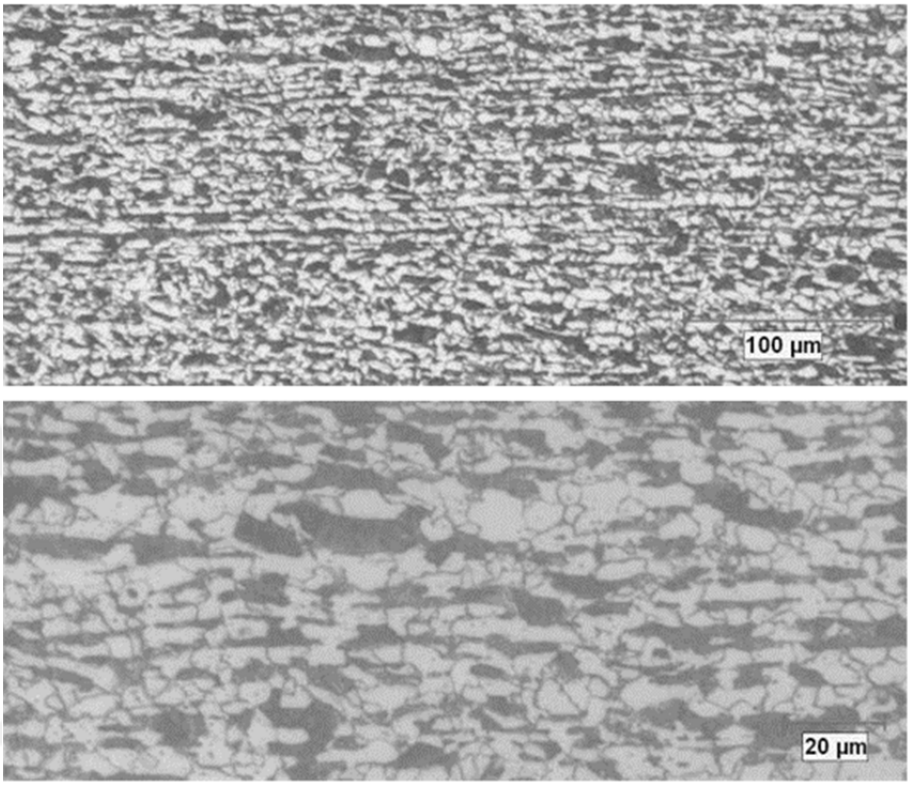


Şekil 4.2: Niyobyum içeren mikro alaşımlı çeliğin karşılaştırma numunesinden (S275JRC) alınan mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 11.0- (7,00 µm)

2a- Titanyum etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin optik mikro yapı fotoğrafları aşağıda verilmiştir.

1. EN 10083-3: 2006

2. 30MnB5

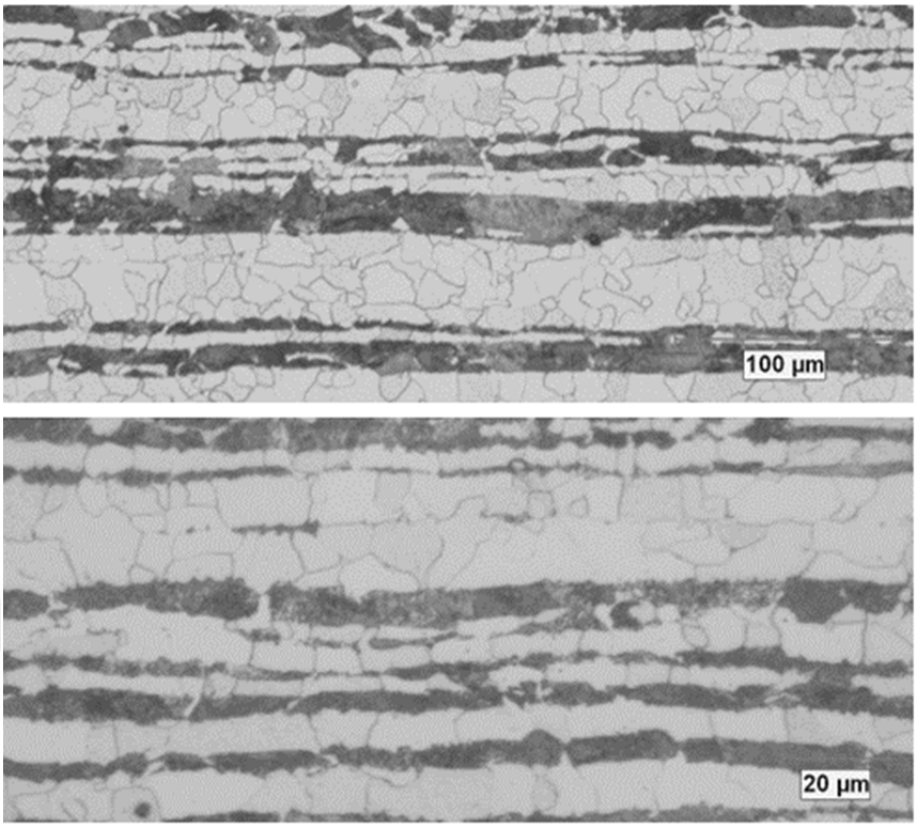


Şekil 4.3: Titanyum içeren mikro alaşımlı çeliğin (30MnB5) mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 12,5- (4,72 µm)

2b- Titanyum için karşılaştırma numunesinin optik mikro yapı fotoğrafları aşağıda verilmiştir.

1. EN 10028-2: 2009

2. P355GH

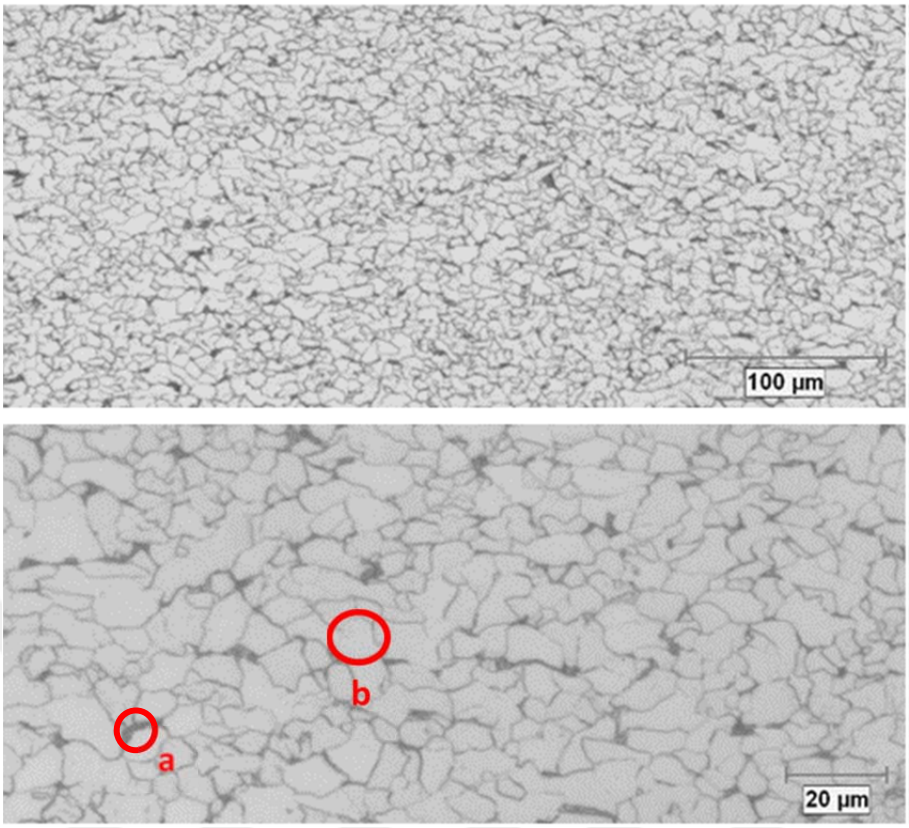


Şekil 4.4: Titanyum içeren mikro alaşımlı çeliğin karşılaştırma numunesinden (P355GH) alınan mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 10,5- (9,0 µm)

3a- Vanadyum etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin optik mikro yapı fotoğrafları aşağıda verilmiştir.

1. EN 10149-2:1995

2. S315MC

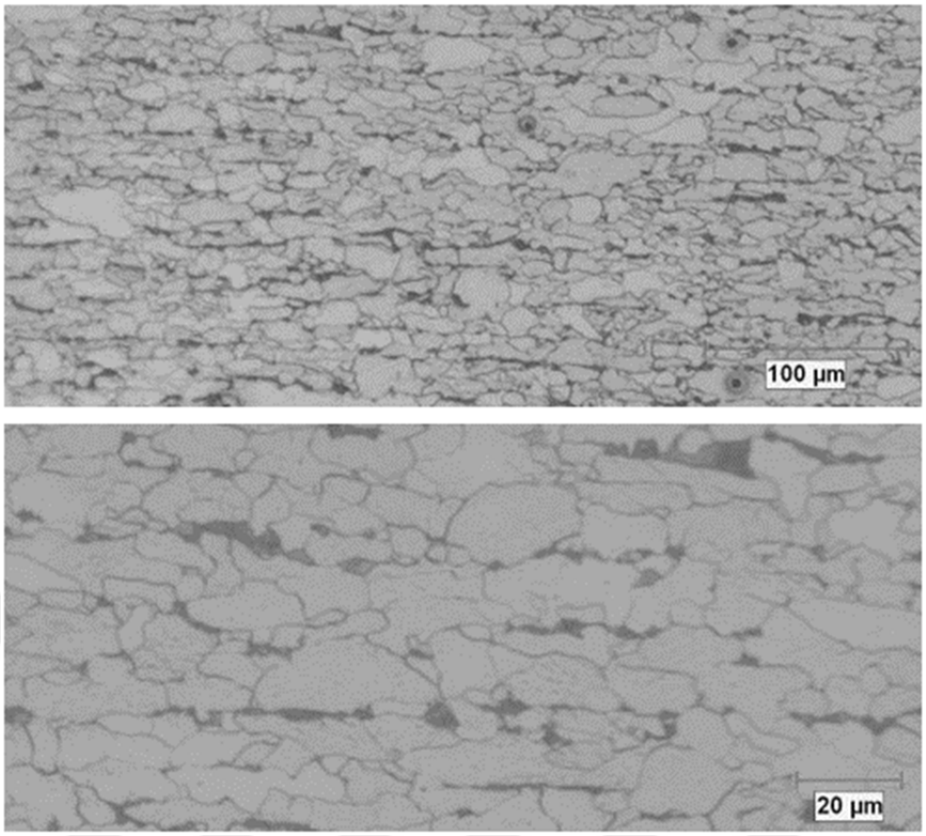


Şekil 4.5: Vanadyum içeren mikro alaşımlı çeliğin (S315MC) mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 12.0- (5,61µm) (a:aseküler ferrit, b:perlit)

3b- Vanadyum için karşılaştırma numunesinin optik mikro yapı fotoğrafları aşağıda verilmiştir.

1. DIN EN 10025-2: 2004

2. S235JR

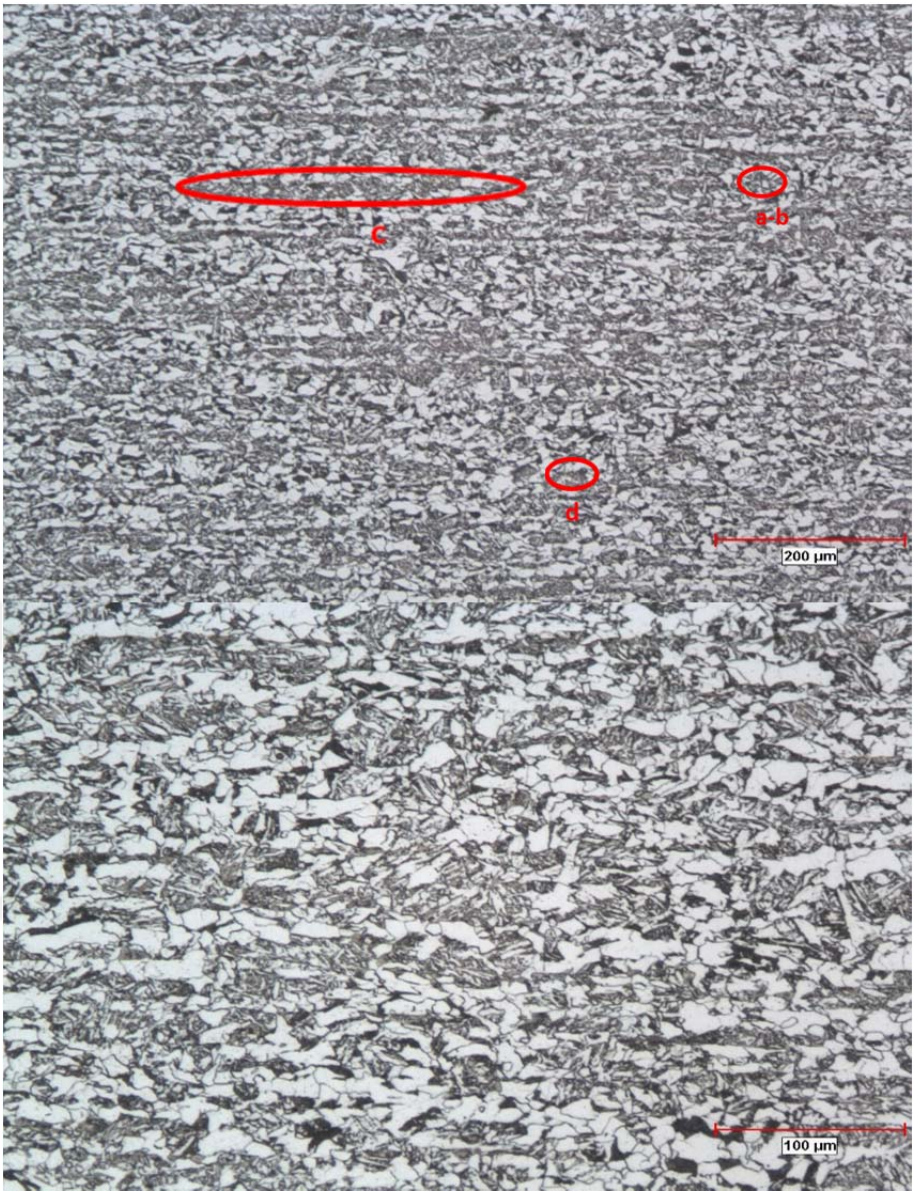


Şekil 4.6: Vanadyum içeren mikro alaşımlı çeliğin karşılaştırma numunesinden (DIN EN 10025-2: 2004) alınmış mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 10.0- (11,2µm)

4- Nb-Ti' un ikili etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin optik mikro yapı fotoğrafları aşağıda verilmiştir.

1. EN 10028-3: 2009

2. P355NH

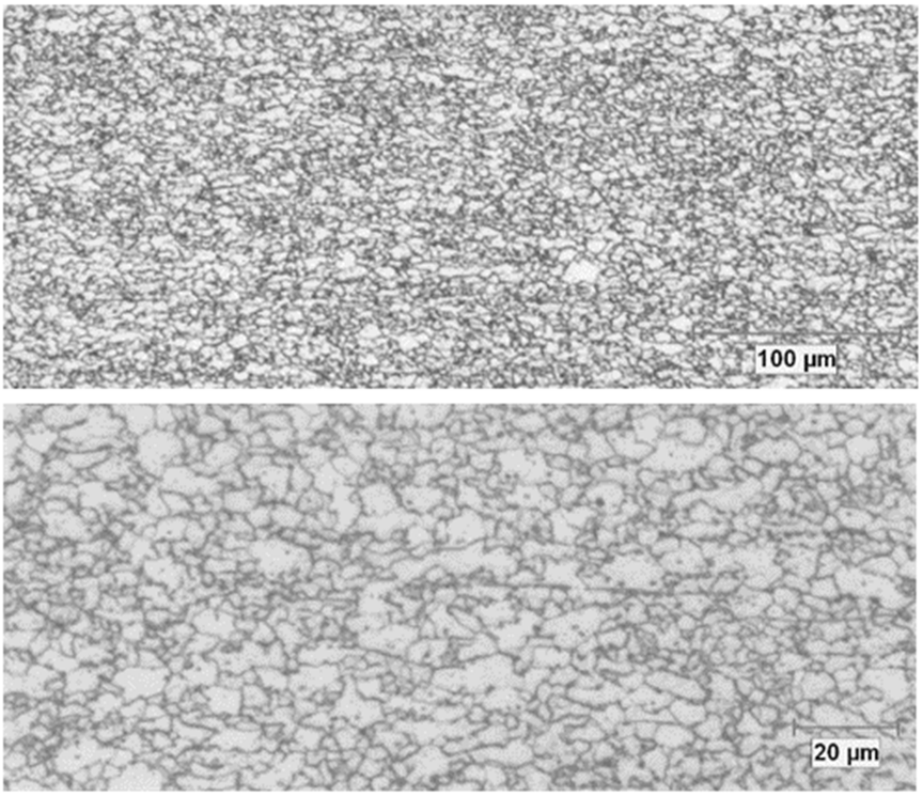


Şekil 4.7: Nb-Ti içeren mikro alaşımlı çeliğin (P355NH) mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 12.5- (4,00µm) (a-b:ferlit-perlit, c:titanyum nitrür ve karbürler, d:niyobyum karbür)

5- Nb-V' un ikili etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin optik mikro yapı fotoğrafları aşağıda verilmiştir.

1. DIN EN 10346:2015

2. HX420LAD+Z

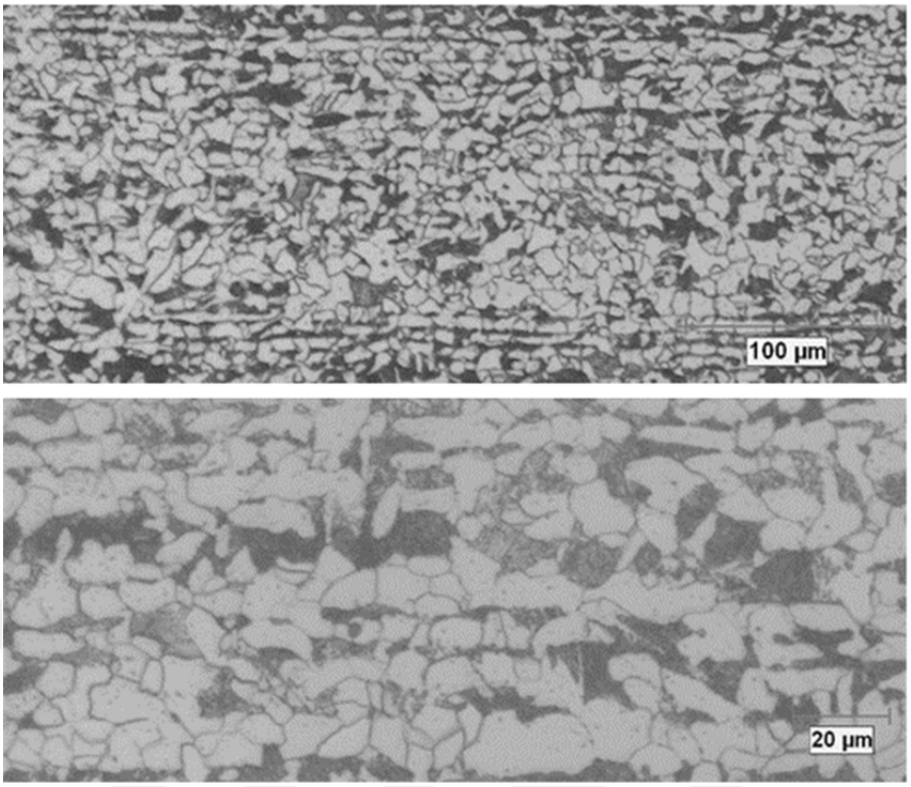


Şekil 4.8: Nb-V içeren mikro alaşımlı çeliğin (HX420LAD+Z) mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 12.5 (4,72µm)

6- Ti ve V' un ikili etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin optik mikro yapı fotoğrafları aşağıda verilmiştir.

1. DIN EN 10025-2: 2004

2. S355J2

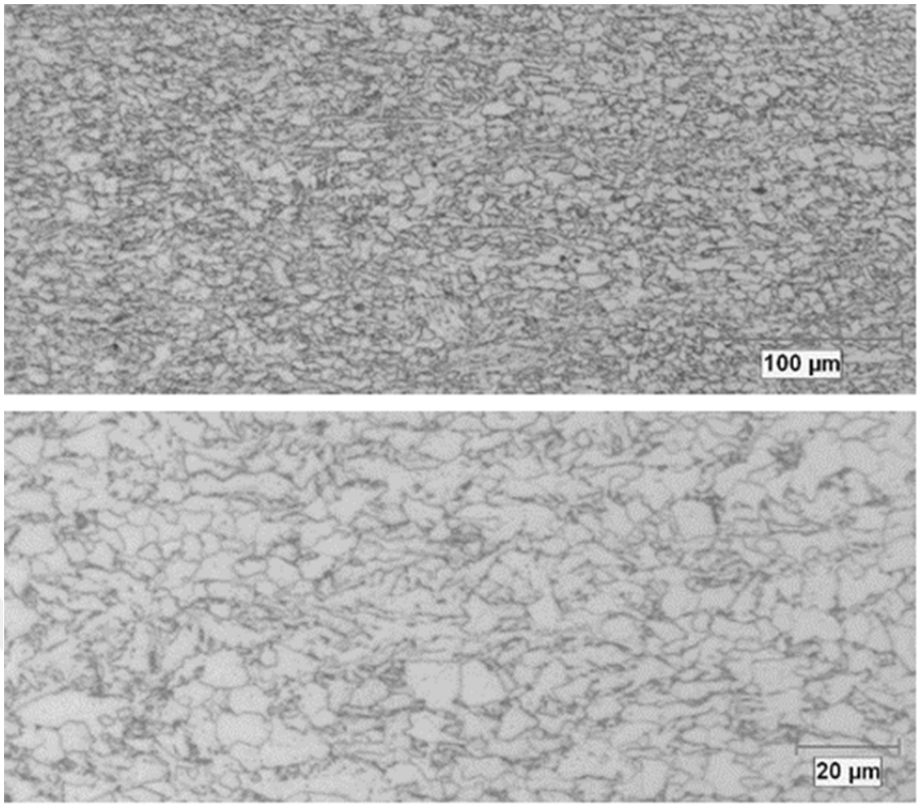


Şekil 4.9: Ti-V içeren mikro alaşımlı çeliğin (S355J2) mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 12.0- (5,61µm)

7a- Nb, Ti, V' un üçlü etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin optik mikro yapı fotoğrafları aşağıda verilmiştir.

1. DIN EN 10025-2:2004

2. S355J2C+N

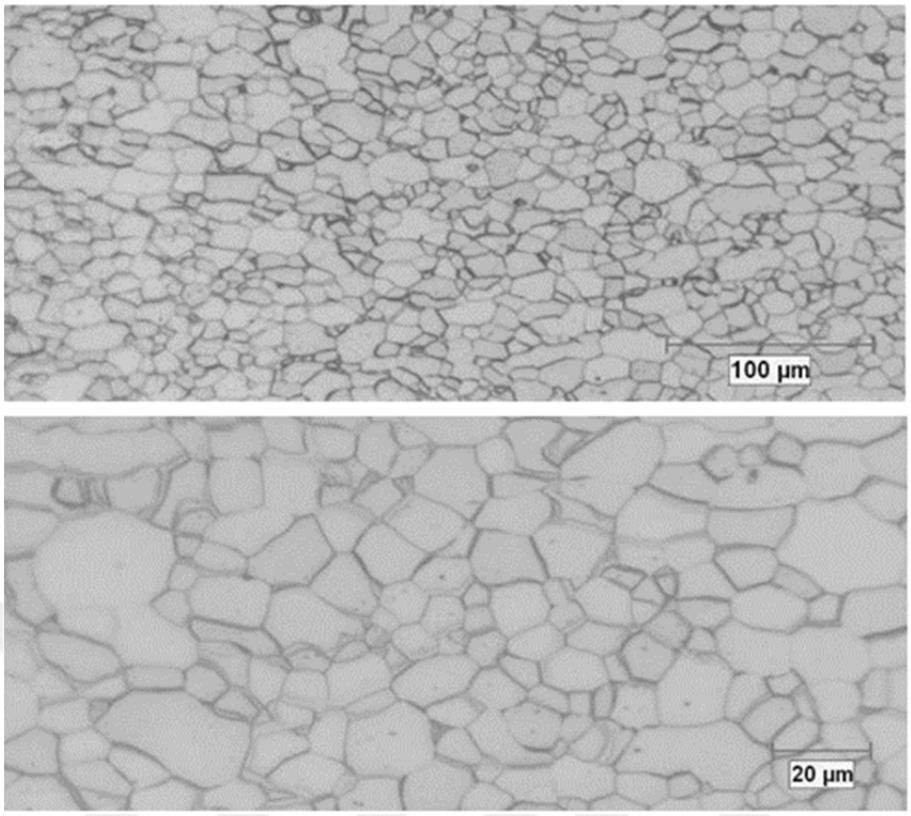


Şekil 4.10: Nb-Ti-V içeren mikro alaşımlı çeliğin (S355J2C+N) mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 12.5- (4,0µm)

7b- Nb, Ti, V için karşılaştırma numunesinin optik mikro yapı fotoğrafları aşağıda verilmiştir.

1. DIN EN 10346: 2015

2. HX220BD+Z



Şekil 4.11: Nb-Ti-V içeren mikro alaşımlı çeliğin karşılaştırma numunesinden (SCGA 340 BH) alınmış mikroyapı görüntüleri, tane büyüklüğü ASTM 10.5- (9,44µm)

4.2 ÇEKME TESTİ BULGULARI

DIN/EN 6892-1 normuna uygun olarak hazırlanan numunelere oda sıcaklığında Zwick/Roell Z1200 marka çekme cihazında çekme testi uygulanmıştır.

Çekme testi her standart için hazırlanan 3 numuneye uygulanarak numunelere ait akma ve çekme mukavemetleri ile yüzde uzama bilgileri aşağıda verilmiş ayrıca karşılaştırma numunelerinden hesaplanan ortalama değerlerin karşılaştırması grafik üzerinde gösterilmiştir. Kalite isimleri standartların kalite isimlendirilmesine göre yapılmıştır.

1a- Niyobyum etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin çekme testi sonuçları

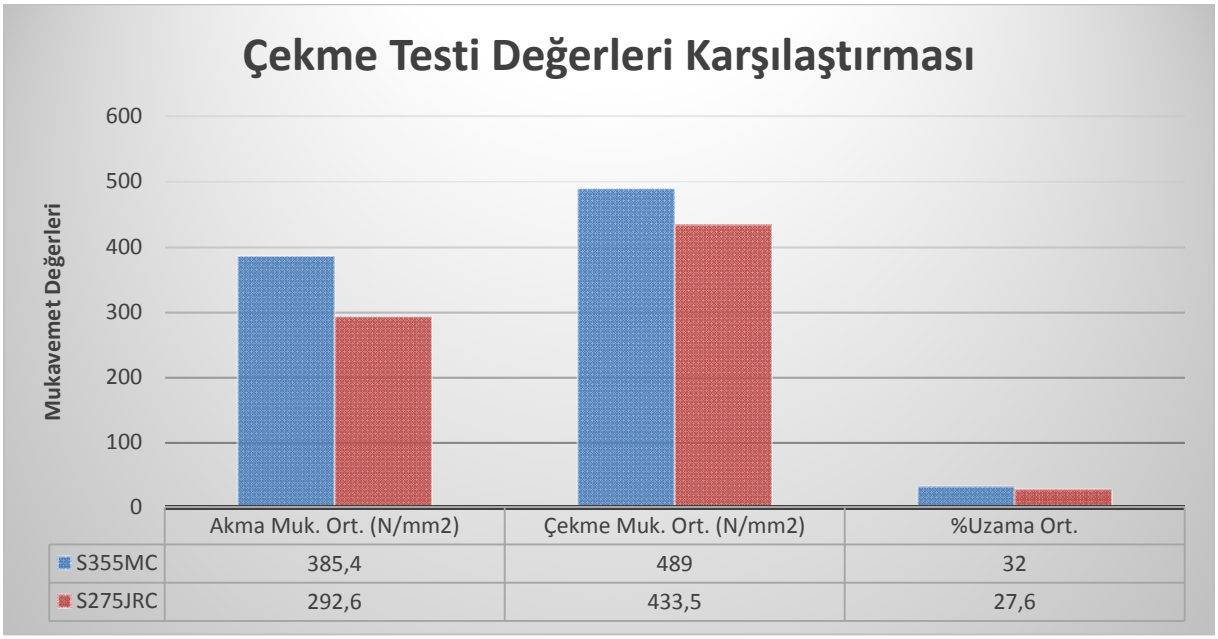
Tablo 4.1: Niyobyum etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinden alınan mekanik değerler

Kalite (STD)	Kalınlık (mm)	Akma Muk. (N/mm^2)	Çekme Muk. (N/mm^2)	Uzama %
S355MC	12,5	397,1	497,1	30
S355MC	12,5	388,4	481,4	32
S355MC	12,5	370,6	488,5	34
Ortalama		385,4	489,0	32

1b- Niyobyum için karşılaştırma numunesi

Tablo 4.2: Niyobyum için karşılaştırma numunesinden alınan mekanik değerler

Kalite (STD)	Kalınlık (mm)	Akma Muk. (N/mm^2)	Çekme Muk. (N/mm^2)	Uzama %
S275JRC	12,5	294,1	440,2	28
S275JRC	12,5	287,4	424,7	27
S275JRC	12,5	292,2	435,5	28
Ortalama		292,6	433,5	27,6



Şekil 4.12: S355MC ve S275JRC numunelerine ait karşılaştırma grafiği

2a- Titanyum etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin çekme testi sonuçları

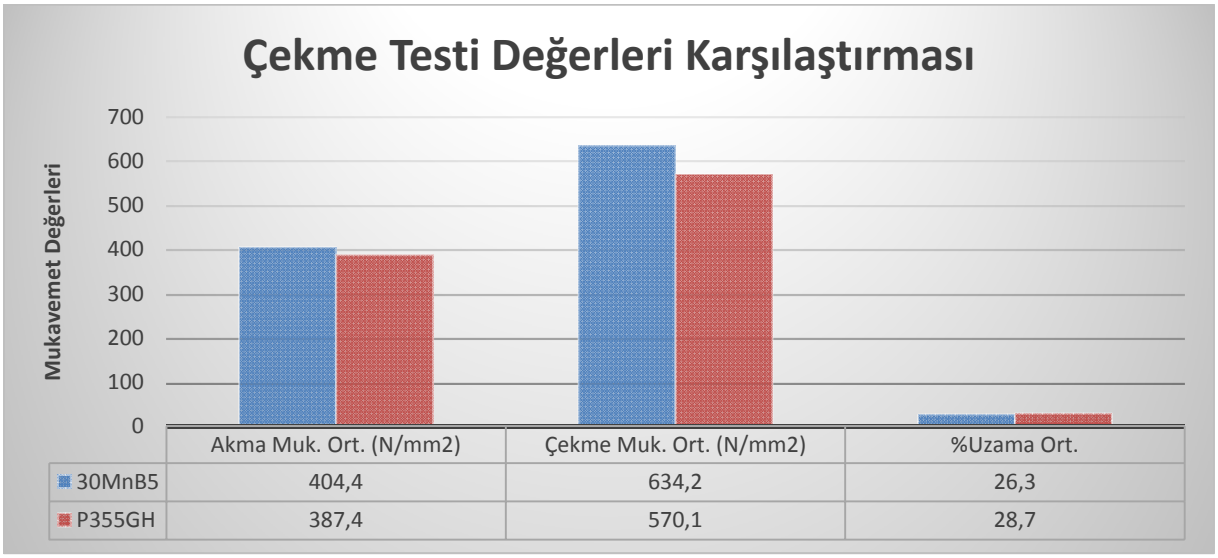
Tablo 4.3: Titanyum etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinden alınan mekanik değerler

Kalite (STD)	Kalınlık (mm)	Akma Muk. (N/mm^2)	Çekme Muk. (N/mm^2)	Uzama %
30MnB5	12	396,2	619,8	23
30MnB5	12	413,9	629,6	29
30MnB5	12	403,1	653,1	27
Ortalama		404,4	634,2	26,3

2b- Titanyum için karşılaştırma numunesi

Tablo 4.4: Titanyum için karşılaştırma numunesinden alınan mekanik değerler

Kalite (STD)	Kalınlık (mm)	Akma Muk. (N/mm^2)	Çekme Muk. (N/mm^2)	Uzama %
P355GH	12	389,3	570,8	28
P355GH	12	390,3	570,8	27
P355GH	12	382,5	568,8	31
Ortalama		387,4	570,1	28,7



Şekil 4.13: 30MnB5 ve P355GH numunelerine ait karşılaştırma grafiği

3a- Vanadyum etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin çekme testi sonuçları

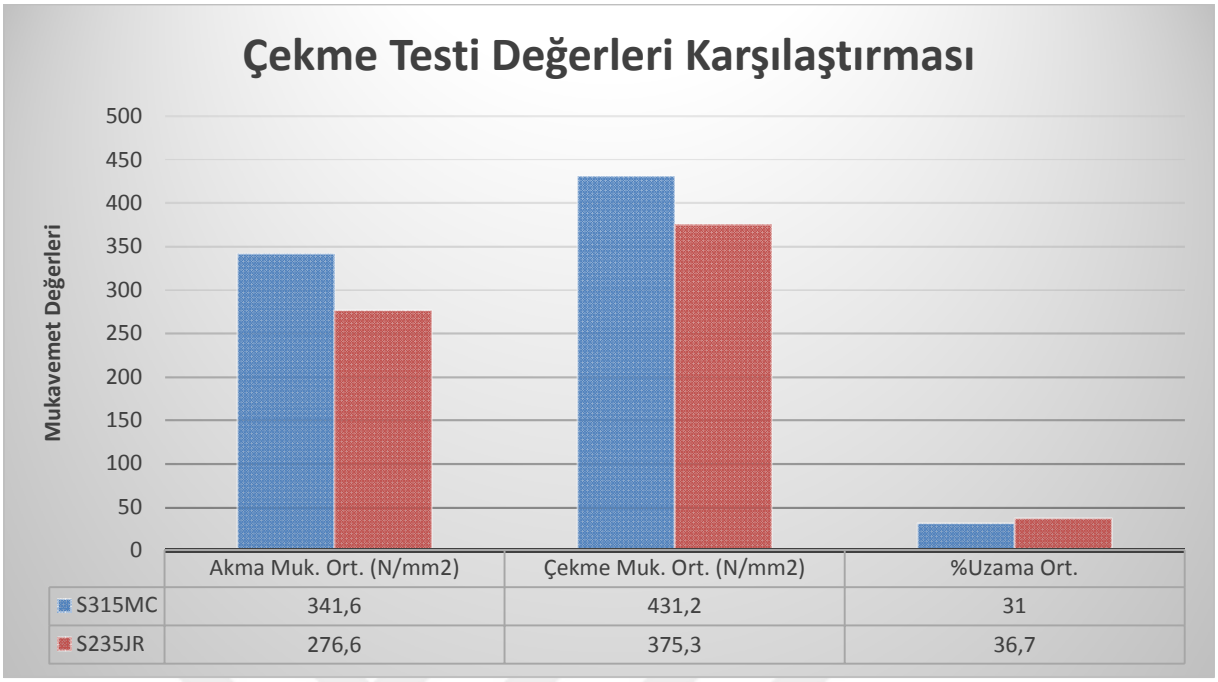
Tablo 4.5: Vanadyum etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinden alınan mekanik değerler

Kalite (STD)	Kalınlık (mm)	Akma Muk. (N/mm^2)	Çekme Muk. (N/mm^2)	Uzama %
S315MC	2,4	346,2	436,4	30
S315MC	2,4	338,3	431,5	31
S315MC	2,4	340,3	425,6	32
Ortalama		341,6	431,2	31

3b- Vanadyum için karşılaştırma numunesinin çekme testi sonuçları

Tablo 4.6: Vanadyum için karşılaştırma numunesinden alınan mekanik değerler

Kalite (STD)	Kalınlık (mm)	Akma Muk. (N/mm^2)	Çekme Muk. (N/mm^2)	Uzama %
S235JR	2,4	277,5	380,5	36
S235JR	2,4	280,5	368,7	36
S235JR	2,4	271,7	376,6	38
Ortalama		276,6	375,3	36,7



Şekil 4.14: S315MC ve S235JR numunelerine ait karşılaştırma grafiği

4- Nb-Ti' un ikili etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin çekme testi sonuçları

Tablo 4.7: Nb-Ti etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinden alınan mekanik değerler

Kalite (STD)	Kalınlık (mm)	Akma Muk. (N/mm^2)	Çekme Muk. (N/mm^2)	Uzama %
P355NH	10	462,9	592,3	28
P355NH	10	460,0	584,4	28
P355NH	10	464,8	597,3	27
Ortalama		462,6	591,3	27,7

5- Nb-V' un ikili etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin çekme testi sonuçları

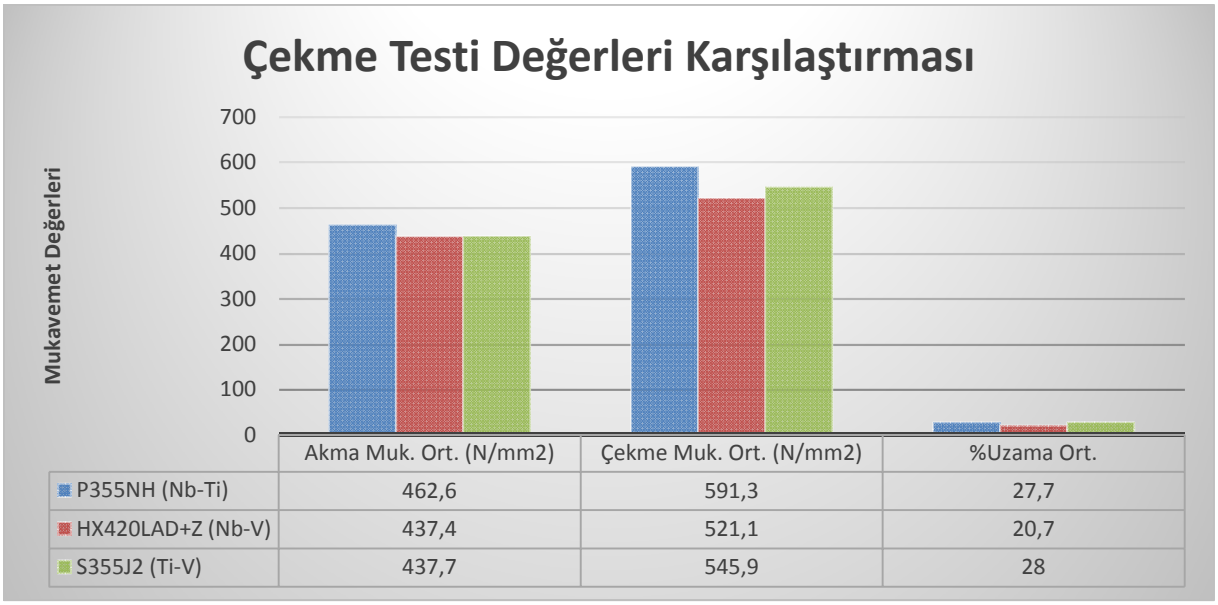
Tablo 4.8: Nb-V etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinden alınan mekanik değerler

Kalite (STD)	Kalınlık (mm)	Akma Muk. (N/mm^2)	Çekme Muk. (N/mm^2)	Uzama %
HX420LAD+Z	0,75	434,5	509,0	21
HX420LAD+Z	0,75	441,3	525,7	20
HX420LAD+Z	0,75	436,4	528,6	21
Ortalama		437,4	521,1	20,7

6- Ti ve V' un ikili etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin çekme testi sonuçları

Tablo 4.9: Nb-V etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinden alınan mekanik değerler

Kalite (STD)	Kalınlık (mm)	Akma Muk. (N/mm^2)	Çekme Muk. (N/mm^2)	Uzama %
S355J2	10	421,7	546,2	28
S355J2	10	433,5	540,4	28
S355J2	10	458,0	551,2	28
Ortalama		437,7	545,9	28



Şekil 4.15: Nb-Ti, Nb-V, Ti-V ilaveli çelik numunelerine ait karşılaştırma grafiği

7a- Nb, Ti, V'un üçlü etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin çekme testi sonuçları

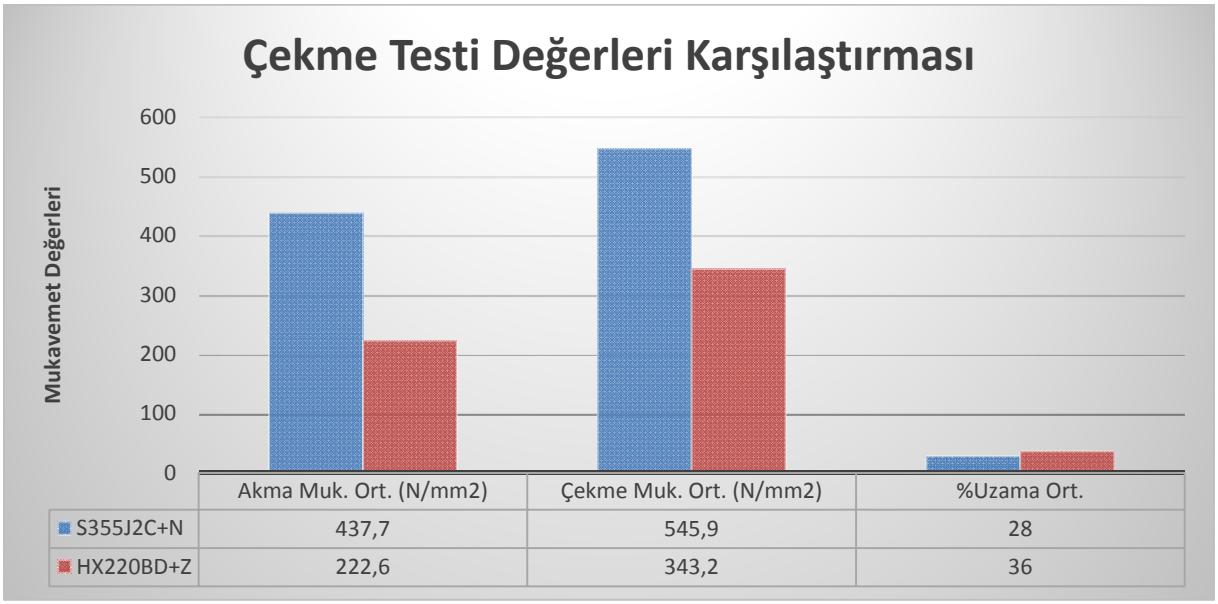
Tablo 4.10: Nb-Ti-V'un üçlü etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinden alınan mekanik değerler

Kalite (STD)	Kalınlık (mm)	Akma Muk. (N/mm^2)	Çekme Muk. (N/mm^2)	Uzama %
S355J2C+N	11,1	557,2	637,4	34
S355J2C+N	11,1	552,1	627,6	32
S355J2C+N	11,1	551,1	626,6	34
Ortalama		437,7	545,9	28

7b- Nb, Ti, V için karşılaştırma numunesinin çekme testi sonuçları

Tablo 4.11: Nb-Ti-V karşılaştırma numunesinden alınan mekanik değerler

Kalite (STD)	Kalınlık (mm)	Akma Muk. (N/mm^2)	Çekme Muk. (N/mm^2)	Uzama %
HX220BD+Z	1	223,6	344,2	37
HX220BD+Z	1	221,6	342,3	36
HX220BD+Z	1	222,6	343,2	35
Ortalama		222,6	343,2	36

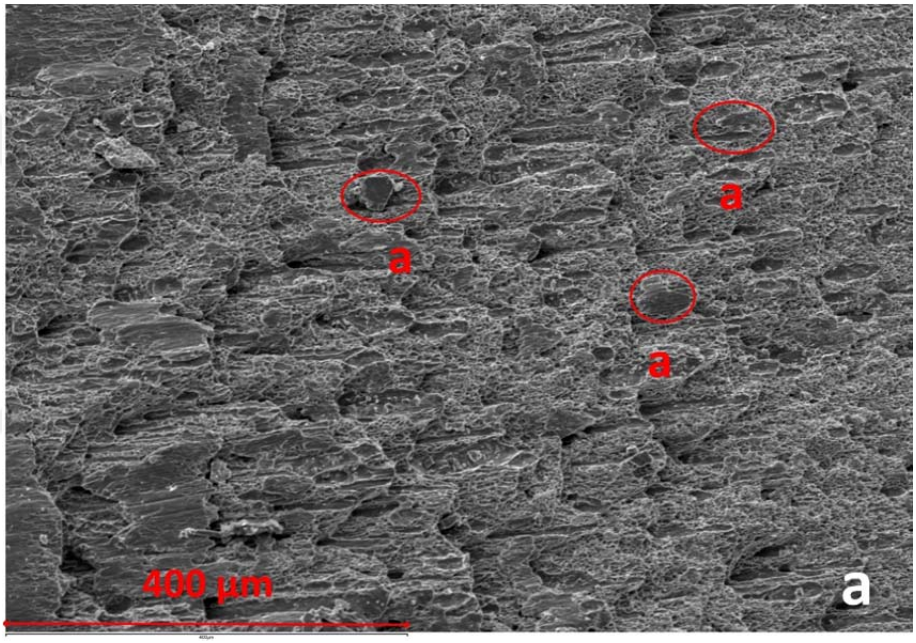


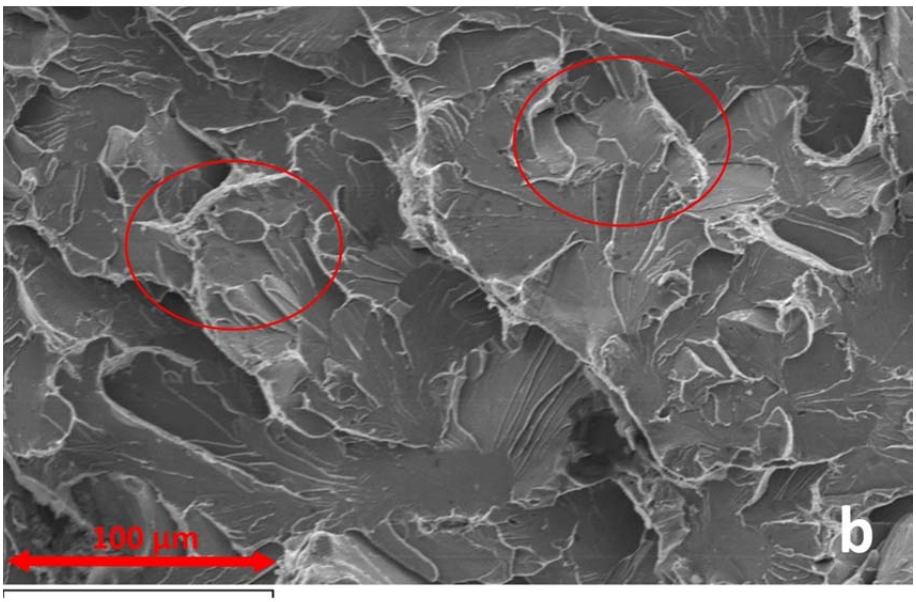
Şekil 4.16: (Nb-Ti-V'li) ve (Nb-Ti-V'suz) numunelerine ait karşılaştırma grafiği

4.3 ELEKTRON MİKROSKOBU İNCELEME BULGULARI

4.3.1 Kırılma Yüzey İnceleme Bulguları

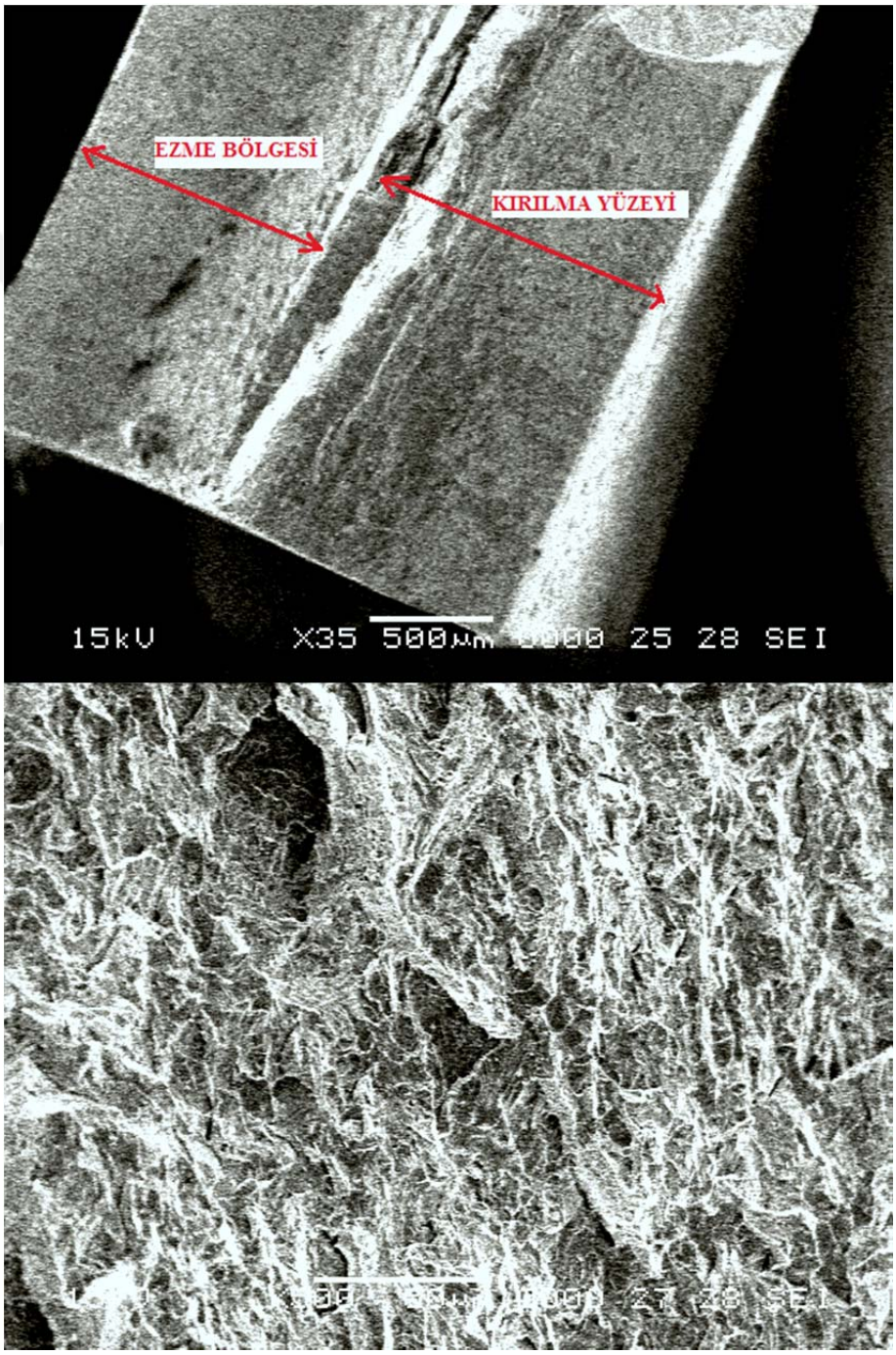
1- Niyobyum etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin kırık yüzeyin SEM görüntüsü





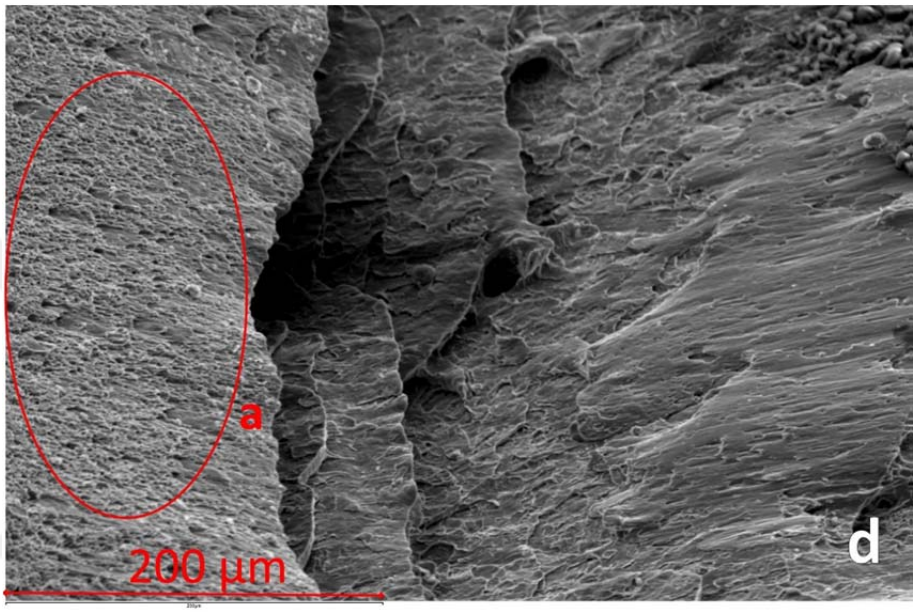
Şekil 4.17: Niyobyum içeren mikro alaşımlı çelik (S355MC) numunesinin kırılma bölgesinin SEM görüntüsü, a:klivaj kırıkları)

2- Titanyum etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin kırık yüzeyin SEM görüntüsü



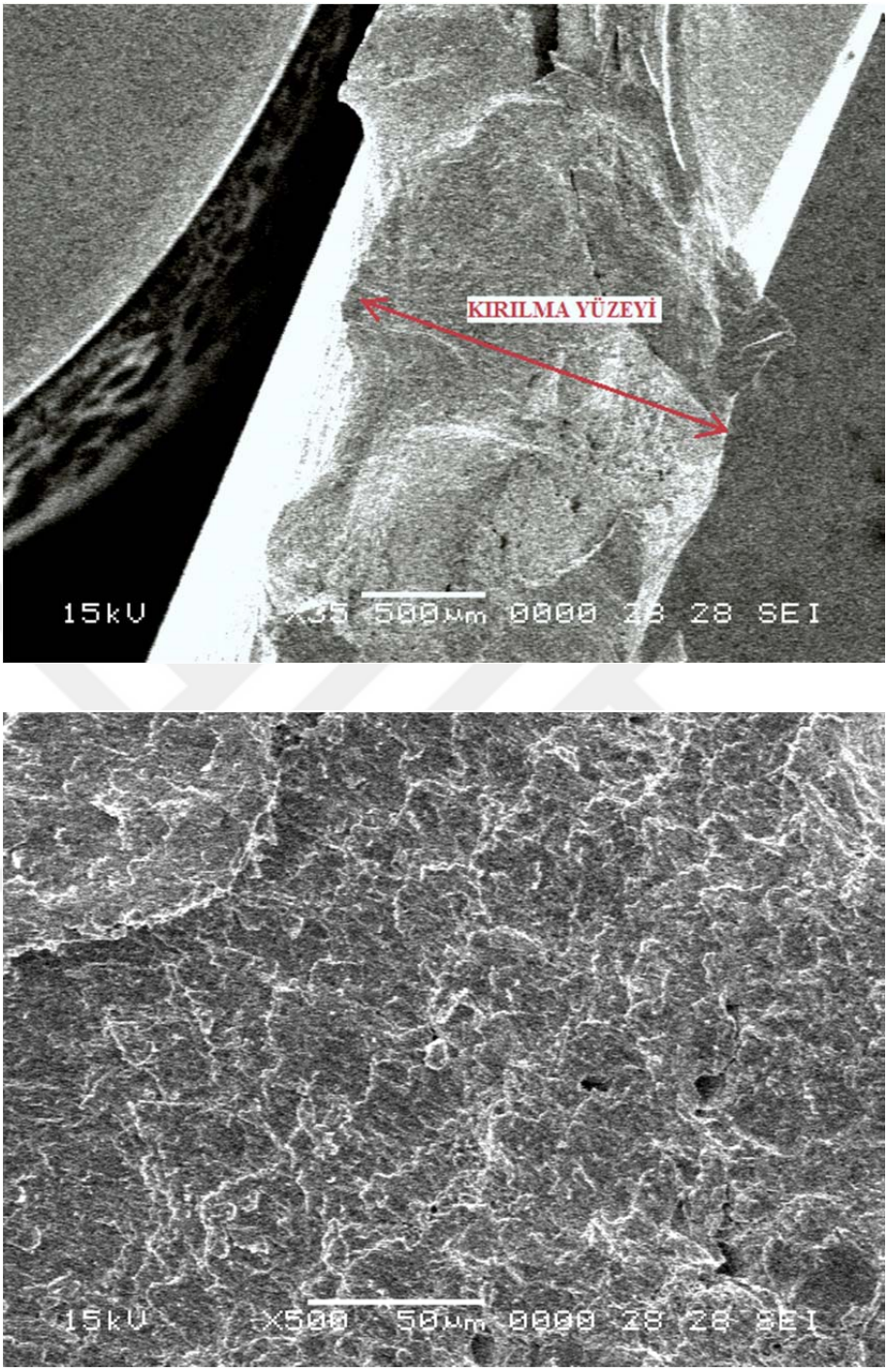
Şekil 4.18: Titanyum içeren mikro alaşımlı çelik (30MnB5) numunesinin kırılma bölgesinin SEM görüntüsü

2- Niyobyum ve Titanyum ikili etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin kırık yüzeyin SEM görüntüsü



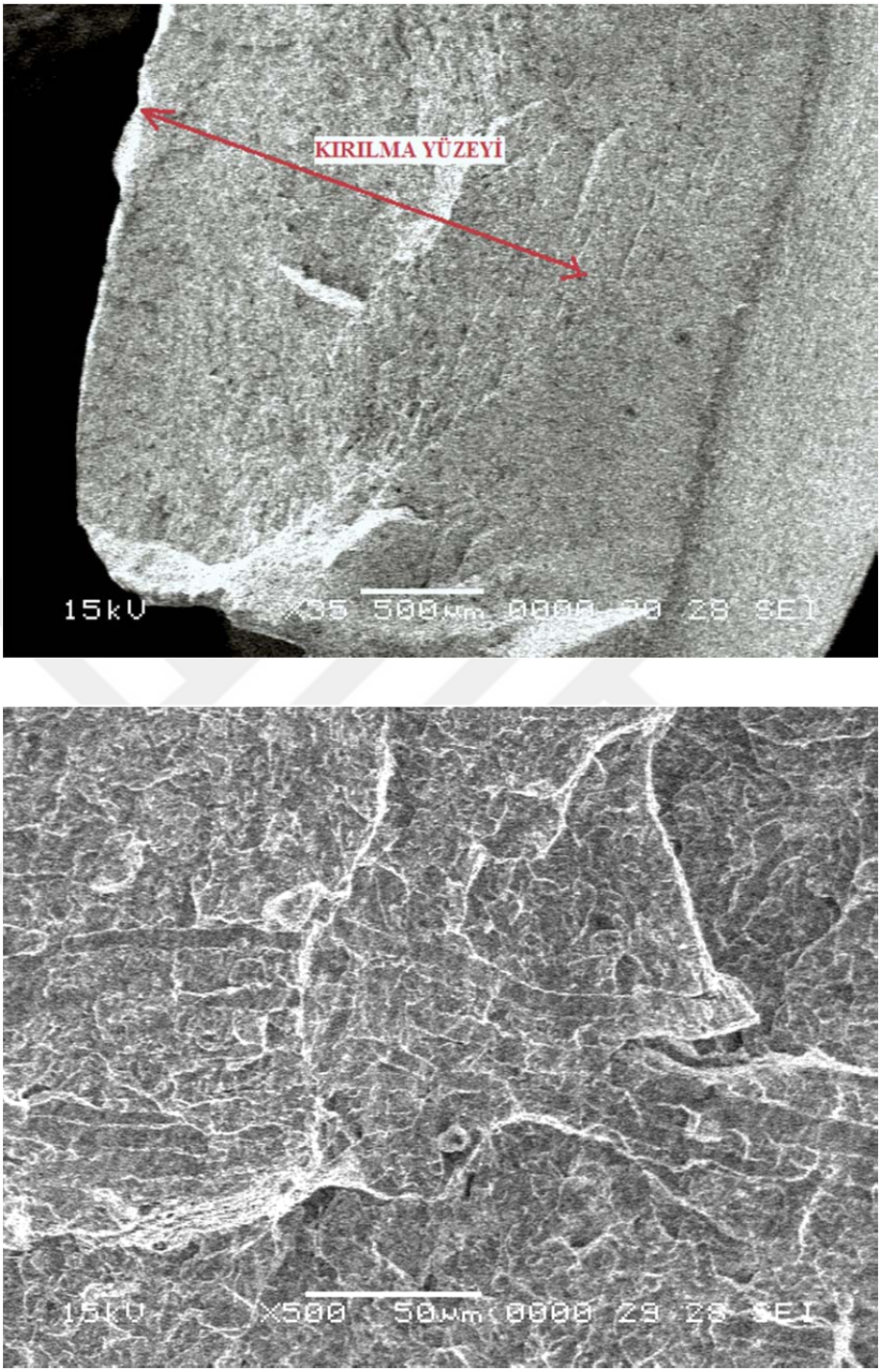
Şekil 4.19: Niyobyum-Titanyum içeren mikro alaşımlı çelik (P355NH) numunesinin kırılma bölgesinin SEM görüntüsü, a: dimple ductile fracture (sünek süngerimsi kırık yüzey)

3- Niyobyum ve Vanadyum ikili etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin kırık yüzeyin SEM görüntüsü



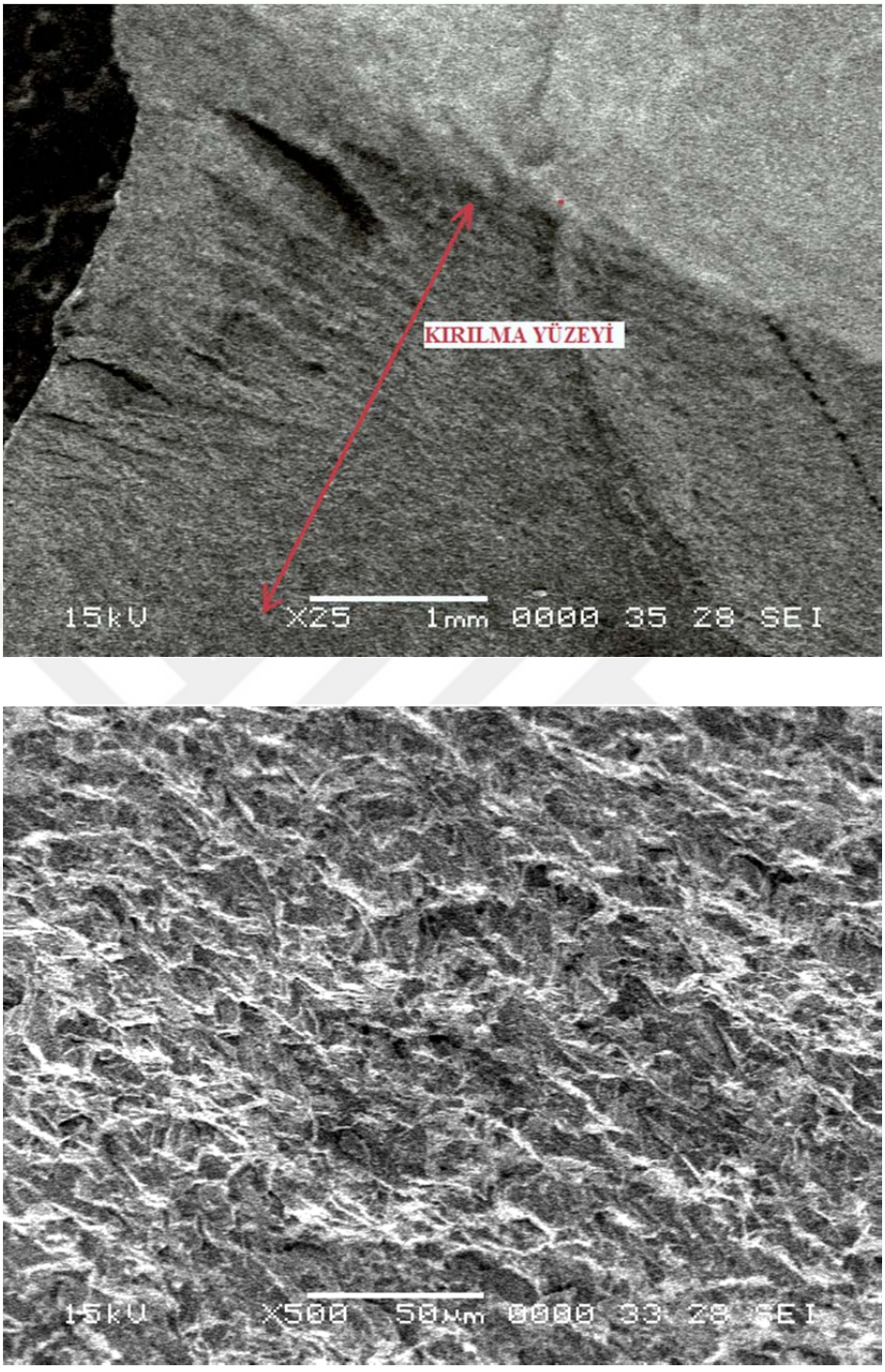
Şekil 4.20: Niyobyum-Vanadyum içeren mikro alaşımlı çelik (HX420LAD+Z) numunesinin kırılma bölgesinin SEM görüntüsü

4- Titanyum ve Vanadyum ikili etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin kırık yüzeyin SEM görüntüsü



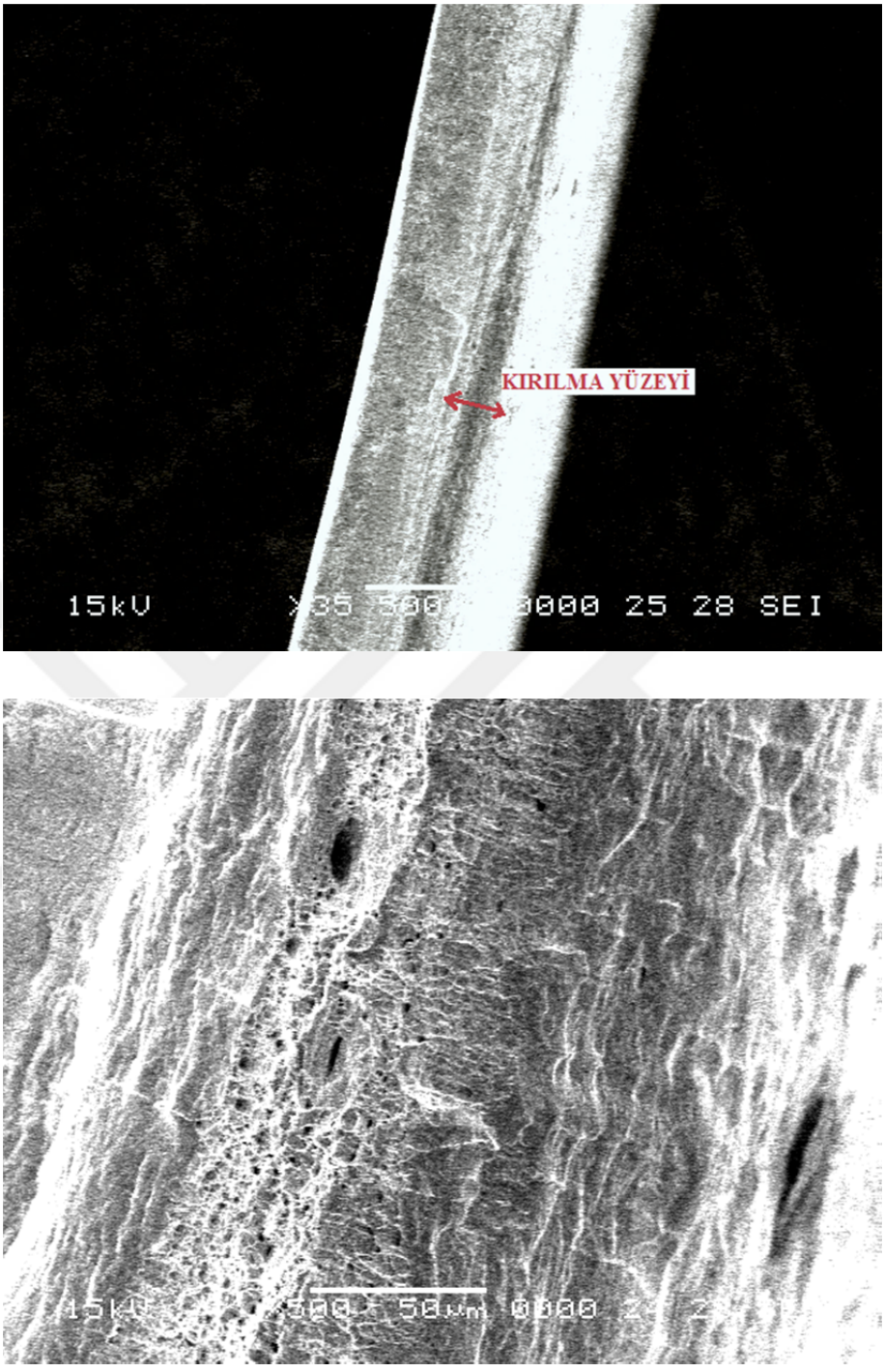
Şekil 4.21: Titanyum-Vanadyum içeren mikro alaşımlı çelik (S355J2) numunesinin kırılma bölgesinin SEM görüntüsü

5- Niyobyum, Titanyum ve Vanadyum üçlü etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin kırık yüzeyin SEM görüntüsü



Şekil 4.22: Niyobyum-Titanyum-Vanadyum içeren mikro alaşımlı çelik (HX420LAD+Z) numunesinin kırılma bölgesinin SEM görüntüsü

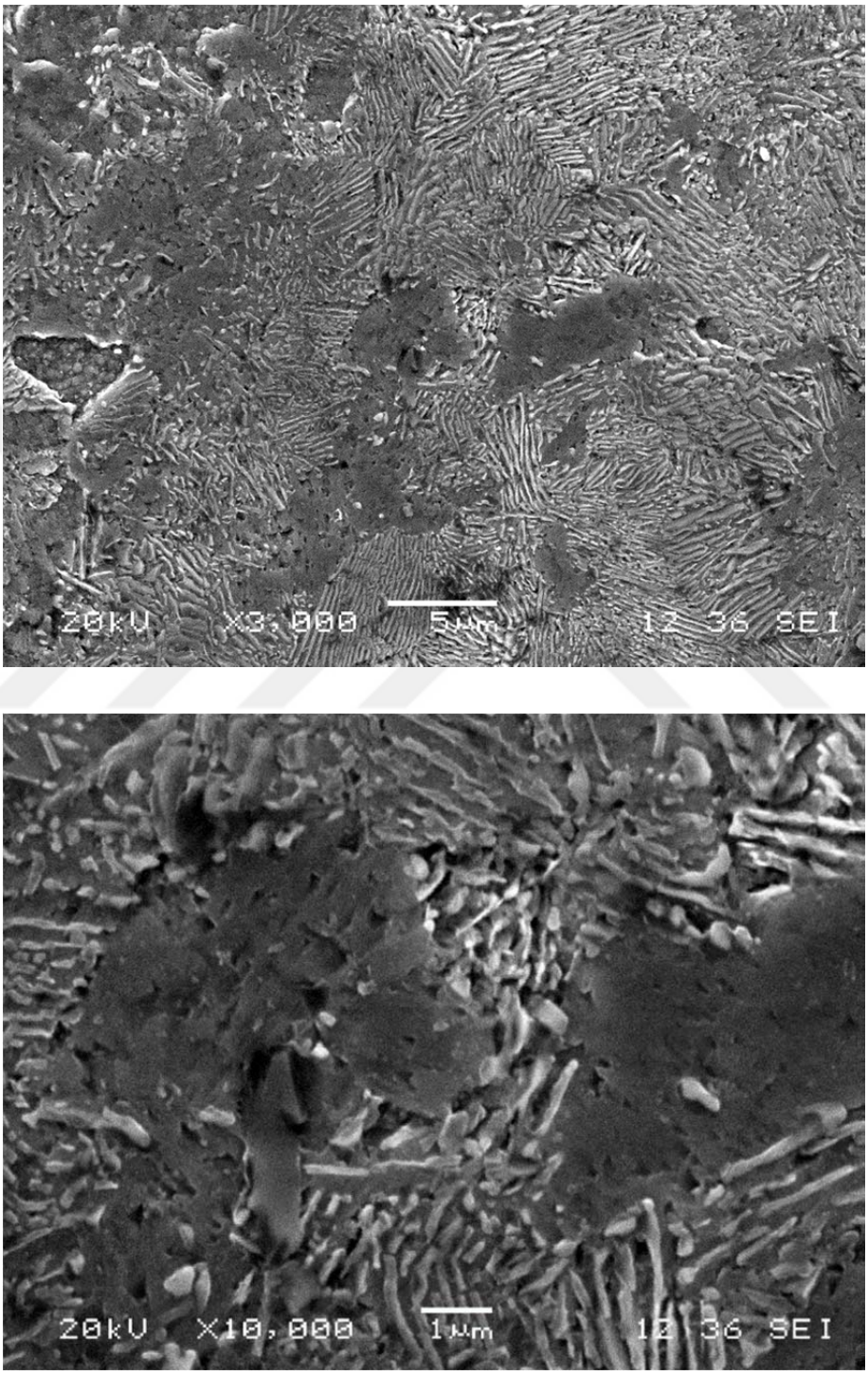
6- Niyobyum, Titanyum ve Vanadyum numunesi için karşılaştırma numunesi olan Nb-Ti-V içermeyen mikro alaşımlı çelik numunesinin kırık yüzeyin SEM görüntüsü



Şekil 4.22: Niyobyum-Titanyum-Vanadyum içermeyen çelik (HX220BD+Z) numunesinin kırılma bölgesinin SEM görüntüsü

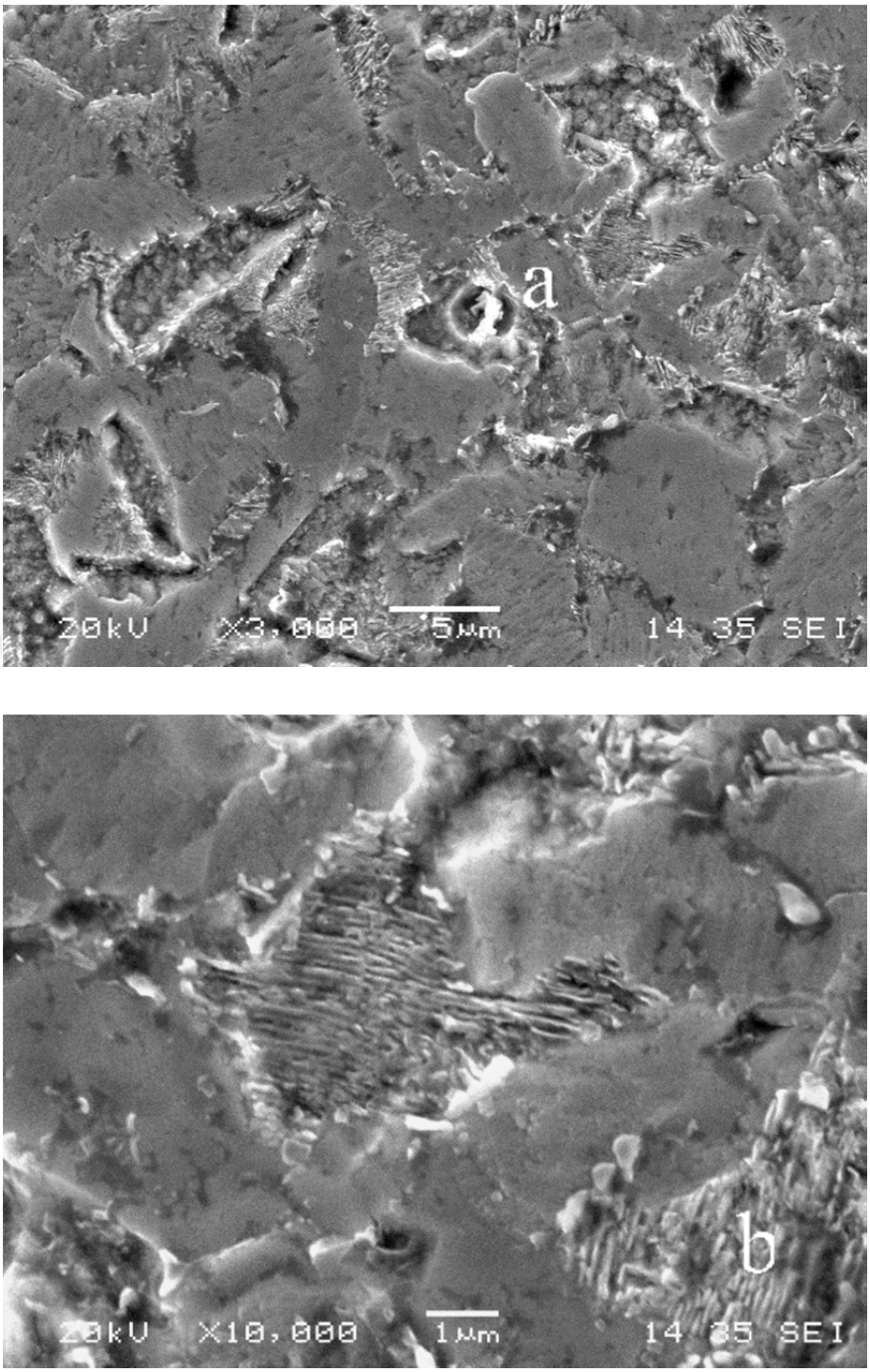
4.3.2 Çökelti İnceleme Bulguları

1- Titanyum etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin SEM görüntüsü



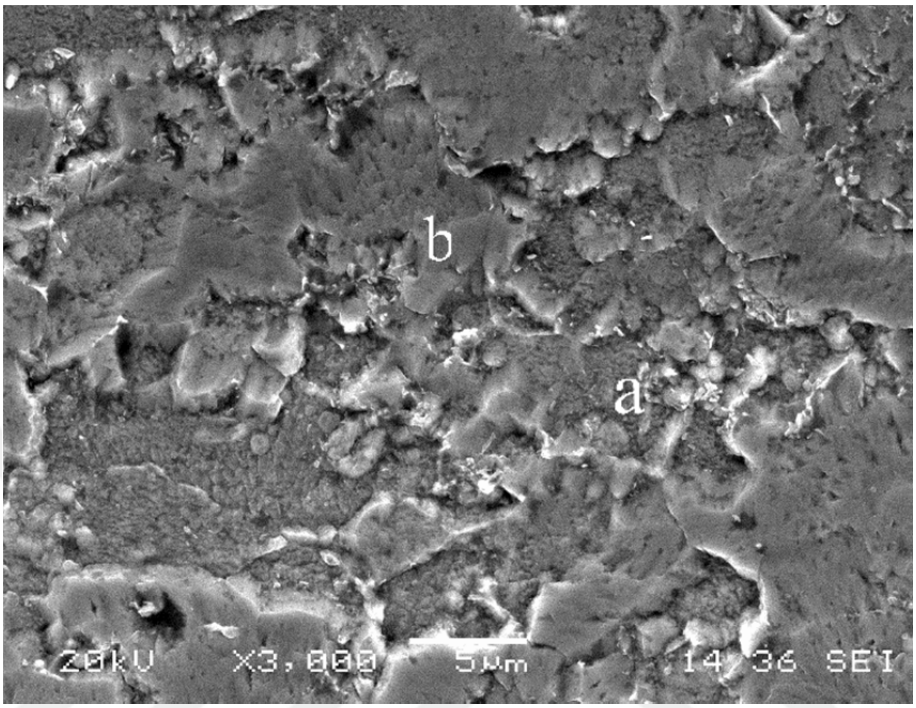
Şekil 4.23: Titanyum içeren çelik (30MnB5) ferrit perlit yapısını ve öncül Fe_3C lamelleri içeren SEM görüntüleri

1- Titanyum-Vanadyum ikili etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin SEM görüntüsü



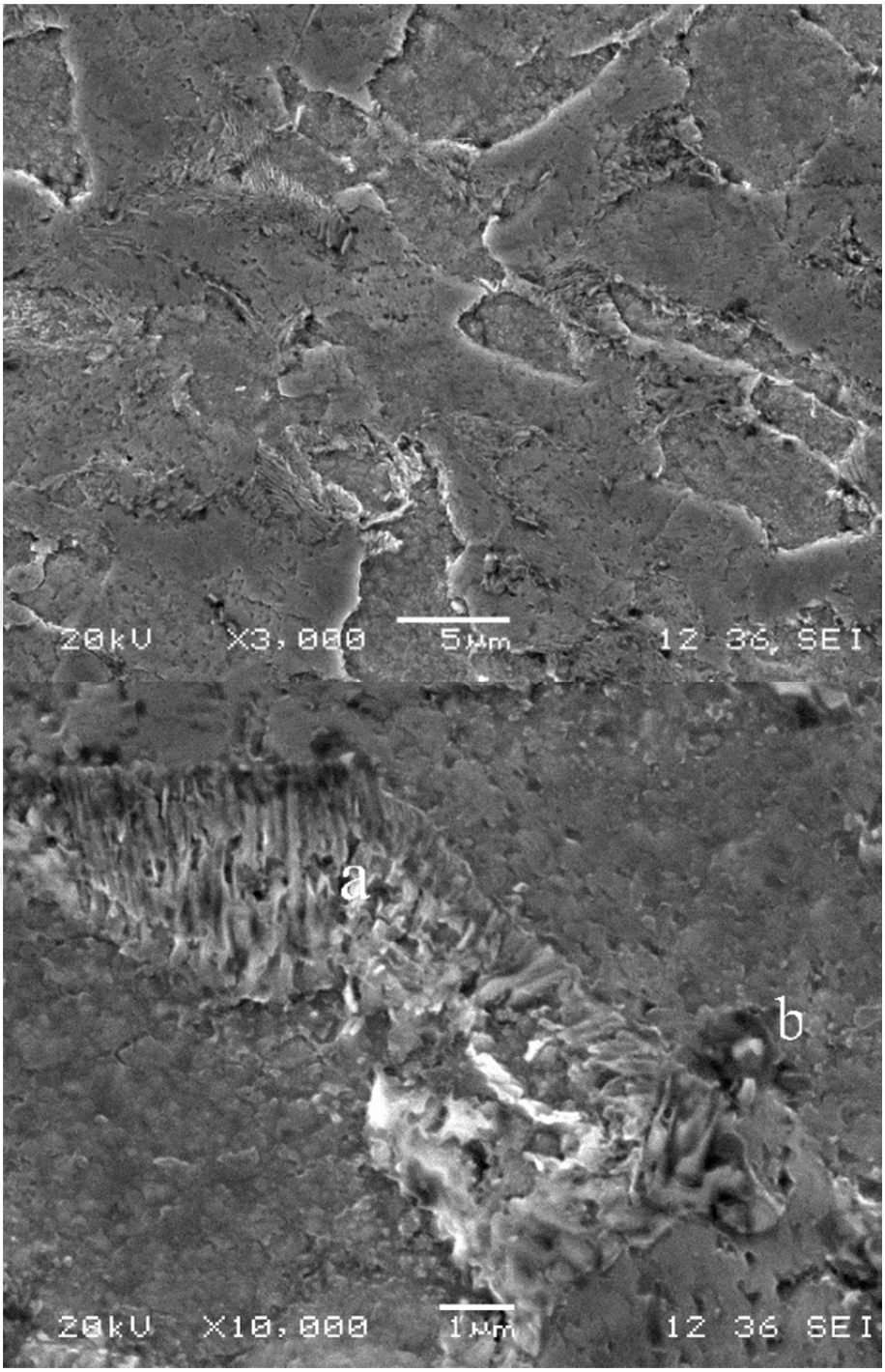
Şekil 4.24: Titanyum-Vanadyum içeren çelik (S355J2) ferrit perlit yapısını içeren SEM görüntüleri (a:perlit, b:ferrit)

3- Nb-V’ un ikili etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin SEM görüntüsü



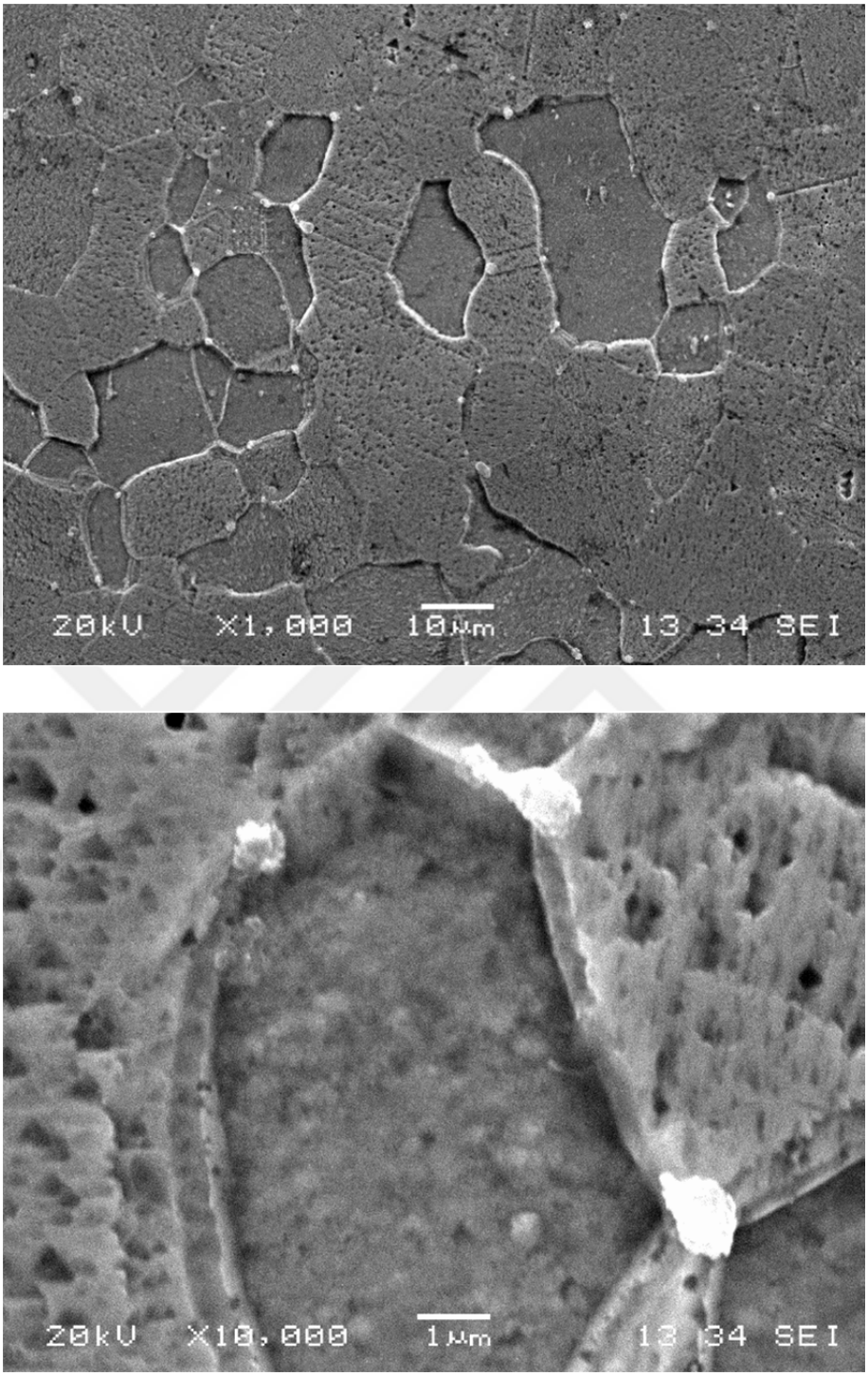
Şekil 4.25: Niyobyum-Vanadyum içeren çelik (HX420LAD+Z) ferrit perlit yapısını içeren SEM görüntüleri (a:perlit, b:ferrit)

4- Nb, Ti, V’ un üçlü etkisini incelemek için mikro alaşımlı çelik numunesinin SEM görüntüsü



Şekil 4.26: Niyobyum-Titanyum-Vanadyum içeren çelik numunesi (S355J2C+N) ferrit perlit yapısını içeren SEM görüntüleri (a:perlit , b:ferrit)

5- Niyobyum, Titanyum ve Vanadyum numunesi için karşılaştırma numunesi olan Nb-Ti-V içermeyen mikro alaşımlı çelik numunesinin SEM görüntüsü



Şekil 4.27: Niyobyum-Titanyum-Vanadyum içermeyen karşılaştırma çelik numunesi (HX220BD+Z) ferrit fazının genel ve yüksek çözünürükte yapısını içeren SEM görüntüleri

5. TARTIŞMA VE SONUÇ

Demir-çelik sektörü içinde yaşanan ve giderek artan rekabet ve pazar payı arttırma mücadelesi, üretilen çeliğin özellikleri ve müşteri özel isteklerinin azami derece sağlanmasına neden olmaktadır. Çelik tüketimi yapan tüm sektörlerde, maliyeti daha düşük ve rakiplere göre daha üstün malzeme ihtiyacı her geçen gün artmaktadır. Bu gelişmeler, çelik üreticilerinin maliyeti düşük fakat daha yüksek malzeme özellikleri olan çelik üretimine teşvik etmiştir. Özellikle otomotiv sektöründeki malzeme beklentisi son yıllarda zirveye ulaşmıştır. Çelik sektörü de özellikle otomotiv sektörünün bu yüksek beklentisini sağlamak için mikro alaşımlı çökelti sertleşmesi ile mukavemeti arttırılan çelik üretime yoğunlaşmıştır. Mikro alaşımlı bu çeliklerden üretilen malzemeler kazandıkları mekanik, işlenebilirlik ve kaynaklanabilirlik özellikleri ile zirve yapan ihtiyaçları karşılamış ve çelik üreticilerine de bu noktada yüksek kazançlar sağlamıştır.

Bu çalışmada, mikro alaşımlı çeliklerde kullanılan Nb, Ti ve V mikro alaşım elementlerinin şekillendirilebilirliğe olan etkileri, numuneler üzerinden, mekanik test sonuçları, mikro yapı, SEM incelemeleri ile araştırılmıştır.

Nb, Ti ve V mikro alaşım elementlerinin çelikteki etkilerini görmek amacıyla 11 adet numune kullanılmıştır. Bu çalışmalarda elde edilen bulgular ile daha önce yapılan çalışmalara ilişkin karşılaştırma ve tartışmalar şu şekildedir.

1. Mikro alaşımlı çeliklerde niyobyum etkisini belirlemek adına S355MC (Nb'lu) ve karşılaştırma numunesi olarak S275JRC (Nb'suz) kalite çelikler seçilmiştir. Numunelere ilişkin çekme testi sonuçları Şekil 4.12'de verilmiştir. Şekil 4.12' den de görüleceği üzere niyobyum içeren S355MC (Nb'lu) kalite çeliğin akma mukavemet değeri yaklaşık % 30 daha yüksek değerde çıkmıştır. Niyobyum içeren numunenin karşılaştırma numunesine göre daha yüksek mukavemet göstermesi niyobyumun oluşturduğu karbonitrür çökeltilerinden kaynaklandığı düşünülmektedir.

Najafi ve diğerleri [47], yaptığı araştırmada mikro alaşımlı çeliklerde niyobyum ve vanadyum oranlarının mekanik özelliklere olan etkisini, sade karbonlu ve mikro alaşım elementleri bulunmayan bir karşılaştırma numunesi kullanarak tespit etmişlerdir. Niyobyum içeren

numunenin sade karbonlu çelikten daha yüksek mekanik özellikler göstermesini ferrit fazına çökelen Nb(C,N) yapılarından kaynaklandığını yaptıkları TEM çalışması ile tespit etmişlerdir. Çalışma kapsamında S355MC (Nb'lu) numune için elde edilen mukavemet sonuçlarının S275JRC (Nb'suz) numuneden daha yüksek çıkması, Najafi ve diğerleri [47] yaptığı çalışma sonuçları ile uyum göstermektedir.

2. S355MC (Nb'lu) kalite çeliğinin % uzama değerinin S275JRC (Nb'suz) çeliğin % uzama değerinden daha yüksek çıkması Nb (C,N) yapılarının sadece mukavemet değerlerini artırmakla kalmadığı tane inceltme etkisi ile malzemenin tokluğuna da katkıda bulunduğunu göstermiştir. Numunelerde yapılan mikro yapı incelemelerinde S355MC (Nb'lu) kalite çeliğe ilişkin numunenin tane boyutu 4,00 μm olarak tespit edilirken S275JRC (Nb'suz) kalite numunenin tane boyutu 7,00 μm olarak belirlenmiştir. Sonuç olarak S355MC (Nb'lu) kalite çelikten alınan numunenin tane boyutunun daha küçük olması mukavemet ve tokluk değerlerinde alınan sonuçlara ilişkin değerlendirmeleri desteklemiştir. Ancak Najafi ve diğerleri [47] niyobyumlu mikro alaşımlı çeliği ile sade karbonlu çelik için yaptıkları mekanik test sonuçlarında sade karbonlu çelik için daha yüksek uzama ve tokluk değerleri elde edilmiştir. Buna karşın niyobyumlu çeliğin sade karbonlu çelikten daha yüksek akma ve çekme mukavemet değerlerine sahip olduğunu tespit etmişlerdir. Najafi ve diğerleri yaptığı çalışmada, tane büyüklüğü ölçümleri yapılmamıştır.

3. Mikro alaşımlı çeliklerde titanyum etkisi belirlemek adına 30MNB5 (Ti'li) ve karşılaştırma numunesi olarak P355GH (Ti'siz) çelik kaliteleri belirlenmiştir. Numunelere ilişkin çekme testi sonuçları Şekil 4.13'de verilmiştir. Şekil 4.13' den de görüleceği üzere titanyum içeren 30MNB5 (Ti'li) kalite çeliğin akma ve çekme mukavemet değerleri daha yüksek çıkmıştır. Kimyasal kompozisyonu birbirlerine oldukça benzer olan bu çeliklerin farklı mekanik özellik göstermelerinin nedeni Ti (C,N) yapılarının çeliğin mukavemetine olan etkisi olarak yorumlanmaktadır. 30MNB5 (Ti'li) ve P355GH (Ti'siz) kalite numunelerde yapılan tane büyüklüğü analizinde 30MNB5 kalite çelikte tane boyutları 4,72 μm olarak belirlenirken P355GH (Ti'siz) kalite çelikte 9,0 μm olarak tespit edilmiştir. Bu durum Ti(C,N) yapılarının tane inceltme etkisinin mukavemet değerlerine olan etkisini desteklemektedir. Xu G. ve diğerlerinin [48] yaptıkları çalışmada, titanyum ile alaşımlandırılmış yüksek mukavemetli bir çelik geliştirmek amacıyla sade karbonlu ve mikro alaşım elementi içermeyen bir çelik ile artan oranda titanyum içeren üç farklı mikro alaşımlı çelik üzerinde mekanik ve mikro yapısal

analizler gerçekleştirmişlerdir. Xu G. ve diğerleri [48] yaptıkları çalışmada, mikro alaşımlı çeliklerin mekanik özelliklerinin artan titanyum oranıyla geliştiğini tespit etmişlerdir. Ayrıca Xu G. ve arkadaşlarının, titanyum içeren mikro alaşımlı çelikler üzerinde yaptıkları TEM analizlerinde 30-100 nm arasında değişen büyüklükte Ti(C,N) yapıları tespit etmişlerdir. Bu yapılar numuneler arasındaki mekanik test sonuçlarını açıklamaktadır. Xu G. ve diğerlerinin yaptıkları bu çalışma, 30MNB5(Ti'li) ve P355GH (Ti'siz) çelikleri arasındaki mekanik özellik farkını desteklemektedir.

4. 30MNB5 (Ti'li) kalite çelikte daha düşük olan yüzde uzama miktarı, artan mukavemet değerine karşın tokluktan bir miktar azalma olduğunu işaret etmektedir. 30MNB5 (Ti'li) kalite çeliğin kimyasal kompozisyonuna bakıldığında tipik olarak ferritik-perlitik bir çelik beklentisi oluşmakta ve kırılma beklentisi sünek olmaktadır. Fakat yapılan kırık incelemede Şekil 4.18'de görüleceği üzere kırık yüzeyden alınan SEM görüntülerinde klivaj düzlemleri gözlemlenmiştir. Bu da kırılmanın gevrek olduğunu işaret etmektedir. Xu G. ve diğerleri [48] yaptıkları çalışmada artan oranda titanyum ile akma mukavemetinin arttığını ve yüzde uzama değerinin azaldığını görmüşlerdir. 30MNB5 (Ti'li) numunenin sade karbonlu P355GH (Ti'siz) numuneden daha az yüzde uzama gösterdiği Xu G. ve diğerlerinin yaptıkları çalışma sonuçları ile paralellik göstermiştir.

5. 30MNB5 (Ti'li) kalite çelik numunenin SEM analizinde mikro yapının ferritik-perlitik yapıda olduğu tespit edilmiştir. Oluşması muhtemel Ti(C,N) yapısının ferrit fazında çökeleceği teorik olarak bilinmektedir. Yüzdesel olarak karbon ve titanyum yüzdesinin yüksek olması, her ne kadar somut olarak çökeltiler SEM'de tam olarak gözlemlenemiyor olsa da burada çökelmiş Ti(C,N) olduğu şeklinde yorumlanmaktadır. Davis ve diğerlerinin [49] yaptıkları titanyum etkisine ilişkin çalışma verileri, bu çalışma kapsamında 30MNB5 (Ti'li) ve P355GH (Ti'siz) numuneler için yapılan mikro yapısal analizler ve mekanik test verileri ile uyum göstermektedir.

6. Vanadyum etkisini belirlemek amacıyla S315MC (V'li) ve karşılaştırma numunesi olarak S235JR (V'siz) kalite çelik kullanılmıştır. Numunelere ilişkin çekme testi sonuçları Şekil 4.14'te verilmiştir. Şekil 4.14' ten de görüleceği üzere vanadyum ile mikro alaşımlandırılmış S315MC (V'li) kalite çeliğin akma ve çekme değerlerinin daha yüksek olduğu görülmektedir. Bu durumun teorik olarak $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümde çökelen V(C,N) yapısından ileri geldiği düşünülmektedir.

7. S315MC (V'li) numunesinin yüzde uzama değerlerinin S235JR (V'siz) kalite çelikten daha düşük çıkması, γ→α faz dönüşümünde V(C,N) yapısının tercihli olarak perlit yapısındaki ferrit lamellerinde çökelmesinden kaynaklı, tokluk değerlerindeki düşme olarak yorumlanmaktadır. Najafi ve diğerleri [47], niyobyum ve vanadyum içeren mikro alaşımlı çeliklerin mekanik özelliklerini sade karbonlu çelik ile karşılaştırmıştır. Yaptıkları TEM çalışmasında vanadyum karbür ve karbonitrür yapılarının yoğun olarak faz sınırları ve dislokasyon bitim ve üzerinde oluştuklarını tespit etmişlerdir.

8. S315MC (V'li) ve S235JR (V'siz) numunelerden alınan ışık mikroskobu görüntüleri ve tane ölçümlerinde Şekil 4.5 ve Şekil 4.6'dan da görüleceği gibi S315MC (V'li) kalite için 5,61μm ve S235JR (V'siz) kalite için 11,2 μm olarak tespit edilmiştir. Bu durumu γ→α faz dönüşümünde çökelen V(C,N) yapıları ile açıklanabilir. Çünkü oluşan V(C,N) çökeltilerinin tane inceltme etkisine nazaran, mukavemet artırma etkisi mevcuttur. Ancak bir mikro alaşımlı çelik olan S315MC (V'li) termomekanik haddeleme prosesi ile üretilmekte ve sürecin önemli tokluk artırma hususlarından birisi de düşük sıcaklıkta sarılmasıdır. S315MC (V'li) kalite çelikteki küçük tane boyutunu bu şekilde açıklamak mümkündür.

9. Nb, Ti ve V mikro alaşım elementlerinin üçlü kombinasyon olarak bulunması durumunda malzemenin mikro yapı ve mekanik özelliklerindeki gelişmelerin belirlenmesi amacıyla S355J2C+N (Nb-Ti-V'li) ve karşılaştırma numunesi olarak HX220BD+Z (Nb-Ti-V'siz) kalite çelik kullanılmıştır. Numunelere ilişkin çekme testi sonuçları Şekil 4.16' te verilmiştir. Şekil 4.16'dan da görüleceği üzere üçlü kombinasyon olarak mikro alaşım elementi içeren S355J2C+N (Nb-Ti-V'li) kalite çelik numune, karşılaştırma numunesi olan HX220BD+Z (Nb-Ti-V'siz) kalite numuneden çok daha fazla akma ve çekme mukavemet değerleri göstermektedir. Bunun sebebinin ferrit fazında çökelen Nb (C,N), Ti (C,N) ile γ→α dönüşümünde perlit fazı içerisindeki ferrit lamellerinde çökelen V (C,N) çökeltilerinin olduğu düşünülmektedir. Niyobyum ve titanyum, oluşturduğu ince tane yapısı ile mukavemete ve tokluğa katkı sağlarken vanadyum oluşturduğu karbonitrür yapısı ile malzemenin mukavemet değerlerinin yükselmesini desteklemiştir.

10. S355J2C+N (Nb-Ti-V'li) kalite çelik numunenin süneklik değerlerinin karşılaştırma numunesi olan HX220BD+Z (Nb-Ti-V'siz)'den daha düşük olması, özellikle γ→α dönüşümünde perlitteki ferrit lamellerinde oluşan V(C,N) çökeltilerinin mukavemeti yükseltmesinin yanında malzemenin tokluğunu göreceli olarak düşürmesi sebebiyle olduğu düşünülmektedir. Ayrıca HX220BD+Z (Nb-Ti-V'siz) karşılaştırma numunesinin içerdiği çok düşük orandaki karbon oranı göz ardı edilmemelidir. HX220BD+Z kalite ultra düşük karbon sınıfına giren ve özel üretim prosesi ile elde edilen bir kalitedir.

11. S355J2C+N (Nb-Ti-V'li) ve HX220BD+Z (Nb-Ti-V'siz) numunelere ilişkin tane yapısı, kırılma davranışı ile çökelti ve mikro yapı analizi için SEM çalışması yapılmıştır. S355J2C+N (Nb-Ti-V'li) kalite çelik numuneye ilişkin kırılma SEM görüntüleri Şekil 4.26'da verilmiştir. Görüntülerden de anlaşılacağı üzere S355J2C+N (Nb-Ti-V'li) kalite çelik gevrek kırılma karakteristiği göstermiştir. Bu da üçlü etkinin bir miktar sünek-gevrek davranış dengesini değiştirmesinden kaynaklandığı, sünekliğin termomekanik haddeleme proses parametreleri ile değişebileceği üretim tecrübelerinden yola yorumlanmıştır. HX220BD+Z (Nb-Ti-V'siz) kalite çelik numuneye ilişkin kırılma SEM görüntüleri Şekil 4.27'de verilmiştir. Kırılma görüntülerine bakıldığında HX220BD+Z (Nb-Ti-V'siz) malzemenin sahip olduğu çok düşük karbon oranından dolayı nispeten daha sünek bir kırılma karakteristiği gösterdiği söylenebilir. Bu kalite ısıl işlem gördüğünde sertleşebilen bir kalite olarak tasarlandığından bu sünek yapının mevcut incelemede görülmesi beklenen bir durumdur.

12. S355J2C+N (Nb-Ti-V'li) ve HX220BD+Z (Nb-Ti-V'siz) numunelerin tane büyüklüğü analizi için yapılan optik mikroskobu görüntü çalışmaları Şekil 4.10 ve Şekil 4.11'de verilmiştir. Nb, Ti ve V ile mikro alaşımlandırılmış S355J2C+N (Nb-Ti-V'li) kalite çelik numunenin HX220BD+Z (Nb-Ti-V'siz) karşılaştırma numunesinden daha küçük tane yapısına sahip olduğu görülebilmektedir. Bunun nedenlerinden birinin, S355J2C+N (Nb-Ti-V'li) numunede oluşan (Nb, Ti) (C,N) yapılarının, tane yapılarının kabalaşmasını engellediğini söylemek mümkündür. Ayrıca üçlü etkinin yorum yapılamayan ve bu çalışmada incelenmeyen darbe enerjisine olan olumlu etkileri üretim tecrübeleri ile gözlemlenmiştir.

13. Mikro alaşımlı çeliklerde mikro alaşım elementlerinin Nb-Ti, Nb-V ve Ti-V şeklinde ikili kombinasyon olarak bulunması durumunda malzemedeki mekanik ve mikro yapısal özelliklerinin tespiti amacıyla sırasıyla P355NH (Nb-Ti), HX420LAD+Z (Nb-V) ve S355J2 (Ti-V) kalite çelik kullanılmıştır. Numunelerin mekanik özelliklerine ilişkin veriler Şekil 4.15'da verilmiştir. Çekme mukavemetlerine göre değerlendirildiğinde en yüksek değerin Nb-Ti kombinasyonu olan P355NH (Nb-Ti) kalite numunede, ikinci olarak Ti-V kombinasyonu olan S355J2 (Ti-V) kalite numunenin, üçüncü olarak Nb-V kombinasyonu olan HX420LAD+Z (Nb-V) kalite numunenin olduğu görülmektedir. Fakat pratikte en iyi kombinasyonun P355NH (Nb-Ti) olduğunu söylemek güçtür. Özellikle malzemelerin içerdiği Mn, C ile diğer elementlerin ve üretim proses parametrelerinin mukavemet değerinde önemli ölçüde etkili oldukları bilinmektedir. Fakat dikkat çeken diğer bir ölçü süneklik yani tokluktur. En yüksek çekme mukavemeti gösteren P355NH (Nb-Ti) kombinasyonunun yine en yüksek süneklik değerini vermesi niyobyum ve titanyum elementlerinin etkili birer tane inceltici olduklarını açıkça göstermektedir. Optik mikroskopta yapılan tane büyüklüğü analizinde P355NH (Nb-Ti) kombinasyonlu mikro alaşımlı çeliğin HX420LAD+Z (Nb-V) ve S355J2 (Ti-V) ile kombine edilen çeliklerden çok daha küçük tane yapısına sahip (4,00 μm) olduğu Şekil 4.7, Şekil 4.8 ve Şekil 4.9'da görülebilmektedir. Davis ve diğerlerinin [49], orta karbonlu Ti-V-N ve V-N mikro alaşımlı ferritik-perlitik ve beynitik dövme çeliklerinin kırılma davranışları üzerine yaptıkları çalışmada, gerilme ve darbe davranışının %75'e kadar haddeleme işleminden önce ve sonra kararlı halde olduğunu belirtmişlerdir. Eklenen titanyumun, ostenitin tane büyüklüğünü incelttiği, kaba haldeki (Ti, V)(C,N) parçacıklarının oluşmasını sağladığı ve ısı geçişi ile tokluğu düşürdüğü gözlemlemiştir. Vanadyum ile kombinasyonlu diğer kalite numunelerin daha düşük tokluk değer vermesi çökelen V(C,N) ile açıklanabilir. Taş [40]'ın yaptığı, "Nb-V-alaşımlı boru çeliklerinde mikro yapı - mekanik özellikler ilişkisi" adlı çalışmada birbirinden farklı dört tip boru çeliğinin mekanik özellikleri ile mikroyapıları arasındaki ilişkiler araştırılmıştır. Bu çalışmada, Nb-V alaşım elementi oranları diğerlerinden yüksek olan numunelerdeki mekanik değerlerin çok daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Taş [40]'ın yaptığı bu çalışma, mikro alaşım elementlerinin mekanik özelliklere olan etkisi açısından bu çalışma kapsamında yapılan deneme bulguları ile uyum göstermektedir. Fakat çalışmada Nb-Ti, Ti-V ile herhangi bir kombinasyon kullanılmamıştır. Bu açıdan Nb-Ti, Nb-V ve Ti-V kombinasyonları arasında herhangi bir karşılaştırma yapılamamaktadır. İkili kombinasyonlar çeliğin kullanım amacına üretim şartlarına göre

çeşitli ve kendilerine özgü avantajlar sağlayabilmektedir. Yüksek tonajlı yığın üretim yapılan bir tesiste, müşteri özel isteklerinin karşılanmasında, ikili kombinasyonlu mikro alaşımlı çelikler sıklıkla kullanılmaktadır. Tokluğun ön plana çıktığı taleplerde Nb-Ti kombinasyonu sıklıkla kullanılırken, Şekillendirmenin ön plana çıktığı taleplerde Ti-V kombinasyonları kullanılmaktadır. Bu tez çalışmasında yer almayan çok özel azotlu vanadyum kaynakları ile vanadyum-nitrür oluşumunun üstün çökelti sertleşmesi özelliklerinin kullanıldığı özel üretim çelik kaliteleri de mevcuttur.

Yapılan deneysel çalışmalar neticesinde mikro alaşımlı çeliklerde mekanik özelliklerin büyük oranda çökeltiler tarafından belirlendiği tespit edilmiştir. Ti, V, Nb gibi mikro alaşım elementlerinin, karbür, nitrür ve kompleks karbonitrür çökelti oluşumları üzerinden çökelti sertleşmesi meydana getirdiği ve oluşan bu ince dağılmış çökeltilerin dislokasyon hareketini sınırlandırma mekanizması ile mukavemeti artırdığı tespit edilmiştir.

Termomekanik haddelenerek üretilen mikro alaşımlı çeliklerde, yapıdaki mikro alaşım element oranı kadar östenitleme sıcaklığı, haddeleme sıcaklığı ve haddeleme kademeleri, sarılma sıcaklığı ve ikmal sıcaklığı da çökeltilerin oluşumu, dağılımı ve boyutu açısından belirleyici ve mekanik özellikler ile şekillendirebilirliği etkileyen önemli parametrelerdir. Aynı zamanda haddeleme proseslerinin çeliğin faz ve tane yapısındaki etkileri ve mikro alaşım elementlerinin haddeleme ve ısıl işlem prosesleri ile daha yüksek faydalar sağlayabildiğini gösteren bir çalışma bu tez çalışma konusunu baz alınarak yapılabilir.

KAYNAKLAR

[1] World Steel https://www.worldsteel.org/en/dam/jcr:f9359dff-9546-4d6b-bed0-996201185b12/World+Steel+in+Figures+2018.pdf [Ziyaret tarihi: 22 Mayıs 2019].

[2]İşbank,https://ekonomi.isbank.com.tr/ContentManagement/Documents/sr201703_demircelik.pdf [Ziyaret tarihi: 8 Mayıs 2019].

[3] ERİŞİR, E, 2016, *MMT209 Çeliklerde Malzeme Bilimi ve Son Gelişmeler 7 Otomotiv uygulamalarında yüksek mukavemetli çelikler,* Ders Notları.

[4] LLEWELLYN, D., HUDD, R., 1998, *Steels: Metallurgy and Applications*, Elsevier Science.

[5] ÇEVİKER, I. ve KARAGÖZ Ş., 1991, *Mikro alaşımlı Çelikler, Denizli Malzeme Sempozyumu,* Denizli, 38-49.

[6] ÇAPAR, A., 2005, *Dövme Amaçlı Üretilen Mikro alaşım Çeliklerinde Dövme ve Farklı Soğuma Şartlarının Soğuma Şartlarının Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi,* Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.

[7] ÇEVİKER, I., 1991, *Mikro alaşımlı Dövme Çeliklerde Mikroyapısal Karakterizasyon ve Mikroyapı-Mekanik Özellikler İlişkisi*, Yüksek Lisans Tezi, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü.

[8] WAGONER R. H., 2006, *Advanced High Strength Steel Workshop, Draft Report,* Ekim Arlington, Virginia, USA, 22-23.

[9] BELELİ, BG., 2010, *X42 Mikro alaşımlı çelik malzemeden üretilen petrol doğalgaz hat borularında hasar analizi*, Bitirme Çalışması, Kocaeli Üniversitesi – Metalürji ve Malzeme Mühendisliği.

[10] BAİ, DQ., YUE, S., MACCAGNO, TM., JONAS, JJ., 1998, *Effect of deformation and cooling rate on the microstructures of low carbon NB-B steels*, ISIJ International, 38 (4), 371-379.

[11] LAGNE BORG, R., SIWECKI, T., ZAJAC, S., HUTCHINSON, B., 1999, *The role of vanadium in microalloyed steels*, The Scandanavian Journal of Metallurgy.

[12] ERİŞİR, E., 2012, *Çeliklerde Malzeme Bilimi ve Son Gelişmeler, Yüksek mukavemetli yapı çelikleri,* Kocaeli Üniversitesi, Metalürji ve Malzeme Mühendisliği, Ders Notları.

[13] ENGL, B., 2013, *Cold Rolled HSLA Sheet and Strip Products,* ThssenKrupp Stahl AG Dortmund, Germany.

[14] IRVINE, KJ., PICKERING, FB., GLADMAN, T., 1967, *Grain-Refined C-Mn Steels, Iron Steel Inst J*., v.205, no.2, 161-182.

[15] DEARDO, AJ., GARCIA, CI., PALMIERE, EJ., 1991, *Thermomechanical Processing of Steel, Metals Handbook*, v.3, USA.

[16] LEBON, AB., SAINT-MARTIN, LN., 1977, *Using Laboratory Simulations to Improve Rolling Schedules and Equipment, Microalloying'75*, New York, USA, 90-99.

[17] BAYDAR, Ö., 2002, *API X65 tipi mikro alaşımlı çeliklerin Erdemir proses şartlarında geliştirilmesi ve üretilmesi*, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

[18] KONIG, R., YÜKSEL, M., 1991, *Çelik Yassı Mamullerinde Yeni Geliştirmeler ve Endüstriyel Uygulamalar*, Denizli Malzeme Sempozyumu, Denizli, 38-49.

[19] MEYER, L., HEISTERKAMP, F., MUESCHENBORN, W., 1977, *Nb, Ti and V in Normalized, Thermomechanically Treated and Cold Rolled Steels, Microalloying'75*, New York, USA, 153-167.

[20] KOLTUK, F., 1996, *Mikro alaşımlı Çeliklerin İkincil Sıcak Şekillendirlmesinde Özelliklerin Optimizasyonunun İncelenmesi*, Doktora Tezi, Y.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Ana Bilim Dalı, 3-66.

[21] TOPATES, T., 1995, *Mikroalasımlı Çeliklerin TMI-Sırasında Degisen Proses Parametrelerinin Mikroyapı – Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi*, Yüksek Lisans Tezi, Y.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü.

[22] Ereğli Demir ve Çelik Fab. T.A.Ş., Tanıtım ve Teknik Özellikler Kataloğu, 2014

[23] YILDIZ, İ., 2006, *Otomotiv Endüstrisinde Kullanılan Sacların Şekillendirilebilirlik Özellikleri*, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.

[24] LENARD J.G., 2007, *Primer on Flat Rolling*, Chapter 1, 1-8.

[25] DIETER, GE., 1988, *Mechanical Metallurgy, SI Metric Edition*, McGraw-Hill, pp. 586.

[26] KAYALI, ES., ENSARİ, C., 2000, *Metallere Plastik Şekil Verme İlke ve Uygulamaları*, İ.T.Ü., Kimya-Metalurji Fakültesi, 260.

[27] MCGANNON, HE., 1971, *The Making, Shaping and Treating of Steel, 9th Edition*, United States Steel.

[28] SELLARS, CM., 1978, *Recrystallization of Metals during Hot Deformation*, Phil. Trans., R. Soc. Lond. A., 288, 147-158.

[29] GLADMAN, T., 1998, *Proceedings of Information Day on Microalloyed Engineering Steels*, ECSC, 1-12.

[30] GLADMAN, T., 1997, *The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*, The Institute of Materials.

[31] ERİŞİR, E., 2012, *Çeliklerin Isıl İşlemi, Termomekanik İşlemler*, Kocaeli Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Ders Notları.

[32] ERİŞİR, E., 2010, *Yüksek Mukavemetli Çökelti Sertleşen Ferritik Perlitik Çeliklerde Mikro alaşım Elementleri ve Karbon Miktarının Mekanik Özelliklere ve Mikroyapıya Etkisi*, Doktora Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.

[33] SINHA, AK., 1991, *Physical Metallurgy of Micro-Alloyed High Strenght Low Alloy Steels*, Proc. of the Emerging Technologies for New Materials & Product-mix of the Steel Industry-Materials Week, 21-24.

[34] HULKA, K., 1990, *Microalloyed Structural Steel Grades Background and Application*, 7. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi Bildiriler Kitabı Cilt 2, 4-8.

[35] TOPBAŞ, MA., 1998, Çelik ve Isıl İşlem El Kitabı.

[36] ASM Handbook Volume 1, 2005, *Properties and Selection Iron, Steels and High Performance Alloyes*, American Society for Metals.

[37] PICKERING, FB., 1978, *Physical Metallurgy and Design of Steels*, Applied Science Publishers, 65- 80.

[38] HOFMANN, H., 2006, MATTISSEN, TW., *Advanced cold rolled steels for automotive applications*, 37.

[39] MAJUMDAR, S., 2010, BHATTACHARJEE, D., RAY, KK., *Mechanism of fatigue failure in interstitial-free and interstitial-free high-strength steel sheets*.

[40] TAŞ, Z., 2006, *Nb-V-Alaşımlı Boru Çeliklerinde Mikroyapı – Mekanik Özellikler İlişkisi*, Gebze İleri teknoloji Enstitüsü.

[41] SAGE, AM., 1990, *An Overwiev of the Use of Microalloyes in HSLA Steels with Particular Refrence to Vanadium and Titanium, HSLA Steels : Processing, Properties and Aplications*, Conf. On HSLA Steels, Beijing.

[42] LAFRANCE, ML., 1977, CARON, FA., LAMANT, GR., LECRERC, J., *Use of Microalloyed Steels in the Manufacture of Controlled-Rolled Plates for Pipe, Microalloying'75,* Union Carbide Corp., New York, USA.

[43] MOHRBACHER, H., 2006, *Niobium Alloyed High Strength Steels for Automotive Applications*, Niobium Products Company GmbH, Düsseldorf, Germany.

[44] Kocaeli Üniversitesi, Fiziksel Metalurji, 2004, 114, Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, 1.1-1.35, Kocaeli.

[45] LAASRAOUI, A., 1990, *Computer Modelling of Temperature, Flow Stress and Microstructure during the Hot Rolling of Steels*, McGill University, Montreal.

[46] KAYA, A., 2004, *ERDEMİR ERD 6052 kalite çelik prototip üretimi TEM çalışması raporu,* 462, Kdz.Ereğli/ZONGULDAK.

[47] NAJAFI, H., JAFAR, R., ASGARI, S., 2008, *As-cast mechanical properties of vanadium/niobium microalloyed steels, Materials Science and Engineering*, A408, 1-7.

[48] XU, G., GAN, X., MA, G., LUO, F., ZOU, H., 2010, *The development of Ti-alloyed high strenght microalloyed steel, Material and Design 31*, 2891-2896

[49] DAVİS, CL., BALART, MJ., STRANGWOOD, M., 2002, *Fracture Behaviour In Medium-Carbon Ti–V–N And V–N Microalloyed Ferritic-Pearlitic And Bainitic Forging Steels With Enhanced Machinability, Materials Science and Engineering A*", 328 : 48-57

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler	
Adı Soyadı	Ali Murat SANCAKTAR
Doğum Yeri	İSTANBUL
Doğum Tarihi	12.01.1988
Uyruğu	☑ T.C. ❒ Diğer:
Telefon	05552684738
E-Posta Adresi	ASANCAKTAR@ERDEMIR.COM.TR
Web Adresi	



Eğitim Bilgileri	
Lisans	
Üniversite	İstanbul Üniversitesi
Fakülte	Mühendislik Fakültesi
Bölümü	Metalurji ve Malzeme Mühendisliği
Mezuniyet Yılı	2011

Yüksek Lisans	
Üniversite	İstanbul Üniversitesi-Cerrahpaşa
Enstitü Adı	Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
Anabilim Dalı	Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı
Programı	Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Programı

Makale ve Bildiriler