

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**AZOTLU VANADYUM İLAVESİNİN S550MC KALİTE ÇELİKLERDE NİHAİ
ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Özcan KAYA

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Mühendisliği Programı

HAZİRAN 2018

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**AZOTLU VANADYUM İLAVESİNİN S550MC KALİTE ÇELİKLERDE NİHAİ
ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**Özcan KAYA
(506101425)**

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Mühendisliği Programı

Tez Danışmanı: Doç. Dr. Cevat Bora Derin

HAZİRAN 2018

İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 506101425 numaralı Yüksek Lisans Öğrencisi Özcan KAYA, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı “AZOTLU VANADYUM İLAVESİNİN S550MC KALİTE ÇELİKLERDE NİHAİ ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ” başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

Tez Danışmanı : **Doç. Dr. Cevat Bora DERİN**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri : **Prof. Dr. Onuralp Yücel**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri : **Doç. Dr. Burç Mısıroğlu**
Sabancı Üniversitesi

Teslim Tarihi : **02 Mayıs 2018**
Savunma Tarihi : **07 Haziran 2018**





Aileme,



ÖNSÖZ

Yüksek lisans tez çalışmalarım boyunca, gösterdiği her türlü destek, öneri ve yönlendirmelerinden dolayı değerli danışman hocam Sayın Doç. Dr. Cevat Bora DERİN'e en içten dileklerimle teşekkür ederim.

İTÜ'de gördüğüm eğitim boyunca engin bilgileri, kıymetli önerileri ile bana destek olan Sayın Prof. Dr. E. Sabri KAYALI'ya en içten teşekkürlerimi sunarım.

Manevi desteklerini benden hiç esirgemeyen değerli eşim Hande BABA KAYA'ya sevgilerimi sunarım.

Çalışmalarım sırasında ki yardımlarından ötürü iş arkadaşım Kıvanç ÇETİNKAYA'ya özellikle teşekkür ederim. Ayrıca deneysel çalışmalarımda bana yardımcı olan iş arkadaşlarım Dilara ÇİMEN, Zafer ÇETİN ve Recep VATANSEVER'e de teşekkürü bir borç bilirim.

Son olarak beni yetiştiren ve bu günlere kadar desteklerini hep hissettiğim anneme ve babama sonsuz saygı ve sevgilerimi sunarım.

Mayıs 2018

Özcan KAYA
Metalurji ve Malzeme Mühendisi



İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ.....	vii
İÇİNDEKİLER	ix
KISALTMALAR	xi
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xiii
ŞEKİL LİSTESİ.....	xv
ÖZET.....	xvii
SUMMARY	xix
1. GİRİŞ	1
2. ÇELİK ÜRETİM VE SICAK HADDELEME PROSESLERİ.....	5
2.1 Bazık Oksijen Fırını (BOF).....	5
2.1.1 Proses tanımı.....	5
2.1.2 Kütle ve enerji dengesi.....	7
2.1.3 Proses reaksiyonları	8
2.1.4 Cüruf oluşumu.....	10
2.2 Pota Metalurjisi (İkincil Metalurji)	10
2.2.1 Pota fırını (LF)	11
2.2.2 Vakum tankı gaz giderici (Vacuum Tank Degasser, VTD).....	12
2.2.3 İdeal azot oranının belirlenmesi	12
2.2.4 RH gaz giderme yöntemi	16
2.3 Sürekli Dökümler	17
2.4 Sıcak Haddehane	19
2.4.1 Slab fırınları	19
2.4.2 Kaba haddeleme	20
2.4.3 Şerit haddeleme	20
2.4.4 Duşlu masa ve bobin sarma	23
3. TERMOMEKANİK HADDELENMİŞ DÜŞÜK ALAŞIMLI YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER.....	25
3.1 Mikro Alaşımli Çeliklerde Sertleşme Mekanizmaları.....	28
3.2 Mikro Alaşımli Çeliklerin Genel Uygulama Alanları.....	28
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	29
4.1 Mikroalaşımli Çeliklerde Çökelti Mekanizmasının Temel Prensipleri.....	29
4.2 Vanadyum Mikro Alaşımının Etkisinin İncelenmesi	31
4.3 Alüminyum İlavesinin Etkisinin İncelenmesi	38
4.4 Kimyasal Kompozisyon Karşılaştırmaları	41
4.4.1 ThermoCalc incelemeleri	42
4.4.2 JMat Pro incelemeleri	46
4.5 Mikro Yapı ve Taramalı Elektron Mikroskop İncelemeleri.....	49
4.6 Mekanik Test Sonuçları.....	57
4.7 Mikro Sertlik Ölçümleri	59
4.8 Şekillendirme Sınır Diyagramları (FLD)	61
5. GENEL SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME	63
KAYNAKLAR	67



KISALTMALAR

%	: Yüzde
%A	: Yüzde uzama
a₀	: Numune kalınlık
Al	: Alüminyum
AlC	: Alüminyum karbür
AlN	: Alüminyum nitrür
b₀	: Numune genişlik
BOF	: Bazık Oksijen Fırını
C	: Karbon
CaO	: Kalsiyum oksit
CCT	: Continuous Cooling Temperature
CO	: Karbon monoksit
CO₂	: Karbon dioksit
°C	: Santigrat derece
Fe	: Demir
Fe₂O₃	: Hematit
FeO	: Vüstit
FeV	: Ferro vanadyum
FLD	: Şekillendirilebilirlik Sınır Diyagramı
°F	: Fahrenheit derece
gr	: gram
HSLA	: Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşım
HV	: Vickers Sertlik
LF	: Pota Fırını
m	: metre
max	: Maksimum
MgO	: Magnezyum oksit
min	: Minimum
mm	: milimetre
µm	: mikrometre
Mn	: Mangan
MnO	: Mangan oksit
Mo	: Molibden
MPa	: Megapaskal
N	: Azot
Nb	: Niyobyum
NbC	: Niyobyum karbür
NbN	: Niyobyum nitrür
Ni	: Nikel
P	: Fosfor
P₂O₅	: Fosfor Pentoksit
ppm	: Parts per million
RCR	: Yeniden kristalleşme kontrollü haddeleme

RH	: Rurhstahl Heraeus
Rm	: Çekme Mukavemeti
Rp_{0,2}	: Akma Mukavemeti (0,2)
Rp_{0,5}	: Akma Mukavemeti (0,5)
S	: Kükürt
SE	: İkincil Ekeltron
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
Si	: Silisyum
SiO₂	: Silisyum dioksit
T	: Sıcaklık
Ti	: Titanyum
TiC	: Titanyum karbür
TiN	: Titanyum nitrür
TTT	: Time Transformation Temperature
V	: Vanadyum
VC	: Vanadyum karbür
VN	: Vanadyum nitrür
VOD	: Vacuum Oxygen Decarburization
VTD	: Vacuum Tank Degasser

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 4.1 : FeV içeren ve Azotlu Vanadyum içeren S550MC çeliğe ait kimyasal kompozisyon çalışma aralıkları.	42
Çizelge 4.2 : Sıcak haddehane şerit hadde bölgesinde 1.ve 2. ayaklara ait hadde yükleri.....	45
Çizelge 4.3 : FeV içeren ve azotlu vanadyum içeren numunelere ait mekanik test sonuçları	58
Çizelge 4.4 : FeV içeren S550MC çeliğinin mikro sertlik ölçümleri.....	60
Çizelge 4.5 : Azotlu vanadyum içeren S550MC çeliğinin mikro sertlik ölçümleri ..	60
Çizelge 5.1 : FeV içeren ve azotlu vanadyum içeren S550MC çeliğinin nihai özellik karşılaştırma tablosu.....	65



ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 1.1 : Azot oranının vanadyum mikro alaşımlı çeliklerde mukavemet artışına etkisi [26].	1
Şekil 1.2 : Çelik için mukavemet artış mekanizması [26].	2
Şekil 1.3 : Azot oranının artışının çökelti boyutuna etkisi [26].	3
Şekil 1.4 : Sıcak haddeleme sonrası yeniden kristallenme işlemi [26].	3
Şekil 2.1 : BOF prosesi adımları [2].	6
Şekil 2.2 : BOF prosesine giren ve çıkan malzemeler [1].	7
Şekil 2.3 : Üfleme işleminin ortasında BOF'taki fiziksel durum [1].	9
Şekil 2.4 : BOF çelik üretimi sırasında metal bileşimi değişimi [2].	9
Şekil 2.5 : Pota metalurjisinde çok kullanılan bazı üniteler [27].	11
Şekil 2.6 : Pota fırını ve gaz giderici tank [27].	12
Şekil 2.7 : VN çökmesi sonucunda azot ve vanadyumdan elde edilen akma mukavemetindeki artış. kontrollü soğutmalı bobin, sarılma sıcaklığı 593°C [5].	13
Şekil 2.8 : Soğuma hızı 17°C/sn ve ikmal sıcaklığı 900°C olan 6.3mm kalınlıktaki malzeme için sarılma sıcaklığı ve toplam azot içeriğinin akma dayanımına etkisi. %0.13 C, %1.40 Mn, %0.5 Si, %0.12 V [6].	14
Şekil 2.9 : Çökelti sertleşmesinde azotun etkisi [7].	14
Şekil 2.10 : Metal oksitlerden ve amonyaktan nitrür oluşumu için sıcaklığı gösteren Ellingham-Richardson-Jeffes diyagramı standart gibbs enerjisi [8].	15
Şekil 2.11 : RH gaz giderme ünitesi [27].	16
Şekil 2.12 : Sürekli döküm proses şeması [12].	17
Şekil 2.13 : Sürekli döküm tesisinin şematik gösterimi [13].	18
Şekil 2.14 : Örnek slab fırını fotoğrafı.	19
Şekil 2.15 : Kaba hadde [16].	20
Şekil 2.16 : Bobin kutusu [16].	21
Şekil 2.17 : Kırpıntı makası [16].	22
Şekil 2.18 : Şerit hadde [16].	23
Şekil 2.19 : Duşlu masa [16].	24
Şekil 2.20 : Bobin sarma ünitesinde sarılmış bobin.	24
Şekil 3.1 : Muz diyagramı.	25
Şekil 3.2 : Karbon çeliği ve HSLA mikro yapı karşılaştırması.	26
Şekil 3.3 : Mikro alaşımlı çeliklerde dönüşüm mekanizması.	27
Şekil 4.1 : Karbür ve nitrürün çözünürlüğü [19].	30
Şekil 4.2 : Ferrit içinde 790°C'de vanadyum karbür ve karbonitrürün irileşmesi, 1. Fe-0.27V-0.05C 2.Fe-0.26V-0.02C-0.022N [19].	31
Şekil 4.3 : Süneklik testi sırasında gözlemlenen en uzun çatlak uzunluğuna test sıcaklığının etkisi [22].	33
Şekil 4.4 : Yeniden ısıtma sıcaklığının V ve Nb'nin maksimum çözünürlüğüne etkisi [22].	33
Şekil 4.5 : Östenit fazında mikro alaşım elementlerinin çözünmeye karşı direnç katsayısı [22].	34

Şekil 4.6 : Termodinamiğe göre ana mikro alaşım elementi çökeltilerinin sıcak haddeleme prosesi boyunca rolü [23].....	36
Şekil 4.7 : Nb ve V içeren düşük karbonlu bir çeliğin haddeleme pasolardaki hadde yükleri [22].....	37
Şekil 4.8 : Farklı karbon seviyelerinde N artış miktarına göre V çökelti sertleşmesinin etkisi [22].....	37
Şekil 4.9 : Al içeriğinin farklı N seviyeleri ile gevrekleşme başlangıç sıcaklığına etkisi [25].....	39
Şekil 4.10 : %0,050 Al ilaveli azotlu vanadyum mikro alaşımlı çelikte slab yüzeyi A) Genel Görünüm B) Enine Yüzey Çatlağı-1, C) Enine Yüzey Çatlağı-2	40
Şekil 4.11 : %0,030 Al ilaveli azotlu vanadyum mikro alaşımlı çelikte normal slab yüzeyi.	41
Şekil 4.12 : FeV içeren mikro alaşımlı S550MC çeliklerde östenitik dönüşümden oda sıcaklığına kadar oluşan çökelti fazlar.	43
Şekil 4.13 : Azotlu vanadyum içeren mikro alaşımlı S550MC çeliklerde östenitik dönüşümden oda sıcaklığına kadar oluşan çökelti fazlar.	44
Şekil 4.14 : Sıcak haddehane şerit hadde bölgesindeki 1. ve 2. ayaklara ait hadde yükleri.....	46
Şekil 4.15 : Nb, Ti ve V mikro alaşımlı S550MC çeliğe ait CCT diyagramı.....	46
Şekil 4.16 : Azotlu vanadyum içeren S550MC çeliğe ait CCT diyagramı.....	47
Şekil 4.17 : Nb, Ti ve V mikro alaşımlı S550MC çeliğe ait TTT diyagramı.	48
Şekil 4.18 : Azotlu vanadyum içeren S550MC çeliğe ait TTT diyagramı.	49
Şekil 4.19 : Struers-Diskotom-65 kaba kesme cihazı.	50
Şekil 4.20 : Struers-Citopress-20 kalıplama cihazı ve Struers-Tegropol-21 zımparalama ve parlatma cihazı.	50
Şekil 4.21 : Clemex Vision Lite yazılımlı Nikon Epiphot 200 optik mikroskop.	51
Şekil 4.22 : FeV ilaveli S550MC çeliğe ait mikro yapı görüntüleri.	52
Şekil 4.23 : Azotlu vanadyum ilaveli S550MC çeliğe ait mikro yapı görüntüleri. ...	53
Şekil 4.24 : LePera çözeltisi ile dağlanan azotlu vanadyum ilaveli S550MC çeliğe ait ferrit-beynit dağılımları.	54
Şekil 4.25 : JEOL JSM 5600 taramalı elektron mikroskobu.	55
Şekil 4.26 : FeV ilaveli S550 MC çeliğe ait 1500 büyütmede taramalı elektron mikroskobu görüntüsü.	55
Şekil 4.27 : FeV ilaveli S550 MC çeliğe ait 2500 büyütmede taramalı elektron mikroskobu görüntüsü.	55
Şekil 4.28 : Azotlu vanadyum ilaveli S550 MC çeliğe ait 1500 büyütmede taramalı elektron mikroskobu görüntüsü.	56
Şekil 4.29 : Azotlu vanadyum ilaveli S550 MC çeliğe ait 2500 büyütmede taramalı elektron mikroskobu görüntüsü.	57
Şekil 4.30 : Zwick/Roell Z250 çekme test cihazı.	58
Şekil 4.31 : Qness Q10 mikro sertlik cihazı.	59
Şekil 4.32 : FeV içeren S550MC çeliğe ait mikro sertlik numunesi.	59
Şekil 4.33 : Azotlu vanadyum içeren S550MC çeliğe ait mikro sertlik numunesi....	60
Şekil 4.34 : Zwick marka BUP600 test cihazı.	61
Şekil 4.35 : FeV ve azotlu vanadyum içeren numunelere ait True Stress-True Strain eğrileri.	62
Şekil 4.36 : FeV ve azotlu vanadyum içeren numunelere ait şekillendirme sınır diyagramları.....	63

AZOTLU VANADYUM İLAVESİNİN S550MC KALİTE ÇELİKLERDE NİHAİ ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ

ÖZET

Termomekanik haddelenmiş ve soğuk şekillendirmeye uygun HSLA grubuna ait çelikler otomotiv sanayisi de dahil olmak üzere günümüzde yaygın kullanım alanına sahiptir. Bu çeliklerin üretiminde konvansiyonel yöntemde Nb, Ti ve V elementleri mikro alaşımlama ile ilave edilmekte olup bu çalışmada alternatif olarak azotlu vanadyumun alaşım ilavesi olarak kullanılmasının etkileri araştırılmıştır.

Tasarlanan kimyasal kompozisyon ile ilk etapta faz dönüşüm sıcaklıkları ve geçiş bölgeleri JMatPro yazılımı desteği ile belirlenmiş olup aynı zamanda sürekli soğuma şartlarında farklı soğuma hızlarının nihai mikro yapıya etkisi de araştırılmıştır. Ayrıca ThermoCalc yazılımı desteği ile tasarlanan kimyasal kompozisyona göre sıcaklığa bağlı olarak oluşacak kararlı çökelti fazlar da belirlenmiştir.

HSLA çeliklerinde azotlu vanadyum ilavesi tane sınırlarında vanadyum nitrür (VN) çökeltisi oluşturduğundan dolayı kritik bir öneme sahiptir. Bu çökelti ile hem dayanımın arttığı hem de şekillendirilebilirlik kabiliyetinin arttığı tek mukavemet arttırma işlemi olan tane inceltme işlemi gerçekleştirilir.

Vanadyum ilavesinin etkinliği yapı içerisindeki mevcut azotun bir fonksiyonudur. Bu nedenle artan azot içeriği ile birlikte oluşan VN çökeltileri daha küçük ve yapıda yayılmış bir şekilde oluştuğundan dolayı soğuk şekil verme işlemlerinde yüksek deformasyona izin verir.

Deneysel çalışmalar yazılım destekleri ve mikro yapısal, mekanik incelemeler olarak iki ana grupta gerçekleştirilmiştir. Yazılım destekleri ThermoCalc ve JMatPro, mikro yapısal, mekanik incelemeler ise mikro yapı incelemesi, çekme testi, kesit boyunca mikro sertlik, Taramalı Elektron Mikroskopu incelemesi ve şekillendirilebilirlik çalışmalarını kapsamaktadır.

Yazılım destekleri ve daha önceki tecrübeler doğrultusunda sıcak haddeleme proses sıcaklıkları uygun şekilde belirlenmiş ve üretimler gerçekleştirilmiştir. Bu üretimlerde de konvansiyonel yöntemle üretilen çeliklerde görüldüğü gibi ferritik-beynitik mikro yapı elde edilmiş olup, sonuçlar mekanik özellikler bakımından S550MC kalite spesifikasyonlarına uygun gerçekleşmiştir.

Ek olarak oluşan VN çökeltileri sıcak haddehanedeki şerit hadde bölgesinde daha düşük yüklerde haddeleme imkanı sunmaktadır. Şerit haddeleme bölgesinde mevcut olan haddeleme sıcaklığında VN çökeltileri termodinamik olarak aktif olmadığından ve yapıda çökelti oluşturabilecek başka bir mikro alaşım ilavesi olmadığından dolayı daha düşük hadde yüklerinden haddelemeyi mümkün kılmaktadır.

Son olarak şekillendirilebilirlik davranışları da konvansiyonel yöntem ile üretilen ve azotlu vanadyum ilavesi ile üretilen çeliklerde kıyaslanmış olup şekillendirme sınır diyagramlarında güvenli bölge alanları birbirine çok yakın olarak elde edilmiştir.



INVESTIGATION OF NITROGEN CONTAINING VANADIUM ALLOYING ELEMENT ADDITION EFFECTS ON FINAL PROPERTIES IN S550MC GRADE STEELS

SUMMARY

Thermomechanical rolled and cold formable HSLA steels are widely used in various industries including automotive industry. In conventional steel making process of this group of steels, micro alloying elements such as Nb, Ti and V are used to obtain required mechanical properties. In this study, nitrogen contained Vanadium used as an alloying element and effect of this addition on final properties were comparatively investigated, respectively.

JMatPro software was used to determine phase transformation temperatures and transition regions as well as effect of cooling rate on final micro structure considering continuous cooling conditions. With the help of ThermoCalc software, stable precipitate phases were analyzed depended on temperature for both Nb, Ti, V micro alloyed steel and nitrogen containing Vanadium alloyed steel.

V-N single microalloying in HSLA steels has a critical role to form vanadium nitride (VN) precipitations in grain boundaries. Precipitates provide enhancements on mechanical strength and formability behavior by fining grain size.

V-N single microalloying allows reaching the required mechanical properties in higher nitrogen contents and increased nitrogen content assists dispersion of VN precipitates in microstructure. Dispersion of precipitates gives higher homogenous elongation values thus relatively higher deformation conditions in cold forming is also operable considering high strength values in this grade steels.

Vanadium carbide has relatively higher solubility in austenite phase in comparison other micro alloying elements precipitates. This higher solubility provides limiting the grain size of austenite and ferritic transformation begins at finer grain size conditions. On the other hand, soluble vanadium nitride (VN) in austenite phase is similar to other precipitates as titanium carbide (TiC) and niobium carbide (NbC) thus grain size reducing by vanadium nitride (VN) precipitation is also valid.

High nitrogen affinity of vanadium helps reducing nitrogen content in reasonable levels by formation of vanadium nitride (VN) precipitates. Nitrogen fixation in HSLA steels is significant to dismiss strain aging. V-N single microalloying in this steels makes material more mechanically stable during time between hot rolling and cold deformation as known as aging time.

Experimental procedure of study could be divided in two main groups as software assisted studies and metallographic, mechanical examination studies. Software assisted studies includes ThermoCalc and JMatPro investigations where metallographic and mechanical studies includes Scanning Electron Microscope and formability behavior examinations.

ThermoCalc software studies were performed to estimate the precipitation behavior of both type of steels. The carbide and nitride precipitations of vanadium are known as the strengthening secondary phases, therefore it is significant to design the process parameters to obtain required amount and temperature of specific precipitate such as vanadium carbide (VC) and vanadium nitride (VN).

The effect of aluminum (Al) plays role in the solidification. It is known that 0,040% by weight is the critical addition level of Al considering embrittlement behavior Aluminum nitride (AlN) phase.

ThermoCalc examinations showed that VC precipitates are tend to form in conventionally microalloyed steel, however, VN precipitates are leading the strengthening mechanism in V-N single microalloyed S550MC steel.

In hot rolling process finishing delivery temperature and coiling temperature were defined in accordance with this ThermoCalc outputs and production has been carried out.

JMatPro simulations showed that bainitic transformation are possible in a large scale of cooling rate in V-N single microalloyed S550MC grade steel. In contrast, bainitic transformation cooling rate range is much narrower in conventionally Nb, Ti, V microalloyed steel.

Within the scope of metallographic and mechanical studies SEM examination, tensile test, micro hardness measurement are performed and Forming Limit Diagram (FLD) of V-N single microalloyed steel and conventionally Nb, Ti, V microalloyed steel are plotted.

Final ferritic-bainitic micro structure and mechanical properties were obtained similar to S550MC steel grade specification limits similar to conventionally micro alloyed products. SEM examination in V-N single microalloyed steel are showed bainite phases in ferritic matrice. Operating condition for cooling rate in hot rolling process defined as 15°C/s to obtain final ferritic-bainitic microstructure. Bainitic transformation is considered for strengthening combined with precipitation hardening.

Mechanical values of both V-N single microalloyed and conventionally Nb, Ti, V microalloyed steel are meet the limits of S550MC steel specification, despite different alloying practices similar strength values obtained. Strengthening mechanism of precipitation hardening with vanadium-interstitial phases are effectively performed with proper finishing delivery temperature and cooling temperature in hot rolling process. Results show that content of VN precipitates in V-N single microalloyed steel are adequent to provide required strength just as VC precipitates in conventionally Nb, Ti, V microalloyed steel. Micro hardness measurements of both specimens along surface to cross section are homogeneous which is a sign of straight phase transformations.

Formability behavior of both specimens are investigated via FLD tests. Appropriate mold geometry defined according to Nakajima methodology in tests. V-N single microalloying and conventionally Nb, Ti, V microalloying have similar effect on formability. Operable areas in diagram are inseperable.

General evaluation of study could be summed up as V-N single microalloying in steel making for S550MC grade steel provides required final mechanical and metallographical properties. Final microstructures are ferritic-bainitic for both specimens. Bainite ratios expected different due to different micro alloying practices. Formability behavior of both specimens are similar due to ductility of dispersed VN precipitate phases. Precipitation dispersion enhanced with V-N single microalloying by dint of higher nitrogen content in steel. Further, since higher nitrogen content drives precipitation hardening in V-N single microalloying, vacuum degassing process could be eliminated for denitrification. Required final properties such as mechanical strength and formability for S550MC steel obtained with V-N single microalloying correspondingly commercial benefit provided in terms of no addition of Nb and Ti microalloying in steel making.

HSLA steels are substantial for automotive industry nowadays and it is important to work on alternative steel making practices for this grade steels. Study showed that it is possible to obtain required final properties in S550MC grade steels with using V-N single microalloying. VN formation blocks the austenite growth and ferritic transformation occurs in finer grain size microstructures. This precipitation hardening method provides desired properties in mechanical strength and formability behavior.

Additively, VN precipitates has positive effect in hot rolling process by requiring lower rolling force in finishing mill. In finishing mill temperature conditions during hot rolling process, VN precipitates are thermodynamically inactive and with the assistance of different micro alloying element precipitate absence such as NbC and TiN, it is easier to perform desired reduction ratio at lower rolling forces.

Bainitic transformation is occurred in both processes and elongation values are relatively high considering these strength values This higher elongation values leads increased cold formability. Preclude to bainite phase embrittlement tempering is necessary to fine sharp edges of bainites. This temper heat treatment performed automatically in this study with the conduction heat transfer between wraps in final hot rolled coil product.

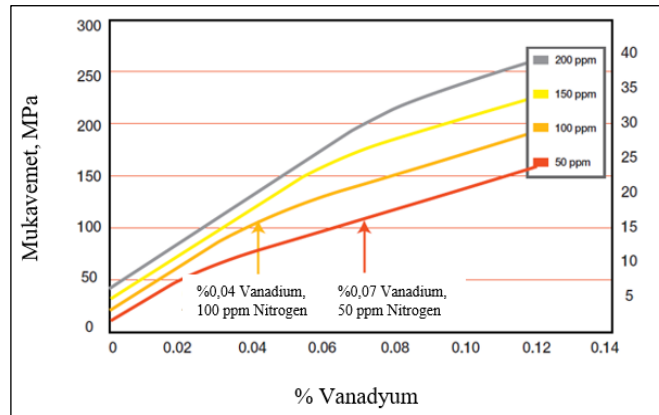


1. GİRİŞ

Termomekanik haddelenmiş ve soğuk şekillendirmeye uygun Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşımlı (HSLA) çelikler otomotiv sanayisi de dahil olmak üzere günümüzde yaygın kullanım alanına sahiptir. Bu çeliklerin üretiminde konvansiyonel yöntemde Nb, Ti ve V elementleri mikro alaşımlama ile ilave edilmekte olup bu çalışmada alternatif olarak azotlu vanadyumun alaşım ilavesi olarak kullanılmasının etkileri araştırılmıştır.

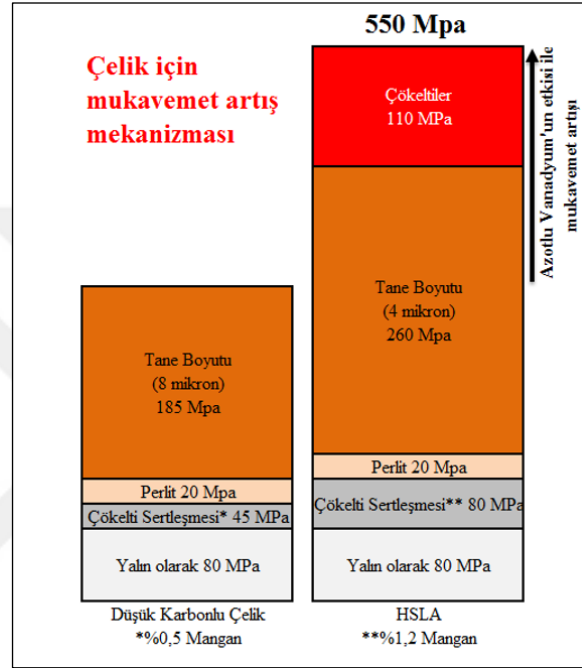
Azotlu vanadyum kullanımı ile aynı miktarda mukavemet artışını daha fazla Ferro Vanadyum (FeV) kullanarak karşılanmaktadır. Mikro alaşım olarak azotlu vanadyum kullanıldığı zaman yapıda oluşan Vanadyum nitrür (VN) çökeltleri, Ferro Vanadyum (FeV) kullanıldığında çökelti olarak oluşan Vanadyum karbür (VC) 'lere göre daha stabil ve yapıda daha ince bir şekilde yayılmış olarak bulunmaktadır. Bu nedenle vanadyumun mevcut azot oranının artışına bağlı olarak çeliğin mukavemet artışına etkisi bulunmaktadır.

Mukavemetin artmasıyla birlikte azot oranı çelik üreticilerine daha az vanadyum kullanma imkanı sunmaktadır. Bu durum Şekil 1.1 'de gösterilmektedir. Grafiğe göre % 0,07 vanadyum içeren bir çeliğin 110MPa akma değerine ulaşmak için gerekli olan azot miktarı 50ppm iken, daha düşük vanadyum içeren (% 0,04) bir çelikte 100ppm azot varlığı ile aynı mekanik özelliklerin sağlandığı görülmektedir.



Şekil 1.1 : Azot oranının vanadyum mikro alaşımlı çeliklerde mukavemet artışına etkisi [26].

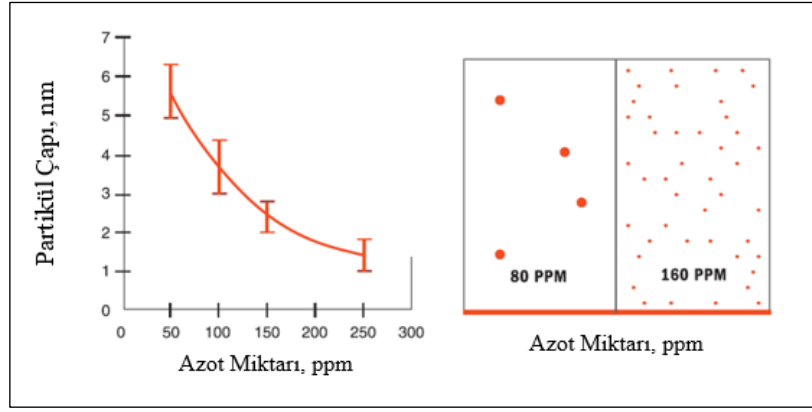
Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çeliklerde 2 tane mukavemet artış mekanizması mevcuttur. Bu mekanizmalar çökelti sertleşmesi ve tane inceltme işlemleridir. Azotlu vanadyumun kullanımı ile bu mekanizmalar tipik bir HSLA çeliğinde mukavemet artışını %70'e kadar desteklemektedir. Tane inceltme işlemi hem mukavemet hem de tokluğun arttığı tek mekanizmadır. Aynı zamanda çökeltilerin kırılgenlik etkilerini azaltır. Dengeli bir tane inceltme ve çökelti sertleştirmesi ile yüksek dayanımlara sahip tok bir malzeme elde edilebilir.



Şekil 1.2 : Çelik için mukavemet artış mekanizması [26].

Azotlu vanadyum çeliğe eklendiği zaman, vanadyum tercihen azotla birleşerek Vanadyum Nitrür (VN) çökeltileri oluşturmaktadır. Bu çökeltilerin çekirdeklenme oranı yüksek azot içeriklerinde daha da artmaktadır ve sonuç olarak Şekil 1.3'te görüleceği üzere çok daha fazla küçük çökelti oluşturmaktadır. 80ppm'den 160ppm azot içeriklerine gidildiğinde çökelti boyutları yarıya inerken çökeltilerin sayısı 8 kat artmıştır.

Çökelti sertleşmesinin etkisinin artması çökelti arasındaki mesafenin azalması nedeniyle olduğu söylenebilir. Azotlu vanadyumun oluşturduğu daha küçük VN çökeltilerinin mukavemet artışına etkisi FeV mikro alaşım elementi kullanılarak oluşturulan daha iri taneli VC çökeltilerinin mukavemet artışına etkisinden daha fazladır.



Şekil 1.3 : Azot oranının artışının çökelti boyutuna etkisi [26].

Yüksek mukavemetli çeliklerde östenitik tane inceltme, yeniden kristalleşme sıcaklık aralığında sıcak haddeleme ile elde edilir. Haddeleme işleminin başında mevcut olan kaba taneler, sıcak haddeleme işleminde tekrarlanan deformasyon ve yeniden kristallenme ile inceltir. Bu durum Şekil 1.4'te gösterilmiştir. Vanadyum normal haddeleme sıcaklıklarında çoklu yeniden kristalleşmeye izin verir ve termomekanik işlem sonrası çok ince tane oluşumunu sağlar.



Şekil 1.4 : Sıcak haddeleme sonrası yeniden kristallenme işlemi [26].

İnce östenit taneleri çok ince bir ferritik yapıya dönüştürüldüğünde optimum özellikler elde edilir. Bu ince ferrit, haddelemeden sonra ve aynı zamanda dönüşüm sıcaklığını düşüren alaşım ilavelerden (manganez gibi) hızlı soğutmanın uygun bir kombinasyonu ile elde edilir. Böyle bir uygulama, ferrit çekirdeklenmesini artırır ve tane mukavemetini yavaşlatır. Bu durum da yüksek mukavemetli, azotlu vanadyum içeren çeliklerin karakteristiği olan dayanıklılığın istenen dengesini sağlar.

Bir sonraki bölümde Bazık Oksijen Fırını'ndan başlayarak çelik üretim prosesi ve sıcak haddeleme prosesi detayları anlatılmıştır.



2. ÇELİK ÜRETİM VE SICAK HADDELEME PROSESLERİ

Çelik üretim prosesi hematit ve manyetit cevherlerinin yüksek fırında Boudouard denge koşullarında kok kömürünün taşıyıcı ve redükleyici özelliği ile pik demire indirgenmesinden başlayarak Bazik Oksijen Fırını'nda oksijen ilavesi ile konvertisaj işleminin yapılması, alaşımlamanın yapılması ile devam eden metalürjik işlemleri kapsamaktadır. Pik demirin sıvı çeliğe dönüşümünden sonra ikincil metalürji ismi verilen pota metalürjisi işlemlerinde özellikle desülfürizasyon adımından sonra sıvı çelik sürekli döküm aşamasına hazır hale gelir ve sürekli döküm prosesinden slab adı verilen dikdörtgen kesitli ürün elde edilmektedir. Slablarda östenit sıcaklığın üzerinde haddelenerek yassı ürüne dönüşmektedir. Bu bölümde Bazik Oksijen Fırını'ndan yassı ürün eldesine kadar geçen metalürjik prosesler detayları ile incelenmiştir. Ayrıca termomekanik haddelenmiş HSLA çelikleri ile ilgili genel bilgilerde verilmiştir.

2.1 Bazik Oksijen Fırını (BOF)

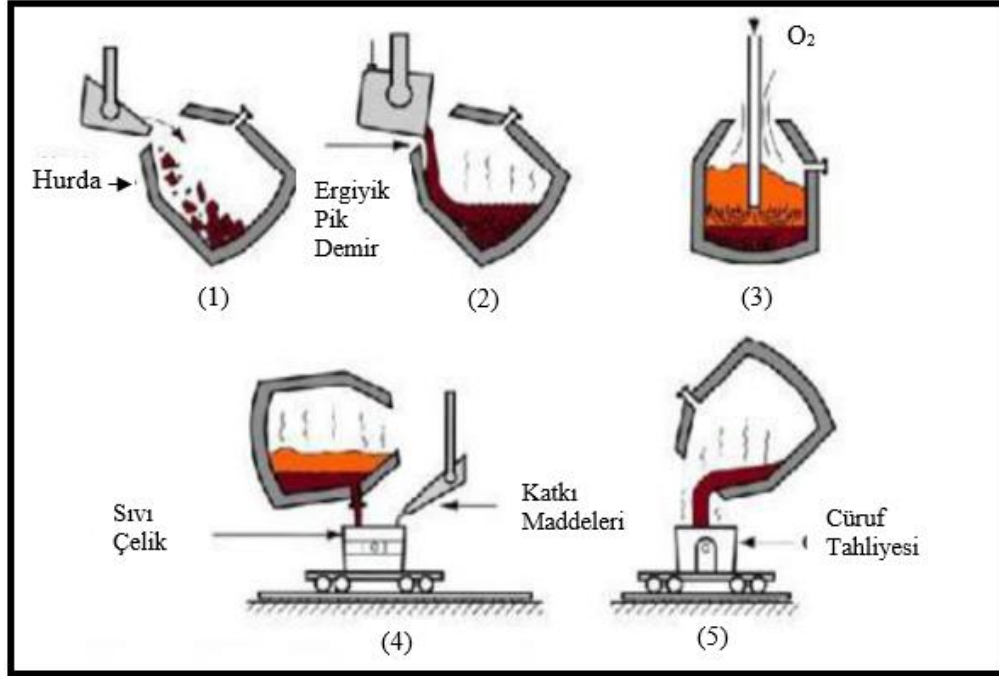
Yüksek üretim ve düşük maliyet çelik üretim endüstrisinin ana kriterlerini oluşturmaktadır. Bazik Oksijen Fırını (BOF) yüksek üretim kapasitesi ve düşük üretim maliyeti nedeniyle yaygın olarak tercih edilen ve etkili çelik üretim metodudur. Dünyada çelik üretim tesislerinin çoğu ham çeliği BOF yöntemi kullanarak üretmektedir [1].

Cevherden üretim yapan demir çelik tesisleri, BOF yöntemiyle yüksek kalitede alaşımlı çelikler sunmaktadır. Tesislerin en büyük hedeflerinden biri, en düşük maliyetle temiz çelik üretmektir [1].

2.1.1 Proses tanımı

Bazik oksijen çelik üretim prosesi, yüksek saflıktaki oksijenin, refraktörle kaplı konvertör içerisinde ki karbonca zengin ergiyik pik demir ve hurda karışımının üzerine üflenmesidir. Karbon, fosfor, mangan ve silikon gibi pik demir içerisindeki empirüteler istenilen seviyelere getirilir [1]. Çelik Üretim Tesisleri'nde BOF'tan alınan her sıvı çelik, döküm olarak adlandırılır ve bu döküm ileriki proseslerde ki takip

ve planlama için bir numara alır. Her döküm farklı bir döküm numarası almaktadır. Kazan şeklinde ki reaksiyon kabı kapalı bir tabana sahip olup, kolayca sökülüp yer değiştirilebilecek şekilde imal edilmiştir [2]. Prosesin temel operasyon adımları Şekil 2.1’de gösterilmiştir.



Şekil 2.1 : BOF prosesi adımları [2].

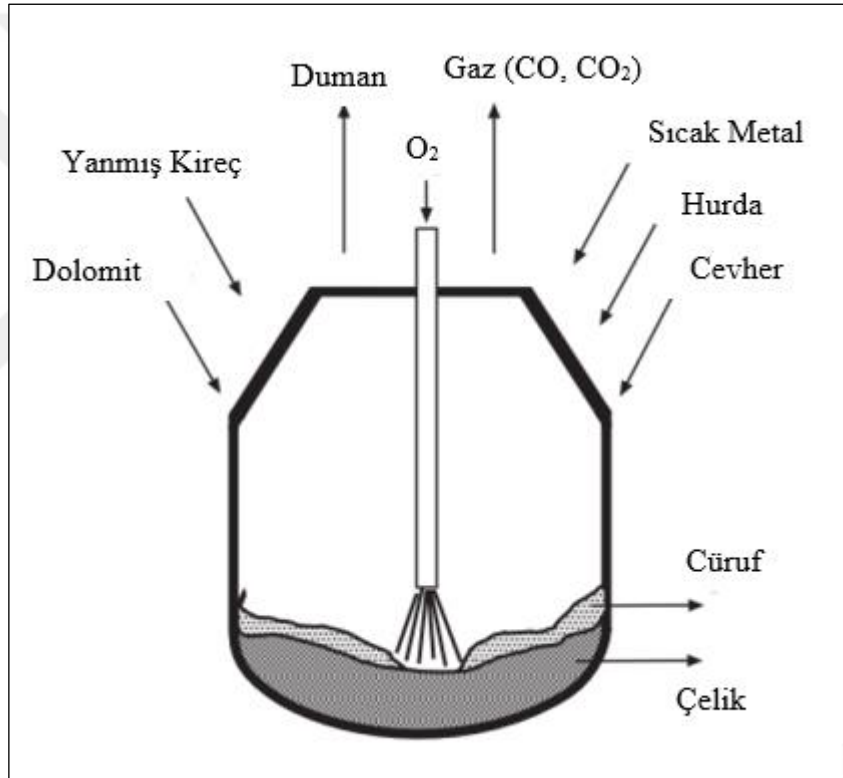
Prosesin amacı, yüksek fırından gelen pik demir içerisinde ki % 4 oranındaki karbon miktarını % 0,1 oranına düşürmektir. Konvertör içerisinde gerçekleşen reaksiyonlar ekzotermik olduğundan konvertör içerisinde ki sıcaklığı dengede tutmak açısından soğutucu olarak hurda kullanılır. Oksijen üfleme sırasında cüruf yapıcı olarak kullanılan mineraller sadece sülfür ve fosforun oranını kontrol etmek için değil aynı zamanda konvertör içerisinde ki refraktör astarın aşınmasını minimize etmek için de kullanılır. Giriş malzemelerinin kimyasal kompozisyonu ve sıcaklığı, hedeflenen çelik ağırlığı, kimyası ve sıcaklığı, sıcak metal, hurda, oksijen ve flux miktarına etki eden parametrelerdir. Demir, silisyum, karbon, mangan ve fosfor temel elementlerdir [1].

Üfleme prosesi boyunca lans aracılığıyla konvertörün tepesinden yüksek saflıkta oksijen beslenir. Oksijen üfleme sırasında sağlanan yoğun karıştırma ve sıvı pik demirin yüksek sıcaklığı, hızlı oksidasyonu ve büyük bir enerji miktarının hızlı bir şekilde serbest bırakılmasını sağlar. Sıvı cüruf, silisyum, mangan, demir ve fosforun oksitleri ve fluxlar ile birlikte oluşturulur. Cüruf ve çelik etkileşimi köpüklü bir emülsiyon oluşturur. Çelik damlacıkları ile cüruf arasındaki geniş yüzey alanı, yüksek

sıcaklıkta kuvvetli karıştırma, metallerin gaz fazına geçişi için hızlı tepkimeleri ve hızlı kütle transferini mümkün kılar. Üfleme bittiği zaman cüruf çelik banyolarının üzerinde yüzer. Sıvı ham çelik ve cüruf, konvertörden ayrı olarak alınır [2].

2.1.2 Kütle ve enerji dengesi

Bazı oksijen çelik üretim prosesine giren ve çıkan malzemeler Şekil 2.2’de verilmiştir. BOF için giriş malzemeleri; sıcak metal, hurda, fluxlar ve oksijendir. Fluxlar cüruf yapıcılar, soğutucular ve ısıtıcılar olarak gruplandırılabilir. Yanmış kireç, dolomitik kireç ve kireçtaşı yoğun olarak kullanılan cüruf yapıcılarıdır. Ferrosilikon ve antrasit kok ısıtıcı, demir cevheri ve peletler genellikle soğutucu olarak kullanılmaktadır [1].



Şekil 2.2 : BOF prosesine giren ve çıkan malzemeler [1].

Sıcak metal, hurda ve demir cevheri ve fluxlar fırın içerisinde şarj edilir. Oksijen, lans vasıtası ile yüksek akış oranlarında fırın içerisine üflenir. Karbon monoksit (CO), Karbon dioksit (CO₂) gazları ve demir oksit dumanı (Fe₂O₃) konvertörün ağzından çıkar. İşlem sonunda konvertör içerisinde sıvı ham çelik ve cüruf oluşur. Üfleme sırasında oksidasyon reaksiyonlarından elde edilen enerji, çelik banyosu sıcaklığını 1350°C’den 1680°C’ye yükseltmek için gerekli olan enerjiden daha yüksektir. Isı formunda ki bu fazla enerji fluxların ve hurdanın ertilmesinde kullanılır. Isının bir

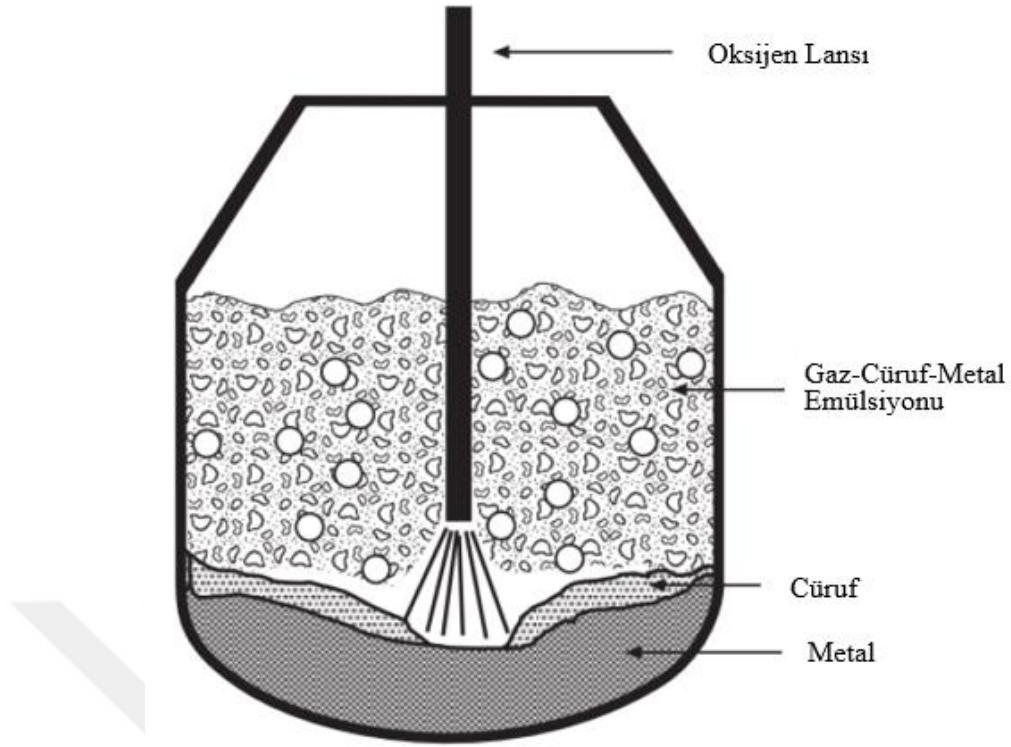
kısmı da iletim, konveksiyon ve radyasyon ile de kaybolur. İstenen sıcaklık ve bileşimde çelik üretimi için, sıcak metal, hurda, demir cevheri, flux ve oksijen gibi her girdi malzemesinin miktarını, sıcaklığını ve bileşimini belirlenmesi önemlidir. Bu miktarların belirlenmesine yönelik spesifik yöntemler her BOF prosesine göre değişiklik gösterir, ancak bu hesaplamalar kütle ve enerji dengesine dayalı hesaplamalara dayanmaktadır [1].

2.1.3 Proses reaksiyonları

Sıcak metal ve hurda konvertör içerisine şarj edilir ve su soğutmalı lans vasıtası ile yüksek akış oranlarında yüksek saflıkta oksijen üflenerek metal banyosu ile reaksiyonlar başlar. Karbon, silikon, mangan ve fosfor gibi metal banyosu içerisinde çözünmüş olan empirüteler oksidasyon ile birlikte uzaklaştırılır [1].

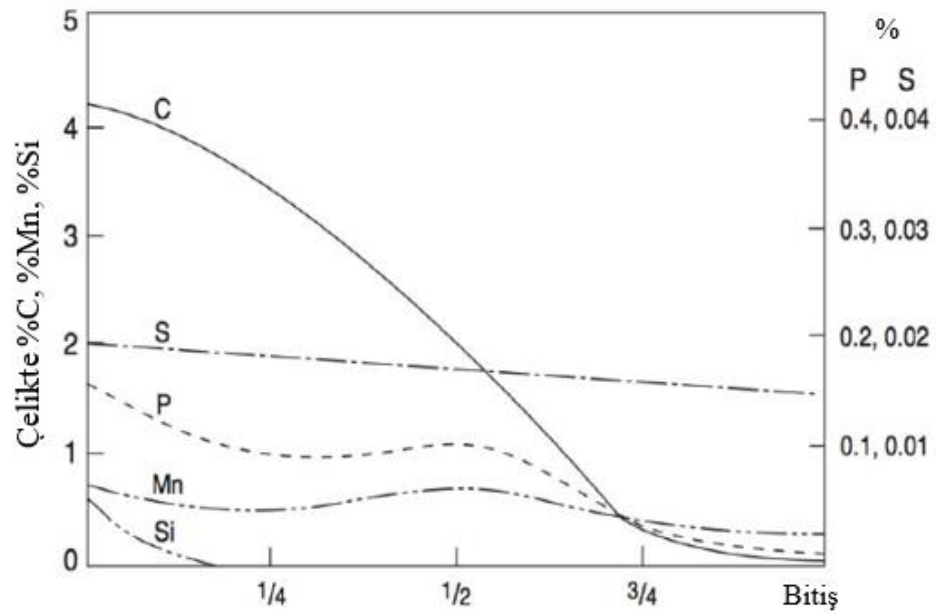
Oksijen üfleme prosesi konvertörün boyutuna göre 16-25 dakika arasında sürer ve oksidasyon reaksiyonları sonucunda Karbon monoksit (CO), Karbon dioksit (CO₂), Silisyum dioksit (SiO₂), Fosfor Pentoksit (P₂O₅), Mangan Oksit (MnO) ve demir oksitler meydana çıkar. Konvertöre ağırlıklı olarak kireç (CaO) olmak üzere fluxlar ilave edilir ve bu oksitlerin çoğu, metalden Sülfür (S) ve Fosfor (P) 'un çıkarılmasını sağlayan bir sıvı cüruf oluşturmak üzere çözündürülür. Yaklaşık % 90 CO ve % 10 CO₂'den oluşan gaz halindeki oksitler, az miktarda demir oksit ve kireç tozunu da taşıyarak fırından çıkarlar [1].

Banyoda bulunan karbon, oksijen lansından sağlanan yüksek saflıkta oksijen ile reaksiyona girer ve yüksek miktarda gaz meydana çıkar. Fırın gazlarının ve lans ile gelen oksijenin birleşmesiyle, bir sıvı cüruf ve küçük metal damlacıkları emülsiyonu oluşur. Bu gaz-metal-cüruf emülsiyonu, saflaştırma reaksiyonlarının hızlarını arttıran geniş yüzey alanını sağlar. Şekil 2.3'te gösterilmiştir [1].



Şekil 2.3 : Üfleme işleminin ortasında BOF'taki fiziksel durum [1].

Karbon, silikon, fosfor ve manganez gibi saf olmayan elementlerin oksidasyonu, gerekli oksijen çelik banyoyu üflendiği zaman başlar. Şekil 2.4'te oksijen üfleme sırasında BOF metal banyosundaki elementlerin konsantrasyonundaki değişiklikleri göstermektedir [1].



Şekil 2.4 : BOF çelik üretimi sırasında metal bileşimi değişimi [2].

2.1.4 Cüruf oluşumu

Oksijenli çelik üretim süreci temel olarak, yüksek karbonlu sıcak metalin düşük karbonlu sıvı çeliğe rafine edilmesi için oksitleyici bir işlemdir. Erimiş metal banyosuna verilen oksijen, konvertörde bulunan sıvı demir ve diğer metalik ve metalik olmayan yabancı maddelerin oksitler oluşturmaya neden olur. Bu oksitler sıvı çelikten daha hafiftir ve banyoların yüzeyine yüzerler. Cüruf, sıcak metalin konvertörde rafine edilmesi sırasında Si'nin SiO_2 'ye, Mn'nin MnO 'ya, Fe'nin FeO 'ya ve P'nin P_2O_5 'e oksidasyonu gerçekleşirken fluxların ilavesi ile oluşur. Bu fluxlar CaO ve MgO bakımından zengindir ve en çok kullanılan fluxlar yanmış kireç ve dolomitik kireçtir. Bu fluxların çözünmesi sonucu temel olarak cüruf oluşur. Üfleme işleminden sonra cüruf metal banyoların üzerinde yüzmektedir. Sıvı ham çelik bir potaya dökülmekte ve cüruf konvertörden uzaklaştırılmaktadır [1].

Üfleme işlemi başlangıcında, oksijen lansı metal yüzeyinin üzerinde tutulur. Üfleme işleminin ilk aşamasında, silisyum ile demir oksitlenir ve Demir Oksit (FeO) ve Silisyum dioksit (SiO_2) açısından zengin bir cüruf meydana getirir. İşlem başlangıcında önemli miktarlarda kireç ve dolomitik kireç katılır. Üfleme işlemi devam ederken, katı kireç sürekli olarak sıvı cüruf içerisinde çözünür ve cüruf kütlesi ve bazlık derecesi artar. Dekarbürizasyon devam ederken cüruf köpükleşmeye başlar ve üretilen CO gazı cürufda FeO içeriğini azaltır. Üfleme işleminin sonuna yaklaşıldığında, dekarbürizasyon hızı azalır ve demir oksidasyonu tekrar belirgin hale gelir [1].

2.2 Pota Metalurjisi (İkincil Metalurji)

İkincil Metalurji, günümüzde mevcut olan çelik üretimdeki modern tesislerin olmazsa olmaz bir prosesi haline gelmiştir. BOF' taki çelik üretim süreci gün geçtikçe sadece hurdanın ergitilip ön rafinasyonun yapıldığı, kalan işlemlerin tamamen ikincil metalurji işlemlerine bırakıldığı bir proses haline dönüştü.

Çelik içerisindeki süneklik, korozyona dayanım ve darbe direncini düşmesine sebep olan zararlı empüriteler demir kafesinde ara yer atomu olarak yerleşen kükürt, fosfor, oksijen, hidrojen ve azottur. Karbon da bir ara yer atomudur, fakat genellikle zararlı bir kalıntı olarak adlandırılmaz [3]. Aynı zamanda oksijen ve kükürt metalik olmayan inklüzyon adı verilen taneciklerinde kaynağıdır. Yapı içerisinde mevcut olan bu

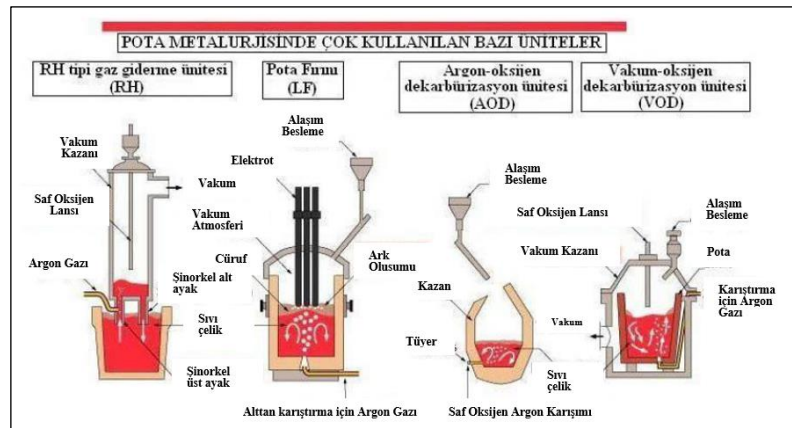
inklüzyonlar çelikte negatif etkiye sebep olduğundan dolayı uzaklaştırılması gerekmektedir.

İkincil metalürjinin amacı sürekli döküm için sıcaklık homojenizasyonu, üretilmek istenen kalitenin özellikleri oluşturmak için hassas alaşımlama, yapı içerisindeki inklüzyon miktarı azaltma ve gaz giderme işlemleri olarak sıralanabilir.

İkincil metalürji işlemi potadaki çeliğin homojen olması amacı ile asal karıştırıcı gaz verilir. İstenen kaliteye göre dar toleranslarda kimyasal analiz elde edilmesi için hassas olarak alaşım elementleri beslemesi yapılır. Yapı içerisindeki azot, oksijen, hidrojen ve karbon düşürülür. Kükürt giderme işlemleri için toz malzeme şarj edilir. Mikro alaşım ve inklüzyon kontrolü için farklı malzemeler beslenir. Sürekli dökümlerin istediği pota sıcaklığını sağlamak amacıyla elektrotlarla oluşturulan elektrik enerjisi ve pota içerisinde oluşan ekzotermik reaksiyonlar kullanılır. İkincil metalürji ile birlikte çelik kalite ve verimi artarken, istenen özelliklerde daha temiz bir çelik elde edilebilmesi mümkündür.

2.2.1 Pota fırını (LF)

Pota fırınında yapılan işlemler, grafit elektrotlarla oluşturulan elektrik enerjisi ve pota içerisinde oluşan ekzotermik reaksiyonlar ile birlikte sıvı çeliğin yeniden ısıtılması, çeliğin sıcaklık ve içeriğinin homojenize edilmesi için asal gazlar ile sıvı çeliğin karıştırılması ve kalıntıları ve metal oksitleri tutan bir cüruf tabakasının oluşturulması olarak sıralanabilir. Pota fırınında ayrıca istenen kimyasal analizi elde etmek amaçlı alaşım ilaveleri yapılır ve etkin bir şekilde kükürt ve fosfor giderme şartları sağlanabilir.



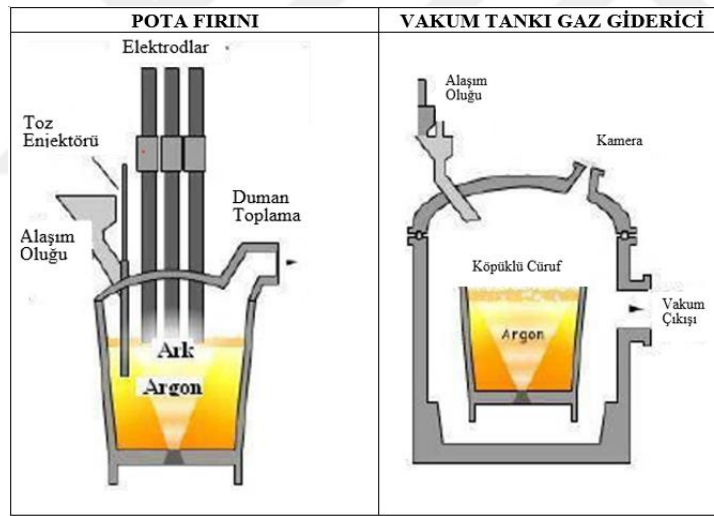
Şekil 2.5 : Pota metalurjisinde çok kullanılan bazı üniteler [27].

2.2.2 Vakum tankı gaz giderici (Vacuum Tank Degasser, VTD)

Sıvı çelikte H_2, O_2, N_2 gibi çözünen gazların konsantrasyonunu düşürmek amacıyla vakum tankı gaz giderici kullanılır. Bu işlemle birlikte sıvı çelikte ki oksit kalıntıları ayrılır ve çelik sıcaklığı homojenize edilir.

Potada gaz giderme prosesinden beklenen özellikler aşağıda sıralanmıştır;

- Vakum işlemindeki cüruf ve çelik kaynaması için gerekli boş hacmin sağlanması,
- Kalıntıların ayrışması ve verimin artması amacıyla karıştırma işlemi sırasında çelik banyosu içerisinde yeterli kadar asal gazın geçebilmesi,
- Yeterli ısıtmanın sağlanması,
- Pota tank içerisinde iken potaya besleme yapabilecek sistemlerin bulunması

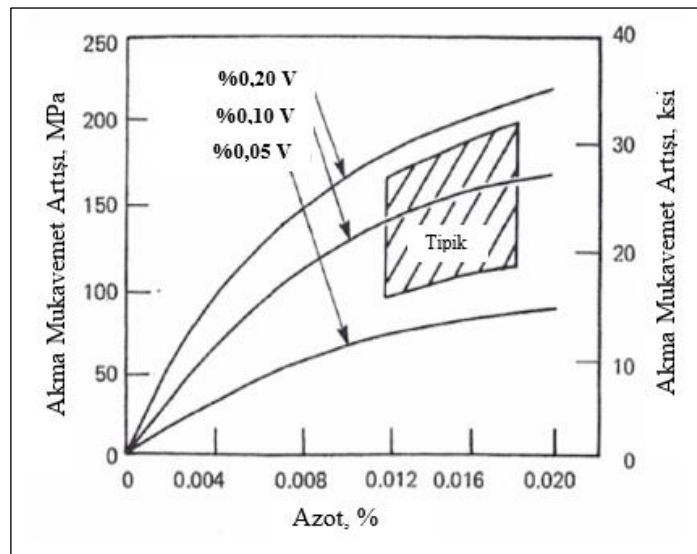


Şekil 2.6 : Pota fırını ve gaz giderici tank [27].

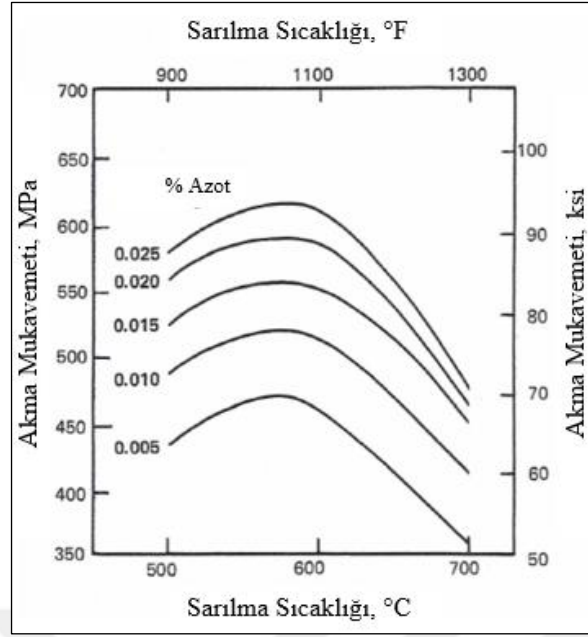
2.2.3 İdeal azot oranının belirlenmesi

Östenitleme sıcaklığının gerçek etkisi, dönüşüm sırasında çökelti sertleştirme için Vanadyum (V) ve Azot (N) varlığında, Alüminyum (Al) ve Azot (N) içeriklerinin kontrolü genel olarak fark edilmedi. Haddelme işlemi sırasında östenitin yeniden kristalleşmesini ve büyümesini kontrol etme ihtiyacı yeni yeni tanınmaya başlamıştır [4].

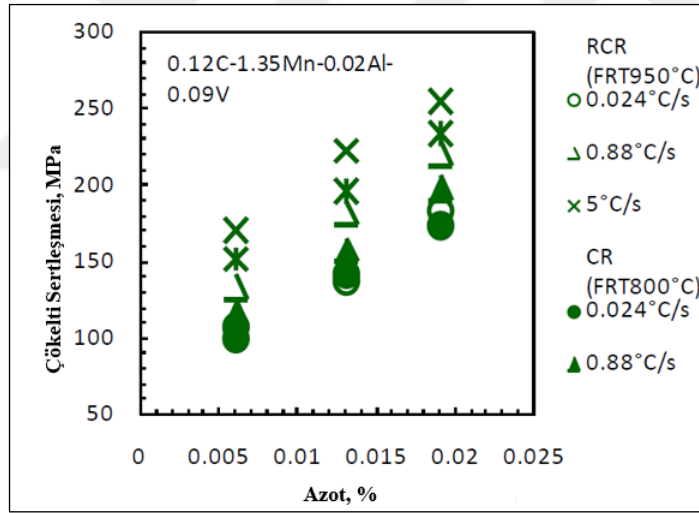
Daha yüksek yeniden kristalleşme bitiş sıcaklığı ile kontrollü haddelemenin avantajlarından faydalanılıyor olursa da, yeniden kristalleştirme kontrollü haddelemenin faydaları gerekli değeri görmemiştir. Grozier tarafından vanadyum ve azot içeriğinin akma dayanımı üzerindeki etkisini tanımlamak için kullanılan grafik modeli Korchynsky ve Stuart tarafından ilk kez yayınlandı ve Şekil 2.7'de yeniden doğrulanmıştır [5]. Grozier'in çalışmalarından yaygın olarak kullanılan, Şekil 2.8'de, sarılma sıcaklığının artan azot seviyelerinde % 0.12 vanadyum çeliğinin çökeltme sertleşmesine etkisi gösterilmektedir. Şekil 2.7'deki bir problem, azot yokken vanadyumun mukavemet artışına etkisini öngörmediğidir. Aslında bu doğru değildir, yapıda mukavemet artışına sebep olan biraz VC çökeltisi oluşabilir. Ayrıca azot artışı ile mukavemet artışı eğimi, daha yüksek V içeriği ile birlikte artmaktadır. Azot'un alt stokiyometrik seviyelerinde, VN çökeltme miktarı, V miktarı ile değil mevcut olan azot ile kontrol edilir. Bundan dolayı, farklı vanadyum seviyelerindeki azotun mukavemet artış eğimi genel olarak paralel olmalıdır fakat muhtemel VC çökeltiilerinden dolayı farklı mukavemet seviyelerinden başlamalıdır. VC'ün mukavemet artışına etkisi sabit proses koşulları için nispeten sabit olduğu varsayılmaktadır. Sadece azot miktarı değişmektedir. Bu nedenle, alt stokiyometrik N seviyelerindeki mukavemet artış eğrilerinin, daha yüksek V içeriği ile hafifçe yer değiştireceği, ancak stokiyometrik VN seviyelerine kadar paralel olması beklenir. Azot seviyesi stoikometrik V:N'yi aştığında, mukavemet önemli ölçüde azaltılacaktır [4].



Şekil 2.7 : VN çökmesi sonucunda azot ve vanadyumdan elde edilen akma mukavemetindeki artış. kontrollü soğutmalı bobin, sarılma sıcaklığı 593°C [5].



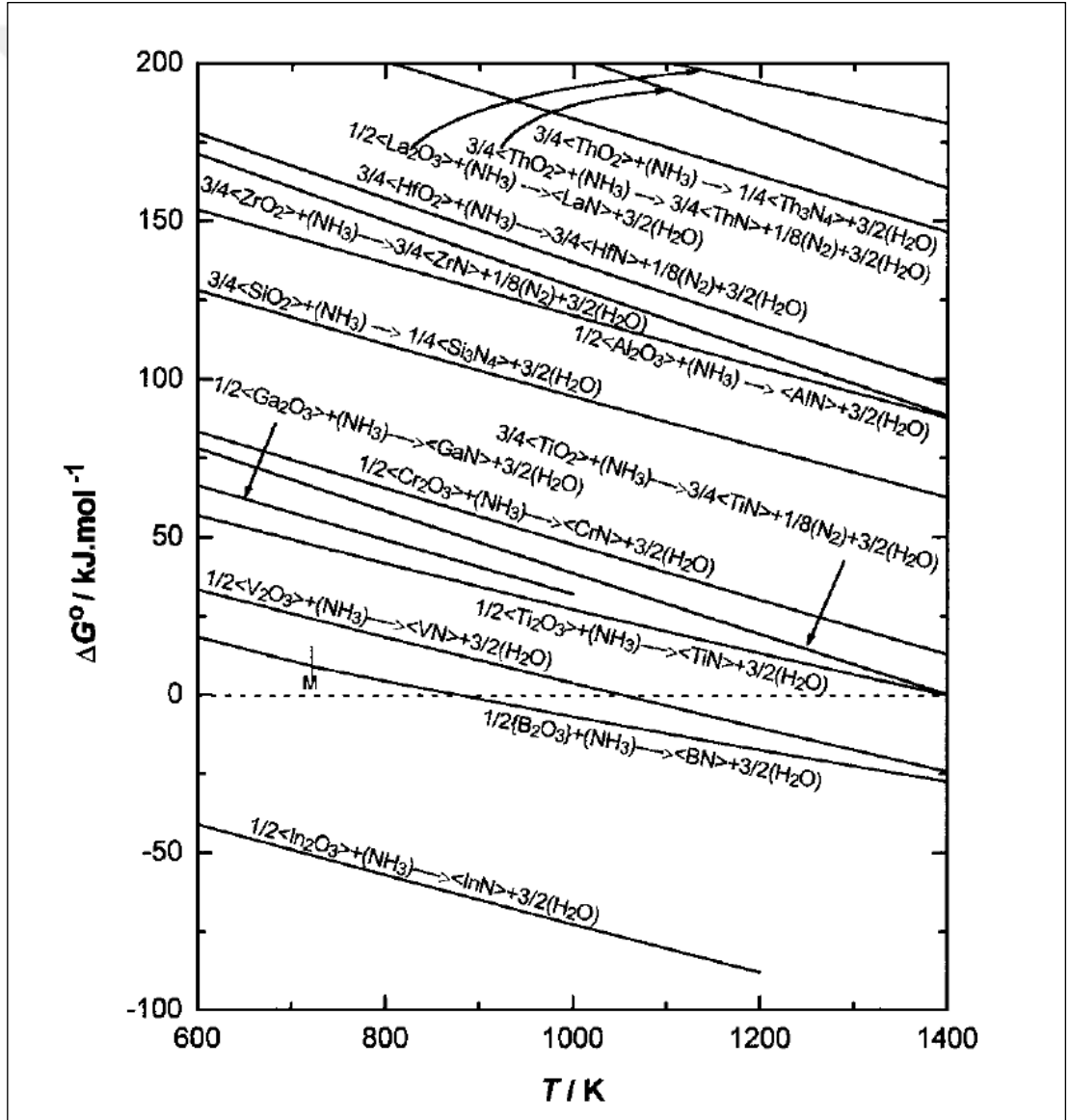
Şekil 2.8 : Soğuma hızı 17°C/sn ve ikmal sıcaklığı 900°C olan 6.3mm kalınlıktaki malzeme için sarılma sıcaklığı ve toplam azot içeriğinin akma dayancına etkisi. %0.13 C, %1.40 Mn, %0.5 Si, %0.12 V [6].



Şekil 2.9 : Çökelti sertleşmesinde azotun etkisi [7].

Bu tür grafik modelinin ortaya çıkması için mukavemet artışına katkıda bulunan 3 farklı durum gereklidir. İlk olarak, başlangıç noktalarını tahmin etmek için arayer veya serbest azotun etkisi gereklidir. İkinci olarak, V ilaveleri için mukavemet artış oranı, mevcut olan bir hiper-sitokiyometrik seviyedeki azot olduğunda ve VN çökeltisinin baskın olması durumunda belirlenmelidir. Üçüncüsü ise azot bulunmadığında V ilaveleri için mukavemet artış oranı (N'den V'ye hiper-stokiyometrik ilaveler) belirlenmelidir. VC'nin oluşacağı ve güçlenmenin birincil çökeltisi olduğu varsayılmaktadır [4].

Vanadyum ile çökeltilinin sertleşmesinin etkinliğinin büyük ölçüde mevcut azot tarafından kontrol edildiği anlayışı ile, "etkili azot" kavramını gözden geçirmek önemlidir. Ferritteki VN çökeltilisi VC çökeltilisine göre daha önce oluşmaktadır. Bir miktar V (C, N) birlikte çökeltilme oluşturabilirler, ancak araştırmacıların çoğunun ilk form oluşturanın VN olduğu, daha sonra VN'lerin çevresinde VC çökelmesinin izlediği bulunmuştur. Bu nedenle, vanadyum ilavesinin etkinliği, esas olarak mevcut azotun bir fonksiyonudur. Buradaki problem çelik içerisinde azot olsa bile ferrit içerisinde VN çökeltilisi mevcut olmayabilir. Azota termodinamik olarak öncelikli olarak tercih eden herhangi bir nitrit oluşturunca, VN çökeltilisinin faydalı mukavemet artış etkisini azaltabilir [4].

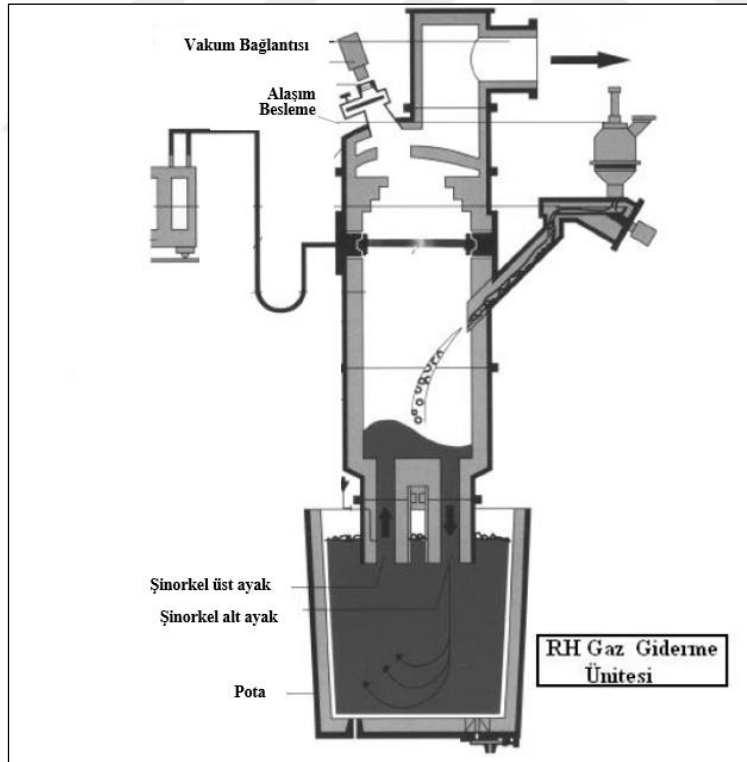


Şekil 2.10 : Metal oksitlerden ve amonyaktan nitrür oluşumu için sıcaklığı gösteren Ellingham-Richardson-Jeffes diyagramı standart gibbs enerjisi [8].

Niobyum (Nb) ilavesinin durumu biraz daha karışıktır. Niobyum nitrür (NbN) 'ün Vanadyum nitrür (VN) 'e göre daha düşük çözünürlüğü, haddeleme sırasında NbN çökmesi olasılığı VN çökmesinden çok daha yüksektir. Nb ilaveli bir çeliğin, daha yüksek yeniden kristalleşme bitiş sıcaklığından yararlanmak için daha düşük sıcaklıklarda haddelenebileceği olasılığı da eklenebilir. Hem maksimum VN çökeltmesine izin vermesi, hem de niobyumun östenit özelliklerinden yararlanabilmesi için bir V-Nb alaşım sistemi tasarlamak büyük bir problemdir [4].

2.2.4 RH gaz giderme yöntemi

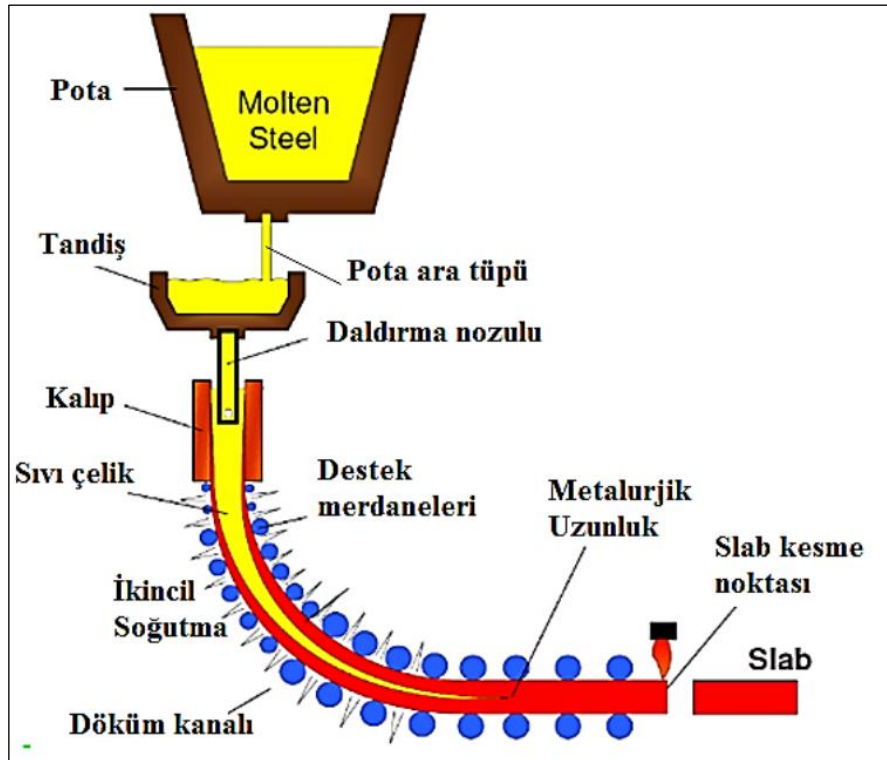
BOF üretimi yapılan çelik tesislerinde RH yöntemi yaygın olarak kullanılır. RH gaz giderme ünitesinin kapasitesi 400 tona kadar çıkmaktadır. Sirkülasyonu olan bir gaz giderme tesisidir [27]. Vakum tankının altında 2 adet şinorkel tüp mevcuttur. Bir inert gaz bir tüpten pota içerisine doğru gönderilir ve gaz-çelik karışımı potadan vakum haznesine diğer tüp ile akış sağlanır. Bu haznede gaz giderilir ve yerçekiminin etkisiyle akış pota içerisine geri döner [9].



Şekil 2.11 : RH gaz giderme ünitesi [27].

2.3 Sürekli Dökümler

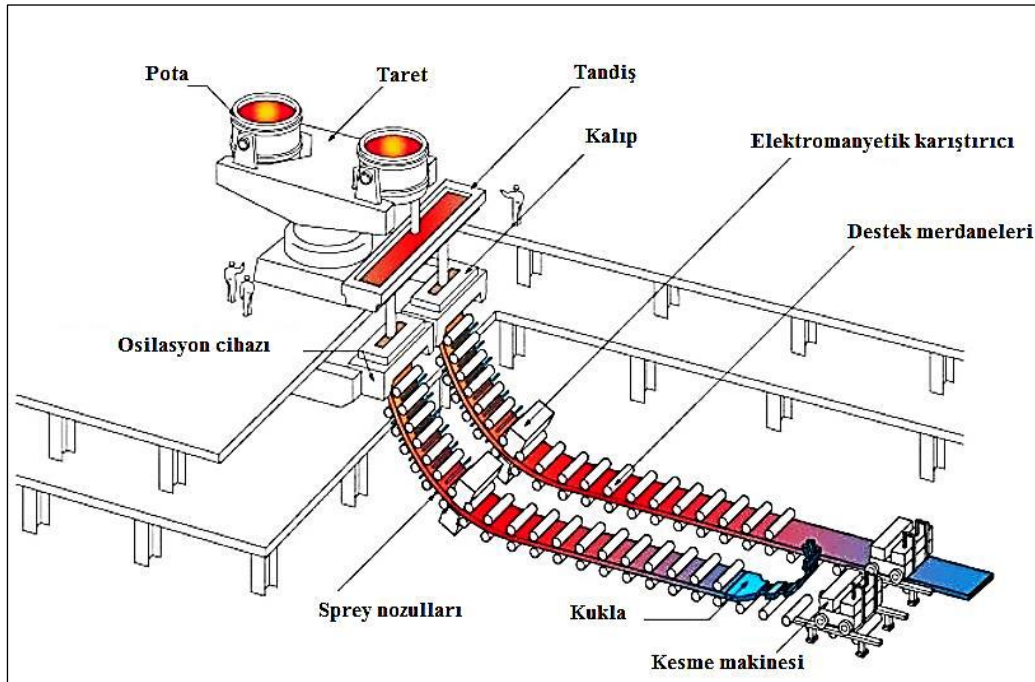
Her yıl dünyada sürekli döküm yöntemiyle 750 milyon ton çelik üretilmektedir. Şekil 2.12’de gösterilen sürekli döküm prosesi ergimiş sıvı çelik potadan tandiştir. Tandiştir refrakterlerden oluşmuş olup, kapasitesi 15 ile 100 ton arasında değişerek tesisten tesise farklılık göstermektedir [11]. Her pota üzerinde cüruf koruyucu ile ve potalar arası seramik nozulları ile hava ile teması kesilir. Sıvı çelik tandiştirten ön ısıtılmış seramik nozullar ile su soğutmalı bakır kalıplara aktarılmaktadır [11]. İlk olarak kalıpta ergimiş sıvı çelik su soğutmalı bakır kalıp duvarı ile temas ederek soğur ve bir katı kabuk oluştururlar. Makine içerisinde kalıp altındaki roller sürekli olarak belirli bir oranda veya döküm hızında kalıp içerisinde oluşan kabuğu aşağıya doğru çeker. Böylece proses ideal olarak kararlı bir şekilde devam eder. Kalıp altındaki çıkış bölgesinde kabuk şeklinde katılaşmış çelik kalan sıvı çeliği destekleyerek muhafaza eder. Eriyik basıncından dolayı oluşan şişkinliği minimize etmek için roller çeliği destekler. Roller arasında ilerleyen iç bölgesi henüz katılaşmamış çelik, su ve hava püskürtme ile yüzeyden başlayarak merkez katılaşana kadar devam eder. Merkez tamamen katılaşınca devam eden döküm istenen boyaya kesilir ve slab oluşur [10].



Şekil 2.12 : Sürekli döküm prosesi şeması [12].

Sürekli dökümün güncel durumu aşağıda belirtilen özellikler ve sistemler ile karakterize edilmektedir;

- Sürekli olarak döküm için taret yardımıyla iki adet pota olması gerekmektedir. Ayrıca tandişler hızlı aşındığından dolayı farklı çelik alaşımlarının sürekli dökülmesine imkan sağlayan döndürme araçları vardır.
- Çelik temizliği ve kalitesini arttırmak için yeniden oksidasyonu engellemek amacıyla pota-tandiş-kalıp arasında döküm akışı sırasında koruyucu refrakter ve inert gaz ile perdeleme yapılmaktadır.
- Döküm sırasında kalıba yapışmayı engellemek amacıyla kalıp osilasyon hareketi yapmaktadır.
- Slabın yüzey özelliklerini geliştirmek amacıyla toz veya granül halde döküm flaksları eklenmektedir.
- Döküm işlemi sırasında döküm işlemi bitmeden farklı genişlikte slab üretimine imkan sağlayan otomatik genişlik ayarlı kalıplar kullanılmaktadır.
- Slabın yüzey ve iç kalitesini geliştirmek amacıyla kısmen katılaşıp bölgede elektromanyetik karıştırma uygulanmaktadır [11].



Şekil 2.13 : Sürekli döküm tesisinin şematik gösterimi [13].

2.4 Sıcak Haddehane

Sıcak Haddehane, çelikhane de kimyasal bileşimi ayarlanan ve sürekli dökümler tesisinde üretim planına göre dökümü gerçekleştirilen slabların, nihai ebat ve mekanik özelliklerin karşılandığı bobin üretiminin yapıldığı bir tesistir. Genel olarak bir sıcak haddehane sırasıyla slab fırını, yüzeyden tufal atma, dik hadde, kaba hadde, bobin kutusu, baş-son kesildiği kırpıntı makası, ikincil tufal atma, şerit hadde, duşlu masa ve bobin sarma ünitelerini kapsar [14].

2.4.1 Slab fırınları

Sürekli dökümlerde üretimi yapılan slabların sıcak haddehane prosesleri içerisindeki ilk durağı slab fırınlarıdır. Slablar fırına şarj edildikten sonra içerisindeki dentritik döküm yapısından kurtulması ve birçok alaşım elementinin çözünmesi için 1200°C-1250°C 'ye kadar ısıtılır. Isıtılan bu slablar östenit faza getirilerek haddeleme işlemine uygun hale getirilir. Slab ısıtma fırınlarını sıcaklık ve çevre koşulları göz önünde bulundurularak optimal bir şekilde çalıştırılması önemlidir. Örnek olarak; sıcaklık çok yüksek olduğu durumlarda katı çözelti içerisinde daha fazla kimyasal element girecektir fakat üretimli bağlantılı olarak fırının gider kalemi artacak ve birincil tufal tabakasının kalınlığı artacaktır. Diğer yandan sıcaklık çok düşük olursa, bütün alaşım elementleri katı çözelti olarak yapıya giremeyecek, malzemenin metalürjik özelliklerini etkileyecek ve çelik içerisinde kalan sert çökelti oranları artacaktır. Ayrıca, daha ince tufal tabakası meydana gelecektir. Bütün bunlar ve finansal kaygılarda göz önüne alınarak optimum çalışma koşulları belirlenir [15].



Şekil 2.14 : Örnek slab fırını fotoğrafı.

2.4.2 Kaba haddeleme

Slab fırınlarında östenitik faza getirilen slablar haddeleme işleminden önce yüzeyde oluşan tufali uzaklaştırmak için yaklaşık 180-200 bar basınçla nozullar vasıtası ile su püskürtülür. Tufal atma işleminden sonra kaba haddelerde genellikle 4-6 paso haddeleme işlemi yapılarak slab kalınlığı 200mm-300mm arasından 30mm-50mm aralığına kadar inceltir. Kaba haddeleme prosesinde her paso da genişlikte artış meydana gelir. Bu genişlik artışı dik haddeler tarafından kontrol edilmektedir. Çeşitli kaba haddeleme prosesleri mevcuttur. Tek stand tersinir hadde, çoklu stand veya tek yönlü kaba haddeler olarak adlandırılabilir. Kaba haddeler 2 ayaklı veya 4 ayaklı olarak konfigürasyona sahip olabilir. Kaba haddeleme işleminden sonra 30mm-50mm kalınlığa kadar haddelenmiş olan malzemeye transfer bar adı verilir ve bir sonraki aşama olan bobin kutusu (coil box) ünitesine iletilir. Kaba haddedeki slab sıcaklığı transfer barın eş taneli olarak yeniden kristalleşmesi için yeteri kadar yüksektir. Bununla birlikte şerit haddede birkaç ayakta haddelenmesinden sonraki oluşacak iç yapı üzerinde kaba haddedeki iç yapının etkisi oldukça azdır [15].



Şekil 2.15 : Kaba hadde [16].

2.4.3 Şerit haddeleme

Kaba haddeleme işlemi tamamlanan transfer bar bobin kutusu verilen bir üniteye sarılır. Bu sarılma işlemi sıcak haddeleme için 3 adet avantaj sağlamaktadır. İlk olarak slab fırından çıktıktan sonra bir dizi tufal atma ve kaba hadde bölgesinde haddeleme işlemleri gördüğünden transfer bar boyunca sıcaklık dağılımı değişken olabilmektedir. Bobin kutusuna sarılan transfer barın sargılar arasında konvansiyonel olarak ısı

transferi ile şerit haddeleme işleminden önce transfer bar boyunca sıcaklık homojenize edilmiş olur. İkinci olarak kaba haddeleme işleminden sonra bobin kutusuna sarılan transfer bar ile kaba haddeleme bölgesinde başka bir slabın haddelenmesine imkan sağlamasıdır. Transfer bar bobin kutusuna sarılmasaydı şerit haddede haddeleme işlemi sırasında transfer barın son bölgesi hala kaba hadde bölgesinde olacağından, başka bir slabın kaba haddeleme işlemine izin vermeyecek bu durumda üretimde kayba neden olacaktı. Son olarak bobin kutusundan şerit haddelemeye iletilen transfer barın şerit hadde bölgesinde haddeleme sırasında problem yaşanması, malzemenin kopması veya malzemenin hatta kalması durumunda transfer barın sonu bobin kutusundan henüz çıkmadıysa şerit hadde bölgesindeki malzeme geri sarılarak bobin kutusu bölgesinden malzeme kolayca dışarı alınır. Böylece hat yeniden çalışabilir duruma kısa bir süre içerisinde getirilmiş olur.



Şekil 2.16 : Bobin kutusu [16].

Bobin kutusundan çıkan transfer bar, şerit haddeleme işlemine girmeden önce kaba haddeleme sırasında transfer bar başında oluşan dil (tongue) ve kenarların fazla uzamasından kaynaklı transfer bar sonunda oluşan balık kuyruğu (fish tale) bölgelerinin ayıklanması için kırpıntı makasından geçer. Kırpıntı makasında baş ve sonların ayıklanması sonrası transfer bar şerit haddeye düzgün bir şekilde girmeye hazırdır. Kırpıntı makasının hemen sonrasında ikincil tufal atma ünitesinden geçen transfer barın yüzeyinde oluşan ikincil tufal yüksek basınçlı su püskürtülerek

yüzeyden uzaklaştırılır. Tufal atma işleminden sonra transfer bar istenen nihai kalınlığa haddelenmek üzere şerit hadde (finishing mill)'ye girmeye hazırdır.



Şekil 2.17 : Kırpıntı makası [16].

Şerit haddeleme işleminde ilgili transfer bar nihai kalınlığa haddelenmektedir. Şerit hadde genel olarak 5, 6 veya 7 adet ayaktan oluşmaktadır. Hadde konfigürasyonu genel olarak dörtlüdür ve geniş çapa sahip olanlar destek merdanesi, düşük çapa sahip olanlar ise iş merdanesidir. Transfer barın şerit hadde ayaklarında haddelenebilmesi için şerit haddeye giriş sıcaklığı önemlidir. Her ayakta ne kadar ezme yapılacağını, şerit haddeye giriş ve çıkış sıcaklıklarının ne olması gerektiği, ayaklardaki hızlarına ne olması gerektiği gibi birçok parametre mekanik ve metalürjik özellikler göz önünde bulundurularak bir matematik model tarafından hesaplanır ve sisteme set değerleri gönderir. Bu sisteme göre haddeleme işlemleri gerçekleştirilir. Günümüzde ki modern tesislerde otomatik ebat kontrol sistemi ile çıkış kalınlığı matematiksel model sisteminin hesapladığı değerden farklı olarak gerçekleştiği zaman sisteme sinyal gönderir ve otomatik olarak sistem yeniden ayaklardaki ezme miktarlarını ayarlayarak istenen kalınlığa haddeleme işlemi gerçekleşir. Şerit haddeleme bölgesinde nihai kalınlık ve genişliğine ulaşan malzeme son ayak çıkışında otomatik sistemler tarafından bobin boyunca ebat ölçümleri yapılır. Ayrıca son ayak çıkışında bulunun pirometre ile şerit hadde çıkış sıcaklığı ölçülür. Bu sıcaklığa şerit hadde çıkış sıcaklığı veya ikmal sıcaklığı adı verilmektedir.



Şekil 2.18 : Şerit hadde [16].

2.4.4 Duşlu masa ve bobin sarma

Şerit haddehanelerde nihai ebatlarına erişmiş olan yassı ürün 800°C - 980°C arasında sıcaklıklarda şerit haddeden çıkar ve hem soğutmak hem de mekanik özelliklerin soğuma ile kazandırılması amaçlı duşlu masa ünitesinden geçer. Duşlu masa uzunlukları değişken olmakla birlikte genel olarak toplam 100m-200m arasındadır. Soğuma işlemleri hem üstte ve hem de alt bölgelerden gelen sular ile yapılmaktadır. Üretilen yassı ürünün mekanik özelliklerinin sağlanabilmesi için soğutma hızı çok önemlidir. Şerit hadde çıkışındaki sıcaklık olan ikmal sıcaklığı, yassı ürünün duşlu masa da soğutma işlemleri sonrası bobin olarak sarılmadan önceki sıcaklığı olan sarılma sıcaklığı soğuma hızlarının belirlenmesinde önemlidir. Duşlu masa da su ile soğutma yapılmakla birlikte suyun serbest düşmesi ile malzeme soğutulur.

Mevcut sarılma sıcaklığının matematiksel model sistemine tanımlı olması ile birlikte, son ayaktan çıkış sıcaklığına göre istenen sarılma sıcaklığına ulaşmak için sistem ne kadar su akıtması gerektiğini hesaplar ve malzeme üzerine ona göre su bırakır. İstenen sarılma sıcaklığına ulaşılmadığı takdirde aynı kalınlıkta olduğu gibi otomatik olarak sistem istenen sarılma sıcaklığına ulaşmak için yeniden hesaplama yapar ve ona göre su oranını değiştirebilir [17].



Şekil 2.19 : Duşlu masa [16].

Soğuma işlemi tamamlanan yassı ürün stoklama ve taşınma kolaylığı açısından bobin sarıcı sistemlerinde sarılarak bobin haline getirilir. Duşlu masalardan gelen yassı ürün bobin sarıcı sistemlerine girmeden önce yan yolluklar sayesinde merkezlenerek bobin sarıcılarına düzgün girmesi sağlanır. Merkezlenen yassı ürün pinch roller vasıtası ile sarılmak üzere ünite içerisinde doğru yönlendirilir. Yassı ürünün ilk kafası kapıldıktan sonra sarma işlemi başlar. İlk bir kaç sargının düzgün sarılması wrapper roller aracılığı ile yapılır. Birkaç sargı sarıldıktan sonra iç kabuk şişer ve düzgün şekilde sarılma işlemi devam eder.

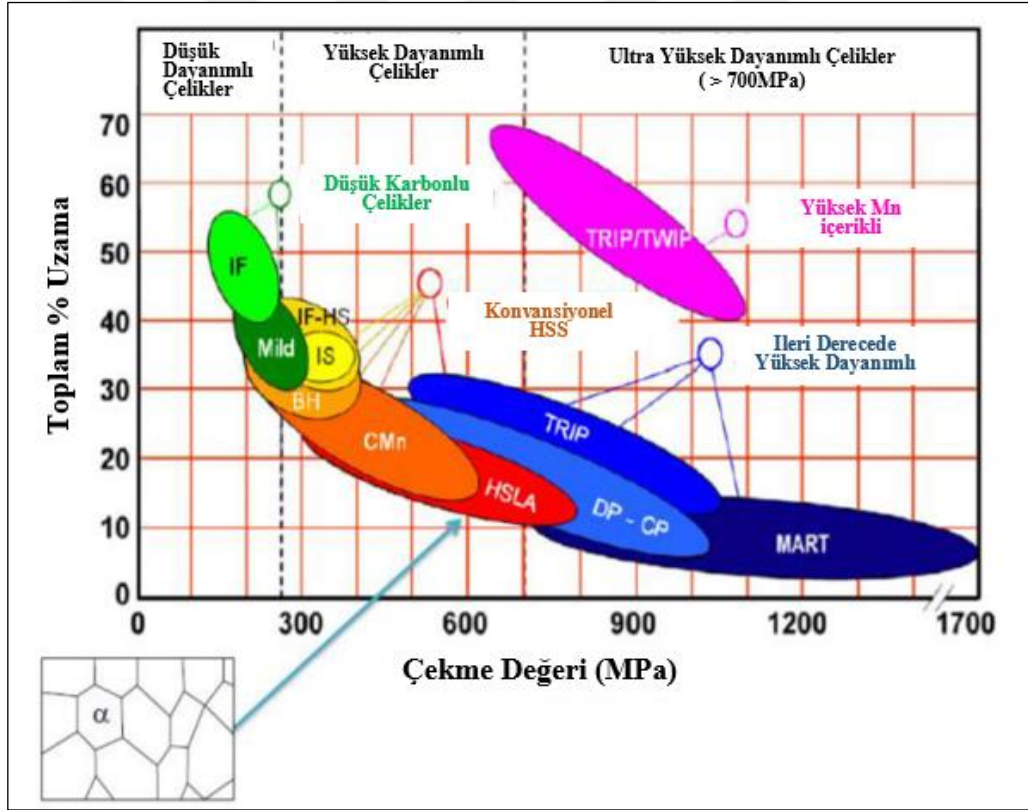


Şekil 2.20 : Bobin sarma ünitesinde sarılmış bobin.

3. TERMOMEKANİK HADDELENMİŞ DÜŞÜK ALAŞIMLI YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER

Mikro alaşımlı çelikler, yapı çeliklerine kıyasla çok daha yüksek dayanım ve tokluk özelliklerine sahiptir. Mikro alaşımlı çelikler, farklı isimlendirmelere sahip olabilirler. Bunlar aşağıda sıralanmıştır.

- Mikro alaşımlı çelikler
- Perlitçe fakir çelikler
- İnce taneli çelikler
- Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler



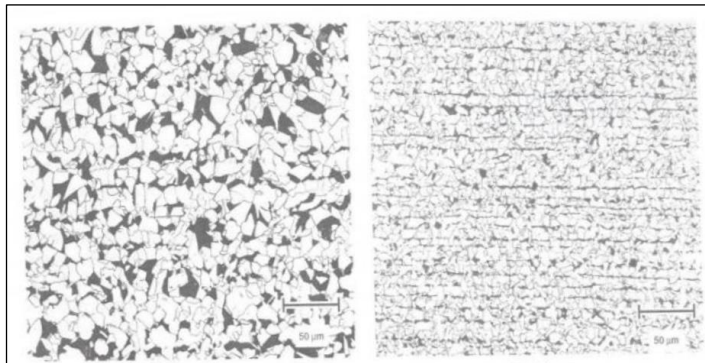
Şekil 3.1 : Muz diyagramı.

Mikro alaşımlı çelikler, kaynaklanabilirlik özelliklerinin artırılması, dayanım ve tokluk özelliklerinin iyileştirilmesi, özellikle otomotiv sektörü daha hafif çelik ihtiyacı ve tüm bu iyi özellikleri daha düşük maliyetle üretebilmek amacıyla geliştirilmiş olan çeliklerdir [18].

Kaynak ile birleştirilen yüksek karbonlu çeliklerde görülen ciddi çatlama problemleri, daha düşük karbonlu çeliklerin kullanımı ile elimine edilmiştir. Çeliklerde bu eksiklikleri giderebilmek amacıyla, düşük karbonlu, ince ferrit boyutlu çeliklerin üretimine ağırlık verilmiştir. İnce ferrit tane boyutları, Niyobyum (Nb), Titanyum (Ti), Vanadyum (V) ve Alüminyum (Al) gibi tane inceltici elementlerin az miktarda ($<0.1\%$) ilavesi ile büyük ölçüde kolaylaşabileceği bulunmuştur. Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerin üstün özellikler göstermesi, düşük karbon içerikleri, çok az miktarda alaşım elementlerine sahip olmaları ve üretimleri sırasında termomekanik işlemlerin uygulanması sebebiyledir. Termomekanik işlem, alaşıma, ısı ile birlikte deformasyon prosesinin birlikte uygulanmasını kapsar. Termomekanik işlem, mikro yapının şeklini değiştirmek ve tane boyunu küçültmek için uygulanır. Metallerin sıcak haddelenmesi, özellikle çok büyük miktarda üretilen birçok çeliğin işlenmesinde önemli rol oynayan termomekanik bir işlemdir [18].

Sıcak haddeleme prosesinde, haddeleme parametreleri (sıcaklık, gerinim, hadde paso sayısı, son sıcaklık gibi) önceden belirlendiği ve hassas bir şekilde tariflendiği için proses, kontrollü haddeleme olarak isimlendirilir. Kontrollü haddelemede temel tane rafinasyon mekanizması (dinamik yeniden kristalleşme olarak da bilinir), sıcak deformasyon sırasında östenitin yeniden kristalleşmesidir. HSLA çelikler, esas olarak düşük karbonlu çeliklerdir. HSLA çelikleri alaşım elementlerini içerirler, ancak alaşım miktarı, sadece 0.1% civarındadır, bunun için mikro alaşım olarak da isimlendirilir. $5-10\ \mu\text{m}$ 'dan daha az boyutlu ultra ince ferrit tane boyutunu üretmek için kontrollü koşullar altında sıcak haddelenmiştir [18].

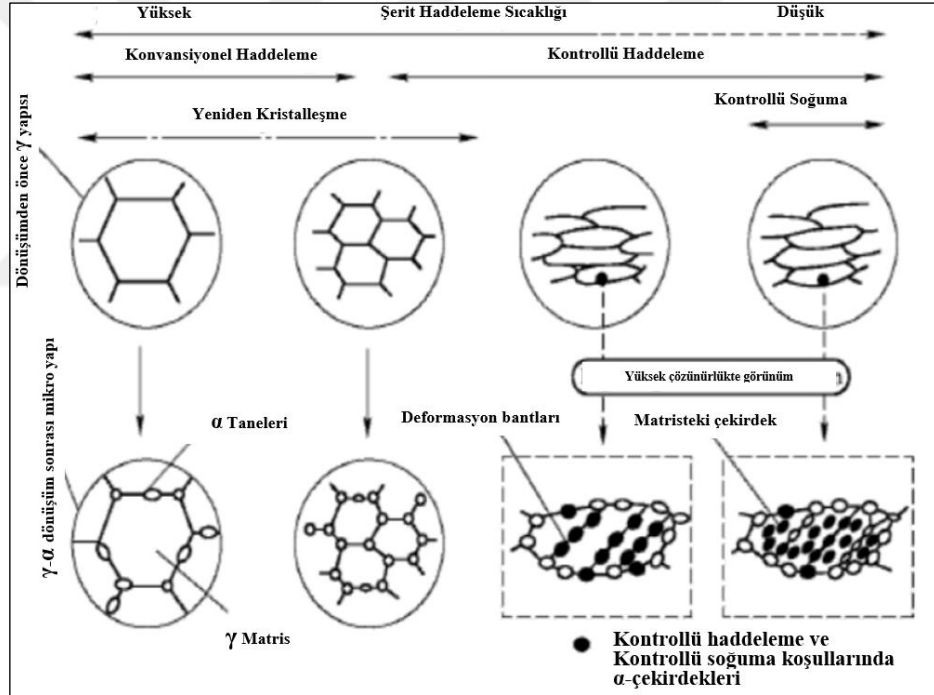
Konvansiyonel çelikler ile HSLA çeliğinin tane boyutlarının karşılaştırılması aşağıdaki şekilde verilmiştir. HSLA çeliğinin çok daha ince tane boyutuna sahip olduğu açıkça görülmektedir.



Şekil 3.2 : Karbon çeliği ve HSLA mikro yapı karşılaştırması.

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 çökelti, östenit tane sınırlarını sabitleyerek, tane büyümesini engeller. Daha düşük haddeleme sıcaklıklarında bile, çökelti, çok fazla deforme olmuş östenit tanelerinin yeniden kristalleşmesini frenler [18].

Kontrollü haddelemede dinamik yeniden kristalleşme olarak bilinen temel tane rafinasyon mekanizması, sıcak deformasyon sırasında östenitin yeniden kristalleşmesidir. İnce çökelti, soğuma sırasında, ferrit çekirdeklerini oluşturmak için ilave yerler de temin ederler. Bu da daha ince ferrit tane boyutuna neden olur. İlave olarak, şekilde gösterildiği gibi, çekirdeklenme bölgeleri, deforme olmuş kayma bantlarında östenit taneleri içinde de oluşur [18].



Şekil 3.3 : Mikro alaşımlı çeliklerde dönüşüm mekanizması.

En iyi tane rafinasyon elementleri, çok kuvvetli karbür ve nitrür oluşturmalarıdır, bunlar Nb, Ti ve V olabilir, Al da sadece nitrür oluşturur. Çeliğe çok az miktarda niyobyum (Nb), titanyum (Ti) ve vanadyum (V) gibi karbür, nitrür veya karbonitrür oluşturan elementler ilave edilerek mikro alaşımlandırma gerçekleştirilir. Tane büyümesini geciktiren elementler niyobyum, titanyum, vanadyum ve alüminyumdur [18].

3.1 Mikro Alaşımli Çeliklerde Sertleşme Mekanizmaları

HSLA çeliklerinde kullanılan sertleşme mekanizmaları; katı eriyik sertleşmesi, dislokasyon sertleşmesi, çökelme sertleşmesi ve tane küçültmedir. Katı eriyik sertleşmesi, dislokasyon sertleşmesi ve çökelme sertleşmesi sadece dayanımı arttırırken, tane küçültme hem dayanımı hem de tokluğu arttırmaktadır.

Küçük tane elde edebilmek için yapılması gereken işlemler;

- Östenitleştirme sıcaklığında tane büyümesini geciktirmek
- Yeniden kristalleşmenin geciktirilmesi
- Ferrit çekirdeklenme bölgesinde artma
- Ferrit tane büyümesinin geciktirilmesi

3.2 Mikro Alaşımli Çeliklerin Genel Uygulama Alanları

- Büyük çaplı borular
- Otomotiv endüstrisi
- Kaynaklı çelik konstrüksiyonlar (Çelik köprüler , çelik binalar)
- Kaynak edilebilir hareketli konstrüksiyonlar ve makine elemanları (ör; Vinç, konstrüksiyon, kamyon, tren, vagon, sürekli taşıyıcılar, tarım ve zirai makineler)
- Basınçlı kaplar ve depo tankları
- Off-Shore konstrüksiyonları
- Korozyona dayanıklı mikroalaşımli çelikler; su kontrol elemanları ve baraj bileşimlerinde yapı elemanı olarak, ayrıca atmosferik platformlarda (kuvvetli rüzgara, yağmura, fırtınaya, güneşe maruz kalabilecek yapılarda, petrol arama platformları, deniz ortasında ve deniz kıyısından geçen çelik borular) ve kanallarda, çimento karıştırıcılarında, sondaj, delme-matkap teçhizatlarında, havalandırma borularında kullanılır [18].

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Deneysel çalışmalar kapsamında, tasarlanan kimyasal kompozisyon ile ilk etapta faz dönüşüm sıcaklıkları ve geçiş bölgeleri JMat Pro yazılımı desteği ile belirlenmiş olup aynı zamanda sürekli soğuma şartlarında farklı soğuma hızlarının nihai mikro yapıya etkisi de araştırılmıştır. Ayrıca ThermoCalc yazılımı desteği ile tasarlanan kimyasal kompozisyona göre sıcaklığa bağlı olarak oluşacak kararlı çökelti fazlar da belirlenmiştir. Bu bilgiler doğrultusunda sıcak haddeleme proses sıcaklıkları uygun şekilde belirlenmiş ve üretimler gerçekleştirilmiştir. Bu üretimlerde de konvansiyonel yöntemle üretilen çeliklerde görüldüğü gibi ferritik-beynitik mikro yapı elde edilmiş olup, sonuçlar mekanik özellikler bakımından S550MC kalite spesifikasyonlarına uygun gerçekleşmiştir. Son olarak şekillendirilebilirlik davranışları da konvansiyonel yöntem ile üretilen ve azotlu vanadyum ilavesi ile üretilen çeliklerde kıyaslanmış olup şekillendirme sınır diyagramlarında güvenli bölge alanları belirlenmiştir.

Bu bölümde öncelikle mikro alaşım elementlerinin çökelti mekanizmasının temel prensipleri ve Al ilavesinin slab yüzeyindeki çatlak oluşumuna etkisi irdelenecek ve yapılan deneysel çalışmalar anlatılacaktır.

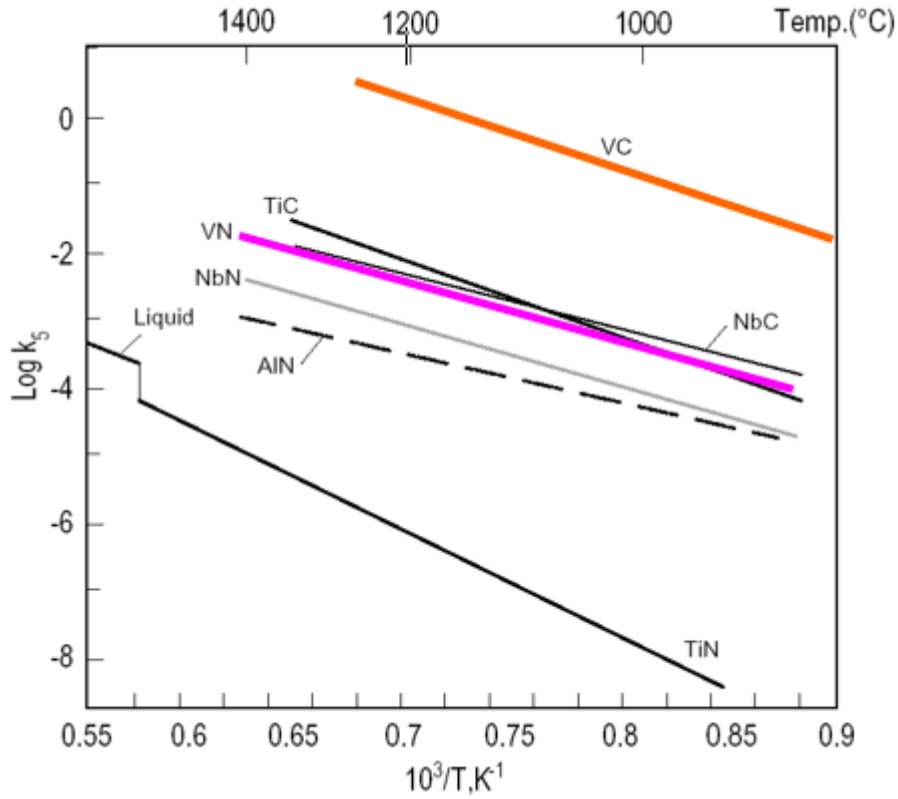
4.1 Mikroalaşımli Çeliklerde Çökelti Mekanizmasının Temel Prensipleri

Bütün mikroalaşımli çelikler az miktarlarda bir ya da daha fazla güçlü karbür ya da nitrür yapıcı element içerirler. Uygun bir mukavemet ve süneklik elde edilmek isteniyorsa özellikle niyobyum, titanyum ve vanadyum gereklidir. Bir çok koşulda bu elementler öncelikle ilgili karbürlerini oluşturmak için karbon ile birleşirler ve genelde ince bir dağılım gösterirler. Böylece sementit gibi diğer karbürler, güçlü karbür yapıcılar elde etmek için gereken stokiyometrik sınır değerlerinden artı kalan bir karbon varsa oluşurlar [19].

Karbür dağılımlarının genel anlamda iki ana rolü vardır. Birincisi; ağırlıklı olarak östenit içinde olmak üzere kontrollü haddeleme sırasında tane boyutunu küçültürler, takip eden östenit/ferrit dönüşümüyle oluşan ferrit tane büyüklüğüne de etkileri vardır. İkincisi, faz dönüşümü ve sonrasında, sonradan mukavemeti arttırıcı etki yapan ince karbür dağılımı oluşur.

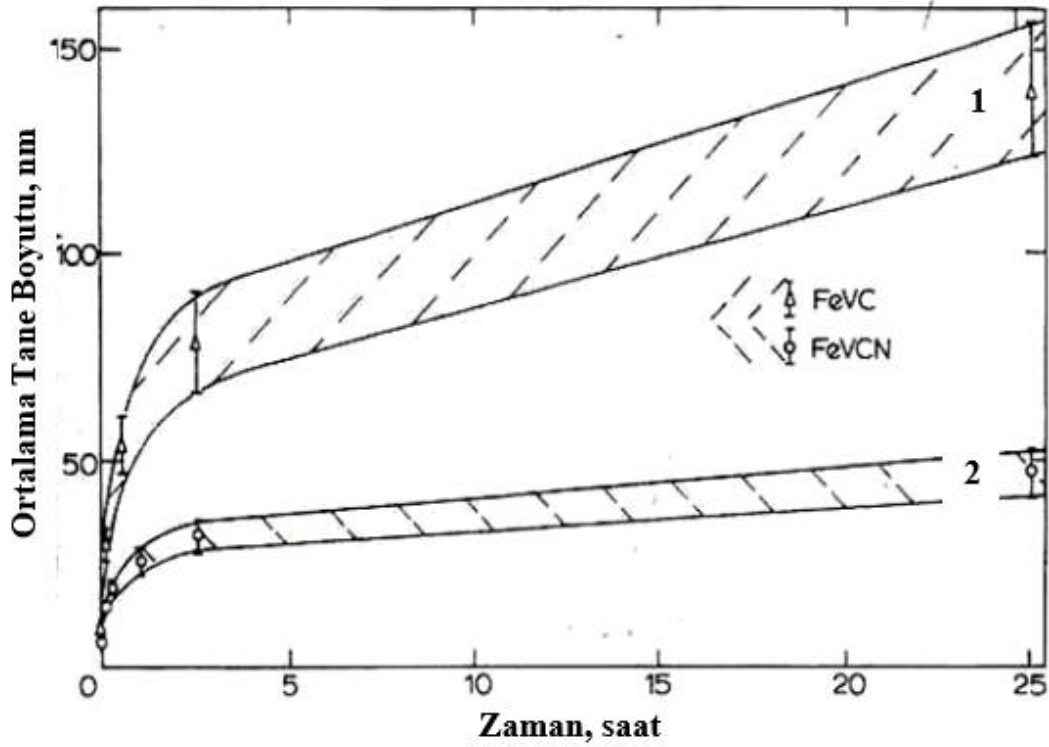
Mikro alaşımlı çelikler içinde hem karbon hem de azot mevcut olduğundan çökeltiler, çeliğin hassas kompozisyonu ve ısı geçmişiyle ilgili olarak karbür, karbo-nitrür ve nitrür şeklinde oluşabilir. Nb, Ti ve V'un karbür ve nitrürleri eş morfolojiye sahiptir.

İlgili karbür ve nitrürler için çözünürlük sabitleri sıcaklığın bir fonksiyonu olarak belirlenmiştir [20]. Bazı uyumsuzluklar olmasına rağmen VC'nin östenit içinde birbirine benzer çözünürlükleri olan NbC ve TiC'a oranla çok daha fazla çözünür olduğu bulunmuştur (Şekil 4.1). Östenit içinde en fazla çözünür olan VN olup buna karşılık TiN'nin çözünürlüğü kısmen düşüktür. Pratik anlamda kontrollü haddeleme koşullarına uygulandığında en az çözünürlüğe sahip bileşikler östenit içinde en yüksek sıcaklıkta çökeceklerdir, dolayısıyla en basit durumda Nb ile mikro alaşımlanmış bir çelik, V içeren bir çelikte VC çökmesinden çok daha yüksek bir sıcaklıkta NbC çökmesi sergileyecektir [19].



Şekil 4.1 : Karbür ve nitrürün çözünürlüğü [19].

Östenit içinde değişken bileşimlerdeki karbür ve nitrürlerin irileşmesine yönelik hassas deneyler yapmak güçtür; ancak ferrit içindeki benzer çökeltiler üzerindeki çalışmalar [21], vanadyum karbürün irileşme hızının azotun artan miktarlarda karbonla yer değiştirmesiyle önemli ölçüde azaldığını Şekil 4.2'de göstermiştir [19].



Şekil 4.2 : Ferrit içinde 790°C’de vanadyum karbür ve karbonitrürün irileşmesi, 1. Fe-0.27V-0.05C 2. Fe-0.26V-0.02C-0.022N [19].

Niyobyum karbonitrür (Nb(CN)) formundaki niyobyum, en iyi tane kilitleyen çökeltilerden biridir ancak Titanyum karbonitrür (Ti(CN))’de çok etkilidir. En etkilisinin Nb, Ti, C ve N’u birlikte kullanımı olduğu açıktır, fakat optimizasyonu sağlamak kolay değildir. Karbon, azot ile etkin biçimde birleşen vanadyum tane küçültücü olarak çok verimli değildir ancak mukavemeti yükseltme açısından ferrit içinde daha yoğun parçacıklar oluşturma avantajına sahiptir [19].

4.2 Vanadyum Mikro Alaşımının Etkisinin İncelenmesi

Çelikteki vanadyumun önemli metalürjik özellikleri, kategorilerine göre üç ana grupta toplanabilir. İlk metalürjik özellik östenit içerisinde vanadyum karbonitrürlerin yüksek çözünürlüğüdür. İkincisi vanadyumun çözünmeye karşı direnç katsayısının düşük olmasıdır. Sonuncusu ise vanadyum ile azotun pozitif etkileşim içerisinde olması ve çelik içerisindeki kalıntı azotun etkili olarak kullanılmasıdır [22].

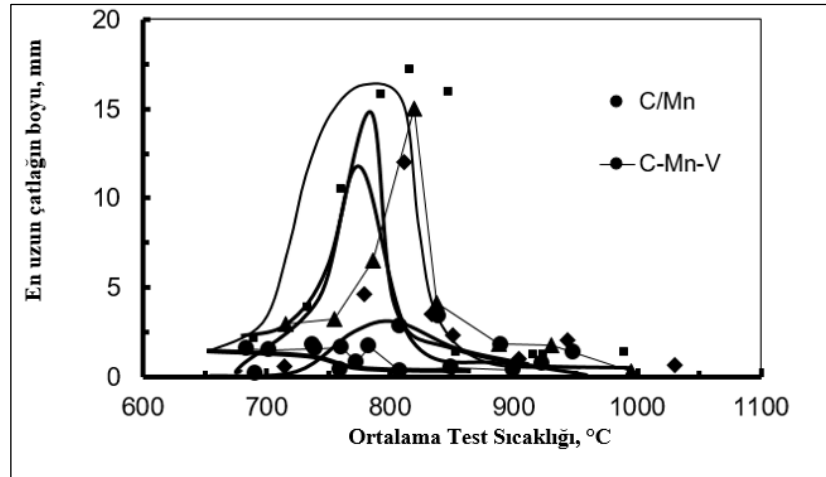
Şekil.4.1’de çeşitli mikro alaşımların karbür ve nitrür formlarının göreceli olarak çözünürlüklerini göstermektedir. İlk olarak her bir mikro alaşım elementinin karbür formları nitrür formlarına göre daha çözünebilir. VC’nin çözünürlüğü çok yüksektir, östenitte kolayca çözülür ve ferrit oluştuktan sonra soğumaya göre çöker. TiC, NbC ve VN çok benzer çözünürlüğe sahiptirler. Bu durum ilginçtir çünkü bunlar en önemli

kalıntı çökelticileridir. Ti ve V mikro alaşımların karbürlerinin ve nitrürlerinin arasında ki çözünürlük farkı Nb'un karbür ve nitrürlerine göre daha yüksektir. Karbonun östenitteki çözünürlüğü yüksek olduğundan, çelikteki karbon seviyesi, yeniden ısıtma sırasında östenitte çözünmüş Nb miktarını kontrol edecektir. Karbon seviyesinin, yeniden ısıtma sırasında vanadyumun çözünürlüğü üzerinde neredeyse hiçbir etkisi yoktur. Titanyumun nitrit formu tekrar ısıtma sıcaklıklarında hemen hemen çözünmez. Alüminyum bir karbür oluşturmaz ve nitriti olan AlN, östenitte çözünmez ve bu da tane incelmeye neden olur. Çözündükten sonra soğutulduğunda, AlN oluşumunun kinetiği oldukça yavaştır ve VN gibi diğer nitrürlerin AlN'den daha fazla çözünür olmalarına rağmen oluşmasına izin verir.

Çelik üretim prosesinde ki avantajlardan bir tanesi V(C,N)'un diğer mikro alaşım elementleri ile karşılaştırıldığında yüksek çözünürlüğe sahip olmasıdır. Bu avantajlar arasında minimum çatlama ile mükemmel döküm kabiliyeti, yeniden ısıtma sıcaklığının azalması ve geniş bir alaşım aralığında öngörülebilir mukavemet artışıdır.

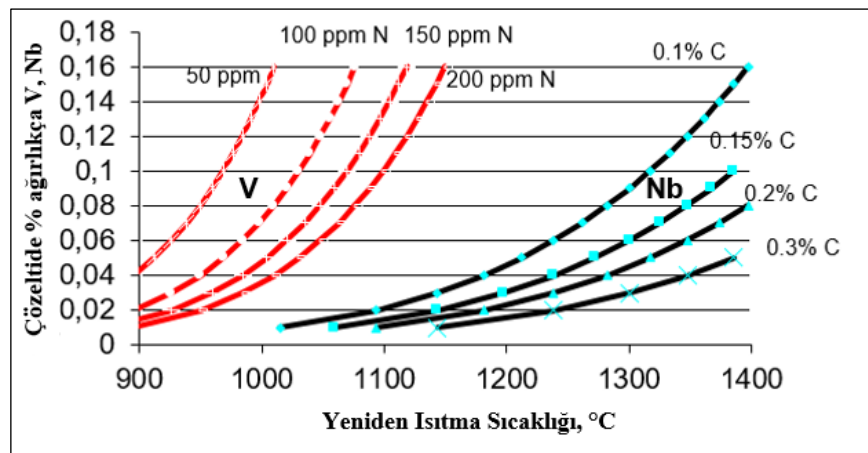
VC ve VN'nin yüksek çözünürlüğünden dolayı, katılaşmadan sonra tane sınırlarında çok az veya hiç çökelti yoktur. Sonuç olarak, mikro alaşımlı çeliklerde süneklik geçişinin başlangıcı, Nb çeliklerine kıyasla daha düşük bir sıcaklıktadır. Bu durumda döküm işleminden sonra enine çatlaklar olmaz [22].

Şekil 4.3'te ki grafik yalın karbon çeliklerin ile mikro alaşımlı çeliklerine kıyasla, vanadyumun çatlak hassasiyetini azalttığını göstermektedir. C-Mn ve C-Mn-V sınıflarında çok küçük çatlaklar mevcuttur, oysa Nb içeren sınıflar belirgin bir çatlak artışı sergilerler. V'nin daha yüksek çözünürlüğü, tane sınırlarında çökeltme eğilimini azaltır ve böylece bu sınıfın çatlak hassasiyeti azalır. C-Mn-V-N sınıfının artan çatlak eğilimi büyük olasılıkla VN çökmesinin değil AlN çökmesinin bir sonucudur. Bu yüzden, yüksek azot içeren kaliteler için Al içeriğini minimize etmek avantajlıdır.



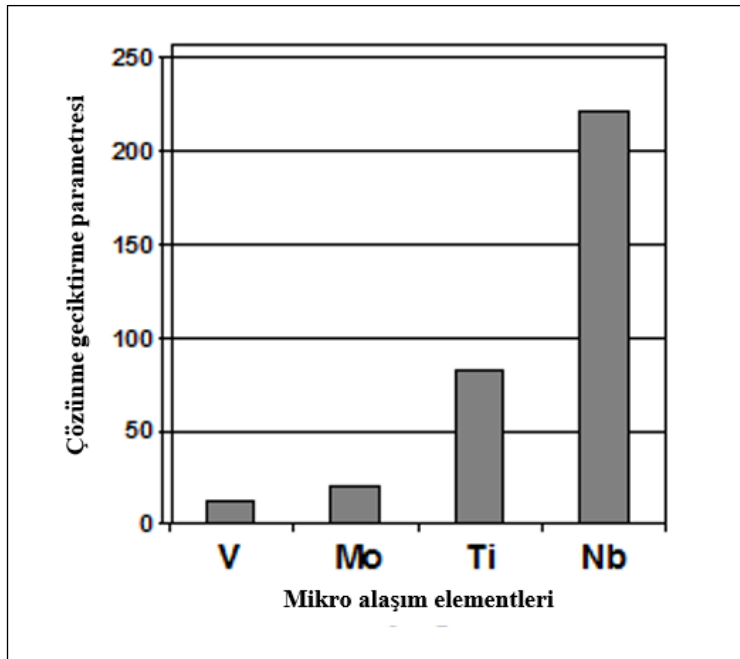
Şekil 4.3 : Süneklik testi sırasında gözlemlenen en uzun çatlak uzunluğuna test sıcaklığının etkisi [22].

Herhangi bir mikro alaşımın, haddeleme sonrası etkili bir şekilde mukavemet kazanması için, yeniden ısıtma aşamasında çözeltide olması gerekir. Tekrar etmek gerekirse V (C,N) 'nin yüksek çözünürlüğü, tamamen çözünme için gereken sıcaklık ve süreyi düşürdüğü için bir fayda sağlamaktadır [22].



Ayrıca, V (C,N) 'nin daha yüksek çözünürlüğünden dolayı, dönüşüm sonrası V (C,N) çöktirsinin mukavemeti artırma işlemine etkisi öngörülebilmektedir. Yukarıda da bahsedildiği gibi, neredeyse tüm vanadyum, çelikteki karbon veya azot miktarına bakılmaksızın, yeniden ısıtma sırasında çözünmektedir. Sonuç olarak, % 0.15'e kadar V katkısı, akma mukavemetinde hemen hemen doğrusal bir artış sağlayan çöktirme sertleşmesi için kullanılabilir. Yeniden ısıtma sıcaklıklarında çözünürlük sınırına yakın olan Nb gibi alaşımlar için, çözeltideki alaşım miktarı, yeniden ısıtma sıcaklığına ve mevcut C ve N miktarına bağlıdır. Bu da dikkatli bir proses kontrolü olmaksızın tutarsız mukavemet artırma sonuçlarına neden olabilmektedir. Fakat, V bütün karbon seviyelerinde kullanılmaktadır [22].

Vanadyum, diğer mikro alaşımlara göre nispeten düşük çözünmeye karşı direnç katsayısına sahiptir. Şekil 4.5'te V'un çözünmeye karşı direnç katsayısını ve diğer elementler ile karşılaştırılması gösterilmektedir. Bu çözünmeye karşı direnç, deformasyon sırasında ve sonrasında östenitin geri kazanımı ve yeniden kristalleşmesinin gecikmesine neden olur. Nb'nin bu özelliği, yeniden kristalleşme sıcaklığının yükseltilmesine katkıda bulunur ve dönüşüm öncesinde östenit tanelerinin pankeki ile ferrit tanelerinin küçülmesi için fırsat sağlar. Bununla birlikte, östenit yeniden kristalleşmesini geciktiren Nb'nin bu özelliği de yeniden kristalleşmenin istenildiği durumlarda zararlı olabilir.



Şekil 4.5 : Östenit fazında mikro alaşım elementlerinin çözünmeye karşı direnç katsayısı [22].

Östenitte vanadyumun çözünmeye karşı düşük direnç katsayısının yararları, östenit tane boyutunu küçültmek için termomekanik bir işlem olarak yeniden kristalleştirme kontrollü haddeleme (RCR) kullanımına izin vermesi, haddeleme esnasında tam kristalleştirme için sıcaklığı ve deformasyon gereklerini en aza indirmesi ve östenitin hızlı toparlanması ve yeniden kristalleştirilmesi nedeniyle hadde ayakları arasındaki hadde yüklerini azaltması olarak sıralanabilir [22].

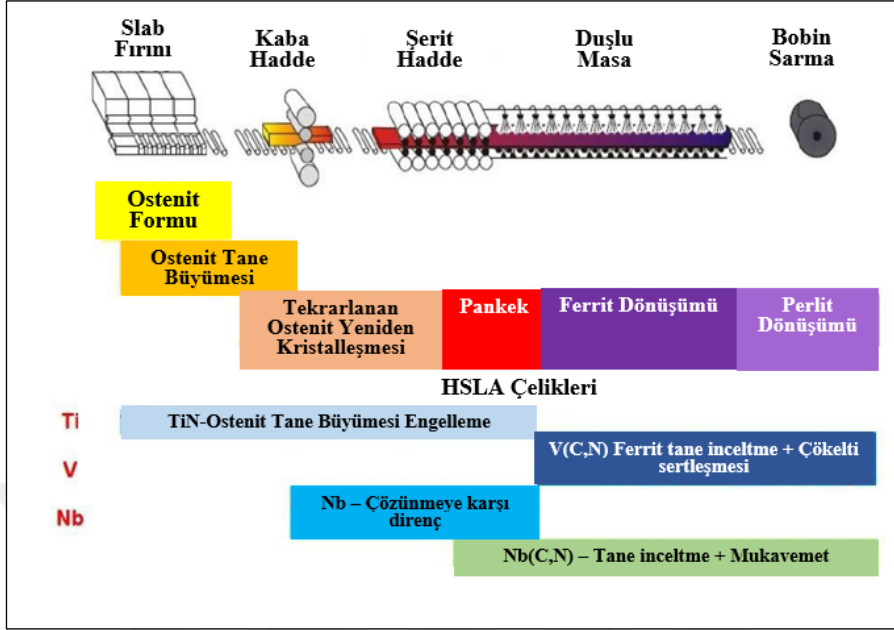
Yeniden kristalleştirme kontrollü haddelemenin (RCR) kullanılması ile haddeleme esnasında yeniden kristalleştirme işlemi vasıtasıyla tekrarlanan östenit tanelerinin küçülmesini sağlar. Her paso geçişinde bir öncekinden daha küçük yeni östenit taneleri oluşur. Bu yüzden yeniden kristalleşme prosesi östenit tanelerinin kendi kendilerine küçülmelerini sağlar. Yeniden kristalleşme bitiş sıcaklığından daha düşük sıcaklıklarda haddeleme işlemine gerek yoktur. Sıcak haddehane son pasodan sonra duşlu masada hızlı soğutma, dönüşümden sonra östenit tane büyümesini minimize eder. Hızlı soğutma, çok ince ferrit tanesi boyutunu garanti altına almak için dönüşüm sıcaklığını da düşürür.

Östenit yeniden kristalleşmesi geciktirilmediğinden dolayı, deformasyon miktarı değişebilir olsa da, haddeleme esnasında slabın kalınlığı boyunca östenitin tamamen yeniden kristalleşmesini sağlamak daha kolaydır. Sonuç olarak, östenit taneleri yüzeyden merkeze doğru eşit boyutta olup, daha homojen mekanik özelliklere neden olur. Östenit yeniden kristalleşmesinin bu kolaylığı, özellikle bobinin slabdan doğrudan haddelemesi için önemlidir. Çünkü haddeleme işlemine giren slabdaki döküm yapısı kaynaklı oluşan tanelerin gerekli yeniden kristalleşmesini tamamlamak bazen zordur. Slabın sınırlı yeniden ısıtma sıcaklığı ve düşük deformasyon oranları kalınlık boyunca yeniden kristalleşmenin tamamlanmasını zorlaştırır.

Yüksek haddeleme sıcaklıkları ile birlikte yeniden kristalleştirme kontrollü haddeleme (RCR) kullanarak östenitin hızlı yeniden kristalleşmesi ve geri kazanımıyla birlikte hadde yük miktarları düşmektedir. Buna ek olarak, östenitte V (C,N) 'nin sınırlı miktarda çökmesi, haddeleme esnasında mukavemeti en aza indirir ve aynı zamanda haddeleme için gerekli olan hadde yüklerinin azaltılmasına katkıda bulunur [22].

Sıcak haddeleme prosesi boyunca çökeltilerin haritası Şekil 4.6'da gösterilmiştir. Burada mikro alaşım elementi çökeltilerinin tane inceltme ve çökelti sertleştirme etkileri de gösterilmiştir. Son mikro yapıda ferrit tanelerinin küçülmesi; yeniden

kristalleşme kontrollü haddeleme, termomekanik haddeleme ve yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çeliklerde ki ince çökeltilerin sonucu oluşmaktadır [23].

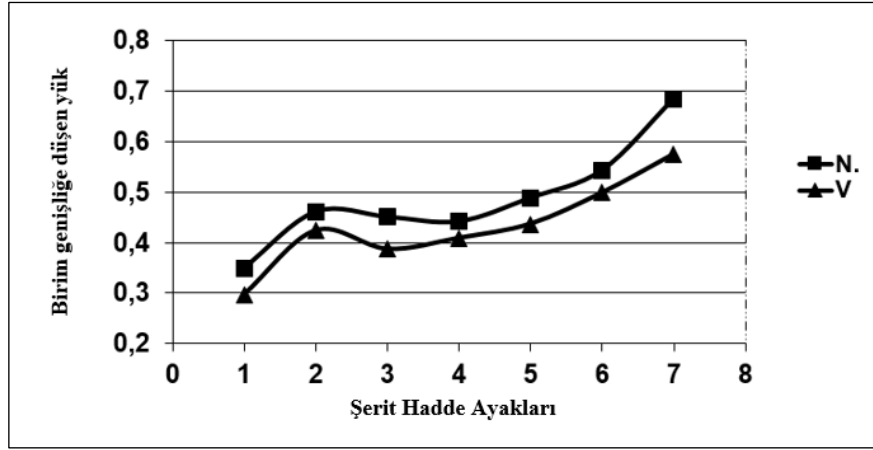


Şekil 4.6 : Termodinamiğe göre ana mikro alaşım elementi çökeltilerinin sıcak haddeleme prosesi boyunca rolü [23].

Mikro alaşım olarak vanadyum içeren alaşımlar, niyobyum içeren alaşımlara göre şerit hadde bölgesinde daha düşük hadde yükleri ile haddelenirler. Çünkü bu bölgede V içeren çökeltiler henüz oluşmaya başlamamıştır [23].

Duşlu masada soğuma hızının azalmasıyla artan ferrit tanelerinin sayısı ile birlikte daha düşük sert faz oluşumu görülür. Soğuma hızları çökeltilerin oluşum mekanizmalarında etkilidir ve genellikle çökeltiler, çökelti sertleşmesi ve tane inceltme ile malzemeye mukavemet kazandırır. Sonuç olarak malzemede mikro alaşım elementi olarak V kullanılması ile birlikte hadde yükleri sınırlı olan haddehaneler için daha mukavemetli malzeme üretimine olanak sağlar [23].

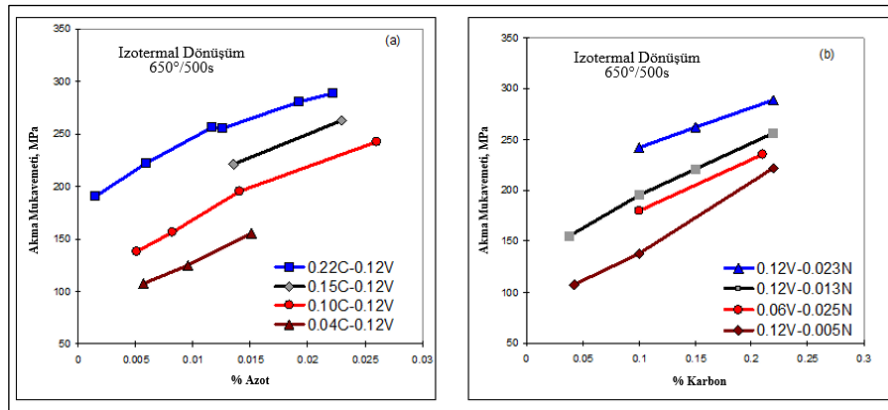
Şekil 4.7'deki grafik, Nb ve V içeren düşük karbonlu bir çeliğin haddeleme pasolarındaki hadde yüklerini göstermektedir. V içeren çelikte haddeleme için gerekli olan yüklerde Nb içeren çeliğe göre daha düşüktür ve son pasoda bu fark daha fazladır. Bu grafik çalışması için iki farklı çelikte de her pasoda belirlenen aynı şekilde yük uygulanmış ve aynı haddeleme sıcaklığı kullanılmıştır. Östenitin hızlı bir şekilde yeniden kristalleşmesinin ve östenitteki herhangi bir çökeltinin olmamasının, V içeren düşük karbonlu çelik için önemli ölçüde daha düşük hadde yükü gereksinimi ile sonuçlandığı görülmektedir.



Şekil 4.7 : Nb ve V içeren düşük karbonlu bir çeliğin haddeleme pasolarındaki hadde yükleri [22].

V içeren mikro alaşımlı çeliklerde üçüncü metalurjik özellik, V (C,N) çökeltisinde azot tercihidir. Çözünürlük tablosunda gösterildiği gibi, mevcut azot ile birlikte V çökeltilerinin daha kuvvetli olması sonucu VC, VN'den çok daha fazla çözünür. Sonuç olarak azot, istenmeyen artık bir elementten çok alaşım sisteminin önemli bir parçası haline geçer. Azot seviyesinin yönetimi, vanadyum ilavesinin güçlenmesini maksimize eder ve azotun gerinim yaşlanmasını minimize etmesi ile birlikte tercih edilen çökelti haline gelir. Azotun istenmeyen bir kalıntıdan çok alaşım sisteminin faydalı bir parçasına dönüştürülmesi tüm çeliklerde kalan artık azotun etkin bir şekilde kullanılması ile mümkündür [22].

Vanadyum, çeliği bir nitrür çökeltisi olarak etkin bir şekilde güçlendiren tek mikro alaşımdır. Azot varlığında vanadyumun daha ince ve daha fazla çökmesi nedeniyle, vanadyum seviyesine uygun azot seviyesinin yönetilmesi, vanadyum alaşımının maliyet verimliliğini maksimize edecektir.



Şekil 4.8 : Farklı karbon seviyelerinde N artış miktarına göre V çökelti sertleşmesinin etkisi [22].

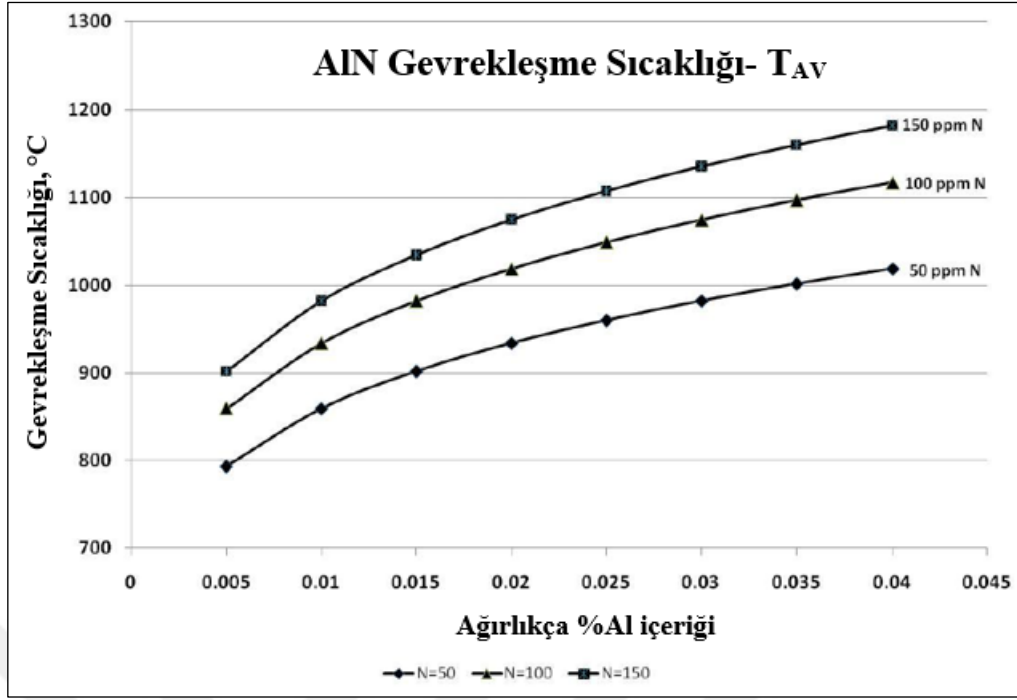
Şekil 4.8’de farklı karbon seviyelerinde azot artış miktarına göre V çökelti sertleşmesinin etkisi görülmektedir. Artan azot oranına göre mukavemet oranı, karbon seviyesinden bağımsız olarak her 10ppm ek azot için yaklaşık olarak 7MPa’dır. İlave karbon akma direncini artırır, ancak ilave edilen azotun mukavemete katkısını değiştirmez. Azot için vanadyumun tercihi nedeniyle serbest azot, vanadyum eklenerek asgariye indirilir. Sonuç olarak, VN çökeltisini tamamlamak üzere tasarlanan proses hem azot gerinim yaşanmayı ortadan kaldırırken, hem de en etkili mukavemet arttırmayı sağlayacaktır.

4.3 Alüminyum İlavesinin Etkisinin İncelenmesi

Alüminyum, deoksidasyon ve tane inceltme için çeliklere rutin olarak ilave edilir. Oksidize olmamış çözünebilir Alüminyum (Al), Alüminyum nitrür (AlN) oluşturabilir. Alüminyum (Al), Alüminyum karbür (AlC) formu oluşturmaz. AlN’ün çözünürlüğü VN’den düşüktür. Bu durum mevcut azot için vanadyuma rakip olarak görülebilir. Grozier, azotlu vanadyum içeren dökümler yüksek alüminyum içerikli olarak üretildiği zaman, mukavemet özelliklerinde bir azalmayı önlemek için yeterli yeniden ısıtma sıcaklıklarının muhafaza edilmesi gerektiğine dikkat çekmiştir [8].

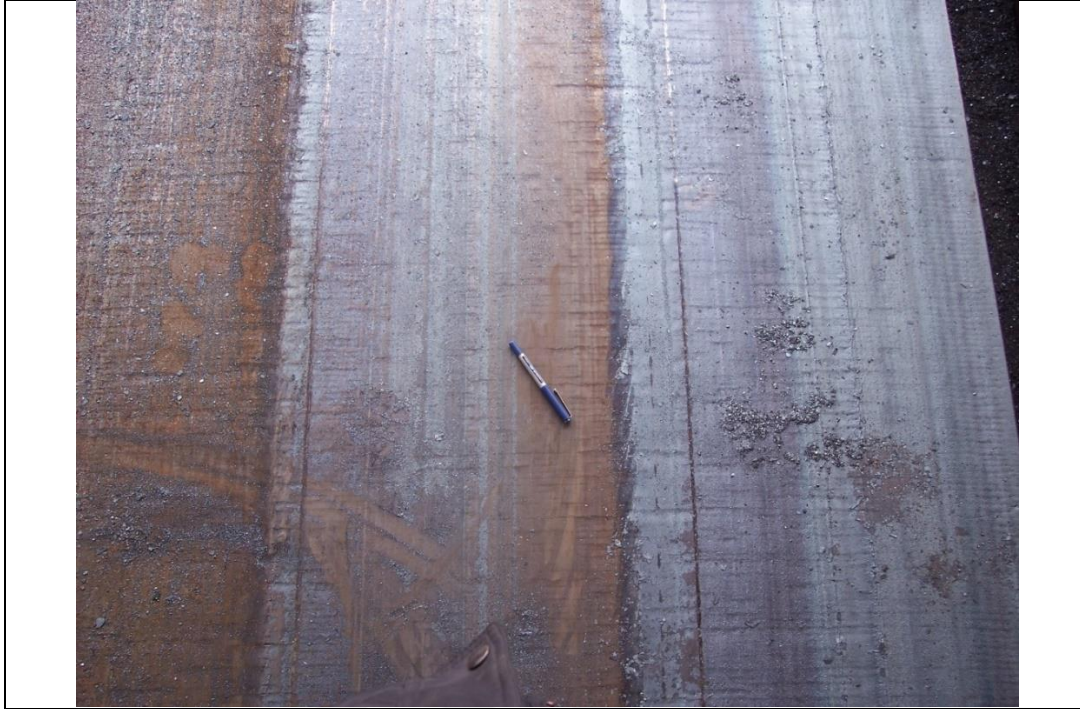
AlN'nin düşük çözünürlüğü ile bile, soğutma döngüsü sırasında çökeltmek için kinetik olarak çok durgundur. Sıcaklık normal üretim işleme döngülerinde azalan bir modda olduğu sürece, AlN çökeltisi en aza indirgenir. Bununla birlikte, herhangi bir yeniden ısıtma hızlı çökelmeye neden olabilir. Bu yeniden ısıtmanın meydana gelebileceği yer, süreksiz fakat tekrar eden su sprelerinin termal döngü oluşturduğu döküm sırasında yüzeydedir. Bu soğuma ve yeniden ısıtma döngüleri, AlN çökelti oluşumunu hızlandırmak için idealdir. Bu AlN çökeltileri geleneksel yeniden ısıtma döngüleri sırasında yeniden çözülebilirken, dökümde çatlama problemlerine neden olabilirler [24].

AlN, döküm sırasında sıcak gevreklik yapan bir çökeltidir. Bannenberg, Gleeble testine dayanan deneysel olarak ölçülen gevrekleşme başlangıç sıcaklığı (T_{AV}) ile denge AlN çökeltme başlangıcı arasında bir ilişki olduğunu göstermiştir [25]. Şekil 4.9’da farklı azot içerikleri için gevreklik başlama sıcaklığının Al seviyesine göre değişimi verilmiştir. Bu grafikten Al ve N içeriğinin karşılıklı etkileşimi ve AlN çökeltisine bağlı gevrekleşmenin başlangıcı görülebilir.



Şekil 4.9 : Al içeriğinin farklı N seviyeleri ile gevrekleşme başlangıç sıcaklığına etkisi [25].

Bu, daha yüksek azot seviyelerinin çelik üretim prosesinde kalıtsal olduğu ya da alaşım tasarımı için daha yüksek azot seviyelerinin gerekli olduğu durumlarda, Al seviyesini uygun şekilde düşürme kabiliyetinin kabul edilebilir kalite seviyelerini korumak için kesinlikle gerekli olduğunu göstermektedir.



A) Genel Görünüm



B) Enine Yüzey Çatlağı-1



C) Enine Yüzey Çatlağı-2

Şekil 4.10 : %0,050 Al ilaveli azotlu vanadyum mikro alaşımlı çelikte slab yüzeyi A) Genel Görünüm B) Enine Yüzey Çatlağı-1, C) Enine Yüzey Çatlağı-2

Şekil 4.10'da % 0,050 Al içeren azotlu vanadyum mikro alaşımlı çelikte slab yüzeyinde çatlak oluşumu görülmektedir. Tasarlanan kimyasal kompozisyon ilk olarak FeV ilaveli mikro alaşımlı çeliklerde ideal deoksidasyon için kullanılan % 0,050 - % 0,060 Al aralığında belirlenmiştir. Ancak slab yüzeyinde enine yüzey çatlaklarının

görülmesi ile AlN kırılgenliğini gidermek için Al seviyesi maksimum % 0,040 olarak değiştirilmiş ve slab yüzeylerinde çatlak oluşumu görülmemiştir.



şekil 4.11 : %0,030 Al ilaveli azotlu vanadyum mikro alaşımlı çelikte normal slab yüzeyi.

4.4 Kimyasal Kompozisyon Karşılaştırmaları

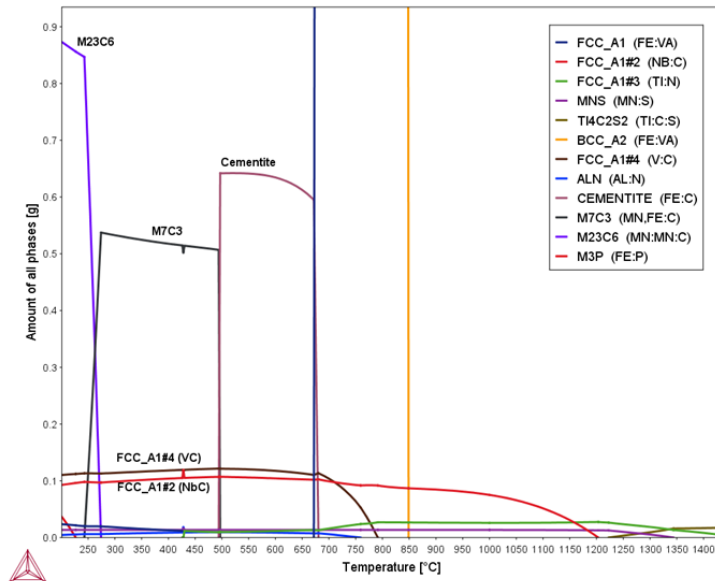
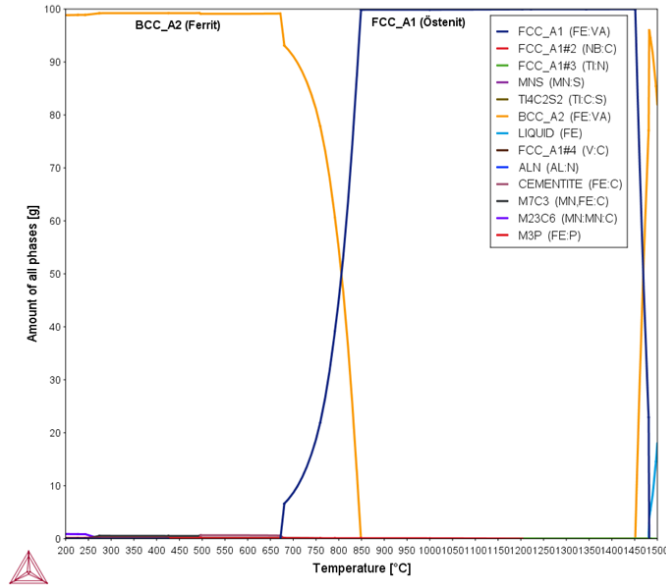
Çalışma kapsamında FeV içeren S550MC elik kalitesine ait kimyasal analizden farklı olarak azotlu vanadyum ilavesi kullanılmış ve Nb, Ti ilaveleri kaldırılmıştır. Nb ve Ti ilavesinin kaldırılmasına bağlı olarak azotlu vanadyum içeren çelikte V ilavesi daha yüksek tutulmuştur. Alternatif analiz belirleme sürecinde JMat Pro ve Thermo Calc yazılımları desteği ile oluşabilecek çökeltir ve dönüşüm sıcaklıkları belirlenmiştir. Tasarlanan analizlere ait çalışma aralıkları izelge 4.1’de gösterilmiştir.

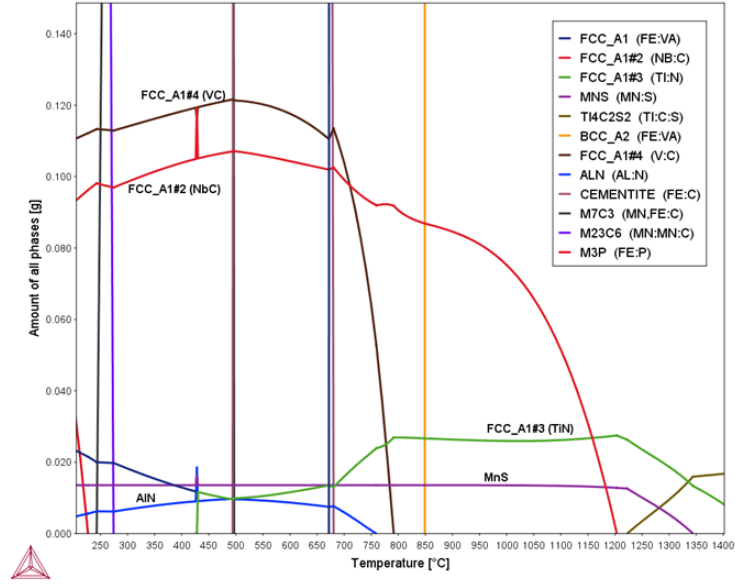
Çizelge 4.1 : FeV içeren ve azotlu vanadyum içeren S550MC çeliğe ait kimyasal kompozisyon çalışma aralıkları

Numune	-	%C	%Mn	%P	%S	%Al (Toplam)	%V	%Nb	%Ti	%N
FeV içeren	Min.	0,070	1,450	0,011	0,005	0,040	0,070	0,060	0,020	0,005
	Max.	0,110	1,650	max.	max.	0,050	0,090	0,080	0,040	max.
Azotlu Vanadyum içeren	Min.	0,070	1,450	0,011	0,005	0,030	0,090	-	-	0,020
	Max.	0,110	1,650	max.	max.	0,040	0,110	-	-	max.

4.4.1 ThermoCalc incelemeleri

FeV içeren ve azotlu vanadyum içeren kimyasal kompozisyonların çökelti oluşum mekanizmalarının irdelemek amacıyla ThermoCalc yazılım desteği ile sıcaklığa bağlı olarak çökelen ve çözünen fazlar belirlenmiştir.





Şekil 4.12 : FeV içeren mikro alaşımlı S550MC çeliklerde östenitik dönüşümden oda sıcaklığına kadar oluşan çökelti fazlar.

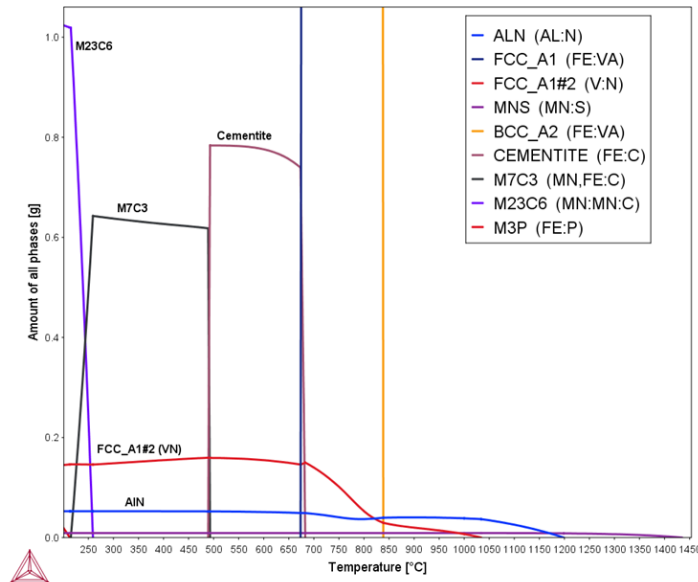
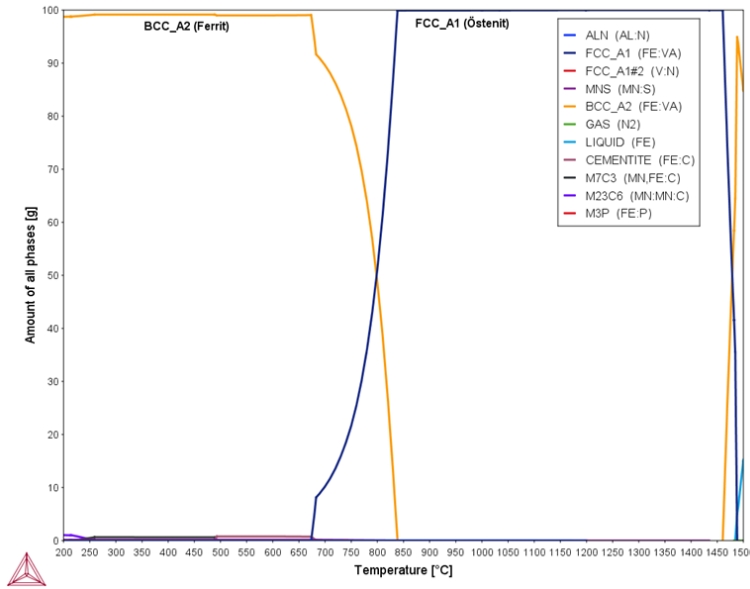
Şekil 4.12’de karbür ve nitrür yapıcı Ti, Nb ve V gibi mikro alaşım elementlerinin oluşturduğu karbür ve nitrür fazlarının sıcaklığa bağlı olarak oluşum ve çökelmeleri görülmektedir. Diyagramda da görüleceği üzere östenit sahanın üzerinde TiN oluşumu başlamaktadır. Bunun sebebi Ti’nin azot afinitesinin diğer elementlere göre daha yüksek olmasıdır. Östenit sahanın üzerinde TiN oluşumu aynı zamanda gama kristallerinin büyümesine de engel teşkil ederek daha ince taneli östenit yapısından ferritik çekirdeklenmenin başlamasını sağlamaktadır. Bu durum da mukavemet kazandırma açısından daha olumlu etki yaratmaktadır.

1200°C’de oluşmaya başlayan NbC fazı da TiN’de görüldüğü gibi östenit tane büyümesini engelleyici rol üstlenmektedir. Slab fırını koşullarında çökelmeye başlayan NbC, sıcaklık düştükçe daha kararlı hale gelmekte ve ikincil faz olarak mikro yapıda yerini almaktadır. Nb elementinin yeniden kristalleşme sıcaklığını düşürüyor olması sıcak haddeleme proses sıcaklıklarında bu çökelti fazın yapıda olması nedeniyle daha yüksek yüklerde haddeleme yapılabilir olması anlamına gelmektedir.

800°C’de oluşmaya başlayan VC fazı 700°C-800°C sıcaklık aralığından NbC ve TiN fazlarına göre daha yüksek aktiviteye sahiptir. Bu durum da sıcak haddeleme prosesi koşullarında duşlu masa sonrasında bile mukavemet kazandırma yeteneğinin devam ediyor olmasını sağlamaktadır. Bobin boyu mekanik özelliklerin stabilizasyonu

açısından VC çökeltisi NbC ve TiN fazlarına göre daha etkindir. Diyagramda ayrıca 700°C'nin altı sıcaklıklarda en dominant çökelti fazın VC fazı olduğu görülmektedir.

Yapıda Ti, Nb ve V gibi azot afinitesi yüksek mikro alaşım elementlerinin var olması AlN oluşumunun daha geç başlamasına sebep olmakta ve AlN oluşumunun daha düşük miktarlarda kalmasını sağlamaktadır. AlN kırılgenliği açısından incelendiğinde, yapıda bu mikro alaşım elementlerinin var olması slab yüzeyinde çatlak oluşumunu engelleyici rol oynamaktadır.



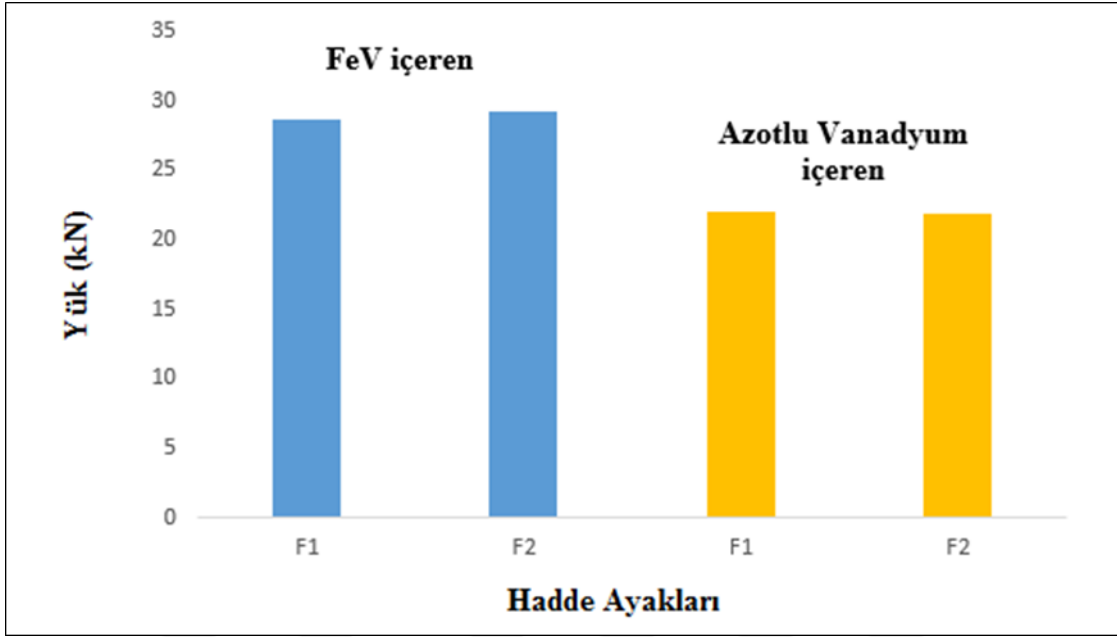
Şekil 4.13 : Azotlu vanadyum içeren mikro alaşımlı S550MC çeliklerde östenitik dönüşümden oda sıcaklığına kadar oluşan çökelti fazlar.

Şekil 4.13'te karbür ve nitrür yapıcı Ti, Nb gibi mikro alaşım elementlerinin yapıda bulunmuyor olması alüminyumun ilk nitrür oluştudan faz olmasını sağlamaktadır. 1200°C'de oluşmaya başlayan AlN fazı oda sıcaklığına kadar kararlı halde yapıda kalmaktadır. Bu kimyasal kompozisyon şartları altında östenit büyümesini engelleyici faz bulunmamaktadır. Alüminyumun stokiometrik olarak bağladığı azottan arta kalan serbest azot 1000°C'de vanadyum tarafında bağlanmakta ve VN fazı oluşmaktadır. 700°C-800°C sıcaklık aralığından VN oluşumunun artarak devam ediyor olması bu sıcaklık aralığında aktivite değerinin yüksek olması ile ilişkilendirilir. Vanadyumun karbür fazı yerine nitrür fazı oluşturmamasının sebebi yapıda östenit sahanın üzerinde serbest azotu bağlayıcı Ti ve Nb gibi elementlerin bulunmuyor olmasıdır. Vanadyumun azot afinitesinin karbon afinitesine göre daha yüksek olması 1000°C ve altı sıcaklıklarda serbest azotu bağlama davranışı göstermesini sağlar. Bu durum sıcak haddeleme proses sıcaklıklarında gereken hadde yükü açısından da daha olumlu etki yaratmaktadır. Şerit haddeleme giriş sıcaklığı koşullarında VN çökeltisinin yapıda az bulunuyor olması ilk standlerde daha düşük yüklerle ezme işleminin yapılabilirliğini olmasını sağlar.

Yapıda perlit yapıcı mangan ilavesinin bulunuyor olması sementitin tükenişini daha erkene çekmekte ve perlit oluşumundan sonra mikro alaşım çökeltilerinin miktarının sabit kalmasını sağlamaktadır. Bu durum dikkate alındığında mikro alaşım çökeltilerinden mukavemet kazandırma anlamında daha iyi verim elde edebilmek için perlit oluşum bölgesine girmeden yüksek soğuma hızları ile üretim gerçekleştirilmesinin endüstriyel anlamda daha iyi bir yöntem olduğu söylenebilir. FeV ve Azotlu Vanadyum içeren çeliklere ait sıcak haddeleme şerit hadde bölgesindeki 1. ve 2. ayaklara ait hadde yükleri Çizelge 4.2'de grafiksel olarak ise Şekil 4.14'te gösterilmiştir. Şerit hadde ilk ayaklarında mevcut olan sıcaklıkta (1000°C-1100°C) FeV içeren S550MC çelikte NbC çökeltilerinin oluşmasına bağlı olarak hadde yükleri Azotlu Vanadyum içeren çeliğe göre daha yüksek olduğu gözlemlenmiştir.

Çizelge 4.2 : Sıcak haddeleme şerit hadde bölgesinde 1. ve 2. ayaklara ait hadde yükleri.

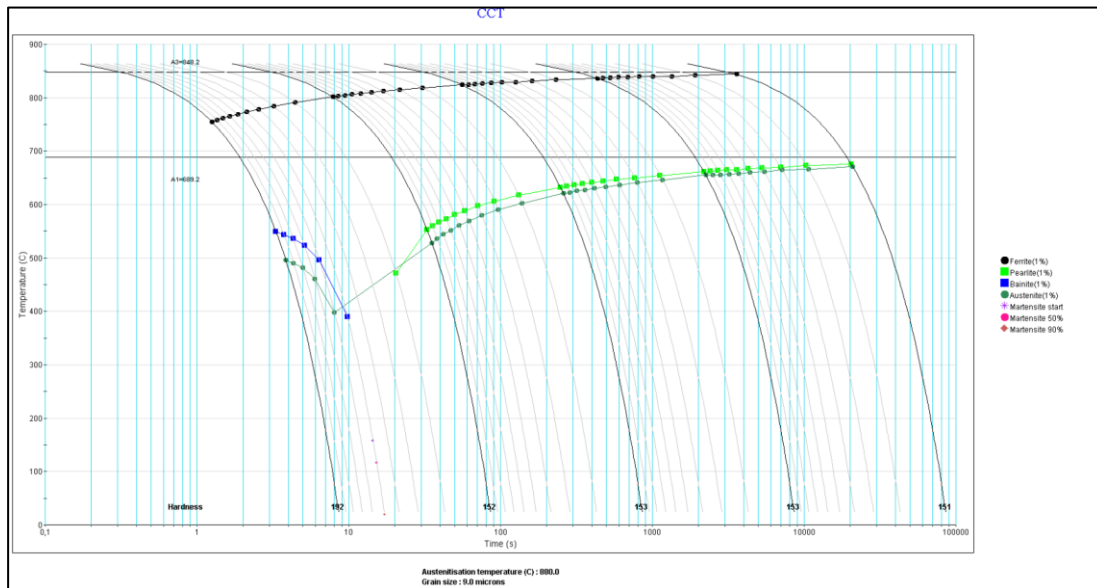
Çelik	Şerit Hadde	Yük(kN)
FeV içeren	F1	28,7
	F2	29,2
Azotlu Vanadyum içeren	F1	22,1
	F2	21,9



Şekil 4.14 : Sıcak haddehane şerit hadde bölgesindeki 1. ve 2. ayaklara ait hadde yükleri.

4.4.2 JMat Pro incelemeleri

Tasarlanan kimyasal kompozisyonlara bağlı olarak hangi sıcaklıklarda hangi fazların oluşacağını diyagrama dökülmek için JMat Pro yazılım desteği kullanılmıştır. Program ile çizilen CCT (Continuous Cooling Temperature) ve TTT (Time Transformation Temperature) diyagramları aşağıdaki Şekil 4.15, Şekil 4.16, Şekil 4.17 ve Şekil 4.18’de verilmiştir.



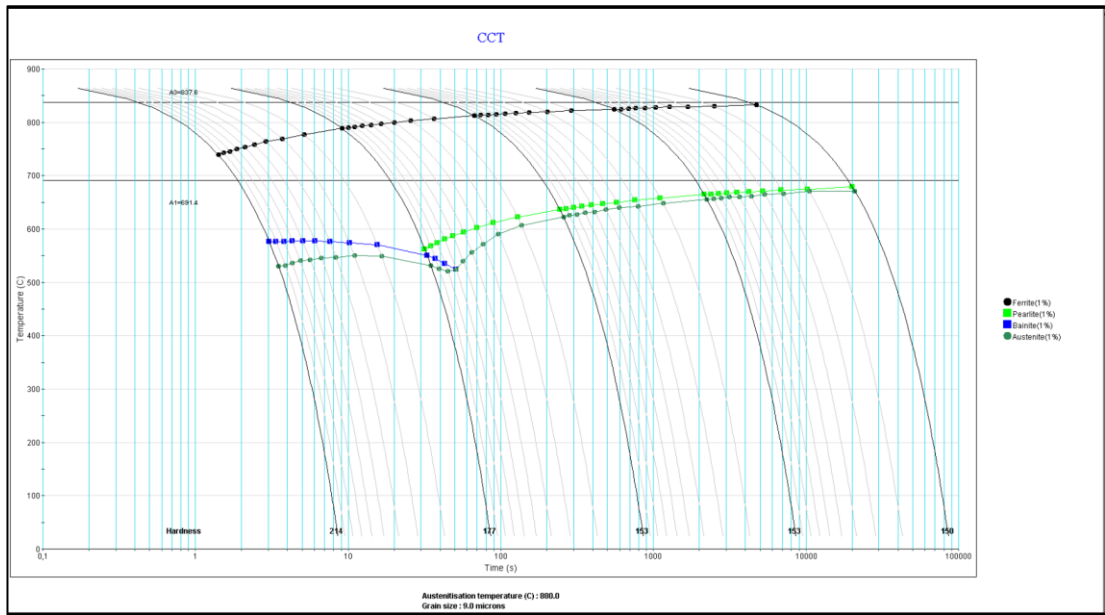
Şekil 4.15 : Nb, Ti ve V mikto alaşımlı S550MC çeliğe ait CCT diyagramı.

Çizilen diyagram sürekli ve sabit hızla soğuma koşullarında sıcaklığa bağlı olarak yapıda oluşacak faz dönüşümlerini göstermektedir. Başlangıçta östenit tane boyutu değeri 9µm olarak alınmıştır. Bu değer geçmişe dönük endüstriyel veriler göz önüne alınarak belirlenmiştir.

FeV içeren çeliğe ait kritik sıcaklıklar $A_3=848,2^{\circ}\text{C}$, $A_1= 689,2^{\circ}\text{C}$ olarak diyagramda görülmektedir. Bu sıcaklıkların teorik değerlerden daha düşük olarak hesaplanmasının sebebi yapıda östenit stabilizörü olarak Ni ilavesinin yanı sıra Nb, Ti ve V mikro alaşım ilavesinin bulunmasıdır.

Ferritik çekirdeklenmenin başladığı $848,2^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkta ferrit oluşumu soğuma hızına bağlı olarak incelendiğinde artan soğuma hızı ile ferritik dönüşüm sıcaklıklarının da bir miktar düştüğü görülmektedir. Çalışma da soğuma hızı olarak 15°C/s değeri seçilmiştir. Bu soğuma hızının seçilmesinin sebebi mukavemet kazandırmaya beynitik dönüşüm ile katkı sağlamaktır.

Diyagram incelendiğinde beynitik dönüşümün 50°C/s ile 100°C/s soğuma hızları arasında gerçekleştiği görülmektedir. Ayrıca 20°C ve daha düşük soğuma hızlarında perlit oluşumu görülmekte olup oda sıcaklığında nihai yapı ferritik-perlitik mikro yapıdır. Bu değerler belirlenen kimyasal analiz gereği teorik olarak hesaplanmış olup farklı alaşım ilaveleri ile değişkenlik gösterebilir. Üretim koşulları diyagram üzerinde belirlendiğinde yapıda oda sıcaklığında ferritik-perlitik mikroyapı beklenmektedir.

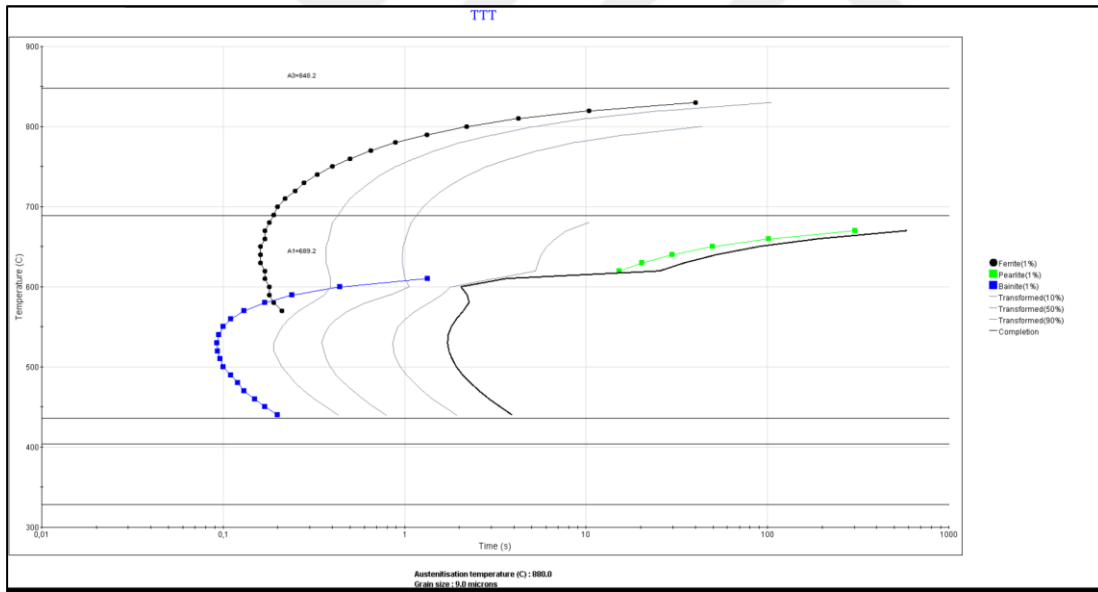


Şekil 4.16 : Azotlu vanadyum içeren S550MC çeliğe ait CCT diyagramı.

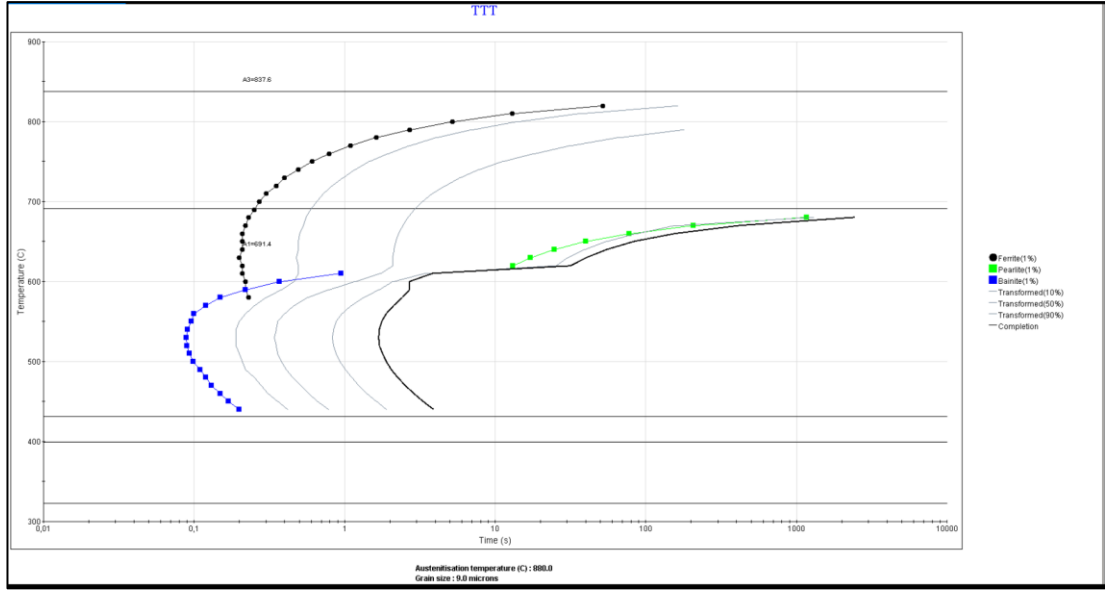
Azotlu vanadyum içeren çeliğe ait kritik sıcaklıklar $A_3=837,6^{\circ}\text{C}$, $A_1= 691,4^{\circ}\text{C}$ olarak diyagramda görülmektedir. Bu sıcaklıkların teorik değerlerden daha düşük olarak hesaplanmasının sebebi yapıda östenit stabilizörü olarak Ni ilavesinin yanı sıra serbest azot değerinin yüksek olması ve azotlu vanadyum ilavesinin olmasıdır.

Ferritik çekirdeklenmenin başladığı $837,6^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkta ferrit oluşumu soğuma hızına bağlı olarak incelendiğinde artan soğuma hızı ile ferritik dönüşüm sıcaklıklarının da bir miktar düştüğü görülmektedir. Çalışma da soğuma hızı olarak 15°C/s değeri seçilmiştir. Bu soğuma hızının seçilmesinin sebebi mukavemet kazandırmaya beynitik dönüşüm ile katkı sağlamaktır.

Diyagram incelendiğinde beynitik dönüşümün 7°C/s ile 100°C/s soğuma hızları arasında gerçekleştiği görülmektedir. Bu değerler belirlenen kimyasal analiz gereği teorik olarak hesaplanmış olup farklı alaşım ilaveleri ile değişkenlik gösterebilir. Üretim koşulları diyagram üzerinde belirlendiğinde yapıda oda sıcaklığında ferritik-beynitik mikro yapı beklenmektedir.



Şekil 4.17 : Nb, Ti ve V mikro alaşımlı S550MC çeliğe ait TTT diyagramı.



Şekil 4.18 : Azotlu vanadyum içeren S550MC çeliğe ait TTT diyagramı.

Tasarlanan kimyasal analizlere bağlı olarak her iki çelikte de beynit oluşumlarının görece yüksek soğuma hızlarında gerçekleştirilebileceği görülmektedir. Her iki diyagramda da perlit burunlarının konumları benzer olup, çalışma koşullarında oda sıcaklığında nihai yapı olarak ferritik-perlitik yapının oluşturulabilmesi için kontrollü ve yavaş soğuma koşulları gerekmektedir. Üretimlerin gerçekleştirildiği 15°C/s soğuma hızı diyagramlara yerleştirildiğinde CCT diyagramından farklı olarak oda sıcaklığında nihai yapının ferritik-beynitik olacağı tahmin edilebilmektedir. Bu farklılığın sebebi, sürekli ve sabit soğuma hızı koşullarının endüstriyel üretim koşullarında sağlanabilmesinin mümkün olmamasıdır.

4.5 Mikro Yapı ve Taramalı Elektron Mikroskop İncelemeleri

İlk olarak numunenin hadde yönleri belirlenmiş ve kalıplama cihazına sığacak kadar yüzey işaretlenmiştir. Şekil 4.19’da görüntüsü verilen Struers-Diskotom-65 kaba kesme cihazında bakelite sığabilecek ebatta kesilip küçültme işlemi yapılmıştır.



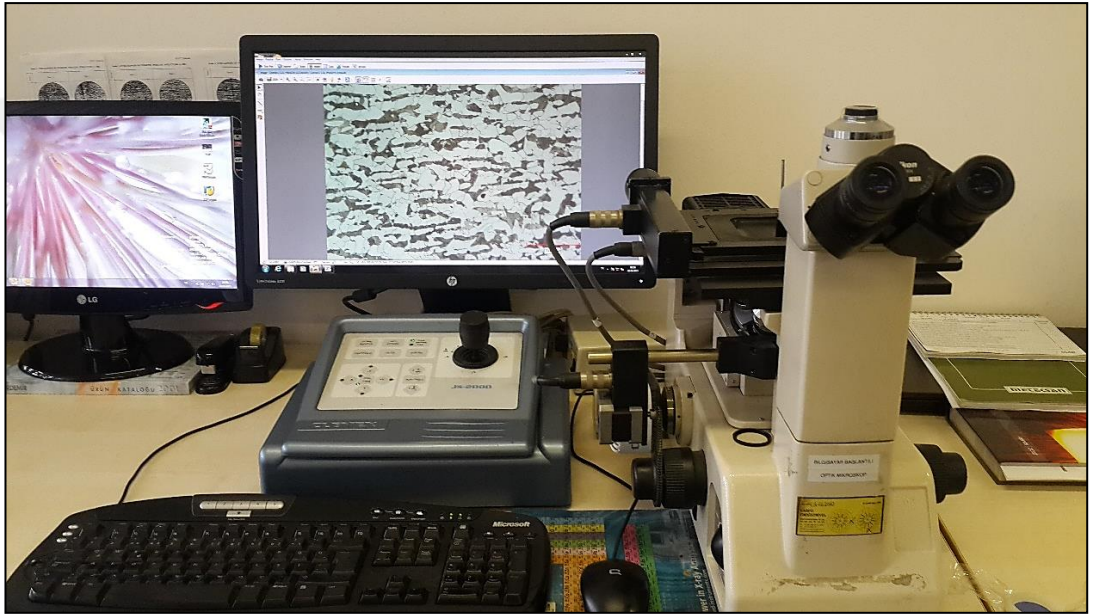
Şekil 4.19 : Struers-Diskotom-65 kaba kesme cihazı.

İlgili numuneler Şekil 4.20’de gösterilen Struers-Citopress-20 kalıplama cihazında SEM incelemeleri de yapılacağından dolayı elektrolitik bakalit tozlarıyla kalıplanmıştır. Kalıplanan numuneler Şekil.4.20’de gösterilen Struers-Tegropol-21 zımparalama ve parlatma cihazında 120, 240, 500, 800 ve 1200 numaralı zımparalar ile kalından-inceye (kaba ve ince) zımparalama işlemi yapılmıştır. Kaba ve ince olmak üzere 6 micron, 3 micron ve 1 micron elmas parlatma solüsyonları ile parlatma işlemi yapılmıştır.

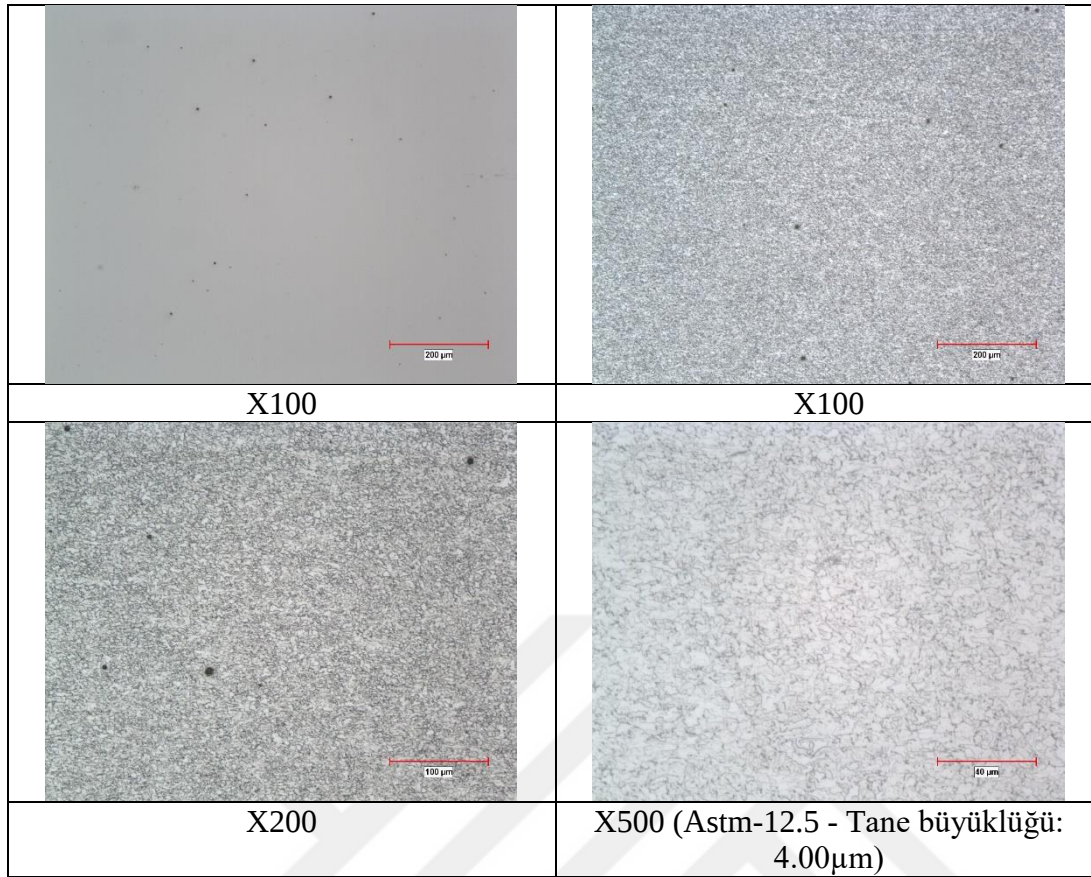


Şekil 4.20 : Struers-Citopress-20 kalıplama cihazı ve Struers-Tegropol-21 zımparalama ve parlatma cihazı.

Parlatılan numunelerde öncelikle, görüntü analiz cihazı Şekil 4.21’de gösterilen Clemex Vision Lite yazılımlı Nikon Epiphot 200 optik mikroskopta ASTM E45 standardına uygun 100 büyütmede kalıntı analizleri fotoğraflanarak derecelendirilmiştir. Pikral çözeltisi ile dağlama işleminden sonra sırasıyla 100, 200 ve karbür yapısı ve dağılımlarını görmek için 500 büyütmede fotoğraflanmıştır. 500 büyütmede ASTM Grain Size E112 standardına göre tane büyüklüğü (micron) ölçülmüştür. Ayrıca azotlu vanadyum içeren numunelere mikro yapı ve SEM incelemelerinden sonra tekrar parlatılarak LePera çözeltisi ile dağlanarak beynit ölçümü yapılmıştır.



Şekil 4.21 : Clemex Vision Lite yazılımlı Nikon Epiphot 200 optik mikroskop.

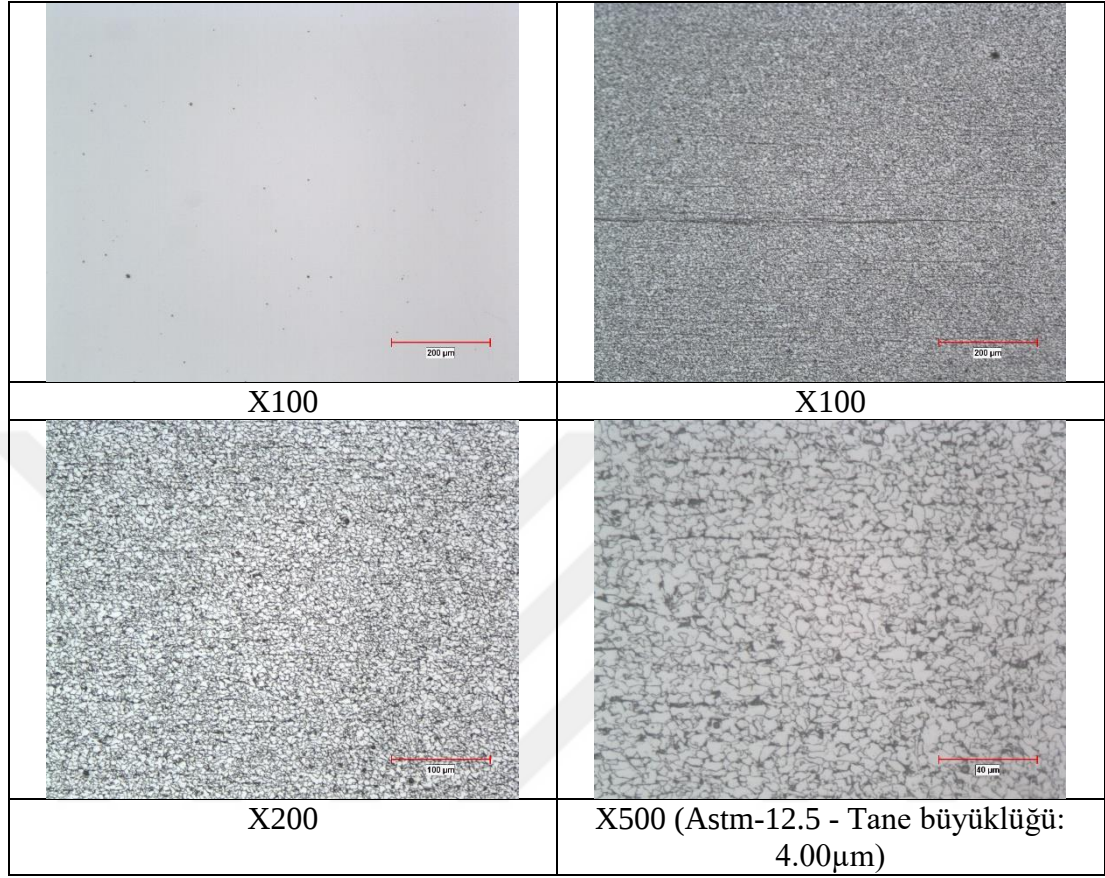


Şekil 4.22 : FeV ilaveli S550MC çeliğe ait mikro yapı görüntüleri.

FeV ilaveli S550MC çeliğe ait mikro yapı görüntüleri incelendiğinde yapıda inklüzyon olarak ASTM E45 standartına göre ince 2. seviye globüler oksit yapıları ve ince 1. seviye sülfür yapıları görülmektedir. Bu inklüzyon seviyesi EN 10149 standartına göre bu çelik kalitesi için uygun değerlerdedir. Yapıda inklüzyon olarak globüler oksit yapılarının görülmesi Ca besleme işlem süresi ile, sülfür yapılarının görülmesi ile desülfürizasyon işlem süresi ile ilişkilendirilmektedir.

Yapıda nihai tane boyutu 4 µm olarak ölçülmüş olup tane incelmesinin en önemli nedeni Nb ilavesinin bulunuyor olmasıdır. Nb ilavesi ile rekristalizasyon sıcaklığının düşmesi ile toparlanma evresi daha düşük sıcaklıklarda gerçekleştiği için tane büyümesi sınırlandırılarak incelleme etkisi sağlanmaktadır. Ayrıca yapıda perlitik bantlaşmanın gerçekleşmediği görülmekle birlikte yapıda küresel eş eksenli tane yapısı görülmemektedir. Bu da martenzitik-beynitik dönüşümlerin gerçekleşmiş olduğuna işaret etmektedir. Yapının tamamen iğnesel görüntüde olmasının sebebi sert fazların temper etkisi ile küresele yakın forma doğru evrilmesidir. Bu temper etkisi yassı ürün üretim süreci tamamlandıktan sonra bobinin sargılarının temas halinde

olması ve kondüksiyon ile ısı transferinin bobin boyunca sağlanmasıdır. Ayrıca 500 °C'den oda sıcaklığına kadar olan kısımdaki soğuma oldukça yavaş gerçekleşmektedir.



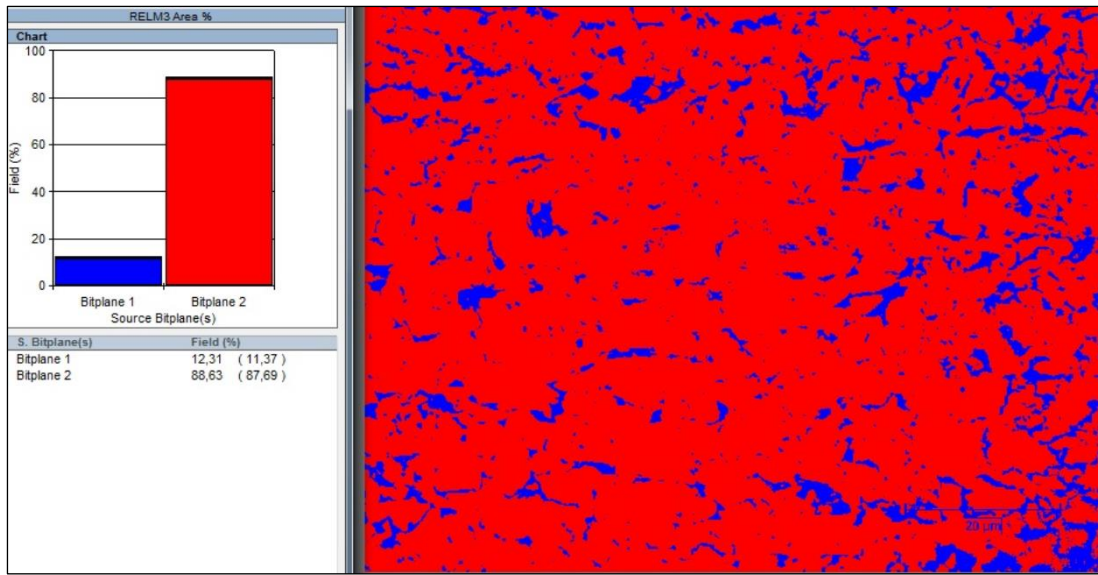
Şekil 4.23 : Azotlu vanadyum ilaveli S550MC çeliğe ait mikro yapı görüntüleri.

Azotlu V ilaveli S550MC çeliğe ait mikro yapı görüntüleri incelendiğinde yapıda inklüzyon olarak ASTM E45 standardına göre ince 2.seviye globüler oksit yapıları görülmektedir. Bu inklüzyon seviyesi EN 10149 standartına göre bu çelik kalitesi için uygun değerdedir.

Yapıda nihai tane boyutu 4 µm olarak ölçülmüş olup tane incelmesinin azotlu vanadyum ilavesi ile de sağlanabildiği görülmektedir. 700 °C – 800 °C sıcaklık aralığında yüksek aktivite değerine sahip VN fazlarının tane sınırlarında ikincil faz olarak çökeliyor olması tane büyümesini engelleyici olarak çalışmakta ve tane incelme etkisi sağlamaktadır.

Mikro yapı görüntülerinde ayrıca merkez segregasyon hattı 100, 200 ve 500 büyütmelerde net olarak görülmektedir. Bunun sebebi yapıdaki Mn ilavesinin perlit yapıcı etkisi ve sürekli döküm çalışma koşullarındaki katılaşma yönüdür. Manganın merkez segregasyon hattının bu büyütmelerde görülebilirliğini arttırmasının nedeni,

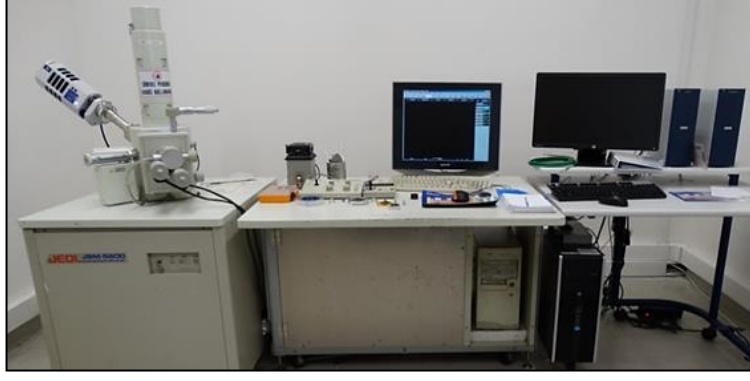
A3 hattı ve altında VN fazı haricinde çökelti yapısının bulunmuyor olması olarak yorumlanabilir. Ayrıca yapıda perlitik bantlaşmanın gerçekleşmediği görülmekle birlikte yapıda küresel eş eksenli tane yapısı görülmemektedir. Bu da martenzitik-beynitik dönüşümlerin gerçekleşmiş olduğuna işaret etmektedir. Yapının tamamen iğnesel görüntüde olmasının sebebi sert fazların temper etkisi ile küresele yakın forma doğru evrilmesidir. Bu temper etkisi yassı ürün üretim süreci tamamlandıktan sonra bobinin sargılarının temas halinde olması ve kondüksiyon ile ısı transferinin bobin boyunca sağlanmasıdır. Ayrıca 500 °C’den oda sıcaklığına kadar olan kısımdaki soğuma oldukça yavaş gerçekleşmektedir.



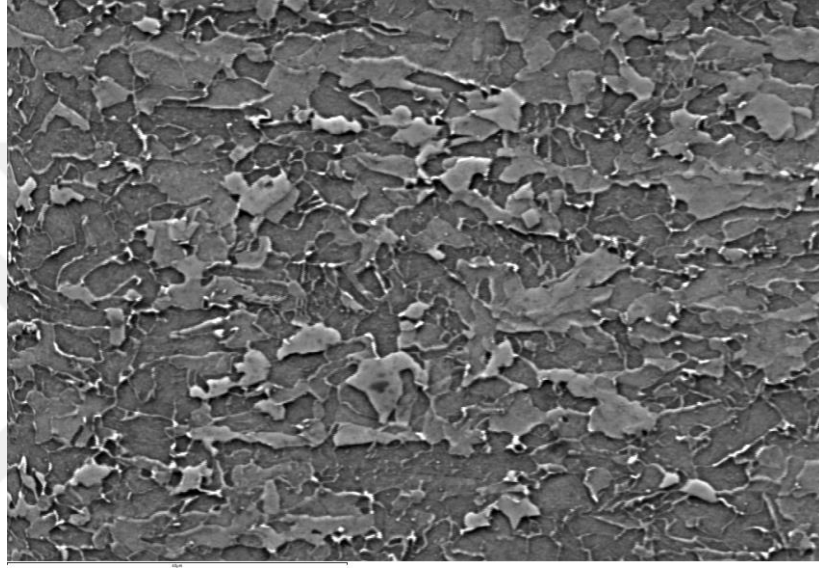
Şekil 4.24 : LePera çözeltisi ile dağlanan azotlu vanadyum ilaveli S550MC çeliğe ait ferrit-beynit dağılımları.

Şekil 4.24’te LePera çözeltisi ile dağlanan azotlu vanadyum ilaveli S550MC çeliğe ait optik mikroskop görüntüsünde ferrit ve beynit fazı dağılım oranları %88 ferrit %12 beynit olarak verilmiştir. Beynit dağılımının bu oranda görülmesinin sebebi, beynitik dönüşüm için gerekli soğuma hızı aralığının tasarlanan kimyasal analiz gereği oldukça geniş aralıkta olmasıdır.

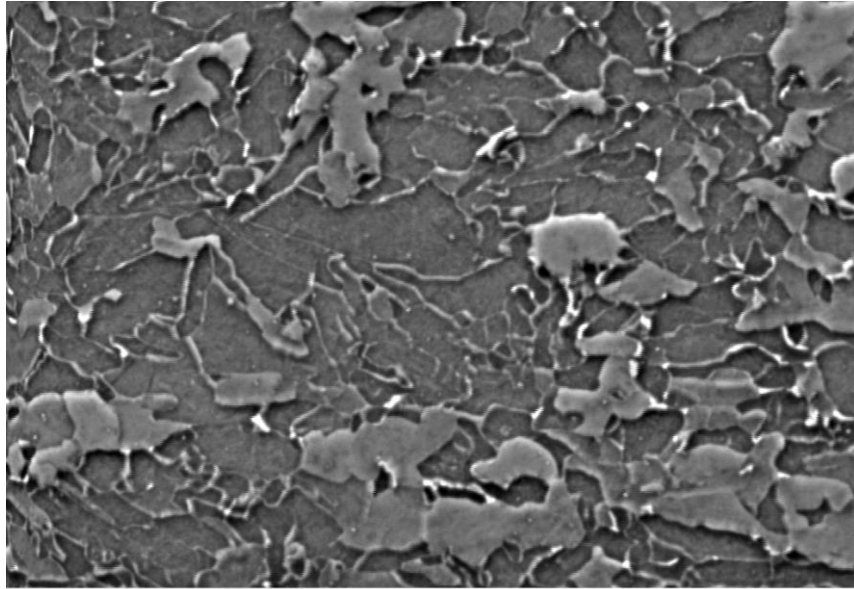
Numunelere ait taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri Şekil 4.25’te gösterilen JEOL JSM 5600 Tungsten filemanlı cihazda gerçekleştirilmiştir. İnceleme işlemleri yapılan numunelerin yüzeyleri tane sınırı ve iç yapılarındaki faz karakteristiklerinin belirlenmesi amacıyla % 2 Nital solüsyonu ile dağlanmış durumdadır. Numunelerden 1500 ve 2500 büyütmelemlerde 15kV hızlandırma voltajı ve ikincil elektron (SE) görüntüleme yöntemi ile fotoğraf alınmıştır.



Şekil 4.25 : JEOL JSM 5600 taramalı elektron mikroskobu.

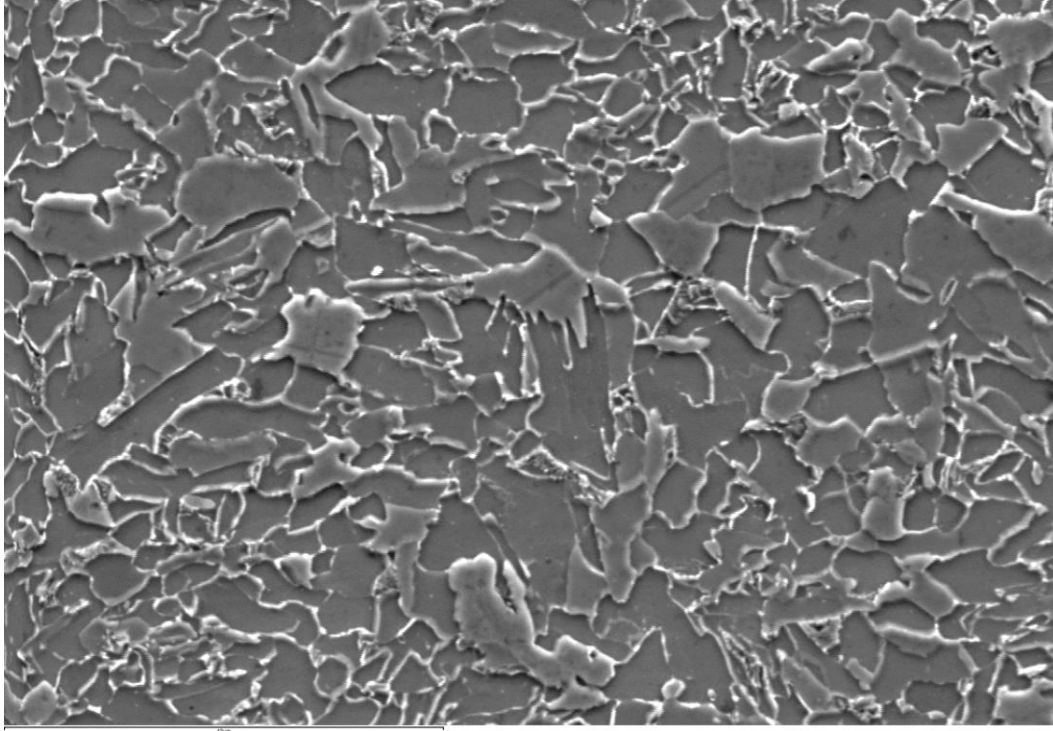


Şekil 4.26 : FeV ilaveli S550 MC çeliğe ait 1500 büyütmede taramalı elektron mikroskobu görüntüsü.

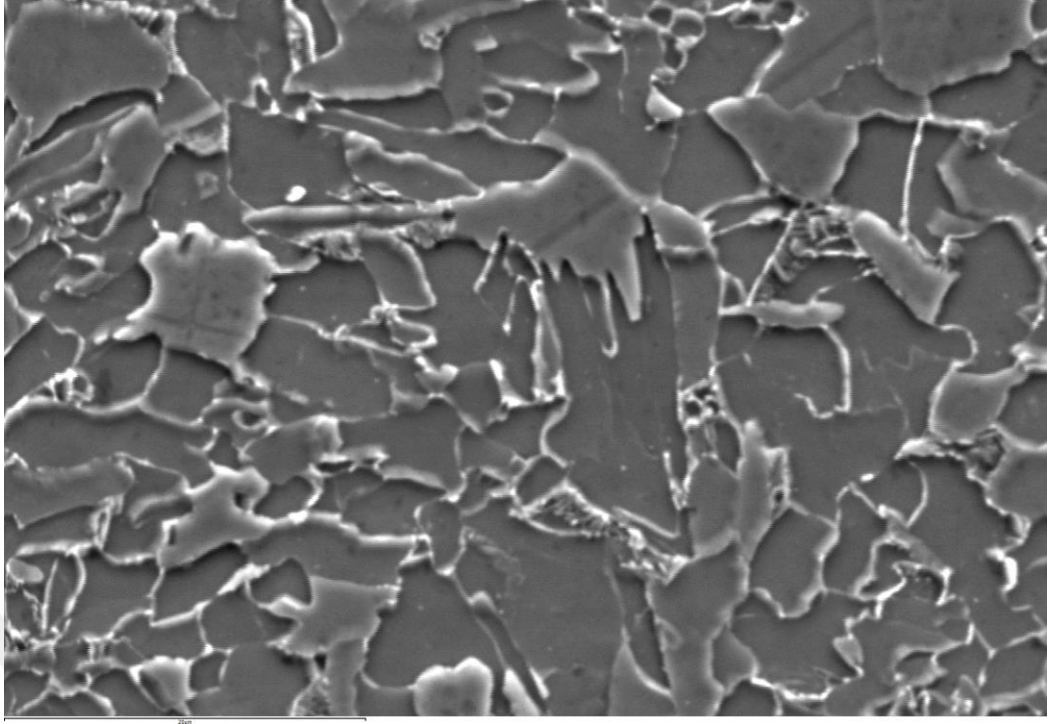


Şekil 4.27 : FeV ilaveli S550 MC çeliğe ait 2500 büyütmede taramalı elektron mikroskobu görüntüsü.

SEM incelemeleri 1500 ve 2500 büyütmelerde gerçekleştirilmiştir. FeV ilaveli S550MC çeliğe ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri incelendiğinde yapıda beynit kolları seçilebilmektedir. JMat Pro tahminlemesine göre ferritik-perlitik beklenen mikro yapı, ferritik-beynitik olarak gerçekleşmiştir. Bunun sebebi, yazılım desteği ile belirlenen faz dönüşüm koşullarının sürekli ve sabit hızda soğuma hızlarına göre hesaplanması ancak endüstriyel üretim ortamında bu şartların pratik olarak sağlanabilmesinin mümkün olmamasıdır. Beynitik dönüşüm, mukavemet artışına etkisi doğrudan olmakla birlikte şekillendirilebilirlik davranışını olumsuz etkilemektedir. Ancak taramalı elektron mikroskobu incelemelerinde 1500 ve 2500 büyütmelerde beynit kollarının temper etkisi ile iğnesellikten küreselliğe doğru kaydığı görülmektedir. Bu durum kırılmalılığın giderilmesi anlamında önem taşımakla birlikte, mukavemet artışında da kayba neden olmamaktadır.



Şekil 4.28 : Azotlu vanadyum ilaveli S550 MC çeliğe ait 1500 büyütmede taramalı elektron mikroskobu görüntüsü.



Şekil 4.29 : Azotlu vanadyum ilaveli S550 MC çeliğe ait 2500 büyütmede taramalı elektron mikroskobu görüntüsü.

Azotlu vanadyum ilaveli S550MC çeliğe ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri incelendiğinde nihai yapının JMat Pro yazılım desteği ile belirlenen ile paralel olarak ferritik-beynitik olarak gerçekleştiği görülmektedir. Ayrıca, beynit kollarının yassı ürün sargı temasları ile otomatik olarak temperlendiği bu görüntülerde de görülmektedir. Yapıda beynitik fazın varlığı mukavemet artışına katkı sağlamakta olup, matris olarak daha yumuşak olan ferrit fazının varlığı ve beynitlerin otomatik olarak temperlenmesi şekillendirilebilirlik davranışına olumlu katkı sağlamaktadır.

4.6 Mekanik Test Sonuçları

Numune hazırlama işlemleri sırası ile kaba ebatlandırma, ince ebatlandırma ve frezelemedir. Numune ebatları ISO 6892-1 standardına uygun olarak belirlenmiş olup numunenin radyüs ve kenar bölgeleri çentik etkisini gidermek amacıyla zımparalanmıştır. Çekme testi Şekil 4.30'da görüntüsü verilen Zwick/Roell Z250 marka test cihazı ile 24°C ortamda gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.30 : Zwick/Roell Z250 çekme test cihazı.

FeV içeren ve azotlu vanadyum içeren numunelere ait mekanik test sonuçları Çizelge 4.3'te verilmiştir.

Çizelge 4.3 : FeV içeren ve azotlu vanadyum içeren numunelere ait mekanik test sonuçları.

Numune	Kalite	R _{p0,2}	R _{p0,5}	R _m	%A	a ₀	b ₀
		kg/mm ²	kg/mm ²	kg/mm ²	%A ₈₀	mm	mm
FeV içeren	S550MC	62,35	62,07	69,46	21	2,58	20,29
Azotlu Vanadyum İçeren	S550MC	61,3	60,3	69,1	21	2,55	20,31

Mekanik test sonuçları incelendiğinde mukavemet değerlerinin 2 numunede de birbirine yakın olarak hesaplandığı görülmüştür. FeV içeren S550MC çelikte mukavemet kazandırma mekanizması çökelti fazlar ve niyobyumun tane inceltici etkisi ile gerçekleşirken, azotlu vanadyum içeren çelikte yavaş soğuma koşullarında dahi aktivitesi yüksek olan VN çökeltilerinin yapıya dağılması ile gerçekleşmiştir.

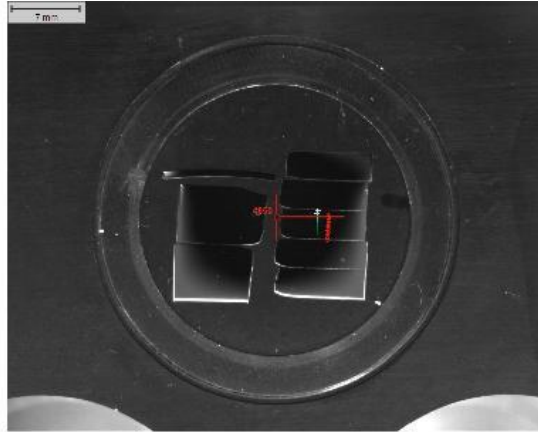
Şekillendirilebilirlik davranışına önemli etkisi olan % uzama değerleri 2 numunede aynı değerde gerçekleşmiştir. Bu durum Nb tane inceltici etkisi ile iyileştirdiği uzama davranışının aynı oranda VN ile de elde edilebildiğini göstermektedir.

4.7 Mikro Sertlik Ölçümleri

Yapısal karakterizasyon yöntemlerinden bir diğeri olan mikro sertlik ölçümleri, kantitatif çıktılarına dayandığından, FeV içeren ve azotlu vanadyum içeren numunelere ait iç yapı farklılıklarının sayısal olarak ortaya konulması amacı ile yapılmıştır. Şekil 4.31’de gösterilen Qness Q10 Mikro Sertlik Cihazı’nda, 500gr yüklemede ‘Vickers’ mikro sertlik ölçümleri yapılmıştır.



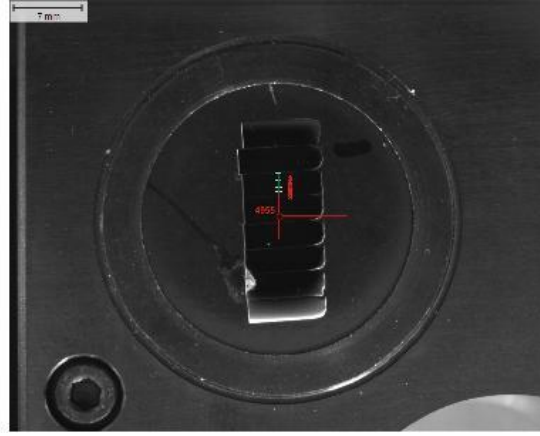
Şekil 4.31 : Qness Q10 mikro sertlik cihazı.



Şekil 4.32 : FeV içeren S550MC çeliğe ait mikro sertlik numunesi.

Çizelge 4.4 : FeV içeren S550MC çeliğinin mikro sertlik ölçümleri.

Yüzeyden Uzaklık (mm)	Sertlik	Method	Lens
0,28	208	HV 0.5	10x
0,56	210	HV 0.5	10x
0,84	210	HV 0.5	10x
1,12	211	HV 0.5	10x
1,40	205	HV 0.5	10x
1,68	213	HV 0.5	10x
1,96	206	HV 0.5	10x
2,24	210	HV 0.5	10x
2,50	203	HV 0.5	10x
FeV İçeren S550MC		Renk	
Ortalama	Min	Max	Aralık
208	203	213	10



Şekil 4.33 : Azotlu vanadyum içeren S550MC çeliğe ait mikro sertlik numunesi.

Çizelge 4.5 : Azotlu vanadyum içeren S550MC çeliğinin mikro sertlik ölçümleri.

Yüzeyden Uzaklık (mm)	Sertlik	Method	Lens
0,28	200	HV 0.5	10x
0,56	197	HV 0.5	10x
0,84	192	HV 0.5	10x
1,12	196	HV 0.5	10x
1,40	189	HV 0.5	10x
1,68	187	HV 0.5	10x
1,96	190	HV 0.5	10x
2,24	194	HV 0.5	10x
2,50	193	HV 0.5	10x
Azotlu Vanadyum İçeren S550MC		Renk	
Ortalama	Min	Max	Aralık
193	187	200	13

Numunelerden kalınlık boyunca yapılan mikro sertlik ölçümlerinde değerlerin kendi içerisinde homojen bir dağılıma sahip olduğu görülmektedir. Bu durum üretim koşullarında beklenmedik veya kontrolsüz faz dönüşümlerinin gerçekleşmediğine işaret etmektedir. Sonuçlar incelendiğinde FeV içeren S550MC çeliğe ait numune sertliklerinin azotlu vanadyum içeren S550MC çeliğe göre ortalama 10 HV yüksek olduğu görülmektedir. Sertlik değerlerinin görece yüksek gerçekleşmesinin sebebi kübik hacim merkezli yapının difüzyon koşullarını sınırlandırarak hızlı soğuma etkisi ile tetragonal forma zorlanması ve tane sınırlarına çökelen ikincil faz karbür ve nitrür yapılarıdır. Buradan hareketle oda sıcaklığında yapıda NbC ve VC çökeltileri içeren FeV ilaveli S550MC çeliğin VN çökeltileri içeren azotlu vanadyum ilaveli S550MC çeliğe göre daha sert ikincil fazlara sahip olduğu söylenebilir.

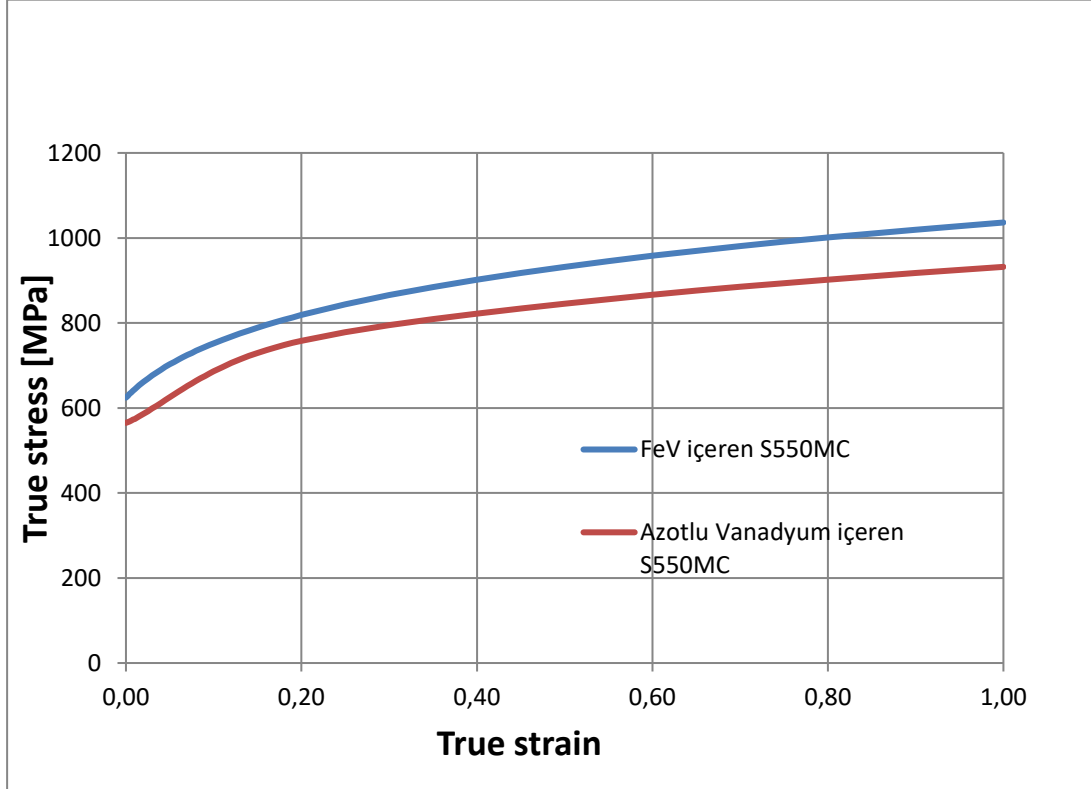
4.8 Şekillendirme Sınır Diyagramları (FLD)

FLD testleri Şekil 4.34’de gösterilen Zwick marka BUP600 test cihazında gerçekleştirilmiştir. Testlerde Nakajima test metodolojisine ait kalıplar ve test numunesi geometrileri kullanılmıştır. Şekillenen test geometrileri üzerinden gerinim ölçümleri GOM firmasının ARAMIS marka 3D optik ölçüm sistemi ile alınmıştır. Gerinim analizleri yine GOM ARAMIS sisteminin yazılımında gerçekleştirilerek her bir test geometrisi için şekillendirilebilirlik sınırı belirlenmiştir. Tüm test geometrilerinden elde edilen sınır değerleri birleştirilerek FLD eğrisi oluşturulmuştur.



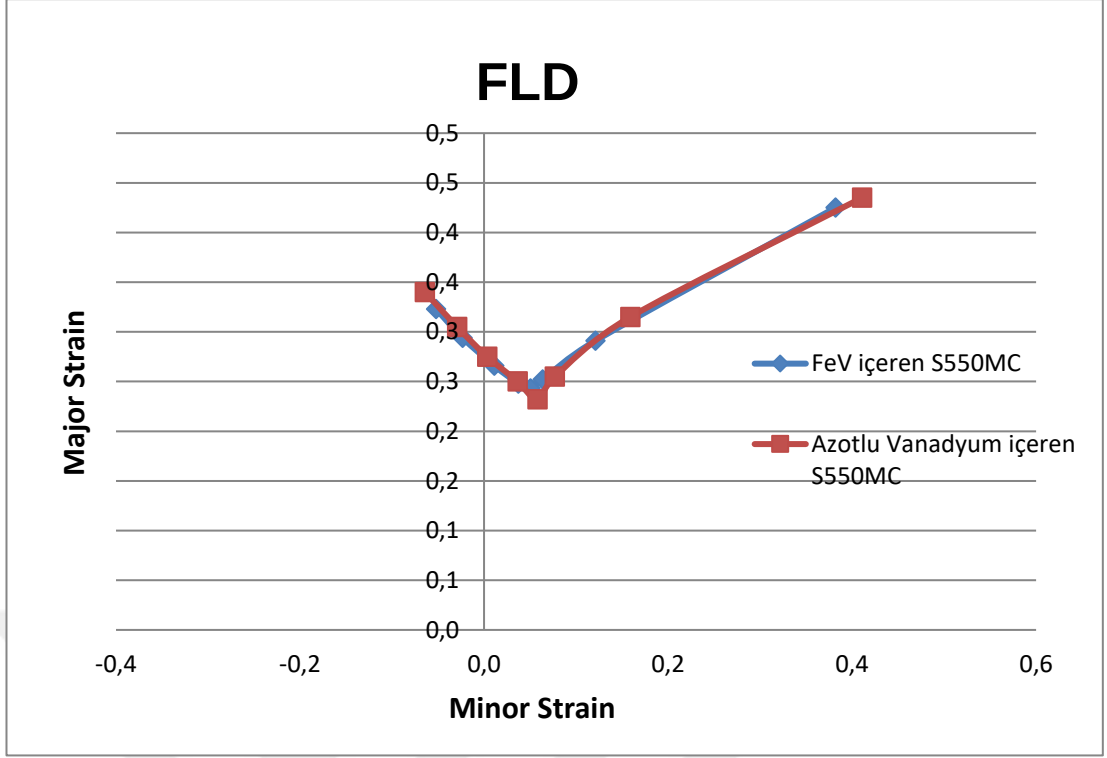
Şekil 4.34 : Zwick marka BUP600 test cihazı.

FeV ve azotlu vanadyum içeren numunelere ait True Stress-True Strain eğrileri Şekil 4.35'te verilmiştir. Eğrilerin paralel olduğu görülmekte olup buradan hareketle deformasyon sertleşmesi davranışlarının benzer olduğu söylenebilir. Her iki alaşım ilaveli S550MC çeliğinin düşük true strain oranlarında bile 800MPa üzeri true stress değerlerine ulaşabiliyor olması şekillendirilebilirlik davranışının iyi olduğuna işaret etmektedir. Her iki numune için şekillendirme sınır diyagramları çizilmiş olup Şekil 4.36'da verilmiştir.



Şekil 4.35 : FeV ve azotlu vanadyum içeren numunelere ait True Stress-True Strain eğrileri.

Şekillendirme sınır diyagramları incelendiğinde FeV içeren ve azotlu vanadyum içeren S550MC çeliklerinin diyagram üzerinde güvenli bölge alanlarının birbirine çok yakın olduğu görülmektedir. Buradan hareketle Nb tane inceltici etkisi ile şekillendirilebilirlik davranışının azotlu vanadyum ilavesi ile de sağlanabileceği söylenebilir. Numunelerin mukavemet değerleri açısından benzer olması şekillendirilebilirlik davranışlarının da benzer olması ile desteklenmiştir. VN çöktisinin üretim sonrası koşullarda bile yüksek aktivitesini koruduğu göz önüne alınarak azotlu vanadyum içeren S550MC çelikte yassı ürün boyunca mukavemet değerlerinin dengeli dağıldığı ve buna bağlı olarak pratikte seri üretime daha uygun şekillendirilebilirlik davranışı göstereceği çıkarımı yapılabilir.



Şekil 4.36 : FeV ve azotlu vanadyum içeren numunelere ait şekillendirme sınır diyagramları.

5. GENEL SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME

S550MC kalite çeliklerin üretiminde konvansiyonel yöntemde Nb, Ti ve V elementleri mikro alaşımlama ile ilave edilmekte olup bu çalışmada alternatif olarak azotlu vanadyumun alaşım ilavesi olarak kullanılmasının etkileri araştırılmıştır. Tasarlanan kimyasal kompozisyon ile ilk etapta faz dönüşüm sıcaklıkları ve geçiş bölgeleri JMat Pro yazılımı desteği ile belirlenmiş olup aynı zamanda sürekli soğuma şartlarında farklı soğuma hızlarının nihai mikro yapıya etkisi de araştırılmıştır. Ayrıca ThermoCalc yazılımı desteği ile tasarlanan kimyasal kompozisyona göre sıcaklığa bağlı olarak oluşacak kararlı çökelti fazlar da belirlenmiştir. Bu bilgiler doğrultusunda sıcak haddeleme proses sıcaklıkları uygun şekilde belirlenmiş ve üretimler gerçekleştirilmiştir.

İkmal sıcaklığının termomekanik haddelemeye uygun olarak 860°C, sarılma sıcaklığının da yazılım desteği ile elde edilen ikincil faz çökeltme sıcaklıklarına uygun

olarak 560°C olarak seçildiği sıcak haddeleme prosesinde çıktı olarak yassı üründe ferritik-beynitik mikro yapı elde edilmiştir. Beynit fazı dönüşümü duşlu masa bölümünde uygulanan soğutma rejimi ile gerçekleştirilmiş olup, buradan sonra sarılma sıcaklığı elde edilmekte ve bu sıcaklıktan oda sıcaklığına yavaş soğuma gerçekleşmektedir. Bu ısı çevrim, NbC çökeltileri için aktivite anlamında uygun koşullar içermemekle birlikte VN çökeltileri için olumlu etki yaratmaktadır. ThermoCalc yazılımı desteği ile elde edilen sıcaklığa bağılı çökelti faz oluşumları diyagramı incelendiğinde VN çökeltilerinin 700°C-800°C arasında yüksek aktiviteye sahip olduğu görülmektedir.

FeV içeren ve azotlu vanadyum içeren S550MC çelikte mukavemet değerleri kalite spesifikasyonlarına uygun olarak benzer değerlerde gerçekleşmiştir. Bu durum mukavemet kazandırma mekanizmalarının nihai ürüne etkilerinin benzer olduğu anlamına gelmektedir. FeV içeren S550MC çelikte niyobyumun tane inceltici etkisi ve NbC çökeltilerinden elde edilen mukavemet, VN çökeltileri ile de elde edilmiştir.

Ayrıca, iki çelikte de üretim koşullarında beynitik dönüşüm gerçekleştiği için bu fazdan gelen mukavemet artışı iki numunede de görülmektedir. SEM görüntülerinde 1500 ve 2500 büyütmelerde beynit kollarının temperlenmiş yapıda olduğu görülmektedir. Bu temperleme işlemi ilave bir metalürjik proses olmadan tamamen yassı ürünün üretim sonrası sarılma sıcaklığından oda sıcaklığına sargıların temas halinde olarak yavaş soğumasıdır.

Yapıda perlit yapıcı Mn ilavesinin bulunuyor olması, azotlu vanadyum içeren çelikte VN çökeltileri, merkez segregasyon hattının düşük büyütmelerde görünür hale gelmesinin önüne geçememiştir. FeV ilaveli çelikte düşük büyütmelerde merkez segregasyon hattı görünür değildir. İnküzyon yapıları açısından değerlendirme yapıldığında iki çelikte de uygulanan pota metalürjisi işlemlerinin başarılı sonuç verdiği görülmekte olup, inküzyon seviyesi her iki çelikte de EN 10149 standardına göre kabul edilebilir değerdedir.

Mikro sertlik değerlerinin kalınlık kesiti boyunca her iki çelikte de homojen dağılıyor olması proses koşullarında kontrolsüz faz dönüşümü gerçekleşmediğini göstermektedir. Ferritik-beynitik mikro yapı her iki çelikte de kesit boyunca gerçekleşmiş olup sertlik değerleri de bu dönüşümü desteklemektedir.

Şekillendirilebilirlik davranışlarının kıyaslanması amacıyla FeV içeren ve azotlu vanadyum içeren çelik numunelere ait şekillendirme sınır diyagramları çizilmiştir. Her iki çeliğin deformasyon sertleşmesi davranışlarının benzer olduğu ve şekillendirme aralıklarının birbirine çok yakın olduğu görülmektedir. Bu durum azotlu vanadyum ilaveli S550MC çelikteki VN çökelti fazlarının, FeV içeren çelikte Niyobyumun tane inceltici etkisinden gelen şekillendirilebilirlik artışını sağlayabildiğini göstermektedir.

Çizelge 5.1 : FeV ilaveli ve azotlu vanadyum ilaveli S550MC çeliğinin nihai özellik karşılaştırma tablosu.

Özellik	FeV ilaveli S550MC	Azotlu Vanadyum ilaveli S550MC
Kimyasal Analiz	Nb, Ti, V mikro alaşımlı	Azotlu vanadyum ilaveli
Mikro Yapı	Ferritik-Beynitik	Ferritik-Beynitik
Mekanik Değerler	S550MC spesifikasyonlarına uygun	S550MC spesifikasyonlarına uygun
Şekillendirebilirlik Artışı	Nb tane inceltme etkisi	VN çökelti fazı
Mikro Sertlik	Kesit boyunca homojen	Kesit boyunca homojen



KAYNAKLAR

- [1] **Miller T. W., Jimenez J., Sharan A., Goldstein D. A.,** (1998). Oxygen Steelmaking Processes, The Making, Shaping and Treating of Steel 11th Ed., 475–524.
- [2] **Turkdogan E. T., Fruehan R. J.,** (1998). Fundamentals of Iron and Steelmaking, Steelmaking and Refining Volume, i, 13-157.
- [3] **Barker K. J., Paules J. R., Rymarchyk N. Jr, Jancosko R. M.,** (1998). Oxygen Steelmaking Furnace Mechanical Description and Maintenance Considerations.
- [4] **Glodowski R. J.,** (2013). An Empirical Prediction Model of The Incremental Strengthening of Ferrite/Pearlite Steels with Additions of Vanadium and Nitrogen, with Emphasis on the Effective Nitrogen Level, International Journal of Metallurgical Engineering 2013, 56-61.
- [5] **Korchynsky M., Stuart H.,** (1970). Symposium-Low Alloy High-Strength Steels, 17-27.
- [6] **Grozier J. K.,** (1975). Production of Microalloyed Strip and Plate by Controlled Cooling, 241-250.
- [7] **Siwecki T., Sandberg A., Roberts W., Lagneborg R.,** (1981). The Influence of Processing Route and Nitrogen Content on Microstructure Development and Precipitation Hardening in Vanadium-Microalloyed HSLA-Steels, Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite, 163-194.
- [8] **Jacob K. T., Verma R., Mallysa R. M.,** (2002). Nitride synthesis using ammonia and hydrazine-a thermodynamic panorama, Journal of Materials Science 37, 4465-4472.
- [9] **Ginzburg B. Vladamir,** (1989). Steel-Rolling Technology Theory and Practice, Chapter 9, 151-156.
- [10] **Thomas B. G.,** (2001). Continuous Casting of Steel, Modeling for Casting and Solidification Processing, Chapter 15, 499-540.
- [11] **Çetin Z.,** (2016). Sürekli Döküm Prosesinde Pota Nozulu Tıkanma Probleminin Analizi Ve Azaltılması, İstanbul Teknik Üniversitesi Yüksek Lisans Tezi.
- [12] **Cramb A. W.,** (2003). The Making, Shaping and Treating of Steel, 11th Edition Casting Volume , Chapter 5, 1-5.
- [13] **Senk D., Schwerdtfeger K.,** (2015). Continuous Casting of Steel, Scientific and Practical Approaches, International VDEh-Seminar Notes, Cologne, Germany.

- [14] **Liu Z.**, (2001). Experiments and Mathematical Modelling of Controlled Runout Table Cooling in a Hot Rolling Mill, Doktora Tezi, The University of British Columbia, Kanada.
- [15] **Lenard G. J.**, (2007). Primer on Flat Rolling, Chapter 1, 1-8.
- [16] **Boyoğlu E.**, (2014). Şerit Hadde Sonrası Soutma Pratiğinin Çelik Mikro Yapısı ve Mekanik Özelliklere Etkisi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Yüksek Lisans Tezi.
- [17] **Kormukcu, B. E.**, (2011). Bir Sıcak Sac Haddeleme Tesisinin Devreye Alınması ve İşletme Parametrelerinin Tespiti, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli.
- [18] **Akça E., Çimen D.**, (2016). HSLA Çeliklerde Farklı Haddeleme ve Soğutma Pratiklerinin Etkilerinin Araştırılması, Arge Proje Ön Raporu, Erdemir
- [19] **Honeycombe R. W. K.**, (1983). Fundamental Aspects of Precipitation in Microalloyed Steels, Proc. Int. Conf. on Technology and Applications of HSLA Steels, ASM, 243-250.
- [20] **Narita K.**, (1975). Trans. Iron Steel Inst., Japan, Chapter 15, 147.
- [21] **Balliger N. K., Honeycombe R. W. K.**, (1980). Metarial Science, Chapter 14, 121.
- [22] **Glodowski R. J.**, (2005). A Rewiev of Vanadium Micro Alloying in Hot Rolled Steel Sheet Products, International Seminar on Application Technologies of Vanadium in Flat, 43-51.
- [23] **Suwanpinij P., Dickert H. H.**, (2014). Application of Vanadium Precipitation for Lower Rolling Force and Enhanced Strength of Hot Strip Steel, Archives of Materials Science and Engineering, Volume 70, Issue 1, 39-44.
- [24] **Glodowski R. J.**, (2010). Fine Grain Practice – Revisited Proceedings, AISTech 2010 Conference, Pittsburgh.
- [25] **Bannenberg N., Bergmann B., Jungblut H. A., Müller N., Reich K.**, (1995). Procedures for Successful Continuous Casting of Steel Microalloyed with Nb, V, Ti and N, Proceedings 1995, 83-94.
- [26] **Url-1** <<http://www.vanadium.evraz.com>>, 2018
- [27] **Url-2**<https://www.academia.edu/9693249/POTA_METALURJI_%C4B0_Ladl>, 2018.

ÖZGEÇMİŞ



Ad Soyad : Özcan Kaya
Doğum Yeri ve Tarihi : Bakırköy – 30.10.1987
E-Posta : kayaozcan1@hotmail.com

ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** : 2010, Yıldız Teknik Üniversitesi, Kimya-Metalurji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği
- **Yüksek Lisans** : 2018, İstanbul Teknik Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Malzeme Mühendisliği.

MESLEKİ DENEYİM VE ÖDÜLLER:

- Mayıs 2013 - ... : Ereğli Demir ve Çelik Fab. T.A.Ş, Çelik Üretim ve Sıcak Ürün Kalite Metalurji Müdürlüğü, 2.Sıcak Haddehane Metalurji Yöneticiliği