

**KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ \* FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇÖKELTİ SERTLEŞEN FERRİTİK  
PERLİTİK ÇELİKLERDE MİKROALAŞIM ELEMENTLERİ VE  
KARBON MİKTARININ MEKANİK ÖZELLİKLERE VE  
MİKROYAPIYA ETKİSİ**

**DOKTORA TEZİ**

**Yük. Müh. Ersoy ERİŞİR**

**Anabilim Dalı: Metalurji ve Malzeme Mühendisliği**

**Danışman: Doç. Dr. Mustafa ÇÖL**

**KOCAELİ, 2010**

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ \* FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇÖKELTİ SERTLEŞEN FERRİTİK  
PERLİTİK ÇELİKLERDE MİKROALAŞIM ELEMENTLERİ VE  
KARBON MİKTARININ MEKANİK ÖZELLİKLERE VE  
MİKROYAPIYA ETKİSİ

DOKTORA TEZİ

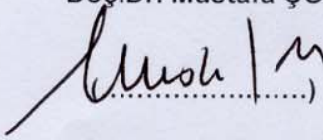
Y.Müh. Ersoy ERİŞİR

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 22 Eylül 2010

Tezin Savunulduğu Tarih: 4 Kasım 2010

Tez Danışmanı

Doç.Dr. Mustafa ÇÖL



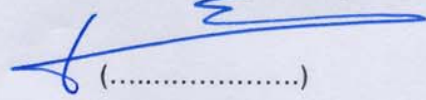
Üye

Prof.Dr. Muzaffer ZEREN



Üye

Prof. Dr. Erdiñç KALUÇ



Üye

Doç.Dr. Sedat KARABAY



Üye

Doç. Dr. Fehmi ERZİNCANLI



KOCAELİ, 2010

## ÖNSÖZ

Son yıllarda ülkemizde, özellikle Kocaeli ve çevre illerde, açılan otomotiv fabrikası sayısı giderek artmaktadır. Buna bağlı olarak da otomotiv sanayi ve yan dalları sürekli olarak büyümektedir. Mikroalaşımli çökelti sertleşen dövme çelikler bu sanayide yaygın olarak kullanılmaktadır ve mekanik özellikleri geliştirildikçe yeni uygulamalar bulmaktadırlar. Bu çalışmada üretilen iki mikroalaşımli çökelti sertleşen çeliğin mekanik özellikleri, çökelti oluşumu ve mikroyapısı incelenmiş ve niyobyum mikroalaşımlama sonucu, tokluk değerlerinin oldukça umut verici olduğu görülmüştür.

Bu çalışma Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliğinde Araştırma Görevlisi olarak çalıştığım ve Aachen Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü misafir araştırmacı olarak bulunduğum dönemde yazılmıştır. Araştırma Görevlisi olarak çalıştığım sırada tez çalışmalarımı yurt dışında sürdürmeme izin veren Kocaeli Üniversitesi Rektörlüğü ve Fen Bilimleri Enstitüsüne teşekkürü bir borç bilirim. Ayrıca, enstitüsünde çalışmalarımı gerçekleştirmeme fırsat tanıyan Aachen Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü Müdürü Sayın Prof. Dr. Wolfgang Bleck'e verdiği bilimsel destek dolayısıyla teşekkür ederim.

Doktora tezi danışmanlığımı üstlenerek ve çalışmalarımda teşviklerini esirgemeyerek beni yönlendiren hocam, Sayın Prof. Dr. Şadi Karagöz'e teşekkür ederim. Ayrıca 27 Ocak 2010 tarihinden itibaren, Sayın Prof. Dr. Şadi Karagöz'ün Marmara Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Mekatronik Eğitimi Bölümüne atanması üzerine, tez danışmanlığı görevini kabul ederek bu tezin tamamlanması, düzeltilmesi ve sunulmasında yoğun emeği olan Sayın Doç. Dr. Mustafa Çöl'e teşekkürlerimi sunarım. Bu süreçte, her zaman desteklerini esirgemeyen Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölüm Başkanı Sayın Prof. Dr. Muzaffer Zeren'e teşekkürü bir borç bilirim.

Niobium Products şirketinde çalıştıkları sırada, bu tez ile ilgili projeyi bilimsel ve maddi açıdan destekleyen Sayın Klaus Hulka ve Sayın Dr. Christian Klinkenberg'e en içten teşekkürlerimi sunarım.

Bu çalışma üzerine yaptıkları kritiklerden ve bilimsel tartışmalardan dolayı Aachen Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü "Malzeme İşleme ve Proses Simülasyonu" ekibinin yöneticisi Sayın Dr. Ulrich Prahla ve ekibin üyeleri Dr. Gerhard Pariser, Dr. Sebastian Trute, Dr. Florian Gerdemann ve Yük. Müh. Sebastian Dziallach'a teşekkürü bir borç bilirim. Ayrıca, deneylerin yürütülmesinde teknik açıdan destek olan teknikerler Klaus Herrmann ve Peter Seibel'e de teşekkür ederim.

Tez çalışmalarım boyunca gösterdiği manevi destek ve anlayışından dolayı sevgili eşim Esra Erişir'e ve sağladığı motivasyon için oğlum Egemen Erişir'e teşekkür ederim.

## İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ .....	i
İÇİNDEKİLER .....	ii
ŞEKİLLER DİZİNİ .....	iv
TABLOLAR DİZİNİ.....	vi
ÖZET .....	vii
İNGİLİZCE ÖZET.....	viii
1. GİRİŞ .....	1
2. GENEL KISIMLAR.....	4
2.1. Mikroalaşımılı Dövme Çeliklerin Özellikleri ve Kullanım Alanları .....	6
2.2. Mikroalaşımlama ve Mekanik Özelliklerin Geliştirilmesindeki Prensipler .....	10
2.2.1. Mikroalaşımlama .....	10
2.2.2. Alaşımlama ve mikroyapı.....	16
2.2.3. Proses parametreleri .....	18
2.3. Termodinamik Hesaplamalar .....	19
2.4. Yüksek Sıcaklıkta Deformasyon Sırasında Oluşan Mikroyapısal Değişimler .....	22
2.4.1. Dinamik toparlanma.....	22
2.4.2. Dinamik yeniden kristallenme .....	24
2.4.3. Statik toparlanma.....	26
2.4.4. Statik yeniden kristallenme .....	26
2.4.5. Metadinamik yeniden kristallenme .....	28
2.4.6. Çözeltideki mikroalaşım elementleri ve gerinme katkılı çökeltmenin etkileri .....	30
3. MALZEME VE YÖNTEM.....	33
3.1. Termodinamik Hesaplamalar .....	33
3.2. Numunelerin Üretilmesi .....	35
3.3. Malzeme Karakterizasyonu.....	35
3.3.1. Mekanik testler .....	35
3.3.2. Metalografi ve görüntü analizi .....	36
3.3.3. Dilatometre .....	37
3.4. Sıcak Basma Deneyi .....	38
3.4.1. Akma eğrileri.....	39
3.4.2. Yüzdesel yumuşama ölçümü .....	41
4. BULGULAR VE TARTIŞMA.....	42
4.1. Termodinamik Hesaplamalar .....	42
4.1.1. 19MnVS6 çeliğinde mikroalaşım elementi miktarının etkileri .....	42
4.1.2. 38MnVS6 çeliğinde mikroalaşımlama ve karbon miktarının etkileri .....	47
4.2. Numunelerin Üretilmesi .....	52
4.3. Malzeme Deneyleri .....	53
4.3.1. Mekanik özellikler .....	53
4.3.2. Mikroyapısal karakterizasyon.....	54
4.3.3. Faz dönüşüm davranışı incelemeleri .....	56
4.3.4. Sertlik-soğuma hızı diyagramı .....	58
4.3.5. Kritik dönüşüm sıcaklıkları .....	59
4.4. Gerinme Katkılı Çökelti Oluşumu .....	60
4.4.1. Yumuşama eğrilerinin belirlenmesi .....	60
4.4.2. Çökeltme-zaman-sıcaklık diyagramları .....	62
5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER .....	64
5.1. Termodinamik Hesaplamalar .....	64
5.2. Malzeme Karakterizasyonu.....	65

5.2.1. Mukavemet.....	65
5.2.2. Tokluk.....	67
5.2.3. Faz dönüşüm davranışı .....	68
5.3. Gerinme Katkılı Çökelti Oluşumu .....	69
5.4. Öneriler.....	69
KAYNAKLAR .....	70
ÖZGEÇMİŞ .....	75

## ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1: Mikroalaşımli ferritik-perlitik dövme çeliklerde nihai mikroyapı ve mekanik özellikleri etkileyen metalurjik mekanizmalar. ....	2
Şekil 2.1: Isıl işlem gören bir dişli parçada üretim maliyetlerinin dağılımı [7].....	5
Şekil 2.2: a) Su verilmiş ve temperlenmiş çelikler ve b) mikroalaşımli orta karbonlu çelikler için proses akışı [15]. ....	6
Şekil 2.3: Havada soğutulmuş % 0.45 C, % 0.90 Mn çeliğinin çekme özelliklerinde vanadyum miktarının etkisi [2]. ....	11
Şekil 2.4: Mikroalaşım karbür ve nitrürlerinin çözünürlük çarpımlarının karşılaştırması [10]. ....	14
Şekil 2.5: Orta karbonlu çeliklerin mekanik özelliklerinde alaşım elementlerinin etkileri [17]. ....	16
Şekil 2.6: İki aşamalı soğuma prosesi. ....	17
Şekil 2.7: Yüksek istif hatası enerjili Armco demirinde a) gerilme/gerinme eğrilerinin biçimi ve b) şekil değiştirme sırasında alt tane oluşumu [31]. ....	23
Şekil 2.8: Dinamik yeniden kristallenmenin görüldüğü akma eğrilerine örnekler: a) düşük gerinme hızı ve b) yüksek gerinme hızı [31]. ....	24
Şekil 2.9: C-Mn ve düşük alaşımli çeliklerde % 50 yeniden kristallenme için gerekli zaman ve gerinme ilişkisi [31]. ....	28
Şekil 2.10: Yeniden kristallenme ile ilgili üç mekanizmanın şematik ilişkisi [31]. ....	29
Şekil 2.11: Östenitte niyobyum karbür çökmesini gösteren C eğrileri [6]. ....	32
Şekil 3.1: Laboratuvar numuneleri için dövme işleminin akışı. ....	35
Şekil 3.2: Tane boyutunun bölünmüş çizgi parçası yöntemi ile ölçümü [46]. ....	36
Şekil 3.3: Dilatometre deneylerinde uygulanan çevrim. ....	37
Şekil 3.4 İki-vuruşlu basma deneyinin şematik diyagramı. ....	38
Şekil 3.5: Basma deneyinde sürtünmenin etkileri; a) basma deneyi öncesi numune, b) aşırı sürtünme ( $\mu=0,1-0,15$ ), c) en uygun sürtünme ( $\mu=0,05$ ) ve d) düşük sürtünme ( $\mu=0,01$ ) [51]. ....	39
Şekil 3.6: Rastagaev basma numunesi [51]. ....	39
Şekil 3.7: İki-vuruşlu basma testlerine örnekler; a) yumuşama yok, b) yumuşama yok (iki eğri üst üste) ve c) yumuşama. ....	40
Şekil 3.8: Yüzdesel yumuşama parametrelerinin hesaplamasında kullanılan gerilme değerlerinin offset yöntemiyle belirlenmesi [52]. ....	41
Şekil 4.1: Nb19 çeliğine ait sıcaklığa bağlı kütle faz miktarları (düşük miktarda oluşan fazların görülebilmesi için y eksenini log olarak çizilmiştir). ....	43
Şekil 4.2: M(C,N) faz kütle miktarının (ppm) sıcaklığa bağlı olarak değişimi; a) V19 ve b) Nb19. ....	44
Şekil 4.3: M(C,N) fazı kütle miktarının a) NbTi19, b) 2Nb19 ve c) 2NbTi19 çelikleri için sıcaklığa bağlı olarak değişimi. ....	45
Şekil 4.4: M(C,N) faz miktarının a) Nb33, b) NbTi33, c) Nb35, d) NbTi35, e) Nb38 ve f) NbTi38 çelikleri için sıcaklığa bağlı olarak değişimi. ....	49
Şekil 4.5: 30A ve 30C çeliklerinin (AV-T) eğrileri. ....	54
Şekil 4.6: Deneylerde kullanılan çeliklerin mikroyapıları; a) 30A ve b) 30C . ....	54
Şekil 4.7. Deneylerde kullanılan çeliklerin mikroyapıları; a) 30A ve b) 30C. ....	55
Şekil 4.8: Dövme işlemi sonrası ferrit tane boyutu dağılımı; a) 30A ve b) 30C. ....	56
Şekil 4.9: 30A çeliği için sürekli Soğuma ZSD diyagramı. ....	57
Şekil 4.10: 30C çeliği için sürekli Soğuma ZSD diyagramı. ....	58
Şekil 4.11: Soğuma hızı ile sertliğin değişimi. ....	59

Şekil 4.12: Yüzdesel yumuşama ve iki vuruş arası bekleme sürelerinin kinetik eğrileri; a) 30A ve b) 30C. Gerinme = 0,35. ....	61
Şekil 4.13: Çökelme-Zaman-Sıcaklık diyagramı; a) 30A ve b) 30C. ....	63
Şekil 5.1: Bu çalışmadaki çeliklere ait akma gerilmelerinin ( 30A ve 30C) kaynakçada [3] verilen değerlerle karşılaştırması. ....	66
Şekil 5.2: Bu çalışmadaki çeliklere ait çekme mukavemetinin ( 30A ve 30C) kaynakçada [3] verilen değerlerle karşılaştırması. ....	67
Şekil 5.3: Bu çalışmadaki çeliklere ait darbe geçiş sıcaklıklarının ( 30A ve 30C) kaynakçada [3] verilen değerlerle karşılaştırması. ....	68

## TABLolar DİZİNİ

Tablo 2.1: Sıcak işlem sonrası çökelti sertleşen ferritik-perlitik çelikler [9].	5
Tablo 2.2: Mikroalaşımli dövme çeliklerin kimyasal bileşimi [2].	7
Tablo 2.3: Mikroalaşımli dövme çeliklerin mekanik özellikleri [2].	8
Tablo 2.4: Uygulama örnekleri [2].	9
Tablo 2.5: 49MnVS3 tipi çeliğin [18] ve bir su verilmiş ve temperlenmiş çeliğin [16] özellikleri.	9
Tablo 2.6: Bazı otomotiv parçalarında uygulamalar.	9
Tablo 3.1: İncelenen çelik kompozisyonları (kütle-%).	34
Tablo 4.1: İncelenen çelik bileşimleri (kütle-%).	42
Tablo 4.2: 19MnVS6 çeliklerinin hesaplanmış kritik sıcaklıkları.	46
Tablo 4.3: 19MnVS6 çelik kompozisyonları için farklı sıcaklıklarda M(C,N) çökeltilerinin hesaplanmış molar kompozisyonları.	47
Tablo 4.4: İncelenen çelik bileşimleri (kütle-%).	48
Tablo 4.5: 38MnVS6 çeliklerinin hesaplanmış kritik sıcaklıkları.	51
Tablo 4.6: Farklı karbon miktarları için M(C,N) çökeltilerinin hesaplanmış molar kompozisyonları.	51
Tablo 4.7: Farklı mikroalaşım elementi miktarları için M(C,N) çökeltilerinin hesaplanmış molar kompozisyonları.	51
Tablo 4.8: TS EN 10267'ye göre standart kimyasal bileşimler.	52
Tablo 4.9: Bu çalışmada üretilen çeliklerin kimyasal bileşimleri.	52
Tablo 4.10: Mekanik deneylerin sonuçları ve TS EN 10267 standardına göre mekanik özellikler.	53
Tablo 4.11: Dilatometri ve Thermo-Calc® ile belirlenen A <sub>1</sub> ve A <sub>3</sub> sıcaklıkları.	60
Tablo 5.1: Denge durumu için mikroalaşım elementlerine bağlı olarak östenitleme, dövme ve soğuma sırasında oluşan çökeltiler.	65



# YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇÖKELTİ SERTLEŞEN FERRİTİK PERLİTİK ÇELİKLERDE MİKROALAŞIM ELEMENTLERİ VE KARBON MİKTARININ MEKANİK ÖZELLİKLERE VE MİKROYAPIYA ETKİSİ

**Ersoy ERİŞİR**

**Anahtar Kelimeler:** Mikroalaşımli Çelik, Dövme, Termodinamik Model, Faz Dönüşümleri, Gerinme Katkılı Çökeltme.

**Özet:** Hem yüksek mukavemet hem de yüksek tokluk gerektiğinde, mikroalaşım elementlerinin sıcak deformasyon ile birlikte kullanılarak çökelti sertleşmesi ve tane inceltme elde edilmesi en uygun seçenektir. Bu amaçla, düşük karbonlu sıcak haddelenmiş çeliklerde mikroalaşımlama ve sıcak deformasyon üzerine çok sayıda araştırma yapılmıştır. Ancak, yüksek mukavemetli çökelti sertleşen ferritik perlitik çelikler üzerinde fazla durulmamıştır. Bunun nedeni, orta karbonlu bu çeliklerin düşük karbonlu çeliklere göre farklı mikroalaşımlama prensiplerine sahip olmalarıdır.

Bu tez yüksek mukavemetli çökelti sertleşen çeliklerin sıcak deformasyonu sırasında ve sonrasında oluşan mikroyapısal gelişmelere odaklanmaktadır. Vakum indüksiyon ergitme ve sıcak dövme yöntemleri ile vanadyum, niyobyum ve titanyum içeren iki çelik alaşımı üretilmiştir. Thermo-Calc ile termodinamik modelleme gerçekleştirilerek faz dönüşümleri ve çökelti hakkında bir genel bakış verilmiştir. Faz dönüşüm sıcaklıklarını belirlemek için, dilatometre testleri uygulanmıştır. Ayrıca, gerinme katkı çökelti oluşumunu incelemek için sıcak basma testleri yapılmıştır. Nihai olarak, mekanik özelliklere mikroalaşım elementlerinin ve karbon miktarının etkisi tartışılmıştır.

# THE EFFECT OF MICROALLOYING ELEMENTS AND CARBON CONTENT ON MECHANICAL PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE OF HIGH STRENGTH PRECIPITATION HARDENED FERRITIC PEARLITIC STEELS

Ersoy ERİŞİR

**Keywords:** Microalloyed Steels, Forging, Thermodynamical Model, Phase Transformations, Strain Induced Precipitation.

**Abstract:** Strengthening by precipitation and grain refinement using microalloying elements in combination with hot deformation is the optimum solution when high strength combined with excellent toughness is required. The microalloying and hot deformation has been extensively studied for low carbon hot rolled steels. However, less attention has been paid to the high strength precipitation hardened ferritic pearlitic steels which have different microalloying principles than low carbon steels due to their medium carbon content.

This thesis focused on the microstructural evolution of high strength precipitation hardened steels during and after hot deformation. Two steel alloys were prepared by vacuum induction casting containing vanadium, niobium and titanium followed by hot forging. Thermodynamic modelling with Thermo-Calc was performed to gain an overview about phase transformations and precipitations. In order to determine transformation temperatures, the dilatometry tests were carried out. Hot compression test was also performed to investigate the kinetics of the strain induced precipitation. Finally, the influence of the microalloying elements and carbon content on the mechanical properties have been discussed.

## **BÖLÜM 1. GİRİŞ**

Günümüzde teknoloji ilerledikçe çeliklerden beklenen mekanik özellikler de sürekli artmaktadır. Buna bağlı olarak çelik parçaların üretiminde yeni prosesler ve malzemelere ihtiyaç duyulmaktadır. Mikroalaşımli dövme çelikler, özellikle otomotiv sanayinde yaygın olarak kullanılmaktadır.

Yüksek mukavemetli parçalar için şekillendirme sonrasında genellikle ısıtım işlemi gereklidir. Mikroalaşımli çeliklerden üretilen parçalar, su verme işlemine gerek duyulmadan dövme sonrası konumda (as forged) kullanıma hazır hale gelirler. Bu sayede maliyetler azaldığından dolayı, mikroalaşımli çeliklerin kullanım alanları da genişlemiştir [1]. Mikroalaşım elementi olarak niyobyum, öncelikli olarak sıcak haddelenmiş yüksek mukavemetli düşük alaşımli (HSLA) çeliklerde tane inceltme ve çökelti sertleştirmede kullanılmıştır. Niyobyum, daha sonra 70'li yıllarda sıcak dövülmüş çeliklerde de su verilmiş temperlenmiş çeliklere alternatif olarak uygulanmıştır [2].

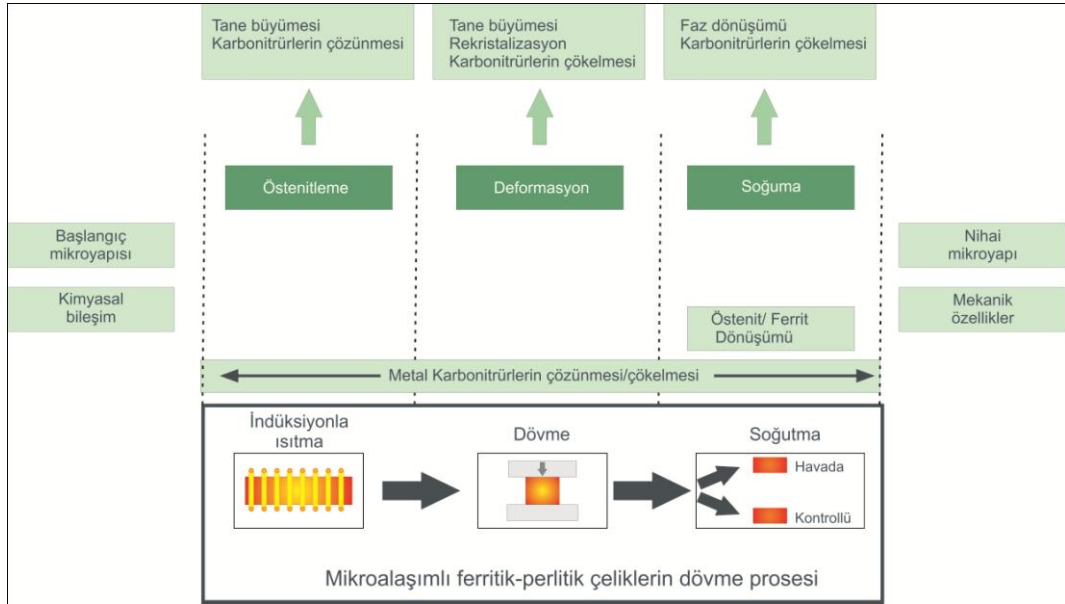
Isıtım işlemi görmüş bir çelik ile karşılaştırıldığında mikroalaşımli dövme çeliklerin mekanik özellikleri yalnızca kimyasal bileşimlerine ve termomekanik işleme bağlıdır. Bu çeliklerin mikroyapısı genelde ferritik-perlitiktir. Gerekli olan mukavemet seviyesi mikroalaşım elementleri ile oluşturulan tane inceltme ve çökelti sertleşmesi mekanizmaları üzerinden sağlanır. Çözünmemiş durumdaki mikroalaşım elementinin karbonitrür çökeltileri östenitleme termomekanik işleme sırasında mukavemet ve tokluğun artışı sağlar. Mikroalaşım karbonitrürleri ayrıca östenit ve ferritte çökelti olarak önemli miktarda çökelti sertleşmesi gösterirler, ancak bu mekanizma aynı zamanda bir miktar tokluk kaybına yol açar [3,4].

Sonuç olarak bu çeliklerin mekanik özelliklerini artırmak için yüksek oranda tane incelmeye, uygun miktarda çökelti oluşumuna ve iyi dağılımlı bir ferrit-perlit mikroyapısına gereksinim duyulmaktadır. Bu özelliklerin optimizasyonu için laboratuvar ölçümünde deneylere ihtiyaç duyulmaktadır [4].

Çökelti oluşumu ve proses parametrelerine dayanan modellere bakıldığında çalışmalarında büyük çoğunluğunun, C-Mn çeliklerinin ve düşük karbonlu mikroalaşımli çeliklerin mikroyapısal gelişimleri ile ilgili oldukları görülmektedir. Az

sayıdaki çalışma sıcak dövme prosesi ve mikroalaşımli dövme çelikler üzerinedir. Bu çalışmalar ise genellikle sonlu eleman yöntemi, parçadaki gerinme dağılımları ve indüksiyon ile ısıtma gibi konular hakkındadır [4].

Mikroalaşımli ferritik-perlitik dövme çeliklerin mekanik özelliklerini ve mikroyapısını kontrol etmek için Şekil 1.1'de gösterilen metalurjik mekanizmaların anlaşılması gerekir. Tipik bir dövme prosesi östenitleme, dövme ve soğuma olmak üzere üç aşamada gerçekleştirilir. Her aşamada çökeltilerin çözünmesi/çökmesi meydana gelebilir. Tokluk özelliklerinin belirlenmesi açısından östenitleme ve dövme aşamalarında tane büyümesinin kontrolü önemlidir. Mukavemet artışının gerçekleştiği çökelti sertleşmesi ise soğuma sırasında meydana gelir. Bu çalışmada üç aşamada gerçekleşen çökelmeler ayrı ayrı ele alınmıştır.



Şekil 1.1: Mikroalaşımli ferritik-perlitik dövme çeliklerde nihai mikroyapı ve mekanik özellikleri etkileyen metalurjik mekanizmalar.

Bu çalışmanın amacı daha yüksek mukavemet ve tokluk gösteren bir mikroalaşımli dövme çelik geliştirmektir. Bu gerçekleştirilirken bazı proses parametrelerinin etkisi de incelenmiştir. Dövme çeliğin karbon miktarı düşürülerek daha yüksek tokluk elde edilmesi amaçlanmıştır. Yine perlit miktarını düşürmek için mangan miktarı azaltılmıştır. Niyobyum ile mikroalaşımlama yapılarak, çökelti sertleşmesi ve tane incelmeleri üzerinden bir mukavemet artışı beklenmiştir.

Bu özelliklerin elde edilebilmesi için dövme sırasında oluşan mikroyapısal gelişmelerin anlaşılması gerekir. Bu nedenle, mikroalaşım elementlerinin çökelme davranışı, çökelti kinetiği ve faz dönüşümü üzerindeki etkilerini incelenmiştir. Alaşım dizaynı ve mikroalaşım elementlerinin miktarı belirlenirken termodinamik hesaplamalar kullanılmıştır. Üretilen çeliklerin dövüldükten sonraki mekanik özellikleri ve mikroyapıları incelenmiştir. Ayrıca değişik soğuma hızlarında oluşan mikroyapıları belirlemek amacıyla Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm (ZSD) diyagramları çizilmiştir. Sıcak basma deneyleri yardımıyla çökeltilerin oluşumu ve kinetiği belirlenmiştir.

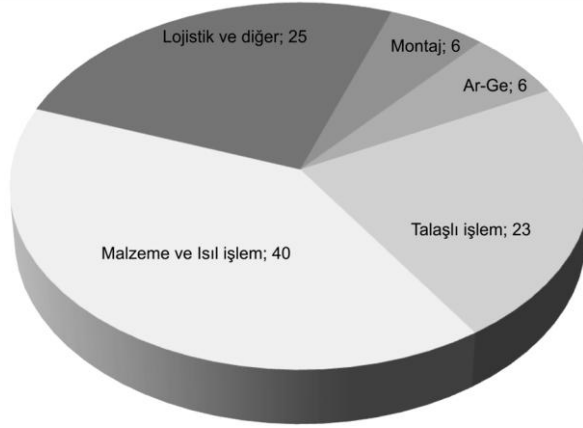
## **BÖLÜM 2. GENEL KISIMLAR**

Çeliklerin büyük bir kısmı ısıtılardan geçtikten sonra kullanılmasına rağmen, mikroalaşımli orta karbonlu dövme çelikler havada soğutulduktan sonra kullanılırlar. Orta karbonlu çelik grubunda bulunan mikroalaşımli dövme çelikler, geleneksel su verilmiş ve temperlenmiş çeliklere alternatif olarak geliştirilmişlerdir.

Mikroalaşımli çeliklere neden ihtiyaç duyulduğunu anlamak için önce bu çeliklerin tarihsel olarak gelişimine göz atılması gerekir. Otomobil motoru ve aktarma parçalarında kullanılan çelikler 1940'lı yılların sonuna kadar yüksek miktarda nikel ve molibdenyum içermişlerdir. Bu tip çeliklerin kullanılmasının arkasında yatan ana düşünce, bu parçaların çok yüksek yüklere maruz kaldığının düşünülmesidir. O yıllarda hem yüksek mukavemet hem de yüksek tokluk elde edilebilmesi, ancak yüksek alaşımlama ile mümkün olmuştur. 1950'lerde bu çeliklerin gerekli mukavemet değerlerine ulaşmak için gerekenden daha yüksek miktarda alaşım elementi içerdikleri fark edilmiştir. Aslında istenen değerler için daha az miktarda alaşım elementi kullanılması yeterli olmuştur. Daha sonra 60'lı yıllarda kırılma mekaniği teknolojisinin gelişmesi sonucunda yapılan ölçümler sayesinde bu tip parçalarda gereken tokluk değerlerinin düşünülenden daha düşük olduğu görülmüştür. Bu faktörler nedeniyle ve ısıtılama teknolojisinin de ilerlemiş olması sayesinde, daha ucuz olan mangan, krom ve bor alaşımli çelikler tercih edilmeye başlanmıştır [2].

1970'li yıllara gelindiğinde, artık farklı alaşım elementleri üzerinden performans artışı arayışları azalmıştır. Ancak yaşanan petrol krizi ile birlikte otomotiv sanayi, üreticileri maliyeti başka yerlerden azaltmaya yöneltmiştir. Şekil 2.1'de görüldüğü gibi malzeme ve ısıtılama parça maliyetlerinin neredeyse yarısını oluşturmaktadır. Bu sebeple tüm ilgi, enerjinin yoğun olarak harcandığı üretim ve özellikle de ısıtılama giderlerine dönmüştür. Geleneksel olarak krank mili ve bağlantı kolları gibi parçalar dövme işleminin sonrası oda sıcaklığına soğumaya bırakılırlar. Daha sonra bu parçalar 850 °C'ye ısıtılarak yağda su verme işlemine tabi tutulurlar. Bu işlem sonrası 550-650 °C'de temperleme ile yaklaşık 800-1100 N/mm<sup>2</sup> çekme mukavemeti sağlanmış olur. Ancak 1970'lerin ortasında Alman üreticiler bu mukavemet değerine ulaşmanın ısıtılama işlemi olmaksızın bir mikroalaşımli çelik olan 49MnVS3 kullanılarak mümkün olduğunu gördüler. Bu zamandan beridir Avrupa ve Japonya'da mikroalaşımli

Çelikler geliştirilmeye çalışılmaktadır ve geliştirilen çelikler bazı otomotiv uygulamalarında su verilmiş ve temperlenmiş çeliklerin yerini almaktadır [2,5,6]. 49MnVS3 eliğinin geliştirilmesi sonrasında ilk olarak Almanya'da 1988 yılında 4 değişik kompozisyon içeren bir malzeme standardı yayınlanmıştır. 2000 yılında ülkemizde de bu standart TS EN 10267 son haliyle yerini almıştır. TS EN 10267'ye göre ferritik-perlitik çeliklerin zellikleri Tablo 2.1'te verilmiştir [7,8].



Şekil 2.1: Isıl işlem gören bir dişli parçada üretim maliyetlerinin dağılımı [9].

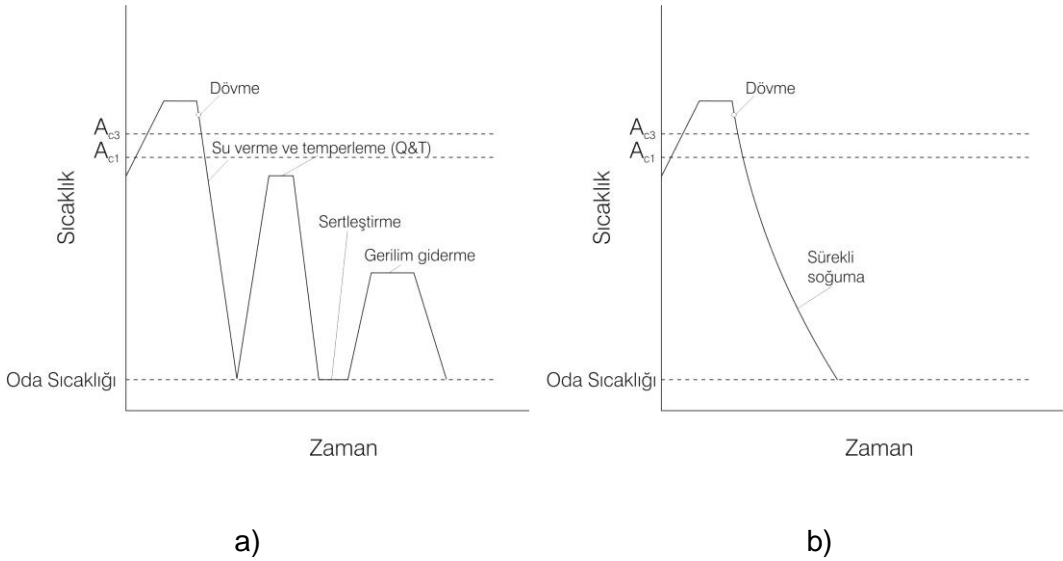
Tablo 2.1: Sıcak işlem sonrası çökelti sertleşen ferritik-perlitik elikler [8].

Gösterim	Kompozisyon						Mekanik zellikler			
	C	Si	Mn	P max	S	V	YS N/mm <sup>2</sup>	TS N/mm <sup>2</sup>	El. %	R of A %
19MnVS6	0.15 0.22	0.15 0.80	1.20 1.60	0.25	0.020 0.060	0.08 0.20	420	650 850	16	32
30MnVS6	0.26 0.33	0.15 0.80	1.20 1.60	0.25	0.020 0.060	0.08 0.20	470	750 950	14	30
38MnVS6	0.34 0.41	0.15 0.80	1.20 1.60	0.25	0.020 0.060	0.08 0.20	520	800 1000	12	25
46MnVS6	0.42 0.49	0.15 0.80	1.20 1.60	0.25	0.020 0.060	0.08 0.20	570	900 1100	8	20
46MnVS3	0.42 0.49	0.15 0.80	0.60 1.00	0.25	0.020 0.060	0.08 0.20	470	750 950	10	20

Mikroalaşımlama denilince aslında düşük karbonlu çeliklerdeki başarılı uygulamalar akla gelmektedir. Aynı prensipler doğrultusunda mikroalaşım elementleri (V, Nb ve Ti) orta karbonlu çeliklerde de kullanılabilir [10]. Şekil 2.2'de geleneksel su verilmiş ve temperlenmiş çelikler ile mikroalaşımlı dövme çeliklerde uygulanan direkt soğutma prosesleri arasındaki fark görülmektedir. Mikroalaşımlı dövme çelikler, su verilmiş ve temperlenmiş çelikler ile aynı çekme mukavemeti değerlerini (900-1000 MPa) vermektedir. Ancak orta karbonlu çelikler su verilmiş ve temperlenmiş

çeliklerin tokluğunu gösterememektedir. Mikroalaşımli orta karbonlu çeliklerde perlit miktarının (yani karbon miktarının) artırılması, (Mn miktarının artırılması veya soğuma hızının artırılması ile) perlitin incelenmesi ve (vanadyum ile mikroalaşımlama ile) çökelti sertleşmesi ile mukavemet artışına gidilebilir. Ancak, perlitin incelenmesi dışında bu yöntemlerin tümü tokluğun azalmasına neden olacaktır [11,12,13,14,15].

Mikroalaşımlamanın bu çeliklerde ısıt işlemin gerektirmemesi dışında su verilmiş ve temperlenmiş çeliklere göre, düşük tokluk göstermelerine rağmen, başka bir takım avantajları vardır. Mikroalaşımli dövme çeliklerle üretilen parçalarda çarpılmaların oluşumu riski daha azdır. Diğer yandan işlenebilirlik daha yüksektir ve ısıt işlem görmüş çeliklere göre daha tutarlı mekanik özellikler gösterirler [16]. En önemlisi ise, su verme ve temperleme işlemleri yerine dövme sonrasında sadece sürekli soğuma uygulanması sayesinde daha düşük maliyetlerle üretim mümkün olmaktadır [10,14,15,16].



Şekil 2.2: a) Su verilmiş ve temperlenmiş çelikler ve b) mikroalaşımli orta karbonlu çelikler için proses akışı [15].

## 2.1. Mikroalaşımli Dövme Çeliklerin Özellikleri ve Kullanım Alanları

Mikroalaşımli dövme çelikler 1972 yılının başlangıcında krank mili gibi otomotiv parçalarında kullanılmak üzere geliştirildikten sonra bu çeliklerden akslar ve bazı aktarma parçaları üretilmeye başlamıştır [17,18]. Daha ekonomik olmaları ve daha iyi işlenebilirliklerine rağmen, bu çeliklerden ağır darbeli yüklere maruz kalmayan krank mili gibi parçalar üretilmiştir. Volvo tarafından küresel dökme demirin kabul görmesi bu parçaların tokluklarının kritik olmadığını bir göstergesidir [18,20,7]. Yine



de 1990'lı yıllarda yapılan geliştirmelerle daha yüksek tokluk değerlerine ulaşılması sonucunda başka parçalar da üretilmeye başlamıştır. Mikroalaşımlı dövme çelikler için başta otomotiv sektörü olmak üzere uygulamada olan parça sayısı sürekli artmaktadır. Günümüzde otomotiv parçaları üretiminde kullanılan mikroalaşımlı orta karbonlu çeliklerden krank mili, bağlantı kolları, direksiyon mafsalı, dingil kovanı, germe çubuğu, miller ve menteşeler, akslar ve miller, mil yatağı blokları, merkez dişlileri, vites çatalı ve piston taçları gibi parçalar üretilmektedir. Enerjide dışa bağımlı Avrupa ülkeleri ve Japonya'nın endüstrileri ile karşılaştırılsa Kuzey Amerika'da bu çeliklerin ilk başlarda kullanılması daha yavaşken günümüzde kullanımları giderek artmaktadır [2,18]. Avrupa ve Japonya'da kullanılmakta olan bazı mikroalaşımlı dövme çeliklerin kimyasal bileşimleri ve mukavemetleri Tablo 2.2 ve Tablo 2.3'te verilmiştir. Listenin en başında Almanya'da üretilen ve otomotiv sanayinde ticari olarak kullanılan ilk orta karbonlu mikroalaşımlı çelik 49MnVS3 bulunmaktadır. Vanadyum östenitleme sıcaklıklarında karbon miktarından bağımsız olarak kolaylıkla çözünebildiğinden en çok tercih edilen mikroalaşım elementi olmuştur. Östenitleme işlemi sıcaklıklarından yapılan soğuma sırasında vanadyum karbonitrürler hem ferrit tanelerinde hem de perlit içi ferrit lamellerinde oluşarak çökelti sertleşmesi sağlarlar [2,10].

Tablo 2.2: Mikroalaşımlı dövme çeliklerin kimyasal bileşimi [2].

Ülke	Çelik	C	Si	Mn	S	V	Diğer
Almanya	49MnVS3	0.44-0.50	0.60 maks.	0.70-1.00	0.04-0.07	0.08-0.13	
İngiltere	BS970-280M01	0.30-0.50	0.15-0.35	0.60-1.50	0.045-0.06	0.08-0.20	
İngiltere (UES)	VANARD	0.30-0.50	0.15-0.35	1.00-1.50	0.1 maks.	0.05-0.20	
İngiltere (UES)	VANARD 850	0.36	0.17	1.25	0.04	0.09	0.1 Cr
İngiltere (UES)	VANARD 1000	0.43	0.35	1.25	0.06	0.09	0.15 Cr
İngiltere (Austin-Rover)	CVM 925	0.37-0.42	0.15-0.35	1.10-1.30	0.06-0.08	0.08-0.11	0.04 Mo maks. Cr+Cu+Ni= 0.5 maks.
Finlandiya (OVAKO)	JVA 1000	0.47	0.5	1.10	0.05	0.13	0.5 Cr
İsveç (Volvo)	V-2906	0.43-0.47	0.15-0.40	0.60-0.80	0.04-0.06	0.07-0.10	0.2 Cr maks.
Almanya	44MnSiVS6	0.42-0.47	0.50-0.80	1.30-1.60	0.02-0.035	0.10-0.15	Ti isteğe bağlı
Almanya	38MnSiVS6	0.35-0.40	0.50-0.80	1.20-1.50	0.04-0.07	0.08-0.13	Ti isteğe bağlı
Almanya	27MnSiVS6	0.25-0.30	0.50-0.80	1.30-1.60	0.03-0.05	0.08-0.13	Ti isteğe bağlı
Japonya (Mitsubishi-NKK)		0.32	0.25	1.45		0.06	0.01 Ti 0.01-0.016 N

Tablo 2.3: Mikroalaşımli dövme çeliklerin mekanik özellikleri [2].

Ülke	Çelik	Çekme muk. (MPa)	Akma muk. (MPa)	% Uzama min.	% Kesit dar. min.	Brinell sertliği
Almanya	49MnVS3	750-900	450 min.	8	20	
İngiltere	BS970-280M01	780-1080	540-650	18/8	20	
İngiltere (UES)	VANARD 850	770- 930	540 min.	18	20	237-277
İngiltere (UES)	VANARD 1000	930-1080	650 min.	12	15	269-331
İngiltere (Austin-Rover)	CVM 925	850-1000	560	12	15	248-302
Finlandiya (OVAKO)	JVA 1000	1025	750	10	20	290
İsveç (Volvo)	V-2906 <90mm <50mm	750- 900 800- 950	500 min. 520 min.	12 15		230275 245-290
Almanya	44MnSiVS6	950-1100	600 min.	10	20	
Almanya	38MnSiVS6	820-1000	550 min.	12	25	
Almanya	27MnSiVS6	800-950	500 min.	14	30	
Japonya (Mitsubishi-NKK)		720-800	470-550			

İsveçli Volvo'nun V2906 çeliğinde de olduğu gibi 49MnVS3 çeliğinde perlitik miktarı azaltmak için düşük bir mangan miktarı göze çarpmaktadır. Ayrıca bu iki çeliğin çekme mukavemetleri de diğerlerine göre düşük değerlerde kalmaktadır. İngiltere'de ise VANARD çeliğinin geliştirilmesi ve ticari olarak değerlendirilmesi için oldukça büyük bir çaba harcanmıştır. Bu çeliğin kimyasal bileşimine bakılırsa yüksek miktarda karbon, mangan ve vanadyum kullanılarak 850-1100 N/mm<sup>2</sup>'lik çekme mukavemetine ulaşıldığı görülür. Tablo 2.4'te gösterilen VANARD çeliklerinin bazı ıslah çeliklerinin yerine kullanılabileceği görülmektedir [2].

Standart VANARD çelikleri maksimum % 0.05 S içermekteyken, işlenebilirliği artırmak için % 0.08 miktarında kükürt içeren çeşitleri de bulunmaktadır. Tablo 2.2'de gösterilen diğer çeliklerde de yüksek kükürt oranları göze çarpmaktadır. Aslında perlitik yapının getirdiği kolay çatlak ilerleme özelliğinden dolayı mikroalaşımli çeliklerin martenzitik ıslah çeliklerine göre daha iyi bir işlenebilirliğe sahip oldukları söylenebilir [2].

Yine bir uygulama örneği olarak Tablo 2.5'te bir mikroalaşımli 49MnVS3 çeliği verilmiştir. Martenzitik su verilmiş ve temperlenmiş çeliklerin 0.9'a kadar çıkabilen YS/TS (Akma muk/Çekme muk) değerleri ile karşılaştırılırsa mikroalaşımli dövme çeliklerin daha düşük bir akma mukavemeti gösterecekleri ve ayrıca süneklik ve

tokluk değerlerinin daha düşük olacağı görülmektedir. Bunun nedeni mikroalaşımli orta karbonlu çeliklerin dövme ve havada soğuma sonrasında kaba taneli ferrit-perlit mikroyapısına sahip olmalarıdır. Bu nedenden dolayı mikroalaşımli dövme çelikler daha geniş ölçekte kullanılamamaktadır [2,19,20].

Bazı örnekleri otomotiv üreticilerinin uygulama örnekleri Tablo 2.6'da verilmiştir. Lotus Elise spor modelinde alüminyum ekstrüze süspansiyon parçalarının yeniden gözden geçirilmesi düşünülmüştür. 38MnVS6 çeliğinin, alüminyum ve SAE 1046 HT çeliğinden daha üstün mekanik özellikler gösterdiği görülmüştür. Bir arka süspansiyon parçasında mikroalaşımli dövme çelik kullanılmış ve parça başına 0.4 kg artış olmasına rağmen alüminyuma göre % 60 düşük maliyet sağlanmıştır [7, 21].

Tablo 2.4: Uygulama örnekleri [2].

Mikroalaşımli dövme çelik	Değiştirilen çelik
VANARD 850	0.35% C, 1.5% Mn (216M36)
VANARD 925	0.35% C, 1.5% Mn, 0.25% Mo (605M36) 0.4% C, 0.8% Mn, 1% Cr (530M40)
VANARD 1000	0.35% C, 1.5% Mn, 0.25% Mo (605M36) 0.4% C, 0.8% Mn, 1% Cr, 0.3% Mo (709M40)
VANARD 1100	0.4% C, 0.8% Mn, 1% Cr, 0.3% Mo (709M40)

Tablo 2.5: 49MnVS3 tipi çeliğin [18] ve bir su verilmiş ve temperlenmiş çeliğin [16] özellikleri.

Gösterim	Kompozisyon						Mekanik Özellikler			
	C	Si max	Mn	P max	S	V	YS N/mm <sup>2</sup>	TS N/mm <sup>2</sup>	EI. %	R of A %
49MnVS3	0.44 0.50	0.50	0.70 1.00	0.075	0.04 0.07	0.08 0.13	>450	750- 900	>8	>20
SAE 1046 HT	0.45	0.22	1.00	-	0.03	-	620	875	21	57

Tablo 2.6: Bazı otomotiv parçalarında uygulamalar.

Araç	Parça	Önceki Malzeme	Mikroalaşımli Çelik
Volvo Kamyon <sup>7</sup>	Ön aks	41CrS4 su verilmiş ve temperlenmiş	27MnSiVS6 (Ti)
Volkswagen <sup>7</sup>	Mil yatağı	su verilmiş ve temperlenmiş (% 1 Mn ve Cr)	27MnSiVS6 (Ti)
Mercedes <sup>7</sup>	Arka aks şaftı	42CrMo4 su verilmiş ve temperlenmiş	44MnSiVS
Mercedes <sup>7</sup>	Vites çatalı	20MoCrS4 su verilmiş ve temperlenmiş	38MnSiVS6
Mercedes <sup>7</sup>	Merkez dişlisi	37Cr4 su verilmiş ve temperlenmiş	38MnSiVS6
Peugeot <sup>7</sup>	Tekerlek göbeği	-	30MnVS6
Lotus Elise <sup>21</sup>	Arka süspansiyon	Alüminyum ekstrüzyon	38MnVS6

Bir çok üretici, örneğin Rover grubu, bu çelikleri kullanmaya başlayarak yüksek miktarda maliyet düşüşü elde ettiklerini açıklamışlardır. Bu maliyet düşüşünü sağlayan etkenler şunlardır:

1. Mikroalaşımli dövme çeliklerin yerini aldıkları çeliklere göre daha düşük maliyetli olmaları.
2. Isıl işlem maliyetlerini ortadan kaldırmaları ve
3. Geleneksel türlere göre daha iyi işlenebilirliğe sahip olmaları.

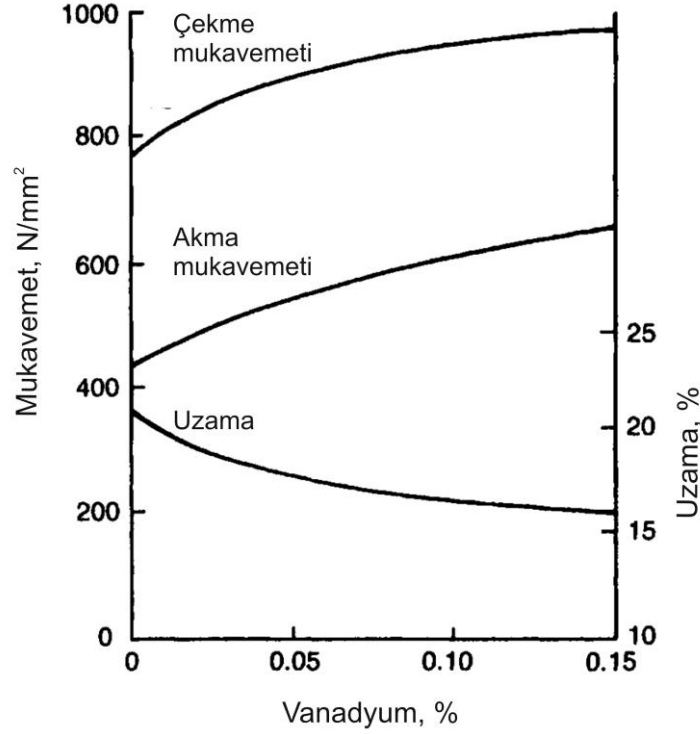
Buna rağmen İngiltere'deki otomobil üreticileri bu çeliklere karşı yine de şüpheli yaklaşmaktadır, çünkü bu çelikler görece düşük tokluğa sahiptirler ve pek de kabul görmedikleri Kuzey Amerika ülkelerinde üreticilerin uygunsuz malzeme kullanımı nedeniyle adli davalar ile yüz yüze kalmalarına neden olmaktadır. Bu nedenle bu çeliklerin yaygınlaşmaları için tokluklarının proses parametrelerinin kontrolü ve tane inceltme teknikleri kullanımı ile artırılmaları gerekmektedir [2].

## **2.2. Mikroalaşımlama ve Mekanik Özelliklerin Geliştirilmesindeki Prensipler**

### **2.2.1. Mikroalaşımlama**

Mikroalaşımli çelik tabiri ilk olarak –düşük miktarda niyobyum ve vanadyum içeren- yüksek mukavemetli düşük karbonlu çelikler için kullanılmıştır. Düşük karbonlu çeliklerde yüksek mukavemet elde etmede kullanılan temel prensip bu elementlerinin oluşturduğu karbür ve nitrür çökeltilerinin proses sıcaklarında çözünmeden kalmasına dayanmaktadır. Orta karbonlu çeliklerde ise durum biraz farklıdır. Mikroalaşım elementlerinin, özellikle vanadyumun, yüksek sıcaklıklarda çözünmesi ve soğuma sırasında ince çökelti halinde yeniden çökmesi beklenir. Vanadyum östenit içerisinde karbon miktarından bağımsız olarak yüksek bir çözünürlük gösterir. Titanyum ve niyobyum ise bunun aksine düşük karbonlu çeliklerle karşılaştırıldığında orta karbonlu çeliklerde sınırlı çözünürlüğe sahiptirler. Bu durumda orta karbonlu çeliklerde en uygun mikroalaşım elementi olan vanadyum kullanılmaktadır. Çözündürme işlemi sonrası soğuma sırasında vanadyum karbonitrür, V(C,N) oluşur ve yüksek miktarda çökelti serleşmesi sağlanır. Bu çökelti yöresel olarak hem proötektoid ferritte hem de perlit içerisindeki ferrit lamalarında çöker [2,10].

Şekil 2.3'de görüldüğü gibi bu çeliklerin mukavemetleri vanadyum miktarına bağlı olarak artmaktadır. Genellikle %0.05-0.20 arasında vanadyum miktarları kullanılır. Çökelti sertleşmesinin miktarı ayrıca azot miktarına da bağlıdır. Lagnenborg ve diğerlerine göre bu çeliklerin çekme mukavemeti kabaca  $V+5xN$  fonksiyonuna bağlı olarak değişmektedir. Bu sebeple bu çeliklerde azot miktarı % 0.02'e kadar yükselebilir [2].



Şekil 2.3: Havada soğutulmuş % 0.45 C, % 0.90 Mn çeliğinin çekme özelliklerinde vanadyum miktarının etkisi [2].

Mikroalaşımli çeliklerin en önemli dezavantajı, rakibi olan ısı işlem görmüş martenzitik çeliklerle karşılaştırıldıklarında daha düşük tokluğa sahip olmalarıdır. Bundan dolayı mikroalaşımli çelikler beklenen geniş ölçüde ticari kullanıma ulaşamamışlardır. Düşük darbe tokluğu bu çeliklerin mikroyapısında bulunan kaba yapıli perlitten kaynaklanmadır. Çökelti sertleşmesi de bu etkiyi aynı yönde artırmaktadır. Oysaki bu problem düşük karbonlu yapı çeliklerinde de yaşanmış ve düşük sarma sıcaklığı uygulanması ile bu problem aşılmıştır. Ancak dövme prosesinde düşük sıcaklık uygulandığında kalıp doldurma/metal akışı gibi problemler yaşanmaktadır [2].

Bu çeliklerin tokluklarını artırmak için karbon miktarı düşürülmüş ve bu nedenle meydana gelecek mukavemet düşüşü mangan, vanadyum ve azot miktarının artırılarak önlenmiştir. İsveçli ve Alman üreticilerin tecrübelerine göre silisyum miktarını artırmakla da bir miktar tokluk artışı elde edilebilmektedir. Ayrıca, titanyum mikroalaşımlama ile tane inceltme üzerinden tokluk artışı da elde edilebilmektedir [2].

Titanyum mikroalaşımlı çeliklerde düşük çözünürlüğe sahiptir. Özellikle TiN çökeltisi, diğer çökelti tipi TiC ile karşılaştırılırsa çok az çözünmektedir. Bu nedenle TiN dövme öncesi çözündürme sıcaklığında, örneğin 1150 °C'de, çözünmeden kalır ve eğer ince çökelti halinde ise östenit tanelerini inceltir. Gladman'a göre bu durumun sağlanması titanyum miktarının azota göre TiN stokiometrik oranının altında olmasına bağlıdır. Ayrıca bu çeliğin ergime sonrasında hızlı bir şekilde katılaştırılmış olması gereklidir. Böylelikle kabalaşma gerçekleşmeden ince TiN çökeltileri elde edilebilir. Pratikte, titanyum miktarı % 0.01 ile sınırlıdır ve hızlı soğuma sağlamak amacıyla bu tip çelikleri genellikle sürekli döküm ile üretilir [2].

Japon çelik üreticileri eğer çeliğe titanyum eklenir ise çökelti sertleşmesini sağlayan V(C,N) elde için önemli olan çözünmüş azot miktarının azalacağını ileri sürmüşleridir. Ancak bu problem serbest azot miktarının (tüm azot – TiN'de bulunan azot) % 0.006'nın üzerinde olması sağlanarak kolayca aşılabılır [2].

90'lı yılların başında ise orta karbonlu mikroalaşımlı çeliklerin tokluğunun beynitik yapı elde edilerek artırılacağı gösterilmiştir. Bununla birlikte Naylor ve diğerlerine göre bu etki kesin değildir ve genel maliyetleri düşürme yaklaşımından uzaklaşarak beynitik yapı elde edilmesi için başka alaşım elementlerine gereksinim duyulmaktadır [2].

Mikroalaşım elementleri olan Ti, Nb ve V genel olarak tane sınırı kontrolü ve/veya çökelti sertleşmesi amaçlı olarak kullanılır. Tane inceltme tokluğun artırılması için etkili bir yoldur. Küçük miktarlarda titanyum ile mikroalaşımlama yüksek miktarda tane sınırı kontrolü sağlar. Niyobyum yeniden kristallenmeyi geciktirici etkisiyle tane büyümesini engeller. Çökelti sertleşmesi elde etmek için vanadyum ile mikroalaşımlama yapılır [10,14,12,19].

Mikroalaşımlı çeliklerde çözünmemiş karbonitrürler mikroyapıda çökelti halinde bulunurlar ve böylelikle yüksek sıcaklıklarda tane yapısının gelişimi ile direkt olarak etkileşim halindedirler. Eğer bu çökelti yeterince küçük ve çok sayıda ise, o

zaman Zener freni ile tane büyümesi engellenir. Diğer taraftan karbonitrürlerin yüksek sıcaklıklarda çözünmesi ise soğuma ile birlikte bunların yeniden çökmesine neden olur. Burada oluşan çökeltilerin miktarı ve boyutları düşük sıcaklıklara maruz kaldıkları süreye bağlıdır. Bu çökelti ise mukavemet artışı yani çökelti sertleşmesini sağlarlar. Ancak bunların etkileri oluşum sıcaklıklarına göre değişir. Buna göre çökelti östenitte, östenit-ferrit dönüşümünde veya ferritte oluşabilirler. En ince parçacıklar ferrit fazında çökelenlerdir ve bunların mukavemete katkıları diğerlerine göre daha yüksektir [10].

Çökelti oluşumunda sıcaklık önemli bir faktör iken, deformasyonun etkisi de büyüktür. Sıcak şekillendirme proseslerinin gerçekleştiği sıcaklık aralığında, herhangi bir deformasyon olmadığı takdirde mikroalaşım elementlerinin karbürleri ve nitrürlerinin çökmesi oldukça yavaştır. Örneğin deformasyon olmadığında yüksek sıcaklıkta çözünülen niyobyum karbonitrürlerin 900 °C'de 67 saat bekleme sonrasında bile çok az miktarda çökeldikleri gözlenmiştir. Bu durum deformasyon uygulandığında ise oldukça farklıdır. Sıcak şekillendirme prosesi sırasında oluşan dislokasyonlar, dislokasyon hücreleri ve düşük açılı tane sınırları bu karbür ve nitrürlerin çökmesi için uygun yerler oluştururlar. Tipik niyobyum karbonitrür ve titanyum karbonitrür için 900-1000 °C aralığında tüm çökme süreci sadece 1 dk içerisinde tamamlanır [10].

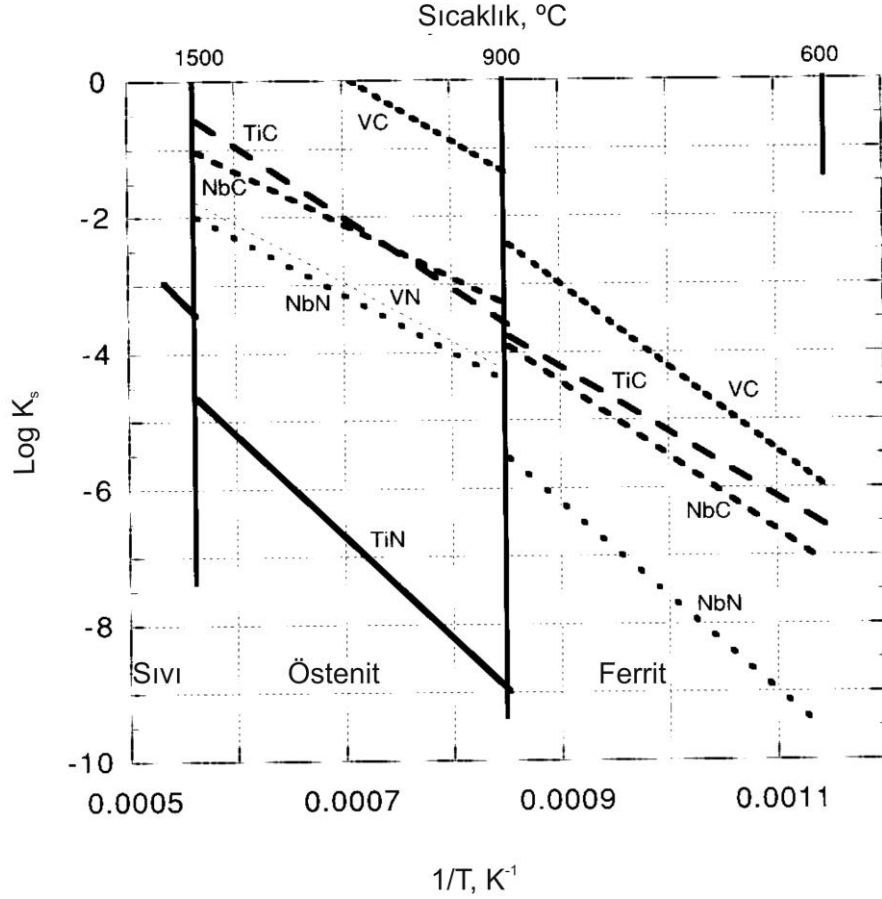
Arzu edilen metalurjik koşulları sağlamak için mikroalaşım elementlerinin oluşturduğu karbür ve nitrürlerinin çökelti davranışlarının yanı sıra çözünürlükleri ile ilgili detaylı bilgi gerekir. Gladman, çözünürlük çarpımı ( $k_s$ ) üzerinden mikroalaşım karbürleri ve nitrürlerinin çözünürlüklerini Denklem 2.1'de açıklamıştır [10,22];

$$k_s = [M] [X] = A \exp (-Q/RT) \quad (2.1)$$

Burada [M] ve [X] sırasıyla mikroalaşım elementi ve arayer elementinin çözüldüğü olan kütle-%'sidir. Q çözüldüğü ısı, T sıcaklık, A bir sabit ve R gaz sabitidir. Çeşitli mikroalaşım elementlerinin karbürleri ve nitrürleri için çözünürlük çarpımları Şekil 2.4'te gösterilmektedir ve bu şekilden çıkarılabilecek sonuçlar aşağıda verilmiştir [10,22];

- Herhangi bir mikroalaşım elementi için östenit bölgesinde nitrürler karbürlerden daha kararlıdır.
- TiN çözünürlüğü diğer tüm çökeltilerinden daha düşüktür.

- VC diğer karbür ve nitrürlerinden daha yüksek çözünürlüğe sahiptir.
- Ferrit fazında NbC, NbN ve VC'ün çözünürlükleri, aynı sıcaklıkta östenit fazında yaklaşık 10 misli daha düşüktür.



Şekil 2.4: Mikroalaşım karbür ve nitrürlerinin çözünürlük çarpımlarının karşılaştırması [10].

Mikroalaşım elementleri karbür ve nitrür oluşturmak üzere C ve N ile reaksiyona girmelerine rağmen, bu karbür ve nitrürler birlikte de çözünürlük gösterirler. Bunun nedeni bu karbür ve nitrürlerin ymk kristal yapıya ve benzer kafes parametrelerine sahip olmalarıdır. Sonuçta oluşan katı ergiyik karbonitrür ( $MC_xN_{1-x}$ ) olarak adlandırılır. Karbür ve nitrürler arasında bulunan çözünürlük farkları nedeniyle karbonitrür içerisinde en az çözünürlüğe sahip bileşende (nitrürlerde) zenginleşme gerçekleşir (daha büyük  $1-x$  değerleri). Bu nedenle N özellikle Ti ve V mikroalaşımli çelikler için büyük bir rol oynar. Ancak NbN ve NbC çözünürlükleri arasında büyük bir fark yoktur ve karbonitrür içindeki nitrür ve karbür dağılımları çok çeşitli olabilir [10].



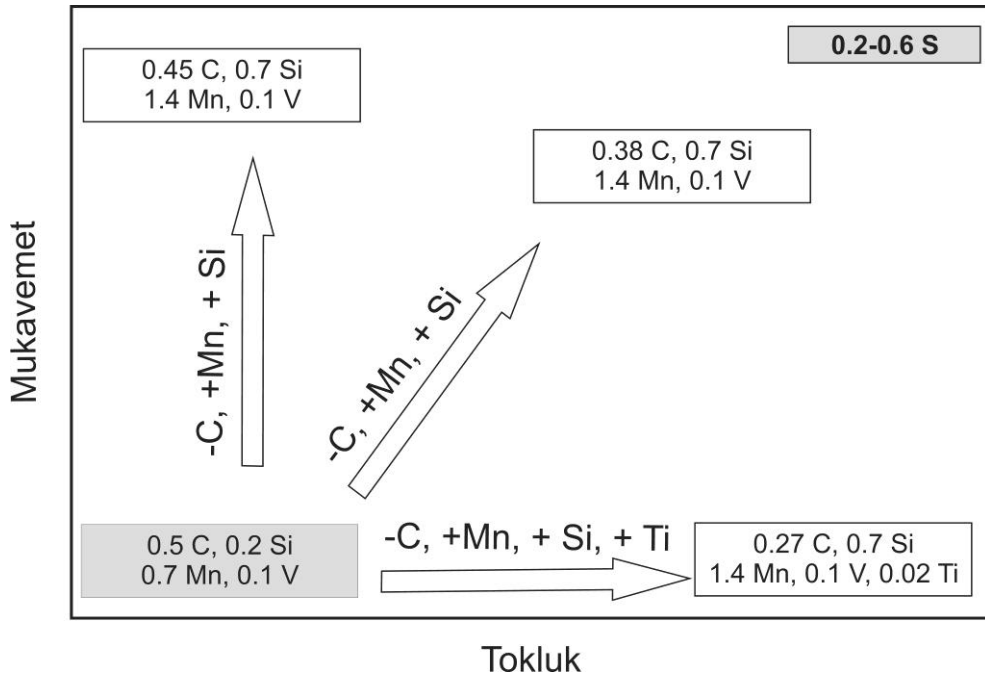
Çeliklerde mikroyapının östenit konumunda ince taneli olması, östenit-ferrit dönüşümü sonrasında da ince ve homojen bir mikroyapı oluşmasını sağlar. TiN östenitleme sırasında, zaten daha yüksek sıcaklıklarda çökelmiş olduğu ve östenitte çözünürlüğü çok düşük olduğu için, tane boyutunu kontrol eder. Ti mikroalaşımli çeliklerin mikroyapısı yeniden kristallenme sonrasında bile görece olarak ince tanelidir. Bu etkileri özellikle dövme açısından önemlidir, çünkü bazı karmaşık parçalar dövüldüğünde homojen olmayan deformasyon gerçekleşir. Böyle bir deformasyon sonucunda bazı yöreler az deforme olur ve hatta hiç deformasyona uğramaz. Eğer Ti mikroalaşımlama yapılmamışsa dövme parçanın bu tip deforme olmamış yöreleri östenitleme sıcaklığındaki mikroyapı gibidir ve oldukça kaba tanelidir. Ti mikroalaşımlama ile tane büyümesi engellenebilir. Bununla birlikte çok düşük Ti miktarları kullanılmalıdır. Bu miktar çelikte bulunan N miktarına göre stokiometrik oranın altında olmalıdır. Aksi takdirde tane sınırlarının ilerlemesini engelleyemeyecek büyüklükte TiN çökeltileri meydana gelir [10,15,17,23].

Tane boyutunu inceltmenin diğer bir yolu da yeniden kristallenmemiş östenit taneleri oluşturmaktır. Bu bağlamda Nb, yapıda çözünmüş miktarı çok düşük olduğunda bile yeniden kristallenmeyi engellemesi nedeniyle, tane inceltici olarak kullanılabilir. Nb hem çözültide bulunduğu hem de östenitte meydana gelen deformasyon katkılı çökeltme sonrası oluşan karbonitrürler ile yeniden kristallenmeyi engeller. Tane inceltmenin efektif olabilmesi için yeniden kristallenmenin oluşmadığı sıcaklık altında yüksek deformasyon uygulanması gereklidir. Böylelikle yassılaştırmış östenit taneleri meydana gelir (pan-cake yapısı). Bu tipteki östenit tanelerinden dönüşen ferrit taneleri görece olarak daha küçük boyutlu olacaktır [15,22].

Yüksek ve orta karbonlu mikroalaşımli çeliklerinde V mikroalaşımlama sonucu önemli bir çökelti sertleşmesi sağlanabilir. V bileşiklerinin östenit çözünürlüğü o kadar yüksektir ki karbon miktarı kısıtlaması olmaksızın yüksek miktarlarda V çözülebilir. Ferrit içindeki V çözünürlüğünün düşük olmasından dolayı östenit dönüşümünün hemen sonrasında V(C,N) arafaz çökeltisi oluşur. Ferritik-perlitik çeliklerde sertleştirme hem ferritte hem de perlit içinde bulunan ferrit lamellerinde bu V(C,N) arafaz çökeltileri ile sağlanır. Diğer taraftan V(C,N) östenit içinde tamamen çözüldüğünden V mikroalaşımlamanın östenit tane boyutuna herhangi bir katkısı yoktur [10,16,22,23].

## 2.2.2. Alaşımlama ve mikroyapı

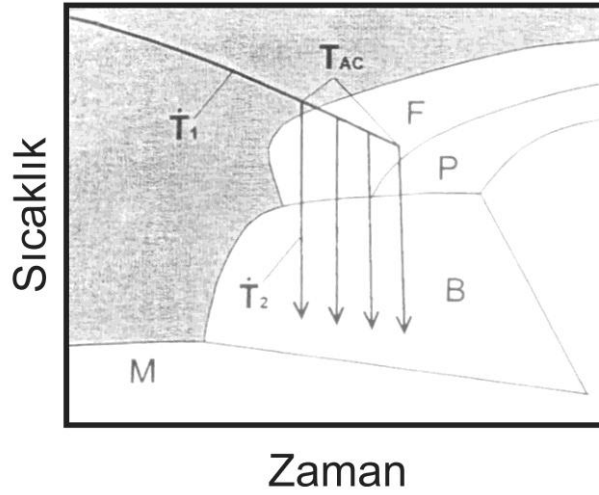
Orta karbonlu ferritik-perlitik çeliklerin mukavemetini artırmanın en iyi bilinen yolu karbon miktarını, yani yapıdaki perlit yüzdesini, artırmaktır. Bununla birlikte geliştirildiklerinden beri tokluk artışı sağlamak amacıyla, bu çeliklerin C miktarı düşürülmektedir (% 0.49'dan 0.27'ye). Diğer taraftan, karbon miktarının düşmesiyle gerçekleşen mukavemet kaybının karşılanması için perlitin inceltilmesi gerekir. Perlitin inceltilmesi ise dönüşüm sıcaklıklarında soğuma hızının artırılmasıyla ve/veya alaşım (özellikle Mn) miktarının artırılmasıyla sağlanabilir. Si alaşımlama da tokluk kaybına yol açmadan mukavemeti artırır. Şekil 2.5 orta karbonlu V mikroalaşımlı çelikler için bu alaşım elementlerinin etkisini göstermektedir [12,17].



Şekil 2.5: Orta karbonlu çeliklerin mekanik özelliklerinde alaşım elementlerinin etkileri [17].

Mikroalaşımlı dövme çeliklerin mukavemet ve tokluklarının artırılmasında farklı mikroyapısal yaklaşımlar da mümkündür. Örneğin beynitik çelikler mekanik özelliklerin artırılması için önemli fırsatlar sunar. Bu çeliklerin mikroyapısında beynit (yada iğnesel ferrit), latalar arası karbürler, poligonal ferrit, kalıntı östenit, martenzit ve ince karbonitrür çökeltileri bulunabilir. Bu tipte bir mikroyapı oluşturmak için alaşımlama ve/veya modifiye edilmiş bir proses uygulanabilir. Sertleşebilirliği artırmak ve beynitik/martenzitik bir mikroyapı elde etmek için Ti, Nb, Mn, Cr, Mo ve B gibi elementler kullanılabilir. Soğuma hızının artırılmasıyla birlikte Ti ve Nb mikroyapıda perlit yerine beynit oluşmasına yardımcı olurlar. Bununla birlikte diğer bir mikroalaşım elementi olan V beynit dönüşümünü bastırır. Mn, Cr ve Mo ile

alaşımına ise beyrit oluşumunu teşvik eder. Katsumata ve diğerleri Cr, B ve Mo alaşımına ile düşük karbonlu (% 0.06-0.18) beyritik-martenzitik çeliklerde tokluğu artırmayı denemişlerdir. Bu çalışma sonucunda beyritik bir çelikten aynı karbon seviyesindeki ferritik-perlitik çelik ile aynı tokluk değeri ancak daha yüksek mukavemet elde edileceği görülmüştür. Diğer taraftan yüksek maliyetli alaşımlamadan kaçınılarak prosesin değiştirilmesi de mümkündür. Gonzalez-Baquet ve diğerleri mikroyapıda poligonal ferrit ve beyrit oluşmasını sağlayan bir iki-aşamalı-soğuma prosesi geliştirmişlerdir (Şekil 2.6). Bu proses ilk olarak poligonal ferrit oluşumu sağlayan yavaş soğuma ve ikinci olarak bir beyritik-martenzitik faza yol açan hızlı soğuma içermektedir. Bu proses ile daha pahalı olan su verilmiş ve temperlenmiş Cr alaşımlı çeliğin özellikleri sağlanabilir, ancak bu özelliklere ulaşmak için düşük dövme sıcaklıkları (920°C) ve bir ısıl işlem uygulanması gerekmektedir [11,14,15,17,19].



Şekil 2.6: İki aşamalı soğuma prosesi.

Son zamanlarda gerçekleştirilen benzer bir çalışmada Rasouli ve diğerleri, 3 ° C/s hız ile havada soğutulmuş 30MnVS6 çeliğinde iğnesel ferritten meydana gelen mikroyapı üzerinden hem mukavemetin hem de tokluğun artırılabilceğini göstermişlerdir [24].

Sonuç olarak alaşım ve mikroyapısal yaklaşımlar, maliyetleri artıran pahalı alaşım elementleri ve ilave ısıl işlemler maliyetler gerektirmektedir.

### 2.2.3. Proses parametreleri

Kimyasal bileşimin yanı sıra bu çeliklerin mekanik özellikleri proses parametreleri ile de kontrol edilebilir. Bu parametreler arasında östenitleme sıcaklığı, sıcak şekillendirme zaman-sıcaklık döngüsü ve oda sıcaklığına soğutma hızı sayılabilir. Dönüşüm sıcaklıkları ve V(C,N) çökelti oluşumunu kontrol etmek için soğuma hızı değiştirilebilir. Geleneksel dövme çeliklerinde, üretilen parçalar dövme işlemi sonrasında bir bölme içerisine biriktirildiklerinden yavaş soğuma gösterebilirler. Bunun sonucunda çökelti aşırı yaşlanarak üretilen parçanın düşük mukavemetli olmasına yol açar. Basit bir taşıyıcı düzenek tasarlanıp ve parçaların serbestçe havada soğuması yada bir fan ile hızlı soğuması sağlanabilir [2, 18].

Tokluğun artırılması için en önemli metalurjik yaklaşım mikroyapısal inceltmedir (örn: östenit tane boyutu, nihai ferrit tane boyutu, perlit lamelleri arası mesafe, beynit paket boyutu vb.). Östenit tane boyutunu inceltmek için dövme öncesi östenitleme sıcaklığı ve özellikle nihai dövme sıcaklığı düşürülebilir [18].

Östenitleme sıcaklığı mekanik özellikleri etkileyen önemli proses parametrelerinden biridir. Östenitleme sıcaklığının artmasıyla yapıda bulunan karbür ve nitrürler kademeli olarak çözülmeye başlarlar ve östenit tane büyümesi gerçekleşir. Ferritik-perlitik bir çelik için daha kaba östenit taneleri, daha fazla perlit oluşması anlamına gelmektedir ve ayrıca bu sayede mikroalaşım karbo-nitrürlerinin çözünmesi ve yeniden çökmesi de artacaktır. Bu yüzden, artan östenitleme sıcaklığı ile çekme mukavemeti de artar. Ancak tüm bu faktörler süneklik ve tokluğun azalmasına neden olurlar [16,25].

Tokluğu artırmak için kullanılan yaklaşımlardan biri östenitleme sırasında ikincil faz partikülleri ile tane boyutunun kontrol edilmesidir. Eğer östenitleme sıcaklığında mikroalaşım karbonitrürleri çözünmezse tane büyümesinin engellenmesinden (Zener sürüklenme etkisi) dolayı daha ince östenit tane boyutu elde edilebilir. Bu etki özellikle TiN ve Nb(C,N) gibi düşük çözünürlükteki çökelti için güçlüdür. Partiküllerin bulunması sırasında tane boyutu, bu partiküllerin hacim fraksiyonu  $f_v$  ve boyutu  $r$  ile ilişkili olarak kritik bir tane boyutu gösterir  $R_{crit}$  [18,26,27]:

$$R_{crit} = K_t \cdot \left( \frac{r}{f_v} \right) \quad (2.2)$$

Burada  $K_f$  kullanılan modele bağı olan bir sabittir. Partiküller kararlı oldukları sürece (yani  $f_v$  ve  $r$  sabitken) kritik tane boyutu sabittir. Ancak mikroalaşımli çeliklerde zaman yada sıcaklıkla partiküller kabalaşır yada çözünür. Bu nedenle değişken bir kritik tane boyutu oluşur. İkincil faz partiküllerinde çözünme gerçekleştiğinde anormal tane büyümesi oluşmaktadır. Kop ve diğerleri bir 0.14C-1.2Mn-0.02Nb çeliğinde östenit fazında Nb çözüdüğü zaman 1350 K'de bimodal östenit tane boyutu dağılımı gözlemlenmiştir. Anormal tane büyümesi, çökeltilele tane büyümesinin engellenmesinden normal tane büyümesine geçiş olarak tanımlanır. Tanelerin bir kısmında tane büyümesi engellenirken, geri kalan kısmında kabalaşma gerçekleşir. Bu nedenle tane boyutu dağılımında bir heterojenite oluşur [17,26,27].

Direkt soğuma uygulanması dövme prosesleri için standart bir işlem haline gelmiştir (Şekil 1). Soğuma hızının artmasıyla birlikte perlit/ferrit hacim oranı artar ve perlit dönüşüm sıcaklığı düşer. Dönüşüm sıcaklığındaki bu düşme daha ince perlit lamelleri oluşmasını sağlar ve mukavemet artışı meydana gelir. Soğuma hızını daha fazla artırmak daha da az ferrit oluşmasına ve perlit yerine beynit oluşumunun teşvik edilmesine yol açar. Perlit yerine beynit oluşması ile mukavemet daha da artar ancak süneklikte önemli bir düşme olur. Bu nedenle düşük karbonlu çelikler orta karbonlu çeliklere tercih edilir, çünkü karbon miktarının azaltılması sonucu daha yüksek tokluk ve sert faz oluşumu ile daha yüksek mukavemet beraberce elde edilebilir [17].

### **2.3. Termodinamik Hesaplamalar**

Thermo-Calc çok bileşenli sistemlerde çeşitli termodinamik ve faz diyagramı hesaplamaları yapabilen bir yazılımdır. Bu yazılım CALPHAD (CALculation of PHase Diagrams-Faz diyagramlarının hesaplanması) yöntemine dayanmaktadır. CALPHAD yönteminde matematiksel olarak bir termodinamik sistem tanımlanır. Bu sistem ile ilgili olan farklı kristal fazların serbest enerjileri göz önünde tutularak sistemin kimyasal bileşimi üzerinden hesaplamalar yapılır. Thermo-Calc bu hesaplamalarda verilen sıcaklık, basınç ve kimyasal bileşim gibi verilere göre sistemin toplam Gibbs enerjisini minimize ederek oluşabilecek en kararlı enerji durumunu (denge durumunu) belirler. Buna ilaveten, bazı fazlar yok sayılarak (yani sistemden çıkartılarak) Thermo-Calc yardımıyla yarı kararlı denge de incelenebilir [28,29].

Thermo-Calc farklı polinom fonksiyonları içeren termodinamik veritabanları ile çalışır. Polinom fonksiyonlarından yararlanarak fazların Gibbs enerjileri tanımlanır. Bu tanımlamada, çözeltili fazlarında ideal olmayan durum varsayımı yapılır. Veritabanları içerisinde ikili, üçlü ve daha fazla bileşenli sistemlerin termodinamiği ve faz diyagramlarına ait derlemeler bulunur. Çeşitli malzemelere, sistemlere ve uygulamalara göre farklı veritabanları vardır. Örneğin demir-çelik alaşımları, demir bazlı curuflar, nikel süper alaşımları, alüminyum, magnezyum, titanyum ve zirkonyum alaşımları, sert metaller, nükleer malzemeler, sulu çözeltiler ve buna benzer veritabanları bulunmaktadır [28,29].

Çelikler için TCS Steels/Fe-alloys (TCFe5) veritabanı Thermo-Calc Software tarafından geliştirilmiştir ve yapılan hesaplamalarda bu veritabanı kullanılmıştır [30]. Veritabanının bu versiyonu 20 element ve 85 faz ait veri içermektedir.

Aslında veritabanları ikili, üçlü ve dördü sistemlere ait bilgiler içermesine rağmen, bu verilerden yararlanarak CALPHAD yaklaşımı sayesinde çok bileşenli sistemlere için hesaplamalar yapılabilmektedir. Bu nedenle Thermo-Calc endüstride de alaşımlarla ilgili tahminler yapmak için kullanılmaktadır [29].

Dört tipte hesaplama yapılması mümkündür.

1. Tek noktada denge: Sıcaklık, basınç ve kimyasal bileşim/aktivite (yada bir fazın miktarı) sabit olduğu durumda denge hesaplanabilir (kararlı yada yarı kararlı). Örneğin bu çalışmada faz dönüşüm sıcaklıkları bu tip hesaplama ile belirlenmiştir.

2. Step (Basamaklama): Bir durum değişkeninin miktarı değiştirilebilir (örn: sadece sıcaklık), ancak diğerleri sabittir. Bu tipte yapılan hesaplamalara örnek vermek gerekirse, bu çalışmada yapılan değişen sıcaklıkla hangi fazın oluşacağını gösteren diyagramlar örnek verilebilir. Bu diyagramlara ayrıca oluşan fazların miktarları da eklenmiştir, böylece aslında tek değişkeni olan ancak iki değişkenliye benzer (pseudo-binary) diyagramlar oluşturulmuştur.

3. Mapping (Haritalama): İki eksene ait değişken (sıcaklık, basınç, kimyasal bileşim yada aktivite gibi) aynı anda değiştirilir. Bildiğimiz faz diyagramları bu şekilde bir ekseninde sıcaklık ve diğerinde bir kimyasal elementin miktarı şeklinde çizilebilir. Sıcaklık sabit tutularak iki elementin miktarı değiştirilip, eşsıl kesitler alınması da mümkündür.

4. Scheil: Thermo-Calc denge dışı katılaşmalar için Scheil-Gulliver modeli içermektedir. Genellikle döküm ile ilgili simülasyonlarda uygulanır.

Thermo-Calc akademik kurumlar, devlete ait araştırma laboratuvarları ve ticari endüstri kuruluşları tarafından tüm dünyada kullanılmaktadır .Yazılım kullanıldığı alanlar arasında faz dengesi, yarı kararlı denge, faz dönüşümleri ve çeşitli termodinamik parametrelerin hesaplanması sayılabilir [29].

- İkili, üçlü ve çoklu sistemler için kararlı ve yarı kararlı faz dengeleri
- Sıcaklık, basınç ve kimyasal bileşimin fonksiyonu olarak oluşan faz (kütlesel, hacimsel ve molar) miktarları
- Likidüs, solidüs ve solvüs sıcaklıkları gibi dönüşüm sıcaklıklarının hesaplanması
- Termokimyasal veriler (entalpi, ısı kapasitesi ve aktivite gibi)
- Çökelti için itici güçler
- Faz diyagramları (eşisıl kesitler)
- Molar hacim, yoğunluk ve ısıl genişleme
- Scheil-Gulliver (denge dışı) katılaşma simülasyonları

Thermo-Calc yalnızca alaşım modellemek için değil proses dizaynında da kullanılabilir. Örneğin çok bileşenli bir gaz sisteminin karbon potansiyeli hesaplanıp, bu karbon potansiyeli altında belirli bir sıcaklıkta malzemede hangi fazların oluşabileceği de belirlenebilir. Böylelikle metalurji, proses, kullanım performansı ve bunun gibi konularla ilgili problemlerde kullanılabilir [29].

- Alaşım dizaynı: Özellikleri artırmak veya maliyet düşürmeye yönelik olarak bir alaşımın kimyasal bileşiminin dizayn edilmesinde yol gösterici olabilir.
- Isıl işlem: Bir ısıl proses öncesinde oluşabilecek istenmeyen fazların belirlenmesinde kullanılabilir.
- Döküm: Likidüs ve solidüs sıcaklıkları hesaplanabilir. Döküm modelleme için gerekli değerler hesaplanabilir.

- Kaynak ve birleştirme: Aynı iki malzeme birleştirildiğinde yada bir dolgu malzemesi ile kaynaklandığında oluşabilecek fazlar tahmin edilebilir.

- Kalite kontrol: İstenen özelliklerin sürdürülmesi için fazların oluştuğu kimyasal bileşim toleransları hesaplanabilir.

## 2.4. Yüksek Sıcaklıkta Deformasyon Sırasında Oluşan Mikroyapısal Değişimler

### 2.4.1. Dinamik toparlanma

Bir metal yüksek sıcaklıklarda deforme edilirse, ısı aktivasyonu nedeniyle *dinamik* toparlanma gerçekleşir. Malzeme eğer düşük istif hatası enerjili ise toparlanmayı, dinamik yeniden kristallenme takip edecektir. Yüksek istif hatası enerjili alüminyum ve hacim merkezli kübik (hmk) demir gibi metaller ise sadece dinamik toparlanma ile restorasyon oluşur. Uygulanan gerilmenin yüksek olması da bunu değiştirmez. Oluşan akma eğrilerinin biçimi de Şekil 2.7a'da görüldüğü gibi akma hızının dinamik toparlanma ile sınırlandırıldığı durumu aksettirmektedir. Gerilme/gerinme eğrisinin başlangıçtaki pekleşme kısmında dislokasyon yoğunluğu giderek artar. Dislokasyonlar birbirine dolanarak alt tane sınırlarını oluştururlar (Şekil 2.7b). Deformasyon ilerlerken, bu kez pekleşme hızı düşmeye başlar. Bu olay dislokasyonların birbirlerini yok etme hızının artmasından kaynaklanır ve dislokasyon yoğunluğuna bağlıdır. Dislokasyonların yok olma hızı dislokasyon üretme hızı ile eşitlendiğinde, kararlı konuma (steady state) gelir. Kararlı konumu tanımlamak için gerilmenin sabit olduğu ve denge alt tane boyutuna ulaşılan bir konum denilebilir. Kararlı konumdaki alt tane boyutu  $d$  sıcaklığa ve gerinme hızına bağlıdır:

$$d^{-1} = a + b \ln Z \quad (2.3)$$

burada  $a$  ve  $b$  deneysel elde edilen sabitlerdir ve  $Z$  ise Zener-Hollomon parametresidir:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2.4)$$

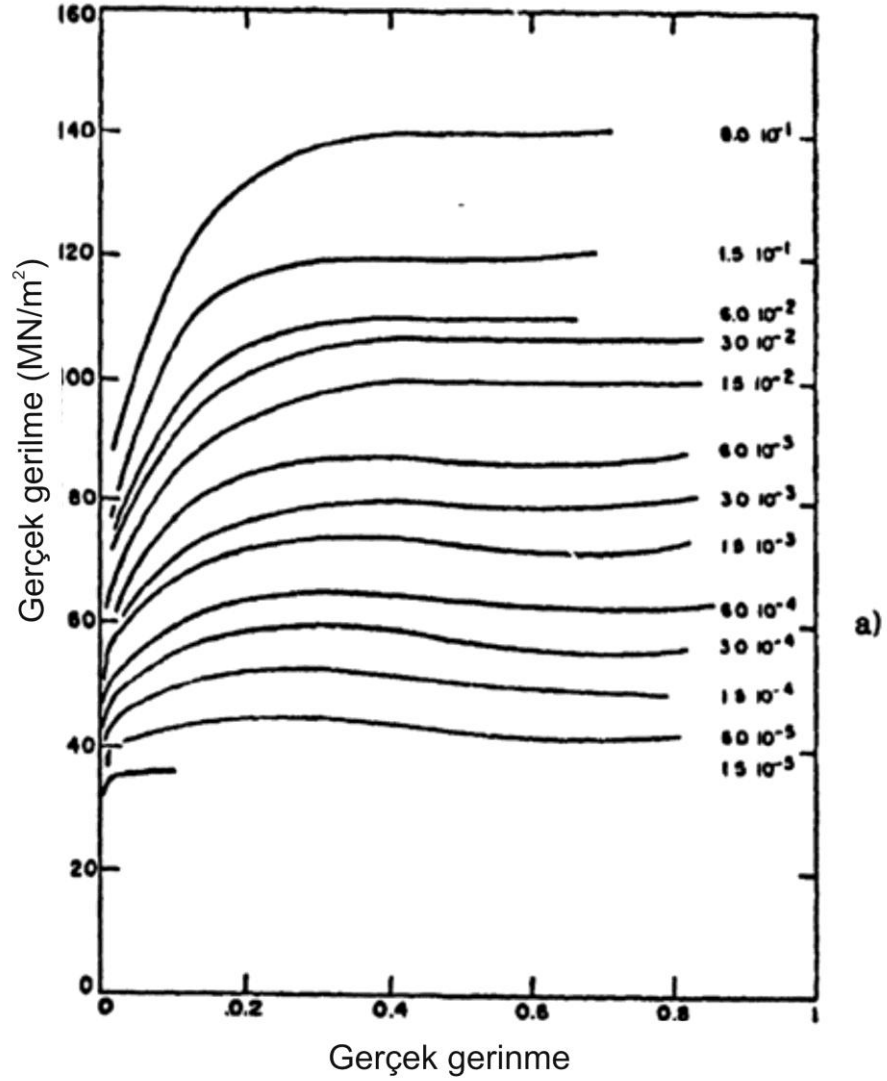
$Q$  akma gerilmesinin sıcaklıkla bağıllığını gösteren deneysel aktivasyon enerjisidir.  $R$  ise gaz sabitidir [31].



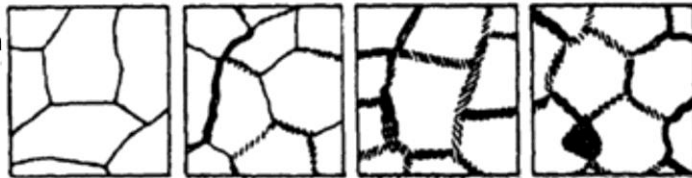
Kararlı konum gerilmesi ayrıca Zener-Hollomon parametresi ile ilişkilidir:

$$Z = f(\sigma_{\text{kararlı konum}}) \quad (2.5)$$

Bu fonksiyon üssel yada hiperbolik olabilir.



Sıcak deformasyon  
yada sürünme



Deformasyon yok  
Dislokasyonlar  
ayrı ayrı

Deformasyon 0 - 0.1  
Alt taneler

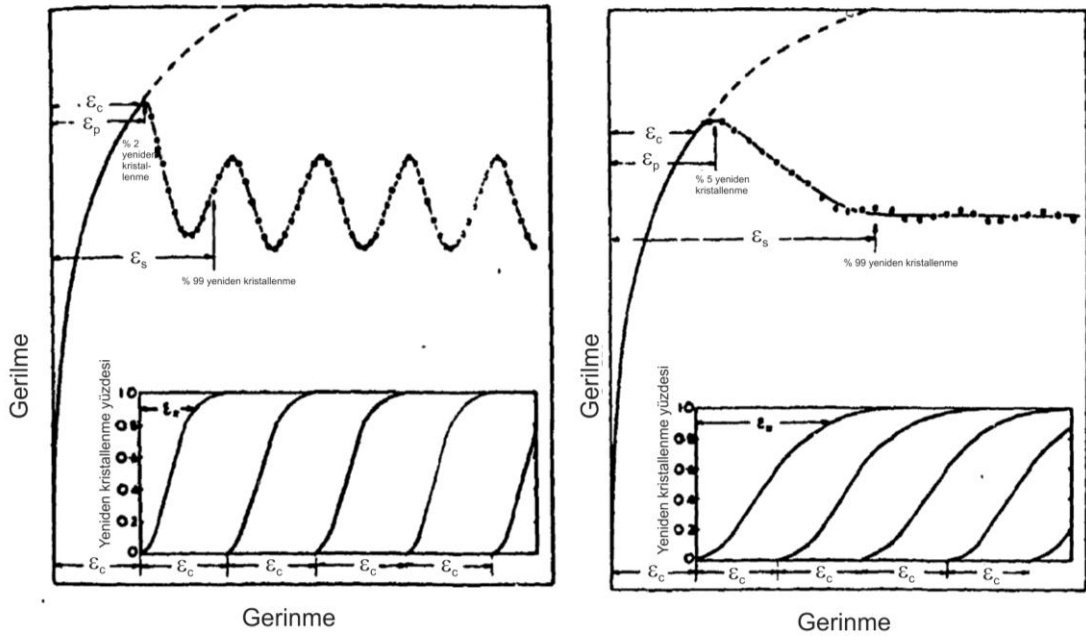
Kararlı konum 0.5  
Alt taneler oluşmuş

Kararlı konum 2.0  
Alt taneler hala var

Şekil 2.7: Yüksek istif hatası enerjili Armco demirinde a) gerilme/gerilme eğrilerinin biçimi ve b) şekil değiştirme sırasında alt tane oluşumu [31].

## 2.4.2. Dinamik yeniden kristallenme

Düşük istif hatası enerjili metallerde (çoğunlukla ymk metallerde), deformasyonun ilk aşamalarında ortaya çıkan dislokasyonların oluşturduğu alt tane yapısı toparlanma ile giderilemez. Bu noktada deformasyon koşullarına bağlı olarak kritik dislokasyon yoğunluğuna ulaşılması gerekir. Böyle bir durum oluşursa, yeniden kristallenmenin çekirdeklenmesi tane sınırlarında bulging (büzülme) ile gerçekleşir. Dislokasyonlar yüksek açılı tane sınırlarının göçü ile yok olmaya başlar ve yapı gerinmesiz yeni bir yapıya dönüşür. Bu olaylar gerçekleşirken oluşan akma eğrileri Şekil 2.8'deki gibidir [31,32].



Şekil 2.8: Dinamik yeniden kristallenmenin görüldüğü akma eğrilerine örnekler: a) düşük gerinme hızı ve b) yüksek gerinme hızı [31].

Düşük gerinme hızlarında, dinamik yeniden kristallenmenin oluşturduğu akma gerilmesi azalması periyodik çevrimler ile izlenir. Bu çevrimlerin her birinde pekleşme ardından yumuşama gerçekleşir. Çevrimin deformasyon sürdükçe azalan bir genlikte sabit bir periyotta süreceği görülür. Bu koşullar altında Luton ve Sellars, çekirdeklenmenin mevcut tane sınırlarındaki büzülme ile meydana geldiğini görmüşlerdir. Çekirdeklenme ve büyüme sırasında deformasyon sürdüğünden dolayı yeni oluşmuş taneler hemen deforme olurlar. Gerinme enerjisinin gradyenti de yeniden kristallenmiş tanelerin merkezinden gelişmekte olan sınırlara doğru düşüktür. Sınırın bir tarafında dislokasyonsuz bir bölge ve yeniden kristallenmemiş diğer tarafında yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip bir bölge bulunduğundan

dolayı oluşabilecek bir itici güç ise sürekli deformasyon tarafından düşürülmektedir. Sonuç olarak yeniden kristallenme tamamlanınca ortaya merkezleri deformasyon gösteren taneler çıkar. Bu taneler aynı boyuttaki statik olarak yeniden kristallenmiş gerinmesiz tanelerden farklıdır. Eğer deformasyon devam ederse, dislokasyon yoğunluğu ve böylelikle akma gerilmesi artar. Bu durumda yukarıda anlatılanlar tekrar gerçekleşir ve bir yeniden kristallenme çevrimi daha meydana gelir [31].

Gerinme hızı yüksek ise (Şekil 2.8b), gerilme bir pik gerinmesine kadar yükselir ( $\epsilon_p$ ) ve bu değere ulaştıktan sonra dinamik yeniden kristallenmenin bir sonucu olarak akma gerilmesinin üzerindeki bir değere kadar düşer. Tane sınırları civarındaki gerinme yüksek olduğundan, yeniden kristallenmiş bir tanenin merkezinden sınırına doğru bir gerinme enerjisi gradyenti vardır ve hareket eden tane sınırlarının hemen arkasındaki bölgede çok miktarda dislokasyon bulunur. Bu nedenle itici güç azalır ve statik yeniden kristallenmeye göre göç hareketi daha yavaş olur. Deformasyonun daha sonraki aşamasında yeniden kristallenme tamamlanmadan önce, yeniden kristallenmiş tanelerin merkezindeki dislokasyon yoğunluğu yeni bir çevrim başlatmak için gerekli değere ulaşmıştır. Öyle bir durum oluşur ki, tanelerin her biri yeniden kristallenmenin farklı aşamalarında ve bu nedenle bir “ortalama deformasyon” oluşur. Ortalama akma gerilmesi akma gerilmesi ve pik gerilmesi arasında bir yerde seyrederek [31].

Dinamik yeniden kristallenmede çekirdeklenme için gerekli kritik gerinme, akma eğrisinde görülen pik gerilmesi ( $\epsilon_p$ ) değerinin hemen altında bir değerdedir. Bu değer McQueen ve Jonas tarafından eş zamanlı gerçekleşen yumuşama ve sertleşme olayları ile açıklanmıştır. İlk oluşan çekirdek malzemeyi yöresel olarak yumuşatırken, malzemenin geriye kalan kısmı sertleşmektedir. Yüksek gerinme hızlarında  $\epsilon_c$  ve  $\epsilon_p$  arasındaki fark giderek artar. Rossard'a göre  $\epsilon_c$  değeri  $5/6\epsilon_p$ 'ye eşitken, Sakui ve diğerlerine göre kritik gerinme yaklaşık  $0.7\epsilon_p$ 'dir [31].

Dinamik yeniden kristallenmenin oluşumu metallografik tekniklerle izlenebilir. Dinamik yeniden kristallenmenin kinetiğini belirlemek için ise zamanın logaritmik fonksiyonu olarak tanımlanan yeniden kristallenmiş hacim miktarının eğrilerinin oluşturulması gerekir. Bu eğriler tipik bir yeniden kristallenme eğrileri ile aynıdır. Sabit gerinme hızı altında yapılan testler yardımıyla, yeniden kristallenme miktarı aşağıdaki Avrami denklemi ile ifade edilebilir:

$$X_D = 1 - \exp[-K(\epsilon - \epsilon_c)^{n_D}] \quad (2.6)$$

Burada K ve  $n_D$  sabittir.

Sonuç olarak, dinamik yeniden kristallenme sırasında gelişen tane boyutu yüksek sıcaklık akma gerilmesi ile yakından ilişkilidir:

$$\sigma_{kararlı\ konum} = A d_{dinamik}^{-q} \quad (2.7)$$

Bu formül deneysel olarak elde edilmiştir. Buradaki A ve q malzemeye bağlı sabittir.

### 2.4.3. Statik toparlanma

Plastik deformasyon sonrasında, deformasyon enerjisinin bir kısmı malzeme içerisinde saklanır ve bu nedenle malzeme termodinamik olarak kararsız hale gelir. Deformasyonu meydana getiren yük kalkar kalkmaz, metal toparlanma ile yumuşamaya başlar. Bunun nedeni dislokasyonların yok olması ve yeniden düzenlenmesidir. Toparlanma sırasında herhangi bir tane sınırı hareketi gerçekleşmez. Hatta mikroyapıda belirlenebilir bir değişim gözlenemez. Dislokasyon yoğunluğunun düşmesi ve dislokasyonların yeniden düzenlenmesi ile meydana gelen iç gerilmedeki azalma nedeniyle akma gerilmesinin değeri % 40'a kadar azalabilir [31,32].

Statik yeniden kristallenme için gerekli kritik gerilmeye ulaşılmazsa (yaklaşık % 10), toparlanma prosesi tam bir yumuşama yerine % 100'ün altında bir yerde plato oluşmasına neden olur [31].

Sıcaklık yükselirse ısı aktivasyonunun artması nedeniyle toparlanma hızında artış olur. Dislokasyon yoğunluğunda artış olacağından gerilme yada gerilme hızında artış da toparlanma hızını artırır. Çözünen miktarında artış olursa istif hatası enerjisi azalacağından dolayı statik toparlanmanın hızı azalacaktır. Aslında bu durum dinamik toparlanmada da aynıdır [31].

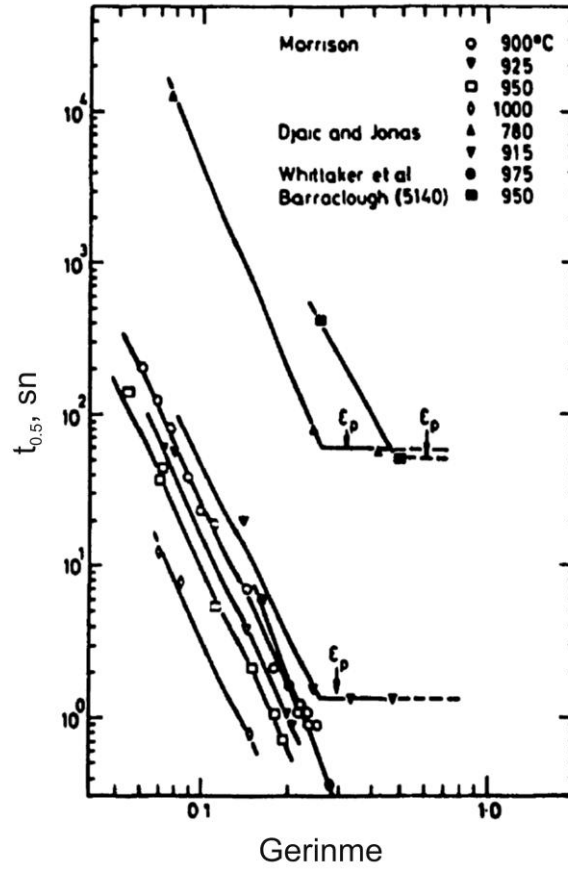
### 2.4.4. Statik yeniden kristallenme

Yeniden kristallenme tanım olarak deformasyona uğramış ve toparlanmış yapının yerine yeni tanelerin oluşması ve büyümesi prosesidir. Bu yeni oluşan taneler gerinmesizdir ve yüksek açılı sınırların hareketi ile büyürler. Statik yeniden kristallenme ancak gerekli gerilme değeri aşılmış ise gerçekleşebilir. Ayrıca statik toparlanma sırasında yeniden kristallenme için gerekli tane çekirdeklerinin oluşması

için gerekli süre verilmiş olmalıdır. “Yeniden kristallenmenin kanunları” şeklinde tanımlanan kalitatif prensipler aşağıdaki gibidir:

- Yeniden kristallenmeyi başlatmak için bir minimum gerinme gereklidir.
- Deformasyon miktarı ne kadar düşük ise, yeniden kristallenmenin başlaması için gerekli sıcaklık o kadar yüksektir.
- Yeniden kristallenme için gerekli sıcaklık, bekleme süresi artırıldıkça düşer.
- Yeniden kristallenmiş tane boyutu ilk olarak deformasyon miktarıyla ilgilidir. Tutma sıcaklığı da önemlidir. Daha fazla deformasyon ve düşük tutma sıcaklığı daha küçük tane boyutu sağlar.
- Yeniden kristallenme tamamlanınca aynı sıcaklıkta tutmaya devam edilirse tane büyümesine neden olunur.

Sellar'a göre yeniden kristallenmenin hızını üç parametre belirler [32]. Bunlar depolanmış enerji, uygun çekirdeklenme yerlerinin yoğunluğu ve sıcaklıktır. Depolanmış enerji, deformasyon sıcaklığının azalmasıyla yada gerinme ve gerinme hızının artmasıyla artar. Bunlar arasında en önemlisi gerinmedir. Gerinmeye bağlı olarak % 50 yeniden kristallenme için gerekli süre üssel olarak değişir (Şekil 2.9) [31].



Şekil 2.9: C-Mn ve düşük alaşımlı çeliklerde % 50 yeniden kristallenme için gerekli zaman ve gerinme ilişkisi [31].

Gerinme hızının etkisi, akma gerilmesinin Zener-Hollomon parametresine bağlı olmasından kaynaklanır. Ancak yine de bu etki tam olarak gözlenememiştir [31].

Yeniden kristallenme hızını belirleyen ikinci parametre çekirdeklenme yörelerinin yoğunluğudur. Çekirdeklenme genellikle tane sınırı bükümlerinin hareketine bağlı olduğundan, çok sayıda çekirdeklenme yöresi küçük tanelere ve daha hızlı bir yeniden kristallenmeye neden olur [31].

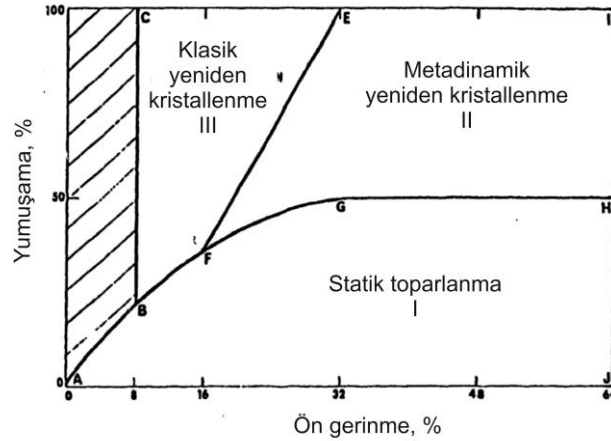
En son olarak, yeniden kristallenme kinetiğinde tutma sıcaklığının etkisi de güçlüdür. Sıcaklığın 50 °C artması yeniden kristallenme hızının 10 kat artması demektir [31].

#### 2.4.5. Metadinamik yeniden kristallenme

Deformasyon sırasında dinamik yeniden kristallenme için gerekli kritik gerinme  $\epsilon_c$  aşıldığı zaman, yüksek sıcaklık deformasyonu durdurulursa malzeme statik yeniden kristallenme ile yumuşamaya başlar. Bu proses soğuk işlenmiş malzemelerin tavlama sırasında yeniden kristallenmeden farklıdır. Bu yüksek sıcaklık prosesi

metadinamik yada postmetadinamik yeniden kristallenme olarak adlandırılır. Bu proseste çekirdeklenme için herhangi bir inkübasyon süresi gerekmez, çünkü deformasyon biter bitmez metal içerisinde gerekli çekirdekler zaten mevcuttur. Dinamik yeniden kristallenme ile oluşan bazı tane sınırları halen hareket halindedir ve bazı bölgeleri gerinmesiz hale getirmektedir. Bu bölgeler çekirdeklenme için süre gereksiz statik çekirdek haline gelirler. Dinamik çekirdek içermeyen bölgelerde statik yeniden kristallenme için klasik çekirdeklenme de gerçekleşebilir [31,32].

Şekil 2.10 ön gerilmeye bağlı olarak üç statik yumuşama prosesi arasındaki ilişkiyi göstermektedir. Statik yeniden kristallenme için gerekli kritik gerinmenin altında (B noktası), statik toparlanma ile sınırlı bir yumuşama gerçekleşir. Ön gerilme gerekli kritik gerinmeden büyük ancak dinamik yeniden kristallenme için gerekli gerinmeden (F noktası) küçük ise, klasik yeniden kristallenme oluşur. Eğer dinamik yeniden kristallenme için gerekli gerinme aşılar ancak kararlı konum gerinme geçilemez ise (G noktası), metadinamik yeniden kristallenme gerçekleşir. En sonunda, kararlı konum gerinmesi aşıldığında metadinamik yeniden kristallenme yerine tamamen klasik yeniden kristallenme meydana gelir. Bununla birlikte, metadinamik yeniden kristallenmenin tamamen (% 100) yumuşamaya neden olup olmadığı hakkında görüş farklılıkları bulunmaktadır [31].



Şekil 2.10: Yeniden kristallenme ile ilgili üç mekanizmanın şematik ilişkisi [31].

Metadinamik yeniden kristallenmenin hızı dinamik toparlanmayı izleyen statik yeniden kristallenmedeki gibi gerçekleşir. Bununla beraber, kararlı konumdan sonra depolanmış enerji artık gerinmeye bağlı olmaz ve orijinal taneler zaten yok olmuşlardır. Böyle bir durumda, ilgili değişkenler gerinme hızı, deformasyon sıcaklığı ve tutma sıcaklıklarıdır [31].

#### 2.4.6. Çözeltideki mikroalaşım elementleri ve gerinme katkılı çökeltmenin etkileri

Mikroalaşımli çeliklerin geliştirilmesi açısından mikroalaşım elementlerinin oluşturduğu metal karbonitrürlerin çökmesi ve çözünmesi çok önemlidir. Çözünmemiş mikroalaşım elementleri sıcak şekillendirme öncesindeki başlangıç tane boyutunu etkilerler. Ayrıca yukarıda anlatılan dinamik ve statik prosesleri de etkileyeceklerdir. Çözünmüş olan mikroalaşım elementleri de toparlanma ve yeniden kristallenmeyi etkilerler [6].

Niyobyum ve titanyum gibi mikroalaşım elementlerinin eklenmesi östenit fazında kararlı karbonitrürlerin oluşmasına neden olur. Deformasyon olmadığında yada yapı sonradan deforme edildiğinde statik çökeltme gerçekleşir. Oysaki dinamik çökeltme sadece sıcak deformasyon sırasında gerçekleşir. Eğer östenit deforme ediliyorsa, çökeltme gerinme katkılı olarak nitelendirilir. Gerinme-katkılı-çökeltmeler genellikle çok incedirler (5 nm civarında) ve pekleşme katsayısını etkilerler [31].

HSLA çeliklerinde mikroalaşımlama ile yeniden kristallenmenin geciktirilmesi iki mekanizma üzerinden gerçekleşir. Bu mekanizmalar, gerinme-katkılı-çökeltmelerin tutma (pinning) etkisi ve çözeltideki mikroalaşım elementlerinin neden olduğu sürüklenme (solute drag) etkisidir. Bazı araştırmacılar [33], bu mekanizmalardan sadece birine dayalı görüşler savunurlarken, diğerleri yeniden kristallenmenin geciktirilmesinde ana etkinin gerinme-katkılı-çökeltmelerden kaynaklandığını ve çözeltideki mikroalaşım elementlerinin ikincil derecede etkili olduğunu ileri sürmektedir [34,35]. Sürüklenme etkisi ile sadece yumuşama hızı düşürülürken, gerinme katkılı çökeltmeler daha büyük etkiye sahiptirler ve yeniden kristallenmeyi uzun süreler için engelleyebilirler. Bu çökeltmeler alt tane sınırlarının hareketini kısıtlayarak yeniden kristallenmenin olmadığı sıcaklığı ( $T_{nr}$ ) yükseltirler. Böylece tane büyümesi geciktirilebilir. Mikroalaşım elementleri içerisinde özellikle Nb östenit yeniden kristallenmesini geciktirme açısından en büyük potansiyele sahiptir. Niyobyum karbonitrür gerinme-katkılı-çökeltmeleri 800-1000 °C arasında oluşurlar [6,36].

Bazı yazarlar her iki etkinin de eşit derecede etkili olduğunu açıklamaktadırlar. Bu karşıt görüşlere rağmen, verilere bakıldığında çözeltideki atomların toparlanma ve yeniden kristallenmeyi etkileyebildikleri ve çökeltmelerin gecikme üzerine çok büyük etkiye sahip oldukları görülmektedir [31].



Yeniden kristallenmenin geciktirilmesinde çözültideki atomların etkisinin, dislokasyonlar yada sınırların hareketini engelleyen bir sürüklenme kuvvetinin doğmasına dayanmaktadır. Tane sınırlarındaki ince çökeltiler de buna benzer bir sürüklenme kuvveti üretirler ve bu kuvvet yeniden kristallenmenin engellenmesine neden olur. Eğer çökeltiler kabalaşırlarsa bariyer etkileri de kaybolur [31].

Gerinme-katkılı-çökelti oluşumunda, deformasyonla meydana gelen dislokasyonlar üzerinde ince çökeltiler oluşur ve bu çökeltiler yeni östenit tanelerinin çekirdeklenmesini ve büyümesini engeller. Bunu sağlayan mekanizma hakkında hala kesin bir açıklama yoktur. Bazı görüşlere göre mikroalaşım elementleri çökelti oluşumu üzerinden tane sınırlarında ve alt tane sınırlarında oturarak tane sınırlarının hareketini engelleyen bir tutma kuvveti (pinning force) meydana getirirler. Bir başka görüşe göre çökeltiler östenit taneleri içerisindeki dislokasyon ağında oluşurlar. Böylece toparlanma engellendiğinden yeniden kristallenme de meydana gelmemektedir [37].

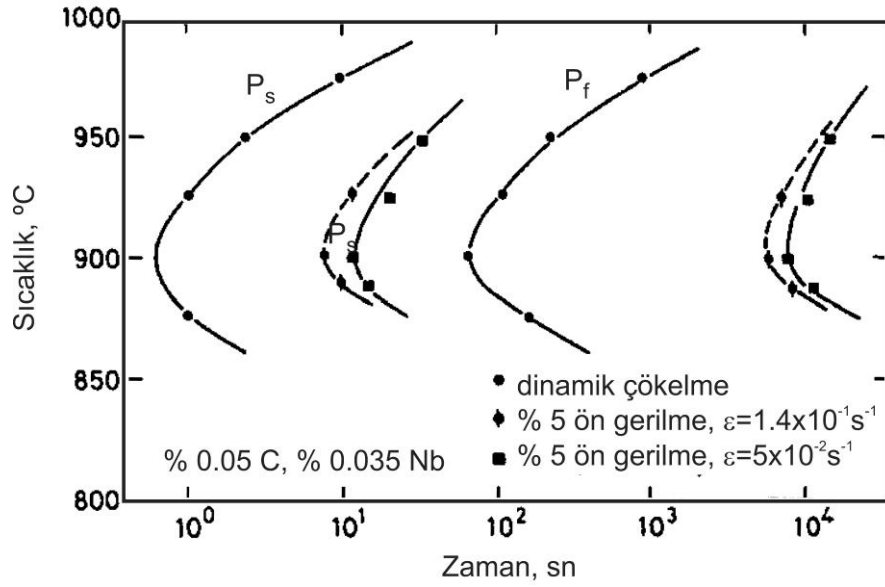
Jonas ve Weiss, sabit bir yüksek sıcaklıkta basma testi kullanarak deformasyon sonrası çökeltme kinetiği belirlemişlerdir. Çalışmalarında eğer yeniden kristallenmeden önce çökelti oluşursa yeniden kristallenmenin yaklaşık 10 kat kadar uzun sürelere ertelendiğini görmüşlerdir. Bu gözlemlerden, yüksek sıcaklıklarda çözülmüş atomlarla ve görece düşük sıcaklıklarda çökeltilerle yeniden kristallenmenin ertelendiği görülmüştür [31].

Çeliklerin nihai mikroyapı büyük oranda sıcak deformasyon ile ilgilidir. Sıcak deformasyon sonrasında mikroalaşımli çeliklerde deformasyon enerjisi nedeniyle gerinme-katkılı-çökelti oluşumu gerçekleşir. Deformasyon sonrası gerinmeden doğan enerji malzeme içerisinde depolanır. Bu enerji toparlanma ve yeniden kristallenme için itici güç sağlar. Sıcak deformasyon sırasında çelik içerisinde var olan fazın (yani östenitin) dizilim hatası (stacking fault) enerjisi yüksek olduğundan, bu enerji toparlanmaya yerine çoğunlukla statik-yeniden-kristallenmeye harcanır. Bu nedenle mikroyapıda tane büyümesine bağlı yumuşama gerçekleşir [37,38].

Gerinme-katkılı-çökeltilerin kontrol edilebilmesi için yukarıda anlatılan çözünlülük verileri yanında çökelti kinetiğinin de bilinmesi gereklidir. Çökelti kinetiği, PTT (Precipitation-Time-Temperature) diyagramlarındaki C tipi eğrilerle ifade edilebilir (Şekil 2.11). Deforme edilmemiş bir östenit fazından çökeltme oldukça yavaştır ve soğuma boyunca östenit kimyasal bileşimi değişmeden kalabilir. Ancak, sıcak

şekillendirme çökelti kinetiğinde hızlanmaya neden olur. Şekil 2.11’da görüldüğü gibi artan deformasyon miktarı ve hızına bağlı olarak çökeltme için gerekli süre azalmaktadır. Bu gerinme-katkılı-çökelteler dislokasyonlarda ve alt sınırlarda oluşurlar. Ön gerilme uygulama da çökeltme kinetiğini hızlandırır [6].

Eğer mikroalaşım elementlerinin oluşturdukları çökelteler kontrol edilebilirse, şekillendirme sırasında oluşan toparlanma, yeniden kristallenme ve tane büyümesi ile mikroyapısal kontrol sağlanabilir. Şekillendirme sırasında deformasyon genellikle birkaç aşamada uygulandığından, toparlanma ve yeniden kristallenme (dinamik yada statik) tekrar tekrar gerçekleşebilir. Örneğin tipik bir haddelme prosesinde haddeler arasındaki geçiş süresince gerçekleşen yeniden kristallenme ve tane büyümesi oldukça önemlidir. Çözeltide bulunan mikroalaşım elementleri, çözünmemiş çökelteler ve gerinme-katkılı-çökelteler bu mikroyapısal değişimlerde büyük rol oynarlar [6].



Şekil 2.11: Östenitte niyobyum karbür çökeltmesini gösteren C eğrileri [6].

### **BÖLÜM 3. MALZEME VE YÖNTEM**

Çökelti sertleşen ferritik-perlitik çelikler dövme uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu çeliklerde mikroyapı ve mekanik özellikler mikroalaşım elementleri ile kontrol edilebilir. Mikroalaşım elementleri, çeliklerin mekanik özelliklerini belirleyen tane büyümesi ve çökelti sertleşmesi gibi mekanizmalarda önemli bir rol oynarlar. Bu çalışmanın amacı, Nb/Ti mikroalaşımlama yoluyla yüksek mukavemetli bir çökelti sertleşen çelik geliştirilmesidir.

Çökelti sertleşen ferritik-perlitik çelikler hakkında kaynakça taraması sonucunda, bu çeliklerde karbon miktarının düşürülmesi ve mikroalaşımlama ile mukavemetin aynı seviyede korunurken tokluğun artırılabilceği görülmüştür. Bu nedenle seçilen 19MnVS6 ve 38MnVS6 çeliklerinde östenitleme, dövme ve soğuma sırasında gerçekleşen metal karbonitrürlerin çökmesinin daha iyi anlaşılması ve ilgili çeliklerin kimyasal bileşimlerinin seçimi için Thermo-Calc® yazılımı ile hesaplamalar yapılmıştır. Hesaplamalarda metal karbonitrür çökmesinde Nb, Ti, V ve C elementlerinin çökelti miktarına etkileri incelenmiştir. Termodinamik hesaplamalar doğrultusunda kimyasal bileşimi belirlenen iki 38MnVS6 çeliği 30A ve 30C üretilmiştir. Alaşım elementleri C ve Mn ile mikroalaşım elementlerinin miktarları tokluğu artırmak için standartların dışında seçilmiştir. Döküm sonrası 30A ve 30C çelikleri dövülerek yoğrulmuşlardır. Mekanik özelliklerin karakterizasyonu amacıyla çekme testleri ve Charpy darbe testleri yapılmıştır. Mikroyapı üzerinde soğuma hızı etkisinin belirlenmesi için sürekli soğuma ZSD (Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm) diyagramları elde edilmiştir. Ayrıca metal karbonitrür çökme kinetiğinin incelenmesi için numunelerde sıcak basma deneyleri uygulanmıştır.

#### **3.1. Termodinamik Hesaplamalar**

Termodinamik hesaplamalar, çeliklerde faz dönüşümleri ve çökelti oluşumlarının önceden tahmin edilebilmesine yardımcı olur [39]. Mikroalaşım elementlerinin oluşturdukları çökelti hakkında daha fazla bilgi sahibi olmak amacıyla, deneylere başlamadan önce termodinamik hesaplamalar yapılmıştır. Bu hesaplamalar denge koşullarında sıcaklığa bağlı olarak faz dönüşümleri ve çökelti oluşumu/çözünmesi üzerine bir öngörü vermektedir. Böylece çökelti miktarının hangi mikroalaşım elementi miktarı için hangi sıcaklık aralığında kararlı olabileceği

tahmin edilebilmektedir [40]. Ayrıca her bir sıcaklık için bu çökeltilere ait kimyasal bileşim de hesaplanabilmektedir. Thermo-Calc<sup>®</sup> yazılımında MX ya da M(C,N) metal karbonitrür çökeltileri Hillert–Staffanson modeline göre hesaplanmaktadır [41]. Bu modelde yer alan atomlarının M (Ti, V ve Nb) ve arayer atomlarının X (C ve N) bir kafes içerisinde rastgele dağıldığı varsayılmaktadır. Bu çözelti modeli sayesinde elementler arasındaki etkileşim göz önünde tutularak çökeltilerin serbest enerjisi hesaplanmaktadır. Böylece model bize sıcaklığın fonksiyonu olarak dengedeki çökeltilerin kütle yüzdesini ve kimyasal bileşimini vermektedir [36].

Hesaplamalarda TCFE5 TCS Steels/Fe-alloys veritabanı kullanılmıştır [30] ve bu veritabanında bulunan fazlar arasından sıvı, östenit, ferrit ( $\alpha$ - ve  $\delta$ -ferrit), Fe<sub>3</sub>C, AlN, M(C,N) ve MnS fazlarının oluşabileceği kabul edilmiştir [42,43].

Kimyasal bileşim seçilirken 19MnVS6 ve 38MnVS6 standartlarına göre Nb ve Nb/Ti mikroalaşımlama üzerinde odaklanılmıştır. 19MnVS6 çeliğinde sadece mikroalaşım elementlerinin miktarı değiştirilirken, 38MnVS6 çeliğinde karbon miktarı düşürüldüğünde M(C,N) oluşumuna etkisi de incelenmiştir. Hesaplamalarda kullanılan kimyasal bileşimler Tablo 3.1’de gösterilmektedir.

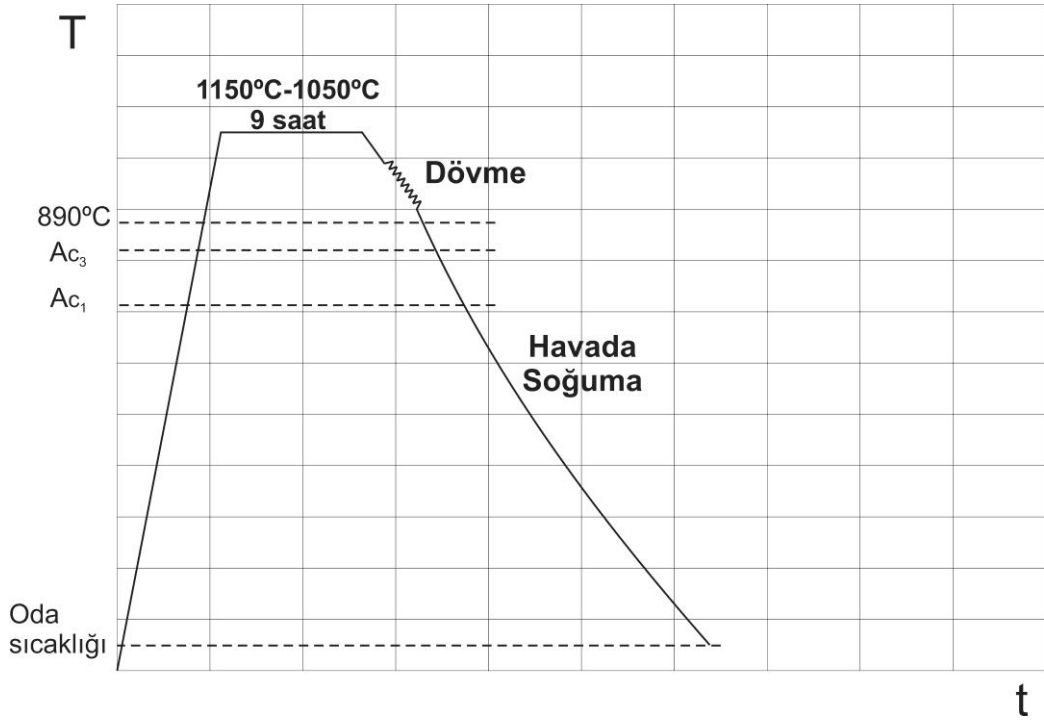
Tablo 3.1: İncelenen çelik kompozisyonları (kütle-%).

Çelik		Kimyasal bileşim								
		C	Si	Mn	S	Al	N	Nb	Ti	V
19MnVS6	Nb19	0,19	0,615	1,440	0,015	0,023	0,017	0,020	-	0,095
	NbTi19	0,19	0,615	1,440	0,015	0,023	0,017	0,020	0,015	0,095
	2Nb19	0,19	0,615	1,440	0,015	0,023	0,017	0,040	-	0,095
	2NbTi19	0,19	0,615	1,440	0,015	0,023	0,017	0,040	0,015	0,095
38MnVS6	Nb33	0,33	0,555	1,325	0,060	0,019	0,016	0,020	-	0,098
	NbTi33	0,33	0,555	1,325	0,060	0,019	0,016	0,020	0,015	0,098
	Nb35	0,35	0,555	1,325	0,060	0,019	0,016	0,020	-	0,098
	NbTi35	0,35	0,555	1,325	0,060	0,019	0,016	0,020	0,015	0,098
	Nb38	0,38	0,555	1,325	0,060	0,019	0,016	0,020	-	0,098
	NbTi38	0,38	0,555	1,325	0,060	0,019	0,016	0,020	0,015	0,098

Diğer: Cr: 0.13, P: 0.02, Ni: 0.02

### 3.2. Numunelerin Üretilmesi

Laboratuvar ergitmeleri bir orta frekans vakum ergitme fırınında yapılmıştır. Üretilen çeliklerin endüstride üretilen bileşimlere yakın olması ve mikroalaşım elementlerinin istenen miktarlarda olmasına dikkat edilmiştir. Kullanılan vakum ergitme fırını 25-85 kg kapasiteye sahiptir (3 kHz, 100 kW,  $10^{-2}$  mbar). Çelikler ilk önce 170x170 mm bloklar olarak dökülmüşlerdir. Daha sonra bu bloklar  $\varnothing$  60x1200mm silindirik çubuklar halinde sıcak dövülmüştür. Dövme işleminin detayları Şekil 3.1 de verilmiştir.



Şekil 3.1: Laboratuvar numuneleri için dövme işleminin akışı.

### 3.3. Malzeme Karakterizasyonu

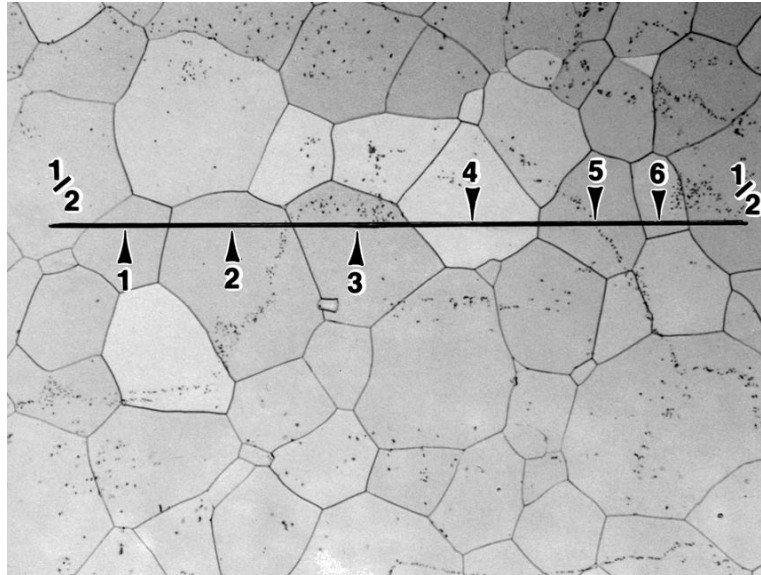
#### 3.3.1. Mekanik testler

Mekanik özellikleri karakterize etmek amacıyla çeliklere çekme testi ve Charpy deneyi uygulanmıştır. Bu testler dövülmüş konumdaki numunelerde gerçekleştirilmiştir. Çekme testinde akma mukavemeti, çekme mukavemeti ve % uzama değerleri elde edilmiştir. Standart çekme testleri, TS 138 EN 10002-1'ye uygun olarak oda sıcaklığında silindirik çubuk numunelerde (B8x40) gerçekleştirilmiştir [44]. Darbe tokluğunun belirlenmesi için Charpy V-çentikli vurma deneyi TS EN 10045-1'e göre uygulanmıştır [45]. Bu testler sonucunda darbe enerjisi-sıcaklık eğrileri çizilmiştir.

### 3.3.2. Metalografi ve görüntü analizi

Mikroyapısal görüntüleme ve tane boyutu ölçümü için farklı standartlar bulunmaktadır. Bunlardan en önemlileri arasında TSE EN ISO 643, ASTM E 112 ve Euronorm 103 sayılabilir [46,47,48]. TSE EN ISO 643'ye göre tane boyutu (veya büyüklüğü) çeliğin tipine ve elde edilmek istenilen bilgiye bağlı olarak uygun bir yöntemle hazırlanmış numunenin parlatılmış olan yüzeyinin metalografik incelenmesiyle bulunur. Tane boyutu karakterizasyonunda bir kaç farklı yöntem kullanılabilir. Bu yöntemler, standart diyagramlarla karşılaştırma, taneleri sayarak birim alandaki ortalama tane sayısını belirleme ve tane sınırlarının böldüğü çizgi parçalarının ortalama değeri ile tane boyutu ölçmedir.

Numuneler kesildikten ve kalıba alındıktan sonra mikroskopik inceleme için parlatılmıştır. Numune alma ve metalografik numune hazırlama sonrasında optik mikroskopta mikroyapısal görüntüler alınmıştır. Bu görüntüler üzerinde TSE EN ISO 643'ye göre tane sınırlarının böldüğü çizgi parçalarının ortalama değeri ile ferrit tane boyutu karakterize edilmiştir (Şekil 3.2). Daha sonra elde edilen ferrit tane boyutu verileri istatistiksel olarak değerlendirilmiştir. Sonuç olarak numunelerin ortalama ferrit tane boyutu ve maksimum tane boyutu belirlenmiştir. Perlit kolonileri ile bu koloniler arasındaki sınırlar koyu renkli kontrast verdiği için birbirinden ayrılamadığı için perlit tane boyutu ölçümü yapılamamıştır.

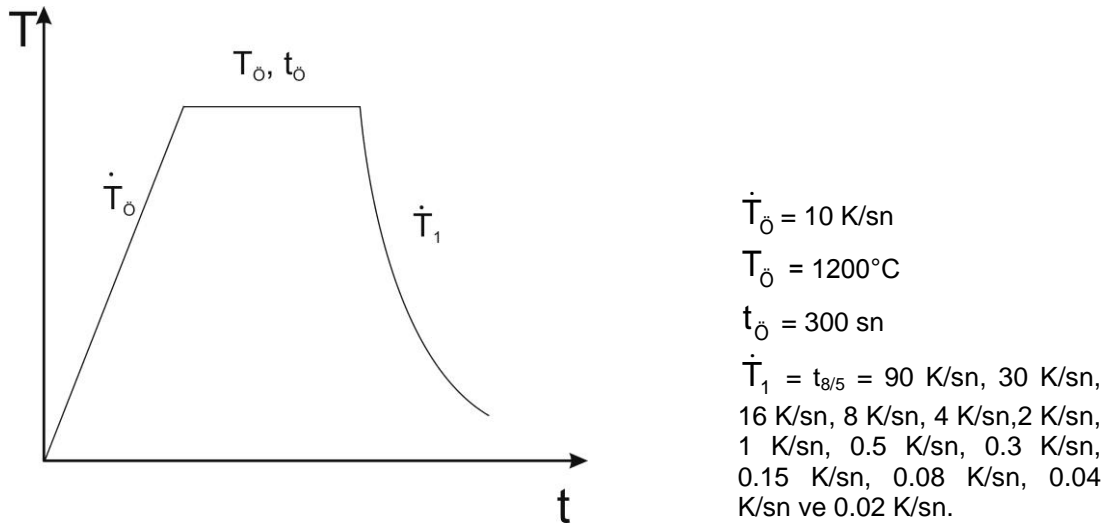


Şekil 3.2: Tane boyutunun bölünmüş çizgi parçası yöntemi ile ölçümü [46].

### 3.3.3. Dilatometre

Faz dönüşümlerine ait sıcaklık ve süreleri belirlemek için kullanılan yöntemlerden birisi malzemelerin fiziksel özelliklerinin ölçülmesidir. Fiziksel özelliklerin değişimi malzemeye ait kafes değişmelerinin meydana geldiği sıcaklık ve süreyi vermektedir. Dilatometre kullanılarak çeliklerdeki katı-katı dönüşümleri belirlenebilir. Bu yöntem faz dönüşümü veya ısıl genleşme yoluyla gerçekleşen özgül hacim değişmelerini, numunede gerçekleşen uzunluk değişimi üzerinden belirler. Bu büyüklüğün dilatometre yardımıyla çok yüksek bir doğrulukta ölçülebilmesi nedeniyle, dilatometri bu tip incelemelerde en yaygın kullanılan yöntem olmuştur [49].

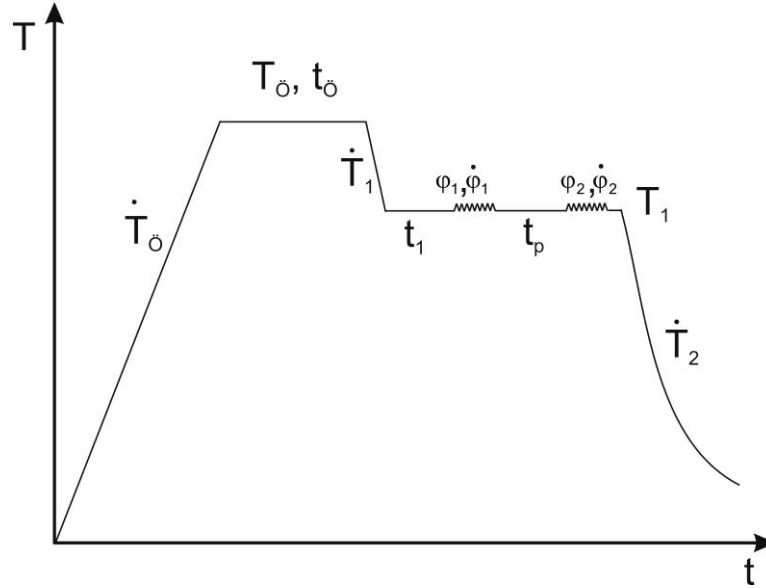
Dilatometre ile belirlenen dönüşüm sıcaklıkları ve süreleri belirli koşullar (örn: farklı soğuma hızları) için kaydedilirse, bu verilerden yararlanarak ve oluşan nihai mikroyapılarda faz miktarı ölçülerek ZSD (Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm) diyagramları çizilebilir. Bu çalışmada ZSD diyagramları oluşturulurken Bähr DIL 805 dilatometre kullanılmış ve uygulamada SEP 1681'dan yararlanılmıştır [50]. Dilatometrede bulunan vakum haznesi içerisinde 5 mm çapında ve 10 mm uzunluğundaki numuneler endüktif olarak ısıtılmıştır. Numunelerin soğutulmasında He ve Ar gazları kullanılmıştır. Deney sırasında numuneler önce 1200 °C'ye östenit bölgesine sabit ısıtma hızı 10 K/sn de ısıtılmıştır ve sabit sıcaklıkta 300 sn östenitlenmiştir (Şekil 3.3). Östenitleme sonrası numuneler 800-500 °C arasında ölçülen farklı soğuma hızları ile oda sıcaklığına soğutulmuştur (90 - 0.02 K/s).



Şekil 3.3: Dilatometre deneylerinde uygulanan çevrim.

### 3.4. Sıcak Basma Deneyi

Sıcak basma deneyi için numuneler ( $\varnothing 10 \times 15$  mm) vakum altında  $1250^\circ\text{C}$ 'ye 10 K/sn hızla ısıtılıp bu sıcaklıkta 400 sn östenitlenmiştir (Şekil 3.4). Numuneler östenitlemeden sonra 5 K/sn hızla  $T_1$  deformasyon sıcaklığına ( $875\text{-}1100^\circ\text{C}$ ) soğutulmuş ve sıcaklığın tüm numune hacminde dengeye ulaşması için 30 sn beklenmiştir. Bu sıcaklıklarda  $10 \text{ sn}^{-1}$  deformasyon hızında 0.35 öngerilme uygulanmış, bu öngerilmeyi 1-10.000 sn'lik bekleme sonrasında 0.35'lik ikinci gerinme takip etmiştir. Bu ikinci gerinmeden elde edilen sonuç numunenin statik yumuşamasını vermektedir. Deneyler sırasında koruyucu gaz Ar ve soğutma gazı N kullanılmıştır.

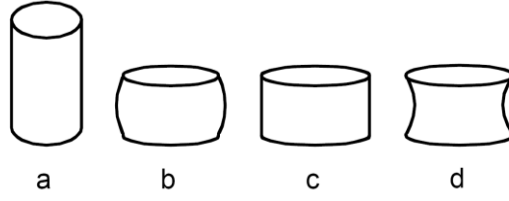


$\dot{T}_\ddot{o} = 10 \text{ K/sn}$	$T_\ddot{o} = 1250^\circ\text{C}$	$t_\ddot{o} = 400 \text{ sn}$		
$\dot{T}_1 = 5 \text{ K/sn}$	$T_1 = 875\text{-}1100^\circ\text{C}$	$t_1 = 30 \text{ sn}$	$\varphi_1 = 0.35$	$\dot{\varphi}_1 = 10 / \text{sn}$
		$t_p = 1\text{-}10000 \text{ sn}$	$\varphi_2 = 0.35$	$\dot{\varphi}_2 = 10 / \text{sn}$
$\dot{T}_2 = \text{su verme}$				

Şekil 3.4 İki-vuruşlu basma deneyinin şematik diyagramı.

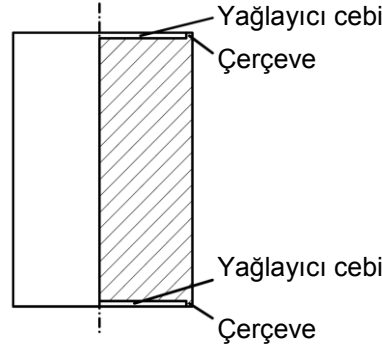
Deneyler sonucunda homojen bir deformasyon uygulandığı varsayılarak kuvvet-yer değiştirme verileri elde edilmiştir. Bununla birlikte, tek eksenli basma uygulandığında homojen bir deformasyon elde etmek mümkün olmamaktadır. Bunun nedeni takım ile numune yüzeyi arasındaki sürtünme kuvvetidir. Bu sürtünme sonucunda takımın merkezine karşılık gelen malzeme, kenarlardaki malzemeden daha kolay akar. Sonuç olarak, basma sonrası numune fiçi form alır (Şekil 3.5). Takım ile numune arasında sürtünme arttıkça fiçilanma derecesi de artar [51]. Bu nedenle deney sırasında MoS ile yağlama yapılmıştır.





Şekil 3.5: Basma deneyinde sürtünmenin etkileri; a) basma deneyi öncesi numune, b) aşırı sürtünme ( $\mu=0,1-0,15$ ), c) en uygun sürtünme ( $\mu=0,05$ ) ve d) düşük sürtünme ( $\mu=0,01$ ) [51].

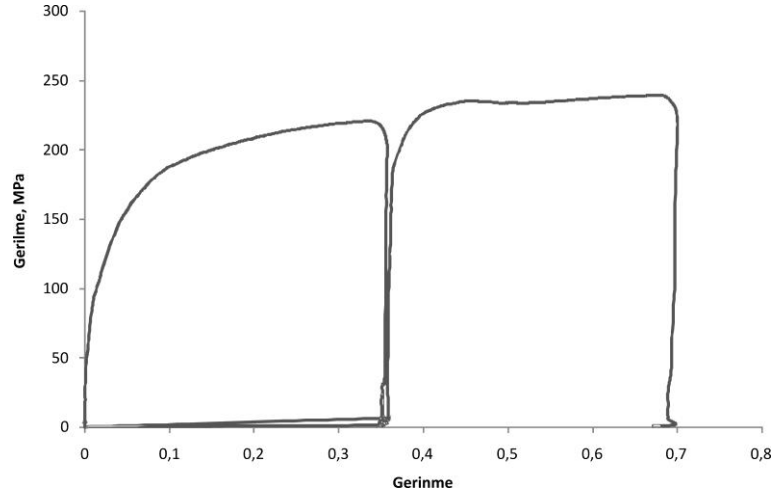
Yağlamanın yanı sıra numune geometrisi de fıçı form oluşumunu engelleyebilir. Bunun için Rastagaev tarafından tasarlanan bir numune geometrisi kullanılır. Bu numunelerin basma yüzeylerinde yağlayıcı doldurulabilen küçük cepler bulunur. Bu yağlayıcı ceplerin boyutları seçilirken, çerçevenin bükülmesi için gereken çevresel kuvvet ile sürtünme kuvvetinin birbirini dengelemesine dikkat edilir [51].



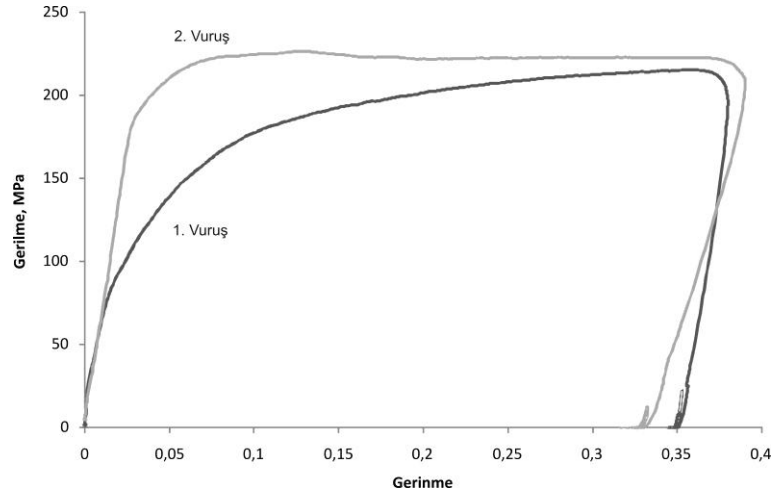
Şekil 3.6: Rastagaev basma numunesi [51].

### 3.4.1. Akma eğrileri

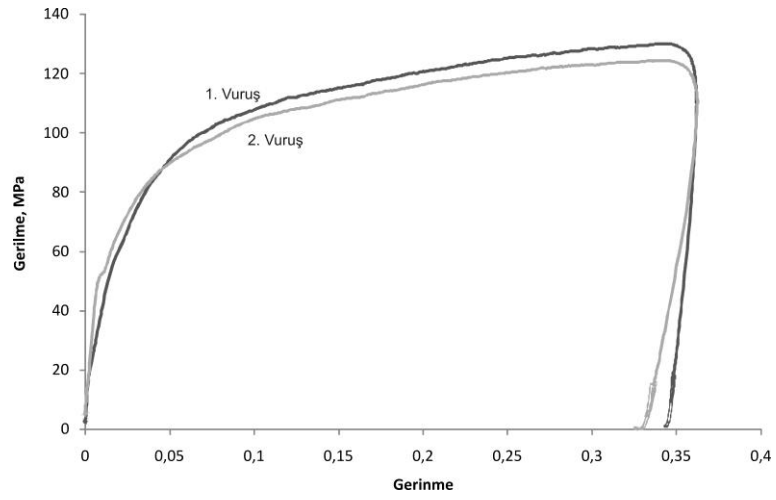
Rastagaev basma numuneleri ile elde edilen kuvvet-yer değiştirme verileri üzerinden akma (gerilme-gerinme) eğrileri elde edilmiştir (Şekil 3.7). Şekil 3.7a'da ardı ardına iki deformasyon sonrası elde edilen eğriler görülmektedir. Aynı eğriler Şekil 3.7b'de üst üste gösterilmektedir ve görüldüğü gibi iki deformasyon arasında malzemede bir yumuşama olmamıştır. Şekil 3.7c'de ise başka bir sıcaklık ve bekleme süresi için eğrileri gösterir. Burada ikinci deformasyonda daha düşük maksimum gerilme edildiği ve malzemede bir yumuşama olduğu görülebilir.



a)



b)



c)

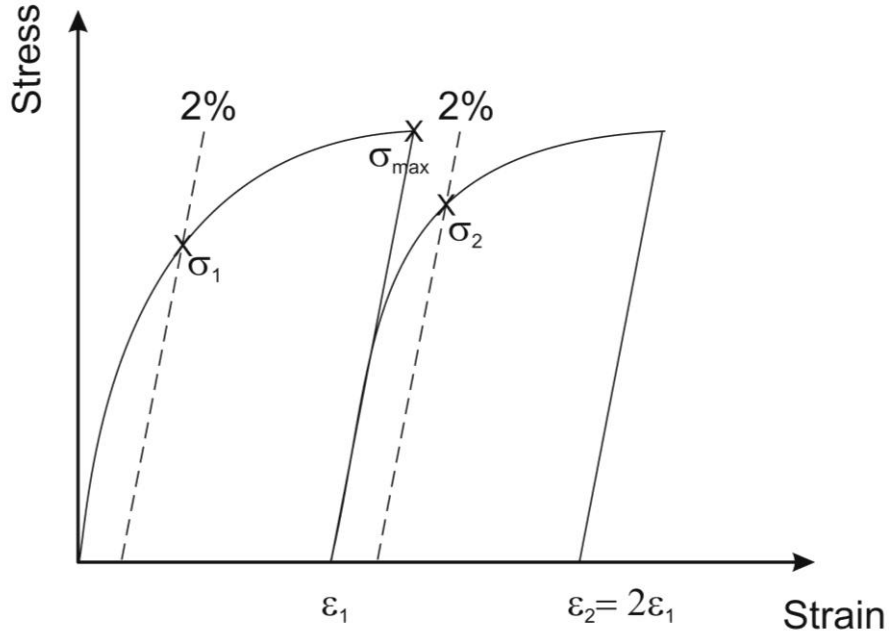
Şekil 3.7: İki-vuruşlu basma testlerine örnekler; a) yumuşama yok, b) yumuşama yok (iki eğri üst üste) ve c) yumuşama.

### 3.4.2. Yüzdesel yumuşama ölçümü

Elde edilen gerilme-gerinme eğrileri üzerinden (Şekil 3.7) offset yöntemine [52,53,54] göre, yüzdesel yumuşama parametresi  $X_{off}$  aşağıdaki eşitlik ile hesaplanmıştır:

$$X_{off} = \frac{\sigma_m - \sigma_2}{\sigma_m - \sigma_1} \quad (3.1)$$

Şekil 3.8'ten de görülebileceği gibi,  $\sigma_m$  ilk deformasyondaki maksimum akma gerilmesini,  $\sigma_1$  ilk deformasyonun eğrisine % 0.2 gerinmeden çizilen paralel çizginin eğriyi kestiği gerilmeyi ve  $\sigma_2$  aynı şekilde ikinci deformasyon için elde edilen aynı gerilmeyi gösterir.



Şekil 3.8: Yüzdesel yumuşama parametrelerinin hesaplamasında kullanılan gerilme değerlerinin offset yöntemiyle belirlenmesi [52].

Denklem 3.1 uygulandığında deneyin yapıldığı sıcaklık için yüzdesel yumuşama parametresi elde edilir. Bu parametre bize deformasyonlar arasında bekleme süresi değiştiğinde yumuşama olup olmayacağını gösterir. Eğer farklı bekleme sürelerine rağmen yumuşama yoksa çökelti oluşumu nedeniyle yeniden kristallenme ve toparlanma süreçlerinin engellendiği anlaşılır.

## BÖLÜM 4. BULGULAR VE TARTIŞMA

### 4.1. Termodinamik Hesaplamalar

Mikroalaşımli ferritik-perlitik çeliklerde faz oluşumu ve çökeltmenin daha iyi anlaşılabilmesi amacıyla çalışmalara termodinamik hesaplamalarla başlanmıştır. Hesaplamalarda Thermo-Calc® yazılımı kullanılmıştır. Seçilen kimyasal bileşimlerde faz oluşumları hesaplanırken, özellikle M(C,N) tipi çökelti tiplerine ağırlık verilmiştir. Sonuçlar 19MnVS6 ve 38MnVS6 çelikleri için iki ayrı kısımda verilmiştir.

#### 4.1.1. 19MnVS6 çeliğinde mikroalaşım elementi miktarının etkileri

19MnVS6 temel bileşimi için Nb ve Nb/Ti mikroalaşımli olmak üzere 4 farklı çelik için hesaplamalar yapılmıştır (Tablo 4.1). Burada da görüldüğü gibi V19 standart bir 19MnVS6 alaşımıdır. Diğer 4 alaşım ise bu standart alaşıma Nb ve Nb/Ti ilave edilmesiyle oluşturulmuştur. Mikroalaşım elementleri Nb ve Ti miktarları (Nb miktarı % 0,02-0,04, Ti % 0-0,015) değişmektedir.

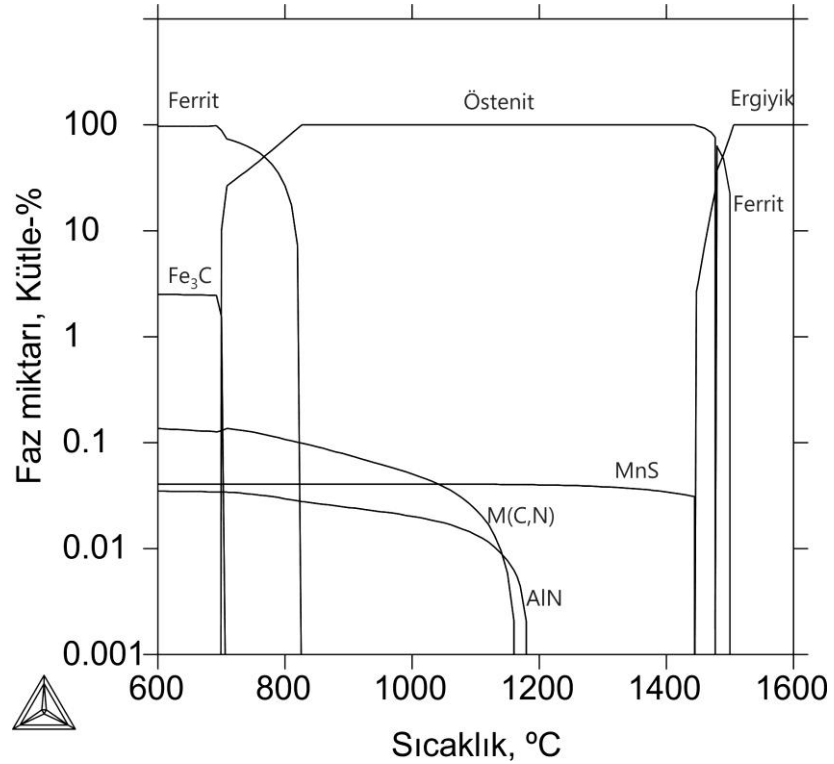
Tablo 4.1: İncelenen çelik bileşimleri (kütle-%).

Çelik	Bileşim								
	C	Si	Mn	S	Al	N	Nb	Ti	V
V19	0,19	0,615	1,440	0,015	0,023	0,017	-	-	0,095
Nb19	0,19	0,615	1,440	0,015	0,023	0,017	0,020	-	0,095
NbTi19	0,19	0,615	1,440	0,015	0,023	0,017	0,020	0,015	0,095
2Nb19	0,19	0,615	1,440	0,015	0,023	0,017	0,040	-	0,095
2NbTi19	0,19	0,615	1,440	0,015	0,023	0,017	0,040	0,015	0,095

Diğer: Cr: 0.13, P: 0.02, Ni: 0.02

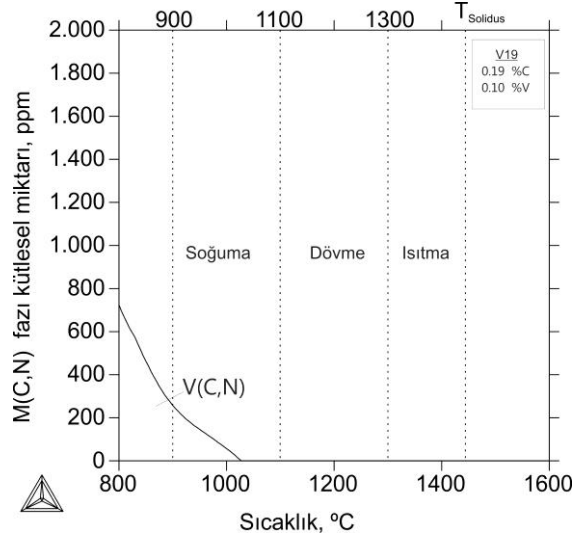
Hesaplamalara genel faz diyagramlarıyla başlanmıştır. Şekil 4.1'de görüldüğü gibi Nb19 çeliği, tipik % 0,2 C'lu mikroalaşımli çelikte görülen faz dönüşümlerini gösterir. Bu fazlar arasında ergiyik, ferrit, östenit, AlN, M(C,N), MnS ve Fe<sub>3</sub>C bulunmaktadır.

Thermo-Calc® yazılımında perlit fazına ait tanımlama olmadığından sonuçlar sadece ferrit ve Fe<sub>3</sub>C fazları olarak elde edilebilmektedir. Sıvı fazdan başlayarak faz dönüşümlerine bakarsak ilk olarak δ-ferrit çökeler. Daha sonra δ-ferrit fazı östenite dönüşür ve bu dönüşüm tamamlanırken bir miktar MnS oluşur. Sıcaklık 1200 °C'nin altında düştüğünde önce AlN ve sonra M(C,N) [alaşımında Nb ve V bulunduğu için Nb,V(C,N)] oluşur. Soğumaya devam edilirse 827 °C'de α-ferrit oluşumu başlar (T<sub>A3</sub>). Nihai olarak 708 °C civarında Fe<sub>3</sub>C fazının oluştuğu ötektoid dönüşüm başlar (T<sub>A1e</sub>) ve bu dönüşüm 692 °C'de tamamlanır (T<sub>A1b</sub>).

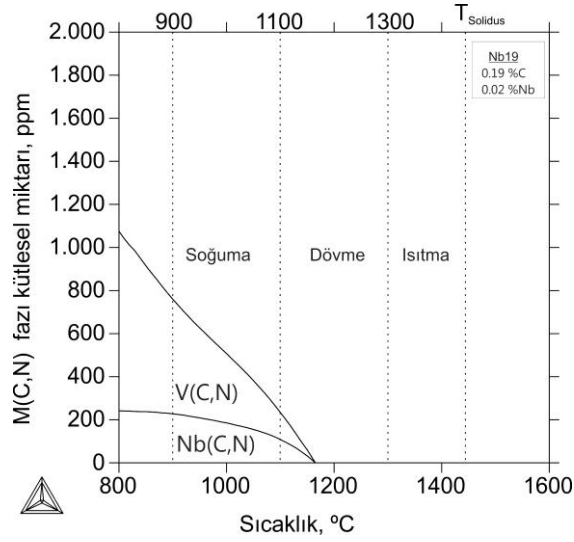


Şekil 4.1: Nb19 çeliğine ait sıcaklığa bağlı kütesel faz miktarları (düşük miktarda oluşan fazların görülebilmesi için y eksenini log olarak çizilmiştir).

Şekil 4.2'de tipik V19 ve Nb19 alaşımlarında M(C,N) çökeltisi oluşumu için karşılaştırılmıştır. Mikroalaşımlı orta karbonlu çelikler pratikte dövme ile şekillendirilerek kullanıldığından diyagram tipik östenitleme, dövme ve soğuma sıcaklıklarına bölünmüştür. Sonuçlara bakılırsa, her ikisinde de sıcaklık düştükçe M(C,N) miktarının arttığı görülür. Bununla beraber standart bir % 0,095 V ile mikroalaşımlama sonucunda (V19) çökelti oluşumu soğuma sırasında başlar. Diğer taraftan % 0,020 Nb ve % 0,095 V mikroalaşımlama ile dövme sırasında çökelti oluşumu sağlanabilmektedir.



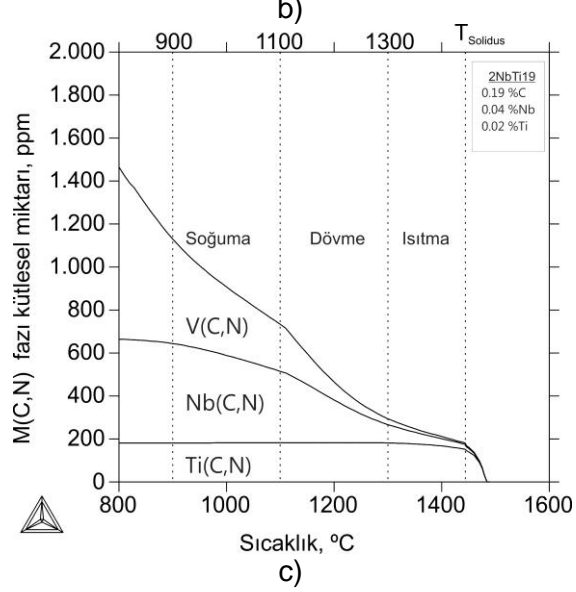
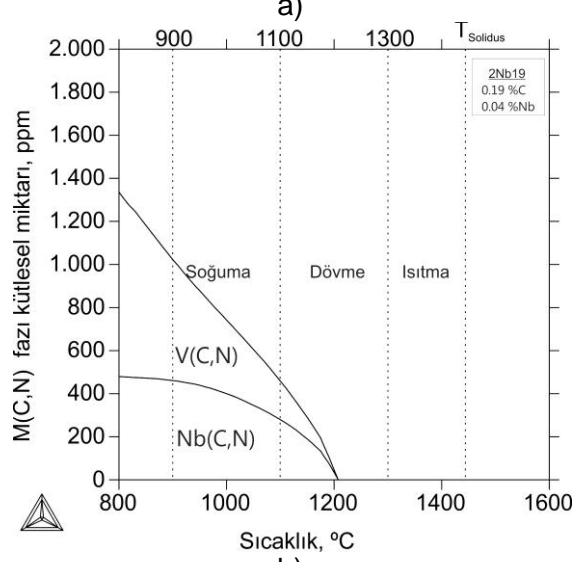
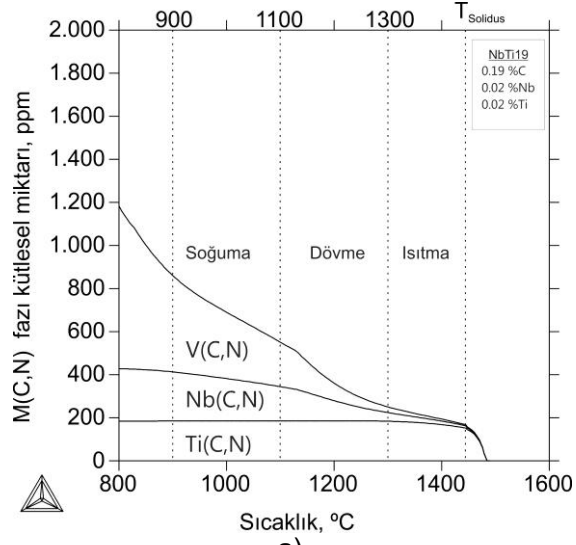
a)



b)

Şekil 4.2: M(C,N) faz kütleli miktarının (ppm) sıcaklığa bağlı olarak değişimi;  
a) V19 ve b) Nb19.

Diğer 3 alaşım NbTi19, 2Nb19 ve 2NbTi19 için M(C,N) fazı oluşumu Şekil 4.3'te verilmiştir. En göze çarpan sonuç, Ti mikrolaşım ile çökeltme sıcaklıklarının sıvı faz sıcaklığına çıkmasıdır (Şekil 4.3a ve c). Böylece östenitleme öncesinde yaklaşık 200 ppm kadar M(C,N) çökeltisi meydana gelir. Diğer taraftan, Ti içermeyen 2Nb19 çeliğinde dövme sıcaklıklarında M(C,N) oluşacağı görülebilir. Eğer Şekil 4.2b'deki Nb19 ile karşılaştırılırsa, Şekil 4.3b'deki 2Nb19'da artan Nb miktarı ile birlikte çökeltme sıcaklığı 1200 °C'nin üzerine çıkmaktadır.



Şekil 4.3: M(C,N) fazı kütesel miktarının a) NbTi19, b) 2Nb19 ve c) 2NbTi19 çelikleri için sıcaklığa bağlı olarak değişimi.

Mikroalaşım elementi katkılarının kritik sıcaklıklar üzerindeki etkisini gösteren dönüşüm sıcaklıkları Tablo 4.2'de verilmiştir. Tablo 4.2'den de görüldüğü gibi M(C,N) ve AlN çökeltilerinin dönüşüm sıcaklıkları ilgili mikroalaşım elementlerine bağlı olarak değişmektedir. Al miktarı sabit olmasına karşın yüksek sıcaklıklarda TiN oluşumu nedeniyle AlN sıcaklıklarında da sapmalar görülebilmektedir. Likidüs, solidüs, MnS,  $\delta/\gamma$ , A1 ve A3 sıcaklıkları gibi kritik dönüşüm noktaları mikroalaşım elementlerinden beklenildiği ölçüde etkilenmemektedir.

Tablo 4.2: 19MnVS6 çeliklerinin hesaplanmış kritik sıcaklıkları.

Çelik	Sıcaklık, °C									
	T <sub>Likidüs</sub>	T <sub>Solidüs</sub>	T <sub>M(C,N)</sub>	T <sub>MNS</sub>	T <sub>ALN</sub>	T <sub><math>\delta/\gamma</math> başl</sub>	T <sub><math>\delta/\gamma</math> bitiş</sub>	T <sub>A3</sub>	T <sub>A1e</sub>	T <sub>A1b</sub>
Nb19	1505	1444	1165	1447	1188	1479	1477	827	708	692
NbTi19	1505	1444	1484	1447	1131	1479	1476	828	709	692
2Nb19	1505	1443	1208	1446	1188	1479	1476	827	708	692
2NbTi19	1505	1443	1484	1446	1100	1479	1475	828	708	692

Mikroalaşım elementlerinin etkili olduğu sıcaklık aralıklarını görmek için 900, 1100 ve 1300 °C'de M(C,N) faz miktarı ve mikroalaşım elementlerinin M(C,N) fazı içerisindeki molar kompozisyonları da hesaplanmıştır. Tablo 4.3'den de görüleceği gibi Nb artışı 900 ve 1100 °C'de çökelti miktarını artırırken, bu çökelti sıcaklık 1300 °C'ye çıkarıldığında tamamen çözülmeye geçmektedirler. Ancak çelik bileşimine Ti ilavesi yapılırsa 1300 °C'de de M(C,N) fazı kararlı olur ve bu sıcaklıkta M(C,N) fazının içeriği ağırlıklı olarak Ti ve N elementleridir.



Tablo 4.3: 19MnVS6 çelik kompozisyonları için farklı sıcaklıklarda M(C,N) çöktellerinin hesaplanmış molar kompozisyonları.

Çelik	M(C,N) faz miktarı, ppm	M(C,N) molar kompozisyonu, atomik-%					
		C	N	Ti	V	Nb	Toplam
	900 °C'de						
Nb19	761	21	27	-	42	10	100
2Nb19	1023	28	22	-	35	15	100
NbTi19	861	18	32	13	29	8	100
2NbTi19	1130	23	27	10	26	14	100
	1100 °C'de						
Nb19	234	7	43	-	34	16	100
2Nb19	459	10	40	-	27	23	100
NbTi19	551	6	44	20	21	9	100
2NbTi19	733	9	41	16	18	16	100
	1300 °C'de						
Nb19	0	-	-	-	-	-	0
2Nb19	0	-	-	-	-	-	0
NbTi19	250	6	44	40	5	5	100
2NbTi19	295	7	43	36	5	9	100

#### 4.1.2. 38MnVS6 çeliğinde mikroalaşımlama ve karbon miktarının etkileri

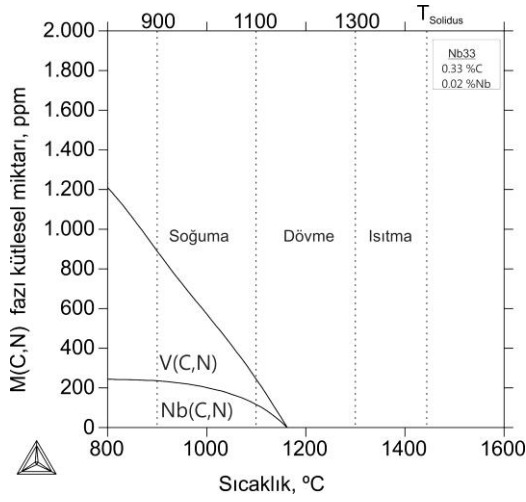
19MnVS6 çeliğine göre daha yüksek karbon içeren 38MnVS6 temel bileşimi için 6 farklı kimyasal bileşim belirlenmiştir (Tablo 4.4). Bu bileşimler farklı miktarlarda karbon ve mikroalaşım elementi içerirler. Karbon miktarının etkisini görebilmek için diğer alaşım elementlerinin miktarı sabit tutularak % 0.33, % 0.35 ve % 0.38 C miktarları için hesaplamalar yapılmıştır. Mikroalaşım elementlerinin miktarı Nb (% 0,020 Nb) ve Nb/Ti (% 0,020 Nb + % 0,015 Ti) olarak alınmıştır.

Tablo 4.4: İncelenen çelik bileşimleri (kütle-%).

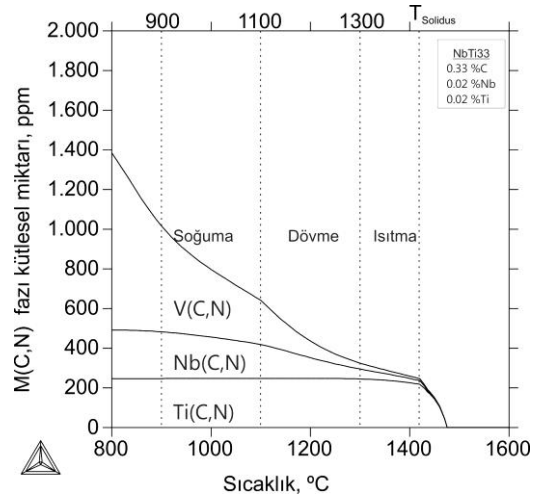
Çelik	Bileşim								
	C	Si	Mn	S	Al	N	Nb	Ti	V
Nb33	0,33	0,555	1,325	0,060	0,019	0,016	0,020	-	0,098
NbTi33	0,33	0,555	1,325	0,060	0,019	0,016	0,020	0,015	0,098
Nb35	0,35	0,555	1,325	0,060	0,019	0,016	0,020	-	0,098
NbTi35	0,35	0,555	1,325	0,060	0,019	0,016	0,020	0,015	0,098
Nb38	0,38	0,555	1,325	0,060	0,019	0,016	0,020	-	0,098
NbTi38	0,38	0,555	1,325	0,060	0,019	0,016	0,020	0,015	0,098

Diğer: Cr: 0.13, P: 0.02, Ni: 0.02

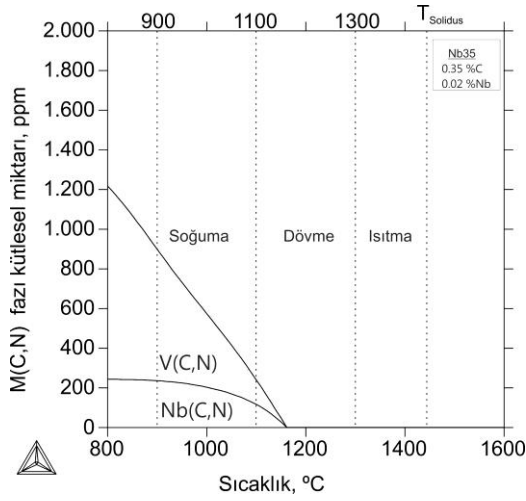
Çökelti oluşumu incelendiğinde 38MnVS6 çelik bileşimleri yine 19MnVS6 çeliğine benzer bir karakteristik göstermektedir. Şekil 4.4 farklı karbon ve mikroalaşım elementi miktarları için sıcaklığa bağlı olarak M(C,N) miktarını göstermektedir. Nb mikroalaşım Nb33, Nb35 ve Nb38 çeliklerinde, M(C,N) oluşum sıcaklıklarının karbon miktarının değişmesiyle sadece birkaç derecelik sapma gösterdiği görülür. Aynı şekilde 600 °C'de oluşan yaklaşık 1200 ppm'lik M(C,N) miktarı da karbon miktarı arttıkça sadece birkaç ppm değişim gösterir. Hem Nb hem de Ti içeren NbTi33, NbTi35 ve NbTi 38 çeliklerinde ise M(C,N) çökmesi değişen karbon miktarına göre birkaç derecelik sapmalar ile 1471-1475 °C sıcaklık aralığında başlar. Burada Ti elementinin ısıtma sıcaklıklarının üzerinde M(C,N) oluşumu sırasında tamamen çökeltiye katıldığı görülür. Ancak V ve Nb elementlerinin M(C,N) içerisindeki miktarı sıcaklık düştükçe sürekli artar. Özellikle V mikroalaşım elementi ağırlıklı olarak Soğuma sıcaklığında çökelmektedir. Nb elementinin ise Dövme sıcaklıklarına çökeceği görülür.



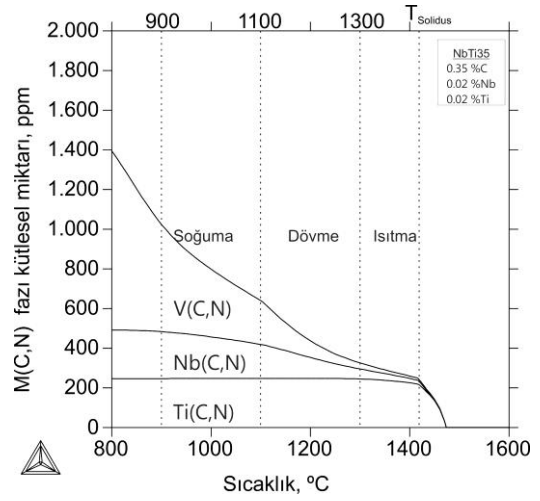
a)



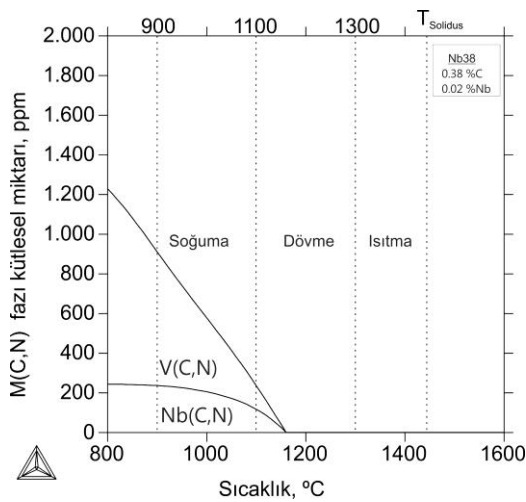
b)



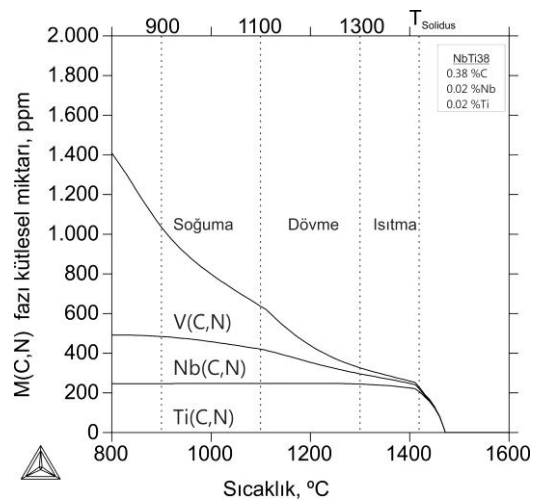
c)



d)



e)



f)

Şekil 4.4: M(C,N) faz miktarının a) Nb33, b) NbTi33, c) Nb35, d) NbTi35, e) Nb38 ve f) NbTi38 çelikleri için sıcaklığa bağlı olarak değişimi.

Mikroalaşım elementi ve karbon miktarının kritik sıcaklıklar üzerindeki etkisini görmek için dönüşüm sıcaklıkları hesaplanmıştır (Tablo 4.5). Mikroalaşım elementi Ti eklenmesiyle, örneğin Nb33 ve NbTi33 çeliklerini karşılaştırılırsa, M(C,N) ve AlN fazlarının dönüşüm sıcaklıklarında sapmalar görülmektedir. Diğer fazlarda ise sıcaklık değişimi yoktur. Karbon miktarının değişmesi sonucunda Nb33, Nb35 ve Nb38 çeliklerinde likidüs ve solidüs sıcaklıkları ile MnS, AlN ve  $T_{A3}$  sıcaklıklarında birkaç derecelik sapmalar gözlenmiştir. Ancak, M(C,N) sıcaklıkları ise çelikteki karbon miktarı değişse de sabit kalmaktadır.

Mikroalaşım elementlerinin sıcaklığa bağlı olarak 900, 1100 ve 1300 °C'de M(C,N) faz miktarı ve mikroalaşım elementlerinin M(C,N) fazı içerisindeki molar kompozisyonları da hesaplanmıştır. Tablo 4.6'den de görüleceği gibi karbon miktarındaki artış, çökelti miktarını sadece birkaç ppm yükseltir. Molar kompozisyonda da elementlerinin atomik-% miktarlarında sadece küçük sapmalar gözlenir.

Mikroalaşım elementi Ti eklenmesiyle, Tablo 4.7'de görüldüğü gibi M(C,N) miktarı artar. Ayrıca çökelti 1300 °C'de kararlı hale gelirler. Bu sıcaklıkta çökeltinin büyük bir kısmını Ti ve N elementleri oluştururken düşen sıcaklık ile Nb ve V miktarı artar.

Özetle, Thermo-Calc<sup>®</sup> TiCN çökeltilerinin sıvı fazda oluşurken, NbCN çökeltilerinin 1200 °C civarında, VCN çökeltilerinin ise soğuma sırasında oluşmaya başladığını göstermektedir. Karbon miktarının artırılmasının/düşürülmesinin bu çökeltilerin oluşum sıcaklıklarına veya miktarlarına etkisi oldukça sınırlıdır. Bu nedenle karbon miktarının düşürülmesinin M(C,N) oluşumu açısından bir katkısı olmayacağı görülmüştür. Niyobyum miktarının artırılmasının ise çökeltilerin oluşum sıcaklıklarını ve miktarlarını artırdığı anlaşılmaktadır.

Tablo 4.5: 38MnVS6 çeliklerinin hesaplanmış kritik sıcaklıkları.

Çelik	Sıcaklık, °C									
	T <sub>Likidüs</sub>	T <sub>Solidüs</sub>	T <sub>M(C,N)</sub>	T <sub>MNS</sub>	T <sub>AIN</sub>	T <sub>δ/γ</sub> başl.	T <sub>δ/γ</sub> bitiş	T <sub>A3</sub>	T <sub>A1e</sub>	T <sub>A1b</sub>
Nb33	1494	1420	1163	1436	1181	1481	1480	795	719	703
NbTi33	1494	1420	1475	1436	1100	1480	1479	796	720	703
Nb35	1492	1416	1162	1433	1183	1481	1480	791	720	704
NbTi35	1492	1416	1474	1433	1100	1481	1480	792	720	704
Nb38	1489	1411	1160	1430	1186	1481	1481	784	720	705
NbTi38	1489	1411	1471	1430	1110	1481	1481	785	722	705

Tablo 4.6: Farklı karbon miktarları için M(C,N) çökeltilerinin hesaplanmış molar kompozisyonları.

Çelik	M(C,N) faz miktarı, ppm	M(C,N) molar kompozisyonu, atomik-%					
		C	N	Ti	V	Nb	Toplam
<i>900 °C</i>							
Nb33	890	26	22	-	43	8	100
Nb35	899	27	22	-	43	8	100
Nb38	912	28	21	-	43	8	100
<i>1100 °C</i>							
Nb33	244	11	38	-	34	17	100
Nb35	241	12	37	-	34	17	100
Nb38	237	13	36	-	33	18	100
<i>1300 °C</i>							
Nb33	0	-	-	-	-	-	0
Nb35	0	-	-	-	-	-	0
Nb38	0	-	-	-	-	-	0

Tablo 4.7: Farklı mikroalaşım elementi miktarları için M(C,N) çökeltilerinin hesaplanmış molar kompozisyonları.

Çelik	M(C,N) faz miktarı, ppm	M(C,N) molar kompozisyonu, atomik-%					
		C	N	Ti	V	Nb	Toplam
<i>900 °C</i>							
NbTi33	1017	21	29	14	29	7	100
Nb33	890	26	22	-	43	8	100
<i>1100 °C</i>							
NbTi33	642	9	41	23	19	8	100
Nb33	244	11	38	-	34	17	100
<i>1300 °C</i>							
NbTi33	325	8	42	41	5	4	100
Nb33	0	-	-	-	-	-	0

## 4.2. Numunelerin Üretilmesi

ThermoCalc ile yapılan hesaplamalar doğrultusunda 19MnVS6 çeliğinin düşük karbon miktarının M(C,N) çökeltilerin miktarında yada oluşum sıcaklığında bir avantaj sağlamadığı görüldüğünden, karbon miktarının düşürülmesi ile tokluk artışı sağlansa da mukavemet kaybının mikroalaşımlama ile karşılanamayacağı anlaşılmıştır. Bunun yerine karbon miktarı daha küçük oranda azaltılmıştır. 30MnVS6'da belirtilen oranlarda karbon miktarı içeren, ancak 38MnVS6 çeliğinin mukavemet değerlerine ulaşabilecek bir çelik üretilmesi amaçlanmıştır. Tablo 4.8'de TS EN 10267 standardına göre çökelti sertleşen ferritik perlitik çelikler 30MnVS6 ve 38MnVS6'in analizleri verilmiştir.

Tablo 4.8: TS EN 10267'ye göre standart kimyasal bileşimler.

Çelik adı	Kimyasal bileşim, Kütle-%						
	C	Si	Mn	S	Nb	Ti	V
30MnVS6	0.26	0.15	1.20	0.020	-	-	0.080
	0.33	0.80	1.60	0.060	-	-	0.200
38MnVS6	0.34	0.15	1.20	0.020	-	-	0.080
	0.41	0.80	1.60	0.060	-	-	0.200

Bu analizlere dayanan ve farklı mikroalaşım elementi miktarları içeren iki çelik laboratuvarında üretilmiştir. Bu çeliklerin kimyasal bileşimleri Tablo 4.9'da verilmektedir. Karbon miktarının düşürülmesi ve perlit miktarının azalması ile tokluğun artırılması istenmektedir. Mikroalaşım elementleri V, Nb ve Ti miktarları artırılması ile birlikte tane boyutu incelmeye üzerinden toklukta/mukavemette ve çökeltme sertleşmesi üzerinden mukavemette artış beklenmektedir. Bunun dışında diğer bir alaşım elementi Mn miktarı da yine tokluk değerlerini artırmak amacıyla düşük tutulmuştur. Diğer alaşım elementleri standart değer aralıkları içerisinde.

Tablo 4.9: Bu çalışmada üretilen çeliklerin kimyasal bileşimleri.

Çelik adı	Kimyasal bileşim, Kütle-%												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Cu	Nb	Ti	V	N ppm
30A	0,32	0,59	0,98	0,013	0,040	0,163	0,026	0,013	0,034	0,019	0,010	0,323	179
30C	0,34	0,66	1,14	0,010	0,020	0,149	0,024	0,018	0,019	0,045	0,019	0,037	141

### 4.3. Malzeme Deneyleri

#### 4.3.1. Mekanik özellikler

Mikroalaşımlamanın mekanik özellikler üzerindeki etkisini görmek için oda sıcaklığında Charpy darbe deneyi ve çekme testi uygulanmıştır. Numuneler döküm ve dövme işlemleri sonrası oluşturulan çubuklardan deformasyon yönü doğrultusunda alınmıştır. Deneylerden elde edilen mukavemet ve tokluk değerleri Tablo 4.10'da özetlenmiştir.

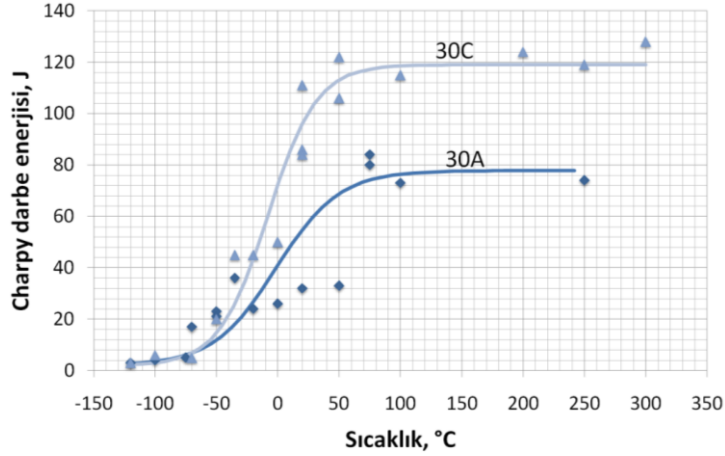
Tablo 4.10: Mekanik deneylerin sonuçları ve TS EN 10267 standardına göre mekanik özellikler.

Çelik adı	Mekanik özellikler				
	Akma sınırı N/mm <sup>2</sup>	Çekme mukavemeti N/mm <sup>2</sup>	Uzama % (A5)	Kesit daralması % (Z)	Oda sıcaklığında A <sub>V</sub> , J
30MnVS6	470	750 950	14	30	-
30A	520	760	21	60	55
30C	445	680	26	70	95
38MnVS6	520	800 1000	12	25	-

Tablo 4.10'dan da görüldüğü gibi numunelerde elde edilen akma ve çekme mukavemet değerleri 38MnVS6 çeliği standart değerlerinin altındadır. 30A çeliği istenen akma mukavemetini sağlarken çekme mukavemeti düşüktür. 30C çeliği ise her iki mukavemet değerine de ulaşamamaktadır. Ancak tokluk tarafından bakıldığında uzama ve kesit daralması değerlerinin standart değerlerin oldukça üzerinde olduğu görülebilir.

Genel olarak çökelti sertleşen çeliklerin en büyük dezavantajının düşük tokluk olduğu düşünülürse, bir miktar mukavemet kaybı ile yüksek bir tokluk artışı elde edildiği görülür. Bununla birlikte standart değerlerde direkt tokluk ile ilgili olan A<sub>V</sub> darbe enerjisi değerleri verilmemektedir. Bu nedenle bir tokluk artışı olduğu sadece uzama ve kesit daralması üzerinden tahmin edilmektedir.

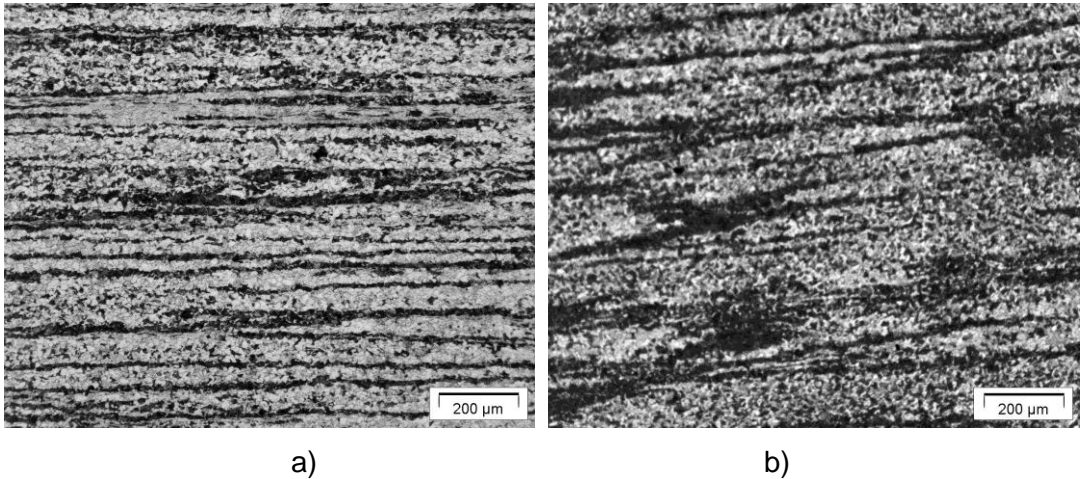
Tokluk değerleri sıcaklığa bağlı olarak Şekil 4.5’de test sıcaklığının fonksiyonu olarak darbe enerjisi ( $A_V-T$ ) eğrileri verilmiştir. İki çelik kendi aralarında karşılaştırıldığında, Şekil 4.5’ten de görüldüğü gibi en iyi tokluk özellikleri düşük V ve yüksek Nb ve Ti mikroalaşım elementi içeren 30C çeliğinde elde edilmiştir ( $T_{27J} = -34$  °C). Yüksek miktarda V elementi içeren 30A numunesinde darbe geçiş sıcaklığında bir düşme gözlenmektedir ( $T_{27J} = -19$  °C).



Şekil 4.5: 30A ve 30C çeliklerinin (AV-T) eğrileri.

#### 4.3.2. Mikroyapısal karakterizasyon

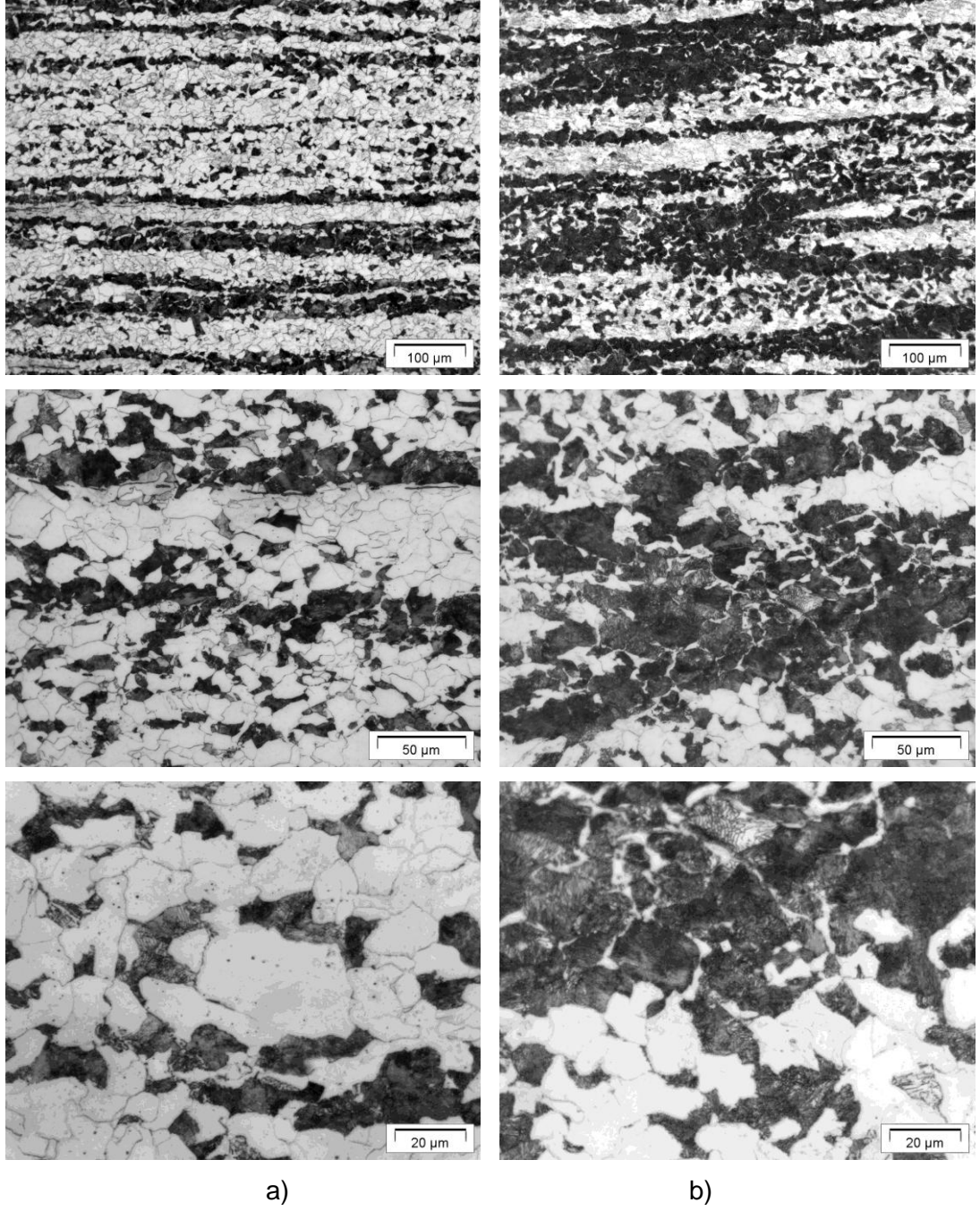
Mikroyapısal karakterizasyon amacıyla dövme işlemi ve havada soğuma sonrasında elde edilen çubuklardan alınan 30A ve 30C numuneleri incelenmiştir. Numuneler metalografik hazırlama sonrası Nital ayracı ile dağlanmış ve optik mikroskopta 100, 200, 500 ve 1000:1 büyütme oranlarında görüntülenmiştir. Numunelerin genel mikroyapıları (100:1) dövme işleminden gelen deformasyon yapısı ile birlikte ferritik-perlitik bir mikroyapı göstermektedir (Şekil 4.6).



Şekil 4.6: Deneylerde kullanılan çeliklerin mikroyapıları; a) 30A ve b) 30C .

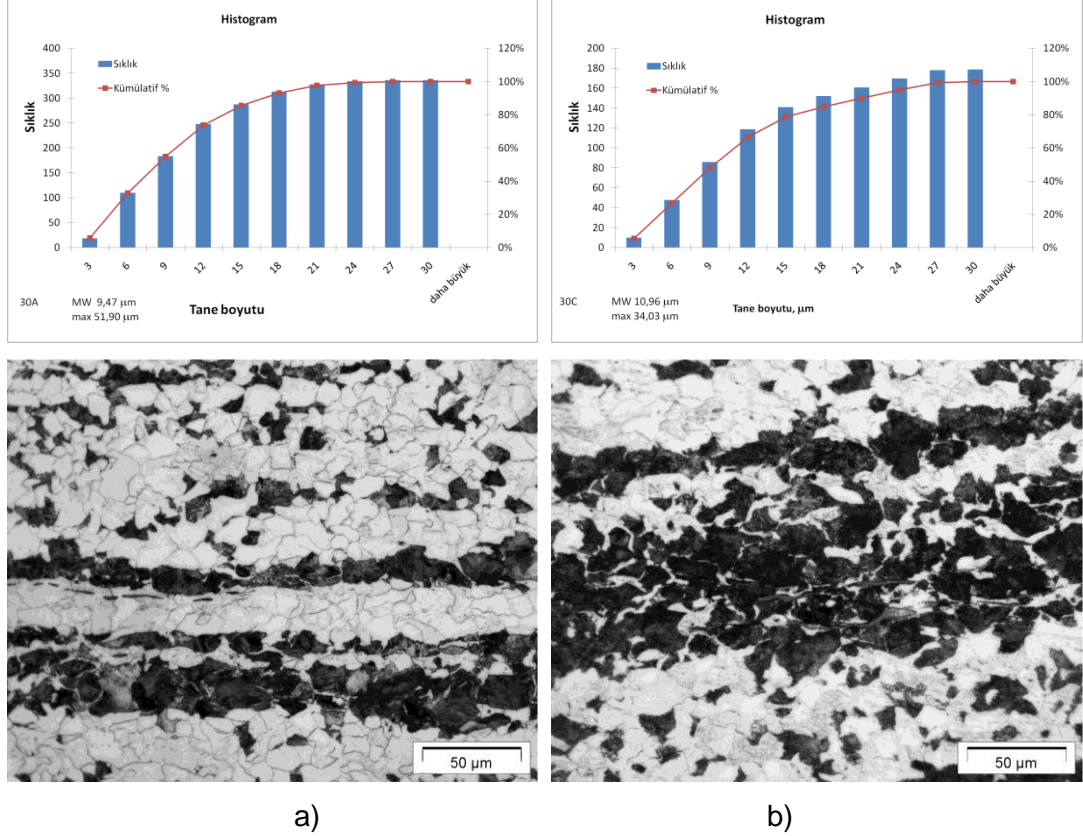


Şekil 4.7'de verilen daha yüksek (200, 500 ve 1000:1) büyütme görüntülerde numunelerin ferritik perlitik mikroyapısı daha detaylı olarak görülebilir. Ferrit ve perlit tanelerinin yanı sıra mikroyapıda MnS kalıntılarında da rastlanmıştır.



Şekil 4.7. Deneylerde kullanılan çeliklerin mikroyapıları; a) 30A ve b) 30C.

Ferrit tane boyutu ölçümleri için 500:1 büyütmede elde edilen mikroyapılarda görüntü analizi uygulanmıştır (Şekil 4.8). Yapılan çizgisel analiz sonrasında ortalama ferrit tane boyutu 30A numunesinde 9,47  $\mu\text{m}$  ve 30C numunesinde 10,96  $\mu\text{m}$  bulunmuştur. Bununla birlikte, 30A numunesinde (maks. 51,90  $\mu\text{m}$ ) 30C numunesine (maks. 34,03  $\mu\text{m}$ ) göre daha büyük tanelere rastlanmıştır.



Şekil 4.8: Dövme işlemi sonrası ferrit tane boyutu dağılımı; a) 30A ve b) 30C.

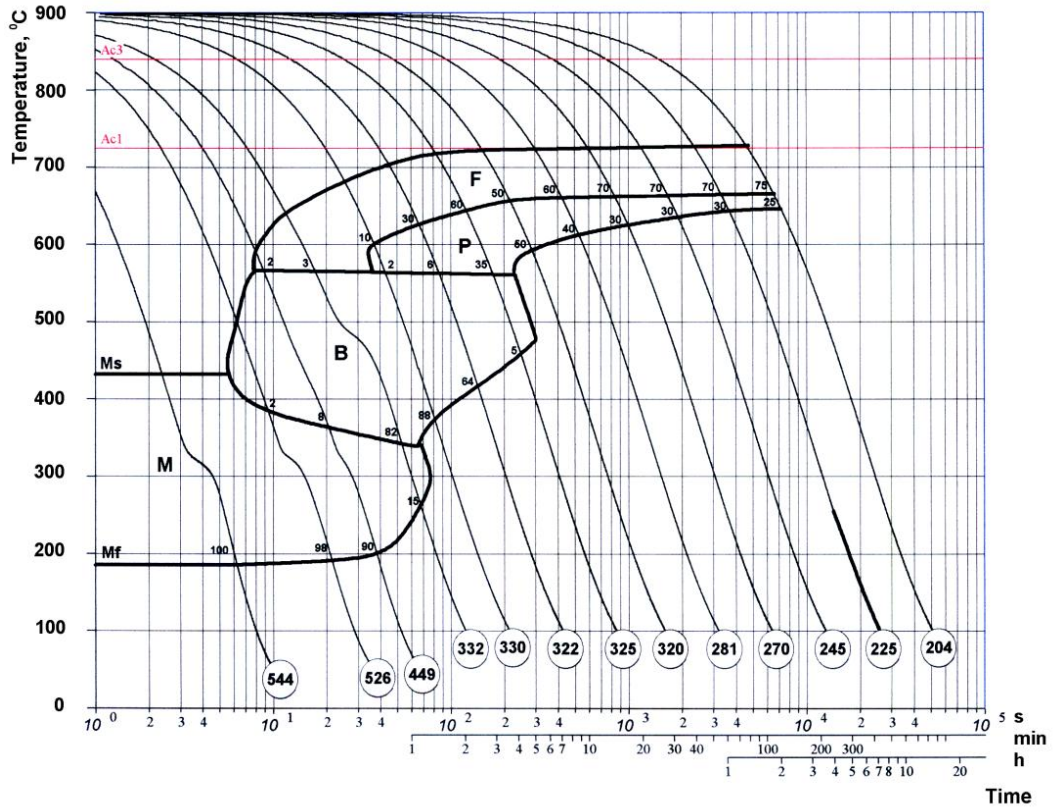
#### 4.3.3. Faz dönüşüm davranışı incelemeleri

Bir termomekanik işlem uygulanırken faz dönüşümlerinin gerçekleştiği sıcaklık aralıklarının bilinmesi önemlidir. Ayrıca bu sıcaklıklar soğuma hızına da bağlıdır. Böylece, sürekli soğuma ile oluşturulan ZSD (zaman-sıcaklık-dönüşüm) diyagramlarından yararlanarak mikroyapı oluşumunda mikroalaşım elementlerinin etkisi incelenmiştir. ZSD diyagramlarını oluşturmak için 30A ve 30C çeliğine ait dilatometre numuneleri östenitleme sıcaklığı 1200 °C'ye 10 K/sn hızla ısıtıldıktan sonra bu sıcaklıkta 300 sn tutulmuşlardır. Östenitlemeden sonra numunelere sürekli soğuma uygulanmıştır.

Bu deneylerden elde edilen ZSD diyagramları Şekil 4.9 ve Şekil 4.10'da verilmiştir. ZSD diyagramlarında genel olarak ferrit (F), perlit (P), beyrit (B) ve martenzit (M) faz

alanları görülmektedir. Her iki çelikte de dönüşüm eğrileri -farklı miktarlarda mikroalaşım elementleri içermelerine rağmen- ~725 °C'den ~200 °C'ye uzanan bir sıcaklık aralığında yatmaktadır (mikroalaşım elementi miktarları; 30A için~3500 ppm ve 30C için ~1000 ppm). Ayrıca,  $A_{C_1}$ ,  $M_s$  ve  $M_f$  sıcaklıkları da yaklaşık olarak aynıdır. Farklı miktarlarda mikroalaşım elementleri içermeleri nedeniyle bu çeliğe ait diğer dönüşüm sıcaklıkları farklıdır.

30A çeliğinde (yüksek V), östenitten ferrit ve perlitte dönüşümün ~580°C-725°C sıcaklık aralığında gerçekleştiği görülmektedir. Tamamen ferritik-perlitik bir mikroyapı elde etmek için 1K/sn ve daha düşük soğuma hızı yeterli olacaktır (Şekil 4.9). Soğuma hızının 2K/sn ile 8K/sn olması durumunda, diğer tüm fazların karışımı ile birlikte, beynit oluşumu meydana gelir. Daha yüksek soğuma hızlarında ise martenzitik bir yapı elde edilir.



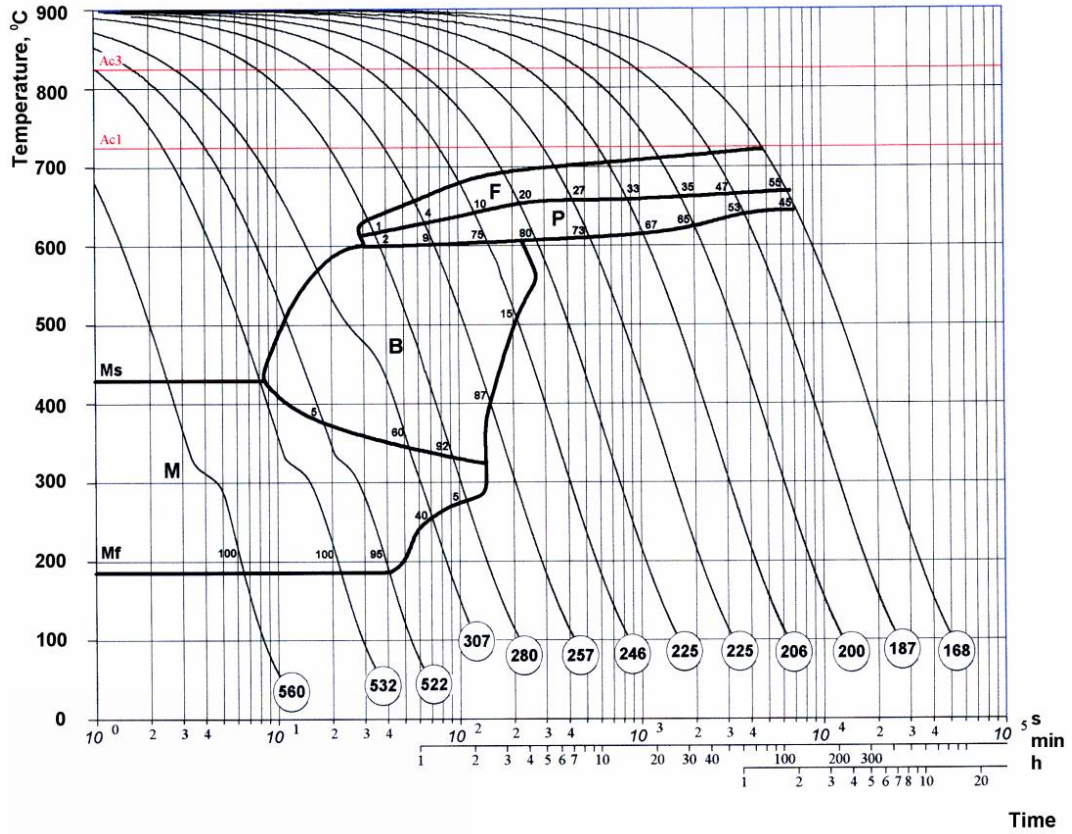
Şekil 4.9: 30A çeliği için sürekli Soğuma ZSD diyagramı.

30 C çeliğinin ZSD diyagramına bakılırsa (Şekil 4.10), östenitten ferrit ve perlitte dönüşümün 600-725°C'de meydana geleceği görülür ve ferritik-perlitik mikroyapı oluşturmak için 0.5 K/sn'den daha düşük bir soğuma hızı seçilmesi gerekir. Beynitik mikroyapı elde etmek için 1 ile 16 K/sn arasında soğuma hızı seçilir. 30K/sn ve



üzerindeki soğuma hızları beynitik mikroyapının oluşmasını engeller ve tamamen martenzitik bir çelik elde edilmesini sağlar.

30A ve 30C çelikleri karşılaştırılırsa, 30C çeliğinde beynit ve perlit faz alanlarının daha uzun dönüşüm sürelerine doğru ötelendiği görülür. Bunun nedeni Nb miktarının daha yüksek olması olabilir. Eğrilerdeki bu ötelenme dolayısıyla beynit, ferrit ve perlit fazlarının oluşumları bastırılmış olur. Bunun dışında daha geniş bir beynitik bir alan oluşumu görülür ve bu alandan çeliğin kontrollü havada soğutulması ile daha kolay beynitik yapı elde edilebilir. Martenzit başlangıcı sıcaklıklarında ise herhangi bir sapma görülmemektedir.

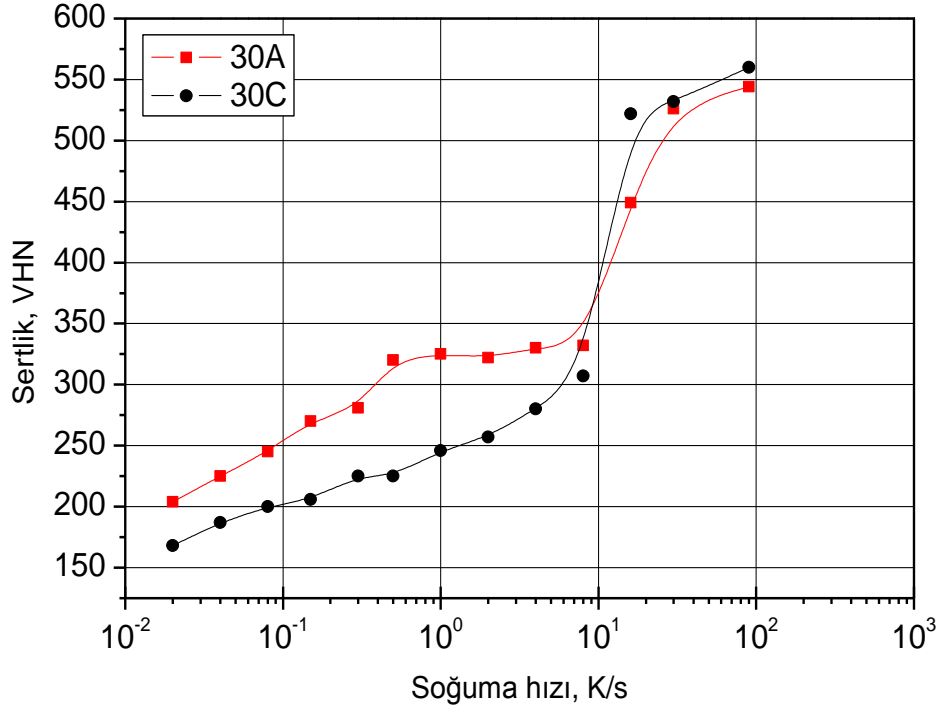


Şekil 4.10: 30C çeliği için sürekli Soğuma ZSD diyagramı.

#### 4.3.4. Sertlik-soğuma hızı diyagramı

Dilatometre numunelerinden ölçülen sertlik değerleriyle oluşturulan soğuma hızı ile sertliğin değişimi (Şekil 4.11) eğrilerinden de görüldüğü gibi, iki çelik için de benzer biçimde soğuma hızının artması ile sertlik artmaktadır. En yüksek soğuma hızında (100 K/s) martenzitik mikroyapı ile her iki çelik de yaklaşık 550 HV değerinde sertliğe ulaşmaktadır. Martenzit oluşumunun azalması ile yine her iki çelikte de

keskin bir sertlik artışı gözlenmektedir. Ancak, 0.5-8 K/sn soğuma hızı aralığında 30A çeliği 30C ile farklılık gösterir. 30A çeliği bu aralıkta 300-325 HV bir sertlik değerlerine sahipken, 30C çeliğinin sertliği soğuma hızının düşmesi ile sürekli olarak azalır. Bu nedenle 30C çeliklerinin soğumasında kesit boyunca oluşabilecek farklı soğuma hızlarına dikkat edilmesi gerekebilir. En düşük soğuma hızlarında tamamen ferritik-perlitik mikroyapı gösteren çelikler 170-200 HV sertliğe sahiptir.



Şekil 4.11: Soğuma hızı ile sertliğin değişimi.

#### 4.3.5. Kritik dönüşüm sıcaklıkları

Dilatometre ile bunun dışında kritik dönüşüm sıcaklıkları da belirlenmiştir. Tablo 4.11'de dilatometre ile ölçülen ve Thermo-Calc® yazılımı ile hesaplanan dönüşüm sıcaklıkları verilmiştir. Kritik sıcaklıklar arasında  $A_3$  sıcaklığı östenitin ferrite dönüşmeye başladığı sıcaklığı,  $A_{1e}$  sementit çökmesinin başlangıç sıcaklığını (ötektoid dönüşümün başlangıcı) ve  $A_{1b}$  östenitten dönüşümün bitiş sıcaklığını (ötektoid dönüşümün bitiş) gösterir.  $A_{1e}$  ve  $A_{1b}$  sıcaklıkları arasında ferrit, östenit ve sementit beraberce bulunduğu ötektoid dönüşüm üç faz alanını oluşturur. Dilatometre ve termodinamik hesaplama sonuçları karşılaştırılsa  $A_1$  sıcaklığının birkaç derecelik sapma ile iyi bir şekilde tahmin edilebildiği görülmektedir. Diğer yandan  $A_3$  sıcaklıklarında daha 15 °'lik sapmalar söz konusudur. Burada yine de 30A ve 30C çelikleri için  $A_3$  sıcaklıkları arasında oluşan fark doğru biçimde hesaplanmıştır.

Tablo 4.11: Dilatometri ve Thermo-Calc® ile belirlenen  $A_1$  ve  $A_3$  sıcaklıkları.

Numune	Dilatometri		Thermo-Calc		
	$A_1$	$A_3$	$A_{1e}$	$A_{1b}$	$A_3$
30A	725	840	722	711	825
30C	725	825	721	708	810

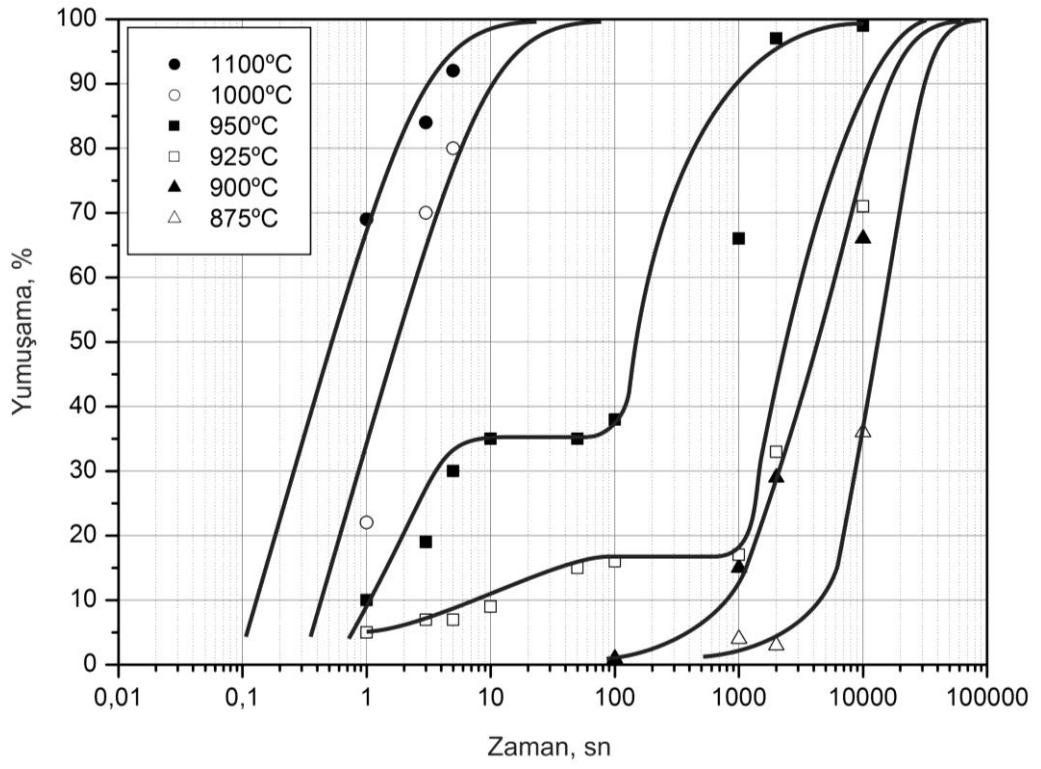
#### 4.4. Gerinme Katkılı Çökelti Oluşumu

Bu kısımda 30A ve 30C çeliklerinde deformasyon sıcaklığı ve deformasyonlar arası bekleme süresi değiştirilerek, bunların gerinme-katkılı-çökelti oluşumuna etkileri incelenmiştir.

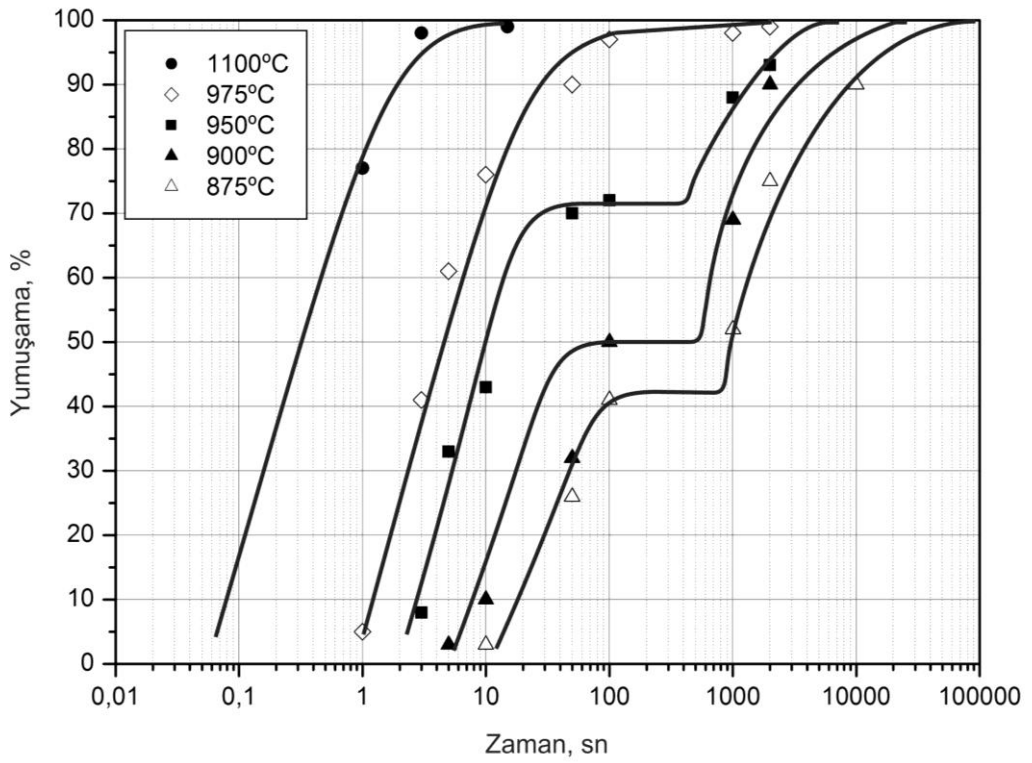
##### 4.4.1. Yumuşama eğrilerinin belirlenmesi

Mikroalaşımli çelikler yüksek sıcaklıklarda deforme edildiklerinde mikroalaşım elementleri gerinme-katkılı-çökelti oluşturabilir. Dövme sırasında da oluşabilecek bu gerinme-katkılı-çökelti belirlemek amacıyla iki vuruşlu sıcak basma (double hit hot compression) deneyleri yapılmıştır. Bu deneyler sonucunda 30A ve 30C çelikleri için elde edilen kinetik eğriler Şekil 4.12'de verilmiştir. Bu eğrilerden de görüldüğü gibi kinetik eğriler bazı sıcaklıklarda (örn; 950 °C'de) bir plato göstermektedir. Daha önce yapılan bazı çalışmalarda (52,55,56,57,58), bu plato oluşumunun gerinme-katkılı-çökelti sonucunda meydana geldiği açıklanmaktadır. Platolar çökelti oluşumunun başlangıcına ve sonuna işaret etmektedir. Diğer bir deyişle, bu platonun başlangıcı çökeltinin başladığı ( $P_s$ ) ana karşılık gelirken, platonun bittiği nokta çökeltinin bittiği ( $P_f$ ) anı göstermektedir. Bu platonun işaret ettiği süre zarfında yeniden kristallenme çökelti oluşturduğu bir kuvvet (pinning force) ve çözünmüş Nb elementinin oluşturduğu sürüklenme (solute drag) etkisi ile engellenir. Bu platonun öncesinde ve sonrasında yeniden kristallenme görülür. Eğer bir sıcaklıkta (örn; 1100 °C) plato oluşmamışsa yeniden kristallenme başlangıcından bitişine kadar Avrami kurallarına göre gerçekleşmektedir [58].

Şekil 4.12'de de görüldüğü gibi 30A çeliği 925 ve 950°C'de ve 30C çeliği 875, 900 ve 950 °C eğrilerinde plato oluşum göstermektedir. Bu sıcaklık ve zamanlarda gerinme-katkılı-çökelti oluştuğu söylenebilir. Çalışmalarda bundan sonraki adım kinetik eğrilerden çökelti başlangıç ( $P_s$ ) ve bitiş ( $P_f$ ) sürelerinin bulunmasıyla C- eğrileriyle PTT diyagramları çizilmesidir.



a)



b)

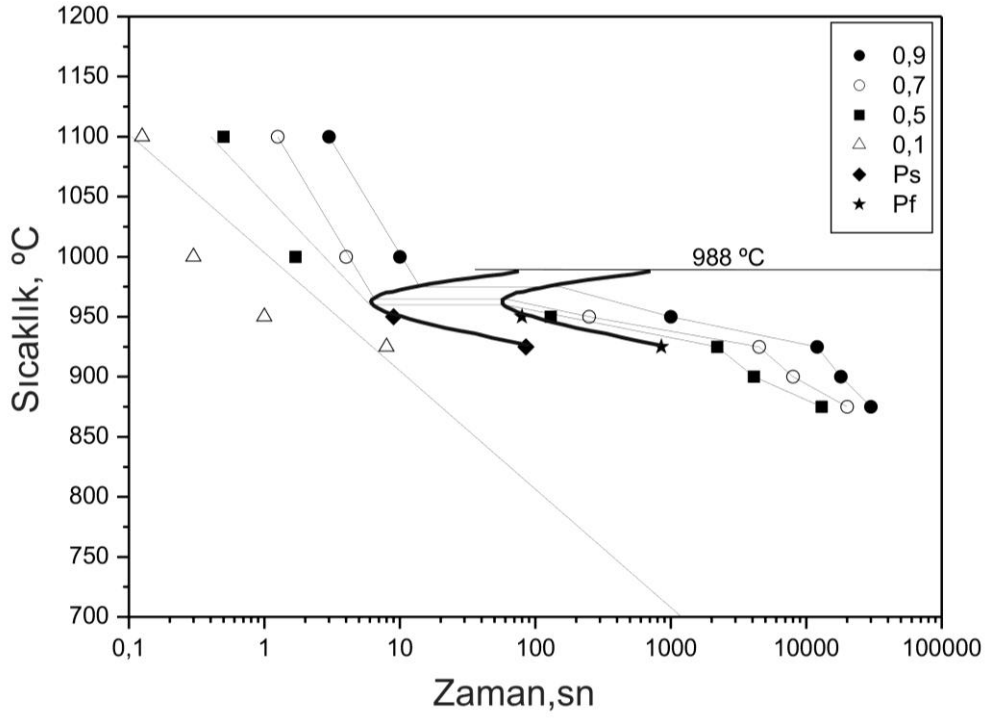
Şekil 4.12: Yüzdesel yumuşama ve iki vuruş arası bekleme sürelerinin kinetik eğrileri; a) 30A ve b) 30C. Gerinme = 0,35.

#### 4.4.2. Çökeltme-zaman-sıcaklık diyagramları

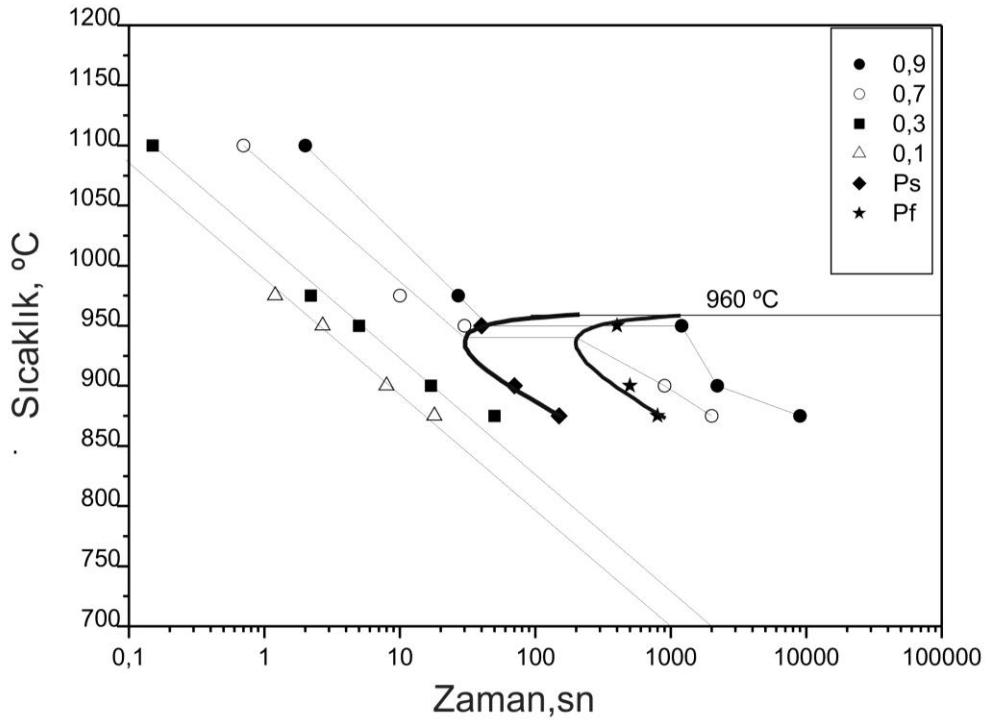
Yukarıda elde edilen deneysel sonuçlardan sıcaklık ve zaman koordinatları taşınarak Çökeltme-Zaman-Sıcaklık (Precipitation-Time-Temperature, PTT) diyagramları çizilmiştir (Şekil 4.13). Bu diyagramda iki C-eğrisi görülür. Bu eğrilerden soldaki gerinme-katkılı-çökeltmenin başlangıcını ( $P_s$ ), sağdaki ise bitişini ( $P_f$ ) göstermektedir. Kinetik eğrileri üzerinden belirlenen koordinatlarla bir SRCT (statik yeniden kristallenme kritik sıcaklığı) belirlenmiştir. Bu sıcaklık teorik olarak gerinme katkılı çökeltmenin meydana geldiği en yüksek sıcaklıktır. Ayrıca bu sıcaklık aynı şekil üzerinde verilen  $P_s$  ve  $P_f$  eğrilerinin asimptotudur. C-eğrileri incelendiğinde bir burun sıcaklığı oluştuğu görülür. Bu sıcaklıkta minimum zamanda çökelti oluşumu meydana gelmektedir [59],60,61].

İki eğri karşılaştırılırsa 30A çeliğinde burun sıcaklığı 960 °C civarındadır ve çökeltme 6 sn'de başlar. Diğer yandan 30C çeliğinde bu sıcaklık 940 °C civarındadır ve en kısa çökelti süresi 28 sn'dir. Yüksek miktarda vanadyum bulunması dolayısıyla 30A çeliğinde çökelti oluşumunun daha kısa sürede gerçekleşmesini sağlamaktadır.





a)



b)

Şekil 4.13: Çökeltme-Zaman-Sıcaklık diyagramı; a) 30A ve b) 30C.

## **BÖLÜM 5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER**

Son yıllarda otomotiv sektöründe maliyetleri düşürmek ve ihtiyaç duyulan malzeme özelliklerini sağlamak için mikroalaşımli çökelti sertleşen ferritik-perlitik dövme çeliklere yoğun ilgi duyulmaktadır. Bu çeliklerden üretilen dövülmüş parçalar ısı işlem olmaksızın havada sürekli soğumaya bırakılırlar. Bu özellikleri açısından ıslah (su verilmiş ve temperlenmiş) çelikleri ile karşılaştırıldıklarında hem önemli miktarda tasarruf sağlarlar hem de ürünün işlenebilirliğini artıran bir mikroyapıda olmasına olanak verirler. Bu nedenle mikroalaşımli dövme çelikler çeşitli mikroalaşım ve mikroyapısal varyantları ile kullanılmaktadırlar. Bununla birlikte, mikroalaşımli dövme çelikler ıslah çelikleri ile kıyaslandıklarında düşük mukavemet değerleri göstermektedirler.

Bu çalışmanın amacı çökelti sertleşmesi ve tane incilmesi elde ederek yüksek mukavemet ve tokluk değerine sahip niyobyum mikroalaşımli bir dövme çelik geliştirmektir. Termodinamik hesaplamalar ile faz dönüşümleri ve çökelti oluşumu incelenerek, sonuçlar doğrultusunda oluşturulan kimyasal bileşime sahip iki çelik üretilmiştir. Mikroalaşım elementi olarak bu çeliklerde standart kullanılan vanadyum ile birlikte niyobyum ve titanyum kullanılmıştır.

Malzeme karakterizasyonu başlığı altında 30A ve 30C çeliklerinin mukavemet ve tokluk değerleri ile ZSD eğrileri verilmiştir. Böylece üretilen çeliklerin mekanik özellikleri hedeflenen standart değerlerle karşılaştırılmıştır. Ayrıca ZSD eğrilerindeki mikroyapı oluşumu üzerinden bu mekanik özellikler tartışılmıştır.

Dövme çeliklerde aynen düşük karbonlu çeliklerde olduğu gibi gerinme-katkılı-çökelti oluşturulabilmektedir. Bu çökelti hem mukavemeti artırırken hem de tane inceltmesi üzerinden tokluğu artırabilmektedirler. Gerinme-katkılı çökelti oluşumu incelemek üzere yapılan sıcak basma deneyi sonuçları kullanılarak C-eğrileri ve PTT diyagramları çizilmiştir.

### **5.1. Termodinamik Hesaplamalar**

30A ve 30C mikroalaşımli çeliklerinde termodinamik hesaplamalarla metal karbonitrürlerin çökmesi incelendiğinde Tablo 5.1'deki çökelti oluşması muhtemeldir. Öncelikli olarak Ti(C,N) östenitleme sırasında oluşurken Nb(C,N) ve

V(C,N) dövme sıcaklıklarında çökelmeye başlarlar. Soğuma sırasında ise sıcaklığın düşmesi ile M(C,N) içerisindeki V miktarında ani bir artış gerçekleşir. Nb ve V katkısı içeren çeliklerde çökeltme yaklaşık olarak 1160 °C'de başladığı ve östenitleme sıcaklıklarında tane boyutu kontrolünün mümkün olmadığı görülmektedir. Diğer taraftan Ti, Nb ve V mikroalaşım kompozisyonları için metal karbonitrür çökeltmesi sıvı faz bölgesinde başlamaktadır. Östenitleme bölgesinin üzerinde önemli miktarda M(C,N) meydana gelir ve östenitleme sıcaklıklarında bu çökeltiler ağırlıklı olarak Ti(C,N) içermektedir.

Tablo 5.1: Denge durumu için mikroalaşım elementlerine bağlı olarak östenitleme, dövme ve soğuma sırasında oluşan çökeltiler.

Mikroalaşımlama	Soğuma	Dövme	Östenitleme
Nb ve V	V(C,N) ve Nb(C,N)	Nb(C,N) ve V(C,N)	-
Ti, Nb ve V	V (C,N) ve Nb(C,N)	Nb(C,N) ve V(C,N)	Ti(C,N)

Hesaplamalara göre en kararlı çökeltiler Ti katkısıyla oluşabilir. Buna bağlı olarak östenitleme sırasında tane büyümesi ancak Ti(C,N) çökeltileriyle engellenebilir. Ayrıca düşük dövme sıcaklıkları (<1150°C) uygulanabilirse, dövme sırasında Nb(C,N) çökeltileri elde edilebilir.

## 5.2. Malzeme Karakterizasyonu

30A çeliği standart değerlere göre daha düşük Mn miktarı ve daha yüksek mikroalaşım elementi katkısı içermektedir. Özellikle Mn miktarına bağlı olarak mukavemet değerleri düşmüştür. Ancak mikroalaşım elementleri özellikle Nb ve Ti katkısı tokluk artışına katkı sağlamaktadır.

30C çeliğinde ise Mn miktarı standart değerler içerisinde tutulmuş ancak V miktarı düşük olduğundan yine bir mukavemet azalması görülmektedir. 30C çeliğinde Nb ve Ti katkısı en yüksek seviyede tutulmuş ve buna bağlı olarak da en yüksek tokluk değerleri bu çelikte elde edilmiştir.

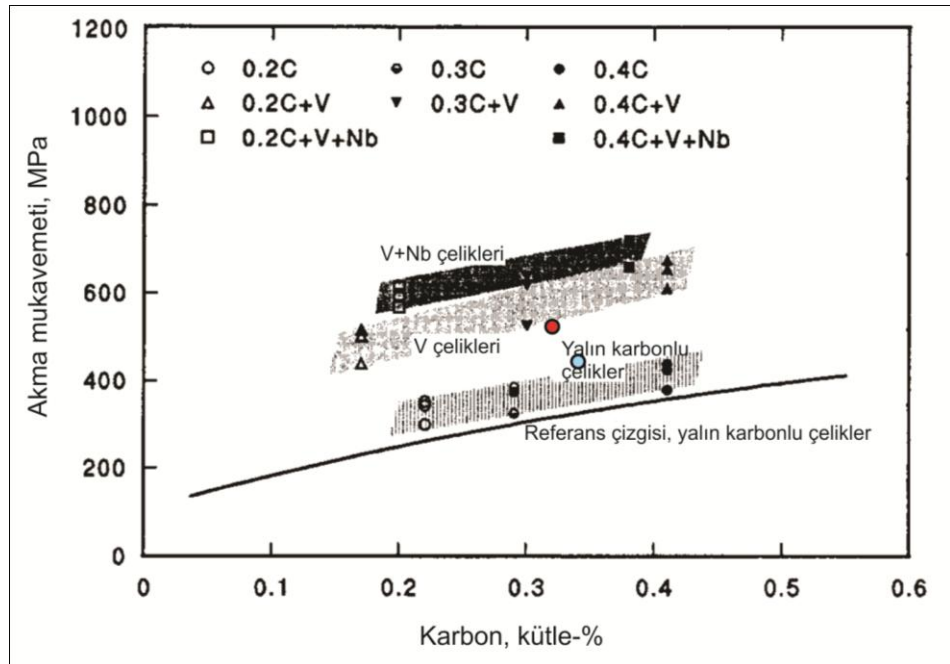
### 5.2.1. Mukavemet

TS EN 10267 standart değerlerine göre Mn miktarının düşürülmesi akma ve çekme mukavemetini azaltmıştır. Mn elementi perlit lamellerini inceltici bir etki yaparken perlit miktarını da artırır. ZSD diyagramları da bunu doğrulamaktadır. 30A ile 30C çeliğine ait ZSD diyagramları karşılaştırılırsa (Şekil 4.9 ve Şekil 4.10), düşük Mn içeren 30A çeliğinin daha düşük perlitik yüzde gösterdiği görülebilir. Buna bağlı

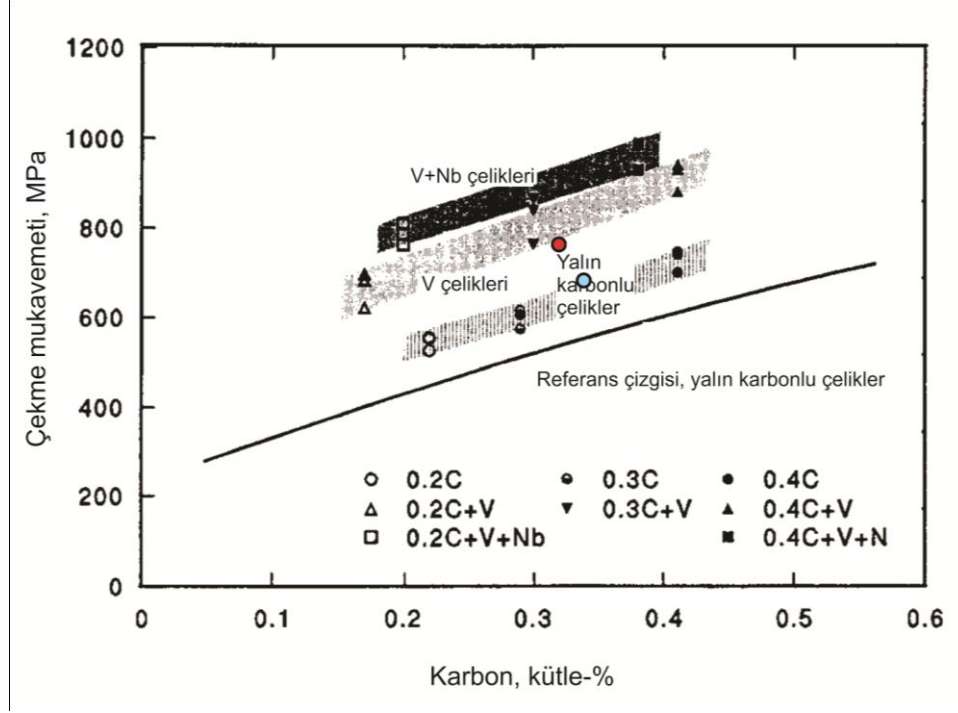
olarak ferritik-perlitik çeliklerde daha fazla perlit fazı için daha yüksek Mn gerekir. Örneğin 30A çeliği yaklaşık % 1 Mn içerir ve bu miktar standart en düşük değer olan % 1,4'ün altındadır. Bu % 0,4'lük fark nedeniyle 30A çeliğinde ancak minimum mukavemet değerleri sağlanabilmiştir. Oysaki bu çelikte yüksek V (% 0,323) dolayısıyla standart değerlerin üzerinde bir mukavemet beklenmiştir. Bu yüksek miktara bağlı olarak elde edilen çökelti sertleşmesi ancak perlit oranına bağlı mukavemet azalmasını karşılayabilmiştir.

30C çeliği ise düşük V miktarı (% 0,037) ve buna bağlı azalan çökelti sertleşmesi nedeniyle düşük bir akma ve çekme mukavemeti göstermiştir. 30C çeliğinde Mn miktarının alt standart değerlerde olması dolayısıyla yüksek miktarda perlitik bir mikro yapı oluşmuştur (soğuma hızına bağlı olarak % 45-80 perlit). Bu perlit ile elde edilen mukavemet katkısına karşın yeterli çökelti sertleşmesi için V miktarı yetersiz kalmıştır. Böylelikle diğer mikroalaşım elementleri Nb ve Ti'un çökelti sertleşmesi sağlamayacağı görülmektedir.

Elde edilen akma ve çekme mukavemeti değerleri bir çalışmada [3] derlenen mikroalaşımli çelikler ve karbon çeliklerine ait veriler ile karşılaştırılmıştır (Şekil 5.1 ve Şekil 5.2). Burada da görüldüğü gibi 30A çeliği mikroalaşımli çeliklere ait alt değerleri sağlanmaktadır. Diğer yandan 30C çeliğine ait akma ve çekme değerleri karbon çelikleri ile mikroalaşımli çelikler arasında kalmıştır.



Şekil 5.1: Bu çalışmadaki çeliklere ait akma gerilmelerinin (●30A ve ●30C) kaynakçada [3] verilen değerlerle karşılaştırması.

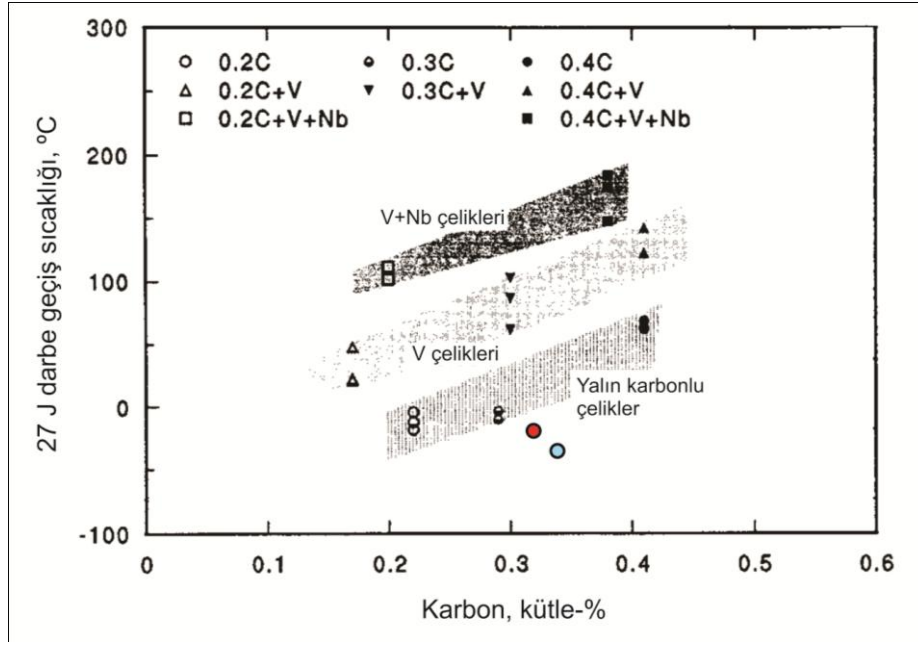


Şekil 5.2: Bu çalışmadaki çeliklere ait çekme mukavemetinin (●30A ve ●30C) kaynakçada [3] verilen değerlerle karşılaştırması.

### 5.2.2. Tokluk

Mikroalaşımli ferritik-perlitik dövme çeliklerde asıl istenen tokluğun artırılmasıdır. Toklukta elde edilecek bir artış, bir miktar mukavemet kaybını tolere edilebilir. Standart değerlerle 30A ve 30C çeliklerinin uzama ve kesit daralmasına ait sonuçlar karşılaştırılırsa bu değerlerin neredeyse iki katına çıktığı görülebilir. Bunun nedeni 30A ve 30 C çeliği için şöyle özetlenebilir. 30A çeliğinde perlitin azalmasına bağlı olarak ferrit oranı artmıştır. Bununla birlikte bu çelikte Nb/Ti mikroalaşımlamaya bağlı olarak tane boyutu incelmesi de etkili olabilir. 30C çeliği ise yüksek perlit miktarına karşın daha yüksek Nb/Ti miktarı içerdiğinden tane incelmeye bağlı tokluk artışı daha yüksek olmuştur. Ayrıca bu çelikte düşük V miktarı ile çökelti sertleşmesi de azaldığından tokluk artışı beklenebilir. 30A çeliğinde yaklaşık 50 µm büyüklüğünde ferrit tanelerine rastlanmıştır. Diğer yandan 30C çeliğinde en büyük tane boyutu 30 µm civarındadır (Şekil 4.8).

Elde edilen darbe geçiş sıcaklıkları yine aynı çalışmada [3] derlenen mikroalaşımli çelikler ve karbon çeliklerine ait veriler ile karşılaştırılmıştır (Şekil 5.3). Tokluk değerlerinin her iki çelik için de hem mikroalaşımli çeliklere hem de karbon çeliklerine göre daha yüksek olduğu görülmektedir.



Şekil 5.3: Bu çalışmadaki çeliklere ait darbe geçiş sıcaklıklarının (●30A ve ●30C) kaynakçada [3] verilen değerlerle karşılaştırması.

### 5.2.3. Faz dönüşüm davranışı

İncelenen 30A ve 30C çelikleri soğuma hızına bağlı olarak ferrit, perlit, beyrit ve martenzit fazların göstermişlerdir. Normal soğuma hızlarında her iki çelik de ferritik-perlitik bir mikroyapıya sahiptir. Aynı soğuma hızlarında 30A çeliği ağırlıklı olarak ferrit fazı içerirken, 30 C çeliğinde perlit miktarı daha fazladır. Bir başka husus ise 30A ve 30C çeliklerinin sertliklerinin soğuma hızına ve oluşan mikroyapıya bağlı olarak farklılık göstermesidir.

Soğuma hızı yüksek (>10 K/s) olduğunda 30C çeliği daha yüksek sertlikte iken, yavaş soğuma sonrasında 30A çeliği daha yüksek sertlik göstermektedir. Martenzit fazının baskın olduğu yüksek soğuma hızlarında 30C çeliği daha fazla karbon içerdiğinden dolayı daha serttir. Ancak ferrit-perlitik mikroyapının oluşmaya başladığı daha düşük soğuma hızlarında (<10 K/s), 30A çeliği içerdiği yüksek miktardaki mikroalaşım elementlerinin oluşturduğu çökelti sertleşmesine bağlı olarak daha yüksek sertlik gösterir.

### 5.3. Gerinme Katkılı Çökelti Oluşumu

Yumuşama parametreleri ve Çökeltme-Zaman-Sıcaklık diyagramlarından elde edilen sonuçlara göre;

- 30A ve 30C çeliklerinde deformasyon sıcaklığına ve deformasyonlar arası bekleme süresine bağlı olarak yumuşamanın engellediği görülmüştür. Bu olay gerinme katkı çökeltme oluştuğunu göstermektedir.

- Gerinme katkı çökelti oluşumu için en yüksek sıcaklık 30A çeliğinde 988 °C ve 30C çeliğinde 960 °C olarak belirlenmiştir.

- İki çelik karşılaştırılırsa, 30A çeliğinde gerinme katkı çökeltme daha kısa sürelerde başlamaktadır.

### 5.4. Öneriler

Bu çalışmada karbon miktarı düşürülmüş ve Nb/Ti ile mikroalaşımlanmış çökelti sertleşen ferritik perlitik iki çelik vakum ergitme ve dövme işlemi ile üretilerek, mikroalaşımlama ve karbon miktarının mekanik özellikler üzerindeki etkisi incelenmiştir. Elde edilen sonuçlara göre mekanik özelliklerin mikroalaşımlama ile artırılacağı görülmektedir. Özellikle tokluk açısından umut verici sonuçlar elde edilmiştir. Bu sayede karbon miktarı artırılarak düşük karbonlu çelik tipleri ile eşdeğer toklukta, ancak daha yüksek mukavemetli çeliklerin dizayn edilmesi ileri bir çalışma olarak önerilmektedir.

## KAYNAKLAR

1. Kimura, T., Kurebayashi, T., "Niobium in Microalloyed Engineering Steels, Wire Rod and Case Carburized Products", **Proc. Int. Symp. Niobium 2001**, Orlando, FL, Vol 1, 801–872, (2001).
2. Llewellyn, D. T., Hudd, R., "Steels: Metallurgy and Applications", **Elsevier Science**, Oxford, (1998)
3. Krauss, G., "Steels: Processing, Structure, and Performance", **ASM International**, Ohio, (2008)
4. Liu, T., "Modeling Microstructural Evolution of Microalloyed Forging Steels during Thermomechanical Processing", **Queen's University**, Ontario, (2001).
5. Zaslavskii, A. Y., Microalloyed Steels for Controlled Hot Plastic Deformation (A Brief Review), **Metal Science and Heat Treatment**, Vol. 43, Nos. 7 – 8, (2001).
6. Totten, G. E., Xie, L., Funatani, K., "Handbook of Mechanical Alloy Design", **Marcel Dekker, Inc.**, New York, (2004).
7. Eckstein, H. J., "Technologie der Wärmebehandlung von Stahl", 2.Auflage, **VEB Verlag für Grundstoffindustrie**, Leipzig, (1987).
8. S. Engineer and B. Huchtemann, "Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels", Van Tyne, C. J., Krauss, G., Matlock, D. K. (eds.), **TMS**, Warrendale, PA, 61-78, (1996).
9. TS EN 10267, "Ferritik - Perlitik Çelikler – Mühendislik Uygulamalarında Kullanılan Sıcak İşleme Sıcaklıklarında Çökelmeyle Sertleşebilen", Nisan, (2000).
10. Gladman, T., "The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels", **The Institute of Materials**, London, (1997).
11. Katsumata, M., Matsumoto, O., Kanetsuki, Y., Inoeu, T., Nakamura, M., Matsushima, Y., Nakatani, Y. "Development of high strength and toughness low-carbon low-alloy steel for hot forged automobile components", **Stahl und Eisen**, Stahl im Automobilebau (Special Issue), 243-254, (1990).
12. Langeborg, R., Sandberg, O., Roberts, W., "Fundamentals of Microalloying Forging Steels", Krauss, G., Banerji, S. K., (eds.), **TMS**, Warrendale, PA, 39-54, (1987).
13. Berns, H., Theisen, W., "Ferrous Materials:Steel and Cast Iron", **Springer-Verlag**, Berlin, (2008).
14. Matlock, D. K., Krauss, G., Speer, J. G., "Microstructures and Properties of Direct-Cooled Microalloying Forging Steels", **Journal of Materials Processing Technology**, 117, 324-328, (2001).



15. González-Baquet, I., Kaspar, R., Richter, J., Nußbaum, G., Köthe, A., "Influence of Microalloying on the Mechanical Properties of Medium Carbon Forging Steels after a Newly Designed Post Forging Treatment", **Steel Research**, 68, No. 12, 534-540, (1997).
16. Cristinacce, M., Reynolds, P. E., "Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels", Van Tyne, C. J., Krauss, G., Matlock, D. K. (eds.), **TMS**, Warrendale, PA, 29-43, (1996).
17. Kaspar, R., González-Baquet, I., Richter, J., Nußbaum, G., Köthe, A., "Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels", Van Tyne, C. J., Krauss, G., Matlock, D. K. (eds.), **TMS**, Warrendale, PA, 45-59, (1996).
18. Naylor, D. J., "Microalloying in Steels", Rodriguez-Ibabe, J. M., Gutiérrez, I., López, B. (eds.), **TTP**, Einfield, NH, 83-94, (1998).
19. Engineer, S., Hutchemann, B., Schüler, V., "Fundamentals of Microalloying Forging Steels", Krauss, G., Banerji, S. K., (eds.), **TMS**, Warrendale, PA, 19-37, (1987).
20. Gunnarson, S., Ravenshorst H., Bergstörn, C.-M., "Fundamentals of Microalloying Forging Steels", Krauss, G., Banerji, S. K., (eds.), **TMS**, Warrendale, PA, 325-338, (1987).
21. "Optimized New Generation Steel Forgings in Auto Suspension Systems", American Iron and Steels Institute, <http://www.autosteel.org/AM/Template.cfm?Section=Automotive2&section=PDFs&template=/CM/ContentDisplay.cfm&ContentFileID=951>, (**Ziyaret tarihi: 09 Haziran 2010**).
22. T. Gladman, **Proceedings of Information Day on Microalloyed Engineering Steels**, ECSC, Düsseldorf, 1-12, (1998).
23. Characteristic Features of Titanium, Vanadium and Niobium as Microalloy Additions to Steel, **Niobium Information 17**, (1998).
24. Rasouli, D., Khameneh Asl, S., Akbarzadeh, A., Daneshi, G.H., "Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of microalloyed forging steel", **Journal of Materials Processing Technology**, 206, 92–98, (2008).
25. Dong, H., Li, G., Zhang, Y., "Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels", Van Tyne, C. J., Krauss G., Matlock, D. K. (eds.), **TMS**, Warrendale, PA, 195-205, (1996).
26. Kop, A., Remijn, G. W., Svetchnikov, V., Sietsma, J., Van der Zwaag, S., "Some Observations on the Effect of Austenitisation Conditions on the Transformation Kinetics in a HSLA Steel and Related C-Mn Steels", **Journal of Materials Science**, 36, 1863-1871, (2001).
27. Cabrera, J. M., Omar, A. A., Prado, J. M., "Effect of Second Phase Particles on the Grain Size of a Multi-microalloyed Medium Carbon Steel", **Z. Metallkd.**, 89, 47-58, (1998).
28. Andersson, J. O., Helander, T., Höglund, L., Shi, P., Sundman, B., "THERMO-CALC & DICTRA, Computational Tools For Materials Science", **Calphad**, Vol. 26, No. 2, 273-312, (2002).

29. McGuiere, M. F., "Stainless Steels for Design Engineers", **ASM International**, Ohio, (2008).
30. TCFE5: TCS Steels/Fe-alloys database (v.5) for Thermo-Calc, **Thermo-Calc Software AB**, (2008).
31. Laasraoui, A., "Computer Modelling of Temperature, Flow Stress and Microstructure during the Hot Rolling of Steels", **McGill University**, Montreal, (1990).
32. Sellars, C. M., "Recrystallization of Metals during Hot Deformation", **Phil. Trans.**, R. Soc. Lond. A., 288, 147-158 (1978).
33. Jorge-Badiola, D., Gutierrez, I., Study of the strain reversal effect on the recrystallization and strain-induced precipitation in a Nb-microalloyed steel, **Acta Materialia**, 52, 333–341, (2004).
34. Xu, Y. B., Yu, Y. M., Xiao, B. L., Liu, Z. Y., Wang, G. D., "Modelling of microstructure evolution during hot rolling of a high-Nb HSLA steel", **J Mater Sci**, 45, 2580–2590, (2010).
35. Fernández, A.I., Uranga, P., López, B., Rodriguez-Ibabe, J.M., "Dynamic recrystallization behavior covering a wide austenite grain size range in Nb and Nb–Ti microalloyed steels", **Materials Science and Engineering A**, 361, 367–376, (2003).
36. Pandit, A., Murugaiyan, A., Saha Podder, A., Haldar, A., Bhattacharjee, D., Chandra, S., Ray, R.K., "Strain induced precipitation of complex carbonitrides in Nb–V and Ti–V microalloyed steels", **Scripta Materialia**, 53, 1309-1314, (2005).
37. Bakkali El Hassani, F., Chenaoui, A., Dkiouak, R., Elbakkali, L., Al Omar, A., "Characterization of deformation stability of medium carbon microalloyed steel during hot forging using phenomenological and continuum criteria", **Journal of Materials Processing Technology**, 199, 140–149, (2008).
38. Gür, C. H., Pan, J., "Handbook of Thermal Process Modeling of Steels", **CRC Press**, Boca Raton, (2009).
39. Vedani, M., Mannucci, A., "Effects of Titanium Addition on Precipitate and Microstructural Control in C–Mn Microalloyed Steels", **ISIJ International**, Vol. 42 No. 12, 1520–1526, (2002).
40. Inoue, K., Ishikawa, N., Ohnuma, I., Ohtani, H., Ishida, K., "Calculation of Phase Equilibria between Austenite and (Nb, Ti, V)(C, N) in Microalloyed Steels", **ISIJ International**, Vol. 41, No. 2, 175–182, (2001).
41. Hillert, M., Staffansson, L. I., "The regular solution model for stoichiometric phases and ionic melts", **Acta Chemica Scandinavica**, 24, 3618-3626, (1970).
42. Lui, Z. K., "Thermodynamic Calculations of Metalcarbonitrides in Microalloyed Steels", **Scripta Materialia**, 50, 601-606, (2004).
43. Lagneborg, R., Siwecki, T., Zajac, S., Hutchinson, B., "The Role of Vanadium in Microalloyed Steels", **Scandinavian Journal of Metallurgy**, 28, 186-195, (1999).

44. TS 138 EN 10002-1, Metalik malzemeler – Çekme deneyi – Bölüm 1: Ortam sıcaklığında deney metodu, Nisan 2004.
45. TS EN 10045-1, Metalik Malzemeler-Charpy Vurma Deneyi- Bölüm 1: Deney Metodu (V-ve U-Çentikleri), Nisan 1999.
46. TSE EN ISO 643, Çelikler – Görünür Tane Büyüklüğünün Mikrografik Tayini, Ocak 2008.
47. ASTM E 112, Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, May 1996.
48. Euronorm 103, Mikroskopische Ermittlung der Ferrit- und Austenitkorngrösse von Stählen, 1971.
49. Garcia de Andres, C., Caballero, F.G., Capdevila, C., Alvarez, L.F., “Application of dilatometric analysis to the study of solid–solid phase transformations in steels”, **Materials Characterization**, 48, 101– 111, (2002).
50. Stahl-Eisen-Prüfblatt. 1680-61, Aufstellung von Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern für Eisenlegierungen, STAHL-EISEN-Prüfblätter (SEP) des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute, 3rd edition, 1990.
51. Doege, E., Behrens, B.-A., “Handbuch Umformtechnik”, **Springer**, Berlin, 492-493, (2007).
52. Li, G., Maccagno, T. M., Bai, D. O., Jonas, J. J., “Effect of Initial Grain Size on the Static Recrystallization Kinetics of Nb Microalloyed Steels”, **ISIJ International**, Vol. 36. No. 12, 1479-1485, (1996).
53. Tamura, I., Ouchi, C., Tanaka, T., Sekine, H., “Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels”, **Butterworths**, London, 34-35, (1988).
54. Hong, S. G.; Kang, K. B., Park, C. G., “Strain induced precipitation of NbC in Nb and Nb-Ti microalloyed HSLA steels”, **Scripta Materialia**, 46, 163-168, (2002).
55. Chatterjee, S., Verma, A. K., Mukhopadhyay, A., “Static recrystallisation kinetics of austenite in Ti, Nb and V microalloyed steels during hot deformation”, **Ironmaking and Steelmaking**, Vol 34, No 2, 145-150, (2007).
56. Ouispe, A, Medina, S. F., Valles, P., “Recrystallization-Precipitation Interaction Study of Two Medium Carbon Vanadium Microalloyed Steels”, **ISIJ International**, Vol. 37, No. 8, 783-788, (1997).
57. Medina, S. F., Ouispe, A., Valles, P., Baños, J. L., “Recrystallization-Precipitation Interaction Study of Two Medium Carbon Niobium Microalloyed Steels”, **ISIJ International**, Vol, 39, No. 9, 913-922, (1999).
58. Gómez, M., Rancel, L., Fernández, B. J., Medina, S. F., “Evolution of austenite static recrystallization and grain size during hot rolling of a V-microalloyed steel”, **Materials Science and Engineering A**, 501, 188–196, (2009).

59. Bertrand, C., Albarrán, J., Pichard, C., Lotter, U., Medina, S., De Sanctis, M., “Aspects on recrystallization-precipitation interaction in microalloyed steels”, **European Commission Technical Steel Report**, EUR 20936, (2004).
60. Medina, S. F., Ouispe, A., “Influence of Strain on Induced Precipitation Kinetics in Microalloyed Steels”, **ISIJ International**, Vol. 36, No. 10, pp. 1295-1300, (1996).
61. Vervynckt, S., Verbeken, K., Thibaux, P., Liebeherr, M., Houbaert, Y., “Austenite Recrystallization–Precipitation Interaction in Niobium Microalloyed Steels”, **ISIJ International**, Vol. 49, No. 6, 911–920, (2009).

## **ÖZGEÇMİŞ**

1976 yılında Sakarya'da doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini Sakarya ve İstanbul'da tamamladı. 1995 yılında girdiği Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölümü'nden 1999 yılında Metalurji Mühendisi olarak mezun oldu. 1999-2002 yılları arasında, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Haberleşme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda Yüksek Lisans öğrenimini tamamladı. 2000 yılından beri Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde Araştırma Görevlisi olarak görev yapmakta olup, evli ve bir çocuk babasıdır.