

**AISI H10 SICAK İŞ TAKIM ÇELİĞİNİN DİNAMİK
DEFORMASYON YAŞLANMA
ÖZELLİKLERİNİN
ARAŞTIRILMASI**

**2018
YÜKSEK LİSANS TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

Demet TAŞTEMÜR

**AISI H10 SICAK İŞ TAKIM ÇELİĞİNİN DİNAMİK DEFORMASYON
YAŞLANMA ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI**

Demet TAŞTEMÜR

**Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü**

İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında

Yüksek Lisans Tezi

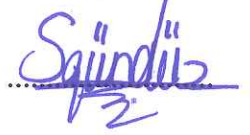
Olarak Hazırlanmıştır

KARABÜK

Ocak 2018

Demet TAŞTEMÜR tarafından hazırlanan “AISI H10 SICAK İŞ TAKIM ÇELİĞİNİN DİNAMİK DEFORMASYON YAŞLANMA ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ
Tez Danışmanı, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı



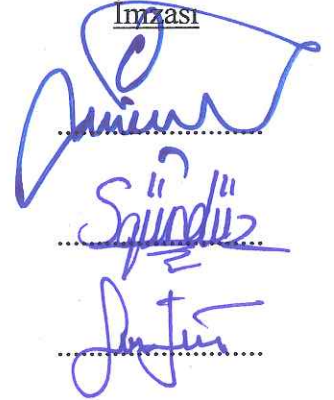
Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 05/01/2018

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

Başkan : Prof. Dr. Ramazan KAÇAR (KBÜ)

Üye : Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ (KBÜ)

Üye : Yrd. Doç. Dr. Mustafa TÜRKMEN (KOÜ)

İmzası


...../...../2018

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

Prof. Dr. Filiz ERSÖZ
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdür V.





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

Demet TAŞTEMÜR

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

AISI H10 SICAK İŞ TAKIM ÇELİĞİNİN DİNAMİK DEFORMASYON YAŞLANMA ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Demet TAŞTEMÜR

Karabük Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

Ocak 2018, 108 sayfa

Bu çalışmada, AISI H10 sıcak iş takım çeliğinin ana malzeme, suda soğutulmuş ve temperlenmiş koşullarda dinamik deformasyon yaşlanması davranışı incelenmiştir. 1050 °C'de 1 saat östenitleme işleminin ardından suda soğutulan numuneler farklı temperleme sürelerine tabi tutulmuşlardır. Temperlenen numuneler üzerinde yapılan ön çalışma aşamalarında mikroyapı ve sertlik analizleri yapılarak optimum parametre değeri olan 2 saat temperleme süresi belirlenmiştir. Yaşlandırma işleminde çekme deneyleri 25 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C ve 700 °C sıcaklık aralığında ve $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ deformasyon oranında gerçekleştirilmiştir. Her test sonrası gerilme-gerinim diyagramları elde edilerek, bu diyagramlardan farklı sıcaklıklarda çekme testine tabi tutulan her numune için maksimum çekme dayanımı, akma dayanımı (% 0,2), yüzde uzama (%) ve pekleşme üsteli (δy) belirlenmiştir. Çekme sonuçları, suda soğutulmuş ve temperlenmiş numunelerin dinamik deformasyon yaşlanması ile tutarlı olarak 200 °C ve 300 °C'de akma dayanımında ve maksimum

çekme dayanımında bir artış, ancak % uzama değerlerinde azalma olduğunu göstermiştir. Bununla birlikte, ana malzemede aynı test sıcaklıkları için akma ve maksimum çekme dayanımında bir düşüş olduğu görülmüştür. Bu durum, ana malzemede katı eriyik içerisinde daha az serbest C veya N atomunun varlığına işaret etmiştir. Ayrıca artan test sıcaklığıyla birlikte ana malzemede % uzamada büyük bir artış görülmüştür. AISI H10 sıcak iş takım çeliğinde dislokasyonlar ile arayer atomları (C veya N) veya yer alan atomları (Cr veya Mo) arasındaki etkileşim nedeniyle dinamik deformasyon yaşanmasının farklı sıcaklıklarda meydana geldiği gözlenmiştir.

Anahtar Sözcükler : Sıcak iş takım çelikleri, Dinamik deformasyon yaşanması, Mekanik özellikler.

Bilim Kodu : 915.1.092

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

INVESTIGATION OF DYNAMIC STRAIN AGING PROPERTIES OF HOT WORK AISI H10 TOOL STEELS

Demet TAŞTEMÜR

Karabük University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Manufacturing Engineering

Thesis Advisor:

Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

January 2017, 108 pages

In this study, dynamic strain aging behaviour of hot work tool steel AISI H10 was investigated under as-received, as-quenched and tempered conditions. After the austenitizing at 1050 °C for 1 h., as-quenched samples were subjected to different tempering times. Microstructure and hardness analyzes were carried out in the preliminary study stages on the tempered samples and the optimum parameter value of 2 hours tempering time was selected. In the aging process, tensile tests were carried out at a temperature range of 25 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C and 700 °C and at a strain rate of $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Stress-strain diagrams after each test were obtained and the maximum tensile strength, yield strength (0,2 %), elongation (%) and workhardening rate (δy) were determined for each specimen subjected to tensile test at different temperatures. The tensile properties indicated that as-quenched and tempered samples showed an increase in yield strength (YS) and

ultimate tensile strength (UTS) but a decrease in elongation at 200 °C or 300 °C consistent with dynamic strain aging. However, AR samples revealed a decrease in YS and UTS for the same testing temperatures. This indicated the presence of less amount of free C or N in solution of AR samples. Further increase in the testing temperature has increased the elongation. It is believed that dynamic strain ageing (DSA) occurs in AISI H10 hot work tool steel at different temperatures because of interaction between dislocations and interstitial solute atoms (C or N) or substitutional atoms (Cr or Mo).

Key Word : Hot work tool steels, Dynamic strain aging, Mechanical properties

Science Code : 915.1.092

TEŞEKKÜR

Bu tez çalıőmasının planlanmasında, yürütülmesinde ve tamamlanmasında ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübeleriyle bana yol gösteren ve sabırla destek olan, çalıőmamı bilimsel temeller ışığında Şekillendiren sayın hocam Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ'e sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalıőmalarım esnasında yanımda olarak bana destek veren, sorunlarımı dinleyerek beni motive eden sevgili mesai arkadaőlarıma teşekkür ederim. Bu çalışmada kullanılan çeliklerin temin edilmesinde yardımlarını esirgemeyen Yrd. Doç Dr. Mustafa TÜRKMEN'e teőekkürlerimi sunarım.

Yüksek Lisans alıőmamız KB-BAP-16/2-YL-072 nolu BAP Bilimsel Araştırma Projesi kapsamında gerçekleştirilmiştir. Bu nedenle bu çalıőmayı destekleyen Karabük Üniversitesi BAP Koordinatörlüğüne teşekkür ederim.

Beni bugünlere getiren, sevgisini, desteğini asla esirgemeyen, arkamda olduklarını daima bildiğim, hiçbir konuda beni yalnız bırakmayan sevgili aileme yanımda oldukları için tüm kalbimle teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xvi
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	3
TAKIM ÇELİKLERİ.....	3
2.1. TAKIM ÇELİKLERİNİN GENEL ÖZELLİKLERİ	3
2.2. YÜKSEK HIZ TAKIM ÇELİKLERİ	4
2.3. PLASTİK KALIP TAKIM ÇELİKLERİ	5
2.4. SOĞUK İŞ TAKIM ÇELİKLERİ.....	6
2.5. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİ.....	6
2.6. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN SINIFLANDIRILMASI.....	8
2.6.1. Kromlu Sıcak İş Takım Çelikleri.....	8
2.6.2. Tungstenli Sıcak İş Takım Çelikleri.....	9
2.6.3. Molibdenli Sıcak İş Takım Çelikleri	10
2.7. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ	10
2.8. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN KULLANIM ALANLARI.....	11
2.9. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN ISIL İŞLEMİ	12
2.9.1. Ön Isıtma	13
2.9.2. Östenitleme	15

	<u>Sayfa</u>
2.9.3. Sertleştirme	16
2.9.4. Temperleme	17
BÖLÜM 3	19
DEFORMASYON YAŞLANMASI	19
3.1. STATİK DEFORMASYON YAŞLANMASI	20
3.2. DİNAMİK DEFORMASYON YAŞLANMASI.....	22
3.3. KARBON VE AZOT ATOMLARININ DEFORMASYON YAŞLANMASINA ETKİSİ.....	25
3.3.1. Karbon ve Azot Atomlarının Ferrit ve Östenit İçerisinde Çözünürlüğü	26
3.3.2. Karbon ve Azot Atomlarının Ferrit ve Östenit İçerisinde Difüzyonu	30
3.4. YERALAN ALAŞIM ELEMENTLERİNİN DEFORMASYON YAŞLANMASINA ETKİSİ.....	33
BÖLÜM 4	38
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	38
4.1. GİRİŞ.....	38
4.2. DENEYSEL ÇALIŞMALARDA KULLANILAN MALZEME.....	39
4.3. ISIL İŞLEM PROSESLERİ	39
4.4. SERTLİK TESTİ.....	40
4.5. SICAK ÇEKME DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI	41
4.6. ÇEKME DENEYLERİNİN GERÇEKLEŞTİRİLMESİ.....	42
4.7. MİKROYAPI İNCELEME ÇALIŞMALARI.....	43
4.8. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) KIRIK YÜZEY İNCELEMELERİ	44
BÖLÜM 5	46
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	46
5.1. GİRİŞ.....	46
5.2. ÖN ÇALIŞMA SONUÇLARI VE TARTIŞILMASI	46
5.2.1. Ana Malzeme, Suda Soğutulan Numuneler ve Temperlenen Numuneler İçin Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi.....	46

5.2.2. Ana Malzeme, Suda Soğutulan Numuneler ve Temperlenen Numuneler için Sertlik Sonuçları ve Değerlendirilmesi.	51
5.3. ANA MALZEME, SUDA SOĞUTULAN NUMUNELER VE TEMPERLENEN NUMUNELER İÇİN ÇEKME DENEY SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ	53
5.3.1. Ana Malzemenin Çekme Testi Sonuçları ve Değerlendirilmesi	53
5.3.2. Suda Soğutulan Numunelerin Çekme Testi Sonuçları ve Değerlendirilmesi	55
5.3.3 Temperlenen Numunelerin Çekme Testi Sonuçları ve Değerlendirilmesi	57
5.3.4 Ana Malzeme, Suda Soğutulan Numuneler ve Temperlenen Numunelerin Çekme Test Sonuçlarının Karşılaştırmalı Olarak Değerlendirilmesi.....	60
5.4. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOP (SEM) SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ	68
5.4.1. Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) ile Mikroyapı İncelemeleri ve Değerlendirilmesi	68
5.4.2. Tarama Elektron Mikroskobu ile Kırık Yüzey İncelemeleri ve Değerlendirilmesi	84
BÖLÜM 6	99
GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER	99
6.1. Genel Sonuçlar	99
6.2. Öneriler.....	101
KAYNAKLAR	102
ÖZGEÇMİŞ	108

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Farklı tip takım çeliklerinin sıcak sertlik değerleri	11
Şekil 2.2. Sıcak iş takım çeliklerinden üretilmiş dövme, ekstrüzyon ve metal enjeksiyon kalıpları	12
Şekil 2.3. Takım çeliklerinin ısı işleme aşamaları	13
Şekil 2.4. Isıtma şeklinin neden olduğu yüzeyden çekirdeğe sıcaklık farkı (ΔT).....	14
Şekil 2.5. Takım çelikleri için maksimum östenitleştirme sıcaklığını gösteren Fe-C diyagramı.....	16
Şekil 2.6. AISI H10 sıcak iş takım çeliğinin zaman sıcaklık dönüşüm diyagramı	18
Şekil 2.7. Takım çeliklerinde ikincil sertleşmeye çeşitli faktörlerin etkisi (A; Temperlenmiş martenzit, B; Karbür çökeltisi, C; Kalıntı östenitin martenzite dönüşümü, D; Yüksek hız çeliği ve yüksek alaşımlı takım çeliğinin temperleme diyagramı, A+B+C=D)	18
Şekil 3.1. Arayer atomlarının dislokasyonları sabitlemesi	20
Şekil 3.2. Statik deformasyon yaşlanmasının gerilme-uzama eğrisi üzerinde şematize edilmesi	21
Şekil 3.3. Düşük karbonlu çelikte oluşan kuvvet-uzama eğrisi	22
Şekil 3.4. Portevin-Le Chatelier etkisi gösteren “gerilme-birim şekil değiştirme” diyagramı.....	23
Şekil 3.5. Dinamik deformasyon yaşlanmasının mekanik özelliklere etkisi	25
Şekil 3.6. Ferrit (α) ve östenit (γ) demirinde bulunan oktahedral ve tetrahedral boşluklar	28
Şekil 3.7. Uygulanan gerilme karşısında karbon atomlarının uygun olan oktahedral boşluklara hareketi	30
Şekil 3.8. (a) Karbon ve (b) azot atomlarının farklı sıcaklıklarda α - Fe içerisinde difüzyonu	31
Şekil 3.9. % 10'luk plastik deformasyona uğramış % 0,1 C içeren çelikte Mn ve N içeriğinin farklı sıcaklıklarda elde edilen dayanım değerlerine etkisi	36
Şekil 3.10. Kromun düşük karbon ve mangan içeren çeliğin yüksek sıcaklık çekme dayanımına etkisi	37
Şekil 4.1. Sertlik ölçümünde kullanılan Shimadzu marka sertlik cihazı.....	41
Şekil 4.2. Çekme deney numunesi.	42
Şekil 4.3. Sıcak çekme test cihazı	43
Şekil 4.4. Tarama elektron mikroskobu.	45

Şekil 5.1. (a) Ana malzemenin ve (b) 1050 °C’de 1 saat östenitlendikten sonra suda soğutulan numunenin mikroyapı resimleri.....	47
Şekil 5.2. 1050 °C’de 1 saat östenitlendikten sonra suda soğutulan ve ardından 550 °C’de (a) 10 dakika, (b) 20 dakika, (c) 30 dakika, (d) 40 dakika, (e) 1 saat ve (f) 2 saat temperlenen numunelerin mikroyapı resimleri.	48
Şekil 5.3. 1050 °C’de 1 saat östenitlendikten sonra suda soğutulan ve ardından 550 °C’de (a) 3 saat, (b) 5 saat, (c) 7 saat, (d) 9 saat, (e) 11 saat ve (f)15 saat temperlenen numunelerin mikroyapı resimleri	50
Şekil 5.4. Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan ana malzemenin gerilme-uzama diyagramları	55
Şekil 5.5. Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan suda soğutulmuş numunelerin gerilme-uzama diyagramları.	57
Şekil. 5.6. Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan temperlenmiş numunelerin gerilme-uzama diyagramları	60
Şekil 5.7. Ana malzeme, suda soğutulan ve temperlenen numunelerin farklı test sıcaklıklarında elde edilen akma mukavemeti (% 0,2) değerleri.	62
Şekil 5.8. Ana malzeme, suda soğutulan ve temperlenen numunelerin farklı test sıcaklıklarında elde edilen maksimum çekme mukavemeti değerleri.....	64
Şekil 5.9. Ana malzeme, suda soğutulan ve temperlenen numunelerin farklı test sıcaklıklarında elde edilen % uzama değerleri.....	65
Şekil 5.10. Ana malzeme, suda soğutulan ve temperlenen numunelerin farklı test sıcaklıklarında elde edilen çalışma sertleşmesi oranı (δy) değerleri.....	67
Şekil 5.11. Oda sıcaklığında çekme testi uygulanan ana malzemedan alınmış farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi.....	70
Şekil 5.12. 200 °C’de çekme testi uygulanan ana malzemedan alınmış farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi.....	71
Şekil 5.13. 400 °C’de çekme testi uygulanan ana malzemedan alınmış farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri ve çizgi EDS analizi.	72
Şekil 5.14. 700 °C’de çekme testi uygulanan ana malzemedan alınmış farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri ve çizgi EDS analizi.	73
Şekil 5.15. Oda sıcaklığında çekme testi uygulanan suda soğutulmuş numunelerin farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi.	75
Şekil 5.16. 200 °C’de çekme testi uygulanan suda soğutulmuş numunelerin farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi.....	76
Şekil 5.17. 400 °C’de çekme testi uygulanan suda soğutulmuş numunelerin farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi.....	77
Şekil 5.18. 700 °C’de çekme testi uygulanan suda soğutulmuş numunelerin farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri ve çizgi EDS analizi.....	78
Şekil 5.19. Oda sıcaklığında çekme testi uygulanan temperlenmiş numunelerin farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi.....	80

Şekil 5.20. 200 °C çekme testi uygulanan temperlenmiş numunelerin SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi.	81
Şekil 5.21. 400 °C çekme testi uygulanan temperlenmiş numunelerin SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi	82
Şekil 5.22. 700 °C çekme testi uygulanan temperlenmiş numunelerin SEM görüntüleri ve çizgi EDS analizi	83
Şekil 5.23. Oda sıcaklığında çekme testi uygulanan ana numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.	85
Şekil 5.24. 200 °C’de çekme testi uygulanan ana numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.....	86
Şekil 5.25. 400 °C’de çekme testi uygulanan ana numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.....	87
Şekil 5.26. 700 °C’de çekme testi uygulanan ana numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.....	88
Şekil 5.27. Oda sıcaklığında çekme testi uygulanan suda soğutulmuş numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.	90
Şekil 5.28. 200 °C’de çekme testi uygulanan suda soğutulmuş numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.	91
Şekil 5.29. 400 °C’de çekme testi uygulanan suda soğutulmuş numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.	92
Şekil 5.30. 700 °C’de çekme testi uygulanan suda soğutulmuş numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.	93
Şekil 5.31. Oda sıcaklığında çekme testi uygulanan temperlenmiş numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.	95
Şekil 5.32. 200 °C’de çekme testi uygulanan temperlenmiş numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.	96
Şekil 5.33. 400 °C’de çekme testi uygulanan temperlenmiş numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.....	97
Şekil 5.34. 700 °C’de çekme testi uygulanan temperlenmiş numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.....	98

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. Takım çeliklerinin farklı uygulamalarda sahip olması gereken özelliklerin önem derecesi.....	5
Çizelge 2.2. Endüstride yaygın kullanılan sıcak iş takım çeliklerinin kimyasal kompozisyonu	7
Çizelge 2.3. Sıcak iş takım çeliklerinin endüstriyel kullanım alanları ve üretilen ürünler	12
Çizelge 3.1. Demirde metalik olmayan elementlerin atomik boyutları	26
Çizelge 3.2. HMK ve YMK kristal yapılarında uygun boşluk alanlarının büyüklüğü	27
Çizelge 3.3. γ ve α demirinde karbon ve azotun çözünürlüğü [50].....	29
Çizelge 3.4. Bazı elementlerinin ferrit içerisinde difüzyonu [50].....	32
Çizelge 4.1. Ana malzemenin kimyasal bileşimi.	39
Çizelge 4.2. Ön çalışmada uygulanan ısıl işlem parametreleri.	40
Çizelge 5.1. Ana malzeme, 1050 °C'de 1 saat östenitlendikten sonra suda soğutulan ve suda soğutma işlemi sonrası 550 °C'de farklı zaman aralıklarında tavlanan numunelerin sertlik değerleri.	52
Çizelge 5.2. Ana malzemenin sıcak çekme test sonuçları.	54
Çizelge 5.3. Suda soğutulan numunelerin sıcak çekme test sonuçları.	56
Çizelge 5.4. Temperlenen numunelerin sıcak çekme test sonuçları	58

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

Cr : krom

Al : alüminyum

B : bor

V : vanadyum

Mo : molibden

W : tungsten

C : karbon

VC : vanadyum karbür

N : azot

A1 : ötektoid reaksiyon sıcaklığı

A3 : ötektoid altı çeliklerde tam östenit alanına geçiş sıcaklığı

Ms : martenzit başlama sıcaklığı

Fe : demir

dak : dakika

CrN : krom nitrür

Hv₁ : vickers sertlik değeri

Ti : titanyum

α -Fe : alfa ferrit

γ -Fe : gama östenit

Q : aktivasyon enerjisi

Mn : mangan

AlN : alüminyum nitrür

BN : bor nitrür

MPa : mega paskal

δy : çalışma sertleşmesi oranı

KISALTMALAR

AISI : American Iron and Steel Institute (Amerika Demir ve Çelik Enstitüsü)

ASTM: American Society for Testing and Materials (Amerika Deneme ve Malzeme Topluluğu)

DIN : Deutch Industrie Normen (Alman Endüstri Normları)

HMK : Hacim Merkez Kübik

HMT : Hacim Merkez Tetragonal

SEM : Tarama Elektron Mikroskobu

TEM : Geçirmeli Elektron Mikroskobu

YMK : Yüzey Merkez Kübik

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Sıcak iş takım çelikleri, AISI sınıflandırma sisteminde grup H olarak adlandırılırlar ve yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılmaktadırlar. Bu çelikler ısı, basınç ve aşınma gibi ağır yüklemelere karşı dayanımlarını korumaları için özel olarak üretilen takım çeliği grubudur. Sıcak iş takım çeliklerinin en temel özellikleri, yüksek sıcaklık dayanımı, süneklik, tokluk, ısıl iletkenlik, sürünme dayanımı, temper direnci ve aynı zamanda düşük termal genleşme düzeyine sahip olmalarıdır [1,2].

Sıcak iş takım çelikleri, Cr, V ve Mo gibi karbür oluşturuvcu elementlerle alaşımlanmıştır. Bu çelikler yüksek sıcaklıklara maruz kaldıklarında karbür oluşturuvcu elementlerin varlığı önemli bir rol oynamaktadır, çünkü bu tip elementler çeliğin sadece yumuşamasını geciktirmekle kalmayıp aynı zamanda mukavemetini arttıran ince alaşım karbürleri halinde çökeliirler [3]. Sıcak iş takım çeliklerinin sertleşebilirliği yüksektir ve farklı alaşım elementleri varlığından etkilenir. Örneğin, Mo, çelikte % 1 veya daha fazla miktarda mevcutsa, sertleştirilebilirlik büyük oranda artar. W sertleşebilirliğe az katkıda bulunurken, V elementi C'yi indirgeyerek VC şeklinde çökeliip sertleşebilirliği azaltır. Temperleme sırasında ikincil sertleşme elde etmek için, östenitleme mikroyapıda anormal bir tane büyümesinden ve aşırı miktarda kalıntı östenitten kaçınarak mümkün olduğu kadar çok miktarda alaşım ve C içeriğine sahip olacak şekilde tasarlanmalıdır [4,5].

Sıcak iş takım çeliklerinin sahip olduğu mikroyapıları, yüksek yer değiştirme yoğunluğuna sahip temperli martenzitten ve karbür çökeltilerinden oluşmaktadır. Bu durum sıcak iş takım çeliklerinde dinamik deformasyon yaşlanması davranışının oluşabileceğine bir işarettir. Çünkü dislokasyonlar ile katı eriyik içerisinde bulunan arayer atomları veya çökeltiler arasındaki elastik etkileşim, yer değiştirmelerin sıkıca sabitlenmesine neden olur ve bu da deformasyon yaşlanmasının ortaya çıkmasına

sebebiyet vermektedir [6]. Deformasyon yaşlanması, eğer yaşlanma süreci plastik deformasyondan sonra oluşuyorsa statik deformasyon yaşlanması, plastik deformasyon sırasında oluşuyorsa dinamik deformasyon yaşlanması olarak adlandırılmaktadır. Dinamik deformasyon yaşlanması, negatif gerinim hızı duyarlılığına neden olabilmekle beraber plastik deformasyon sırasında soğuk ve ılık bölgelerde akış sınırlamasına da neden olabilmektedir. Bu nedenle deformasyon şekline ve mekanik özelliklere dinamik deformasyon yaşlanmasının etkisi metal şekillendirme işleminin doğru tasarımı için önemlidir [7].

Yapılan literatür araştırmalarında sıcak iş takım çeliklerinde deformasyon yaşlanması olayının ve yaşlanmanın mekanik özelliklere etkisinin detaylı olarak araştırılmadığı gözlenmiştir. Bu nedenle çalışmada AISI H10 sıcak iş takım çeliğinden elde edilen ana malzeme, östenitleme ısıl işlemi sonrası suda soğutulan numuneler ve suda soğutma sonrası temperlenen numuneler 25-700 °C sıcaklık aralığında çekme testine tabi tutularak dinamik deformasyon yaşlanması davranışı sergileyip sergilemediği detaylı olarak incelenmiştir.

BÖLÜM 2

TAKIM ÇELİKLERİ

2.1. TAKIM ÇELİKLERİNİN GENEL ÖZELLİKLERİ

Takım çelikleri, çelikler, demir dışı metaller ve plastikler dahil olmak üzere diğer malzemeleri biçimlendiren, şekillendiren ve kesen aletlerin imalatının yanısıra kalıpları üretmek için kullanılan alaşımlardır. Takım çeliklerinin bu tanımı, Demir ve Çelik Topluluğu'nun Çelik Ürünleri El kitabının "Alet Çeliği" bölümünde detaylı bir açıklamayla genişletilmiştir [4,8].

Takım çelikleri, yüksek aşınma dayanımı, yüksek mukavemet, tokluk ve optimum performans için seçilen diğer özellikleri gerektiren başka uygulamalar için de kullanılırlar. Takım çelikleri, diğer çeliklerin özelliklerine benzer ama farklı özelliklere sahip çok özel bir alaşım grubu olarak kabul edilmektedir. Takım çeliklerinin üretimlerinin her işlem aşaması en yüksek kaliteyi sağlamayı gerektirir ve bu nedenle üretimleri zordur. Aynı zamanda yüksek direnç gerektiren uygulamalar için arzu edilen yüksek alaşım içeriği ve mikroyapısı da imalatlarını zorlaştırmaktadır [4].

En eski takım çelikleri düz karbonlu çeliklerden oluşurken, üretim prosesleri ve teknolojileri geliştikçe, daha iyi özelliklere sahip daha fazla alaşımlı çeliklerin geliştirilmesi mümkün olmuştur. Günümüzde çoğu takım çeliği molibden, tungsten, vanadyum ve krom gibi karbür oluşturu elementlerden, manganez ve kobalt gibi diğer elementlere kadar çok miktarda alaşım elementi içermektedir. Takım çeliklerinde alaşım elementlerinin kullanım amacı; bu çeliklerin artan çalışma servisi koşullarını karşılamak ve uygulanan ısıl işlemler sırasında daha iyi boyut kontrolü sağlamak için mekanik özelliklerinin iyileştirilmesidir.

Takım çeliklerinin uygulama alanlarında başarı elde etmek için dört ana hususa dikkat edilmelidir: Birincisi, uygulama gereksinimlerini karşılamak için mevcut takım çeliklerinin sayısız türlerinden uygun çelik seçilmelidir.

İkincisi, çelik, dikkatli bir üretime ve sonrasında üretim içi güvenilirliği sağlayan denetime tabi tutulmalıdır. Üçüncüsü, takım bileşeninin tasarımı oldukça kritik bir noktadır. Parçanın uygun olmayan geometrileri, ısıl işlem prosesleri sırasında istenmeyen durumların oluşmasına neden olabilir veya yüksek stres alanlarından dolayı çalışma esnasında yorulma ve kırılma meydana gelebilir. Son olarak, arzulanan çalışma özelliklerini elde etmek için gereken uygun ısıl işlemler, çelik türüne göre ayarlanmalıdır ve dikkatle uygulanmalıdır [9].

2.2. YÜKSEK HIZ TAKIM ÇELİKLERİ

Yüksek hız takım çelikleri, yüksek kesme hızlarında malzeme işlemede kullanılan takım çeliği grubudur. AISI sınıflandırma sistemine bağlı olarak ana alaşım elemanının molibden veya tungsten esaslı olmasına göre M ve T grubu çelikler olarak sınıflandırılır [4]. 400-600 °C sıcaklık aralığında kullanılan bu çelikler içerdiği yüksek alaşım miktarıyla yüksek sertlik ve aşınma dayanımı, yumuşamaya karşı direnç, yüksek tokluk gibi mekanik özelliklere sahiptir. Karbon, krom, vanadyum, molibden, tungsten veya bunların kombinasyonlarını içermekle birlikte bazı durumlarda önemli miktarda kobalt ihtiva ederler.

Yüksek hız takım çelikleri, tavllanmış durumda alaşım elementlerinin yüksek bir oranını içeren karbür partiküllerine sahiptir. Isıl işlem sırasında karbürler kısmen çözülerek, sertleşebilirlik, sıcak sertlik ve temperleme direnci özelliğini kazandıran çelik matrisini gerekli alaşım ve karbon içeriğiyle sağlar [10,11].

Yüksek takım ömrü istenen kaba ve hassas işlemlerde, freze, profil kesme bıçaklarında, broşlarda ve her türlü kesici takımda kullanım alanları mevcuttur [10,12,13]. Ayrıca yüksek sıcaklıklara karşı yumuşama dirençlerinin yüksek olması özelliğinden dolayı yüksek hız çelikleri, sıcak iş uygulamalarında da kullanılırlar

[14,15]. DIN 1.3207, 1.3243, 1.3247, 1.3343 kalite çelikler en yaygın kullanılan yüksek hız takım çeliklerindedir.

2.3. PLASTİK KALIP TAKIM ÇELİKLERİ

Plastik kalıp çelikleri; plastik kalıp ve bazı pres döküm uygulamalarında kullanılan AISI sınıflandırma sisteminde grup P çelikleri olarak adlandırılan takım çelikleri grubudur. Bu çeliklerde parlatılabilirlik özelliği, nihai üründe düzgün bir yüzey olması zorunlu olan şeffaf plastikleri kalıplamak için özellikle önem arz etmektedir. Yüksek hızda plastik veya alaşımların enjeksiyonu, hızlı ısıtma ve soğutma esnasında termal şok da dahil olmak üzere çeşitli yüklemelere maruz kalırlar [4]. Plastik kalıp çeliklerinden beklenen özellikler; hızlı işlenebilirlik özelliği, ısıl işlem esnasında boyut değişiminin az olması, basınç ve aşınma dayanımlarının yüksek olmasıdır [16]. Düşük karbon içeriğinden dolayı bu çelikler tavllanmış durumda çok düşük sertliğe sahiptir Bu nedenle uygulama şartlarında istenilen sertliği elde etmek için kalıp karbürizasyon, sertleştirme ve tavlama işlemlerine tabi tutulur. Yüksek sıcaklıklarda yumuşamaya karşı dirençleri oldukça düşüktür. Plastik kalıp takım çelikleri, yüksek korozyon direnci sunan % 27 Cr oranına kadar çok yüksek krom içeriğine sahip çelikleri de içerir [9]. Yaygın olarak kullanılan plastik takım çelikleri DIN 1.2738, 1.2311, 1.2312, 1.2316 ve 1.2083 kalite çeliklerdir. Çizelge 2.1’de farklı uygulamalar için takım çeliklerinin sahip olması gereken özellikler önem derecesine göre gösterilmiştir.

Çizelge 2.1. Takım çeliklerinin farklı uygulamalarda sahip olması gereken özelliklerin önem derecesi [17].

	Plastik Kalıp Çeliği	Soğuk İş Takım Çeliği	Sıcak İş Takım Çeliği	Yüksek Hız Çeliği
Sertlik	+	++	+	++
Yüksek sıcaklık dayanımı	-	-	+	+
Tokluk	+	-	++	-
Aşınma dayanımı	-	++	-	++
Temiz mikroyapı	++	-	+	-

2.4. SOĞUK İŞ TAKIM ÇELİKLERİ

Soğuk iş takım çelikleri, 200 °C'nin altındaki sıcaklıklarda eğme, bükme, soğuk ekstrüzyon, endüstriyel kesme, haddeleme gibi işlemlerde kullanılan takım çeliği grubudur. Bu çelikler % 0,8-1,0 arasında yüksek karbon içeriğine sahip olduklarından dolayı yüksek sertlik gösterirler. V ve Mo gibi çökelti oluşturu element miktarının düşük olması nedeniyle genellikle tavlama sırasında ikincil sertlik üretmek üzere tasarlanmazlar ve düşük sıcaklıklarda kullanıldığında temperleme direnci göstermezler [17].

Soğuk iş takım çelikleri uygulama esaslarına bağlı olarak çalışma şartları altında deformasyon direnci, aşınma direnci, tokluk, uygulama esnasında boyutsal kararlılık, işlenebilirlik ve korozyon direnci gibi özelliklere sahiptirler. Soğuk iş takım çelikleri: havada sertleşen (A grubu); yüksek karbonlu, yüksek kromlu (D grubu); ve yağda sertleşen (O grubu) soğuk iş takım çelikleri olarak sınıflandırılırlar [18]. Endüstride yaygın olarak kullanılan soğuk iş takım çelikleri DIN 1.2379, 1.2363, 1.2767, 1.2842 ve 1.2436 kalitedir [11].

2.5. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİ

Birçok imalat işlemi, yüksek sıcaklıklarda metallerin delinmesi, kesilmesi veya şekillendirilmesini içerir. Sıcak iş takım çelikleri (grup H), bu tür operasyonlar esnasında oluşan yüksek ısı, basınç ve aşınma kombinasyonlarına karşı geliştirilmiştir. Sıcak iş takım çelikleri genellikle orta karbon içeriğine (% 0,35-0,45) sahiptirler ve ilaveten % 6-25 oranında krom, tungsten, molibden ve vanadyum. ihtiva ederler [19]. Yüksek sıcaklık altında mekanik özelliklerini korumaları gerekmektedir, bu amaçla sıcak iş takım çeliklerine sıcak sertlik özelliği kazandıran alaşım elemanları katılır [11,20].

AISI sınıflandırma sisteminde grup H çelikleri olarak isimlendirilen sıcak iş takım çelikleri, yüksek sıcaklık altında tekrar eden yüklemelere maruz kaldıklarından dolayı en temel özelliklerinden bir tanesi yumuşamaya karşı yeterli dayanımı

göstermesidir. Sıcak iş takım çelikleri, yüksek sıcaklıklarda iyi performans sağlamak için, geliştirilmiş metalurjik özelliklerin geniş bir kombinasyonuna sahiptir [4].

Sıcak iş takım çelikleri, 550-650 °C'de tavlama sonrasında uygun bir mukavemet elde edebilmek için yüksek bir temper direncine sahip olmayı gerektirir. En uygun yöntem, alaşım karbürlerin çökmesini içeren ikincil sertleştirme mekanizmasını kullanmaktır [1,2,3,21]. Krom, molibden, tungsten ve vanadyum gibi güçlü karbür oluşturu elementler sayesinde iyi bir ikincil sertleşme etkisi elde edilir. Sıcak iş takım çelikleri yüksek sıcaklıklara maruz kaldığında bu elementler küçük alaşımli karbürler halinde çökerek yumuşamayı geçiktirip sertliği artırmaktadır [3]. Endüstride yaygın olarak kullanılan bazı sıcak iş takım çeliklerinin kimyasal kompozisyonları Çizelge 2.2'de verilmiştir.

Çizelge 2.2. Endüstride yaygın kullanılan sıcak iş takım çeliklerinin kimyasal kompozisyonu [17].

Sıcak İş Takım Çeliği		Kimyasal Kompozisyon							
ASTM	EN/DIN	C	Si	Mn	Cr	V	W	Mo	Diğer
6F3	1.2714	0.56	0.3	0.8	1.1	0.1	----	0.5	Ni=1.7
H10	1.2365	0.34	1.0	0.3	3.2	0.4	----	2.5	----
H11	1.2343	0.36	1.0	0.3	5.0	0.4	----	1.3	----
H12	1.2606	0.36	1.0	0.3	5.0	0.3	1.5	1.5	----
H13	1.2344	0.38	1.0	0.3	5.0	0.9	----	1.3	----
H19	1.2678	0.40	0.3	0.3	4.2	2.0	4.2	0.2	Co=4.25
H21	1.2581	0.32	0.3	0.3	3.5	0.4	9.0	----	----

Genel olarak sıcak iş proseslerinde kullanılan tüm takım çeliklerinin sahip olması gereken özellikler aşağıdaki şekilde sıralanabilir:

- ❖ Çalışma sıcaklıklarında deformasyona karşı direnç,
- ❖ Termal ve mekanik şoklara karşı direnç,
- ❖ Yüksek sıcaklıklarda aşınma direnci,
- ❖ Isıl işlem esnasında distorsiyon direnci,
- ❖ İşlenebilirlik,
- ❖ Sıcak yırtılma direnci [4,11].

2.6. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN SINIFLANDIRILMASI

Sıcak iş takım çelikleri içerdiği baskın alaşım elementine göre 3 farklı grupta sınıflandırılmaktadır.

1. Kromlu sıcak iş takım çelikleri
2. Tungstenli sıcak iş takım çelikleri
3. Molibdenli sıcak iş takım çelikleri

Kromlu sıcak iş takım çelikleri (H10'dan H19'a kadar olan tipler) her türlü sıcak uygulamaya iyi adapte edilmiştir. Özellikle alüminyum, magnezyum ekstrüzyon kalıplarında, dövme, basınçlı döküm kalıplarında ve sıcak makaslarda kullanılmaktadır.

Tungstenli sıcak iş takım çelikleri (H21'den H26'ya kadar olan tipler) pirinç, nikel alaşımlarının ekstrüzyonu gibi yüksek sıcaklık uygulamaları ve mandrel yapımında kullanılmaktadır. Aynı zamanda sıcak dövme kalıpları için de uygundur.

Molibdenli sıcak iş takım çelikleri (H42 ve H43 türleri) tungstenli sıcak iş takım çelikleriyle hemen hemen aynı özelliklere ve kullanımlara sahip olmakla birlikte, daha düşük başlangıç maliyetlerine sahip olması nedeniyle kullanım avantajına sahiptir [2,3].

2.6.1. Kromlu Sıcak İş Takım Çelikleri

Kromlu sıcak iş takım çelikleri yüksek tokluk ve şok direncine sahip olmakla birlikte sıcak sertliği diğer sıcak iş takım çeliklerinden daha düşüktür. Fakat yüksek şok direncine sahip olmalarından dolayı özellikle su soğutmalı kalıpların kullanıldığı uygulamalarda sıklıkla tercih edilirler [4,23]. Kromlu sıcak iş takım çeliklerinin nispeten düşük karbon ve alaşım içeriği bu çelikleri yüksek oranda dövülebilir hale getirir. Kromlu H-tipi çeliklerin sertleşebilirliği yüksektir ve bu nedenle dövme işleminden sonra fırında bekletilerek soğutulmalıdır.

Bu çelikler genel olarak normalizasyon ısıl işlemlerine tabi tutularak büyük dövme kalıplarının sünekliği artırılır [4,24]. Başlangıçta kalıp dökümü için geliştirilen bu malzemelerin alaşım tasarımı, nispeten düşük östenitleme sıcaklıkları (~ 1020 °C), ısıl işlemde minimum çarpılma, oksidasyona karşı az eğilim, iyi temperleme direnci, aşınma direnci ve yüksek termal yorulma direnci özelliklerine sahiptir. H11, H12, H13 ve daha az miktarda H19 bu grubun içinde en çok kullanılan tiplerdir. H11 ve H13 arasındaki en temel fark % 0,5 oranında daha fazla V ihtiva etmesidir bu da sıcak sertlik ve tavlama direncinde daha da gelişme sağlamıştır.

H13'deki V miktarı biraz daha iyi temperleme direncine yol açar, ancak tokluğu biraz düşürmektedir [17]. H12 ve H13 çelikleri sıcak iş uygulamalarında şekillendirme ve çalışmada kolaylık sağlarken, iyi kaynaklanabilirlik özelliği, düşük termal genleşme katsayısı oksitlenmeye ve korozyona karşı dayanım özelliklerinden dolayı çoğu uygulamada tercih edilirler [25]. H10 kalite çelikler azaltılmış krom içeriğiyle yüksek ısı iletkenliğinin gerekli olduğu uygulamalarda kullanılırlar. Krom içeriğindeki azalma, çökelti sertleştirmesinin oluşmasını düşürmekle birlikte, martenzit miktarını olumsuz yönde etkileyerek sertliği azaltır [17,26].

2.6.2. Tungstenli Sıcak İş Takım Çelikleri

Tungstenli sıcak iş takım çeliklerinin ana alaşım elementleri karbon, tungsten, krom ve vanadyumdur. Bu çeliklerin daha yüksek alaşım içermesi, onları H11 ve H13 sıcak iş takım çeliklerine göre yüksek sıcaklıklarda yumuşamaya karşı daha dayanıklı hale getirir. Tungstenli sıcak iş takım çelikleri hava ile sertleştirilebilmesine rağmen, genellikle tufal oluşumunu en aza indirmek için yağda veya sıcak tuz banyosunda soğutulurlar. Havada soğutulduklarında düşük distorsiyona uğrarlar ve kromlu sıcak iş takım çeliklerinden daha yüksek sertleştirme sıcaklıklarına ihtiyaç duyarlar.

Bu çeliklerin tokluğu çok daha fazla olmasına rağmen birçok özelliği yüksek hız takım çeliklerine benzemektedir. Tungstenli sıcak iş takım çelikleri, kullanımdan önce çalışma sıcaklığına ısıtılırsa, kırılma en aza indirilebilir. Bu çelikler, pirinç,

nikel ve çeliklerin ekstrüzyonu gibi yüksek sıcaklık uygulamalarında ve sıcak dövme kalıplarında kullanılmaktadır [19].

2.6.3. Molibdenli Sıcak İş Takım Çelikleri

Molibden elementi, karbür oluşturuvcu bir elementtir ve bu karbür yapıları yüksek sıcaklıkta mukavemet değerini uzun süre korur. Özellikle V, W ve Cr elementleri ile bileşik oluşturarak çeliğin kesme kabiliyetini artırır. Çeliklerde molibden ilavesi dekarbürizasyon oluşumuna sebebiyet verebilmektedir [24,26].

Molibdenli sıcak iş takım çelikleri; molibden, krom, vanadyum, karbon ve değişen miktarlarda tungsten içerir. Bileşimleri çeşitli molibdenli yüksek hız çeliklerine benzer olsa da karbon içeriği düşük ve toklukları daha yüksektir [19].

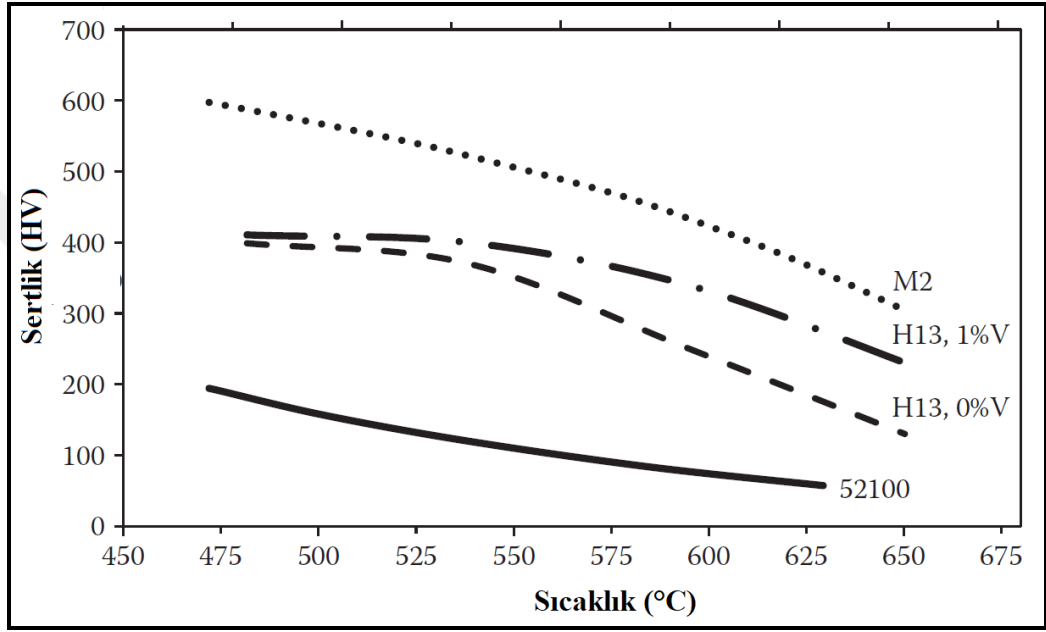
En yaygın kullanılan molibdenli sıcak iş takım çelikleri H42 ve H43 gurubudur. Tungstenli sıcak iş takım çelikleriyle kullanım alanları ve özellikleri bakımından benzerlik gösterirler. Karbür oluşturan elementlerin yüksek içeriği, sertliği kontrol eder ve temperleme sırasında ikincil sertlik eldesi sonucunda yüksek sertlik sağlar. Molibdenli sıcak iş takım çelikleri dekarbürizasyona karşı oldukça hassastır ve tavlama ve sertleştirme ısıl işlemleri sırasında korunmalıdırlar [24].

2.7. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ

Sıcak iş takım çelikleri kullanımları esnasında yüksek sıcaklık altında termal ve çevrimsel mekanik yüklere maruz kalırlar. Bu çeliklerde uygulama sırasında sıcaklık 600 °C'ye kadar çıkabildiğinden, sıcak sertlik, temper direnci ve yüksek sıcaklık dayanımı gibi özellikler önem arz etmektedir [4,27].

Sıcak iş takım çeliklerinde yüksek sıcaklık dayanımı molibden, tungsten ve vanadyum gibi alaşım elementleri ile elde edilir. Temper dayanımını sağlayan krom ayrıca molibden, nikel ve manganla birlikte malzemenin sertleşme kabiliyetini artırır. Uygulama sıcaklıklarında aşınma direnci matrisin yüksek sıcaklık dayanımı ile alaşım karbürlerinin tür ve miktarına bağlıdır [28].

Yüksek sıcaklıklarda diğer grup çeliklerde dayanımda düşüş gözlenirken, sıcak iş takım çeliklerinde V, Mo ve W gibi alaşım elementlerinin oluşturduğu ince ve homojen dağılmış, ikincil karbürler dayanımda artış sağlar. Bu anlamda, yüksek miktarda ve daha kararlı çökelti içeren çelikler, bu karbürlerin daha uzun süre çözünmeden kalması durumunda, yüksek sıcaklıklarda daha iyi davranış gösterirler. Şekil 2.1’de farklı tip takım çeliklerinin sıcak sertlik değerleri verilmiştir [17].



Şekil 2.1. Farklı tip takım çeliklerinin sıcak sertlik değerleri [17].

Temperleme direnci, sıcak iş takım çeliklerinin kullanım sırasında takımların sürekli ısıtılması nedeniyle birçok durumda, özellikle de yüksek sıcaklıktaki deformasyon veya aşınmayla ilgili performansını belirler [17].

2.8. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN KULLANIM ALANLARI

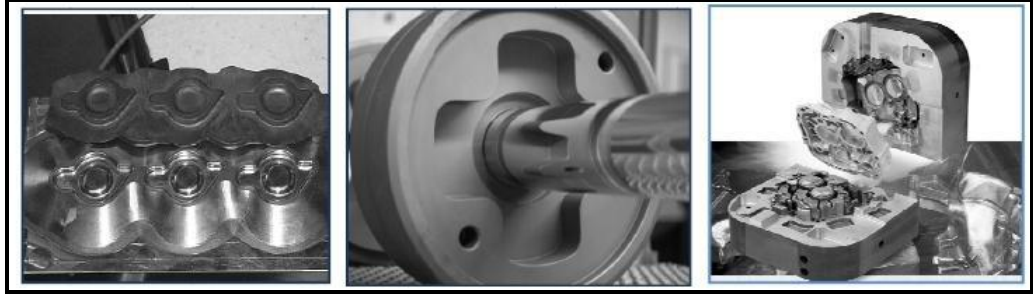
Sıcak iş takım çelikleri; demir ve demir dışı metaller ve alaşımların kesmeden şekil verilmesi için kullanılmaktadırlar. Yüksek sıcaklık ve basınç altında malzemelerin şekillendirilmesi veya yüksek sıcaklıklarda ergitilip döküm prosesiyle şekillendirilmesinde kullanılan; yüksek gerilme ve sıcaklıklara direnç gösterebilen çelik türüdür. Yüksek sıcaklıklarda termal şok ve aşınmaya karşı dayanımı ve tokluk değerleri yüksek olan sıcak iş takım çelikleri endüstride alüminyum, magnezyum

gibi hafif metallerin enjeksiyon ve ekstrüzyon kalıplarında, sıcak dövme kalıplarında, kalıp ve boru presleri/aksamlarında; delici zımba/kalıplarında ve plastik kalıplarında yaygın olarak tercih edilirler [11,28]. Çizelge 2.3’de sıcak iş takım çeliklerinin endüstriyel kullanım alanları ve bu çeliklerden üretilen ürünler verilmiştir.

Çizelge 2.3. Sıcak iş takım çeliklerinin endüstriyel kullanım alanları ve üretilen ürünler [11].

Dövme	Ekstrüzyon	Yüksek Basıncılı Kalıp Döküm
Kalıp (Çekiç)	Kalıp	Kalıp Çekirdekleri
Kalıp (Pres)	Dami Blok	Kovanlar
İtici Pimler	Kovan	Maçalar
	Piston	İtici Pimler
	Mandrel	Topuklar
	Destek Bloğu	Kovan Karşılıkları

Sıcak iş takım çelikleri yaygın olarak dövme, ekstrüzyon ve enjeksiyon uygulamalarında kullanılmaktadır. Şekil 2.2’de sırasıyla bu uygulamalarda kullanılan kalıplar gösterilmiştir.



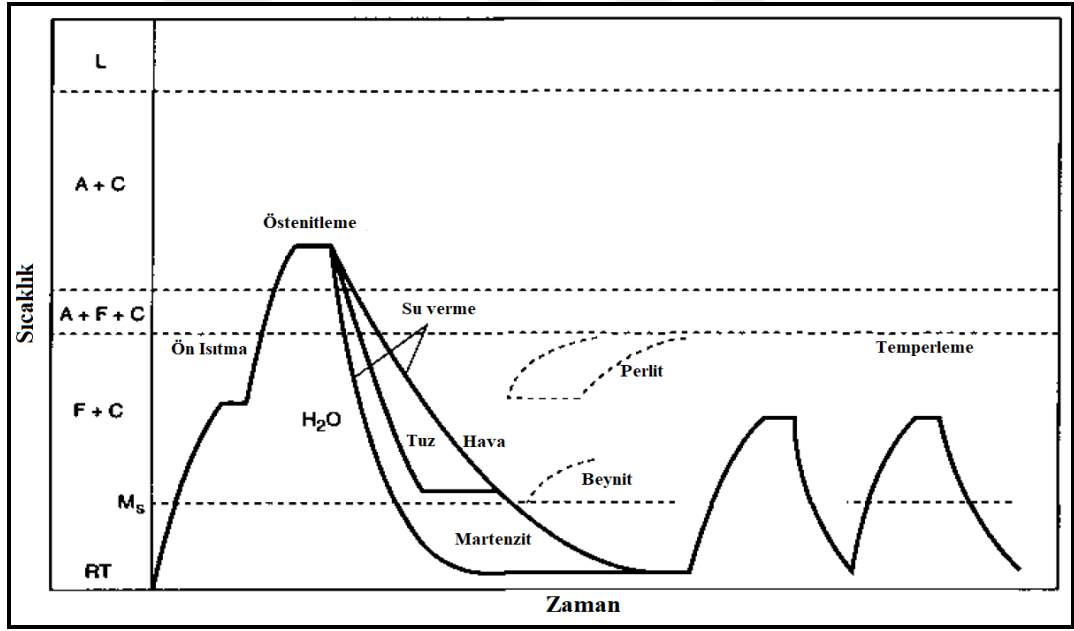
Şekil 2.2. Sıcak iş takım çeliklerinden üretilmiş dövme, ekstrüzyon ve metal enjeksiyon kalıpları [11].

2.9. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN ISIL İŞLEMİ

Takım çeliklerinin ısıl işlemi, her bir çeliğin optimum fiziksel özelliklerini ortaya çıkarmak için tasarlanmış bir işlemdir. Performans istatistikleri, uygun olmayan ısıl işlemin takımların ve kalıpların erken bozulmasının en sık nedeni olduğunu göstermektedir. Takım çeliklerinin ısıl işleminde temel kavram sertleştirme ve

bunu takiben uygulanan temperleme işlemidir. Sertleştirme işlemi, çeliğin önceden belirlenmiş bir sıcaklığa ısıtılmasından sonra oda sıcaklığına istenen hızda soğutulmasıyla gerçekleştirilir. Tüm takım çeliklerine uygulanan ısıl işlemler aynıdır ve sırasıyla ısıtma, sertleştirme ve temperleme işlemlerini kapsamaktadır.

Isıtma, ön ısıtma ve yüksek sıcaklıkta ısıtma olmak üzere iki aşamada yapılır. Bu aşamalarda tasarım ve kütle dikkate alınması gereken en önemli faktörlerdir. Her ikisi de istenen özelliklerin oluşturulmasında kilit faktörlerdir. Özellikle, bu iki faktör, zaman ve sıcaklık arasındaki önemli ilişkiyi etkilemektedir [29]. Isıl işlemin amacı, metal matrisin karakteristik özelliklerini değiştirmektir. Küçük karbürler çözülrken, birincil veya ötektik karbürler sadece küçük değişikliklerle karşılaşır veya ısıl işleminden sonra hiç değişmez [17]. Şekil 2.3’de takım çeliklerinin ısıl işlem aşamaları şematik olarak gösterilmektedir.



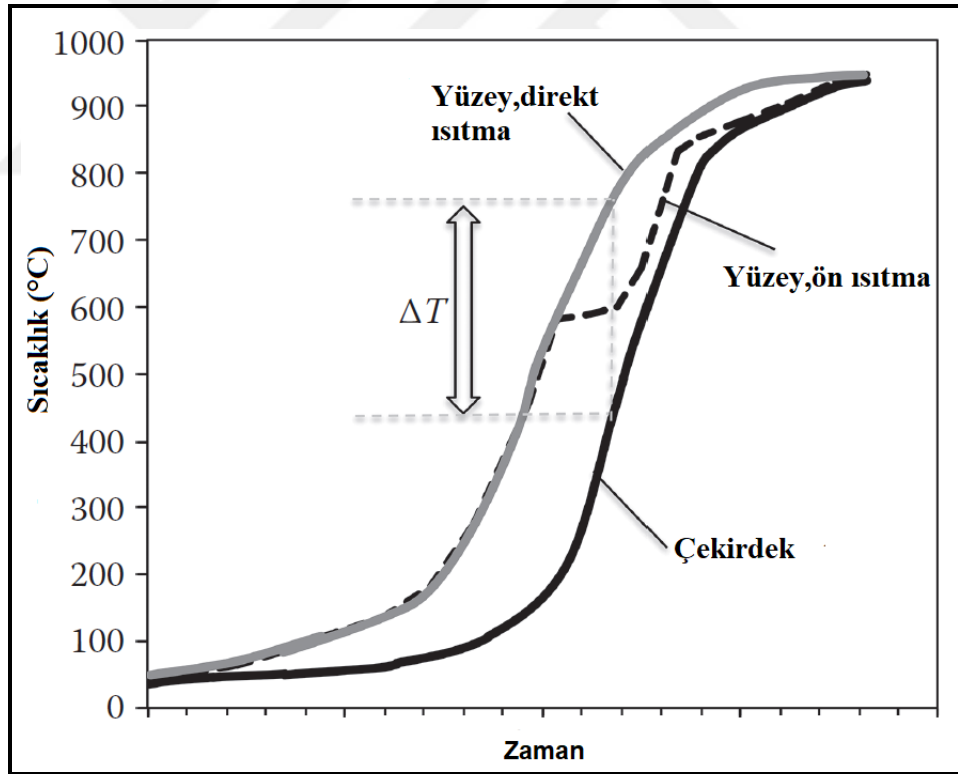
Şekil 2.3. Takım çeliklerinin ısıl işlem aşamaları [4].

2.9.1. Ön Isıtma

Ön ısıtma, sertleştirme aşamasının ilk adımıdır ve dekarbürüzyonu minimize etmek için kullanılır. Yüksek temperleme direnci hızlı bir sertlik kaybını önleyerek kalıp çalışma yüzeyindeki termal yorulma kırılmasını artırır. Ön ısıtma ile homojen bir ısı

dağılımı sağlandığından malzemenin homojen olarak ısınması gerçekleştirilir ve termal yorulma kırılması azalır. Böylece, malzemenin yüzeyi ve merkezi arasındaki sıcaklık farkı daha az olur. Ön ısıtma sıcaklığı çelik türüne göre değişir, ancak genel olarak 535 °C'nin ve nadiren 870 °C'nin üzerindedir. Yüksek sertleştirme sıcaklığı gereksinimleri ve büyük veya karmaşık takım bölümleri, ön ısıtmanın gerekliliğini gösterir. Çok büyük kesitli veya kompleks takım ve kalıplarda iki ön ısıtma aşaması kullanılması gerekmektedir [29].

Şekil 2.4'de büyük bir kalıpta ısıtma davranışının neden olduğu yüzeyden çekirdeğe (ΔT) sıcaklık farkı gösterilmektedir. Bu da termal gerilmelere neden olmaktadır. Burada 600 °C ve 850 °C'de simüle edilen bir ön ısıtma adımının girilmesi, ΔT değerlerinin düşmesine ve daha sonra kalıntı gerilmelerin azalmasına neden olmaktadır [17].

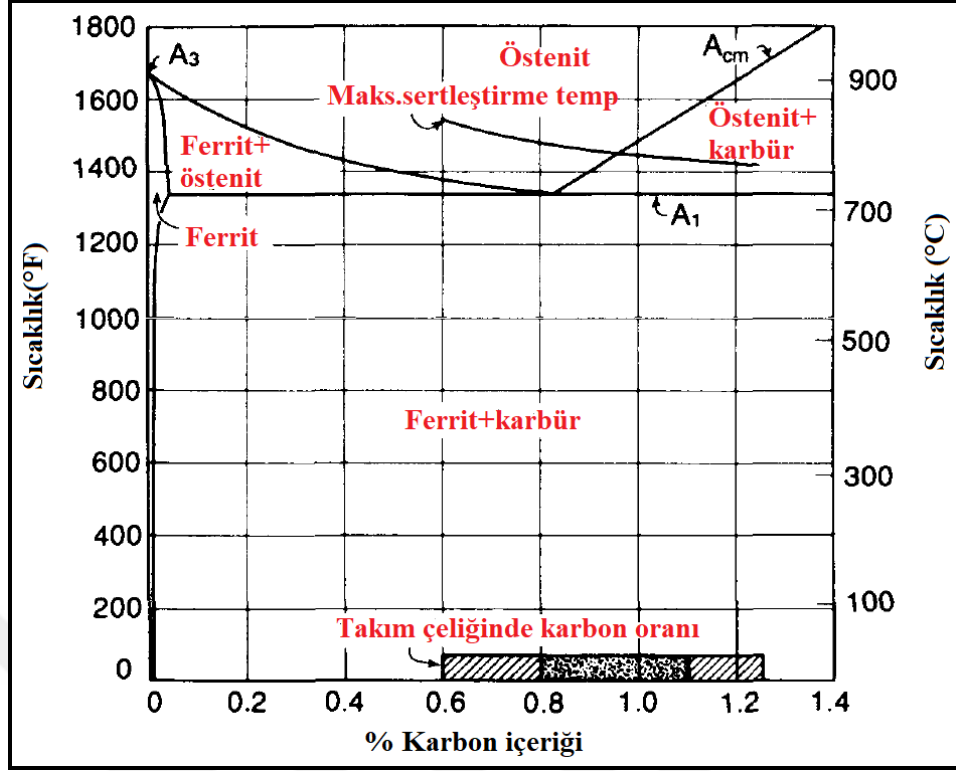


Şekil 2.4. Isıtma şeklinin neden olduğu yüzeyden çekirdeğe sıcaklık farkı (ΔT) [17].

2.9.2. Östenitleme

Sertleştirme, metalik malzemeler için genel bir terimdir ve katı çözeltiler veya çökeltiler sertleştirilmesi gibi her türlü dayanım artışında kullanılabilir. Bununla birlikte, sıcak iş takım çeliğinin ısı işleminde sertleştirme, genellikle martenzit dönüşümü yoluyla belirli bir çelik bloğun yüksek sıcaklıktan hızlı bir şekilde soğutulması ve yüksek sertlik elde edilmesi anlamına gelir. Takım çeliklerinde östenitleme sıcaklığı genellikle karbon çelikleri için kullanılan 750-850 °C aralığının oldukça üstündedir. Bunun nedeni, (ötektoid altı) karbon çeliklerinin, östenitin homojen olarak oluşturulmasıyla matris içerisinde sementitin (demir karbürler) hızla çözülmesidir. Bu nedenle, karbon çeliklerinde A3 sıcaklığının 50 °C üstünde östenitleştirme işlemi yaygın bir uygulamadır ve mikroyapı tamamen östenitik olacaktır. Takım çeliklerinin karbon çeliklerinden farkı, ferritten östenite tamamen dönüşümün gerçekleşmesinin yanında çözünmeyen birincil ve ikincil karbürlerin yapıda bulunmasıdır. Bu karbürler sıcaklık arttıkça kademeli olarak çözünüp östenitte daha fazla karbon ve alaşım elementlerinin katı eriyik içerisinde bulunmasına neden olmaktadır [17].

Sıcak iş takım çeliklerinde östenitleştirme ısı işlemi, küresel karbürlerin muhafaza edilip optimum östenit miktarı sağlanarak aşınma dayanımı geliştirilecek şekilde tasarlanmıştır. Difüzyon kontrollü dönüşümlerden kaçınıldığında, östenit, martenzit başlangıç sıcaklığına (M_s) erişene kadar değişmeden yapıda kalır. Bu sıcaklıkta östenitin martenzite difüzyonsuz dönüşümü başlar. Östenitin karbon ve alaşım içeriği ne kadar yüksek olursa, M_s sıcaklığını düşürür, bu da oda sıcaklığında daha az martenzit oluşumuna neden olur. Böylece yüksek alaşımlı östenitte, oda sıcaklığında mikroyapıda dönüşmemiş östenit bulunabilir, bu da tamamen dönüştürülmüş mikroyapılara göre beklenenden daha düşük sertlik ile sonuçlanır. Dönüşmemiş östenit oranı yüksek olduğunda daha fazla karbür tutmak için östenitleştirme sıcaklığı düşürülebilir [5,30]. Şekil 2.5’de takım çelikleri için maksimum östenitleştirme sıcaklıklarını gösteren Fe-C faz diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.5. Takım çelikleri için maksimum östenitleştirme sıcaklığını gösteren Fe-C diyagramı [4].

2.9.3. Sertleştirme

Sıcak iş takım çelikleri su veya yağda soğutularak sertleştirilmektedir. Su verme ile sertleştirme işleminde malzemenin sıcaklığı hızlı bir şekilde düşer. Çelik, sertleştirme işleminde yeterince hızlı bir şekilde soğutulursa, karbon atomlarının, östenitten ferrite dönüşmesi için kendilerini yeniden konumlandırarak zamanı olmayacaktır. Böylelikle sert bir faz yapısı olan martenzit oluşur. Çelik sertleştiğinde, matris tamamen martenzite dönüştürülmez. Yapısında kalıntı östenit bulunmaktadır. Soğutma işleminden sonra çelik, martenzit, kalıntı östenit ve karbürlerden oluşan bir mikroyapıya sahiptir. Bu yapı kolaylıkla çatlamaya neden olabilen iç gerilmeler içerir [31]. Su verme işlemi iki adet risk faktörü taşımaktadır: birincisi çeliğin çatlama eğilimi, ikincisi ise uygun teknik kullanılmadığı takdirde malzeme yapısında sertleşmemiş bölgelerin bulunmasıdır. Su verme işlemi sonrasında çatlama riskini en aza indirmek için malzeme temperlenmelidir.

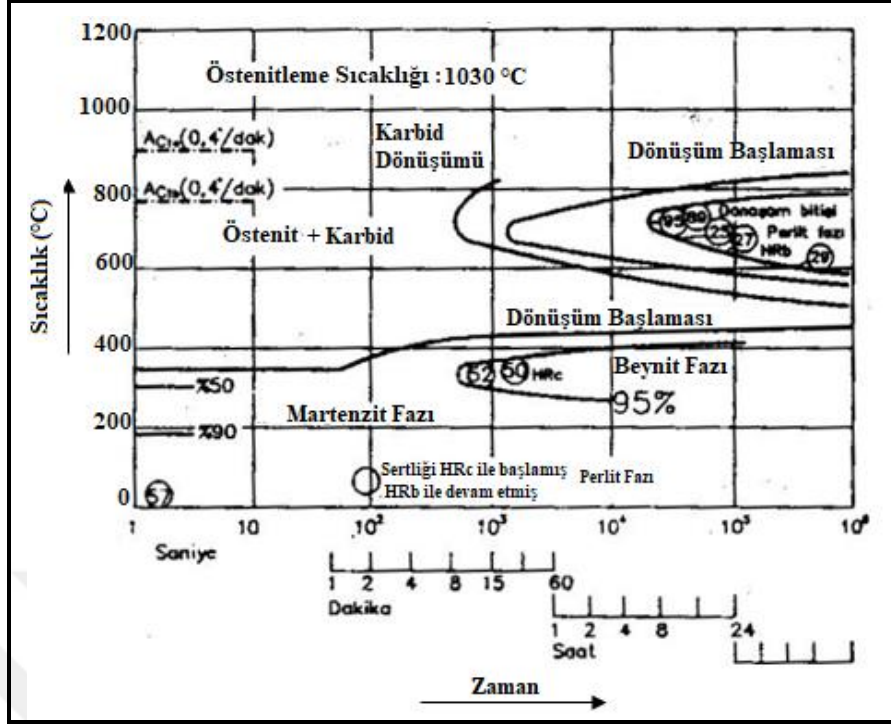
Yağda sertleştirme işleminde sıcaklığı istenilen oranlarda düşürebilmek için ince yağ kullanılmaktadır. Minimum boyut değişimi istenildiğinde parçalar yanma noktasının hemen altında çıkarılarak (yaklaşık 200 °C) havada soğumaya bırakılır [29]. Takım çeliklerinin sertleştirilmesi için göreceli olarak yapılan yavaş yağda soğutma veya havada soğutma tane sınırlarında karbür oluşumuna yol açabilir ve bu da takım çeliğini taneler arası kırılmaya duyarlı hale getirir [5]. Taneler arası kırılma takım çeliklerinde kırılma direncini düşürerek çatlamalara neden olur [5,32,33].

2.9.4. Temperleme

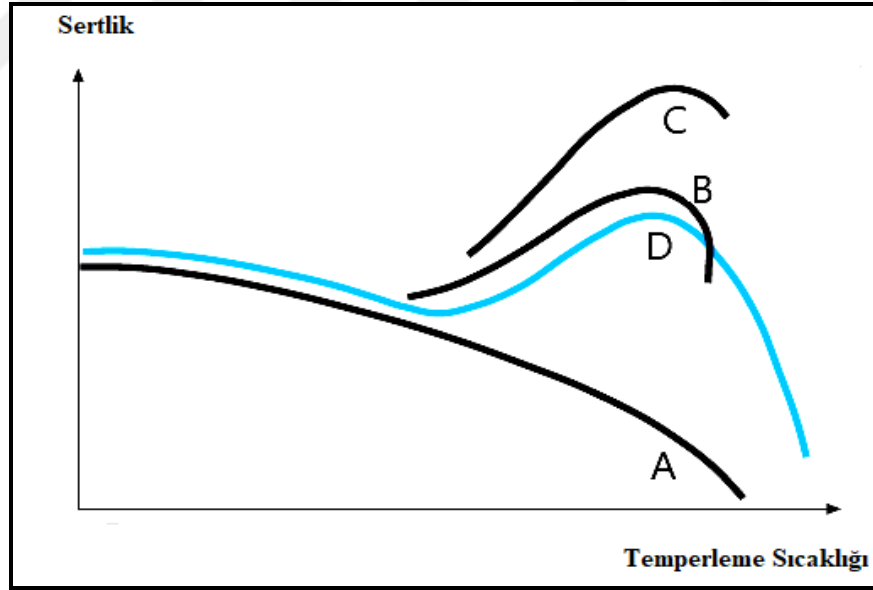
Takım çeliklerine uygulanan nihai ısıl işlem adımı temperleme, martenzitik veya sertleştirilmiş bir çeliğin A1 sıcaklığının altında bir dereceye kadar ısıtılması olarak tanımlanır. Bu adım sertleştirilmiş bir çeliğin son yapısını ve mekanik özelliklerini oluşturmaktadır. Su verilmiş mikroyapılar, östeniteştirme sıcaklığından Ms boyunca soğutulmuş üretilen martenzit, kalıntı östenit ve alaşım karbürlerinden oluşur.

Karbon ve düşük alaşımli çeliklerde, temperlemenin birincil amacı, sertleştirilmiş çeliklerin tokluğunu ve kırılma direncini artırmaktır. Yüksek alaşımli takım çeliklerinde temperleme, sadece sertliği arttırmak için değil, aynı zamanda, ısıtmaya maruz kalma esnasında kabalaşmaya dirençli alaşım karbürlerinin matris içerisinde dengeli dağılımını sağlamaktır [4].

Düşük sıcaklıklarda uygulanan temperlemede yalnızca martenzit yapısı etkilenirken, yüksek sıcaklıktaki temperleme de kalıntı östenit yapısında etkilenmektedir. Yüksek sıcaklıkta yapılan temperlemeden sonra mikroyapı, temperlenmiş martenzit, yeni oluşan martenzit, kalıntı östenit ve karbürlerden oluşur. Şekil 2.6'da AISI H10 sıcak iş takım çeliğinin zaman sıcaklık dönüşüm diyagramında (ZSD) gerçekleşen bu dönüşümler detaylı olarak verilmiştir. Çökelmiş ikincil (yeni oluşan) karbürler ve yeni oluşturulan martenzit, yüksek temperleme sırasında sertliği artırabilir. Şekil 2.7'de yüksek hız çeliklerinde ve yüksek alaşımli takım çeliklerinde ikincil sertleşmeye çeşitli faktörlerin etkisi gösterilmiştir. Takım çelikleri iki kez temperleme işlemine tabi tutulurlar. Özellikle karmaşık sıcak iş takımlarından imal edilmiş döküm kalıplarında üç kez temperleme işlemi yapılmaktadır [31].



Şekil 2.6. AISI H10 sıcak iş takım çeliğinin zaman sıcaklık dönüşüm diyagramı [34].



Şekil 2.7. Takım çeliklerinde ikincil sertleşmeye çeşitli faktörlerin etkisi (A; Temperlenmiş martenzit, B; Karbür çökeltisi, C; Kalıntı östenitin martenzite dönüşümü, D; Yüksek hız çeliği ve yüksek alaşımlı takım çeliğinin temperleme diyagramı, $A+B+C=D$) [31].

BÖLÜM 3

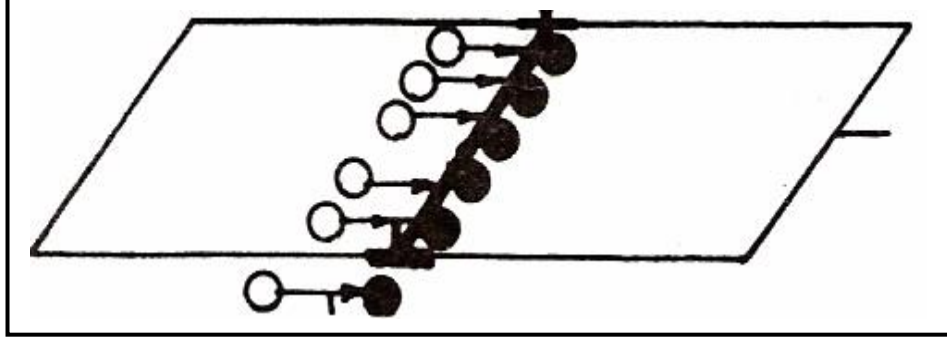
DEFORMASYON YAŞLANMASI

Yaşlanma sertleşmesi; karbon (C) ve azot (N) gibi arayer atomlarının dislokasyon hareketlerini engellemesiyle mekanik özelliklerin değişmesine sebebiyet veren bir mekanizma olarak tanımlanmaktadır. Dislokasyon hareketlerinin engellenmesi sonucunda metal ve alaşımlarda sertlik, akma ve çekme dayanımında artış gözlemlenebilir [35,36]. Yaşlanma sertleşmesi plastik deformasyondan sonra meydana geliyorsa statik deformasyon yaşlanması olarak adlandırılırken, yaşlanma sertleşmesi olayının plastik deformasyon sürecinde meydana gelmesi dinamik deformasyon yaşlanması olarak tanımlanır [36,37].

Dinamik deformasyon yaşlanması ve statik deformasyon yaşlanması mekanizmalarının mekanik özellikler üzerinde farklı etkileri görülmektedir. Genel olarak dinamik deformasyon yaşlanması malzemenin şekillendirilebilme kabiliyetini ve çalışma sertleşmesini etkilerken, statik deformasyon yaşlanması akma dayanımı üzerinde etkilidir. Statik deformasyon yaşlanması ile ilgili çalışmaların birçoğu belli bir deformasyon oranından sonra yaşlandırılan numunelerde yeni bir akma noktasının tekrar oluştuğunu işaret etmektedir. Bu olay malzemenin statik deformasyon yaşlanma sertleşmesine maruz kaldığını gösteren en önemli bulgudur [38-40].

1949 yılında Cottrell ve Bilby [41], C ve N gibi arayer atomlarının dislokasyonların hareket kabiliyetini engellediğini ve dislokasyonları arayer atomlarının oluşturduğu atmosferden kurtarmak için daha fazla gerilme uygulanması gerektiğini işaret etmişlerdir. Bunun sonucu olarak oda sıcaklığında yapılan çekme deneylerinde üst ve alt akma noktaları elde edilmiştir. Glen [42], Cottrell ve Bilby'den farklı olarak arayer atomlarının oluşturduğu atmosferle dislokasyonların etkileşiminden ziyade çökeltilemlerle dislokasyonların etkileşiminin çeliğin dayanımının artmasına neden

olduğunu ifade etmişlerdir. Şekil 3.1’de arayer atomlarının difüzyonu sonucu dislokasyonların sabitlemesi şematize edilmiştir.



Şekil 3.1. Arayer atomlarının dislokasyonları sabitlemesi [43].

Çeliklerde yaşlanma sertleşmesi olayının kaynağı olan en önemli etken C ve N gibi arayer atomlarının katı eriyik içerisinde serbest halde bulunmasıdır. Çelik içerisinde ağırlık olarak % 0,0001’den % 0,001’e kadar C ya da N atomlarının bulunması yaşlanma sertleşmesi oluşması için yeterli bir miktardır [39,40].

3.1. STATİK DEFORMASYON YAŞLANMASI

Deformasyon yaşlanması olayı plastik deformasyondan sonra meydana geliyorsa bu durum statik deformasyon yaşlanması olarak adlandırılır. Statik deformasyon yaşlanması sonucunda malzemenin akma dayanımında bir artış ve % uzamada bir düşüş meydana gelir. Şekil 3.2’de normalize edilmiş yumuşak bir çeliğin gerilme - uzama diyagramı üzerinde (a eğrisi) statik deformasyon yaşlanmasının mekanik özelliklere etkisi görülmektedir.

Eğer numune akma sınırının üzerinde belirli bir plastik deformasyon oranına maruz bırakıldıktan sonra, çekme testi durdurulup ardından fazla bekletilmeden teste devam edilirse, gerilme - uzama eğrisi farklı bir akma noktası göstermez ve (a) eğrisi gibi devam eder. Malzeme A noktasında alt ve üst akma noktaları belli olmayan bir akma davranışı gösterir. Bu tip akma davranışı belirgin olmayan veya sürekli akma davranışı olarak adlandırılır.

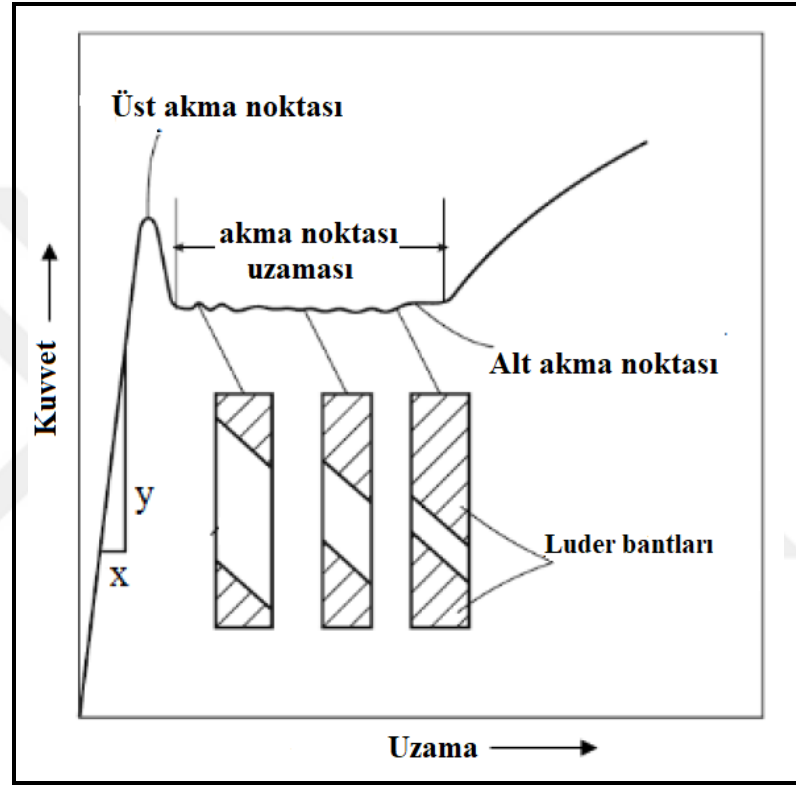
Malzeme, belirli bir oranda plastik deformasyona uğradıktan sonra test cihazı durdurulur ve oda sıcaklığında veya oda sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda belli bir süre bekletildikten (yaşlandırma) sonra çekme işlemine tabi tutulursa, ilk akma noktasına göre daha yüksek bir akma noktası meydana gelir ve gerilme - uzama eğrisinin (b) eğrisini takip ettiği gözlemlenir. Akma noktasındaki bu artış, statik deformasyon yaşanmasının en önemli bulgusudur. Statik deformasyon yaşanması sonucu çekme mukavemetinde artış görülürken, % uzama ve % kesit daralması ise azalma meydana gelir [36,37,44].



ΔY_1 = Öndeformasyon sonrası gerilmedeki artış;
 ΔY_2 = Yaşlanma ile meydana gelen gerilme artışı;
 ΔY_3 = Öndeformasyon ve yaşlanma sonucu gerilme artışı = $\Delta Y_1 + \Delta Y_2$;
 ΔU = Öndeformasyon ve yaşlanma sonucu maksimum çekme dayanımındaki değişim;
 Δe = Öndeformasyon ve yaşlanma sonucu toplam uzamadaki değişim.

Şekil 3.2. Statik deformasyon yaşanmasının gerilme-uzama eğrisi üzerinde şematize edilmesi [36].

Akma dayanımı üst akma noktasına ulaştığı zaman, dislokasyonlar C veya N atomlarının oluşturduğu atmosferden uzaklaşır ve deformasyonun hızla gerçekleşmesine sebebiyet verir, bu süreç akma dayanımının alt akma noktasına düşmesine neden olur. Şekil 3.3’de üst akma, alt akma ve akma noktası uzamasının (Luder bantları) düşük karbonlu çelikte oluşması kuvvet-uzama diyagramı üzerinde gösterilmektedir [45].

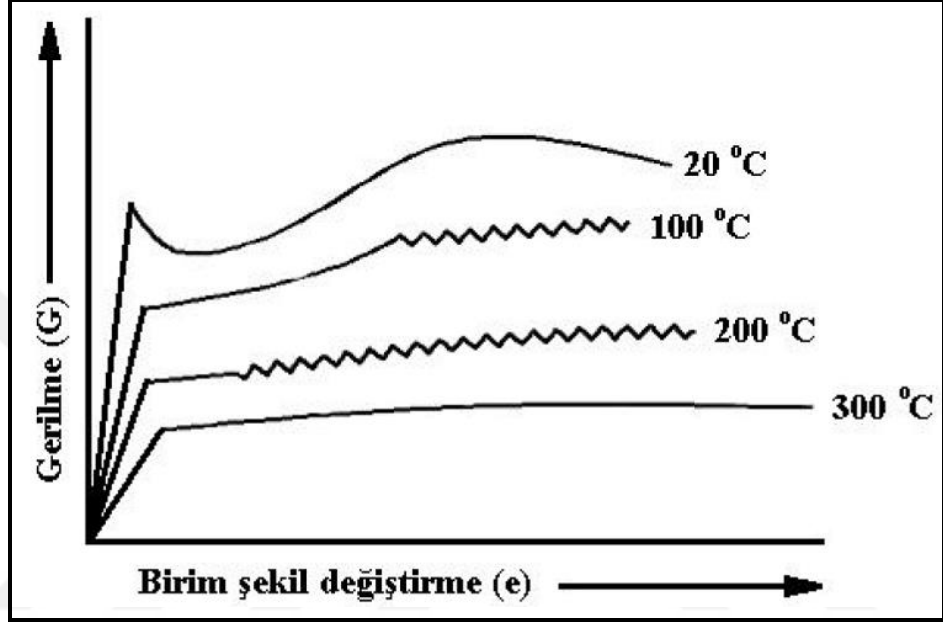


Şekil 3.3. Düşük karbonlu çelikte oluşan kuvvet-uzama eğrisi [45].

3.2. DİNAMİK DEFORMASYON YAŞLANMASI

Yaşlanma süreci, oda sıcaklığında yavaş gerçekleşirken, artan sıcaklığa bağlı olarak element difüzyonunun artmasıyla birlikte hızlı olmaktadır. Dinamik deformasyon yaşlanma süreci, plastik deformasyon esnasında meydana gelen yaşlanma olarak tanımlanmaktadır. Dinamik deformasyon yaşlanmasının oluşumu, plastik deformasyon sırasında çözünen atomlar ile dislokasyonların etkileşimine atfedilebilir. Dinamik deformasyon yaşlanması aynı zamanda birçok malzeme için bir sertleştirme mekanizmasıdır. Gerilme-uzama eğrisinde testere dişi bir davranışın

meydana gelmesi dinamik deformasyon yaşlanması en belirgin göstergesidir [45]. Dinamik deformasyon yaşlanması olayı Portevin-Le Chatelier etkisi olarak da isimlendirilmektedir. Şekil 3.4’de dinamik deformasyon yaşlanması sonucu çekme eğrisinde oluşan zigzaklar tekrarlanan akma ve yaşlanma olayı sonucu meydana gelmektedir.



Şekil 3.4. Portevin-Le Chatelier etkisi gösteren “gerilme-birim şekil değiştirme” diyagramı [36].

Yüksek sıcaklıklarda yapılan çekme testi sonucunda gerilme-uzama diyagramında görülen testere dişi akma davranışı bazı durumlarda görülmediği halde dinamik deformasyon yaşlanması meydana gelebilmektedir. Mulford ve ark. [46], Li CC ve ark.’ları [47] tarafından yapılan çalışmada, karbonlu çeliklerde testere dişi davranış meydana gelmeden yaşlanmanın oluşabileceği işaret edilmiştir. Oda sıcaklığında yapılan çekme testleriyle, yüksek sıcaklıklarda yapılan çekme testleri mukayese edildiğinde, akma noktasından itibaren maksimum çekme noktası arasındaki bölgede bir dikleşme olması çalışma sertleşmesinin bir göstergesidir. Bu şekilde artan bir çalışma sertleşmesi oranı dinamik yaşlanma sertleşmesinin oluşumunu göstermektedir. Çekme testi esnasında sıcaklığın etkisiyle hareket eden dislokasyonlar ile arayer atomlarının etkileşiminden dinamik yaşlanma sertleşmesi oluşmaktadır.

Dinamik deformasyon yaşlanmasının, dislokasyonların serbest hareketi esnasında oluştuğu bilinmekle birlikte dislokasyonların bir süreliğine kayma düzlemindeki bölgesel engellerde beklediği zaman diliminde de ortaya çıktığı iddia edilmiştir [48].

Düşük karbonlu çeliklerde dinamik deformasyon yaşlanmasının en fazla görüldüğü sıcaklık aralığı 150-250 °C'dir. Bu sıcaklık aralığında oluşan dinamik yaşlanma olayı mavi kırılmalık etkisi olarak isimlendirilmektedir. Mavi kırılmalık, yüksek sıcaklıklarda dislokasyon hareketlerinin C ve N atomları tarafından engellemesiyle oluşur. C ve N atomu içermeyen çeliklerin çekme dayanımları 25-500 °C aralığında yapılan sıcak çekme testlerinden sonra stabil olarak düşerken; C ve N ilavesi sonrası, 100-350 °C sıcaklık aralığında yapılan testlerde dayanımda artış görülmüştür. N düşük sıcaklıklarda (25-200 °C) karbona göre daha yüksek çözünürlüğe sahiptir ve bu nedenle dinamik deformasyon yaşlanmasının oluşmasına sebebiyet verir. Fakat 200 °C üzerindeki sıcaklıklarda C, çözünürlüğünün artmasından dolayı dinamik yaşlanma sertleşmesinin oluşmasında en önemli faktörlerden biridir [40].

Dinamik deformasyon yaşlanması akma dayanımı, pekleşme hızı, deformasyon hızı duyarlılığı ve süneklik gibi mekanik özellikleri de etkilemektedir. Dinamik deformasyon yaşlanması bölgesinin herhangi bir gerilme noktasında mukavemet ve çalışma sertleşmesinde artış görülürken negatif gerinim hızı hassasiyeti oluşabilir [45]. Dinamik deformasyon yaşlanması bölgesinde, bu bölgenin altındaki ve üstündeki sıcaklıklarda etkilenen mekanik özellikler Şekil 3.5'te gösterilmiştir.

N atomundan dolayı oluşan yaşlanma sertleşmesi katı eriyik içerisinde bulunan serbest N miktarıyla ilişkilidir. N'nin sebebiyet verdiği yaşlanma sertleşmesi düşük sıcaklıklarda (200 °C ve altı) oluşurken, C kaynaklı yaşlanma sertleşmesi 200 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda oluşur. Bunun nedeni C ve N atomlarının ferrit fazı içerisinde çözünürlüklerinin farklı olmasıdır [36]. Sıcaklık, çeliklerin yaşlanmasını önemli ölçüde etkilemektedir. Mukavemet artışı ve tokluğun azalmasıyla sonuçlanan çeliklerin yaşlanma sertleşmesi olayı oda sıcaklığında çok düşüktür. Yaşlanma sıcaklığının oda sıcaklığının üzerinde olması deformasyon yaşlanmasını hızlandırmaktadır [43].

3.3.1. Karbon ve Azot Atomlarının Ferrit ve Östenit İçerisinde Çözünürlüğü

Çizelge 3.1'de belirtildiği gibi C ve N elementlerinin atomik yarıçapları Fe atomuyla kıyaslandığında oldukça küçüktür. Küçük olmalarından dolayı bu atomlar α -Fe ve γ -Fe kristal kafesinde ara yer atomu olarak yer alır. Fakat mangan, nikel, krom gibi metalik alaşım elementleri daha büyük atomik yarıçapa sahip olduklarından kristal kafes içerisinde yer alan atomu olarak bulunur.

Çizelge 3.1. Demirde metalik olmayan elementlerin atomik boyutları [50].

Element:	Atomik yarıçap , r (Å)	r / r _{Fe}
α -Fe	1,28	1,00
B	0,94	0,73
C	0,77	0,60
N	0,72	0,57
O	0,60	0,47
H	0,46	0,36

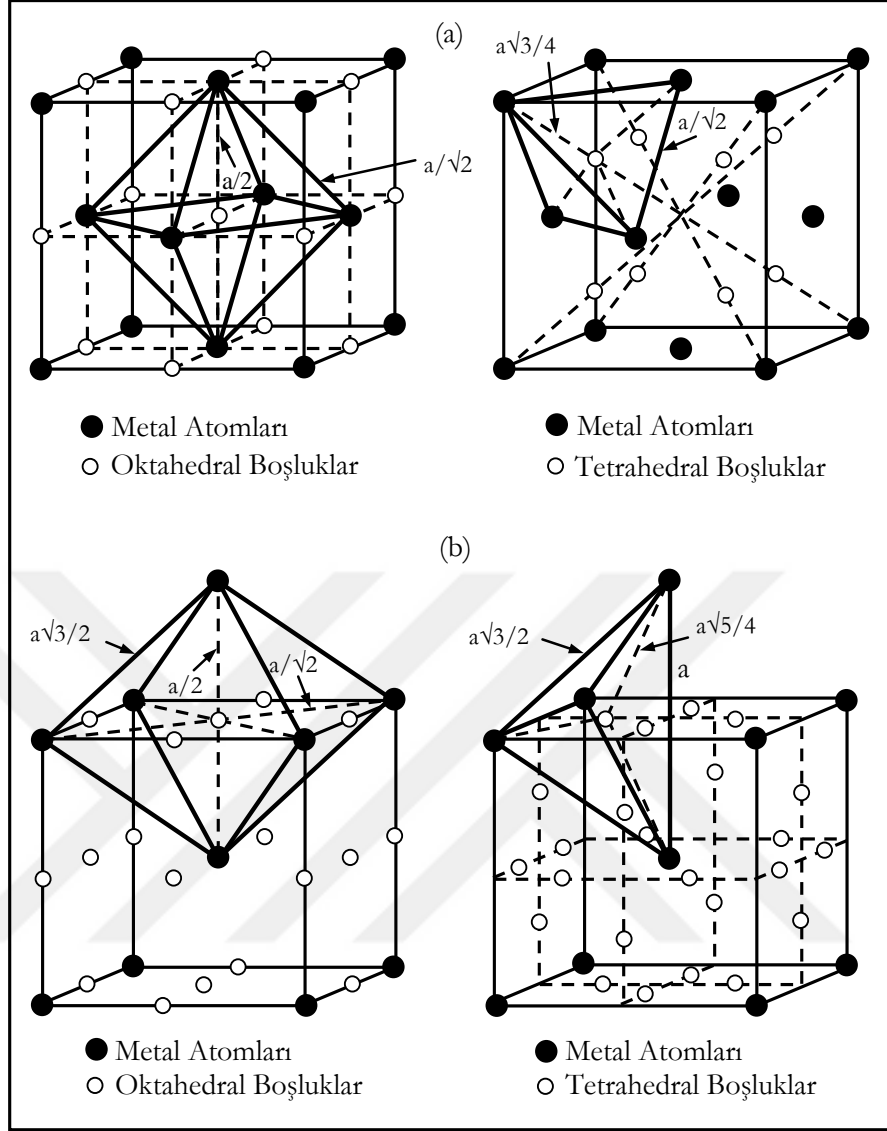
Çizelge 3.2, hacim merkez kübik (HMK) ve yüzey merkez kübik (YMK) kristal kafesinde bulunan oktahedral ve tetrahedral boşlukların yarıçaplarını göstermektedir. Çizelgeler 3.1 ve 3.2'den görüldüğü gibi C ve N elementlerinin atomik yarıçapları kristal kafesteki ara yer boşluklarının yarıçaplarından büyüktür. Bu durumda C ve N atomları ara yer boşluklarına oturduklarında kristal kafesi çarpılmaya uğratacağı açık olarak anlaşılmaktadır [50,51].

Çizelge 3.2. HMK ve YMK kristal yapılarında uygun boşluk alanlarının büyüklüğü [50].

Kristal Kafes Yapısı		Yarıçap (r) (Å)	Demir içerisindeki boşluk yarıçapı (Å)
HMK	tetrahedral	0,29r	0,37
	oktahedral	0,15r	0,19
YMK	tetrahedral	0,23r	0,28
	oktahedral	0,41r	0,51

r = demirin atomik yarıçapı (Å)

Fakat, α -demiri (HMK) içerisinde C ve N arayer atomları büyük boşluk yarıçapına sahip olan tetrahedral boşluklara değilde daha küçük boşluk yarıçapına sahip olan oktahedral boşluklara oturmaktadır. Çünkü en yakın iki demir atomunun hareketiyle oluşan veya en yakın iki demir atomu tarafından çevrelenen oktahedral boşluklar, C ve N atomları için gerinim enerjisini azaltma adına en uygun boşluklardır. Bunun yanında tetrahedral boşluklar en yakın dört demir atomunun hareketiyle oluşmuş olup gerinim enerjisi oldukça yüksektir. Bu nedenle arayer atomları oktahedral boşluklara oturmayı tercih etmektedir. Şekil 3.6 YMK ve HMK yapılarındaki oktahedral ve tetrahedral boşlukları şematik olarak göstermektedir [51,52].



Şekil 3.6. Ferrit (α) ve östenit (γ) demirinde bulunan oktahedral ve tetrahedral boşluklar [52].

C ve N atomlarının ferrite nazaran östenit içerisinde daha yüksek çözünebilirliğe sahip olduğu Çizelge 3.3'ten anlaşılmaktadır. Buna neden olarak östenit fazındaki ara yer boşluklarının, ferrit fazındaki boşluklardan daha büyük olması gösterilebilir. Ferrit bölgesinde ise C ve N atomlarının çözünürlüğü düşmektedir.

Örneğin C atomunun ferrit bölgesinde maksimum çözünürlüğü ağırlık olarak % 0,025 iken N atomunki ise % 0,1'dir. Ara yer atomlarının östenit ve ferrit fazlarında sahip olduğu farklı çözünürlük, çeliklerin ısı işlemlerle mekanik özelliklerinin değişmesine neden olur. Ayrıca C ve N atomlarının oda sıcaklığında çözünürlüğünün oldukça

azaldığı Çizelge 3.3'te görülmektedir. Bu durum basit bir ısıl işlem sırasında C ve N atomlarının yapı içerisinde karbonitrür olarak çökeceklerini göstermektedir. Bu çökeltiler, γ bölgesinde yeterli bir süre ısıl işlem uygulandıktan sonra hızlı bir şekilde soğutulan ve ardından 20-720 °C arasında yaşlandırılan çeliklerde görülmektedir [50,51].

Çizelge 3.3. γ ve α demirinde karbon ve azotun çözünürlüğü [50].

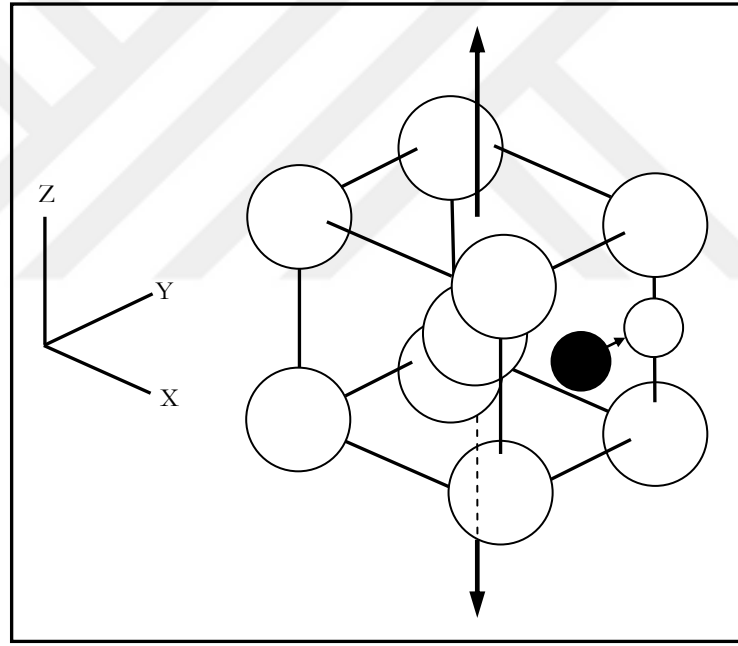
		Sıcaklık (°C)	Çözünürlük	
			% ağırlık	% atomik ağırlık
C	γ	1150	2,04	8,8
		723	0,80	3,6
	α	723	0,02	0,095
		20	<0,00005	<0,00012
N	γ	650	2,8	10,3
		590	2,35	8,75
	α	590	0,10	0,40
		20	<0,0001	<0,0004

C ve N gibi arayer atomlarının katı ergiyik içerisinde serbest halde veya çökelti halinde olup olmadığını anlayabilmek için iç sürtünme deneyleri uygulanmaktadır. İç sürtünme genellikle burkulma sarkacı tarafından ölçülür. Küçük bir ağırlık, hassas sıcaklık ayarı yapılabilen bir fırının içindeki tel halindeki ince bir test parçasının ucuna asılır. Ağırlık ve test parçası elastik limit içerisinde burulur ve ardından serbest bırakılır. Burulmadan sonra parçanın hareketi zamanla düşer ve bu kaydedilir. Şekil değişiminin gerilmeyi arkasından takip etmesiyle meydana gelen açı δ olarak adlandırılır ve $\tan \delta$ iç sürtünmenin ölçümüdür. Burkulmadan sonra parçanın hareketi düşerken bir sinüs eğrisi meydana gelir ve bu sinüs eğrisinin büyüklük oranı logaritmik düşme olarak adlandırılır ve $\tan \delta$ küçük olduğunda aşağıdaki eşitlik geçerlidir.

$$\tan \delta = \frac{\log \text{düşüş}}{\pi} \equiv Q^{-1} \quad (3.1)$$

Karbon ve azot atomunun HMK yapıda oturduğu oktahedral boşluklar birim kafesin köşelerinin ve yüzeylerinin merkezlerindedir. Şekil 3.7'da görüldüğü gibi eğer

herhangi bir gerilme $\langle 001 \rangle$ doğrultusunda uygulandığında, oktahedral boşluklar z doğrultusu boyunca uzarken x ve y doğrultularında büzülür. Z doğrultusu boyunca uzayan oktahedral boşluklar arayer atomları için uygun bir yer teşkil eder ve eğer sıcaklık yeterli ise arayer atomları bu boşluklara hareket eder. Hareket eden atomların sayısı arttıkça Q^{-1} değeri de artar. Uygulanan gerilmenin süresi hareket zamanına eşit olduğunda maksimum iç sürtünme elde edilir. Oda sıcaklığında Q^{-1} maksimum değeri 1 saniye sarkaç süresine eşittir. Oda sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda atomlar sarkacın titreşimine karşın sıcaklığın düşük olmasından dolayı hareket edemez, buna rağmen yüksek sıcaklıklarda da çok hareketlidir. Burkulma sarkacı kullanılarak yapılan iç sürtünme deneyleri ile arayer atomlarının katı ergiyik içerisinde serbest halde veya çökelti halinde olup olmadığı tespit edilebilir [49,51].



Şekil 3.7. Uygulanan gerilme karşısında karbon atomlarının uygun olan oktahedral boşluklara hareketi [53].

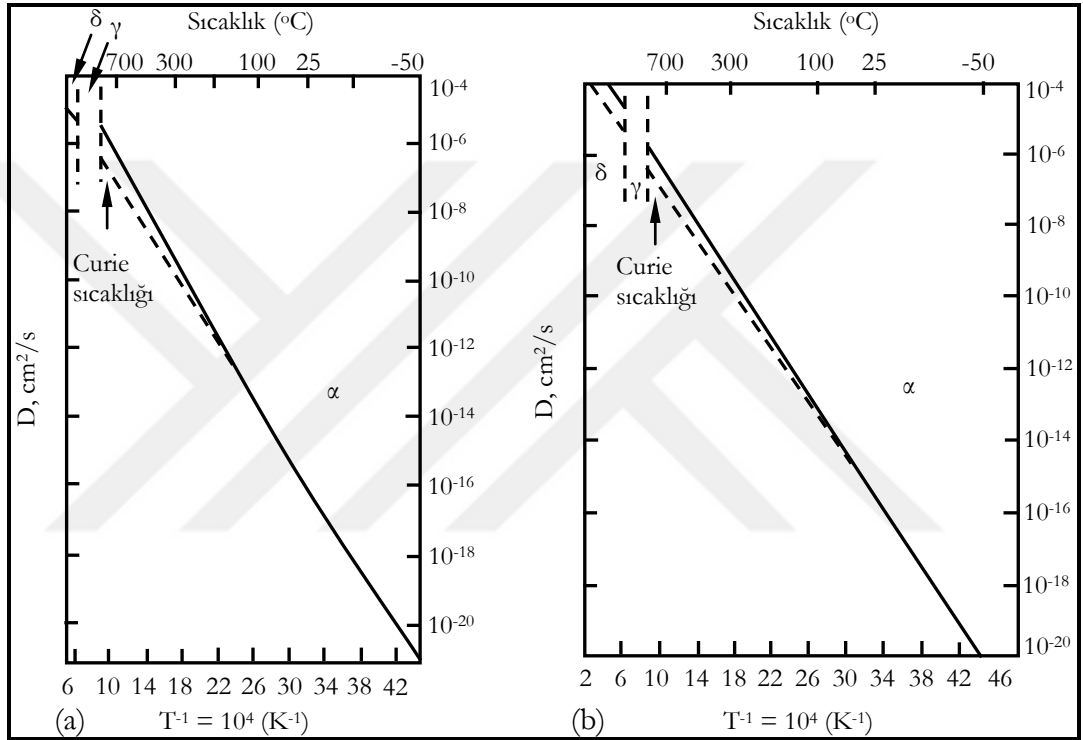
3.3.2. Karbon ve Azot Atomlarının Ferrit ve Östenit İçerisinde Difüzyonu

α içerisinde C ve N atomlarının difüzyonu, iç sürtünme tekniği kullanılarak aşağıda verilen formüllerle hesaplanmaktadır. Burada; D_C ve D_N karbon ve azotun yayınma katsayısı, Q aktivasyon enerjisi, T sıcaklık ve R ise gaz sabitidir. Ayrıca C ve N

atomunun sıcaklığa bağlı olarak difüzyonu grafiksel olarak Şekil 3.8’de görülmektedir.

$$D_C = 6,2 \times 10^{-3} \exp \left(- \frac{Q}{RT} \right) \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1} \quad (Q = 80 \text{ kJ mol}^{-1}) \quad (3.2)$$

$$D_N = 3,0 \times 10^{-3} \exp \left(- \frac{Q}{RT} \right) \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1} \quad (Q = 76 \text{ kJ mol}^{-1}) \quad (3.3)$$



Şekil 3.8. (a) Karbon ve (b) azot atomlarının farklı sıcaklıklarda α - Fe içerisinde difüzyonu [53].

Çizelgeler 3.4 ve 3.5 bazı elementlerin ferrit ve östenit içerisinde difüzyonunu göstermektedir. Çizelge 3.4’te görüldüğü gibi, ferrit içerisinde C ve N arayer atomlarının difüzyonu yer alan atomlarının difüzyonundan daha fazladır. Arayer atomlarının difüzyonunun fazla olması demirin karbürleme ve nitrürleme işlemleriyle yüzeyinin sertleşmesine imkan sağlar. Bu durum demir için bir avantaj olarak düşünülebilir. Fakat çelik içerisinde bulunan C ve N gibi ara yer atomları yaşlanma sertleşmesinin oluşumunu kolaylaştırarak çeliğin şekillenebilme özelliğini düşürür ve beklenmedik çatlamalara ve kırılmalara neden olabilir. Bu açıdan

değerlendirildiğinde katı eriyik içerisinde serbest halde bulunan ara yer atomları yaşlanma sertleşmesi meydana getirdiklerinden çelik için zararlıdır.

Çizelgeler 3.4 ve 3.5 incelendiğinde, arayer ve yeralan atomlarının α -Fe içerisindeki difüzyonunun γ -Fe içerisindeki difüzyonundan daha hızlı olduğu görülmektedir. Ayrıca α -Fe içerisinde bulunan bazı elementlerin aktivasyon enerjileri (Q) γ -Fe'ye kıyasla daha düşüktür. Bunun nedeni α -Fe'de atom başına düşen oktahedral boşluk sayısının γ -Fe'den daha fazla olmasındandır. Bundan dolayı yeralan ve arayer atomları α -Fe içerisinde daha hızlı hareket edebilmektedirler [50,51].

Çizelge 3.4. Bazı elementlerinin ferrit içerisinde difüzyonu [50].

Çözen	Çözünen	Aktivasyon Enerjisi, Q (kJ mol ⁻¹)	Frekans Faktörü, D ₀ (cm ² s ⁻¹)	Yayınım Katsayısı D _{910°C} (cm ² s ⁻¹)	Sıcaklık Aralığı (°C)
α	C	80	6,2 x 10 ⁻³	1,8 x 10 ⁻⁶	
	N	76	3,0 x 10 ⁻³	1,3 x 10 ⁻⁶	
	Fe	240	0,5		700-750
	Co	226	0,2	2,1 x 10 ⁻¹¹	700-790
	Cr	343	3,0 x 10 ⁴		
	Ni	358	9,7	3,7 x 10 ⁻¹¹	700-900
	P	230	2,9	2,0 x 10 ⁻¹⁰	860-900
	W	293	3,8 x 10 ²		

Çizelge 3.5. Bazı elementlerinin östenit içerisinde difüzyonu [50].

Çözen	Çözünen	Aktivasyon Enerjisi, Q (kJ mol ⁻¹)	Frekans Faktörü, D ₀ (cm ² s ⁻¹)	Yayınım Katsayısı D _{910 °C} (cm ² s ⁻¹)	Sıcaklık Aralığı (°C)
γ	C	135	0,15	1,5 x 10 ⁻⁷	900-1050
	Fe	269	0,18	2,2 x 10 ⁻¹³	1060-1390
	Co	364	3,0 x 10 ²	24,0 x 10 ⁻¹² (1050°C'de)	1050-1250
	Cr	405	1,8 x 10 ⁴	58,0 x 10 ⁻¹² (1050°C'de)	1050-1250
	Cu	253	3,0	15,0 x 10 ⁻¹¹	800-1200
	Ni	280	0,77	7,7 x 10 ⁻¹³	930-1050
	P	293	28,3	3,6 x 10 ⁻¹²	1280-1350
	S	202	1,35	1,5 x 10 ⁻⁹	1200-1350
	W	376	1,0 x 10 ³	12,0 x 10 ⁻¹² (1050°C'de)	1050-1250

Ayrıca, Şekil 3.8'de görüldüğü gibi oda sıcaklığında N'nin difüzyonu 1×10^{-16} cm²/s iken C'nin difüzyonu 3×10^{-17} cm²/s'dir. Bu durum oda sıcaklığında N'nin difüzyonunun C'ye nazaran daha fazla olduğunu göstermektedir. Bu nedenle çeliklerde oda sıcaklığında meydana gelen yaşlanma sertleşmesi daha yüksek difüzyon hızına sahip olan N atomunun dislokasyonların hareketini engellemesiyle oluşmaktadır [50,51].

3.4. YERALAN ALAŞIM ELEMENTLERİNİN DEFORMASYON YAŞLANMASINA ETKİSİ

Dinamik deformasyon yaşlanmasına neden olan iki sınıf alaşım vardır. C ve N gibi birinci sınıfta bulunan elementler, kafes yapısından yeterince hızlı difüze olup dislokasyonları kilitleyerek dinamik deformasyon yaşlanmasına katkıda bulunur. Bir elementin deformasyon yaşlanması oluşturabilmesi için aşağıdaki özellikleri taşıması gerekmektedir.

1. Çözünürlük
2. Difüzyon katsayısı
3. Bağlama enerjisi

İkinci sınıf elementler birinci sınıfta bulunan elementlerin davranışını değiştiren ve dolayısıyla dinamik deformasyon yaşanmasını dolaylı olarak etkileyen elementlerdir. İkinci sınıf elementler, birinci sınıfta bulunan elementlerin hareket kabiliyetini değiştirerek bu etkiyi sağlamaktadırlar. Çelikte ikinci sınıf elementler arasında, arayer elementlerine karşı bağlama enerjisi yüksek olan titanyum, zirkonyum, niyobyum ve vanadyum gibi yer alan elementleri bulunmaktadır. Bu elementler C ve N ile birleşerek karbürler, nitrürler veya karbonitrürleri oluştururlar, yada C ve N atomlarının difüzyonunu engelleyerek dinamik deformasyon yaşanmasını yüksek sıcaklıklara kaydırabilirler [54].

Nitrür oluşturabilen alüminyum ve bor elementleri de deformasyon yaşanması üzerinde etkilidir. Bu elementler katı eriyik içerisinde bulunan N ile birleşerek AlN veya BN oluşturur ve düşük sıcaklıklarda N atomu kaynaklı yaşlanma sertleşmesini minimize ederler. N katı eriyik içerisinde Al veya B tarafından tutulsada yüksek sıcaklıklarda yaşlanma sertleşmesi çelik içerisinde meydana gelebilir [54,55]. Senkov [56] ve arkadaşlarını yaptıkları çalışmada ise, sıcaklığa bağlı olarak hidrojen eklenmesiyle gerinim duyarlılığında artış olduğu görülmüştür. Bu nedenle karbon, oksijen ve demir gibi elementlerin dinamik deformasyon yaşanmasındaki büyük etkisi hidrojen ilavesiyle azalmıştır. Bu davranış çözeltideki hidrojenin, diğer çözünmüş atomları tutarak dislokasyonlara ulaşmalarını engellemesiyle açıklanmaktadır. Dahası, hidrojenin, diğer çözünen elementlerin difüzyonunu azalttığı ifade edilmiştir [54,56].

Kishore ve ark. [57] tarafından yürütülen bir başka araştırmada, geliştirilmiş 9Cr-1Mo çeliğinde, çökeltilerin boyutu ve dağılımının aynı zamanda dinamik deformasyon yaşanma davranışını etkilediği gösterilmiştir. Benzer koşullar altında ısıl işleme tabi tutulan numunelerden biri 550 °C'de temperlenirken diğeri 710 °C'de temperlenmiştir. Daha düşük sıcaklıkta temperlenen numunelerin dinamik deformasyon yaşanmasına karşı çok daha az duyarlı olduğu gözlemlenmiştir. Bu

durum, 550 °C'de temperlenen numunelerin 710 °C'de temperlenen numunelere kıyasla daha ince ikinci faz parçacıklarının varlığına atfedilmiştir. Yapılan çalışma daha ince çökeltilerin, kaba çökeltilere göre daha etkili karbon tutucu gibi davrandığına işaret etmektedir. Plastik deformasyon ilerledikçe, dislokasyonları sabitleyen atomlar difüzyon yoluyla çökeltiler tarafından tutulmaktadır. Bunun sonucu olarak, 550 °C'de temperlenen numunelerde dinamik deformasyon yaşlanmasının şiddeti önemli ölçüde azalmıştır [57].

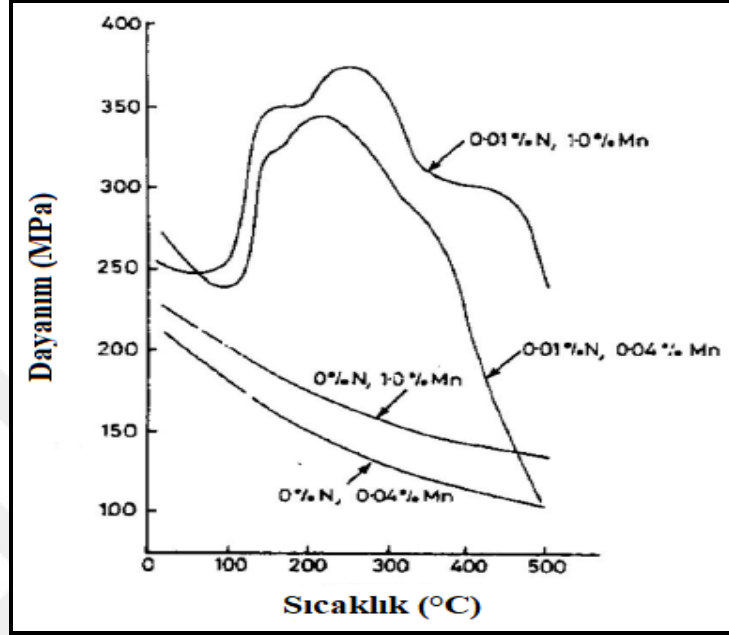
Dinamik deformasyon yaşlanması yeralan alaşım elementlerinin etkisiyle daha yüksek sıcaklıklarda oluşmaktadır. Bunun nedeni, yeralan alaşım elementlerinin aktivasyon enerjisinin arayüz elementlerine göre yüksek olmasından kaynaklanmaktadır. Bu nedenle yeralan atomlarının yeterli hareketliliği kazanabilmesi için sıcaklık, dislokasyonların hızına ulaşabilecek difüzyon kabiliyetini sağlayacak şekilde yükseltilmelidir [55].

Mavi kırılma bölgesinin üstündeki sıcaklıklarda yapılan çekme testi esnasında yeralan alaşım elementlerinden mangan, krom, molibden, tungsten ve bakır çeliğin yaşlanma sertleşmesini artırır. Glen dayanımında meydana gelen bu artışı dislokasyonların üzerinde oluşan uyumlu karbür veya nitürlerin oluşumuyla açıklamıştır. Ayrıca bu çalışma sonucu, çeliklerde yüksek sıcaklıklarda bile belirgin akma noktası görülmesinin yeralan alaşım elementleri kaynaklı olduğunu belirtmiştir [40,42].

N içeriği ile birlikte Mn içeriği de, çeliğin deformasyon yaşlanma kabiliyetini etkileyebilmektedir. Mn-N çiftlerinin oluşumu, N'nin difüzyonunu yavaşlatır, böylece yaşlanma sertleşmesi davranışını azaltır. Belirli bir N içeriğine sahip bir çelikte artan Mn miktarı yaşlanma sertleşmesini azaltır, bu da yaşlanma davranışının Mn eklenmesiyle o kadar belirgin olmadığını gösterir.

Şekil 3.9'da, % 10'luk plastik deformasyona uğramış % 0,1 C içeren çelikte, Mn ve N içeriğinin farklı sıcaklıklarda dayanım üzerindeki etkisi gösterilmektedir. % 0 N içeriğinde dayanım, sıcaklık arttıkça beklendiği gibi azalmaktadır. % 0,01 N ilavesi ile 150 °C'de dayanımda bir artış olurken daha sonra 400 °C'de azalma meydana

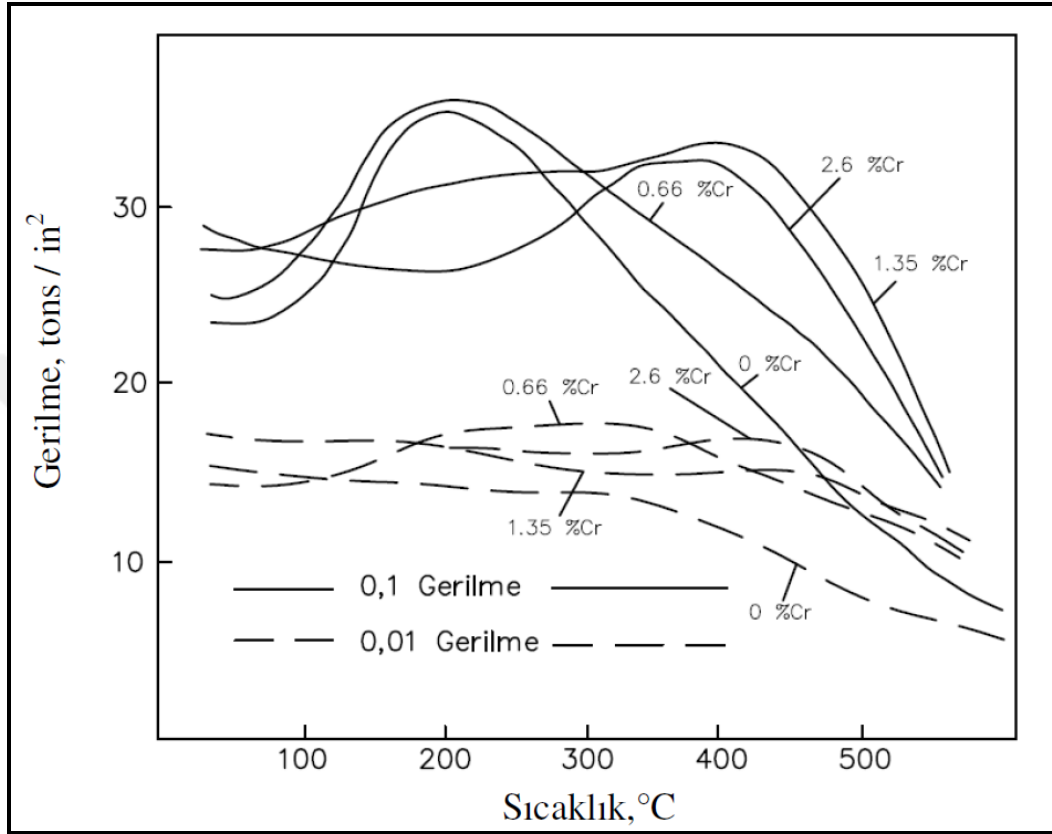
gelmektedir. Dayanım artışının olduğu bölge dinamik deformasyon yaşlanmasının aktif olduğu bölgedir. Daha yüksek bir Mn içeriği, dayanımda daha büyük bir artışa yol açmaktadır [58].



Şekil 3.9. % 10'luk plastik deformasyona uğramış % 0,1 C içeren çelikte Mn ve N içeriğinin farklı sıcaklıklarda elde edilen dayanım değerlerine etkisi [58].

Şekil 3.10'da Cr oranının düşük karbonlu çeliğin yüksek sıcaklık çekme dayanımına etkisi gösterilmektedir. Cr içermeyen veya çok az miktarda Cr içeren bir numunede yaklaşık 200 °C sıcaklıkta bir dayanım artışı görülürken, Cr oranı % 1,35'e yükseldiğinde yaşlanma sertleşmesinin arttığı görülmektedir. Cr oranının % 2,6'ya çıktığı durumda ise % 1,35'lik orana göre 200 °C sıcaklıkta dayanımda bir düşüş gözlemlenirken 400 °C sıcaklıkta yeni bir artış görülmektedir. Jones ve Combs [59] % 0,44 Cr ihtiva eden çeliklerin deformasyon yaşlanması özelliklerini incelemiştir. Çalışmada kullanılan çelik malzemeler sıcak ve soğuk haddelemeden sonra 680 °C'de 20 saat tavlansmıştır. Çalışma sonucunda Cr miktarının artması deformasyon yaşlanmasının hızını 100 °C'de yavaşlatmıştır ve % 0,44 Cr içeren numunelerin çekme dayanımında değişim meydana gelmemiştir.

Elde edilen bu sonuçlar katı eriyik içerisinde bulunan N atomunun Cr tarafından kısmen CrN olarak tutulduğunu veya Cr'nin N atomunun dislokasyonlara doğru yönelmesini engellediğini işaret etmektedir [40].



Şekil 3.10. Kromun düşük karbon ve mangan içeren çeliğin yüksek sıcaklık çekme dayanımına etkisi [40].

BÖLÜM 4

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. GİRİŞ

Bu çalışmada, AISI H10 (DIN 1.2365) sıcak iş takım çeliğinde dinamik deformasyon yaşanma sertleşmesinin oluşumu ve bunun mikroyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkisi araştırılmıştır. Bu amaçla ana malzeme ve farklı parametrelerde ısıtım işlem uygulanmış malzemelerin mikroyapı ve mekanik özelliklerindeki değışim esas alınarak sıcak iş takım çeliğinin dinamik deformasyon yaşanma davranışı tespit edilmiştir.

Uygun parametrelerin belirlenmesi için öncelikle ön çalışma aşamasında malzeme farklı sürelerde temperlenerek elde edilen mikroyapı ve sertlik sonuçlarına göre çalışmada kullanılacak kritik temperleme süresi tespit edilmiştir. Ana malzeme, su verilmiş ve temperlenmiş numuneler sıcak çekme deneyine tabi tutularak sıcak iş takım çeliğinin yaşanma davranışı incelenmiştir. Bölüm 4.2’de deneysel çalışmalarda kullanılan malzeme açıklanmaktadır. Bölüm 4.3’de ısıtım işlem prosesi anlatılmaktadır. Bölüm 4.4’de sertlik testi çalışmaları, Bölüm 4.5’de ise sıcak çekme deney numunelerinin hazırlanması anlatılmaktadır. Bölüm 4.6’da çekme deneylerinin gerçekleştirilmesi açıklanmaktadır. Bölüm 4.7’de mikroyapı inceleme çalışmaları anlatılırken, Bölüm 4.8’de taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile yapılan kırık yüzey incelemeleri açıklanmaktadır. Çekme deneyleri, SEM çalışmaları ve EDS analizleri Karabük Üniversitesi, Demir Çelik Enstitüsü, MARGEM Laboratuvarlarında gerçekleştirilmiştir. Sertlik deneyi ve optik mikroskop incelemeleri ise Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği Bölümü Malzeme Laboratuvarlarında yapılmıştır.

4.2. DENEYSEL ÇALIŞMALARDA KULLANILAN MALZEME

Deneysel çalışmalarda Çizelge 4.1’de kimyasal kompozisyonu verilen AISI H10 kalite sıcak iş takım çeliği kullanılmıştır. 4 adet AISI H10 çeliği Ø20 mm çapında ve 100 mm uzunluğunda ticari olarak temin edilmiştir. Temin edilen bu çelikten ana malzeme, suda soğutma ve temperleme işlemlerinde kullanılmak üzere 70 mm uzunluğunda 48 adet numune kesilmiştir.

Çizelge 4.1. Ana malzemenin kimyasal bileşimi.

Kimyasal Bileşim								
Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
Ağırlıkça (%)	0,031	0,25	0,30	0,017	<0,001	3,19	2,73	0,50

4.3. ISIL İŞLEM PROSESLERİ

Isıl işlem prosesleri Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği, Mekanik Test laboratuvarında bulunan 1600 °C sıcaklık kapasitesine sahip Protherm marka ısıl işlem fırınında gerçekleştirilmiştir. Ön çalışma aşamasında malzemenin endüstriyel kullanım sertliğine ulaşması ve mikroyapısal değişimin incelenmesi için ısıl işlem uygulamasında farklı parametreler kullanılmıştır.

Çizelge 6.2’de ön çalışmada uygulanan ısıl işlem parametreleri verilmiştir. Numuneler östenit bölgesi sıcaklığı olan 1050 °C’de 1 saat östenitleme işleminden sonra suda soğutulmuştur. Ardından 550 °C’de farklı sürelerde temperlenmiştir. Farklı tavlama süreleri sonrasında malzemenin sertlik ve mikroyapısal değişikliği göz önüne alınarak optimum parametre değeri olarak 2 saat temperleme süresi seçilmiştir.

Çizelge 4.2. Ön çalışmada uygulanan ısıtım işlem parametreleri.

Östenitleme Sıcaklığı (°C)	Östenitleme Süresi (d)	Temperleme Sıcaklığı (°C)	Temperleme Süresi
1050	60	550	10 dk.
			20 dk.
			30 dk.
			40 dk.
			1 sa.
			2 sa.
			3 sa.
			5 sa.
			7 sa.
			9 sa.
			11 sa.
			15 sa.

4.4. SERTLİK TESTİ

Ana malzeme, suda soğutulan ve suda soğutma işleminden sonra temperlenen numunelerin mikro sertlik ölçümleri Shimadzu marka sertlik cihazında yapılmıştır. Sertlik ölçümleri HV 1 (1000 g) yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Her numuneden 5 adet sertlik ölçümü yapıldıktan sonra ortalama değer bulunarak mikro sertlik değeri belirlenmiştir. Şekil 4.1 sertlik ölçümünün yapıldığı cihazı göstermektedir.



Şekil 4.1. Sertlik ölçümünde kullanılan Shimadzu marka sertlik cihazı.

4.5. SICAK ÇEKME DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANMASI

Sıcak çekme deney numuneleri TS EN ISO 6892-2 normlarına göre hazırlanmıştır. Bu amaçla Ø20 mm çapında ve 70 mm uzunluğunda kesilen numuneler torna tezgahında sırasıyla alın tornalama, hassas boyuna işleme ve dış çekme işlemlerinden sonra 30 mm çekme uzunluğunda ve 5 mm çapında standartlara uygun hale getirilmiştir.

Ana malzeme, 1050 °C'de 1 saat tavlandıktan sonra suda soğutma ve suda soğutma işleminden sonra 550 °C'de 2 saat temperleme şartlarının her biri için sıcak çekme testi 25 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C ve 700 °C'de yapılmıştır. 8 farklı sıcaklık için 16 adet olmak üzere toplamda 48 adet deney numunesi hazırlanmıştır. Şekil 4.2'de standartlara uygun olarak hazırlanmış sıcak çekme deney numunesi gösterilmektedir.

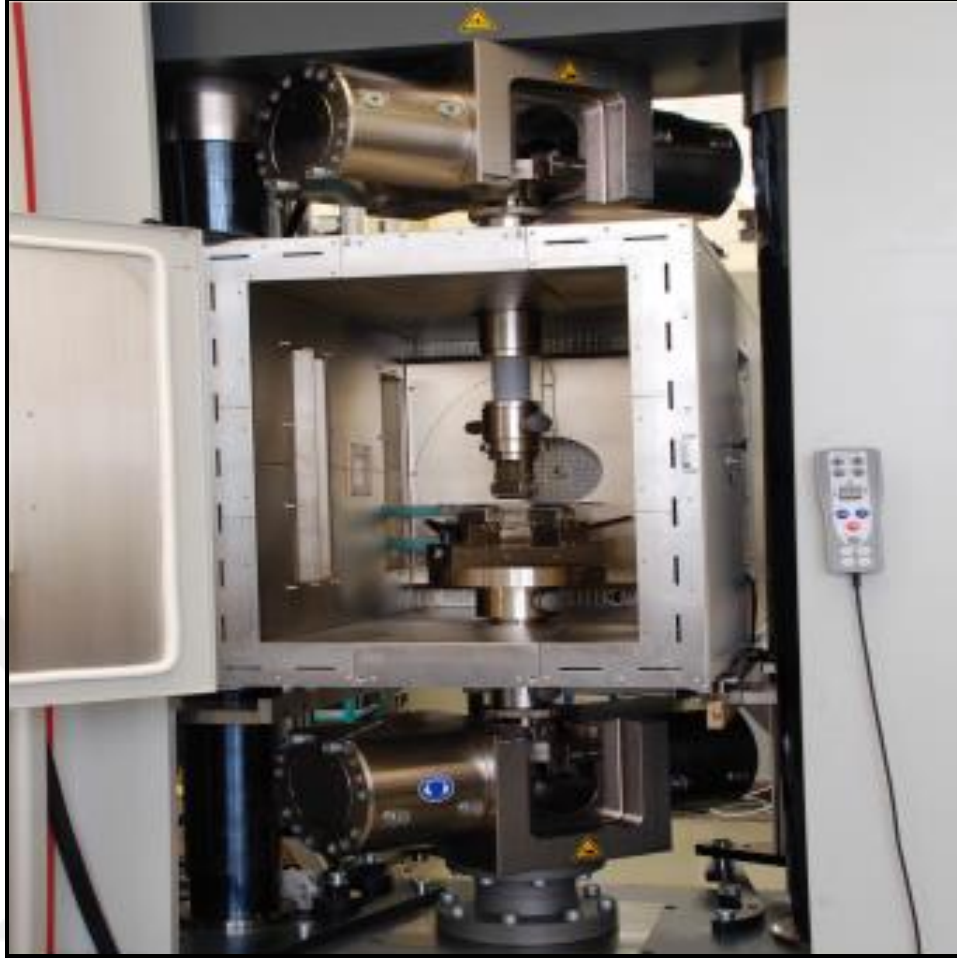


Şekil 4.2. Çekme deney numunesi.

4.6. ÇEKME DENEYLERİNİN GERÇEKLEŞTİRİLMESİ

Sıcak çekme deneyleri, Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü bünyesinde bulunan MTS (100 kN Servohidrolik Test Cihazı) marka test cihazı kullanılarak 25°C, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C ve 700 °C sıcaklıklarında, 1 mm/dak çekme hızında ($1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ deformasyon oranında) gerçekleştirilmiştir. Yukarıda belirtilen farklı sıcaklık değerlerinin her biri için ikişer adet numune kullanılarak çekme deneyi yapılmıştır.

Her test sonrası gerilme-gerinim diyagramları elde edilerek, bu diyagramlardan farklı sıcaklıklarda çekme testine tabi tutulan her numune için maksimum çekme dayanımı, akma dayanımı (% 0,2), yüzde uzama (%) ve pekleşme üsteli belirlenmiştir. Şekil 4.3'de sıcak çekme cihazı ve cihaz bünyesinde bulunan etüv fırını gösterilmiştir.



Şekil 4.3. Sıcak çekme test cihazı

4.7. MİKROYAPI İNCELEME ÇALIŞMALARI

Mikroyapı incelemeleri, X50-X1000 büyütme kapasitesine sahip Nikon Epihot marka, Clemex yazılımıyla desteklenen optik mikroskop kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Her numunenin farklı bölgelerinden değişik büyütmelerde görüntüler alınarak mikroyapıda meydana gelen değişiklikler incelenmiştir. Metalografik incelemelerde kullanılan numuneler $\text{Ø}20$ mm çapında 5 mm et kalınlığında kesilerek sırasıyla 240, 400, 600, 800, 1000, 1200 meshlik su zımparasıyla yüzeydeki pürüzler yok edilinceye kadar zımparalanmıştır. Bu yüzeyler sırasıyla 3 μm ve 1 μm elmas pasta ile parlatılarak dağlama işlemine hazır hale getirilmiştir.

Metalografik incelemelerde parlatılarak dağlamaya hazır hale getirilen numuneler methanol içerisine % 3 nitrik asit konularak elde edilen Nital çözeltisinde dağlanmıştır. Dağlama işlemi numunelerin Nital özeltisi içerisinde 15-20 sn bekletilmesiyle gerçekleştirilmiştir. İşlem sonrası dağlanan yüzeyler methanolla temizlenip kurutulduktan sonra optik mikroskopta incelemeye hazır hale getirilmiştir.

4.8. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) KIRIK YÜZEY İNCELEMELERİ

Çekme numunelerinin kırık yüzey incelemesi Karabük Üniversitesi Demir elik Enstitüsü'nde bulunan CARL ZEISS ULTRA PLUS GEMINI FESEM marka tarama elektron mikroskobu kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

25 °C, 200 °C, 400 °C ve 700 °C'de çekme testi uygulanan ana numune, su verilmiş ve temperlenmiş numunelerin kırık yüzey ve mikroyapı görüntüleri alınarak dinamik deformasyon yaşlanmasının AISI H10 takım çeliğinin kırılma davranışını ve mikroyapısını nasıl etkilediği incelenmiştir. Kırık yüzey incelemelerinin gerçekleştirildiği tarama elektron mikroskobu Şekil 4.4'de gösterilmektedir.



Şekil 4.4. Tarama elektron mikroskobu.

BÖLÜM 5

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

5.1. GİRİŞ

Bu bölüm, dinamik olarak yaşlandırılmış AISI H10 sıcak iş takım çeliğinden elde edilen deneysel sonuçları ve bu sonuçların değerlendirilmesini içermektedir. Bölüm 5.2'de ön çalışma sonuçları verilerek değerlendirilmesi yapılmıştır. Bölüm 5.3'de ana malzemenin, 1050 °C'de 1 saat tavlandıktan sonra suda soğutulan numunelerin ve suda soğutma işlemi sonrası 550 °C'de farklı zaman aralıklarında temperlenen numunelerin çekme test sonuçları verilerek değerlendirilmiştir. Çeliklere ait tarama elektron mikroskop (SEM) incelemeleri ve değerlendirilmesi bölüm 5.4'de yapılmıştır.

5.2. ÖN ÇALIŞMA SONUÇLARI VE TARTIŞILMASI

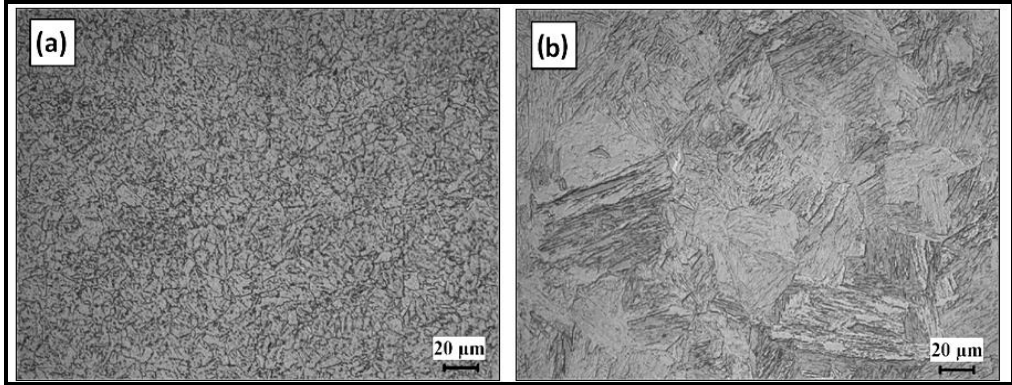
AISI H10 sıcak iş takım çeliğinin mikroyapı ve mekanik özellikleri, temin edildiği şekliyle (ana malzeme), 1050 °C'de 1 saat östenitleme işlemi yapıldıktan sonra suda soğutma ve suda soğutulduktan sonra 550 °C'de farklı zaman aralıklarında temperleme şartları için araştırılmıştır. Elde edilen sonuçlar bölüm 5.2.1 ve 5.2.2'de verilerek değerlendirilmiştir.

5.2.1. Ana Malzeme, Suda Soğutulan Numuneler ve Temperlenen Numuneler İçin Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi

Şekil 5.1 ana malzeme ve 1050 °C'de 1 saat östenitleme işlemi yapıldıktan sonra suda soğutulan numunelerin mikroyapı resimlerini göstermektedir. Şekil 5.1a'da verilen ana malzemenin mikroyapısı, ferrit matrisi içerisinde dağılmış olan alaşım karbürlerinden oluşmaktadır.

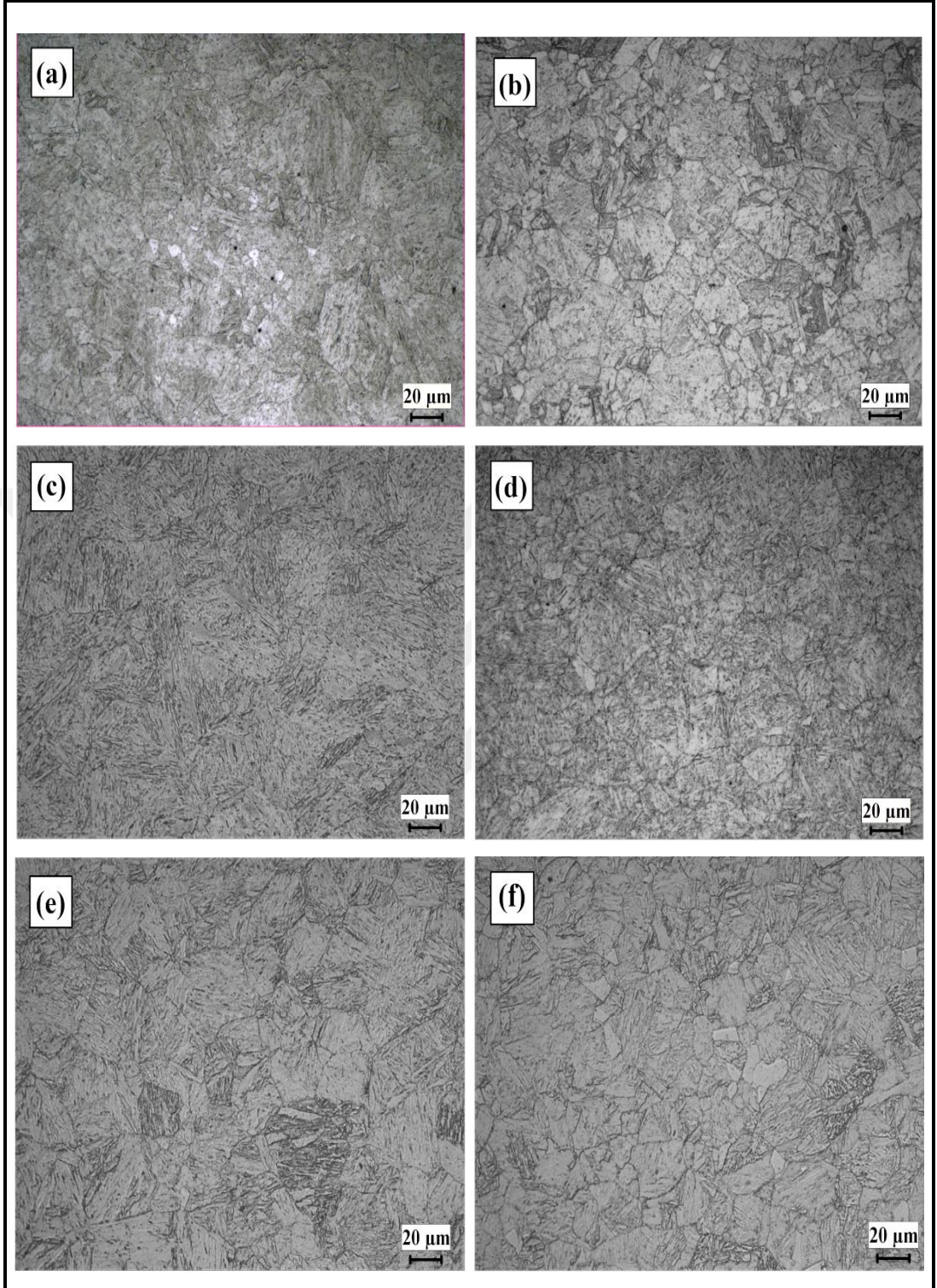
Suda soğutulmuş numunelerin mikroyapısı ise Şekil 5.2b’de görüldüğü gibi martenzit fazından meydana gelmiştir. Ayrıca, Şekil 5.2b detaylı olarak incelendiğinde martenzit fazı içerisinde dağılmış az miktarda küresel çökeltilerin olduğu görülmektedir.

Martenzitik yapı hızlı soğuma neticesinde difüzyonsuz dönüşüm ile oluşan çok sert ve gevrek bir yapıdır. Soğuma hızı artırılıp, belirli bir değerin üzerine çıkarıldığında karbon atomları difüzyon ile katı çözeltiden ayrılmak için yeterli zaman bulamazlar. Demir atomları bir miktar hareket etseler bile, karbon atomları çözelti içerisine hapsedildiklerinden kafes yapısı HMK yapıya dönüşemez ve farklı bir yapı oluşur. Hızlı soğuma sonucunda oluşan bu yapıya “martenzit” adı verilir. Martenzit, karbon ile aşırı doymuş hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıya sahip bir katı çözeltidir [60].



Şekil 5.1. (a) Ana malzemenin ve (b) 1050 °C’de 1 saat östenitlendikten sonra suda soğutulan numunenin mikroyapı resimleri.

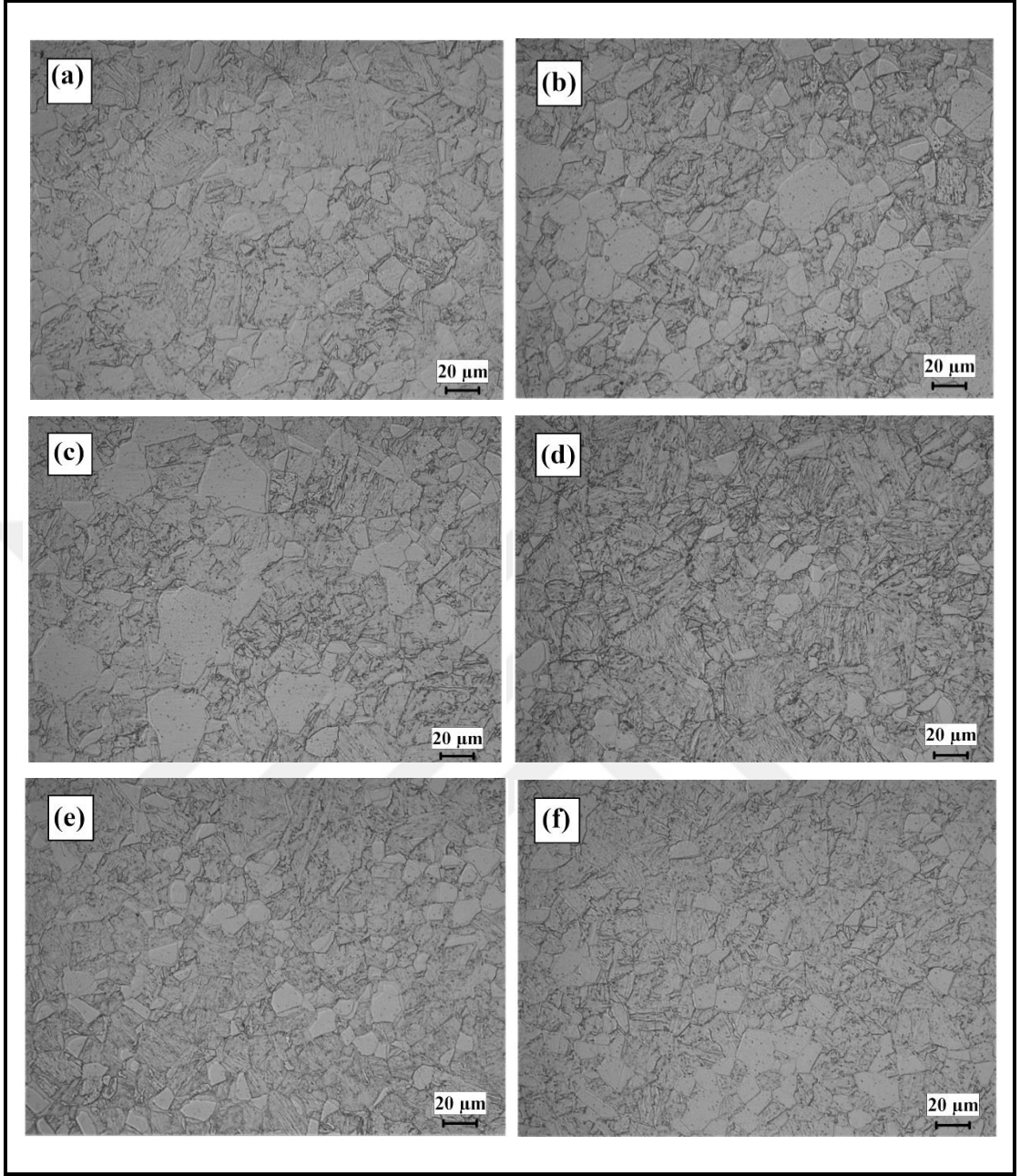
1050 °C’de 1 saat östenitlendikten sonra suda soğutulan ve ardından 550 °C’de 10 dakika, 20 dakika, 30 dakika, 40 dakika, 1 saat ve 2 saat temperlenen numunelerin mikroyapı resimleri sırasıyla Şekil 5.2a - Şekil 5.2f’de görülmektedir. Şekillerden görüldüğü gibi su verme işlemi sırasında oluşan martenzit 550 °C’de yapılan temperleme zamanının 10 dakikadan 2 saate çıkması ile tetragonal yapısını kaybederek M_6C (Mo_6C) ve $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$) tip karbürler ile düşük karbonlu martenzite dönüşmüştür. Bu karbürlerin çökmesi özellikle AISI H10 sıcak iş takım çeliklerinde sertliğin artmasına neden olmaktadır. Çökelen karbürler çok küçük olduklarından ancak elektron mikroskopunda görülebilir [50].



Şekil 5.2. 1050 °C’de 1 saat östenitlendikten sonra suda soğutulan ve ardından 550 °C’de (a) 10 dakika, (b) 20 dakika, (c) 30 dakika, (d) 40 dakika, (e) 1 saat ve (f) 2 saat temperlenen numunelerin mikroyapı resimleri.

1050 °C'de 1 saat östenitlendikten sonra suda soğutulan ve ardından 550 °C'de 3 saat, 5 saat, 7 saat, 9 saat, 11 saat ve 15 saat temperlenen numunelerin mikroyapı resimleri sırasıyla Şekil 5.3a - Şekil 5.3f'de görülmektedir. Şekillerden görüldüğü gibi 550 °C'de 10 dakika - 2 saat aralığında yapılan temperleme işlemi neticesinde oluşan M_6C (Mo_6C) ve $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$) çökeltileri temperleme süresinin 3 saat - 15 saat aralığına çıkması durumunda kabalaştığı görülmüştür. Bu durum çeliğin metalografik yapısında geniş ferrit alanlarının oluşmasına neden olmuştur [50].





Şekil 5.3. 1050 °C’de 1 saat östenitlendikten sonra suda soğutulan ve ardından 550 °C’de (a) 3 saat, (b) 5 saat, (c) 7 saat, (d) 9 saat, (e) 11 saat ve (f) 15 saat temperlenen numunelerin mikroyapı resimleri.

Optik mikroskop incelemeleri sonucunda ana malzemedeki, 1050 °C’de 1 saat östenitleme işlemi yapıldıktan sonra suda soğutulan numunelerde ve suda soğutma sonrası 550 °C’de 2 saat temperlenen numunelerde oluşan çökeltileri net olarak tespit etmek çok mümkün olmamıştır. Bu nedenle oluşan çökeltiler, SEM ve EDS analiz yöntemi kullanılarak analiz edilmiştir.

Oda sıcaklığında, 200 °C, 400 °C ve 700 °C’de dinamik yaşlanma sertleşmesi uygulanan numunelerden alınan SEM ve EDS analiz sonuçları bölüm 5.4’de verilerek detaylı bir şekilde tartışılmıştır.

5.2.2. Ana Malzeme, Suda Soğutulan Numuneler ve Temperlenen Numuneler için Sertlik Sonuçları ve Değerlendirilmesi.

Çizelge 5.1. ana malzeme, 1050 °C’de 1 saat östenitlendikten sonra suda soğutulan ve suda soğutma işlemi sonrası 550 °C’de farklı zaman aralıklarında tavlanan numunelerin sertlik değerlerini göstermektedir. Ana malzemenin sertlik değeri 202 Hv₁ iken su verilen numunenin sertlik değeri artarak 369 Hv₁ olarak ölçülmüştür. Bu durum su verilen numunelerde martenzit fazının oluşmasından kaynaklanmaktadır. Çeliklerde su verme işlemi ile elde edilen martenzitik yapı sert ve gevreklerdir. Ayrıca, martenzitik dönüşüm çelik içerisinde iç (kalıntı) gerilmelerin oluşmasına da yol açar [61].

550 °C’de yapılan temperleme süresinin 10 dakikadan 2 saate çıkması sertliğin kademeli olarak artmasına neden olmuştur. En yüksek sertlik 2 saat temperlenen numunelerde 393 Hv₁ olarak elde edilmiştir. Sertliğin yüksek olması temperleme esnasında M₆C (Mo₆C) ve M₂₃C₆ (Cr₂₃C₆) gibi karbürlerin çökmesinden kaynaklanmaktadır [62]. Bu karbürlerin çökmesi, özellikle AISI H10 sıcak iş takım çeliklerin sertliğinde artışa neden olmuştur.

550 °C’de yapılan temperleme süresinin 2 saatten 15 saate çıkması sertliğin kademeli olarak düşmesine neden olmuştur. Temperleme işlemi ile martenzitik yapıya enerji verildiğinde karbon karbür olarak çöker, demir ise hacim merkezli kübik yapıya dönüşür. Temperleme sıcaklığı arttıkça veya sabit sıcaklıkta temperleme süresi arttıkça karbonun difüzyon hızı artar ve M₆C (Mo₆C) ve M₂₃C₆ (Cr₂₃C₆) gibi karbürler hızla büyüyerek birleşirler. Kabalaşan karbürler dislokasyonların hareketini engelleyemez ve bunun sonucunda sertlik düşer [62]. 550 °C’de 15 saat temperlenen numunelerin en düşük sertlik değerine sahip olması kabalaşmış karbürlerin bu numunelerde bulunmasından kaynaklanmaktadır.

Çizelge 5.1. Ana malzeme, 1050 °C’de 1 saat östenitlendikten sonra suda soğutulan ve suda soğutma işlemi sonrası 550 °C’de farklı zaman aralıklarında tavlanan numunelerin sertlik değerleri.

Zaman	Sertlik (Hv ₁)
Ana malzeme	202
Su verilen	369
10 dk.	384
20 dk.	389
30 dk.	385
40 dk.	380
1 sa.	384
2 sa.	393
3 sa.	348
5 sa.	330
7 sa.	325
9 sa.	310
11 sa.	305
15 sa.	290

Ön çalışmadan elde edilen sonuçlar değerlendirildiğinde en yüksek sertlik değeri 550 °C’de 2 saat temperlenen numunelerde elde edilmiştir. Çalışmanın bundan sonraki kısmında ana malzemenin, 1050 °C’de 1 saat östenitlendikten sonra suda soğutulan numunelerin ve 550 °C’de 2 saat temperlenen numunelerin 25 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C ve 700 °C sıcaklıklarda yapılan sıcak çekme testi sonuçları ve bu numunelerin detaylı SEM inceleme sonuçları verilerek tartışılacaktır.

5.3. ANA MALZEME, SUDA SOĞUTULAN NUMUNELER VE TEMPERLENEN NUMUNELER İÇİN ÇEKME DENEY SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Bu bölümde, ana malzeme, 1050 °C'de 1 saat östenitlendikten sonra suda soğutulan numunelerin ve suda soğutma sonrası 550 °C'de 2 saat temperlenen numunelerin 8 farklı sıcaklıkta (25 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C ve 700 °C) gerçekleştirilen çekme deneyi sonuçları yer almaktadır. Çekme deneyleri 1 mm/dak hızında ($1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ deformasyon oranında) gerçekleştirilmiştir. Her test sonrası gerilme-gerinim diyagramları elde edilerek, bu diyagramlardan farklı sıcaklıklarda çekme testine tabi tutulan her numune için maksimum çekme dayanımı, akma dayanımı (% 0,2), yüzde uzama (%) ve çalışma sertleşmesi oranı belirlenmiştir. Bölüm 5.3.1'de ana malzeme, bölüm 5.3.2'de suda soğutulmuş ve bölüm 5.3.3'de temperlenmiş numunelerin sıcak çekme testi sonuçları yer alırken bölüm 5.3.4'de ana malzeme, suda soğutulan ve temperlenen numunelerin sıcak çekme test sonuçları karşılaştırmalı olarak tartışılmıştır.

5.3.1. Ana Malzemenin Çekme Testi Sonuçları ve Değerlendirilmesi

Çizelge 5.2'de farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan AISI H10 sıcak iş takım çeliğinin temin edildiği şekliyle (ana malzeme) elde edilen maksimum çekme dayanımı, % 0,2 akma dayanımı ve % uzama değerleri verilmiştir. Test sonuçlarına göre çeliğin maksimum çekme dayanımı ve % 0,2 akma dayanımı sırasıyla 646 MPa ve 451 MPa'dır. Test sıcaklığının 100 °C'den 400 °C'ye yükselmesiyle birlikte çekme dayanımı ve akma dayanımı sırasıyla 522 MPa ve 408 MPa olmuştur. Sıcaklık artışıyla beraber dayanım değerinde az miktarda düşüş gerçekleşmiştir. Test sıcaklığının 400 °C'nin üzerine çıkması çeliğin dayanımında önemli bir düşüşe neden olmuştur. Ayrıca, 100-400 °C test sıcaklık aralığında malzemenin yüzde uzama değerinde sürekli bir azalma meydana gelmiştir. Test sıcaklığının 500 °C, 600 °C ve 700 °C'ye çıkması malzemenin % uzama değerini arttırmıştır. Elde edilen verilere göre temin edildiği şekliyle (ana malzeme) test edilen H10 sıcak iş takım çeliğinin mekanik özellikleri 400 °C'nin üzerindeki test sıcaklıklarında önemli ölçüde düşmektedir.

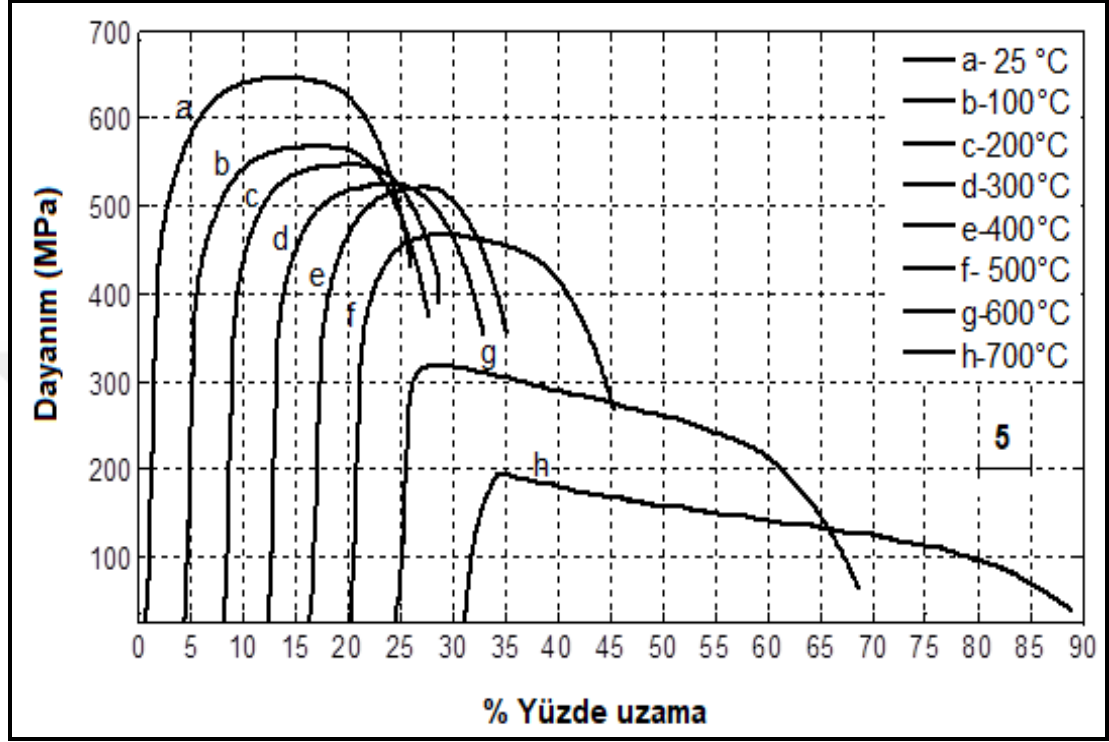
Çizelge 5.2. Ana malzemenin sıcak çekme test sonuçları.

Test Sıcaklığı (°C)	Maksimum Çekme Dayanımı (MPa)	% 0,2 Akma Dayanımı (MPa)	Yüzde Uzama (%)
25	646	451	24
100	569	426	22
200	548	397	20
300	525	388	20
400	522	408	17
500	468	363	24
600	319	239	44
700	195	132	58

Oda sıcaklığından 400 °C sıcaklık aralığında dayanımda meydana gelen minimum seviyedeki düşüş dinamik deformasyon yaşanmasından kaynaklanmaktadır. Arayer ve yeralan atomlarının veya çökeltilerin dislokasyonların hareketini engelleyerek 25-400 °C sıcaklık aralığında dayanım değerlerinin hızlı bir şekilde düşmesini engellemiştir. Çalışmadan elde edilen bu sonuç Gündüz and Cochrane'ın [63] yapmış olduğu çalışma ile paralellik göstermektedir. Yazarlar, farklı sıcaklıklarda test edilen vanadyum mikroyalaşım çeliğinin dayanım değerlerini ana malzeme, paslanmaz çelik tüp içerisinde soğutma ve havada soğutma şartları için araştırmışlardır. 100 °C test sıcaklığına kadar bütün numunelerin dayanım değerlerinde hızlı bir düşüş olduğunu, fakat 200 °C - 400 °C test sıcaklığı arasında yavaş bir düşüş gerçekleştiğini görmüşlerdir. Bu durumun arayer, yeralan atomlarının veya çökelti partiküllerinin dislokasyonların hareketini engellemesiyle yani dinamik yaşlanma sertleşmesinin oluşmasıyla gerçekleştiğini ifade etmişlerdir.

Şekil 5.4'de 25-700 °C sıcaklık aralığında ve $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 'lik bir deformasyon oranında test edilen ana malzemenin gerilme-uzama diyagramı verilmiştir. Dinamik deformasyon yaşanmasının en önemli göstergelerinden biri olan testere dişi davranışı gerilme-uzama eğrilerinde gözlenmemiştir. Ayrıca tüm test sıcaklıklarında belirgin bir akma noktası görülmemiştir. Testere dişi davranış arayer atomlarının dislokasyonlara difüzyon edip onların hareketlerini engellemesiyle oluşmaktadır [64,65]. Bu engelleme arayer atomlarının ve dislokasyonlarının sıcaklığın yüksek olmasından dolayı hareket halinde olması durumunda gerçekleşmektedir [66].

Fakat dinamik deformasyon yaşlanması, malzemelerde testere dışı davranış görülmeden de oluşabilir ve literatürde testere dışı davranış göstermeden oluşan dinamik deformasyon yaşlanması ile ilgili çalışmalar bulunmaktadır [39,67].



Şekil 5.4. Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan ana malzemenin gerilme-uzama diyagramları.

5.3.2. Suda Soğutulan Numunelerin Çekme Testi Sonuçları ve Değerlendirilmesi

1050 °C'de 1 saat östenitlenen ve ardından suda soğutulan numunelerin farklı sıcaklıklarda (25 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C ve 700 °C) test edildikten sonra elde edilen maksimum çekme dayanımı, % 0.2 akma dayanımı ve % uzama değerleri Çizelge 5.3'de verilmiştir. Suda soğutulmuş numunenin maksimum çekme dayanımı ve akma dayanımı (% 0,2) sırasıyla 2084 MPa ve 1676 MPa'dır. Numunenin suda soğutularak sertleştirilmesi sonucu mekanik özelliklerinde artış gözlenmiştir. Test sıcaklığının 100 °C'den 400 °C'ye artmasıyla birlikte çekme dayanımı ve akma dayanımında (% 0,2) az miktarda bir düşüş meydana gelerek sırasıyla 1687 MPa ve 1335 MPa değerleri seviyesine inmiştir. Sıcaklığın 400 °C'nin üzerine çıkmasıyla bu düşüşün artarak devam ettiği gözlenmiştir.

Test sıcaklığı 25- 400 °C aralığında % uzamada bir azalma meydana gelirken test sıcaklığının 500 °C, 600 °C ve 700 °C'ye çıkması ile % uzama değerlerinde sürekli bir artış gözlenmiştir.

Çizelge 5.3. Suda soğutulan numunelerin sıcak çekme test sonuçları.

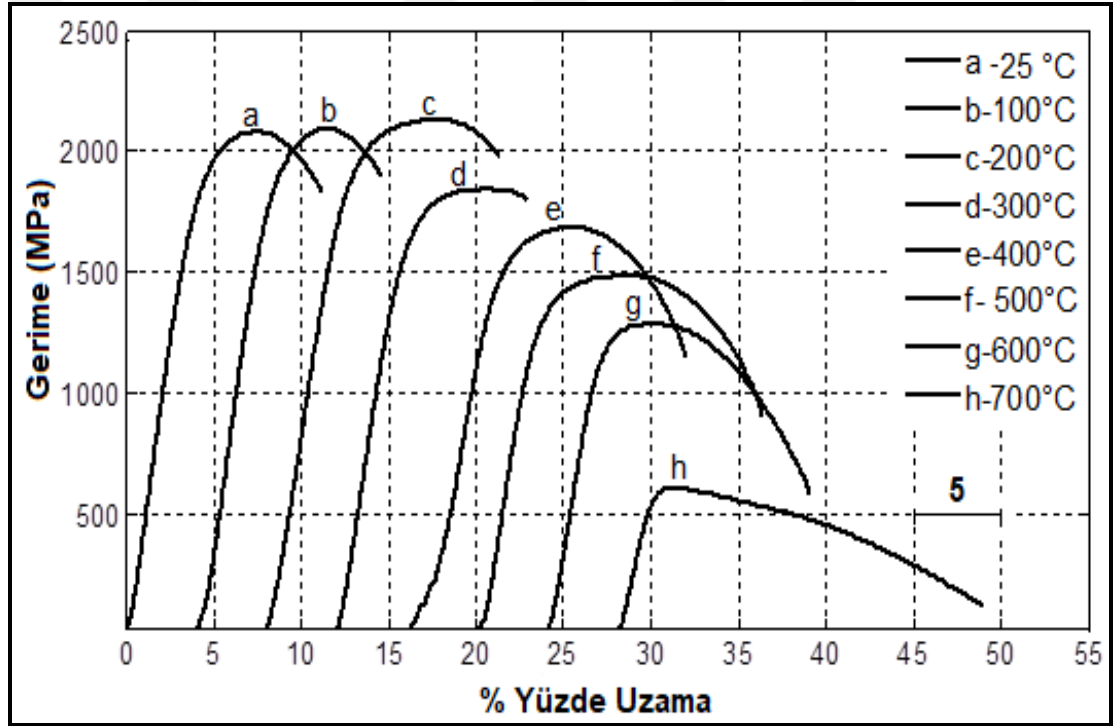
Test Sıcaklığı (°C)	Maksimum Çekme Dayanımı (MPa)	% 0,2 Akma Dayanımı (MPa)	Yüzde Uzama (%)
25	2084	1676	8
100	2094	1679	7
200	2130	1701	9
300	1847	1454	7
400	1687	1335	12
500	1488	1246	14
600	1289	1179	13
700	609	561	21

Suda soğutulmuş numunelerdeki dayanım değerlerinin 25 °C-400 °C test sıcaklığı aralığında minimum bir düşüş göstermesi ana malzemede olduğu gibi dinamik deformasyon yaşlanmasının bir sonucudur. Gupta ve ark. [68] yapmış oldukları çalışmada 3Cr-1Mo çeliğinin yüksek sıcaklıklarda mekanik özelliklerini araştırmışlardır. Çeliğin maksimum çekme dayanımının test sıcaklığının 350 °C'ye çıkması ile arttığını, fakat daha sonra sıcaklığın yükselmesine bağlı olarak düştüğünü görmüşlerdir. Ayrıca, şekil alabilirliğin 350-400 °C sıcaklık aralığında minimum değere ulaştığını daha sonra ise test sıcaklığının yükselmesine bağlı olarak arttığını ifade etmişlerdir. Yazarlar, 3Cr-1Mo çeliğinin mekanik özelliklerinde meydana gelen bu değişimin dinamik deformasyon yaşlanmasının bir sonucu olarak ortaya çıktığını belirtmişlerdir.

Şekil 5.5'de 25-700 °C sıcaklık aralığında 1 mm/dak çekme hızında ($1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ deformasyon oranında) test edilmiş suda soğutulan numunelerin gerilme-uzama diyagramları verilmiştir. Farklı sıcaklıklarda yapılan test sonuçları incelendiğinde gerilme-uzama diyagramlarının ana malzemeye benzer bir şekilde herhangi bir testere dışı davranış göstermediği tespit edilmiştir. 25-700 °C sıcaklık aralığında elde edilen diyagramlarda tıpkı ana malzemede olduğu gibi belirgin bir akma davranışı da görülmemiştir. 200 °C'de elde edilen diyagramda diğer eğrilere kıyasla bir dikleşme

mevcuttur bunun sonucu olarak bu sıcaklıkta çalışma sertleşmesinin arttığı söylenebilir.

Malzemelerde dinamik yaşlanma sertleşmesi sonucunda oluşan testere dişi davranışı sayısal olarak tespit etmek oldukça zordur. Bu durum özellikle birden fazla malzemenin karşılaştırılmasında zorluk çıkarmaktadır. Kishore ve ark. [69] sıcaklığa ve deformasyon oranına bağlı olarak meydana gelen testere dişi davranışın oluşmasını 9Cr-1Mo çeliğinde detaylı olarak araştırmışlardır. Elde ettikleri sonuçlarda testere dişi davranışın oluşmasında sıcaklık ve deformasyon oranının etkili olduğunu görmüşlerdir.



Şekil 5.5. Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan suda soğutulmuş numunelerin gerilme-uzama diyagramları.

5.3.3 Temperlenen Numunelerin Çekme Testi Sonuçları ve Değerlendirilmesi

1050 °C'de 1 saat östenitlendikten sonra suda soğutulan ve ardından 550 °C'de 2 saat temperlenen numunelerin farklı sıcaklıklarda (25 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C ve 700 °C) test edildikten sonra elde edilen maksimum çekme dayanımı, % 0,2 akma dayanımı ve % uzama değerleri Çizelge 5.4'de verilmiştir.

2 saat süre boyunca temperlenen numunelerin maksimum çekme dayanımı ve akma dayanımı (% 0,2) sırasıyla 1918 MPa ve 1588 MPa'dır. 100-400 °C test sıcaklığı aralığında ise numunelerin maksimum çekme dayanımında ve akma dayanımında (% 0,2) az miktarda bir düşüş meydana gelerek sırasıyla 1728 MPa and 1430 MPa değerleri seviyesine inmiştir.

Çizelge 5.4. Temperlenen numunelerin sıcak çekme test sonuçları

Test Sıcaklığı (°C)	Maksimum Çekme Dayanımı (MPa)	% 0.2 Akma Dayanımı (MPa)	Yüzde Uzama (%)
25	1918	1588	14
100	1843	1701	13
200	1723	1415	14
300	1739	1445	13
400	1728	1430	14
500	1638	1348	15
600	1420	1256	14
700	829	738	19

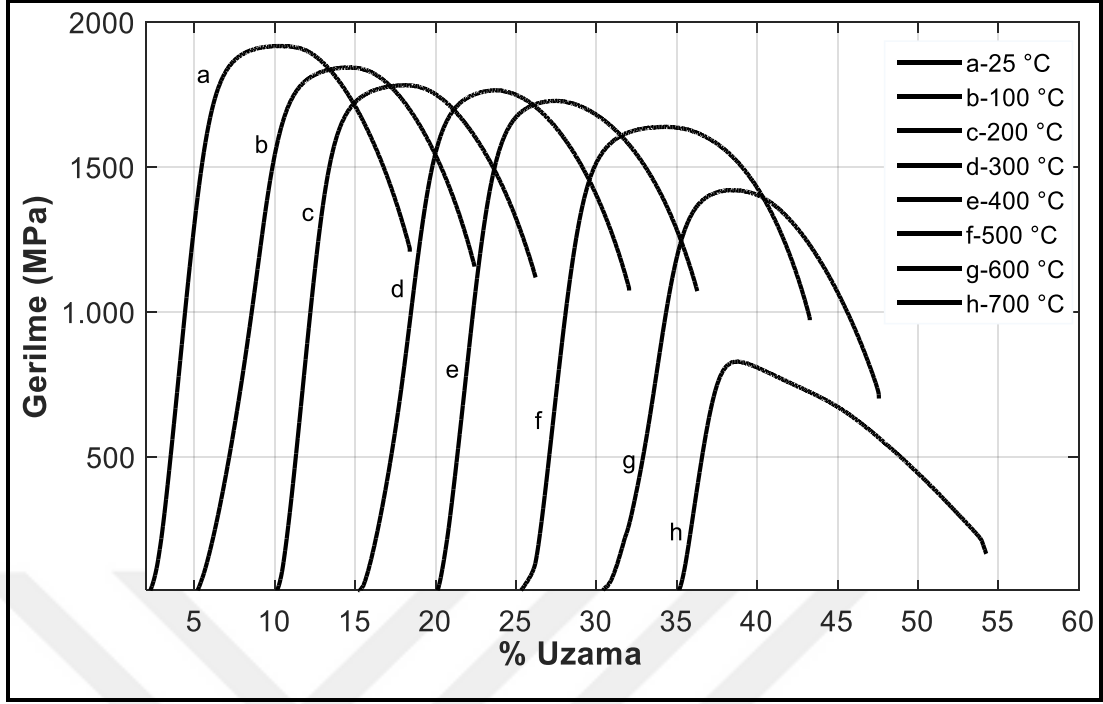
Ayrıca, test sıcaklığının 200 °C'den 300 °C'ye çıktığı durumda numunelerin maksimum çekme dayanımında ve % 0,2 akma dayanımında bir artış gerçekleşirken, 400-700 °C sıcaklık aralığında devamlı bir düşüşün olduğu görülmüştür. Numunelerin % uzama değeri 25-600 °C sıcaklık aralığında fazla bir değişim göstermezken, 600 °C sonrası sıcaklıkla beraber artış göstermiştir. Temperlenen numunelerin artan test sıcaklığına bağlı olarak özellikle 400 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda mekanik özelliklerindeki negative değişim ana malzeme ve suda soğutulmuş numunelere kıyasla daha düşük seviyelerdedir.

Dayanım değerlerinin 25-400 °C test sıcaklığı aralığında minimum bir düşüş göstermesi, ayrıca test sıcaklığının 200 °C'den 300 °C'ye çıktığında dayanım değerlerinin artması, ana malzeme ve suda soğutulan numunelerde olduğu gibi temperlenen numunelerde de dinamik deformasyon yaşanmasının oluştuğunu göstermektedir. Benzer sonuçlar Keller ve ark. [70] yapmış olduğu çalışmada da görülmektedir. Yazarlar çalışmalarında T91 martenzitik çeliğin dinamik deformasyon yaşanma davranışlarını farklı sıcaklık ve deformasyon oranlarında araştırmışlardır. T91 martenzitik çelikte dinamik deformasyon yaşanmasının bütün

deformasyon oranlarında ve 150-450 °C sıcaklık aralığında oluştuğunu göstermişlerdir.

Şekil 5.6'da 25-700 °C sıcaklık aralığında 1 mm/dak çekme hızında ($1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ deformasyon oranında) gerçekleştirilen temperlenmiş numunelerin gerilme-uzama diyagramları verilmiştir. Farklı sıcaklıklarda yapılan test sonuçları incelendiğinde gerilme-uzama diyagramlarının ana malzemeye ve suda soğutulmuş numunelere benzer bir şekilde herhangi bir testere dışı davranış göstermediği tespit edilmiştir. 25-700 °C sıcaklık aralığında elde edilen diyagramlarda tıpkı ana malzemede ve suda soğutulan numunelerde olduğu gibi belirgin bir akma davranışı gözlenmemiştir. 100 °C'de test edilen numunenin akma dayanımında gerçekleşen artış bu test sıcaklığında elde edilen diyagramda bir dikleşmeye sebep olmuştur.

Belirlenen bir deformasyon oranında ve sıcaklıkta çekme testi uygulanan bir malzeme dinamik deformasyon yaşlanmasına maruz kalarak gerilme-uzama diyagramı üzerinde testere dışı davranış gösterebilir. Çekme eğrisi üzerinde gerilmeye meydana gelen her düşme deformasyon bandlarının oluşumuna işaret etmektedir. Deformasyon bandlarının oluşması sıcaklık, deformasyon ve parçanın yüzey kalitesi gibi dış unsurlardan etkilenmekle birlikte alaşım bileşimi, alaşımın kristal yapısı, arayer ve yeralan atomlarının miktarı ve tane boyutu gibi iç unsurlardan da etkilenmektedir [71].



Şekil. 5.6. Farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan temperlenmiş numunelerin gerilme-uzama diyagramları.

5.3.4 Ana Malzeme, Suda Soğutulan Numuneler ve Temperlenen Numunelerin Çekme Test Sonuçlarının Karşılaştırmalı Olarak Değerlendirilmesi

Ana malzemenin (Çizelge 5.1), 1050 °C'de 1 saat östenitlendikten sonra suda soğutulan numunelerin (Çizelge 5.2) ve suda soğutulduktan sonra 550 °C'de 2 saat temperlenen numunelerin (Çizelge 5.3) çekme sonuçları birbiri ile kıyaslandığında suda soğutulan ve temperlenen numunelerin, ana malzemeye göre dinamik deformasyon yaşanmasına daha duyarlı olduğu görülmüştür. 25-700 °C sıcaklık aralığında yapılan çekme testinde, suda soğutulmuş ve temperlenmiş numunelerin akma dayanımları (% 0,2) ve maksimum çekme dayanımları daha yüksek değerler göstermesine karşın, % uzama değerleri ana malzemeye kıyasla daha düşük değerlerde kalmıştır. Ayrıca 25-400 °C test sıcaklığı aralığında, ana malzemenin, suda soğutulan numunelerin ve temperlenen numunelerin dayanım değerlerinde minimum bir düşüş görülmesi dinamik deformasyon yaşanmasının H10 sıcak iş takım çeliğinde oluştuğunu göstermektedir.

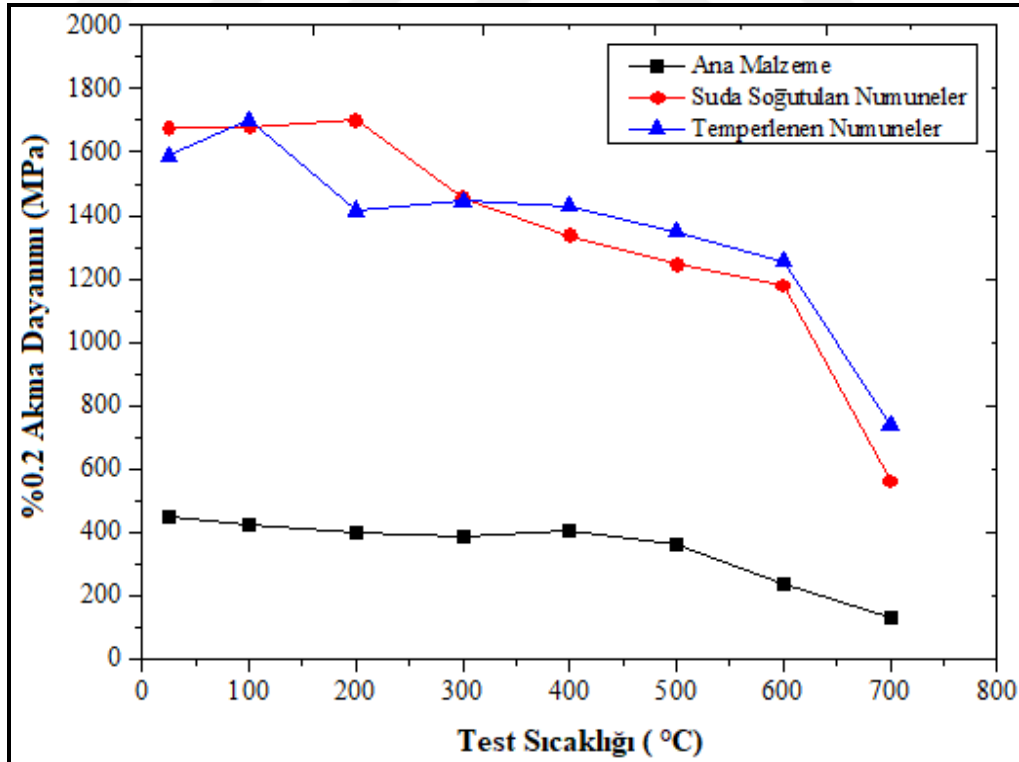
Dinamik deformasyon yaşlanmasına bağlı olarak H10 sıcak iş takım çeliğinin mekanik özelliklerinde meydana gelen bu değişiklikler düşük karbonlu alaşımsız ve alaşımlı çeliklerle benzerlik göstermektedir. Düşük karbonlu alaşımsız ve alaşımlı çeliklerde yapılan çalışmalarda dinamik deformasyon yaşlanma sertleşmesinin olduğu 100-400 °C sıcaklık aralığında oda sıcaklığına göre daha yüksek oranda dislokasyon yoğunluğunun olduğu görülmüştür. Bu sıcaklık aralığında akma ve maksimum çekme dayanımında görülen artış dislokasyon yoğunluğuna bağlı olarak oluşan çalışma sertleşmesine bağlanmıştır [72].

Dinamik deformasyon yaşlanma davranışında, arayer atomlarının dislokasyonlara difüzyonu, deformasyon ile aynı anda gerçekleşir. Bu nedenle dinamik deformasyon yaşlanmasının sıcaklık aralığı statik deformasyon yaşlanması sıcaklığının üstündedir, çünkü N ve C'nin hızlı difüzyonu için sıcaklık artışı gereklidir. Arayer atomları ve dislokasyonlar arasındaki etkileşim sonucu malzemenin çekme dayanımı ve çalışma sertleşmesi artarken sünekliğinde düşüş ve gerilme-uzama eğrisinde testere dişi bir davranış görülmektedir.

Dinamik deformasyon yaşlanması sergileyen çeliklerde çalışma sertleşmesinin ve çekme mukavemetinin yüksek olması, dinamik deformasyon yaşlanması sergilemeyen normal çeliklere göre dislokasyon yoğunluğunun daha fazla olmasından kaynaklanmaktadır. Yüksek dislokasyon yoğunluğu, dislokasyonların hareket edemediği durumda gerilmenin artırılması ve yeni dislokasyonların sürekli oluşması sonucunda meydana gelmektedir [73].

Şekil 5.7. ana malzemenin, suda soğutulan ve temperlenen numunelerin farklı test sıcaklıklarında elde edilen akma mukavemeti değerlerini (% 0,2) bir arada göstermektedir. Şekilde görüldüğü gibi, ana malzeme için test sıcaklığının yükselmesiyle akma dayanımında sürekli bir düşüş gözlenmiştir. Fakat bu düşüş 200-400 °C sıcaklık aralığında minimum seviyededir. 400 °C'de $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ deformasyon oranında yapılan test neticesinde ana malzemenin akma dayanımında, hafif bir artış görülmektedir.

Öte yandan, suda soğutulan numuneler için test sıcaklığının 25 °C'den 200 °C'ye yükselmesi ile akma dayanımında bir artış gözlenirken ardından sürekli bir düşüş mevcuttur. Martenzit yapısı oda sıcaklığında homojen durumda değildir, çünkü bu sıcaklıklarda C atomları martenzit yapısı içinde yayılabilir. Bu kararsızlık, martenzit yapısında ϵ -karbürlerin çökeldiği oda sıcaklığı ile 250 °C arasında artar. Çelik içerisinde Cr, Mo, V, W ve Ti gibi karbür oluşturan elementler yeterli oranda bulunursa sementit yerine bu elementlerin oluşturduğu karbürler çökeler. Bununla birlikte, çeliklerin ısıtılması sırasında karbürler 500-600 °C sıcaklığa kadar oluşmaz, çünkü bu sıcaklık altında alaşım elementleri yeterli derecede difüz edemediği için karbürlerin çekirdeklenmesi gerçekleşmez. Bu nedenle karbürlerin çekirdeklenme ve büyüme öncesi alaşım elementlerinin difüzyonu için daha yüksek sıcaklıklar gereklidir [7]. 50-200 °C sıcaklık aralığında su verilen numunelerinin akma dayanımının artması ϵ -karbürlerin çökmesinden kaynaklanmaktadır. Test sıcaklığının artmasıyla, alaşım karbürlerinin oluşmaması sonucu suda soğutulan numunelerin akma dayanımında hızlı bir düşüş meydana gelmiştir.

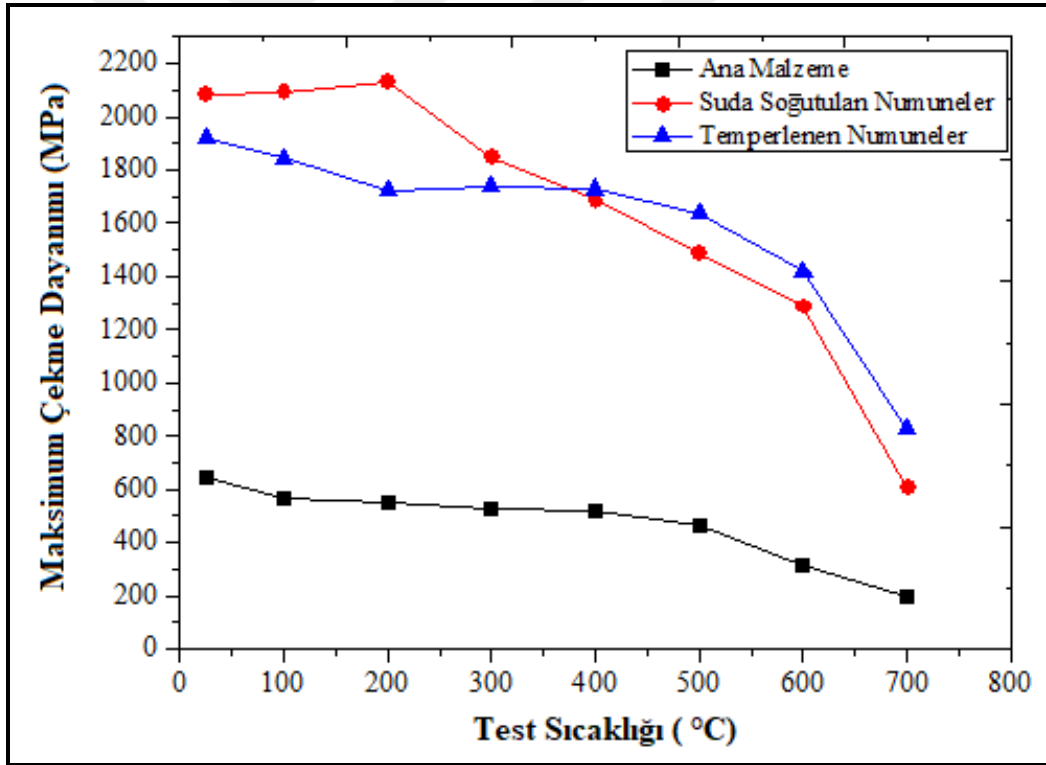


Şekil 5.7. Ana malzeme, suda soğutulan ve temperlenen numunelerin farklı test sıcaklıklarında elde edilen akma mukavemeti (% 0,2) değerleri.

Temperlenen numuneler, suda soğutulan numunelere benzer bir davranış sergilemekle birlikte akma dayanımı (% 0,2) 200 °C'de düşmüş ve daha sonra sıcaklığın 300 °C'ye çıkması ile bir artış göstermiştir. Test sıcaklığının 400-700 °C olması durumunda ise akma dayanımı (% 0,2) kademeli olarak düşmüştür. Suda soğutulan numunelere göre artan sıcaklıklara bağlı olarak dayanımdaki düşüş daha az oranlarda gerçekleşmiştir. Bu durum temperlenen numunelerde 300-700 °C test sıcaklığı aralığında Cr, Mo veya V karbonitrürlerin oluştuğunu ve çeliğin dayanımını su verilen numunelere göre daha yüksek tuttuğunu göstermektedir. Takım çeliklerinin mukavemeti, ağırlıklı olarak birincil ve ikincil tip karbürlerin oluşumu ve belirli düzeylerde katı eriyik sertleşmesinden etkilenmektedir [74]. Bu nedenle temperlenen numunelerin akma mukavemetindeki değişim ana malzeme ve suda soğutulan numunelere kıyasla artan sıcaklıkla beraber çok fazla olmamıştır.

Ana malzeme, suda soğutulan ve temperlenen numunelerin artan test sıcaklığına bağlı olarak maksimum çekme dayanımında meydana gelen değişim Şekil 5.8'de verilmiştir. $1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ deformasyon oranında test edilen ana malzemenin maksimum çekme dayanımı, sıcaklığının 25 °C'den 400 °C'ye artmasıyla sürekli olarak bir düşüş göstermiştir. Şekil 5.8'de verilen grafik üzerinde görüldüğü gibi 200-400 °C sıcaklık aralığında test edilen ana malzemede çekme dayanım değeri değişmeden bir düzleşme meydana gelmiştir. Bununla birlikte, suda soğutulan numunelerde, 25-200 °C sıcaklık aralığında maksimum çekme dayanımında bir artış görülmektedir. Test sıcaklığının 300-700 °C aralığında artış göstermesiyle maksimum çekme dayanımında sürekli olarak bir düşüş meydana gelmiştir. Bu çalışmadan elde edilen sonuçlar Muhamed ve ark.'larının [75] yapmış olduğu çalışmada elde edilen sonuçlar ile benzerlik göstermektedir. Yazarlar 316L östenitik paslanmaz çeliklerin dinamik yaşlanma davranışlarını ana malzeme ve kaynak edildiği şekliyle araştırmışlardır ve hazırladıkları numuneleri 25-800 °C aralığında sıcak çekme testine tabi tutmuşlardır. Dayanım değerlerinin 25-500 °C aralığında çok az oranda düştüğünü fakat 500 °C üzerinde yapılan çekme testinde dayanım değerlerindeki düşmenin hızlandığını görmüşlerdir.

Temperlenen numunelerde ise 25 °C'den 400 °C'ye kadar olan sıcaklık aralığında maksimum çekme eğrisinde bir düzleşme meydana gelmiştir. Malzemenin dayanım düşüşü ana malzeme ve suda soğutulan numunelere oranla minimal seviyelerdedir. Bu etki temperleme sonrası malzeme yapısında bulunan alaşım karbürleriyle doğru orantılı olsada dinamik deformasyon yaşanması bu dayanım direncine 100-400 °C sıcaklık aralığında katkı sağlamıştır. 400 °C üzeri test sıcaklığına çıktığında temperlenen numunelerin çekme dayanımdaki düşüşün suda soğutulan numunelere göre daha az olduğu görülmektedir. Bu durum temperlenen numunelerde 400-700 °C test sıcaklığı aralığında Cr, Mo veya V karbonitrürlerin oluştuğunu ve çeliğin çekme dayanımını su verilen numunelere göre daha yüksek tuttuğunu göstermektedir. M_6C (Mo_6C) ve $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$) gibi karbürlerin sıcak iş takım çeliklerinde oluşması bu çeliklerin yüksek sıcaklık dayanımını arttırmaktadır [3].

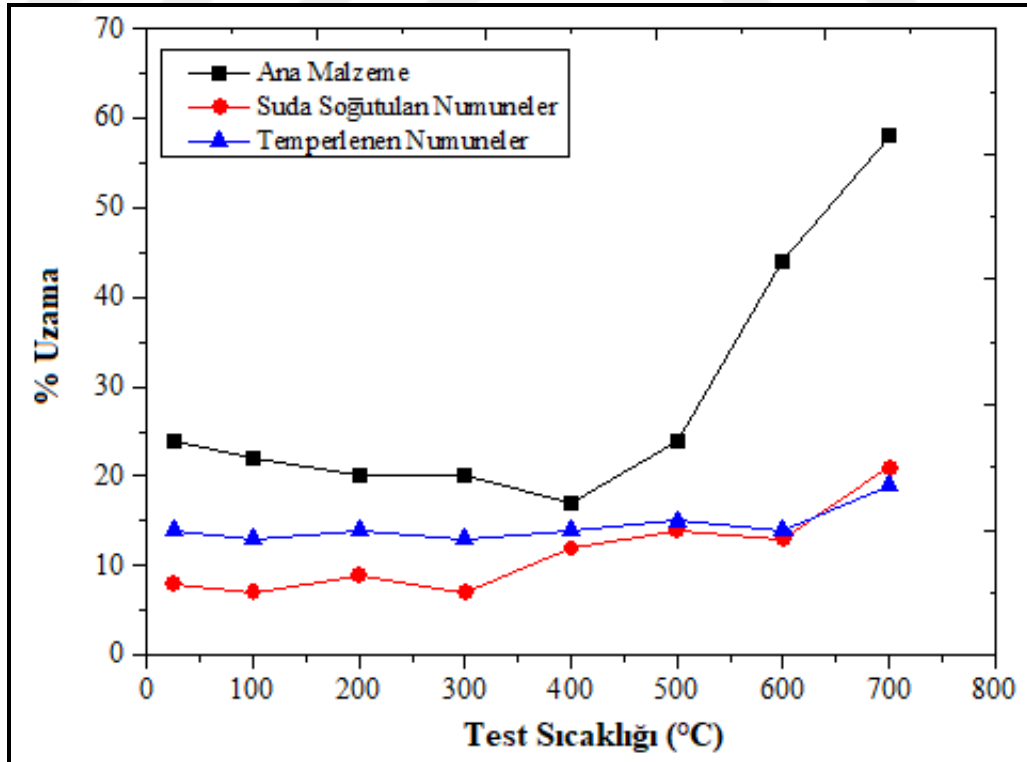


Şekil 5.8. Ana malzeme, suda soğutulan ve temperlenen numunelerin farklı test sıcaklıklarında elde edilen maksimum çekme mukavemeti değerleri.

Şekil 5.9. ana malzeme, suda soğutulan ve temperlenen numunelerin farklı test sıcaklıklarında elde edilen % uzama değerlerini bir arada göstermektedir. Şekilde görüldüğü gibi, ana malzeme için test sıcaklığının 400 °C'ye çıkması ile % uzama

değerinde sürekli bir düşüş gözlenmiştir. 500-700 °C sıcaklık aralığında yapılan çekme testi sonucunda % uzama değerinin hızlı bir artış gösterttiği tespit edilmiştir. Öte yandan, suda soğutulan numuneler ve temperlenen numuneler 25-300 °C sıcaklık aralığında test edildiğinde % uzama değerleri düşmüş olup test sıcaklığının 400-700 °C aralığına çıkması ile % uzama değerleri çok az oranda artmıştır. Suda soğutulan ve temperlenen numuneler bütün test sıcaklıklarında ana malzemeye göre daha düşük % uzama değerleri sergilerken suda soğutulan numuneler genel olarak bütün test sıcaklıkları için en düşük % uzama değeri göstermiştir.

Ana malzemenin, suda soğutulan numunelerin ve temperlenen numunelerin 200-400 °C sıcaklık aralığında düşük % uzama değerlerine sahip olması bu numunelerde dinamik yaşlanma sertleşmesinin oluştuğunu göstermektedir. Dinamik yaşlanma sertleşmesinde hareketli dislokasyonlar ile arayer/yer alan atomlarının etkileşimi dislokasyonların hareketini engellemiştir. Bu durum dinamik yaşlanma sertleşmesinin görüldüğü 200-400 °C sıcaklık aralığında % uzama değerlerini düşmesine neden olmuştur [76, 77].

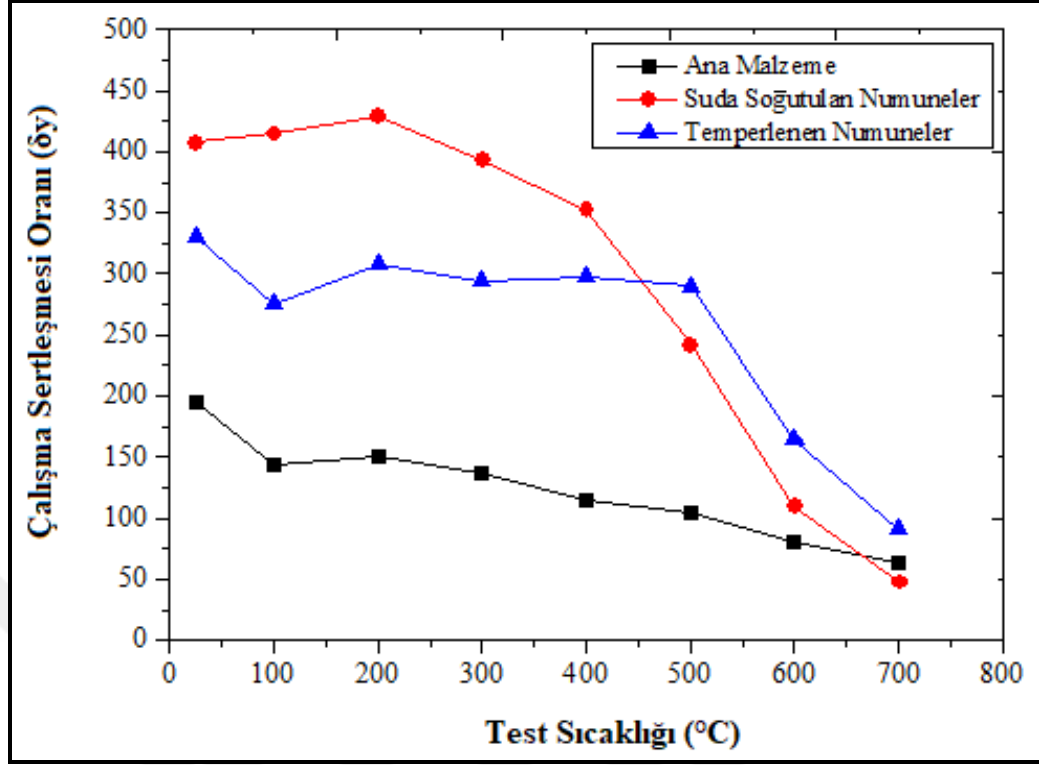


Şekil 5.9. Ana malzeme, suda soğutulan ve temperlenen numunelerin farklı test sıcaklıklarında elde edilen % uzama değerleri.

Ana malzemenin, suda soğutulan numunelerin ve temperlenen numunelerin çekme sonuçları değerlendirildiğinde suda soğutulan ve temperlenen numunelerin % 0,2 akma dayanım ve maksimum çekme dayanım değerleri 200 °C veya 300 °C sıcaklıklarda artarken % uzama değerleri ise düşmüştür. Bu durum dinamik deformasyon yaşanmasının suda soğutulan ve temperlenen numunelerde oluştuğunu göstermektedir. Bununla beraber ana malzemenin % 0,2 akma dayanım ve maksimum çekme dayanım değerleri aynı sıcaklıklarda düşme göstermiştir.

Bölüm 5.4.1’de tartışılan SEM sonuçları çekme sonuçlarını doğrulamaktadır. SEM sonuçlarına göre ana malzemenin ferrit fazı içerisinde yüksek oranda kaba alaşım karbürlere sahip olduğunu ve bunun sonucunda katı eriyik içerisinde serbest karbonun çok az oranda bulunduğunu göstermektedir. Literatürde çeliklerle ilgili yapılan çalışmalarda 100 °C test sıcaklığına kadar dayanımın düştüğü, test sıcaklığının 275-300 °C olduğu durumda dayanımdaki düşmenin dinamik yaşlanma sertleşmesinden dolayı çok azaldığı ifade edilmektedir. 300 °C üzerindeki sıcaklıklarda yapılan çekme testi sonucunda dayanım değerlerinde düşme görülmüştür [78, 79].

Ayrıca yapılan bu çalışmada, dinamik yaşlanma sertleşmesinin oluşup oluşmadığını anlayabilmek için ana malzemede, suda soğutulan numunelerde ve temperlenen numunelerde oluşan çalışma sertleşmesi oranı da (δy) hesaplanmıştır. δy değerinde artış dinamik yaşlanma sertleşmesinin oluştuğunu gösteren en önemli parametrelerden biridir. δy değeri, 25-700 °C sıcaklık aralığında test edilen bütün numunelerin maksimum çekme dayanımıyla % 0,2 akma dayanımı arasındaki farktır. Şekil 5.10, ana malzeme, suda soğutulan ve temperlenen numunelerin sıcaklığa bağlı olarak hesaplanan δy değerlerini göstermektedir.



Şekil 5.10. Ana malzeme, suda soğutulan ve temperlenen numunelerin farklı test sıcaklıklarında elde edilen çalışma sertleşmesi oranı (δy) değerleri.

Şekil. 5.10'da görüldüğü gibi suda soğutulan numunelerin δy değerleri sıcaklığın artmasıyla birlikte artmış ve 200 °C'de en yüksek değerine ulaşmıştır. Test sıcaklığının 300-700 °C sıcaklık aralığına çıkmasıyla δy değeri kademeli olarak düşmüştür. Ana malzeme ve temperlenen numunelerin δy değerleri oda sıcaklığına göre bir düşüş sergilemiştir. Suda soğutulan ve temperlenen numunelerin δy değerleri, bütün test sıcaklıkları için ana malzemeye göre daha yüksek bulunmuştur. Temperlenen numuneler ise 500-700 °C test sıcaklığı aralığında en yüksek δy değerine sahip olmuştur.

Ayrıca temperlenen numunelerin δy değerleri 200-400 °C test sıcaklığı aralığında düşmeden sabit bir değerde kalmıştır. Bu sonuçlar suda soğutulan ve temperlenen numunelerin ana malzemeye göre daha fazla oranda dinamik yaşlanma sertleşmesinden etkilendiğini göstermektedir. Gündüz [48] yapmış olduğu çalışmada niyobyum mikroalaşım çeliğinde dinamik yaşlanma sertleşmesi olayını ana malzeme, havada ve paslanmaz çelik tüp içerisinde soğutma şartları için incelemiştir. Bu amaçla, farklı şartlar için hazırlanan numuneler, 25-450 °C sıcaklık aralığında test

edilmiştir. Yapılan çalışma sonucunda 200-400 °C sıcaklık aralığında numunelerin çalışma sertleşmesi üstü (n) değerlerinde artış görülmüş olup bu sıcaklık aralığında dinamik yaşlanma sertleşmesinin oluştuğu ifade edilmiştir.

5.4. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOP (SEM) SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Bu bölümde, ana malzeme, 1050 °C'de 1 saat östenitlendikten sonra suda soğutulan numunelerin ve suda soğutma sonrası 550 °C'de 2 saat temperlenen numunelerin detaylı mikroyapı ve kırık yüzey analizleri 4 farklı test sıcaklığı için (25 °C, 200 °C, 400 °C ve 700 °C) SEM kullanılarak yapılmıştır. Elde edilen sonuçlar bölüm 5.4.1 ve 5.4.2'de verilerek değerlendirilmiştir.

5.4.1. Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) ile Mikroyapı İncelemeleri ve Değerlendirilmesi

Bu bölümde, farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanarak dinamik yaşlanma sertleşmesine maruz kalan numunelerden alınan mikroyapı resimleri incelenmiştir. Şekil 5.11, 12, 13, 14'de 25 °C, 200 °C, 400 °C ve 700 °C'de test edilen ana malzemenin SEM ile alınan mikroyapı resimleri görülmektedir.

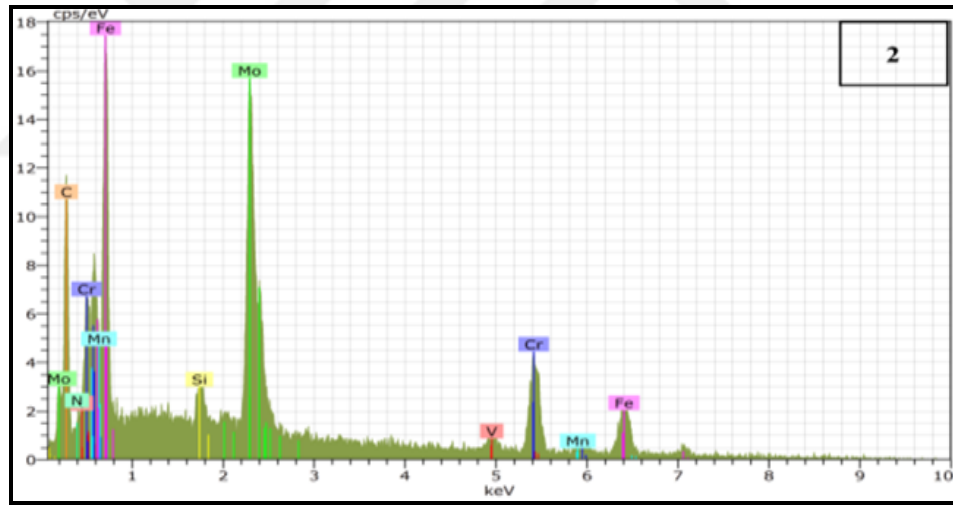
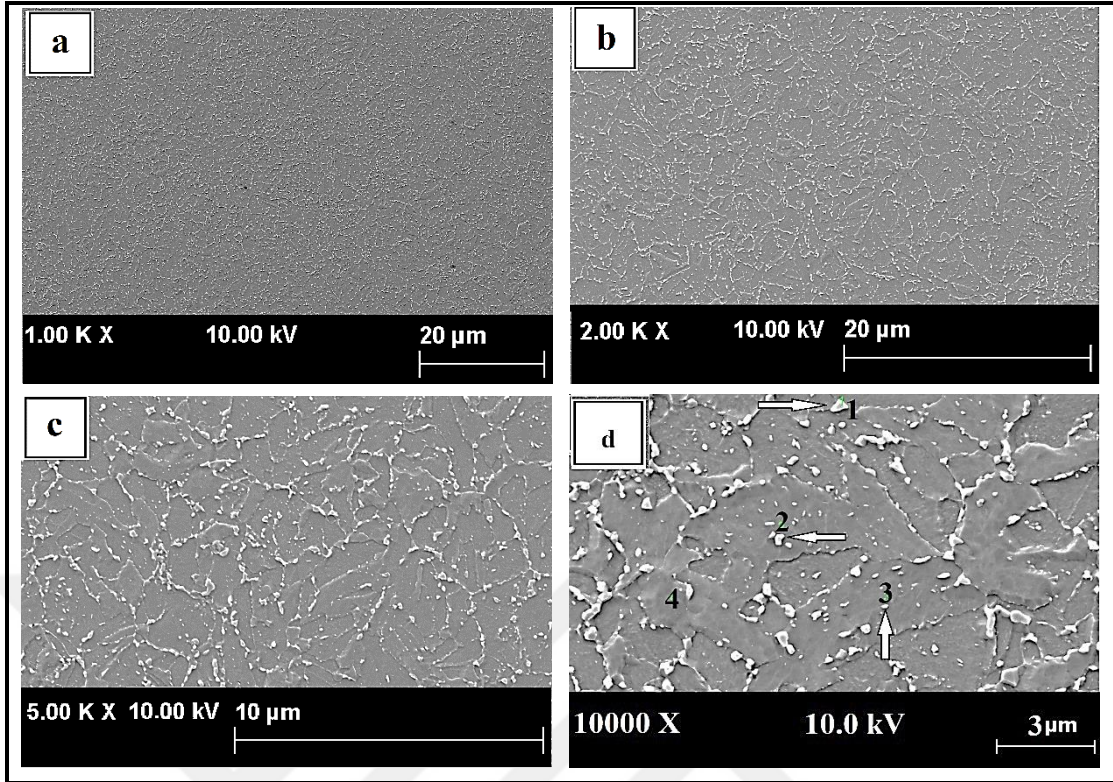
Şekil 5.11'de 25 °C'de test edilen numunenin mikroyapısı, ferrit matrisi içerisinde tane sınırları boyunca dağılmış olan alaşım karbürlerinden oluşmaktadır.

Test sıcaklığı 200 °C, 400 °C veya 700 °C'ye yükseltildiğinde karbür dağılımının daha homojen olduğu gözlenmiştir (Şekil 5.12, 13, 14). Bu karbürlerin, çeliklerin yüksek sıcaklık dayanımını arttırmada önemli bir rolü vardır [4]. Takım çelikleri genellikle tavlanmış şekilde endüstriyel kullanıma hazır hale getirilirler ve karbürler matris fazı içerisinde dağılmış halde bulunurlar. Şekil 5.11, 12, 13 ve 14'de kabayapılı açısall karbürlerin ve daha ince yapıll küresel karbürlerin ferrit matrisi boyunca dağılmış olduğu görülmektedir.

Ayrıca şekil 5.13'de 400 °C'de test edilen ana malzemenin farklı noktalarından (1-5) alınan EDS analiz sonuçları görülmektedir. 1 ve 3 numara ile işaretlenen noktalar Mo

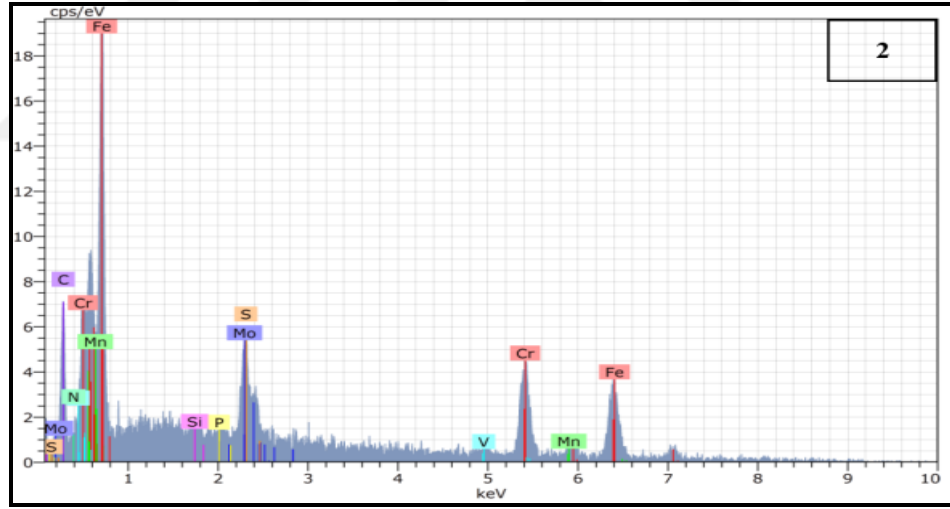
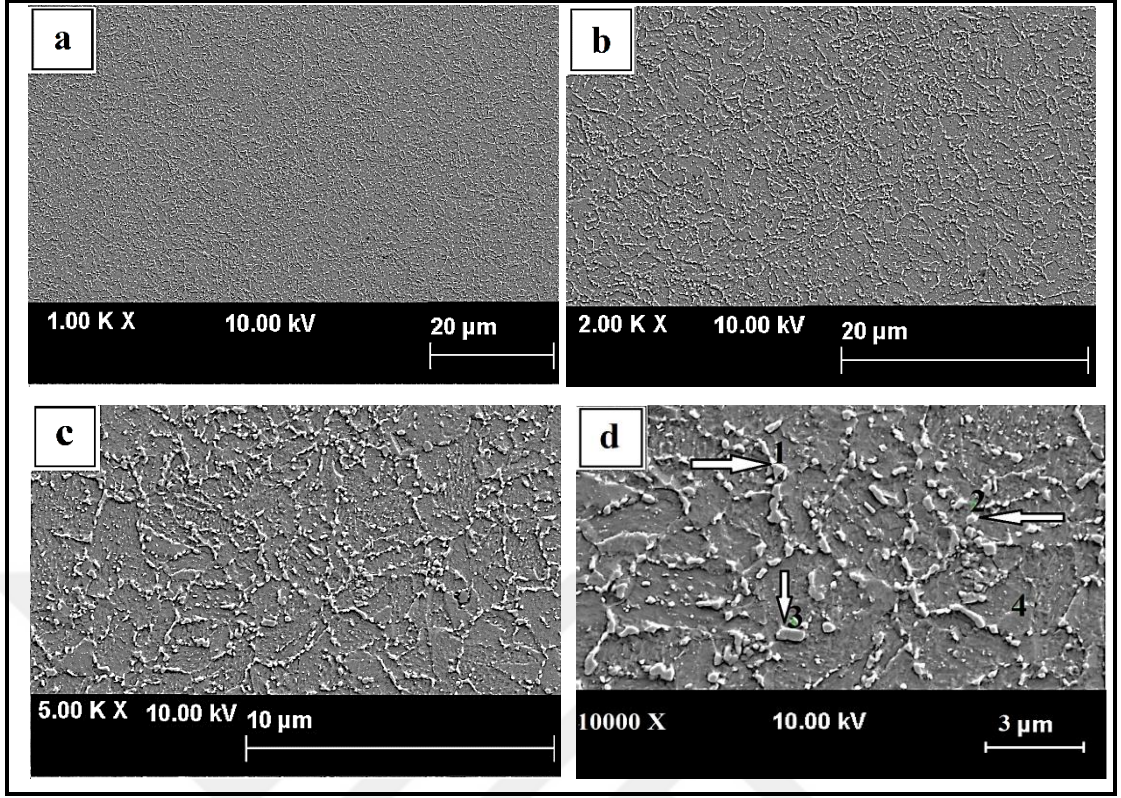
ve C içerirken, 4 ile işaretlenen noktada Cr ve C'nin varlığı tespit edilmiştir. Bahrami ve ark. gerçekleştirdiği çalışmada belirtildiği gibi H10 sıcak iş takım çeliğinde bu elementlerin varlığı, M_6C (Mo_6C) ve $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$) tip karbürlerin oluştuğunu ve 200-400 °C sıcaklık aralığında çeliğin yüksek sıcaklık dayanımına katkıda bulunduğunu göstermektedir [80]. Bu gibi karbür oluşturu elementler, arayer atomları ile etkileşime girerek dinamik deformasyon yaşanmasına neden olabilmektedir.





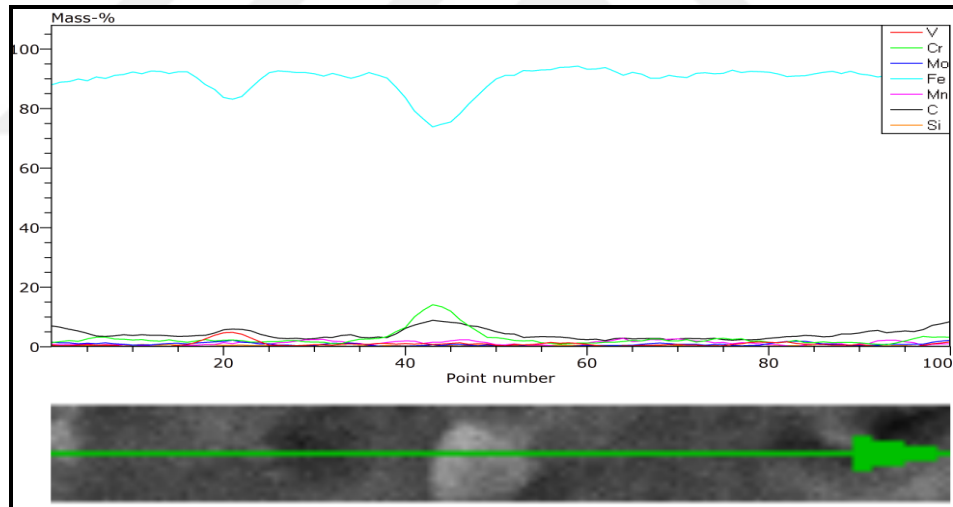
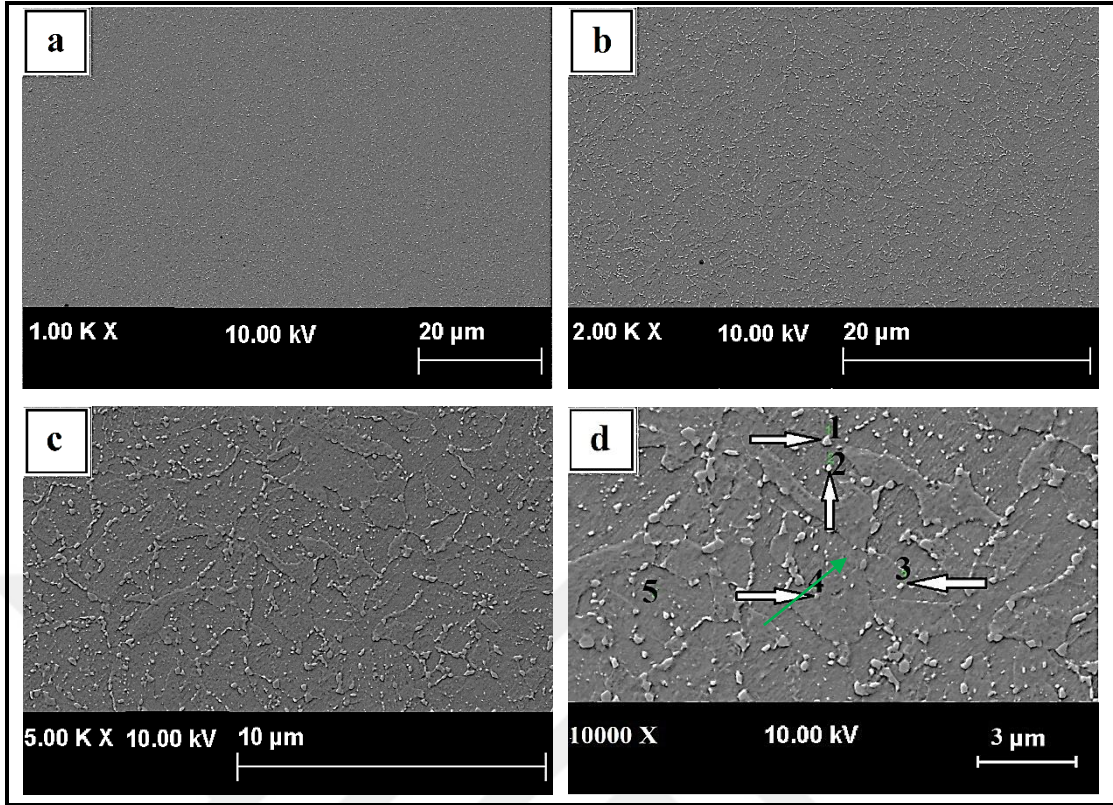
Mass percent (%)								
Spectrum	C	N	Si	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	8.79	0.95	1.47	1.39	7.83	0.00	41.01	38.57
2	12.59	1.51	0.83	2.89	25.29	0.00	35.19	21.70
3	13.40	2.27	1.65	1.49	3.64	0.49	47.71	29.36
4	3.53	0.81	0.17	0.54	2.37	0.00	91.82	0.76
Mean value:	9.58	1.38	1.03	1.58	9.78	0.12	53.93	22.60
Sigma:	4.51	0.66	0.67	0.97	10.60	0.25	25.77	16.11
Sigma mean:	2.25	0.33	0.34	0.49	5.30	0.12	12.89	8.05

Şekil 5.11. Oda sıcaklığında çekme testi uygulanan ana malzemeden alınmış farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi.



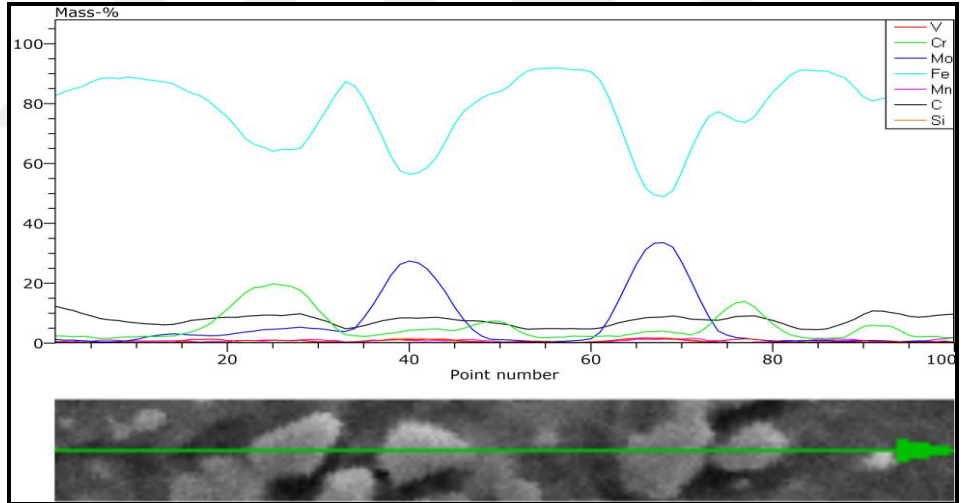
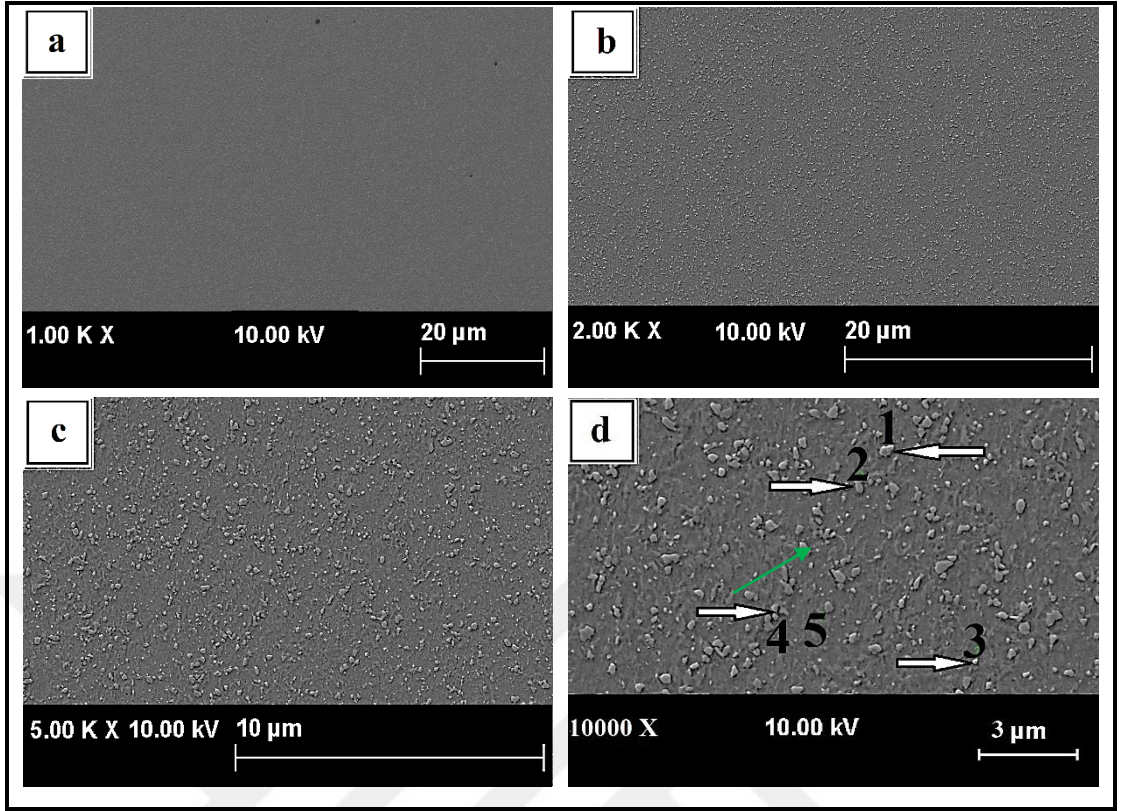
Mass percent (%)										
Spectrum	C	N	Si	P	S	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	8.21	1.67	1.42	0.00	0.29	0.91	2.74	0.24	57.98	26.53
2	10.65	1.92	1.84	0.00	1.40	0.87	6.18	0.24	43.00	33.90
3	7.71	0.70	0.22	0.00	0.15	1.19	26.86	0.50	55.60	7.06
4	2.39	0.92	0.27	0.00	0.28	0.41	1.48	0.00	94.24	0.00
Mean value:	7.24	1.30	0.94	0.00	0.53	0.85	9.32	0.25	62.71	16.87
Sigma:	3.48	0.59	0.82	0.00	0.58	0.32	11.86	0.21	22.03	15.96
Sigma mean:	1.74	0.29	0.41	0.00	0.29	0.16	5.93	0.10	11.01	7.98

Şekil 5.12. 200 °C’de çekme testi uygulanan ana malzemeden alınmış farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi.



Mass percent (%)								
Spectrum	C	N	Si	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	6.51	1.40	1.27	1.29	2.81	1.04	62.83	22.85
2	8.39	1.64	1.95	1.56	3.86	0.42	46.21	35.97
3	9.01	1.64	1.82	1.54	4.39	0.43	47.86	33.30
4	7.19	1.03	0.12	1.31	13.49	0.00	76.11	0.75
5	2.80	0.73	0.31	0.41	1.44	1.19	92.46	0.66
Mean value:	6.78	1.29	1.09	1.22	5.20	0.62	65.09	18.71
Sigma:	2.43	0.40	0.84	0.47	4.77	0.49	19.55	17.15
Sigma mean:	1.09	0.18	0.38	0.21	2.13	0.22	8.74	7.67

Şekil 5.13. 400 °C’de çekme testi uygulanan ana malzemeden alınmış farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri ve çizgi EDS analizi.



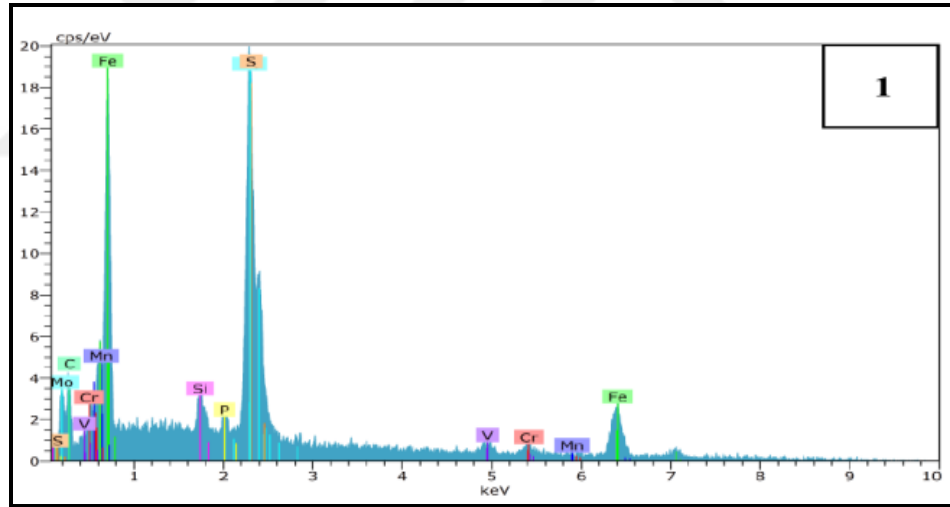
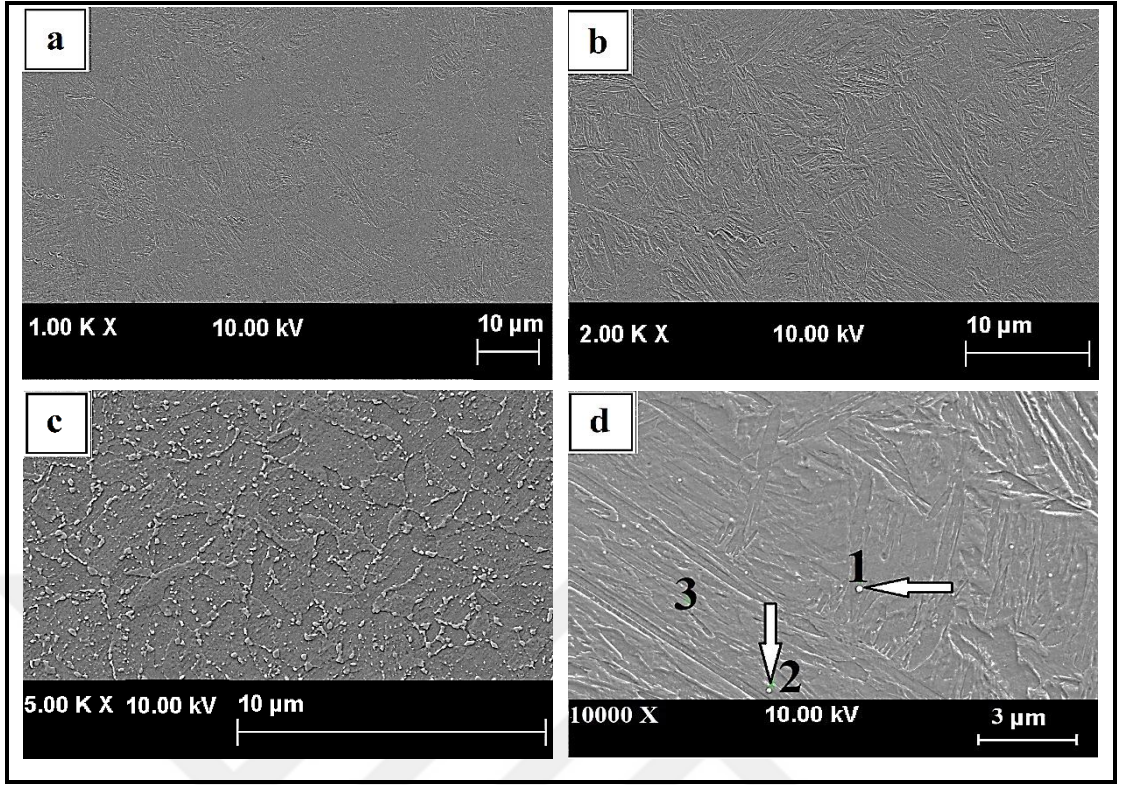
Mass percent (%)								
Spectrum	C	N	Si	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	6.96	0.41	2.20	1.16	5.53	1.64	40.05	42.06
2	6.88	0.48	1.95	1.54	3.57	0.55	52.12	32.93
3	7.35	0.56	1.75	1.89	3.09	0.00	50.32	35.03
4	2.47	0.34	0.20	0.75	2.61	1.17	90.23	2.23
5	2.39	0.67	0.10	0.14	1.62	1.13	93.63	0.30
Mean value:	5.21	0.49	1.24	1.10	3.28	0.90	65.27	22.51
Sigma:	2.54	0.13	1.01	0.68	1.45	0.63	24.80	19.70
Sigma mean:	1.14	0.06	0.45	0.30	0.65	0.28	11.09	8.81

Şekil 5.14. 700 °C’de çekme testi uygulanan ana malzemeden alınmış farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri ve çizgi EDS analizi.

Şekil 5.15, 16, 17, 18'de 1050 °C'de 1 saat östenitleme işlemi yapıldıktan sonra suda soğutulan ve ardından farklı sıcaklıklarda çekme testi uygulanan numunelerin SEM görüntüleri yer almaktadır. Suda soğutulmuş numunelerin mikroyapıları incelendiğinde martenzit fazı içerisinde dağılmış az miktarda küresel karbür partiküllerinin olduğu görülmektedir.

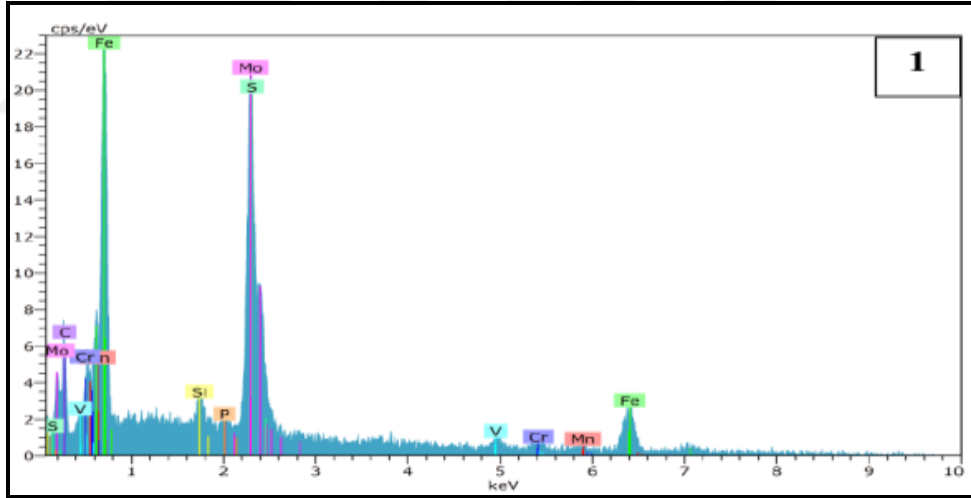
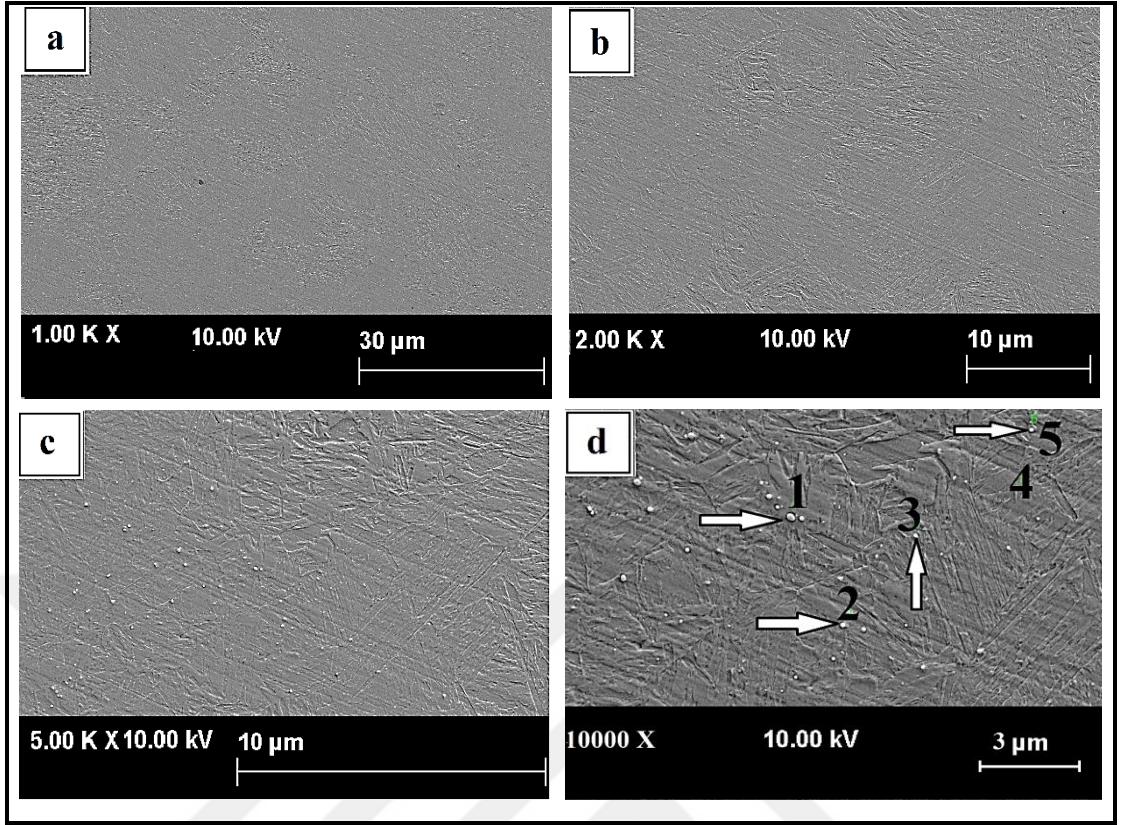
Martenzit, yüksek soğuma hızlarında oluştuğu için alaşım segregasyonun minimum olduğu bir fazdır. Bu durum suda soğutulmuş numunelerin katı çözeltilisinde daha yüksek oranda karbon atomunun bulunduğunu göstermektedir. Suda hızlı soğutmak alaşım elementlerinin çökmesine müsaade etmediği için C katı eriyik içerisinde serbest halde kalır ve buna bağlı olarak çeliğin mekanik özellikleri önemli derecede etkilenir [62]. Bu nedenle suda soğutulan numuneler genel olarak bütün sıcaklıklarında daha yüksek dayanım değerleri göstermiştir.

Ayrıca, Şekil 5.17'de 400 °C'de test edilen suda soğutulmuş numunenin farklı noktalarından (1-4) alınan EDS analiz sonuçları görülmektedir. 1 noktası Fe, C, Mo, 2 noktası Fe, C, V içerirken, 3 ve 4 noktalarının Fe ve C içerdiği tespit edilmiştir. 400 °C'de test edilen su verilmiş numunede bu elementlerin varlığı, küçük miktarda VC ve FeC küresel karbür yapılarının oluştuğunu göstermektedir.



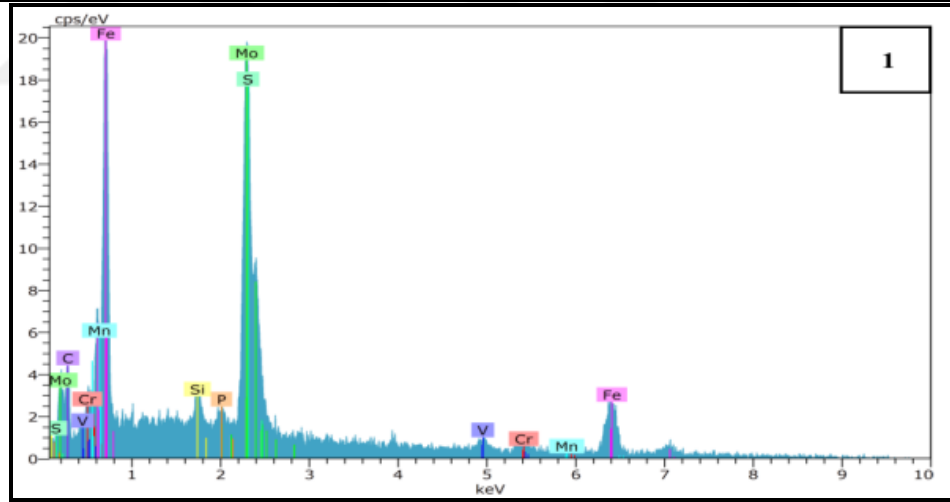
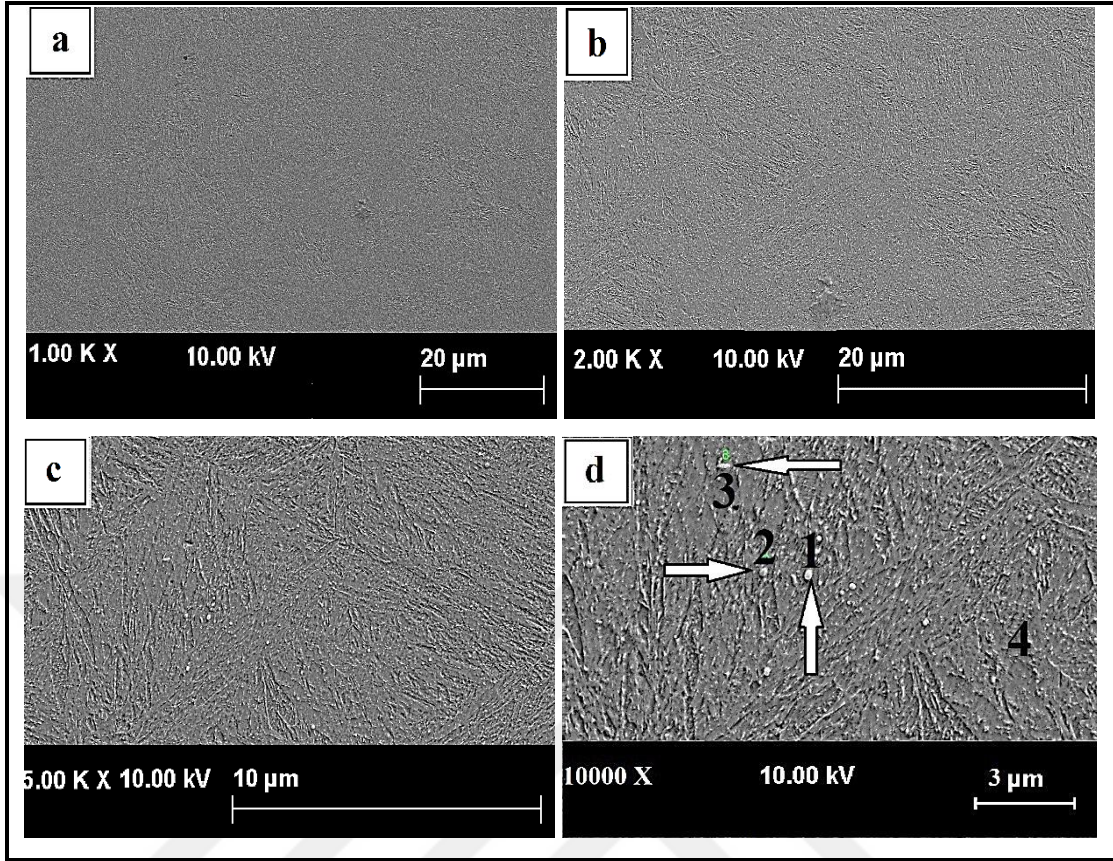
Mass percent (%)									
Spectrum	C	Si	P	S	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	6.61	1.40	0.02	0.40	2.99	3.11	0.12	48.62	36.73
2	2.80	0.94	0.03	0.38	2.03	3.27	0.47	67.10	22.99
3	2.60	0.23	0.00	0.04	0.81	2.60	0.52	90.92	2.28
Mean value:	4.00	0.85	0.02	0.27	1.94	2.99	0.37	68.88	20.67
Sigma:	2.26	0.59	0.01	0.20	1.09	0.35	0.22	21.20	17.34
Sigma mean:	1.30	0.34	0.01	0.12	0.63	0.20	0.13	12.24	10.01

Şekil 5.15. Oda sıcaklığında çekme testi uygulanan suda soğutulmuş numunelerin farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi.



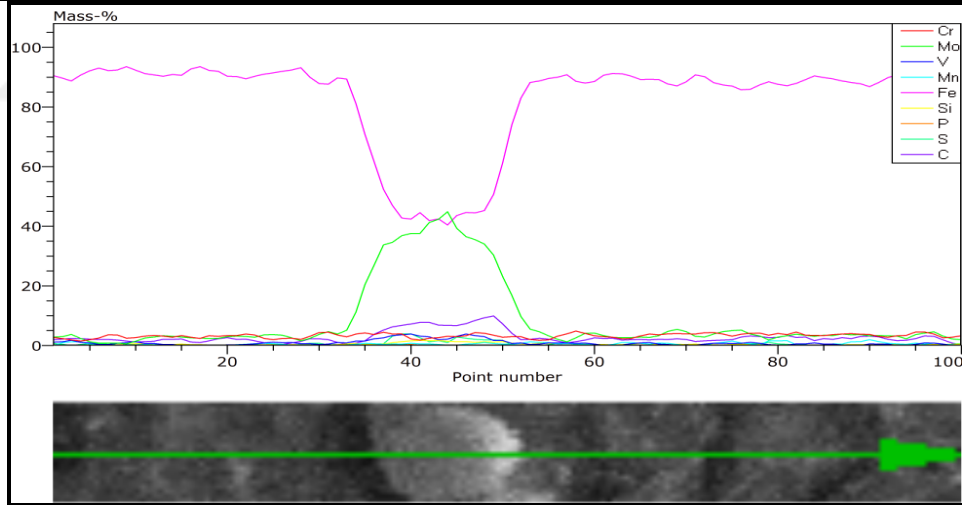
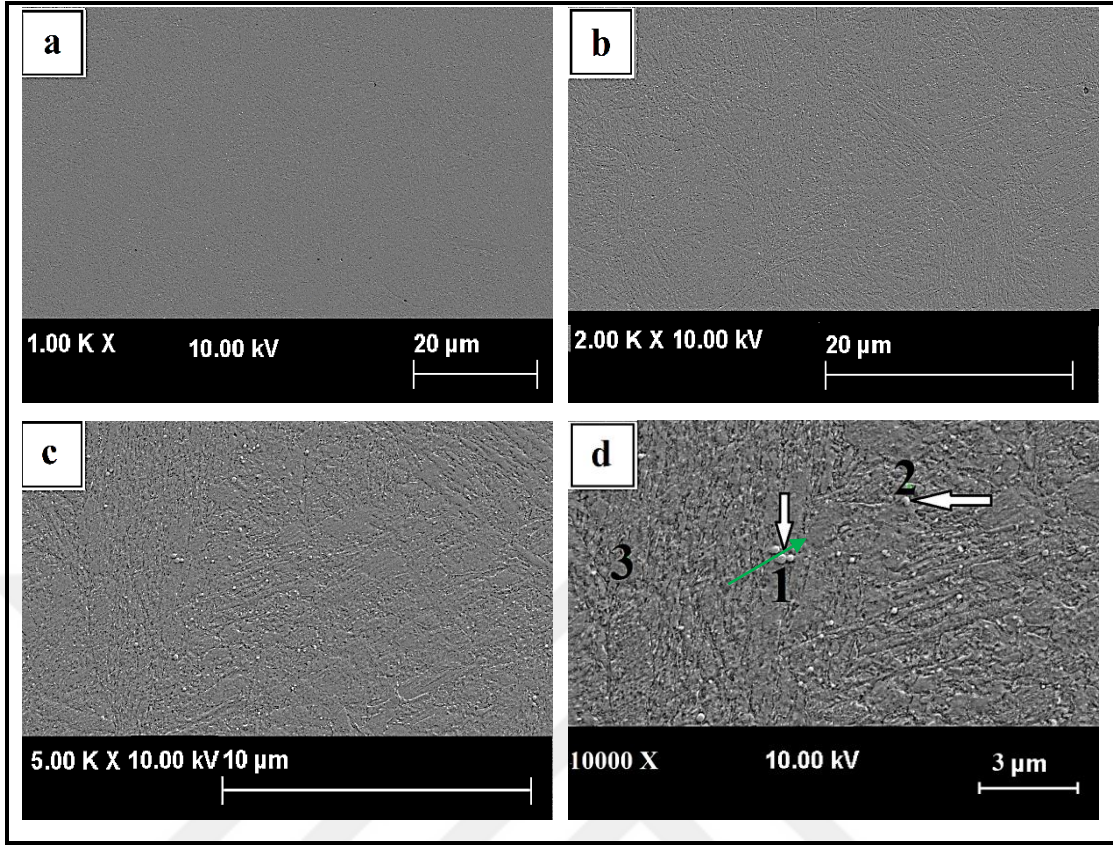
Mass percent (%)									
Spectrum	C	Si	P	S	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	9.86	1.05	0.00	0.71	2.71	3.03	0.70	47.28	34.66
2	5.12	0.42	0.00	0.45	0.38	2.61	0.00	87.03	3.99
3	10.31	0.78	0.00	0.13	2.48	2.39	0.47	53.72	29.72
4	3.23	0.25	0.01	0.18	0.00	2.90	0.12	91.42	1.89
5	14.11	0.15	0.00	0.00	50.37	4.36	0.27	23.86	6.89
Mean value:	8.52	0.53	0.00	0.29	11.19	3.06	0.31	60.66	15.43
Sigma:	4.35	0.38	0.01	0.28	21.94	0.77	0.28	28.39	15.50
Sigma mean:	1.95	0.17	0.00	0.13	9.81	0.34	0.12	12.70	6.93

Şekil 5.16. 200 °C’de çekme testi uygulanan suda soğutulmuş numunelerin farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi.



Mass percent (%)									
Spectrum	C	Si	P	S	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	6.81	1.08	0.00	0.24	2.76	3.33	0.28	50.11	35.38
2	6.36	0.05	0.00	0.04	6.32	2.33	0.32	82.17	2.42
3	28.76	0.28	0.00	0.35	0.62	2.81	0.22	65.57	1.39
4	2.78	0.30	0.00	0.09	0.51	3.17	0.01	90.95	2.19
Mean value:	11.18	0.43	0.00	0.18	2.55	2.91	0.21	72.20	10.35
Sigma:	11.86	0.45	0.00	0.14	2.72	0.45	0.14	18.10	16.70
Sigma mean:	5.93	0.23	0.00	0.07	1.36	0.22	0.07	9.05	8.35

Şekil 5.17. 400 °C’de çekme testi uygulanan suda soğutulmuş numunelerin farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi.



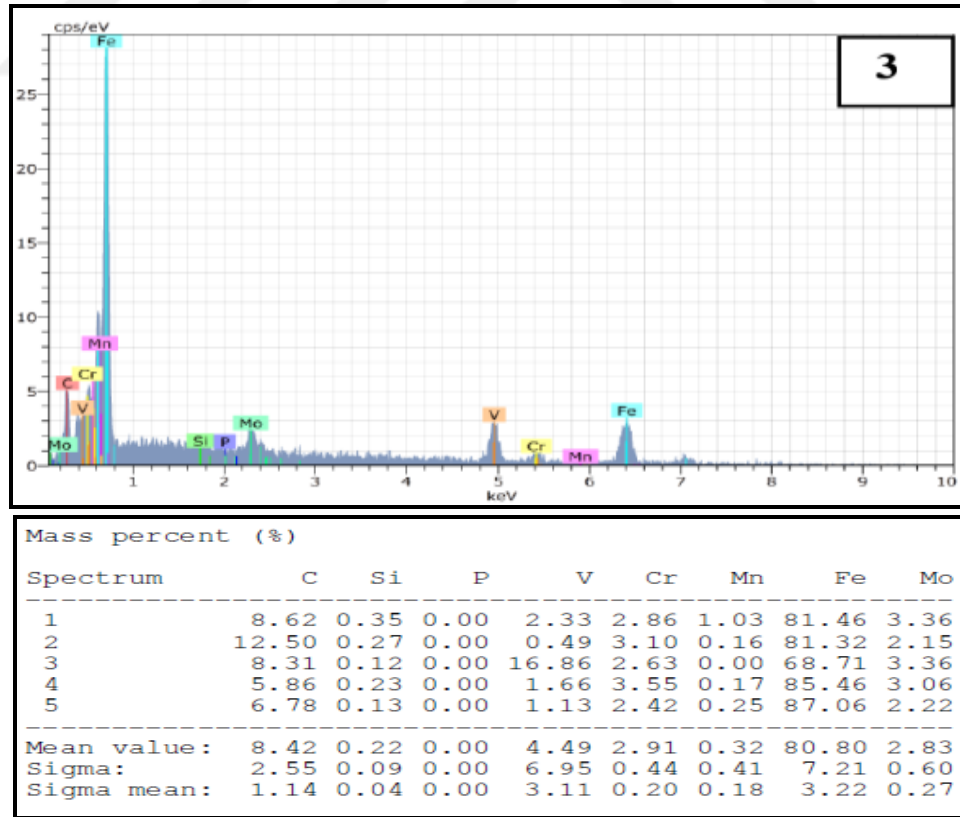
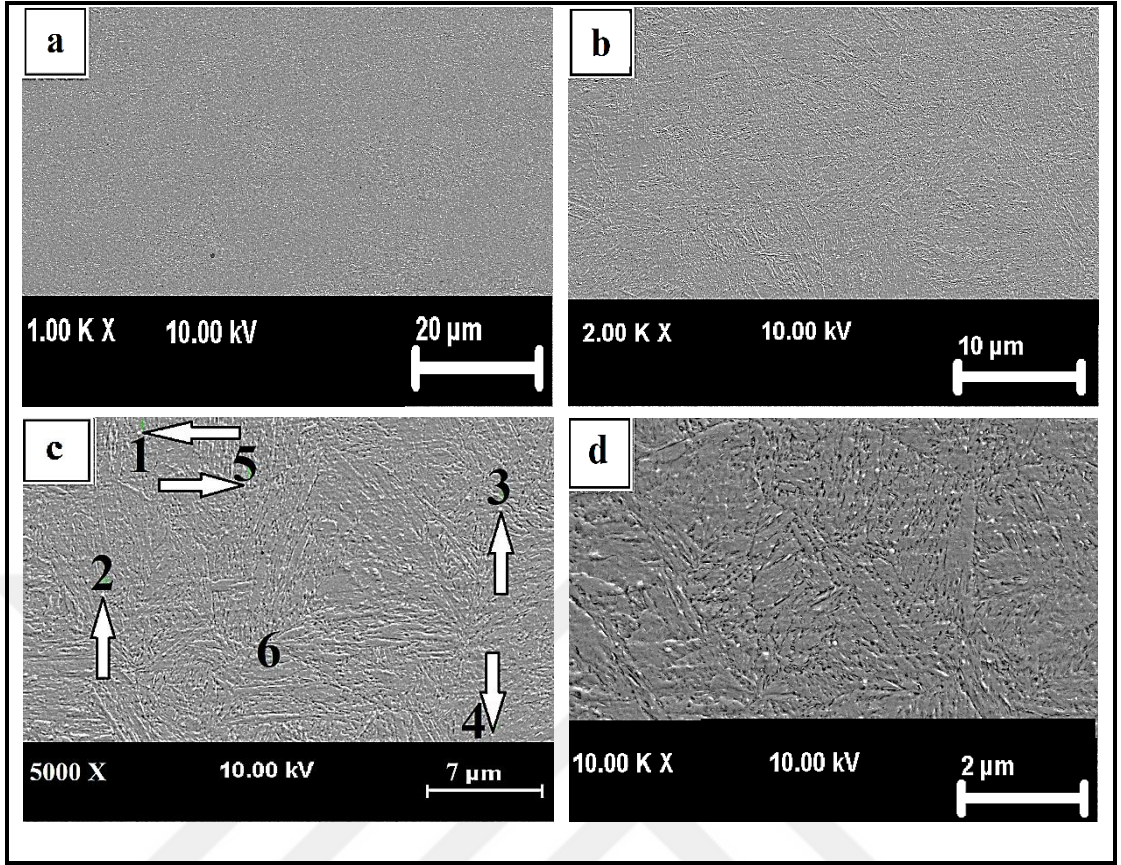
Mass percent (%)										
Spectrum	C	N	Si	P	S	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	6.48	0.88	1.56	0.04	0.09	3.00	3.49	0.00	41.52	42.94
2	7.05	1.21	0.74	0.00	0.35	2.11	3.60	0.57	62.74	21.62
3	2.51	0.74	0.29	0.00	0.13	0.25	2.32	0.34	91.52	1.91
Mean value:	5.35	0.94	0.86	0.01	0.19	1.79	3.14	0.30	65.26	22.16
Sigma:	2.48	0.24	0.65	0.02	0.14	1.40	0.71	0.29	25.09	20.52
Sigma mean:	1.43	0.14	0.37	0.01	0.08	0.81	0.41	0.16	14.49	11.85

Şekil 5.18. 700 °C’de çekme testi uygulanan suda soğutulmuş numunelerin farklı büyütmelerdeki SEM görüntüleri ve çizgi EDS analizi.

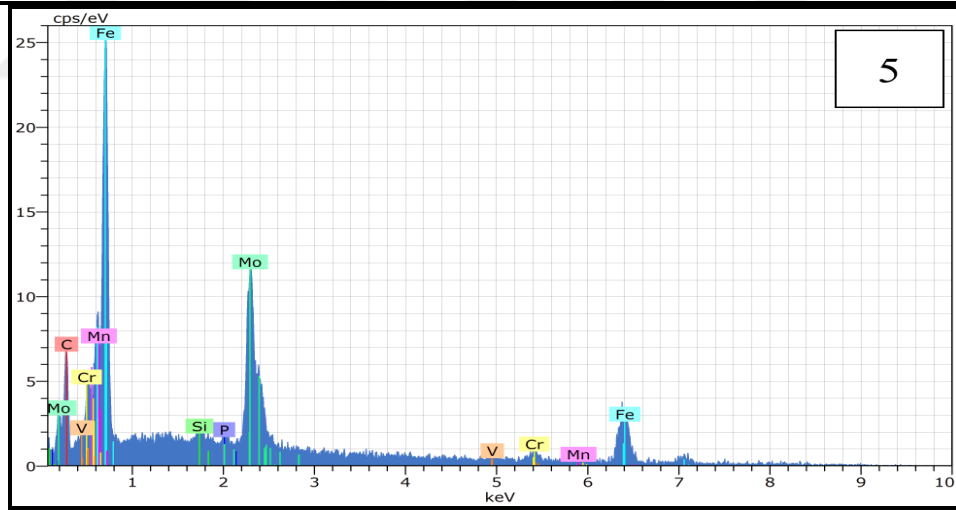
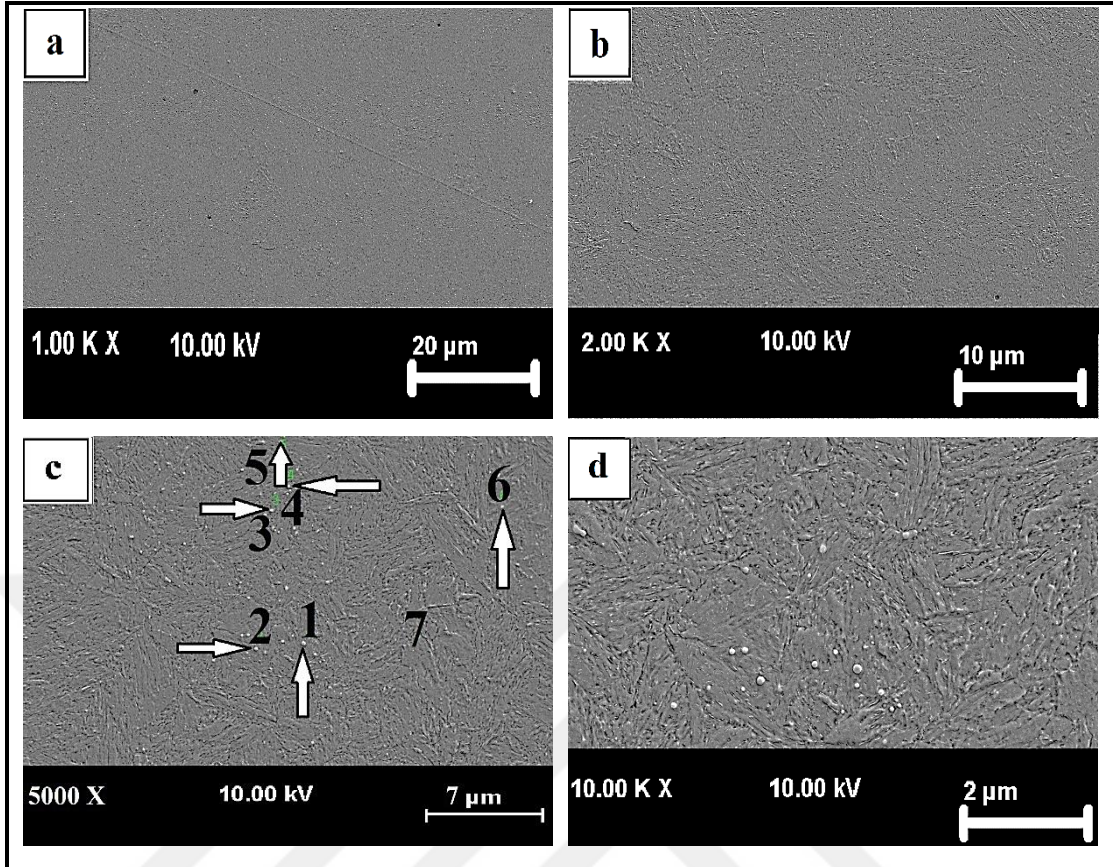
Şekil 5.19, 20, 21, 22’de 1050 °C’de 1 saat östenitleme işlemi yapıldıktan sonra suda soğutulan ve ardından 550 °C’de 2 saat temperlenen numunelerin farklı sıcaklıklarda çekme testi sonrası elde edilen SEM görüntüleri yer almaktadır. 2 saat temperleme işlemi sonucu yapı temperlenmiş martenzit, ferrit ve alaşım karbürlerinden oluşmaktadır. Sertleştirme ve bunu takiben temperleme işlemi martenzitik yapının dönüşmesine ve birincil karbürlerin oluşmasına neden olmuştur.

Şekil 5.19, 20, 21, 22’de görüldüğü gibi su verme işlemi sırasında oluşan martenzit, 550 °C’de 2 saat temperlendiğinde tetragonal yapısını kaybederek M_6C (Mo_6C) ve $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$) tip karbürler ile düşük karbonlu martenzite dönüşmüştür. Bu karbürlerin çökmesi özellikle AISI H10 sıcak iş takım çeliklerinde dayanımın artmasına neden olmaktadır. Çökelen karbürler çok küçük olduklarından ancak elektron mikroskopunda görülebilir [50]. Mevcut çalışmada görülen bu karbürler, özellikle temperlenen numunelerin 400-700 °C sıcaklık aralığında test edildiğinde en yüksek % 0,2 akma dayanım ve maksimum çekme dayanım değerlerine sahip olmasına neden olmuştur.

Şekil 5.21’de 400 °C’de test edildikten sonra suda soğutulan ve ardından 550 °C’de 2 saat teperlenen numunenin farklı noktalarından (1-3) alınan EDS analiz sonuçları görülmektedir. 1 noktası Mo ve C, 2 noktası Fe ve C içerirken 3 noktası Fe, C ve V içerdiği tespit edilmiştir. 400 °C’de test edilen temperlenmiş numunede bu elementlerin varlığı, M_2C (Mo_2C), M_6C (Mo_6C) ve MC (VC) gibi karbür çökeltilerinin oluştuğunu göstermektedir. H10 sıcak iş takım çeliğinde temperleme esnasında M_2C (Mo_2C), M_6C (Mo_6C) ve MC (VC) ince yapılı karbür oluşumu gerçekleşmektedir [81]. Temperlenen H10 takım çeliği matrisindeki ince yapılı ikincil karbürler, MC ve M_2C türünde olabilmektedir.

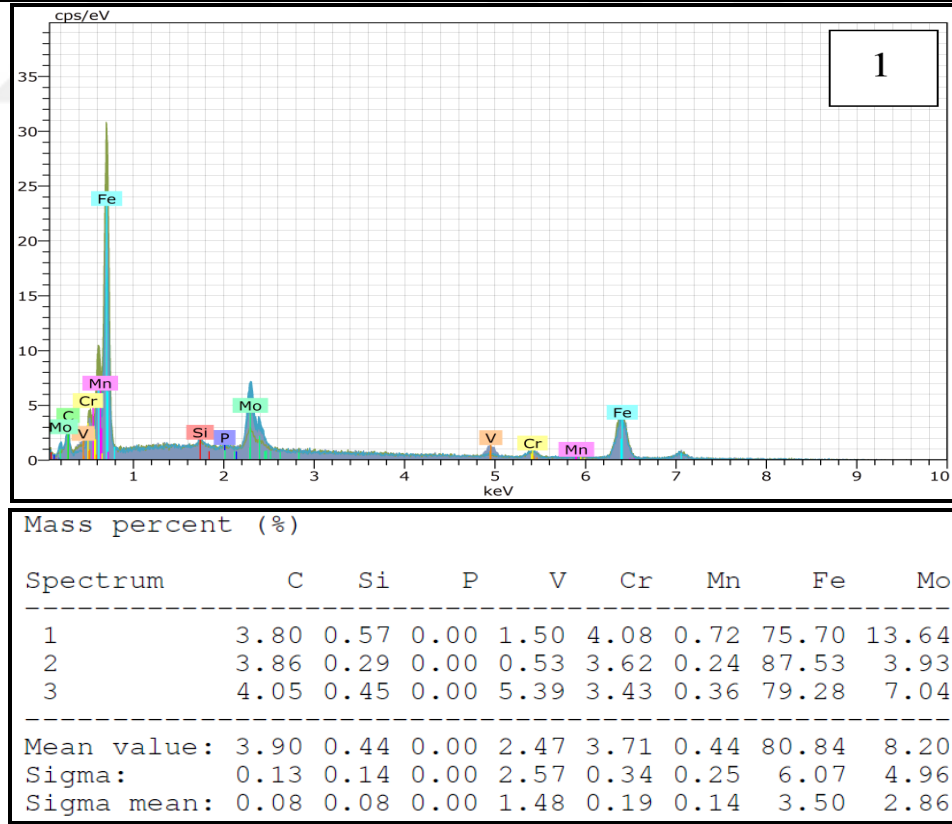
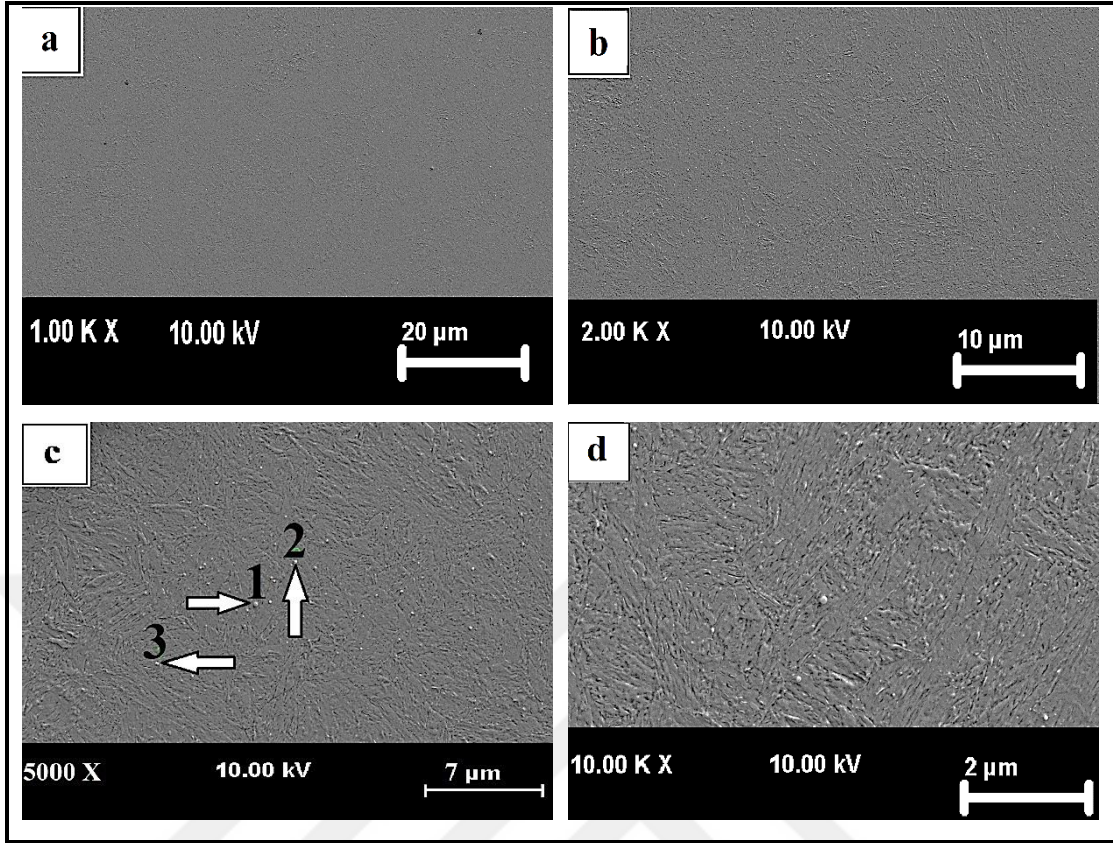


Şekil 5.19. Oda sıcaklığında çekme testi uygulanan temperlenmiş numunelerin farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi.

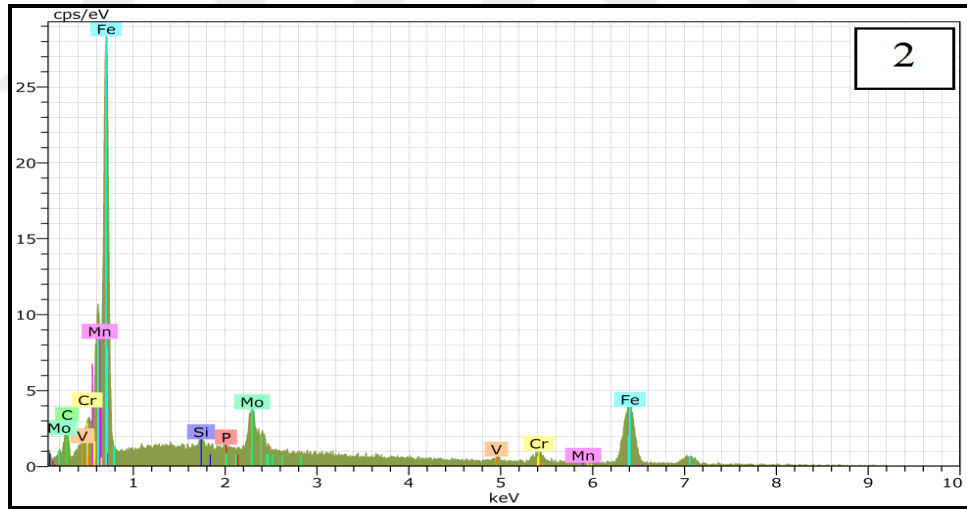
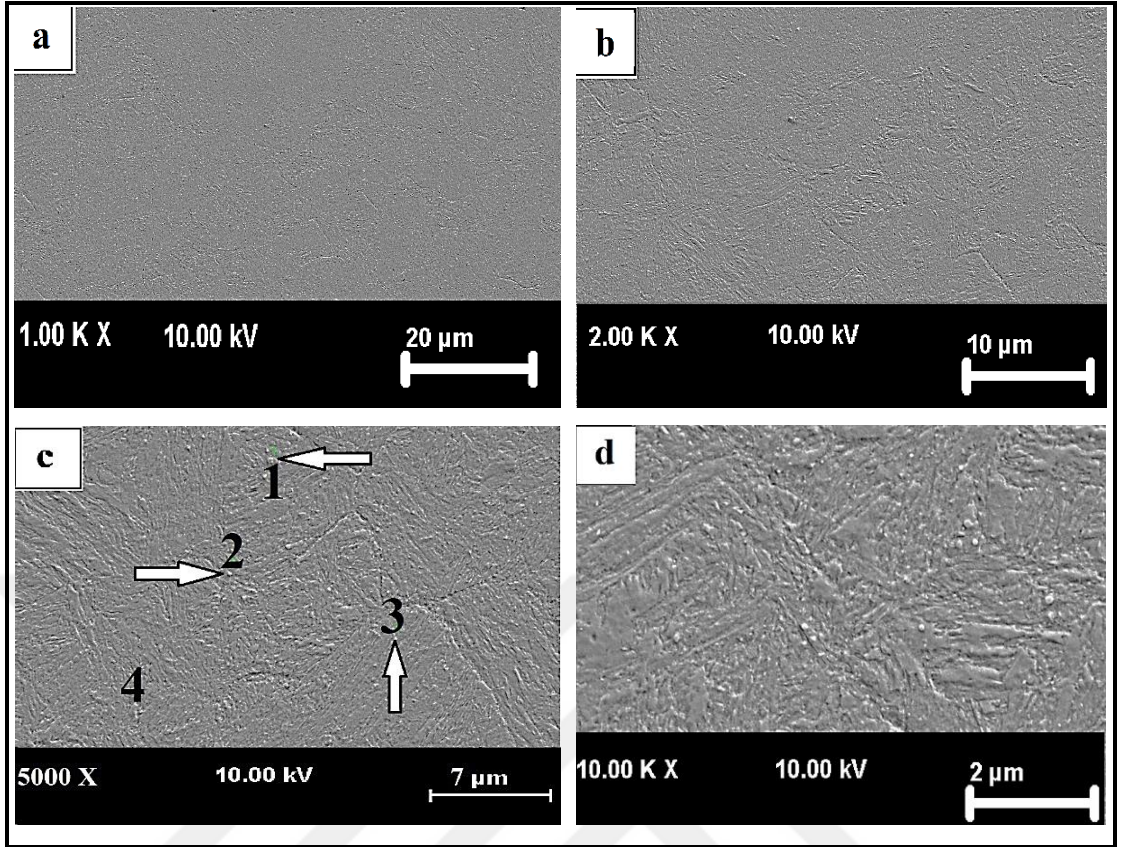


Mass percent (%)								
Spectrum	C	Si	P	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	6.54	0.37	0.00	0.76	3.18	0.00	78.81	10.33
2	4.76	0.53	0.00	1.06	3.06	0.52	83.37	6.69
3	3.86	0.39	0.00	0.71	3.13	0.30	87.81	3.80
4	6.21	0.06	0.00	0.67	3.20	0.00	86.07	3.79
5	10.28	0.67	0.00	1.52	3.84	0.00	62.35	21.34
6	12.25	0.17	0.00	19.15	3.13	0.67	61.14	3.49
7	4.28	0.23	0.00	0.51	2.41	0.55	89.84	2.18
Mean value:	6.88	0.35	0.00	3.48	3.14	0.29	78.49	7.37
Sigma:	3.20	0.21	0.00	6.92	0.41	0.29	11.96	6.73
Sigma mean:	1.21	0.08	0.00	2.61	0.16	0.11	4.52	2.54

Şekil 5.20. 200 °C çekme testi uygulanan temperlenmiş numunelerin SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi.



Şekil 5.21. 400 °C çekme testi uygulanan temperlenmiş numunelerin SEM görüntüleri ve nokta EDS analizi.



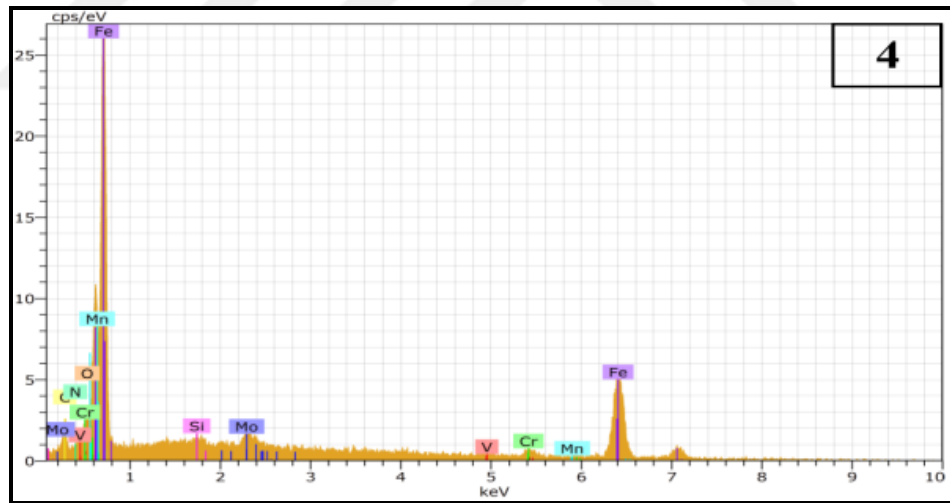
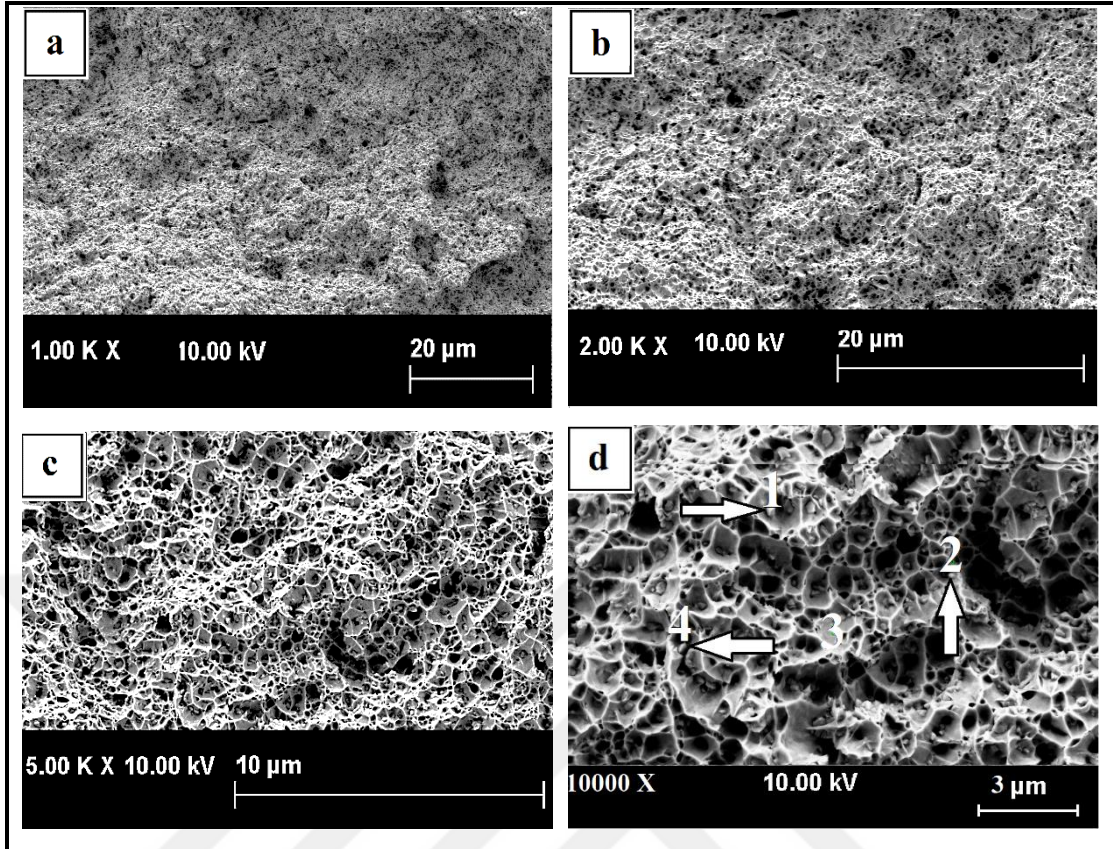
Mass percent (%)								
Spectrum	C	Si	P	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	4.56	0.39	0.00	1.28	3.13	0.09	86.56	4.00
2	3.86	0.39	0.02	0.83	4.35	0.00	84.60	5.95
3	5.92	0.23	0.00	2.75	3.24	0.40	82.43	5.03
4	5.01	0.33	0.00	0.85	4.14	0.08	84.81	4.78
Mean value:	4.84	0.33	0.00	1.43	3.71	0.14	84.60	4.94
Sigma:	0.86	0.07	0.01	0.91	0.62	0.17	1.69	0.80
Sigma mean:	0.43	0.04	0.00	0.45	0.31	0.09	0.85	0.40

Şekil 5.22. 700 °C çekme testi uygulanan temperlenmiş numunelerin SEM görüntüleri ve çizgi EDS analizi.

5.4.2. Tarama Elektron Mikroskobu ile Kırık Yüzey İncelemeleri ve Değerlendirilmesi

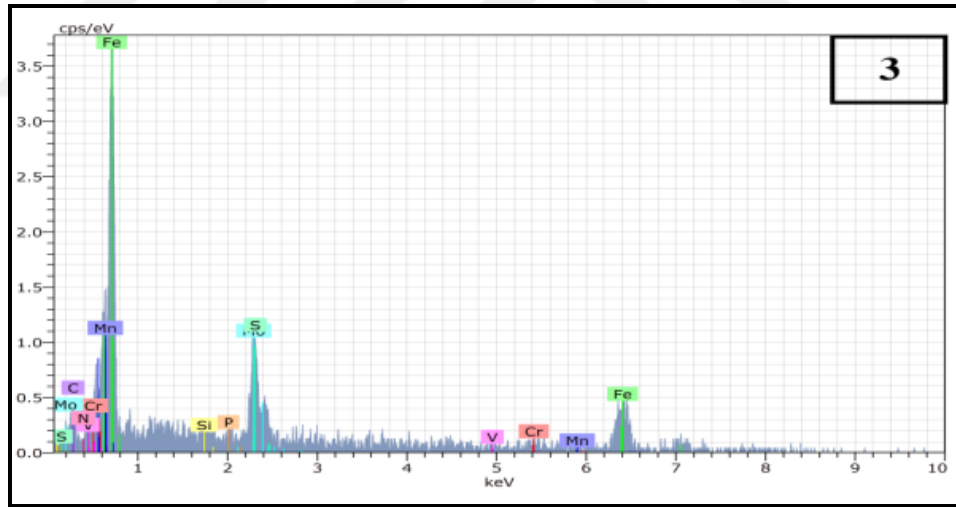
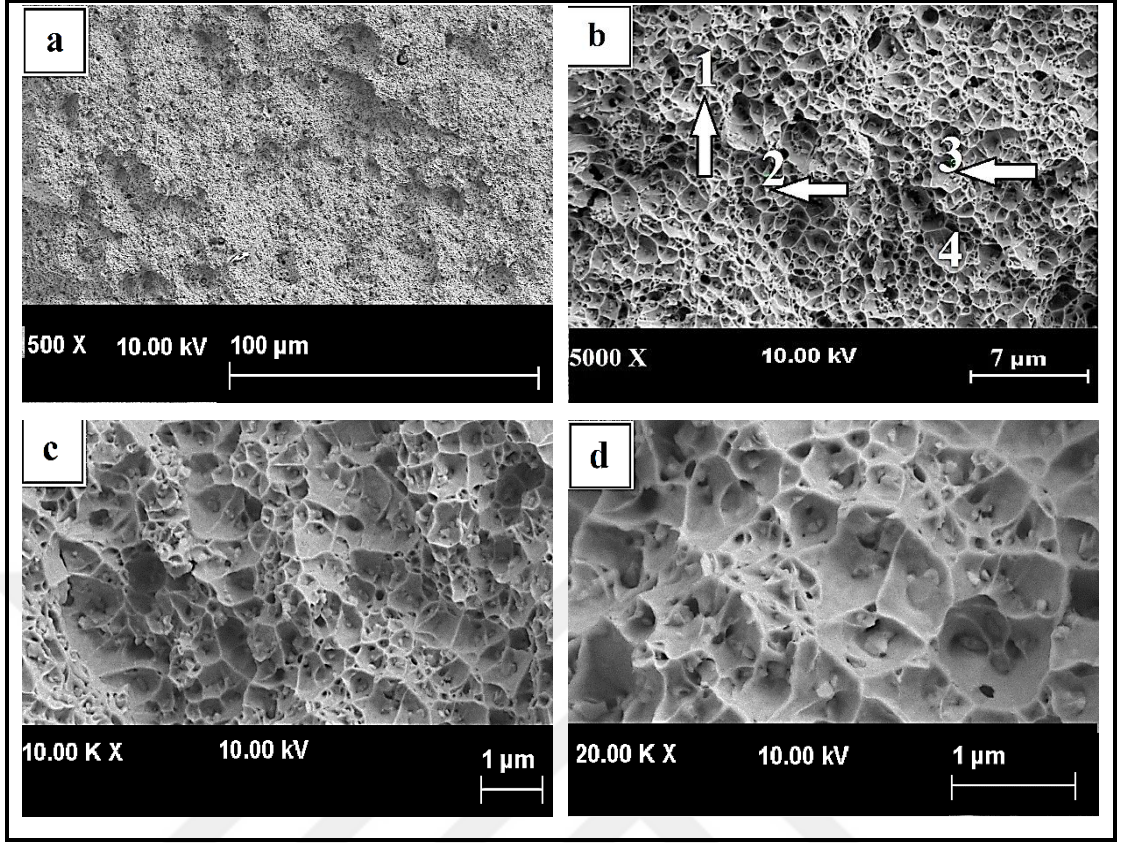
Bu bölümde, farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen çekme testi sonrası kopan numunelerin kırık yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri incelenmiştir. Şekil 5.23, 24, 25, 26'da 25 °C, 200 °C, 400 °C ve 700 °C'de test edilen ana malzemelerden alınan SEM kırık yüzey resimleri görülmektedir. Şekil 5.23 oda sıcaklığında test edilen numunelerin kırık yüzeylerinde, çekirdeklenme, büyüme ve birleşme sonucu oluşan çukurcukların veya petekli yapının bulunduğunu ve bu numunelerin sünek kırılma sergilediğini göstermektedir [67]. Öte yandan, 200 °C ve 400 °C'de test edilen numunelerin kırık yüzeylerinde, petekli yapı ve ayrılma düzlemleri (klivaj düzlemi) birarada görülmektedir (Şekil 5.24, 25). Elde edilen bu sonuç 200 °C ve 400 °C'de test edilen numunelerin % uzama değerlerinde görülen düşüşle paralellik göstermektedir. Bu durum, arayer atomları veya çökelti ile hareketli dislokasyonlar arasındaki etkileşimden kaynaklanmaktadır [82].

Mukherjee ve Sellars [83], % 0,87 - % 11,7 oranında Cr ihtiva eden temperlenmiş martenzit yapısına sahip Fe-Cr-C çeliklerinde dinamik deformasyon yaşlanma davranışını araştırmışlardır. Bu çeliklerde dinamik deformasyon yaşlanmasının, 400 °C test sıcaklığına kadar Cr-C elementlerinin katı eriyik içerisinde serbest halde veya çökelti halinde bulunması durumunda dislokasyon hareketini engellemesi ile oluştuğunu görmüşlerdir. Test sıcaklığının 700 °C'ye çıkmasıyla birlikte % uzama artmış ve kırılma yüzeyinde petekli yapı tekrar gözlenmiştir (Şekil 5.25). Ayrıca 700 °C'de test edilen numunelerin kırık yüzeylerinde, derin büyük çukurlar gözlenmiştir. Bu durum çekme yüklemelerinin altında çökelti yüzeyden kopup ayrılmasından kaynaklanmaktadır.



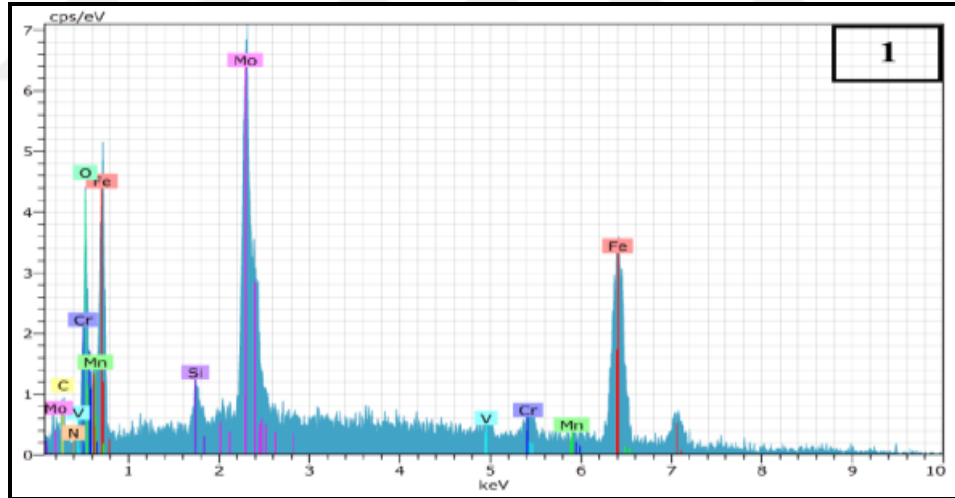
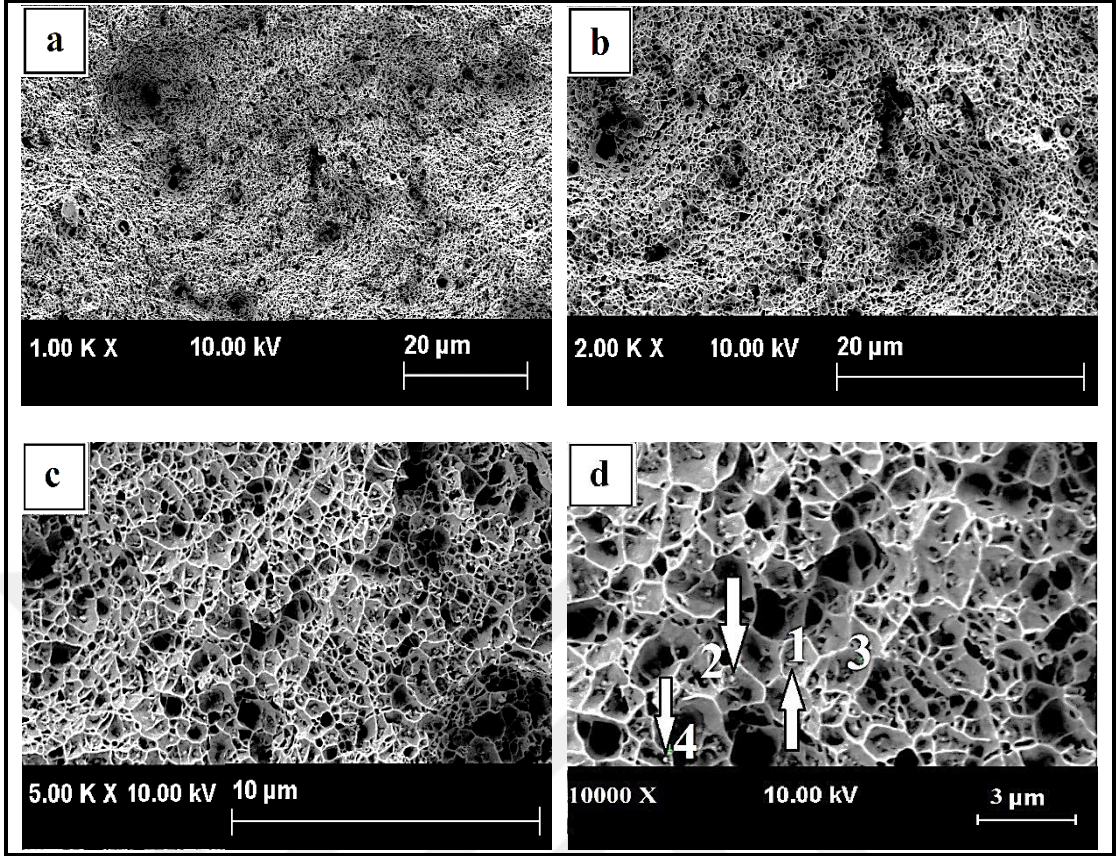
Mass percent (%)									
Spectrum	C	N	O	Si	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	1.43	0.00	0.24	0.10	0.67	2.90	2.16	92.15	0.34
2	5.48	1.01	0.76	0.21	0.52	2.62	1.24	86.79	1.37
3	5.49	1.19	0.60	0.20	0.12	1.89	1.19	88.96	0.36
4	2.55	0.38	0.18	0.21	0.65	2.64	1.14	90.42	1.83
Mean value:	3.74	0.64	0.45	0.18	0.49	2.51	1.43	89.58	0.97
Sigma:	2.07	0.55	0.28	0.05	0.26	0.43	0.49	2.27	0.75
Sigma mean:	1.03	0.28	0.14	0.03	0.13	0.22	0.24	1.14	0.37

Şekil 5.23. Oda sıcaklığında çekme testi uygulanan ana numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.



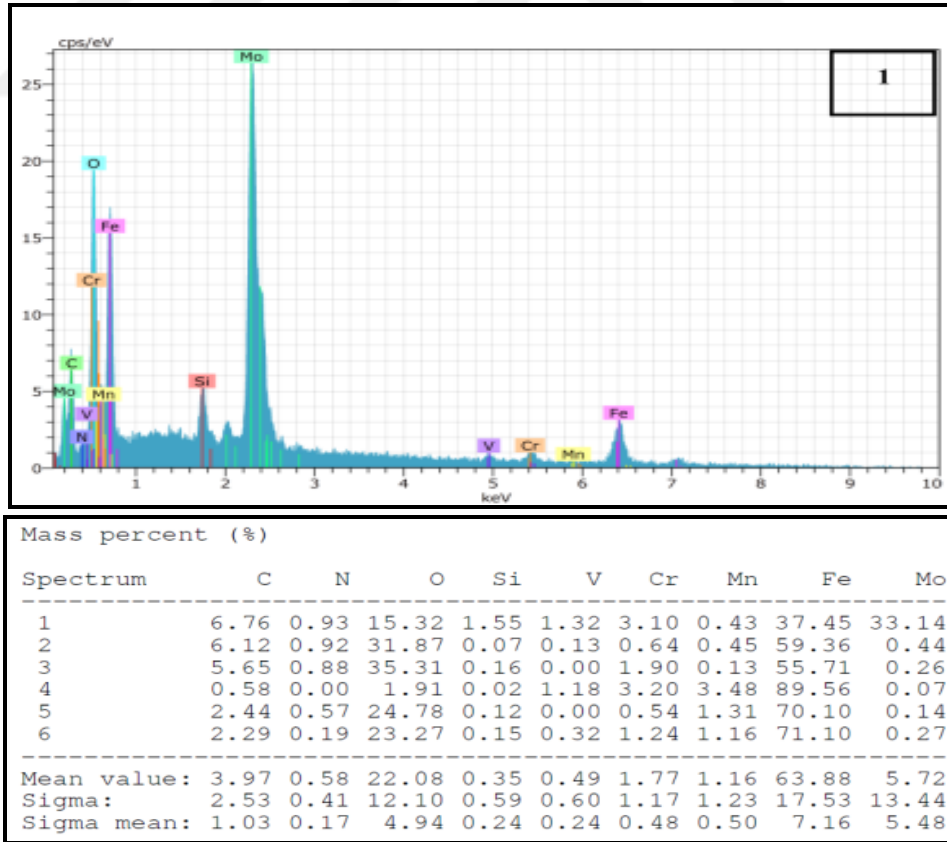
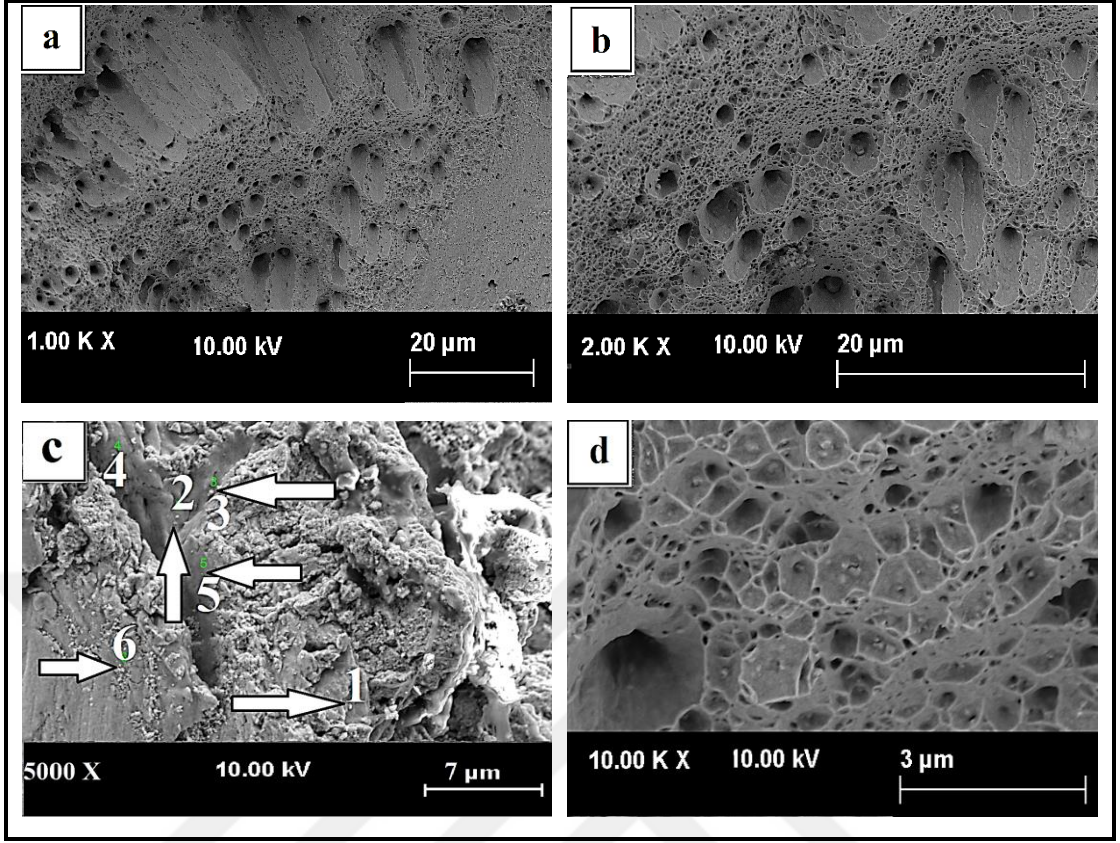
Mass percent (%)										
Spectrum	C	N	Si	P	S	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	0.00	0.00	0.22	0.22	0.33	0.00	3.48	2.43	89.83	3.49
2	1.12	0.00	0.29	0.00	0.39	4.87	4.69	4.30	79.79	4.55
3	5.67	0.72	0.67	0.00	1.61	1.01	2.85	1.11	73.49	12.88
4	3.11	0.99	0.00	0.34	0.00	0.00	1.80	0.55	92.34	0.87
Mean value:	2.47	0.43	0.29	0.14	0.58	1.47	3.20	2.10	83.87	5.45
Sigma:	2.49	0.50	0.28	0.17	0.70	2.32	1.21	1.67	8.79	5.19
Sigma mean:	1.24	0.25	0.14	0.08	0.35	1.16	0.60	0.83	4.39	2.59

Şekil 5.24. 200 °C’de çekme testi uygulanan ana numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.



Mass percent (%)									
Spectrum	C	N	O	Si	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	0.71	0.00	3.09	0.15	2.05	4.02	2.45	73.77	13.76
2	2.72	0.28	6.33	0.55	0.48	2.78	1.21	74.74	10.91
3	0.30	0.00	2.01	0.10	1.01	2.83	2.72	90.91	0.11
4	0.18	0.00	1.34	0.08	2.16	5.08	3.94	82.62	4.60
Mean value:	0.98	0.07	3.19	0.22	1.43	3.68	2.58	80.51	7.34
Sigma:	1.18	0.14	2.21	0.22	0.81	1.10	1.12	7.99	6.15
Sigma mean:	0.59	0.07	1.11	0.11	0.41	0.55	0.56	3.99	3.08

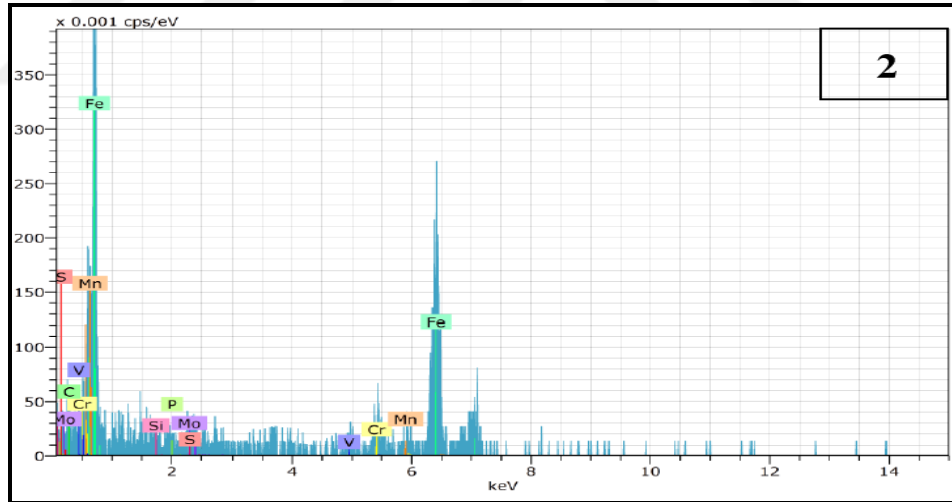
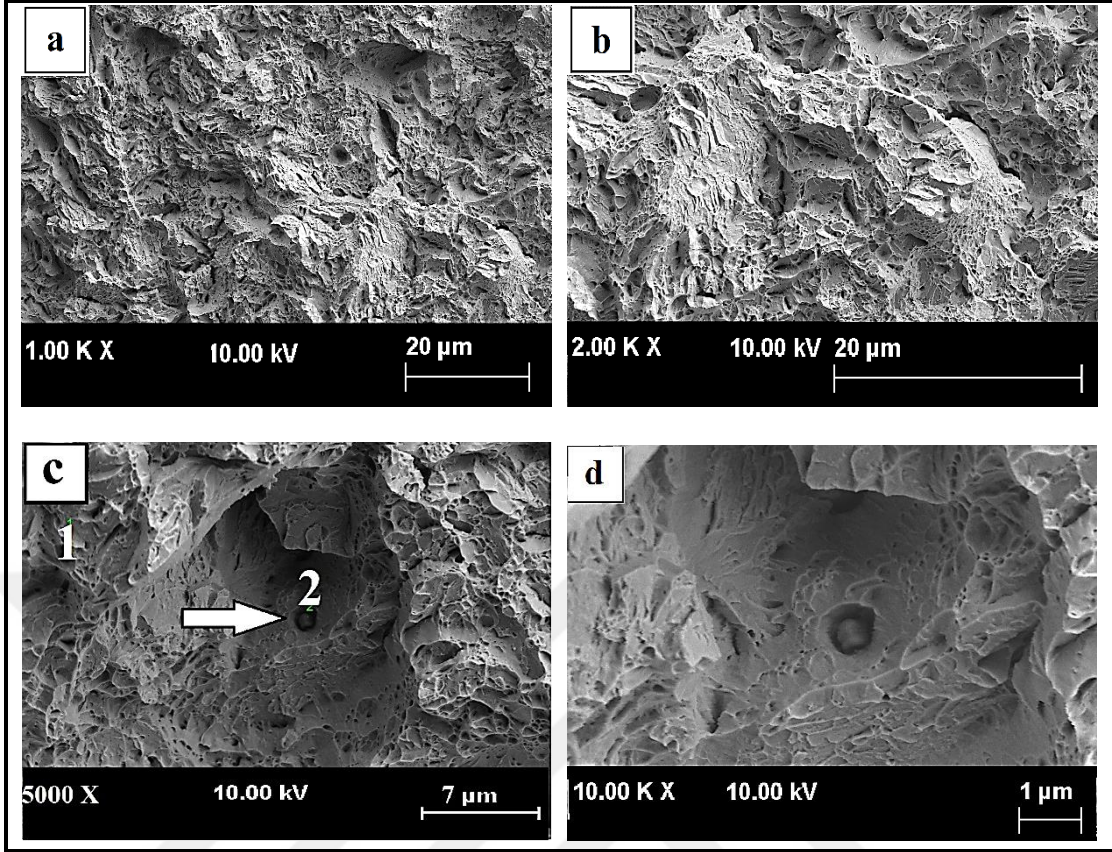
Şekil 5.25. 400 °C’de çekme testi uygulanan ana numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.



Şekil 5.26. 700 °C’de çekme testi uygulanan ana numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.

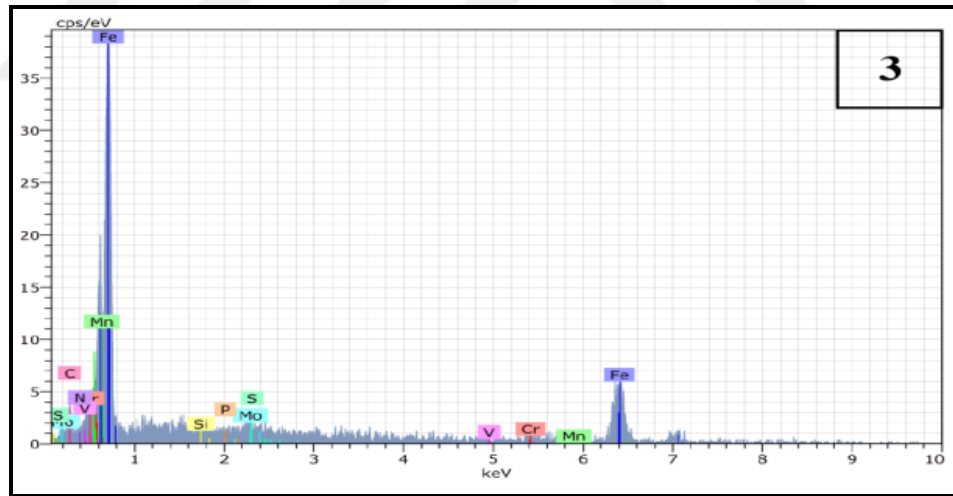
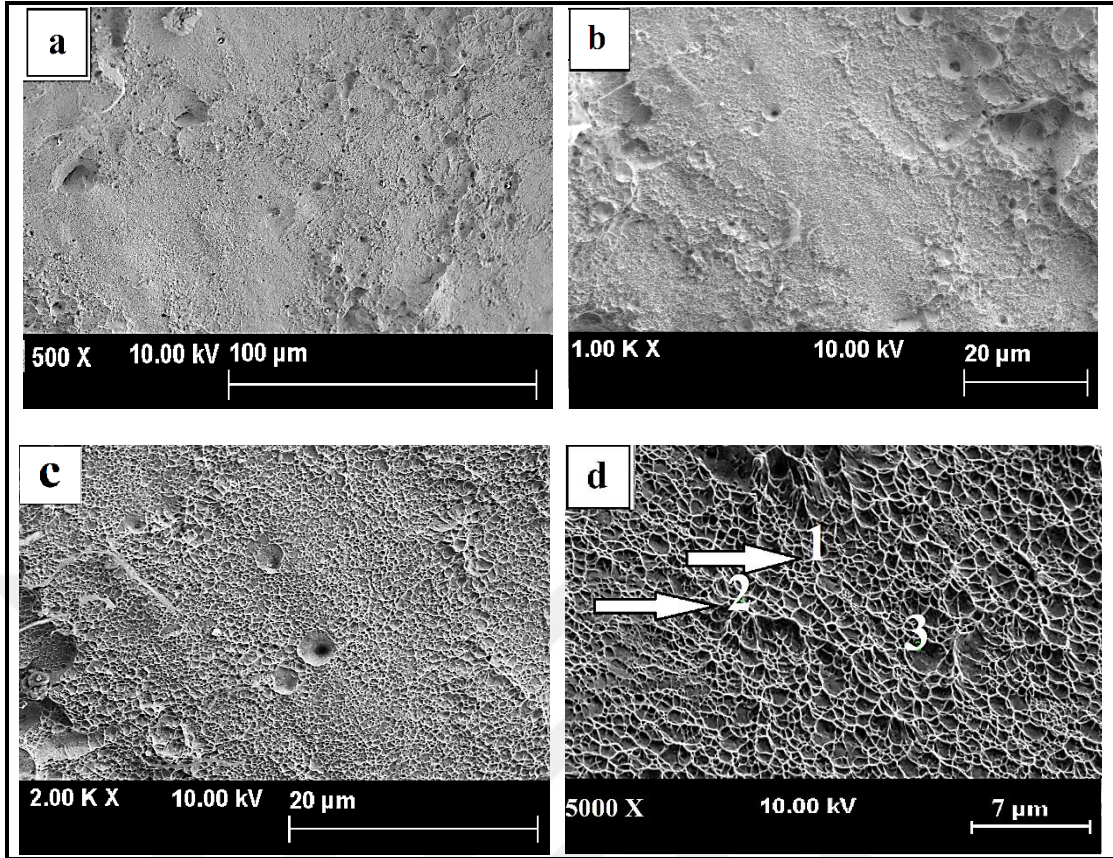
Şekil 5.27, 28, 29, 30'da, 25 °C, 200 °C, 400 °C ve 700 °C'de test edilen suda soğutulmuş numunelerin kırık yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri verilmiştir. 25 °C, 200 °C ve 400 °C'de test edilen suda soğutulmuş numuneler ayrılma düzlemleri ve petekli yapıdan oluşan karışık tip bir kırılma davranışı göstermişlerdir (Şekil 5.27, 28, 29). Elde edilen bu sonuç, Verma ve ark. [84], tarafından elde edilen sonuçlar ile paralellik göstermektedir. Yazarlar yaptıkları çalışmada güçlendirilmiş 9Cr-1Mo çeliğine oda sıcaklığında çekme testi uyguladıklarında kırılma yüzeyinin ayrılma düzlemlerinden ve petekli yapıdan meydana geldiğini görmüşlerdir. Ayrıca Clough and Soloman [84], bu tip bir kırılmayı 150 °C ila 200 °C sıcaklık aralığında, ağırlıkça % 0,31 oranında C içeren suda soğutulmuş ve temperlenmiş martenzitik çelikte gözlemlemişlerdir. Öte yandan, 700 °C'de yapılan çekme testi sonrası suda soğutulan numunelerin kırık yüzeyinde petekli yapı görülmüş olup % uzama ve kesit daralmasının arttığı tespit edilmiştir (Şekil 5.29).

Ana malzemenin ve suda soğutulan numunelerin kırık yüzeyleri birbiri ile karşılaştırıldığında, tüm test sıcaklıkları için ana numunelerde suda soğutulan numunelere göre oluşan çukurcukların daha yoğun ve derin olduğu görülmüştür. Bu durum, ana malzemenin suda soğutulan numunelere kıyasla daha yüksek % uzama göstermesine neden olmuştur.



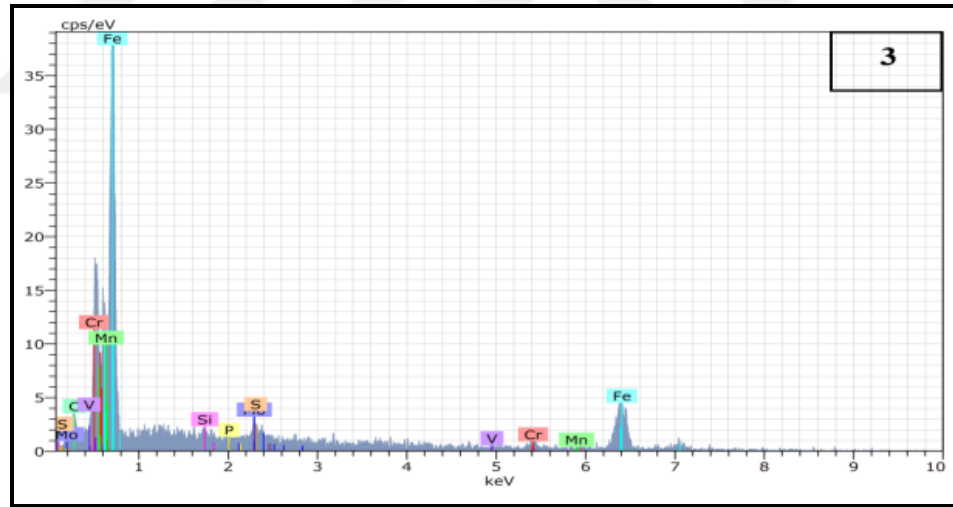
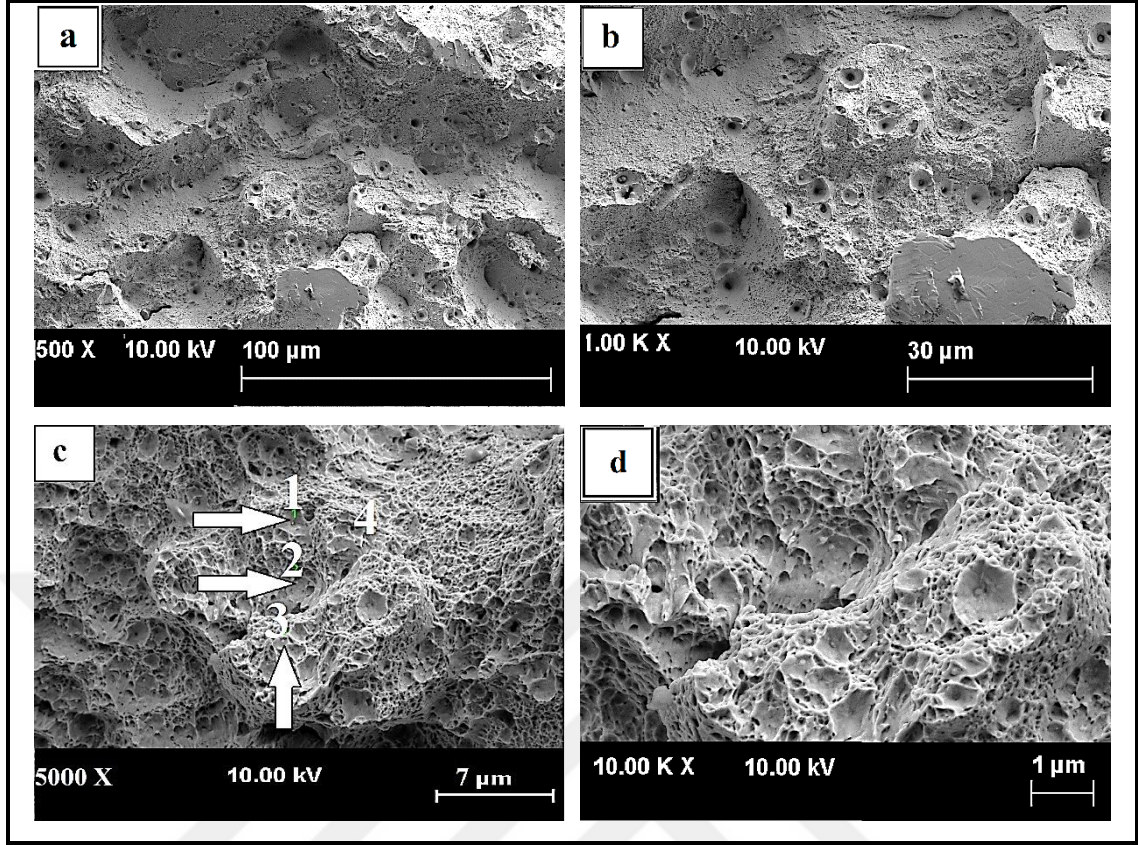
Mass percent (%)									
Spectrum	C	Si	P	S	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	0.13	0.02	0.00	0.00	1.52	3.81	3.02	91.42	0.08
2	14.69	0.72	0.00	0.00	0.00	22.33	0.00	62.26	0.00
Mean value:	7.41	0.37	0.00	0.00	0.76	13.07	1.51	76.84	0.04
Sigma:	10.30	0.50	0.00	0.00	1.08	13.10	2.13	20.62	0.06
Sigma mean:	7.28	0.35	0.00	0.00	0.76	9.26	1.51	14.58	0.04

Şekil 5.27. Oda sıcaklığında çekme testi uygulanan suda soğutulmuş numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.



Mass percent (%)										
Spectrum	C	N	Si	P	S	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	5.55	1.40	0.44	0.00	0.28	0.31	2.59	0.65	87.48	1.32
2	3.87	1.39	0.21	0.00	0.00	0.00	2.71	1.38	88.57	1.87
3	3.19	1.05	0.02	0.00	0.00	0.00	3.09	1.88	88.93	1.83
Mean value:	4.20	1.28	0.22	0.00	0.09	0.10	2.80	1.30	88.33	1.67
Sigma:	1.21	0.20	0.21	0.00	0.16	0.18	0.26	0.62	0.76	0.31
Sigma mean:	0.70	0.12	0.12	0.00	0.09	0.10	0.15	0.36	0.44	0.18

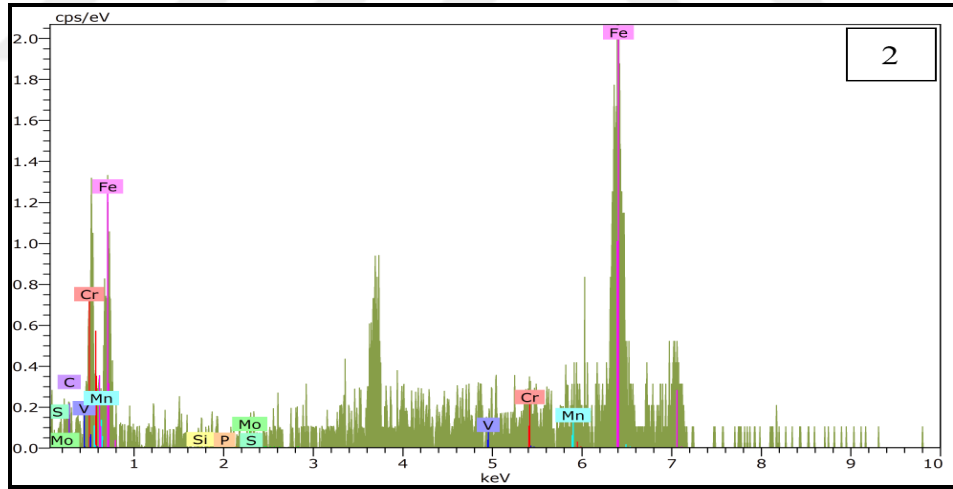
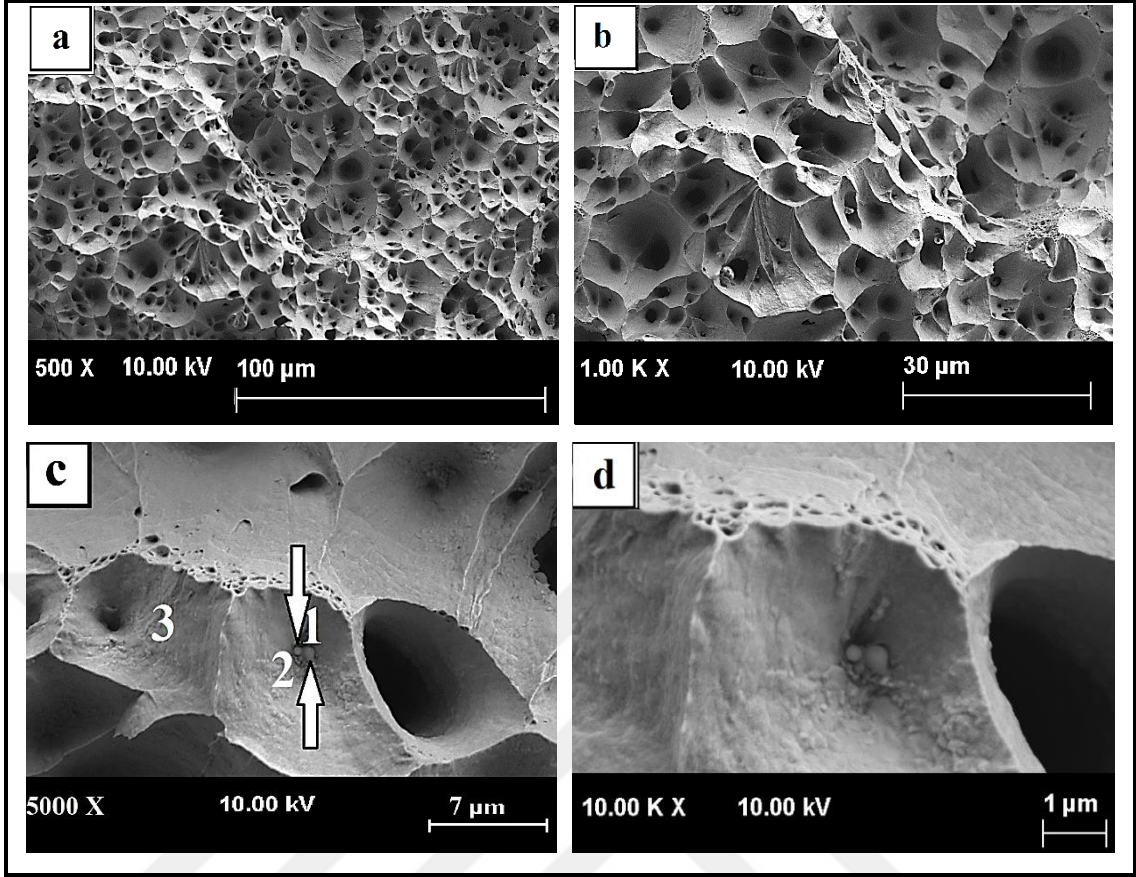
Şekil 5.28. 200 °C’de çekme testi uygulanan suda soğutulmuş numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.



Mass percent (%)

Spectrum	C	Si	P	S	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	1.90	0.24	0.00	0.07	0.69	2.90	0.29	89.79	4.11
2	4.22	0.31	0.00	0.00	1.05	3.09	0.64	84.71	5.98
3	4.87	0.60	0.00	0.28	0.15	4.46	0.15	87.23	2.25
4	1.83	0.06	0.00	0.00	0.00	3.58	0.00	92.07	2.46
Mean value:	3.21	0.30	0.00	0.09	0.47	3.51	0.27	88.45	3.70
Sigma:	1.57	0.22	0.00	0.13	0.48	0.70	0.27	3.18	1.73
Sigma mean:	0.78	0.11	0.00	0.07	0.24	0.35	0.14	1.59	0.87

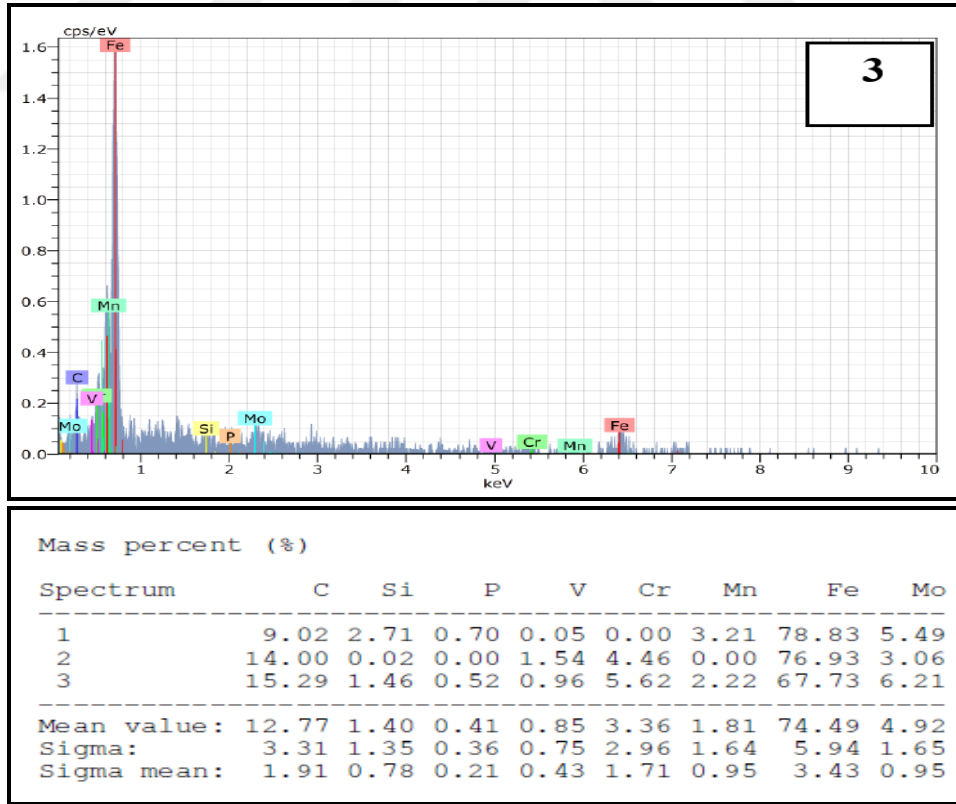
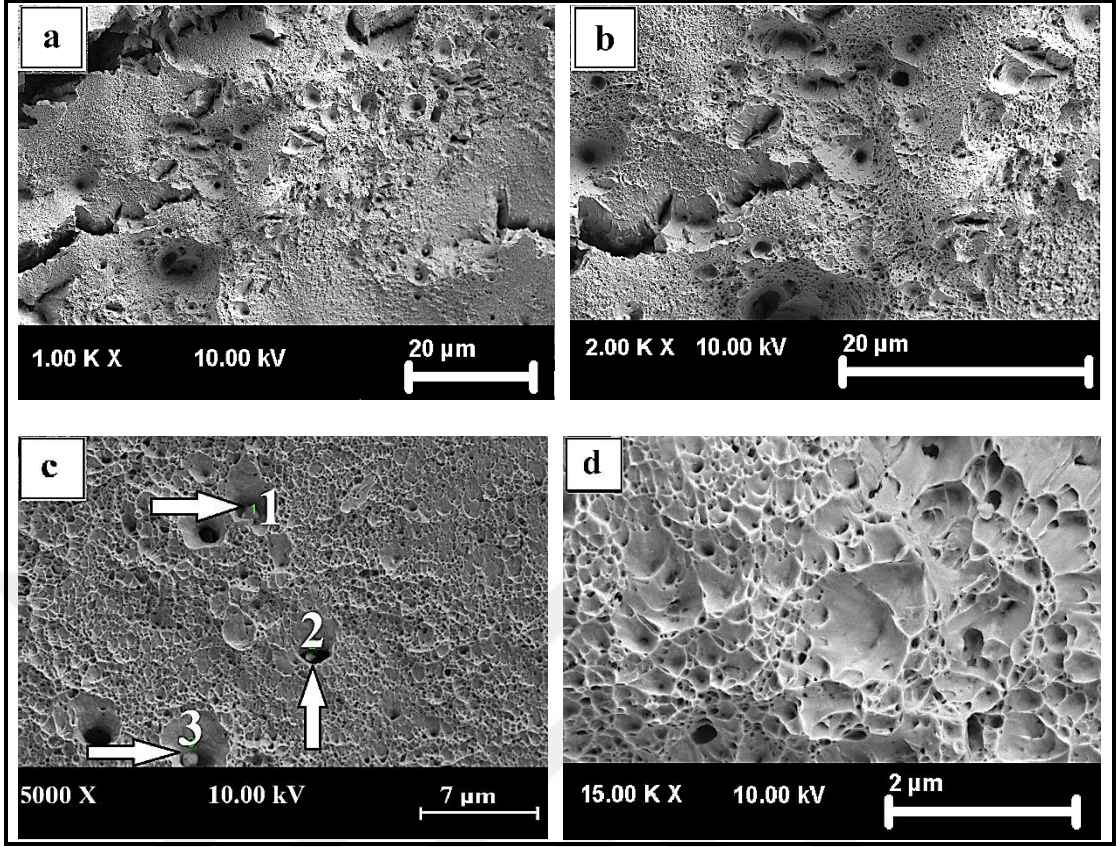
Şekil 5.29. 400 °C’de çekme testi uygulanan suda soğutulmuş numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.



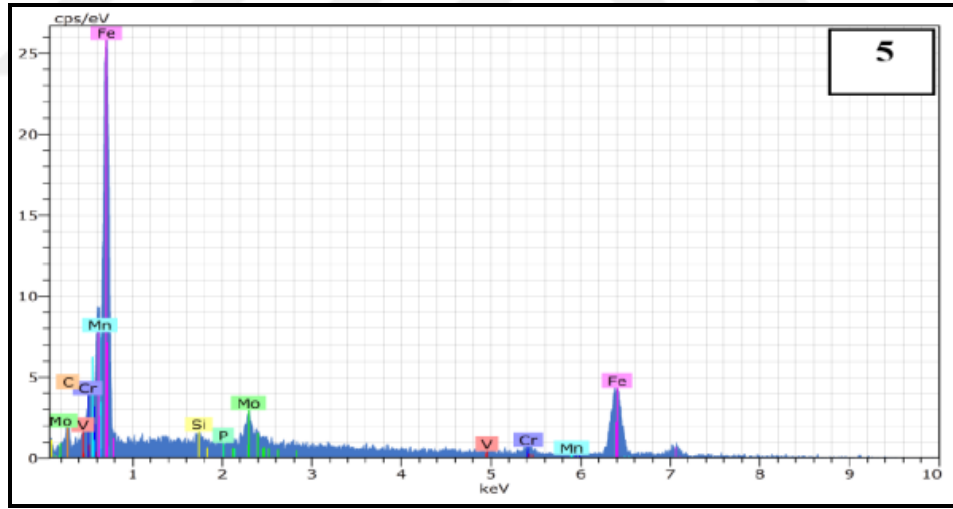
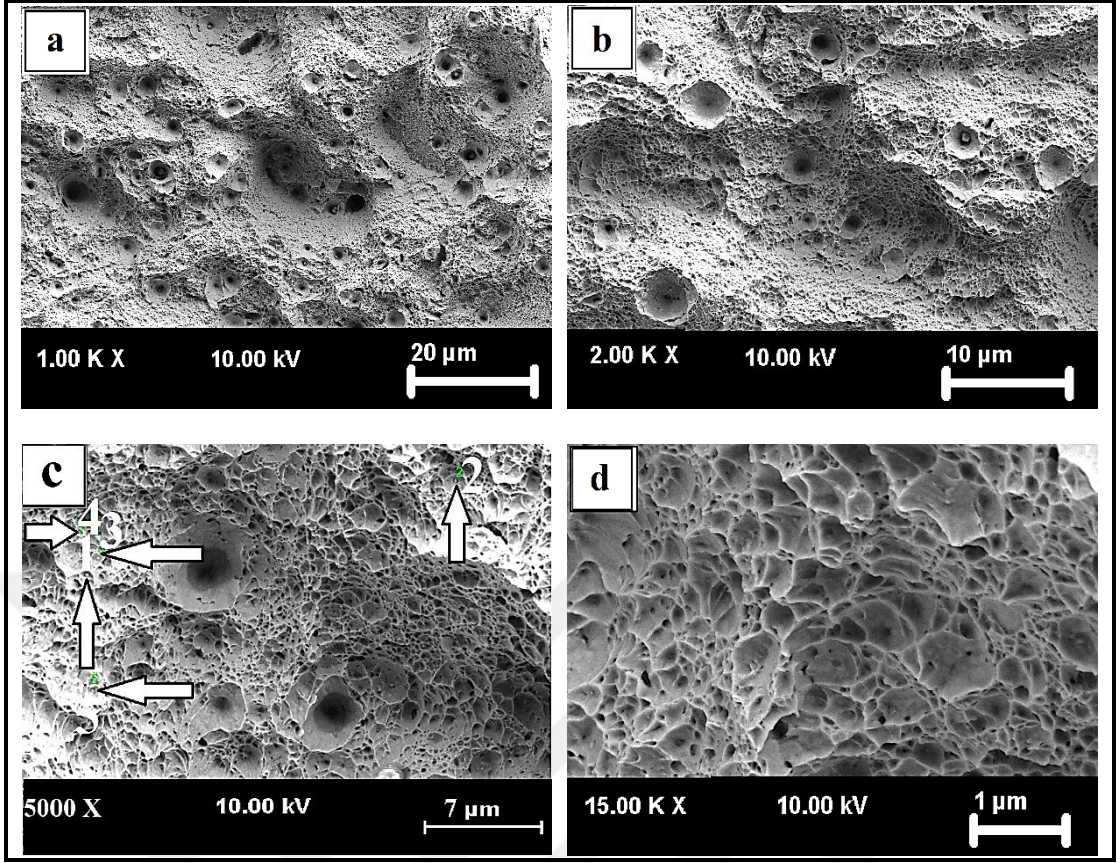
Mass percent (%)									
Spectrum	C	Si	P	S	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	24.11	0.03	0.00	0.00	2.43	6.39	5.44	61.37	0.23
2	0.32	0.11	0.00	0.08	1.31	3.76	4.57	89.86	0.00
3	3.88	0.12	0.00	0.00	0.34	2.46	0.41	91.11	1.68
Mean value:	9.44	0.09	0.00	0.03	1.36	4.20	3.47	80.78	0.64
Sigma:	12.83	0.05	0.00	0.05	1.04	2.00	2.69	16.82	0.91
Sigma mean:	7.41	0.03	0.00	0.03	0.60	1.16	1.55	9.71	0.53

Şekil 5.30. 700 °C’de çekme testi uygulanan suda soğutulmuş numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.

Şekil 5.31, 32, 33, 34'de, 25 °C, 200 °C, 400 °C ve 700 °C'de test edilen temperlenmiş numunelerin kırık yüzeylerinden alınan SEM resimleri görülmektedir. 25 °C, 200 °C ve 400 °C'de test edilen temperlenmiş numunenin ayrılma düzlemleri ve petekli yapıdan oluşan karışık tip bir kırılma davranışı görülmüştür. Suda soğutulmuş numunelerin kırılma yüzeylerinde kaba ve genellikle eş büyüklükte çukurlar oluşurken temperlenmiş numunelerde daha ince çukurların oluştuğu gözlenmiştir [81]. Öte yandan, 700 °C'de yapılan çekme testi sonrası temperlenen numunelerin kırık yüzeyinde kesit alanındaki düşüğe bağlı olarak petekli yapının oluştuğu tespit edilmiştir. Kırılma yüzeyinde bulunan küçük çukurlarda bazı çökelti oluşumları ana malzemede, suda soğutulan ve temperlenmiş numunelerde tespit edilmiştir. Yapılan EDS analizi sonucunda ana malzeme, suda soğutulan ve temperlenen numunelerde kompleks Cr-Mo-C çökeltilerinin varlığı tespit edilmiştir.

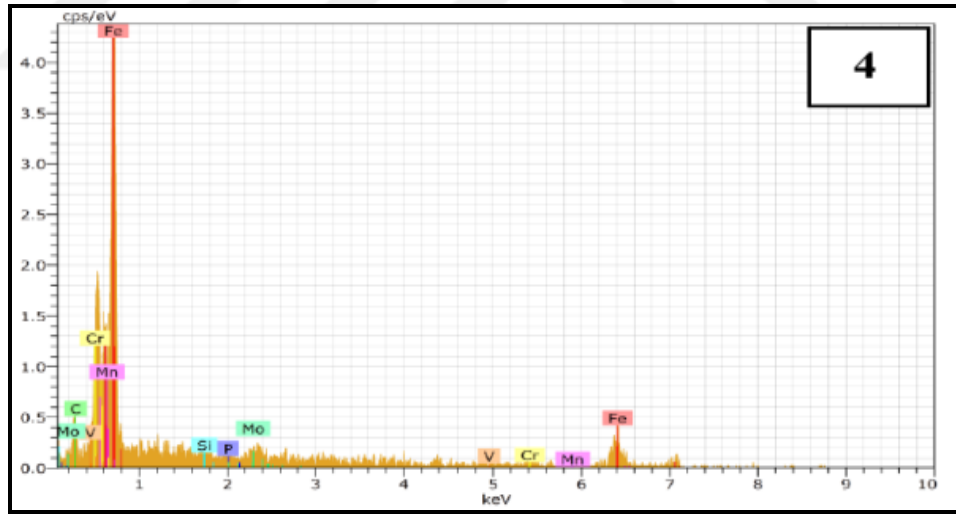
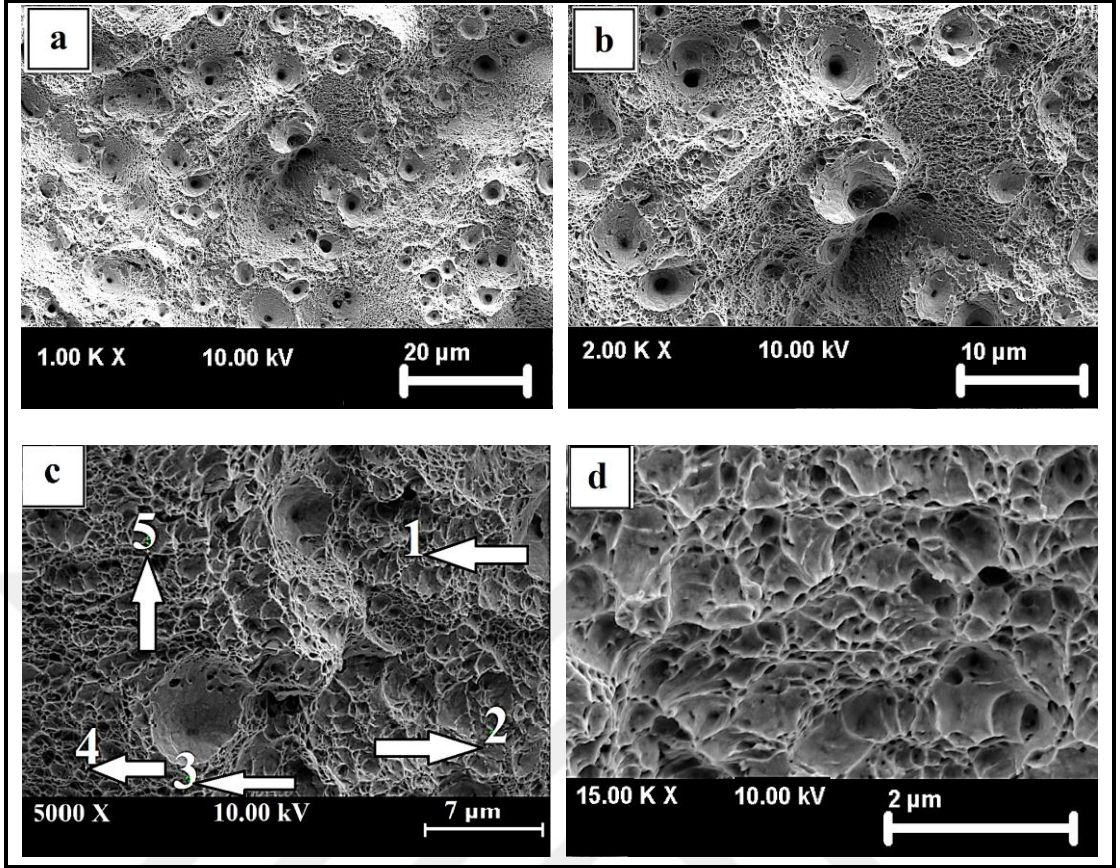


Şekil 5.31. Oda sıcaklığında çekme testi uygulanan temperlenmiş numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.



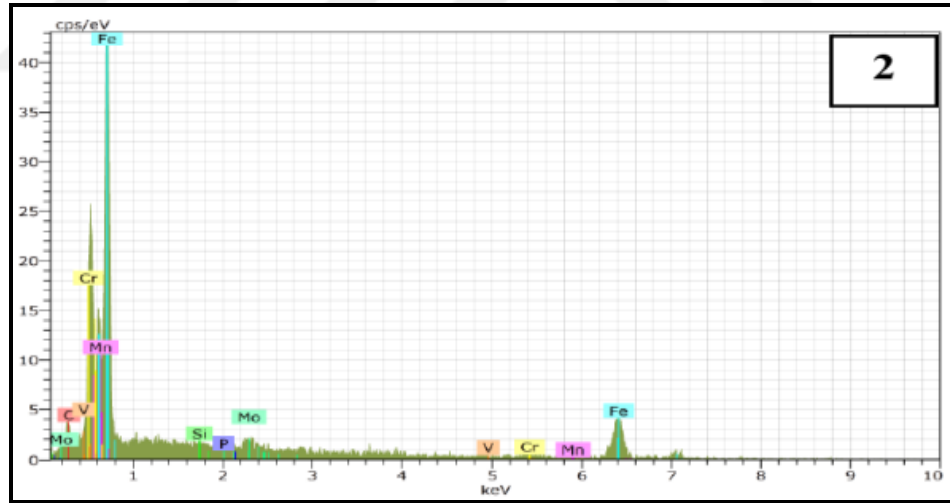
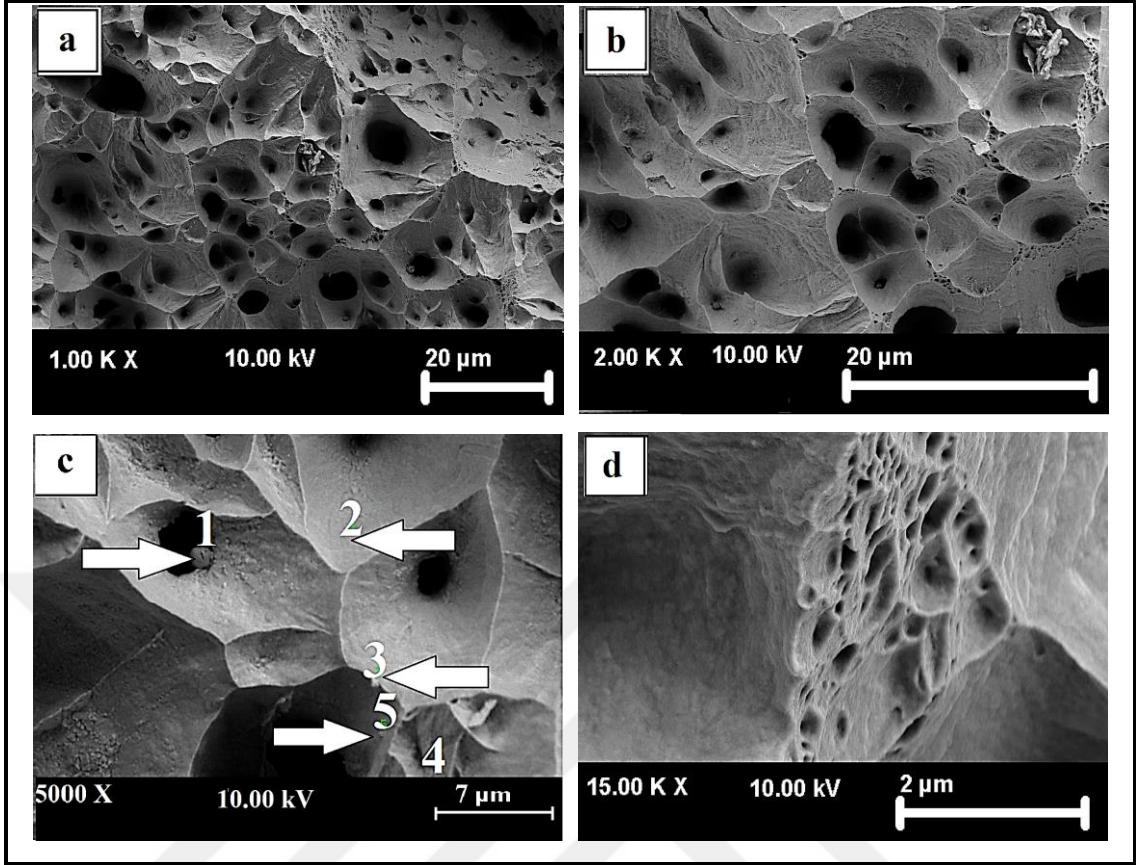
Mass percent (%)								
Spectrum	C	Si	P	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	1.33	0.22	0.04	0.51	3.24	1.13	90.29	3.24
2	0.18	0.05	0.00	2.35	4.74	3.15	89.40	0.13
3	0.79	0.09	0.00	1.40	4.25	1.20	91.16	1.11
4	0.06	0.01	0.00	1.88	3.80	4.27	89.85	0.14
5	3.00	0.26	0.00	0.56	3.21	0.65	88.47	3.85
Mean value:	1.07	0.13	0.01	1.34	3.85	2.08	89.83	1.69
Sigma:	1.19	0.11	0.02	0.81	0.66	1.56	1.00	1.75
Sigma mean:	0.53	0.05	0.01	0.36	0.29	0.70	0.45	0.78

Şekil 5.32. 200 °C’de çekme testi uygulanan temperlenmiş numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.



Mass percent (%)								
Spectrum	C	Si	P	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	2.19	0.11	0.07	1.01	3.44	2.43	90.35	0.39
2	3.97	0.40	0.00	0.30	2.17	0.00	90.90	2.26
3	5.15	0.12	0.16	0.00	3.31	1.55	88.38	1.32
4	10.95	0.67	0.18	0.08	4.83	1.46	78.76	3.07
5	1.66	0.09	0.06	0.00	3.51	2.79	91.45	0.45
Mean value:	4.79	0.28	0.09	0.28	3.45	1.65	87.97	1.50
Sigma:	3.72	0.25	0.07	0.43	0.95	1.08	5.27	1.16
Sigma mean:	1.66	0.11	0.03	0.19	0.42	0.48	2.36	0.52

Şekil 5.33. 400 °C’de çekme testi uygulanan temperlenmiş numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.



Mass percent (%)								
Spectrum	C	Si	P	V	Cr	Mn	Fe	Mo
1	48.21	2.81	1.68	0.00	2.93	1.41	42.94	0.01
2	6.38	0.09	0.00	0.29	2.19	0.37	88.57	2.11
3	5.40	0.44	0.00	0.66	3.97	0.08	87.91	1.54
4	6.02	0.40	0.00	0.36	2.45	0.00	88.85	1.92
5	4.17	0.39	0.00	0.77	2.44	0.87	89.48	1.88
Mean value:	14.04	0.83	0.34	0.41	2.80	0.55	79.55	1.49
Sigma:	19.12	1.12	0.75	0.31	0.71	0.59	20.47	0.85
Sigma mean:	8.55	0.50	0.34	0.14	0.32	0.26	9.16	0.38

Şekil 5.34. 700 °C’de çekme testi uygulanan temperlenmiş numunelerden alınan SEM kırık yüzey görüntüleri ve nokta EDS analizi.

BÖLÜM 6

GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

6.1. Genel Sonuçlar

AISI H10 sıcak iş takım çeliğinden elde edilen ana malzemenin 1050 °C'de 1 saat östenitlendikten sonra suda soğutulan numunelerin ve 550 °C'de 2 saat temperlenen numunelerin dinamik deformasyon yaşlanması davranışları, 25-700 °C test sıcaklığı için $10^{-3}s^{-1}$ 'lik bir deformasyon oranında yapılan çekme testi sonrası incelenmiştir. Mevcut çalışmadan elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibi sıralanmıştır:

1. 550 °C'de yapılan temperleme süresinin 10 dakikadan 2 saate çıkması sertliğin kademeli olarak artmasına neden olmuştur. En yüksek sertlik 2 saat temperlenen numunelerde 393 Hv₁ olarak elde edilmiştir. Sertliğin yüksek olması temperleme esnasında M₆C (Mo₆C) ve M₂₃C₆ (Cr₂₃C₆) gibi karbürlerin çökmesinden kaynaklanmaktadır. Temperleme süresinin 3 saat - 15 saat aralığına çıkması durumunda karbürlerin kabalaştığı görülmüştür. Bu durum çeliğin metalografik yapısında geniş ferrit alanlarının oluşmasına neden olmuştur.
2. H10 sıcak iş takım çeliğinde dinamik deformasyon yaşlanması ve ikincil sertleşme, dinamik deformasyon yaşlanma bölgesine karşılık gelen 200 °C ve 400 °C sıcaklık aralığında oluşmaktadır. Bu sıcaklık aralığında ana malzeme, suda soğutulan ve temperlenen numunelerin akma ve çekme dayanımları artış gösterirken % uzama değerleri düşmüştür. 400 °C'nin üzerindeki test sıcaklıklarında ise dayanım değerleri düşmüştür.

3. Suda soğutulan numunelerde ana malzeme ve temperlenen numunelere göre martenzit yapısında daha yüksek miktarda C bulunduğundan, dinamik deformasyon yaşanmasına daha duyarlıdır. 25-700 °C sıcaklık aralığında test edilen suda soğutulmuş numuneler ana malzeme ve temperlenen numunelere göre en yüksek akma ve çekme dayanımı, fakat en düşük % uzama değeri göstermiştir.
4. Temperlenen numuneler, 25-400 °C sıcaklık aralığında test edildiğinde maksimum çekme eğrisi bir düzleşme göstermiştir. Malzemenin dayanım düşüşü ana malzeme ve suda soğutulan numunelere oranla minimal seviyelerdedir. 400 °C üzeri test sıcaklığına çıkıldığında temperlenen numunelerin çekme dayanımındaki düşüşün suda soğutulan numunelere göre daha az olduğu görülmektedir. Bu durum temperlenen numunelerde 400-700 °C test sıcaklığı aralığında Cr, Mo veya V karbonitrürlerin oluştuğunu ve çeliğin çekme dayanımını su verilen numunelere göre daha yüksek tuttuğunu göstermektedir.
5. Suda soğutulan ve temperlenen numunelerde çalışma sertleşmesi oranındaki artış ana malzemeye göre oldukça fazladır. Bununla birlikte, ana malzemede ve temperlenen numunelerde çalışma sertleşmesi oda sıcaklığına göre bir düşüş sergilemektedir. Bu sonuçlar suda soğutulan numunelerin, temperlenen numunelere ve ana malzemeye göre daha fazla oranda dinamik yaşlanma sertleşmesinden etkilendiğini göstermektedir.
6. 25 °C, 200 °C ve 400 °C'de test edilmiş suda soğutulan numunelerin ve temperlenen numunelerin kırık yüzeylerinde, petekli yapı ve ayrılma düzlemleri (klivaj düzlemi) birarada görülmüştür. Elde edilen bu sonuç 200 °C ve 400 °C'de test edilen numunelerin % uzama değerlerinde görülen düşüşle paralellik göstermektedir. Test sıcaklığının 700 °C'ye çıkmasıyla birlikte % uzama artmış ve kırılma yüzeyinde petekli yapı tekrar gözlenmiştir. Ana malzeme ise 200 °C ve 400 °C'de çekme testine tabi tutulduğunda kısmen sünek ve kısmen gevrek bir davranış sergilerken 25 °C ve 700 °C'de yalnızca sünek bir davranış göstermiştir.

7. Ana malzeme, suda soğutulan ve temperlenen numunelerin kırık yüzeyleri karşılaştırıldığında, ana malzemenin, tüm test sıcaklıkları için suda soğutulan ve temperlenen numunelere kıyasla, kırılma yüzeylerinde oluşan çukurların daha yüksek yoğunluk ve derinliğe sahip olduğu gözlenmiştir. Bu sonuç ana malzemenin, 25-700 °C test sıcaklıklarında suda soğutulan ve temperlenen numunelere göre daha iyi uzamaya sahip olduğunu göstermektedir.
8. H10 sıcak iş takım çeliğinde ana malzeme, suda soğutulan ve temperlenen numunelerde 200 °C ve 400 °C’de meydana gelen dayanım artışına çökeltiller ile birlikte dinamik deformasyon yaşlanmasının da katkı sağladığı tespit edilmiştir.

6.2. Öneriler

1. Elde edilen sonuçlardan anlaşılacağı gibi dinamik deformasyon yaşlanması katı eriyik içerisinde bulunan C ve N atomlarının miktarıyla veya Mo, V, Cr gibi alaşım elementlerinin karbür oluşturmasıyla bağlantılıdır. Bu nedenle bu çalışmada ana malzeme, su verilen ve temperlenen numunelerde bulunan çökeltiller ve karbürlerin ebadı, türü ve miktarı geçirmeli elektron mikroskobu (TEM) kullanılarak tespit edilebilir. TEM çalışmasından elde edilen sonuçlar çekme sonuçlarıyla kıyaslanarak daha detaylı bir inceleme yapılabilir.
2. Bu çalışmada ana malzeme, suda soğutulan ve 2 saat temperlenen numuneler üzerinde dinamik deformasyon yaşlanması davranışı incelenmiştir. Sıcak iş takım çelikleri genellikle yağ ortamında soğutularak çift temperleme işlemine tabi tutulurlar. Bu nedenle ısıtma işlemi genişletilerek dinamik deformasyon yaşlanmasının etkisi daha detaylı incelenebilir. Ayrıca bu çalışma kapsamında tek tip deformasyon oranı altında yaşlandırma işlemi gerçekleştirilmiştir. Farklı deformasyon oranlarında yaşlandırma işlemi uygulanarak bu tip malzemelerin dinamik deformasyon yaşlanması davranışı daha spesifik olarak incelenebilir.

KAYNAKLAR

1. ASM International Handbook Committee, "Casting. In: Metals Handbook 9th ed. vol. 15", Sully LJD, *ASM International*, Ohio, 286-287 (1988).
2. Davis, J.R., ASM International Handbook Committee, "ASM Speciality Handbook: Tool Materials", *ASM International*, Ohio, 251-252 (1995).
3. Sjöström, J., "Chromium martensitic hot-work tool steels", Ph. D Thesis, *Karlstad University Department of Materials Engineering*, Karlstad, 15-16 (2004).
4. Roberts, G.A., Krauss, G., Cary, R.A., "Tool Steels 5th ed.", *ASM International*, Ohio, 1-5, 66, 97-103, 218-222 (1998).
5. Arain, A., "Heat treatment and toughness behavior of tool steels (D2 and H13) for cutting blades", M. Sc. Thesis, *Toronto University Department of Metallurgy and Materials Science*, Toront, 16-17 (1999).
6. Medvedeva, A., Bergström, J., Gunnarsson, S., Andersson, J., "High-temperature properties and microstructural stability of hot-work tool steels", *Materials Science and Engineering: A*, 523 (1-2): 39-46 (2009).
7. Kohandehghan, A.R., Sadeghi, A.R., Akhgar, J.M., Serajzadeh, S., "Investigation into dynamic strain aging behaviour in high carbon steel", *Ironmaking and Steelmaking*, 37 (2): 155-160 (2010).
8. Iron and Steel Society, "Steel Products Manual: Tool Steels", *American Iron and Steel Institute*, Washington, 7-8 (1988).
9. Sohar, C.R., "Lifetime controlling defects in tool steels", Ph. D Thesis, Vienna University of Technology Institute of Chemical Technologies and Analytics, Vienna, 1-2 (2011).
10. Bayer, A., Becherer, B., Vasco, T., "High Speed Tool Steels", "ASM Handbook Machining vol. 16", *ASM International*, 53-54 (1989).
11. Albaraz, Z., "Isıl işlem parametrelerinin ve kimyasal kompozisyonun sıcak iş takım çeliklerinin mekanik özelliklerine etkisi", Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 1-15 (2011).
12. Schmolz Bickenbach Çelik., "Takım Çelikleri El Kitabı", *Schmolz Bickenbach Çelik A. Ş.*, Kocaeli, 45-85 (2009).

13. Özer, O., “1.2344 Kalite takım çeliğine alternatif sıcak iş takım çeliğinin ısıtılma işlem parametrelerinin belirlenmesi ve hadde bıçak uygulamalarındaki performansının incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, **Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Karabük, 6-7 (2016).
14. Asil Çelik, “Takım Çelikleri”, **Asil Çelik A.Ş.**, Bursa, (2000).
15. Özkul, İ., “Takım çeliği malzemelerinin geleneksel ve modern işleme yöntemleri ile işlenebilirliğinin araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, **Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Ankara, 3-4 (2012).
16. Koçak, H., “Takım Çelikleri El Kitabı 4. Baskı”, **Sağlam Metal**, 47-55 (2006).
17. Mesquita, R.A., “Tool Steels Properties and Performance”, **CRC Press**, Abingdon, 45-46, 54-56, 102-105, 140-145 (2016).
18. Viale, D., Beguinot, J., Chenou, F., Baron, G., “Optimizing microstructure for high toughness cold-work tool steels”, **6th International Tooling Conference**, Karlstad, 299-300 (2002).
19. Steiner, R., “ASM Handbook Vol 1 Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys”, **ASM International**, Ohio, 1785-1786 (1990).
20. Asan, N.Ö., “Sıcak iş takım çeliklerinde hasar oluşumu ve önlemleri”, Yüksek Lisans Tezi, **Y.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, 2-3 (2008).
21. Pickering, F.B., “The properties of tool steels for mould and die applications, tool materials for molds and dies”, **Proceedings of an International Conference**, 1-32 (1987).
22. Hamaker, J.C., “Die steel useful for ultra high-strength structural requirements”, **Met. Prog.**, 93 (1956).
23. Roberts, G.A., Hamaker, J.C., “Heat treatment of steel”, **U.S. Patent** 2,893,902, (1959).
24. İltter, Ö., “Alüminyum enjeksiyon döküm kalıplarında sıvı metal-kalıp etkileşimine yüzey işlemlerinin etkisi”, **İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, 11-13 (2008).
25. Schruoff, I., “Comparison of properties and characteristics of Hot-Work Tool Steels X38 CrMoV 5 1 (Thyrotherm 2343), X 40 CrMoV 5 1 (Thyrotherm 2344), X 32 CrMoV 3 (Thyrotherm 2365) and X 38 CrMoV 5 3 (Thyrotherm 2367). **Thyssen Edelstahl Technische Berichte**, 32-44 (1990).
26. Tayanç, M., Zeytin, G., “Yüksek hız çeliklerinin iç yapı ve ısıtılma işlem özellikleri”, **B.A.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi**, 2(1): 109-110 (2000).
27. Akça, G., “Takım çeliklerinin kaynağı”, Yüksek Lisans Tezi, **İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, 9 (2006).

28. Çalgın, M., “Bazı sıcak iş takım çeliklerinin yüksek sıcaklık aşınma davranışları”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, (1996).
29. Szumera J. A., “The Tool Steel Guide”, *Industrial Press Inc.*, New York, 58-59, 66-67 (2003).
30. Nilsson, H., Sandberg, O. and Win, R., “Tolls for die casting”, *Uddeholm Swedish Institute for Metals Research*, 5 (1): (1983).
31. Böhler Uddeholm Czech Republic, “Heat treatment of tool steel 8nd ed.”, *Uddeholms AB*, Werkzeuge, 5-7 (2012).
32. Sato, T., Nishizawa, T. and Murai, K., “Study on carbides in commercial special steels by Electrolytic isolation (v) on carbides in several cold-working die steels,” *Tetsu-to-Hagane*, 44 (1958): 565-570 (2009).
33. Gill, J. P., "High-carbon high-chromium steels," *Trans ASST*, 15: 387 (1929).
34. Ay, İ., Okoldan, G., “Sıcak iş takım çeliklerine uygulanan ısı işlemler ve bir uygulama”, *Makina Market Dergisi*, 94-98 (1997).
35. Güven, Y. Ş., Delikanlı, Y. E., “AA 2024 alüminyum alaşımında çökeltme sertleşmesinin mekanik özelliklere etkisi”, *Süleyman Demirel Üniversitesi Teknik Bilimler Dergisi*, 2 (4): 13-20 (2012).
36. Okumuş, Ş., “Düşük karbonlu mikroalaşımli çeliklerde soğuma ve deformasyon yaşlanmasının mekanik özelliklere etkisi” Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 23-28, 30-32 (2013).
37. Kaçar, R., Gündüz, S., “Statik gerinim yaşlanmasının ferritik paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerine etkisi”, *5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu*, Karabük, (2009).
38. Baird, J.D., “Strain ageing of steel”, *Iron and Steel*, 36: 186-192 (1963).
39. Baird, J.D., “The effect of strain ageing due to interstitial solutes on the mechanical properties of metal”, *Metallurgical Reviews*, 16: 1-18 (1971).
40. Türkmen, M., “Çift fazlı çeliklerde martenzit morfolojisi ve hacim oranının statik deformasyon yaşlanma davranışı üzerine etkisi”, Doktora Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, KARABÜK, 35-39,48-49 (2013).
41. Cottrell, A.H., Bilby, B.A., “Dislocation theory of yielding and strain ageing of iron”, *Proc. Phys. Soc.*, 62: 49-62 (1949).
42. Glen, J., “Effect of alloying elements on the high temperature tensile strength of normalised low carbon steel”, *Journal of the Iron and Steel Institute*, 186: 21-32 (1957).

43. Gaur, A., “Effect of strain ageing on welded or nonwelded low carbon steel”, Bachelor of Technology Department of Metallurgical and Materials Engineering, Rourkela, 17, 22-23 (2010).
44. Tosun, A., “Yaşlandırılan çift fazlı çeliklerin mekanik davranışlarının incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, **ZKÜ Fen Bilimleri Enstitüsü**, Zonguldak, 43-55 (2007).
45. Fu, Z., “A study of static strain Aging of selected ferritic steels” M. Sc. Thesis, **Tampere University of Technology in Materials Engineering**, Tampere, 27-29 (2017).
46. Mulford, R.A., Kocks, U. F., “New observations on the mechanisms of dynamic strain ageing and of jerky flow” **Acta Metall.**, 27: 1125-1133 (1979).
47. Li, C.C., Leslie, W.C., “Effects of dynamic strain aging on the mechanical properties of carbon steels”, **Metall. Trans. A**, 9 (A): 1765-1775, (1978).
48. Gündüz, S., “Dynamic strain ageing effects in niobium microalloyed steel”, **Ironmaking and Steelmaking**, 29: 341-346 (2002).
49. Donnelly, M.E., “The flow stress of low carbon steels under hot deformation: A basic data compilation for process analysis,” M. Sc. Thesis, **Rensselaer Polytechnic Institute**, New York, (1982).
50. Honeycombe R. W. K. and Bahadreshia H. K. D. H., “Steels Microstructure and Properties 2 ed.”, Arnold E., London, 83-113 (1995).
51. Gündüz, S., “Metalurjide Faz Diyagramları”, **Seçkin Yayıncılık**, Karabük, (2017).
52. Sinha, A.K., “Ferrous Physical Metallurgy”, Butterworth, (1989).
53. Leslie, W.C., “The physical metallurgy of steel”, **Mcgraw-Hill**, New York, (1983).
54. Cunningham, S., “Effect of substitutional elements on dynamic strain aging in steel”, M. Sc. Thesis, **McGill University Department of Mining and Metallurgical Engineering**, Montreal, ,16-20 (1999).
55. Baird, J.D., “Chapter 8: Dynamic strain aging in the inhomogeneity of plastic deformation”, **ASM**, 191, (1973).
56. Senkov, O.N., Jonas, J.J., “Metallurgical and materials transactions A”, **Springer Link**, 27: (1877).
57. Kishore, R., Singh, R.N., Sinha T.K., **Journal of Matenals Science**, 32 (2): 437 (1997).

58. Barlow, T.D., “Aging effects on the fatigue performance of deep rolled bar steels”, M. Sc. Thesis, *Faculty and Board of Trustees of the Colorado School of Mines*, Colorado, 5-8 (2013).
59. Jones, W. and Coombs G., “Fundamental of stells” *Journal of the Iron and Steel Institute*, 174: 9-15 (1953).
60. Savaşkan, T., “Malzeme Bilgisi ve Muayenesi”, *Derya Kitapevi*, İstanbul, 203-204 (2009).
61. Kayalı, S., “Plastik Şekil Verme İlke Ve Uygulamaları” İstanbul, (1995).
62. Gladman, T., “The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels”, *The Institute of Materials*, London (1997).
63. Gündüz, S., Cochrane, R.C., “Effect of dynamic strain ageing on mechanical properties of vanadium microalloyed steel”, *Materials Science and Technology*, 19(4): 422-428 (2003).
64. Beukel, V.D.A., “Theory of the effect of dynamic strain ageing on mechanical properties”, *Physica Status Solidi A.*, 30: 197–206 (1975).
65. Lou, S., Northwood, D. O., “Elevated temperature mechanical properties and dynamic strain aging in pressure vessel quality steel plate”. *Canadian Metallurgical Quarterly*. 131: 225-229 (1992).
66. Mulford, R.A., Kocks, U.F., “New observations on the mechanisms of dynamic strain ageing and of jerky flow”, *Acta Metallurgica*, 27: 1125-1134 (1979).
67. Verein Deutscher Eisenhüttenleute, “Steel: A Handbook for Materials Research and Engineering”, *Springer-Verlag*, Berlin (1992).
68. Gupta, C., Chakravartty J.K., Banerjee S., “Microstructure, deformation and Ffracture behavior of Cr-Mo-V steels” *International Journal of Metallurgical Engineering*, 2(2): 142-148 (2013).
69. Kishore, R., Singh, R.N., Sinha, T.K., “Effect of dynamic strain ageing on the tensile properties of modified 9Cr-1Mo steel”, *Journal of Materials Science*, 32: 437-442 (1997).
70. Keller, C., Margulies, M.M., Guillot, I., “Experimental analysis of the dynamic strain ageing for a modified T91 martensitic steel”, *Materials Science and Engineering: A*, 536: 273-275 (2012).
71. Huang, Z., Wagner, D., Bathia, C., “Some metallurgical aspects of dynamic strain aging effect on the low cycle fatigue behavior of C–Mn steels”, *International Journal of Fatigue*, 80: 113–120 (2015).
72. Baird, J.D., “The inhomogeneity of plastic deformation. metals park”, *ASM, Metals Park*, 191-222 (1973).

73. Marschall, C.W., Landow, M.P., Wilkowski, G.M., “Effect of dynamic strain ageing on fracture resistance of carbon steels operating at light-water reactor temperature”, *ASTM STP*, 1074: 339-360 (1990).
74. Leskovsek, V., Sustarsic, B., Jutrisa, G., “The influence of austenitizing and tempering temperature on the hardness and fracture toughness of hot-worked H11 tool steel”, *Journal of Materials Processing Technology*, 178: 328-334 (2006).
75. Muhamed, G. A., Gündüz, S., Erden, M.A., Taştumur, D., “Dynamic strain aging behaviour in AISI 316L austenitic stainless steel under as-received and as-welded conditions”, *Metals* **2017**, 7(362): 2-15 (2017).
76. Gündüz, S., Acarer, M., “High temperature tensile and wear behaviour of microalloyed medium carbon steel”, *Industrial Lubrication and Tribology*, 57(4): 145-149 (2005).
77. Karabulut, H., Gündüz, S., “Effect of vanadium content on dynamic strain ageing in microalloyed medium carbon steel, materials and design”, *Materials & Design*, 25(6): 521-527 (2004).
78. Karlsen, W., Ivanchenko, M., Ehrnsten, U., Yagodzinsky, Y., Hanninen, H., “Microstructural manifestation of dynamic strain ageing in AISI 316 stainless steel”, *Journal of Nuclear Materials*, 395: 156-161 (2009).
79. Rodriguez, P., “Serrated plastic flow”, *Bulletin of Materials Science*, 6: 653-663 (1984).
80. Bahrami, A., Mousavi A.S.H., Golozar, M.A., Shamanian, M., Varahram, N., “Effects of conventional heat treatment on wear resistance of AISI H13 tool steel”, *Wear*, 258: 846-851 (2005).
81. Okino, T., “Effect of microstructure on the toughness of hot work tool steels AISI H13, H10, and H19”, *J-Stage*, 27: 51-59 (1986).
82. Smith, W.F., “Structure and Properties of Engineering Alloys”, *McGraw-Hill*, New York, 97-100 (1981).
83. Mukherjee, T., Sellars, C.M., “Tensile properties of tempered chromium steels in the temperature range 0 °C to 700 °C”, *Metallurgical Transactions*. 3(4): 953-962 (1972).
84. Verma, P., Sudhakar, R. G., Chellapandi, P., Mahobia, G.S., Chattopadhyay, K., Santhi, S.N.C., “Dynamic strain ageing, deformation, and fracture behaviour of modified 9Cr-1Mo steel”, *Materials Science and Engineering A* 621: 39-51 (2015).
85. Clough, W.R., Soloman, J.L., “Nickel and split tensile fracture of anisotropic plate steel”, *Journal of Basic Engineering*, 91: 39-43 (1969).

ÖZGEÇMİŞ

Demet TAŞTEMÜR 1988 yılında Tokat'ta doğdu; ilk ve orta öğrenimini aynı şehirde tamamladı. 2007 yılında Kırıkkale Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü'nde öğrenime başlayıp 2011 yılında iyi derece ile mezun oldu. 2012 ve 2013 yıllarında Ankara'da OSTİM ve Sincan OSB'de çeşitli firmalarda makine mühendisi olarak görev yaptı. 2014 yılında Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği bölümüne araştırma görevlisi olarak başladı ve halen aynı yerde çalışmaya devam etmektedir.

ADRES BİLGİLERİ

Adres : Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Balıklarkayası Mevkii / KARABÜK
Tel : (553) 477 0253
E-posta : demettastemur@karabuk.edu.tr