AL ALAŞIMLI VE ALAŞIMSIZ OTOMOTİV ÇELİKLERİNE ÖSTEMPERLEME ISIL İŞLEMİ UYGULANMASI VE MİKROYAPI-MEKANİK ÖZELLİKLERİNE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

2020
YÜKSEK LİSANS TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ

Murat ÇAĞLAR

Danışman

Prof. Dr.Bilge DEMİR

AL ALAŞIMLI VE ALAŞIMSIZ OTOMOTİV ÇELİKLERİNE ÖSTEMPERLEME ISIL İŞLEMİ UYGULANMASI VE MİKROYAPI-MEKANİK ÖZELLİKLERİNE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

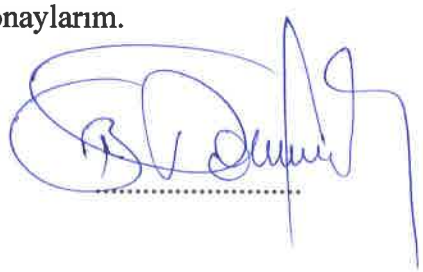
Murat ÇAĞLAR

Danışman
Prof. Dr. Bilge DEMİR

T.C.
Karabük Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır

KARABÜK
Ocak 2020

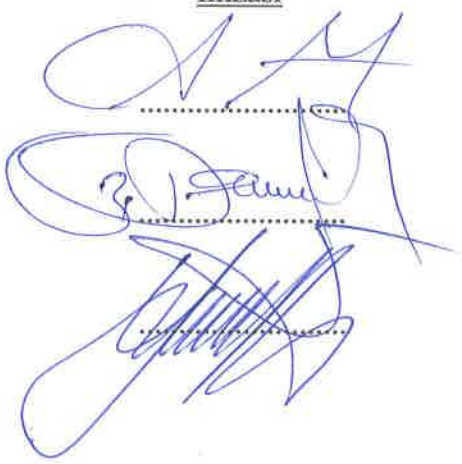
Murat ÇAĞLAR tarafından hazırlanan "AL ALAŞIMLI VE ALAŞIMSIZ OTOMOTİV ÇELİKLERİNE ÖSTEMPERLEME ISIL İŞLEMİ UYGULANMASI VE MİKROYAPI-MEKANİK ÖZELLİKLERİNE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ" başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.



Prof. Dr. Bilge DEMİR
Tez Danışmanı, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 15/01/2020

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)	İmzası
Başkan : Prof. Dr. Mustafa ACARER (SÜ)	
Üye : Prof. Dr. Bilge DEMİR (KBÜ)	
Üye : Doç. Dr. Yakup KAYA (KBÜ)	



KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Yüksek Lisans derecesini onamıştır.



Prof. Dr. Hasan SOLMAZ
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

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

Murat ÇAĞLAR

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

AL ALAŞIMLI VE ALAŞIMSIZ OTOMOTİV ÇELİKLERİNE ÖSTEMPERLEME ISIL İŞLEMİ UYGULANMASI VE MİKROYAPI-MEKANİK ÖZELLİKLERİNE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

Murat ÇAĞLAR

Karabük Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:
Prof. Dr. Bilge DEMİR
OCAK 2020, 67 sayfa

Bu çalışmada, kalıntı östenit oluşturan alüminyumun TRIP çeliklerinin özelliklerine etkileri incelenmiştir. Hassas döküm yolu ile üretilen iki farklı alaşım grubu çelik malzeme kullanılmıştır. Her alaşım grubunun kimyasal tanımları; 1. grup için C 0,17 - Al 0,069 - W 0,00632, 2. grup için C 0,23 - Al 1,64 – W 0,02868 olarak tespit edilmiştir. Bu malzemeler öncelikle sıcak haddeleme ile yassı hale getirilmiş, sonrasında sabit kritik sıcaklıkta tavlanmıştır. Ardından sabit sıcaklıkta, fakat farklı sürelerde izotermal tutma işlemleri ile farklı mikroyapı bileşen oranlarına sahip TRIP çelikleri üretilmiştir. Bu TRIP çelikleri mekanik ve metalografik karakterizasyon işlemlerine tabi tutulmuşlardır. Mekanik sonuçlar TRIP çeliği üretmek için yüksek Al miktarına ihtiyaç olduğunu göstermektedir. Ayrıca, su verme ısıl işleminden sonra; 320 HV ile 600 HV arasında, östemperleme ısıl işleminden sonra ise; 230 HV ile 350

HV arasında sertlik değerleri elde edilmiştir. En yüksek uzama değerini 2. grup numunesinden elde edilen TRIP çelikleri göstermiştir. Kalıntı östenit/martensit hacim oranı yüzde olarak 5,7 ile 12,3 arasında değişmektedir. Bu oranlar TRIP etkisi açısından miktar olarak yeterli seviyededir.

Ayrıca, su verme ısıl işleminden sonra; 320 HV ile 600 HV arasında ve Östemperleme ısıl işlemlerinden sonra ise; 230 HV ile 350 HV arasında sertlik değerleri elde edilmiştir. En yüksek uzama değeri 2. grup numunesinden elde edilen TRIP çelikleri göstermiştir. Kalıntı östenit/martensit hacim oranı yüzde olarak 5,7 ile 12,3 arasında değişmektedir. Bu oranlar TRIP etkisi açısından miktar olarak yeterli seviyededir.

Anahtar Sözcükler : TRIP çelikleri, mikroyapı, mekanik özellikler, kimyasal kompozisyon.

Bilim Kodu : 91517

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

APPLICATION OF AUSTEMPERING HEAT TREATMENT ON AL ALLOY AUTOMOTIVE STEELS AND ANALYSIS OF ITS EFFECTS ON MICROSTRUCTURE-MECHANICAL PROPERTIES

Murat ÇAĞLAR

Karabük University
Institute of Graduate Programs
Department of Manufucturing Engineering

Thesis Advisor:
Prof. Dr. Bilge DEMİR
January 2020, 67 pages

In this study, the effects of residual austenite-forming aluminum on the properties of TRIP steels were investigated. Two different alloy group steel materials produced by precision casting are used. Chemical definitions of each alloy group; C 0,17 - Al 0,069 - W 0,00632 for Group 1, C 0,23 - Al 1,64 - W 0,02868 for Group 2 These materials were first flattened by hot rolling and then annealed at a constant critical temperature. Then, TRIP steels with different microstructure component ratios were produced by isothermal holding processes at constant temperatures but at different times. These TRIP steels are subjected to mechanical and metallographic characterization processes. Mechanical results show that a high amount of Al is needed to produce TRIP steel. In addition, after quenching heat treatment; Between 320 HV and 600 HV, after austempering heat treatment; Hardness values between 230 HV and 350 HV were obtained. TRIP steels obtained from Group 2 sample showed the highest elongation

value. The residual austenite / martensite volume ratio ranges from 5.7 to 12.3 percent These rates are sufficient in quantity in terms of TRIP effect.

In addition, after quenching heat treatment; Between 320 HV and 600 HV and after Östemperleme heat treatment; Hardness values between 230 HV and 350 HV were obtained. The highest elongation value showed TRIP steels obtained from Group 2 sample. The residual austenite / martensite volume ratio ranges from 5.7 to 12.3 percent. These rates are sufficient in quantity in terms of TRIP effect.

Keywords **:** TRIP steels, microstructure, mechanical properties, chemical composition

Science Code **:** 91517

TEŞEKKÜR

Bu çalışmaların gerçekleşmesi süresince bilgi birikimi ve tecrübelerini paylaşan sn. hocam Prof. Dr. Bilge DEMİR'e, eğitim hayatım süresince, öncesinde ve sonrasında desteklerini esirgemeyen annem Nesrin ÇAĞLAR, Kardesim Burak ÇAĞLAR ve merhum babam Hüseyin ÇAĞLAR'a, her şartta yanımda olup bu çalışmanın oluşturulma sürecinde yoğun çalışma temposuna hoşgörü ile bakan eşim Gülşah ÇAĞLAR'a, Çalışmalarından edindiği bilgi ve belgeleri paylaşan Samet ŞERAS'a, birlikte mesai harcayarak bu çalışmanın meydana gelmesinde pay sahibi olan arkadaşlarım Orkun AŞYEMEZ ve Arman SALDI'ya, labaratuvar kullanımı ve deneylerin gerçekleşmesi sürecinde destek olan Arş. Gör. Öznur DİNCEL'e, çalışmaların tamamlanma sürecini kolaylaştıran CSP PREFABRİK HAVUZ VE HAVUZ EKİPMANLARI firma ve çalışanlarına, emeği geçen ismi yazılmamış herkese teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

Sayfa

KABUL ii
ÖZET iv
ABSTRACT vi
TEŞEKKÜR viii
İÇİNDEKİLER ix
ŞEKİLLER DİZİNİ xii
ÇİZELGELER DİZİNİ xiv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ xv

BÖLÜM 1 1
GİRİŞ 1

BÖLÜM 2 2
ÇELİK TÜRLERİ 2
2.1. İLERİ TEKNOLOJİ ÜRÜNÜ DÜŞÜK ALAŞIMLI YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER 3
2.1.1.Çift Fazli (DP) Çelikler 4
2.1.2. Kompleks Faz (CP) Çelikleri 5
2.1.3. Martensitik (MS) Çelik 5
2.1.4. TRIP Çelikleri (Transformation Induced Plasticity) 5

BÖLÜM 3 6
TRIP ÇELİKLERİ 6
3.1. Alaşım Elementlerinin Etkileri 6
3.1.1. Karbon 7
3.1.2. Silisyum 7
3.1.3. Alüminyum ve Fosfor 8
3.1.4. Mangan 8

Sayfa

3.2. MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLER 9
3.3. ÜRETİM 10
3.4. ÜRETIM ISIL İŞLEMI 11
3.4.1. Kritik Tavlama 12
3.4.2. Östemperleme 13
3.5. DAĞLAYICILAR 15

BÖLÜM 4 16
FeC DENGE DİYAGRAMI VE FAZ DÖNÜŞÜMLERİ 16
4.1. FeC DENGE DİYAGRAMI 16
4.2. DÖNÜŞÜM DİYAGRAMLARI 18
4.2.1. TTT Diagramları 19
4.2.2. Sürekli Soğuma Diyagramı 20
4.2.3. Alaşım Elementlerinin Etkisi 21

BÖLÜM 5 23
DENEY ÇALIŞMALARI 23
5.1. MALZEME 23
5.2. ISIL İŞLEM GEREÇLERİ 24
5.2.1. Fırın 24
5.2.2. Tuz Banyosu 25
5.2.3. Termokupl (Isıl Çift) ve Akım Kontrol Cihazı 25
5.3. ISIL İŞLEMLER 26
5.3.1. Kritik Tavlama Sonrası Su Verme 26
5.3.2. Kritik Tavlama Sonrası Östemperleme 26
5.4. METALOGRAFİ 27
5.5. SERTLİK TESTİ 27
5.6. ÇEKME TESTİ 28

BÖLÜM 6 29
DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA 29
6.1. İŞLEM GÖRMEMİŞ MALZEME 29

Sayfa

6.1.1. İlk Hal Mikroyapısı 29
6.1.2. İlk Hal Mekanik Özellikleri 30
6.2. KRİTİK TAVLAMA SONRASI SU VERME 31
6.2.1. Mikroyapı Görüntüleri 31
6.2.1.1. Su Verme Mikroyapı Görüntüleri 32
6.2.2. Sertlik Testi 36
6.2.3. Çekme Deneyi 37
6.3. KRİTİK TAVLAMA SONRASI ÖSTEMPERLEME 39
6.3.1. Mikroyapı Görüntüleri 40
6.3.1.1. Östemperleme Mikroyapı Görüntüleri 43
6.3.2. Sertlik Testi 45
6.3.3. Çekme Deneyi 46
6.3.3.1. Sabit Östemperleme Süreleri Değişken Alaşım Elementleri 48
6.3.3.2. Sabit Alaşım Elementleri Değişken Östemperleme Süreleri 55

BÖLÜM 7 58
SONUÇLAR 58
KAYNAKLAR 60

ÖZGEÇMİŞ 67

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Çelik türleri içerisinde TRIP çeliğinin % uzama ve çekme dayanımı ... 3
Şekil 2.2. Gerilim-gerinim kıyaslaması ... 4
Şekil 3.1. Şematik olarak TRIP çeliği mikroyapısı ... 9
Şekil 3.2. DP, TRIP ve HSLA kıyaslanması ... 9
Şekil 3.3. Çekme testi sırasında deformasyonun şematik gösterilmesi ... 10
Şekil 3.4. Kritik tavlama, soğutma ve izotermal tavlama işlemleri ... 12
Şekil 3.5. Östemperleme işleminin termal döngüsü ... 13
Şekil 3.6. Kontrollü hızlı soğutma işlemi ve genel havada soğutma işlemi ... 14
Şekil 4.1. Fe-C denge diyagramı ... 17
Şekil 4.2. Demirin soğuma eğrisi ve dönüşümü ... 18
Şekil 4.3. Ötektoid çelik için TTT diyagramı ... 19
Şekil 4.4. Çeşitli ortamlardaki soğuma eğrileri ... 20
Şekil 4.5. TRIP çeliklerine alaşım elementlerinin etkisi ... 22
Şekil 5.1. Ham malzeme bileşimindeki değişim ... 23
Şekil 5.2. Isıl işlem fırını yeni yükleme noktası şematik gösterimi ... 24
Şekil 5.3. Tuz banyosu ... 25
Şekil 5.4. Isıl çift şematik gösterimi ... 25
Şekil 5.5. Çekme numunesi ölçülendirmesi ... 28
Şekil 6.1. 1. grup ilk hal için; sırası ile 1000x ve 500x büyütme ... 29
Şekil 6. 2. 2. grup ilk hal için; sırası ile 1000x ve 500x büyütme ... 29
Şekil 6.3. Malzemenin gruplarının ilk hal çekme grafiklerinin kıyaslanması ... 30
Şekil 6.4. Sıcaklığa bağlı olarak ferrit ve martensit hacim oranlarındaki değişim 31
Şekil 6.5. 720°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup. ... 33
Şekil 6.6. 740°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup. ... 33
Şekil 6.7. 760°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup. ... 33
Şekil 6.8. 780°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup. ... 34
Şekil 6.9. 800°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup. ... 34
Şekil 6.10. 820°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup. ... 34
Şekil 6.11. 840°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup. ... 35

Sayfa

Şekil 6.12. 860°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup. 35
Şekil 6.13. 880°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup. 35
Şekil 6.14. 900°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup. 36
Şekil 6.15. Su verme işleminde sıcaklıklara göre sertlik oranındaki değişim. 37
Şekil 6.16. 1. grup ilk hal ve su verme çekme grafikleri. 38
Şekil 6.17. 2. grup ilk hal ve su verme çekme grafikleri. 38
Şekil 6.18. İki grup su verme çekme grafikleri. 39
Şekil 6.19. Östemperleme işlem aşamaları. 40
Şekil 6.20. Kalıntı östenit hacim oranlarının dönüşüm süresine göre kıyaslanması. 42
Şekil 6.21. TRIP çeliği fazların gösterimi. 42
Şekil 6.22. 750°C 30s için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup. 44
Şekil 6.23. 750°C 90s için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup. 44
Şekil 6.24. 750°C 150s için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup. 44
Şekil 6.25. 750°C 300s için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup. 45
Şekil 6.26. Beynitik dönüşüm sürelerine göre sertlik oranındaki değişim. 46
Şekil 6.27. 1. grup, ilk hal ve 30s beynitik dönüşüm. 49
Şekil 6.28. 2. grup, ilk hal ve 30s beynitik dönüşüm. 50
Şekil 6.29. 1. grup ve 2. grup 30s beynitik dönüşüm. 50
Şekil 6.30. 1. grup, ilk hal ve 90s beynitik dönüşüm. 51
Şekil 6.31. 2. grup, ilk hal ve 90s beynitik dönüşüm. 51
Şekil 6.32. 1. grup ve 2. grup 90s beynitik dönüşüm. 52
Şekil 6.33. 1. grup, ilk hal ve 150s beynitik dönüşüm. 52
Şekil 6.34. 2. grup, ilk hal ve 150s beynitik dönüşüm. 53
Şekil 6.35. 1. grup ve 2. grup 150s beynitik dönüşüm. 53
Şekil 6.36. 1. grup, ilk hal ve 300s beynitik dönüşüm. 54
Şekil 6.37. 2. grup, ilk hal ve 300s beynitik dönüşüm. 54
Şekil 6.38. 1. grup ve 2. grup 300s beynitik dönüşüm. 55
Şekil 6.39. 1. grup değişken beynitik dönüşüm süreleri. 56
Şekil 6.40. 2. grup değişken beynitik dönüşüm süreleri. 57

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. Düşük alaşımlı yüksek mukavemetli çeliklerin sınıflandırılması 2
Çizelge 3.1. TRIP çeliği dağlama yöntemleri 15
Çizelge 5.1. Değişken alaşım elementleri 23
Çizelge 5.3. Kritik sıcaklıklar 24
Çizelge 6.1. Malzemelerin ferrit oranı, sertliği, çekme dayanımı, kopma uzaması ve üniform uzaması 30
Çizelge 6.2. Malzeme tipleri için sıcaklığa bağlı ferrit-martensit değişimleri..... 32
Çizelge 6.3. Su verme numuneleri sertlikleri..... 36
Çizelge 6.4. Malzemelerin ferrit oranı, sertliği, çekme dayanımı, kopma uzaması ve üniform uzaması 37
Çizelge 6.5. Östemperleme isıl işlemi sonrası faz hacim oranları 41
Çizelge 6.6. Östemperleme numuneleri sertlikleri..... 45
Çizelge 6.7. Çekme testi uygulanan numunelerin faz hacim oranları ve mekanik özellikleri 47

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

C : karbon

Nb : niyobyum

Al : alüminyum

Si : silisyum

Mn : mangan

Mo : molibden

Ni : nikel

W : tungsten (volfram)

Ti : titanyum

V : vanadyum

P : fosfor

FeC : demir-karbon

Fe_3C : demir-sementit

δ : alfa Ferrit

γ : östenit

α : ferrit

KISALTMALAR

TRIP : Transformation Induced Plasticity (Dönüşüm Kaynaklı Plastiklik)

DP : Dual Phase (Çift Fazlı Çelik)

CP : Complex Phase (Kompleks Fazlı Çelik)

MS : Martensitik Steel (Martensitik Çelik)

HSLA : High Strength Low Alloy (Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımlı Çelikler)

TTT : Time Temperature Transformation (Zaman Sıcaklık Dönüşüm Diagramı)

CHT : Continuous Heating Transformation (Sürekli Isıtma Dönüşüm Diyagramı)

CCT : Continuous Cooling Transformation (Sürekli Soğutma Dönüşüm Diyagramı)

1. grup : 1. Numune Grubu

2. grup : 2. Numune Grubu

HV : Vickers Hardness (Vickers Sertlik)

AHSS : Advanced High Strength Steel (İleri Yüksek Mukavemetli Çelikler)

HSS : High Strength Steel (Yüksek Mukavemetli Çelikler)

BÖLÜM 1

GİRİŞ

TRIP çelikleri otomotiv sektörü ve diğer çeşitli sektörlerde kullanılan ve en çok aranan çeliklerden birisidir. TRIP çeliklerinin özellikleri iyileştirilmek amacıyla alaşımlandırılmaktadır. Çeşitli alaşım elementlerinin bu çelikler üzerinde ne gibi etkilerinin olduğu araştırılmaktadır. Dış pazara bağlı bu çelik türünün anlaşılması ve araştırılması büyük önem taşımaktadır.

TRIP yüksek dayanım ve yüksek uzama özelliği sağlayan çelik türlerindendir. Kimyasal içeriğini demir, karbon mangan ve silisyum oluşturur [1]. Karbon alaşım elementleri içinde en çok rol oynayan alaşım elementidir. Kalıntı östenit miktarını karbon belirlemektedir. Kalıntı östenit deformasyon sırasında martensite dönüştüğü için karbon oranı genel olarak TRIP çeliğinin karakteristik alaşım elementidir [2]. TRIP çeliklerinin sahip olduğu mikro yapı, ferrit matrisi içerisine hapsolmuş kalıntı östenit ile birlikte beynit, martensit gibi sert fazlardan oluşur [3]. Kalıntı östenit miktarı, çekme direnci, uzama miktarı, enerji emebilme yeteneği ile doğru akma dayanımı ile ters orantılıdır. TRIP çeliklerinde kalıntı östenit gerilimin artması ile martensite dönüşür ve çalışma sertleşmesi meydana gelir [4].

Bu çalışmada, alüminyum (Al) içerikleri değişkenlik gösteren TRIP çeliğine kritik tavlama ardından su verme ve kritik tavlama ardından östemperleme ısıl işlemleri uygulanmıştır. Birinci aşamada değişken kritik sıcaklıkların ardından su verme işlemi yapılarak östenit hacim oranı tespit edilmiş ve ikinci aşama sıcaklıkları belirlenmiştir. Kritik sıcaklıklarda östenit dönüşümü sağlandıktan sonra beynitik dönüşüm için östemperleme işlemi yapılmıştır. Östemperleme işlemi farklı sürelerde tuz banyosunda gerçekleştirilmiştir. Ardından metalografi, hacim oranı belirleme, sertlik ölçümü ve çekme deneyleri gerçekleştirilmiştir. Bu işlemler donucunda dayanım ve uzama özelliklerinin iyileştirilmesi amaçlanmıştır.

BÖLÜM 2

ÇELİK TÜRLERİ

İçerik olarak demir oranı en yüksek ve ardından en fazla %2 karbon içeren yapıya çelik denir. Çelik, demir ve karbon dışında çeşitli alaşım elementleri ile desteklenir ve güçlendirilir. Her alaşım elementinin farklı bir özelliği vardır ve çeliğin kullanım alanına göre alaşım elementi kullanılmaktadır [5]. Otomotiv endüstrisi yıllar geçtikçe güvenliği yüksek tutarak araçları hafifletmeyi ve performans artırımını hedeflemektedir [6]. Bu hedefler doğrultusunda yeni türler bulunmuş ve geliştirilmiştir. Ağırlık ve mekanik özellikler önceden ters orantılı iken yeni türler ile birlikte çelikler hafiflerken mekanik özelliklerden verilen kayıp azalmaktadır. Bu çelik türleri içerisinde yer alan TRIP çelikleri otomotiv sektörünün vazgeçilmezidir.

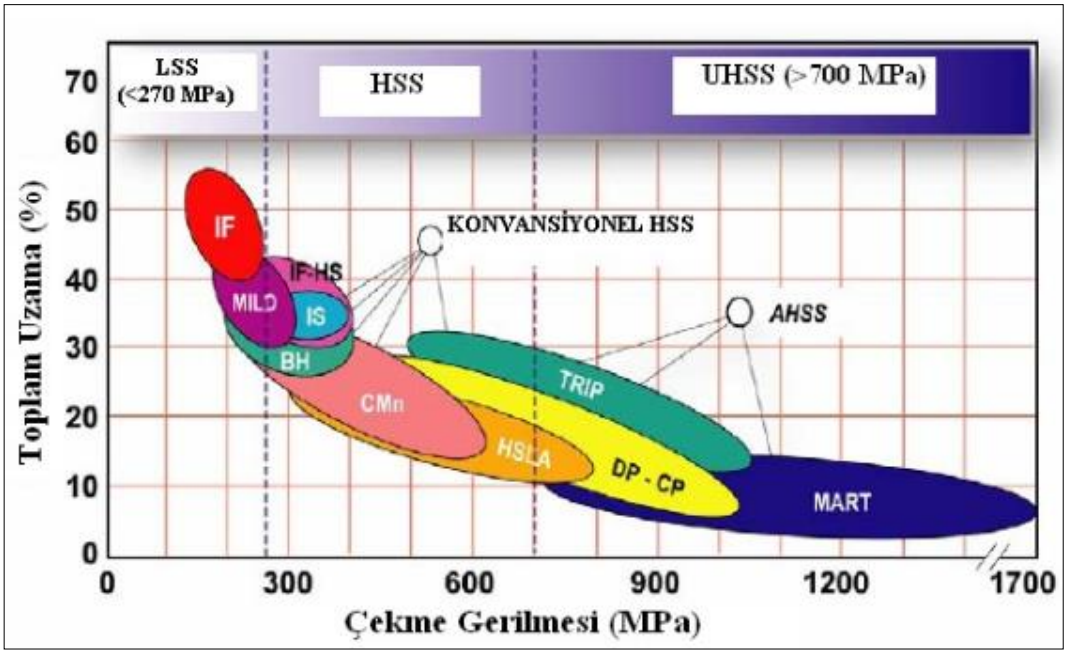
Çizelge 2.1. Otomotiv çelik türleri.

<table>
<tr><th>LC
(düşük karbonlu)</th><th>HSS
(yüksek mukavemetli)</th><th>AHSS
(geliştirilmiş HSS)</th><th>HMS
(Yüksek Mn Çelik)</th></tr>
<tr><td rowspan="3">IF
Arayer atomsuz çelik</td><td>IF-HS
Yüksek mukavemetli IF</td><td>DP
Dual fazlı çelik</td><td rowspan="3">TRIP
TRIP çeliği</td></tr>
<tr><td>IS
Yüksek mukavemetli</td><td>CP
Kompleks fazlı çelik</td></tr>
<tr><td>BH
Bake hardening çeliği</td><td rowspan="2">TRIP
TRIP çeliği</td></tr>
<tr><td rowspan="2">Mild
Düşük karbonlu</td><td>CMn
karbon çeliği</td><td rowspan="2">TWIP
Twip çeliği</td></tr>
<tr><td>HSLA
Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelik</td><td>MART
Martenzitik çelik</td></tr>
</table>

Düşük alaşımlı yüksek mukavemetli çelikler sınıfında bulunan TRIP çelikleri, diğer yüksek mukavemetli çelikler ile kıyaslandığında kullanım alanlarına göre dayanım ve şekillendirilebilirlik açısından daha iyi olduğu belirlenmiştir [7]. TRIP çeliklerinin kendi sınıfındaki diğer çeliklere göre daha avantajlı olmasının sebebi içerdiği kalıntı östenit hacim oranına bağlıdır. Kalıntı östenit hacim oranı ve diğer faz hacim oranları alaşım elementleri ile belirlenebilmektedir. Bu çelik türlerinin bir sonraki adımı ultra yüksek dayanımlı çeliklerdir. Ultra yüksek dayanımlı çelikler maliyet, düşük dayanımlı çelikler ise mekanik özelliklerin yetersizliği nedeni ile kullanımları oldukça sınırlıdır.

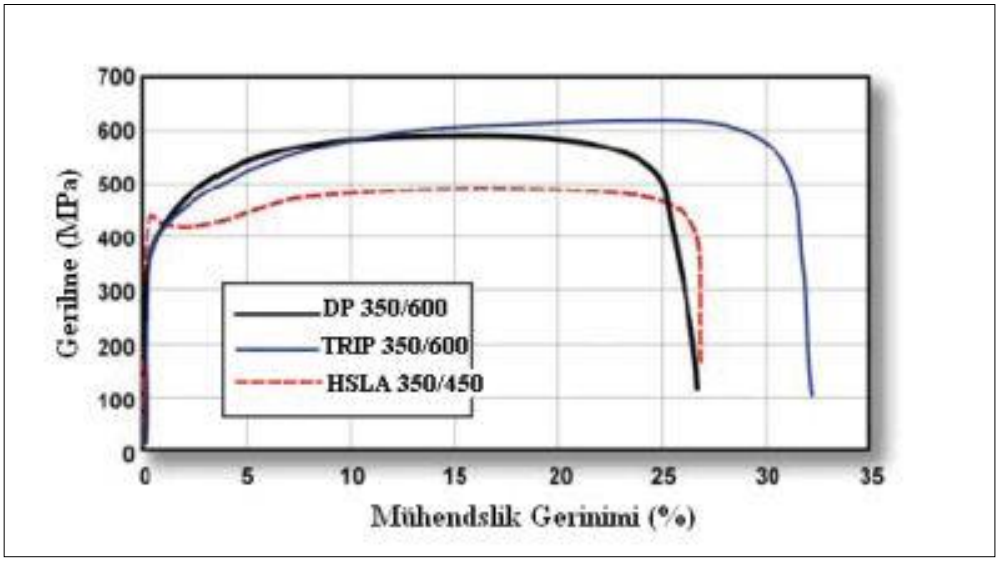
2.1. İLERİ TEKNOLOJİ ÜRÜNÜ DÜŞÜK ALAŞIMLI YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER

İleri teknoloji ürünü yüksek mukavemetli (AHSS) çelikler diğer çeliklere göre daha yüksek mukavemetli ve şekil verilebilirliği iyidir. Bu nedenle otomotiv sektörü dâhil birçok alanda kullanımı geniş yer tutmaktadır. Şekil 2.1'de bu çelik türlerinin dağılım ve konumunu gösterilmiştir.



Şekil 2.1. Çelik türleri içerisinde TRIP çeliğinin % uzama ve çekme dayanımı [8].

Mekanik özelliklerinin yüksek olmasının sebebi, mikro yapısındaki kalıntı östenit fazını içermesidir. Genel olarak mukavemet ve süneklik birbirine zıt olarak tanımlanır. Fakat bu çelik kategorisi kalıntı östenit etkisi ile hem yüksek mukavemet hem de sünek bir yapı sunmaktadır [9]. Bu sebepten TRIP çelikleri otomotiv sektöründe sıklıkla tercih edilmektedir. Hassani ve Yue (1999), yaptıkları çalışmada; TRIP çeliklerinin, çift fazlık çeliklerin bir modifikasyonu olduğunu ve TRIP çeliklerinde bulunan önemli miktarda kalıntı östenitin çift fazlı çeliklere kıyasla daha fazla uzama sağladığını bildirmişlerdir.



Şekil 2.2. Gerilim-gerinim kıyaslaması [4].

2.1.1. Çift Fazlı (DP) Çelikler

Düşük alaşımlı yüksek mukavemetli çelikler kategorisinde olan çift fazlı çelikler süneklik ve mukavemet bakımından yüksek özelliklere sahiptir [10]. Çift fazlı çeliklerin morfolojisi yumuşak ferrit matris içinde %20-25 oranında sert martensit hacim oranına sahiptir. Çalışmalar martensit hacim oranının çift fazlı çeliklerin deformasyon davranışı üzerinde çekme özelliklerini kontrol eden çok önemli bir faktör olduğunu göstermişlerdir. Çekme dayanımı, martensitin hacim oranıyla direkt ilişkilidir. Martensit hacim oranı arttıkça çekme dayanımı artar ve süneklik azalır [11].

2.1.2. Kompleks Faz (CP) Çelikleri

Mukavemet değerleri 800 ile 1180 MPa arasında olan bu çelikler yüksek şekillendirilebilme özelliklerine sahiptir [12]. Darbelere karşı yüksek enerji absorbe edebilme yeteneği vardır. Darbelere maruz kalan alanlarda kullanılmaktadır [13].

2.1.3. Martensitik (MS) Çelik

Şekillendirilebilirliği oldukça düşük olan bu çelik türü çok yüksek mukavemet değerlerine erişebilmektedir. Şekillendirilme özelliği düşük olan bu çelikler genelde sıcak şekillendirme yöntemleri kullanılarak form verilmektedir [12]. Martensit hacim oranı oldukça yüksek olan bu çelik türü az miktarda beynit ve ferrit içermektedir [14].

2.1.4. TRIP Çelikleri (Transformation Induced Plasticity)

Düşük alaşımlı yüksek mukavemetli çelik türleri içerisinde en genç olan türdür. Matrisi ferrit olan dağınık biçimde martensit/kalıntı östenit içeren ve beynit barındıran bir mikroyapıya sahiptir [13]. Bu çeliklerde uzama miktarını kalıntı östenitin martensite dönüşmesi etkiler. Kalıntı östenit deformasyon sırasında martensite dönüşmektedir [15].

BÖLÜM 3

TRIP ÇELİKLERİ

Otomotiv sektörü araç hafifletmek için birçok çalışmalar yapmaktadır. Bu araç hafifletme işlemleri yakıt tasarrufu, atık gazların azalması gibi faydalar sağlamaktadır. Bu faydaları sağlamak için daha hafif, yüksek enerji absorbe edebilen ve şekillendirilebilir çelik türleri gerekmektedir. Gerekli olan çelikler düşük alaşımlı yüksek mukavemetli çelikler içerisinden seçilebilir olup TRIP çelikleri bu konuda oldukça kullanılabilirdir. TRIP çelikleri iyi bir mekanik özelliğin yanı sıra yüksek sünekliği mikro yapısındaki ferrit matrisinde beynit ve martensit/kalıntı östenit bulundurması sonucu sağlamaktadır [5]. Şekillendirilebilirlik, karmaşık geometrili bir malzemenin kuvvet uygulanarak üretile bilinebilmesidir. Konieczny'e (2003) göre bu durum artan güç ile beraber bozulma eğilimi gösteren plastiklik veya süneklik ile ilgilidir. Sugimoto vd. (1993), TRIP çeliklerini bu açıdan benzersiz bulmuş, benzer mukavemetlere sahip diğer çeliklerden daha iyi şekillendirilebilirliğe sahip olduğunu belirtmişlerdir.

Jackues vd. (1998), mikroyapıdaki diğer fazların genel mekanik davranışı etkilediğini, kalıntı östenitin gerilime bağlı dönüşümünü tespit etmişlerdir. Bhadesa'ya (2001) göre TRIP çeliklerindeki yüksek homojen uzama, kalıntı östenitin martensite dönüşümüne bağlanmaktadır. Bununla birlikte bu dönüşüm sırasındaki gerilimler göz önünde tutulduğunda kalıntı östenit uzamaya en fazla %2 katkı sağlamaktadır.

3.1. ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİLERİ

Birçok çeliğin çeşitli alaşım elementi kompozisyonlarıyla üretilmesi mümkündür. TRIP çelikleri de çeşitli alaşım elementi kompozisyonları ile üretimi mümkündür. Adı geçen çelik türünün temel alaşım elementleri C, Si, Mn ve Al'dur. Adı verilen mikro alaşım elementlerinin etkileri oldukça fazladır [16].

Aşağıdaki nedenlerden dolayı TRIP çelikleri alaşımlandırılmaktadır;

- Kalıntı östenit oranını optimize etmek.
- Sementit çökelmesini kontrol etmek.
- Ferritin sertliğini arttırmak.
- Sertleşebilirliği arttırmak.
- Beynitik dönüşüm öncesi perlit oluşumundan kaçınmak.

3.1.1. Karbon

Karbon her alanda olduğu gibi TRIP çeliklerinde de hayati öneme sahiptir. Kalıntı östenit üzerindeki belirgin özelliklerin yanı sıra dönüşüm sonrası martensitin kalitesini de belirlemektedir [16].

De Meyer vd. (1999), yaptıkları çalışmada TRIP mikro yapısında karbonun zenginleştirilmesinin kalıntı östenit oluşturmak için en önemli mekanizmalardan biri olarak kabul etmiştir. Çünkü karbon içeriği martensitik dönüşümü etkilemektedir. Yani çok düşük karbon oranına sahip kalıntı östenit taneleri düşük gerilimlerde, yüksek karbon oranına sahip kalıntı östenit taneleri yüksek gerilimlerde martensite dönüşmektedir.

Karbon içeriği Ms sıcaklığını düşürdüğünden dolayı kalıntı östenitin stabilize olmasını sağlar. İstenilen TRIP etkisinin sağlanması için C içeriği %0,5-1,8 arasında olmalıdır [17].

3.1.2. Silisyum

Silisyum kalıntı östeniti arttırmaktadır [18]. Farklı Si içeren numuneleri deformasyonu sırasında martensit dönüşümlerinin farklı olduğu tespit edilmiştir [19]. TRIP çeliklerinin temel alaşım elementlerinden olan silisyum izotermal tutma sırasında sementit oluşumunu geciktirir ve östenitin kararlı halde olmasını sağlar. Silisyumun dezavantajı fazla bulunması halinde yüzey özelliklerinde kayıp yaşanmasıdır [16]. Bir

diğer dezavantaj ise yüksek silisyum olması mekanik özelliklerde düşüş meydana getirmesidir [20].

Güçlü bir ferrit stabilizatörü ve katı çözelti kuvvetlendiricisidir ve kalıntı östenitin karbonca zenginleşmesini sağlar [21]. İnce sac olarak üretilecek TRIP çeliğinde silisyum yüzey oksitleri meydana getirir ve bu da silisyumun neden az kullanılması gerektiğini açıklamaktadır. Buradaki silisyum eksikliği diğer alaşım elementleri ile tamamlanmaya çalışılır [22]. Bu durumda tercih edilen alaşım elementleri Al ve P olarak seçilir. Söz konusu elementler Si ile benzer özellikler göstermektedir. Si içermeyen bileşimler genel olarak öneriliyor olsa da Si sertleşme sırasında sementit oluşumunu en etkili şekilde önleyen alaşım elementidir [23].

3.1.3. Alüminyum ve Fosfor

Al alaşım elementi Si ile benzer etkileri göstermekte, sementit oluşumunu geciktirmekte ve östenit fazını zenginleştirmektedir. Bu sebepten silisyum düşük olsa bile TRIP etkisi gözlemlenebilmektedir [16]. Si aksine Al ferriti güçlendirmez ve bu durum mukavemette kayıp olmasına neden olmaktadır [24]. Diğer yandan P ferriti güçlendirir [25]. %0,1 fosfor artışı ferritin kuvvetlendirilmesinde yaklaşık 75MPa artışa neden olur [26].

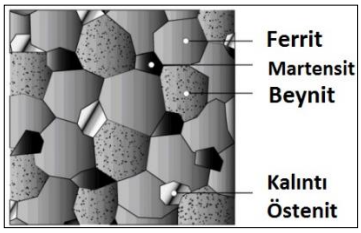
3.1.4. Mangan

Mangan östeniti stabilize ederek sünekliği etkilemektedir. Ms sıcaklığının düşmesine sebep olmaktadır [27]. Mangan kalıntı östenit miktarını uygun değer seviyesine getirebilmek için yaklaşık %1,5 düzeylerinde bulunması gerekmektedir [28]. Mangan artışı silisyumdaki azalmayı bir miktar telafi edebilmektedir ancak bu durum oluşacak beynit miktarını sınırlamaktadır [29]. Bunlara ek olarak belirgin mangan içeren çeliklerde bantlaşma meydana gelebilir [30].

3.2. MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLER

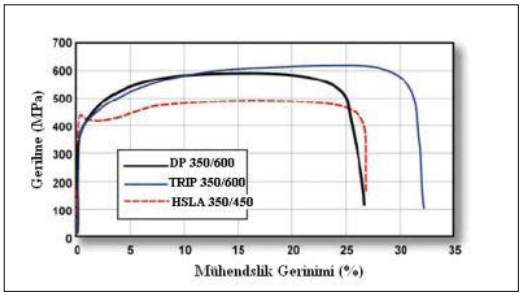
Mikroyapı, bir malzemeyi oluşturan bileşenlerin düzeni, bileşen fazları ve içerdiği kusurların gözlemlendiği malzemelerin mikroskop altında incelendiği duruma verilen isimdir.

TRIP çeliklerinde mikroyapı, matrisi ferrit olan ve bu matris içerisinde beynit, kalıntı östenit ve az miktarda martensit fazlarının bulunduğu yapıdır. TRIP çeliklerinde mekanik özelliklerin bağlı olduğu ana faktörler; fazların hacim oranları, tane boyutu, tane şekilleri ve dağılımdır. Bu faktörler ile mikroyapı özellikleri sonucu mekanik özellikler arasındaki bağlantılar belirlenebilir [6].



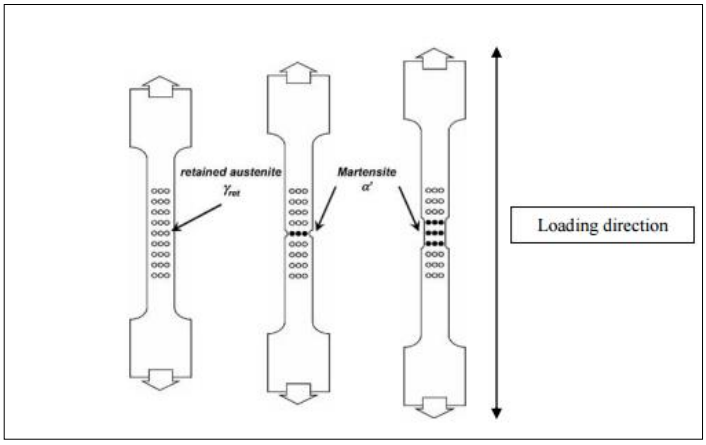
Şekil 3.1. Şematik olarak TRIP çeliği mikroyapısı [31].

Düşük alaşımlı yüksek mukavemetli çelikler içerisinde TRIP çelikleri şekillendirilebilirlik olarak bakıldığında daha yüksek özelliklere sahiptir. Beynitik dönüşüm sırasında oluşan kalıntı östenit deformasyon ile ekstra şekillendirilebilirlik sağlamaktadır. TRIP çelikleri deformasyon hızına duyarlıdır. Yüksek deformasyon hızı kalıntı östenitin dönüşümünü sınırlandırmaktadır [6]. Bhadesia'ya (2001) göre beynitik dönüşüm sırasında eksik dönüşümü nedeniyle TRIP çeliklerinde kalıntı olarak bulunmaktadır.



Şekil 3.2. DP, TRIP ve HSLA kıyaslanması [4].

Normal şartlarda kalıntı östenit hacim oranının sıfırlanması mümkün olmamakla beraber deformasyon uygulanarak martensite dönüşümü mümkündür. Kalıntı östenit hacim oranı soğuma sırasında oluşan kesinti ve kritik tavlama sıcaklığının yükselmesi ile arttırılabilmektedir [32]. Adı geçen faz hacim oranı sünekliği etkilemektedir [33]. Imai vd. (1992), yaptıkları çalışmalara göre yüksek kalıntı östenit hacim oranı, mukavemeti olumsuz etkileyebilecek daha az beynit anlamına gelir. Benzer şekilde kritik sıcaklıklar arasında yüksek ferrit oluşumu da daha az beynit oluşumuna neden olur. Bu durumlarda mukavemette düşüş gerçekleşmektedir.



Şekil 3.3. Çekme testi sırasında deformasyonun şematik gösterilmesi [34].

Uenishi vd. (2000), yaptıkları çalışmada TRIP çelikleri deformasyon hızına karşı hassastır. Artan deformasyon hızı gerilimi arttırarak uzamada azalmaya neden olduğunu bildirmişlerdir. Wei vd. (2002), yaptıkları çalışmada yüksek gerilme hızında bile muhtemelen TRIP etkisi ile, TRIP çeliklerinde üstün uzama olduğunu tespit etmiştir. Uenishi vd. (2000), iyi çarpışma değerlerine sahip bu çelikler araçların şasi, ön ve arka kapı darbe çubuklarında kullanılabildiğini söylemektedirler.

3.3. HADDELEME İLE ÜRETİM YÖNTEMİ

Üretim sırasında malzemeye uygulanan deformasyon ile kalıntı östenit martensite dönüşür ve deformasyon sertleşme katsayısı artar. Buna bağlı olarak deformasyon bölgesi homojenleşir. Burada östenit malzemeye süneklik sağlamaktadır [3]. Jackues vd. (2001), yaptıkları çalışmada TRIP çeliklerinde beynitik dönüşüm sırasında mikro yapısal dönüşüm, sıcak ve soğuk haddeleme işlemi için aynı olduğunu bildirmişlerdir.

TRIP çeliği üretiminde 2 yöntem bulunmaktadır [35].

1. Yöntem:
   - 1000^{o}C sıcaklıkta 1800s bekleme
   - %50 lik ilk deformasyon
   - 850^{o}C sıcaklığa havada soğutma
   - 90^{o} çevirerek %64 2. Deformasyon
   - 750^{o}C sıcaklıkta 300s bekleme
   - Suda soğutma
   - 420^{o}C sıcaklıkta 600s bekleme
   - Havada soğutma

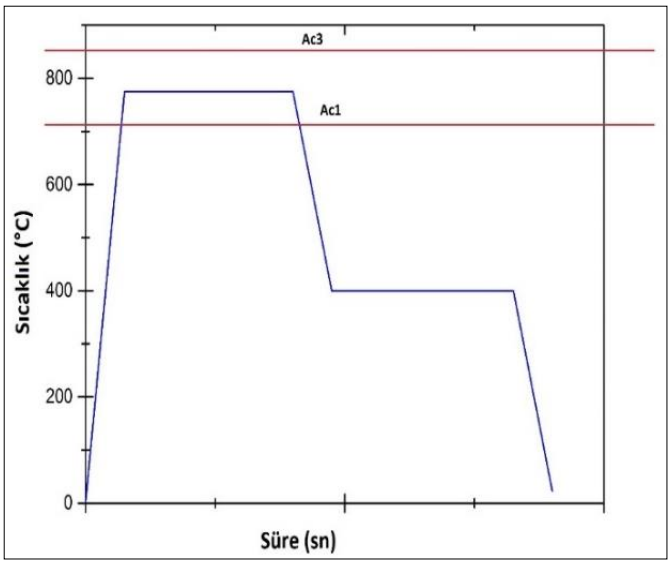
2. Yöntem:
   - 850 ^{o}C sıcaklıkta 1800s bekleme
   - 800 ^{o}C sıcaklığa havada soğutma
   - %70 deformasyon
   - 750 ^{o}C sıcaklıkta 300s bekleme
   - Suda soğutma
   - 420 ^{o}C sıcaklıkta 600s bekleme
   - Havada soğutma

Uygulanan termo-mekanik işlemler sonucu mikroyapıda değişimler gözlemlenir. Deformasyon şartları; hacim oranı, dağılım, boyut ce morfolojiyi belirlemektedir [35].

3.4. ISIL İŞLEM İLE ÜRETİM YÖNTEMİ

Uygun kimyasal bileşime sahip TRIP çeliğinin ısıl işlem ile üretimi için öncelikle A_1 ve A_3 sıcaklıkları arasında kritik tavlama yapılarak östemperleme sıcaklığına hızlı soğutulur. Ardından östemperleme sıcaklığında beynitik dönüşüm sağlanarak ikinci soğuma evresi olan havada soğuma gerçekleştirilir. Kritik tavlama sırasında %50 ferrit ve %50 östenit fazı oluşturulması gerekmektedir. Bu ısıl işlemler sonucunda son

soğuma işleminin ardından oluşan mikroyapı %50/60 ferrit, %25/40 beynit, %5/15 kalıntı östenit oluşmaktadır [36].



Şekil 3.4. Kritik tavlama, soğutma ve izotermal tavlama işlemleri.

3.4.1. Kritik Tavlama

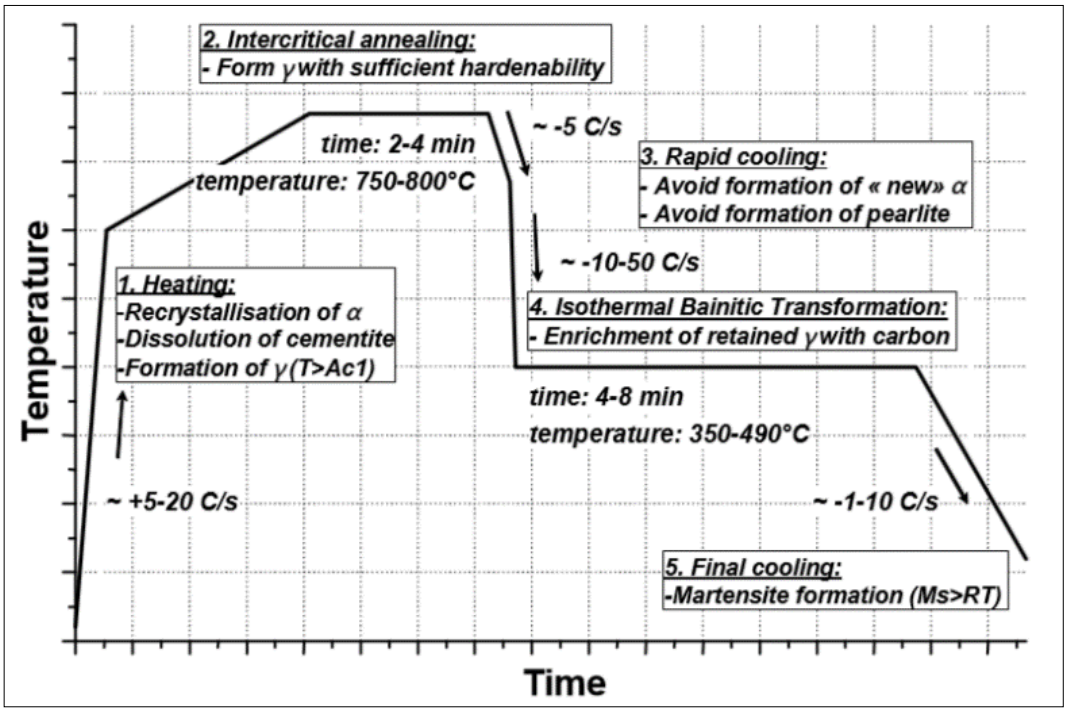
A_1 ve A_3 sıcaklıkları arasında yapılan tavlama işleminin sonucunda mikro yapının bir bölümü östenit fazına dönüşür, bu işleme kısmi östenitleme denir. Kritik sıcaklıklar arasında kalmak şartıyla tavlama sıcaklığındaki artış yapıdaki östenit miktarını arttırır ve karbon miktarını azaltır [37].

A_1 ve A_3 sıcaklıkları arasında yapılan tavlama işleminin ardından martensit dönüşümü sağlanacak hızda soğutma yapılmasıdır [38]. Kısmi östenitleme olarak da adlandırılan bu işlem numunenin mekanik özelliklerini etkilemektedir [39]. Kısmi östenitleme sonrası martensit dönüşümü sağlanması için kritik soğuma hızının aşılması gerekir aksi takdirde ferrit, sementit, beynit fazları oluşabilir [40].

Kısmi östenitleme sırasındaki dönüşümler ve son mikroyapı, malzemenin kimyasal kompozisyonuna, tavlama sıcaklığına, tavlama süresine ve ilk mikroyapı durumuna bağlıdır. Kısmi östenitleme sırasında iki önemli aşama vardır; çekirdeklenme ve büyüme [41].

3.4.2. Östemperleme

Östemperleme işlemi Şekil 3.5'de gösterilen termal döngü ile yapılmaktadır. Aşamaları; ısıtma, kritik tavlama, hızlı soğutma, östemperleme ve son soğutmadır. İlk aşama olan ısıtma sırasında ferrit yeniden kristalleşir ve sementit çözünmeye başlar. A_1 sıcaklığının üzerinde östenit oluşumu başlar. Kritik tavlama sırasında östenitik dönüşüm devam eder. Kritik tavlama sonucunda %50 ferrit ve %50 östenit oluşumu elde edilir. Ardından çelik, beynitik dönüşüm sıcaklığına soğutulur. Kritik sıcaklık ve beynitik dönüşüm sıcaklığı arası perlit oluşumunu engellemek için soğutma hızı 10°C/s'den yüksek olmalıdır. Takip eden bekleme işlemi sırasında kalıntı östenit daha da karbonca zenginleşir. Son olarak nispeten yavaş olan soğuma sırasında TRIP çeliğinin Al içeriği yüksek ise östenitin bir kısmı martensite dönüşebilmektedir [42]. Suikkanen vd. (2013), yaptıkları çalışmalar ile kalıntı östenit havim oranı uzamayı etkileyen tek faktör olmadığını, toplam uzamaya inklüzyonlar, bantlaşma ve matris mikro yapının da büyük ölçüde etkili olduğunu, ayrıca kalıntı toplam uzama üzerinde kalıntı östenitin belirgin bir etkisi olmadığını bildirmişlerdir.



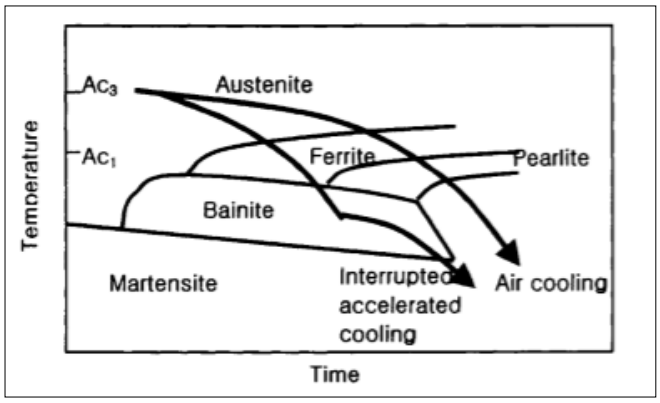
Şekil 3.5. Östemperleme işleminin termal döngüsü [42].

Doğru bir östenitleme için ilk tavlamanın ardından soğutma banyosuna çok hızlı bir şekilde ulaştırılmalı ve banyoda beynit dönüşümü tamamlanacak kadar usun süre kalmalıdır [43].

Yaygın olarak kullanılan tuz banyosunun tercih sebepleri [43]:

- Isı transfer hızı iyidir.
- Buhar faz bariyerini ortadan kaldırır.
- Viskozitesi.
- Suda çözünmesi sebebiyle temizlemede kolaylık sağlar.
- Geri dönüşümü kolaydır.

Östemperleme işleminde kontrollü soğutma yapılması gerekmektedir. Kontrollü hızlı soğutma işlemi Şekil 3.6'da genel havada soğutma işlemi ile kıyaslanmaktadır. Havada soğutma işlemi ferrit+perlit oluşumu sağlarken kontrollü hızlı soğutma işlemi perlit fazına dönüşümden kaçınarak, çeliklere daha fazla dayanım sağlayan ferrit+beynit+kalıntı östenit/martensit oluşumunu sağlar [44]. Ayrıca artan soğuma hızı daha ince ferrit oluşumuna sebep olur [45].



Şekil 3.6. Kontrollü hızlı soğutma işlemi ve genel havada soğutma işlemi [44].

Östemperleme sıcaklığı Ms sıcaklığının üzerinde östenit oluşumu ve alaşım elementlerinin etkileşimi dikkate alınarak hesaplanmalıdır. Tavlama sıcaklığını alaşım element oranları, östenit kararlılığı ve bekleme süreleri etkilemektedir. Uygun şartlar sağlandığında yüksek dayanım ve yüksek şekillendirilebilirlik özelliklerine sahip bir TRIP çeliği üretilebilir [45].

3.5. DAĞLAYICILAR

Genellikle parlatılmış yüzeylere numuneye uygun bir reaktif solüsyon uygulanarak mikroskopta görüntü elde etmek ve fazları belirlemek için yapılan işleme dağlama bu işlemde kullanılan solüsyonlara da dağlama ayracı denir. TRIP çeliklerinin dağlanmasında kullanılan çözeltiler Çizelge 3.1'de verilmiştir.

Çizelge 3.1. TRIP çeliği dağlama yöntemleri [46].

Dağlayıcı İsmi	**LAWSON**	**LE PERA**	**MARDER & BENSCOTER**	**KLEMM1**
Bileşim	%4 pikral 8gr CrO3, 40 gr NaOH, 72 ml damıtık su	1 gram sodyum metabisülfat,100 ml damıtık su %4 Pikral	%2 Nital 10 gr sodyum metabisülfat, 100 ml damıtık su	50 ml doygun sulu sodyumtiosülfat 1 gr potasyum metabisülfat
Uygulama	Önce pikral ile dağlanır sonra kaynar durumdaki (b) çözeltisin daldırılır.	Eşit miktarda (a) ve (b) çözeltileri karıştırılır ve 7 ile 12 s. arası dağlanır.	Önce 1-2 s. nital ile dağlanır, sonra (b) çözeltisinde 20 s. dağlanır.	Nital ile kısaca ön dağlama yapılır, numune 60-90 s. yüzeyi mor olana kadar dağlanır.
Sonuç	Martensit kararır. Ferrit gri-beyaz kalır.	Yüzey mavimsi kavuniçi renklenir. Beynit siyah, ferrit bej renklenir. Martensit beyaz kalır.	Martensit, beynit, perlit kararır. Ferrit kirli beyaz, östenit beyaz kalır.	Ferrit mavi martensit kahverengi östenit beyaz renklenir.

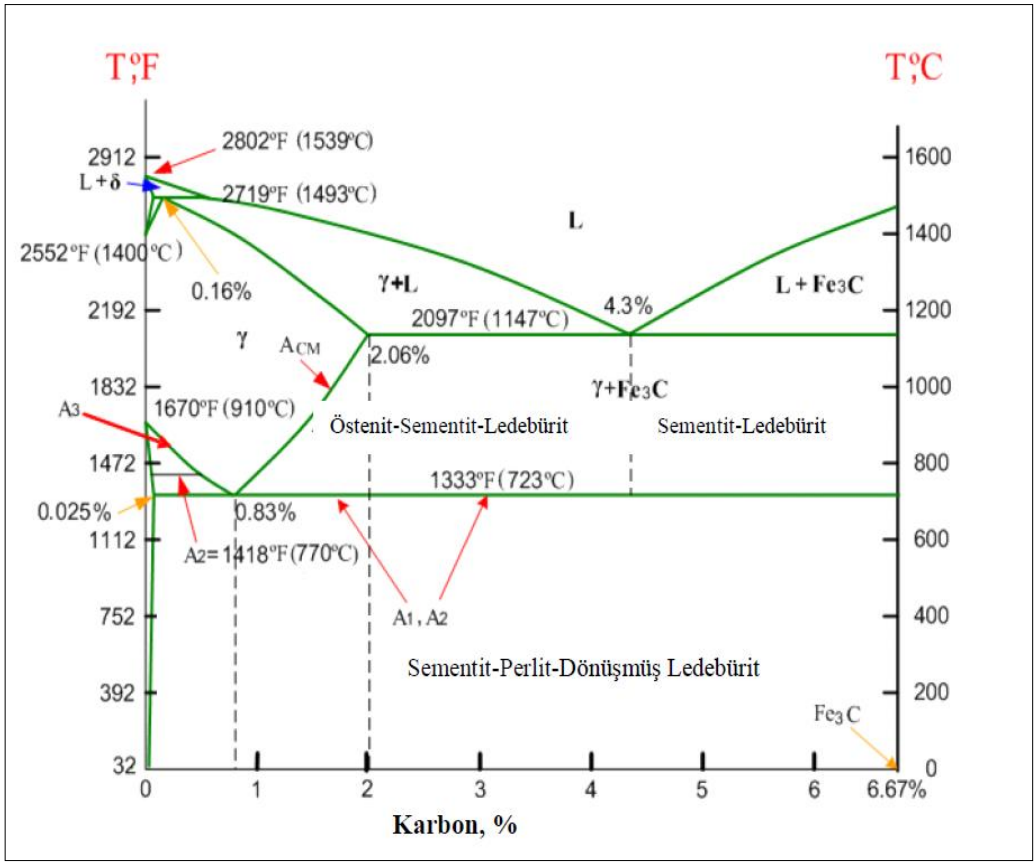
BÖLÜM 4

FeC DENGE DİYAGRAMI VE FAZ DÖNÜŞÜMLERİ

Metalik bir element olan demir, saf halde iken sınırlı kullanım alanına sahiptir. Bu nedenle çeşitli alaşım elementleri ile desteklenir. Bu alaşım elementlerinin birinci ve en önemlisi karbondur. Alaşımlı paslanmaz çeliklerde dahi yapıyı karbon kontrol eder. Eğer özel talep doğrultusunda karbon yapıda azaltılmaya çalışılmaz ise demir ve çelik yapılarının tümünde etkili miktarda karbon bulunur. Bu demir karbon oranlarının tespit edildiği yapıya FeC denge diyagramı, bu diyagramdaki dönüşümlere de faz dönüşümü denir [45]. TRIP çeliklerinin ısıl işlemi sırasında meydana gelen olay dönüşüm diyagramlarından TTT diyagramları ile açıklanmaktadır.

4.1 FeC DENGE DİYAGRAMI

Demir elementine karbon atomları ilave edildiğinde; dönüşüm sıcaklıkları düşer ve faz dönüşümleri bir noktada değil bir sıcaklık aralığında meydana gelir. Demir karbon alaşımlarının içeriğinde; erimiş alaşım, östenit, ferrit, sementit ve grafit bulunur. Bir faz diyagramı alaşım sisteminde bulunan faz bölge ve reaksiyonlarının, denge sıcaklığı ve içerik limitlerinin grafik ile gösterimidir. FeC denge diyagramı sadece demir karbon sisteminin oluşumunu ele alır. Yani hangi sıcaklıkta hangi fazın ne durumda olduğunu ve içeriğinin ne olduğunu gösterir [45].

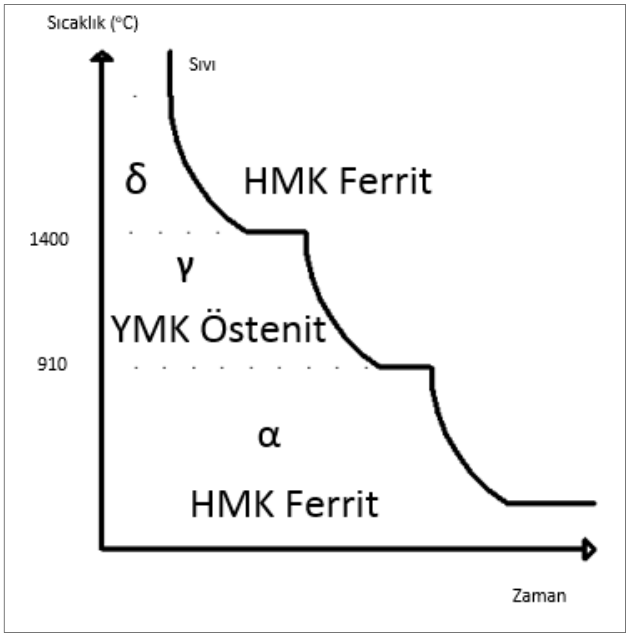


Şekil 4.1. Fe-C denge diyagramı [47].

Demir-karbon denge diyagramında kullanılan terimler; [48].

- Sementit (Fe3C): Sert ve kırılgan demir-karbür bileşiğidir.
- Ötektik (S ↔ γ+ Fe3C): Sıvıdan farklı iki katının oluştuğu noktadır. % 4,3 C içeren Fe-C alaşımında 1140 ºC'de oluşur.
- Ötektoid (γ ↔ α+ Fe3C): Katı eriyik yapıdan farklı iki katı yapının oluştuğu noktadır. % 0,8 C içeren çelikler de 723 ºC oluşur.
- Perlit (α+ Fe3C): Ferrit ve sementitin birleşiminden oluşan ötektik yapıdır.
- Ferit (α) : Karbonun α demiri içinde erimesi sonucu oluşan katı çözeltidir. C ferrit içinde 723 ºC'de en fazla % 0,03 kadar eriyebilir.
- Östenit (γ): Karbon atomunun YMK yapıdaki γ demiri içerisinde çözünmesi sonucunda oluşan katı çözeltidir.
- δ katı çözeltisi: Karbonun δ demiri içinde erimesi sonucu elde edilir. C bu eriyik içinde 1493 ºC en fazla % 0.08 oranında eriyebilir.

Sıvı demir katılaşırken önce HMK (hacim merkez kübik) kafes yapılı δ demir oluşur. Sıcaklık 1400 ºC'ye geldiğinde YMK (yüzey merkez kübik) yapılı γ demirine, 910 ºC'ye geldiğinde HMK yapılı α demirine dönüşür. HMK yapılı demire ferrit YMK yapılı demire östenit adı verilir [45].



Şekil 4.2. Demirin soğuma eğrisi ve dönüşümü [49].

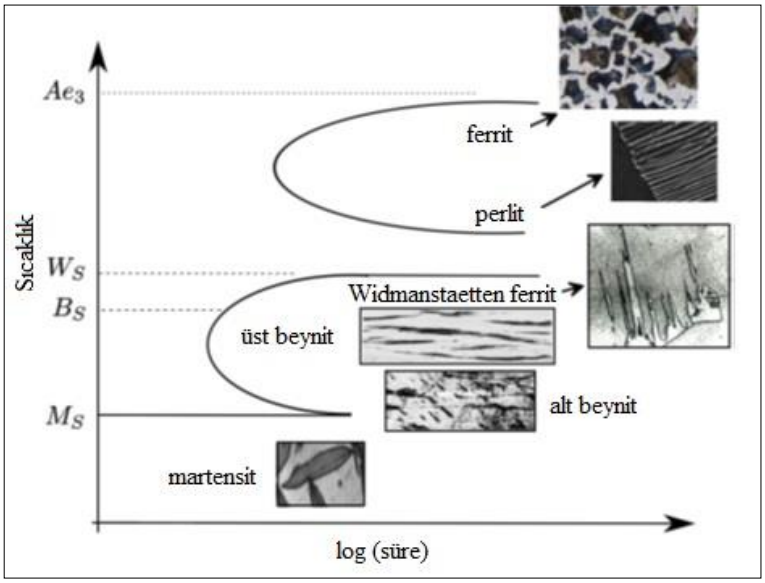
4.2. DÖNÜŞÜM DİYAGRAMLARI

Çeliklerin faz dönüşümlerinde hangi fazın oluştuğunu, oluşum sıcaklığını, içeriğini, miktarının gösterildiği diyagramlardır.
Dönüşüm diyagramları; [50].

- ITH diyagramları
- Zaman sıcaklık dönüşüm diyagramları (TTT)
- Sürekli ısıtma dönüşümü diyagramları (CHT)
- Sürekli soğutma dönüşüm diyagramları (CCT)

4.2.1. TTT Diyagramları

İzotermal diyagram kavramının yaygınlaşması üzerine fiziksel metalürji, metalografi ve ısıl işlem büyük ölçüde etkilenmiştir. İzotermal diyagramlardan önce ısıl işlemin sonuçları pek öngörülebilir değildi. Bu sebepten metalürji uzmanları pek çok çelik için zaman sıcaklık dönüşüm diyagramları üzerinde çalışmaya başladılar [50].



Şekil 4.3. Ötektoid çelik için TTT diyagramı [45].

Dönüşüm diyagramlarında kullanılan bazı terimler;

Perlit: Östenit bölgesinden yavaş soğutularak 704 ºC'de sıcaklık sabit tutularak oluşturulması mümkün olan yapıdır [51].

Beynit: dönüşümün sınırlı zaman aralığında olduğu, dönüşüm diyagramındaki S çizgisinin altında 566 ºC'de sıcaklık sabit tutularak oluşturulması mümkün olan yapıdır [51].

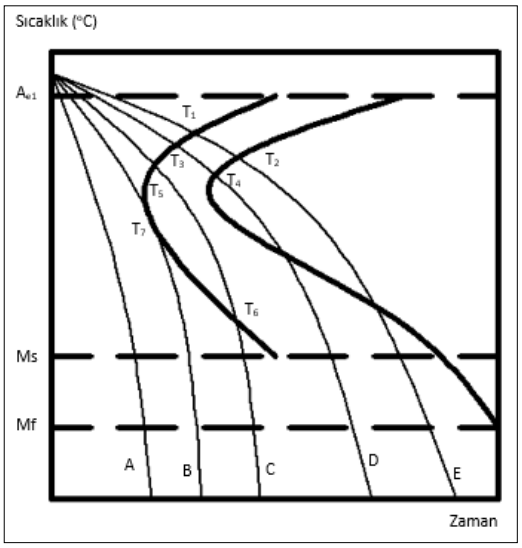
Martensit: Östenit bölgesinden hızlı bir şekilde, dönüşüme fırsat verilmeden daha düşük bir sıcaklığa indirilirse kısmi dönüşüm hemen gerçekleşir, bu dönüşüm sonucunda oluşan faz martensit olarak adlandırılır. Bu dönüşümün başlangıç noktası Ms, bitiş noktası Mf olarak ifade edilir. Ms ve Mf arasında ki bir sıcaklıkta, sıcaklığın

sabit olduğu durumda martensite dönüşemeyen kısım sabit kalır ve bir süre sonra beynite dönüşür. Östenitin martensite dönüşüm oranının yüksek seviyelerde olması için soğutma hızının yüksek olması gerekir, bu sayede dönüşümün başlaması için gereken sürede çelik S çizgisini kesmeden soğuma bölgesine iner ve martensitik dönüşüm gerçekleşir [47].

Östenit: Karbonun YMK demir ile 1147^{o}C de oluşturduğu katı çözeltidir. Östenit fazından soğuma hızına bağlı olarak farklı fazlar meydana gelir.

4.2.2. Sürekli Soğuma Diyagramı

Soğuma sırasında bir beklemenin meydana gelmediği, soğumanın sürekli devam ettiği durumları gösteren diyagramlardır. Şekil 4.4'de çeşitli ortamlarda yapılan malzemenin soğuma eğrileri gösterilmektedir.



Şekil 4.4. Çeşitli ortamlardaki soğuma eğrileri [47].

Diyagramda belirtilen soğuma ortamları;

A= Buzlu su

B= Su

C= Yağ

D= Hava

E= Fırında soğutma

Fırında soğutma ile elde edilen, dönüşüm aralığı t_1 ve t_2 olan soğutma sonucunda ortaya çıkan düşük sertlikli kaba pertlittir. Havada soğutma ile elde edilen soğuma eğrisinde dönüşüm t_3 ve t_4 arasında gerçekleşir, ortaya çıkan ürün ince perlittir ve sertliği fırında soğutmaya göre daha yüksektir. Yağda soğutma işleminde dönüşüm t_5 te başlar sıcaklık t_6 ya ulaştığında ince perlit oluşmuş ve dönüşüm tamamlanmamıştır. Östenitin kalan kısmı Ms sıcaklığına ulaşana kadar dönüşmeden kalır. Ms ve Mf sıcaklıkları arasında martensitik dönüşüm olur ve dönüşüm tamamlanmış olur. Sonuç olarak havada soğutulan çelikten daha sert, ince perlit ve martensit fazlarından meydana gelen bir çelik oluşur.

Dönüşümün gerçekleşmesi için S eğrisinin burnunu kesmesi yeterlidir. Bu sebeple su ile soğutma sırasında östenitin yok denecek kadar az bir miktarı t_7 sıcaklığında ince perlit olarak dönüşüme uğrar. Kalan östenit ise Ms ve Mf aralığında martensitik dönüşüme uğrayarak elde edilebilecek maksimum sertliğe erişmiştir. Buzlu suda soğutma işlemi gibi çok hızlı soğutma işlemlerinde soğutulan numuneler tamamen martensitik yapıya sahiptir [47].

Çeliklerin soğutulmasında S çizgisinin burun kısmı fazlasıyla önem taşımaktadır. Burun kısmındaki sıcaklık aralığı boyunca hızlı soğutma yapılırsa tamamen sertleştirilmiş bir çelik elde edilebilir. Çeliklere genellikle 260^{o}C'ye kadar hızlı soğutmanın ardından havada soğutma yapılır [47].

Bu bahsedilen durumlar ötektoid noktadaki bir çelik için geçerli olsa da diğer çelikler, sıcaklık ve reaksiyon zamanları değişerek aynı davranışı sergiler [47].

4.2.3. Alaşım Elementlerinin Etkisi

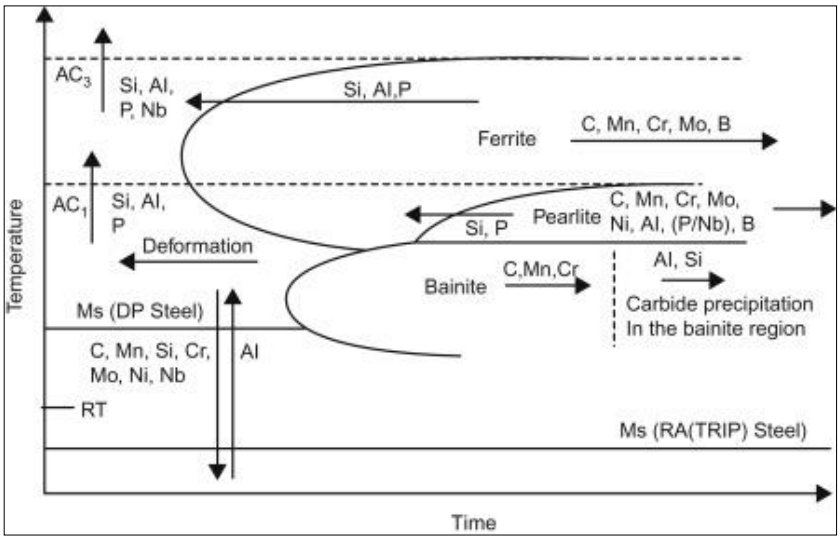
TRIP çeliklerinin kalıntı östenit fazındaki kararlılık karbon oranı ve yapılan ısıl işlemlere göre belirlenir. Beynitik dönüşüm sırasında östenit karbonca zenginleşir, bu süreçte karbür oluşması engellenerek kalıntı östenit elde edilir [15].

TRIP çeliklerinde soğuma sırasında östenitin tamamen beynit ve martensit fazlarına dönüşmemesi için uygun sıcaklıkta bekletilerek içerikte biraz östenit kalması

amaçlanır. Bu işlemlerin daha kararlı sonuç vermesi için Mn, Si ve Al alaşım elementleri kullanılır. Ferrit ve perlit faz dönüşümleri Mn, Mo veya Cr alaşım elementleri ile kontrol edilir [52].

TRIP çeliklerinde karbür oluşumunu engellemek ve kalıntı östeniti dengede tutmak için C, Mn ve Si kullanılır. Sementitte çözünmeyen Si ve Al gibi elementler karbür oluşumunu engellemektedir. Karbür oluşumunu engellemek ve kalıntı östenit oluşturmak için bu elementler kullanıldığında sementit olumsuz etkilenir [53]. Manohar vd. (2002), yaptıkları çalışmada alüminyum içeren TRIP çeliklerinin, silisyum içeren TRIP çeliklerine göre daha fazla ferrit içerdiğini bildirmektedir. Bunun nedenini alüminyum oranı yüksek çelikte, silisyum oranı yüksek çeliğe göre daha yüksek sıcaklıkta östenitin ferrite dönüşümü daha hızlı olması ile açıklamışlardır.

Mangan miktarı yükselirse kalıntı östenit miktarı artar, artan kalıntı östenit fazları dönüşüme uğrayarak martensit fazına dönüşür [54]. Bu da dayanımda artış uzamada düşüşe neden olur [55]. Güçlü bent yapısı için düşük Si/Mn oranı olması gerekir. Si/Mn oranı bant yapısını iyileştirse de sünekliği arttırmak için içerikteki karbon miktarının arttırılması gerekir. Bu sayede kalıntı östenit artacağından süneklikte de artış meydana gelecektir [55].



Şekil 4.5. TRIP çeliklerine alaşım elementlerinin etkisi [5].

BÖLÜM 5

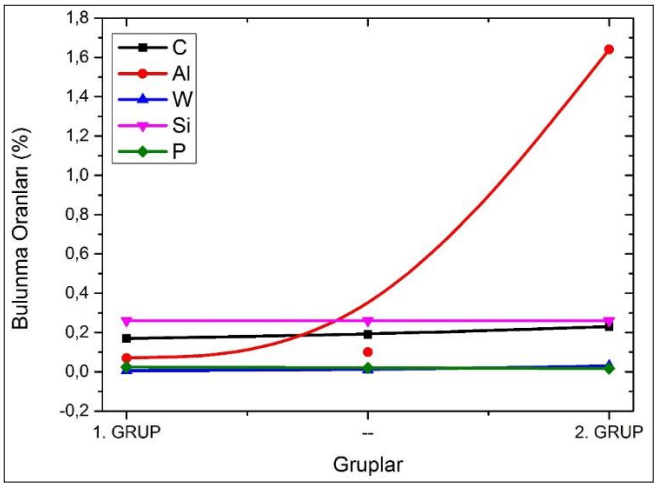
DENEY ÇALIŞMALARI

5.1. MALZEME

Malzeme; C, Al ve W mikro alaşım elementleri değişken, Si mikro alaşım elementi sabit olan, iki farklı özellikteki 2000x80x4 yassı hadde ürünü olarak temin edilmiştir. Değişkenlik miktarları Çizelge 5.1'de, kritik sıcaklıklar Çizelge 5.2'de verilmiştir. Malzemelere su verme, östemperleme ısıl işlemleri uygulanacak olup ardından mikroyapı incelemesi, sertlik ve çekme deneyleri yapılacaktır. Yapılan deneyler sırasında mevcut kimyasal içeriğin alüminyum miktarındaki değişiklik ile nasıl geliştirilebileceği araştırılacaktır.

Çizelge 5.1. Değişken alaşım elementleri.

Malzeme	**Alaşım Elementleri**					
	C	**Al**	**W**	**Mn**	**Si**	**P**
1. Grup	0,17	0,07	0,006	1,98	0,26	0,024
2. Grup	0,23	1,64	0,03	1,98	0,26	0,017



Şekil 5.1. Ham malzeme bileşimindeki değişim.

Çizelge 5.2. Kritik sıcaklıklar.

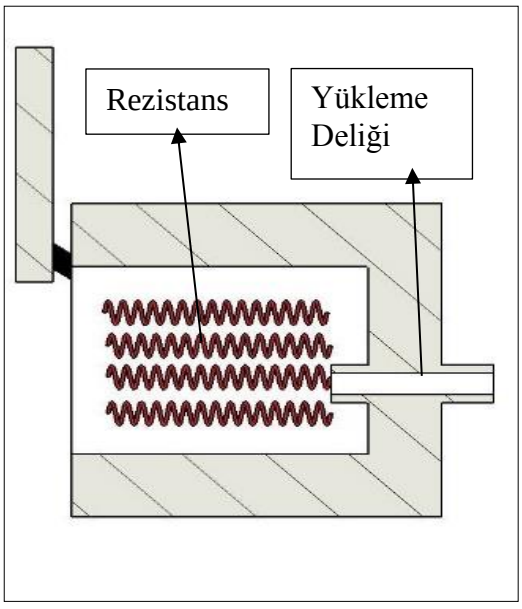
Numune grubu	Kritik Sıcaklıklar		Martensit Başlama Sıcaklığı
	A1 (ºC)	**A3** (ºC)	**Ms** (ºC)
1. Grup	712	839	406
2. Grup	712	825	379

5.2. ISIL İŞLEM GEREÇLERİ

5.2.1. Fırın

Kritik tavlama ısıl işlemi için laboratuvar tipi ısıl işlem fırını kullanılmıştır. Fırın yapısında yapılan değişiklik sonucu yeni yükleme alamı oluşturulmuştur. Deneyler sırasında numunelere direnç kaynağı ile kaynatılan termokupl sayesinde malzeme sıcaklığı anlık takip edilmiştir.

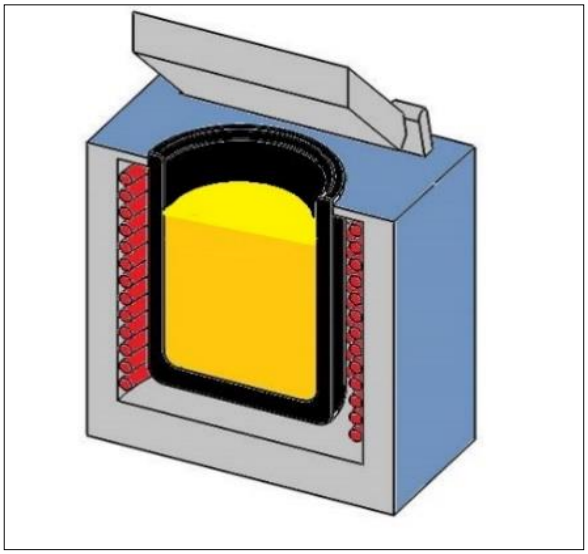
Deneyler sırasında ısıl işlem için Protherm PLF 130/9 marka fırın kullanılmıştır. 1100°C - 1600°C arasında çalışabilen bu fırınlar önden yüklemeli olarak üretilmiştir [56].



Şekil 5.2. Isıl işlem fırını yeni yükleme noktası şematik gösterimi.

5.2.2. Tuz Banyosu

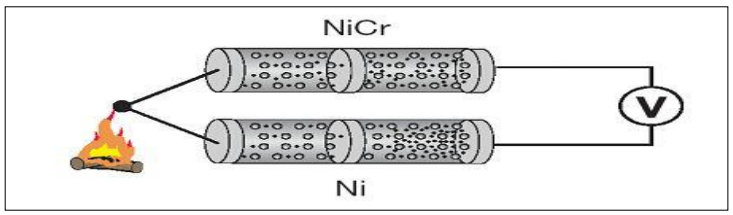
Östemperleme ısıl işlemi sırasında kullanılan tuz banyosu malzeme etrafında oluşan tuz filmi sayesinde oksit oluşumunu engellemektedir. Tuz banyoları sıcaklığın kararlı olmasını sağlamaktadır [57]. Beynitik dönüşüm için gerekli sürelerde tuz banyosunda bekletilen numuneler direnç kaynağı ile kaynatılan termokupl sayesinde sıcaklıkları anlık olarak takip edilmiştir.



Şekil 5.3. Tuz banyosu.

5.2.3. Termokupl (Isıl Çift) ve Akım Kontrol Cihazı

Deney sırasında ısıl değişimlerin anlık takibini yapmak üzere termokupl kullanılmaktadır. Deneyler sırasında kullanılan termokupl K tipidir. Termokupl bir ucu numuneye bir unu akım kontrol cihazına bağlanarak kullanılmaktadır.



Şekil 5.4. Isıl çift şematik gösterimi.

5.3. ISIL İŞLEMLER

Metal ve alaşımlarının, faz diyagramlarına bağlı olarak ergime sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda ısıtma ve soğutma işlemi ile istenilen mekanik özellik ve mikroyapıların elde edilmesine ısıl işlem denir. Isıl işlem, üç ana safhadan oluşur. Bunlar ısıtma, ısıtılan sıcaklıkta bekletme ve soğutma safhalarıdır. Bütün ısıl işlem yöntemlerinde bu üç ana safha geçerlidir. Fakat uygulanan ısıl işlem türüne göre, ısıl işlem sıcaklığı, bekletme süresi, ısıtma ve tutma hızı gibi parametreler değiştirilir. Isıtma, bekletme ve soğutma safhalarına ısıl çevrim denir. Uygulanan ısıl işlem türüne göre işlem ya bir çevrim yapılarak bitirilir ya da birbirini izleyen birkaç ısıl çevrim yapılarak ısıl işlem tamamlanır [58].

Daha önce özellikleri verilmiş olan TRIP çeliklerine su verme ve östemperleme ısıl işlemlerinin uygulanma şekli ve amacı bu bölümde anlatılacaktır. Malzemeler numune hazırlama prensiplerine bağlı olarak hazırlanmıştır.

5.3.1. Kritik Tavlama Sonrası Su Verme

Çalışmanın bu aşamasında, 20x5x4mm olarak ebatlanan numuneler A_1 ve A_3 sıcaklıkları arasında 20'şer derece arttırarak ısıl işlemler gerçekleştirilmiştir. Kritik sıcaklıklarda tavlanan numuneler buzlu suda ani soğutulmuştur. Buradaki amaç östenit ve ferrit hacim oranlarının %50' olarak bulunduğu sıcaklığı tespit etmek ve sıcak artışına bağlı olarak faz hacim oranı değişimini incelemektir. Mikroyapıları incelenen numuneler içerisinden %50 östenit hacim oranına en yakın sıcaklıklarda daha sonra östemperleme yapılacaktır. Ayrıca numunelere sertlik ve çekme olmak üzere iki adet tahribatlı muayene yöntemi uygulanacaktır.

5.3.2. Kritik Tavlama Sonrası Östemperleme

Bu aşamada ise 20x20x4mm olarak hazırlanan numuneler kritik tavlama işleminin ardından belirlenmiş olan sabit östemperleme sıcaklığında tavlanarak, sabit banyo sıcaklığında farklı sürelerde bekletilecek. Oluşan faz hacim oranlarına bağlı olarak mikroyapı ve mekanik özelliklerin değişimi incelenecektir. Östemperleme işleminin

ardından oluşacak mikroyapı içerisinde ferrit, beynit ve kalıntı östenit (martensit) oluşması beklenmektedir. Bu işlemlerin ardından malzemenin mekanik özelliklerinin geliştirilmesi amaçlanmıştır. Bu amaç doğrultusunda alüminyumun gelişmeyi nasıl etkilediği tespit edilecektir. Ayrıca numunelere sertlik ve çekme olmak üzere iki adet tahribatlı muayene yöntemi uygulanacaktır.

5.4. METALOGRAFİ

Malzemelerin mikroyapılarını incelemek üzere çalışma yapan bilim dalı metalografi olarak adlandırılır. Temel metalografik işlemler aşağıdaki şekilde sıralanabilir;

- Numune alma.
- Bakalite alma.
- Zımparalama ve parlatma.
- Mikroyapı incelemesi.
- Raporlama.

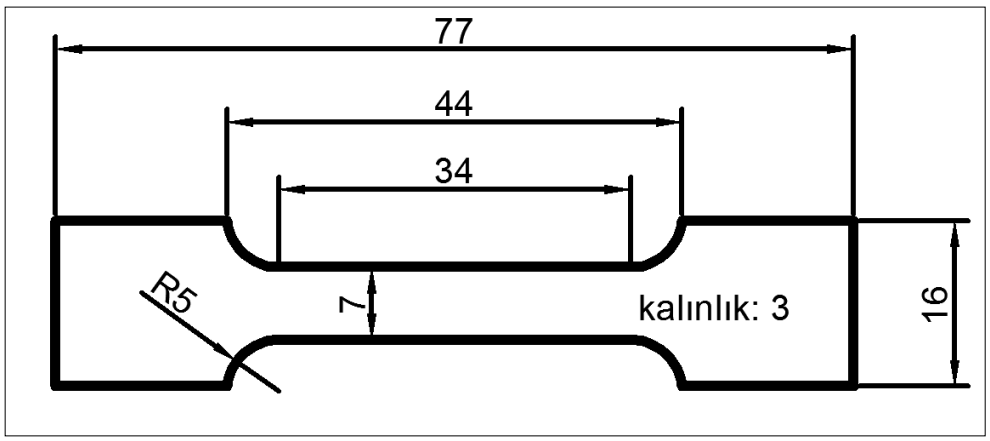
Isıl işlemleri tamamlanan numuneler temel metalografi prensiplerine bağlı kalınarak mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir. İncelemeler sırasında dağlayıcı olarak Marder&Benscoter kullanılacaktır. Dağlama işleminin ardından beklenen görüntü kararmış beynit, kirli beyaz ferrit ve beyaz kalıntı östenit (martensit)'tir.

5.5. SERTLİK TESTİ

Malzemeler üzerinde yapılan en genel test, sertliğinin ölçülmesidir. Bunun başlıca sebebi, deneyin basit oluşu ve diğerlerine oranla numuneyi daha az tahrip etmesidir. Diğer avantajı ise, bir malzemenin sertliği ile diğer mekanik özellikleri arasında paralel bir ilişkinin bulunmasıdır [59]. Genel anlamda mekanik özelliklerin kıyaslanması için, basit olması ve hızlı sonuç vermesi sebebiyle deney malzemelerinin tümüne sertlik testi uygulanmıştır.

5.6. ÇEKME TESTİ

Bu aşamada ilk hal, su verme numunelerinden bir sıcaklık ve östemperleme numunelerinin tamamına çekme testi uygulanmıştır. Çekme testleri malzemenin mekanik özelliklerinin belirlenmesini sağlamaktadır. Çekme deneyi numunesinin şematik olarak ölçülendirilmesi Şekil 5.5'de gösterilmiştir.



Şekil 5.5. Çekme numunesi ölçülendirmesi.

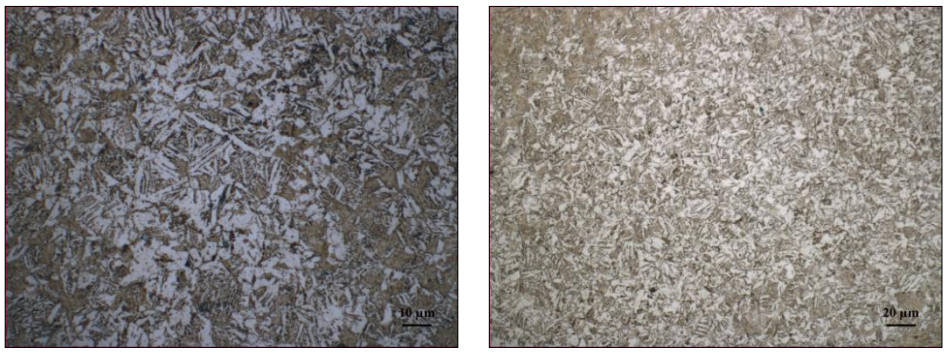
BÖLÜM 6

DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

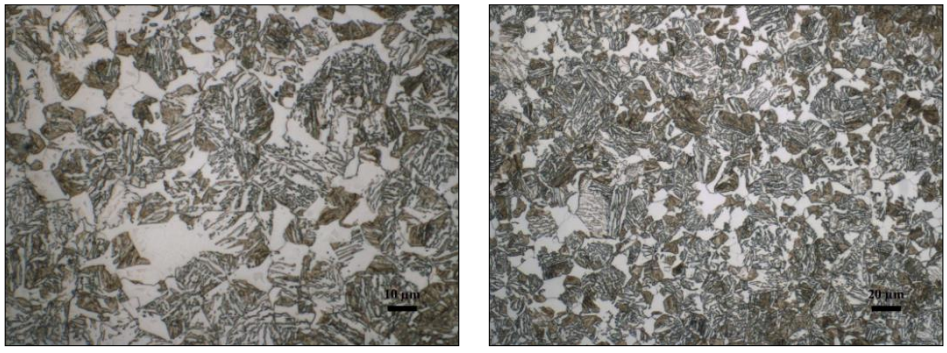
6.1. İŞLEM GÖRMEMİŞ MALZEME

6.1.1. İlk Hal Mikroyapısı

Sıcak hadde ürünü olan numunelerin deneye başlamadan önceki özellikleri belirlenmek üzere temel metalografik işlemler uygulanarak mikroyapıları incelenmiştir. İnceleme sırasında %2 nital çözeltisi işe dağlama yapılmıştır. Şekil 19. ve Şekil 20. İncelendiği takdirde görülecektir ki Al miktarının artışı malzemede tane irileşmesine sebep olmaktadır.



Şekil 6.1. 1. grup ilk hal için; sırası ile 1000x ve 500x büyütme.



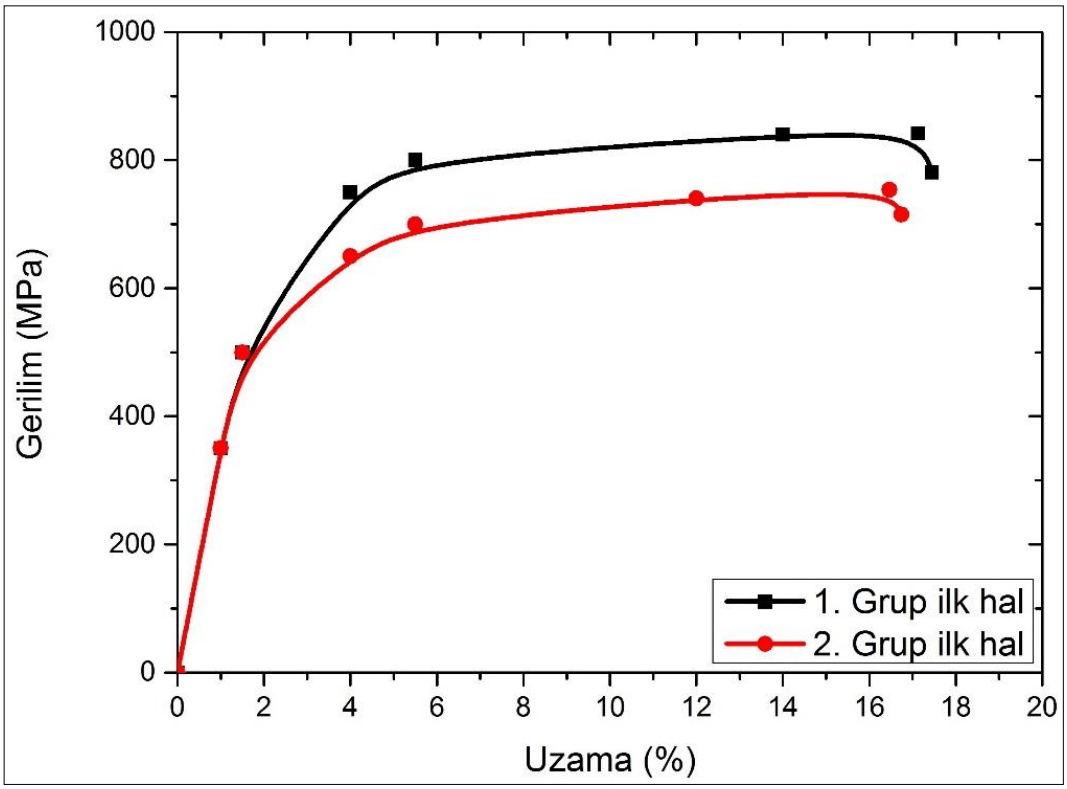
Şekil 6. 2. 2. grup ilk hal için; sırası ile 1000x ve 500x büyütme.

6.1.2. İlk Hal Mekanik Özellikleri

Aşağıdaki çizelgeden de görüleceği üzere alüminyum etkisi ile ferrit oranındaki artış ile malzemenin sertlik ve çekme dayanımında düşüş meydana gelmiştir. Bu aşamadan sonra yapılan ısıl işlemler ile malzemelerin ne kadar geliştirilebileceği araştırılacaktır.

Çizelge 6.1. Malzemelerin ferrit oranı, sertliği, çekme dayanımı, kopma uzaması ve üniform uzaması.

Malzeme	Mekanik Özellikler				
	Ortalama Ferrit Oranı (%)	Sertlik (HV 0,5)	Çekme Dayanımı (MPa)	Kopma Uzaması (%)	Üniform Uzama (%)
1. Grup	39,77	322,3	841,846	17,45	17,132
2. Grup	46,53	289,5	753,523	16,75	16,47



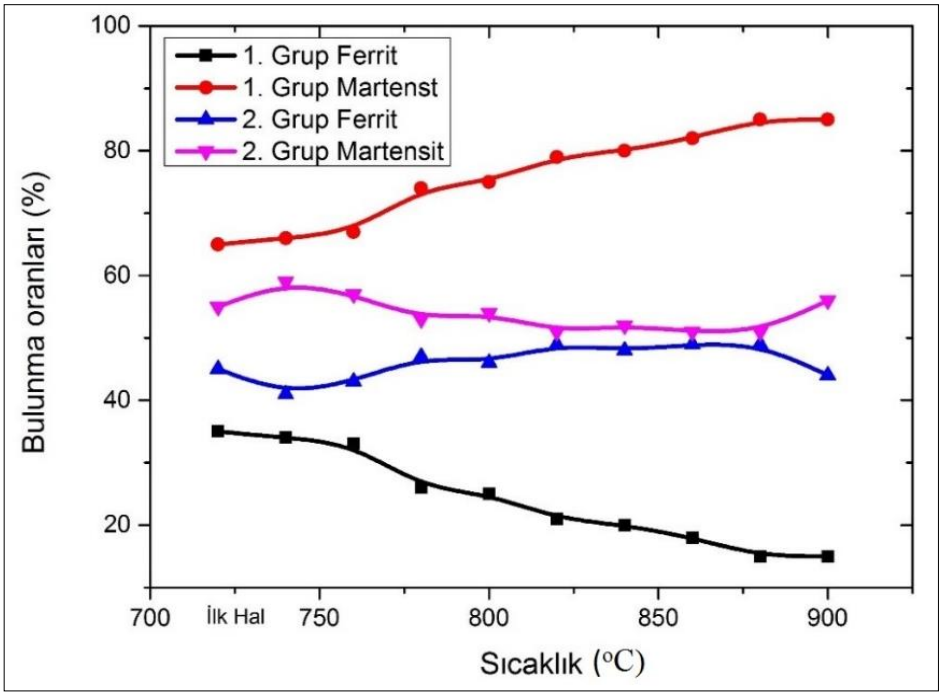
Şekil 6.3. Malzemenin gruplarının ilk hal çekme grafiklerinin kıyaslanması.

6.2. KRİTİK TAVLAMA SONRASI SU VERME

Malzemeler, 720 ve 900 ^{o}C sıcaklıklar arasında 20'şer derece yükseltilerek tavlanmış ardından buzlu su ile soğutulmuştur. Numuneler östemperleme işleminde uygulanacak tavlama sıcaklığını belirlemek üzere öncelikle kritik tavlama yapılmıştır. Ardından su verme işlemi gerçekleştirilerek ferrit/östenit oranları belirlenmiştir. Bu işlem ile yapıda martenzit ve ferrit fazlarının görülmesi beklenmektedir. Yapılan işlemlerin sonuçları aşağıdaki bölümlerde gösterilecektir.

6.2.1. Mikroyapı Görüntüleri

Mikroyapı incelemeleri sonucunda tavlama sıcaklığının yükselmesi ile doğru orantılı olarak martensit oranı da artmıştır. Faz hacim oranları, alaşım elementlerinin etkisine bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Numuneler 720 ile 900^{o}C arasında 20 dk. tavlanarak su verme işlemi gerçekleştirilmiştir. Faz hacim oranları sanal görüntü analiz programı ile belirlenmiş olup oranları Tablo 6.2'de gösterilmiştir. Kang vd. (2007), yaptıkları çalışmada çift fazlı çeliklerde en iyi özellik gösteren yapı martensit hacim oranı %50 iken elde edildiğini bildirmişlerdir.



Şekil 6.4. Sıcaklığa bağlı olarak ferrit ve martensit hacim oranlarındaki değişim.

Perlit ve martensit fazlarının yaklaşık 20 dk'lık sürede çözündüğü bilinmektedir, dönüşüm süresinin tamamlanmasının ardından östenit miktarının artmakta olduğu gözlenmektedir. Isıtma süresi martensit miktarına etki etmese de tane boyutunu etkilemektedir [60].

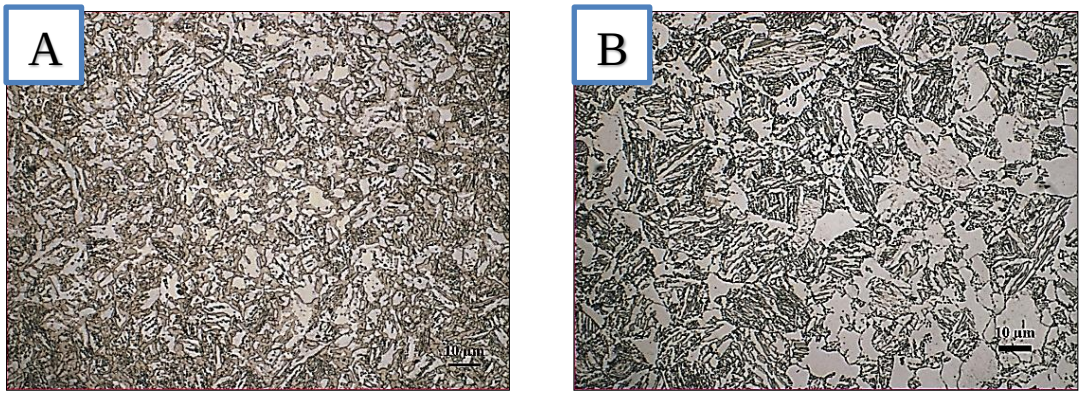
Çizelge 6.2. Malzeme tipleri için sıcaklığa bağlı ferrit-martensit değişimleri.

Sıcaklık (ºC)	**Süre (dk.)**	**Malzeme grupları**			
		1. Grup		**2. Grup**	
		Ferrit (%)	**Martenzit (%)**	**Ferrit (%)**	**Martenzit (%)**
İlk hal		39,77		46,53	
720	**20**	35	65	45	55
740	**20**	34	66	41	59
760	**20**	33	67	43	57
780	**20**	26	74	47	53
800	**20**	25	75	46	54
820	**20**	21	79	49	51
840	**20**	20	80	48	52
860	**20**	18	82	49	51
880	**20**	15	85	49	51
900	**20**	15	85	44	56

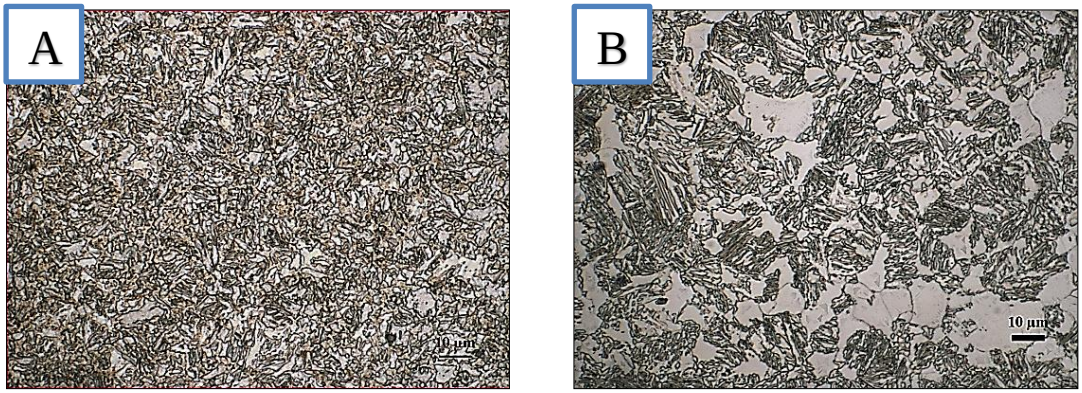
Numuneler %2 nital çözeltisinin ardından 1000X ve 500X büyütme ile elde edilmiştir. Genel olarak sıcaklık arttıkça martensit oranında artış gözlemlenmiştir. 2. grup numunelerinde büyük bir değişiklik tespit edilememiştir bunun sebebi ise yapıdaki alüminyum ile ilişkilendirilmektedir.

6.2.1.1. Su Verme Mikroyapı Görüntüleri

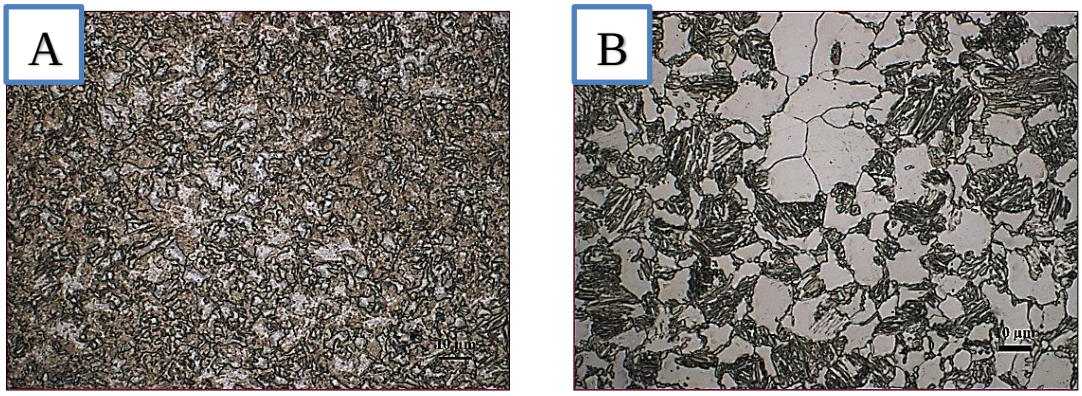
Aşağıdaki şekillerden inceleneceği üzere tavlama sıcaklığındaki artış martensit oluşumunu arttırmaktadır. 1. grup numuneleri ile 2. grup numuneleri kıyaslanacak olursa Al alaşım elementinin mikroyapıdaki değişime etkisi ile ferrit oranını arttırdığı tespit edilmiştir. Al miktarı yüksek olan numunelerde tamamen martensit oluşturabilmek için daha hızlı soğutma gerekmektedir.



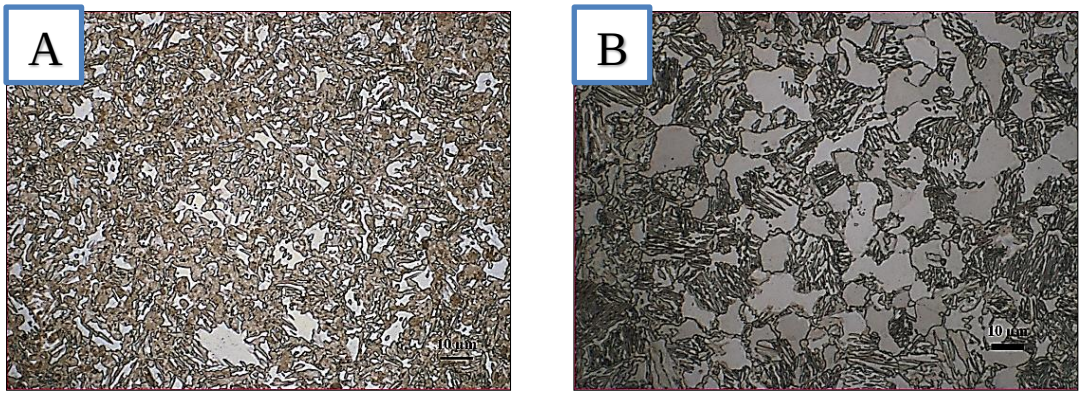
Şekil 6.5. 720°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup.



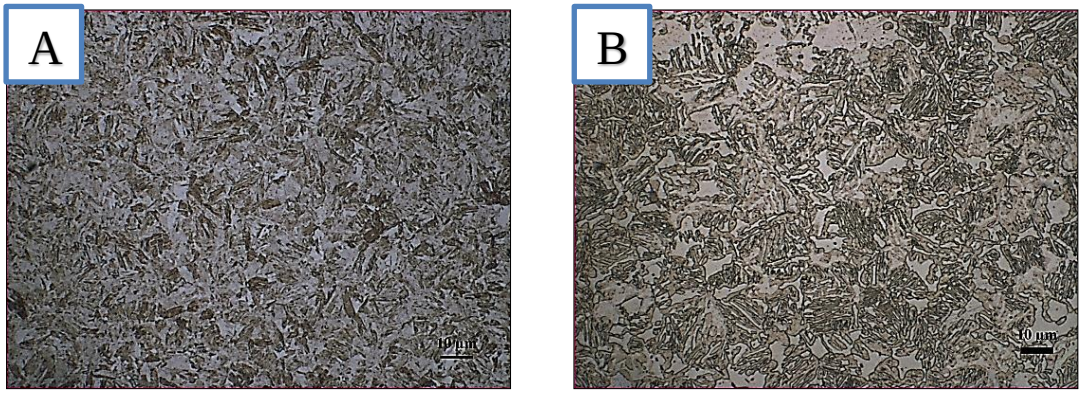
Şekil 6.6. 740°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup.



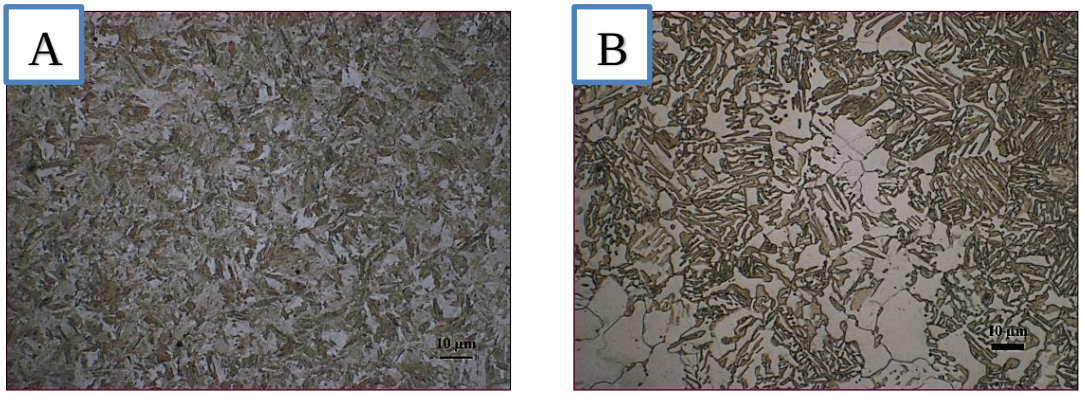
Şekil 6.7. 760°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup.



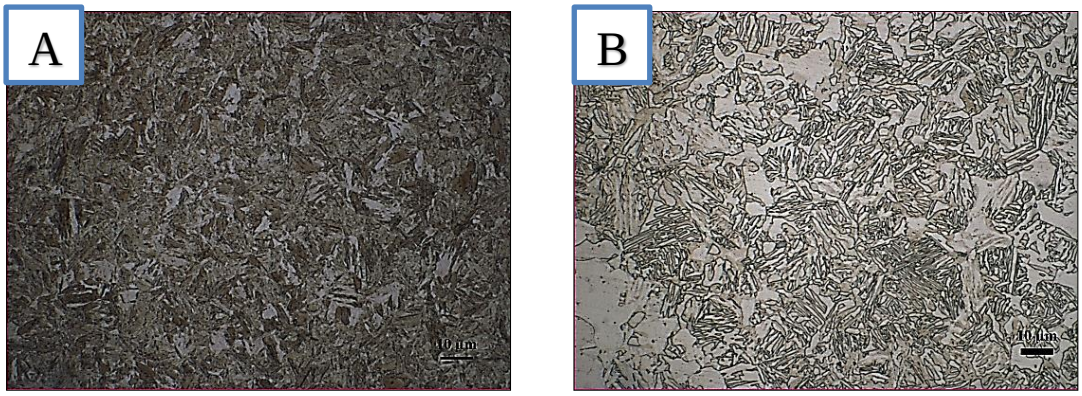
Şekil 6.8. 780°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup.



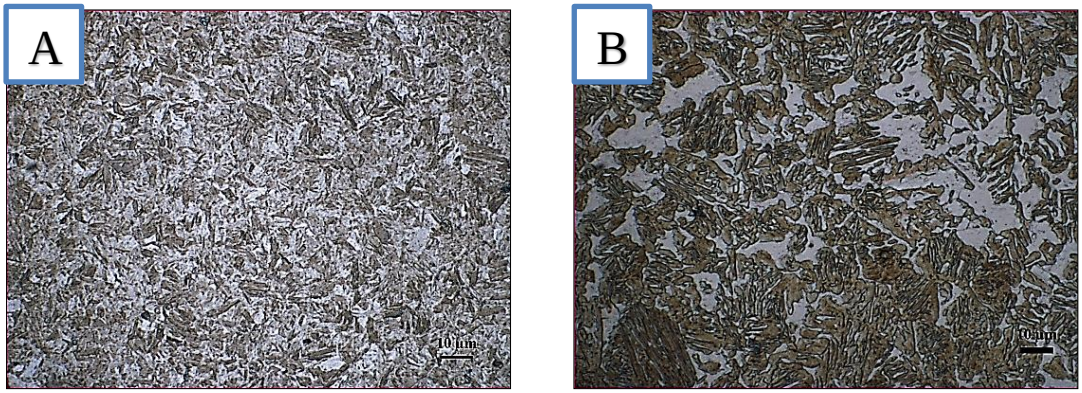
Şekil 6.9. 800°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup.



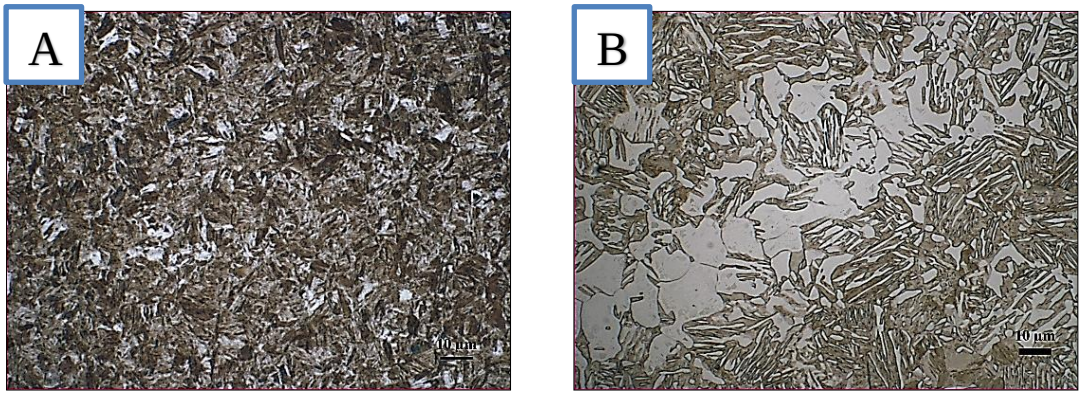
Şekil 6.10. 820°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup.



Şekil 6.11. 840°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup.



Şekil 6.12. 860°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup.



Şekil 6.13. 880°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup.



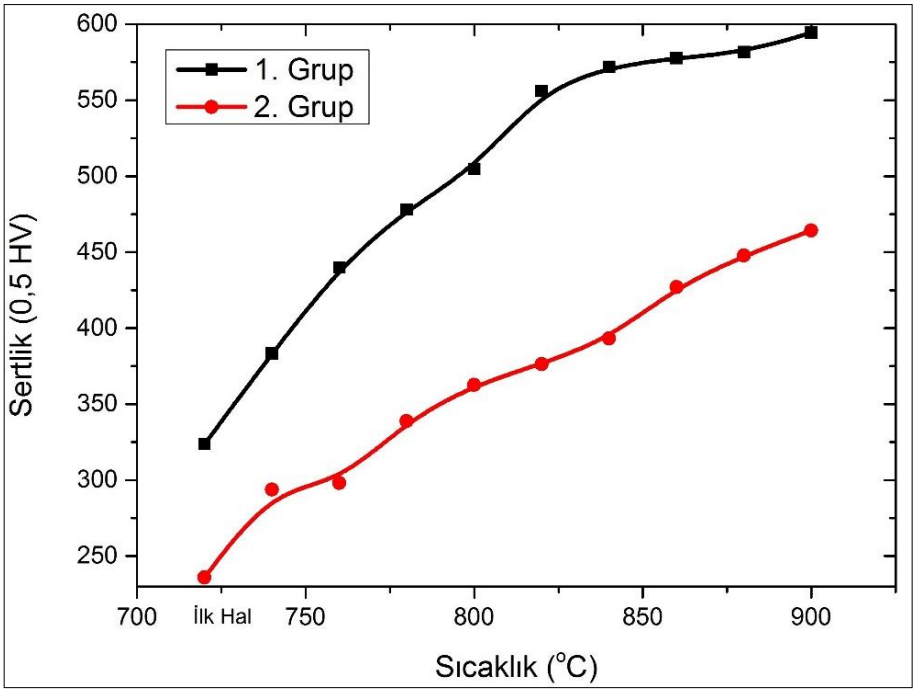
Şekil 6.14. 900°C için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup.

6.2.2. Sertlik Testi

Numunelerde artan C oranından dolayı sertliğin yükselmesi beklenirken, artan sertlikte düşüşe sebep olmuştur. Bu durum mikroyapı görüntüleri ile anlaşılacağı gibi yapılan sertlik deneylerinde de kanıtlanmış, veriler Çizelge 6.3'de sunulmaktadır. Buradan çıkan faz hacim oranı ve sertlik sonuçları ile östemperleme ısıl işlemi için tavlama sıcaklığı 750ºC olarak belirlenmiştir.

Çizelge 6.3. Su verme numuneleri sertlikleri.

Sıcaklık (ºC)	**Malzeme Grupları**	
	1. Grup	**2. Grup**
	Ortalama Sertlik (0,5 HV)	**Ortalama Sertlik (0,5 HV)**
İlk hal	322,3	289,5
720	323,7	236
740	383,3	293,7
760	439,8	298
780	478	338,7
800	504,7	362,5
820	556	376,3
840	571,8	393,2
860	577,7	427
880	581,5	447,8
900	594,3	464,2



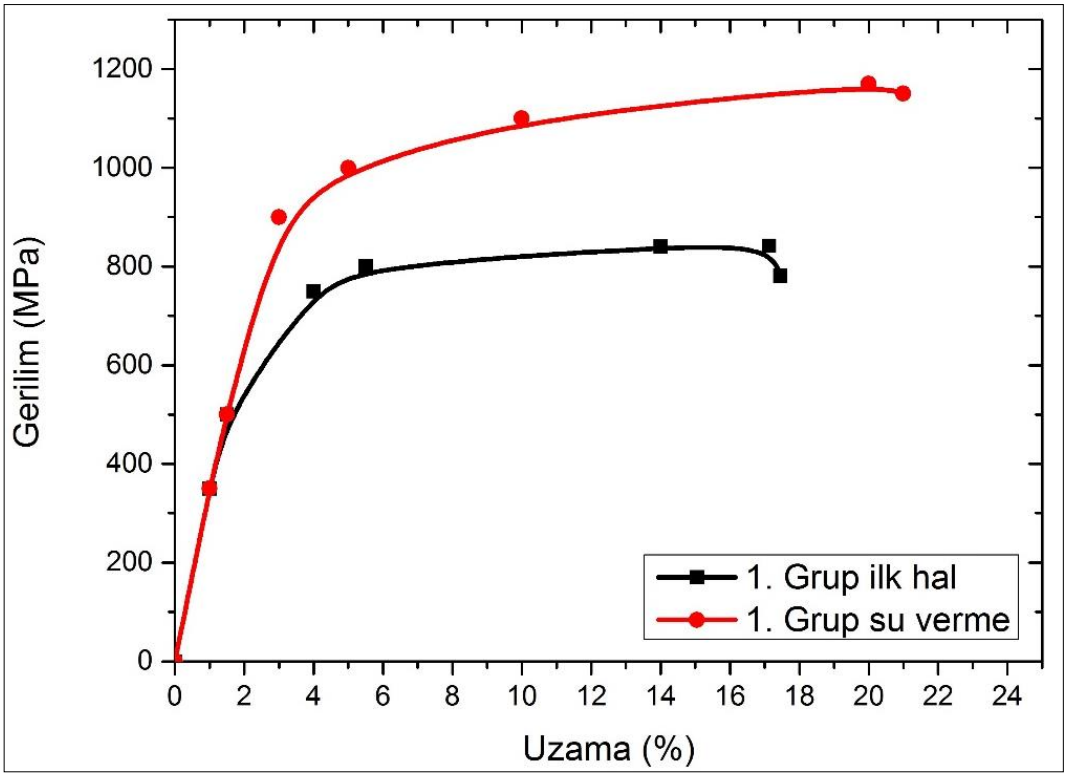
Şekil 6.15. Su verme işleminde sıcaklıklara göre sertlik oranındaki değişim.

6.2.3. Çekme Testi

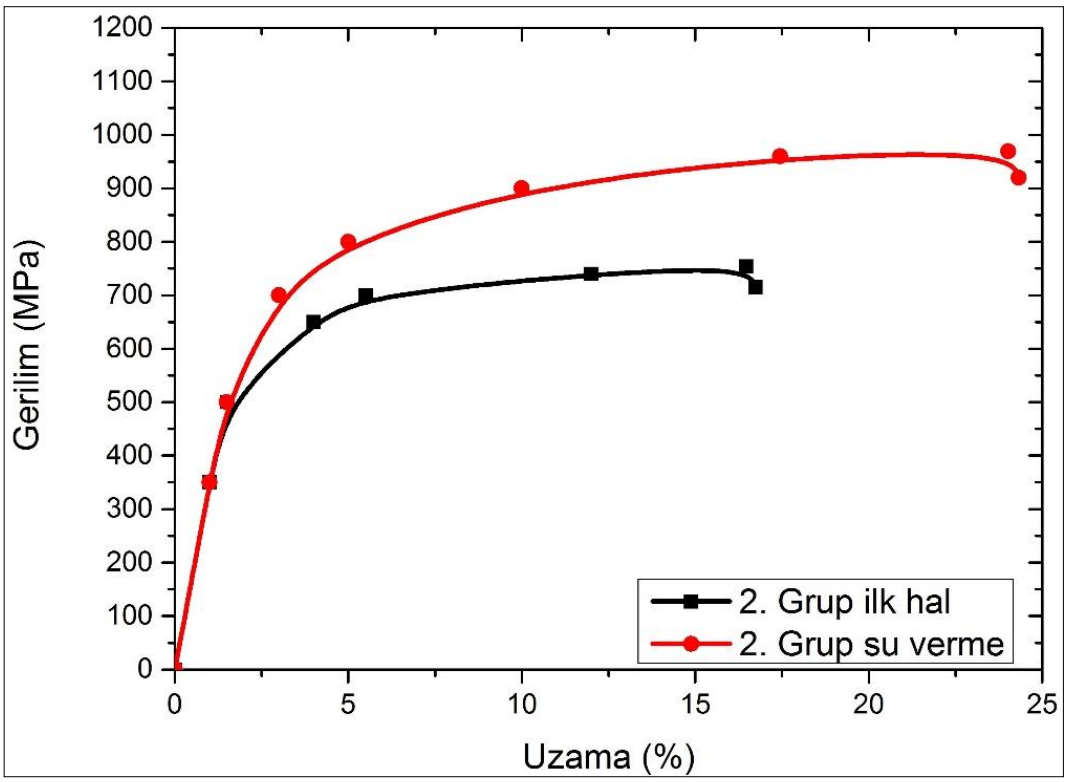
Çekme testi için iki numune grubu için 750 °C'de kritik tavlama ardından buzlu suda su verme işlemi gerçekleştirilmiştir. Söz konusu işlemler sonucu elde edilen veriler ile 1. grup dayanımı daha yüksek belirlenmiştir. 2. grup daha sünek olduğu belirlenmiş bu duruma alüminyum değişimi sebep olmaktadır. Diğer durum ise düşen fosfor yapıyı yumuşatmış ve artan volfram dönüşümü yavaşlatmıştır [61].

Çizelge 6.4. Malzemelerin ferrit oranı, sertliği, çekme dayanımı, kopma uzaması ve üniform uzaması.

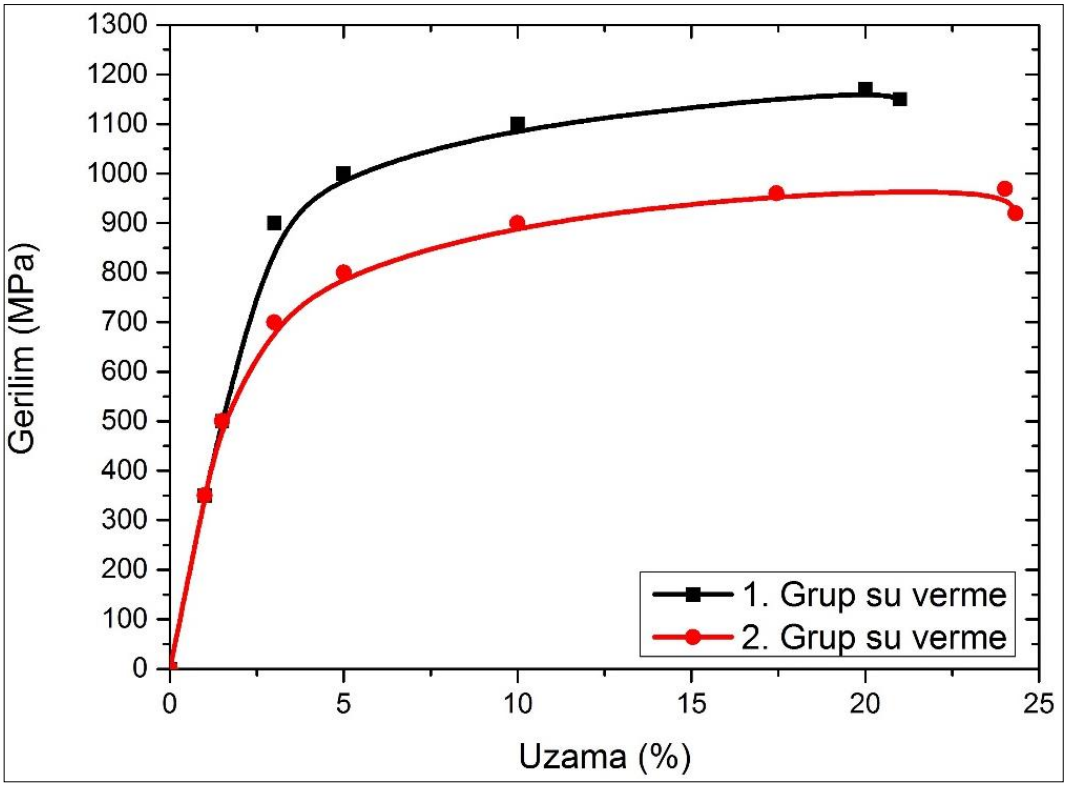
Malzeme	Mekanik Özellikler					
	Tavlama Sıcaklığı (°C)	Ortalama Ferrit Oranı (%)	Sertlik (HV 0,5)	Çekme Dayanımı (Mpa)	Kopma Uzaması (%)	Üniform Uzama (%)
1. Grup	İlk hal	39,77	322,3	841,846	17,45	17,132
1. Grup	750	33	411	1170,29	20,8	20,81
2. Grup	İlk hal	46,53	289,5	753,523	16,75	16,47
2. Grup	750	42	295,5	969,48	24,34	24,01



Şekil 6.16. 1. grup ilk hal ve su verme çekme grafikleri.



Şekil 6.17. 2. grup ilk hal ve su verme çekme grafikleri.

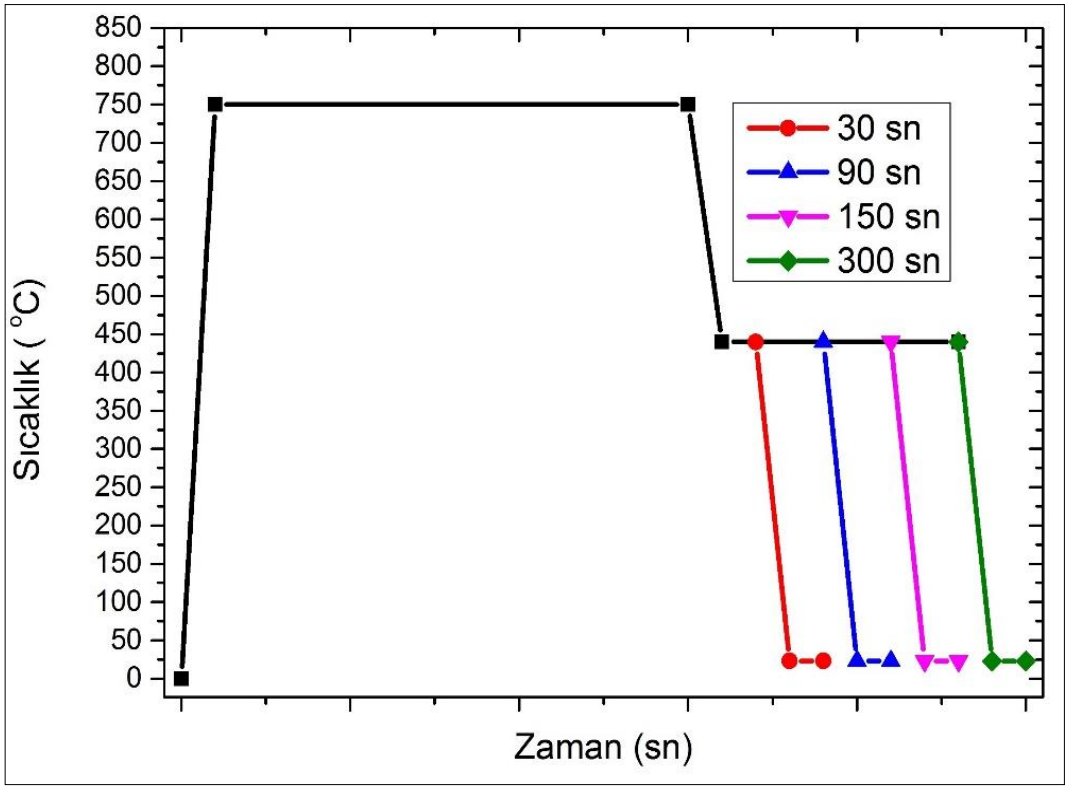


Şekil 6.18. İki grup su verme çekme grafikleri.

6.3. KRİTİK TAVLAMA SONRASI ÖSTEMPERLEME

Jackues vd. (1998), östemperleme öncesi tavlama sıcaklığının olabildiğince düşük olmasını önermektedir. Numune grupları Şekil 6.19.'da şematik olarak gösterildiği gibi 20 dk. süre ile 750 ^{o}C sıcaklıkta kritik tavlamanın ardından 440 ^{o}C sıcaklıkta hazır bulunan tuz banyosuna daldırılmak suretiyle 30, 90, 150 ve 300 saniye bekledikten sonra havada soğumaya bırakılmıştır. Bu işlem sonucunda östemperleme işleminde bekleme sürelerinin ve alaşım elementlerinin etkileri sonraki başlıklarda tartışılacaktır.

Artan tavlama sıcaklığında demir-karbon denge diyagramından da incelenebileceği gibi karbon dönüşüm oranı azalmaktadır. Bu sebepten çalışmalar sırasında tavlama sıcaklığı 750 ^{o}C uygun görülmüştür.



Şekil 6.19. Östemperleme işlem aşamaları.

6.3.1. Mikroyapı Görüntüleri

Bu çalışmada yapılan işlemlere göre martensit ve kalıntı östenit mikroyapı incelemesinde benzerlik göstermektedir. Düşük alaşımlı çeliklerde kalıntı östenit ve martensit birlikte olduğu bilinmektedir. Bu iki fazı ayırmak için SEM incelemesi yapılması gerekmektedir. Şeras (2018), yaptığı çalışmada SEM incelemesi ile mikroyapıda ki martenziti ayırt edebilmiştir. Çizelge 6.5.'de tespit edilen hacim oranları verilmiştir. Beynitik dönüşüm süresinin artması ile k.östenit/martensit hacim oranında azalma görülmektedir. Bu durumun açıklaması beynitik dönüşüm süresince dönüşüme maruz kalan östenit bekleme süresi arttıkça daha fazla beynite dönüşmekte ve havada soğuma aşamasında martensite dönüşmemesinden dolayı olduğu düşünülmektedir. Sonuç olarak elimizde mevcut kalıntı östenit kalmaktadır. Alaşım elementleri arasında bir kıyas yapılacak olduğunda artan C, Al ve W elementlerine bağlı olarak kalıntı östenit/martensit miktarının ortalama %10 civarından %6 civarına geldiği gözlemlenmektedir.

Çizelge 6.5. Östemperleme ısıl işlemi sonrası faz hacim oranları.

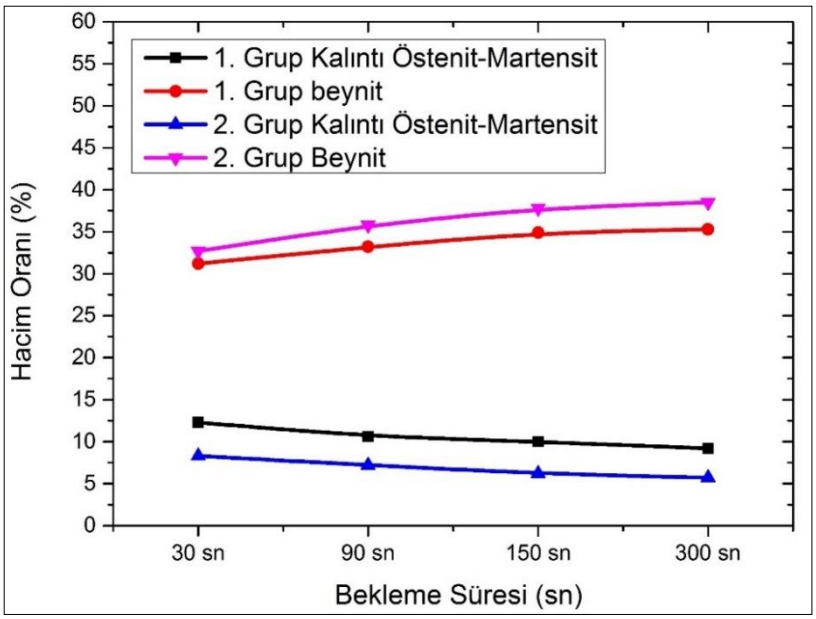
Bekleme Süresi (s.)	Malzeme Grupları			
	Ortalama K. Östenit/Martensit Miktarı (%)		Ortalama Beynit Miktarı (%)	
	1. Grup	2. Grup	1. Grup	2. Grup
30	12,3	8,3	31,2	32,7
90	10,6	7,2	33,2	35,8
150	10,0	6,2	34,9	37,8
300	9,2	5,7	35,3	38,5

Şeras (2018), yaptığı çalışmalarda karbon miktarındaki artış sonucu istenilen dönüşümü sağlayabilmek için beynitik dönüşüm süresini arttırmıştır. Buradan hareketle karbon oranına bağlı olarak dönüşüm süresinin de artması gerektiği düşünülmektedir. Kalıntı östenitin 2. grupta düşük gözükmesinin sebebi dönüşüm sürelerinin eşit olmasından kaynaklanmaktadır.

Kritik tavlama ile elde edilen östenit fazı izotermal tutma sırasında beynit fazına dönüşmektedir. Tutma süresinin artması dönüşen beynit miktarını arttırmaktadır. Kalıntı östenit ve martensit fazlarının bir arada bulunduğu ve beynitik dönüşümün uzaması ile daha az martensit oluştuğu söylenebilir. Kalıntı östenit yapıdan tamamen atılamamaktadır. Bunun sebebi beynit faz kümelerinin arasına hapsolmuş östenitin mikroyapıda kalıntı olarak mevcudiyetini sürdürmesindendir. Daha sonra mekanik işlem sırasında kalıntı östenit fazları malzemeye bir miktar daha esneklik sağlayacak ve ardından martensit fazına dönüşecektir [6]. Kalıntı östenit fazlarındaki değişim Şekil 6.20'de gösterilmiştir.

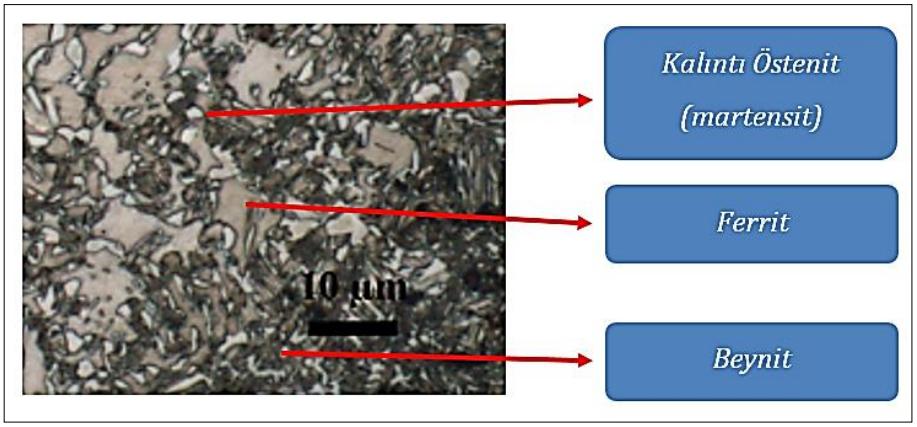
Suikkanen vd. (2013), beynitik dönüşüm süresinin artması ile kalıntı östenit hacim oranında artış olduğunu bildirmiştir. Bu durumu göz önünde bulundurarak çalışmada düşük beynitik dönüşüm sırasında ayırt edilemeyen martensit miktarı fazladır ve süre arttıkça azalmaktadır. Sonunda tamamen martensit kalmadığı düşünülmektedir. Jacques vd. (2001), bazı durumlarda kalıntı östenit hacim oranının azaldığını tespit etmişlerdir. Şeras (2018), yaptığı çalışmada kalıntı östenitin beynitik dönüşüm süresi

ile azaldığını tespit etmiştir. Bunun yanında martensit ve östeniti ayrı ayrı imcelemiş olup dönüşüm süresinin artmasıyla martensitin azaldığını bildirmiştir.



Şekil 6.20. Kalıntı östenit hacim oranlarının dönüşüm süresine göre kıyaslanması.

Kritik tavlama ardından numunelere temel metalografik işlemler uygulanmış bu işlemler sırasında numunelerin dağlanması %2 nital çözeltisi 3-4 s uygulandıktan sonra Marder&Benscoter ile yüzey matlaşana kadar dağlama yapılarak tamamlanmıştır. Ardından optik mikroskop ile incelendiğinde Şekil 6.21'daki görüntü elde edilmiştir.



Şekil 6.21. TRIP çeliği fazların gösterimi.

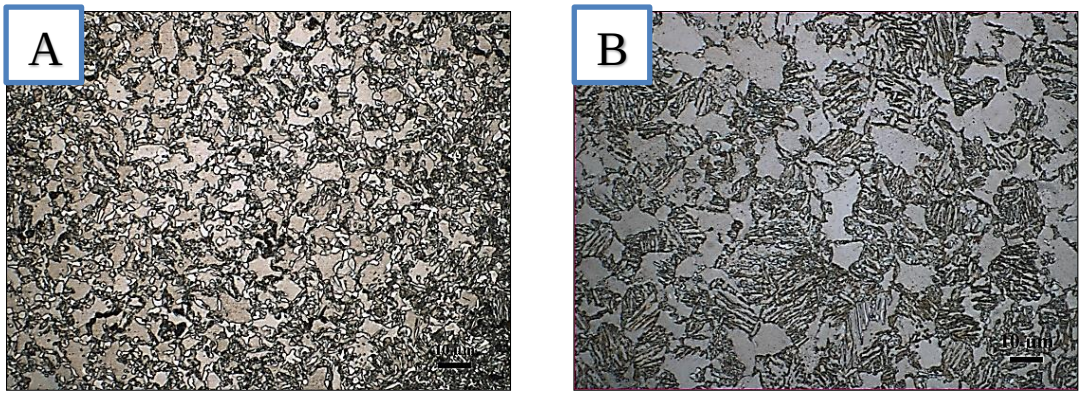
Sherader ve Wewer (1952), yaptıkları çalışmada karbon oranı artan kalıntı östenit sonucu martensitik dönüşüm azalmakta, beynitik dönüşüm sonrası kalıntı östenitin karbonca zenginleştirilemediğini bildirmişlerdir. De Meyer vd.'ne (1999) göre alüminyum miktarı yüksek çelikler daha düşük ferrit matrisi nedeniyle, yüksek silisyumlu çeliklere göre daha düşük özellikli olması beklenir. Bununla beraber kalıntı östenit ile yüksek karbon zenginleşmesi nedeniyle, silisyum yerine alüminyum esaslı çelikler daha iyi özellikler sağlamaktadır.

Malzeme grupları incelendiğinde Al miktarındaki artış tanelerin irileşmesine neden olmuştur. Tavlama süreleri beynit hacim oranını arttırmış kalıntı östenit kalitesini arttırmış martensit dönüşümünü geciktirmiştir. 2. grup için artan C oranı Ms sıcaklığını düşürdüğü ve Al miktarı arttığı için için beynitik dönüşüm daha fazla olmuştur.

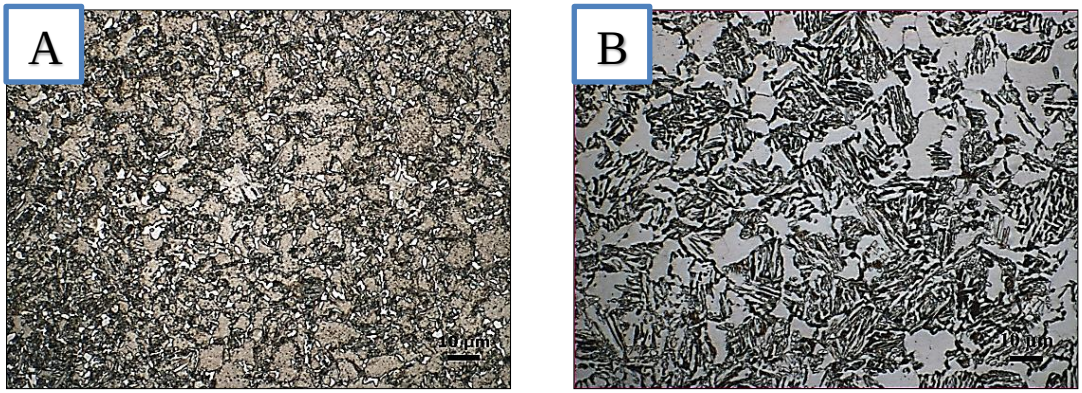
TRIP çeliklerinde Si alaşım elementinin Al alaşım elementi ile değiştirilmesi östenit fazının özelliklerini ve mekanik özellikleri iyileştirmektedir [63]. C ve Al miktarındaki artış ile östenit istikrarı sağlanmakta ve buna bağlı olarak enerji absorbe edebilme kabiliyeti artmaktadır [64]. TRIP çeliklerinde ferrit yüksek uzama, beynit yüksek dayanım sağlar. Kalıntı östenitin martensite dönüşümü ile deformasyon sırasında dayanım ve uzama özellikleri yükselmektedir [40].

6.3.1.1. Östemperleme Mikroyapı Görüntüleri

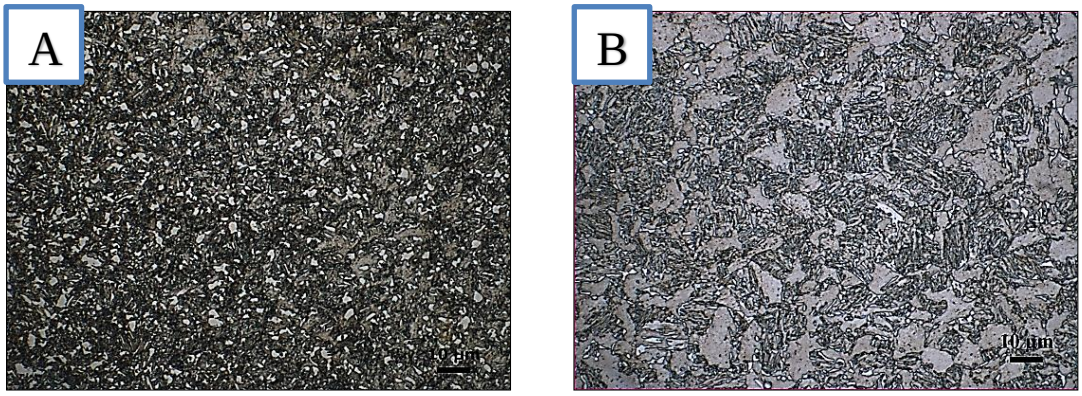
İki grup incelendiğinde Al miktarı yüksek olan 2. grup tane boyutu daha iridir. Yüksek Al ve düşük P nedeni ile ferrit güçlenememiş ve yumuşak kalmıştır. Beynit hacim oranı süreye bağlı olarak artmaktadır. Artan tutma süresi ile beynitik dönüşüm daha fazla gerçekleştiğinden ardından havada soğutma sırasında daha az martensitik dönüşüm gerçekleşmiş bu da kalıntı östenitin daha iyi optimize olmasını sağlamıştır.



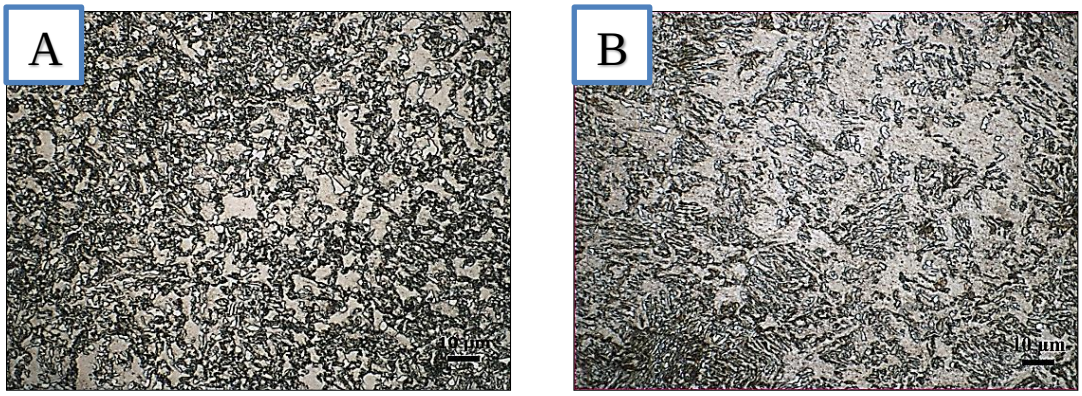
Şekil 6.22. 750°C 30s için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup.



Şekil 6.23. 750°C 90s için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup.



Şekil 6.24. 750°C 150s için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup.



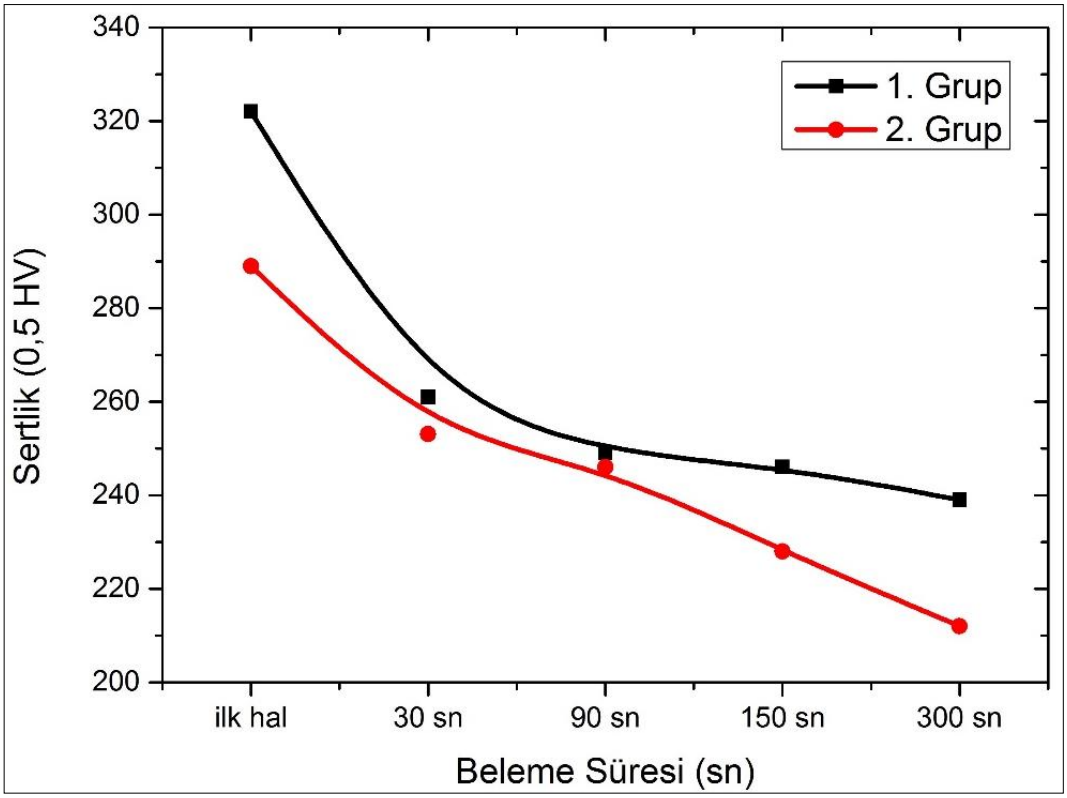
Şekil 6.25. 750°C 300s için 1000x büyütme A:1. grup, B:2. grup.

6.3.2. Sertlik Testi

Çalışma sırasında yapılan sertlik testi verileri Çizelge 6.6'da verilmiştir. Östemperleme sürelerinin artması genel olarak sertlikte düşüşe neden olmuştur. Beynitik dönüşüm ile bu beklenen bir sonuçtur. 1. grup sertliklerinin yüksek çıkması Al miktarının düşük, P miktarının yüksek olması ile açıklanabilir. Yine 1. gruptaki yüksek P oranı ferriti güçlendirmektedir. Artan W elementi soğuma hızını etkilemektedir ve bu sebepten 2. grup numunelerin beynitik dönüşümünde artışa neden olmuştur [61]. 2. grup numunesinde, Al 25 katına çıkarken C ve W yaklaşık 2 kat artmıştır. Bu nedenle beynit taneleri daha iri olarak seçilebilmektedir [61]. Yavaş soğuma hızında beynit ve ferrit fazları hacim oranları yüksek martensit faz hacim oranı düşüktür. Martensit fazının düşük olmasına rağmen TRIP çeliklerinin mukavemetinin yanı sıra sünekliğinin iyi olduğu bilinmektedir [65].

Çizelge 6.6. Östemperleme numuneleri sertlikleri.

	Kritik Tavlama		**Tuz Banyosu**					
					Bekleme Süresi			
Malzeme	**Sıcaklık (°C)**	**Tavlama Süresi**	**Sıcaklık (°C)**	**İlk hal (HV 0,5)**	**30 s. (HV 0,5)**	**90 s. (HV 0,5)**	**150s. (HV 0,5)**	**300 s. (HV 0,5)**
1. Grup	750	20 dk.	440	322,3	261,0	249,3	246,2	239,8
2. Grup	750	20 dk.	440	289,5	253,0	246,27	228,3	212,3



Şekil 6.26. Beynitik dönüşüm sürelerine göre sertlik oranındaki değişim.

6.3.3. Çekme Testi

Çekme testi sonucunda nihai olarak beynit ve kalıntı östenit faz hacim oranlarının mekanik özelliklerini etkilediği belirlenmiştir. % uzama ve dayanım ters orantılı, % uzama ve östemperleme süresi doğru orantılıdır. Yüksek Al bulunduran 2. grupta dönüşüm süresi sabit olduğu parametrede daha yüksek uzama olmuştur. 1. grup numuneleri Yüksek P sayesinde kalıntı östenit oluşumu gözlenmiş ek olarak P ferriti güçlendirerek dayanımda 2. gruptan daha iyi performans sergilemiştir. 2. grup'un 300s'lik dönüşüm süresinde beynit ve kalıntı östenit miktarı TRIP çelikleri için olası seviyededir ve en iyi uzama oranına sahiptir. Çekme testi sonrası mekanik özellikler Çizelge 6.7'de gösterilmiştir.

Kalıntı östenit dönüşüm oranı TRIP çeliğinin mekanik özelliklerini yönetmede önemli rol oynamaktadır, düşük gerilmede yüksek kalıntı östenit dönüşüm oranı sergilemektedir. Hızlı kalıntı östenit dönüşümü TRIP etkisinin daha erken

sonlanmasına sebep olmaktadır. Kalıntı östenit uygun stabiliteye sahip ise yüksek zorlamalarda bile martensite dönüşmeye devam etmektedir [39].

Deformasyon sonucu oluşan martensitik dönüşüm için, Im vd. (2002), yaptıkları çalışmada tek eksenli testlerde alınan sonuç yetersizdir. Bunun nedeni düşük gerilim ve düzlem şekil değiştirme koşulu altında gerilmeden kaynaklandığını bildirmişlerdir. Straicher vd. (2002), çalışmaları sonucu çift eksenli gerilim altında, dönüşüm tek eksenli testlere göre kapsamlıdır, fakat sonuçlar haddeleme yönüne göre değişim göstermektedir. Reisner vd. (1998), yaptıkları çalışmada bu durum kalıntı östenit tanelerinin dokusuyla ilgili olabileceğini bildirmişlerdir.

Çizelge 6.7. Çekme testi sonrası faz hacim oranları ve mekanik özellikleri.

Malzeme Grupları	Mekanik Özellikler								
	Süre (s.)	Ortalama Ferrit Oranı (%)	Ortalama Beynit Oranı (%)	K. Östenit /Martensit Oranı (%)	Çekme Dayanımı (Mpa)	Çekme Dayanım Değişimi (%)	Kopma Uzaması (%)	Üniform Uzama (%)	Üniform Uzama Değişimi (%)
1. Grup	İlk hal	39,77			841,8		17,45	17,132	
	30	56,5	31,2	12,3	918,2	9,07	28,21	26,19	52,9
	90	56,2	33,2	10,6	910,2	8,1	38,16	36,64	113,9
	150	55,1	34,9	10	894,4	6,2	31,58	30,83	80
	300	55,5	35,3	9,2	829,5	-1,5	28,44	23,08	34,7
2. Grup	İlk hal	46,53			753,5		16,75	16,47	
	30	59	32,7	8,3	960,3	27,5	25,74	25,2	53
	90	57	35,8	7,2	943,2	25,2	37,99	33,44	103
	150	56	37,8	6,2	927,9	23,1	39,12	35,31	114,4
	300	55,8	38,5	5,7	832,6	10,5	43,5	39,47	139,7
Not: Azalma durumları "-" ile ifade edilmiştir.									

Beynitik dönüşüm süresinin artması çekme dayanımını düşürmekle beraber uzamayı arttırmaktadır. Belirgin bir akma noktası görülememekte ve akmanın beynit ve martensite göre daha az sertliğe sahip östenit fazının daha düşük gerilimlere maruz kalmasıyla başladığı, çekme dayanımının kalıntı östenitten bağımsız olduğu, TRIP

etkisinin kalıntı östenitin deformasyon sırasında dönüşümü sonucu meydana geldiği bilinmektedir [62].

TRIP çeliklerinde toplam uzama kalıntı östenit miktarı ile ilişkilendirilemezken, uniform uzama kalıntı östenit miktarı ile orantılıdır. Ancak uniform ve toplam uzamayı etkileyen birçok faktör daha bulunmaktadır. Bunlardan bazıları; inklüzyonlar, bantlaşma olarak sıralanabilir [62]. Wei vd. (2003), kalıntı östenit hacim oranı, boyutu, dağılım ve morfolojisinin mekanik özellikleri etkilediğini bildirmişlerdir. Sakuma vd. (1991), çalışmalarında TRIP çeliğinin uzamasının, ferrit fazındaki düşük kayma yoğunluğuna bağlı olduğunu bildirmişlerdir.

Dönüştürülebilir kalıntı östenit endeksi (Cγo / fγo) ve kalıntı östenitin kararlılık katsayısı (k değeri), mekanik özelliklerin geliştirilmesinde kalıntı östenitin etkinliğini göstermek için kullanılmaktadır. Bu özelliklerin düşük değerde olması, mekanik özelliklerin yükseltilmesinde kalıntı östenitin yüksek katkıda olduğunu ifade eder. Deformasyon sertleşmesinin gerçek gerilme değeri mekanik özellikleri yüksek derecede etkilemektedir. Deformasyon sertleşmesi üssünün gerginliğin hızlı bir şekilde düşmesi mekanik özelliklerin zayıf olmasına neden olmaktadır, kademeli düşüş ise mekanik özelliklerin daha iyi olduğunu gösterir. Si ve Al alaşımlı TRIP çeliklerinde deformasyon sertleşmesi üssü gerçek gerilmede düzgün ve kademeli azalma göstermektedir. Bu kalıntı östenitin mekanik özelliklerin üzerindeki etkiyi göstermektedir [63]. Pyshmintsev vd. (2002), çekme deneyi sırasında hidrostatik basınç ile kalıntı östenit stabil hale getirilerek daha yüksek homojen uzama sağlanabileceğini bildirmişlerdir.

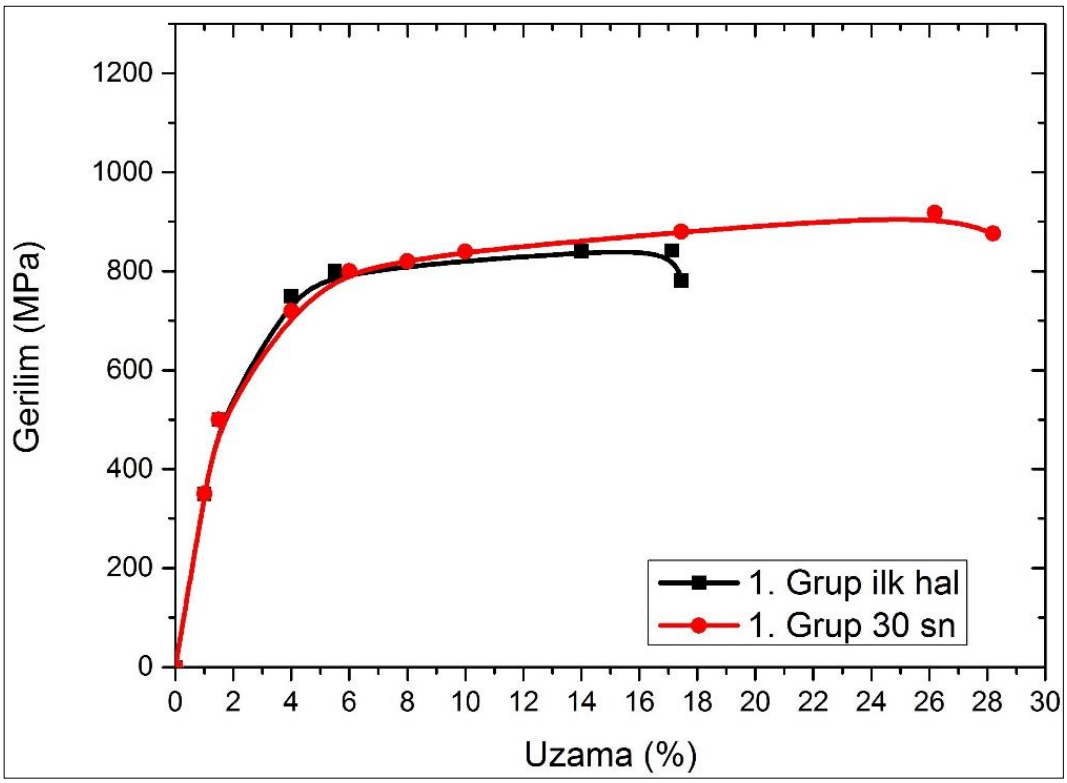
6.3.3.1. Sabit Östemperleme Süreleri Değişken Alaşım Elementleri

Bu başlık altındaki grafiklerde malzemelerin ilk hal ve aynı östemperleme sürelerindeki değişimleri incelenmiştir. Genel olarak bakıldığında yapılan ısıl işlemler numunelerin ilk durumları ile kıyaslandığında dayanımda ve özellikle uzamada belirgin bir gelişme görülmüştür.

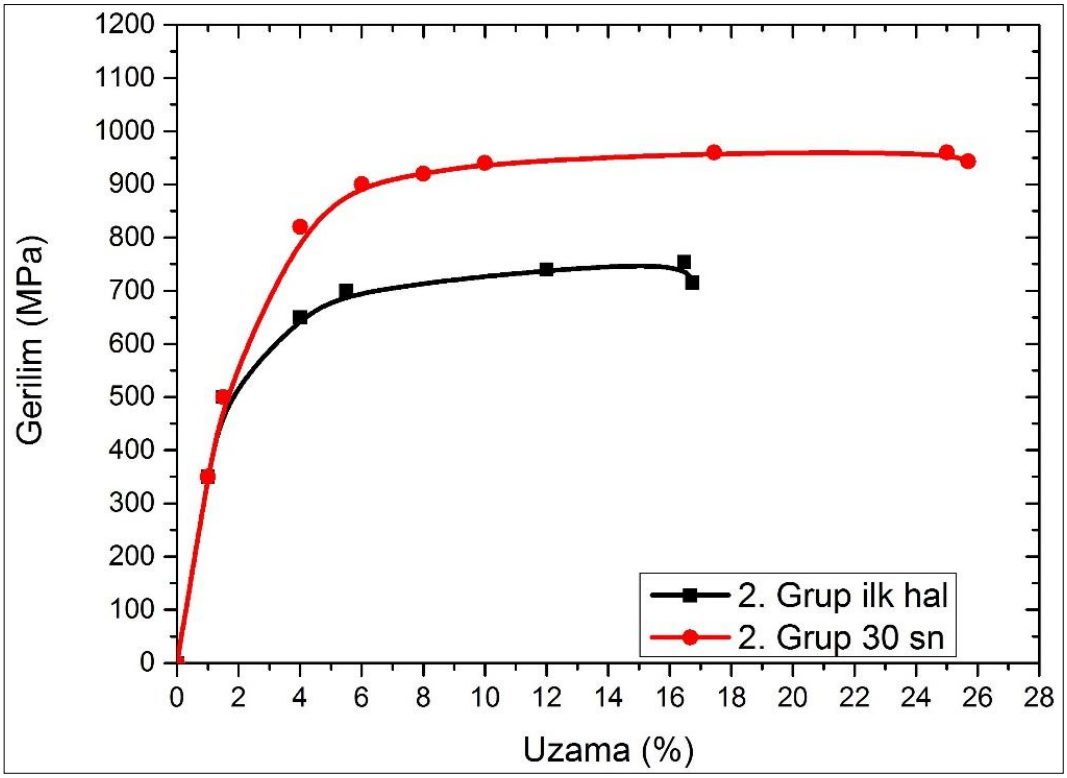
Çekme deneyi sırasında numunenin sertleşme davranışını kalıntı östenit belirler. İşlem sırasında boyun verme noktasına kadar nispeten sabit bir çalışma sertleşmesi hızı gösterir. Al alaşımlı TRIP çeliklerinde, Si alaşımlı TRİP çeliklerine göre çekme gerilimi altında kalıntı östenit dönüşümü daha yavaş olmaktadır. Bu sebepten mekanik özelliklerin daha iyi seyrettiği söylenebilir [66].

1. grup'ta Al miktarı az ve P miktarı fazla buna bağlı olarak güçlü ferrit oluşmuş, dayanımı yüksek sünekliği 2. grup'a göre daha düşük seyretmiştir. 2. grup'ta ise yüksek Al miktarı sebebiyle ferrit güçlenememiş, kalıntı östenit hacim oranı daha homojen dağılmış, buna bağlı olarak sünekliği oldukça fazla olmuştur.

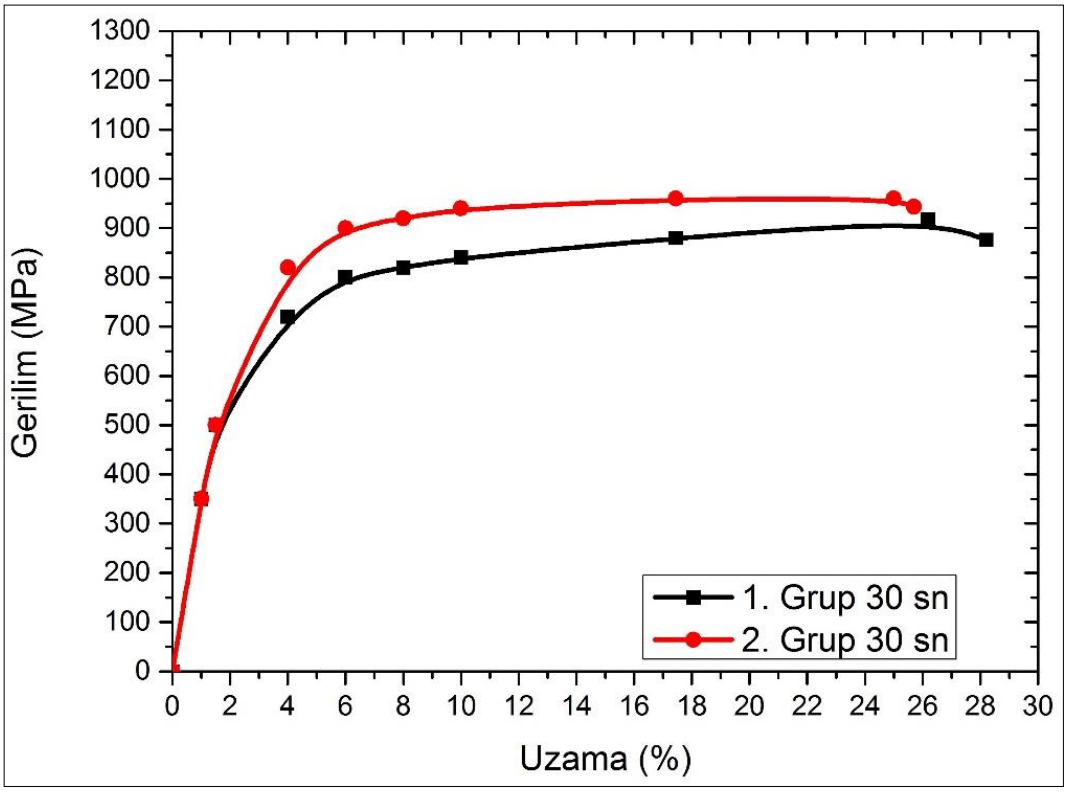
Yapılan bu çekme deneyleri sırasında beynitik dönüşüm süresi mekanik özellikler üzerinde etkilidir. Uzama ve dayanım miktarlarını büyük ölçüde yapıdaki beynit ve kalıntı östenit belirlemektedir. Bilindiği gibi W dönüşüm sıcaklıklarını etkilemektedir. 2. grup'ta artan W ile çeliğin soğuma hızını düşürerek daha fazla beynitik dönüşüm olmuştur. Bu işlemlerin tamamı malzemenin sünekliğinde ciddi bir artış sağlamıştır.



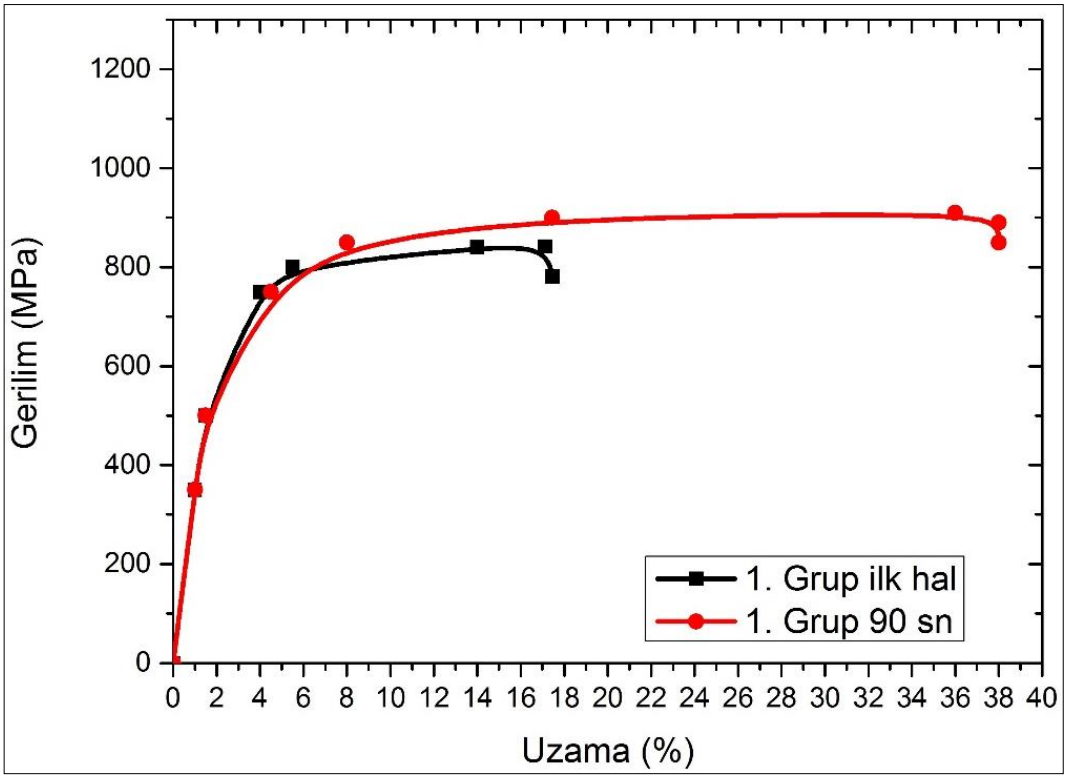
Şekil 6.27. 1. grup, ilk hal ve 30s beynitik dönüşüm.



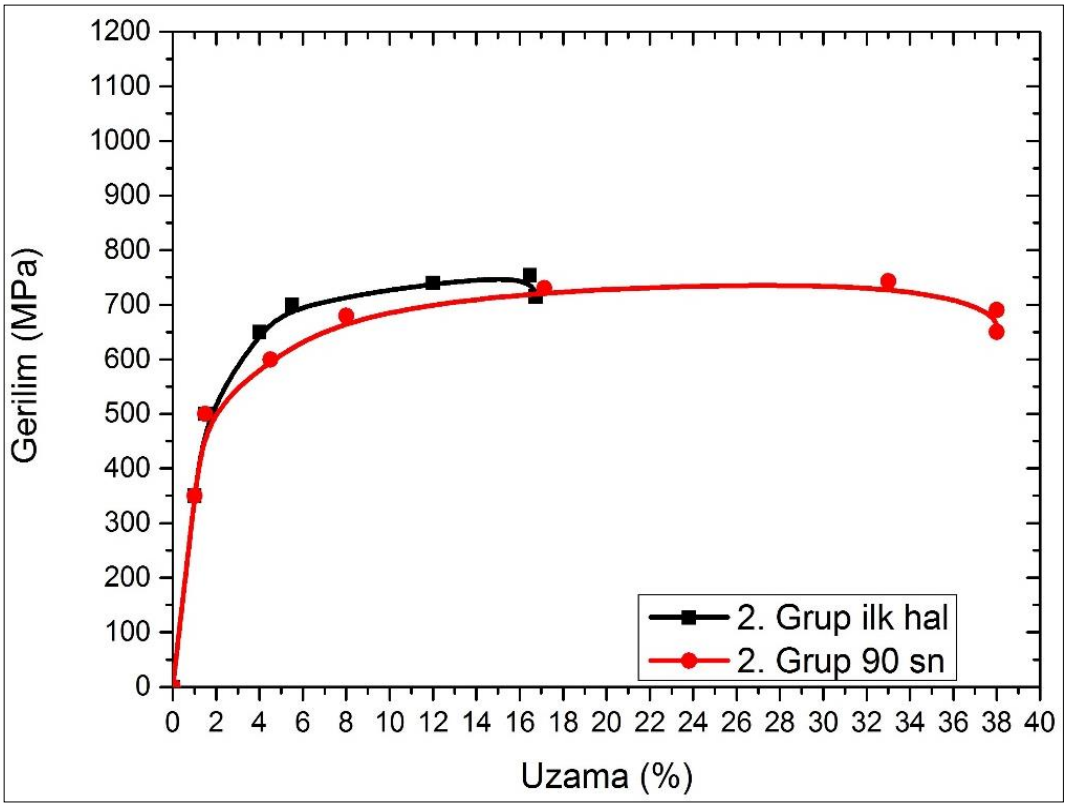
Şekil 6.28. 2. grup, ilk hal ve 30s beynitik dönüşüm.



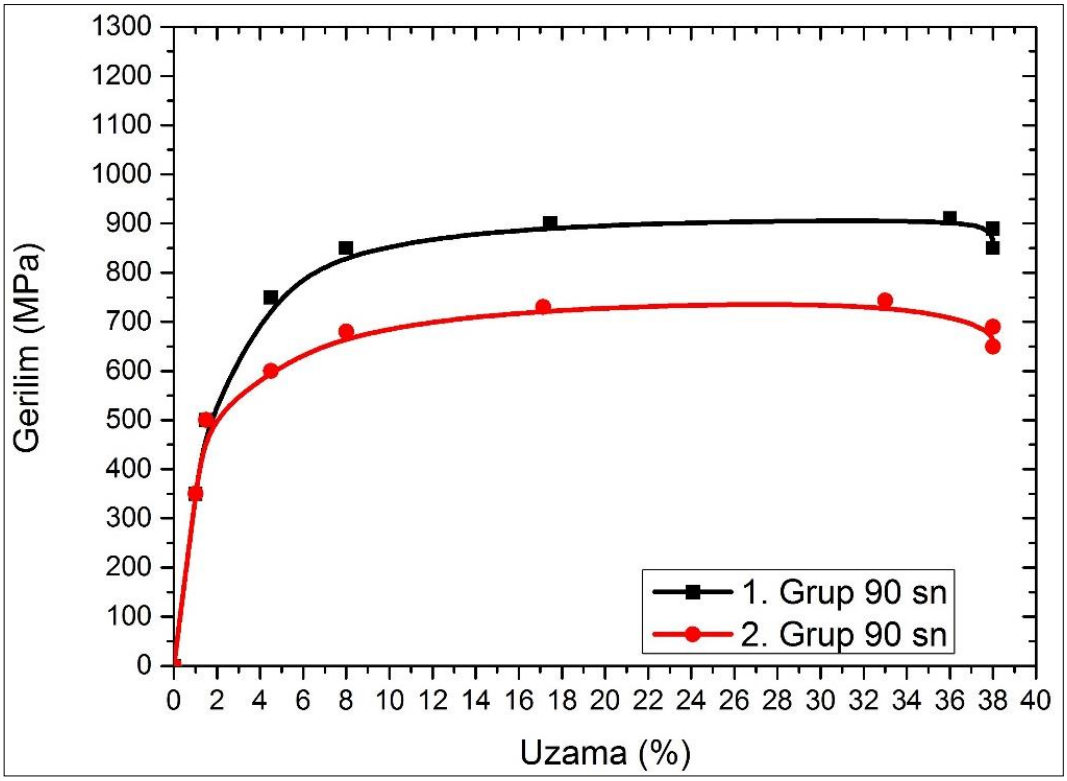
Şekil 6.29. 1. grup ve 2. grup 30s beynitik dönüşüm.



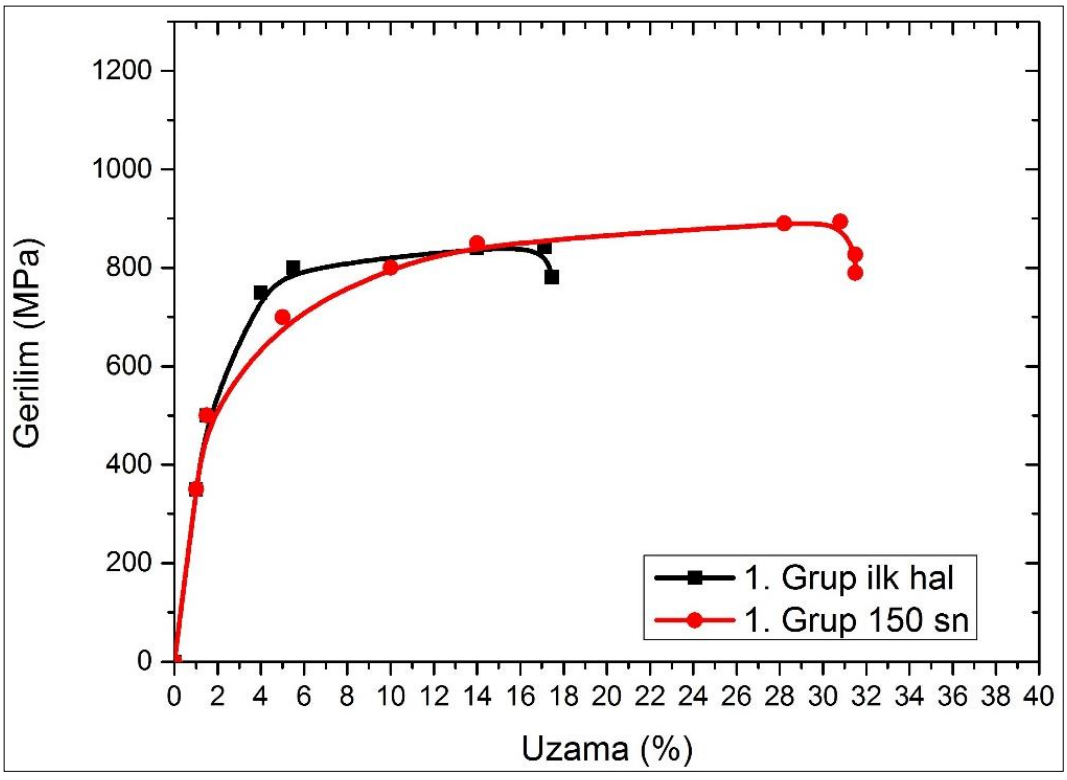
Şekil 6.30. 1. grup, ilk hal ve 90s beynitik dönüşüm.



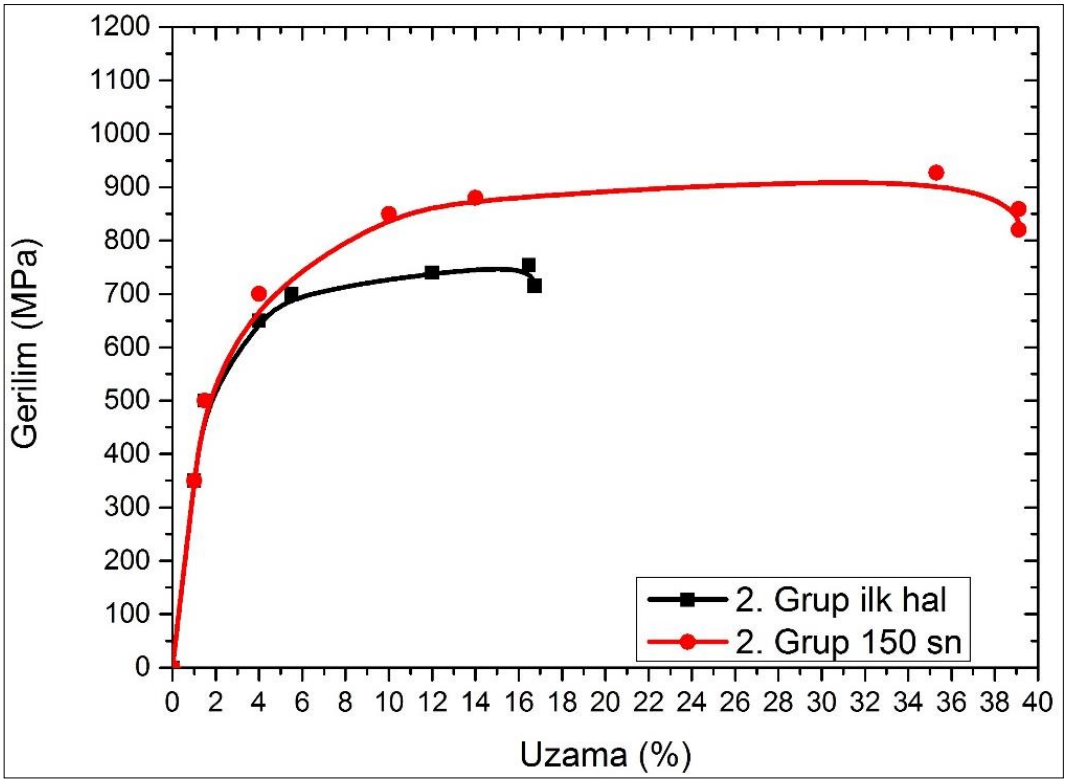
Şekil 6.31. 2. grup, ilk hal ve 90s beynitik dönüşüm.



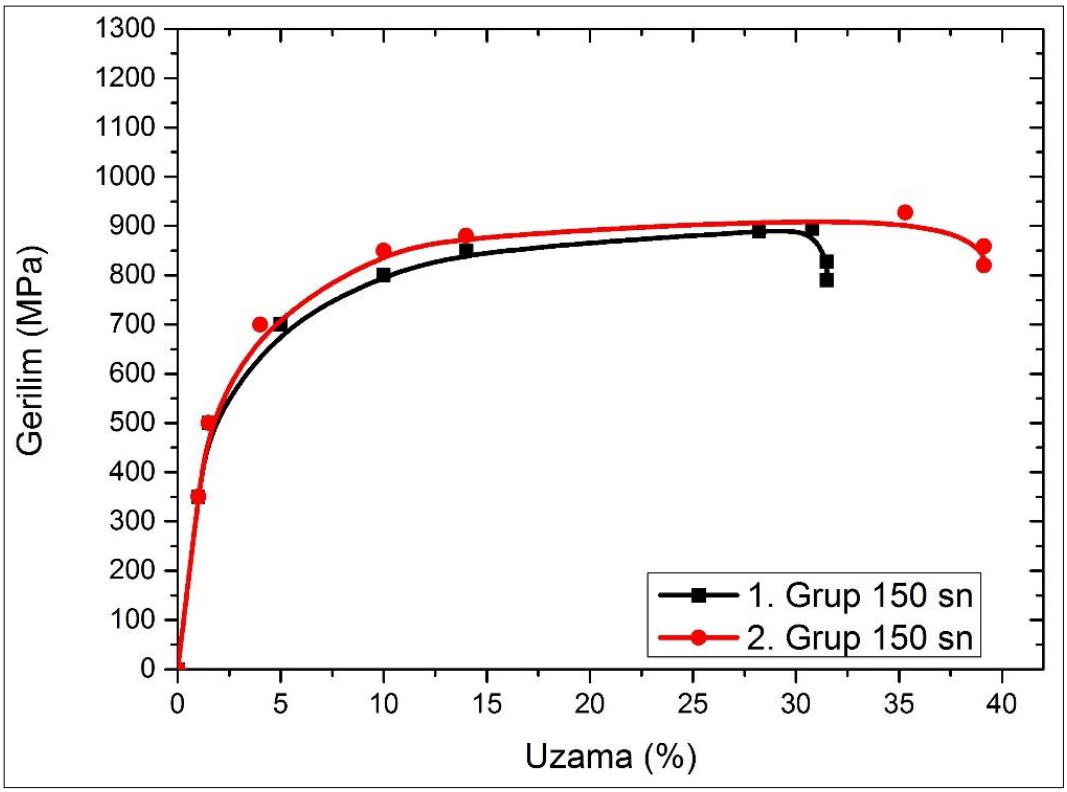
Şekil 6.32. 1. grup ve 2. grup 90s beynitik dönüşüm.



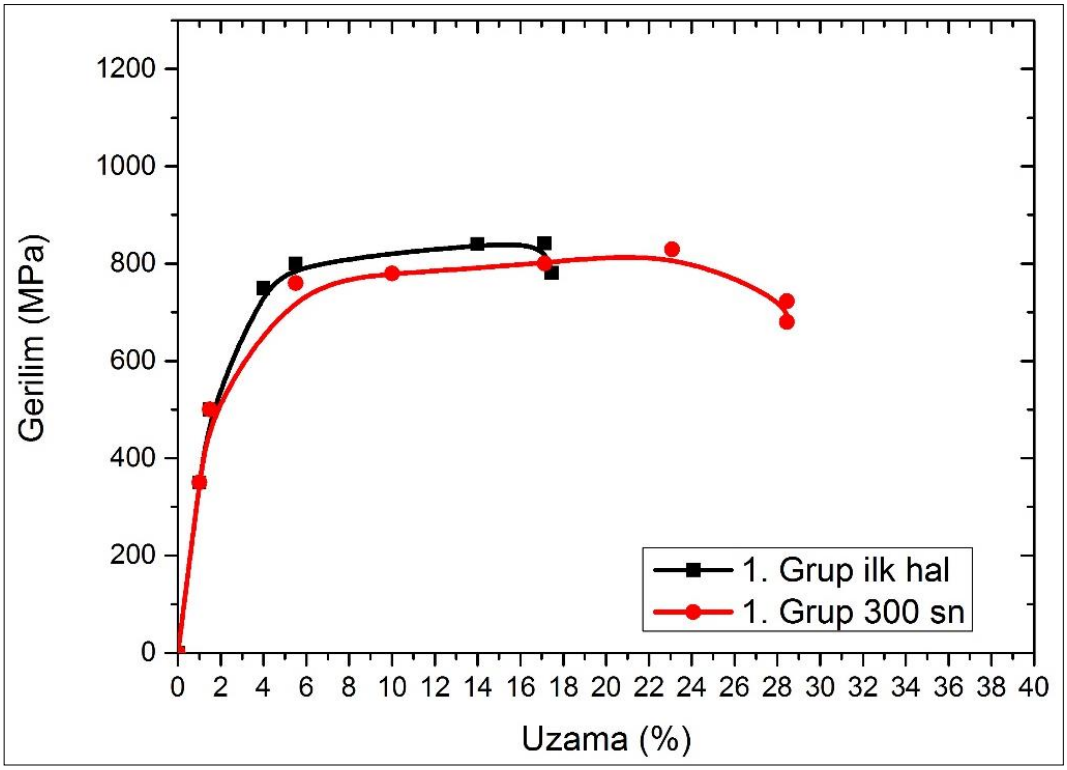
Şekil 6.33. 1. grup, ilk hal ve 150s beynitik dönüşüm.



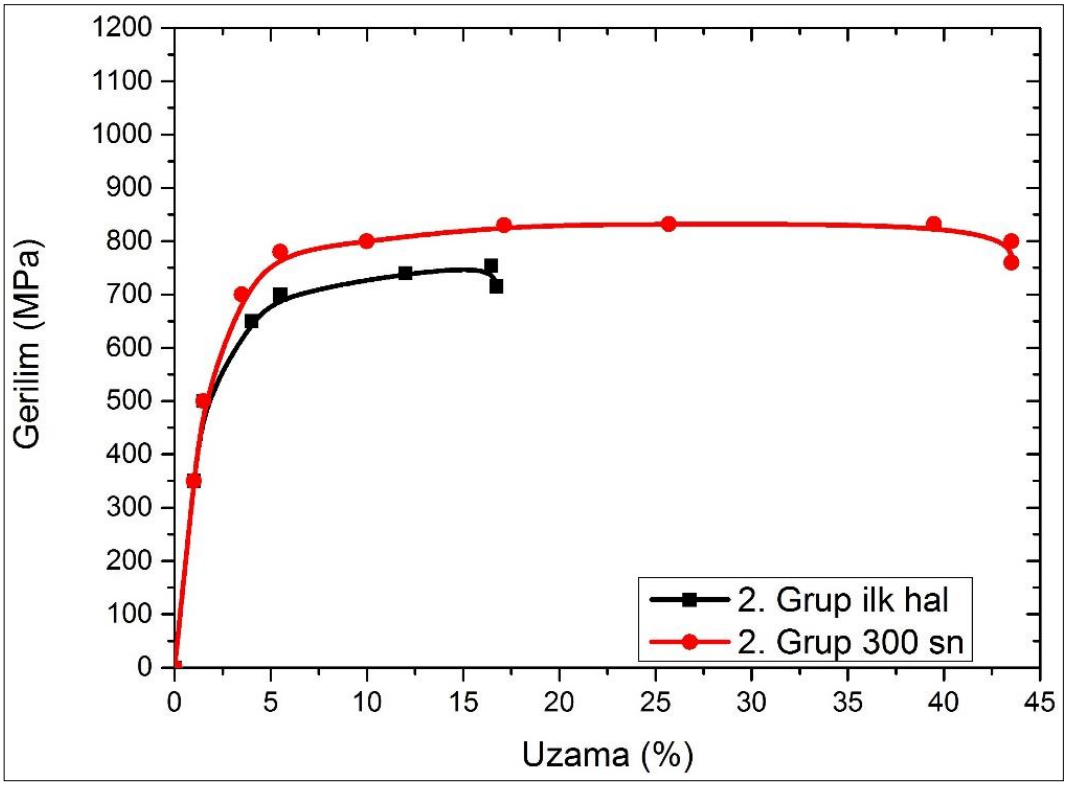
Şekil 6.34. 2. grup, ilk hal ve 150s beynitik dönüşüm.



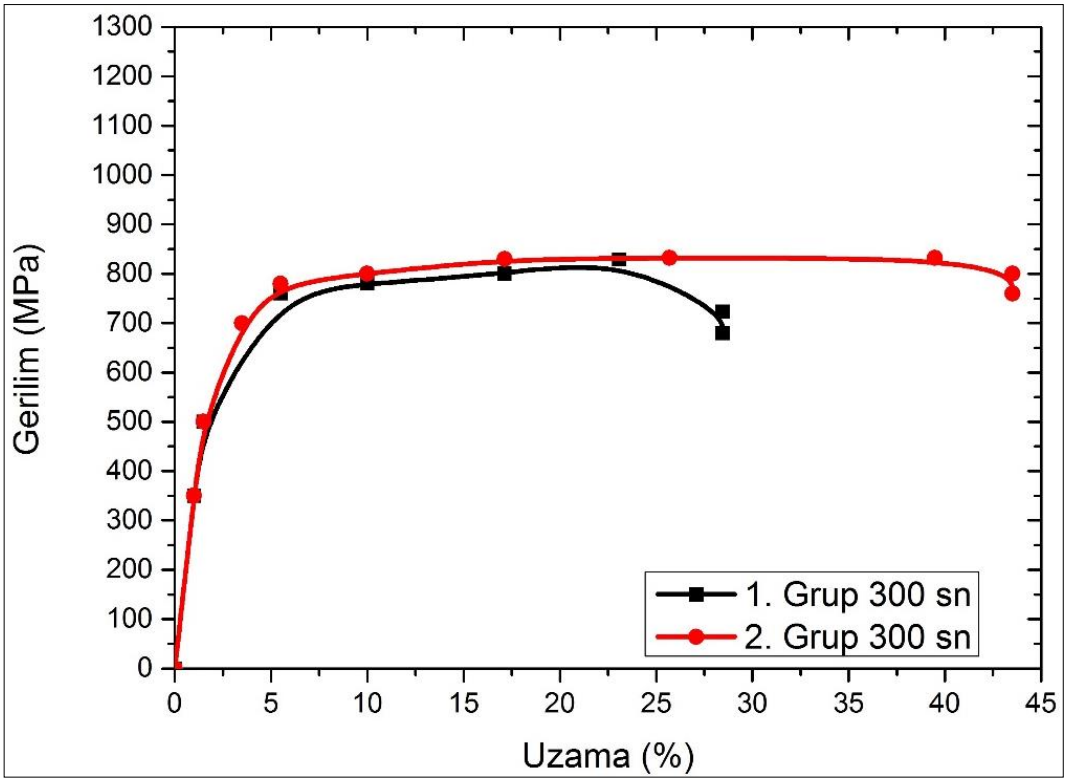
Şekil 6.35. 1. grup ve 2. grup 150s beynitik dönüşüm.



Şekil 6.36. 1. grup, ilk hal ve 300s beynitik dönüşüm.



Şekil 6.37. 2. grup, ilk hal ve 300s beynitik dönüşüm.



Şekil 6.38. 1. grup ve 2. grup 300s beynitik dönüşüm.

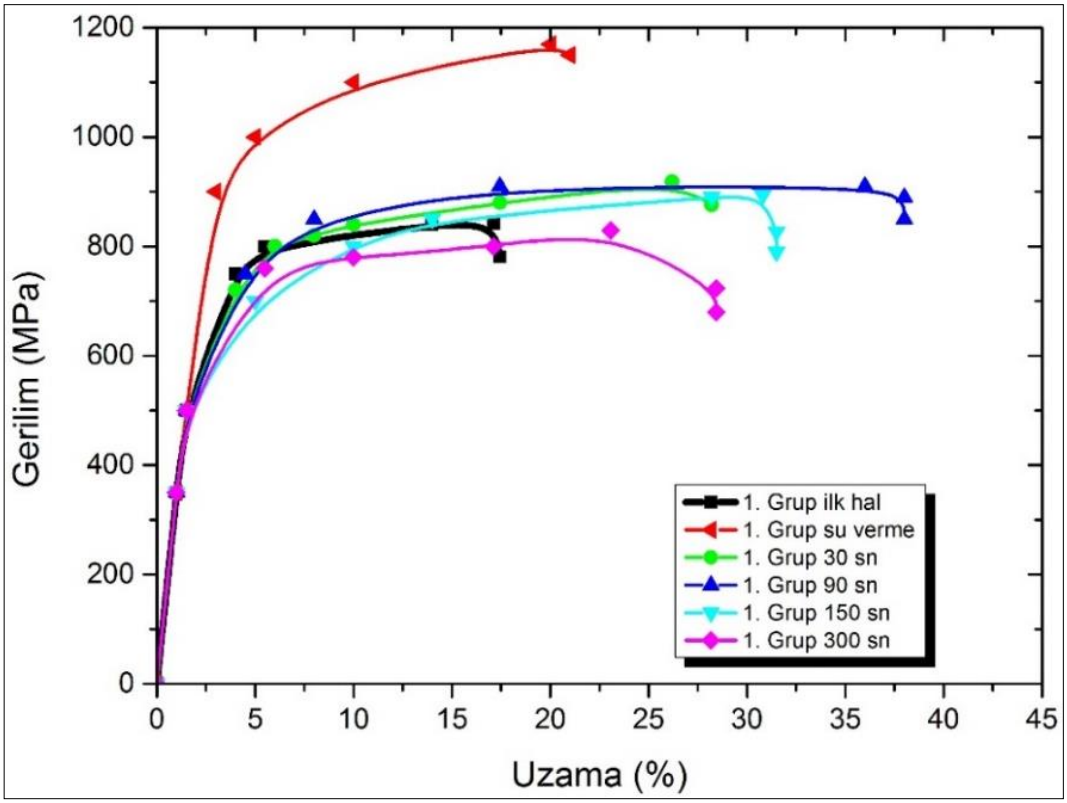
6.3.3.2. Sabit Alaşım Elementleri Değişken Östemperleme Süreleri

Bu bölümde aynı alaşım elementi oranlarına sahip malzemelerin beynitik dönüşüm süreleri göz önüne alınarak oluşan değişim incelenmiştir.

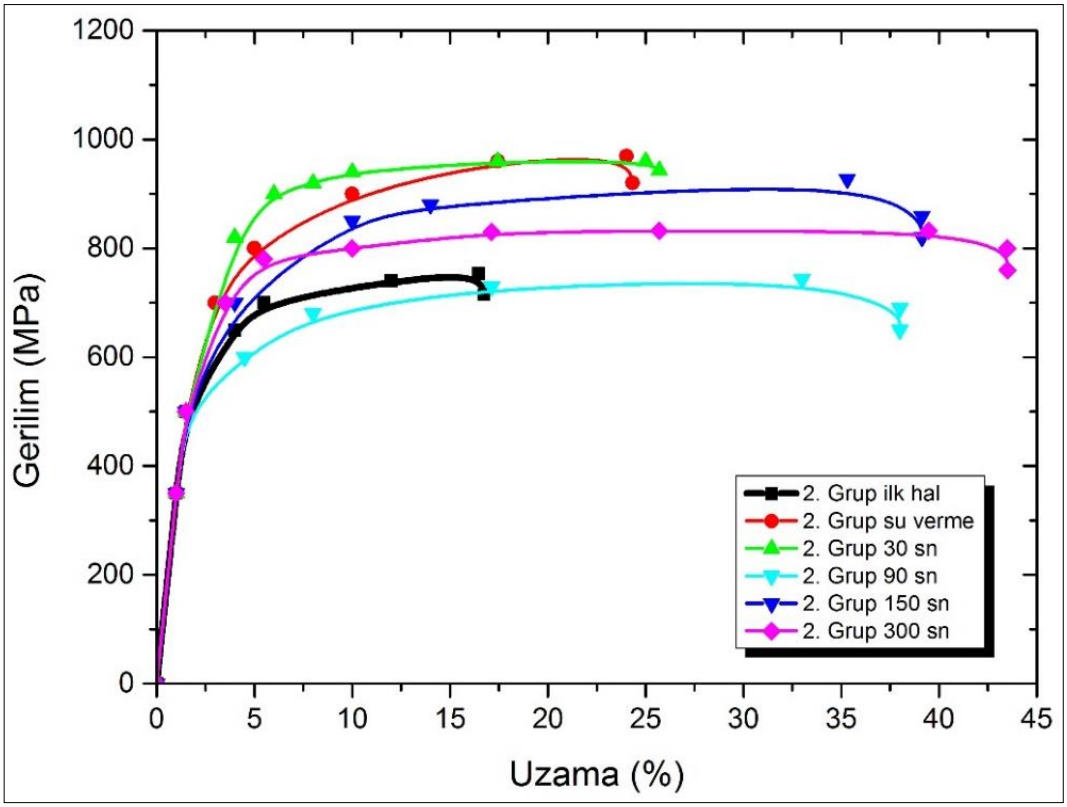
Kalıntı östenit dönüşüm oranı, TRIP çeliğinin mukavemet ve uzamasında kalıntı östenitin hacim oranından daha etkili bir faktördür [67]. Sıcaklık ve deformasyon hızı kalıntı östenit dönüşüm oranını etkilemektedir. Düşük gerilme hızında daha fazla kalıntı östenit dönüşüme uğrayacağından daha fazla üniform uzama elde edilecektir [68]. TRIP çelikleri üzerinde kritik tavlama sıcaklığının etkisi çekme dayanımını çok az etkilerken toplam uzamayı kritik düzeyde etkisi vardır, tavlama sıcaklığı ne kadar düşük ise üniform uzama ve enerji emilimi o kadar iyidir [68].

Yapılan deneyler sırasında sabit deformasyon hızı kullanılmıştır. Malzemelerin üniform uzama ve toplam uzamaları Çizelge 6.7'de verilmiştir. Bekleme sürelerindeki artış ile uzama miktarı doğru orantılıdır. Yapılan östemperleme işlemleri sonucu

dayanım olarak, uzama kadar ciddi bir gelişme olmamıştır. 1. grup için en yüksek uzama değeri 90s beynitik dönüşüm ile elde edilmiştir. İki grup içerisinde tüm deneylerde en iyi uzama değeri 2. grup, 300s bekleme süresi ile alınmıştır. Bu durum Al artışının etkisi üzerine gözlemlenmiştir.



Şekil 6.39. 1. grup değişken beynitik dönüşüm süreleri.



Şekil 6.40. 2. grup değişken beynitik dönüşüm süreleri.

BÖLÜM 7

SONUÇLAR

Bu çalışmada 2 farklı çelik grubu kullanarak yapılan kritik tavlama sonrası su verme, kritik tavlama sonrası östemperleme, metalografik inceleme, sertlik ve çekme deneyleri uygulanmıştır. Çalışmalar özenle yapılmış sonuçları ayrıntılı olarak yukarıda verilmiştir. Bu çalışmaların neticesinde elde edilen genel sonuçlar aşağıda verilmiştir.

- Kritik tavlama sıcaklığının artması martensit (östenit) hacim oranını levye kuralına uygun olarak arttırmaktadır.
- Artan kritik tavlama sıcaklığı setlik ve çekme dayanımını arttırmaktadır.
- Azalan fosfor ve artan alüminyum, dayanımda düşüş, uzamada artış sağlamıştır.
- Artan beynitik dönüşüm süresi ile sertlik ve çekme dayanımında düşüş, üniform uzamada artış sağlanmıştır.
- Al, W ve P alaşım elementleri kalıntı östenit/martensit oranını optimize ederek uygun aralıkta tutmuştur.
- Beynit hacim oranı uzamayı doğru orantılı olarak etkilemektedir.
- Beynitik dönüşüm sonucu en yüksek %uzamaya sahip olan malzeme, 2. grup 300s beynitik dönüşüm süresi ile elde edilmiştir.
- Beynitik dönüşüm sonucu en yüksek çekme dayanımına sahip olan malzeme, 1. grup 30s beynitik dönüşüm süresi ile elde edilmiştir.
- Tüm deneyler arasında en yüksek çekme dayanımına sahip malzeme, 1. grup su verme ısıl işlemi ile elde edilmiştir.
- Tüm deneyler sonucunda en yüksek sertlik 1. Grup 900^{o}C su verme işlemi (594 HV), en düşük sertlik 2. grup 300s beynitik dönüşüm (222HV) ile elde edilmiştir.
- Malzemeler arası kıyas yapıldığında 1. grup dayanım olarak en yüksek değerlere sahiptir, yüksek P oranı ve yapıda W alaşım elementinden dolayı karbür oluşumu nedeni ile dayanımda artış olduğu düşünülmektedir. 2. grup

en iyi uzama değerlerini vermiştir, bunun sebebi olarak Al miktarının %0,7'lerden %1,64' lere gelmesi ve azalan P oranıdır.

- Kalıntı östenitin dönüşümü bu çeliklere ekstra bir mekanik özellik ve uzama sağlamaktadır. Bunun yanında yapıdaki diğer fazlar (Beynit, Ferrit, Martensit) büyük ölçüde malzeme karakteristiğini ve mekanik özelliklerini belirlemiştir.
- Deneyler sonucunda elde edilen veriler ile alaşım elementleri malzemenin mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerinde etkili olduğu kadar, östemperleme ısıl işlemi de etkilidir.
- Uygun ısıl işlem ve uygun alaşımlandırma ile kullanılacak alana özgü malzemeler üretilip, dayanım ve uzama özellikleri belirlenebilir, bu işlemler sonucu hafifletme gerçekleştirilebilir.

KAYNAKLAR

1. Zackay, F. V., Parker, R. E., Fahr, D. and Bush, R., "The Enhancement of Ductility in High Strength Steels", ***Then Metallurgical Evolution of Stainless Steels,*** Editor: F.B. Pickerins, by ASM and The Metal Sicrety, 60: 252-257 (1967).

2. Krizan, D., "Structure-Properties Relationship in I GPa Micro-Alloyed TRIP Steel", Ph. D. Thesis, ***Universiteit GENT Metallurgie en materiaalkunde***, 230-260 (2005).

3. Hayat, F., "TRIP Çeliklerinin Otomotiv Endüstrisinde Kullanımının İncelenmesi", ***Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der***., 25 (4): 701-712 (2010).

4. Hojo, T., Sugimoto, K., Mukai, Y. and Ikeda, S., "Effects of Aluminum on Delayed Fracture Properties of Ultra High Strength Low-alloy TRIP-aided Steels", ***ISIJ. Int***., 48 (6): 824-829 (2008).

5. Türkiye Bilimsel Ve Teknoloji Araştirma Kurumu, Marmara Araştirma Merkezi, Malzeme Enstitüsü, "Otomotiv Endüstrisi Ve Çelik: Yeni Nesil Çelikler", ***Proje Sonuç Raporu*** (2003).

6. Internatıonal Iron & Steel Instıtute Committee On Automotive Applications; "Advanced Hıgh Strength Steel (AHSS) Applıcatıon Guıdelınes" (2006).

7. Takahashi, M., "Development of High Strength Steels for Automobiles", ***Nippon Steel Technical Report***, 88 (2003).

8. International Iron & Steel Institute Commitee on Automotive Applications, "Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines", (2005).

9. Wolfgang, B. and Kriangyut, P. O., "Microalloying of Cold-Formable Multi Phase Steel Grades", ***Department of Ferrous Metallurgy, Materials Science Forum,*** 500-501: 97-114 (2005).

10. Rashid, M. S., "Relation Between Steel Microstructure And Formability", ***Formable Hsla And Dual-Phase Steels***, Chicago, Illinois, AIME, 1-24 (1977).

11. Davies, R. G., "On The Ductility Of Dual-Phase Steels", ***Formable Hsla And Dual-Phase Steels***, Chicago, Illinois, AIME, 25-39 (1977).

12. Sourabh, C., "Transformations in TRIP-assisted Steels: Microstructure and Properties", Ph. D. Thesis, ***University of Cambridge***, 36-72 (2006).

13. Xiaodong, Z., Zhaohui, M. and Li., W. "Current Status of Advanced High Strength Steel for Automaking and its Development in Baosteel", ***Baosteel Research Institute***, Shanghai (2019).

14. Zhuang, L. and Wu, D., "Effects Of Hot Deformation And Subsequent Austempering On The Mechanical Properties Of Si-Mn TRIP Steels", ***ISIJ International***, 46 (1): 121-128 (2006).

15. Toros, S., "TRIP800 Çeliğinin Şekillendirme Kabiliyetinin İncelenmesi Ve Modellenmes", Doktora Tezi, ***Niğde Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü***, 7-21 (2013).

16. Wang J. and Van Der Zwaag S., "Stabilization Mechanisms Of Retained Austenite İn Transformation-İnduced Plasticity Steel", ***In Metallurgical And Materials Transactions A***, 32: 1527-1539 (2001).

17. Hillis, D.J., Llwellyn D.T. and Evans P.J., "Rapit Annealing of Dual Phase Steels", ***Iron and Steel Making***, 25 (1): 47-54 (1998).

18. Salah, M.H. and Priestner R., "Ratiened Austenite in Dual Phase Silicon Steels and Effect on Mechanical Properties", ***Jour. Of Mat. Processing and Tech***., 113: 587-593 (2001).

19. Zhang, M., Li L., Fu R.Y., Krizan, D. and De Cooman, B.C., "Continuous Cooling Transformation Diagrams And Properties Of Micro Alloyed TRIP Steels", ***Materials Science and Engineering A***, 110: 296-299 (2006).

20. Mahıeu, J., Claessens, S. And De Cooman, B.C. "Galvanizability Of High-Strength Steels For Automotive Applications", ***In Metallurgical and Materias Transactions A***, 32: 2905-2908 (2001).

21. Maki, J., Mahieu, J., De Cooman, B.C. and Claessens, S. "Galvanisability Of Silicon Free Cmnal TRIP Steels", ***In Materials Science and Technology***, 19 (1): 125-131 (2003).

22. De Meyer, M., "Transformations And Mechanical Properties Of Cold Rolled And İntercritically Annealed Cmnalsi TRIP-Aided Steels", PhD Thesis, ***Ghent University,*** Ghent, 174 (2001).

23. Mintz, B., Tuling, A. and Delgado, A., "Influence Of Silicon, Aluminium, Phosphorus And Boron On Hot Ductility Of Transformation Induced Plasticity Assisted Steels", ***Materials Science & Technology,*** 19 (12): 1721-1726 (2003).

24. Pichler, A., Stiaszny, P., Potzinger, R., Tikal, R. and Werner., E. "40th Mechanical Working And Steel Processing Conference Proceedings", ***Iron and Steel Society/AIME***, USA 36 (1998).

25. Pickering, F. B., "Physical Metallurgy and the Design of Steels", ***Applied Science Publishers Ltd***, England (1978).

26. Suh, D.W., Park S.J. and Oh C.S., "Influence Of Partial Replacement Of Si By Al On The Change Of Phase Fraction During Heat Treatment Of TRIP Steels", ***Scripta Materialia***, 57: 1097–1100 (2007).

27. Merwin, M.J., "Low-Carbon Manganese TRIP Steels", ***Materials Science Forum***, 539-543: 4327-4332 (2007).

28. Sakuma, Y., Matsumura, O. and Takechi, H., "Mechanical Properties And Retained Austenite İn İntercritically Heat-Treated Bainite-Transformed Steel And Their Variation With Si And Mn Additions" ***Metallurgical and Materials Transactions A,*** 22 (2): 489-498 (1991).

29. Kim, S. J., Lee, C. G., Choi, I. and Lee, S., "Effects Of Heat Treatment And Alloying Elements On The Microstructures And Mechanical Properties Of 0.15 Wt Pct C Transformation-İnduced Plasticity-Aided Cold-Rolled Steel Sheets", ***Metallurgical and Materials Transactions A,*** 32 (3): 505-514 (2001).

30. İnternet: WorldAutoSteel, "Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0", ***http://www.worldautosteel.org/projects/advanced-high-strength-steel-application-guidelines/*** (2015).

31. Thelning, K.E. "Çeliklerin Isıl İşlemi", Çevirmen: Adnan Tekin, ***Bofors El Kitabı İ.T.Ü***, İstanbul (1984).

32. Giordano, L., Mutteazzi, P., Tiziani, A. and Zambon, A., "Retained Austenite Variation in Dual-Phase Steel after Mechanical Stressing and Heat Treament", ***Mat. Sci. and Eng. A***, 31: 215-219 (1991).

33. De Cooman, B.C., "Structure Properties Relationship In TRIP Steels Containing Carbidefree Bainite", ***Current Opinion in Solid State and Materials Science***, 8 (3- 4): 285-303 (2004).

34. Kim, N.J. and Thomas, G., "Effects of Morphology on The Mechanical Properties of a Dual-Phase Fe/2Si/0.1C Steel", ***Met Trans.A***., 12 (A): 483-89 (1981).

35. Saatci, T., "Çift Fazli Çeliklerde Martensit Hacim Oraninin Ve Morfolojisinin Yorulma Davranişi Üzerine Etkisi", Yüksek Lisans Tezi***, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü,*** Ankara, 16 (2014).

36. Demir, B., "Çift-Fazlı Çelik Üretimi, Çift-Fazlı Çeliklerde Martensit Hacim Oranı Ve Morfolojisinin Çift-Fazlı Çeliklerin Çekme Özellikleri Üzerine Etkisi", Y. Lisans tezi, ***Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enst.,*** Ankara, 5-15 (1997).

37. Xlie-Ling Caı, Garrent, A.J. and Owen, W.S., "The Development Of Some Dual-Phase Steel Structures From Different Starting Microstructures", ***Met. Trans. A***., 19: 543-557 (1985).

38. Chiang, J., Boyd, J.D. and Pilkey, A.K., "Effect Of Microstructure On Retained Austenite Stability And Tensile Behaviour İn An Aluminum-Alloyed TRIP Steel", ***Materials Science and Engineering: A,*** 638: 132-142 (2015).

39. Han, X., Zhang, H. and Li, Y., "Investigation of the Hot Stamping Process for TRIP Steel with High Strength and High Ductility", ***Journal of Materials Engineering and Performance***, 28 (10): 6125–6134 (2019).

40. Peape, D.A., Herman, J.C. and Wilmote, H., "Development of Cold Rolled Dual Phase and Multiphase Steels by Means of Ultra Short Coming", ***LSM***, 23-29 (2000).

41. De Cooman, B.C., "Structure-Properties Relationship İn TRIP Steels Containing Carbide- Free Bainite", ***In Current Opinion in Solid State and Materials Science***, 8: 285-303 (2004).

42. Dossett, J.L. and Boyer, H.E., "Practical Heat Treating Second Edition", America, 15- 26 (2016).

43. Hong, Heun-Ho, "The Hot Deformation of Al Containing TRIP Steels", M. Sc. Thesis, ***Department of Metals and Materials Engineering McGill University***, Montreal (2004).

44. Hulka, K., "8th Process Techn. Conf. Proc. 1988", ***Warrendale (PA),*** l3 (1988).

45. Tekin, E., "Çelikler Ve Dökme Demirler İçin Kuramsal Ve Uygulamalı Metalografi", İstanbul, 255-261 (2013).

46. Çarkıt, A.G., "Plazma Nitrürlenmiş H11 Sıcak İş Takım Çeliğinin Aşınma Davranışlarının İncelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, ***Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü***, Kayseri, 15 (2009).

47. Gourgues, A.F., Flower, H. M. and Lindley, T.C., "Electron Backscattering Diffraction Study Of Acicular Ferrite, Bainite, and Martensite Steel Microstructures", ***Mat. Sci. and Tech.,*** 16: 26-40 (2000).

48. Türkiye Bilimsel Ve Teknoloji Araştirma Kurumu, Metal Teknolojisi, "Isıl İşlemler", Ankara (2011).

49. Tsukatani, I., Hashimoto, S. and Inoue, T., "Effects Of Silicon And Manganese Addition On Mechanical Properties Of High Strength Hot Rolled Sheet Steel Containing Retained Austenite", ***ISIJ International***, 31 (9): 992-1000 (1991).

50. Digges, T.G., Rosenberg, S.J. and Geil, G.W., "Heat Treatment and Properties of Iron and Steel", Washington D.C., 7-9 (1996).

51. Huang, J., Poole, W.J. and Militzer, M., "Austenite Formation during Intercritical Annealing", ***Metallurgical And Materials Transactions A***, 35 (A): 3363–3375 (2004).

52. Meyer, M. D., Mahieu, J. and Cooman, B. C. D., "Empirical Microstructure Prediction Method For Combined İntercritical Annealing And Bainitic Transformation Of TRIP Steel", ***Materials Science and Technology***, 18 (10): 1121-1132 (2002).

53. Krizan, D., "TRIP Steels: Advanced Hıgh Strength Multıphase Steels For Automotıve Applıcatıons", ***14th International Scientific Conference CO-MAT-TECH***, Slovakia (2006).

54. Kim, S.J., Lee, C.G., Choi, I. and Lee, S., "Effects of Heat Treatment and Alloying Elements on the Microstructures and Mechanical Properties of 0.15 Wt Pct C Transformation-Induced Plasticity–Aided Cold-Rolled Steel Sheets", ***Metallurgical And Materials Transactions A***, 32(A): 505-514 (2001).

55. İnternet: Labomar Ltd. Şti., "PLF 130/9 Fırın Özellikleri", **http://www.labomaronline.com/protherm-plf-130-9-kamara-firinlari-urun1401.html** (2005).

56. İnternet: Senocak C., "Isıl işlem ortamları, **http://www.cemilsenocak.com/bitirmem/bolum5.htm** (2006).

57. İnternet: İstanbul Üniversitesi, "Metalurji ve Mikroyapılar", **http://muhendislik.istanbul.edu.tr/metalurji/wpcontent/uploads/2013/09/cii.pdf** (2013).

58. İnternet: Celel Bayar Üniversitesi, " Sertlik Testleri", **http://www2.bayar.edu.tr/muhendislik/malzeme/dersler/malzeme_lab/sertlik.pdf** (2014).

59. Bilir, O.G. "Orta Karbonlu Dual Fazli Çeliklerde Faz Dönüşümlerinin Termodinamik Modellenmesi Ve Mikroyapisal Karakterizasyonu", Y.Lisans Tezi, ***Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü***, Kocaeli (2014).

60. İnternet: Mert Çelik, "Çelikte Alaşım Elementleri", **http://www.mert-celik.compdfcelikte_alasim_elementleri.pdf** (2015).

61. Suikkanen, P.P., "Effects of Carbon Content and Cooling Path on the Microstructure and Properties of TRIP-aided Ultra-High Strength Steels", ***ISIJ International***, 53 (2): 337–346 (2013).

62. El-Din, H. N. and Reda, R., "Retained Austenite Attributes and Mechanical Performance of Different Compositions of TRIP Steel Alloys", ***Journal of Materials Engineering and Performance***, 28 (4): 2167-2177 (2019).

63. Choi, I., Park, Y., Son, D., Kim, S. and Moon, M., "High-Rate Tensile Properties Of Si-Reduced TRIP Sheet Steels", ***Metals and Materials International,*** 16 (1): 27-33 (2010).

64. Han, X., Zhang, H. and Li, Y. J., "Investigation of the Hot Stamping Process for TRIP Steel with High Strength and High Ductility", ***Journal of Materials Engineering and Performance***, 28 (10): 6125–6134 (2019).

65. Chiang, J., Boyd J.D. and Pilkey, A.K., "Effect Of Microstructure On Retained Austenite Stability And Tensile Behaviour İn An Aluminum-Alloyed TRIP Steel", ***Materials Science and Engineering: A,*** 638: 132-142 (2015).

66. Wen, S., Lin, L., Chun-Xia, Y., Ren-Yu, F., Li, W. and Partick, W., "Strain-İnduced Transformation Of Retained Austenite İn Low-Carbon Low-Silicon TRIP Steel Containing Aluminum And Vanadium", ***Materials Science and Engineering: A,*** 429 (1-2): 247-251 (2006).

67. Rong, T., Lin, L., De Cooman, B.C., Xi-chen, WEI. and Peng, S., "Effect of Temperature and Strain Rate on Dynamic Properties of Low Silicon TRIP Steel", ***Journal of Iron and Steel Research, International,*** 13 (3): 51-56 (2006).

68. Jacques, P.J., Georges, C. and Godet, S., "On The Austenite Retention İn Low Alloy Steels", ***Austenite Formation And Decomposition***, 523-536 (2003).

69. Bhadeshia, H. K. D. H., "Bainite in Steels 2nd ed.", ***IOM Communications Ltd,*** London, 358-362 (2001).

70. Jacques, P., Furnemont, Q., Mertens, A. and Delannay, F., "On The Sources Of Work Hardening İn Multiphase Steels Assisted By Transformation-İnduced Plasticity", ***Philosophical Magazine A***, 81 (7): 1789-1812 (2001).

71. Hassani, F. and Yue, S., "A Comparison of Bainitic TRIP and Dual Phase Microstructures", ***41st Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings,*** Baltimore, 37: 493-497 (1999).

72. Bhadeshia, H. K. D. H., "TRIP-Assisted Steels", ***ISIJ International***, 42 (9): 1059-1060 (2002).

73. Jacques, P., Girault, E., Catlin, T., Geerlofs, N., Kop, T., Van der Zwaag, S. and Delannay, F. "Bainite Transformation Of Low Carbon Mn–Si TRIP-Assisted Multiphase Steels: İnfluence Of Silicon Content On Cementite Precipitation And Austenite Retention", ***Materials Science and Engineering A,*** 273: 475-479 (1999).

74. Imai, N., Komatsubara, N. and Kunishige, K., "Effects Of Alloying Elements And Microstructure On The Stability Of Retained Austenite İn Low-Alloy TRIP Steels", ***Japan Technical Information Service***, 25 (3): 217-223 (1992).

75. Manohar, P. A., Kunishige, K., Ferry, M. and Chandra, T., "Continuous Cooling Transformation Behaviour of Si - Mn and Al - Mn TRIP Steels", ***Materials Science and Technology***, 18 (8): 856-860 (2002).

76. Schrader, A. and Wever, F., "Zur Frage der Eignung des Elektronenmikroskops für die Gefügeuntersuchung von Stählen", ***Archiv für das Eisenhüttenwesen***, 23 (11): 489 (1952).

77. De Meyer, M., Vanderschueren, D. and De Cooman, B. C., "The Influence of the Substitution of Si by Al on the Properties of Cold Rolled C-Mn-Si TRIP Steels", ***ISIJ International,*** 39 (8): 813-822 (1999).

78. Pyshmintsev, I.Y., De Meyer, M., De Cooman, B.C., Savray, R.A., Shveykin, V.P. and Vermeulen, M. "The İnfluence Of The Stress State On The Plasticity Of Transformation İnduced Plasticity-Aided Steel", ***Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science***, 33 (6): 1659-1667 (2002).

79. Reisner, G., Warner, E. A. and Fischer, F. D., "Micromechanical Modeling Of Martensitic Transformation İn Random Microstructures", ***International Journal of Solid Structures*** 35: 2457-2473 (1998).

80. Im, D. B., Lee, C. G., Kim, S. J. and Park, I. M. "Stress And Strain Mode Effects On Strain İnduced Martensite Transformation İn TRIP-Aided Cold-Rolled Steel Sheets", ***Journal of the Korean Institute of Metals and Materials,*** 40: 8 (2002).

81. Streicher, A. M., Speer, J. G. and Matlock, D. K., "Forming Response Of Retained Austenite İn A C-Si-Mn High Strength TRIP Sheet Steel", ***Steel Research,*** 73 (6-7) 278-293 (2002).

82. Konieczny, A. A. "Processing And Fabrication Of Advanced Materials", ***ASM International***, 345 (2003).

83. Uenishi, A., Kuriyama, Y. and Takahashi, M., "High-Strength Steel Sheets Offering High Impact Energy-Absorbing Capacity", ***Nippon Steel Technical Report***, (Japan), 81: 17 (2000).

84. Şeras, S., "%0,14 - %0,23 C İçeren TRIP Çeliklerinin Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, ***Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü***, 50-96 (2018).

ÖZGEÇMİŞ

Murat ÇAĞLAR 8.6.1991 tarihinde İstanbul/Fatih şehrinde doğdu ilköğretime aynı şehirde başlayıp Düzce'de devam etti. 2010 yılında Düzce Anadolu Teknik Lise Makina Teknolojisi alanından mezun oldu. 2016 yılında Karabük Üniversitesi İmalat Mühendisliği programını tamamlayarak lisans diploması almaya hak kazandı. Evli. Mezun olduktan sonra Düzcede CSP Prefabrik Havuz ve Havuz Ekipmanları Müh. İnş. San. Tic. Ltd. Şti.'nde üretim şefi olarak işe başladı ardından aynı firmada üretim müdürü olarak çalışma hayatına devam etmektedir.

ADRES BİLGİLERİ

Adres : Çiftepınarlar mh. Kaleler sk. No:46 Konuralp/Düzce
Tel : 05512291984
E-posta : muratcaglar2016@hotmail.com