



T.C.
NİĞDE ÖMER HALİSDEMİR ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

ÖN DEFORMASYON VE FIRINLAMA SERTLEŞTİRMESİNİN
İLERİ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNE
OLAN ETKİSİNİN İNCELENMESİ

İBRAHİM KILLI

Temmuz 2017

T.C.
NİĞDE ÖMER HALİSDEMİR ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

ÖN DEFORMASYON VE FIRINLAMA SERTLEŞTİRMESİNİN
İLERİ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNE
OLAN ETKİSİNİN İNCELENMESİ

İBRAHİM KILLI

Yüksek Lisans Tezi

Danışman
Doç. Dr. Yusuf CUNEDİOĞLU

Temmuz 2017

İbrahim KILLI tarafından **Doç. Dr. Yusuf CUNEDİOĞLU** danışmanlığında hazırlanan "**Ön Deformasyon ve Fırınlama Sertleştirmesinin İleri Yüksek Mukavemetli Çeliklerin Mekanik Özelliklerine Olan Etkisinin İncelenmesi**" adlı bu çalışma jürimiz tarafından Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü **Makine** Ana Bilim Dalı'nda Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

Başkan : Yrd. Doç. Dr. Süleyman KILIÇ (Ahi Evran Üniversitesi)

Üye : Doç. Dr. Yusuf CUNEDİOĞLU (Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi)

Üye : Yrd. Doç. Dr. Serkan TOROS (Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi)

ONAY:

Bu tez, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulunca belirlenmiş olan yukarıdaki jüri üyeleri tarafından/....../20.... tarihinde uygun görülmüş ve Enstitü Yönetim Kurulu'nun/....../20.... tarih ve sayılı kararıyla kabul edilmiştir.

...../...../20...

Doç. Dr. Murat BARUT
MÜDÜR V.

TEZ BİLDİRİMİ

Tez içindeki bütün bilgilerin bilimsel ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

İbrahim KILLI



ÖZET

ÖN DEFORMASYON VE FIRINLAMA SERTLEŞTİRMESİNİN İLERİ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNE OLAN ETKİSİNİN İNCELENMESİ

KILLI, İbrahim

Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Makina Mühendisliği AnaBilim Dalı

Danışman

:Doç. Dr. Yusuf CUNEDİOĞLU

Temmuz 2017, 110 sayfa

Bu çalışmada, ileri teknoloji yüksek mukavemetli çeliklerde uygulanan ön deformasyon ve fırında sertleştirme işlemlerinin çeliklerin mekanik özellikler üzerindeki etkilerine yönelik araştırmalar gerçekleştirildi. Gerçekleştirilen çalışmalar neticesinde elde edilen verilerden yüksek mukavemetli çeliklerin gerilme birim deformasyon eğrileri incelendiğinde akma eğrisinin deformasyon oranına bağlı olduğu görülmektedir. Deformasyon oranının artmasıyla malzemenin akma dayanımı artarken şekillendirilebilme kabiliyeti azalmıştır. Ön deformasyonla birlikte bekleme süresi ve farklı sıcaklık parametrelerde gerçekleştirilen fırında sertleştirme işlemiyle birlikte çift fazlı numunelerin akma ve çekme dayanımlarında artma görülürken, % uzama değerlerinde azalma olmuştur. Elde edilen analiz sonuçları ve verilen şekiller incelendiğinde genel itibari ile yüksek mukavemetli çeliklere (DP 600/TRIP 800/TWIP 900) ait deformasyon oranı hassasiyeti uygulanan deformasyonla birlikte farklılık göstermiştir. Aynı zamanda farklı şekillendirme sıcaklıklarında elde edilen akma eğrilerinden deformasyon hız oranını hassasiyetinin (m) değiştiği gözlemlenmiştir.

Anahtar Sözcükler: Yüksek mukavemetli çelikler, fırında sertleştirme, ön deformasyon, DP 600, TRIP 800, TWIP 900

SUMMARY

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF PRE-STRAIN AND BAKE HARDENING ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL

KILLI, İbrahim

Niğde Ömer Halisdemir University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Mechanical Engineering

Supervisor : Assistant Professor Dr. Yusuf CUNEDİOĞLU

July 2017, 110 pages

In this study, advanced high strength steels process applied to pre-deformation and bake hardening, the microstructure of the steel and research on the effect on the mechanical properties were carried out. From the data gained as a result of research carried out, when stress strain rates of high strength steels are analyzed, it has been found out that flow curve depends on the strain rate. In conjunction with the increase in the strain rate, the capability of material's formability has decreased while its creep strength has increased. In conjunction with pre-strain, the strengths of waiting time have increased and in conjunction with bake hardening carried out on the various temperatures, creep and pull-off strengths of dual phase samples have increased while elongation values (%) has decreased. When test results and images given are analyzed, the sensibility of strain rate that belongs to the high strength steels (DP 600/TRIP 800/TWIP 900) has altered in general together with the strain practiced. It has been also observed in the lights of flow curves gained at the different formalizing temperatures that the sensibility of strain velocity has changed.

Keywords: High strength steels, bake hardening, pre-strain, DP 600, TRIP 800, TWIP 900

ÖN SÖZ

Bu yüksek lisans çalışması kapsamında ileri teknoloji yüksek mukavemetli DP 600, TRIP 800 ve TWIP 900 çeliklere uygulanan ön deformasyon ve fırında sertleştirme işlemlerinin çeliklerin mekanik özellikler üzerindeki etkilerine yönelik araştırmalar gerçekleştirildi. Fırında sertleştirmeye etki eden; ön deformasyonun, yapıda çözünen atomların, pişirme sıcaklığı ve süresinin, şekil değiştirme hızının, alaşım elementlerinin yapılan mekanik testler neticesinde elde edilen verilerin araştırılması ile malzemenin akma eğrisinin malzemenin mekanik özellikleri üzerindeki etkileri incelendi. Gerçekleştirilen çalışmalar neticesinde elde edilen veriler ileri teknoloji yüksek mukavemetli çeliklerin akma eğrisinin farklı sıcaklık ve süre parametrelerinde gerçekleştirilen fırında sertleştirme işlemiyle birlikte deformasyon oranına bağlı olduğunu göstermektedir.

Bu çalışmamın yürütülmesi esnasında, çalışmalarına yön veren, bilgi ve yardımlarını esirgemeyen ve bana her türlü desteği sağlayan danışman hocam, Sayın Doç. Dr. Yusuf CUNEDİOĞLU' na en içten teşekkürlerimi sunarım. Yüksek lisans tez çalışmam esnasında tecrübelerine ve yardımlarına başvurduğum Yrd. Doç. Dr. Serkan TOROS' a minnet ve şükran duygularımı belirtmek isterim.

Ayrıca, lisans ve yüksek lisans eğitimim süresinde benden maddi ve en önemlisi manevi desteklerini esirgemeyen Niğde Eğitim Vakfı'na, hususen eğitim koordinatörü Cihangir Kuştemir'e teşekkürü bir borç bilirim.

Bu tezi, sadece bu çalışmam boyunca değil, tüm öğrenim hayatım boyunca maddi ve manevi koruyuculuğumu üstlenen babam Abdülkadir KILLI' ya, annem Ayşe KILLI' ya ve kardeşlerime ithaf ediyorum.

İÇİNDEKİLER

ÖZET	iv
SUMMARY	v
ÖN SÖZ	vi
İÇİNDEKİLER DİZİNİ	vii
ÇİZELGELER DİZİNİ	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	x
FOTOĞRAFLAR DİZİNİ	xiii
SİMGE VE KISALTMALAR	xiv
BÖLÜM I GİRİŞ	1
1.1. İleri Teknoloji Ürünü Yüksek Mukavemetli Çelikler (Advanced High Strength Steel (AHSS))	3
1.1.1 Çift fazlı çelikler (Dual phase (DP))	4
1.1.1.1 Çift fazlı çeliklerde oluşan mikro yapı bileşenleri	5
1.1.1.1.1 Martenzit	5
1.1.1.1.2 Ferrit	7
1.1.1.1.3 Kalıntı östenit	8
1.1.1.2 Çift fazlı çeliklerin mekanik özellikleri	8
1.1.1.2.1 Akma mukavemeti	9
1.1.1.2.2 Çekme mukavemeti	9
1.1.1.2.3 Kopma	10
1.1.1.2.4 Süneklik	10
1.1.2 TRIP çelikleri (TRansformation induced plasticity (Dönüşüm kaynaklı plastisite))	11
1.1.2.1 TRIP çeliklerinin mikro yapısı	11
1.1.2.2 TRIP çeliklerinde martenzitik dönüşüm	12
1.1.2.3 Kalıntı östenitin martenzit fazına dönüşümü	14
1.1.2.4 TRIP çeliklerin mekanik özellikleri	16
1.1.3 TWIP çelikleri	19
BÖLÜM II FIRINDA SERTLEŞTİRME (BAKE HARDENING)	25
2.1 Fırında Sertleştirmenin Metalürjik Yönleri	29

2.2 Fırında Sertleştirme Mekanizması	29
2.3 Fırında Sertleştirmeye Etki Eden Faktörler	29
2.3.1 Ön deformasyon etkisi	30
2.3.2 Yapıda çözünen atomların etkisi (Karbon ve azot).....	31
2.3.3 Pişirme sıcaklığı ve süresi	32
2.3.4 Şekil değiştirme hızının etkisi.....	34
2.4 Fırında Sertleşebilirliğe Alaşım Elementlerinin Etkisi	35
2.4.1 Mangan etkisi	36
2.4.2 Silisyum etkisi	36
2.4.3 Fosforun etkisi.....	37
2.4.4 Bor ve vanadyum etkisi.....	37
2.5 Fırında Sertleşebilir Sac Çeliklerin Sertleşme Davranışı.....	38
BÖLÜM III LİTERATÜRDE GERÇEKLEŞTİRİLMİŞ OLAN FIRINDA SERTLEŞTİRME ÇALIŞMALARI	39
BÖLÜM IV DENEYSEL ÇALIŞMANIN TASARIMI.....	41
4.1 Test Numunelerinin Tasarımı	41
4.2 Deney Uygulama Aşamaları	43
4.2.1 Çekme deneyi ve şekillendirme hızı	43
4.2.2 Ön deformasyon uygulaması.....	44
4.2.3 Fırında sertleştirme işlemi.....	45
4.2.4 Şekillendirme hızının akma üzerine etkisi	46
BÖLÜM V DENEYSEL ÇALIŞMALAR VE SONUÇLAR.....	48
5.1 Çift Fazlı DP 600 Çeliği ile Gerçekleştirilen Çalışmalar ve Sonuçlar.....	48
5.2 Dönüşüm Kaynaklı Plastisite (TRIP 800) Çeliği ile Gerçekleştirilen Çalışmalar ve Sonuçlar	57
5.3 İkizlenme Kaynaklı Plastisite (TWIP 900) Çeliği ile Gerçekleştirilen Çalışmalar ve Sonuçlar	66
5.4 Şekillendirme Oranı (m) Hassasiyetinin İncelenmesi.....	73
BÖLÜM VI SONUÇLAR	77
KAYNAKLAR	81
EKLER.....	90
ÖZ GEÇMİŞ	110

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 2.1. Farklı BH çeliklerinin kimyasal bileşimi ve mekanik özellikleri.	36
Çizelge 4.1. Çekme hızı, ön deformasyon ve fırında sertleştirme oranları.	42



ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. Yüksek mukavemetli çeliklerin araç imalatında kullanımı (Dual Phase: Çift fazlı çelik, BH: Fırında sertleştirilen çelikler, Mart: Martenzitik çelikler, HSLA: Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler).....	2
Şekil 1.2. Çelikleri literatürde genel sınıflandırımı (http://www.worldautosteel.org).....	3
Şekil 1.3. Ferrit (açık renk) martenzit (koyu renk) mikro yapısına sahip çift fazlı bir çelik (Denizli, s. 249-262).....	5
Şekil 1.4. Fe-Ni-C alaşımlarında, martenzit morfolojileri ve martenzit başlama sıcaklığının karbon içeriği ile ilişkisi (Kostorz vd., 2001).....	6
Şekil 1.5. Kütlece %0,06 C %1,45Mn %1,25 Cu % 0,97 Ni % 0,72Cr % 0,42Mo alaşımında sürekli soğutma sırasındaki dönüşümler, PF: Poligonal ferrit, WF: Widmanstaetten ferrit, AF: iğnesel (acicular) ferrit, GF: Tanesel (granüler) ferrit (Bhadeshia, 2010).....	7
Şekil 1.6. Martenzit hacim oranının çekme mukavemetine etkisi (Džupon vd., 2007)..	10
Şekil 1.7. TRIP takviyeli bir çeliğin tipik bir içyapı görüntüsü (Girault vd., 2001).....	12
Şekil 1.8. Martenzitik dönüşüm için gerekli kimyasal serbest enerjinin sıcaklık ile değişiminin şematik olarak gösterimi (Toros S., 2013)	13
Şekil 1.9. Beynitik dönüşüm esnasında bekleme süresinin kalıntı östenit miktarına (a) ve kalıntı östenit içerisindeki karbon miktarına etkisi (b) (Girault vd., 2001)....	15
Şekil 1.10. Kalıntı östenit ve deformasyonun uygulama sıcaklığı ile değişim (Berrahmoune vd., 2004)	16
Şekil 1.12. Gerçek gerilme ve birim deformasyon eğrilerinin farklı test sıcaklığı ve deformasyonla değişimi (a)10 ⁻³ s ⁻¹ , (b)10 ⁻¹ s ⁻¹ , (c)750s ⁻¹ , (d)1250s ⁻¹ (Curtze vd., 2009).....	19
Şekil 1.13. Ymk yapıdaki östenit mikro yapısı (Kılıç S., 2016).....	20
Şekil 1.14. Plastik deformasyonda kristal yapıları (Kılıç S., 2016).....	21
Şekil 1.15. Ağırlıkça (%) Mangan ve karbon oranına göre SFE enerjisi (A. Saeed Akbari vd., 2009, R. Twardowski vd., 2012)	22
Şekil 1.16. Farklı %Mn içeren TWIP çeliklerinin sıcaklıkla SFE değişimi (S. Curtze vd., 2010)	23

Şekil 1.17. TWIP çeliğinde gecikmeli kırılma durumu (De Cooman vd., 2011)	24
Şekil 2.1. Fırında sertleştirme ve deformasyon sertleşmesi olaylarının gerilme birim şekil değişim grafiğinde gösterimi (http://www.jfe-21stcf.or.jp/chapter_1/1b_2.html)	26
Şekil 2.2. Fırında sertleştirme evreleri (http://www.jfe-21stcf.or.jp/chapter_1/1b_2.html)	26
Şekil 2.3. Fırında sertleştirilebilen çeliklerin çekme özellikleri diğer sınıf çelikler ile karşılaştırılması (http://www.worldautosteel.org)	27
Şekil 2.4. Otomobil parçalarının üretiminde fırında sertleştirme kavramının şematik gösterimi (Mizui, 1998)	28
Şekil 2.5. Sıcaklık ve gerilmenin fırında sertleştirme değerlerine etkisi (Dehghani and Jonas, 2000)	30
Şekil 2.6. Yapıda çözünen karbon atomunun fırında sertleşmeye etkisi (Van Snick vd., 1998)	32
Şekil 2.7. Beş farklı önceden gergin numune için farklı yaşlanma sıcaklığında fırında sertleştirme etkisi (A. K. De vd., 1991)	33
Şekil 2.8. 0,001/s (a) ve 0,1/s (b) çekme hızlarında gerilme ve gerinim grafiği (Prof. A.Basu vd., 2014)	34
Şekil 4.1. ASTM-E8 standardına göre çekme deney numunesi ölçüleri (mm)	43
Şekil 4.2. Şekillendirme hızının akma eğrisine etkisi (a) ve şekillendirme oranı hassasiyeti (b)	47
Şekil 5.1. Gerilme gerinim diyagramının deformasyon oranı (a) ve fırınlama sonrası deformasyon ile değişimi (b)	49
Şekil 5.2. Fırınlama sertleşmesi sıcaklığı (a) ve fırınlama sertleşmesi süresi ile (b) gerilme-birim şekil değiştirme eğrisi değişimi	50
Şekil 5.3. Ön deformasyon, fırında sertleşme sıcaklığı ve sertleşme süresi ile akma dayanımının değişimi	52
Şekil 5.4. Akma dayanımına, fırında sertleşme sıcaklığının (a) ve sertleşme süresinin etkisi (b)	53
Şekil 5.5. DP600 çeliğinin fırınlama sertleşmesinden dolayı kazandığı mukavemet artışı	55
Şekil 5.6. Farklı fırınlama sertleşmesi koşullarıyla pekleşme ve mukavemet katsayısının değişimleri	56

Şekil 5.7. Gerilme gerinim diyagramının deformasyon oranı (a) ve fırınlama sonrası deformasyon ile değişimi (b).....	58
Şekil 5.8. Fırında sertleşme sıcaklığının (a) ve süresinin (b) gerilme-birim deformasyon eğrisi	60
Şekil 5.9. Akma dayanımına, fırında sertleşme sıcaklığının (a) ve sertleşme süresinin etkisi (b).....	61
Şekil 5.10. Ön deformasyon, fırında sertleşme sıcaklığı ve sertleşme süresi ile akma dayanımının değişimi	62
Şekil 5.11. TRIP 800 çeliğinin fırınlama sertleşme etkisinden dolayı kazandığı mukavemet artışı	63
Şekil 5.12. Farklı fırınlama sertleşmesi koşullarıyla pekleşme ve mukavemet katsayısının değişimleri.....	65
Şekil 5.13. Gerilme gerinim diyagramının deformasyon oranı (a) ve fırınlama sonrası deformasyon ile değişimi (b)	67
Şekil 5.14. Fırınlama sertleşmesi sıcaklığı (a) ve fırınlama sertleşmesi süresi ile (b) gerilme-birim şekil değiştirme eğrisi değişimi	68
Şekil 5.15. Ön deformasyon, fırında sertleşme sıcaklığı ve sertleşme süresi ile akma dayanımının değişimi	69
Şekil 5.17. TWIP çeliğinin farklı fırınlama sertleşmesi ve deformasyon koşulları altında mukavemet değişimi	71
Şekil 5.19. Sıçrama (jump) testi uygulanmış DP 600/TRIP 800/TWIP 900 çeliklerinin akma eğrileri	74
Şekil 5.20. Sıçrama (jump) testi uygulanmış DP 600 çeliğinin akma eğrisi	74
Şekil 5.21. Sıçrama (jump) testi uygulanmış TRIP 800 çeliğinin akma eğrisi.....	75
Şekil 5.22. Sıçrama (jump) testi uygulanmış TWIP 900 çeliğinin akma eğrisi.....	75

FOTOĞRAFLAR DİZİNİ

Fotoğraf 4.1. Deformasyon ölçüm sistemi.....	43
Fotoğraf 4.2. Shimadzu Autograph 100 kN mekanik çekme cihazı.....	44
Fotoğraf 4.3. Fırında sertleştirme işlemi gerçekleştirilen PROTHERM marka fırın	45



SİMGE VE KISALTMALAR

Simgeler	Açıklama
Ac1	Isıtma sırasında östenitin oluştuğu sıcaklık (°C)
Ac3	Isıtma sırasında ferritin östenite dönüşümünün tamamlandığı sıcaklık (°C)
Ae3	Ferritin östenite dönüşümünün tamamlandığı denge sıcaklığı (°C)
Al	Alüminyum
C	Karbon
Cr	Krom
Cu	Bakır
Fe	Demir
Fe3C	Sementit
K	Mukavemet kat sayısı
m	Şekil değiştirme hız duyarlılığı
Mn	Mangan
Mo	Molibden
n	Pekleşme kat sayısı
N	Azot
O	Oksijen
P	Fosfor
S	Kükürt
Si	Silisyum
Ti	Titanyum
Vf	Hacimce ferrit miktarı (%)
Vm	Hacimce martenzit miktarı (%)
$\dot{\epsilon}$	Şekil değişme hızı
γ	Östenit
α	Ferrit

Kısaltmalar	Açıklamalar
AHSS	İleri Teknoloji Ürünü Yüksek Mukavemetli Çelikler
BH	Bake Hardening (Fırında Sertleşebilir)
DP	Çift Fazlı Çelik
HSLA	High Strength Low Alloy (Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımli)
HSS	High Strength Steel (Yüksek Mukavemetli Çelik)
IF	Interstitial Free Steel (Arayer Elementsiz Çelik)
Mart	Martenzitik Çelikler
Ms	Martenzit Başlangıç Sıcaklığı (°C)
MPa	Mega Paskal
SFE	Hata Yığın Enerjisi
T	Sıcaklık (°C)
TRIP	Transformation Induced Plasticity Steel (Dönüşüm Etkili Yoğruklanmış Çelikler)
TWIP	Twinnig-Induced Plasticity (İkizlenme Etkili Yoğruklanmış Çelikler)
ULC	Ultra Düşük Karbon
YS	Akma Dayanımı
yy	Yüz Yıl
WH	Work Hardening (deformasyon sertleşmesi)

BÖLÜM I

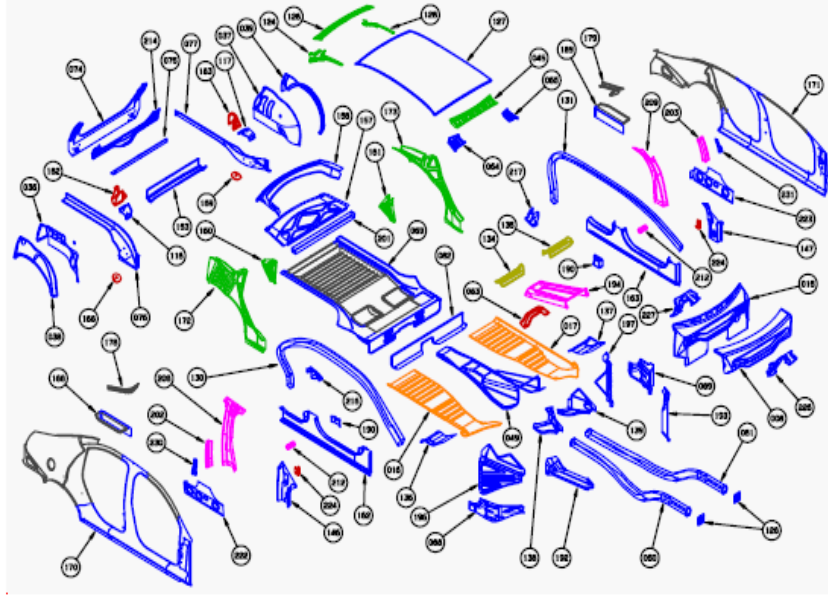
GİRİŞ

21. yy' da otomotiv sektöründeki gelişmelerle birlikte yakıt tüketimi ve egzoz emisyon oranı ciddi bir sorun teşkil etmektedir. Bu gelişmeler doğrultusunda yeni nesil araçların insan ve çevre ile uyumlu dizayn edilmesi ve geliştirilmesi planlanmaktadır.

Teknolojideki gelişmelerle birlikte demir çelik sanayisinde de yeni nesil çeliklerin geliştirilmesine ihtiyaç duyulmuştur. Bu bağlamda yapılan çalışmalarla geliştirilen yeni nesil çeliklerle birlikte ağırlık ve mukavemet olarak yeni kazanımlar sağlanmaktadır. Demir çelik sanayisinin en yoğun olarak kullanıldığı otomotiv endüstrisinde yeni nesil çeliklerin en büyük etkiyi oluşturduğu söylenebilir. Otomotiv sektöründe son yıllarda yakıt tüketimini ve çevreyi korumak amacıyla araçların hali hazırdaki özelliklerinden ödün vermeden araçların hafifletilerek daha da gelişmiş araç projeleri geliştirilmektedir. Gerçekleştirilen çalışmalarla araç gövdesinde ileri teknoloji çelik kullanımının artırılmasıyla birlikte araçlarda her hangi bir mukavemet kaybına meydan vermeden mevcut özellikleri korunarak malzeme kalınlıklarının azaltılmasıyla araç hafifletme projeleri gerçekleştirilmektedir.

Araç üretimine bakıldığında kütleli olarak gövdenin yaklaşık %25' inin sac metal parçalardan meydana geldiği görülmektedir. Son zamanlarda otomobil üretiminde tercih edilen parçaların ileri teknoloji yüksek mukavemetli çeliklerin olması büyük önem kazanmıştır. Parça üretimde yeni nesil çeliklerin tercih edilmesiyle birlikte malzemeler birim ağırlık için daha yüksek mukavemet değerlerine ve şekillendirilebilirliğe sahip olmakta, bu yüzden endüstride sac metal kullanımlarında çok hızlı bir artış görülmektedir.

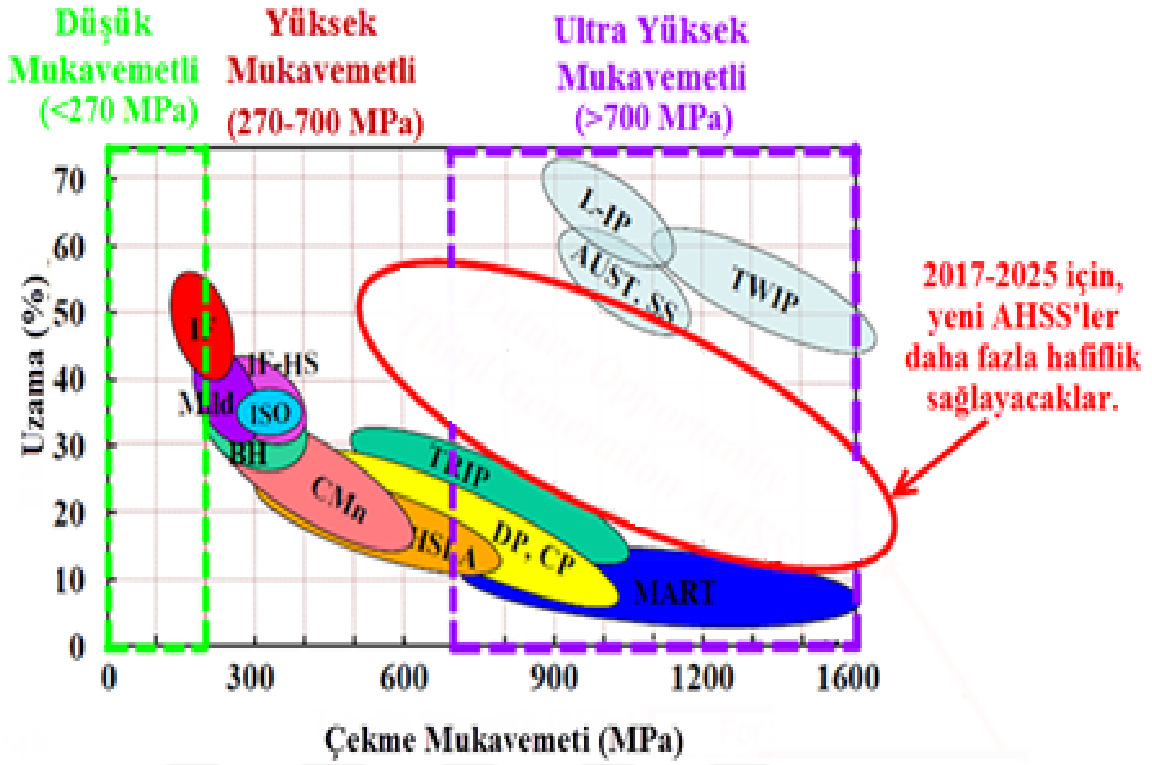
- Dual Phase
- BH
- Mart
- TRIP
- IF
- HSLA



Şekil 1.1. Yüksek mukavemetli çeliklerin araç imalatında kullanımı (Dual Phase: Çift fazlı çelik, BH: Fırında sertleştirilen çelikler, Mart: Martenzitik çelikler, HSLA: Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler)

Şekil 1.1 ve Şekil 1.2’de verilen araç imalatında kullanılan yüksek mukavemetli çeliklerin metalürjik açıdan birden fazla şekilde sınıflandırılmaktadırlar. Yüksek mukavemetli çeliklerin genel sınıflandırımı,

- Düşük mukavemetli çelikler (IF ve Yumuşak çelikler);
- Konvansiyonel yüksek mukavemetli çelikler (C- Mn, fırınlama sertleştirilmesi yapılmış),
- Yüksek mukavemetli IF ve Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler
- Yüksek mukavemetli ileri teknoloji çelikler (DP (çift fazlı), TRIP (Dönüşüm kaynaklı plastisite) , TWIP (ikizlenme kaynaklı plastisite), kompleks fazlı ve martenzitik çelikler, mangan ve bor çelikleri)



Şekil 1.2. Çelikleri literatürde genel sınıflandırımı (<http://www.worldautosteel.org>)

1.1. İleri Teknoloji Ürünü Yüksek Mukavemetli Çelikler (Advanced High Strength Steel (AHSS))

AHSS çelikleri mekanik özellik olarak yüksek şekillendirilebilme ve mukavemet özelliklerinden dolayı otomotiv sanayisinde araç parçalarının üretiminde tercih edilmektedir. Yeni nesil ileri teknoloji yüksek mukavemetli çelikler yerine eski geleneksel çelikler tercih edildiğinde montaj aşamasında dayanım ve şekillendirme özelliklerinde önemli uyuşma problemleri ortaya çıkmaktadır. Malzemelerin çok yüksek mukavemete veya sünekliliğe sahip olması üretimde montaj aşamasında parça optimizasyonunda önemli sorunlara neden olmaktadır. Bu sorunlara çözüm nedeniyle geliştirilen yeni nesil çelikler sayesinde yüksek mekanik özelliklerde, daha ince (azalan ağırlıkla birlikte) ve yüksek şekillendirilebilme kabiliyetine sahip malzeme üretimi bu sektörde önemli bir yer edinmiştir.

- Genel olarak AHSS çelik ailesinin kaliteleri aşağıdaki gibi sınıflandırılabilir:

1. Çift Fazlı Çelikler
2. TRIP Çelikleri

3. Kompleks Fazlı Çelikler
4. Martenzitik Çelikler
5. Mangan – Bor Çelikleri

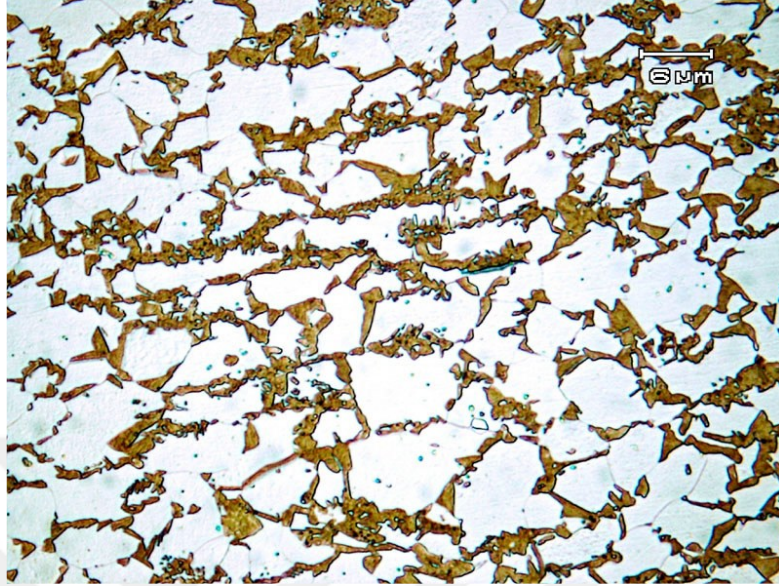
Yüksek mukavemetli çelikler (HSS) akma mukavemeti 210 – 550 MPa arasında değişen soğuk şekillendirilmiş yüksek mukavemetli çeliklerdir. Malzemelerin akma dayanımının 550 MPa’ dan büyük olması durumunda “ileri teknoloji ürünü yüksek mukavemetli çelikler (AHSS)” terimi kullanılır.

1.1.1 Çift fazlı çelikler (Dual phase (DP))

İlk olarak DP (Çift Fazlı) kavramı, Grabe’nin tarafından yataklar için alternatif bir ürün elde etmek için 0,25 karbon içerikli bir çeliğe sıcaklık uyguladıktan sonra kritik bölgede soğutma işlemine tabi tutarak yeni yapıyı elde etmesiyle tanınmıştır. Grabe’nin ardından Herres ve Lorig, çift fazlı çelik üretimini kısmi östenitleştirme işlemi olarak nitelemiş bu işlemin yüksek alaşımli östenit adalarının oluşumuna ve ardından martenzit oluşumuna yol açtığını 1947 yılında söylemişlerdir (Speich, 1981). Çift fazlı çeliklerin şerit yapısıyla ilgili yapılan ilk çalışmalar 1960 yıllarında kalay kaplamalarda Davies tarafından gerçekleştirilen deney çalışmaları kabul edilmektedir. Daha sonraki on yılda çok fazla ilgi görmeyen çift fazlı çelikler 1970’ lerden itibaren ekonomik krizlerin son bulmasıyla otomotiv sanayisinde araştırmacılar tarafından yeni çözümler üretmek için önemli alan haline gelmiştir.

DP çeliklerinin genel olarak yapısı, söz konusu çeliklerin Fe- Fe₃C faz diyagramında A₁- A₃ sıcaklık aralığında (Ferrit östenit bölgesinden) herhangi bir sıcaklığa kadar ısıtılıp, bir süre tutulup östenitin martenzite dönüşebileceği hızlarda soğutulmasıyla üretilirler. Çift fazlı çeliklerin içyapısı %70-90 oranında ferrit fazı içerisinde %10-30 oranında adacıklar halinde dağılmış martenzit fazından meydana gelmektedir. Çift fazlı çelikler ismini yapısında bulunan bu iki fazdan (ferrit-martenzit) alır. Çift fazlı çeliklerin üstün özellikleri içyapıda bulunan ferrit ve martenzit fazlarının kontrol edilebilmesinden alır. Yani, martenzit sert özelliğinden dolayı malzemeye dayanım kazandırırken, ferrit ise yumuşak özelliğinden dolayı malzemeye süneklik kazandırmaktadır. Bu sayede bir fazın istenmeyen özellikleri başka bir faz yardımı ile kontrol altına alınır. Çift fazlı çelikleri

sahip olduğu martenzit ve ferrit fazlarından dolayı mukavemet ve süneklilik olarak yüksek bir mikro yapıya sahiptirler (Davies vd., 1978; Tekin, 1991).

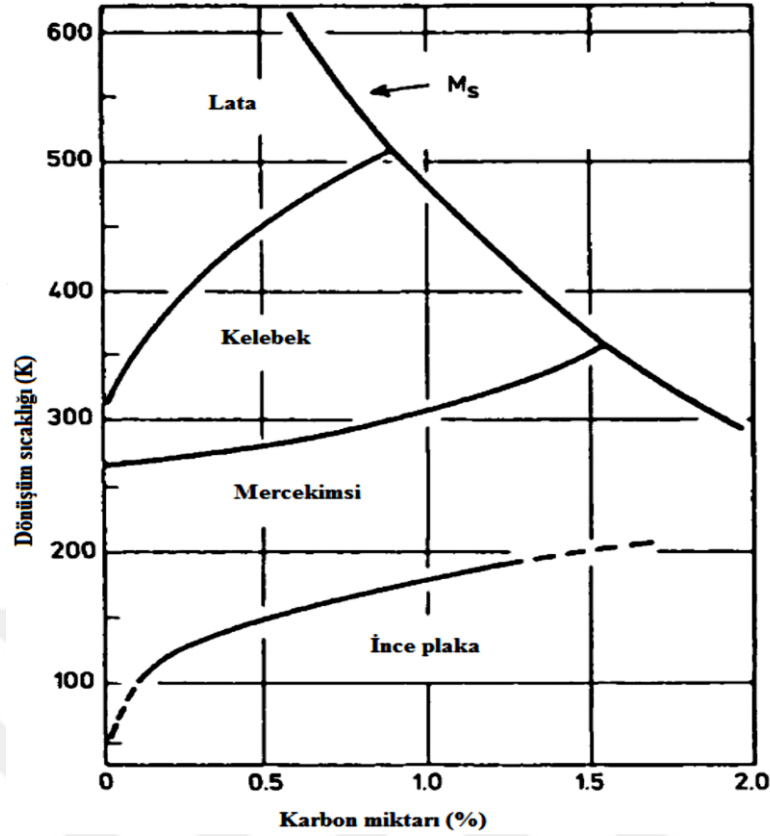


Şekil 1.3. Ferrit (açık renk) martenzit (koyu renk) mikro yapısına sahip çift fazlı bir çelik (Denizli, s. 249-262)

1.1.1.1 Çift fazlı çeliklerde oluşan mikro yapı bileşenleri

1.1.1.1.1 Martenzit

Martenzit fazı lata, kelebek, merceksi ve ince plaka gibi birçok farklı morfolojiye sahip olabilir. İyi tokluk ve yüksek mukavemet özelliklerinin birlikte sağlanabilmesi için yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip lata martenzit endüstriyel olarak önemlidir. Martenzitin içerdiği karbon miktarı, östenitin içerdiği karbon miktarı ve dönüşüm hızına bağlıdır. Kritik tavlama sıcaklığının artması, $\alpha+\gamma$ çift faz alanında östenitin karbon içeriğini azaltır. Martenzitin miktarı artan tavlama sıcaklığıyla artmakla birlikte içerdiği karbon oranı azalmış olur. Karbon miktarı arttıkça yapı lata martenzitten plaka martenzite dönüşür ve sertliği artar. Bu da yüksek mukavemet sağlamakla birlikte sünekliliği düşürür. Şekil 1.4’ de farklı martenzit morfolojilerinin, sıcaklık ve karbon miktarına olan bağımlılığı verilmiştir (Shirazi vd., 2012).



Şekil 1.4. Fe-Ni-C alaşımlarında, martenzit morfolojileri ve martenzit başlama sıcaklığının karbon içeriği ile ilişkisi (Kostorz vd., 2001)

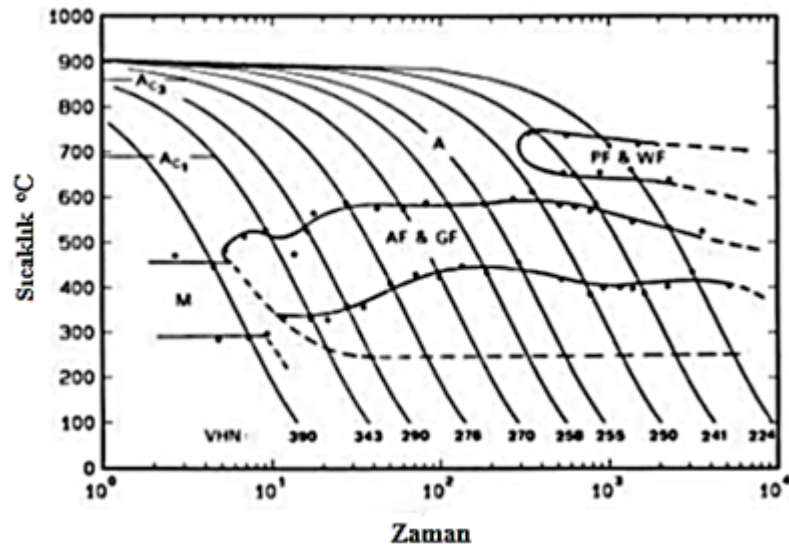
Martenzitin, ferrit matris içindeki dağılımı da önemlidir. Aynı martenzit miktarına sahip iki mikro yapı arasında, ince dağılmış olan kaba martenzite göre daha iyi mukavemet süneklik ilişkisi sağlar (Erdoğan vd., 2002). Gao vd., 0,11 C - 0,31 Si - 1,42 Mn alaşımında yaptıkları çalışmada, kritik sıcaklıklar arası bekleme süresini bir saat olarak uygulamışlardır. Numunelerden birini 770°C’de diğerini ise 800°C’de tavlamanın ardından su vermişlerdir. Martenzit hacim miktarının, kritik sıcaklıklar arası bekleme sıcaklığının 770°C’ den 800°C’ye çıkması sonucunda, arttığını saptamışlardır. Ayrıca 770°C’ de bekleme sonrası su verilen numunede, dar ve tane sınırlarına homojen dağılmış martenzit elde ederken, 800°C’de bekleme sonucunda martenzitin daha düzensiz olarak ada şeklinde, hem tane içinde hem tane sınırlarında dağıldığını gözlemlemiştir (Gao vd., 2010).

Dutta ve Suresh, 0,09 C - 2,01 Si - 0,005 Mn alaşımı ile yaptıkları çalışmada, ara su verme, kritik sıcaklıklar arası tavlama ve kademeli su verme yöntemlerini kullanarak farklı mikro yapılar elde etmişlerdir. Ara su verme yönteminde tavlama sırasında,

martenzit lata sınırlarında çekirdeklenen östenit, su verme sonrası iğnesel bir mikro yapı vermiştir. Kritik sıcaklıklar arası tavlama yönteminde, östenit karbür/ferrit tane sınırlarında çekirdeklenmiş ve ince küresel martenzit elde edilmiştir. Kademeli su verme yönteminde, ferrit östenit tane sınırlarında çekirdeklenerek östenite büyümüş ve sonuç mikro yapı kaba taneli olmuştur (Dutta ve Suresh, 1984).

1.1.1.1.2 Ferrit

Çift fazlı çeliklerin özelliklerine, ferrit morfolojisi ve ferrit tane boyutu gibi faktörler önemli derecede etki ederler. Ferrit tanelerinin eş eksenli olması istenir. Bazı bileşimlerdeki dual fazlı çeliklerde, para denge şartlarında oluşan iğnesel ferrit, mukavemeti artırır fakat sünekliği azaltır. Soğuma şartlarına göre oluşan ferrit morfolojileri Şekil 1.5’de verilmiştir.



Şekil 1.5. Kütlece %0,06 C %1,45Mn %1,25 Cu % 0,97 Ni % 0,72Cr % 0,42Mo alaşımında sürekli soğutma sırasındaki dönüşümler, PF: Poligonal ferrit, WF: Widmanstaetten ferrit, AF: iğnesel (acicular) ferrit, GF: Tanesel (granüler) ferrit (Bhadeshia, 2010)

Kritik sıcaklıklar arasında su verme sırasında, ferrit epitaksiyel olarak östenitten büyüebilir. Soğuk haddelenmiş çeliklerde ferritin yeniden kristalleşmesi hızlı olur. Ferrit içindeki karbon miktarının kritik sıcaklıklar arası tavlama sırasında azaldığı görülür. İlk olarak, kritik sıcaklıklar arasındaki ferritin karbon çözünürlüğü önceki ferrit karbon

miktarının altında olabilmektedir. Diğer yandan, mangan ve silisyum gibi alaşım elementinin artışı ile ferritin karbon miktarı düşebilir (Ohio, 2005; Krauss, 2005; Rocha vd., 2005)

Çift fazlı çeliklerin içyapısında bulunan ferrit ve martenzit mekanik özeller üzerinde önemli etkiye sahip olmakla birlikte son yıllarda gerçekleştirilen çalışmalar, mekanik özelliklerin dönüşümle birlikte oluşan ferrit ve kalıntı östenitede bağlı olduğunu göstermektedir.

Dönüşüm sonrası oluşan ferrit malzemenin kritik sıcaklık değerlerinde tavlandıktan sonra soğutulması ile meydana gelen bir yapıdır. Eski ferritten hem kompozisyon hem de karakteristik olarak farklıdır. Yeni ferrit aynı kristal yapı ve benzer atomlar arası boşluk içeren malzemede (epitaksiyel büyüme ile) büyüdüğü için epitaksiyel ferrit olarak da adlandırılır. Epitaksiyel ferrit, kritik sıcaklıklar arası tavlamanın ardından su verme sırasında östenitin epitaksiyel olarak kalıntı östenit üzerinde büyümesi ile oluşur (Erdoğan, 2002; Bramfitt vd., 2002; Korzekwa vd., 1984).

1.1.1.1.3 Kalıntı östenit

Çift fazlı çeliklerin yapısındaki östenit fazının martenzite dönüşümü sırasında içyapıdaki %2-%9 değerleri arasındaki martenzit dönüşümüne uğramamış östenit; kalıntı östenit olarak ifade edilir. Dönüşüme uğramayan kalıntı östenit çeliğe süneklik kazandırmakla birlikte şekillendirme esnasındaki deformasyonla martenzite dönüştürülmesiyle malzemeye pekleşme kazandırılır. Östenitin kararlılığını etkileyen alaşım elementlerinin kontrol edilmesiyle kalıntı östenitin miktarı kontrol altına alınarak istenilen süneklilikte malzeme oluşturulabilir. Östenit morfolojisi, soğutma hızı, tavlama sıcaklığı, tavlama süresi ve kompozisyona bağlıdır. Karbon miktarı arttıkça kalıntı östenit oluşumu artar (Ulu S, 2009; Ohio, 2005; Kim vd., 2001; Saleh vd., 2001).

1.1.1.2 Çift fazlı çeliklerin mekanik özellikleri

Dp (çift fazlı) çeliklerinin mekanik özellikleri incelendiğinde genel itibariyle akma dayanımlarının düşük olması, çekme mukavemetinin, pekleşme hızının ve toplam uzama değerlerinin yüksek olmasıyla tanımlanırlar. Mekanik özellik olarak HSLA çeliklerinden

yüksek mukavemet değerlerinde dayanım ile birlikte orantılı uzama (esneme) kabiliyetlerine sahiptirler. Orantılı uzama (şekillendirilebilme) çift fazlı çeliklere diğer yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerden farklı olarak şekillendirme esnasında iyi şekillendirme ve şekillendirme ile birlikte yüksek dayanım özellikleri kazandırmaktadır (Davis vd., 1978; Rashid, 1977).

1.1.1.2.1 Akma mukavemeti

Akma mukavemeti malzemenin elastik şekil değişiminden plastik şekil değişimine geçtiği noktadaki gerilmedir. Malzemenin akma mukavemetinin düşük olması, plastik olarak şekil değiştirmesinin kolay olması anlamına gelmektedir. Çift fazlı çeliklerin akma mukavemetleri HSLA ve sade karbonlu çeliklere göre daha düşüktür. Aynı zamanda belirgin bir akma noktası göstermeyip sürekli akma özelliğine sahiptirler. Sürekli akmanın nedeni, östenitin martenzite dönüşümü sırasında kimyasal kompozisyona bağlı olarak % 2–4 oranında hacimce büyümesinden dolayı ferrit matrisin deformasyona maruz kalması sonucu martenzit parçacıklarının çevresinde hareketli dislokasyon yoğunluğunun artmasına ve kalıntı iç gerilmelere bağlanmaktadır (Sarwar, M., and Priestner R., 1996; Marder, 1981).

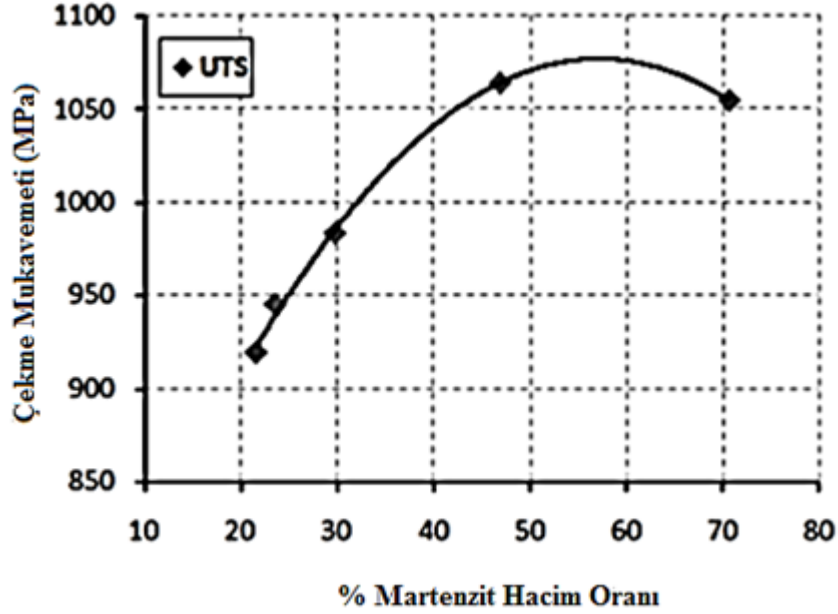
Çift fazlı çeliklerin dezavantajlarından sürekli akma durumu deformasyon ve fırında sertleştirme işlemleri neticesinde süreksiz akma durumuna geçirilerek süneklilikle birlikte dayanım değerleri de arttırılabilir (Speich vd., 1981; Çimenoglu, H., and Kayalı, E. S., 1990).

1.1.1.2.2 Çekme mukavemeti

Çift fazlı çeliklerin içyapısında bulunan martenzit ve ferrit fazlarının artması D_p çeliklerin çekme mukavemetinin artmasında önemli bir etkidir. Martenzitin ve ferritin miktar olarak ve sertlik olarak artması çekme mukavemetini arttırır. Matriks fazın sertliği içyapıda bulunan karbon miktarı ve tane boyutu ile kontrol edilebilmektedir. Karbon miktarının artması ve tane boyutunun küçülmesi matriks fazın sertliğini arttırır.

Şekil 1.6 incelendiğinde çift fazlı çeliklerin mukavemetinin martenzit hacim oranı ile ilişkili olduğu görülmektedir. Tane boyutunun (hacmin) artması %55 hacim oranlarına kadar

malzemenin çekme mukavemetini arttırdığı görülürken %55 hacim oranının üstünde ise malzemenin çekme mukavemetini düşürdüğü görülmektedir. Tane boyunun artması ile hacim oranının azalması malzeme yapısında bulunan karbon oranının azalması ile ilişkilendirilebilir. Bununla birlikte homojen deformasyonun sağlanması için martenzit adalarının küçük boyutlarda ve bağımsız olarak ayrılması gerekmektedir (Sun vd., 2009).



Şekil 1.6. Martenzit hacim oranının çekme mukavemetine etkisi (Džupon vd., 2007)

1.1.1.2.3 Kopma

Çift fazlı çeliklere uygulanan tek eksenli çekme testlerinde boyun vermenin başladığı bölgede yüksek bir şekil değişimi oluşmakta ve mikro boşlukların meydana gelmesi çatlak oluşumuna neden olmaktadır. Bu nedenle çift fazlı çeliklerde kopma iki aşamada meydana gelmektedir. İlki çatlak başlangıcı olan mikro boşlukların oluşumu, ikincisi çatlağın ilerlemesi ile kopmanın gerçekleşmesidir.

1.1.1.2.4 Süneklik

Çift fazlı çeliklerin şekillendirilebilme kabiliyeti HSLA düşük karbonlu çeliklere göre (aynı mukavemet değerlerinde) daha yüksektir. Aynı şartlarda dual fazlı çelikler %28

toplam uzama değerlerine sahipken HSLA elikleri yaklaşık %18 toplam uzama değerlerine kadar arttırılabilmektedir. Otomotiv sektöru açısından Dp eliklerin şekillendirilebilme kabiliyetlerinin yüksek olması tercihte önemli etken (Rashid, 1977).

Çift fazlı çeliklerde süneklik büyük oranda ferrit hacim oranı ve morfolojisine bağlıdır. İyi süneklik değerleri için ferritin saf ve hacim oranının %70'den fazla olması gerekmektedir (Marder, 1981; Thomas vd., 1979). Düşük karbon içerikli martenzit fazı da sünekliğin yüksek olmasını sağlamaktadır. Çünkü düşük karbonlu martenzitin atlamaı ve ferrit-martenzit ara yüzeyinin ayrılması zordur (Speich, 1979). Çatlak oluşumuna neden olan mikro boşluklar martenzitik parçacıklar üzerinde veya metalik olmayan inklüzyonlarda oluşmaktadır. Mikro boşlukların martenzit üzerinde ekirdeklenmeleri martenzit-ferrit ara yüzeylerinin ayrışmasına veya martenzitin gevrek kırılmasına neden olmaktadır (Güral, 1999).

1.1.2 TRIP elikleri (TRansformation induced plasticity (Dönüşüm kaynaklı plastisite)).

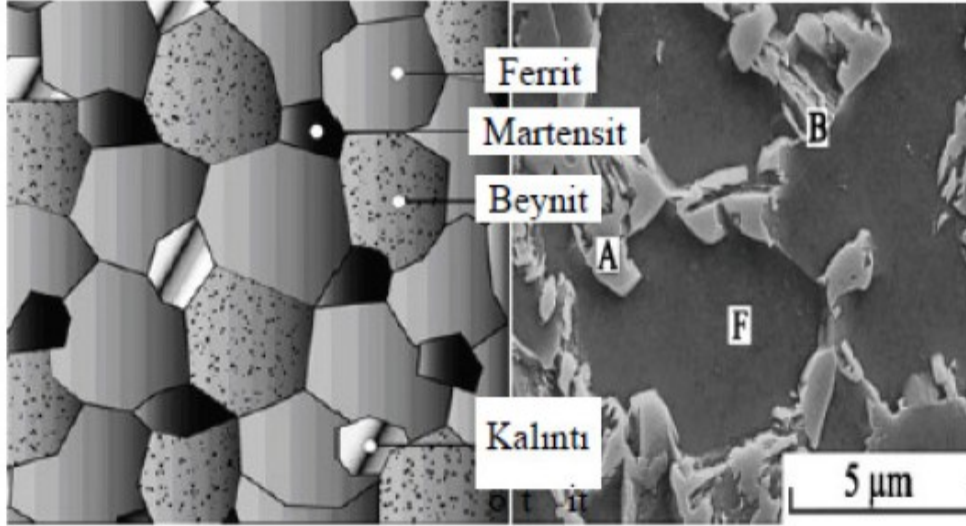
Zackay tarafından 1967 senesinde gerçekleştirilen çalışma ile uygulana deformasyon sonucunda meydana gelen martenzitik dönüşümle yüksek uzama kabiliyetine sahip TRIP elikleri geliştirilmiştir. Östenitin martenzite dönüşümü plastik deformasyon sırasında meydana geldiği zaman elde edilen özellikleri kullanmak için geliştirilen çelikler, dönüşüm kaynaklı plastisite (TRIP) elikleri olarak isimlendirilmiştir.

TRIP elikleri şekillendirme sırasında yapısında meydana gelen dönüşümler sayesinde büyük avantaj sağlamaktadır. TRIP eliklerin ihtiva ettiği kalıntı östenit şekillendirmeden önce şekillendirilebilirliği arttırırken şekillendirmeye birlikte martenzite dönüşmesinden dolayı malzemeye dayanım kazandırır.

1.1.2.1 TRIP eliklerinin mikro yapısı

TRIP eliklerinin genel mikro yapısı, yumuşak ferrit matrisi içinde bulunan beynit ve kalıntı östenit tanelerinden oluşmaktadır. Tipik bir TRIP eliğinin oda sıcaklığında mikro yapısı %55-60 ferrit, %25-40 beynit ve %5-15 yarı kararlı kalıntı östenitten oluşur. TRIP eliklerinin mekanik özellikleri mikro yapıda bulunan düşük miktardaki kalıntı östenit

tarafından kontrol edilir (Zrnik vd., 2007; Jimenez vd., 2009). Bu kalıntı östenitler deformasyon sırasında martenzite dönüşebilmektedirler.



Şekil 1.7. TRIP takviyeli bir çeliğin tipik bir içyapı görüntüsü (Girault vd., 2001)

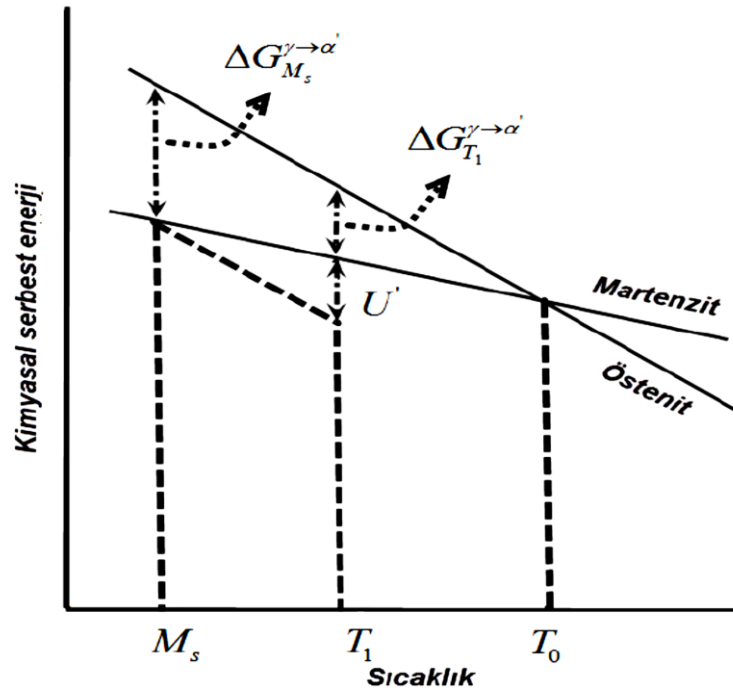
TRIP takviyeli çeliklerde ana alaşım elementleri C, Si, Mn ve Al 'dur. Diğer alaşım elementlerinin oranları oldukça düşük olmasına karşın malzemenin mikro yapısı üzerinde önemli etkilere sahip olabilmektedirler. TRIP çeliklerinin genel bileşimi, %0,25 C, %2 Mn, %2 Si, %10 Cr, %9 Ni ve %5 Mo şeklindedir. Yüksek miktarda artık östenit (%10-15) içerirler.

1.1.2.2 TRIP çeliklerinde martenzitik dönüşüm

Çeliğin su verme işlemi ile sertleştirilmesi binlerce yıldır uygulanmakta olan bir metottur. Yapılan bu işlem ile elde edilen mukavemetlendirme işlemi martenzitik dönüşüm olarak adlandırılan yapısal değişimin bir sonucu olarak karşımıza çıkmaktadır. Martenzitik reaksiyon birinci mertebeden katı hal değişimi olarak değerlendirilebilir. Bu duruma, a) yer değiştirmeli b) yayınsız ve c) kayma benzeri deformasyon ile artış gösteren deformasyon enerjisinin değiştirdiği kinetik ve morfoloji de hakim olmaktadır. Bu üç karakteristik özellik martenzitik dönüşümün tanımlanması için gerekli ve yeterli olmaktadır.

Martenzitik dönüşüm, atomların yer değiştirmesi ile oluşan faz dönüşümünün genel bir sınıflandırması olarak tanımlanabilmektedir. Yer değiştirmeli faz dönüşümü ise atomların bir atom boşluğu mesafesinden çok daha küçük bir mesafede hareket etmesi ile oluşan yüksek hızlı dönüşüm olarak tanımlanabilmektedir. Yer değiştirmeli olarak gerçekleşen faz dönüşümleri kafes deformasyonlarının veya atomik yer değiştirmelerin çeşitli kombinasyonlarını içermesine rağmen, martenzitik dönüşüm atomların yer değiştirmesinden daha çok kafes deformasyonu ile meydana gelmektedir.

Martenzitik dönüşümün başlangıcının belirlenmesinde kullanılan bir diğer önemli unsur ise sürüklenme kuvvetidir. Herhangi bir sıcaklık değeri için içyapıdaki en düşük enerji seviyesine bağlı olarak öncelikli bir kristalografik yapı mevcuttur. Martenzit fazı düşük sıcaklıklarda termodinamik açıdan tercihli bir yapıya sahip olduğundan çelik malzemeye su verilme işlemi uygulandığında (quenching) yüksek sıcaklıklarda kararlı olan östenit fazı martenzit fazına dönüşmektedir. Şekil 1.8’de martenzitik dönüşüm için gerekli kimyasal serbest enerjinin sıcaklık ile değişimi şematik olarak gösterilmektedir.



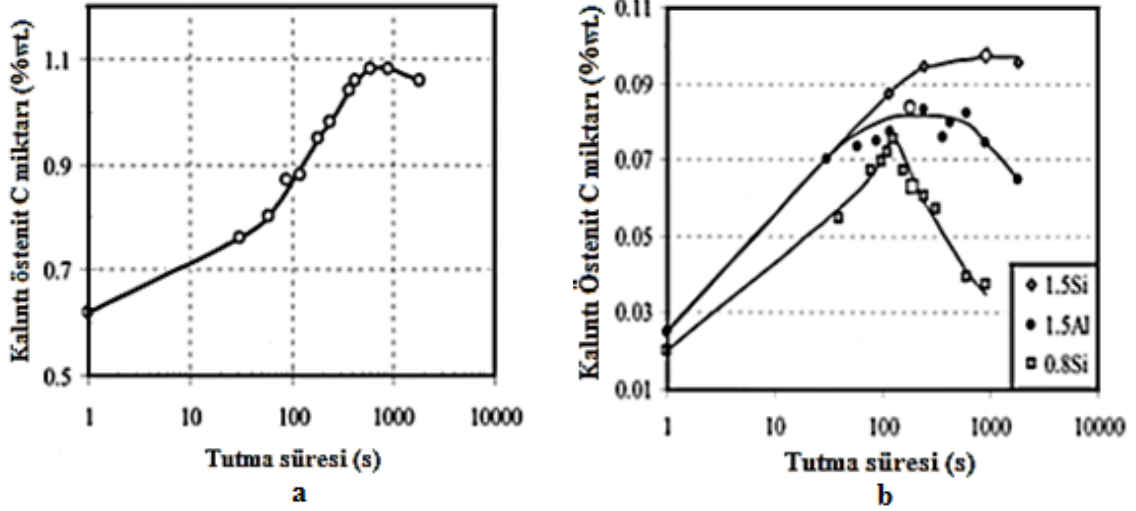
Şekil 1.8. Martenzitik dönüşüm için gerekli kimyasal serbest enerjinin sıcaklık ile değişiminin şematik olarak gösterimi (Toros S., 2013)

Dönüşüm için gerekli sürüklenme kuvveti bir diğer ifade ile uygulanması gereken mekanik iş olarak ifade edilebilmektedir. Mekanik iş ise malzemeye uygulanan gerilme olarak değerlendirilebilmektedir. Bu bağlamda östenit fazının martenzit fazına olan dönüşümü eşzamanlı olarak dönüşümün gerçekleştiği sıcaklıktan daha yüksek seviyelerde gerçekleşebilmektedir. Ms sıcaklığının üzerinde gerçekleşen bu dönüşüm mekanik iş takviyeli dönüşüm olarak isimlendirilmektedir.

1.1.2.3 Kalıntı östenitin martenzit fazına dönüşümü

Karbonca zenginleştirilmiş kalıntı östenit ihtiva eden TRIP takviyeli çeliklerde, bu kalıntı östenit deformasyon ile birlikte kısmi olarak veya tamamen martenzit fazına dönüşebilmektedir. Deformasyon nedeniyle oluşan martenzit fazı, ilk olarak martenzit çekirdeklerinin oluşması ile başlamaktadır. Her bir çekirdek daha sonra sabit bir hacimde martenzit şeritleri oluşturmaktadır. Oluşan martenzit şeritlerinin diğerini tetikleyebildiği oto kataliz durumunda oluşabilmektedir.

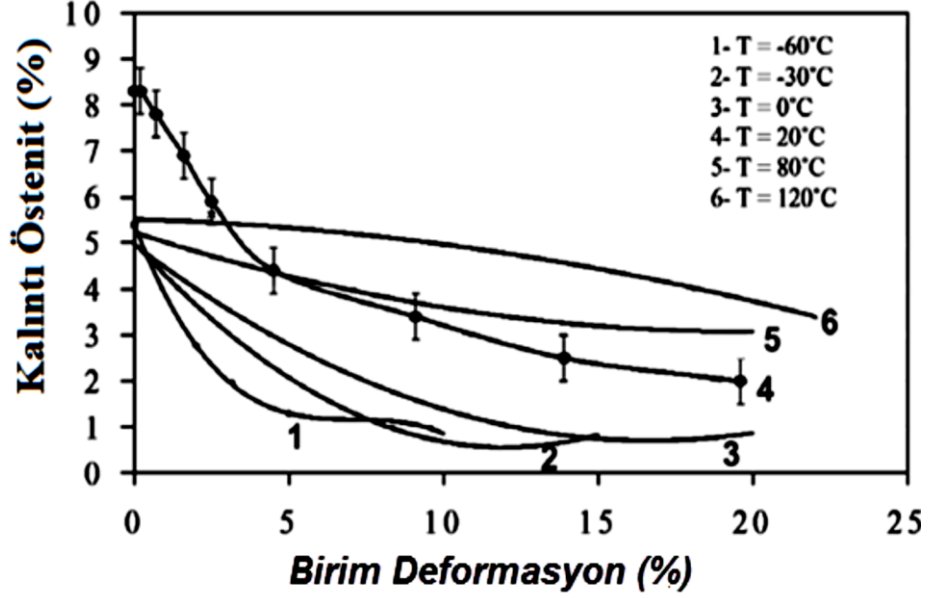
Çeliğin içyapısında bulunan kalıntı östenitin kararlılığını etkileyen parametreleri inceleyecek olursak bunları; malzeme uygulanacak test sıcaklığı ve süresi, malzemenin sahip olduğu alaşım elementlerine ve oranı olarak ifade edilebilir. Karbon, silisyum ve alüminyum gibi alaşım elementleri martenzitik dönüşüm esnasında ferrit ve kalıntı östenitin mekanik özelliklerine etkisinden dolayı kalıntı östenitin kararlılığını etkilemektedir. Örneğin kararlılığı etkileye en önemli alaşımlardan karbon oranının yüksek olması yapıdaki bir miktar kalıntı östenitin kalarak sertliğin artmasına neden olur. Bununla birlikte diğer alaşım elementleri silisyum ve alüminyum daha çok karbon üzerindeki etkisinden dolayı kalıntı östenitin kararlılığını etkiler. Kalıntı östenitin miktarı ve karbonca zenginleştirilmesi, beynitik dönüşümün uygulandığı evrede yapılmaktadır ki bu noktadaki bekleme süresi ve bu evrede malzeme içerisinde sementit'in çökmesini engelleyen silisyum veya alüminyumun içyapıdaki oranları da oldukça önemlidir. Şekil 1.9'da kalıntı östenit içerisindeki karbon (C) miktarının bekleme süresi ve farklı oranlarda silisyum ve alüminyum içeren çeliklerin kalıntı östenit yapısında ihtiva ettiği karbon oranının tutma süre ile değişimini göstermektedir.



Şekil 1.9. Beynitik dönüşüm esnasında bekleme süresinin kalıntı östenit miktarına (a) ve kalıntı östenit içerisindeki karbon miktarına etkisi (b) (Girault vd., 2001)

Dönüşüm için önemli parametrelerden olan mekanik sürüklenme kuvveti kalın östenitin ihtiva ettiği karbon oranı ne kadar yüksek olursa sürüklenme kuvveti de o oranda artar. Mekanik sürüklenme kuvvetinin artması dönüşümün deformasyonun ileriki safhalarında gerçekleşmesine neden olur. Ayrıca deformasyonun sonlarına doğru yapı içerisinde kalıntı östenit kalabilmekte ve yapı içerisinde kalan kalıntı östenit dayanımı arttırarak şekillendirilebilme kabiliyetini azaltır.

Kalıntı östenitin tane büyüklüğü ve tipi kararlılığa etki eden önemli parametrelerden biridir (Chiang vd., 2011). Turteltaub ve Suiker (2006) yaptıkları çalışma ile kalıntı östenitin tane boyutunu artmasıyla kararlılığının azaldığını belirtmişlerdir. Bunun sebebi olarak, küçük boyuttaki kalıntı östenitin içerisinde kusurların az olmasıdır. Yapı içerisindeki kusurlar (stacking fault) martenzit fazının çekirdeklenmesine katkı sağlamaktadır. Dönüşüm Kaynaklı Plastisite çeliklerinde içyapıdaki kalıntı östenitin kararlılığını etkileyen diğer bir parametre ise uygulama sıcaklığıdır. Uygulama sıcaklığının artması kimyasal sürüklenme kuvvetini azaltmasından dolayı kalıntı östenitin kararlılığı artar. Makro ölçekteki mekanik özellikleri malzemeye uygulanan sıcaklık önemli oranda etkilemektedir.



Şekil 1.10. Kalıntı östenit ve deformasyonun uygulama sıcaklığı ile değişim (Berrahmoune vd., 2004)

Şekil 1.10' da ki grafik incelendiğinde sıcaklık ve deformasyon oranının değişimi kalıntı östenitin dönüşümünü önemli oranda etkilemektedir. Kalıntı östeninin dönüşüm hızı deformasyon oranının artmasıyla azalma göstermiştir. Bununla birlikte uygulanan sıcaklık oranının azalmasıyla kalıntı östenitin dönüşüm hızı hızlı bir şekilde artış göstermektedir. Sonuç olarak sıcaklığın artmasıyla dönüşümde meydana gelen gecikme içyapıda bulunan kalıntı östenitin tamamen martenzite dönüşümü engellemektedir. Böylelikle parçalar şekillendirme ve boyama işlemleri sırasında TRIP etkisi göstererek parçanın enerji absorbe etme kabiliyetini arttırmaktadır.

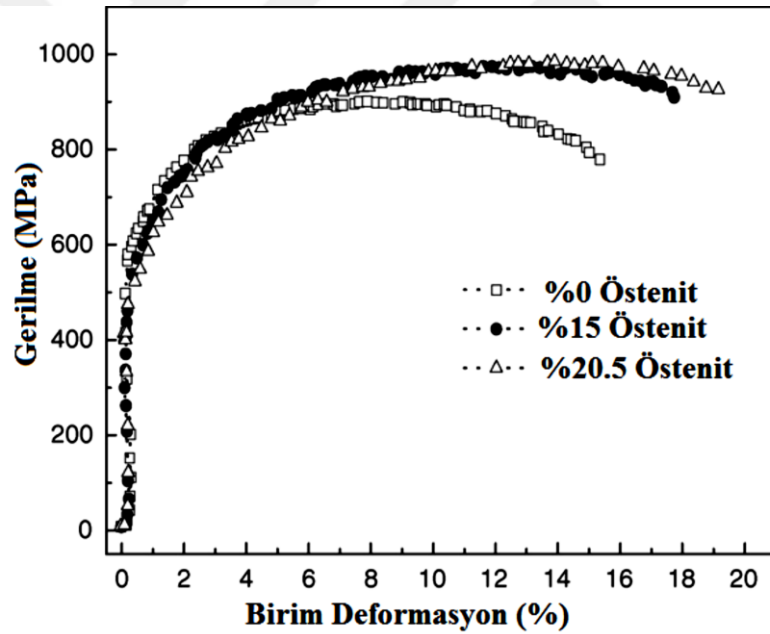
1.1.2.4 TRIP çeliklerin mekanik özellikleri

TRIP çeliklerinde mekanik özelliklerin malzemenin kimyasal bileşimine güçlü bir şekilde bağlı olduğu bilinen bir gerçektir. Fakat yapıda görülen fazlar ve hacim oranları da, örneğin kalıntı östenitin morfolojisi, tane boyutu ve karbon içeriği, mekanik özellikler üzerinde oldukça etkilidir. Ayrıca yapıda bulunan bu fazlar, deformasyon sırasında TRIP çeliğinin davranışını da belirlemektedir (Muransky vd., 2004).

İçyapıda beynitik dönüşüm esnasında dönüşmeden kalan kalıntı östenit malzemeye TRIP etkisi kazandırarak şekillendirilebilme kabiliyetine ciddi anlamda katkı sağlamaktadır ve

TRIP takviyeli çelik içerisinde bulunan kalıntı östenit miktarı ne kadar artarsa elde edilecek olan şekillendirme de o kadar büyük olmaktadır. Kalıntı östenit hacim oranı arttıkça çekme dayanımı, toplam uzama ve absorbe edilen enerji miktarı artarken, akma dayanımı azalmaktadır. Şekil 1.11’de Zrnik (2007) tarafından gerçekleştirilen kalıntı östenit miktarına bağlı olarak çekme diyagramı değişimi verilmiştir.

İkizlenme kaynaklı plastisite çelikleri içerdikleri kalıntı östenit fazı sayesinde çift fazlı çeliklere oranla çok daha uzama kabiliyetlerine sahiptirler. TRIP çeliklerinde DP çeliklerinde görünen sürekli akma olayının olmamasının temel nedeni, başlangıçta içyapısında martenzit fazı içermemesinden kaynaklanmaktadır. Şekillendirme sırasında üretilen malzemelerde sürekli akmanın meydana gelmesi ürünün yüzeyinde Lüder bantlarının ve şekillendirme izlerinin oluşmasını engellemektedir. Bu sayede üretilen ürünün yüzey kalitesi ve boyama aşamasında istenilen sonuçlar elde edilmektedir.



Şekil 1.11. Kalıntı östenit miktarına bağlı olarak çekme diyagramı değişimi (Zrnik vd., 2007)

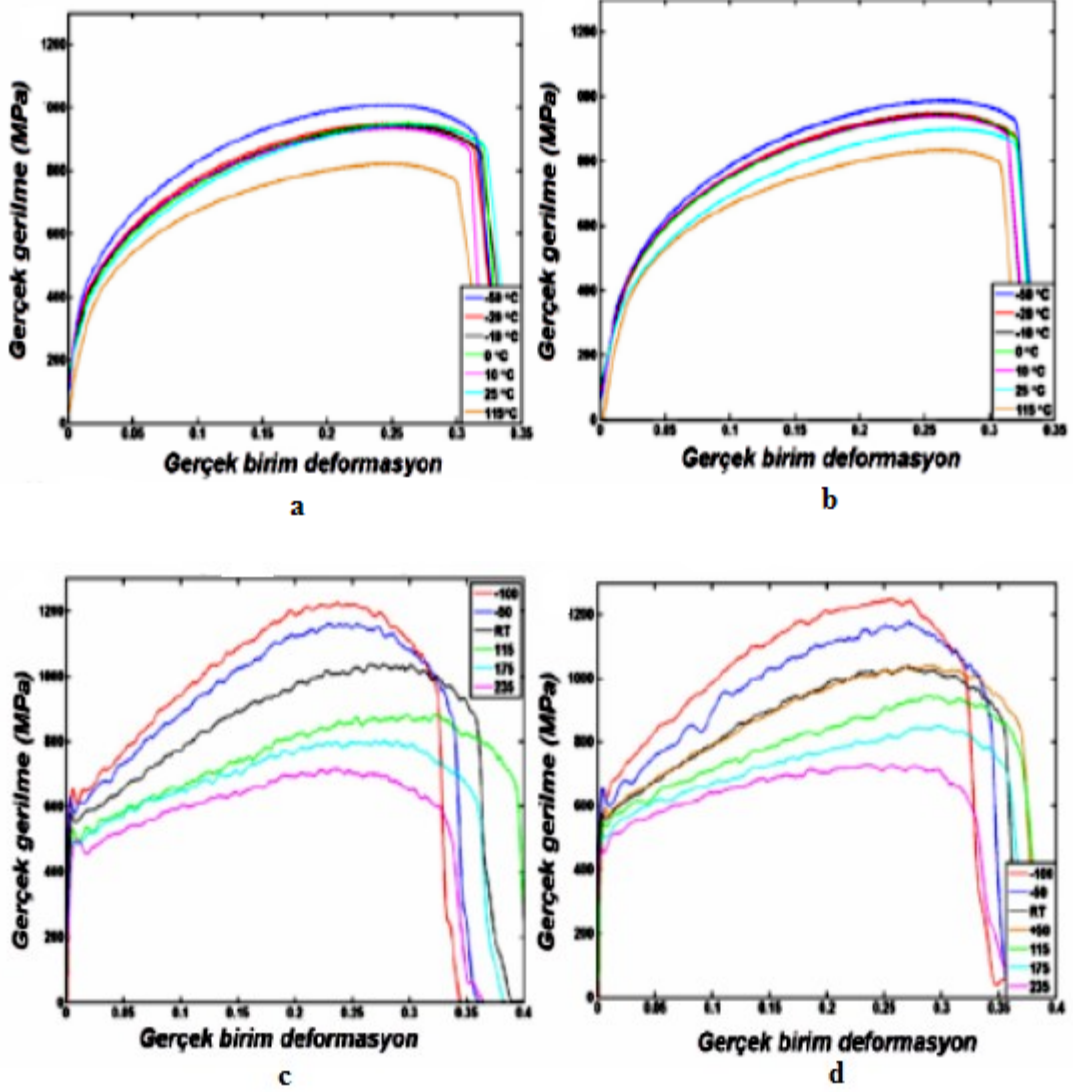
Ferrit'in içyapısında meydana gelen; ferrit fazının martenzit fazına dönüşümü esnasında oluşan serbest dislokasyonlar DP çeliklerinde görülen sürekli akmanın temelini oluşturmaktadır. Dönüşüm sırasında oluşan serbest dislokasyonlar deformasyonun

uygulanmasıyla birlikte çeliğe pekleşme özelliği kazandırarak gerilmenin sürekli artış göstermesine sebep olur.

Dönüşüm Kaynaklı Plastisite çeliklerinde içyapıdaki kalıntı östenitin kararlılığını etkileyen diğer bir parametreler (makro ölçekte) ise uygulama sıcaklığı ve deformasyon hızıdır. Şekillendirme hızına duyarlı olan TRIP çeliklerine uygulanan sıcaklık ve şekillendirme oranının artması yapıda meydana gelen martenzit dönüşümü sınırlandırdığı tespit edilmiştir. TRIP çeliklere uygulan test sıcaklığının artmasıyla birlikte çeliğin mekanik özelliklerinde (makro ölçekte) önemli bir değişim görülmektedir. Çünkü sıcaklığın artması kimyasal sürüklenme kuvvetini azalttığı için kalıntı östenitin kararlılığının artmasına neden olur.

Şekil 1.12 incelendiğinde malzemeye uygulana test sıcaklığının azalması ile dayanımın ve uzamanın azaldığı görülmektedir. Yüksek sıcaklıklarda çekme ve uzama değerlerinde azalma olurken negatif test sıcaklıklarında uzama oranı azalırken çekme dayanımının arttığı söylenebilir. Test sıcaklığının artması malzemenin şekillendirme kabiliyetinde önemli oranda azalmaya neden olmaktadır.

Malzemeye uygulan sıcaklık oranının artması içyapıda meydana gelen martenzit dönüşüm hızının hızlı bir şekilde azalmasına neden olmaktadır. Bunu sonucunda sıcaklığın artmasıyla dönüşümde meydana gelen gecikme içyapıda bulunan kalıntı östenitin tamamen martenzite dönüşümü engellemektedir. Şekillendirme sonrasında kalıntı östenitin tamamen martenzite dönüşümünün engellenmesi çarpışma sırasında malzemenin TRIP etkisi göstererek darbelere karşı enerji sönmleme yeteneği kazandırmaktadır (Toros S., 2013).



Şekil 1.12. Gerçek gerilme ve birim deformasyon eğrilerinin farklı test sıcaklığı ve deformasyonla değişimi 10^{-3} s^{-1} (a), 10^{-1} s^{-1} (b), 750 s^{-1} (c), 1250 s^{-1} (d) (Curtze vd., 2009)

1.1.3 TWIP çelikleri

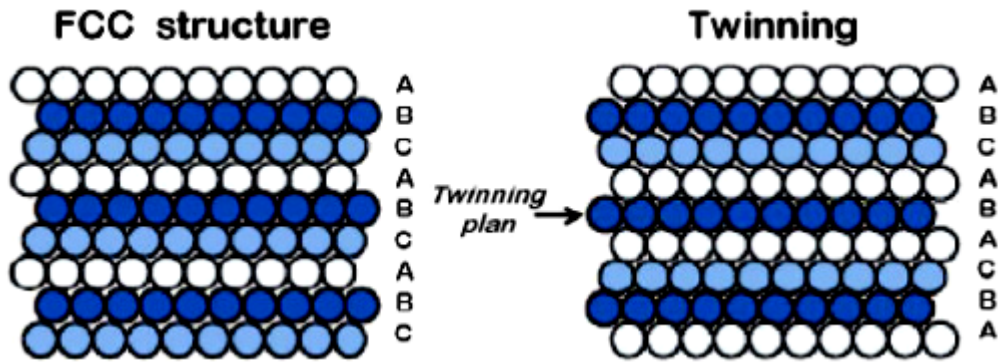
TWIP (ikizlenme kaynaklı plastisite) çelikleri dizayn, performans, korozyon, düşük maliyet ve yakıt tasarrufu gibi müşteri beklentilerinin yanı sıra emisyon, çevresel düzenlemeler ve kaza güvenliği gibi diğer gerekliliklerin ortaya çıkması sonucu geliştirilmiştir. Bu çelikler yüksek mukavemet ve mükemmel şekil alabilirliğinden dolayı tercih edilmektedir. İkizlenme kaynaklı plastisite çelikleri yüksek şekillendirilebilirlik kabiliyetlerinden ve dayanımlarından dolayı otomotiv sanayisinde üretim esnasında yüksek dayanım ve süneklik isteyen parçaların üretiminde önemli bir yere sahiptir. Çünkü

parça şekillendirme esnasında yırtılma önemli bir sorun teşkil etmektedir. Yüksek Mangan oranına sahip TWIP çelikleri otomotiv endüstrisinde güvenlik için yüksek mukavemete ve enerji absorbe etme kabiliyetlerinden dolayı tercih edilmektedir.

Çeliklerin ortam sıcaklığında difüzyona başvurmadan kalıcı olarak deforme olabileceği uç esas mod vardır:

- Kafes vektörlerine uyan bireysel dislokasyonlar kayabilir, kristal yapıyı veya hacmini değiştirmeksizin şeklinde değişime neden olur.
- Yer değiştirme dönüşümü (örneğin: martenzit veya beyrit), sadece plastik gerinime neden olmaz, aynı zamanda kristal yapı ve yoğunluğun değişimine de neden olur, bu, TRIP çeliklerinde kullanılan durumdur.
- Üçüncü mod deformasyon, mekanik ikizlenmedir. Burada çeliğin kristal yapısı korunur, fakat kaymış bölge, proseste yeniden yönelir. Mekanik ikizlenme çok büyük kayma gerilmesine neden olur.

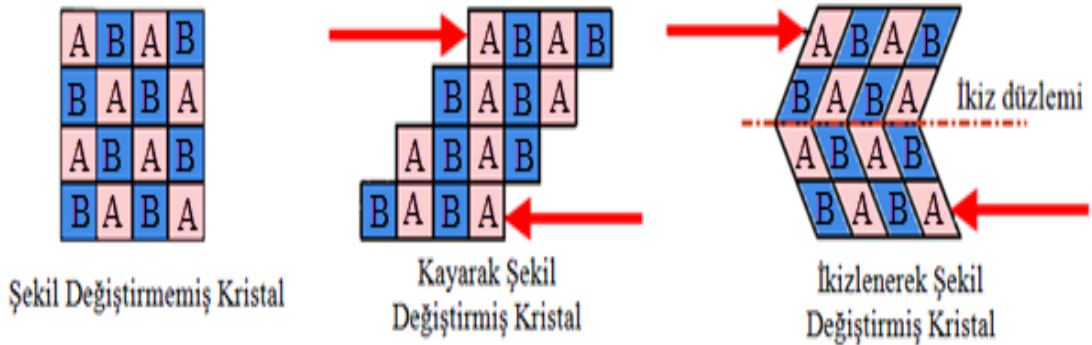
TWIP çelikleri, YMK yapıdaki östenit mikro yapısına sahiptir. Bu yapı, ABCABCABC ile şematik olarak gösterilir (Şekil 1,13). YMK kristalinde yığılma hatası, bölgesel ABA tipli yığılmaya uyar. Böylece YMK yapı içinde, bölgesel olarak hekzagonal yapı (ABABAB) oluşur. Bu durum, bölgesel boyutta bile enerji olarak uygun olmaz.



Şekil 1.13. Ymk yapıdaki östenit mikro yapısı (Kılıç S., 2016)

TWIP çelikleri, diğer yüksek mukavemetli çeliklerin aksine deformasyon mekanizması kayma dislokasyonu yanında ikizlenme de içerirler (Grässel vd., 2000; Jung vd., 2008). TWIP çeliğinin yüksek mukavemeti (>800 MPa), ikizlenme mekanizması sayesinde oluşmaktadır. Ayrıca yüksek pekleşme değerlerinden dolayı boyun verme olayı daha geç oluşmakta, bunun sonucunda yüksek miktarda (>%40) uzama değerleri elde edilmektedir. Bununla birlikte TWIP çeliklerinin dezavantajı da yüksek miktarda geri esnemeleridir (Lee vd., 2005).

Metallerin plastik şekil değişimine etki eden parametreler; kayma, tane sınırı kayması, ikizlenme ve sürünmedir. Kristal yapıda kaymanın gerçekleşmediği durumda ikizlenme ile plastik deformasyon meydana gelmektedir. İkizlenmeyle oluşan yapı, başlangıç durumdaki yapının ikiz düzlemi adı verilen düzleme göre simetriği durumundadır. Şekil 14’de görüldüğü üzere kayma işleminde komşu atomlar değişirken, ikizlenme olayında komşu atomlar değişmemektedir.



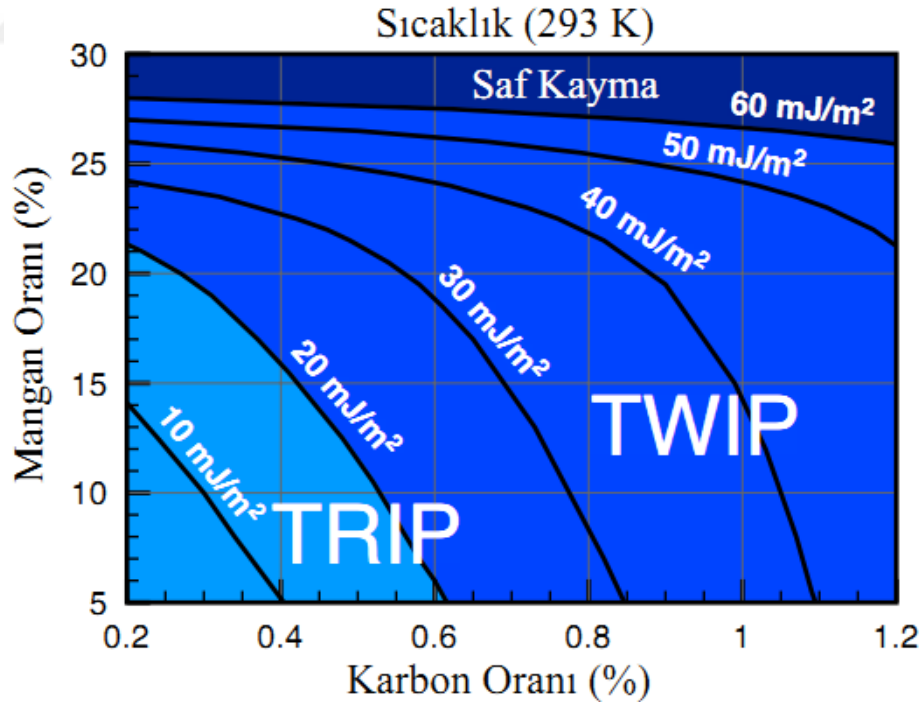
Şekil 1.14. Plastik deformasyonda kristal yapıları (Kılıç S., 2016)

TWIP çelikleri yüksek mangan oranı içeren östenit çelikleridir. Diğer yüksek mukavemetli çeliklerden farklı olarak plastik deformasyonda ikizlenme görülür. Östenit çeliklerinin içerisindeki Mn oranı arttıkça TRIP etkisi yerine TWIP etkisi baskın bir şekilde görülmektedir. Hua vd. (2006) yaptıkları çalışmada %23,8’lik Mn oranında TRIP ve TWIP etkisinin beraber oluştuğunu gözlemişlerdir. Mn oranı %33’e ulaştığında ise sadece TWIP etkisi gözlenmiştir.

Ding vd. (2009) %18,8 Mn oranı içeren çeliğin deformasyonunu inceledikleri çalışmada TRIP ve TWIP etkilerinin beraber oluştuğunu görmüşlerdir. Deformasyon miktarı

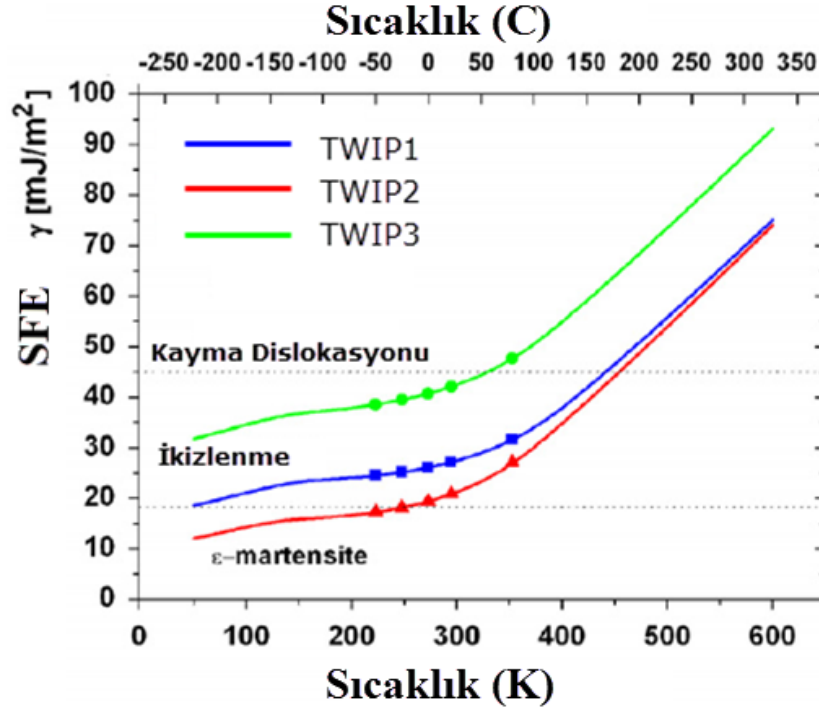
artıkça dislokasyon yoğunluğu ve ikiz sayısı artmıştır. Deformasyonun artması ile beraber daha fazla ikiz oluşmuştur ve farklı yönlerdeki ikizler üst üste binmiştir. Çelik parçada oluşan plastik deformasyon dislokasyon hareketi ve ikizlenme ile beraber yürümektedir. Bu durum çeliğin sünekliğini artırmaktadır. Ancak, gerinim değerinin daha üst değerlere ulaşması ile beraber, östenit fazdan martenzit faza dönüşüm başlar.

TWIP çelikleri genelde Fe - %15-30, Mn - %1-3, Si - %1-3 Al içerirler. Chin ve arkadaşları (2013), yüksek Manganlı çeliklerde TWIP etkisinin genellikle ikizler tarafından oluşturulan pekleşmeden ve Mn oranı, Al ilavesi ile SFE enerjisi, tane büyüklüğü, deformasyon sıcaklığı ve hızı gibi bazı faktörlerin etkilediğini vurgulamıştır. TWIP çeliklerinde Mn'in esas etkisi, yığılma hatası enerjisini(SFE) ve böylece deformasyon şeklini kontrol etmektir. Al, östeniti stabilize etmek için ilave edilir ve mikro yapıyı katı eriyik mukavemetlenmesi ile de güçlendirir. Al, korozyon direncini de geliştirir. Bu bağlamda Chin ve arkadaşları (2013), 22Mn-0,6C içeriğine sahip bir çeliğe Alüminyum ilave ederek çeliğin mikro, mekanik ve şekillendirilebilme özelliklerini incelemiştir.



Şekil 1.15. Ağırlıkça (%) Mangan ve karbon oranına göre SFE enerjisi (A. Saeed Akbari vd., 2009, R. Twardowski vd., 2012)

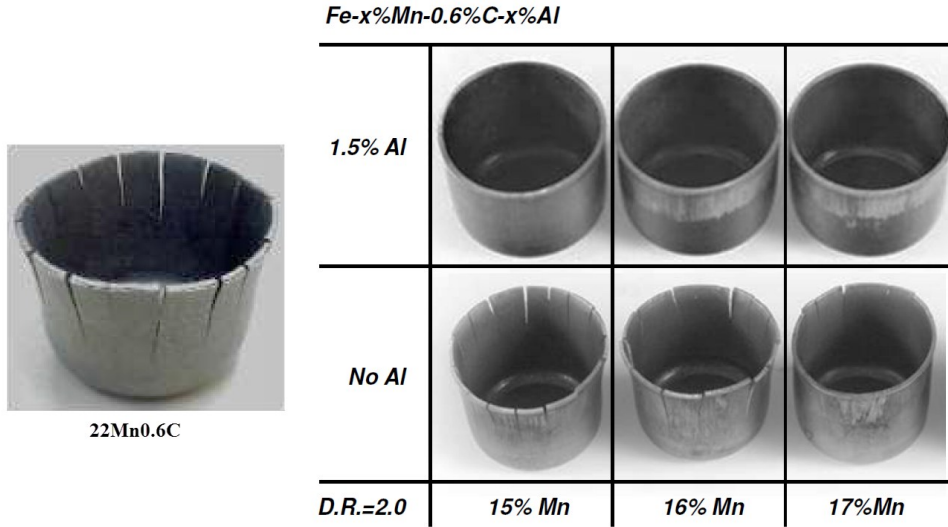
Alüminyum ilavesinin akma mukavemetini yaklaşık 100 MPa artırdığı, çekme mukavemetini 80 MPa düşürdüğü ve toplam uzama miktarını %15 civarında düşürdüğünü göstermişlerdir. Si, yığılma hatası enerjisini düşürdüğü ve martenzitin çekirdeklendiği yerler olan yığılma hatalarının sayısını arttırdığı için östenitin martenzite dönüşümünü destekler. Aynı zamanda östeniti katı eriyik sertleştirme ile östenitin mukavemetini artırır. Karbon östeniti kararlı yapan ve katı eriyik ile matrisi güçlendiren elementtir.



Şekil 1.16. Farklı %Mn içeren TWIP çeliklerinin sıcaklıkla SFE değişimi (S. Curtze vd., 2010)

Hamada (2007) yaptığı çalışmada, TWIP çeliğinin mekanik özelliklerinin temel olarak SFE enerjisine bağlı olduğunu, SFE enerjisinin de Mn ve Al içeriğine ve test sıcaklığına bağlı olarak değiştiğini göstermiştir. Test sıcaklığının artmasıyla malzemenin Hata Yığılma Enerjisi artış göstermektedir. Hata Yığılma Enerjisinin artması malzemenin Twip etkisi baskın bir şekilde görülmektedir. S. Curtze ve arkadaşları (2010) yapmış oldukları çalışmada farklı Mn oranlarındaki malzemelerin farklı sıcaklıklardaki SFE değişimini incelemiştir. Şekil 1.16. farklı %Mn içeren TWIP çeliklerinin sıcaklıkla SFE değişimi verilmiştir.

TWIP çelikleri, çift fazlı çelikler ve TRIP çelikleri ile kıyaslandığında daha yüksek süneklik, pekleşme üsteli ve tokluğa sahiptir. Bu üstün özellikleriyle TWIP çelikleri hem şekil verme operasyonlarında avantaj sağlamaktadır hem de çarpışma durumunda yüksek enerji soğurma kabiliyetine sahiptir.



Şekil 1.17. TWIP çeliğinde gecikmeli kırılma durumu (De Cooman vd., 2011)

TWIP çeliklerinin en büyük dezavantajı gecikmeli çatlama sorunudur. Bununla ilgili yapılan bir çalışmada Alüminyum ilavesinin etkisi incelenmiştir. Şekil 1.17’de görüldüğü üzere % 22 Mn oranına sahip bir TWIP çeliği derin çekme işlemine tabi tutulup beklediğinde gecikmeli yırtılma meydana gelmiştir. Bu çalışmada farklı (% 15-17) Mn oranına sahip çelikler, alüminyum olması durumunda nasıl sonuç verdiği araştırılmış ve sonuçta alüminyum ilavesinin gecikmeli çatlama ortadan kaldırdığı gözlemlenmiştir (De Cooman vd., 2011).

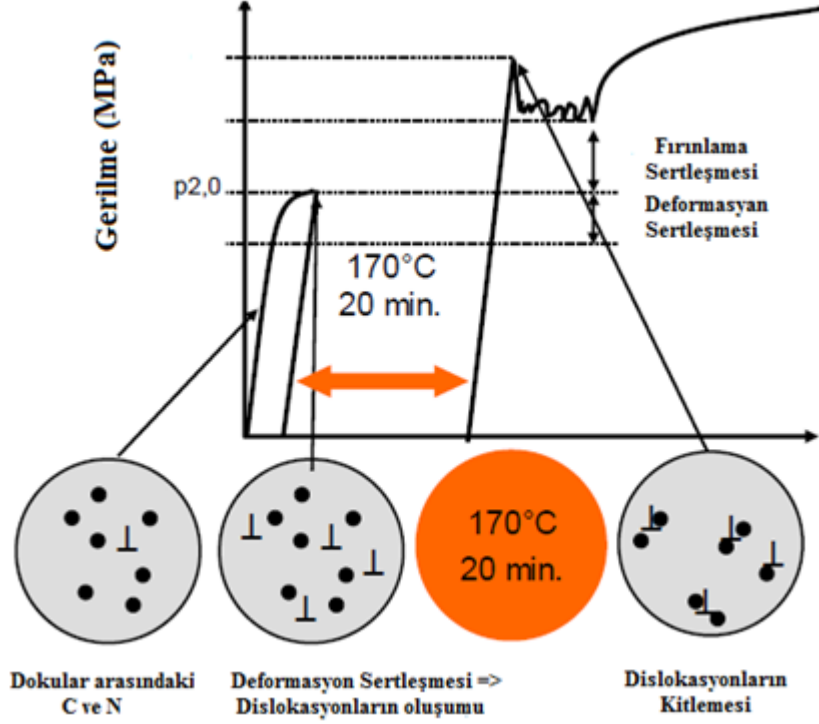
BÖLÜM II

FIRINDA SERTLEŞTİRME (BAKE HARDENING)

Fırınlama işlemi özellikle otomotiv sanayinde kendini göstermektedir. Şekillendirme operasyonlarından sonra otomotiv parçaları genellikle 170 °C sıcaklıkta 20 dakika bir boya fırınlama işlemine tabi tutulurlar (Das vd., 2012). Bu işlem esnasında ferrit yapı içinde çözülmüş Karbon ve Nitrojen atomları, dislokasyonlara yayılarak Cottrell atmosferi adı verilen yapının oluşmasına ve bu da akma mukavemetinin artmasına sebep olmaktadır (Cottrell vd., 1949). Bu işleme fırında sertleştirme denilmektedir. Fırında sertleştirme işlemi aynı kalınlıktaki malzemenin daha fazla akma mukavemeti göstermesi olayıdır. Fırında sertleştirme işlemi ilk olarak düşük karbonlu çelikler için geliştirilmiştir.

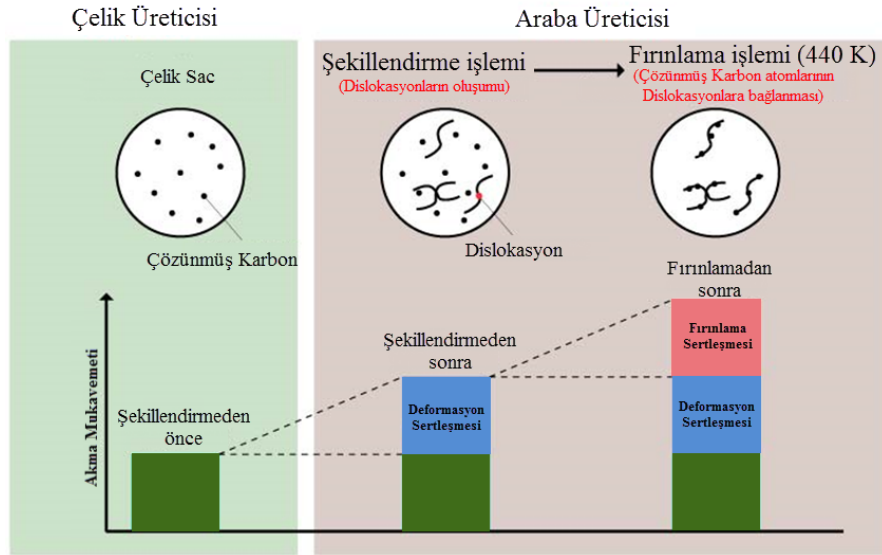
Fırında sertleştirilmiş çelikler (Bake Hardening Steels); deformasyon yaşlanması sonucu ortaya çıkan yapıdır. Deformasyon sertleşmesi, sacın soğuk işlem koşullarında şekillendirilmesinde akma mukavemetinin artması olayıdır. Deformasyon yaşlanması (strain aging) ise şekillendirilen sacın tavlanması sonucu akma noktasının artması ve süreksiz akma olayının ortaya çıkmasıdır.

Deformasyon yaşlanması veya süreksiz akma olayını gidermek/geciktirmek amacı ile deformasyon sertleşmesi (work hardening) uygulanır. Fırında sertleştirme mekanizması otomotiv saclarında boya pişirme işleminden yararlanarak yapılır. Şekil 2.1 ve Şekil 2.2 'de ise fırında sertleştirme ve deformasyon sertleşmesi olaylarının gerilme birim şekil değişim grafikleri verilmiştir.



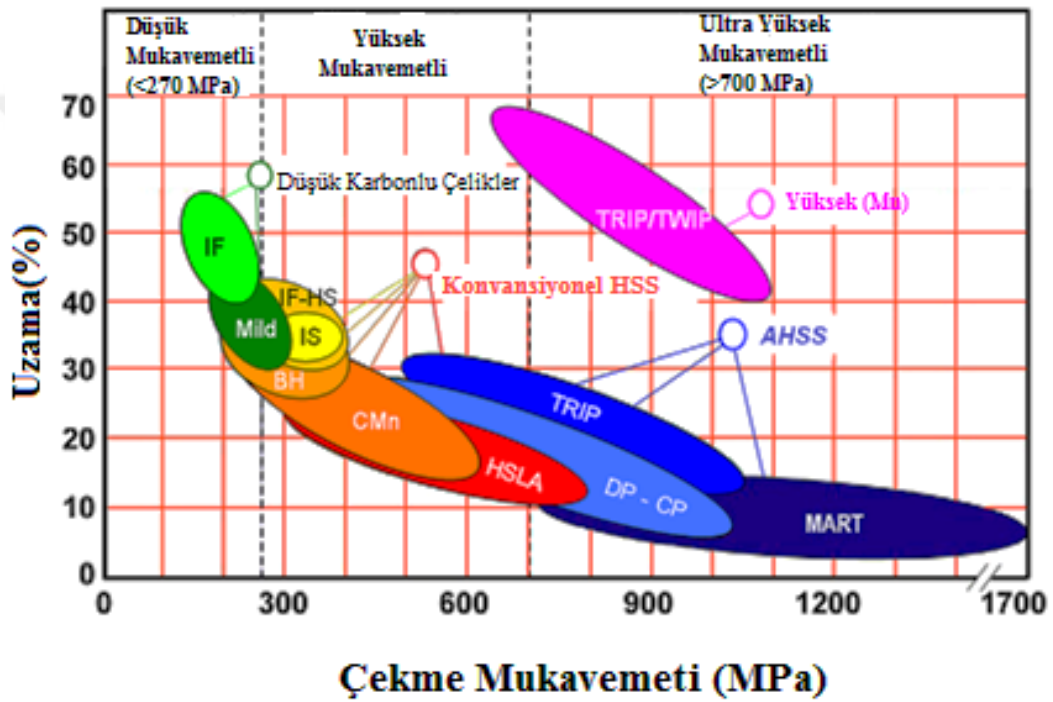
Şekil 2.1. Fırında sertleştirme ve deformasyon sertleşmesi olaylarının gerilme birim şekil değişim grafiğinde gösterimi (http://www.jfe-21st-cf.or.jp/chapter_1/1b_2.html).

Fırlama Sertleşmesi Evresi (Bake Hardening Process)



Şekil 2.2. Fırında sertleştirme evreleri (http://www.jfe-21st-cf.or.jp/chapter_1/1b_2.html).

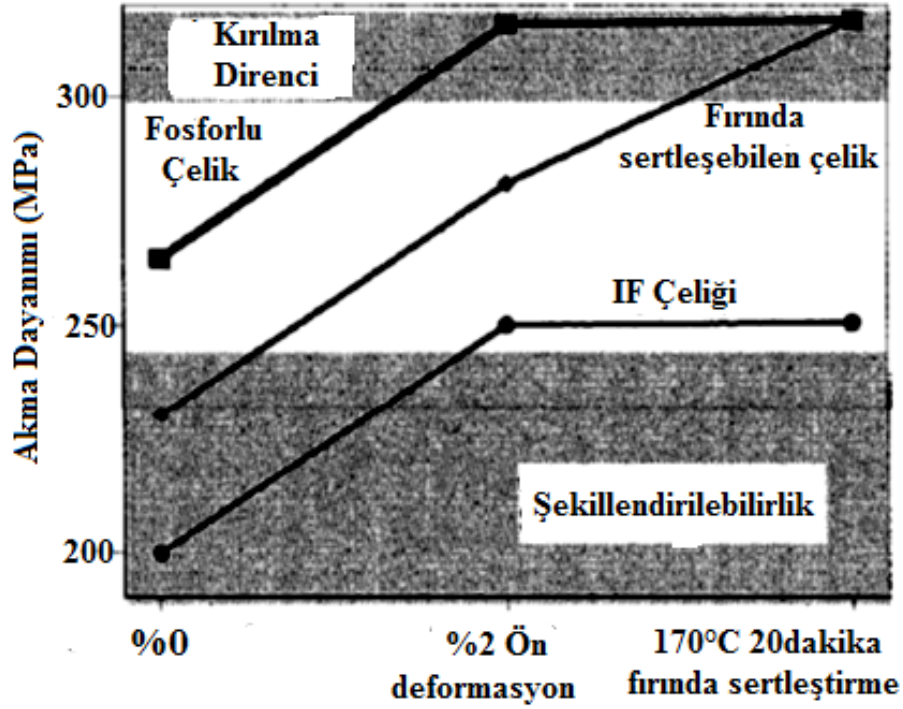
Fırında sertleştirme işleminde üretilen otomotiv parçalarını akma dayanımlarda artış sağlamak için deformasyon yaşlanması fenomeni kullanılır. Otomotiv dış gövde uygulamalarında, akma dayanımı artışı ara yerlerde çözünen atomlar presleme işlemi sırasında üretilen çıkıklar göç sırasında nispeten düşük sıcaklıkta ($160 \pm 180 \text{ }^\circ\text{C}$) fırında boya kaplama işlemi sırasında gerçekleştirilmiştir. Bu işlem hiçbir ek adımları gerektirmez, fırında sertleştirme üretim maliyetlerini önemli ölçüde etkilemez, aynı zamanda yüksek dayanım ve yüksek şekillendirilebilirlik özellikleri kazanılması sağlanabilmektedir.



Şekil 2.3. Fırında sertleştirilebilen çeliklerin çekme özellikleri diğer sınıf çelikler ile karşılaştırılması (<http://www.worldautosteel.org>.)

Şekil 2.3’de fırında sertleştirilebilen çeliklerin çekme özellikleri diğer sınıf çelikler ile karşılaştırılmıştır. Otomotiv sektörünün taleplerini karşılamak için hangi özelliklerin geliştirilmesi gerektiğini gösterir (Baker vd., 2002). Fırında sertleştirme işlemi sonucunda elde edilen çelikler, dış gövde parçalarının imalatı esnasında karşılaşılan fazla kompleks oluşturucu işlemler için uygun olan, başlangıçta düşük bir dayanıma ve iyi bir şekillendirilebilirliğe sahip olmalıdır. Biçimlendirilmiş çelikler boya pişirme sırasında önemli ölçüde yaşlanacak, sonucunda akma dayanımında süresiz verimli bir artış

gözlemlenecektir. Şekil 2.4’de bu mukavemet artışı şekillendirilebilir bir IF çeliği ve fosforlu yüksek mukavemetli çelik ile karşılaştırılması verilmektedir.



Şekil 2.4. Otomobil parçalarının üretiminde fırında sertleştirme kavramının şematik gösterimi (Mizui, 1998)

Fırında sertleştirme işlemi uygulanmış çelik kullanımı iyi bir şekillendirilebilirliğe ve yüksek esneme direncine neden olabilir. Şekillendirilebilirlik ve yüksek esneme direnci parçaların kullanımı esnasında görülebilir. Bu dayanım artışı araçların koruyucu düzenlerinde, kaputlarında, bagaj kapaklarında ve kapıların dış kısımları gibi bileşenler için de kullanılabilir. Pekleştirme sayesinde oluşturulan nispeten küçük mukavemet artışı, fırında sertleştirme işlemi ile daha büyük bir mukavemet artışı gerçekleştirilebilir. Bu sayede araç kapak ve kaput bileşenlerinde fırında sertleştirilmiş çeliklerin kullanımı nispeten küçük deformasyonlarda daha fazla fayda sağlayabilir. Dayanım artışı olduktan sonra kullanılacak malzemeler daha ince tercih edilebilir ve bu da araç başına yaklaşık olarak 7 kg kazanıma sebep olabilir. Mukavemet, küçük eziklere sebep olabilen taş ve diğer unsurlara en duyarlı olan dış kapı yüzeyleri ve kaput gibi parçalar için bu durum büyük önem taşımaktadır. Fırında sertleşebilen çelikler diğer çelikler ile karşılaştırıldığı zaman statik ve dinamik çökme anlamında çökmeye karşı pişirme sonrasındaki dayanımın artmasından dolayı daha üstün direnç sunabilirler.

2.1 Fırında Sertleştirmenin Metalürjik Yönleri

Fırında sertleştirme aslında yüksek sıcaklıkta gerilme yaşlanma sürecini ve demir kafes içerisinde çözünen atomların hareketlerini içeren bir difüzyonu kontrol eder. Bu atomların difüzyonu sıcaklık, zaman ve çelik içerisinde bulunan karbon ve azot atomlarının miktarından etkilenmektedir. Tane büyüklüğü ve dislokasyon yoğunluğu gibi bazı faktörler nedeniyle de plastik deformasyon ve ısıtma bir etkiye sahip olabilir.

2.2 Fırında Sertleştirme Mekanizması

Fırında sertleştirme mekanizması çözünen atom ve Cottrell atmosferin yeniden düzenleme difüzyon sürecidir. Akma dayanımının fırında sertleştirme nedeniyle artışı, akma noktası ve akma noktası uzamasının yeniden görülmesine eşlik ediyor; ayrıca fırında sertleştirmeye gerilme mukavemetinde bir artış olabilir ve uzama azalabilir. Bu dayanım artışını gerçekleştirmek için aşağıdaki kriterlerin yerine getirilmesi gerekmektedir;

- Dislokasyonların çelik içerisinde bulunması gerekir.
- Bu dislokasyonlar pim çelik içinde çözünen yeterli konsantrasyonda olmalıdır.
- Karbon ve azot gibi çözünen atomların yaşlanma sıcaklığında hareketi serbest olmalıdır.
- Dislokasyonların yeniden kazanımında yumuşamasını önlemek için yeterince yavaş olmalıdır.

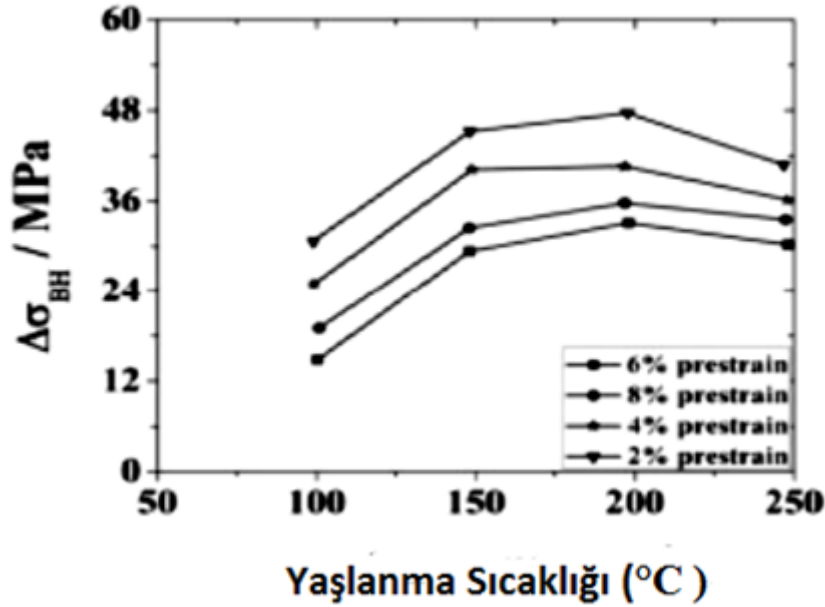
İtici gücün oluşması için kafes enerjisinde azalma olur. Safsızlık atomları ve dislokasyonların her ikisi demir içerisinde ve gerilmelerde ara yüz atomlarının difüzyonu dislokasyonların çevresinde rahat oluşabilirse kafes gerilmelerine neden olur.

2.3 Fırında Sertleştirmeye Etki Eden Faktörler

Ultra düşük karbonlu çeliklerin fırında sertleştirme davranışları, pişirme sıcaklığı ve süresine, ön deformasyon oranına, çözünen atomlar miktarlarına, tane boyutuna, serbest dislokasyonların miktarına vb. bağlıdır. Bu parametreler, karbon difüzyon kinetiği ve dislokasyonların yoğunluğu vb. üzerinde etkiye sahip olabilirler.

2.3.1 Ön deformasyon etkisi

Oto gövde parçalarının çoğu pişirme işleminden önce son çerçeveleme işlemi boyunca ön deformasyon uygulanarak küçük ölçüm testleri yapılır. Bu nedenle BH deneyleri oda sıcaklığında az miktarda numunenin ön deformasyona tabi tutulması ile gerçekleştirilmektedir. %2 arasında bir ön deformasyon gerilmesi bu amaç için uygun olduğu tespit edilmiştir (Elsen and Hougardy, 1993). Numunelere uygulanacak ön deformasyon seviyesi dislokasyonların yoğunluğunu etkilemektedir. Uygulanan deformasyon oranı artış gösterdikçe içyapıdaki dislokasyonların yoğunluğu da artmaktadır. Dislokasyonların yoğunluğu ön deformasyonun artmasıyla birlikte belli bir noktadan sonra doyuma ulaşır. Dislokasyonların yoğunluğunun artması ile içyapıda yeni dislokasyonlar meydana gelmemekle birlikte var olan dislokasyonlar artık hareket edemeyecek şekilde kilitlenirler. Bu kilitlenme olayında yapıda bulunan kusurlar ve katı eriyik haldeki karbon atomları önemli etken oluşturmaktadırlar. Eriyik haldeki karbon dislokasyonlara difüz ederek hareketi kısıtlatırlar. Bunun neticesinde çeliğin şekillendirme kabiliyetinin azalması malzemenin akma dayanımının artmasına ve sünekliliğin azalmasına neden olmaktadır.



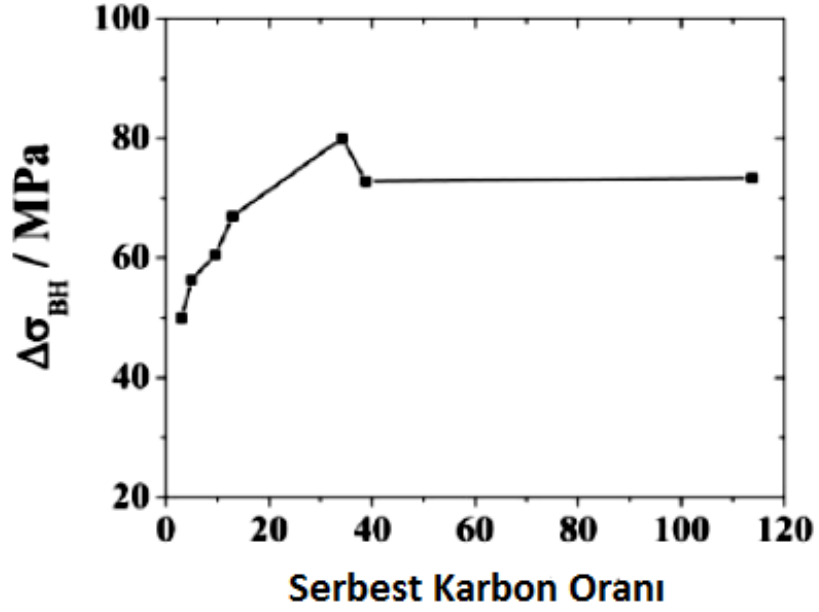
Şekil 2.5. Sıcaklık ve gerilmenin fırında sertleştirme değerlerine etkisi (Dehghani and Jonas, 2000)

Şekil 2.5' de görüldüğü gibi %2 ön deformasyon ve (180-190)°C sıcaklıkları arasında yapılan fırında sertleştirme uygulamalarında en iyi sonuçlar elde edilebilmektedir.

2.3.2 Yapıda çözünen atomların etkisi (Karbon ve azot)

Fırında sertleştirilen çeliklerin dezavantajlarında biri de “raf ömrü ”dür. Otomotiv üreticileri çalışmalarında depolama sırasında çeliğin oda sıcaklığında yaşlanmaya karşı bu özelliği hakkında odaklanmış bulunmaktadır. Çeliğin yeterince raf ömrüne sahip olabilmesi için, malzemenin son kullanım öncesinde malzemede yaşlanma, taşıma ve depolama sırasında bozulma olmaması gerekir. Otomotiv üreticileri için parçaları herhangi bir deforme olmadan üretmek ve envanterin kontrolünü yapmak en önemli parametredir. Üreticiler tarafından beklenen en azından 3 ay raf ömrü elementlerin yapısındaki bileşenlerinin kontrolü ile elde edilebilir.

Çelikler için bulunabilen en temel dokular arasındaki çözücüler azot ve karbonlardır. Bu iki element arasında azot çok zararlıdır, çünkü oda sıcaklığında yaşlanmaya neden olur (Leslie, 1981). Bu tür oda sıcaklığındaki yaşlanma Lüders bandı (gergi deformasyonları) oluşmasına yol açar, yaşlanmaya maruz kalan otomotiv parçaları için kabul edilebilir değildir. Fırında sertleşebilen çeliklerin oda sıcaklığında yaşlanması sadece bileşimde çözünen azot atomunun elimine edilmesiyle önlenabilir ve fırında sertleşme etkisi sadece karbon miktarı ile kontrol edilebilir. Çelikte çözünen karbon miktarı arttıkça, fırında sertleşme yanıtı da artmaktadır. Bunun nedeni çelikte çözünen karbonun artması ile mevcut olan hareketli dislokasyonların çözünmesi ve kümelerin oluşumunun daha hızlı ortaya çıkmasıdır (Dehghani and Jonas, 2000).

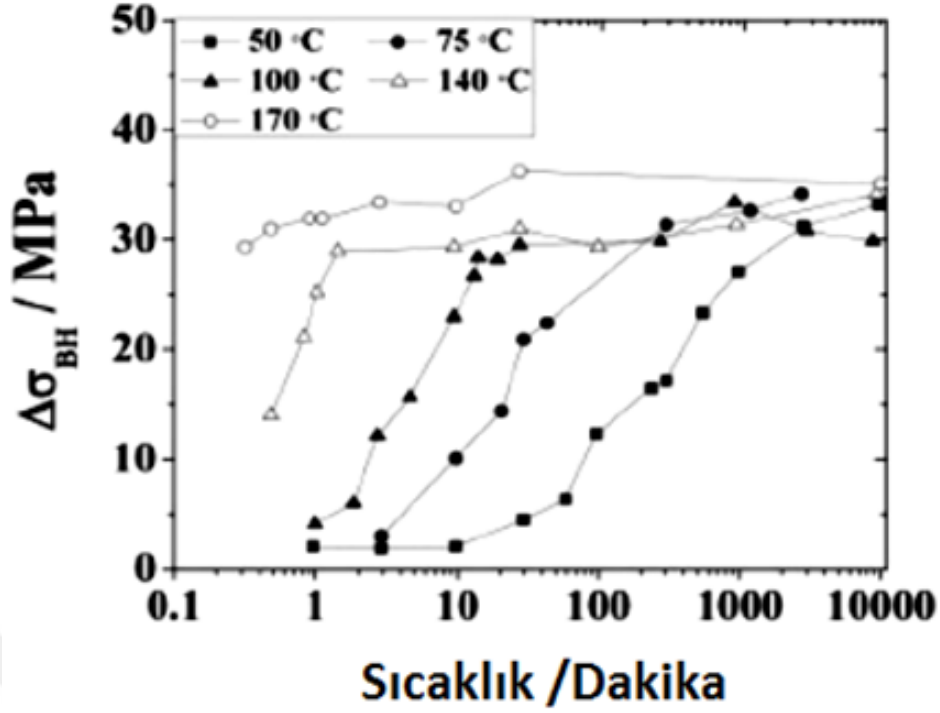


Şekil 2.6. Yapıda çözünen karbon atomunun fırında sertleşmeye etkisi (Van Snick vd., 1998)

Şekil 2.6 incelendiğinde karbondaki 20-40 ppm artış 65MPa'dan 80 MPa'a kadar fırında sertleştirme etkisinde artışa sebep olmuştur. Çözünen karbon oranındaki artış fırında sertleştirmeye yanıt olarak bir etkiye sahip olduğunu göstermiştir.

2.3.3 Pişirme sıcaklığı ve süresi

Fırında sertleştirme doğrudan dokular arasındaki çözünen atomların difüzyon işlemi ile ilgilidir. Eriyik atomun temelinde, pişirme sıcaklığı ve zamana bağlı dağılımı bulunan karbon ve azot atomları bulunmaktadır. Bu yüzden, fırında sertleştirme etkisinin pişirme sıcaklığı ve zaman bağlı olacağı söylenilebilir. Şekil 2.7'de beş farklı önceden gergin numune için farklı yaşlanma sıcaklığında fırında sertleştirme etkisi farklı sıcaklık ve süreler için sonuçlar verilmiştir. Fırında sertleştirme etkisi, fırında sertleşme özelliğine sahip çeliklerin sıcaklık ve zaman ile birlikte ön deformasyon seviyesinin fonksiyonudur. Otomobil endüstrisi boya pişirme döngüsü sırasında fırında sertleştirme işlemi için standart bir program uygulamaktadır. Soğuk çekme yapısının geri ihmal edilebilir bir sıcaklık aralığı içinde, mukavemet sabit bir sıcaklıkta asimptotik zaman ve sabit bir süre ile katlanarak artar (J.Z. Zhao vd., 2000).

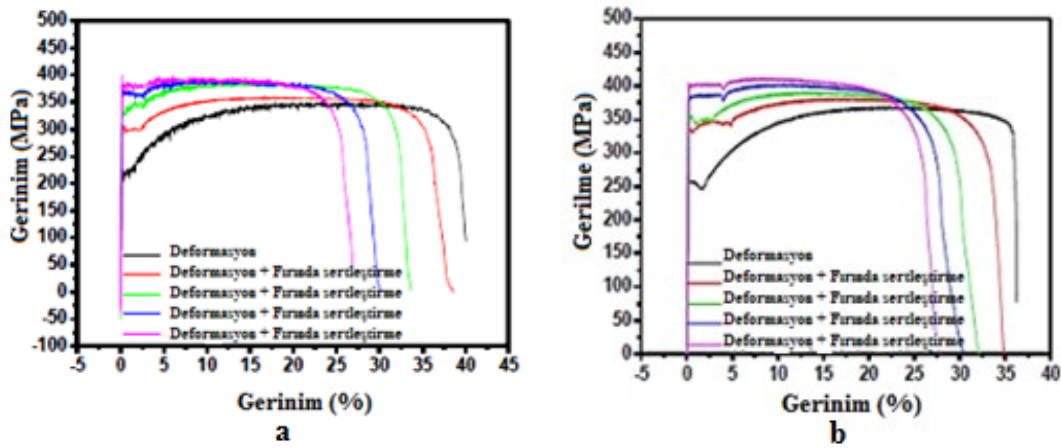


Şekil 2.7. Beş farklı önceden gergin numune için farklı yaşlanma sıcaklığında fırında sertleştirme etkisi (A. K. De vd., 1991)

Düşük karbonlu fırında sertleşebilen çeliklerle farklı yaşlanma sıcaklıklarda yapılan deneylerde, 180 °C de yapılan deneyin ikinci aşamanın başlangıcı ile 150 °C de yapılan deneyin ikinci aşama başlangıç deney sonuçları karşılaştırıldığında 180 °C de ikinci aşama başlangıcı 150 °C ye göre 20 dakika önce meydana geldiği bulunmuştur (P. Elsen and H. P. Hougardy, 1993). Alt Pişirme sıcaklığı (50-120°C) olarak, sertleşme ilk adımı süresi yaşlanma üzerinde bir bağımlılığı vardır. Bununla birlikte, daha yüksek sıcaklıklarda (> 120 °C), ilk adım, çok kısa bir süre içinde tamamlanmış olur. Ayrıca diğer araştırmacılarda, Ti stabilize olan Ultra Düşük Karbon (ULC) çeliklerle yapılan deneyler sırasında benzer sonuçlar bulunmuştur (J.Z. Zhao vd., 2000). Akma mukavemetindeki maksimum artış sabit bir ön deformasyon seviyesinde ikinci aşamada yaşlandırma işlemi yeterince uzun olduğu, yaşlandırma sıcaklığının bağımsız olduğu bulunmuştur. Aynı şekilde Baker ve arkadaşları yapmış oldukları çalışmayla fırında sertleştirmenin ilk aşaması ön deformasyondan bağımsız olsa da, ikinci aşama artan ön deformasyon ile mukavemet artışı bir bozulma göstermişlerdir (Baker vd., 2002).

2.3.4 Şekil değiştirme hızının etkisi

Daha öncede ifade edildiği üzere numuneye uygulanan deformasyonla birlikte içyapıdaki dislokasyonların yoğunluğunun artmasından dolayı malzemenin dayanımının ve sertliğinin arttığından bahsetmiştik. Bundan bağımsız olarak yüksek dayanımlı çeliklerin şekillendirme hızıyla doğru orantılı olarak sertliğinin ve dayanımının (strain-rate hardening) değişimi Şekil 2,8'deki grafikte verilmiştir.



Şekil 2.8. 0,001/s (a) ve 0,1/s (b) çekme hızlarında gerilme ve gerinim grafiği (Prof. A.Basu vd., 2014)

Şekil değiştirme hızını terimsel olarak ele alındığında çeliğe uygulanan deneylerinin hangi hız değerlerinde gerçekleştirildiğini ifade eder. Şekil 2.8'de (a) 0,001/s ve (b) 0,1/s çekme hızlarında gerilme ve gerinim grafiği verilmiştir. Gerçekleştirmiş olduğumuz çalışmadan örnek verirse, deney numunelerinin şekillendirilmesi için uygulanan çekme oranını ifade eder. Gerilme birimsiz olduğundan ve şekli değiştirme hızı uzama göz önüne alınarak değil de gerinimle ifade edildiği için “1/sn” birimiyle ifade edilir.

Gerinim sertleşmesine benzer şekilde, şekil değişimi hızının plastik akma eğrisi üzerindeki etkisini ifade edebilmek için denklem 2.1'de verilen Hollomon eşitliğine benzeyen aşağıdaki eşitliği kullanıyoruz.

$$\sigma = K \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m \quad (2.1)$$

Eşitlikte yer alan m kat sayısı şekil değiştirme hızı duyarlılığı (strain-rate sensitivity) ifade etmektedir. $\dot{\epsilon}$ ise; gerininin zamana bağlı değişimini, yani şekil değiştirme hızını ifade ediyor. Şekil değiştirme hızı duyarlılığı m , tıpkı gerinim sertleşmesi katsayısı gibi, malzemenin çekme hızına bağlı olarak ne kadar sertleşebileceğini gösterir. Verilen eşitliği şekil değiştirme hız duyarlılığı (m) katsayısını verecek şekilde düzenlendiğinde denklem 2.2' verilen şekil değiştirme hız duyarlılığı;

$$m = \frac{\log(\sigma)}{\log(\dot{\epsilon})} \quad (2.2)$$

ifadesi elde edilmektedir. Malzemenin şekillendirilebilirliğini etkileyen parametrelerden bir tanesi de şekil değiştirme hızı duyarlılığıdır. Malzemenin yüksek şekillendirme hız duyarlılığına sahip olması malzemenin yüksek şekillendirilebilme kabiliyetini ifade eder. Şekil değiştirme duyarlılık kat sayısı sıfır ile bir arasında değişim gösterir. Şekil değiştirme duyarlılığının bir değerine yakın olması malzemeye deformasyon uygulandığı sürece şekil değiştirmeye devam edeceğini yani iyi bir şekillendirme kabiliyetine sahip olduğunu ifade ederken, duyarlılığın çok düşük olması deformasyon ne kadar uygulanırsa uygulansın akma eğrişinin değişiklik göstermeyeceğinin ifade eder. Bir malzemenin süper plastik bir davranış gösterebilmesi için şekil değiştirme hız duyarlılığının 0,3 ile 0,5 değerleri arasında olması gerekmektedir.

2.4 Fırında Sertleşebilirliğe Alaşım Elementlerinin Etkisi

Fırında sertleşebilir IF çelikleri çoğunlukla az miktarda olsa P, Si ve Mn gibi güçlendirme katı çözümlü elementleri içerir. BH çeliklerdeki gücünü artırmanın basit bir yolu, P, Si ve Mn katı çözümlü elementlerinin miktarının artırılmasını olacaktır. Ancak, bu unsurların her birinin eklenme oranının malzeme üzerinde farklı etkilere ve özelliklere sahiptirler. Çizelge 2.1'de farklı BH çeliklerinin kimyasal bileşimi ve mekanik özellikleri verilmiştir. Burada yine fırınlama sertleşmesi ile yaklaşık olarak 35-40 MPa civarında artış olacağı görülmektedir.

Çizelge 2.1. Farklı BH çeliklerinin kimyasal bileşimi ve mekanik özellikleri
(<http://www.arcelormittal.com/automotive.>)

	C Max	Mn Max	Si Max
180 BH	0.04	0.70	0.50
195 BH	0.06	0.70	0.50
220 BH	0.06	0.70	0.50
260 BH	0.08	0.70	0.50
300 BH	0.10	0.70	0.50

	YS (MPa)	UTS (MPa)	e _f (%) L ₀ = 80 mm th < 3 mm	r	n	BH ₂ (MPa)
180 BH	180 - 230	300 - 360	≥ 34	≥ 1.6	≥ 0.17	≥ 35
195 BH	195 - 270	340 - 400	≥ 32	≥ 1.3	≥ 0.16	≥ 35
220 BH	220 - 270	340 - 400	≥ 32	≥ 1.5	≥ 0.16	≥ 35
260 BH	260 - 300	370 - 430	≥ 30		≥ 0.15	≥ 35
300 BH	300 - 360	420 - 480	≥ 28		≥ 0.14	≥ 40

Hot rolled Cold rolled

2.4.1 Mangane etkisi

Mangan karbon ile bir benzerliğe sahip ve karbon içeren bir dipol oluşturur. Mn-C dipolünün BH azalır olup olmadığı açık değildir. Sementit içine mangan çözülmesi sementit çökeltisini hızlandırır, daha düşük fırınlama sertleşme birliğe sonuçlanan çözülmüş karbon içeriğini azaltır. MnC kümelerin oluşumu dislokasyonların hareketi için mevcut karbon miktarını azaltır. Mangane başka bir dezavantajı da plastik gerinme oranını azaltmasıdır. Ancak diğer taraftan, Mn doğru kontrol edilmesi yaşlanma endeksi ve fırında sertleşme endeksini artırabilir. Mn, yalnızca Ti (C, N) ve Ti₄S₂C₂ olmadan gözlenmiştir (Kim, 1994; Krauss; Shalfan, 2001; Sung, 1994; Baker vd., 2002).

2.4.2 Silisyum etkisi

Silisyum fırında sertleştirile birliği artırır. Silisyum sementit çökmesini geciktirir, çünkü silisyum sementit etrafında karbon aktivitesini artırır. Bu nedenle, silisyum içeriği arttıkça daha yüksek fırında sertleşme birliği elde edilir. Si içeriğinin artırılması daha

yüksek akma noktası uzamasına neden olur. BH çelikler diğer unsurlar tarafından güçlendirilmiş olduğu sürece Silisyum fırında sertleşebilir çelikler için kullanılmaz (Kim, 1994; Krauss; Shalfan, 2001). Bununla birlikte, Si oranı SiO₂ oluşumu nedeniyle yetersiz yüzey kalitesi önlemek için en fazla %0,5 oranlarında ilave edilmelidir.

2.4.3 Fosforun etkisi

Fosfor fırında sertleştirme etkisini artırır. Büyük taneler arası çözünen C, tane sınırlarında daha az C ayrımına neden olur ve bu nedenle fırında sertleşme birirlik etkisi artar. Olası bir faktörle yani P ekleyerek, yapıda bulunan bazı Ti'ler FeTiP oluşumu yoluyla uzaklaştırılabilir ki, Ti₄S₂C₂ ve TiC daha stabildir. Fosfor ayrıca tane boyutunu azaltarak fırında sertleşme birirlik etkisinin artmasına katkıda bulunur. Fosfor plastik gerilme oranı üzerinde de önemli bir etkiye sahiptir. Fırında sertleşme birirlik etkisini artırırken aynı zamanda plastik gerilme oranının azalmasını da engeller. Bu nedenle fosfor, yüksek mukavemetli fırında sertleşebilir çeliklerin çekme kalitelerini arttırmak için ağırlıklı olarak kullanılırlar (Kim, 1994; Krauss; Shalfan, 2001).

Fosfor en etkili katı çözültü güçlendirme unsuru olmasına rağmen, %0,1 oranından fazla fosfor gerilme etkisinden dolayı kırılma ve kaynak sorunlara neden olmaktadır. Yüksek mukavemetli çeliklerin döküm ile ilgili olarak, "montaj hatlarında" önemli bir endişe duyulmasına sebep olmaktadır. Bu hatlarda P etkisi görülebilir. P dayanım için eklendiğinde, yüksek mukavemetli ve yüzey kalitesi kaybı olmadan iyi fırında sertleşme birirlik sağlamak için özel döküm önlemlerinin alınması gerekir. Genellikle yüksek mukavemetli BH çeliklerin geliştirilmiş döküm yöntemiyle üretilmiş olması arzu edilir. Çelikler P eklenmesinde asitle temizleme hariç hiçbir zorluk yoktur. P içeren çelikler için, aşırı asitle temizleme kolaylığı kalitesiz soğuk haddelenmiş ve tavlanmış yüzeye neden olabilir.

2.4.4 Bor ve vanadyum etkisi

Bor'un ULC çeliklerinin fırında sertleşme birirliği arttırdığı bilinmektedir. Bunun sebebi hala tam net olmasa da, Bor'un esas tane sınırlarında karbon ile bir benzerliği var olduğu anlaşılabilir. Bor tane sınırı içine karbon çekiyor bu nedenle, tane içinde karbon varlığı daha iyi bir fırında sertleşme birirlik için daha etkili bir yöntem olarak kabul edilir.

Vanadyum, Ti veya Nb 'dan daha eski zayıf karbürdür. Bu nedenle, bu tavlama sırasında kolaylıkla çözünmesi beklenir ve bunun bir sonucu olarak, bu şekilde çeliğin fırında sertleşme bilirliğinin artırılmasında, çözünen karbon miktarını artırır. (Kim, 1994; Krauss, 2005; Shalfan, 2001).

2.5 Fırında Sertleşebilir Sac Çeliklerin Sertleşme Davranışı

Dislokasyonlar metallerin plastik deformasyon özelliği için önemli bir rol oynar. Dislokasyonlar kristal yapı içerisinde hat (çizgi) kusurları olarak tanımlanır. Deformasyon çekirdeklenme ve yayılma ile dislokasyonlara neden olur. WH (work hardening) mikroskobik olarak aşağıdaki gibi açıklanabilir. Dislokasyonları hareket ettirmek için gerekli olan gerilme nedeniyle plastik deformasyon tarafından uyarılan dislokasyonlar karma karışık bir şekilde giderek artar. Öte yandan, karbon ve azot interstisyel atomu olarak var olan Fe içerisinde kendi etrafında gerilme alanının oluşmasına neden olur. Çelik içerisinde çözünen karbon ve azot hızla yayılır ve iç dislokasyonları bitişik hareket ettirerek şekil değiştirme enerjisini rahatlatmak eğilimindedir ki ayrıca, güçlü bir gerilme alanı üretir.

Hareketsiz dislokasyonlar çelik deforme olduğunda akış gerilmesini artırır. Bu olgu “deformasyon yaşlanması” olarak adlandırılır ve çekme testlerinde yüksek akma uzamasının sebebi olur. M. Wang ve arkadaşları (2006) yapmış olduğu çalışmada tane sınırlarını kaynağının dislokasyonlar olduğunu düşünmektedir. M. Wang ve arkadaşları, tane sınırı çıkıntılarının tanelerin inip-çıkmasıyla (pumping) dislokasyonları meydana getirdiğini öne sürmektedir. Bu dislokasyonlar sınırına yakın bölgelerde grup olarak hareket ederler. Dislokasyonlar tane sınırlarında çapraz kayma yaparak yayılırlar. Geniş bir çapraz kayma ve dislokasyonların birbirini kilitlemeleriyle lokal bir tabaka ile yüksek dislokasyon yoğunluğu elde edilmektedir. Gerekli geometrik dislokasyonların gerilmeleri karşılayabilmesi için plastik akış tane sınırı bölgesinin gerilme konsantrasyonunu azaltır (Sato vd., 1992; Meyers, 495-515; Tatsumi vd., 1986; Timokhina vd., 2010).

BÖLÜM III

LİTERATÜRDE GERÇEKLEŞTİRİLMİŞ OLAN FIRINDA SERTLEŞTİRME ÇALIŞMALARI

AHSS çelikleri mekanik özellik olarak yüksek şekillendirilebilme ve mukavemet özelliklerinden dolayı otomotiv sanayisinde araç parçalarının üretiminde tercih edilmektedir. Yeni nesil ileri teknoloji yüksek mukavemetli çelikler yerine eski geleneksel çelikler tercih edildiğinde montaj aşamasında dayanım ve şekillendirme özelliklerinde önemli uyuşma problemleri ortaya çıkmaktadır. Malzemelerin çok yüksek mukavemete veya sünekliliğe sahip olması üretimde montaj aşamasında parça optimizasyonunda önemli sorunlara neden olmaktadır. Bu sorunlara çözüm nedeniyle geliştirilen yeni nesil çelikler sayesinde yüksek mekanik özelliklerde, daha ince (azalan ağırlıkla birlikte) ve yüksek şekillendirilebilme kabiliyetine sahip malzeme üretimi bu sektörde önemli bir yer edinmiştir.

Fırlama sertleştirme işlemi özellikle otomotiv sanayinde kendini göstermektedir. Şekillendirme operasyonlarından sonra otomotiv parçaları 170 °C sıcaklıkta 20 dakika bir boya fırınlama işlemine tabi tutulurlar (Das vd., 2012). Bu işlem esnasında ferrit yapı içinde çözülmüş Karbon ve Nitrojen atomları, dislokasyonlara yayılarak Cottrell atmosferi adı verilen yapının oluşmasına ve bu da akma mukavemetinin artmasına sebep olur (Cottrell vd., 1949). Bu işleme fırınlama sertleşmesi denir. Fırınlama sertleşmesi davranışı aynı kalınlıktaki malzemenin daha fazla akma mukavemeti göstermesi olayıdır. Fırınlama sertleşmesi kavramı ilk olarak düşük karbonlu çelikler için geliştirilmiştir.

Timokhina ve arkadaşları TRIP ve DP çeliğine %5 ön gerilme ile 175 °C de 30 dakika fırında bekleterek fırında sertleştirme işlemi uyguladıklarında TRIP çeliklerinde yaklaşık 60 MPa, DP çeliklerinde yaklaşık 80 MPa bir artış elde etmişlerdir (Timokhina vd., 2010). Pereloma ve arkadaşları NbMo içeren ve içermeyen TRIP çeliğine %4 ön (gerilme veya deformasyon) ile 180 °C de 30 dakika fırınlama sertleşmesi uygulamışlardır. NbMo içeren yaklaşık 90 MPa, içermeyen ise yaklaşık 70 MPa bir artış olduğunu göstermişlerdir (Pereloma vd., 2008).

Dehghani ve arkadaşları Al7075 malzemesine %3-9 arası birim deformasyon, 115- 285 °C sıcaklıkları arasında 11-35 dakika sürelerinde fırınlama sertleşmesi uygulamış ve optimizasyon tekniklerini kullanarak en iyi sonucun %6 ön birim deformasyon 200 °C sıcaklığında 23 dakika bekletilmesiyle elde edildiğini vurgulamıştır (Dehghani and Kamran, 2011).

Başka bir çalışmada tane boyutunun etkisini incelemiştir. Aynı zamanda yapay sinir ağları (artificial neural network ANN) kullanarak fırınlama sertleşmesini tahmin etmeye çalışmıştır (Dehghani vd., 2008).

Durrenberger ve arkadaşları yaptıkları çalışmada ön birim deformasyon ve fırınlama sertleşmesinin çarpışma özelliklerine etkisini incelemiştir. TRIP 780 çeliğini 170 °C de 20 dakika fırınlama sertleşmesine tabi tutmuşlar ve çekme mukavemetinin ön birim deformasyonun artmasıyla arttığını ve akma mukavemetinin de artıp belli bir orandan sonra azaldığını göstermişlerdir (Durrenberger vd., 2011).

Kvačkaj ve Mamuzič yaptığı çalışmada BH220 çeliğinin 170 °C de 20 dakika fırınlama sertleşmesine tabi tutmuş ve pekleşme ile beraber 73-82 MPa aralığında bir artış olduğunu göstermişlerdir. Ayrıca Cottrel atmosferden kaynaklı artışı 35 MPa olarak kullanmışlardır (Kvačkaj vd., 2006).

Momeni ve arkadaşları St14 çeliğinin %4-6-8 ön gerilme ile 150-180-210 °C sıcaklıklarında 20 dakika fırınlama sertleştirme işlemine tabi tutmuşlardır. Fırınlama sıcaklığının ve ön birim deformasyon oranının artmasıyla mukavemetinin arttığını göstermişlerdir (Momeni vd., 2007).

Wang ve arkadaşları düşük karbonlu çeliğin %2-6-8 ön birim deformasyon koşullarında 170 °C de 20 dakika fırınlama sertleşmesi işlemini incelemiştir (Wang vd., 2012).

BÖLÜM IV

DENEYSEL ÇALIŞMANIN TASARIMI

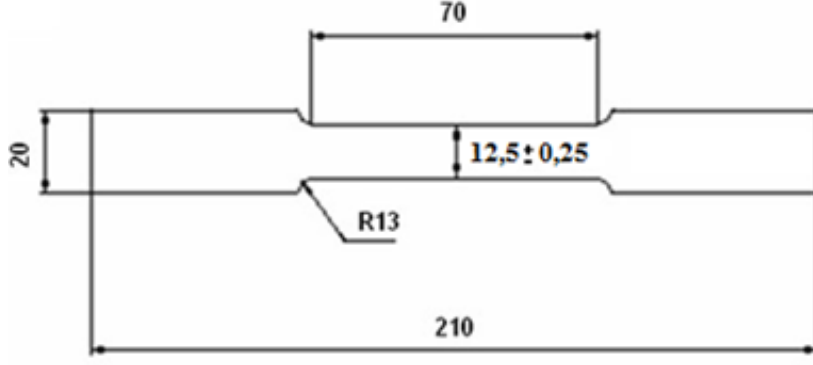
Son yıllarda otomotiv endüstrisi yakıt sarfiyatını azaltmak, çevre kirliliğini önlemek için zorunlu kılınan şartları sağlayabilmek ve ilave olarak ta artan yüksek güvenlik ve konfor taleplerini karşılayabilmek için yeni malzemelere yönelmişlerdir. Bu yeni malzemelerin başında da hafif malzemeler gelmektedir. Hafif malzemeler içerisinde ön plana ileri yüksek mukavemetli çelikler (AHSS) çıkmaktadır. AHSS grubunda en yaygın kullanılan çelikler; Çift fazlı (DP), dönüşüm kaynaklı plastisite kazanan (TRIP) ve ikizlenme yolu ile plastisite kazanan (TWIP) çeliklerdir. Yapılan bu araştırmalar doğrultusunda yüksek lisans tez çalışmasında; otomotiv sektöründe kullanılan ileri teknoloji yüksek mukavemetli çeliklerin (DP, TRIP, TWIP) ön deformasyon ve fırınlama sertleştirme davranışları incelenerek uygulanan ön deformasyon, fırınlama sertleştirme işlem parametrelerinin (fırınlama sıcaklığı, fırınlama süresi) yüksek mukavemetli çeliklerin mekanik özellikleri üzerine olan etkisinin incelenmesi amaçlanmıştır.

4.1 Test Numunelerinin Tasarımı

Deneysel çalışma test numunelerini DP 600, TRIP 800 ve TWIP 900 ileri yüksek mukavemetli çelikleri oluşturmaktadır. Çalışmada kullanılan deney numunelerinin yaprak genişliği 12,5 mm ve DP 600-1,3 mm, TRIP 800-1,5 mm, TWIP 900-1,3 mm kalınlığındadır. Yapılan çalışmada deney numunelerine farklı ön deformasyon ve fırında sertleştirme işlemleri uygulanmıştır. Çekme hızı, ön deformasyon ve fırında sertleştirme oranları Çizelge 4.1’de verilmiştir. Deneysel çalışma için test numunelerinin ölçü parametreleri ASTM-E8 standardına göre Şekil 4.1’ deki gibi hazırlanmıştır.

Çizelge 4.1. Çekme hızı, ön deformasyon ve fırında sertleştirme oranları

DP 600 / TRIP 800 / TWIP 900		
Şekillendirme Hız Oranı 25 mm/dk (0,0083 s⁻¹)		
Ön deformasyon	Ön deformasyon ve BH	
0%	150 °C	20 dk
		40 dk
		60 dk
	180 °C	20 dk
		40 dk
		60 dk
	210 °C	20 dk
		40 dk
		60 dk
2%	150 °C	20 dk
		40 dk
		60 dk
	180 °C	20 dk
		40 dk
		60 dk
	210 °C	20 dk
		40 dk
		60 dk
5%	150 °C	20 dk
		40 dk
		60 dk
	180 °C	20 dk
		40 dk
		60 dk
	210 °C	20 dk
		40 dk
		60 dk
7%	150 °C	20 dk
		40 dk
		60 dk
	180 °C	20 dk
		40 dk
		60 dk
	210 °C	20 dk
		40 dk
		60 dk

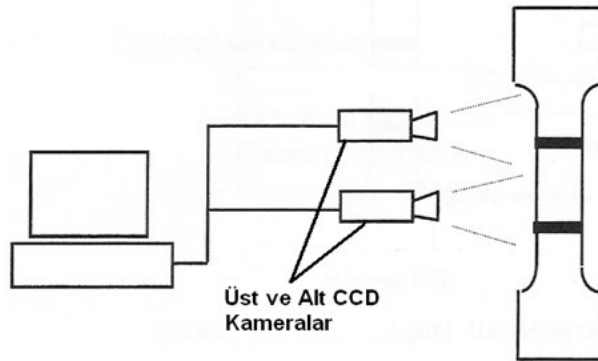


Şekil 4.1. ASTM-E8 standardına göre çekme deney numunesi ölçüleri (mm)

4.2 Deney Uygulama Aşamaları

4.2.1 Çekme deneyi ve şekillendirme hızı

Deneyler, Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi Makine Mühendisliği şekillendirme laboratuvarında bulunan Shimadzu Autograph 100 kN mekanik çekme cihazında gerçekleştirilmiştir. Ayrıca deneyler esnasında malzemelerdeki deformasyonların ölçümü için video tip deformasyon ölçer kullanıldı. Bu sistem, çekme deneyi uygulanacak numunelerin yüzeylerine çizilen çizgilerin (deney öncesinde iki çizgi arası mesafe (gauge length) $L_0=50$ mm olarak çizilmesi planlandı.) yer değiştirme miktarını %0,1 hassasiyetle belirleyebilen kameralar ve bir de yazılımdan oluşmaktadır. Böylece mekanik temaslı deformasyon ölçerlere göre daha hassas sonuçlar elde edilebilmektedir. Fotoğraf 4.2’de deney sistemi ve fotoğraf 4.1’de ise deformasyon ölçüm sistemi görülmektedir.



Fotoğraf 4.1. Deformasyon ölçüm sistemi



Fotoğraf 4.2. Shimadzu Autograph 100 kN mekanik çekme cihazı

Belirlenen ön deformasyon işlemlerinin (%0, 2% ,5%, 7%) her biri ayrı ayrı 25 mm/dk ($0,0083 s^{-1}$) çekme hızında deney numunelerine uygulanarak gerekli ölçüm sonuçları elde edildi. Bu elde edilen bulgular sayesinde ön deformasyon ve $0,0083 s^{-1}$ çekme hızında malzemenin Mühendislik gerilmesi, Mühendislik gerinimi, Akma dayanımı ve Max. Gerilme mukavemetindeki değişimleri incelenerek sonuçlar elde edilmiştir.

4.2.2 Ön deformasyon uygulaması

Belirli standartlarda hazırlanan deney çekme numunelerine ön deformasyon işlemi uygulandı. Deney numunelerinin her birisi ayrı ayrı %0, 2% ,5% ve 7% oranlarında ön deformasyona tabi tutuldu. Bu oranları belirlerken literatürde ileri teknoloji yüksek mukavemetli çeliklerle yapılan bazı çalışmalar incelenerek (Pereloma vd., 2008; Momeni vd., 2007; Wang vd., 2012) ön deformasyon oranları %0, 2% ,5% ve 7% şeklinde belirlenmiştir. Çünkü literatürde yapılan çalışmalarda %8 ön deformasyon oranlarının üstünde genellikle fırında sertleşebilir çelik malzemelerin koptuğu gözlemlenmiştir (Pereloma vd., 2008; Momeni vd., 2007; Wang vd., 2012). Bu gözlemler sonucunda bu oranlarda yapılan deney çalışmaları sonucunda amaçlanan hedeflere ulaşılabileceği ön görüşünde bulunulmuştur. Belirlenen ön deformasyon oranları doğrultusunda test numunelerinin çekme testleri gerçekleştirildi. Deneyler esnasında malzemelerdeki

deformasyonların ölçümü için video tip deformasyon ölçer sayesinde çalışma sonuçları alınarak değerlendirilmesi yapıldı.

4.2.3 Fırında sertleştirme işlemi

Fırlama işlemi özellikle otomotiv sanayinde kendini göstermektedir. Şekillendirme operasyonlarından sonra otomotiv parçaları genellikle 170-180 °C sıcaklıkta 20 dakika bir boya fırlama işlemine tabi tutulurlar (Das vd., 2012). Yapılan bu araştırmalar ışığında yapılan çalışmada fırlama sertleştirme işlemi sabit 150 °C, 180 °C ve 210 °C 'de gerçekleştirilmiştir.



Fotoğraf 4.3. Fırında sertleştirme işlemi gerçekleştirilen PROTHERM marka fırın

Hadde yönünde lazer kesim tekniğiyle ile hazırlanmış numunelere farklı ön birim deformasyonlar (%0, %2, %5, %7) uygulandı. Daha sonra bu numuneler Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi Makine Mühendisliği şekillendirme laboratuvarında bulunan Şekil 4,3'de verilen PTORHERM marka ısı işlem fırında 150 °C, 180 °C ve 210 °C sıcaklıklarında sırasıyla 20, 40 ve 60 dakika süreyle fırlama pişirmeye bırakılmıştır. Fırında pişirme işlemi tamamlanan numuneler oda sıcaklığında soğumaya bırakıldı.

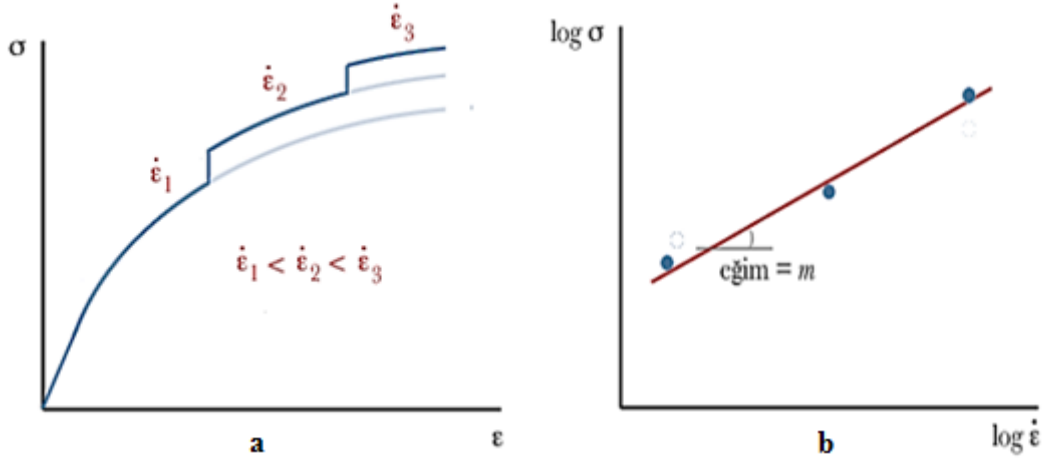
Oda sıcaklığında soğumaya bırakılan numunelerin soğuma işleminin tamamlanmasıyla gerekli çekme işlemleri yapılarak sonuçlar elde edildi. Ölçüm verilerinin elde edilmesiyle deney sonuçları incelenmiştir.

4.2.4 Şekillendirme hızının akma üzerine etkisi

Literatürde yüksek mukavemetli çelikler incelendiğinde, bazı malzemelerin şekillendirme hızına bağlı olarak da sertleşebildiklerini (strain-rate hardening) görüyoruz. Yani, şekillendirme hızının farklılaşmasıyla sertleşebilirliğe sahip bir malzemeye iki farklı hızda çekme testi uyguladığımızda aynı gerilim-gerinim eğrisini elde etmiyoruz. İki farklı hızla çekme testine tabi tutulan numunelerde çekme hızı daha yüksek olan numunenin eğrisi diğerine kıyasla yukarı kaymakta, malzemenin akma dayanımı artmaktadır.

Şekillendirme hızının akma eğrisi üzerindeki etkisi iki farklı şekilde incelenebilmektedir. İlk olarak şekillendirme oranı hassasiyetini bulmak istediğimiz bir malzemedan birden fazla çekme numunesi hazırlanır. Hazırlanan her bir numuneyi farklı şekillendirme hızında çekip, sabit bir gerinim değerine denk gelen gerilim değerlerini okuyabiliriz. İkinci bir yöntem olarak da, tek bir çekme testi yapıp, istenen gerinim değişimi elde edildiğinde şekillendirme hızını arttırarak, gerilim değerlerini okuyabiliriz.

Gerçekleştirmiş olduğumuz bu çalışmada, şekil değişim hızının akma eğrisi üzerindeki etkisi inceleyebilmek için ikinci yöntem kullanılmıştır. İkinci yöntem kullanılarak şekillendirme oranı hassasiyeti (m) katsayısını bulabilmek için; 1 mm/dk hızla gerçekleştirilen çekme testi sırasında malzemenin gerinim miktarı 2,50 e ulaştığında, çekme hızı 100 mm/dk arttırılıp akma gerilimindeki artış kaydedilmiştir. Daha sonra gerinim miktarı her 0,1'lik bir artış gösterdiğinde şekil değişim hızı tekrar 100 mm/dk arttırılarak akma gerilimi değerlerindeki artış kaydedilmiştir.



Şekil 4.2. Şekillendirme hızının akma eğrisine etkisi (a) ve şekillendirme oranı hassasiyeti (b)

Elde edilen veriler yukarıdaki şekilde de görüldüğü gibi gerinim-şekil değiştirme hız grafiğine yerleştirilerek değişimin eğimi;

$$m = \frac{\log(\sigma)}{\log(\dot{\epsilon})} \quad (4.2)$$

eşitliğinden yararlanılarak denklem 4.2' de verilen m kat sayısının değeri elde edilmiştir.

BÖLÜM V

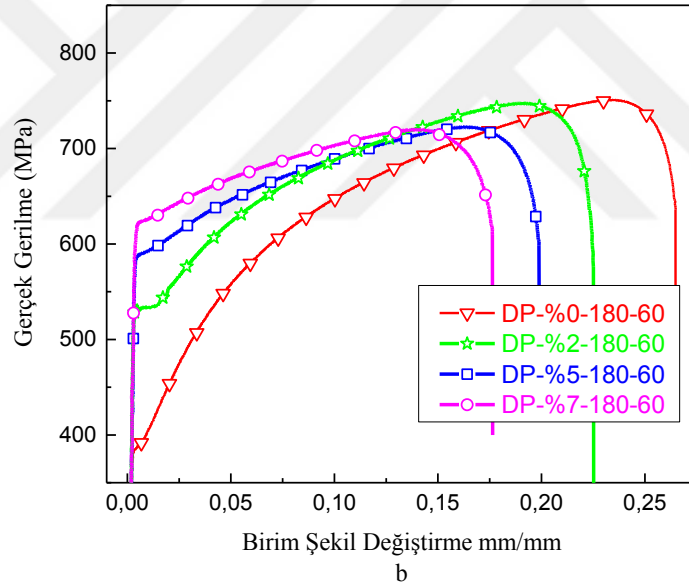
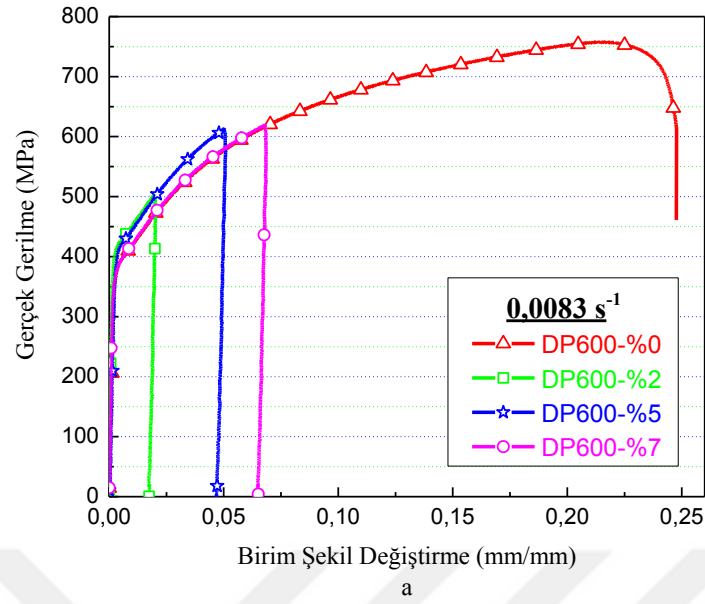
DENEYSEL ÇALIŞMALAR VE SONUÇLAR

5.1 Çift Fazlı DP 600 Çeliği ile Gerçekleştirilen Çalışmalar ve Sonuçlar

Literatür çalışmaları incelendiğinde sıcaklık ve deformasyonun mekanik özellikler üzerindeki etkisinin incelendiği çalışma az olmakla birlikte daha çok HSLA çelikler üzerinde çalışmalar yapılmaktadır. Ülkemizde gerçekleştirilen çalışmalar incelendiğinde farklı parametrelerde malzemenin mekanik özelliklerinin incelendiği çok fazla literatür bulunmamaktadır. Gerçekleştirilen çalışmayla ileri teknoloji yüksek dayanımlı çift fazlı çeliklerin farklı ön deformasyon ve fırında sertleştirme sıcaklıklarda yapılan deneyler neticesinde malzemenin mekanik özelliklerinin değişimi incelenmiş ve sonuçlar yorumlanmıştır.

Şekil 4.1' de ASTM-E8 standardına göre Lazer kesim tekniğiyle hazırlanan deney numunelerine farklı sıcaklık ve deformasyon oranlarında çekme deneyleri gerçekleştirilmiştir. %0, %2, %5 ve %7 ön deformasyonu tamamlanan çekme numuneleri 150 °C, 180 °C ve 210 °C' de 20, 40 ve 60 dakika fırınlama işlemi uygulanan numuneler oda sıcaklığında soğuma işlemi gerçekleştirdi. Fırınlama işlemi uygulanan numuneler daha sonra çekme test cihazında 25 mm/dk çekme hızında kopuncaya kadar çekilmiştir.

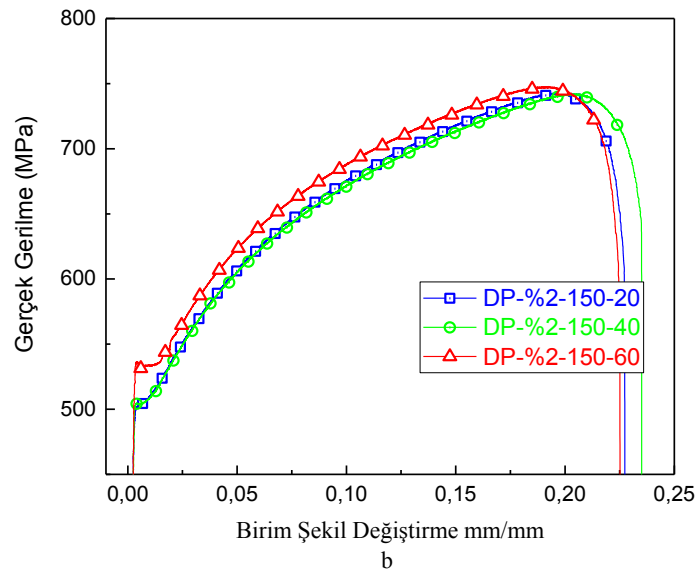
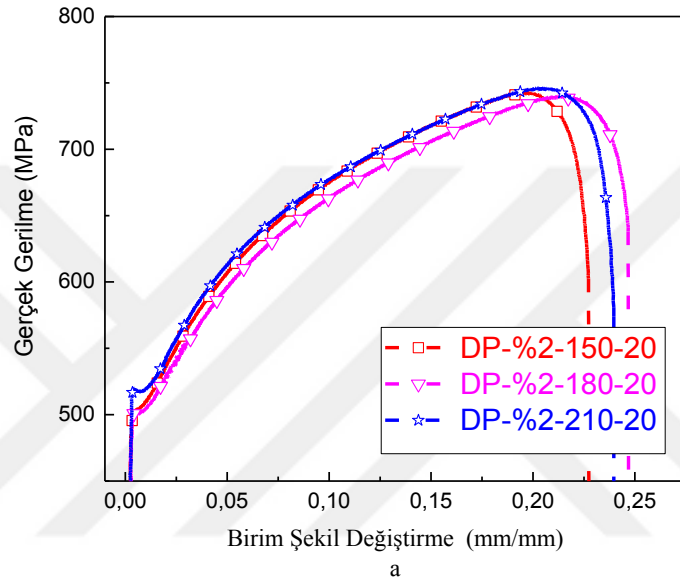
Şekil 5.1' de (a) ve (b) grafiklerinde belirlenen deformasyon oranlarında elde edilmiş olan gerilme birim şekil değiştirme eğrisi gösterilmektedir. Elde edilen veriler DP 600 çeliğinin akma eğrisinin deformasyon oranına bağlı olduğunu göstermektedir. Artan deformasyon oranıyla birlikte malzemenin çekme dayanımı ve şekillendirilebilme kabiliyeti azalmıştır. Bununla birlikte malzemenin akma dayanımında belirgin bir artma göstermiştir.



Şekil 5.1. Gerilme gerinim diyagramının deformasyon oranı (a) ve fırınlama sonrası deformasyon ile değişimi (b)

Bu durum direkt olarak malzeme içerisinde meydana gelen martenzitik dönüşümün etkisine dayanmaktadır. Çift fazlı çeliklerde martenzitin oluşması kalıntı gerilmelerle birlikte ferrit içerisinde özellikle ferrit martenzit ara yüzeyine yakın bölgelerde dislokasyon yoğunluğunun artmasına neden olmaktadır (Speich GR., 1981). Numunelere uygulanacak ön deformasyon seviyesi dislokasyonların yoğunluğu etkilemektedir. Dislokasyonların yoğunluğu ön deformasyonun artmasıyla birlikte belli bir noktadan

sonra doyuma ulaşır. Dislokasyonların yoğunluğunun artması ile içyapıda yeni dislokasyonlar meydana gelmemekle birlikte var olan dislokasyonlar artık hareket edemeyecek şekilde kilitlenirler. Bu kilitlenme olayında yapıda bulunan kusurlar ve katı eriyik haldeki karbon atomları önemli etken oluşturmaktadırlar. Eriyik haldeki karbon dislokasyonlara difüz ederek hareketi kısıtlatırlar. Bunun neticesinde çeliğin şekillendirme kabiliyetinin azalması malzemenin akma dayanımının artmasına ve sünekliliğin azalmasına neden olmaktadır.



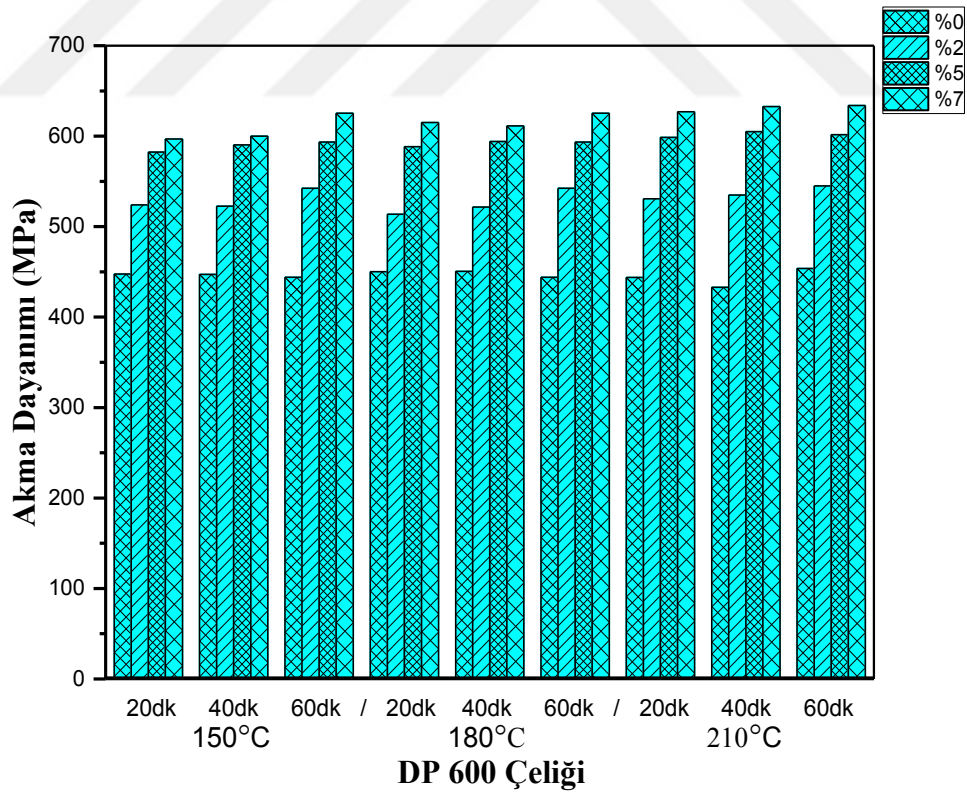
Şekil 5.2. Fırlama sertleşmesi sıcaklığı (a) ve fırlama sertleşmesi süresi ile (b) gerilme-birim şekil değıştirme eğrisi değışimi

Çeliklerle değişik parametrelerde gerçekleştirilen çekme testleri sonucunda, çeliklerin mekanik özelliklerinin değişiminin belirlenmesine yönelik gerçekleştirilen çalışmalardan bir tanesi de fırınlama sertleşmesi yöntemidir. Şekil 5.2'deki gibi malzemelere gerçekleştirilen şekillendirme operasyonlarından sonra malzemeler belirlenen sıcaklıkta belli bir süre fırınlama işlemine tabi tutulurlar. Bu işlem esnasında ferrit yapı içinde çözülmüş Karbon ve Nitrojen atomları, dislokasyonlara yayılarak Cottrell atmosferi adı verilen yapının oluşmasına ve bu da akma mukavemetinin artmasına sebep olur (Cottrell vd., 1949). Bu işleme fırınlama sertleşmesi denir.

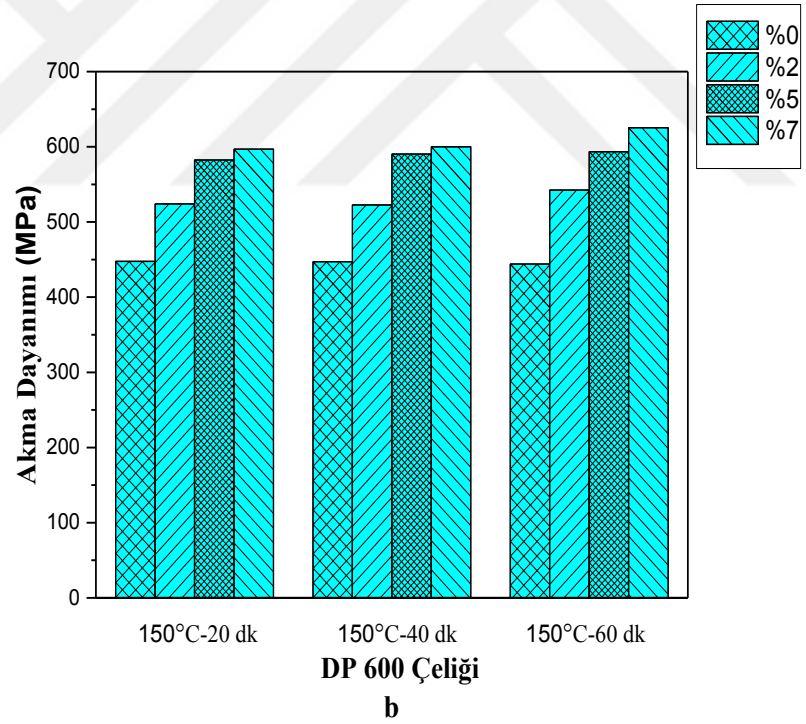
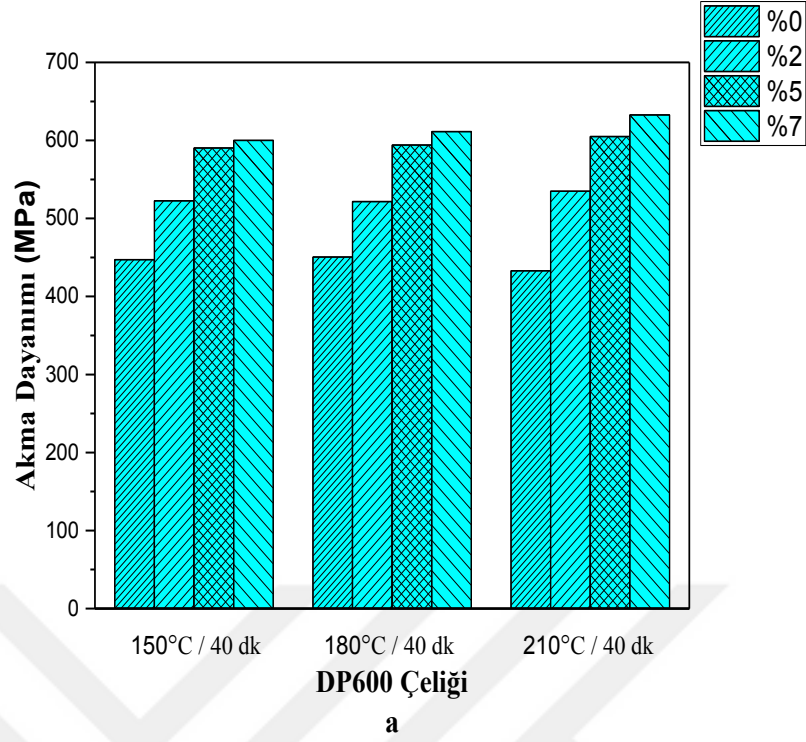
Fırınlama sertleşmesi aslında yüksek sıcaklıkta gerilme yaşlanma sürecini ve demir kafes içerisinde çözünen atomların hareketlerini içeren bir difüzyonu kontrol eder. Bu atomların difüzyonu sıcaklık ve zamanla çelik içerisinde bulunan karbon ve azot atomlarının miktarından etkilenmektedir. Şekil 5.2 'de (a) ve (b) grafiklerinde deney sonuçları incelendiğinde ısıtma işlemi uygulamayan ve sadece deformasyon uygulanan numunelerde belirgin bir akma noktası görülmezken deformasyonun arkasında farklı derecelerde ve sürelerde ısıtma işlemi (fırınlama sertleşmesi) numunelerde belirgin akma ve uzama noktaları ortaya çıkmıştır. Fırınlama sertleşmesi uygulanan numunelerde belirgin bir akma noktası görülmesinin nedeni, deformasyonla yada ısıtma işlemi neticesinde oluşan dislokasyonların iç yapıdaki çözülmüş yabancı atomlarla etkileşiminden kaynaklandığı söylenebilir (Gündüz S., 2008).

Çelikler için bulunabilen en temel dokular arasındaki çözücü karbondur. Martenzitin içerdiği karbon miktarı, östenitin içerdiği karbon miktarı ve dönüşüm hızına bağlıdır. Kritik tavlama sıcaklığının artması, $\alpha+\gamma$ çift faz alanında östenitin karbon içeriğini azaltır. Martenzitin miktarı artan tavlama sıcaklığıyla artmakla birlikte içerdiği karbon oranı azalmış olur. Karbon miktarı arttıkça yapı latta martenzitten plaka martenzite dönüşür ve sertliği artar. Bu da yüksek mukavemet sağlamakla birlikte sünekliği düşürür. Çelikte çözünen karbon miktarı arttıkça, fırında sertleşme yanıtı da artmaktadır. Bunun nedeni çelikte çözünen karbonun artması ile mevcut olan hareketli dislokasyonların çözünmesi ve kümelerin oluşumunun daha hızlı ortaya çıkmasıdır (Dehghani and Jonas, 2000). Bu bağlamda Van Snick'in 1998 yılında gerçekleştirmiş olduğu çalışmayla "çözünen karbon oranındaki artışın fırında sertleştirmeye yanıt olarak bir etkiye sahip olduğunu göstermiştir".

Son zamanlarda çift fazlı çelikler ile yapılan çalışmalar, bu çeliklerin mekanik özelliklerinin sadece matriks olan ferrit fazı ve dağılmış martenzit fazıyla ilgili olmadığını, dönüşüm sonrası oluşan yeni ferrit, kalıntı östenit gibi fazlarında bu özelliklerde etkili olduğunu göstermiştir. Fırlama işlemi esnasında kritik sıcaklıklarda arasında Östenitin tamamı martenzit fazına dönüşmez ve böylece çift fazlı çelik yapısında %2 ile %9 arasında dönüşmemiş östenit kalmasına neden olur. Östeniti kararlı yapan alaşım elementi miktarı arttıkça, kalıntı östenit miktarı da artar. Karbon miktarı arttıkça kalıntı östenit oluşumu artar (Ulu S, 2009; Ohio, 2005; Kim vd., 2001; Saleh vd., 2001). Yapıda oluşan kalıntı östenit miktarının etkileyen en temel dokuda karbondur. Bununla birlikte yapıda bulunan mangan, silisyum ve fosfor gibi alaşım elementleri östeniti kararlı yapan karbon alaşım elementi üzerindeki etkilerinden dolayı kalıntı östenit miktarını etkiler. Kalıntı östenit süneklığı artırarak mukavemeti düşürür, ancak deformasyon ile martenzite dönüştürülerek pekleşme artırılır. Deformasyonla birlikte malzemeye uygulanan fırında sertleşme sıcaklığı içyapıda bulunan kalıntı östenit oranının artmasıyla çeliğin daha mukavim bir yapıya sahip olmasını sağlar.



Şekil 5.3. Ön deformasyon, fırında sertleşme sıcaklığı ve sertleşme süresi ile akma dayanımının değişimi

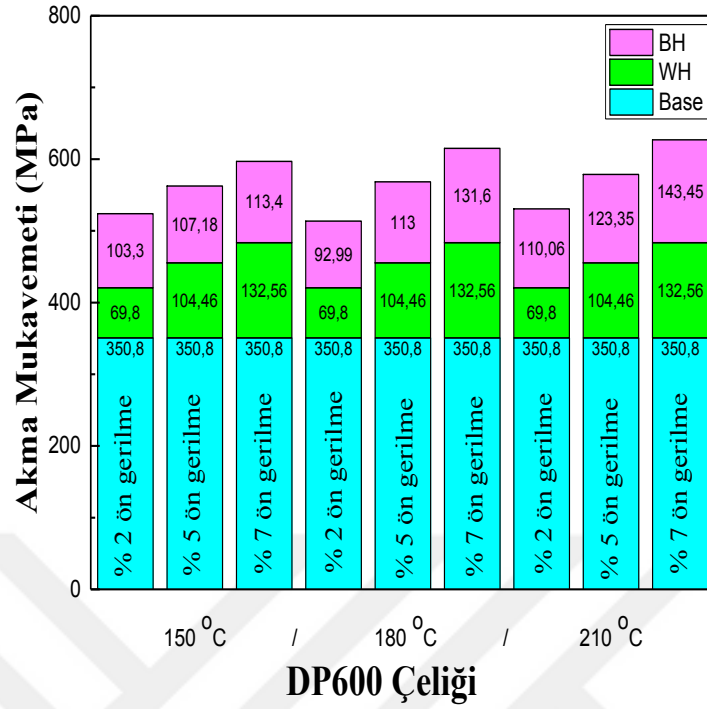


Şekil 5.4. Akma dayanımına, fırında sertleşme sıcaklığının (a) ve sertleşme süresinin etkisi (b)

Şekil 5.3 incelendiğinde ön deformasyon ve fırında sertleştirme deneyleri sonrasında akma dayanımında ve ΔY değerini etkilediği görülmektedir. Buradaki ΔY değeri deformasyon yaşlanmasından dolayı gerilmedeki artış olarak tanımlanabilir. Şekiller

incelendiğinde özellikle malzemeye uygulanan %2 deformasyon oranında malzemenin ΔY değerinde 70-100 MPa 'lık artış görülmektedir. ΔY ve akma dayanımında belirgin artış görülmesi dislokasyonlar ile karbon ve azot gibi arayer atomlarının etkileşim içerisinde olduğunu ve dislokasyonların hareket edemediğini göstermektedir. Uygulanan deformasyon oranları arttıkça malzemenin ΔY tepkisinin de değiştiği görülmektedir. Özellikle %7 ön deformasyon oranlarında malzemenin ΔY değerindeki artışın 20-30 MPa olduğu görülmüştür. Yüksek deformasyon oranlarında akma dayanımının sınırlı artış göstermesini sebebi yapı içerisinde bulunan dislokasyonların yoğunluğunun maksimum seviye ulaşması gösterilebilir.

Veriler incelendiğinde çift fazlı DP 600 çeliğine 150 °C, 180 °C ve 210 °C' de fırında sertleştirme işlemi uygulanan ve 150 °C 'de 20, 40 ve 60 dk farklı sıcaklıklarda fırında sertleştirme işlemi uygulandığında, fırında sertleştirme işlemi uygulanmayan numunelere göre belirgin akma noktası uzaması göstermiştir. Deformasyon işleminden sonra fırınlama işlemiyle birlikte belirgin akma noktası uzamasının tekrar ortaya çıkması arayer atomlarıyla deformasyon sırasında oluşan veya uygulanan ısıl işlem sonrasında gerilmeden dolayı meydana gelen dislokasyonların etkileşiminden kaynaklanmaktadır. Çift fazlı çeliklerde martenzit fazının oluşması (fırınlama işleminden) kalıntı gerilmelerle birlikte ferrit içerisinde özellikle ferrit–martenzit ara yüzeyine yakın bölgelerde dislokasyon yoğunluğunun artmasına neden olmaktadır. Katı ergiyik içerisinde serbest halde bulunan atomlarının bu dislokasyonlara difüz edip hareketini engellemesi belirgin akma noktası uzamasını oluşturmaktadır (Speich GR., 1981). Şekil 5.2 ve Şekil 5.4 incelendiğinde 150 °C 'de 20 ve 40 dk fırında sertleştirme deneyleri sonucunda numunelerin akma ve çekme dayanımının arttığı fakat bununla birlikte % uzama değerinin ise düştüğü görülmüştür. Fırında pişirme süresinin 40 dk çıkmasıyla numunelerin akma ve çekme dayanımlarında sınırlı bir artış görülmesiyle birlikte % uzama değerini attırıştır. Bu durum aşırı fırınlama sürecinde martenzit içerisindeki karbürlerin kabalaşarak malzemenin dayanımı etkilemesinden kaynaklanmaktadır. Rocha ve arkadaşları yapmış oldukları çalışmayla aşırı yaşlanma sürecinde martenzit içerisindeki karbürlerin kabalaşarak dayanımdaki azalmaya katkıda bulunduğunu rapor etmişlerdir.



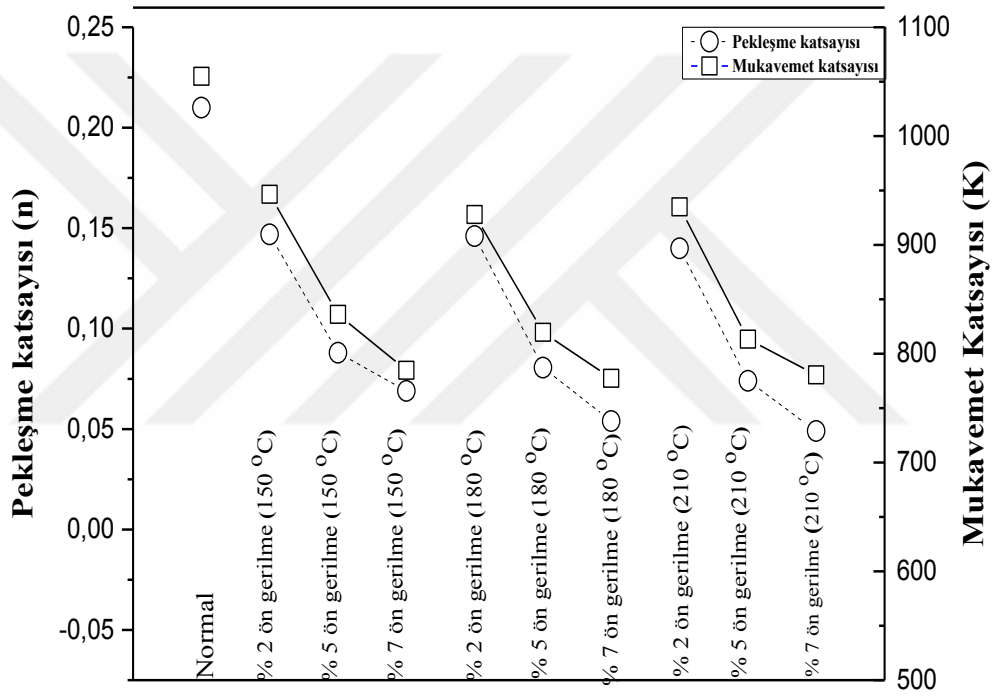
Şekil 5.5. DP 600 çeliğinin fırınlama sertleşmesinden dolayı kazandığı mukavemet artışı

Daha öncede bahsedildiği gibi Fırınlama Sertleşmesi davranışı aynı kalınlıktaki malzemenin daha fazla akma mukavemeti göstermesi olayıdır. Şekil 5.5'te DP 600 çeliğinin work hardening (WH) ve fırınlama sertleşmesinden dolayı mukavemet değişim grafiği verilmiştir. Deformasyon yaşanması veya süresiz akma olayını gidermek/geciktirmek amacı ile uygulanan deformasyon sertleşmesine work hardening (WH) denir. Grafik incelendiğinde, WH 'den kaynaklı mukavemet artış değeri en az plastik şekil verme (%2) durumunda yaklaşık 70 MPa bir artış olduğu görülmektedir. Plastik şekil verme miktarı arttıkça mukavemet değerindeki artış 113 MPa kadar çıktığı görülmüştür.

Veriler incelendiğinde ön birim deformasyon oranının artmasıyla mukavemet artışı gözlemlendiği gibi fırınlama sertleşmesi sıcaklığı ve süresinin değişimi ile de akma mukavemetinin arttığı görülmektedir. 150 °C 'de 20 dk fırınlama işlemi sonucunda deney numunesinde yaklaşık 104 MPa 'lık bir mukavemet artışı olmuştur. Aynı sıcaklıkta fırınlama süresinin 60 dk çıkartılmasıyla malzemedeki mukavemet artışının 113 MPa çıktığı görülmüştür. Bununla birlikte numunelere uygulanan fırınlama sertleşmesi

sıcaklığın artmasıyla; 150 °C ‘de 40 dk akma mukavemetindeki artış 107 MPa iken, 180 °C ‘de 40 dakikada 113 MPa, 210 °C ‘de 40 dakikada 123 MPa ‘lık bir mukavemet artışı gerçekleşmiştir. Meydana gelen mukavemet artışlarını nedenleri yukarıda izah edilmiştir.

Yaşlanmanın mekanik özelliklere etkisinin tespitinde en önemli göstergelerden birisi de pekleşme değerlerinin belirlenmesidir. Farklı martenzit morfolojisine sahip deney numunelerin pekleşme sonuçları yaşlanma zamanına bağlı olarak Şekil 5.6’da verilmektedir.



DP600 Çeliği

Şekil 5.6. Farklı fırınlama sertleşmesi koşullarıyla pekleşme ve mukavemet katsayısının değişimleri

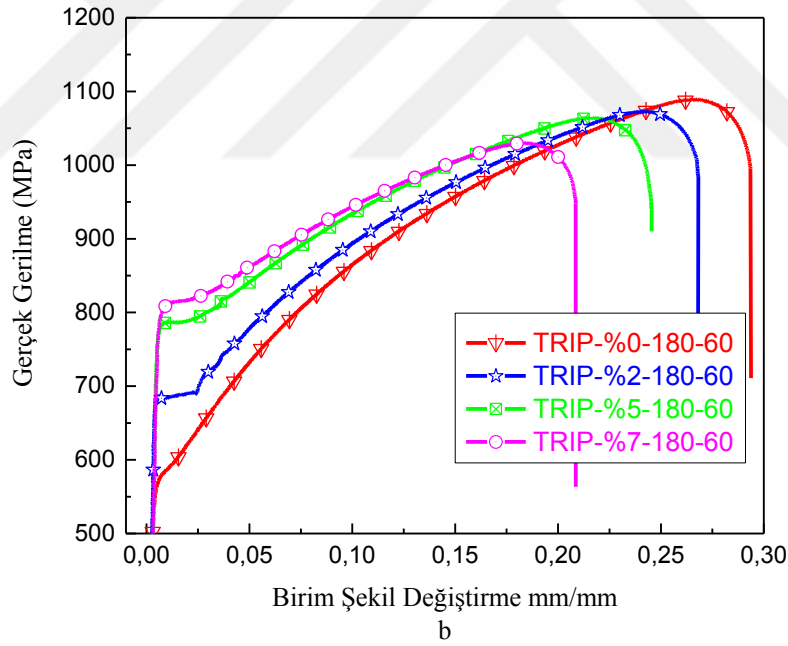
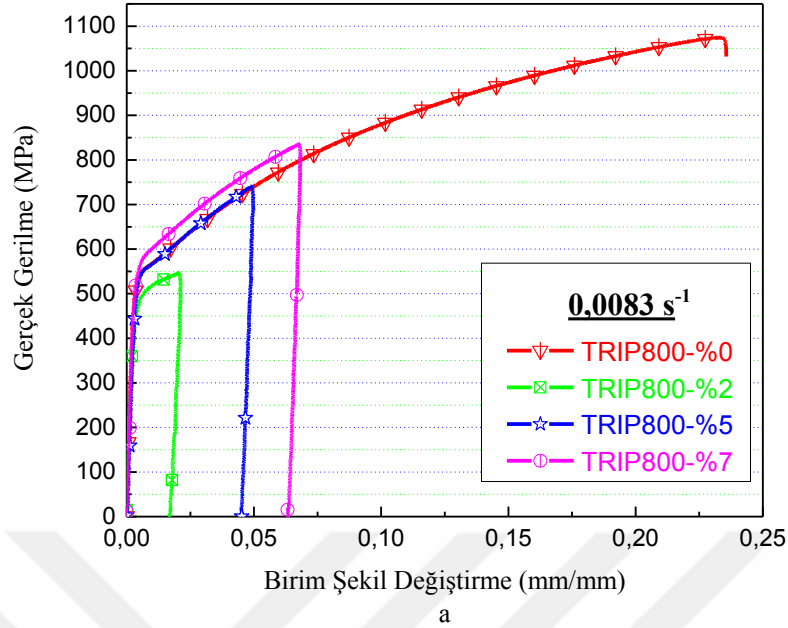
Şekil 5.6 ‘daki pekleşme ve mukavemet katsayısı grafiği incelendiği zaman farklı sıcaklık derecelerinde ve farklı deformasyon uygulamalarında fırında sertleştirme işlemi uygulanan numunelerin, bütün sıcaklıklar için %2 deformasyon ve 20 dk fırında sertleştirme işlemi sonucunda en yüksek pekleşme değerlerine sahip olmuştur. Pekleşme değerlerinde bu artış dislokasyonlar ile katı ergiyik içerisinde serbest halde bulunan atomların veya ikinci faz partiküllerinin etkisinin bir sonucudur. Katı ergiyik içerisinde

serbest halde bulunan atomları veya ikinci faz partikülleri dislokasyonların hareketini engelleyerek pekleşmenin artmasına neden olmuştur. Bununla birlikte fırında sertleştirme süresinin ve deformasyon oranlarının artmasıyla malzemenin pekleşme kat sayısının kademeli olarak azaldığı görülmektedir. Bunun nedeni olarak fırınlama sürecinde martenzit içerisindeki karbürlerin kabalaşması (hacimce artış göstermesi), çökeltilerin büyümesi ve çökeltilerin arasındaki mesafenin artması gösterilebilir. Çökeltilerin büyümesi ve aralarındaki mesafenin artması dislokasyonların engellenmeden rahat hareket etmesine neden olmuştur.

5.2 Dönüşüm Kaynaklı Plastisite (TRIP 800) Çeliği ile Gerçekleştirilen Çalışmalar ve Sonuçlar

Yapılan bu çalışma kapsamında yüksek mukavemetli TRIP 800 çeliğinin farklı sıcaklık ve deformasyon oranlarında gerçekleştirilen çekme deneyleri ile çeliğin mekanik özelliklerinin nasıl değiştiği incelenmiş ve sonuçlar yorumlanmıştır. Östenitin martenzite dönüşümü plastik deformasyon sırasında meydana geldiği zaman elde edilen özellikleri kullanmak için geliştirilen çelikler, dönüşüm kaynaklı plastisite (TRIP) çelikleri olarak isimlendirilmiştir. İsminden de anlaşılacağı gibi TRIP çeliklerin en büyük avantajı şekillendirme esnasında yapısında oluşan dönüşümdür. Şekillendirmeden önce yapıdaki kalıntı östenit şekillendirme kabiliyetini artırır ve şekillendirme esnasında martenzite dönüşerek malzemeye son halinde mukavemet kazandırır. Zrnik ve Jiemenz gerçekleştirmiş oldukları çalışmalarla TRIP çeliklerinin mekanik özellikleri mikro yapıda bulunan düşük miktardaki kalıntı östenit tarafından kontrol edildiğini ifade etmişlerdir. (Zrnik vd., 2007; Jimenez vd., 2009).

Şekil 5.7 'de ASTM-E8 standardına göre hazırlanmış deney numunelerinin $0,0083 \text{ s}^{-1}$ deformasyon hızında ve %0, %2, %5 ve %7 deformasyon oranlarında çekme deney sonuçlarının gerilme-birim deformasyon eğrisi verilmiştir. Deney verileri incelendiğinde TWIP800 çeliğinin akma eğrisinin birim deformasyona bağlı olduğunu göstermektedir. Artan deformasyon oranlarında, malzemenin dayanımının yanı sıra şekillendirme kabiliyeti üzerinde de etkisi bulunmaktadır. Deformasyon oranının artmasıyla malzemenin akma dayanımında ciddi bir artış görülürken, artan deformasyonla malzemenin şekillendirme kabiliyetinin de önemli oranda azaldığı görülmüştür.



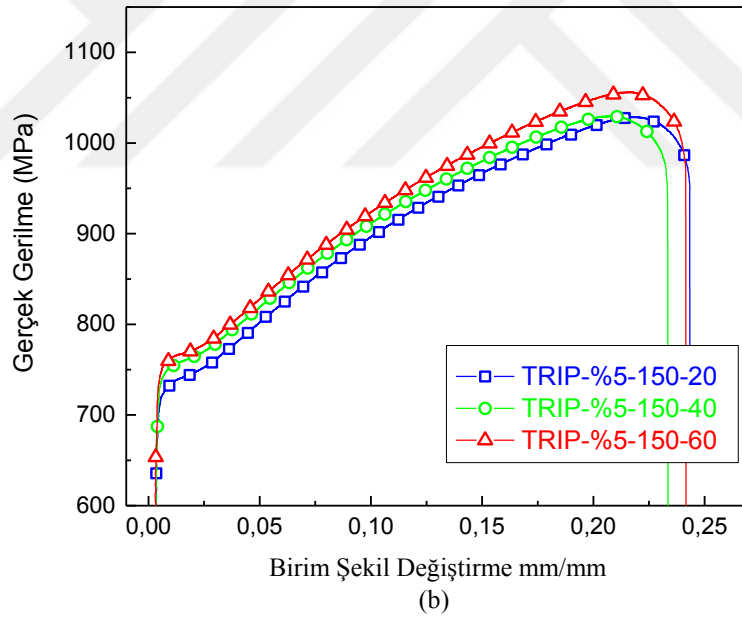
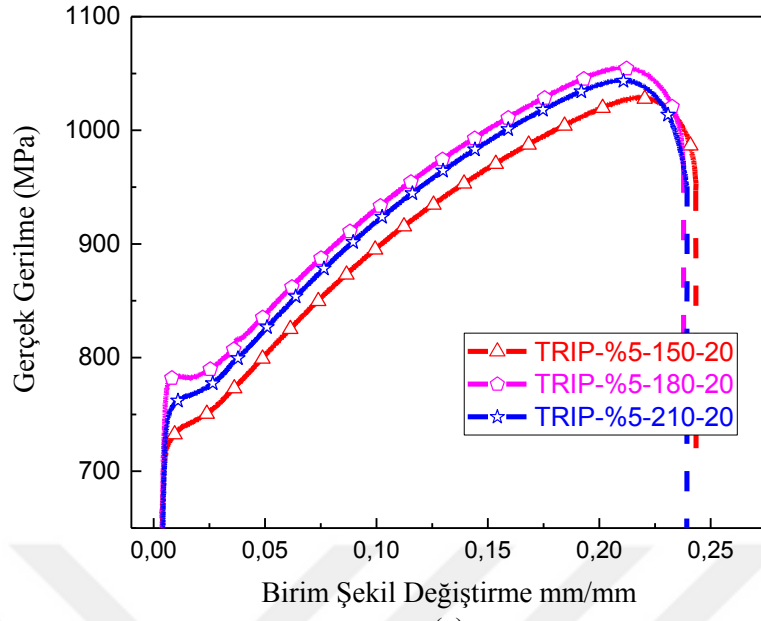
Şekil 5.7. Gerilme gerinim diyagramının deformasyon oranı (a) ve fırınlama sonrası deformasyon ile değişimi (b)

Dönüşüm kaynaklı plastisite çeliklerinde uygulanan deformasyonla karbon oranı yüksek olan kalıntı östenit sıcaklığın azalmasıyla tamamen veya sıcaklığın artması ile birlikte kısmen martenzite dönüşebilmektedir. TRIP takviyeli çelikler üzerine yapılan

çalışmalarda yüksek plastik deformasyonların uygulandığı çekme deneylerine ve bu çalışmalardan elde edilen sonuçlara dayanmaktadır. Deformasyon nedenli olarak oluşan martenzit fazı, ilk olarak martenzit çekirdeklerinin oluşması ile başlamaktadır. Her bir çekirdek daha sonra sabit bir hacimde martenzit şeritleri oluşturmaktadır. Oluşan martenzit şeritlerinin diğerini tetikleyebildiği otokataliz durumda oluşabilmektedir. Otokataliz durumu sırasında malzeme içerisinde solüt atomların (özölmüş yabancı atomların) deformasyon esnasında oluşan dislokasyonların hareketlerini engellemesi ile oluşmaktadır (Abbadi vd., 2002).

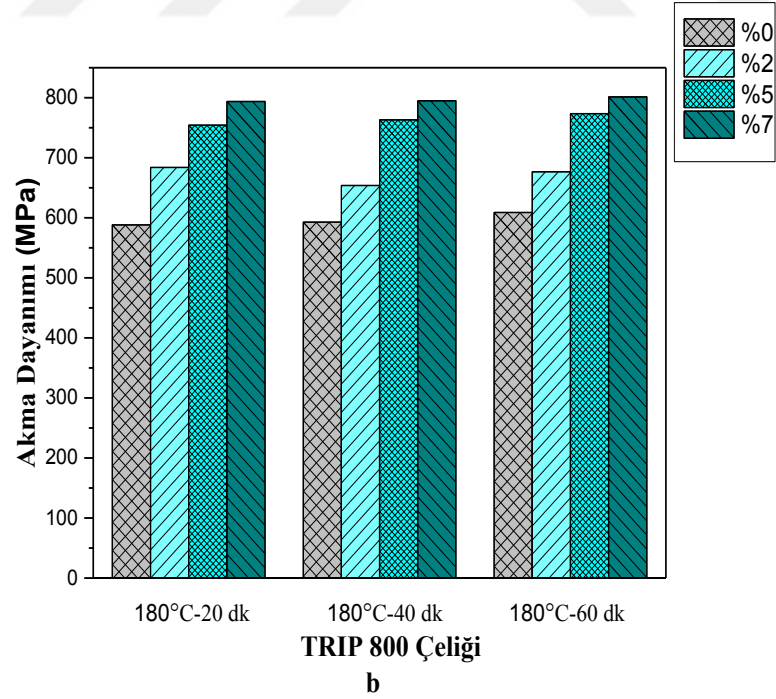
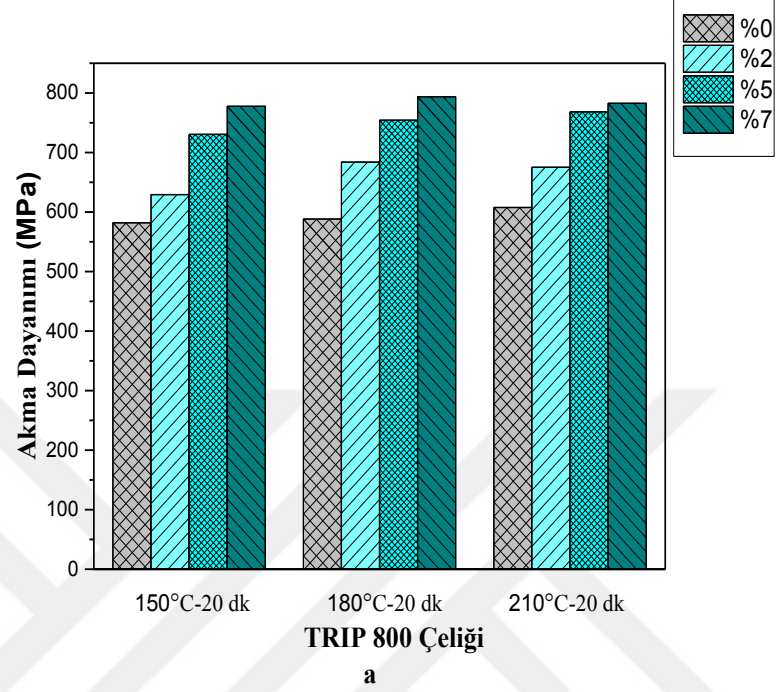
TRIP eliklerinde mekanik özelliklerin malzemenin kimyasal bileşimine bağlı olduğu bilinen bir gerçektir. Örneğin kalıntı östenitin morfolojisi, tane boyutu ve karbon içeriği, mekanik özellikler üzerinde oldukça etkilidir. Makro ölçekteki malzemenin mekanik özelliklerine etkileyen en önemli parametre kalıntı östenittir. Bununla birlikte malzeme içerisinde karasız halde bulunan kalıntı östenitin martenzit fazına dönüşümünü etkileyen birçok parametre bulunmaktadır. Mikro ölçekte dönüşüm üzerine etki eden bu parametreler malzemenin makro ölçekteki mekanik özelliklerini de önemli ölçüde etkilemektedir. Kalıntı östenitin martenzite dönüşümü, deformasyonun hangi safhasında başlayacağını bu fazın ne kadar kararlı olup olmadığı tayin etmektedir. Kalıntı östenit fazının kararlılığı ise alaşım elementlerine ve bunların oranlarına, uygulanan ısıl işlem sıcaklıklarına ve bunların sürelerine genel anlamda bağlı bulunmaktadır.

Artan deformasyon oranı malzemenin dayanımı ve şekillendirilebilme kabiliyeti üzerine etkisinin yanı sıra fırında sertleşme sıcaklığının ve süresinin akma eğrisinin şekli üzerinde de etkisi bulunmaktadır. şekil 5.8 'de gerilme birim deformasyon eğrisi incelendiğine elde edilen veriler TRIP 800 eliğinin akma eğrisinin fırında sertleşme sıcaklığının ve süresine bağlı olduğunu göstermektedir. Artan fırında sertleşme sıcaklığıyla birlikte malzemenin dayanımı artarken şekillendirilebilme kabiliyeti azalmaktadır. Bu durum da doğrudan malzeme içerisinde meydana gelen martenzitik dönüşümün etkisine dayanmaktadır.

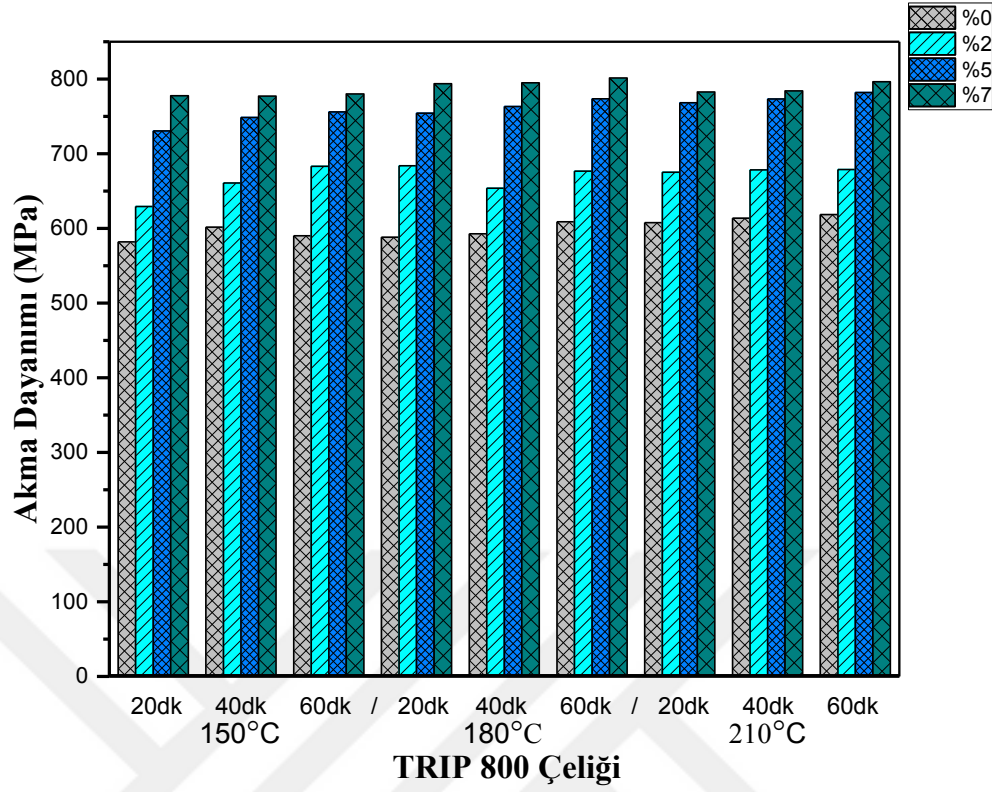


Şekil 5.8. Fırında sertleşme sıcaklığının (a) ve süresinin (b) gerilme-birim deformasyon eğrisi

Şekil 5.9 ve Şekil 5.10’da TRIP 800 çeliğinin akma dayanımının sıcaklık ve deformasyon oranı ile değişimi gösterilmektedir. Elde edilen veriler malzemenin fırında sertleşme sıcaklığı, süresi ve birim deformasyona bağlı olduğunu göstermektedir.



Şekil 5.9. Akma dayanımına, fırında sertleşme sıcaklığının (a) ve sertleşme süresinin etkisi (b)

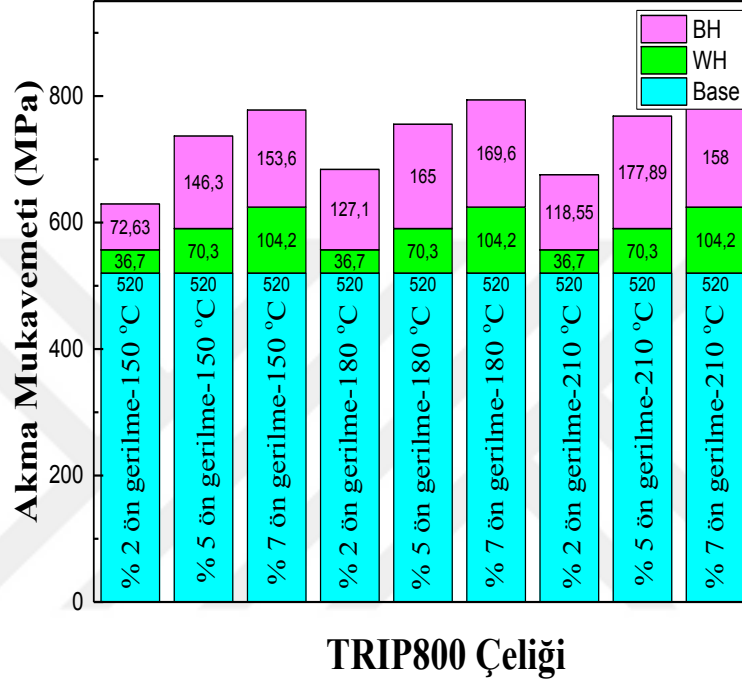


Şekil 5.10. Ön deformasyon, fırında sertleşme sıcaklığı ve sertleşme süresi ile akma dayanımının değişimi

Dönüşüm kaynaklı plastisite çeliklerinde TRIP etkisinin görülebilmesi için SFE'nin (kimyasal sürüklenme kuvveti) artan sıcaklıkla birlikte düşmesi sonucunda kalıntı östenitin kararlılığı artmaktadır. Bundan dolayı uygulana test sıcaklığı makro ölçekte çeliğin mekanik özelliklerini etkiler. Aynı zamanda düşük fırında sertleşme sıcaklığında martenzit dönüşüm hızı yüksek iken uygulama sıcaklığının azalmasıyla dönüşüm hızı azalarak malzeme içerisinde kalıntı östenitin varlığının devamına neden olur. Şekillendirme sonrasında kalıntı östenitin tamamen martenzite dönüşümünün engellenmesi çarpışma sırasında malzemenin TRIP etkisi göstererek darbelere karşı enerji sönümlenme yeteneği kazandırmaktadır (Toros S., 2013).

Dönüşüm kaynaklı plastisite çeliklerinin kimyasal bileşenleri ile mekanik özelliklerin bir biri ile ilişkili olduğu bilinen bir gerçektir. Kompleks mikro yapıya sahip TRIP çeliklerinde fazların hacim oranı, tane boyutu, karbon içeriği ve kalıntı östenitin morfolojisi mekanik özellikler üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Bununla birlikte içyapıdaki karbon içeriği, tane boyutu, fazların hacim oranı ve kalıntı östenit

deformasyon sırasında TRIP çeliğinin davranışının belirlenmesinde önemli bir parametredir. Belirli etkiye sahip fazlardan en önemlisi kalıntı östenittir. Kalıntı östenitin modifikasyonu daha belirleyici rol oynamaktadır. Plastik gerinim altında yarı kararlı östenitin martenzite dönüşmesinden dolayı TRIP çelikleri, yüksek dayanım ve süneklige sahiptir.

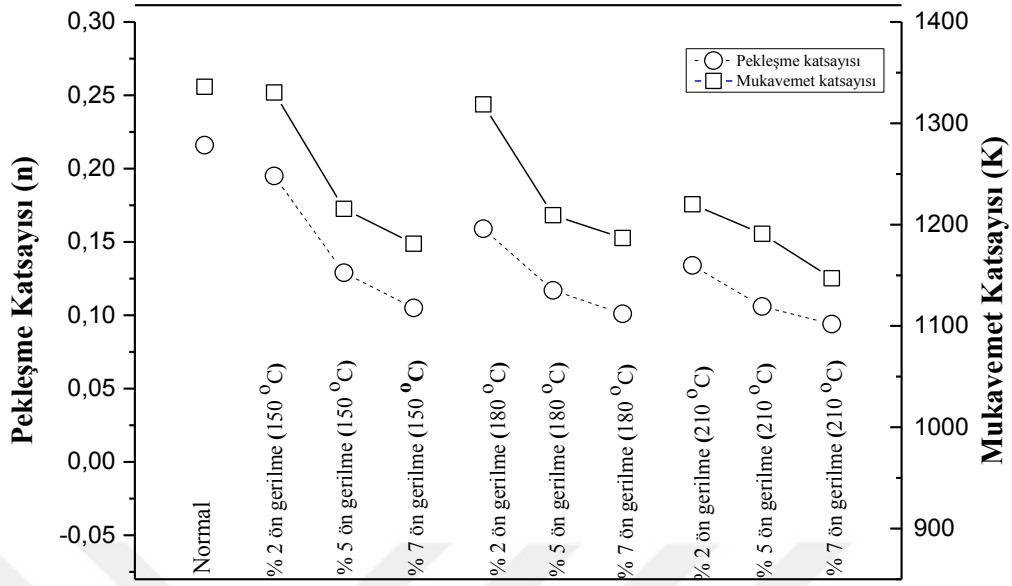


Şekil 5.11. TRIP 800 çeliğinin fırınlama sertleşme etkisinden dolayı kazandığı mukavemet artışı

Şekil 5.11 'de TRIP 800 çeliğinin akma mukavemetinin deformasyon oranı (%0, %2, %5 ve %7), fırında sertleşme sıcaklığı (150 °C, 180 °C ve 210 °C) ve sertleşme süresi (20dk, 40dk ve 60dk) ile değişimi gösterilmektedir. Deney sonuçları incelendiğinde malzemenin akma mukavemetinin deformasyon, sıcaklık ve süre ile beraber artma gözlenmiştir. Akbarpour (2007) akma ve çekme dayanımlarındaki bu değişime termal olarak aktifleşmiş plastik akma, içyapıda bulunan beynit fazının temperlenmesi ve deformasyon süresince içyapıdaki kalıntı östenitin deformasyonla birlikte martenzit fazına dönüşmesinin neden olabileceğini vurgulamıştır. Deney numunelerine uygulanan deformasyon sırasında kalıntı östenitin martenzite dönüşümü pekleşme katsayısında artışa neden olmaktadır. Bu tür çeliklerde malzeme içyapıda bulunan kalıntı östenitin

hacim oranının artması dayanım katsayısının artmasına neden olduğu gözlemlenmiştir. Deney sonuçları incelendiğinde de (Şekil 5.11) malzemeye uygulanan farklı deformasyon oranlarıyla birlikte akma dayanımında belirgin bir artış gözlemlenmiştir. %2 ön deformasyon etkisiyle malzeme de yaklaşık 37 MPa 'lık akma dayanımında artış görülürken; %5 ön deformasyon etkisinde 70 MPa ve %7 ön deformasyon oranında 104 MPa 'lık akma dayanımı elde edilmiştir. Deformasyonla birlikte malzemenin akma dayanımının artışı yapıda bulunan kalıntı östenitin morfolojisi ile ifade edilebilir. Bununla birlikte; çelikler için bulunabilen en temel dokular arasındaki çözücü olan karbonun artması ile mevcut olan hareketli dislokasyonların çözünmesi ve kümelerin oluşumunun daha hızlı ortaya çıkmasıdır (Dehghani and Jonas, 2000).

Malzemenin içerisinde kalıntı östenitin makro ölçekte kararlılığını etkileyen parametrelere fırında sertleşme sıcaklığı ve fırında sertleşme süresi gösterilebilir. Artan sertleşme sıcaklığının martenzitik dönüşümü sınırladığı belirlenmiştir. Dönüşüm kaynaklı plastisite çeliklerinde malzemenin mekanik özelliklerini etkilemesinin nedeni; SFE'nin (kimyasal sürüklenme kuvveti) artan sıcaklıkla birlikte düşmesi sonucunda kalıntı östenitin kararlılığı artmaktadır. Kalıntı östenit oranının artmasıyla malzeme daha mukavim bir yapıya sahip olmaktadır. Şekil 5.11 'de sıcaklığın malzemenin akma dayanımı üzerindeki etkileri rahatlıkla görülebilmektedir. Öyle ki %2 ön deformasyonda 150 °C de malzemenin sıcaklıkla akma dayanımı yaklaşık 73 MPa 'lık bir artış gösterirken 210 °C 'de malzeme yaklaşık 119 MPa 'lık bir artış göstermiştir. Fırında sertleşme sıcaklığını akma dayanımına etkisinin yanı sıra fırında sertleşme süresiyle de akma dayanımında değişim gözlemlenmiştir. 150 °C 'de 20 dakika fırında sertleştirme ile 72 MPa 'lık dayanım artışı görülürken, 150 °C 'de 60 dakika da 153 MPa 'lık bir artış gözlemlenmiştir. Fakat bununla birlikte artan fırında sertleşme sıcaklıklarında sertleştirme süresinin etkisinin azaldığı görülmüştür. 150 °C 'de artış 80 MPa iken 210 °C 'deki artış 40 MPa olarak ölçülmüştür. Bunun sebebi olarakta Rocha ve arkadaşları yapmış oldukları çalışmayla aşırı yaşlanma sürecinde martenzit içerisindeki karbürlerin kabalaşarak dayanımdaki azalmaya katkıda bulunduğunu rapor etmişlerdir.



TRIP 800 Çeliği

Şekil 5.12. Farklı fırınlama sertleşmesi koşullarıyla peleşme ve mukavemet katsayısının değişimleri

Pekleşme üssü ve mukavemet katsayısı malzemenin mekanik özellikleri hakkında bilgi sahibi olmamızı sağlayan önemli parametrelerdendir. Şekillendirme işlemlerinde özellikle yüksek peleşme katsayısı sahip malzemeler tercih edilmektedir. Pekleşme katsayısı yüksek olması malzemenin bölgesel şekil değişimini zorlaştırır ve düzgün uzamanın fazla olmasını sağlamaktadır. Bu çalışmada peleşme değeri; çekme deneyi neticesinde elde edilmiş akma eğrisinin logaritmik olarak çizdirilmesi neticesinde elde edilen grafiğe $y=ax+b$ eşitliğinin uydurulması neticesinde belirlenmiştir. Burada a peleşme üsteli, x birim deformasyon, b değeri ise mukavemet katsayısı olan $\log(K)$ değerini göstermektedir.

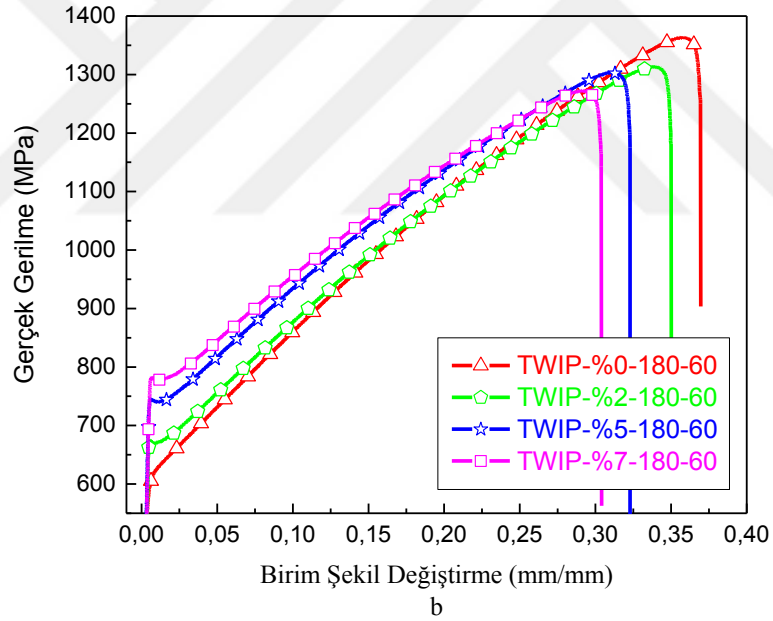
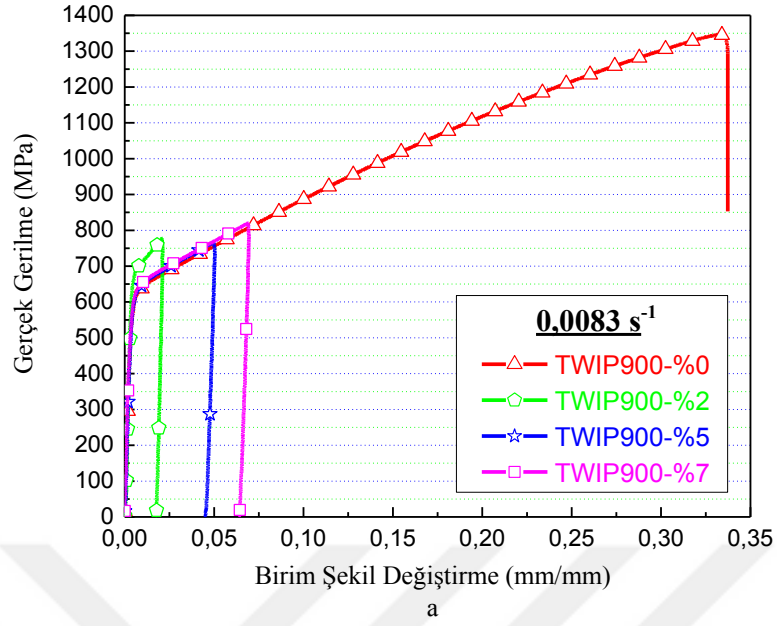
Çekme deneyleri sonucunda elde edilen verilerden malzemenin logaritmik akma eğrisi çizdirilerek farklı fırında sertleşme sıcaklığında, farklı sertleşme sürelerinde ve deformasyonun değişimiyle peleşme üssü ve mukavemet katsayı değeri hesaplanmış olup yukarıdaki şekilde (Şekil 5.12) verilmiştir. Sonuçlar incelendiğinde malzemenin peleşme üsteli değeri n ile mukavemet katsayısı K , değerleri deformasyon oranının ve fırında sertleşme sıcaklığın artması ile azaldığı görülmektedir. Pekleşme üstelindeki bu azalma malzemenin şekillendirilebilme kabiliyetinin de azaldığını ifade etmektedir.

Bu durum malzemenin içyapısındaki dönüşümün neticesinde ortaya çıkmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda elde edilen değişim düşük sıcaklıklardaki değerlere göre daha hızlı gerçekleşmektedir. Bu durum martenzitik dönüşümün bir etkisi olarak açıklanabilmektedir. İçyapıda hızlı bir şekilde gerçekleşen dönüşüm ile oluşan martenzit fazı kendisini çevreleyen fazların daha az pekleşmesini sağlayarak bu değerlerin hızlı bir şekilde artmasını geciktirmektedir. Bu sayede malzemenin boyun verme durumunu hızlandırarak şekillendirilebilirliğin önemli ölçüde azalmasına neden olur. Pekişme hızı deformasyon hızının fazla olduğu ilk aşamada yüksek olmakla birlikte yüksek deformasyon oranlarında ara yüzeyde dislokasyonların bir birini kilitlemesi sonucunda pekişme yavaşlar. Gerilmenin azalması pekişmenin yavaşlamasını tetiklemesi ile birlikte pekişme hızı önemli oranda azalmasına neden olur (Rong vd., 2006).

5.3 İkizlenme Kaynaklı Plastisite (TWIP 900) Çeliği ile Gerçekleştirilen Çalışmalar ve Sonuçlar

TWIP çelikleri yüksek mangan oranı içeren östenit çelikleridir. Diğer yüksek mukavemetli çeliklerden farklı olarak plastik deformasyonda ikizlenme görülür. TWIP çeliğinin yüksek mukavemeti (>800 MPa), ikizlenme mekanizması sayesinde oluşmaktadır. Östenit çeliklerinin içerisindeki Mn oranı arttıkça TRIP etkisi yerine TWIP etkisi baskın bir şekilde görülmektedir. Hua vd. (2006) yaptıkları çalışmada %23,8'lik Mn oranında TRIP ve TWIP etkisinin beraber oluştuğunu gözlemişlerdir. Mn oranı %33'e ulaştığında ise sadece TWIP etkisi gözlenmiştir.

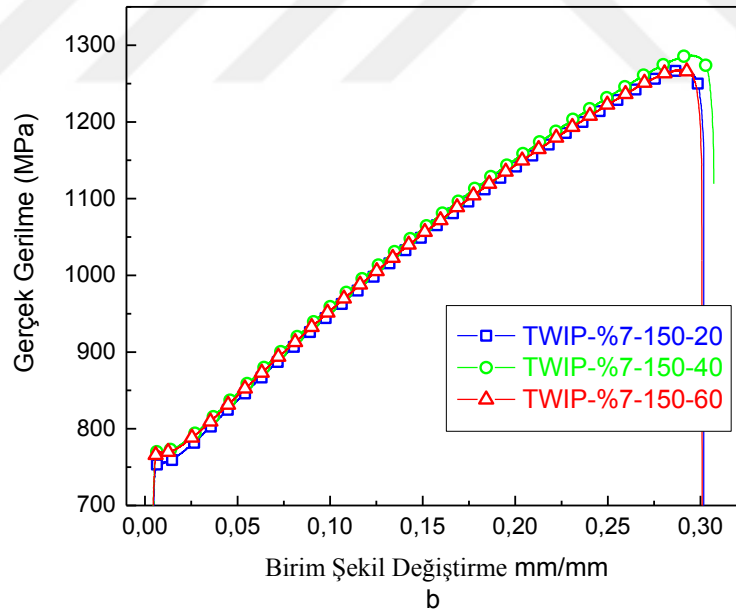
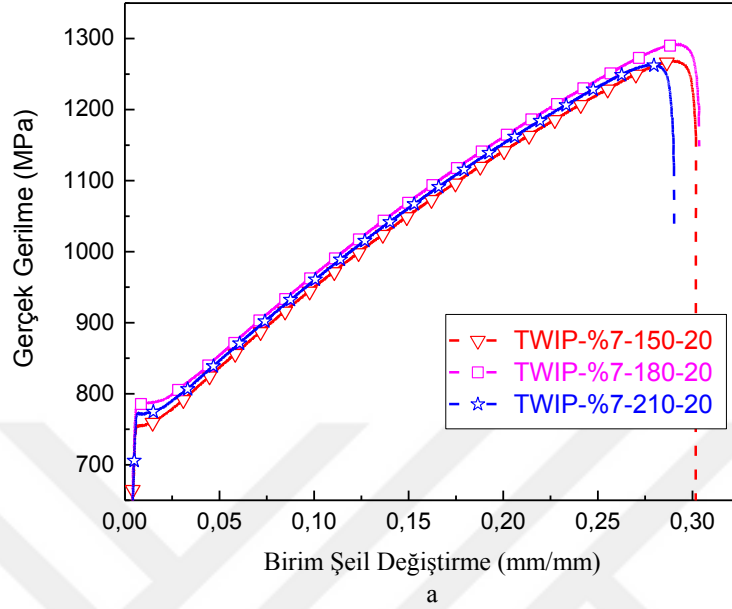
Hamada (2011) yaptığı çalışmada, TWIP çeliğinin mekanik özelliklerinin temel olarak Hata Yığın Enerjisine (SFE) bağlı olduğunu, SFE enerjisinin de Mn ve Al içeriğine ve test sıcaklığına bağlı olarak değiştiğini göstermiştir. Hata yığın enerjisi (SFE) çeliklerdeki deformasyon mekanizmalarını belirlemektedir. SFE 20 mJ/m²'den küçük olduğunda TRIP mekanizması aktive olurken, bu değerlerin 20-60 mJ/m² aralığında olduğunda TWIP mekanizması aktive olmakta ve ikizlenmeler görülmektedir. Trip ve Twip çeliklerin mekanik özellikleri temel olarak hata yığın enerjisine ve karbon oranı ile ilişkilidir. Malzemenin içeriği karbon ve SFE dönüşümü Trip etkisini, dönüşümden sonra meydana gelen martenzit dönüşümü dayanımı artırırken ikizlenme sonunda görülen Twip etkisi hem dayanımı hem de şekillendirebilirliği arttırmaktadır.



Şekil 5.13. Gerilme gerinim diyagramının deformasyon oranı (a) ve fırınlama sonrası deformasyon ile değişimi (b)

TWIP 900 çeliğinde de TRIP ve DP çeliklerinde olduğu gibi deformasyon oranının ve fırında sertleştirme sıcaklığını artmasıyla malzemenin akma dayanımında artış gözlemlendi. Sıcaklığının artmasıyla malzemenin Hata Yığılma Enerjisi artış göstermektedir. Hata Yığılma Enerjisinin artmasıyla malzemede Twip etkisi baskın bir şekilde görülmektedir. Hamada (2007) yaptığı çalışmada, TWIP çeliğinin mekanik

özelliklerinin temel olarak SFE enerjisine bağlı olduğunu SFE enerjisinin de Mn ve Al içeriğine ve test sıcaklığına bağlı olarak değiştiğini göstermiştir.

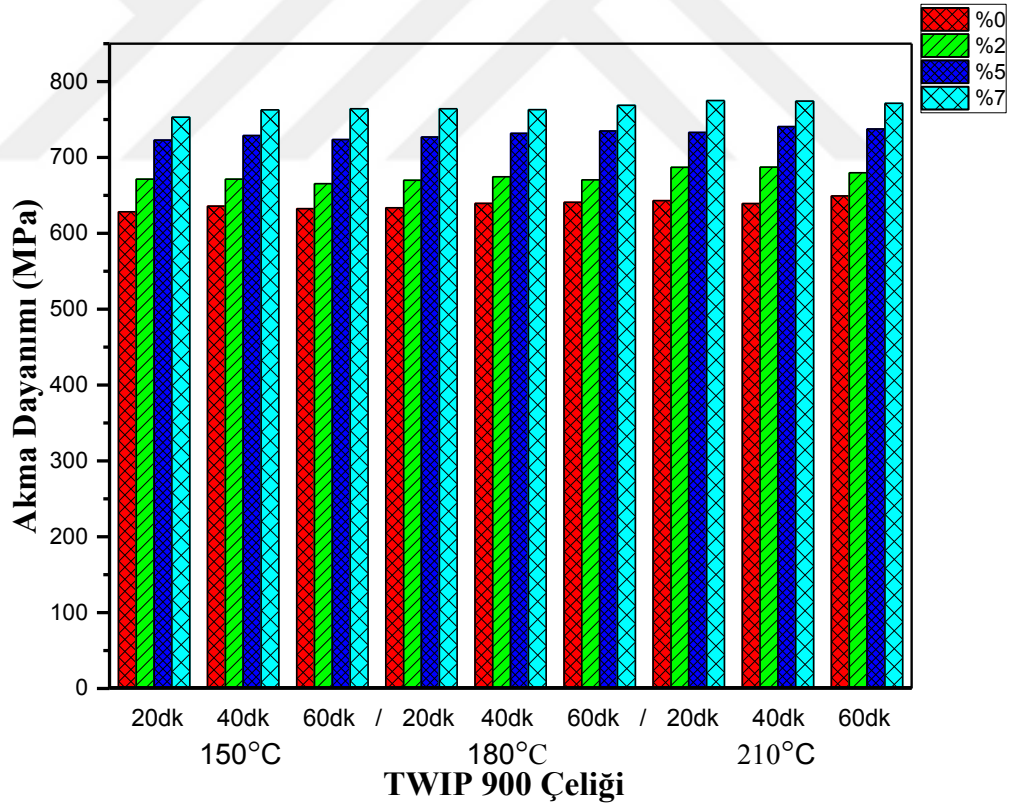


Şekil 5.14. Fırlama sertleşmesi sıcaklığı (a) ve fırlama sertleşmesi süresi ile (b) gerilme-birim şekil değişirme eğrisi değişimi

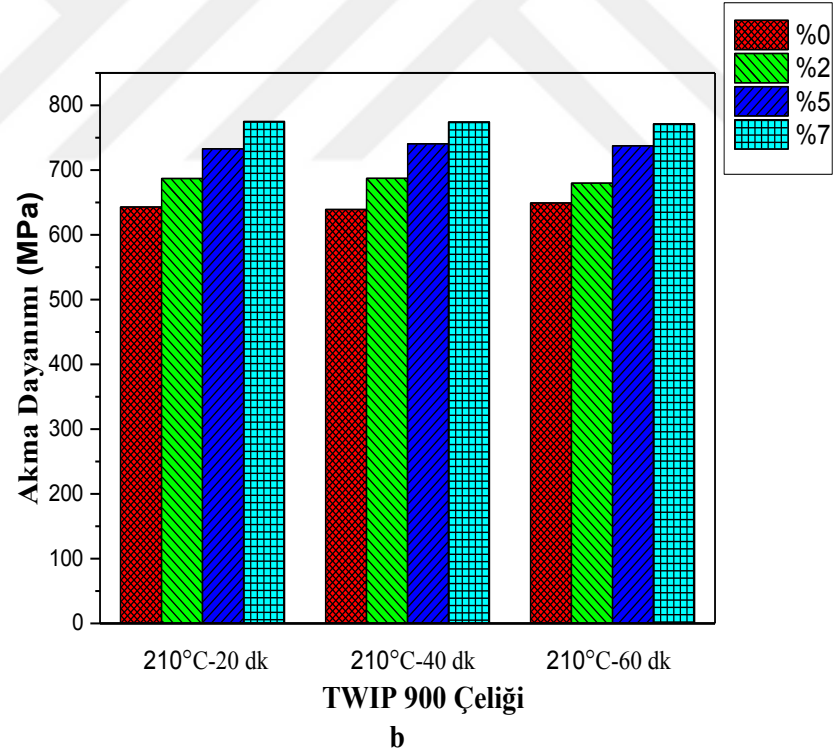
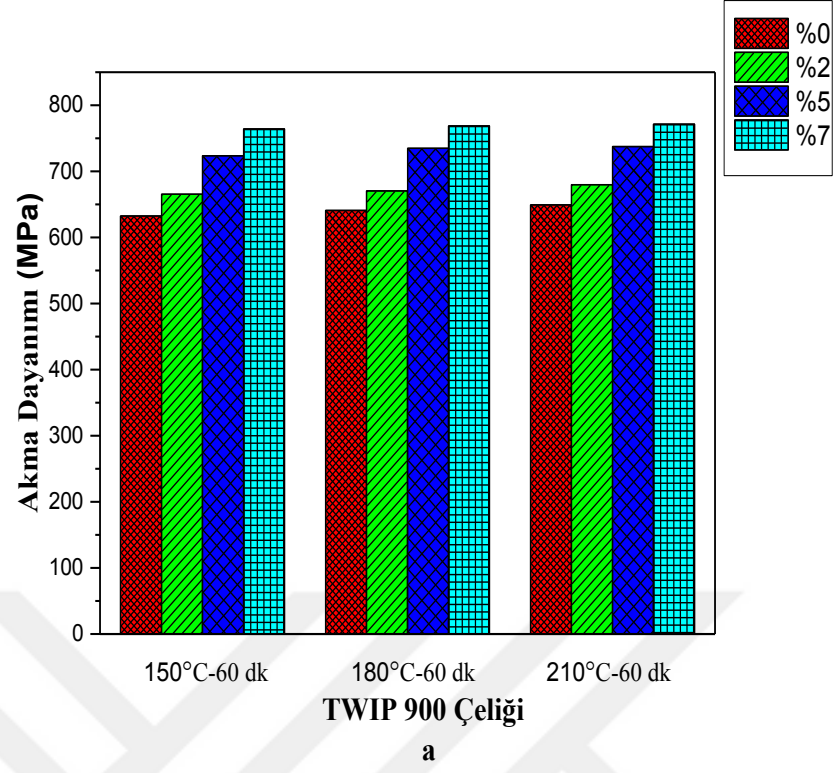
Şekil 1.15 incelendiğinde Mn oranının ve C oranının artmasıyla SFE'nin arttığı görülmektedir. Sıcaklık ve deformasyonun artmasıyla ara yerlerde çözünen atomlar malzemelerin üretimi sırasında oluşan çukuklara göç etmesiyle akma dayanımı artış

göstermiştir. L.Chen ve arkadaşları da (2013) bu noktada yüksek Manganlı çeliklerde TWIP etkisinin genellikle ikizler tarafından oluşturulan pekleşmeden ve Mn oranı, Al ilavesi ile SFE enerjisi, tane büyüklüğü, deformasyon sıcaklığı ve hızı gibi bazı faktörlerin etkilediğini vurgulamıştır.

Şekil 5.13 ve Şekil 5.14 incelendiğinde yüksek deformasyonun veya pişirme sıcaklığının tek başına önemli ölçüde mukavemet artışına katkısının olmadığını göstermektedir. Bununla birlikte Şekil 5.15 incelendiğinde hem deformasyonu hem de sıcaklık doğru orantılı olarak arttırıldığında malzemenin akma dayanımının arttığı gözlemlendi. Yapılan çalışmada %7 ön deformasyon ve 210 °C de fırında sertleştirme işlemi sonucunda malzeme yaklaşık 115 MPa akma dayanımı artışı ile en yüksek sonuca ulaşmıştır. Bu demek oluyor ki fırında sertleşme sıcaklığın ve deformasyon oranının artması ile malzemenin akma dayanımı da artmaktadır.



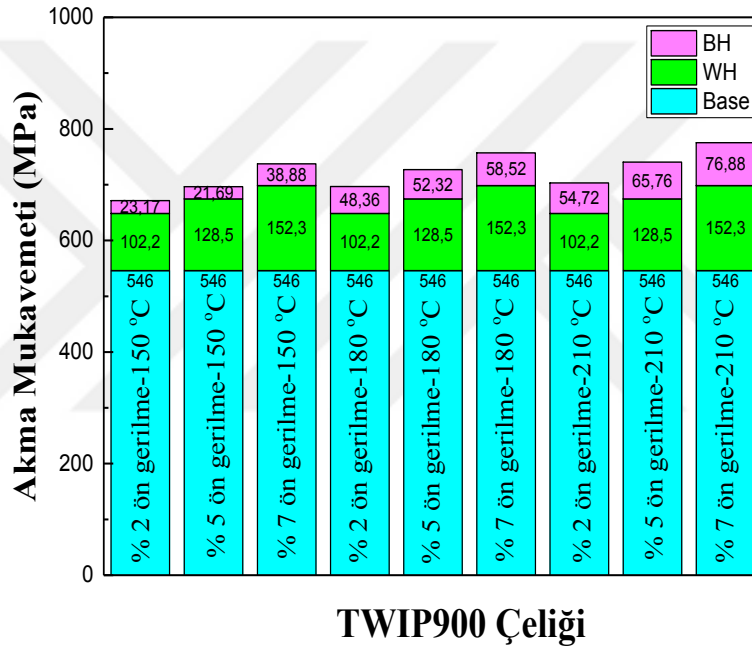
Şekil 5.15. Ön deformasyon, fırında sertleşme sıcaklığı ve sertleşme süresi ile akma dayanımının değişimi



Şekil 5.16. TWIP çeliğinin akma dayanımına, fırında sertleşme sıcaklığının (a) ve sertleşme süresinin etkisi (b)

Fırınlama Sertleşmesi davranışı aynı kalınlıktaki malzemenin farklı koşullar altında uygulanan şekillendirme işlemleri neticesinde, malzemenin mekanik özelliklerinin

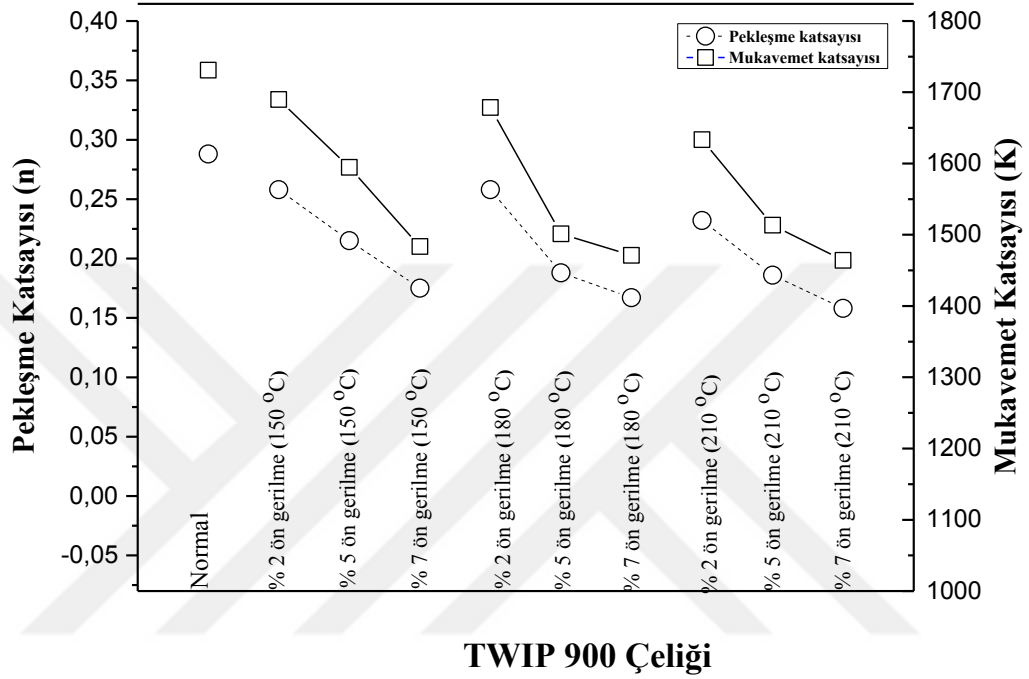
değişiminin belirlenmesine yönelik gerçekleştirilen çalışmalardan bir tanesidir. Aynı kalınlıktaki TWIP 900 çeliğine farklı fırında sertleşme ve deformasyon koşulları neticesinde gerçekleştirilen çalışmalar sonucunda çelikteki mukavemet atışındaki değişim Şekil 5.16 ve Şekil 5.17 'de gösterilmektedir. Sonuç verileri incelendiğinde numuneye uygulanan ön deformasyon artmasıyla doğru orantılı olarak numunenin akma mukavemetinde artış görülmektedir. Deney numunesine uygulanan %2 work hardening (uygulanan deformasyon sertleşmesine) ile malzemenin akma mukavemetinde yaklaşık 100 MPa 'lık bir artış elde edilmiştir. Artan ön deformasyonla akma mukavemetinde 150 MPa kadar artışı sağlanmıştır.



Şekil 5.17. TWIP çeliğinin farklı fırınlama sertleşmesi ve deformasyon koşulları altında mukavemet değişimi

Şekil 5.17 incelendiğinde ön birim deformasyon oranının artmasıyla mukavemet artışı gözlemlendiği gibi fırınlama sertleşmesi sıcaklığı ve süresinin değişimi ile de akma mukavemetinin arttığı görülmektedir. 150 °C 'de 20 dk fırınlama işlemi sonucunda deney numunesinde yaklaşık 23 MPa 'lık bir mukavemet artışı olmuştur. Aynı sıcaklıkta fırınlama süresinin 60 dk çıkartılmasıyla malzemedeki mukavemet artışının 39 MPa çıktığı görülmüştür. Bununla birlikte numunelere uygulanan fırınlama sertleşmesi sıcaklığın artmasıyla; 150 °C 'de 60 dk akma mukavemetindeki artış 39 MPa iken, 180 °C 'de 60 dakikada 59 MPa, 210 °C 'de 60 dakikada 77 MPa 'lık bir mukavemet artışı

gerçekleşmiştir. Bununla birlikte sonuçlar daha yüksek fırında sertleşme sıcaklığının önemli ölçüde mukavemet artışına katkısının olmadığını göstermektedir. Mukavemet artışında önemli ölçüde bir artış olmadığı gibi malzemenin şekillendirilebilme kabiliyeti de azalmaktadır. Bu da birçok uygulama alanı için tercih edilen bir sonuç değildir.



Şekil 5.18. Farklı fırınlama sertleşmesi koşullarıyla pekleşme ve mukavemet katsayısının değişimleri

Pekleşme üssü ve mukavemet katsayısı malzemenin mekanik özellikleri hakkında bilgi sahibi olmamızı sağlayan önemli parametrelerdendir. Şekillendirme işlemlerinde özellikle yüksek pekleşme katsayısı sahip malzemeler tercih edilmektedir. Pekleşme katsayısı yüksek olması malzemenin bölgesel şekil değişimini zorlaştırır ve düzgün uzamanın fazla olmasını sağlamaktadır. Bu parametreler aynı zamanda malzemenin gerçek akma eğrisini tanımlar. TWIP çeliğinin boyun vermeden çok fazla uzaması da bu pekleşme üssünün yüksek olmasını destekler niteliktedir.

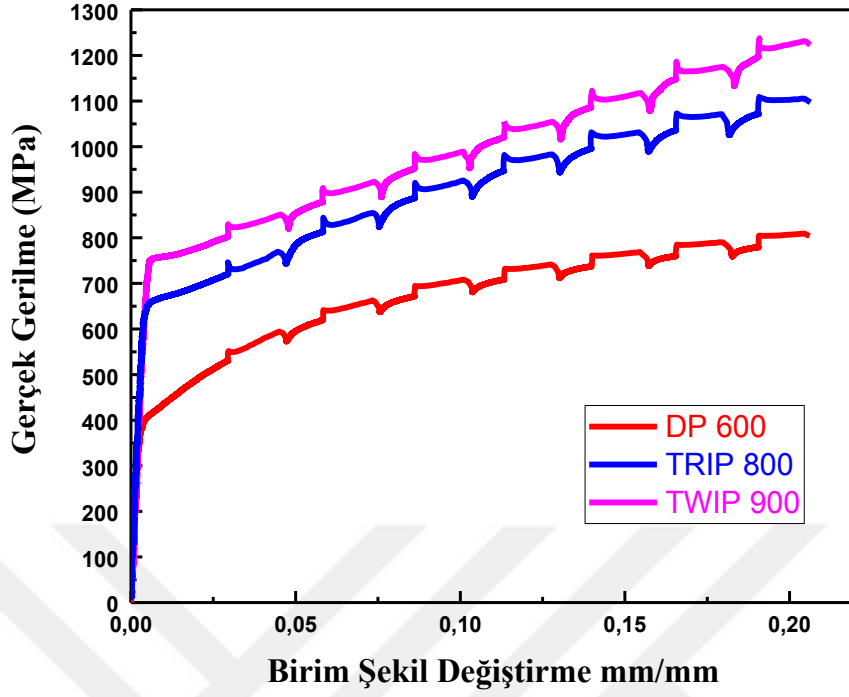
Şekil 5.18'de TWIP 900 yüksek mukavemetli çeliğinin deney sonuçları incelendiğinde; pekleşme katsayısının DP 600 ve TRIP 800 çeliklerinden daha yüksek olduğu bu nedenle TWIP 900 çeliğinde boyun vermeden çok daha düzgün bir uzama görülmektedir. TWIP 900 çeliğinde de TRIP ve DP çeliklerinde olduğu gibi deformasyon oranının ve fırında

sertleştirme süresinin artmasıyla pekleşme üssünün ve mukavemet kat sayısının azaldığı görülmüştür. Bu durum martenzitik dönüşümün bir etkisi olarak açıklanabilir. Yüksek deformasyon oranlarında ara yüzeyde dislokasyonların bir birini kilitlemesi sonucunda pekleşme yavaşlar. Gerilmenin azalması pekleşmenin yavaşlamasını tetiklemesi ile birlikte pekleşme hızı önemli oranda azalmasına neden olur.

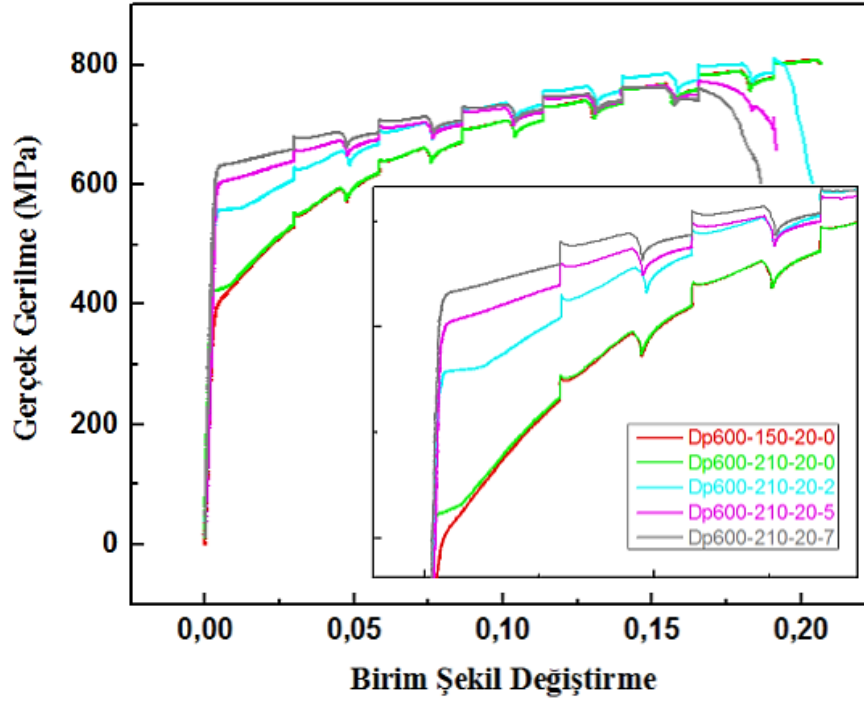
5.4 Şekillendirme Oranı (m) Hassasiyetinin İncelenmesi

Şekillendirme oranı hassasiyeti de malzemelerin mekanik özellikleri üzerinde etkili olmaktadır. Malzemelerin gerilim-gerinim eğrisi ve şekillendirilebilirlik kabiliyetini pekleşme karakteristiğinin yanı sıra pekleşme oranı hassasiyeti de önemli ölçüde etkilemektedir. Şekillendirme hızına bağlı olarak bazı çeliklerin sertleşme kabiliyetlerinin arttığı görülmektedir. Şekil değişimi hızının farklılaşmasıyla sertleşebilme yeteneğine sahip bir çeliğe çekme testi uygulandığında (farklı hızlarda) gerilim gerinim eğrilerinin aynı olmadığı, yüksek çekme hızına maruz bırakılan numunenin akma dayanımının daha yüksek olduğu görülmektedir. Deformasyon oranı hassasiyetinin bizim için önemli olmasının bir diğer nedeni de malzemenin sünekliliğini etkiliyor olmasıdır. Bir malzemenin deformasyon oranı hassasiyetinin yüksek olması yüksek sünekliliğe işaret etmektedir. Dolayısıyla hassasiyet ne kadar yüksekse plastik kararsızlığın başlaması da o kadar geç olmaktadır.

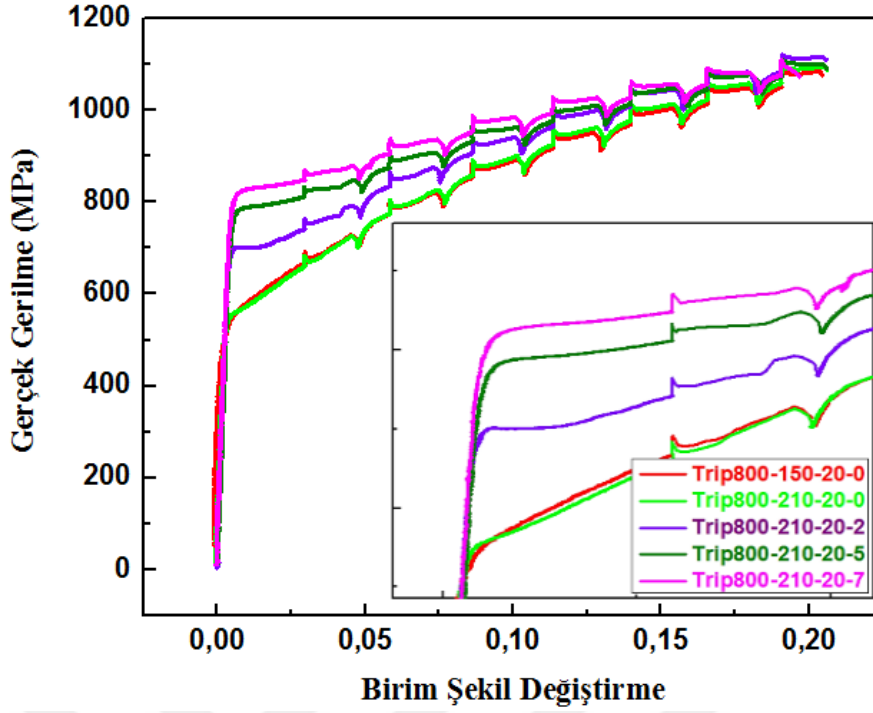
Malzemelere ait deformasyon oranı hassasiyetinin belirlenmesinde daha öncede belirtildiği üzere sıçrama testi (jump testi) uygulanmıştır. Deformasyon hızı olarak 1mm/dk ile 100mm/dk seçilmiştir. Üç farklı deney numunesine 100 katlık bir hız farkı oluşturularak uygulanan sıçrama deneyi sonucunda elde edilen grafikler Şekil 5.19, veri sonuçları ise EK-D, EK-E ve EK-F gösterilmiştir.



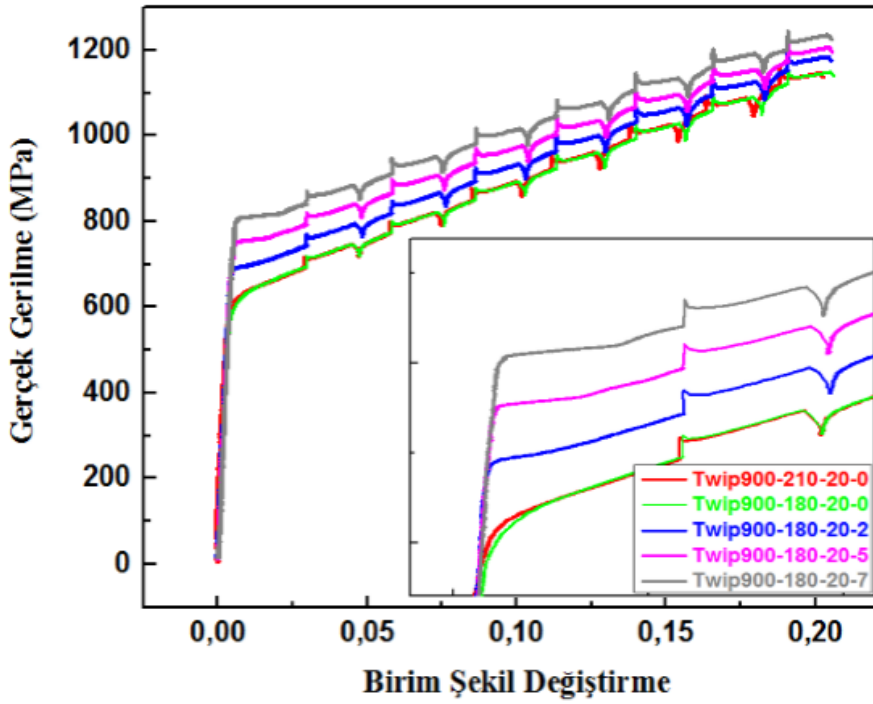
Şekil 5.19. Sıçrama (jump) testi uygulanmış DP 600/TRIP 800/TWIP 900 çeliklerinin akma eğrileri



Şekil 5.20. Sıçrama (jump) testi uygulanmış DP 600 çeliğinin akma eğrisi



Şekil 5.21. Sıçrama (jump) testi uygulanmış TRIP 800 çeliğinin akma eğrisi



Şekil 5.22. Sıçrama (jump) testi uygulanmış TWIP 900 çeliğinin akma eğrisi

Yukarıda verilen şekiller incelendiğinde malzemelerin deformasyon oranı hassasiyetinin farklı deformasyon miktarları ve farklı fırında sertleştirme sıcaklıkları için değişiklik

gösterdiği gözlemlenmiştir. Deney numuneleri çeliklerin şekillendirme oranı hassasiyetleri sıçrama test yöntemi uygulanarak birim deformasyon, şekillendirme sıcaklığı ve hıza göre değişimi yukarıdaki şekillerde verilmiştir. Elde edilen analiz sonuçları ve Şekil 5.20, şekil 5.21 ve Şekil 5.22’de verilen şekiller incelendiğinde genel itibari ile yüksek mukavemetli çeliklere (DP 600, TRIP 800, TWIP 900) ait deformasyon oranı hassasiyeti uygulana deformasyonla birlikte farklılık göstermiştir. Anı zamanda farklı şekillendirme sıcaklıklarında elde edilen akma eğrilerinden elde edilen hesaplama sonuçları deformasyon hız oranını hassasiyetinin (m) değişmesi ile de değişiklik göstermektedir. Şekillendirme hız oranı hassasiyet değeri (m) genel itibari ile malzemelere uygulanana deformasyon oranı ve şekillendirme sıcaklığı arttıkça azalma göstermiştir.



BÖLÜM VI

SONUÇLAR

Bu tez çalışması kapsamında ileri teknoloji yüksek mukavemetli DP 600, TRIP 800 ve TWIP 900 çeliklere uygulanan ön deformasyon ve fırında sertleştirme işlemlerinin çeliklerin mekanik özellikler üzerindeki etkilerine yönelik araştırmalar gerçekleştirilmiştir. Fırında sertleştirmeye etki eden; ön deformasyonun, yapıda çözünen atomların, pişirme sıcaklığı ve süresinin, şekil değiştirme hızının, alaşım elementlerinin yapılan mekanik testler neticesinde elde edilen verilerin araştırılması ile malzemenin akma eğrisinin malzemenin mekanik özellikleri üzerindeki etkileri incelenmiştir. Yüksek mukavemetli DP 600, TRIP 800 ve TWIP 900 çeliklere %0, %2, %5 ve %7 ön deformasyonun ardından 150 °C, 180 °C ve 210 °C sıcaklıklarda 20 dk, 40 dk ve 60 dk sürelerde fırında sertleştirme işlemi uygulanmıştır.

Tez kapsamında yukarıda belirtilen çalışmalar neticesinde aşağıda belirtilen sonuçlar elde edilmiştir.

Çift fazlı çeliklerin ön deformasyon işlemi uygulanmamış numunelerinin gerilme-birim şekil değiştirme eğrileri sürekli akma davranışı göstermiştir. Sürekli akma durumu martenzitik dönüşüm sırasında martenzite sınır olan ferrit içerisinde oluşan dislokasyonların serbest olarak hareket etmesiyle meydana gelmektedir.

Gerçekleştirilen çalışmalar neticesinde elde edilen veriler DP 600 çeliğinin akma eğrisinin deformasyon oranına bağlı olduğunu göstermektedir. Deformasyon oranının artmasıyla malzemenin akma dayanımı artarken şekillendirilebilme kabiliyeti azalmıştır. Bu durum malzeme içerisinde meydana gelen martenzitik dönüşümün etkisiyle malzemede dislokasyon yoğunluğunun artması ve var olan dislokasyonların hem birbirlerini kilitlemesi, hem de katı ergiyik içerisinde serbest halde bulunan C atomlarının bu dislokasyonlara difüz edip hareketini engellemesinden kaynaklanmaktadır.

Ön deformasyonla birlikte farklı sıcaklık ve süre parametrelerinde gerçekleştirilen fırında sertleştirme işlemiyle birlikte çift fazlı numunelerin akma ve çekme dayanımlarında artma görülürken, % uzama değerlerinde azalma olmuştur. Bu durum fırında sertleştirme

sürecinde dislokasyonların arayer atomları tarafından veya karbonitrür gibi çökeltiler tarafından engellenmesiyle ortaya çıkmıştır.

Çift fazlı çeliklerin yüksek deformasyon oranlarında, 210 °C sıcaklıkta (yüksek) ve 60 dakikada fırında sertleştirme işlemiyle birlikte akma dayanımında ve % uzama değerlerinde ciddi bir değişiklik görülmemiştir. Yüksek deformasyon ve sıcaklık oranlarında akma dayanımının sınırlı artış göstermesini sebebi yapı içerisinde bulunan dislokasyonların yoğunluğunun maksimum seviye ulaşması gösterilebilir.

Düşük deformasyon ve düşük fırında sertleşme sıcaklıklarında DP 600 çeliğinin pekleşme kabiliyeti en yüksek değeri almıştır. Deformasyon ve fırında sertleşme sıcaklığını artması ile pekleşme kat sayısının kademeli olarak azaldığı görülmüştür. Bunun nedeni olarak fırınlama sürecinde martenzit içerisindeki karbürlerin kabalaşması (hacimce artış göstermesi), çökeltilerin büyümesi ve çökeltilerin arasındaki mesafenin artması gösterilebilir. Çökeltilerin büyümesi ve aralarındaki mesafenin artması dislokasyonların engellenmeden rahat hareket etmesine neden olmuştur.

TRIP 800 numunesinin deney sonuçları incelendiğinde malzemenin akma mukavemetinin deformasyon, sıcaklık ve süre ile beraber artma gözlenmiştir.

Deformasyon oranının artmasıyla TRIP 800 malzemesinin akma dayanımında ciddi bir artış görülürken, artan deformasyonla malzemenin şekillendirme kabiliyetinin de önemli oranda azaldığı görülmüştür.

TRIP 800 yüksek mukavemetli çeliğine uygulanan farklı deformasyon oranlarıyla birlikte akma dayanımında belirgin bir artış gözlenmiştir. %2 ön deformasyon etkisiyle malzeme de yaklaşık 37 MPa 'lık akma dayanımında artış görülürken; %5 ön deformasyon etkisinde 70 MPa ve %7 ön deformasyon oranında 104 MPa 'lık akma dayanımı elde edilmiştir.

Gerilme birim deformasyon eğrisi incelendiğine elde edilen veriler TRIP 800 çeliğinin akma eğrisinin fırında sertleşme sıcaklığının ve süresine bağlı olduğunu göstermektedir. Artan fırında sertleşme sıcaklığıyla birlikte malzemenin dayanımı artarken

şekillendirilebilme kabiliyeti azalmaktadır. Bu durum da doğrudan malzeme içerisinde meydana gelen martenzitik dönüşümün etkisine dayanmaktadır.

150 °C 'de 20 dakika fırında sertleştirme ile 72 MPa 'lık dayanım artışı görülürken, 150 °C 'de 60 dakika da 153 MPa 'lık bir artış gözlemlenmiştir. Fakat bununla birlikte artan fırında sertleşme sıcaklıklarında sertleştirme süresinin etkisinin azaldığı görülmüştür. 150 °C 'de artış 80 MPa iken 210 °C 'deki artış 40 MPa olarak ölçülmüştür. Bunun sebebi olarakta Rocha ve arkadaşları yapmış oldukları çalışmayla aşırı yaşlanma sürecinde martenzit içerisindeki karbürlerin kabalaşarak dayanımdaki azalmaya katkıda bulunduğunu rapor etmişlerdir. Rocha ve arkadaşları yapmış oldukları çalışma TRIP 800 çelikleriyle gerçekleştirilen çalışmayı desteklemektedir.

Sonuçlar incelendiğinde TRIP 800 malzemesinin pekleşme üsteli değeri n ile mukavemet katsayısı K , değerleri deformasyon oranının ve fırında sertleşme sıcaklığının artması ile azaldığı görülmektedir.

TWIP 900 çeliğinde de TRIP ve DP çeliklerinde olduğu gibi deformasyon oranının ve fırında sertleştirme sıcaklığının artmasıyla malzemenin akma dayanımında artış gözlemlendi. Sıcaklığının artmasıyla malzemenin Hata Yığılma Enerjisi artış göstermektedir. Hata Yığılma Enerjisinin artmasıyla malzemede TWIP etkisi baskın bir şekilde görülmektedir. Bununla birlikte yüksek deformasyonun veya pişirme sıcaklığının tek başına önemli ölçüde mukavemet artışına katkısının olmadığını göstermektedir.

Deformasyonu ve fırınlama sıcaklığı doğru orantılı olarak arttırıldığında malzemenin akma dayanımının arttığı gözlemlendi. Yapılan çalışmada %7 ön deformasyon ve 210 °C de fırında sertleştirme işlemi sonucunda malzeme yaklaşık 115 MPa akma dayanımı artışı ile en yüksek sonuca ulaşmıştır. Bu demek oluyor ki fırında sertleşme sıcaklığının ve deformasyon oranının artması ile malzemenin akma dayanımı da artmaktadır.

TWIP 900 yüksek mukavemetli çeliğinin deney sonuçları incelendiğinde; pekleşme katsayısının DP 600 ve TRIP 800 çeliklerinden daha yüksek olduğu bu nedenle TWIP 900 çeliğinde boyun vermeden çok daha düzgün bir uzama görülmektedir.

TWIP 900 çeliğinde de TRIP ve DP çeliklerinde olduğu gibi deformasyon oranının ve fırında sertleştirme süresinin artmasıyla pekleşme üssünün ve mukavemet kat sayısının azaldığı görülmüştür. Bu durum martenzitik dönüşümün bir etkisi olarak açıklanabilir. Yüksek deformasyon oranlarında ara yüzeyde dislokasyonların bir birini kilitlemesi sonucunda pekleşme yavaşlar. Gerilmenin azalması pekleşmenin yavaşlamasını tetiklemesi ile birlikte pekleşme hızı önemli oranda azalmasına neden olur.



KAYNAKLAR

ASM International Handbook Committee, Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys, ASM Handbook, Vol. 1, *ASM International*, Materials Park Ohio, 2005

Baker, L., Daniel, S. and Parker, J.D., “Metallurgy and processing of ultra-low carbon bake hardening steels”; *Materials Science and Technology*; Vol.18; 355-368, 2002.

Basu, A. and Bar, H.N., “*Study of Bake-hardening behaviour of ultra-low carbon BH 220 steel at different strain rates*”,2014.

Berrahmoune, M.R., Berveiller, S., Inal, K., Moulin, A. and Pator, E., “Analysis of the martensitic transformation at various scales in TRIP steel”, *Mater. Sci. Eng.*, A, 378, 304-307, 2004.

Bhadeshia H. K. D. H., Phase transformations contributing to the properties of modern steels, *Bulletin of The Polish Academy of Science: Technical Sciences*, 58, 255-265, 2010.

Bolvadin, H. and Tekin, E., “Çift Fazlı İçyapı Oluşturma İşleminin Yapı Çeliklerine Etkileri”,4, 1991.

Bramfitt, B.L. and Benschoter, A. O., Metallographer’s Guide: Practises and Procedures for Irons and Steels, First Printing, *ASM International*, Materials Park Ohio, 2002.

Chen, L., Zhao, Y. and Qin, X., Some aspects of high manganese twinning-induced plasticity (TWIP) steel, a review, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 26, 1-15, 2013.

Chiang, J., Lawrence B., Boyd D.J. and Pilkey, K.A., "Effect of microstructure on retained austenite stability and work hardening of TRIP steels", *Mater. Sci. Eng., A*, 528, 4516-4521, 2011.

Cottrell, A.H. and Bitby, B.A., "Dislocation theory of yielding and strain ageing of iron.", *Proc Phys Soc London Sect A*, 62, 49, 1949.

Curtze, S., Kuokkala, V., Hokka, M. and Peura, P. "Deformation behavior of TRIP and DP steels in tension at different temperatures over a wide range of strain rates", *Mater. Sci. Eng., A*, 507(1-2), 124-131, 2009.

Curtze, S. and Kuokkala, V., Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate, *Acta Materialia*, 58, 5129-5141, 2010.

Çimenoglu, H. and Kayalı, E. S., "Yield Effects in As-Ouenced Dual-Phase Steels", *Scripta Metallurgica et Materialia*, Vol.24, pp.2437-2442, 1990.

Das, S., Timokhina, I., Singh, S. B., Pereloma, E. and Mohanty, O. N., "Effect of bainitic transformation on bake hardening in TRIP assisted steel", *Mat Sci Eng a-Struct*, 534, 485-494, 2012.

Davies, R.G., "The Deformation Behaviour of Vanadium Strengthened Dual-Phase Steels", *Metallurgical Transactions*, Vol.9A, pp. 41-52i, 1978,

Davies, R.G., "Influence of Martensite Composition and Content on The Properties of Dual-Phase Steels", *Metallurgical Transactions*, Vol.18A, pp. 671-679, 1978.

De Cooman, B., Chin, K. and Kim, J., High Mn TWIP steels for automotive applications, New Trends and Developments in Automotive System Engineering, *In Tech*, 101-128, 2011.

Dehghani, K. and Jonas, J.; *Metallurgical and Materials TransactionsA*, Vol. 31A, pp. 1375 – 1384, 2000.

Dehghani, K. and Shafiei, A., "Predicting the bake hardenability of steels using neural network modeling", *Materials Letters*, 2, 62, 173-178, 2008.

Dehghani, K. and Mohammad A., "Optimizing the bake hardening behavior of Al7075 using response surface methodology", *Materials & Design*, 4, 31, 1768-1775, 2010.

Dehghani, K., Kamran, "Bake hardening of nanograin AA7075 aluminum alloy", *Materials Science and Engineering: A*, 0, 530, 618-623, 2011.

Denizli Malzeme Sempozyumu Bildiri Kitapçığı, s. 249-262.

Ding, H., Tang, Z., Li, W., Wang, M. and Song, D., Microstructures and Mechanical Properties of Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP Steels, *Journal of Iron and Steel Research, International*, 13, 66-70, 2006.

Ding, H., Qiu, C., Tang, Z., Zeng, J. and Yang, P., Formability of TRIP/TWIP Steel Containing Manganese of 18.8%, *Journal of Iron and Steel Research, International*, 18, 36-40, 2011.

Ding, H., Song, D., Tang, Z. and Yang, P., Strain hardening behavior of a TRIP/TWIP steel with 18.8% Mn, *Materials Science and Engineering: A*, 528, 868-873, 2011.

Durrenberger, L., Lemoine, X. and Molinari, A., "Effects of pre-strain and bake-hardening on the crash properties of a top-hat section", *Journal of Materials Processing Technology*, 12, 211, 1937-1947, 2011.

Dutta V. B., Suresh S. and Ritchie R. O., Fatigue crack propagation in dual-phase steels effects of ferritic-martensitic microstructures on crack path morphology, *Metallurgical Transactions A*, 15, 1193-1207, 1984.

Džupon M., Parilák L., Kollárová M. and Sinaiová I., Dual phase ferrite-martensitic steel micro-alloyed with V-Nb, *Metalurgija*, 46, 15-20, 2007.

Elsen, P. and Hougardy, H. P.; Steel Research, Vol. 64, pp. 431 –436, 1993.

Erdoğan M., The effect of new ferrite content on the tensile fracture behaviour of dual phase steels, *Journal of Materials Science*, 37, 3623-3630, 2002.

Gao L., Zhou Y. M., Liu J. L., Shen X. D. and Ren Z. M., Effect of water quenching process on the microstructure and magnetic property of cold rolled dual phase steel, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 322, 929–933, 2010,

Girault, E., Martens, A., Jacques, P., Houbaert, Y., Verlinden, B. and Van Humbeeck, J., “Comparison of the Effects of Silicon and Aluminium on the Tensile Behaviour of Multiphase TRIP-Assisted Steels”, *Scripta Materialia* 44, 885-892, 2001.

Grassel, O., Krüger, L., Frommeyer, G. and Meyer, L.W., High strength Fe–Mn–(Al, Si) TRIP/TWIP steels development properties application, *International Journal of Plasticity*, 16,1391-1409, 2005.

Gündüz, S., “Static strain ageing behaviour of dual phase steels”, *Materials Science and Engineering A*, 486/1-2: 63-71, 2008.

Güral, A., “Çift Fazlı Çeliklerde Martensit Hacim Oranı ve Morfolojisinin İşlenebilirlik Özellikleri Üzerine Etkileri”, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, *Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 1999.

Hamada, A.S, Manufacturing, mechanical properties and corrosion behaviour of high Mn TWIP steels, *Acta Universitatis Ouluensis C*, 281, 1-51, 2007.

<http://www.arcelormittal.com/automotive>, 2017.

http://www.jfe-21st-cf.or.jp/chapter_1/1b_2.html, 10 Aralık 2016.

<http://www.worldautosteel.org>, 2017.

Jimenez, J.A., Carsi, M., Ruano, O.A. and Frommeyer, G., “Effect of Testing Temperature and Strain Ration the Transformation Behavior of Retained Austenite in Low-alloyed Multiphase Steel”, *Materials Science and Engineering A*, in press, 2009

Jung, J., Lee, O., Park, Y., Kim, D., Jin, K., Kim, S. and Song, K., Microstructure and mechanical properties of high Mn TWIP steels, *Journal of the Korean Institute of Metals and Materials*, 46, 627-633, 2008.

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, 505-514, 2001.

Korzekwa D. A., Matlock D. K. and Krauss G., Dislocation substructure as a function of strain in a dual-phase steel, *Metallurgical Transactions A*, 15, 1221-1228, 1984.

Kostorz G. and Delaey L., *Phase transformations in materials: diffusionless transformations*, Wiley-WCH, 585-654, 2001.

Krauss G., *Steels: Processing, Structure and Performance*, First printing, ASM International, *Materials Park Ohio*, 2005.

Kvačkaj, T. and Mamuzič, I., "Development of bake hardening effect by plastic deformation and annealing conditions", *Metalurgija*, 1, 45, 51, 2006.

Kılıç S., “TWIP Çeliklerde İkizlenme Mekanizmasının Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi”, Doktora Tezi, Niğde Üniversitesi, **Fen Bilimleri Enstitüsü**, Niğde, 2016.

Kim, S.; Effect on the chemical composition and processing variables on the bake hardenability of ULC high strength steel; Research work in BAMPRI and POSCO.

Lee, M.-G., Kim, D., Kim, C., Wenner, M.L. and Chung, K., Spring-back evaluation of automotive sheets based on isotropic–kinematic hardening laws and non-quadratic

anisotropic yield functions, part III: applications, *International Journal of Plasticity*, 21, 915-953, 2005.

Leslie, W. C.; The Physical Metallurgy of Steels, McGraw Hill Book Company, New York, 1981.

Marder, A. R., "The Effect of Heat Treatment of The Properties Structure of Molybdenum and Vanadium Dual-Phase Steels", *Metallurgical Transactions*, Vol. 12A, pp.1569-1579, 1981.

Meyers, M.A. and Chawla, C.; Strengthening Mechanisms- Grain size strengthening; Part III; Chapter 14; 495-515.

Mizui, N.: Proc. Conf. on 'Modern LC and ULC sheet steels for cold forming ± processing and properties', Verlag Mainz, Aachen, 169 ± 178; 1998.

Momeni, A., Dehghani, K., Abbasi, S. and Torkan, K., "Bake hardening of a low carbon steel for automotive applications ", *Metalurgija*, 2, 13, 131-138, 2007.

Muransky, O., Zrník, J., Lukas, P., Jencus, P., Novy, Z., Acta Metal, Cilt: 10, 228-234, 2004

Pereloma, E. V., Russell, K. F., Miller, M. K. and Timokhina, I. B., "Effect of pre-straining and bake hardening on the microstructure of thermomechanically processed CMnSi TRIP steels with and without Nb and Mo additions", *Scripta Materialia*, 12, 58, 1078-1081, 2008.

Rashid, M. S., "Relationship Between Steel Microstructure and Formability of Formable HSLA and Dual Phase Steels", Ed. By., Davenport, A.T., *AIME*, pp. 1-26, 1977.

Rocha R. O., Melo T. M. F., Pereloma E. V. and Santos D. B., Microstructural evolution at the initial stages of continuous annealing of cold rolled dual-phase steel, *Materials Science and Engineering A*, 391, 296–304, 2005.

Saeed-Akbari, A., CImlau, J., Prah, U. and Bleck, W., Derivation and Variation in Composition-Dependent Stacking Fault Energy Maps Based on Subregular Solution Model in High-Manganese Steels, **Metall and Mat Trans A**, 40, 3076-3090, 2009.

Sakata, K., Satoh, S., Kato, T. and Hashimoto O.; **Metallurgical principles and their applications for producing extra low carbon IF steels with deep drawability and bake hardenability**; Invited lecture; 279-288, May 10-11th 1994.

Saleh M. H. and Priestner R., Retained austenite in dual-phase silicon steels and its effect on mechanical properties, **Journal of Materials Processing Technology**, 113, 587-593, 2001.

Sarwar, M., and Priestner R., “Influence of Ferrite-Martensite Microstructural Morphology on Tensile of Dual-Phase Steel”, **Journal of Materials Science**, Vol. 31, pp. 2091-2095, 1996.

Satoh, S., Okada, S., Kato, T., Hashimoto, O., Hanazawa, T. and Tsuenekawa, H.; Development of bake hardening high strength cold rolled sheet steels for automobile exposed panels; **Kawasaki Steel Technical Report** No. 27; 31-38, 1992.

Shalfan, W.; **Bake hardenability of microalloyed ULC steels**; Ph.D. Thesis; Colorado School of Mines; 2001.

Shirazi H., Miyamoto G., Nedjad S. H., Ghasemi-Nanesa H., Ahmadabadi M. N. and Furuhashi T., Microstructural evaluation of austenite reversion during intercritical annealing of Fe–Ni Mn martensitic steel, **Journal of Alloys and Compounds**, DOI:02.015, 2012.

Speich, G. R. and Miller, R. L., “**Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Dual-Phase Steels**”, Ed. By. Kot, R.A. and Morris, J.W., AIME, pp.145-181, 1979.

Speich GR., “Physical metallurgy of dual-phase steels”, **AIME, Warrendale**, 3-45, 1981.

Speich, G. R., Demarest, V. A. and Miller, R. L., “*Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels*”, Metallurgical Transactions A, Vol. 12A, pp.1419-1428, 1981.

Sun X., Choi K. S., Liu W. N. and Khaleel M. A., Predicting failure modes and ductility of dual phase steels using plastic strain localization, *International Journal of Plasticity*, 25, 1888–1909, 2009.

Tatsumi, K., Okumura, N. and Funaki S.; *Dependence of grain boundary segregation of phosphorus on temperature and grain boundary misorientation in a iron*; Grain boundary Structure and related Phenomena Proceedings of JIMIS-4; 427-434, 1986.

Timokhina, I. B., Pereloma, E. V., Ringer, S. P., Zheng, R. K. and Hodgson, P. D., "Characterization of the Bake-hardening Behavior of Transformation Induced Plasticity and Dual-phase Steels Using Advanced Analytical Techniques", *Isij International*, 4, 50, 574-582, 2010.

Thomas, G. and Koo, J. K., “Developments in Strong Ductile Duplex Ferritic-Martensitic Steels Structure and Properties of Dual-Phase Steels”, *Ed. By. Kot, R.A., and Morris, J.W., AIME*, pp.184-201, 1979.

Toros S., “TRIP 800 Çeliğinin Şekillendirme Kabiliyetinin İncelenmesi ve Modellenmesi”, Doktora Tezi, Niğde Üniversitesi, *Fen Bilimleri Enstitüsü*, Niğde, 2013.

Ulu S., Çift fazlı çelikler, *Electronic Journal of Machine Technologies*, 6, 100-113, 2009.

Twardowski, R., Steinmetz, D. and Prah, U., Flow Curve and Failure Modeling for High-Mn Steels on a Microstructural Scale, *steel research international*, 83, 340-345, 2012.

Vandeputte, S., De, A. K. and De Cooman, B. C.; *Scripta Materialia*, Vol. 41, pp. 831 – 837, 1999.

Van Snick, A., Lips, K., Vandeputte, S., De Cooman, B. C. and Dilewijns J.; Proc. Conf. On “Modern LC and ULC sheet steels for cold forming: processing and properties”, Vol. II (ed. W. Bleck), *Institute of Ferrous Metallurgy*, Aachen, Germany, pp. 413 – 424, 1998.

Wang, Hua, Shi, Wen, He, Yan-lin, Lu, Xiao-gang, Li, Lin, "Effect of Overaging on Solute Distributions and Bake Hardening Phenomenon in Bake Hardening Steels", *Journal of Iron and Steel Research, International*, 1, 19, 53-59, 2012.

Zhao, J. Z., De, A. K. and De Cooman, B. C.; ISIJ International, Vol. 40, pp. 725-730, 2000.

Zrník, J., Stejskal, O., Nový, Z., Hornák, P. and Fujda, M., “Structure dependence of the TRIP phenomenon in Si–Mn bulk steel”. *Materials Science and Engineering A*, 462(1-2), 253-258, 2007.

Ek-A: DP 600 Çeliği Deneysel Veri ve Analiz Sonuçları

DP 600 çeliği 20dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 150°C	%2 150°C	%5 150°C	%7 150°C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	447,5	524,038	582,448	596,947
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	607,692	618,846	621,923	616,827
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	18,299	15,346	12,597	10,667
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	27,128	24,715	22,865	21,608
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2237	0,2048	0,1897	0,1860
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2508	0,2274	0,2090	0,2045
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,2114	0,1469	0,088	0,069
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1055,5	946,42	836,09	784,73
DP 600 çeliği 40dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 150°C	%2 150°C	%5 150°C	%7 150°C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	447,212	522,692	590,256	600,032
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	605,298	614,712	624,712	617,308
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	19,091	15,387	12,422	9,410
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	27,962	25,314	20,371	21,305
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2309	0,2110	0,1737	0,1765
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2598	0,2350	0,1897	0,1931
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,207	0,144	0,083	0,057
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1042,4	936,84	838,51	768,03

Ek-A (Devam): DP 600 Çeliği Deneysel Veri ve Analiz Sonuçları

DP 600 çeliği 60dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 150 °C	%2 150 °C	%5 150 °C	%7 150 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	444,002	542,404	593,585	625,385
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	604,514	627,5	624,327	638,365
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	18,155	14,299	10,522	7,800
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	28,557	24,306	21,800	19,294
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2349	0,2031	0,1814	0,1624
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2648	0,2252	0,1989	0,1764
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,213	0,139	0,079	0,048
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1054,2	948,21	813,45	774,59
DP 600 çeliği 20dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 180 °C	%2 180 °C	%5 180 °C	%7 180 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	450,096	513,698	588,308	615
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	610,289	608,462	620,865	630,289
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	18,408	16,108	11,934	9,257
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	29,150	26,704	22,163	19,168
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2398	0,2206	0,1852	0,1615
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2711	0,2469	0,2035	0,1753
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,210	0,146	0,0806	0,054
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1055,9	927,97	819,57	777,3

Ek-A (Devam): DP 600 Çeliği Deneysel Veri ve Analiz Sonuçları

DP 600 çeliği 40dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 180 °C	%2 180 °C	%5 180 °C	%7 180 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	450,529	521,587	594,039	611,226
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	610,385	610,673	625,962	625,385
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	17,866	15,689	10,434	8,266
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	28,336	25,611	22,390	20,267
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2344	0,2139	0,1873	0,1693
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2642	0,2385	0,2060	0,1845
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,209	0,143	0,075	0,053
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1056,1	928,16	813,35	769,24
DP 600 çeliği 60dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 180 °C	%2 180 °C	%5 180 °C	%7 180 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	444,002	542,404	593,585	625,385
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	604,619	627,5	624,327	637,365
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	18,155	14,230	10,522	7,800
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	28,557	24,306	21,800	19,294
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2349	0,2031	0,1814	0,1624
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2648	0,2252	0,1989	0,1764
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,213	0,139	0,075	0,044
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1054,2	947,99	814,16	760,6

Ek-A (Devam): DP 600 Çeliği Deneysel Veri ve Analiz Sonuçları

DP 600 çeliği 20dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 210 °C	%2 210 °C	%5 210 °C	%7 210 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	443,75	530,769	598,654	627,019
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	604,904	618,654	630,192	642,308
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	18,749	15,371	10,188	7,927
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	28,95	25,903	22,892	19,379
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2372	0,2147	0,1888	0,1630
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2677	0,2396	0,2078	0,1771
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,213	0,140	0,074	0,049
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1054	934,91	813,37	780,48
DP 600 çeliği 40dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 210 °C	%2 210 °C	%5 210 °C	%7 210 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	432,885	534,808	605	632,789
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	601,058	627,596	640,769	651,539
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	18,107	14,284	9,294	6,526
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	27,753	24,542	20,218	16,983
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2305	0,2064	0,1705	0,1456
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2593	0,2293	0,1860	0,1568
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,209	0,093	0,078	0,042
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1040,9	841,02	842,85	771,54

Ek-A (Devam): DP 600 Çeliği Deneysel Veri ve Analiz Sonuçları

DP 600 çeliği 60dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 210 °C	%2 210 °C	%5 210 °C	%7 210 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	453,665	544,904	601,539	633,929
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	605,673	627,981	639,135	659,904
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	16,991	13,263	9,509	7,270
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	26,919	22,399	18,265	17,041
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2253	0,1922	0,1577	0,1461
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2528	0,2120	0,1709	0,1574
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,205	0,085	0,070	0,045
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1042,5	825,5	820,17	787,7

Ek-B: TRIP 800 Çeliği Deneysel Veri ve Analiz Sonuçları

TRIP 800 çeliği 20dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 150 °C	%2 150 °C	%5 150 °C	%7 150 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	581,917	629,333	730,639	777,667
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	782,333	809,833	836,25	851,833
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	25,306	24,254	20,197	17,295
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	33,210	31,866	27,092	23,656
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2626	0,2531	0,2177	0,1925
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,3004	0,2881	0,2433	0,2123
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,216	0,195	0,129	0,105
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1336	1330,4	1215,6	1181,1
TRIP 800 çeliği 40dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 150 °C	%2 150 °C	%5 150 °C	%7 150 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	601,583	660,83	748,5	777,25
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	837,25	831,25	846,083	849,75
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	23,896	21,689	19,268	17,409
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	30,689	29,326	25,893	25,427
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2481	0,2367	0,2098	0,2042
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2816	0,2671	0,2335	0,2266
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,232	0,174	0,121	0,100
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1471,3	1313,9	1210,8	1162,8

Ek-B (Devam): TRIP 800 Çeliği Deneysel Veri ve Analiz Sonuçları

TRIP 800 çeliği 60dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 150 °C	%2 150 °C	%5 150 °C	%7 150 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	590,194	683,25	755,967	780,083
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	819,5	854,833	860,917	848,5
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	24,339	21,481	19,201	18,392
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	31,846	28,692	26,554	25,402
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2577	0,2347	0,2164	0,2040
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2940	0,2646	0,2416	0,2264
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,227	0,160	0,122	0,102
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1425,3	1309,4	1231,1	1167,7
TRIP 800 çeliği 20dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 180 °C	%2 180 °C	%5 180 °C	%7 180 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	588,283	683,875	754,333	793,833
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	822,667	863	855,5	864,75
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	24,593	22,041	18,815	17,056
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	31,380	29,200	27,067	24,061
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2553	0,2366	0,2146	0,1952
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2909	0,2670	0,2394	0,2156
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,238	0,159	0,117	0,101
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1457,6	1318,7	1209,3	1186,8

Ek-B (Devam): TRIP 800 Çeliği Deneysel Veri ve Analiz Sonuçları

TRIP 800 çeliği 40dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 180 °C	%2 180 °C	%5 180 °C	%7 180 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	592,806	653,75	763,317	794,917
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	831	809,667	867,833	860,917
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	24,837	23,181	19,072	17,716
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	31,923	30,350	26,315	24,963
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2553	0,2276	0,2103	0,2011
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2909	0,2557	0,2341	0,2228
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,237	0,134	0,117	0,096
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1468,2	1174,4	1226,5	1169,3
TRIP 800 çeliği 60dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 180 °C	%2 180 °C	%5 180 °C	%7 180 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	609	676,625	773,5	801,5
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	844,5	851,5	867,333	865,75
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	24,347	22,370	19,242	16,874
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	32,128	29,243	27,124	23,195
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2575	0,2375	0,2194	0,1894
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2937	0,2681	0,2454	0,2086
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,231	0,137	0,111	0,094
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1482,9	1240,3	1214,5	1172

Ek-B (Devam): TRIP 800 Çeliği Deneysel Veri ve Analiz Sonuçları

TRIP 800 eliği 20dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 210 �C	%2 210 �C	%5 210 �C	%7 210 �C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	607,806	675,25	768,194	782,667
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	831,667	844,167	864,167	847,75
Őniform Műhendislik Birim Őekil DeđiŐtirme (%)	25 mm/dk	24,303	21,605	19,173	18,320
Toplam Műhendislik Birim Őekil DeđiŐtirme (%)	25 mm/dk	31,058	29,12	26,744	25,619
Őniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2506	0,2349	0,2133	0,2053
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,2847	0,2649	0,2378	0,2280
Pekleşme Ősteli (n)	25 mm/dk	0,226	0,134	0,106	0,094
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1446	1220	1191	1147

Ek-C: TWIP 900 Çeliği Deneysel Veri ve Analiz Sonuçları

TWIP 900 çeliği 20dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 150 °C	%2 150 °C	%5 150 °C	%7 150 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	628,359	671,371	722,865	753,021
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	945,625	960	960,625	955,208
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	37,498	34,775	32,950	31,558
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	41,287	38,603	36,448	35,214
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,3091	0,2917	0,2745	0,2637
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,3622	0,3388	0,3160	0,3018
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,288	0,258	0,215	0,175
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1731,1	1689,9	1594,6	1483,5
TWIP 900 çeliği 40dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 150 °C	%2 150 °C	%5 150 °C	%7 150 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	635,729	671,458	728,785	762,708
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	955,104	960,208	963,021	955,625
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	37,668	37,698	33,409	31,154
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	41,257	40,982	37,830	35,120
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,3111	0,3043	0,2803	0,2630
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,3650	0,3558	0,3236	0,3009
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,289	0,264	0,194	0,165
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1750,2	1706,1	1532,4	1458,9

Ek-C (Devam): TWIP 900 Çeliği Deneysel Veri ve Analiz Sonuçları

TWIP 900 çeliği 60dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 150 °C	%2 150 °C	%5 150 °C	%7 150 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	632,5	665,365	723,646	764,256
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	951,25	946,354	957,708	964,271
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	38,848	35,408	34,303	32,176
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	42,14	39,704	37,838	35,961
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,3149	0,2995	0,2823	0,2678
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,3702	0,3493	0,3263	0,3071
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,291	0,258	0,196	0,168
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1749,4	1665,4	1533,1	1478,7
TWIP 900 çeliği 20dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 180 °C	%2 180 °C	%5 180 °C	%7 180 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	633.75	669.896	726.823	764.063
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	951.042	955.208	948.542	961.771
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	38.1299	36.4226	33.1987	30.1803
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	42.0123	40.4212	36.8874	3368.14
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,3137	0,3001	0,2763	0,2547
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,3685	0,3500	0,3183	0,2902
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,289	0,258	0,188	0.167
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1741,5	1678,6	1501,3	1471

Ek-C (Devam): TWIP 900 Çeliği Deneysel Veri ve Analiz Sonuçları

TWIP 900 çeliği 40dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 180 °C	%2 180 °C	%5 180 °C	%7 180 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	639,313	674,542	731,667	762,932
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	957,085	956,354	960,937	954,167
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	37,425	35,586	33,142	31,616
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	40,833	39,567	37,205	35,771
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,3084	0,2969	0,2784	0,2668
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,3613	0,3457	0,3211	0,3058
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,286	0,255	0,186	0,158
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1743,2	1676,4	1510,1	1435,4
TWIP 900 çeliği 60dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 180 °C	%2 180 °C	%5 180 °C	%7 180 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	640,938	670,521	734,896	768,75
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	959,167	942,292	961,354	956,771
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	38,351	35,684	33,789	31,012
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	41,890	39,868	37,370	35,538
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,3145	0,3002	0,2797	0,2553
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,3696	0,3502	0,3228	0,2909
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,289	0,249	0,184	0,156
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1757,2	1633,5	1507,6	1434,6

Ek-C (Devam): TWIP 900 Çeliği Deneysel Veri ve Analiz Sonuçları

TWIP900 çeliği 20dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 210 °C	%2 210 °C	%5 210 °C	%7 210 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	643,125	687,083	733,021	775,104
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	961,042	970,729	962,396	971,562
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	37,279	34,815	33,518	31,629
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	40,886	38,197	36,995	35,462
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,3107	0,2919	0,2784	0,2650
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,3644	0,3390	0,3211	0,3035
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,286	0,232	0,186	0,158
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1753,9	1633,5	1513,5	1464
TWIP 900 çeliği 40dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 210 °C	%2 210 °C	%5 210 °C	%7 210 °C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	639,271	687,188	740,651	774,167
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	955,833	967,917	969,687	965,312
Üniform Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	37,398	35,546	33,893	31,974
Toplam Mühendislik Birim Şekil Değiştirme (%)	25 mm/dk	0,3689	0,3492	0,3237	0,3030
Üniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	41,597	39,63	37,281	35,374
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,3140	0,2995	0,2804	0,2646
Pekleşme Üsteli (n)	25 mm/dk	0,286	0,219	0,178	0,151
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1740,8	1591,9	1502,1	1434,3

Ek-C (Devam): TWIP 900 Çeliği Deneysel Veri ve Analiz Sonuçları

TWIP 900 eliği 60dk	Birim Şekil Değiştirme Hızı	%0 210 C	%2 210 C	%5 210 C	%7 210 C
Akma Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	649,375	679,757	737,396	771,354
Çekme Dayanımı (MPa)	25 mm/dk	953,346	961,667	963,958	960,625
Őniform Műhendislik Birim Őekil DeđiŐtirme (%)	25 mm/dk	36,622	36,385	33,383	31,422
Toplam Műhendislik Birim Őekil DeđiŐtirme (%)	25 mm/dk	39,867	40,242	36,991	35,517
Őniform Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,3016	0,3004	0,2780	0,2653
Toplam Gerçek Birim Şekil Değiştirme	25 mm/dk	0,3521	0,3505	0,3205	0,3039
Pekleşme Ősteli (n)	25 mm/dk	0,278	0,217	0,172	0,151
Mukavemet Katsayısı (K)	25 mm/dk	1720,1	1573,8	1477,1	1427,6

Ek-D: DP 600 Çeliği Şekillendirme Hız duyarlılığı (m)

Deney numunesinin özellikleri	Şekillendirme hız duyarlılığı $m = \frac{\log(\sigma_2/\sigma_1)}{\log(\dot{\epsilon})}$
DP600-150°C-20dk -%0	0,007211
DP600-150°C-20dk -%2	0,007085
DP600-150°C-20dk -%5	0,006899
DP600-150°C-20dk -%7	0,007103
DP600-150°C-40dk -%0	0,007324
DP600-150°C-40dk -%2	0,007085
DP600-150°C-40dk -%5	0,007074
DP600-150°C-40dk -%7	0,00709
DP600-150°C-60dk -%0	0,007049
DP600-150°C-60dk -%2	0,007012
DP600-150°C-60dk -%5	0,007062
DP600-150°C-60dk -%7	0,007074
DP600-180°C-20dk -%0	0,007113
DP600-180°C-20dk -%2	0,00708
DP600-180°C-20dk -%5	0,006734
DP600-180°C-20dk -%7	0,00706
DP600-180°C-40dk -%0	0,007321
DP600-180°C-40dk -%2	0,007043
DP600-180°C-40dk -%5	0,006796
DP600-180°C-40dk -%7	0,006694
DP600-180°C-60dk -%0	0,007285
DP600-180°C-60dk -%2	0,007068
DP600-180°C-60dk -%5	0,00672
DP600-180°C-60dk -%7	0,006976
DP600-210°C-20dk -%0	0,007334
DP600-210°C-20dk -%2	0,007053
DP600-210°C-20dk -%5	0,007009

Ek-D (Devam): DP 600 Çeliği Şekillendirme Hız duyarlılığı (m)

DP600-210°C-20dk -%7	0,006923
DP600-210°C-40dk -%0	0,007443
DP600-210°C-40dk -%2	0,007016
DP600-210°C-40dk -%5	0,006874
DP600-210°C-40dk -%7	0,00674
DP600-210°C-60dk -%0	0,007504
DP600-210°C-60dk -%2	0,007136
DP600-210°C-60dk -%5	0,00706
DP600-210°C-60dk -%7	0,006853

Ek-E: TRIP 800 Çeliği Şekillendirme Hız duyarlılığı (m)

Deney numunesinin özellikleri	Şekillendirme hız duyarlılığı $m = \frac{\log(\sigma_2/\sigma_1)}{\log(\dot{\epsilon})}$
TRIP800-150°C-20dk -%0	0,007783
TRIP800-150°C-20dk -%2	0,007588
TRIP800-150°C-20dk -%5	0,007382
TRIP800-150°C-20dk -%7	0,007669
TRIP800-150°C-40dk -%0	0,007682
TRIP800-150°C-40dk -%2	0,007778
TRIP800-150°C-40dk -%5	0,007456
TRIP800-150°C-40dk -%7	0,007473
TRIP800-150°C-60dk -%0	0,007694
TRIP800-150°C-60dk -%2	0,007674
TRIP800-150°C-60dk -%5	0,007662
TRIP800-150°C-60dk -%7	0,007339
TRIP800-180°C-20dk -%0	0,00785
TRIP800-180°C-20dk -%2	0,007495
TRIP800-180°C-20dk -%5	0,007415
TRIP800-180°C-20dk -%7	0,007488
TRIP800-180°C-40dk -%0	0,00801
TRIP800-180°C-40dk -%2	0,007865
TRIP800-180°C-40dk -%5	0,007272
TRIP800-180°C-40dk -%7	0,007288
TRIP800-180°C-60dk -%0	0,007712
TRIP800-180°C-60dk -%2	0,007576
TRIP800-180°C-60dk -%5	0,006927
TRIP800-180°C-60dk -%7	0,007335
TRIP800-210°C-20dk -%0	0,007262
TRIP800-210°C-20dk -%2	0,007524
TRIP800-210°C-20dk -%5	0,007161

Ek-E (Devam): TRIP 800 Çeliği Şekillendirme Hız duyarlılığı (m)

TRIP800-210°C-20dk -%7	0,007158
TRIP800-210°C-40dk -%0	0,007748
TRIP800-210°C-40dk -%2	0,007541
TRIP800-210°C-40dk -%5	0,006697
TRIP800-210°C-40dk -%7	0,006933
TRIP800-210°C-60dk -%0	0,007816
TRIP800-210°C-60dk -%2	0,007571
TRIP800-210°C-60dk -%5	0,00724
TRIP800-210°C-60dk -%7	0,006981

Ek-F: TWIP 900 Çeliği Şekillendirme Hız duyarlılığı (m)

Deney numunesinin özellikleri	Şekillendirme hız duyarlılığı $m = \frac{\log(\sigma_2/\sigma_1)}{\log(\dot{\epsilon})}$
TWIP900-150°C-20dk -%0	0,007248
TWIP900-150°C-20dk -%2	0,007438
TWIP900-150°C-20dk -%5	0,007194
TWIP900-150°C-20dk -%7	0,007074
TWIP900-150°C-40dk -%0	0,007569
TWIP900-150°C-40dk -%2	0,007254
TWIP900-150°C-40dk -%5	0,007617
TWIP900-150°C-40dk -%7	0,007354
TWIP900-150°C-60dk -%0	0,007232
TWIP900-150°C-60dk -%2	0,00738
TWIP900-150°C-60dk -%5	0,00737
TWIP900-150°C-60dk -%7	0,007341
TWIP900-180°C-20dk -%0	0,00713
TWIP900-180°C-20dk -%2	0,00717
TWIP900-180°C-20dk -%5	0,007522
TWIP900-180°C-20dk -%7	0,007604
TWIP900-180°C-40dk -%0	0,007282
TWIP900-180°C-40dk -%2	0,00741
TWIP900-180°C-40dk -%5	0,007319
TWIP900-180°C-40dk -%7	0,007381
TWIP900-180°C-60dk -%0	0,007321
TWIP900-180°C-60dk -%2	0,007379
TWIP900-180°C-60dk -%5	0,007381
TWIP900-180°C-60dk -%7	0,007314
TWIP900-210°C-20dk -%0	0,007517
TWIP900-210°C-20dk -%2	0,007178
TWIP900-210°C-20dk -%5	0,007352

Ek-F (Devam): TWIP 900 Çeliği Şekillendirme Hız duyarlılığı (m)

TWIP900-210°C-20dk -%7	0,007426
TWIP900-210°C-40dk -%0	0,007249
TWIP900-210°C-40dk -%2	0,007238
TWIP900-210°C-40dk -%5	0,007464
TWIP900-210°C-40dk -%7	0,007093
TWIP900-210°C-60dk -%0	0,007432
TWIP900-210°C-60dk -%2	0,007228
TWIP900-210°C-60dk -%5	0,007246
TWIP900-210°C-60dk -%7	0,007351

ÖZ GEÇMİŞ

İbrahim KILLI 10.10.1991 tarihinde Afyonkarahisar’da doğdu. İlk orta ve lise öğretimini Afyonkarahisar’da tamamladı. 2009 yılında girdiği Niğde Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü’nden Haziran 2014’de mezun oldu. 2016 yılında Türk Standartları Enstitüsünde başladığı Asansör Denetim Uzmanlığına hala devam etmektedir. 2014 yılında yüksek lisans öğrenimine devam etmektedir.

