

**C-Mn-Cr OTOMOTİV SAÇLARINA PRESTE
SICAK SAC ŞEKİLLENDİRME-SERTLEŞTİRME
İŞLEMLERİNİN UYGULANABİLİRLİĞİNİN
İNCELENMESİ**

**2014
YÜKSEK LİSANS TEZİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

Metin ULUÇAY

**C-Mn-Cr OTOMOTİV SAÇLARINA PRESTE SICAK SAC
ŞEKİLLENDİRME-SERTLEŞTİRME İŞLEMLERİNİN
UYGULANABİLİRLİĞİNİN İNCELENMESİ**

Metin ULUÇAY

Karabük Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Makine Mühendisliği Anabilim Dalında

Yüksek Lisans Tezi

Olarak Hazırlanmıştır

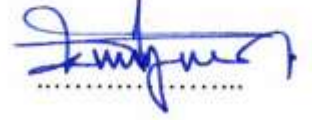
KARABÜK

Ocak 2014

Metin ULUÇAY tarafından hazırlanan “C-Mn-Cr OTOMOTİV SACLARINA PRESTE SICAK SAC ŞEKİLLENDİRME-SERTLEŞTİRME İŞLEMLERİNİN UYGULANABİLİRLİĞİNİN İNCELENMESİ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Yrd. Doc. Dr. Naci KURGAN

Tez Danışmanı, Makina Mühendisliği Anabilim Dalı



Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Makine Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 09/ 01/ 2014

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Doç. Dr. Cevdet GÖLOĞLU (KBÜ)

Üye : Doç. Dr. Bilge DEMİR (KBÜ)

Üye : Yrd. Doç. Dr. Naci KURGAN (KBÜ)




...../...../2014

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

Prof. Dr. Mustafa BOZ

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü



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

Metin ULUÇAY

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

C-Mn-Cr OTOMOTİV SAÇLARINA PRESTE SICAK SAC ŞEKİLLENDİRME-SERTLESTİRME İŞLEMLERİNİN UYGULANABİLİRLİĞİNİN İNCELENMESİ

Metin ULUÇAY

Karabük Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Yrd. Doç. Dr. Naci KURGAN

Ocak 2014, 69 sayfa

Gelişen teknoloji ile birlikte yeni nesil çelikler geliştirilmiş, mukavemet ve hafiflik gibi önemli kazanımlar sağlanmıştır. Bu kazanımların en büyük etkilerinin gözlemlendiği sektörlerden biriside otomotiv endüstrisidir. Otomotiv endüstrisindeki yakıt tasarrufu üzerine yapılan çalışmalar için geliştirilen yeni nesil çelikler, araçlarda kullanılan parçalarda herhangi bir mukavemet kaybı olmaksızın parça kalınlıklarının azaltılması ile ağırlık azaltılmasını sağlamaktadır. Bu yüksek mukavemetli çeliklerin başında çift fazlı (DP) ve üç fazlı çelikler (TRIP) gelmektedir. Ayrıca bu çelikler emniyetin çok önemli olduğu otomobil sektöründe, kazalar neticesinde araç gövdesinde oluşabilecek hasarları en iyi şekilde karşılayabilme özelliğine sahiptir [1-5].

Sıcak sac şekillendirme-sertleştirme işlemi (hot stamping) karmaşık geometrili, yüksek dayanım gerektiren otomobil parçalarının üretildiği bir teknolojidir. Yüksek

dayanımlı çelik saclarda, sıcak sac şekillendirme-sertleştirme işlemi sonrasında elde edilen martenzitik mikroyapı sonucundaki yüksek dayanım, yeterli şekillendirilebilirlik ve düşük geri yaylanma ile karmaşık parçaların geometrik hassasiyetle imalatını mümkün kılmaktadır [6].

Bu çalışmada ticari çift fazlı çelik sac kullanılmıştır. Malzemeler fırında 850-900 °C sıcaklıkta ısıtılmış ve daha sonra preste aynı anda şekillendirme-su verme işlemine tabi tutulan numunelerin mikroyapı ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Bu kapsamda numunelerin mikroyapıları için optik ve taramalı elektron (SEM) mikroskobu kullanılmış ve mekanik özelliklerin belirlenmesi için de çekme deneyi ve sertlik ölçümleri yapılmıştır.

Anahtar Sözcükler : Sıcak sac şekillendirme, su verme, martenzitik çelik, otomotiv çelik sacları

Bilim Kodu : 914.1.093

ÖZET

M.Sc. Thesis

INVESTIGATION OF THE HOT STAMPING PROCESS FOR C-MN-CR STEEL SHEETS

Metin ULUÇAY

**Karabük University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Mechanical Engineering**

Thesis Advisor:

Asst. Prof. Naci KURGAN

January 2014, 69 pages

With the developing technology new generation steel types have been produced with important improvements like strength and light weight. One of the industrial branches in which we can observe the effects of these improvements is the automotive. New generation steel types which are developed for the researches of the decreasing the fuel consumption, maintains loss in weight of the vehicles without a loss in the strength of the parts. Most important two of these high strength steels is the dual-phase steel and TRIP steels. Also; these steels have the ability to overcome the damages caused by any accident on the mainframe of the vehicle, in the automotive industry in which the security has major importance.

Hot stamping is a technology to produce automotive components with complex geometry and high strength requirements. In high strength sheet steels production period, high strength obtained by the martensitic micro structure developed during

hot forming and high speed cooling process makes the precise production of parts with complex geometry possible by high formability and low springback.

In this study, sheet steel commercial dual-phase steel was used. Sheet steels, which was heated up to 850-900 °C and then formed and quenched simultaneously. Micro structure and mechanical properties was inspected. In this manner, optical scanning electron microscopy (SEM) was used for micro structure analysis and tensile strength test and hardness tests were for the mechanical properties inspection carried out.

Key Words : Hot stamping, quenching, martensite steels, automotive steel sheets

Science Code : 914.1.093

TEŞEKKÜR

Bu tez çalıőmasının planlanmasında, araőtırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi, destek ve sabrını esirgemeyen, bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım sayın hocam Yrd. Doç. Dr. Naci KURGAN'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Deney numunelerinin hazırlanmasında ve sonuçların yorumlanmasında bilgi ve deneyimlerini aktaran çok değerli mesai arkadaőım Figen DİKİLİTAŐ'a teşekkürlerimi sunarım.

Grafiklerin, 3 boyutlu kalıp tasarımlarının ve yardımcı çizimlerin hazırlanmasında yardımlarını esirgemeyen Sn. Hüseyin ACAR ve Sn. Elif IŐIK'a teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xi
ÇİZELGELER DİZİNİ	xiii
KISALTMALAR DİZİNİ.....	xiv
BÖLÜM 1.	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2.	3
SICAK SAC ŞEKİLLENDİRME VE SERTLEŞTİRME	3
2.1. SICAK SAC ŞEKİLLENDİRME TEKNİKLERİ	5
2.1.1. Doğrudan sıcak sac şekillendirme	5
2.1.1.1. Geleneksel fırında ısıtma tekniği	6
2.1.1.2. Elektrik ile ısıtma tekniği.....	8
2.1.2. Dolaylı sıcak sac şekillendirme	9
2.2. SICAK SAC ŞEKİLLENDİRMENİN ÜSTÜNLÜKLERİ.....	10
2.2.1 Geri yaylanma etkisinin azaltılması.....	10
2.1.2. Uzun takım ömrü	11
2.1.3. Parça boyutlarında daha yüksek doğruluk.....	12
BÖLÜM 3.	13
SICAK SAC ŞEKİLLENDİRME MALZEMELERİ	13
3.1. ÇİFT FAZLI ÇELİKLER.....	18
3.1.1. Çift Fazlı Çelik Üretimi.....	19
3.1.1.1 Sürekli Tavlama İle Çift Fazlı Çelik Üretimi	21

3.1.1.2. Kutu Tavlama İle Çift Fazlı Çelik Üretimi	22
3.1.1.3. Sıcak Hadde İle Çift Fazlı Çelik Üretimi	22
3.1.2. Çift fazlı Çeliklerde Mikroyapı Oluşumu.....	25
3.1.3. Çift Fazlı Çeliklerin Mekanik Özellikleri.....	28
3.1.3.1. Akma Mukavemeti.....	28
3.1.3.2. Çekme Mukavemeti	28
3.1.3.3. Kopma.....	30
3.1.3.4. Süneklik	30
3.1.3.5. Temperleme Ve Deformasyon Yaşlanması	30
3.1.4. Çift Fazlı Çeliklerin Avantajları	31
3.2. TRIP ÇELİKLERİ.....	34
3.2.1. TRIP Çeliğinin Üretimi	37
BÖLÜM 4.....	40
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	40
4.1. MALZEME SEÇİMİ.....	40
4.2. DENEY DÜZENEĞİNİN HAZIRLANMASI.....	40
4.3. NUMUNELERİN ISITILMASI.....	42
4.4. PRESTE ŞEKİLLENDİRME VE SU VERME İŞLEMİ.....	42
4.5. SERTLİK DENEYİ.....	44
4.6. ÇEKME DENEYİ.....	46
4.7. MİKROYAPI İNCELEMELERİ.....	48
BÖLÜM 5.	49
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA	49
5.1. SERTLİK DENEYİ SONUÇLARI.....	49
5.2. ÇEKME DENEYİ SONUÇLARI	50
5.3. MİKROYAPI İNCELEMELERİ SONUÇLARI	51
BÖLÜM 6.	59
SONUÇLAR	59
KAYNAKLAR	61
ÖZGEÇMİŞ	69

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1.	Sıcak sac şekillendirme işlemi uygulanmış malzeme örnekleri.....	4
Şekil 2.2.	Sıcak sac şekillendirme esnasındaki çekme mukavemeti ve mikroyapı değişimi	5
Şekil 2.3.	Doğrudan sıcak sac şekillendirme işleminin şematik gösterimi	6
Şekil 2.4.	22MnB5 çeliğinin TTT diyagramı	7
Şekil 2.5.	Sıcak sac şekillendirme-sertleştirme işleminin sıcaklık-zaman grafiği	8
Şekil 2.6.	Dolaylı sıcak sac şekillendirme işleminin şematik gösterimi	9
Şekil 2.7.	Geri yaylanmanın grafiksel gösterimi	10
Şekil 2.8.	Sıcaklık ve geri yaylanma arasındaki ilişki.....	11
Şekil 3.1.	Kazalarda kullanılan malzemelere göre koruma oranı.....	14
Şekil 3.2.	GM firması öngörülerine göre yüksek mukavemetli çeliklerin kullanımı	15
Şekil 3.3.	Taşıtlardaki kalınlık azaltılmasının sağladığı ağırlık kazancı.....	16
Şekil 3.4.	Çeliklerin mukavemet özelliğine göre uzama miktarındaki değişimi.....	18
Şekil 3.5.	Sürekli tavlama hattı şematik gösterimi	21
Şekil 3.6.	Çift fazlı çelik mikroyapısı	23
Şekil 3.7.	Çift faz ısıtma işlemleri için sıcaklık aralıklarının şematik olarak gösterimi.....	24
Şekil 3.8.	Farklı çift faz ısıtma işlem teknikleri sonucu elde edilen mikroyapılar.....	24
Şekil 3.9.	Kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlem ile elde edilmiş ferrit (açık renk), martenzit (koyu renk) mikroyapıları	26
Şekil 3.10.	Değişik ferrit oranlarında tane boyutu ve yüzde uzama arasındaki ilişki	26
Şekil 3.11.	Değişik martenzit hacim oranlarının çekme mukavemeti ile ilişkisi.....	29
Şekil 3.12.	Çift fazlı çeliklerin gerilim-gerinim eğrileri üzerine martenzit hacim oranının etkisi	29
Şekil 3.13.	Soğuk haddelenmiş, sade karbonlu ve çift fazlı çeliğe ait mukavemet - yüzde uzama grafikleri.....	32
Şekil 3.14.	TRIP çeliğinin mikroyapısı	34
Şekil 3.15.	TRIP çeliğinin ısıtma işlem esnasındaki faz dönüşümleri	35

Şekil 3.16. Otomobillerde en çok kullanılan çeliklerin çekme grafikleri.....	35
Şekil 3.17. TRIP ve çift faz çeliklerinin yorulma dayanım özellikleri.....	36
Şekil 3.18. TRIP çeliğinin üretim prensibi ve oluşan fazlar.....	37
Şekil 3.19. TRIP çeliklerinin üretim şemaları a) Levha üretim şeması b)Şerit bant üretim şeması.....	38
Şekil 4.1. Sıcak sac şekillendirmede kullanılan kalıp a) Üç boyutlu modellemesi b) İmalatı tamamlanmış kalıp..	41
Şekil 4.2. Hidrolik preste şekillendirme kalıp düzeneği.....	41
Şekil 4.3. Tav Fırını Resmi.....	42
Şekil 4.4. Preste eş zamanlı şekillendirme ve su verme işlemi	43
Şekil 4.5. Preste eş zamanlı şekillendirilmiş ve su verilmiş numuneler.....	43
Şekil 4.6. Eş zamanlı şekillendirilmiş ve su verilmiş numunelerin deneylerde incelenen bölgeleri	44
Şekil 4.7. Kesit ve yüzeyleri bakalite gömülmüş numune örnekleri.....	45
Şekil 4.8. Vickers mikrosertlik ölçüm cihazı.	45
Şekil 4.9. Şekillendirilmiş-su verilmiş numuneden çekme deneyi numunesi alınan bölgeler	46
Şekil 4.10. Çekme deneyi numunesi boyutları.....	46
Şekil 4.11. Shimadzu çekme deney cihazı	47
Şekil 4.12. Çekme deneyinin uygulanması	47
Şekil 4.13. Taramalı elektron mikroskobu.	48
Şekil 5.1. 7660 kalite sac numunenin HV_1 sertlik değerleri	49
Şekil 5.2. 7660 (DP 600) kalitesindeki sac malzemenin çekme eğrileri.....	50
Şekil 5.3. Orijinal 7660 kalite çift fazlı çelik sac malzemenin yüzeyinin a) Optik mikroskop görüntüsü, b) Taramalı elektron mikroskop görüntüsü.....	51
Şekil 5.4. A yan numunesi yüzey optik mikroskop görüntüsü	52
Şekil 5.5. Eş zamanlı şekillendirme ve su verme işlemi uygulanmış "C" yan numunesine ait kesitin taramalı elektron mikroskop görüntüleri.....	53
Şekil 5.6. Eş zamanlı şekillendirme ve su verme işlemi uygulanmış "C" yan numunesine ait yüzeyin taramalı elektron mikroskop görüntüleri.....	54
Şekil 5.7. B alt numunesi yüzey optik mikroskop görüntüsü.....	55
Şekil 5.8. Eş zamanlı şekillendirme ve su verme işlemi uygulanmış "B" alt numunesine ait kesitin taramalı elektron mikroskop görüntüleri.....	56
Şekil 5.9. Eş zamanlı şekillendirme ve su verme işlemi uygulanmış "B" alt numunesine ait yüzeyin taramalı elektron mikroskop görüntüleri	57

ÇİZELGELER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Çizelge 2.1 Elastiklik modülü ve akma dayanımının sıcaklıkla değişimi	11
Çizelge 3.1 Otomobillerde kullanılan çelik kalitelerinin mekanik özellikleri.....	37
Çizelge 4.1 Erdemir 7660 kalite çift fazlı çelik sacın kimyasal bileşimi	40
Çizelge 5.1 Çekme deneyi sonuçları.....	50

KISALTMALAR DİZİNİ

KISALTMALAR

YMK	: yüzey merkezli kübik
A (%)	: % uzama
A_{c_1}	: ötektoid dönüşüm sıcaklığı
A_{c_3}	: östenit dönüşüm sıcaklığı
TTT	: sürekli soğuma diyagramı
YMDA	: yüksek mukavemetli düşük alaşımlı
DP	: dual phase (çift faz)
TRIP	: transformation induced plasticity (dönüşüm plastisite çelikleri)
AHSS	: advanced high strength steel (yüksek mukavemetli çelik)
NbC	: niyobyumlu boru çeliği
VC	: vanadyumlu perlitik çelik
SEM	: scanning electron microscopy (taramalı elektron mikroskobu)
HV	: vickers sertlik
α	: ferrit
γ	: östenit
P	: perlit
$\sigma_{\text{ç}}$: çekme mukavemeti
Mpa	: mega paskal

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Otomotiv üreticilerinin, pazardaki paylarını koruyabilmek için üzerinde en yoğun çalıştıkları konular; yakıt tüketimini azaltıcı teknolojiler ve kaza emniyetini iyileştirici özelliklerdir. Bunların yanı sıra, üzerinde çalışılan yeni teknolojilerin daha düşük maliyetli ve çevre dostu olmasına gösterilen özen de, üreticileri alternatif imalat yöntemleri ve yenilikçi ürünler gibi çeşitli arayışlara itmektedir. Petrole paralel olarak hammadde fiyatlarının süratle yükseldiği bir dönemde, alüminyum ve magnezyum gibi hafif metallere ve polimer matrisli kompozitlere kıyasla çelik alaşımları yine ekonomik olarak en cazip malzeme konumuna gelmiştir [7].

Yüksek dayanımlı metal (özellikle çelik) alaşımların oda sıcaklığındaki şekillendirilebilirliği genellikle düşüktür. Bunun yanı sıra, yüksek dayanımlı çeliklerin çok fazlı mikro yapısı bu tür çeliklerin dayanımlı olmasında en önemli etkidir. Şekillendirilmeleri sırasında ortaya çıkan yüksek gerilmeler, takım ömrünü kısaltması, sınırlı şekillendirilebilirlik ve ortaya çıkan geri yaylanma kuvvetleri, sıradan sac şekillendirme yöntemlerini kullanışsız hale getirmektedir. Yüksek dayanımlı çeliklerin sıcak şekillendirilmesi, pazardan gelen taleplere cevap verebilen bir yöntem olması yanında, imal edilen parçaların yapısal özelliklerini değiştirmeden, çok daha hafif olarak üretilmeleri açısından otomotiv üreticilerinin ilgisini çekmektedir [7].

Sıcak sac şekillendirmede malzeme ve teknoloji seçimi, verimlilik ve üretkenlik açısından oldukça önem kazanmaktadır. İşlenecek parçada optimum mekanik ve metalurjik özelliklerin sağlanması için malzemenin hangi sıcaklığa ne tür koşullarda ısıtılacağı, şekillendirme ve sertleştirme aşamasında proses ekipmanları üzerindeki iyileştirme çalışmaları, etkin bir şekilde gerçekleştirilmesi gerekmektedir. Bu yüzden

bu işleme ait parametrelerin belirlenmesi, ilgili deneysel çalışmaların yapılması ve sürecin bilgisayar ortamında simüle edilmesi işlemin endüstriyel bir hal alabilmesi için öncelikli olarak gerçekleştirilmesi gereken aşamalardır.

Bu çalışmanın amacı, literatürde daha önce bu konuda yapılan çalışmaları da referans alarak; ticari çift fazlı çelik sacın östenitleşme sıcaklığında, aynı anda şekillendirme-su verme ile hızla soğutulurken, mikroyapı ve mekanik özelliklerindeki değişimi incelemektir.

Bölüm 2’de, sıcak sac şekillendirme işlemlerinde kullanılan ısıtma yöntemleri ve bunların birbirlerine karşı avantajları ve dezavantajları üzerinde durulmuştur. Öte yandan, sıcak sac şekillendirmenin soğuk sac şekillendirmeye göre üstünlükleri kısaca ifade edilmiştir.

Bölüm 3’de sıcak sac şekillendirme malzemelerinin çeşitlerinden ve otomotiv sanayisinde kullanımlarından bahsedilmiştir. Ayrıca otomobil sanayiinde en çok kullanım alanına sahip olan çift fazlı çelik ve TRIP çeliklerinin avantajları ve dezavantajları, üretim yöntemleri, mekanik özellikleri ve mikro yapıları hakkında da bilgi verilmiştir.

Bölüm 4’de deney düzeneklerin hazırlanması, deney parametrelerinin belirlenmesi fırında ısıtma tekniği ile preste şekillendirme-su verme işlemlerinin nasıl yapıldığı hakkında bilgi verilmiş, ölçümlerde kullanılan yöntem ve cihazlar tanıtılmıştır.

Bölüm 5’de deneysel çalışma sonuçları incelenmiştir. Orijinal numune ve preste şekillendirme-su verme ile elde edilmiş numunelerin sertlik, çekme deneyi sonuçları ve mikroyapı görüntüleri bulunmuştur. Deney sonuçları ve mikroyapılardaki değişimler kıyaslanmış, nedenleri ve sonuçları irdelenmiştir.

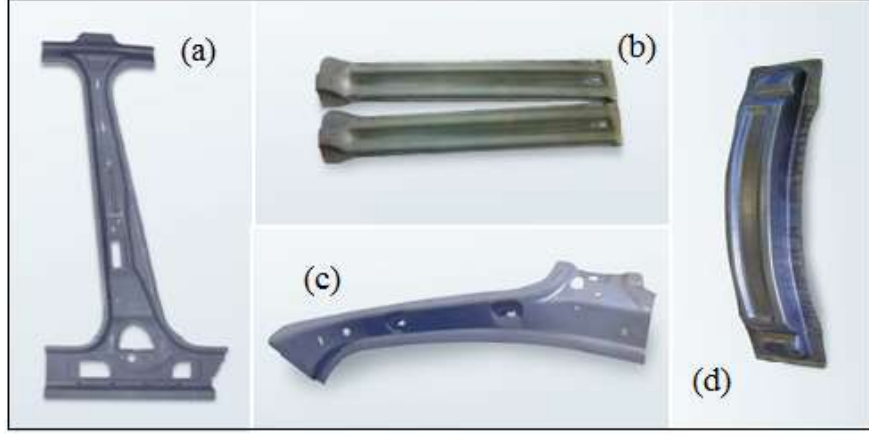
Bölüm 6’da elde edilen sonuçlar daha önce yapılan deney sonuçları ve literatür bilgileri ışığında aşama aşama anlatılmıştır. Deney numunesi olarak kullanılan malzemenin sıcak sac şekillendirme-sertleştirme işlemine uygun olup olmadığı hakkında görüş bildirilmiştir.

BÖLÜM 2

SICAK SAÇ ŞEKİLLENDİRME VE SERTLEŞTİRME

Sıcak sac şekillendirme (hot stamping) başka bir deyişle preste sıcak şekillendirme-sertleştirme işlemi, karmaşık geometrili ve özellikle ağırlığı düşük yüksek dayanım gerektiren otomobil parçalarının üretilebildiği en başarılı imalat teknolojilerinden birisidir. Bu işlem, çelik saclar için ısı işlem ve şekillendirmenin birleştirildiği bir sertleştirme işlemidir. Yüksek dayanımlı çelik saclarda sıcak şekillendirme ve kalıp teması ile hızlı soğutma işlemi sonrasında elde edilen martenzitik mikroyapı sonucundaki yüksek dayanım, yeterli şekillendirilebilirlik ve düşük geri yaylanma ile karmaşık parçaların iyi geometrik hassasiyette imalatı mümkün olmaktadır [7].

Otomotiv endüstrisinde son yıllardaki gelişim çabalarının sonucunda dayanımı düşürmeden daha ince, malzeme kullanımı ile daha hafif araç üretimi mümkün olmuştur. Bu beyaz gövde olarak nitelenen çelikten olan yapısının hafifletilmesiyle olacağı bilinmektedir. Böylece otomotiv üretiminde kullanımı artan yüksek ve ultra yüksek mukavemetli çeliklerin şekillendirme işlemleri de önem kazanmıştır. Şekil 2.1'de sıcak sac şekillendirme işleminde en yaygın kullanıma sahip, sertleştirilebilen yüksek mukavemetli 22MnB5 sac malzemenin, otomobilin beyaz gövdesinde nerelerde kullanıldığı görülmektedir [8].

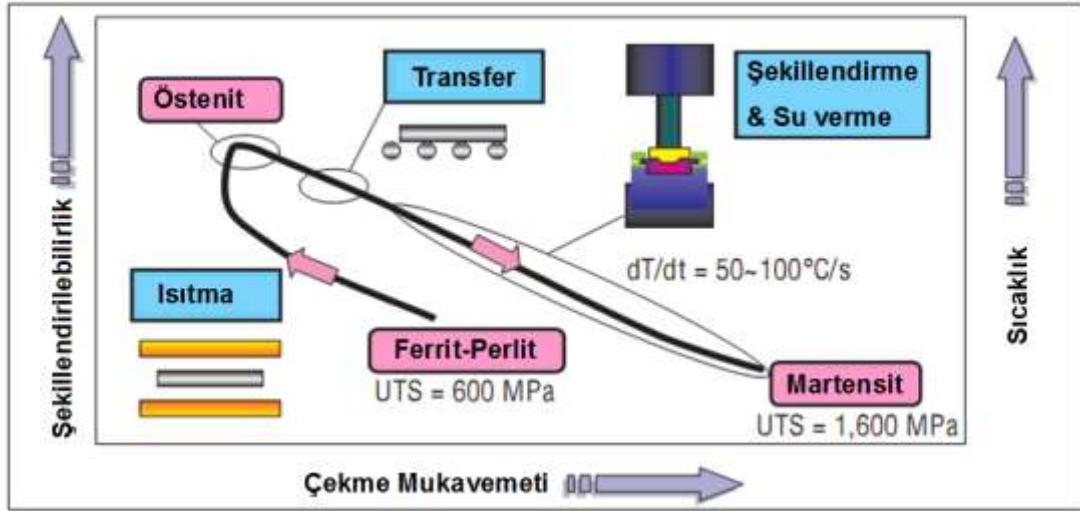


Şekil 2.1. Sıcak Sac Şekillendirme İşlemi Uygulanmış Malzeme Örnekleri (a) Kapı sütunu, (b) Kapı destekleri, (c) Ön cam sütunu, (d) Tampon.

Sıcak sac şekillendirme-su verme (hot stamping) sac malzemeler için iki işlemin ardı ardına uygulandığı bir kombinasyondur.

1. Östenitleme işlemi,
2. Eşzamanlı şekillendirme ve su verme işlemidir.

Sıcak şekillendirilecek sacların öncelikle, YMK yapıdaki östenit fazında olması gerekmektedir. Bu sebeple saclar A_{c3} sıcaklığının üzerine ısıtılıp, tamamen östenit içeren bir mikroyapıya sahip olmaları sağlanmalıdır. Şekillendirme ve ısıl işlem ile sertleştirme farklı adımlar gibi bir çağrışım yaratsa da, yüksek dayanımlı sacların sıcak şekillendirilmesinde eş zamanlı olarak prosese dâhil olurlar. Östenit fazındaki malzeme, yüksek sıcaklıkta şekillendirilip, kalıp altında soğutularak istenilen mikroyapı (genellikle yüksek oranda martensit veya % 100 martensit) ve mekanik özellikler elde edilir. Şekil 2.2’de sıcak şekillendirmenin şematik gösterimi verilmektedir [9].



Şekil 2.2. Sıcak sac şekillendirme esnasındaki çekme mukavemeti ve mikroyapı değişimi [9].

İşlem yüksek sıcaklıklarda yapılması nedeniyle, yüksek dayanımlı çeliklerin soğuk şekillendirilmesinde ortaya çıkan yüksek gerilmeler, kısa takım ömrü, sınırlı şekillendirilebilirlik ve geri yaylanma gibi istenmeyen sonuçlara çözüm getirir [10]. Diğer yandan sıcaklık ve buna bağlı olarak faz dönüşümlerinin kontrolü önemli hale gelir.

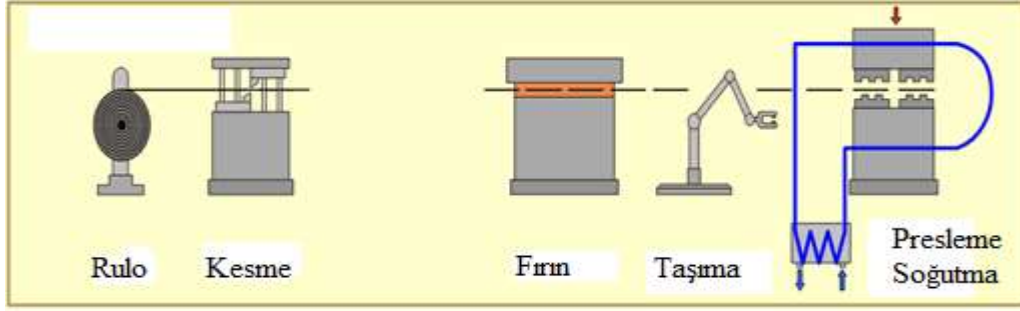
2.1 SICAK SAC ŞEKİLLENDİRME TEKNİKLERİ

Sıcak sac şekillendirme uygulaması itibariyle ikiye ayrılabilir [11].

1. Doğrudan sıcak sac şekillendirme
2. Dolaylı sıcak sac şekillendirme

2.1.1 Doğrudan sıcak sac şekillendirme

Doğrudan sıcak sac şekillendirmede, işlenmemiş sac yaklaşık 900–950 °C östenit sıcaklığına ısıtıldıktan sonra kalıba yerleştirilir ve yüksek bir pres hızında şekillendirilir. Sac istenilen forma getirilirken eş zamanlı olarak, kalıpta uygun soğutma hızı ile istenilen sertlik derecesine ulaştırılır [11]. Şekil 2.3’de doğrudan sıcak sac şekillendirmenin şematik gösterimi verilmektedir [12].



Şekil 2.3. Doğrudan sıcak sac şekillendirme-soğutma işleminin şematik gösterimi [12].

Doğrudan sıcak şekillendirme, sacın ısıtılması için izlenen yöntemle göre ikiye ayrılabilir. Bunlardan ilkinde, sac kalıba alınmadan önce fırında ısıtılırken, diğer yöntemde sac şekillendirilmeden hemen önce kalıpta elektriksel dirençten yararlanılarak ısıtılır.

2.1.1.1. Geleneksel Fırında Isıtma Tekniği

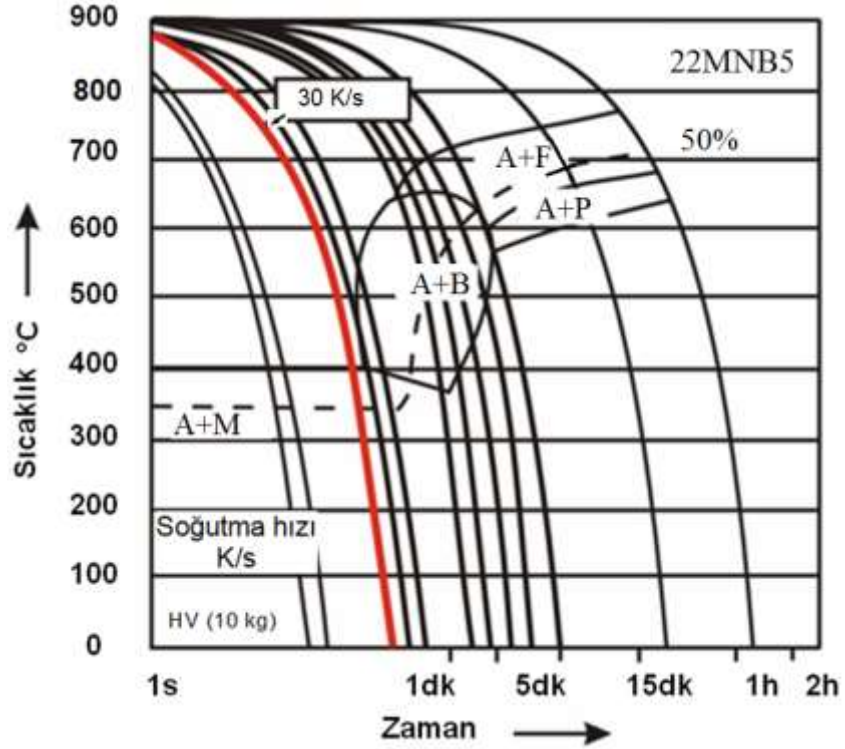
Bu yöntem, sacın östenitik mikroyapıya sahip olması için ilk olarak bir fırında ısıtılmasını öngörür. Prosesin aşamaları; östenitleme işlemi, sac malzemenin transferi ve sıcak şekillendirme sertleştirme işlemi şeklinde sıralanabilir.

Östenitleme işlemi; sac malzemenin fırın içinde 900–950 °C (östenitik faz bölgesi) sıcaklığa ısıtılması işlemidir. Çok yüksek sıcaklık mertebelerine ısıtılan yüksek dayanımlı çelik sac malzemenin dayanımı düşer, oldukça sünek ve kolay şekillendirilebilecek yapısal bir dönüşüme maruz kalır [12]. Isıtma süresi sac kalınlığına bağlı olup, işlem sırasında olası dekarbürizasyonu önlemek adına atmosfer kontrollü fırınlar tercih edilir [11].

Sac malzemenin transferi; östenit sıcaklığına ısıtılmış sac malzeme, nihai üründe elde edilmek istenen sertlik değerinin TTT diyagramında karşılık gelen soğuma eğrisi dikkate alınarak, hızla pres içine taşınması işlemidir. Tümüyle martenzitik yapının arzulandığı durumda, pres altında kalıp temasının başladığı anki malzeme sıcaklığı olan östenit dönüşüm sıcaklığı 780 °C'nin altında olmamalıdır [11]. Aksi takdirde;

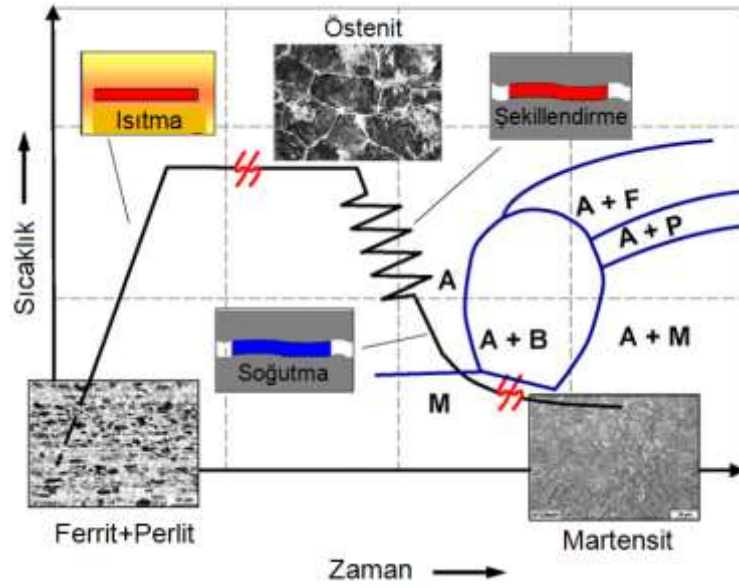
mikroyapıda beyrit ve/veya ferrit oluşumlarının önü açılır. Endüstriyel işlemler için, yalıtılmış taşıyıcılar içeren otomatik sistemler uygulanabilir [13].

Şekillendirme-sertleştirme işlemi; robotik bir kol yardımı ile su soğutmalı kalıp içine nakledilen çelik sac malzeme, hidrolik pres yardımıyla 10-15 saniye boyunca, eş zamanlı olarak kalıp altında şekillendirilmesi ve soğutulması olarak tanımlanabilir. İşlem sonunda parça boyutlarında yüksek doğruluk elde etmek için kalıptan alınıp havada soğumaya bırakılacak nihai ürünün sıcaklığının, yaklaşık 80 °C olması gerekmektedir. Fırında ısıtmanın avantajı homojen sac sıcaklığını sağlaması, dezavantajı ise fırından kalıba taşınması sırasında gerçekleşen süratli ısı kaybıdır.



Şekil 2.4. 22MnB5 çeliğinin TTT diyagramı [14].

Çeliklerin soğutması esnasında oluşacak mikroyapıyı soğutma hızları belirler. Şekil 2.4'de görüldüğü gibi kritik soğuma hızı kırmızı çizgiyle gösterilmiştir. Buradan da görüleceği gibi soğuma hızı 30 K/s olduğunda mikroyapı tamamıyla martenzitik bir yapıya sahip olacaktır [14]. Şekil 2.5'de sıcak sac şekillendirme-sertleştirme işleminin sıcaklık-zaman grafiği gösterilmiştir.



Şekil 2.5. Sıcak sac şekillendirme-sertleştirme işleminin sıcaklık-zaman grafiği [15].

Sıcaklık-zaman grafiğinde görüldüğü gibi ferrit + perlit yapısındaki metal östenite dönüştürülür ve belli bir süre bekletilir. Ardından kritik soğutma hızında soğutma ve şekillendirme işlemine tabi tutulur. Şekillendirme ve aynı anda su verme işlemiyle birlikte mikroyapı martenzitik bir mikroyapıya dönüşmüş olur [15].

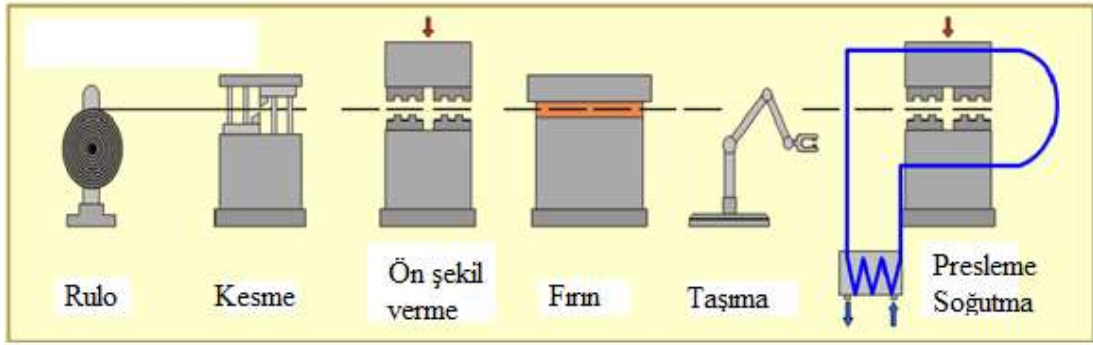
2.1.1.2. Elektrik İle Isıtma Tekniği

Elektrik ile ısıtma tekniği, fırında ısıtmaya göre sağladığı bir takım avantajlar nedeniyle araştırmacıların ilgi odağı haline gelmiştir. Bu yöntemde, yüksek dayanımlı çelik sac malzeme fırında ısıtılarak östenit fazına ulaştırılması yerine, ısıtma işlemi kalıba entegre edilmiş elektrotlar aracılığı ile yapılmaktadır. Öncelikle malzeme elektrotların üzerine yerleştirilir. Pnömatik silindirler sacı çift taraflı olarak bir plaka ile elektrot arasına sıkıştırır ve hemen ardından yüksek akımda elektrik akımı, elektrotlar aracılığı ile saca iletilir. Malzemenin öz direncinden yararlanılarak, uygulanan elektrik enerjisi ısıya dönüştürülür. Çelik sac, A_{c3} sıcaklığının üstüne 45 saniye gibi kısa bir sürede ulaşır ve uygulanan yüksek akım kesilir. Akım kesilir kesilmez, pres harekete geçer ve su soğutmalı kalıp altında şekillendirme-sertleştirme işlemi eş zamanlı olarak gerçekleştirilir [16].

Elektrik ile ısıtma tekniğinin geleneksel fırında ısıtma tekniğine kıyasla düşük ısıtma süresi, düşük toplam maliyet, enerji tüketiminde azalma, daha az yer kaplaması, iyi tekrarlanabilirlik gibi avantajları vardır. Öte yandan karmaşık geometrili parçaların homojen bir şekilde ısıtma zorluğu, elektrikli ısıtma tekniğinin bir dezavantajı olarak karşımıza çıkmaktadır.

2.1.2 Dolaylı Sıcak Sac Şekillendirme

Doğrudan sıcak şekillendirmenin aksine dolaylı sıcak şekillendirmede sac, ilk olarak geleneksel bir kalıpta, soğuk şekilde % 90–95 mertebesinde bir ön şekillendirmeye tabi tutulur.



Şekil 2.6. Dolaylı sıcak sac şekillendirme-soğutma şematik resmi [4]

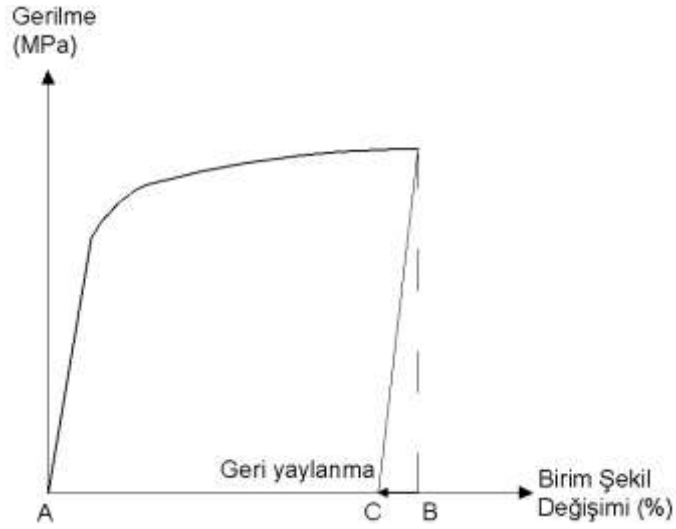
Ön şekillendirilmiş sac, fırın içinde östenit sıcaklığına ısıtıldıktan sonra soğutmalı kalıpta sertleştirilerek istenilen nihai şekil ve mikroyapı elde edilir. Dolaylı sıcak şekillendirmenin asıl önemli getirisi, abrasif aşınmayı azaltmasıdır. İşlenmemiş parça ile kalıp arasındaki bağıl hareket, sıcak şekillendirme sırasında kalıp yüzeyinde büyük aşınmalara sebep olur [17]. Parçanın önceden şekillendirilmiş olması bu aşınmaların azalmasını sağlar. Şekil 2.5'de dolaylı sıcak sac şekillendirme şematik resmi gösterilmiştir [12].

2.2 SICAK SAC ŞEKİLLENDİRMENİN ÜSTÜNLÜKLERİ

Sıcak sac şekillendirme işleminin soğuk sac şekillendirme işlemine kıyasla öne çıkan üstünlükleri; geri yaylanma etkisinin azalması, uzun takım ömrü ve parça boyutlarında daha yüksek doğruluk şeklinde sıralanabilir.

2.2.1 Geri Yaylanma Etkisinin Azaltılması

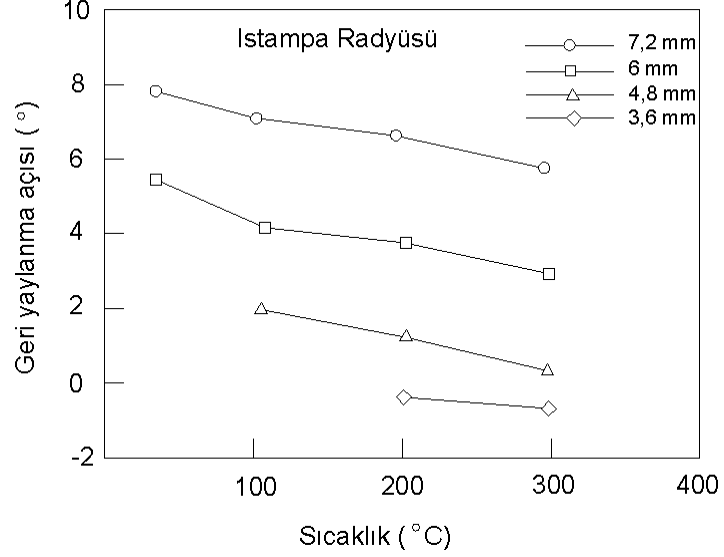
Soğuk sac şekillendirme koşullarında, sacın şekillendirilmesi için uygulanan yük kaldırıldıktan sonra, malzemede oluşan deformasyonun bir kısmı geri kazanılır. Deformasyondaki bu azalma, uygulanan kuvvetin yarattığı elastik ve plastik deformasyonun, elastik kısmının geri kazanılmasından kaynaklanmaktadır (Şekil 2.6) [18].



Şekil 2.7. Geri yaylanmanın grafiksel gösterimi [18].

Şekil 2.7'de, çeşitli ıstampa yarıçapları için sıcaklık ve geri yaylanma arasındaki ilişki gösterilmektedir [18]. Istampaya yarıçapına bakılmaksızın şekillendirme sıcaklığı arttıkça geri yaylanmanın azaldığı görülmektedir. Bu da bize sac metallerin yüksek sıcaklıklarda yalnızca şekillendirilebilirliklerinin yüksek olduğunu değil, geri yaylanmalarının da daha düşük olduğunu göstermektedir. Geri yaylanmanın hem elastiklik modülünden hem de akma dayanımından etkilendiği iyi bilinir. Sıcaklık artışı ile sac malzemenin akma mukavemetinin ve elastiklik modülünün düşmesinden dolayı; yüksek sıcaklıklarda geri

yaylanmadaki azalma, akma mukavemetindeki ve elastiklik modülündeki azalmadan kaynaklanır (Çizelge 2.1) [19].



Şekil 2.8. Sıcaklık ve geri yaylanma arasındaki ilişki [18].

Çizelge 2.1. Elastiklik modülü ve akma dayanımının sıcaklıkla değişimi [19].

Sıcaklık (°C)	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900
Elastiklik Modülü [GPa]	212	205	200	164	158	140	95	62	55	45
Akma Dayanımı [MPa]	370	362	350	338	295	254	167	95	72	46

2.2.2 Uzun Takım Ömrü

Sıcaklık, atomların hareket yeteneğini arttırdığı için çelik sac malzemelerin içyapılarında difüzyon esaslı mekanizmaların etkin rol oynamasına neden olmaktadır. Özellikle yüksek sıcaklıklarda atomsal boşluk yoğunluğu da yükselmekte, bu ise dislokasyonların tırmanma ve kayma hareket kabiliyetlerini maksimize etmekte ayrıca plastik şekil değişiminin daha kolay gerçekleşmesi

olasılığı artmaktadır [7]. Bir başka deyişle yüksek sıcaklıkta sac malzemenin akma ve çekme dayanımı düşmekte ve daha sünek bir yapıya sahip olmaktadır. Bunun sonucunda ısıtılan malzemeye daha düşük ıstampa kuvveti ile istenilen şekil verilebilmekte ve takım parça ara yüzeyindeki aşınmalar azaltılıp, takım ömrü uzatılabilmektedir.

2.2.3 Parça Boyutlarında Daha Yüksek Doğruluk

Bölüm 2.2.1’de belirtildiği gibi, geri yaylanma etkisinin ortadan kaldırılmasıyla, daha yüksek boyutsal doğruluk elde etmek mümkündür. Boyutsal doğruluğu etkileyen diğer bir faktör ise artık gerilmelerdir. Sıcak sac, soğuk kalıpla temas ettiğinde malzemede çekme etkisi ortaya çıkar. Ancak sacın, kalıbın içinde olması bu çekme etkisini kontrol altında tutar ve kalıp bir nevi ütüleme etkisi gösterir. Böylece sac bünyesinde daha az artık gerilmeler oluşur ve bu da beraberinde daha kesin bir boyutsal doğruluk sağlar.

BÖLÜM 3

SICAK SAC ŞEKİLLENDİRME MALZEMELERİ

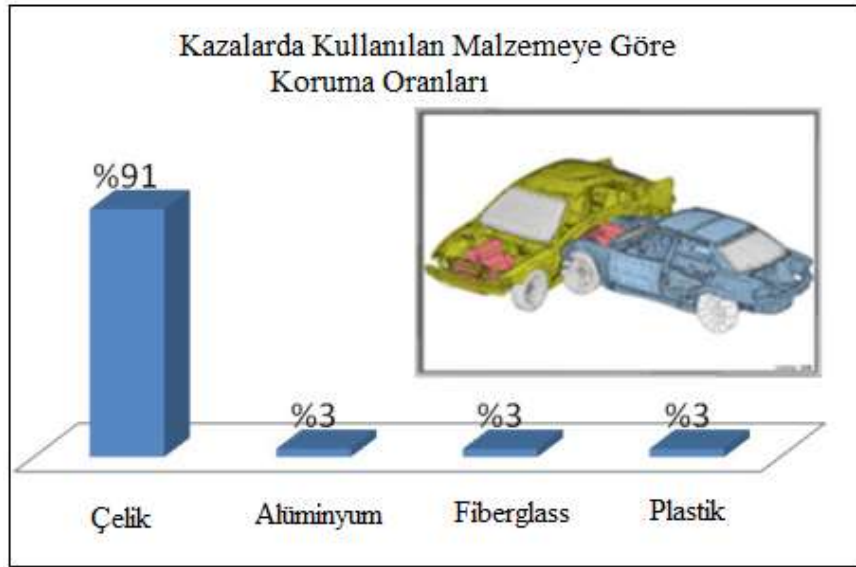
Son yıllarda araç hafifletme projeleri, karbon emisyonunu azaltmanın yanında, yakıt tasarrufu açısından da önemli bir fayda getireceği için otomotiv sanayinin öncelikli hedefleri haline gelmiştir. Araç hafifletme yöntemlerinin başında hafif malzemelerin kullanımı gelmektedir. Hafif malzeme ise mukavemet/ağırlık oranının yüksek olduğu malzeme türü olarak adlandırılmaktadır. Alüminyum, magnezyum, titanyum alaşımları ve yüksek mukavemetli çelikler hafif malzemeler olarak değerlendirilmektedir. Otomotiv sektörü için hafifletme çalışmaları yüksek akma mukavemetli çeliklerin yeni modellerde kullanımının artırılması yönünde devam etmektedir. Hafifletme, mevcut parçaların mukavemet ve performans değerlerini koruyarak ve hatta arttırarak daha ince kalınlıkta yüksek mukavemetli çelik malzemeler kullanılarak gerçekleştirilmektedir [20].

Gelişen teknoloji ile birlikte yeni nesil çelikler geliştirilmiş, mukavemet ve hafiflik gibi önemli kazanımlar sağlanmıştır. Bu kazanımların en büyük etkilerinin gözlemlendiği sektörlerden birisi de otomotiv endüstrisidir. Otomotiv endüstrisindeki yakıt tasarrufu üzerine yapılan çalışmalar için geliştirilen yeni nesil çelikler, araçlarda kullanılan parçalarda herhangi bir mukavemet kaybı olmaksızın parça kalınlıklarının azaltılması ile ağırlık azaltılmasını sağlamaktadır. Bu yüksek mukavemetli yeni nesil çeliklerin başında çift (DP) ve üç (TRIP) fazlı çelikler gelmektedir. Bu çelikler ayrıca emniyetin de oldukça önemli olduğu otomotiv sektöründe araç gövdesinde kazalar neticesinde oluşabilecek hasarları en iyi şekilde karşılayabilme özelliğine sahiptirler [1-2].

Geçmişten günümüze otomotiv firmalarının yapmış oldukları tasarımlarında büyük oranda bir ağırlık artışı gözlemlenmekte ve ortalama 900 kg'dan 1300kg seviyelerine

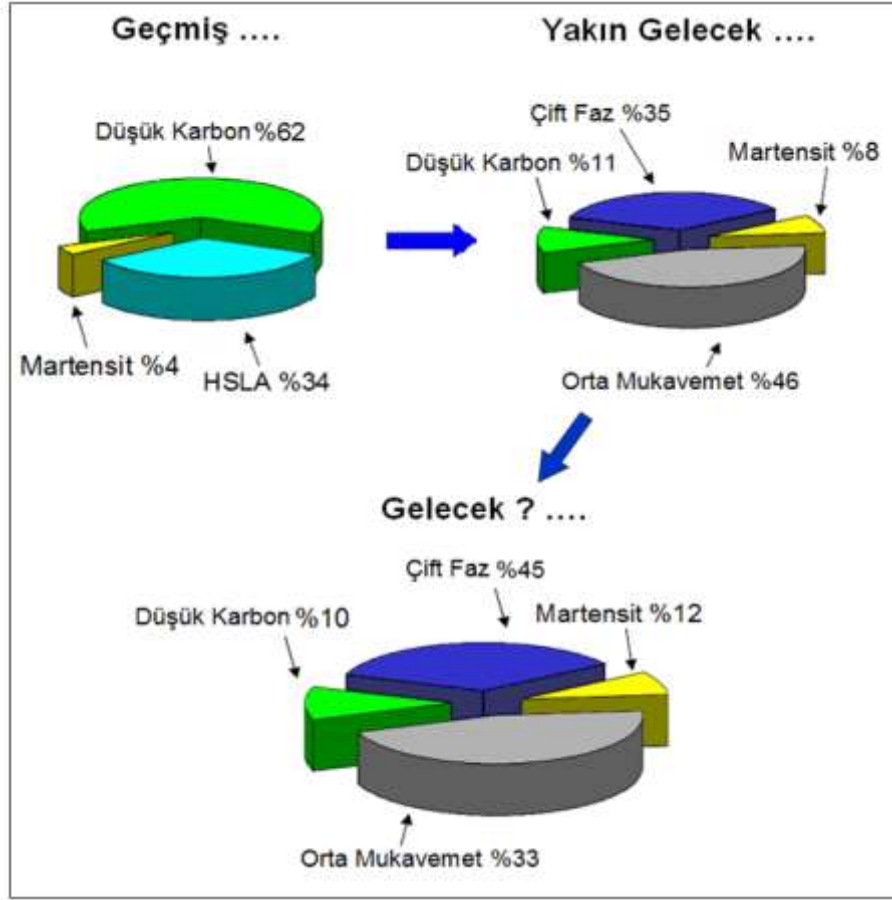
çıkılmış bulunmaktadır. Özellikle güvenliğin ön plana çıkarılması amacıyla yapılan yeni tasarımlarda kullanılan malzemeler ağırlık artışlarına yol açmaktadır.

Taşıtlarda önemli bir unsur olan güvenliğin geliştirilmesi arzusu çelik gibi yüksek mukavemetli malzemelerin daha yoğun kullanılmasına yol açmaktadır. Şekil 3.1’de kullanılan malzeme türüne göre kazalardan korunma oranları verilmiştir. Yapılan kazalarda çelik yapılar ile tasarımı yapılmış araçlarda can kaybının % 90 oranında azaltılması mümkün olmaktadır. Alüminyum fiberglas ve plastik malzemelerinkisi ise % 3 civarındadır. Bu önemli avantaj çelik malzeme kullanımının artmasına sebep olmaktadır [21].



Şekil 3.1. Kazalarda kullanılan malzemelere göre koruma oranı [22].

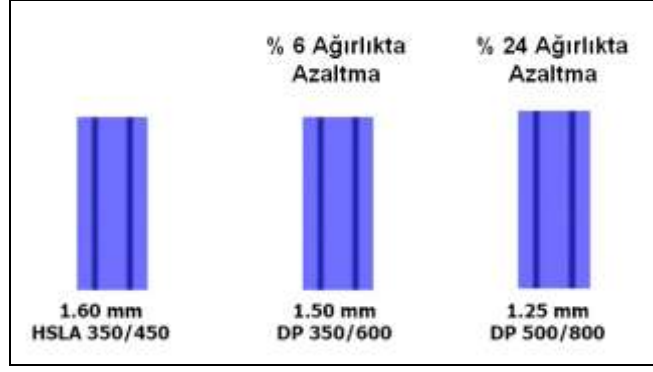
Genel olarak, otomobil gövdesi metal sac parçalardan oluşmakta olup yaklaşık olarak toplam araç kütlesinin % 25'ini meydana getirmektedir. Bu parçaların yeni nesil çelikler ile üretilmesi son zamanlarda büyük önem arz etmekte olup bu çelikler birim ağırlık için daha yüksek mukavemet değerlerine sahip olmakta ve sac metal endüstrisindeki kullanımlarında çok hızlı bir artış görülmektedir [21,23]. Şekil 3.2’de otomotiv endüstrisinde kullanılan bazı çelik türlerinin dünü, bugünü ve gelecekteki durumunu gösteren bir grafik verilmiştir. Şekil 3.2’de görüldüğü üzere yakın gelecekte özellikle yüksek mukavemetli çeliklerden çift fazlı çeliklerin taşıtlarda kullanım miktarının % 45'lere kadar artacağı öngörülmektedir.



Şekil 3.2. GM firması öngörülerine göre yüksek mukavemetli çeliklerin kullanımı [24].

Ayrıca bu taşıtların geliştirilmiş yüksek mukavemetli çeliklerle (AHSS) yapılan üretimi ile yaklaşık ömrü boyunca çevreye bıraktığı CO₂ miktarında 2800 kg'lık bir azalma sağlamak mümkün olabilmektedir. Bu kazanımların 460 kg'lık bölümü malzemelerin üretimi esnasında sağlanırken geri kalan 2340 kg'lık bölümü ise taşıtların kullanılması esnasında sağlanmaktadır [25].

Otomobillerde kullanılan sac parçalardaki kalınlık azaltılmasının araç ağırlığına olan etkisi Şekil 3.3'de gösterilmiş olup malzemede sağlanan mukavemet artırımı ile daha ince kalınlıktaki parçaların kullanılması mümkün hale gelmektedir. Bu anlamda kalınlık azaltılması ile ağırlıkta yaklaşık %24 lük bir kazanım elde etmek mümkün olmaktadır. Bu yeni nesil çeliklerin kullanımının artırılması için en uygun şekillendirme yönteminin belirlenmesi gerekmektedir. Bu alanda Ar-Ge çalışmaları büyük önem arz etmektedir.



Şekil 3.3. Taşıtlardaki kalınlık azaltılmasının sağladığı ağırlık kazancı [26].

Yüksek mukavemetli çeliklerin kullanımı, kazandırdığı yakıt tasarrufu, CO₂ emisyonu, çarpışma dayanımı ve kaynak kabiliyeti gibi üstün özelliklerinden dolayı giderek yaygınlaşmaktadır. Özellikle otomotiv endüstrisinde, tasarlanan parçalara ve bu parçaların kullanım yerlerine göre seçilmiş birçok çelik türü yer almaktadır [20]. Otomotiv endüstrisinde kullanılan çelikler birkaç farklı biçimde sınıflandırılabilir. Bu sınıflandırmalar aşağıdaki başlıklar altında gruplandırılır.

Metalurjik sınıflandırma:

- Düşük dayanımlı çelikler: Yumuşak çelikler
- Geleneksel yüksek dayanımlı çelikler: Karbonmangan (CMn) çelikleri, fırınlanarak sertleştirilen (BH)
- Çok yüksek dayanımlı çelikler: Çift fazlı (DP) çelikler, TRIP çelikleri, kompleks fazlı (CP) çelikler, martensitik çelikler ve yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikler (HSLA)

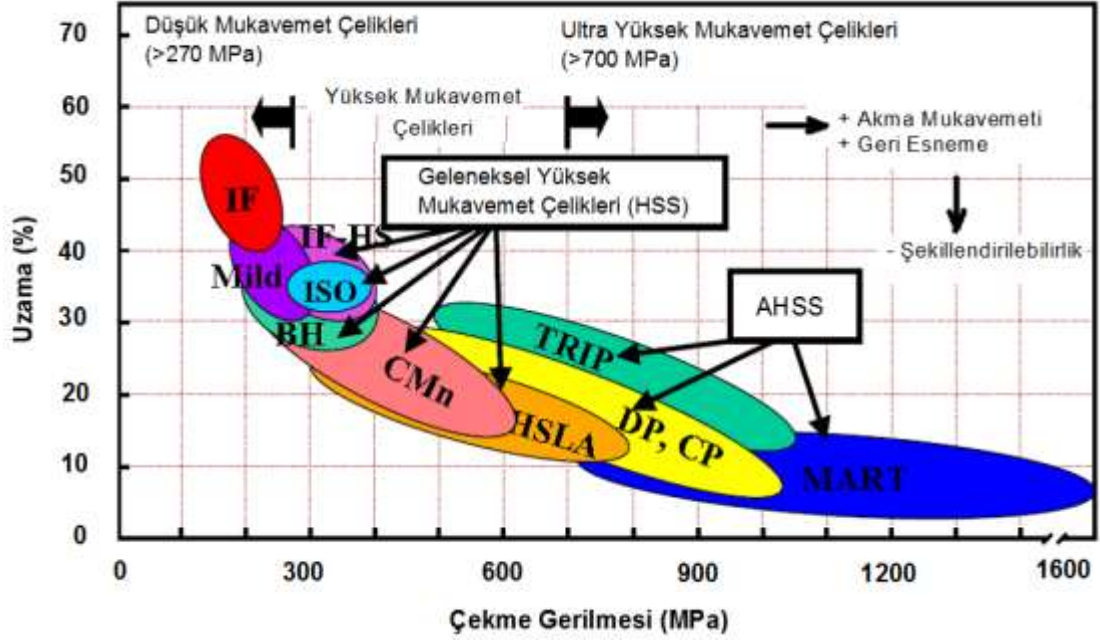
Mekanik özelliklere (çekme dayanımı) göre sınıflandırma:

- Düşük dayanımlı çelikler (LSS): Çekme dayanımı $\sigma_c < 270$ MPa
- Yüksek dayanımlı çelikler (HSS): Çekme dayanımı $270 < \sigma_c < 700$ MPa
- Ultra yüksek dayanımlı çelikler (UHSS): Çekme dayanımı $\sigma_c > 700$ MPa

Özel bir tanımı olmamakla beraber; ekseriyetle akma dayanımı 560 MPa'ın üzerinde olan çelikler, ultra yüksek dayanımlı çelikler olarak bilinir [2]. Bu çeliklere ultra yüksek dayanım kazandırabilmek için birtakım dayanım arttırıcı yöntemlere başvurulmaktadır. Bunlar şöyle sıralanabilir [8]:

- Katı çözeltili sertleştirilmesi (C, Mn, Si gibi arayer ve yeralan atomları yardımıyla)
- Çökelti sertleştirilmesi (Ti, Nb, V)
- Tane küçültme
- Dislokasyon sertleştirilmesi
- Dönüşüm sertleştirilmesi (martensit)

Dayanım arttırıcı yöntemler üzerinde, birçok araştırmacı oldukça çok sayıda çalışma ortaya koymuştur. Son yıllarda otomotiv endüstrisinde; araç ağırlığını azaltmak ve çarpma-kaza emniyetini arttırmak için dayanımın yanı sıra, şekillenebilirliği ve darbe dayanımı yüksek sac ürünlere ihtiyaç doğmuştur. Bu beklentiler UHSS (ultra yüksek dayanımlı çelik) ve alüminyum saclar tercih edilerek karşılanmaya çalışılmıştır. Kompleks şekilli parçalar için araç ağırlığını düşürmekte alüminyum sac kullanımı çözüm olmasına karşın; yüksek maliyeti ve sınırlı dayanıma sahip olması bir handikap olarak ortaya çıkmıştır [27]. Öte yandan UHSS saclar, karmaşık geometrili olmayan parçalarda, yüksek dayanım ve kaynak kabiliyetine ve oldukça iyi darbe direncine sahip olması nedeniyle etkin bir çözüm olarak sunulmaktadır [28]. Şekil 3.4'de otomotiv sektöründe oldukça yaygın olarak kullanılan yeni nesil ve diğer çeliklerin uzama miktarlarının mukavemete göre değişimi verilmiştir. Özellikle ultra yüksek mukavemetli çeliklerin uzama miktarlardaki düşüş bu malzemelerin tasarımlarda özgürce kullanılmasını kısıtlandırmaktadır. Bu malzemelerin şekillendirilmesinde ayrıca yüksek kapasiteli cihazların gereksinimi ortaya çıkmakta ve karmaşık şekilli geometrilerde erken yırtılmalar oluşmaktadır. Bu anlamda otomotiv endüstrisinde daha çok geliştirilmiş yüksek mukavemetli çelikler yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Böylelikle üretim kademeleri kolaylaştırılmış da olmaktadır. Yapılan araştırmalar güvenlik açısından da malzemelerin maksimum dayanım miktarının 600 MPa civarlarında olması can kaybını önemli ölçüde azalttığını göstermektedir [29].



Şekil 3.4. Çeliklerin mukavemet özelliğine göre uzama miktarındaki değişimi [26].

Yüksek mukavemetli çeliklerin otomotiv sektöründe kullanımının yakın gelecekte artarak devam edeceği görülmektedir. Özellikle yüksek mukavemetli çelikler hem aracın performansı hem de kazalara karşı güvenirliliği açısından önemli rol oynayacaktır. Hafif araç üretmek ülkemizin de öncelikli alanları arasındadır. Üniversitelerde yapılan çalışmalarla sanayi uygulamaları birleştirilmeli ve ortak çalışmalar yapılmalıdır. Bu çalışmalara paralel olarak da malzeme geliştirme çalışmaları yürütülmelidir [20].

3.1 ÇİFT FAZLI ÇELİKLER

Bilim ve teknolojinin ilerlemesiyle birlikte insan ihtiyaçlarında bir artış meydana geldiği kolaylıkla görülmektedir. Bu ihtiyaçlar kimi zaman bir lüks, kimi zamanda hayati ihtiyaçlar olarak karşımıza çıkmıştır. İhtiyaçların giderilmesi için yapılan tasarımların en önemli parametrelerinden biri malzeme seçimidir. Çoğu alanda arzu edilen ideal malzemenin hafif, dayanıklı, şekillendirilebilme özelliği, korozyon direnci yüksek ve ekonomik olması gibi özelliklere sahip olması istenir. Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (YMDA) çelik türlerinin yeni bir sınıfı olan çift fazlı

çelikler yukarıda bahsedilen ihtiyaçların karşılanması amacıyla üzerinde çalışılan bir çelik türüdür [30].

Çift fazlı çelik kavramı 1937’de yeni bir yatak malzemesinin üretimi için Grabe’in %0,25 C’lu bir çeliği kritik bölgeden soğutması sonucunda çift fazlı yapıyı elde etmesi ve patent almasıyla tanınmıştır. 1947’de Herres ve Lorig tamamlanmamış östenitleştirmenin yüksek alaşımlı östenit adalarının oluşumuna ve arkasından martenzit dönüşümüne yol açtığını söylemişlerdir [31]. Ardından 1960’larda Williams ve Davies’in kalay kaplama uygulamaları için çift fazlı şerit gelişimi üzerine yaptıkları çalışmalar, çift fazlı çelik incelemelerinin başlangıcı sayılır. Cairns ve Charles tarafından yapılan çalışmalar da bu tip çelik üzerine yapılan ilk çalışmalardan biri olarak literatürde yerini almıştır [32,33].

Çift fazlı çeliklerin gelişimi ve üzerindeki araştırmalar 1970’lerde de devam etmiştir. Özel olarak; Tamura ve arkadaşları martenzitin mukavemeti ve hacim oranı arasında bir ilişki tespit etmişlerdir ve Hayami ve Furukawa ise sürekli tavlama yoluyla işlenen ferrit-martenzit çeliklerinin özelliklerini tartışmışlardır. Çift fazlı çelikler olarak bu malzemelerin ilk tasarımları bu yazarlar ile anılmıştır. Rashid de, standart bir vanadyumlu YMDA kalite çelik (GM 980 X) kullanarak ticari çift fazlı çeliklerin üretimi üzerine yayımlar yapmış ve bu malzemelerin gelişimine büyük bir yardımda bulunmuştur [34]. Tekerlek jantı, koltuk çerçevesi, tampon, kapı panelleri, asi gibi presle biçimlendirilen otomobil parçaları ve bazı bağlantı elemanları yapımında kullanılan çift fazlı çelikler, 1980 yılından sonra ticari olarak büyük tonajlarda üretilmeye başlanmıştır. Günümüzde ticari olarak çift fazlı çelik üreten ülkeler üretimlerini genellikle sürekli tavlama hatlarında yapmaktadırlar.

3.1.1 Çift Fazlı Çelik Üretimi

Çift fazlı çelikler YMDA (Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı) çeliklerini Ac_1 ve Ac_3 kritik sıcaklıkları arasında (ferrit + östenit) tavlama ve bu belirlenen sıcaklıklar arasında bir süre tutmak ve ardından hedef mikroyapı elde edilebilecek soğuma hızında soğutulması ile elde edilir [35]. Çift fazlı çeliklerin mikroyapıları, ferrit

matris içerisinde dağılmış yaklaşık %20 sert martenzit fazından meydana gelir [34]. Bu kategorideki çelikler basitçe mikro yapılarında % ağırlık olarak 0,08-0,2 C, 0,5-1,5 Mn içermekle birlikte vanadyum ile mikro alaşımlandırılmış %0,5 Cr ve 0,2-0,4 Mo içeren çeliklerde sıklıkla kullanılır [35].

Çift fazlı çelik üretiminde soğuma oranı farklılığından dolayı, kullanılan çelik alaşımının martenzitik dönüşümü gerçekleştirebilmesi çok önemlidir [34]. Martenzitik dönüşümün gerçekleşmesini sağlayacak alaşımın aynı zamanda çift-fazlı çeliklerden beklenen üstün özellikleri desteklemesi, kırılma bileşikler meydana getirip çift fazlı çeliklerden beklenen en önemli özellik olan sünekliğe zarar vermemelidir.

Çift fazlı çeliklerin sahip olduğu önemli özellikler:

- a. Sürekli akma davranışı,
- b. Düşük akma/çekme dayanımı oranı,
- c. Yüksek çalışma sertleşmesi oranı,
- d. Yüksek düzeyde üniform toplam uzamadır [34,36].

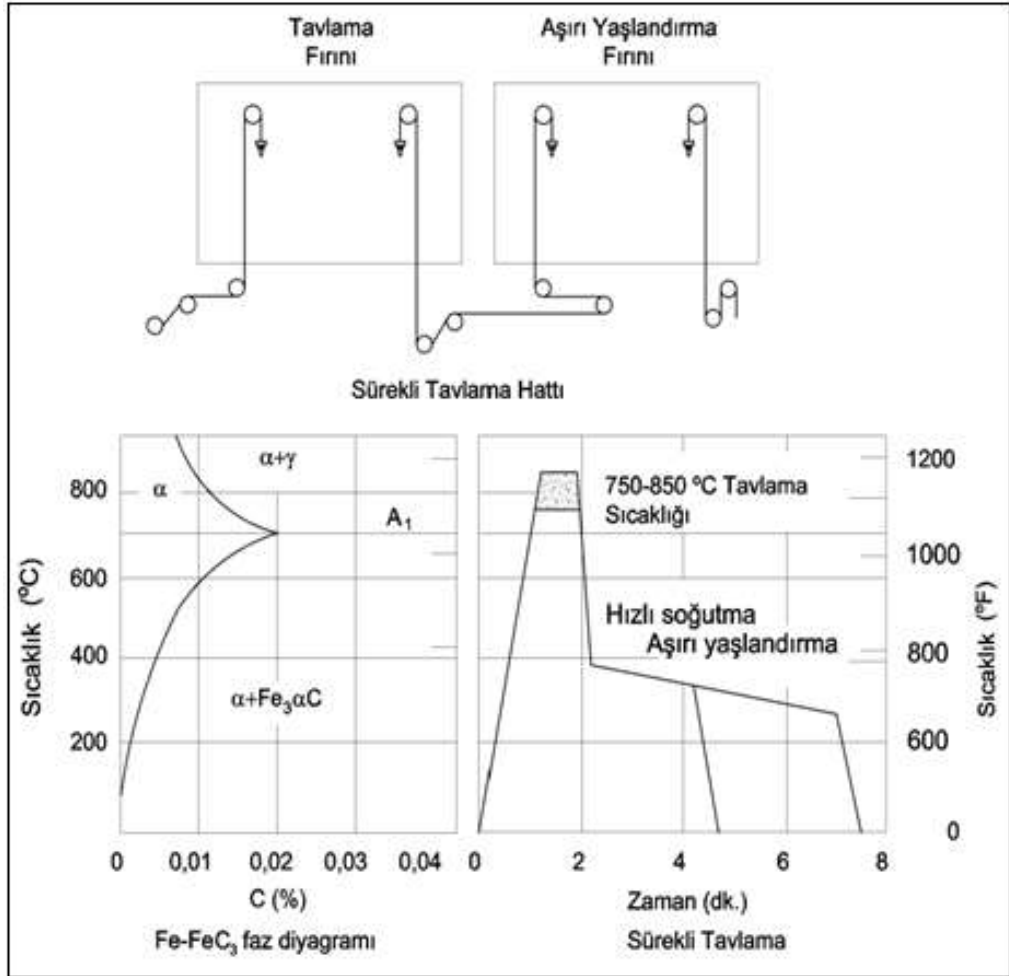
Sahip olduğu bu üstün özellikler çift fazlı çelikleri özellikle otomotiv sanayinde kullanılan önemli malzeme türlerinden biri yapmıştır.

Ticari olarak çift fazlı çelik üretimi dört yöntemle yapılmaktadır;

1. Sıcak haddelenmiş sacın sürekli tava
2. Soğuk haddelenmiş sacın sürekli tava
3. Soğuk haddelenmiş sacın kutu tava
4. Sıcak haddeleme yöntemleri ile üretme [37].

3.1.1.1 Sürekli Tavlama İle Çift Fazlı Çelik Üretimi

Sürekli tavlama prosesi, 1972’de Japonya’da, geleneksel kutu tavlama prosesine göre önemli ekonomik ve metalürjik avantajlara sahip olmasından dolayı ticari olarak geniş bir ölçekte benimsenmiştir. Sürekli tavlamanın önemli faydaları vardır. Daha yüksek soğuma hızı oranı alaşımın kompozisyonuyla alakalı yüksek kritik soğuma hızına uygundur. Sürekli tavlama metodunda, sıcak veya soğuk haddelenmiş saclar rulo olarak sarılmadan önce, sürekli tavlama fırınlarında Fe-Fe₃C faz diyagramına göre “ferrit + östenit” faz bölgesindeki sıcaklıklarda 1–2 dakika tavllanır ve uygun bir hızla soğutulur. Özel durumlarda aşırı yaşlandırma ünitesi de sisteme dahil edilir. Bu yöntem ile üretilen çift fazlı çeliklerin özellikleri, fırın sıcaklığının yanı sıra sacın fırın içerisindeki hareket hızına da bağlı olmaktadır [38]. Şekil 3.5’de sürekli tavlama hatları şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 3.5. Sürekli tavlama hattı şematik gösterimi [38].

Bu hatlarda aşağıda belirtilen elik sac çeşitlerinin etimi yapılabilir [39];

- a) Katı eriyikle mukavemetlendirilmiş saclar,
- b) ökelleme ile mukavemetlendirilmiş elik saclar,
- c) Düşük alaşımlı çift fazlı çelikler,
- d) Yüksek alaşımlı çift fazlı çelikler,
- e) Toparlanma tavlamaı uygulanmış elikler.

3.1.1.2 Kutu Tavlama İle ift Fazlı elik etimi

Sacların retiminde kullanılan bu yöntemde, malzeme soğuk haddelenerek istenilen kalınlığa getirildikten sonra rulo olarak sarılır. Rulo, diğer bir tabirle kangal sac “ferrit + östenit” faz bölgesindeki sıcaklıklar arasında uzun süre tavllanır. Çeliğin bileşimine göre havada veya suda soğutulmaktadır. Isıl işlem üniteleri açısından işlemin az maliyetli olması önemli avantajdır. Yavaş soğumalarda iyi sertleşebilirlik için yüksek alaşımlama işleminin gerekliliği ve mekanik özelliklerin soğuma esnasında rulonun merkezinden dış kısma doğru sıcaklık farkı meydana gelmesi nedeniyle homojen olmaması bu yöntemin dezavantajlarındandır.

Mangan sertleşme kabiliyeti için önemli bir etkindir, belirli bir düzeyde kutu tavlanan çeliklerde bulunmak zorundadır. Böyle malzemeler pahalıdır ve segregasyon probleminin ortaya çıkması durumunda, bu özellikte değişimlere yol açar. Çift fazlı elik için bu rota sınırlanmıştır. Bu durum sürekli tavlama hatlarının sınırlı olarak benimsenmesinden kaynaklanmaktadır [34].

3.1.1.3 Sıcak Hadde İle ift Fazlı elik etimi

Çift fazlı elik üretiminde sıcak haddelenmiş çeliğe iki kademeli soğutma uygulanmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda yapılan haddelenenin son pasosundan sonra, hadde çıkışında elik, mikro yapıda % 80–90 ferrit oluşacak bir hızda soğutulur. Mikroyapının geriye kalan % 10-20’si ise, rulo sarma işleminden sonraki soğutma ile martenzite dönüştürölür. Ancak haddeleme yöntemi ile etilecek çeliklerde, birinci soğuma kademesinde perlit, ikinci soğuma kademesinde ise beynit oluşumunu

engellemek amacıyla ferrit dönüşümü hızlı, perlit ve beynit dönüşümleri yavaş olmalıdır. Sıcak haddelemede deformasyon oranının sınırlı olması ve alaşımlama için ek masrafa gerek duyulması, bu yöntemin dezavantajlarından [40].

Çift fazlı çelikler, yumuşak ferrit matris içerisinde adacıklar biçiminde dağılmış % 10–30 dolayında martenzit fazı içeren çeliklerdir. Çift faz terimi bu çeliklerin ferrit ve martenzit fazlarından dolayı kullanılmaktadır. Çift fazlı çelikler üstün özelliklerini metalografik yapısından almaktadır. Yani bir fazın üstün özelliklerinden yararlanırken, aynı fazın istenmeyen özelliklerinin başka bir faz yardımı ile denetim altına alınmasıdır. Öyle ki fazlardan biri sert olup (martenzit) gerekli dayanımı sağlarken, diğeri yumuşak faz olup (ferrit) süneklik sağlar. Her iki özelliğin bir arada bulunması ile dayanım ve süneklik özelliği yüksek olan bir mikroyapı elde edilmiş olur [33,41]. Şekil 3.6’de bir çift fazlı çelik mikroyapısı gösterilmektedir [42].

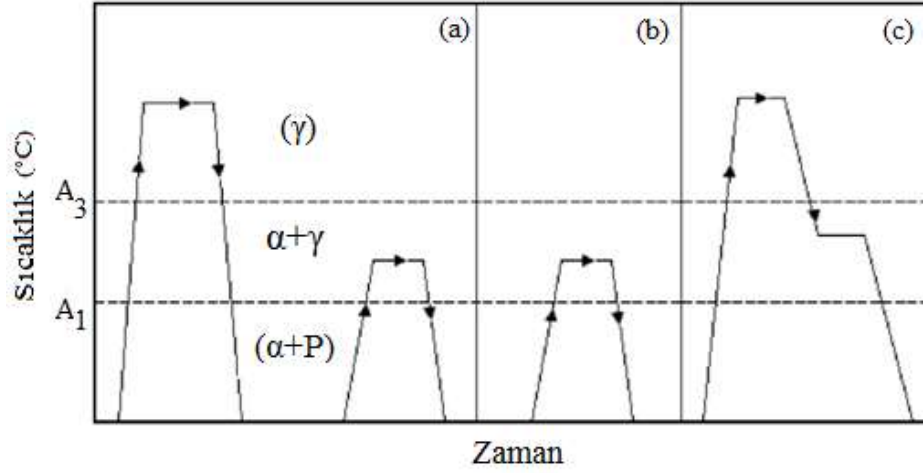


Şekil 3.6. Çift Fazlı Çelik Mikroyapısı [42].

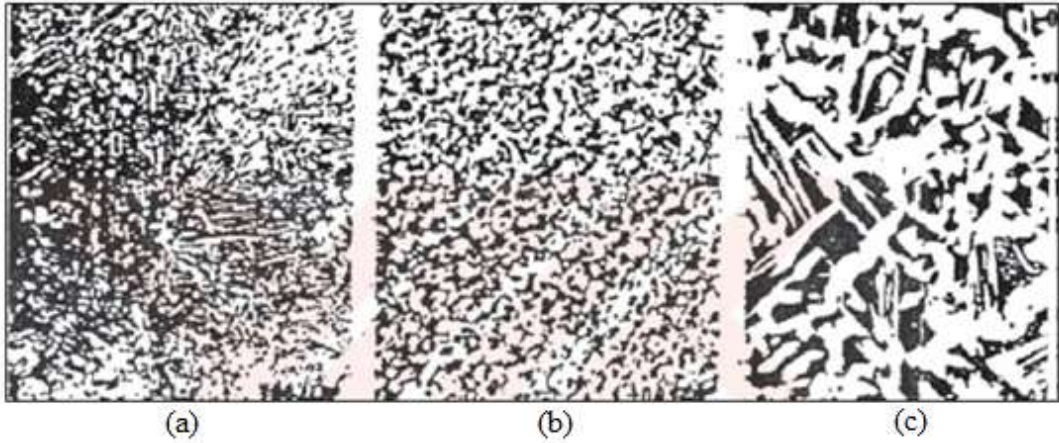
Çift fazlı çeliklerin mikro yapıları dönüşüm yoluna bağlı olduğundan, değişik ısı işlemlerle elde edilen mikroyapılar arasında önemli farklar mevcuttur. Çift faz elde etmek için uygulanan başlıca ısı işlemler aşağıda sıralandığı gibi üç grupta incelenmektedir.

- Ara su verme
- Kritik sıcaklıklar arası bölgede tavlama
- Kademeli (basamaklı) su verme

Şekil 3.7'de bahsedilen aşamalar, Şekil 3.8'de üç farklı ısıl işlem sonucu oluşan mikroyapılar gösterilmektedir [43].



Şekil 3.7. Çift faz ısıl işlemleri sıcaklık aralıklarının şematik olarak gösterimi [43].
a) ara su verme b) kritik sıcaklıklar arası bölgede tavlama c) kademeli su verme



Şekil 3.8. Farklı çift faz ısıl işlem teknikleri sonucu elde edilen mikroyapılar [43].
a) ara su verme b) kritik sıcaklıklar arası bölgede tavlama c) kademeli su verme

Şekil 3.8.a'de görülen ara su verme işleminde ostenit bölgesinden su verilmiş malzemenin tekrar iki fazlı bölgeye ısıtılması, primer martenzit dilim sınırları boyunca ostenitin çekirdeklenmesine neden olur. Bu işlem sonucu fiberli (lifli) martenzit, ferrit matris içerisinde dağılmaktadır.

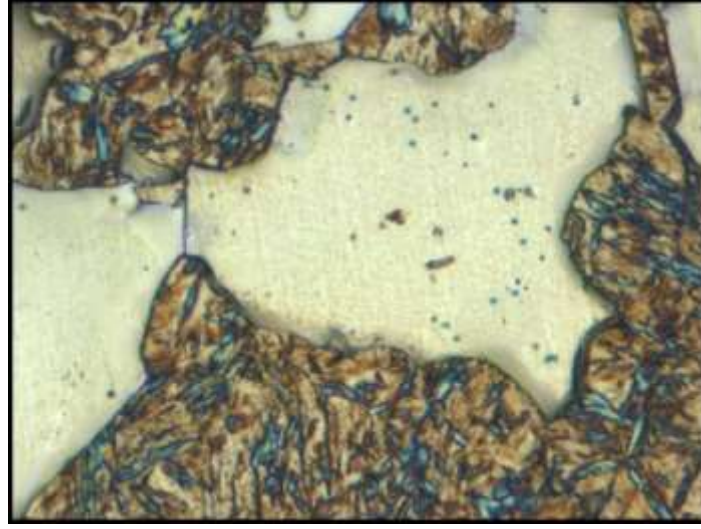
Şekil 3.8.b’de $\alpha+\gamma$ bölgesinde tavlama işleminde malzemenin başlangıç mikroyapısı otektoidaltı ferrit ve perlitten oluşmaktadır. İkili bölgede tavlama ile oluşan ostenit, ferrit-sementit (karbür) ara yüzeyinde çekirdeklenir ve büyür. Su verildikten sonra mikroyapı, ferrit sınırları boyunca ince küresel martenzitten oluşmaktadır.

Şekil 3.8.c’de görülen kademeli su verme işleminden önce ostenitleme yapılır, sonra $\alpha+\gamma$ bölgesine malzeme soğutulur. Sıcaklık iki fazlı bölgeye düşüncü ferrit, primerostenit tane sınırları boyunca çekirdeklenir ve büyür. Ferrit (α) ve ostenitten (γ) oluşan yapı hızla soğutulduğunda ferrit yapı tarafından çevrelenmiş kaba martenzit parçacıkları meydana gelmektedir.

3.1.2 Çift Fazlı Çeliklerde Mikroyapı Oluşumu

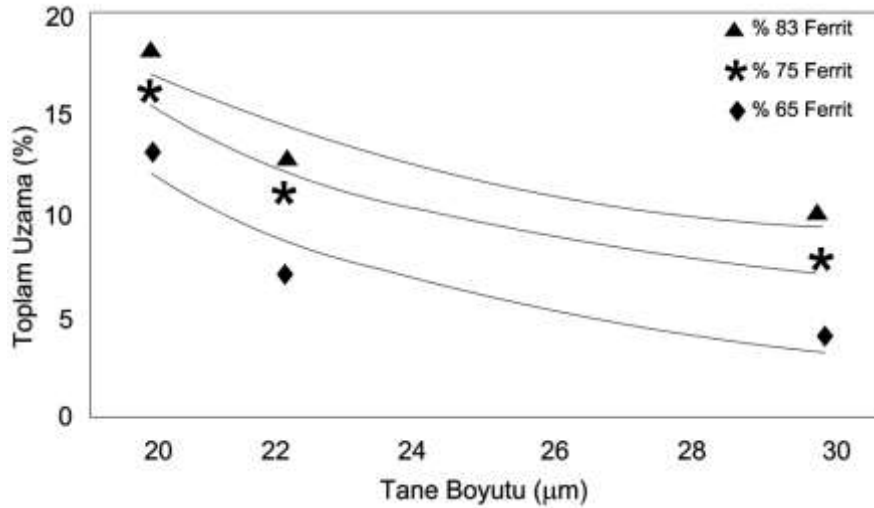
Çift fazlı çelikler ana faz olarak ferrit ve martenzitten ibarettir. Bununla birlikte mikroyapıda değişik sebeplerden dolayı farklı fazlar bulunabilmektedir. Bunlar; yeni ferrit, kalıntı östenit ve beynit olabilir.

Ferrit, çift fazlı çeliklerin mukavemet değerlerini, süneklik özelliklerini belirlemektedir. Sünekliği yüksek bir çift fazlı çeliğin elde edilmesi için yüksek süneklik ve düşük dayanıma sahip ferrit fazının mikroyapıda bulunması gerekmektedir. Çift fazlı çeliklerde ferrit tanelerinin eşksenli olması istenir. İğnesel ferrit morfolojisine sahip mikroyapının mukavemet özellikleri iyidir fakat sünekliği azdır. Yine ferrit fazının dayanımının artırılması, ara yer atomları (karbon gibi) veya ferrit fazı içerisinde çökelen karbür ve nitrokarbürlerle sağlanmakta, buna karşılık süneklik büyük ölçüde düşmektedir [44,45]. Şekil 3.9, SAE1020 çeliğinde kritik sıcaklıklar arası ısıl işleme elde edilen ferrit, martenzit mikroyapısını göstermektedir [46].



Şekil 3.9. Kritik sıcaklıklar arası ısıl işlem ile elde edilmiş ferrit (açıkrenk), martensit (koyu renk) mikroyapısı [46].

Ferrit fazının dayanımına soğutma sonunda oluşan martenzit taneleri de etki etmektedir. Soğutma sonunda martenzit tanelerinde meydana gelen % 2-4'lük hacim genişlemesi, ferrit tanelerinde kalıntı gerilmelerin oluşmasına neden olmaktadır. Bu nedenle ferrit tanelerinin dayanımı artmaktadır. Şekil 3.10'da ise alaşımsız az karbonlu bir çelikte değişik ferrit hacim oranlarında yüzde uzamanın tane boyutuna göre değişimi verilmektedir [45].



Şekil 3.10. Değişik ferrit oranlarında tane boyutu ve yüzde uzama arasındaki ilişki [45].

Martenzit, çift fazlı çeliklerin dayanım özelliklerini büyük oranda etkilen fazdır. Bu fazı karakterize eden en önemli özellikler, martenzitin hacim oranı ve morfolojisidir. Martenzit özellikleri çift fazlı çeliklerin süneklik değerlerini de etkilemektedir [37,38,47-49]. Martenzitin mukavemeti ve hacim oranı çeliğin karbon içeriğine,tavlama sıcaklığına ve östenitin sertleşebilirliğine bağlı olarak değişmektedir [33]. Ancak kritik tavlama sıcaklığının artması martenzit fazının karbon içeriğinin azalmasına sebep olmaktadır. Martenzitin karbon içeriği bu fazın morfolojisini kontrol eden bir faktör olup, karbon miktarı arttıkça yapı dilim (lath) martenzitten plakalı martenzite dönüşmekte ve martenzitin sertliği artmaktadır [50]. Bu da, mukavemeti arttırırken süneklığı azalttığından çift fazlı çeliklerde arzu edilen martenzit morfolojisi dilim martenzittir [51].

Martenzit fazının miktarını etkileyen diğer bir parametre olan ostenit tanelerinin sertleşme kabiliyeti, soğuma hızı ile kontrol edilebilmektedir. Yüksek soğuma hızlarında ostenit martenzite dönüşmekte, artan soğuma hızı ile martenzit miktarı da artmaktadır. Düşük soğuma hızlarında ostenit, ferrit-karbür karışımına dönüşmektedir. Martenzit hacim oranı sabit iken martenzit fazının karbonca zenginleşmesi çeliğin akma ve çekme mukavemetini arttırmaktadır. Fakat akma mukavemetindeki artma, çekme mukavemetine kıyasla daha azdır. Martenzit parçacıklarının çapı da çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini etkileyen bir faktördür. Çift fazlı çeliklerin yapısında bulunan martenzit adalarının çapı 5–10 µm arasında olup ideal mukavemet-süneklik kombinasyonu mümkün olduğu kadar düşük çaplı martenzit parçacıklarıyla elde edilmektedir [39].

Kalıntı östenit, kritik sıcaklıklarda su verme sonrasında östenitin tamamen martenzite dönüşmemesiyle oluşur. Çift fazlı çeliklerin yapılarında % 2-9 civarında kalıntı östenit bulunur [52]. Normal şartlarda kalıntı östenitin yok edilmesi mümkün değildir. Ancak -70°C 'ye kadar soğutma, temperleme veya deformasyonla kalıntı östenitin martenzite dönüşümü sağlanabilir [53]. Kalıntı östenit ikinci faz olan martenzitle birlikte bulunduğu ise, X-ışınları yöntemiyle tespit etmek mümkün olmaktadır. Çift fazlı çeliklerde kalıntı östenit genelde bu tarzda bulunmaktadır. Ayrıca bu faz küçük adacıklar şeklinde ferrit taneleri içinde veya tane köşelerinde de bulunabilir. Çift fazlı çeliklerin yapısında bulunan kalıntı östenitin büyük bir

kısımının deformasyon sırasında martenzite dönüşmesi üniform ve toplam uzamayı artırır. Ancak kalıntı östenit miktarı düşük ise, üniform ve toplam uzamadaki artış ihmal edilebilir.

3.1.3 Çift fazlı çeliklerin mekanik özellikleri

Çift fazlı çelikler genel olarak düşük akma, yüksek çekme mukavemeti, yüksek pekleşme hızı, yüksek orantılı deformasyon ve toplam uzama gibi çekme özellikleri ile tanımlanmaktadır. YMDA (yüksek mukavemetli düşük alaşım) çelikler ile karşılaştırıldıklarında aynı çekme mukavemeti değerlerinde orantılı ve toplam uzama değerleri daha fazla olmaktadır. Bu özellikler çift fazlı çeliklere YMDA çeliklerine göre iyi şekillendirilebilme ve şekillendirme sonrası yüksek mukavemet özellikleri kazandırmaktadır. [32,54-56]

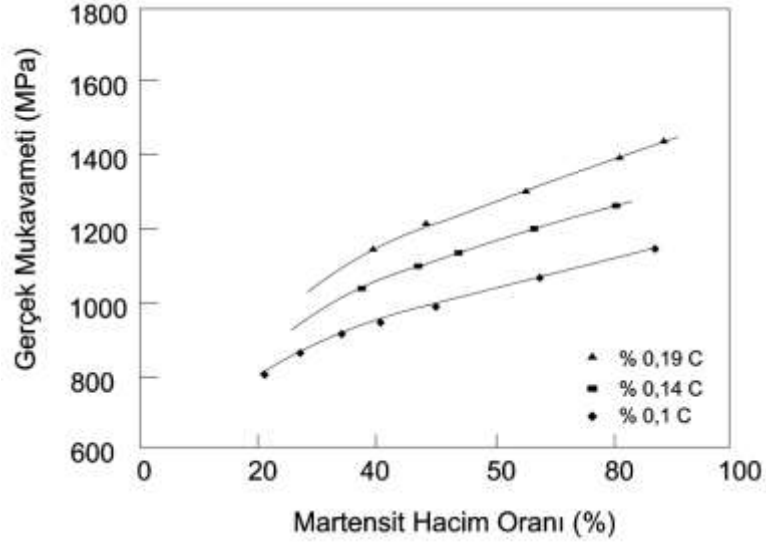
3.1.3.1 Akma Mukavemeti

Çift fazlı çeliklerin akma mukavemetleri YMDA 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 [57,58]. Çift fazlı çeliklere temperleme, ön deformasyon sonrası temperleme veya deformasyon yaşlanması işlemleri uygulandığında, sürekli akma durumu süresiz akmaya geçmekte ve mukavemet değerleri de artmaktadır [30,59].

3.1.3.2 Çekme Mukavemeti

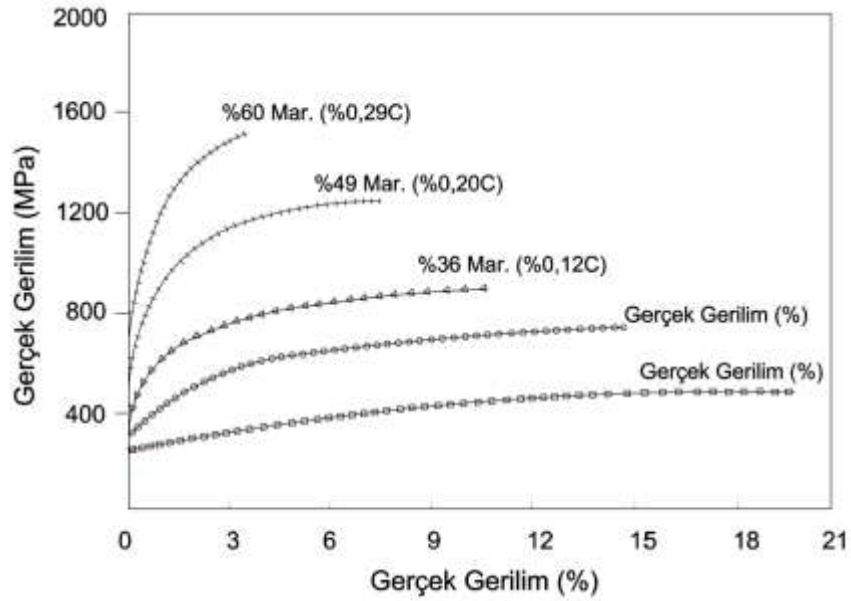
Çift fazlı çeliklerin çekme mukavemeti, martenzit hacim oranına bağlıdır. Martenzit hacim oranı arttıkça çekme mukavemeti de martenzit parçacık boyutuna bağlı olmaksızın artması değişik araştırmacıların deney sonuçlarıyla da kanıtlanmıştır [60].

Şekil 3.11'de değişik karbon içeriğine sahip çift fazlı çeliklerde martenzit hacim oranı ile çekme mukavemeti arasındaki ilişkiyi göstermektedir [61].



Şekil 3.11. Değişik martenzit hacim oranlarının çekme mukavemeti ile ilişkisi [61].

Speich and Miller, değişik karbon ve martenzit oranlarına sahip düşük alaşımlı ve alaşımsız bir çelik üzerinde yaptıkları çalışma sonrası elde ettikleri gerçek gerilim ve gerinim grafiklerinin yüzde martenzitle değişimi şekil 3.12'de görülmektedir [62].



Şekil 3.12. Çift fazlı çeliklerin gerilim-gerinim eğrileri üzerine martenzit hacim oranının etkisi [62].

3.1.3.3 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 [63].

Çatlak oluşumuna neden olan mikro boşluklar martenzitik parçacıklar üzerinde veya metalik olmayan inklüzyonlarda oluşmaktadır. Mikro boşlukların martenzit üzerinde çekirdeklenmeleri martenzit-ferrit ara yüzeylerinin ayrışmasına veya martenzitin gevrek kırılmasına neden olmaktadır [63].

3.1.3.4 Süneklik

Çift fazlı çelikler, aynı mukavemet değerlerinde YMDA çeliklerine göre daha iyi süneklığe sahiptirler [64]. YMDA çeliklerinin toplam uzama değerleri % 18 kadar arttırılabilirken çift fazlı çeliklerin toplam uzama değerleri % 28'e ulaşabilmektedir. Bu durum çift fazlı çelikleri ticari açıdan da cazip kılmıştır [54]. 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 [50,58]. Düşük karbon içerikli martenzit fazı da süneklığın yüksek olmasını sağlamaktadır. Çünkü düşük karbonlu martenzitin çatlama ve ferrit-martenzit ara yüzeyinin ayrılması zordur [62].

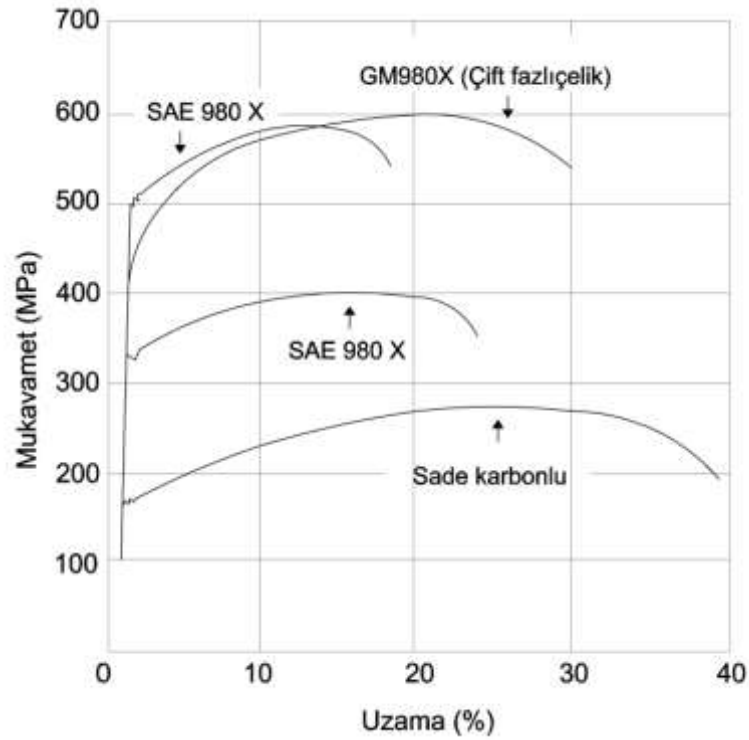
3.1.3.5 Temperleme Ve Deformasyon Yaşlanması

Su verilmiş çift fazlı çelik saçların temperlenmesi sıcak daldırma ile galvanizleme sırasında yapılabilir. Eğer çeliğin martenzit içeriği % 30'un altında ise süreksiz akmaya geçiş olur. Genel olarak, çift fazlı çelikler oda sıcaklığında yaşlanmazlar. 270 °C'ye kadar olan sıcaklıklarda yavaş bir yaşlanma davranışı gösterirler. Ancak soğuk işlem veya çekme nedeniyle oluşan deformasyon yaşlanma işlemini hızlandırır.

3.1.4 Çift Fazlı Çeliklerin Avantajları

Mikroyapının % 10-30'unu teşkil eden martenzit tanecikleri gerilme altında uzamayı azaltırlar. Malzemenin darbeli çalışma, çökme ve eğilme karakterleri ile birlikte genel olarak malzemenin mukavemetini arttıırırlar. Yumuşak ferrit fazı, mikroyapının % 75-80'ini teşkil ettiğinden sert martenzit tanecikleri çift fazlı çeliklerin şekillendirilebilirlik kabiliyetlerinde ihmal edilebilecek küçük bir etkiye sahiptir. Şekil 10'da, % 0,2'lik uzamanın meydana geldiği nokta plastik deformasyonun başladığı noktadır. Bu noktanın diğer az karbonlu çeliklere göre daha yukarıda olması iyi ekil değiştirme kabiliyetini ifade eder. İyi şekillendirilebilme kabiliyeti malzemenin elastik deformasyon bölgesinden çok plastik deformasyon bölgesinde uzamaya başlaması anlamındadır [65,66]. Kimyasal bileşimi değiştirerek ve kritik sıcaklıktan soğuma hızını kontrol ederek çift fazlı çeliklerde tokluk özellikleri iyileştirilebilmektedir [53].

Şekil 3.13'da görüldüğü gibi YMDA ve az karbonlu çeliklere göre mukavemet ve yüzde uzama ile birlikte iyi şekil değiştirme kabiliyetinin kombinasyonu çift fazlı çelikleri otomotiv endüstrisindeki kullanımı açısından çok cazip kılmaktadır. Bahsedilen bu avantajlar sonucu karmaşık parçalar bile bir dizi işlem sonucu optimum seviyede düzenlenebilmektedir.



Şekil 3.13. Soğuk haddelenmiş, sade karbonlu ve çift fazlı çeliğe ait mukavemet–üzde uzama grafikleri [37].

Çift fazlı çelikler sürekli akma gösterdikleri için şekillendirilen parçaların yüzeyleri çok düzgün olmaktadır. Akma mukavemetinin düşük olması plastik deformasyonda az bir kuvvetle şekillendirilebilirliği sağlamaktadır. Şekillendirilen parçaların tekrar şekillendirilmesinde aşırı kuvvetler gerekmemektedir. Çekme dayanımlarının yüksek olması ise parçaların hasara uğramasını geciktirmektedir. Akma mukavemeti / Çekme mukavemeti oranının düşük olması çift fazlı çeliklerin derin çekme ile üretilen parçalarda kullanılabilirliğini arttırmaktadır. Derin çekme esnasında iş parçasının kesiti azalacağından şekil verme işleminin diğer kademelerindeki kuvvetleri karşılayabilmesi için parçanın mukavemet değerlerinin iyi olması gerekmektedir. Mukavemet özelliklerinin yanı sıra süneklik özellikleri de iyi olan çift fazlı çeliklerin optimum pekleşme katsayısına sahip olması bu bakımdan bir avantajdır [67].

Yakıt tüketimini azaltmak, motor veriminin artırılması veya taşıt ağırlığının azaltılması ile mümkün olabilir. Yahut her iki durumunda bir arada olduğu

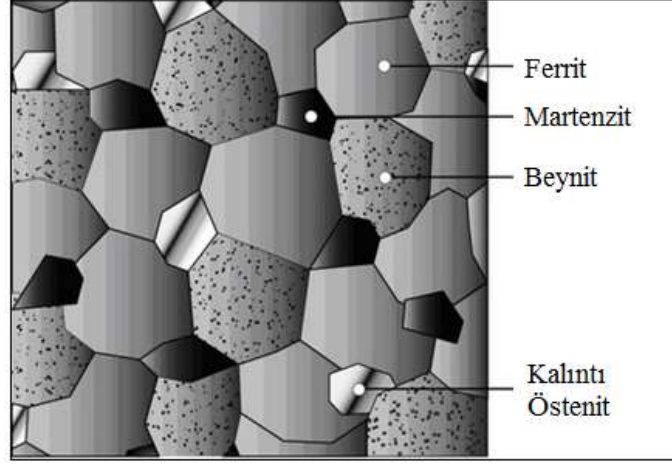
durumlarda mümkün olabilir. Günümüzde motor verimlerinin üst seviyelerde olması otomotiv endüstrisinin ar-ge çalışmalarını taşıt ağırlığına yoğunlaştırmıştır [40]. Taşıt ağırlığını % 50-60'ını çeliklerin oluşturduğu düşünülürse yüksek mukavemetli sacların kullanılması ile hem taşıt ağırlığı azaltılarak yakıt tasarrufu sağlanır hem de çarpmalara karşı taşıtın emniyeti artırılır. Bu nedenlerle 1970'li yılların ortalarından itibaren taşıtlarda karbon içeriği az olan ve katı eriyik ile sertleştirilmiş küçük taneli ferrit içerisinde karbürlerin (NbC, VC gibi) bulunduğu perlitik çelikler yani YMDA çelikler kullanılmaya başlanmıştır [44]. YMDA çeliklerinin biçimlenebilme kabiliyetlerinin düşük olması nedeniyle 1975 yılı sonlarına doğru çift fazlı çelikler otomobil endüstrisinde kullanılmaya başlanmıştır. Yüksek mukavemet ve yüksek sünekliğin bir arada olması bu çeliklerin tekerlek jantı, koltuk çerçevesi, tampon, kapı panelleri gibi presle biçimlendirilebilen çeşitli otomobil parçalarının yapımında kullanılmasını mümkün kılmaktadır [40].

Geleneksel karbonlu çeliklerin mikro yapıları genellikle plastik şekil vermeye elverişli değildir. Plastik şekil verilmek istendiğinde ise, mukavemetten taviz verilmesi söz konusudur. Fakat çift fazlı çeliklerde, plastiklik ve mukavemet özellikleri optimum seviyede tutulabilmekte ve bu özellikler uygulanan ısıl işlemlerle geniş aralıkta değiştirilebilmektedir.

Çift faz (DP) kalite saclarda her türlü kaynak yöntemi rahatlıkla uygulanabilir. Geleneksel yüksek mukavemetli saclarla karşılaştırıldığında şekillendirme işleminden sonra sacın geri yaylanma özelliği daha düşüktür. Diğer taraftan tüm DP kalite saclar fırında sertleştirme özelliğine sahiptir. Dolayısı ile üretim aşamasından sonra son ürüne tekrar bir sertleştirme tavlama yapılabilir. DP kalitesindeki saclar roll-forming uygulamaları için uygundur. DP kalitesindeki sacların hem sıvama hem de gerilme özellikleri preslemeye uygundur. Çift fazlı sac kullanımının yarattığı bazı avantajlar şunlardır; ağırlıktan kazanç, üretimde kolaylık, daha uzun ürün ömrü, daha fazla yük taşıma gücü ve daha düşük üretim maliyetidir [60].

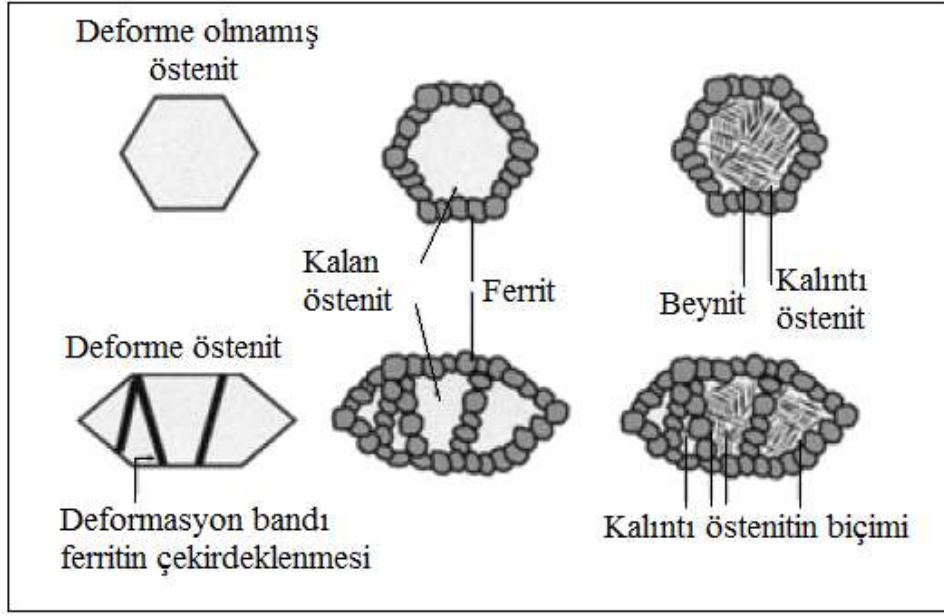
3.2 TRIP ÇELİKLERİ

TRIP (Transformation Induced Plasticity) çelikleri otomotiv endüstrisi için geliştirilmiş yüksek mukavemetli (AHSS) çeliklerin en yeni türüdür [68-82]. Şekil 3.14'de TRIP çeliğinin mikroyapısı gösterilmiştir.



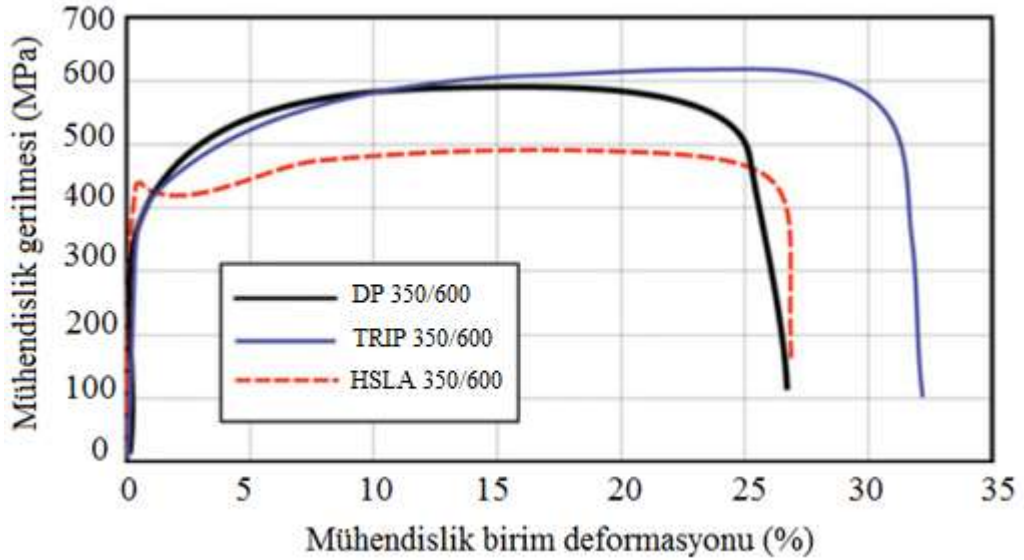
Şekil 3.14. TRIP çeliğinin mikroyapısı [69,83].

Mikroyapıda yumuşak ferrit matris içinde, beynit ve kalıntı östenit içerdiğinden üç fazın da belli oranlarda üstün mekanik özellikleri malzeme gelişimine katkı sağlamaktadır [68-81]. Bazen kalıntı östenitle beraber çeşitli miktarlarda sert martensit fazı görülebilmektedir. Bu grup çeliklerin önemli şekil verme özellikleri esas olarak spesifik bir şekilde ayarlanmış mikrobileşen kalıntı östenitten türetilmektedir [72,82]. TRIP çelikleri diğer çeliklere nazaran daha kompleks mikroyapıya sahiptir. İhtiyaçlara cevap vermesi için geliştirilen TRIP çeliklerinin mekanik özellikleri mikroyapı değişimi ile (boyut, şekil ve dağılım) değişebilmektedir [84,85]. TRIP çeliklerinde mikroyapıdaki fazların boyutları düşürülebilir. Öyle ki; beynit ve östenit 1 ila 3 μm arasında iken ana yapı ferrit 5 ila 10 μm arasında olabilmektedir [69,85]. Şekil 3.15'de TRIP çeliğinin ısı işleminde meydana gelen faz dönüşümleri verilmiştir. [86].



3.15. TRIP çeliğinin ısı işlem esnasındaki faz dönüşümleri [86].

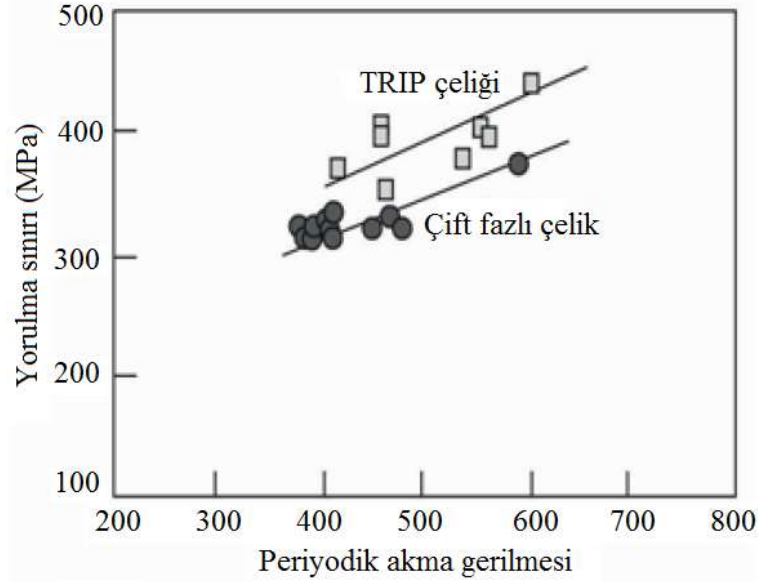
Fazların renkleri ferrit gri, beynit siyah ve kalıntı östenit beyaz renkte belirlenmektedir [86-92]. TRIP çeliklerinin otomobillerde kullanılan diğer çeliklerle karşılaştırmalı çekme grafikleri Şekil 3.16'da verilmiştir [91].



Şekil 3.16. Otomobillerde en çok kullanılan çeliklerin çekme grafikleri [91].

TRIP çeliği grafikteki iki çelik türünden de mekanik özellikler açısından daha üst seviyede olup uzama düşmeden dayanımda artış görülmüştür [77-80]. Takahashi

2003, yapmış olduğu çalışmada TRIP çeliklerinin ve çift fazlı çeliklerin yorulma dayanımı incelemiştir. Şekil 3.17'de bu çeliklerin yorulma dayanım özellikleri grafik olarak gösterilmiştir [93].



Şekil 3.17. TRIP ve çift faz çeliklerinin yorulma dayanım özellikleri [93].

Bu çalışmada farklı akma gerilmesi çevrimlerinde çift fazlı çeliklerle TRIP çeliklerinin yorulma sınırlarının nasıl değiştiği analiz edilmiştir. Bilindiği gibi çift fazlı çelikler yorulma dayanımı yüksek olmasıyla bilinen gelişmiş bir çeliktir. Bu çalışma sonucunda TRIP çeliklerinin çift fazlı çeliklerden daha yüksek yorulma sınırlarına ve dayanımına sahip olduğu bildirilmiştir [94].

Biçimlendirilebilirlik; sacın hasara uğramadan istenen şekli alma yeteneği olarak tanımlanır. Biçimlenebilirlik açısından TRIP çeliği incelenecek olursa iki özelliğin R değeri (derin çekme) ve n değerinin (germe değeri) aynı anda iyi olması istenir. Bu açıdan çizelge 3.1'de verilen sonuçlar incelendiğinde TRIP çeliğinin n değerinin 0,24 ve r değerininse 0,9 olduğu belirlenmiştir. TRIP çeliği deformasyon sertleşmesi en yüksek olan çeliktir. Diğer çeliklerle karşılaştırıldığında değerlerin yüksek olduğu yani malzemenin şekillendirilebilme kabiliyetinin iyi olduğu söylenebilir. Çizelgedeki tüm çelikler (kombine dayanım) ele alındığında TRIP çeliğinin özelliklerinin diğer çeliklerinden daha üstün özelliklerde olduğu görülmektedir [94].

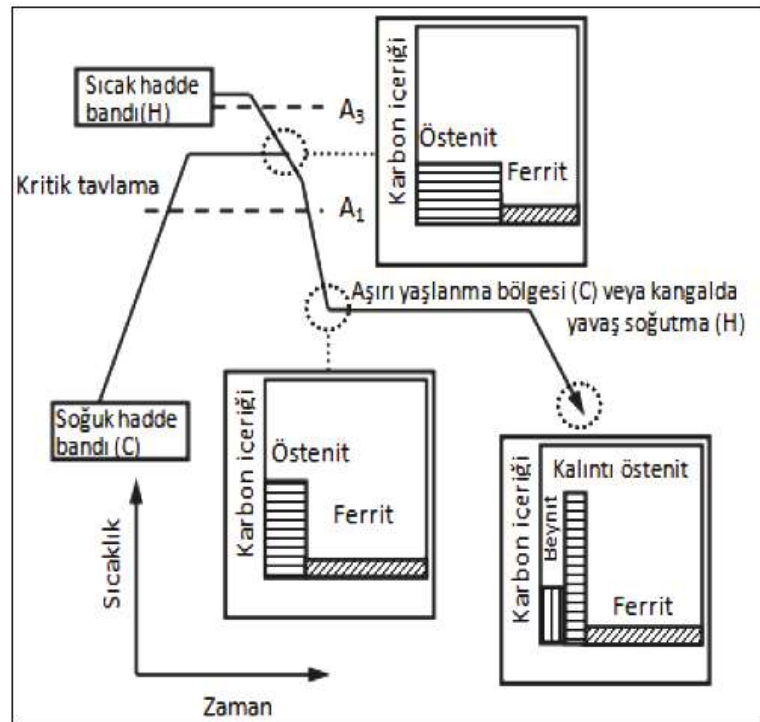
Çizelge 3.1. Otomobillerde kullanılan çelik kalitelerinin mekanik özellikleri [95].

Kalite	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	Toplam uzama (%)	n-değeri	r- değeri
HSLA 350/450	350	450	23-27	0,22	1
DP 350/600	350	600	24-30	0,14	1,1
TRIP 450/800	450	800	26-32	0,24	0,9
DP 500/800	500	800	14-20	0,14	1
Mart 950/1200	950	1200	5--7	0,07	0,9

Bütün bu literatür bilgilerine dayanan deney sonuçları irdelenecek olursa TRIP çeliklerinin diğer otomotiv çeliklerine göre her açıdan üstün mikroyapı ve mekanik özelliklere sahip olduğu düşünülebilir [94].

3.2.1 TRIP Çeliğinin Üretimi

Yüksek mukavemetli çeliklerin üretim ısıl işlem rotaları benzer özelliğe sahiptir. TRIP çeliğinin üretim prensibi ve oluşan fazlar Şekil 3.18’de verilmiştir [96].



Şekil 3.18. TRIP çeliğinin üretim prensibi ve oluşan fazlar [96].

TRIP çeliğinin üretimi için kritik öneme sahip östenit fazı, A1 sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda kararlı olan fakat oda sıcaklığında kararsız olan bir fazdır. Fakat TRIP çeliğinde karbonca zenginleştirilmiş östenit, kararlı faz durumdadır [96]. TRIP çelikleri ara sıcaklıkta izotermal tutulma ile bir miktar beynit oluşturularak üretilirler [98,99]. TRIP çeliklerinde yüksek silisyum ve karbon miktarları son mikroyapıda yüksek hacim oranlarında artık östenite sebep olur. Bütün AHSS'ler östenit veya östenit + ferrit fazından başlayarak kontrollü soğutmayla sıcak haddelenmiş ürünler için haddeleme sırasında, kaplama veya tavlama yapılmış ürünler için tav fırınlarında üretilirler [100].

TRIP çeliklerinin üretiminde çift fazlı çeliklerden farklı olarak en önemli etken sürekli tavlama hatlarında beynitik dönüşümün oluşması için malzemelerin sabit sıcaklıkta belli sürelerde bekletilme işlemidir. Bu açıdan ticari çelik sacların arzu edilen özellikleri (yüzey temizliği, üniform özellikler vb.) için sürekli tavlama hatlarında üretim tercih edilir. Sürekli tavlama hatları 30-40 yıldır saçak daldırma ile galvanizlenmiş çelikler, ince levhalar, yönlendirilmiş elektrik çelikleri ve paslanmaz çelik saclar ve yaklaşık 20 yıldır da çift fazlı çelik sac üretiminde kullanılmaktadır [100].

BÖLÜM 4

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1 MALZEME SEÇİMİ

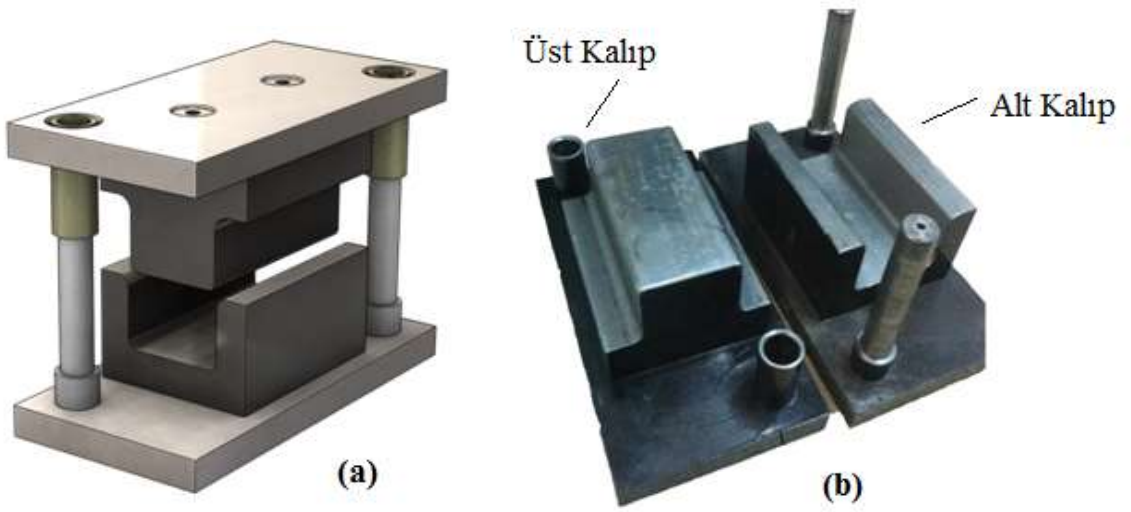
Bu çalışmada, yüksek akma dayanımlı ve soğuk şekillendirme işlemine uygun soğuk haddelenmiş ticari çift fazlı çelik sac kullanılmıştır. Deneyde kullanılan sac numunenin kimyasal kompozisyonu çizelge 4.1'de gösterilmiştir. Sac levha 200x50x2 mm boyutlarında giyotin makasta kesilerek 6 adet deney numunesi hazırlanmıştır. Hazırlanan çift fazlı çelik sac numunelere eş zamanlı sıcak sac şekillendirme-su verme işlemi uygulanmıştır.

Çizelge 4.1. Ticari çift fazlı çelik sacın kimyasal bileşimi.

Kimyasal Bileşim										
Element (maksimum)	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr+Mo	Nb+Ti	V	B
Ağırlıkça (%)	0,17	0,8	2,2	0,08	0,015	2	1	0,15	0,2	0,005

4.2 DENEY DÜZENİĞİNİN HAZIRLANMASI

Şekil verme işleminde kullanılacak kalıp, sıcak şekillendirme işleminde kullanılacağı için özel bir malzeme tercih edilmemiş ve St 42 malzeme kullanılmıştır. Kalıp tasarımında 3 boyutlu çizim programı kullanılmıştır. Kalıp tasarımı bilgisayar ortamında tasarlanmış ve simüle edilmiştir. Tasarım yapılırken alt ve üst kalıplar arasında sac kalınlığına ilave olarak 1 mm kadar çalışma boşluğu bırakılmıştır. Kalıpların birbirlerine tam olarak oturmaları için çapraz olarak 2 adet kılavuz mili kullanılmıştır.



Şekil 4.1. Sıcak sac şekillendirmede kullanılan kalıp a) Üç boyutlu modellemesi
b) İmalatı Tamamlanmış Kalıp.

Deneyde kullanılan kalıp Şekil 4.1'de gösterilmiştir. İmalatı tamamlanan kalıp daha sonra 5 ton kapasiteli hidrolik prese Şekil 4.2'de görüldüğü gibi montaj yapılarak düzenek hazırlanmıştır. Soğutma işlemi için Ø40 mm çapında kollektör yapılmış ve Ø20 mm hortumlarla 4 adet çıkış elde edilerek soğutma sistemi oluşturulmuştur.



Şekil 4.2. Hidrolik preste şekillendirme kalıp düzeneği.

4.3 NUMUNELERİN ISITILMASI

Numuneler fırında yaklaşık 850-900 °C'de östenitleme işlemine tabi tutulmuştur. Homojen bir östenit yapı elde etmek için numuneler 7 dakika bu sıcaklıkta bekletilmiştir. Östenitleme işlemi sonrası numuneler (3-4 s) presleme ve soğutma işleminin yapılacağı üniteye taşınmıştır. Taşıma ortam koşullarında yapıldığından ve yüzey alanı geniş, ince sac levha olduğundan ısı kaybı kaçınılmaz olmuştur. Ancak kalıba yerleştirilen numunenin lazer termometreyle sıcaklığı 850 °C ölçülmüş ve sıcaklığın tümüyle martenzitik yapının oluşabilmesi için şart olan 780 °C'nın altına düşmediği tespit edilmiştir. Isıtma işleminin yapıldığı fırın Şekil 4.3'de gösterilmiştir.



Şekil 4.3. Tav fırını

4.4 PRESTE ŞEKİLENDİRME VE SU VERME İŞLEMİ

Fırında östenitleme işleminden sonra, 850-900 °C sıcaklıktaki sac numunelere preste eş zamanlı şekillendirme ve su verme işlemi uygulanmıştır. Isıtılmış numuneler hızlı bir şekilde kalıba konularak, presleme ve su verme işlemi aynı zamanda yapılmıştır. Preste eşzamanlı şekillendirme ve su verme işlemi Şekil 4.4'de gösterilmiştir. Preste eşzamanlı şekillendirme ve su verme işlemi 14 s'de tamamlanmıştır. Şekillendirme işleminin başlangıcında yaklaşık 850 °C sıcaklıkta olan sac numuneler 14 s sonra hem şekillenmiş hem de soğuyarak 130 °C sıcaklığa düşürülmüştür.



Şekil 4.4. Preste eş zamanlı şekillendirme ve su verme işlemi.

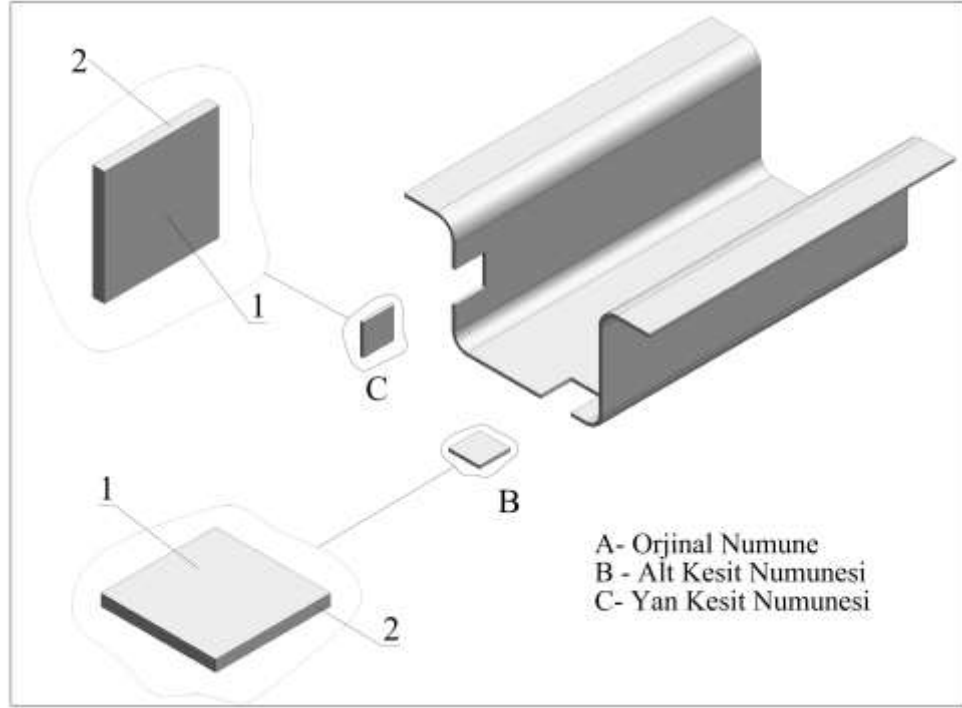
Böylece 850 °C'den hızlı soğuyarak 130 °C sıcaklığa düşen numunelerin soğuma hızı yaklaşık 51,42 °C/s olarak gerçekleşmiştir. Bu sonuca göre martenzitik yapının oluşabilmesi için gerekli minimum soğuma hızından daha yüksek bir soğuma hızına ulaşılmıştır. Şekil 4.5'de preste eş zamanlı şekillendirilmiş ve su verilmiş numuneler görülmektedir.



Şekil 4.5. Preste eş zamanlı şekillendirilmiş ve su verilmiş numuneler.

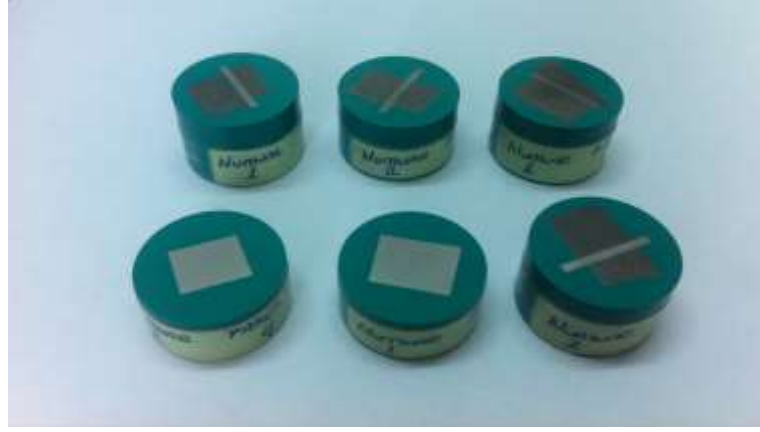
4.5 SERTLİK DENEYİ

Eş zamanlı şekillendirilmiş ve su verilmiş numunelerden sertlik ölçümü yapılacak küçük numuneler tel erozyon tezgahında 10x10 mm ebatlarında kesilerek alınmıştır. Şekil 4.6'da kesilen küçük numunelerin hangi kısımlarından alındığı gösterilmiştir.



Şekil 4.6. Eş zamanlı şekillendirilmiş ve su verilmiş numunelerin deneylerde incelenen bölgeleri.

Bu numuneler soğuk kalıplama tekniği ile bakalit içine gömülmüştür. Bakalit içine gömülü sac numunelerin (Şekil 4.7) yüzeyleri zımparalanmış, parlatılmış ve daha sonra sertlik ölçümleri yapılmıştır.



Şekil 4.7. Kesit ve yüzeyleri bakalite gömülmüş numune örnekleri.

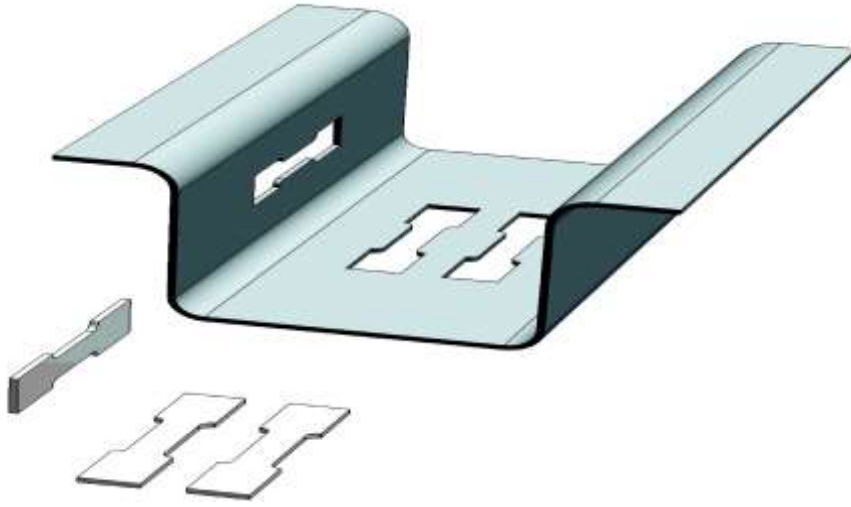
Sertlik ölçümleri vickers ölçüm değerine göre Emkotest Durascan marka mikrosertlik ölçüm cihazında yapılmıştır. Kullanılan cihaz Şekil 4.8'de gösterilmektedir. Uygulanan yük 1 kg olup malzeme üzerine 10 saniye etkimiştir. HV_1 sertlik değerleri, numune üzerinde oluşturulan piramit şeklindeki izin köşegen uzunluklarının ölçümüne bağlı olarak otomatik bir şekilde cihaz üzerinde okunmuştur. Tüm numuneler üzerinden hata payını azaltmak amacıyla en az 3 farklı noktadan ölçüm yapılarak bunların ortalaması alınmıştır.



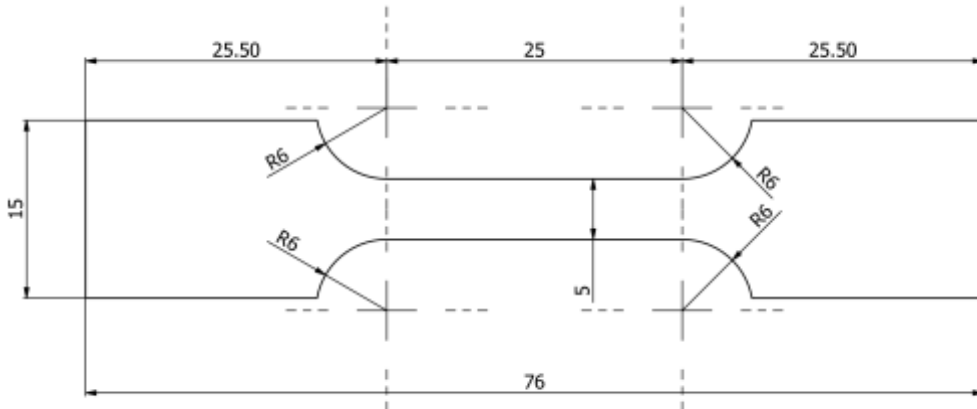
Şekil 4.8. Vickers mikrosertlik ölçüm cihazı.

4.6 ÇEKME DENEYİ

Orijinal malzemeden ve eş zamanlı şekillendirilmiş-su verilmiş malzemeden numuneler alınarak çekme deneyi yapılmıştır. 3 adet orijinal malzemeden, 3'er adet de şekillendirilmiş-su verilmiş numunenin alt ve yan yüzeylerinden olmak üzere toplam 9 adet çekme deneyi numunesi tel erezyon tezgahında kesilerek hazırlanmıştır. Şekil 4.9'da şekillendirilmiş-su verilmiş numuneden çekme deneyi numunelerin alındığı bölgeler, Şekil 4.10'da ise çekme deneyi numunesi boyutları verilmiştir.



Şekil 4.9. Şekillendirilmiş-su verilmiş numuneden çekme deneyi numunesi alınan bölgeler.



Şekil 4.10. Çekme deneyi numunesi boyutları.

Çekme testleri 1 mm/dk sabit yükleme hızıyla, 5 tonluk Shimadzu çekme test cihazında % 0.5 hassasiyetle yapılmıştır (Şekil 4.11). Çekme testi sonunda malzemedeki maksimum çekme ve kopma dayanımlarını da içeren grafiksel değişim elde edilmiştir. Şekil 4.12'de çekme deneyi uygulaması görülmektedir.



Şekil 4.11. Shimadzu çekme deney cihazı (KBÜ Makina Laboratuvarı).



Şekil 4.12. Çekme deneyinin uygulanması.

4.7 MİKROYAPI İNCELEMELERİ

Mikroyapıdaki değişimi görebilmek için orjinal numunenin ve şekillendirilmiş-su verilmiş numunelerin optik ve taramalı elektron mikroskobu görüntüleri incelenmiştir. Bu kapsamda eş zamanlı şekillendirilmiş ve su verilmiş numuneler Şekil 4.6'da gösterildiği gibi "U" şeklindeki numunenin yan ve alt yüzeylerinden küçük numuneler alınarak mikroyapıları incelenmiştir. Şekil 4.6'daki B ve C parçalarının 1 ve 2 ile gösterilen yüzey ve kesit bölgeleri ayrı ayrı alınarak, bakalite konulmuş, 200-1000 numara zımpara ile zımparalanmış ve parlatma sıvısı ile parlatılmıştır. Parlatılan numuneler % 2'lik nital çözeltisinde 4-6 s sürelerde dağlama işlemine tabi tutulmuştur. Dağlanan numuneler alkol ile temizlenerek mikroyapı görüntüleri alınmıştır.

Optik mikroyapı görüntüleri için Kardemir AŞ laboratuvarlarındaki Nikon Eclips MA 200 marka optik mikroskop kullanılmıştır. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) olarak Selçuk Üniversitesi Metalurji Malzeme Mühendisliği Laboratuvarı'ndaki cihaz kullanılmıştır. SEM görüntüleri her durum için 1000 ve 3000 kat büyütülerek alınmış ve incelenmiştir.



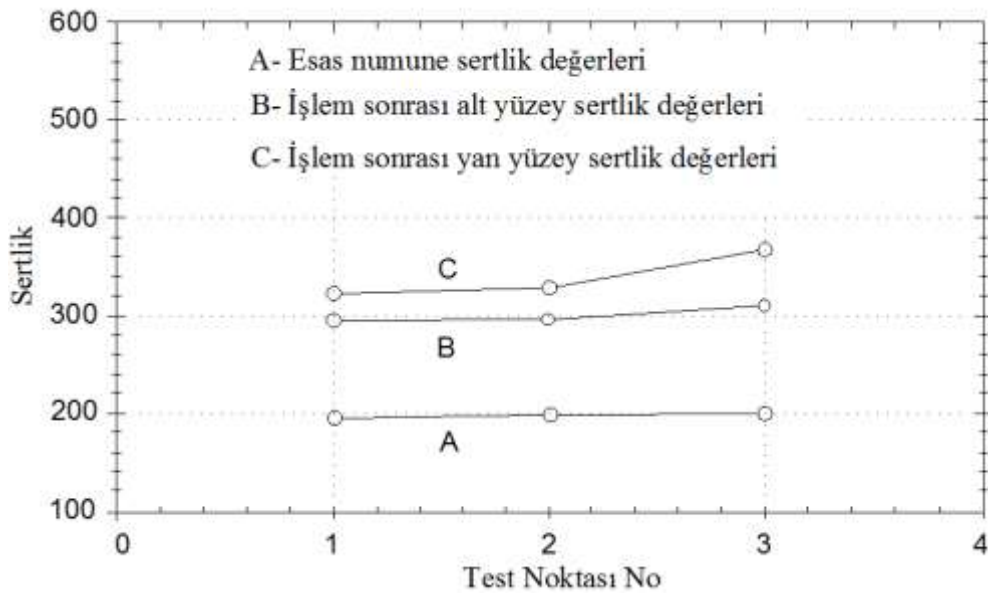
Şekil 4.13. Taramalı elektron mikroskobu.

BÖLÜM 5

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

5.1 SERTLİK DENEYİ SONUÇLARI

Sertlik ölçüm sonuçları incelendiğinde; şekillendirilmiş ve su verilmiş numunelerin HV_1 sertlik değerlerinde önemli artışlar gözlemlenmiştir. (A) Orijinal malzemenin sertlik değeri $200 HV_1$ iken, sıcak sac şekillendirme-su verme işlemi uygulanmış (B) alt yüzey numunenin sertlik değeri $304 HV_1$ değerine, (C) yan yüzey numunenin sertlik değeri de $340 HV_1$ değerine ulaşmıştır. Şekil 5.1.A'da orijinal malzemenin, Şekil 5.1.B'de ve Şekil 5.1.C'de ise şekillendirilmiş-su verilmiş numunelerinin alt ve yan yüzeyinin HV_1 sertlik değerleri gösterilmiştir. Sertlik değerindeki artış, numunelerin yüksek sıcaklıkta ısıtılması ve eşzamanlı şekillendirme-soğuma işlemi ile mekanik özelliklerinin artmasından kaynaklanmaktadır. Yapılan işlem ile malzeme bir yandan sıcak olarak kolay şekillendirilirken, diğer yandan hızlı soğuma ile mikroyapı değişimi ve mekanik özellikleri iyileşmiştir.



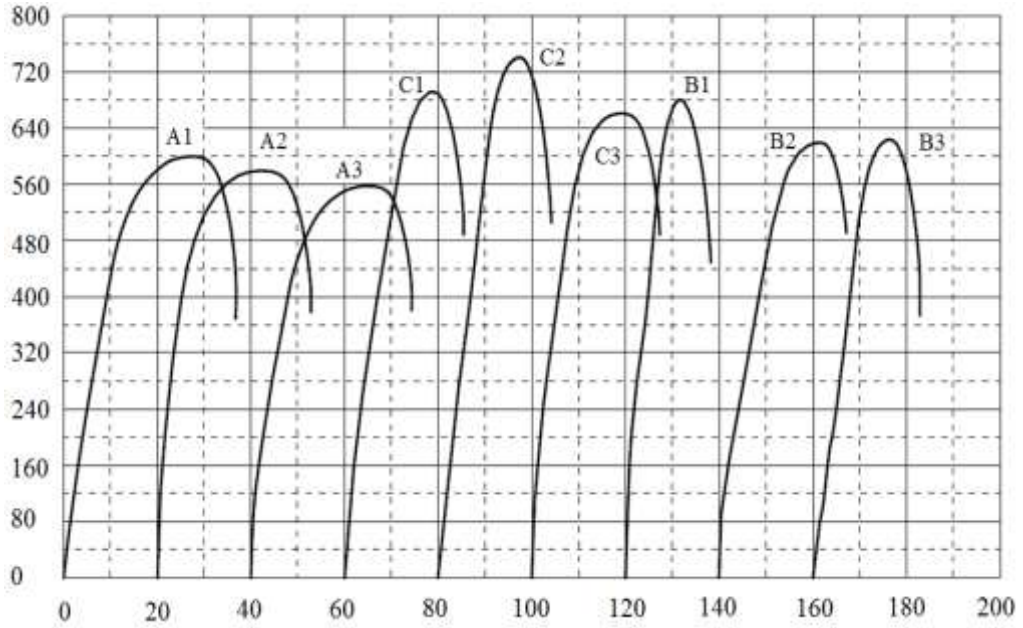
Şekil 5.1. Ticari çift fazlı çelik sac numunenin HV_1 sertlik değerleri.

5.2 ÇEKME DENEYİ SONUÇLARI

Eş zamanlı şekillendirme ve su verme işlemi uygulanmış numunelerin çekme deney sonuçları ile orijinal malzemenin çekme deney sonuçları karşılaştırıldığında; Şekil 5.2'de görüldüğü gibi şekillendirilen ve hızlı soğutulan numunelerin çekme mukavemetinde de artış gözlenmiştir.

Çizelge 5.1. Çekme Deneyi Sonuçları.

Çekme Numunesi İsimleri		Çekme Dayanımı (N/mm ²)	Kopma Dayanımı (N/mm ²)	Maksimum Uzama (%)
(A) Orijinal Numune	A1	600,9	369,8	28,25
	A2	580,8	379,2	22,07
	A3	559,1	381,7	25,09
(B) Alt Yüzey Numunesi	B1	681,3	449,5	11,6
	B2	621,1	491,9	21,9
	B3	625,8	374,7	23,28
(C) Yan Yüzey Numunesi	C1	692,5	489,8	18,87
	C2	742,3	507	17,5
	C3	662,3	489,7	19,3

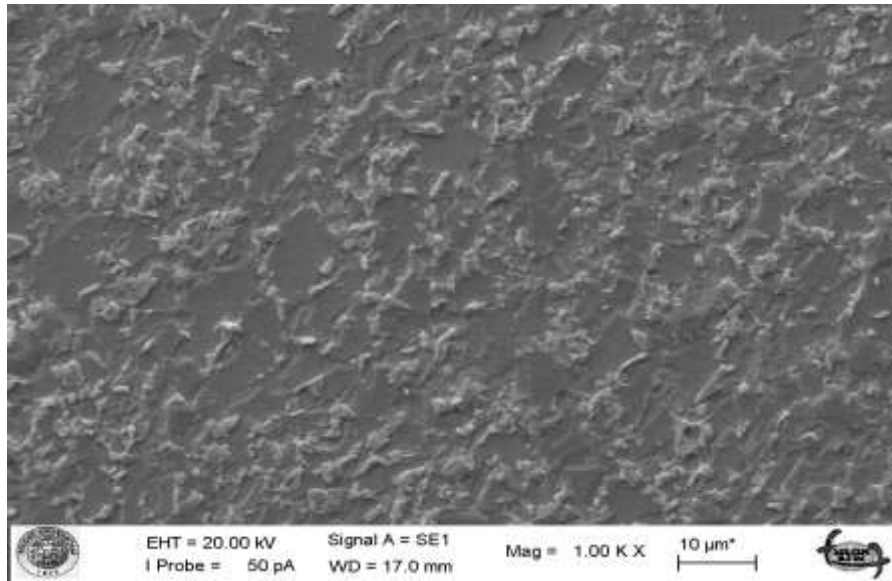


Şekil 5.2. Ticari çift fazlı çelik sac malzemenin çekme eğrileri.

Orijinal malzemelerin çekme mukavemeti 550-580 MPa civarında iken eşzamanlı şekillendirilen ve hızlı soğutulan numunelerde çekme mukavemeti 742 MPa değerine ulaşmıştır. Bununla birlikte şekillendirilen ve hızlı soğutulan numunelerin % uzama değerinden azalma meydana gelmiştir. Numunelerin çekme eğrilerinden görüldüğü gibi eş zamanlı şekillendirme ve su verme işlemi ile hızlı soğutulan numunelerin çekme mukavemetleri; mikroyapıdaki değişime bağlı olarak, yani martenzit fazının artmasıyla artış gösterirken, süneklik miktarında azalma meydana gelmiştir. Böylece östenitleme sıcaklığında ısıtılan malzemeler, sıcak olarak şekillendirilirken eş zamanlı olarak da su ile hızlı soğumaya maruz bırakılmış ve bu işlemle martenzit dönüşümü gerçekleşmiştir. Martenzit, yarı kararlı faz olup akma dayanımı ferritinkinden 3-4 kat daha yüksektir. Ancak ferrite göre oldukça gevrek karakterdedir ve buna bağlı olarak süneklik kabiliyeti zayıflamıştır.

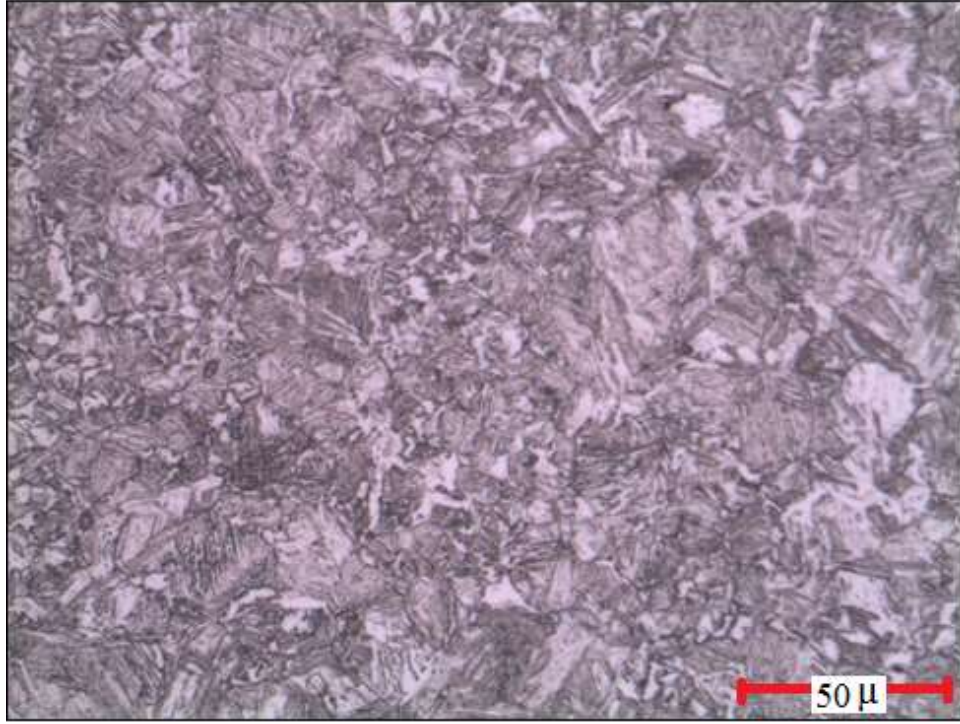
5.3 MİKROYAPI İNCELEMELERİ SONUÇLARI

Mikroyapıdaki değişimi görebilmek için orijinal çift fazlı çelik sac malzemenin, hiçbir işlem uygulanmadan önce taramalı elektron mikroskopunda mikroyapı görüntüleri alınmıştır. Orijinal malzemedan alınan taramalı elektron mikroskobu görüntüleri şekil 5.3'de gösterilmiştir.

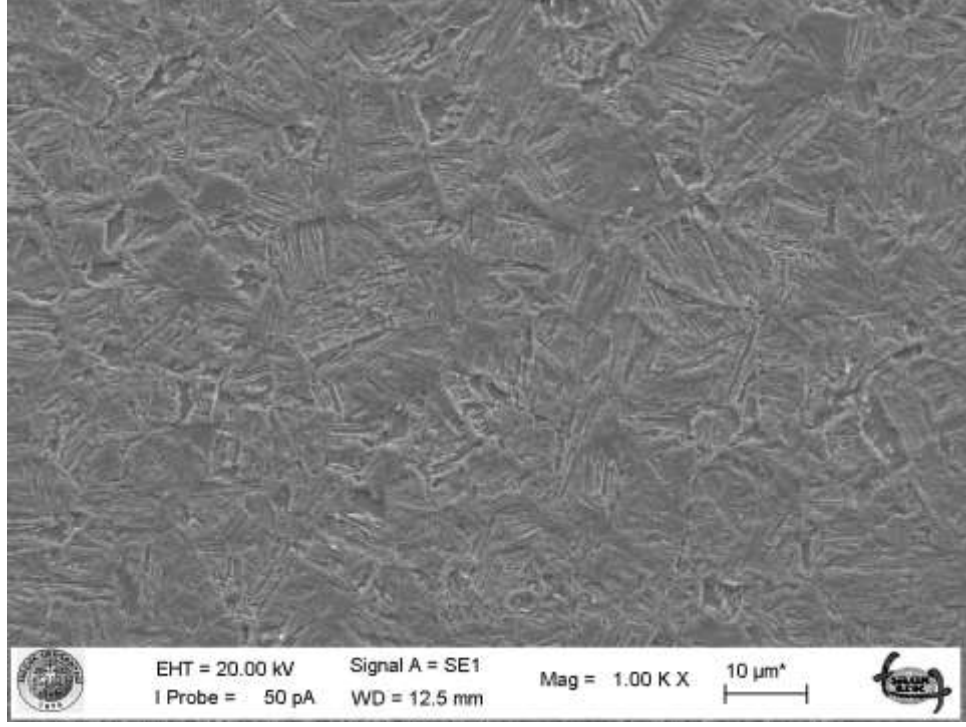


Şekil 5.3. Ticari çift fazlı çelik sac malzemenin yüzeyinin taramalı elektron mikroskop görüntüsü.

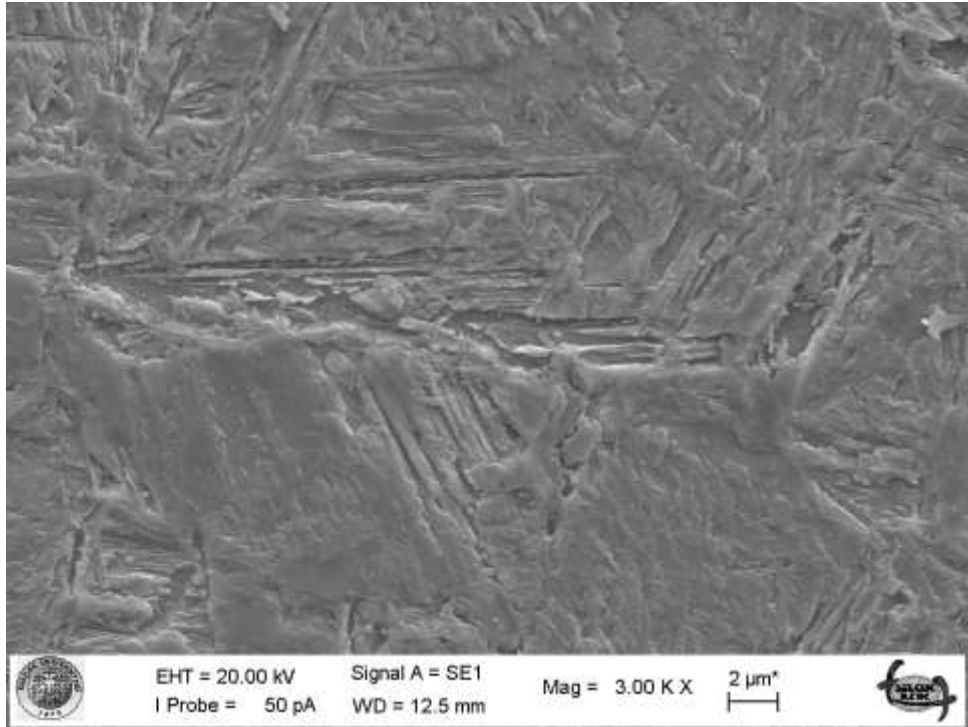
Eş zamanlı şekillendirme-su verme işlemi uygulanmış "U" şeklindeki sac malzeme numunesinden Şekil 4.6' da görüldüğü gibi "C" yan ve "B" alt kısımlardan küçük numuneler çıkarılmış ve incelenmiştir. Şekil 5.4'de C yan numunesi yüzey optik mikroskop görüntüsü gösterilmiştir. Şekil 5.5'de C yan numunesine ait kesitin taramalı elektron mikroskobu görüntüsü ve Şekil 5.6'da ise C yan numunesine ait yüzeyin taramalı elektron mikroskop görüntüleri gösterilmiştir.



Şekil 5.4. C yan numunesi yüzey optik mikroskop görüntüsü.

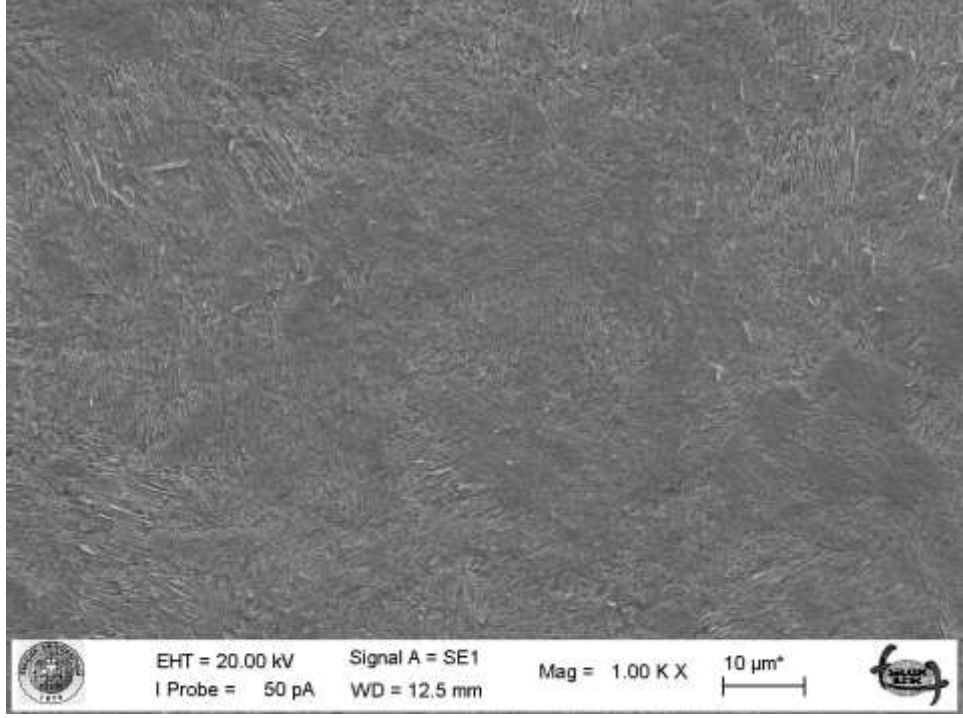


(a)

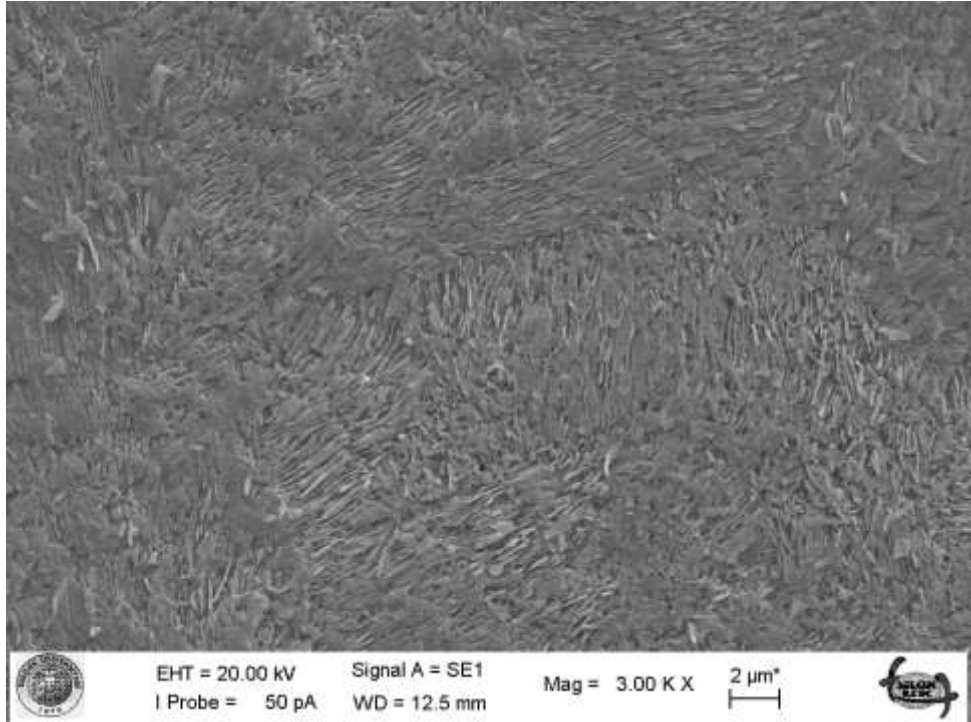


(b)

Şekil 5.5. Eş zamanlı şekillendirme ve su verme işlemi uygulanmış "C" yan numunesine ait kesitin taramalı elektron mikroskop görüntüleri a) 1000 büyütme b) 3000 büyütme.



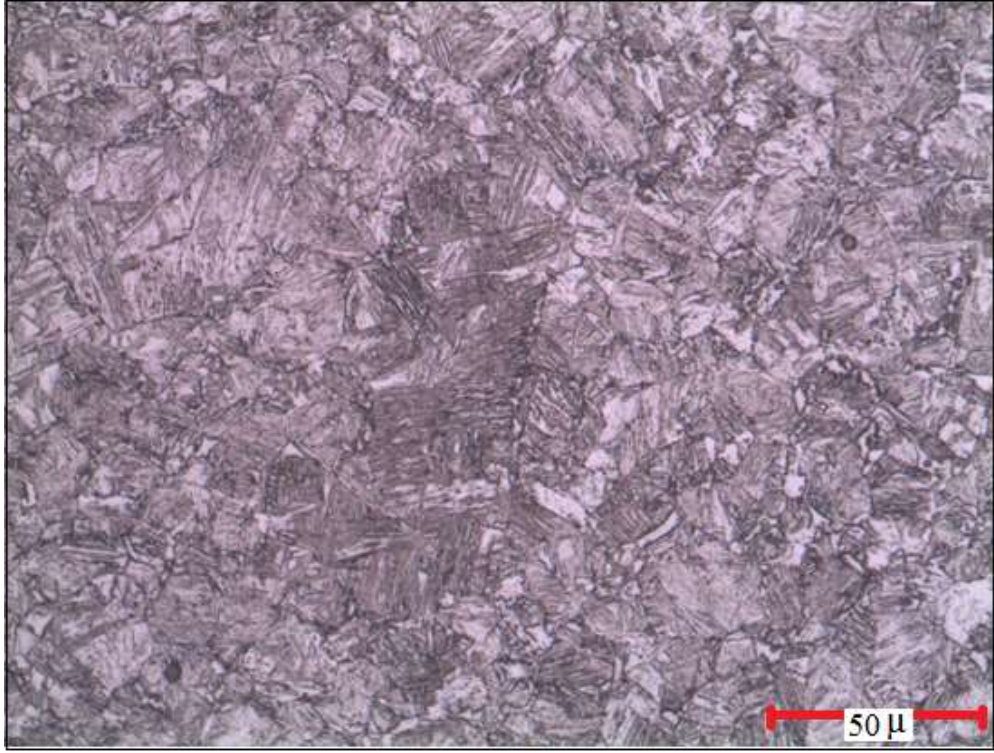
(a)



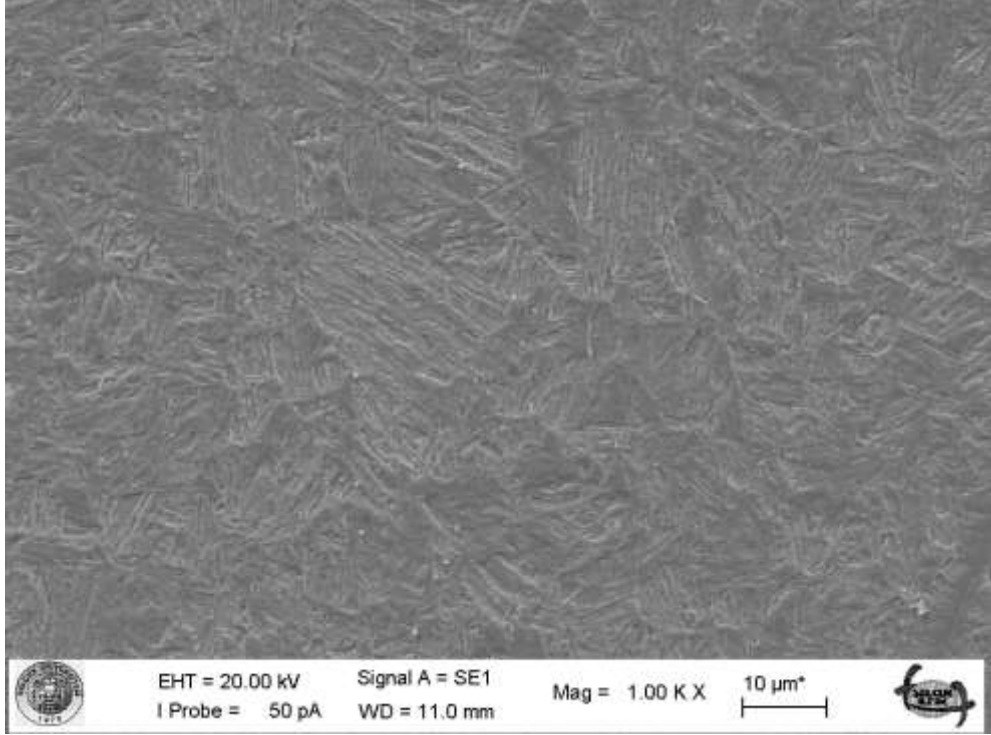
(b)

Şekil 5.6. Eş zamanlı şekillendirme ve su verme işlemi uygulanmış "C" yan numunesine ait yüzeyin taramalı elektron mikroskop görüntüleri a) 1000 büyütme b) 3000 büyütme.

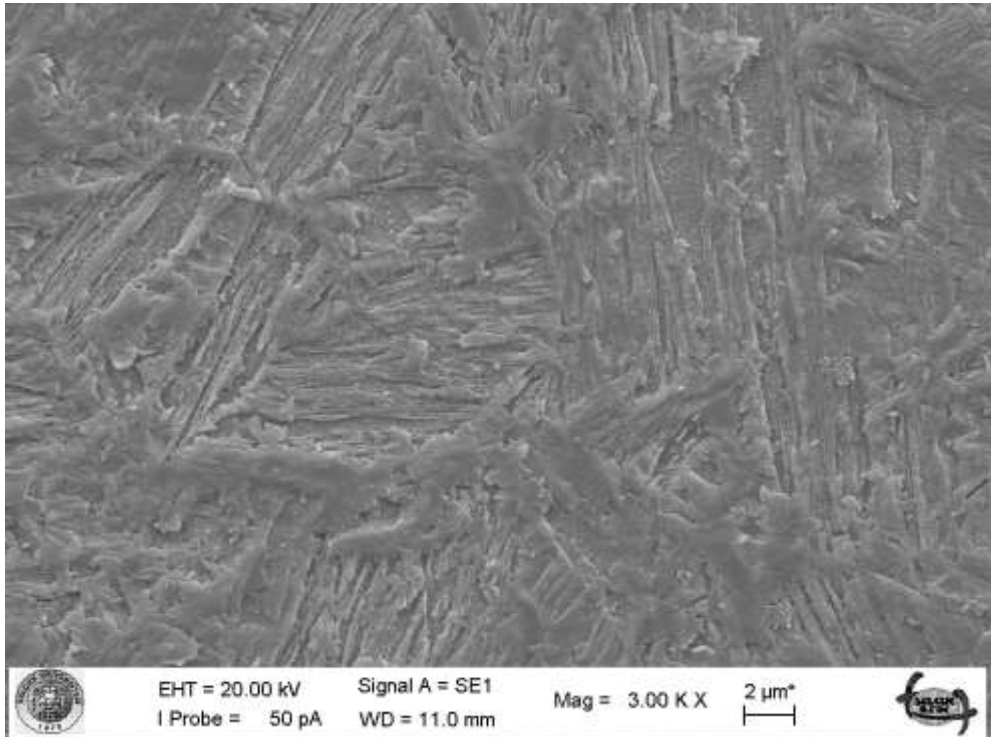
Şekil 5.7'de B alt numunesi yüzey optik mikroskop görüntüsü gösterilmiştir. Şekil 5.8'de B alt numunesine ait kesitin taramalı elektron mikroskop görüntüleri ve Şekil 5.9'da ise B alt numunesine ait yüzeyin taramalı elektron mikroskop görüntüleri gösterilmiştir.



Şekil 5.7. B alt numunesi yüzey optik mikroskop görüntüsü.

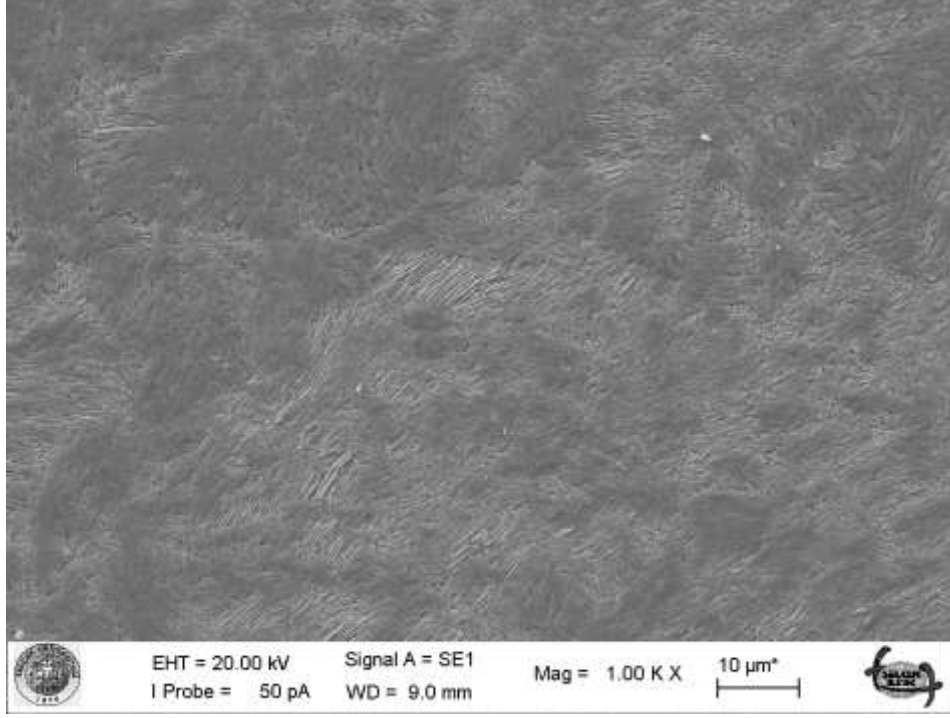


(a)

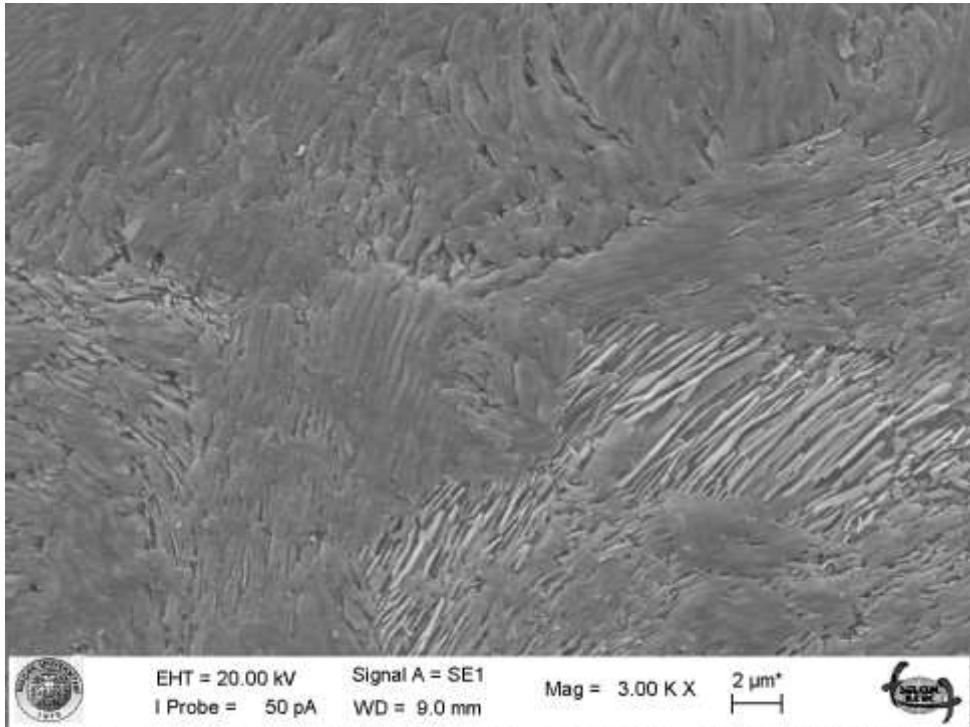


(b)

Şekil 5.8 Eş zamanlı şekillendirme ve su verme işlemi uygulanmış "B" alt numunesine ait kesitin taramalı elektron mikroskop görüntüleri a) 1000 büyütme b) 3000 büyütme.



(a)



(b)

Şekil 5.9 Eş zamanlı şekillendirme ve su verme işlemi uygulanmış "B" alt numunesine ait yüzeyin taramalı elektron mikroskop görüntüleri a) 1000 büyütme b) 3000 büyütme.

Eş zamanlı sıcak sac şekillendirme ve su verme işlemi uygulanmış numuneleri optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskop görüntüleri incelendiğinde, öncelikle "U" şeklinde şekillendirilebilen numunelerin yan ve alt kısımlarından alınan görüntülerde çok fazla bir farklılık meydana gelmemekle beraber, yan yüzeylerde şekillendirme esnasında daha fazla deformasyon meydana geldiği için, mikroyapıdaki martenzit fazı daha belirgindir. Yan ve alt yüzeylerin ikisinde de martenzit fazlı mikroyapı oluşmaktadır. Ayrıca yan ve alt yüzeylerin ikisinde de martenzit fazlı mikroyapı oluşmakla beraber; yan ve alt yüzeylerin kesitlerindeki mikroyapıda martenzit fazı yine daha belirgin ve yüksek miktarda meydana gelmiştir. Özellikle Şekil 5.5 ve Şekil 5.8'deki C yan ve B alt yüzeylerin kesitlerine ait SEM görüntülerinde yüksek miktarda martenzit fazı oluşumu, mekanik deneylerde elde edilen sertlik ve mukavemetteki artışı da açıklamaktadır. Yüksek soğuma hızlarında östenit martenzite dönüşmekte, artan soğuma hızı ile martenzit miktarında artmaktadır. Yüksek miktarda martenzit fazının oluşması ile malzemenin çekme mukavemeti artmakta ancak süneklik azalmaktadır.

BÖLÜM 6

SONUÇLAR

Bu çalışmada, otomotiv endüstrisinde kullanılan ticari çift fazlı çelik sacların, sıcak sac şekillendirme ve aynı zamanda su verme yöntemi ile mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi deneysel olarak incelenmiştir. Sıcak sac şekillendirme, karmaşık geometri ve özellikle ağırlığı düşük yüksek dayanım gerektiren otomobil parçalarının üretilebildiği en başarılı imalat teknolojilerinden birisidir. Bu işlem, çelik saclar için ısıtma işlemi ve şekillendirmenin birleştirildiği bir sertleştirme işlemidir. Yüksek dayanımlı çelik saclarda sıcak şekillendirme ve kalıp teması ile hızlı soğutma işlemi sonrasında elde edilen martenzitik mikroyapı sonucundaki yüksek dayanım, yeterli şekillendirilebilirlik ve düşük geri yaylanma ile karmaşık parçaların iyi geometrik hassasiyette imalatı mümkün olmaktadır.

Ticari çift fazlı çelik sac levhalar ilk önce fırında 850-900 °C sıcaklığa ısıtılmış ve bu sıcaklıkta 5-10 dakika bekletilmiştir. Isıtılan levhalar daha sonra preste sıcak olarak şekillendirilirken aynı zamanda su verme işlemi ile hızlı soğutmaya tabii tutulmuştur. Prestede sıcak sac şekillendirme – su verme yönteminin uygulanması sonrası, ortaya çıkan mikroyapı ve mekanik özelliklerin belirlenmesi için, numuneler üzerinde optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskop ile mikroyapı incelemeleri, çekme deneyi ve sertlik ölçüm deneyleri yapılmıştır.

Çalışmada kullanılan ticari çift fazlı çelikler, yumuşak ferrit matris içerisinde adacıklar biçiminde dağılmış % 10–30 dolayında martensit fazı içeren çeliklerdir. Çift faz terimi bu çeliklerin ferrit ve martensit fazlarından dolayı çeliklerin dayanım özellikleri büyük oranda martensit fazı özelliklerine bağlıdır. Martensit fazını karakterize eden en önemli özellikler, martensitin hacim oranı ve morfolojisidir. Martensit özellikleri çift fazlı çeliklerin süneklik değerlerini de etkilemektedir.

Bu çalışma sonucunda, ticari çift fazlı çelik sac malzemeye, preste eş zamanlı sıcak sac şekillendirme-su verme işlemi uygulanarak, hızlı soğuma sağlanmış, malzemenin mikroyapı ve mekanik özelliklerinde aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir;

1. Taramalı elektron mikroskobu görüntüleri incelendiğinde, mikroyapıda belirgin ve yüksek miktarda bir martenzit yapının oluştuğu gözlemlenmiştir.
2. Preste eşzamanlı sıcak sac şekillendirme-su verme işlemi uygulanan numunelerin yan yüzeylerinde, şekillendirme esnasında deformasyon daha çok oluştuğu için mikroyapıda martenzit fazı daha belirgin ve yüksek miktarda meydana gelmiştir. Yan yüzey numunelerinde daha iyi bir şekillendirme ve su verme işlemine bağlı olarak, sertlik ve çekme mukavemeti değerlerinde de artış gözlemlenmiştir.
3. Malzemenin suda soğuma hızı 51,42 °C/s olarak gerçekleşmiş ve literatürdeki martenzit dönüştürme soğuma hızları değerini karşılamıştır [14].
4. Sertlik deneyi sonucunda, aynı anda sıcak şekillendirilen ve su ile hızlı soğutulan malzemenin HV_1 sertik değerinde % 60 oranında bir artış gözlemlenmiştir.
5. Çekme deneyi sonucunda, malzemenin çekme mukavemetinde artış meydana gelmiş ve maksimum 742 MPa çekme mukavemetine ulaşılmıştır.
6. Çekme mukavemetinde artış meydana gelirken, % uzama değerlerinde azalma olmuştur.
7. Bu çalışma ile yapılan deneysel sonuçlar neticesinde öngörülen mikroyapı ve mekanik özellikler elde edilmekle birlikte, daha sistematik ve optimum deney şartları ile daha iyi sonuçlar alınabilecektir.

KAYNAKLAR

1. Doege, E., Dröder, K., Griesbach, B., “On the Development of New Characteristic Values For The Evaluation of Sheet Metal Formability”, *Journal of Materials Processing Technology*, 152-159 (1997).
2. Lagneborg, R., “New Steels and Steel Applications for Vehicles”, *Materials And Design*, 12, 3-14 (1991)
3. Internet: International Iron And Steel Institute, “Project Reports On Ultralight Steel Auto Body”, <http://www.worldsteel.org> (2006).
4. Hayashi, H., Nakagawa, T., “Recent Trends In Sheet Metals and Their Formability in Manufacturing Automotive Panels”, *J. Materials processing technology*, 455-487 (1994).
5. Mori, K., Maki, S., Tanaka, Y., “Warm and Hot Stamping of Ultra High Tensile Strength Steel Sheets Using Resistance Heating”, *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 54, 209-212 (2005).
6. Merklein, M., and Lechler, J., “Investigation of the ThermoMechanical Properties of Hot Stamping Steels”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 177, no. 1-3, 452-455 (2006).
7. Özcan, İ., “22MnB5 Çelik sacların elektrikli ısıtma ile preste sertleştirme işleminin metalurjik analizi ve mekanik davranışlara etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 5-12 (2009).
8. Internet: Automotive Worldwide (Arcelor Mittal), “Steels For Hot Stamping, Extract From The Product Catalogue”, <http://automotive.arcelormittal.com/catalogue>, (2008).
9. Merklein, M., and Lechler, J., “Investigation of the ThermoMechanical Properties of Hot Stamping Steels”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 177, no. 1-3, Pp: 452-455 (2006).
10. Turetta, S., Bruschi, S., and Ghiotti, A., “Investigation of 22MnB5 Formability in Hot Stamping Operations”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 177, no. 1-3, Pp: 396-400 (2006).
11. Malek, N., Hot Stamping of Ultra High Strength Steels, PhD Thesis, *RWTH, Aachen*, (2007).

12. Behrens, B., Hübner, S., Schaffner, C., Olle, P., and Schafer, F., “Conductive Heating System for Hot Sheet Metal Forming”, *Proceedings of the 1st. International Conference in Hot Sheet Metal Forming of Highperformance Steel*, Kassel, Germany, 6368 (2008).
13. Gülsuyu, S., Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşımli Çelik Sacların Yüksek Sıcaklıkta Şekillendirmesi, Yüksek lisans tezi, *İ.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, (2004).
14. Suehiro, M., Kusumi, K., Maki, J., Ohgami, M., and Miyakoshi, T., “Properties of Aluminumcoated Steels for Hotforming”, *Nippon Steel Technical Report*, No: 88, Pp: 16–21 (2003).
15. Bariani P.F., Bruschi S., Ghiotti A., Turetta A., “Testing Formability In The Hot Stamping Of HSS”, *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 57, 265-268, (2008).
16. Mori, K., Maki, S., and Tanak, Y., “Warm and Hot Stamping of Ultra High Tensile Strength Steel Sheets Using Resistance Heating”, *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Vol. 54, no. 1, Pp: 209–212 (2005).
17. Kolleck, R., Steinhoefer, D., Feindt, J.A., and Bruneau, P., “Manufacturing Methods for Safety and Structural Body Parts for Lightweight Body Design”, *Proceeding of the IDDRG International Deep Drawing Research Group Conference*, Sindelfingen, Germany, 167173 (2004).
18. Yanagimoto, J., and Oyamada, K., “Mechanism of Springback Free Bending of High Strength Steel Sheets Under Warm forming Conditions”, *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Vol. 56, no. 1, Pp: 265–268 (2007).
19. Chen, F.K., and Huang, T.B., “Formability of Stamping Magnezium Alloy AZ31 Sheets”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 144, no. 3, Pp: 643647, (2003).
20. Öztürk F., Toros S., Esener E. Uysal E., “Otomotiv Endüstrisinde Yüksek Mukavemetli Çeliklerin Kullanımının İncelenmesi”, *Mühendis ve Makine Dergisi*, Cilt: 50 Sayı:596, 2009.
21. Kleiner, M., Chatti, S., Klaus, A., “Metal Forming Techniques for Lightweight Construction”, *J. Mater. Proc Technol.*, 177, pp. 2-7, 2006.
22. İnternet: American Iron and Steel Institute, “An Investment in Steel’s Future”, AISI Market Development, <http://www.steel.org> (2003).
23. Neugebauer, R., Altan, T., Geiger, M., Kleiner, M., Sterzing, A., “Sheet Metal Forming at Elevated Temperatures”, *Annals of the CIRP*, 55/2, pp.793-816, 2006.

24. İnternet: Steel Market Development Institute, “ General Motors Company Predictions About The Future Use of Advanced High Strength Steels”, <http://www.autosteel.org/AM/Template.cfm> (2007).
25. İnternet: World Steel Associations, “AHSS Application Guidelines Version 4.1” <http://www.worldsteel.org/?action=storypages&id=275> (2006).
26. Anderson D., “Application and Repairability of Advanced High Strength Steels”, *America Iron and Steel Institute*, 2008.
27. Altan T., Hot-Stamping Boron-Alloyed Steels For Automotive Parts Part II: Microstructure, Material Strength Changes During Hot Stamping, R&D Update, Stamping Journal, AN FMA Publication, January 2007.
28. Merklein M., Lechler J., “Investigation Of The Thermo-Mechanical Properties Of Hot Stamping Steels”, *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 177, 452–455, (2006).
29. İnternet: I-Car Industry, “Industry,Advanced High-Strength Steels–A Collision Repair Perspective”, <http://www.i-car.com>, (2006).
30. Kabakçı, F., "Çift Fazlı Çeliklerde Mikroyapının Mekanik Özelliklere Etkisi", Bilim Uzmanlığı Tezi, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi *Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 1-2 (2006).
31. Speich, G. R., Demarest, V. A., Miller, R. L., “Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels”, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 12A, pp.1419-1428 (1981).
32. Davies, R.G., “The Deformation Behaviour of Vanadium Strengthened Dual-Phase Steels”, *Metallurgical Transactions*, Vol.9A, pp. 41-52 (1978).
33. Davies, R.G.,“Influence of Martensite Composition and Content on The Properties of Dual-Phase Steels”, *Metallurgical Transactions*, Vol.18A, pp. 671-679 (1978).
34. Llewellyn, D. T. and Hillis, D. J. *Dual Phase Steels*, *Ironmaking and Steelmaking Review* Vol. 23, pp. 471-478 (1996).
35. Honeycombe, R.W.K. and Bhadeshia, H.K.D.H. (1995) *Steels Microstructure and Properties 2nd edn.*, *Butterworth-Heinemann* pp.211-212 (1995).
36. Rao, B.V.N. and Rashid, M.S., “Direct Observations of Deformation-Induced Retained Austenite Transformation in A Vanadium-Containing Dual-Phase Steel”, *Material Characterization*, Vol. 39, pp. 435-453 (1997)
37. Speich G. R., “Dual Phase Steels”, Heat Treating, *ASM Handbook*, fifth printing, pp.424-429 (1997).

38. Pradhan R., “Continuous Annealing of The Steel”, *ASM Handbook*, fifth printing, 56-66 (1997).
39. Demir, B., “Ereğli Demir ve Çelik Fabrikaları Sürekli Tavlama Hatlarında Çift-Fazlı Çelik Üretilebilirliğinin incelenmesi”, Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 159 s. (2003).
40. Çimenoğlu, H., Kayalı, E. S., “ Ticari Çift Fazlı Çelik Üretimi”, *4. Ulusal Metalurji Kongresi Bildiriler Kitabı*, Cilt 1, 13-15 (1986).
41. Bolvadin, H., Tekin, E., “Çift Fazlı İy yapı Oluşturma İşleminin Yapı Çeliklerine Etkileri”, *4. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildiri Kitapçığı*, 249-262 (1991)
42. İnternet: University of Cambridge, “Dual Phase Steels Microstructure”, http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/dual_phase.jpg (2008).
43. Kim, N. J., Thomas, G., “Effect of Morphology on Mechanical Behaviour of Dual-Phase Fe/2 Si/0,1 C Steel”, *Metallurgical Transactions*, Vol. 12 A, 483-489 (1981).
44. Toktaş, A., “Dual-Faz Çeliğinde Martensit Oranının Mekanik Özelliklere Etkisinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Balıkesir Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, Balıkesir, 85s. (1998).
45. Rizk, A., Bourrel, D. L., “Dislocation Density Contribution to Strength of Dual-Phase HSLA Steels” *Sicripta Metalurgia*, Vol. 16, 1321-1324 (1982).
46. İnternet: United State Steel Corporation “Dual Phase Steels Microstructure”, http://xnet3.uss.com/auto/tech/grades/dual_ten.htm (2008).
47. Grange, R. A., “ Fibrous Microstructures Developed in Steel by Thermochemical Processing”, International Conferance on Strenght of Metals and Alloys Proceodings 2nd., *ASM*, Cleveland, 861-876 (1970).
48. Nabil, A., and Chin, C., “Deformation Cracteristics of Dual-Phase Steel”, Materials and Processing for The Factory of The Future, *ASM Pekia* Chapter 7 (1989).
49. Erdoğan, M. “Bauschinger and Tensile Properties of Dual-Phase Steels”, PhD. Thesis, *The Manchester University*, UK., 176 (1993).
50. 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*, 184-201 (1979).
51. Piplani, R. K., Raghavan, G., “Microstructure and Its Correlation with Properties in Dual-Phase Steels”, *Steel India*, Vol. 4, pp.1-21 (1981).

52. Gordion, L., Mutteazzi, P., Tiziani, A., and Zambon, A., 1991, "Retained Austenite Variation in Dual-Phase Steel After Mechanical Stressing and Heat Treatment", *Material Science and Engineering*. Vol. A/31, pp. 215-219.
53. Thelning, K. E., "Çelik ve Isıl İşlemi Bofors El Kitabı", Çeviri: **Doç Dr. Tekin A.**, İstanbul, 417 (1984).
54. Rashid, M. S., "Relationship Between Steel Microstructure and Formability of Formable HSLA and Dual Phase Steels", Ed. By., **Davenport**, A.T., AIME, 1-26 (1977).
55. Hayami, S., Furukuwa, T., "A Family of Strength Cold Rolled Steels", Proceedings of Micro-Alloying, *International Symposium on HSLA*, Washington D.C., 311-320 (1975).
56. Avtar, R., Jha, B. K., Sexane, A., Dwivedi, V. S., Patnaik, B. B., Banerjee, B., and Srinivasan, S., 1986, "An as Hot Rolled Approach to Production of Molybdenum and Chromium Micro alloyed Dual Phase Steels", Transactions, *ISIJ*, Vol. 26, 822-828 (1986).
57. 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).
58. 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).
59. Çimenoğlu, H., and Kayalı, E. S., "Yield Effects in As-Ouenced Dual-Phase Steels", *Scripta Metallurgica et Materialia*, Vol.24, pp.2437-2442 (1990).
60. Mould, S. R, and Skena, C. C., 1977, "Structure and Properties of Cold Rolled Ferrite Phase Martensite (Dual-Phase) Steel Sheets", Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed. By. Davenport, A.T., *AIME*, 183-203 (1977).
61. Chang W. J., and Kim C. H., "Ferrite Growth on Cooling after Intercritical Annealing in a Dual Phase Steel", *Scripta Metallurgica*, Vol. 118, 37-42 (1985).
62. Speich, G. R., Miller, R. L., "Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Dual-Phase Steels", Ed. By. Kot, R.A. and Morris, J.W., *AIME*, 145-181 (1979).
63. Güral, A., "Çift Fazlı Çeliklerde Martensit Hacim Oranı ve Morfolojisinin İşlenebilirlik Özellikleri Üzerine Etkileri", Yüksek Lisans Tezi, **Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Ankara, (1999).
64. Bernard, S. J., Smith, G. D. W., Sarıkaya, M., "Carbon Atom Distribution in a Dual-Phase Steel an Atom Probe Study", *Scripta Metallurgia*, 35-46 (1981).

65. Coldren, A. P., Eldis, G. T., 1980, “Physical Metallurgy of the Dual-phase steels”, *The Journal of Molybdenum Technology*, Vol. 4, No. 3, 3-5 (1980).
66. Liu, J., Jiang, Z., Lian, J., “Influence of predeformation on microstructure and mechanical properties of 1020 dual phase steel”, *Materials Science and Technology*, Vol.7, 527-532 (1991).
67. Durmuş, A., “Dual Fazlı Çeliklerde Gerilme-Şekil Değişirme Eğrilerinin Analizi”, Yüksek Lisans Tezi, *Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Bursa. 119 s. (2000).
68. Basuki, A., Aernoudt, E., “Influence of Rolling of TRIP Steel in the Intercritical Region on the Stability of Retained Austenite”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol 89, No 1, 37-43, 1999.
69. Furne'mont, Q., Kempf, M., Jacques, P.J., Gorke, M., Delannay, F., “On the Measurement of the Nanohardness of the Constitutive Phases of TRIP-assisted Multiphase Steels”, *Materials Science and Engineering A*, Vol 328, No 1, 26–32, (2002).
70. Berrahmoune, M.R., Berveiller, S., Inal, K., Moulin, A., Patoor, E., “Analysis of the Martensitic Transformation at Various Scales in TRIP Steel”, *Materials Science and Engineering A*, Vol 378, No 1, 304–307 (2004).
71. Hutchinson, B., “Texture in Hot Rolled Austenite and Resulting Transformation Products”, *Materials Science and Engineering A*, Vol 257, No 1, 9–17 (1998).
72. Zhao, L., Dijk, N.H., Brück, E., Sietsma, J., Zwaag, S., “Magnetic and X-ray Diffraction Measurements for the Determination of Retained Austenite in TRIP steels”, *Materials Science and Engineering A*, Vol 313, No 1, 145–152 (2001).
73. Li, L., Wollants, P., He, Y.L., Coomman, B.C., Wei X.C., Xu, Z.Y., “Review and Prospect of High Strength Low Alloy TRIP Steel”, *Acta Metallurgica Sinica* (English Letters) Vol 16, No 6, 457-465 (2003).
74. Hoon, H., Kim, S.B., Song, J.H., and Lim, J.H., “Dynamic Tensile Characteristics of TRIP-type and DP-type Steel Sheets for an Auto-Body”, *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol 50, No 5, 918–931 (2008).
75. Dan, W.J., Li, S.H., Zhang, W.G., Lin, Z.Q., “The Effect of Strain-Induced Martensitic Transformation on Mechanical Properties of TRIP Steel”, *Materials and Design*, Vol 29, No 4, 604-612 (2008).
76. Yinghui, Z., Yonli, M., Yonglin, K., Hao, Y., Mechanical Properties and Microstructure of TRIP Steels Produced Using TSCR Process”, *Journal of University of Science and Technology*, Beijing Vol 13, No 5, 416-421 (2006).

77. WU, D., Zhuang, L., Hui-sheng, L., “Effect of Controlled Cooling After Hot Rolling on Mechanical Properties of Hot Rolled TRIP Steel”, *Journal of Iron and Steel Research, International*, Vol 15, No 2, 65-70 (2008).
78. Koh-Ichi, S., Toshiki, M., Shun-Ichi H., Yoichi, M., “Formability of Nb Bearing Ultra High-Strength TRIP-aided Sheet Steels”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol 177, No 1, 390–395 (2006).
79. Skoalova, L., Divišová, R., Jandová, D., “Thermo-Mechanical Processing of Low-Alloy TRIP steel”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol 175, No 1, 387–392 (2006).
80. Wen, S., Lin L., Cooman, B.C.D., Wollants, P., Yang, C., “Thermal Stability of Retained Austenite in TRIP Steel After Different Treatments”, *Journal of Iron and Steel Research, International*, Vol 15, No 1, 61-64 (2008).
81. Zhuang, L., Di, W., Rong, H., “Austempering of Hot Rolled Si-Mn TRIP Steels”, *Journal of Iron and Steel Research, International*, Vol 13, No 5, 41-46 (2006).
82. Xiaodong, Z., Zhaohui, M., Wang L., “Current Status of Advanced High Strength Steel for Auto-making and its Development in Baosteel”, *Baosteel Research Institute*, Shanghai, China, 1-8 (2009).
83. Chatterjee, S., “Transformations in TRIP-assisted Steels: Microstructure and Properties”, *Darwin College, University of Cambridge*, (2006).
84. Hanzaki, AZ., Hodgson PD., Yue, S., “Hot Deformation Characteristics of Si-Mn TRIP Steels With and Without Nb Microalloy Additions”, *ISIJ International*, Vol 35, No 4, 324-330 (1995).
85. La-Neuve, P. Jacques, PhD Thesis, Universite’ *Catholique de Louvain*, Belgium, (1998).
86. Basuki, A., and Aernoudt, E., “Effect of Deformation in the Intercritical Area on the Grain Refinement of Retained Austenite of 0.4C TRIP Steel”, *Scripta Materialia*, Vol 40, No 9, 1003– 1008 (1999).
87. Cooman, B.C.D., “Structure–Properties Relationship in TRIP Steels Containing Carbide-Free Bainite”, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, Vol 8, No 4, 285–303 (2004).
88. Oliver, S. Jones, T.B., Fourlaris, G., “Dual Phase Versus TRIP Strip Steels: Microstructural Changes As a Consequence of Quasi-Static and Dynamic Tensile Testing”, *Materials Characterization*, Vol 58, No 4, 390-400 (2007).
89. Hilditch, T.B., Speer, J.G., Matlock, D.K., “Effect of Susceptibility to Interfacial Fracture on Fatigue Properties of Spot-Welded High Strength Sheet Steel”, *Materials and Design*, Vol 28, No 10, 2566–2576 (2007).

90. Liu, Q., Tang, D., Jiang, H., Liu, R., Tang, X., “Research and Development of 780 MPa Cold Rolling TRIP-aided Steel”, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, Vol 16, No 4, 399-406 (2009).
91. Internet: America Iron and Steel Institute, “New Study Finds Increased Use of Advanced High-Strength Steels Helps Decrease Overall Vehicle Weight”, *Automotive Applications Council*, <http://www.steel.org> (2010).
92. Uenishi, A., Kuriyama, Y., Takahashi, M., “High-Strength Steel Sheets Offering High Impact Energy-Absorbing Capacity”, *Nippon Steel Technical Report*, (Japan), 81, 17 (2000).
93. Takahashi, M., Kawano, O., Hayashida, T., Okamoto, R., Taniguchi, H., “High Strength Hot-Rolled Steel Sheets for Automobiles”, *Nippon Steel Technical Report*, 88, 2-7 (2003).
94. Hayat, F., “TRIP çeliklerinin otomobil endüstrisinde kullanımının incelenmesi”, *Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der.*, 25 (4): 701-702 (2010).
95. İnternet: The UltraLight Steel Auto Body Programme, “UltraLight Steel Auto Closures” Final Report, *Porsche Engineering Services*, <http://www.ulsab-avc.org> (2001).
96. Sakuma, Y., Kimura, N., Itami, A., “Next-Generation High-Strength Sheet Steel Utilizing Transformation-Induced Plasticity (TRIP) Effect”, *Nippon Steel Technical Report*, no.64 (1995).
97. Parish, C.M., “Fundamental Study of Phase Transformations in Si-Al TRIP Steels”, *Bs in Material Science and Engineering A*, NCS University, (2000).
98. Wasilkowska, P., Tsipouridis, E.A., Werner, A., Pichler, S., Traint “Microstructure and Tensile Behaviour of Cold-Rolled TRIP-aided Steels”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol 157–158, No 1, 633–636 (2004).
99. Wei, X., Renyu, F., Li L., “Tensile Deformation Behavior of Cold-Rolled TRIP-aided Steels Over Large Range of Strain Rates”, *Materials Science and Engineering A*, Vol 465, No 1, 260–266 (2007).
100. Kim, S.J., Chang G.L., Lee, T.H., Oh, C.S., “Effect of Cu, Cr and Ni on Mechanical Properties of 0.15 wt.% C TRIP-aided Cold Rolled Steels”, *Scripta Materialia*, Vol 48, Vol 5, 539–544 (2003).

ÖZGEÇMİŞ

Metin ULUÇAY 1980 yılında Karabük'te doğdu; ilk ve orta ve lise öğrenimini aynı şehirde tamamladı. 1998 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümü'nde öğrenime başlayıp 2002 yılında mezun oldu. 2004 yılında Kardemir AŞ'de mühendis olarak göreve başladı. Yüksek Fırımlar Montajı, Pulvarize Kömür Tesisi, Cüruf Soğutma Tesisi montajlarında görev aldı. 2011 yılında Çelikhane Yatırımlar Başmühendisi olarak Kireç Fabrikası demontaj ve montajlarında, Sürekli Döküm Tesisi montajında, Hurdalık Holü yapım ve montajında çalıştı. 2013 yılından itibaren Çelikhane Yatırım Müdür Vekili olarak Konverter Yatırımları'nda çalışmaya devam etmektedir.

ADRES BİLGİLERİ

Adres : Kardemir AŞ

Çelikhane Yatırımlar Müdürlüğü

KARABÜK

Tel : (543) 627 1636

E-posta : mulucay@kardemir.com

: metinulucay@hotmail.com