

T.C.
GEBZE YÜKSEK TEKNOLOJİ ENSTİTÜSÜ
MÜHENDİSLİK VE FEN BİLİMLERİ
ENSTİTÜSÜ

İkizlenme Yoluyla Plastisite Kazanan
(Twinning Induced Plasticity (TWIP) Steel)
Yüksek Mukavemetli Yassı Çeliklerin Üretimi
ve Geliştirilmesi

Gökhan GÜVEN
YÜKSEK LİSANS TEZİ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

GEBZE

2012

T.C.
GEBZE YÜKSEK TEKNOLOJİ ENSTİTÜSÜ
MÜHENDİSLİK VE FEN BİLİMLERİ
ENSTİTÜSÜ

İkizlenme Yoluyla Plastisite Kazanan
(Twinning Induced Plasticity (TWIP) Steel)
Yüksek Mukavemetli Yassı Çeliklerin Üretimi
ve Geliştirilmesi

Gökhan GÜVEN
YÜKSEK LİSANS TEZİ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

TEZ DANIŞMANLARI
Prof.Dr. Metin USTA
Doç. Dr. Havva KAZDAL ZEYTİN

GEBZE

2012



YÜKSEK LİSANS TEZİ JÜRİ ONAY SAYFASI

G.Y.T.E. Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun 15.06.2012 tarih ve 2012/22 sayılı kararıyla oluşturulan jüri tarafından 28.09.2012 tarihinde tez savunma sınavı yapılan Gökhan GÜVEN'in tez çalışması Malzeme Bilmi ve Mühendisliği Anabilim Dalında YÜKSEK LİSANS tezi olarak kabul edilmiştir.

JÜRİ

ÜYE

(TEZ DANIŞMANI) : Prof. Dr. Metin USTA

ÜYE

:Prof. Dr. Ali ATA

ÜYE

:Doç. Dr. Babür ÖZÇELİK

ONAY

G.Y.T.E. Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun/...../20... tarih ve/..... sayılı kararı.

İMZA/MÜHÜR

ÖZET

TEZ BAŞLIĞI: İKİZLENME YOLUYLA PLASTİSİTE KAZANAN (TWINNING INDUCED PLASTICITY (TWIP) STEEL) YÜKSEK MUKAVEMETLİ YASSI ÇELİKLERİN ÜRETİMİ VE GELİŞTİRİLMESİ

YAZAR ADI: GÖKHAN GÜVEN

Bu çalışmada 3 nesil yüksek manganlı, alüminyum ve silisyum çelik alaşımı hakkında bilgi verilmiştir. Bu alaşım düşük karbon içeriği ile çok yüksek şekil alma kabiliyetine sahiptir. Mikroyapısındaki ikizlenme ile kontrollü olarak epsilon martensit olasılığı barındıran ve yüksek mukavemet kazandırılabilen bu çelikler araştırılmış ve 1. ve 2. Jenerasyon yassı çelikler hakkında genel bilgiler verilmiştir.

DeneySEL çalışma kısmında 3 farklı alaşımda ikizlenme yoluyla plastisite kazanan çelik(TWIP) alaşımı dökülerek mikroyapısı, mekanik özellikleri, yeniden kristalize olma sıcaklığı ve süresi konusu incelenmiştir.

Döküm ürünleri sıcak olarak haddelendikten sonra %25, %50, %75 soğuk deforme edilmiş ayrıca her deformasyon sonrasında çözeltiye alma işlemi uygulanarak mekanik ikizler haricinde tav ikizlerinin etkisi de araştırılmıştır. DSC ile yeniden kristalleşme sıcaklığı belirlendikten sonra süre denemeleri ile numunenin yeniden kristalleşme süresi belirlenmiştir. Alaşımlar üzerinde yapılan çekme deneylerinde 1000 MPa çekme dayanımında %20-21 arasında uzama elde edilmiştir. Süre denemelerinde 780°C'de 3 dk'da yeniden kristalleştiği gözlemlenmiştir. 1 numaralı ve 3 numaralı alaşım tek fazlı östenitik yapıya sahipken 2 numaralı alaşım yüksek Mn ve Al içeriğine bağlı olarak çift fazlı yapıya sahiptir. Bununla birlikte mekanik özellikleri TWIP1 ve TWIP3 göre daha iyidir.

SUMMARY

TITLE OF THESIS: PRODUCTION AND DEVELOPMENT OF TWINNING INDUCED PLASTICITY STEEL

AUTHOR: GÖKHAN GÜVEN

In this study, experiments will be done on third generation TWIP steels. TWIP steel composition consist of manganese, aluminum, silica. This alloy has a low carbon content to receive ability of high deformation. However, the short explanation about second and third generation high strength steel will be given.

Three different twinning induced plasticity steel alloys were cast for the experimental study. Mechanical properties, micro structural characterization, temperature and time of re-crystallization were studied.

After hot rolling of cast products %25, %50, % 75 cold deformations were applied. Mechanical twins also annealing twins effect were investigated on heat treated sample. Re-crystallization temperature was specified by DSC. Also, re-crystallization time was determined. % 20-21 elongation of alloys at 1000 MPA was observed. Time trails was observed at 780 °C in 3 min. Alloy 1 and 3 have austenitic structure, while alloy 2 has dual phase due to high Mn and Al contents. However, Alloy 2 has greater mechanical quality than alloy 1 and 3.

TEŞEKKÜR

Tezimi yöneten ve fikir ve önerileriyle destek olan Sayın Hocam Prof. Dr. Metin USTA'YA teşekkürlerimi sunmaktan mutluluk duyarım.

Mesleki yaşantımın başlangıcında ve bu tezin hazırlanması sırasında yakın destek, teşvik ve yardımlarını gördüğüm Sayın Hocam Doç. Dr. Havva Kazdal ZEYTİN'E de teşekkürü büyük bir borç bilirim.

Deneyleerde kullandığım numunelerin hazırlanmasında büyük kolaylıklar gösteren teknisyen Adem DENİZ, Bilal TEYMUR'A, deneysel çalışmalarım sırasında yardımlarını esirgemeyen Dr. Özgür DUYGULU 'ya çok teşekkür ederim.

Ayrıca, sevgili babam Necmi GÜVEN, desteğini hiç esirgemeyen sevgili annem Emel GÜVEN'e, arkadaşlarım Şener AKSU, Melis TAŞKIN teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

ÖZET	vi
SUMMARY	vii
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER	ix
SİMGELER VE KISALTMALAR	xi
ŞEKİLLER DİZİNİ	xii
TABLolar DİZİNİ	xv
1. GİRİŞ	16
2. İLERİ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER	19
2.1 Tarihçe	19
2.2 Yüksek mukavemetli Yassı Çeliklerin sınıflandırılması	20
2.2.1 Birinci Jenerasyon Yüksek Mukavemetli Yassı çelikler	21
2.2.1.1 Ticari çelikler	22
2.2.1.2 Çekilebilir çelikler	23
2.2.1.3 erin çekilebilir çelikler	24
2.2.1.4 Ekstra derin çekilebilir çelikler	25
2.2.1.5 Ezme Dayanımı Yüksek çelikler	26
2.2.1.5.1 Fırınlanma sertleşmesi yapılmış çelikler	26
2.2.1.5.2 Fosfor alaşımlı çelikler	28
2.2.2 İkinci jenerasyon yüksek mukavemetli çelikler	29
2.2.2.1 TRIP Çelikleri	31
2.2.2.2 Çift fazlı çelikler	34
2.2.2.3 Kompleks fazlı çelikler ve Martensitik çelikler	35
2.2.3 Üçüncü Jenerasyon çelikler:	36
2.2.3.1 İkizlenme yoluyla sertlik kazanan (TWIP(Twinning induced plasticity)) Çeliklerinin Tanımı ve Kullanım Alanları	37
2.2.3.2 TWIP çeliklerinin Üretimi	39
2.2.3.3 TWIP çeliklerinde deformasyon modu	39
2.2.3.3.1 İstif Hata Enerjisi	41
2.2.3.3.1.1 FCC malzemelerde Epsilon / alfa prime martensit ve deformasyon ikizlerinin istif hata enerjisi	41
2.2.3.3.1.2 ϵ -martensit :	42

2.2.3.3.2	Deformasyon ikizleri ve oluşum kinetiği	43
2.2.3.3.3	Termo dinamik yöntemler kullanılarak istif hata enerjisinin hesaplanması	44
2.2.3.3.4	TWIP çeliklerinin mekanik özellikleri	44
2.2.3.3.5	TWIP çeliklerinde alaşımlandırma	45
3.	ÇALIŞMANIN AMACI	49
4.	DENEYSEL ÇALIŞMA	50
4.1	Kullanılan Malzemeler ve Uygulanan Proses	50
4.2	Mikroyapı Karakterizasyonu	54
4.3	Mekanik Deneyler	54
4.3.1	Çekme Deneyleri	54
4.4	Sertlik Deneyleri	55
5.	SONUÇLAR VE İRDELEME	56
5.1	Döküm Mikroyapıları	56
5.2	1200 °C' de Homojenleştirme	58
5.3	Sıcak haddeleme	60
5.4	Soğuk deformasyon	63
5.5	Yeniden Kristelleşme Sıcaklığı ve Süresinin Belirlenmesi	67
5.6	Mekanik Özellikler	75
5.7	Mukavemet	75
5.8	Sertlik	77
5.9	TEM Çalışmaları	80
6.	GENEL SONUÇLAR	82
7.	KAYNAKÇA	83
	ÖZGEÇMİŞ	87

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılan kısaltmaları aşağıda verilmiştir.

$(\alpha + \gamma)$: Ferrit + Östenit
AHS	: İleri yüksek mukavemet
BH	: Fırınlama sertleşmesi
CP	: kompleks fazlı
CS	: Ticari Çelikler
DDS	: Derin çekilebilir çelikler
DP	: Çift fazlı
DS	: Çekilebilir çelikler
EDDS	: Ekstra derin çekilebilir çelikler
EG	: Elektrogalvanize
HCP	: Sıkı paket hegzagonal
HDGA	: sıcak daldırma galvatavlama
HDGI	: sıcak daldırma galvaniz
HSS	: Yüksek mukavemetli çelikler
IFsteel	: Arayer atomsuz çelik
Mart	: Martensitik
PS	: Fosforlu çelikler
SEM	: Taramalı elektron mikroskobu
SFE	: Stacking fault energy, istif hata enerjisi
TEM	: Geçirimli elektorn mikroskobu
TRIP	: Dönüşümle plastisite kazanan
TRIPLEX	: Kompleks fazlı dönüşümle plastisite kazanan
TWIP	: Twinnig induced plasticity, ikizlenme yoluyla plastisite kazanan
U-AHSS	: Ultra ileri yüksek mukavemetli çelikler
X-IP	: Firmaya ait alaşım ismi
YK	: Yeniden Kristallenme

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
1.1. Birincil metal üretimleri sırasında salınan CO ₂ emisyonları	2
2.1. Yüksek mukavemetli yassı çeliklerin sınıflandırılması	5
2.2. Fırınlama sertleştirme prosesi	12
2.3. Çelik levha dizaynı için çekme dayanımı ve % uzama ilişkisi	15
2.4. TRIP prosesi	19
2.5. Çift fazlı çeliğin mikro yapısı	21
2.6. (a)Tipik martensitik çeliğin mikroyapısı (b)kompleks fazlı çelik	22
2.7. Maliyet açısından çelik ve daha hafif alüminyum gibi yapıtaşlarının karşılaştırılması	25
2.8. Östenit deformasyonunda İstif hatası enerjisi etkisinin şematik olarak gösterimi	27
2.9. İstif hata enerjisi ve kimyasal kompozisyona göre oluşan formasyonlar	32
2.10. Fe-Mn alaşımlarında Mn içeriğine göre SFE değişimi	33
2.11. Alüminyum içeriğine göre a) hacimce epsilon martensit değişimi b) gevrek sünek davranış etkinliği	33
2.12. Deformasyon öncesi ve sonrası Mn ve C içeriğininin bağlı olarak oluşabilecek fazlar	35
4.1. TWIP 1, TWIP 2, TWIP3 faz diyagramları	40
4.2. Çekme deneyi numunesi	42
5.1. TWIP 1 döküm mikroyapısı ve alınan SEM EDS analiz sonuçları	43
5.2. TWIP 2 döküm mikroyapısı ve SEM EDS analiz sonuçları	44
5.3. TWIP 3 döküm mikroyapısı ve SEM EDS analiz sonuçları	45
5.4. TWIP 1 alaşımının 1200°C'de homojenizasyon işleminden sonraki mikroyapı görüntüleri	46
5.5. a), b) TWIP1, c), d) TWIP2, e), f) TWIP3 alaşımının sıcak haddelendikten sonraki mikroyapı görüntüleri	48
5.6. TWIP alaşımlarından alınan XRD paternleri	49
5.7. TWIP 1 alaşımının homojenleştirme ve sıcak hadde işlemlerinden sonra a) %25 b) %50 soğuk deforme edildiği optik mikroskop ve SEM görüntüleri	50

5.8. TWIP 1 alaşımının homojenleştirme ve sıcak hadde işlemlerinden sonra %75 soğuk deforme edildiği optik mikroskop ve SEM görüntüleri	51
5.9. TWIP 2 alaşımının homojenleştirme ve sıcak hadde işlemlerinden sonra %25 soğuk deforme edildiği optik mikroskop ve SEM görüntüleri	51
5.10. TWIP 2 alaşımının homojenleştirme ve sıcak hadde işlemlerinden sonra a) %50 b) %75 soğuk deforme edildiği optik mikroskop ve SEM görüntüleri	52
5.11. TWIP 3 alaşımının homojenleştirme ve sıcak hadde işlemlerinden sonra a) %25 b) %50 c) %75 soğuk deforme edildiği optik mikroskop ve SEM görüntüleri	53
5.12. a) TWIP1 b) TWIP2 c) TWIP3 alaşımının DSC eğrisi	55
5.13. 800 C’de 15 dakika yeniden kristalleşme tavlaması yapılmış TWIP2 numune SEM görüntü ve analizleri	56
5.14. TWIP 1 alaşımının; %25(a) 3 b) 60 d c) 180), %50(d) 3 e) f) 180, %75 (g) 3 60 a k) 180 dakika), soğuk deforme edildikten sonra 800C’de zamana bağlı olarak yeniden kristalleşen çeliğin tane boyutunda değişim	57
5.15. TWIP 1 %25, %50, %75 soğuk deforme edilmiş numunelerin tane boyutları (ASTM no)	58
5.16. TWIP 2 alaşımının; %25(a) 3 dakika b) 60 dakika c) 180 dakika), %50(d) 3 dakika e) 60 dakika f) 180 dakika), %75 (g) 3 dakika h) 60 dakika k) 180 dakika), soğuk deforme edildikten sonra 800C’de yeniden kristalleşme mikroyapıları	59
5.17. TWIP2 %25, %50, %75 soğuk deforme edilmiş numunelerin ASTM E112’ye göre tane boyutları	59
5.18. TWIP 3 alaşımının; %25(a) 3 dakika b) 60 dakika c) 180 dakika), %50(d) 3 dakika e) 60 dakika f) 180 dakika), %75 (g) 3 dakika h) 60 dakika k) 180 dakika), soğuk deforme edildikten sonra 800C’de yeniden kristallenme mikroyapıları	60
5.19. TWIP3 %25, %50, %75 soğuk deforme edilmiş numunelerin ASTM E112’ye göre tane boyutları	61
5.20. TWIP 1 mukavemet değerleri	62
5.21. TWIP 2 mukavemet değerleri	63
5.22. TWIP 3 mukavemet değerleri	63

5.23. TWIP 1, TWIP2, TWIP 3 alaşımlarının%25, %50, %75 soğuk deforme ve bu numunelerin çözeltiye alınmış hallerinden alınan sertlik sonuçları	65
5.24. soğuk deforme edilmiş numunelerden alınan TEM görüntüleri a)TWIP1 %25 hadde b)TWIP2 %25 c)TWIP3 25	77
5.25. Çözeltiye alınmış numunelerden alınan TEM görüntüleri a)TWIP1 %25 hadde b)TWIP2 %25 c)TWIP3 25	77

TABLOLAR DİZİNİ

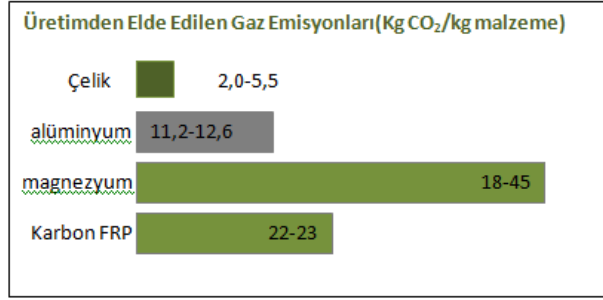
<u>Tablo</u>	<u>Sayfa</u>
2.1. geleneksel ve yüksek mukvemetli yassı çeliklerin sınıflandırılması	6
2.2. Düşük karbonlu çelikler ve üretim prosesleri	7
2.3. Ticari çelikler için mekanik özellikler	8
2.4. Çekilebilir çeliklerin sınıflandırılması	8
2.5. Çekilebilir çelikler mekanik özellikleri	9
2.6. Derin çekilebilir çeliklerin sınıflandırılması	9
2.7. Derin çekilebilir çeliklerin mekanik özellikleri	10
2.8. Ekstra derin çekilebilir çeliklerin mekanik	11
2.9. Fosfor alaşımlı çeliklerin mekanik özellikleri	14
2.10. Çelik tiplerine göre oluşan mikroyapılar	16
2.11. TRIP çeliklerinin kimyasal bileşimi ve mikro yapısı	17
2.12. TRIP çeliklerinde alaşım elementlerinin etkisi	18
4.1. Çalışmada kullanılan TWIP çeliklerinin mikroyapıları(kütlege %)	38
4.2. Alaşımların istif hata enerjileri	38
4.3. Uygulanan prosesin akış şeması	39
5.1. TWIP1 , TWIP 2, TWIP3 %25 deformasyon ve deformasyon sonrası çözeltiliye alınmış numunelerden alınan sertlik değerleri	64
5.2. TWIP1 , TWIP 2, TWIP3 %50 deformasyon ve deformasyon sonrası çözeltiliye alınmış numunelerden alınan sertlik değerleri	64
5.3. TWIP1 , TWIP 2, TWIP3, %75 deformasyon ve deformasyon sonrası çözeltiliye alınmış numunelerden alınan sertlik değerleri.	65
5.4. TWIP 2 alaşımında bulunan iki farklı fazdan alınan sertlik değerleri	76

1. GİRİŞ

Yeni malzemelerin ortaya çıkarılması ya da kullanılan malzemelerin iyileştirilmesi için; müşteri beklentisi (dizayn, performans, korozyon, düşük maliyetli kullanım, yakıt tasarrufu vb.) ve yasal gereklilikler (emisyon, çevresel düzenlemeler, kaza güvenliği, vb.) ön plana çıkar. Bu faktörler çelikler tarafında ikizlenme yoluyla plastisite kazanan (Twinning induced plasticity-TWIP) yüksek manganlı (15-30 wt.%) östenitik çeliklerin geliştirilmesine yol açmıştır. Bunlar sahip oldukları mükemmel çekme mukavemeti-süneklik kombinasyonu ile çevre dostu ve daha güvenilir ürünleri mümkün kılmaktadırlar. Çevre dostu, hafif ve daha güvenilir özellikleri ile otomotiv sektörünün yassı çelik ihtiyacını karşılamak üzere üzerinde çalışılan bir çelik grubudur. Otomotiv uygulamalarında yassı çelikler; gövde ve kaportayı oluşturmak için kullanılan önemli bir malzemedir. Yüksek dayanım özelliklerinin yanında şekil alabilirliklerinin yüksek olması tercih edilmelerinde etken teşkil etmektedir. TWIP çelikleri yüksek mukavemetli yassı çeliklerin 3. jenerasyon ürünüdür. >700 MPa daha yüksek çekme özelliklerinin yanında %30 ile %70 arasında değişen uzama özellikleri vardır.

Yüksek mukavemet ve uzama ile birlikte yüksek gerinim hızlarında üstünlük gösterirler. Özellikle araba kazalarında ani yüklenmelere karşı iyi dayanım gösterirler. TWIP çeliklerinde sıra dışı deformasyon sertleşmesinin sorumlusu ikizlenme mekanik aktivasyonudur [H. Idrissi et al, 2010]. TWIP çeliklerinin kimyasal kompozisyonuna bağlı olarak; yoğunluğu da geleneksel 1. jenerasyon çeliklere göre düşüktür. Bu özellik TWIP çeliklerinin ağırlıklarının düşük olmasını sağlar ve otomotiv sektöründe ön plana çıkabilmesine yardımcı olabilecek bir özelliktir.

TWIP çeliklerinin alüminyum ya da magnezyum gibi daha hafif malzemelere göre tercih edilmesinin gerekliliği üretimi sırasında ortaya çıkan sera gazı (green house gas emission- GHE) emisyonlarını ve maliyetleri değerlendirmek gerekir. Şekil 1.1'de farklı malzemelerin birincil üretimleri sırasında ortaya çıkan CO₂ gaz emisyonlarıyla ilgili grafik verilmiştir.



Şekil 1.1. Birincil metal üretimleri sırasında salınan CO₂ emisyonları [http://www.autosteel.org]

Şekil 1.1 'de görüldüğü gibi birincil üretim koşullarında ortaya çıkan CO₂ emisyonu çelik üretiminde; alüminyum, magnezyum, karbon fiber üretiminde çıkan emisyonla göre oldukça azdır. Bununla birlikte bir aracın toplam kullanım döngüsündeki emisyon yüksek mukavemetli çeliklerde alüminyum ile üretilmiş araçlara göre %2,6 daha azdır. Ayrıca alüminyum ve magnezyum üretiminde CO₂ emisyonunun dışında daha tehlikeli olan perflorakarbon ve sülfür hekzeflorid ürünleri salınmaktadır [http://www.autosteel.org].

TWIP çelikleri yüksek miktarda Mangan (Mn) içerir. Bunun yanı sıra alüminyum (Al), silisyum (Si), karbon (C) gibi alaşım elementleri katılarak mekanik özelliklerin kontrolü sağlanır. Karbon (C) oranları oldukça düşüktür. Bu tip çelikler plastik şekil vermeden sonra oluşan yüksek ikiz miktarıyla birlikte tek fazlı östenitik bir yapıya sahiptir. Yapıya yüksek mukavemeti kazandıran bu ikiz sınırları dislokasyon hareketini önleyici rol üstlenmeleridir [B. C. De Cooman et al, 2011].

TWIP çeliklerinin plastik deformasyonu iki mekanizma ile gerçekleşir; dislokasyon kayması, mekanik ikizlenme veya deformasyon ikizlenmesi. Bu deformasyon mekanizmaları daha çok östenit yapısının sahip olduğu istif hata enerjisi (SFE-stacking fault energy) ile ilintilidir. İkizlenme mekanizması SFE ile kontrol edilir. SFE çok düşük ise ($\leq 20 \text{ mJ/m}^2$) martensit ile arttırılmış plastisite görülür(dönüşümle plastisite kazanan TRIP çeliklerinde olduğu gibi). Daha yüksek SFE'lerde martensitik faz dönüşümü bastırılır ve $\leq 60 \text{ mJ/m}^2$ değerlerine kadar mekanik ikizlenme oluşur.

Bu nedenle de baskın deformasyon mekanizması, mükemmel dislokasyonların kaymasıyla sağlanır. Orta değerli SFE'lerde faz dönüşümü veya dislokasyon kayması yerine mekanik ikizlerin oluşumu görülür [A. S. Hamada,2007].

2. İLERİ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER

2.1 Tarihçe

Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler (HSLA) fosil enerji kaynaklarındaki azalma ve bu kaynaklarının tüketimiyle ortaya çıkan küresel ısınma sorunu sebebiyle otomotiv sektöründe ve diğer birçok sektörde kullanılmaya başlanmıştır. İnsanoğlunun hep daha iyiyi isteme arzusuyla araştırma-geliştirme çalışmalarına başlanmıştır. 1970'lerdeki petrol krizinden bu yana daha da hızlı bir gelişme göstermektedir. Bu yıllarda, çeliğin karbon miktarındaki artışın, mukavemeti artırırken şekillenme kabiliyetini ve kaynak kabiliyetini düşürdüğü bilinmekteydi. Karbon miktarını düşük tutup, manganez ve nikel gibi alaşım elementlerini artırarak, kaynak kabiliyetine zarar vermeden mukavemet ve tokluk arttırılabilme yöntemi geliştirilerek birçok düşük alaşımlı yüksek mukavemetli çelik üretilmiştir. Bu tür çeliklerde çekme dayanımı ve uzama yüzdesi azdır. Bu çeliklerden bazıları, krom ve molibden gibi diğer alaşım elementlerini de içermekte ve yüksek mukavemet sağlamak için, su verilip temperlenmektedir [Rigsbee, J.M. et al, 1979].

HSLA çeliklerinin bir sınıfı olan mikroalaşımlı çelikler, son senelerde gelişmeye başlamışlardır. Bu çeliklere ilave edilen Nb, V ve Ti gibi mikroalaşım elementleri tane boyutunu küçülterek, mukavemet ve tokluğu birlikte arttırmaktadırlar. Bu çelikler, kontrollü sıcak haddeleme ile üretildiklerinden, çok ekonomiktirler. Fakat söz konusu çeliklerin şekillenebilme kabiliyetinin arzu edilen seviyede olmaması, otomotiv endüstrisindeki kullanım alanlarını sınırlamaktadır [Rigsbee, J.M. et al, 1979].

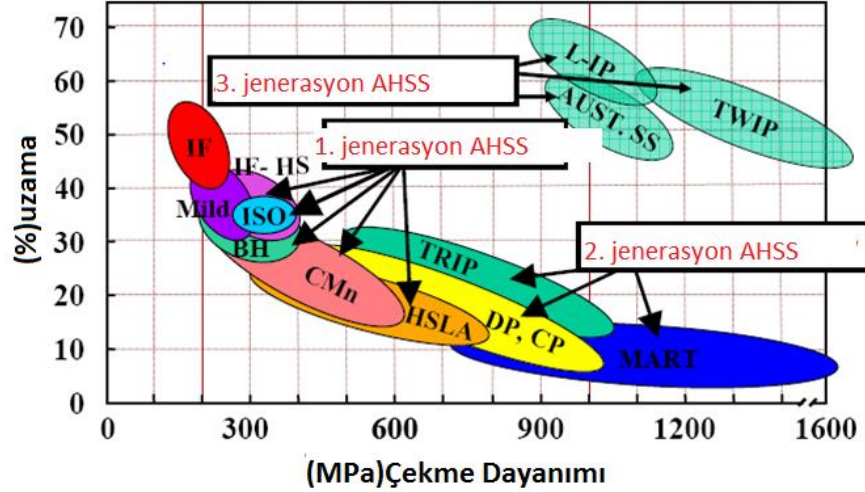
Bu sınırlama yüksek mukavemetli çeliklerde geleneksel yüksek mukavemetli çelikler döneminin kapanmasına ve ileri yüksek mukavemetli çeliklerin doğuşuna sebep olmuştur. Bu tür çeliklerde çekme dayanımı uzama çarpım ürünü 25 000MPa x % uzama ' den daha fazladır TRIP Çelikleri, Çift Fazlı Çelikler, kompleks Fazlı Çelikler, martensitik Çelikler, Mn-Boron Çelikleri ileri yüksek mukavemetli çelikler sınıfını oluşturur. Dual fazlı çeliklerinde düşük sünekliğinin oluşu, TRIP çeliklerinde martenzit fazının son tavlama işleminden önce ekstra bir işleme ihtiyaç

duyulmasından dolayı bu çeliklerin piyasa uygulamaları kısıtlı olmuştur [Rigsbee, J.M. et al, 1979].

İleri yüksek mukavemetli (AHS) çeliklerin sünekliğini arttırmak için, östenit fazının matriks faz olması arzulanır. Sünekliği iyileştirmek için, transformasyon sertlik olgusunu faydalı hale getirmek ve uygun şekilde östenitin mekanik sıtabilitesini kontrol etmek oldukça önemlidir. İyiye gitme arzusunu körüklerken TWIP ve TRIPLEX gibi yeni nesil ultra yüksek mukavemetli çeliklerin doğuşu kaçınılmaz olmuştur. Bu tür çeliklerde çekme dayanımı ve uzama yüzdesi üçüncü jenerasyon yassı çeliklerle 1 jenerasyon çelikler arasındadır.. TWIP çekme dayanımı uzama dengesinin iyi olduğu potansiyel bir mekanizmadır ve ultra ileri yüksek mukavemetli çelik (U-AHSS) sınıfı çeliklerin kapsamlı olarak gelişimleri için önemlidir. 80' lerin sonunda POSCO' da TWIP çeliklerin deneme üretimi başarıyla gerçekleştirilmiştir. Fakat deneme ürününün üretilebilirliğinin sınırlı olmasından dolayı piyasaya yayılmamıştır [S. K. Kim, 2006]. Avrupa' da birkaç firmada deneme üretimi gerçekleştirilmektedir. Bu girişimler TWIP çeliklerinin süper mekanik performanslarını ispatlamıştır, fakat üretilebilirliğinin düşük olması, yüksek maliyetten dolayı piyasaya sürümü başarısızdır. Yeni yaklaşımlarla bu zorluklar azaltılarak otomotiv sektöründe uygulanmasını sağlamıştır. Çok iyi dayanım süneklik özelliğinden dolayı piyasa uygulamalarında major çelik olarak yer bulması beklenmektedir [S. K. Kim, 2006].

2.2 Yüksek mukavemetli Yassı Çeliklerin sınıflandırılması

Yüksek mukavemetli çelikler çok farklı uygulama alanları ile çeşitli sınıflamalara sahiptir. 1., 2. Ve 3. jenerasyon şeklinde ve geleneksel modern sınıflarını içeren sınıflandırma tabloları aşağıda verilmiştir. Şekil 2.1'de ise sınıflandırma için çekme dayanımı-uzama grafiği verilmiştir.



Şekil 2.1. Yüksek mukavemetli yassı çeliklerin sınıflandırılması [Zeytin H.K ve ark., 2007]

3.jenerasyon yüksek mukavemetli çelikler TWIP, X-IP, TRIPLEX gibi çeliklerdir. 3 jenerasyon çelikleri yüksek manganlı çeliklerdir. Diğer alaşım elementleri ile birlikte birbirlerinden ayrılırlar. TWIP çelikleri düşük karbon içerikleri ile öne çıkmaktadır. TRIPLEX çeliklerinde karbon oranı TWIP çeliğine göre yüksektir [Frommeyer G et al, 2006].

2.2.1 Birinci Jenerasyon Yüksek Mukavemetli Yassı çelikler

Düşük karbonlu çelikler alaşımsız kolay şekillendirilebilen ve kullanım alanı çok geniş çelik grubudur. Bu sınıfa alüminyum ile söndürülmüş alaşımsız çelikler, derin/ekstra derin çekilebilir çelikler ve IF gibi mikro alaşımlı ekstra derin çekilebilir çelikler dahildir. Düşük karbon içeriği nedeni ile mükemmel şekil alma kabiliyetine sahiptirler, genel yapısı ferritik veya ferritik ve çok az perlitiktir. Düşük karbonlu çeliklerin sınıflandırılması ve bunlara uygulanan yüzey prosesleri Tablo 2.1 ve 2.2'de görülmektedir. Bu çelikler sıcak haddelenmiş halde kullanılabileceği gibi, soğuk haddelenmiş ve genellikle galvanizlenmiş olarak üretilirler [USS annual report, 2006].

Tablo 2.1. Geleneksel ve yüksek mukavemetli yassı çeliklerin sınıflandırılması [Zeytin H.K ve ark, 2007]



Tablo 2.2. Düşük karbonlu çelikler ve üretim prosesleri[US\$ annual report, 2006]

Ürün	Sıcak haddelenmiş		Soğuk haddelenmiş		
	Kaplamasız	Kaplamasız	EG	HD-GI	HD-GA
Ticari çelikler	Evet	Evet	Evet	Evet	Evet
Çekilebilir çelikler	Evet	Evet	Evet	Evet	Evet
Derin çekilebilir çelikler(DDS)	Evet	Evet	Evet	Evet	Evet
Ekstra derin çekilebilir çelikler(EDDS)-IF çelikleri	-	Evet	Evet	Evet	Evet

*EG: Electrogalvanized *HDGI: sıcak daldırma galvaniz *HDGA: sıcak daldırma galvatavlama

2.2.1.1 Ticari çelikler

Bu çelik kalitesi % 0,3 C içerir. Bu çeliklerde en geniş kullanıma sahip soğuk haddelenmiş ve tavlanmış şerit ve levhalar oluşturulur. Yüksek şekillendirilebilirliğine sahip çeliklerde karbon içeriği düşüktür ve mangan %0,1 C ve % 0,4C Mn

civarındadır. Genellikle araç gövdesinde, teneke saçlarda ve tel üretiminde kullanılır. Haddelenmiş saçlar için karbon içeriği % 0,3 ve Mn içeriği % 1,5' a çıkabilir. Bu çelikler ise dövme ürünleri ve dikişsiz boru üretiminde kullanılabilir. Tablo 2.3'de Ticari sınıf olarak adlandırılmış çeliklerin ortalama mekanik özellikleri verilmiştir [USS annual report, 2006].

Tablo 2.3.Ticari çelikler için mekanik özellikler [USS annual report, 2006]

Ürün	Akma mukavemeti [MPa]	Çekme mukavemeti [MPa]	Uzma [%]
Sıcak hadde	230	345	31
Soğuk hadde	207	304	38
EG	210	293	37
HDGI	269	345	40
HDGA	269	345	40

*EG: Electrogalvanized *HDGI: sıcak daldırma galvaniz *HDGA: sıcak daldırma galvanizasyon

2.2.1.2 Çekilebilir çelikler

Çekilebilir çelikler parça üretiminde derin çekilebilme kabiliyeti ile şekillendirme kolaylığı sağlar. Çekilebilir çeliklerin sınıflandırılması tablo 2.4' te verilmiştir [B. K. Zuidema, 2007].

Tablo 2.4. Çekilebilir çeliklerin sınıflandırılması [USS annual report, 2006]

DS/FS Type A	C%0,10 max, çok düşük karbonlu çelikler için
DS/FS Type B	C% 0,02-015, çok düşük karbon kullanımını engeller

*DS: drawing steel-çekilebilir çelikler * FS: forming steel, şekil alabilen

Uygulamaya bağlı olarak çekilebilir vakum altında üretilen çok düşük karbonlu veya az karbonlu çeliklerdir (Tablo 2.4). Çelikler slab halinde dökülür ve sıcak

haddeme yapılır. Sıcak haddelenmiş çelikler bu şekilde kullanılabilceği gibi soğuk işlem yapılabilir. Soğuk işlem yapılan çelikler daha sonra kutu tipi veya sürekli tavlama proseslerinde tavllanır. Kutu tipi tavlama işlemi yapılan çelikler kaplamasız veya elektro galvaniz ile kaplanarak kullanılabilir. Sürekli tavlama yapılan çeliklerde elektro galvaniz (EG), sıcak daldırma galvaniz (HDGI) ve sıcak daldırma galva-tavlama (HDGA) işlemi ile kaplanabilir (Tablo 2.5) [USS annual report, 2006].

Tablo 2.5. Çekilebilir çelikler mekanik özellikleri[USS annual report, 2006]

Kaplama	Ürün	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme mukavemeti (MPa)	Toplam uzama (%)	Anisotropi (r)	Deformasyon sertleşmesi üssü(n)
Yalın/EG	DS ¹	172	310	46	1,74	0,21
Yalın/EG	DS ²	192	326	44	1,56	0,20
HDGI	FS ²	225	346	41	1,42	0,21
HDGA	FS ²	220	335	42 ^j	1,29	0,20

1:kutu tipi tavlama 2:sürekli tavlama

2.2.1.3 Derin çekilebilir çelikler

Derin çekilebilir çelikler parça üretiminde üstün şekillendirme kolaylığı sağlar. Derin çekilebilir çeliklerin sınıflandırılması tablo 2.6' da gösterilmiştir[ULSAB, 2007].

Tablo 2.6. Derin çekilebilir çeliklerin sınıflandırılması [ULSAB, 2007]

Derin çekilmiş	Vakum altında dökülmüş Ti ve Nb içeren ultra düşük karbonlu IF çelikleri
Derin çekilmiş-elektrolitik kaplama	Vakum altında üretilmiş ekstra düşük karbonlu çelik(maks %0,015)

Derin çekilebilir çeliklerin üretim prosesi çekilebilir çeliklerle aynıdır. Bu çeliklere de yüzey kaplama işlemleri uygulamak mümkündür. Derin çekilebilir çeliklerin mekanik özellikleri tablo 2.7' de gösterilmiştir [USS annual report, 2006].

Tablo 2.7. Derin çekilebilir çeliklerin mekanik özellikleri [USS annual report, 2006]

Kaplama	Ürün	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	Toplam Uzama (%)	R-Bar	n ¹
Sıcak haddelenmiş	DDS	168	310	49	2,0	0,22
Kaplamsız	DDS	165	310	49	2,1	0,22
HDGI	DDS-ELC	172	312	48	1,9	0,22
HDGI	DDS	180	310	48	1,9	0,22
HDGA	DDS-ELC	186	318	45 ²	1,7	0,22

¹n değeri için gerinim DDS: deep drawing steel –derin çekilebilir çelikler

2.2.1.4 Ekstra derin çekilebilir çelikler

IF (ara yer atomsuz) çelikleri yassı çelikler için önemli bir türdü. IF çeliklerinde titanyum (Ti) ve Niyobyum (Nb) elementlerinin mikro alaşımları ve düşük karbon içeriği vardır. C ve N gibi ara yer atomları katı eriyikten karbür ya da nitrür oluşturularak yapıdan süpürülür. IF çelikleri iyi derin çekilebilirlik ve yaşlanmazlık özelliklerine sahiptir. Bununla birlikte C ve N çözünürlüğü yoksunluğu nedeni ile taneler arası boşluklarda zayıf bağların oluşmasına sebep olur [S. Majumdar et al, 2010].

Son derece kompleks parçaların üretiminde yüksek çekilebilme özellikleri için geliştirilmiştir. IF çeliklerinde ara yer elementleri tamamen giderilmiştir. Bunların yüksek n ve r değerleri nedeni ile gerinimli şekillendirme ve derin çekilebilirliği arttırılmıştır (Tablo 2.7-2.8)[USS annual report, 2006]. IF çeliklerinde mukavemet

katı eriyik sertleştirici mangan, silisyum ve fosforla sağlanır. IF çeliklerinde karbon ve azot tamamen giderildiği için tüm kaynak işlemleri için uygundur ve yaşlanma göstermezler. Derin çekilebilir çeliklerin üretim prosesi çekilebilir çeliklerle aynıdır. IF çeliğinin mikro yapısı tamamen ferrit fazında oluşmaktadır. Ekstra derin çekilebilir çeliklerin mekanik özellikleri tablo 2.8’de verilmiştir.

Tablo 2.8. Ekstra derin çekilebilir çeliklerin mekanik özellikleri [USS annual report, 2006]

Ürün	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	Toplam Uzama (%)	n
Soğuk haddelenmiş	155	297	45	0,256
EG	168	304	44	0,239
EGA	168	308	44	0,239
HDGI	145	303	46	0,240
HDGA	145	303	45	0,240

*EG: Electrogalvanized *HDGI: sıcak daldırma galvaniz *HDGA: sıcak daldırma galvatavlama

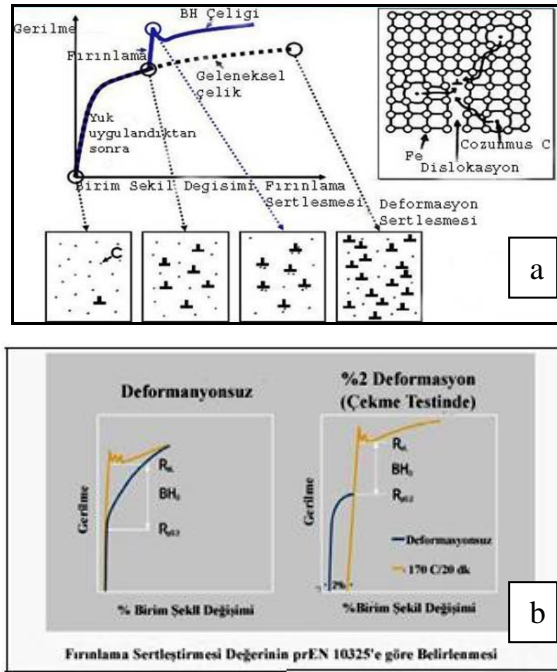
2.2.1.5 Ezme Dayanımı Yüksek çelikler

Ezme dayanımı yüksek çelikler; fırınlanma sertleşmesi yapılmış çelikler, fosfor alaşımlı çelikleri olarak iki gruba ayrılır.

2.2.1.5.1 Fırınlanma sertleşmesi yapılmış çelikler(Bake hardening steel)

Çelikte deformasyon yaşlanması veya süreksiz akma olayını gidermek veya geciktirmek amacı ile yapılır. Fırınlanma sertleştirmesinde etken mekanizma, ferrit fazı içindeki C (karbon) ve N (azot) atomlarının dislokasyonlara yayılarak arayer atom (cotrell atmosferi) atmosferi oluşturmasına dayanır. Bu sayede akma noktasında yaklaşık olarak 40 MPa artış olması beklenir. Çelikte deformasyon yaşlanması veya süreksiz akma olayını gidermek veya geciktirmek amacı ile yapılan Deformasyon Sertleşmesi (Work Hardening) sacın, soğuk işlem koşullarında şekillendirilmesi sonucu akma mukavemetinin artırılmasına dayanır. Şekil 2.2’de

fırınlama sertleşmesi olayının şematik olarak gösterildiği diyagram ve EN 10325'e göre fırınla sertleşmesi deneyi görülmektedir [Zeytin H.K ve ark., 2007].



Şekil 2.2. Fırınlama sertleştirilmesi prosesi a) Gerilme-birim şekil değiştirme diyagramında arayer atomları ve dislokasyonların hareketi b) EN 10325 standardına göre fırınlama sertleşmesi gerilme birim şekil değiştirme diyagramları [Zeytin H.K ve ark., 2007].

Deformasyon Yaşlanması (Strain Aging) ise şekillendirilen sacın tavllanması sonucu akma noktasının artması ve süreksiz akma olayının ortaya çıkmasıdır. Fırınlama sertleşmesi mekanizması otomotiv saclarında boya pişirme prosesinden faydalanılarak yapılır

Fırınlama sertleşmesinde etken mekanizma aşağıda tanımlanmıştır

- Ferrit fazında çözülmüş C ve N miktarını azaltmak amacı ile, kuvvetli karbür ve nitrür yapıcı elementler (Ti, Nb) ilave edilir,
- Yumuşatma tavından sonra küçük deformasyon oranlarında (%0,5-%1,5) soğuk haddeleme yapılır ve hemen kullanılarak yaşlanma engellenir,
- Şekillendirilen parçalar boyandıktan sonra boya kurutma amacıyla fırınlanır, (genel olarak 170°C'de 20 dakika)

- d- Fırınlama sertleşmesi ile akma mukavemetinde 35–70 MPa arasında artış olur. Fırınlama sertleşmesinde en az 40 MPa'lık bir artış olması istenir.

Bu malzemelerde katı eriyik sertleşmesi yapan P, Mn ve Si gibi elementler mukavemet özelliklerini kontrol etmektedir. Fırınlama sertleşmesinde uygulanan deformasyonla (deformasyon sertleşmesi) bir mukavemet artışı sağlanırken ilave olarak yapılan deformasyon yaşlanmasının (boya pişirme işlemi) toplamı toplam mukavemet artışını vermektedir. Proses olarak tüm çeliklere uygulanabilen fırınlama sertleşmesi işlemi ezme dayanımı yüksek çeliklere uygulandığında bu çeliklere sıcak daldırma işlemi veya elektro galvaniz işlemi yapılabilir. Bu çeliklerin genel olarak akma mukavemeti 180 – 300 MPa ve çekme mukavemetleri 280 – 400 MPa arasında değişmektedir [Zeytin H.K ve ark., 2007].

2.2.1.5.2 Fosfor alaşımlı çelikler

Fosfor alaşımlı çelikler ferritik matrisin mukavemetini arttıran katı eriyik sertleştirici fosfor ve mangan içerirler. Ortalama mukavemet değerlerinde, derin çekmede çok iyi şekillendirilebilirlik gösterirler (Tablo 2.9). Deformasyon sertleşmesi sırasında açığa çıkan artı mukavemet ve şekillendirilebilme kabiliyeti çözültideki karbon içeriğine termomekanik işlem koşullarına bağlıdır [USS annual report, 2006].

Tablo 2.9. Fosfor alaşımlı çeliklerin mekanik özellikleri [USS annual report, 2006]

Ürün	Akma mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti	Toplam Uzama	n
Soğuk haddelenmiş	223	344	37,8	0,200
EG	223	344	37,8	0,200
EGA	223	344	37,8	0,200
HDGI	230	355	35,8	0,200
HDGA	230	355	35,8	0,200

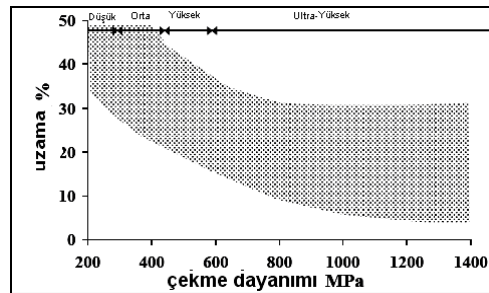
*EG: Electrogalvanized *HDGI: sıcak daldırma galvaniz *HDGA: sıcak daldırma galvatavlama

2.2.2 İkinci jenerasyon yüksek mukavemetli çelikler (İleri yüksek mukavemetli çelikler (AHSS-advance high strength steel))

% 5 in altında alaşım elementi içerirler. %0,15 C, %1,3 Mn ve az miktarda mikro alaşım elementi Nb, Ti, Mo, V içerirler. 300-700MPa çekme dayanımına ve 275MPa' dan daha yüksek akma dayanımına sahiptirler. İyi şekillendirilebilme, kaynaklanabilirliğe ve yüksek yorulma direncine sahiptirler. İkinci jenerasyon yüksek mukavemetli çelikleri uygulanan işleme göre şöyle sınıflandırılır; TRIP Çelikleri, çift Fazlı Çelikler, kompleks Fazlı Çelikler, martensitik Çelikler, Mn-Boron Çelikleri [Blecka W et al, 2005].

Bu tüp çelikler haddelenmiş çeliklere göre yüksek akma mukavemeti gösterirler. Isıl işlemlili düşük alaşımlı çelikler ve haddelenmiş HSLA çelikleri düşük sünek-gevrek geçiş sıcaklığına sahiptirler. Bunlar üretildikleri şekle göre farklı mekanik özellikler gösterirler. Yüksek mukavemetli çelikler genellikle yapısal işlemlerde kullanılırlar ve bu yüzden yapısal çelikler olarak adlandırılırlar. Bu çelik grubuna giriş yapmak için öncelikle mukavemet artışı ile birlikte süneklik kabiliyetinin de geliştirilmesi gerektiği algılanmalıdır (şekil 2.2). Bu çok fazlı (multiphase) çelikler farklı mikroyapı bileşenleri ve farklı mekanik özellikler ile ortak etkileşimler gösterir ki bu yüzden mukavemet ve süneklik kabiliyetinin kombinasyonu çok uyumludur [H. K. ZEYTİN ve ark., 2007].

Şekil 2.3' te gösterildiği gibi mukavemet artıka süneklik yani % uzama değerleri azalmaktadır. Yassı çelikler için mukavemetin yanında yüksek uzama ve şekil alma kabiliyeti önemlidir. Bu yüzden yüksek mukavemet ile birlikte süneklik kavramı da geliştirilmelidir [H. K. ZEYTİN ve ark., 2007].



Şekil 2.3. Çelik levha dizaynı için çekme dayanımı ve % uzama ilişkisi [H. K. ZEYTİN ve ark., 2007]

İleri Yüksek mukavemetli çeliklerin geliştirilmesinde rol oynayan metalurjik prosesler aşağıda sıralanmıştır [H. K. ZEYTİN ve ark., 2007].

1. Katı Eriyik Sertleştirilmesi :(a) C, Mn, Si, P, b) Fırınlama sertleştirilmesi için çözülmüş karbon
2. Çökelti sertleştirilmesi, a) Karbür ve Nitrürler (Nb, V, Ti v.b)
3. Tane incelmesi a) $\sigma_{LYS} = \sigma_0 + K d^{-1/2}$
4. Faz Dönüşümü, a)Tek, Çift Faz, b)Multi Faz, Trip

Şekil 2.4'te bu mekanizmalardan faz dönüşümlerinin yapıldığı ısıtma işlem koşulları şematik olarak verilmiştir. Bu mekanizma ostenit alanından ve/veya ostenit+ferrit faz alanından kontrollü soğutma ile sağlanmaktadır. Alaşım bileşimine bağlı olarak uygulanan ısıtma işlemine göre çelik grubuna da ismini veren mikroyapılar oluşmaktadır. Tablo 2.10 çelik tiplerine göre oluşan mikroyapılar şematik olarak gösterilmiştir [Aydın H., 2006].

Tablo 2.10. Çelik tiplerine göre oluşan mikroyapılar [Blecka W et al, 2005]

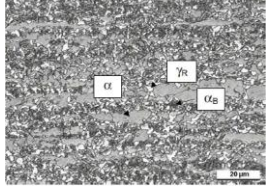
Çelikler		
1.jenerasyon	α	LC- Alaşımız Al-killed düşük karbonlu çelik;ekstra derin çekilebilir sınıf
		IF- ; mikroalaşım ekstre derin çekilebilir sınıf
2.jenerasyon	$\alpha+\alpha'$	DP- Mikroyapısında ferrit ve %5-30 hacim oranında martensit bulunan çift fazlı çelikler
	$\alpha+\alpha_B+\gamma_R$	TRIP- mikroyapısı ferrit, martensit ve beynitten oluşan transformation induced plasticity çelikler
	$\alpha'+\alpha$	PM- kısmı ya da tam martensitik çelikler
	$\alpha+\alpha_B+\alpha'$	CP- sertleştirilmiş ferrit, beynit ve martensitten oluşan kompleks fazlı çelikler
3.jenerasyon	γ ya da yüksek oranlarda γ	HMS-TRIP- strain induced $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ dönüşümünü gerçekleştiren alaşım konseptine sahip çelikler
		HMS-TWIP-deformasyon sırasında mekanik ikizlenme oluşabilecek alaşım konseptine sahip çelikler

α : ferrit fazı, α' : martensit, α_B : beynit, γ : ötsenit

2.2.2.1 TRIP Çelikleri

TRIP çeliğinin genel mikro yapısı ferrit matris içinde bulunan beyrit ve kalıntı östenit tanelerinden oluşmaktadır. TRIP çeliklerinde mikroyapı genellikle yaklaşık hacimce %65 ferrit (α), %20 beyrit $\alpha_{(B)}$ ve %15 kalıntı östenitten (γ) oluşmaktadır. Bu kalıntı östenitler deformasyon sırasında martensite dönüşebilmektedirler. Böylece bu çelikler çok yüksek uzama değerlerinde mükemmel şekillenebilirlik özellikleri göstermekte; yüksek darbe enerjisi absorblama ve uzun yorulma ömrü sayesinde endüstride gerekli görülen birçok alanda kullanılmaktadır. Tablo 2.11’ de farklı TRIP çeliği alaşımlarının kimyasal bileşimleri gösterilmektedir [Krizan D. ,2010].

Tablo 2.11.TRIP çeliklerinin kimyasal bileşimi ve mikro yapısı [Krizan D. ,2010]

Çelik No:	C	Mn	Si	Al	P	Fe	
1	0,18	1,56	0,02	1,73	0,017	Bal.	
2	0,18	1,65	0,45	1,01	0,015	Bal.	
3	0,21	1,41	1,07	0,32	0,017	Bal.	
4	0,19	1,47	0,87	0,33	0,024	Bal.	
5	0,19	1,47	0,22	0,94	0,024	Bal.	

TRIP çelikleri için yüksek karbon içeriğine bağlı olarak çok daha düşük soğutma sıcaklıklarında beyrit oluşumu çok önemli bir özelliktir. TRIP çeliklerinin mikroyapı ve bağlı olarak mekanik özelliklerinin geliştirilmesinde alaşım elementlerinin etkileri aşağıdaki Tablo 2.12’de verilmiştir.

TRIP çeliklerinin geliştirilmesi sürecinde optimum şekillendirme oranlarında en az 1 GPa mukavemet ve %18 uzama değerlerine ulaşılması üzerine odaklanılmıştır. Bu özelliklere ulaşmanın bir yolu karbon miktarının artırılmasıdır. Karbon miktarının artması malzemenin kaynaklanabilirliğini düşürecektir. Bu yüzden, uygun kaynaklanabilirlik için karbon içeriğinin % 0,25 ile sınırlandırılmalıdır. TRIP

çeliklerinde kaynaklanabilirliğinde bozunma olmadan mekanik özelliklerin artırılması için bir diğer yaklaşım Ti, Nb, V gibi mikro alaşım elementlerinin eklenmesidir [Krizan D. ,2010].

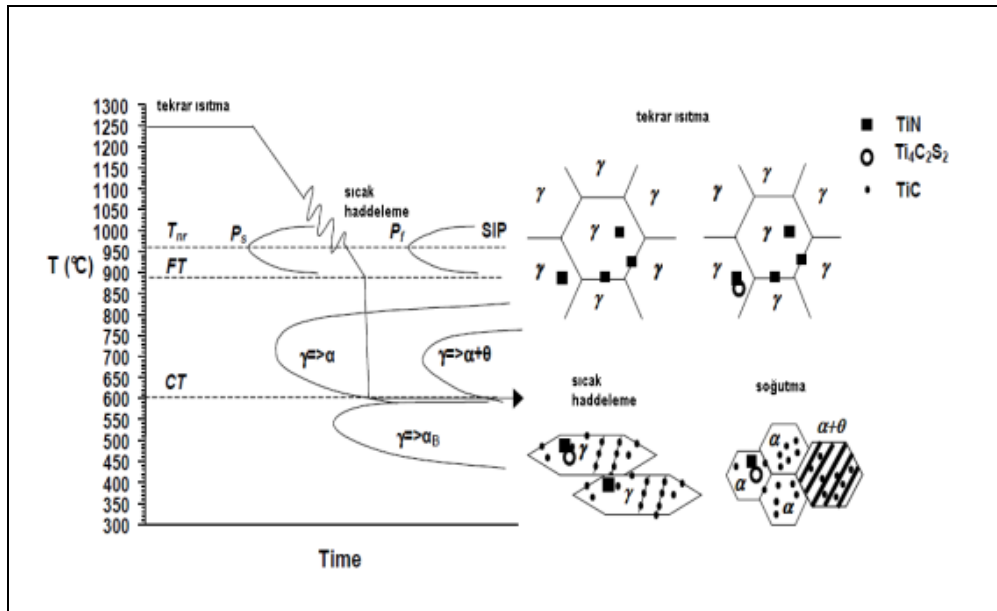
Tablo 2.12. TRIP çeliklerinde alaşım elementlerinin etkisi [Zeytin H.K ve ark., 2007]

Alaşım elementi	Alaşım elementinin etkisi
C	<ul style="list-style-type: none"> ○ γ – kararlı kılar ○ inter kritik tavlama sırasında faz dağılımını belirler ○ östenitin hacim oranını ve stabilitesini belirler ○ martensiti sertleştiren en önemli elementtir ○ plaka tipi martensitin tokluğunu düşürür
Mn	<ul style="list-style-type: none"> ○ γ – kararlı kılar ○ ferritin mukavemetini artırır ○ östenitin sertleştirilebilirliğini artırır ○ ferritteki karbon çözünürlüğünü düşürür
Si	<ul style="list-style-type: none"> ○ ferritti kararlı kılar ○ Fe_3C içinde çözünmez

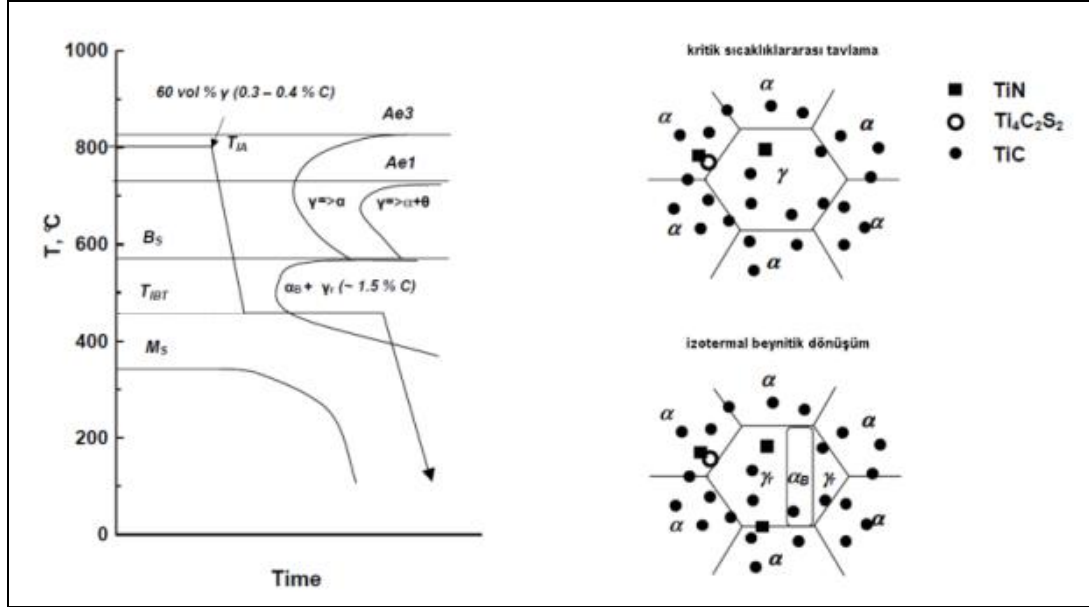
Katı eriyikte çözünmüş Niyobyum(Nb) sıcak deformasyon sırasında yeniden kristalleşme sürecini ve soğuk haddelenmiş C-Mn-Si TRIP çeliklerinde östenitten ferrite dönüşümü geciktirir. Bununla birlikte sıcak deformasyon sırasında niyobyum, karbon ve azot gibi ara yer atomları ile birleşerek Nb(C,N) çökeltileri oluşturur. Bu yeniden kristalleşme ve tane büyümesini geciktirir ve çökelti sertleşmesine sebep olur. Ayrıca niyobyumun Ferrit, östenit tane boyutuna ve beynit formasyonunun oluşumunu geciktirdiği rapor edilmiştir. Vanadyum (V) TRIP çeliklerinde dönüşüm davranışını kontrol etmek için kullanılabilir [Krizan D. ,2010].

Titanyum (Ti) elementi çelik içinde 2 amaç için kullanılır. IF çeliklerinde östeniti stabilleştirici element olarak bilinir. TiN çökeltisi oluşturur ve bu sonuçla östenit tane kabalaşmasını engeller. $Ti_4C_2S_2$ karbon sülfür birleşimi, sülfür şeklini kontrol etmekte kullanılır. Ayrıca bu karbon sülfür çökeltisi TiC çökeltilerinin çekirdeklenme bölgesidir. Gerilme kaynaklı TiC çökeltileri sıcak haddeleme süresince (statik) durgun rekristalizasyonu yeniden kristalleşmeyi geciktirir [Krizan D., 2010].

TRIP çeliklerinde iki ana ısıl işlem uygulanır; 780-880 °C aralığında interkritik tavlama, soğutma ve 350-450 °C aralığında bir diğer isothermal tavlama ve en son oda sıcaklığına soğutma yapılmaktadır. İnterkritik tavlama sonrası TRIP çeliklerinin mikroyapısı neredeyse aynı oranda ferrit ve östenit içermekte olup, sıcak haddelenmiş TRIP çeliklerinin mikroyapısına göre ferrit tavlama öncesi mikroyapıda bulunmaktadır, soğutma sırasında oluşmamaktadır. Oda sıcaklığına soğutmadan önce, beynit oluşum sıcaklıklarında soğutma bir süre için durdurulmaktadır. İkinci isothermal tutma sırasında östenit çoğunlukla beynite dönüşmekte ve son mikroyapı %50-60 ferrit, %25-40 beynit, %5-15 kalıntı östenitten oluşmaktadır. Şekil 2.4a ve 2.4b'de Trip prosesi görülmektedir [Krizan D. ,2010].



Şekil 2.4a. TRIP prosesi [Krizan D. ,2010].



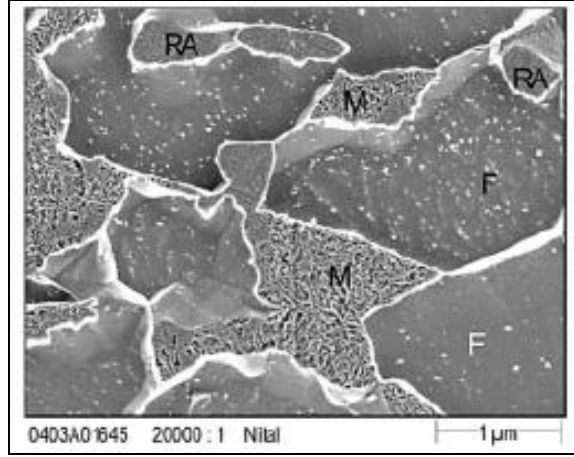
Şekil 2.4b. TRIP prosesi [Krizan D. ,2010].

Şekil 2.4a ve b'de görüldüğü birkaç farklı TRIP prosesi vardır. İlk proste tekrar ısıtma süresince nitrürler ve kompleks intermetalikler çökelir sıcak haddeleme ile taneler küçülür ve ferrite dönüşüm gerçekleşir. Yapıda ikincil fazlar, sementit ve ferrit bulunmaktadır. Diğer proste sıcak haddeleme işlemisiz beynitik yapının ortaya çıkması sağlanır.

2.2.2.2 Çift fazlı çelikler

Çift fazlı çelikler, iyi şekillenme kabiliyetine sahip ferritik ana yapı içinde martensitik adacıklar içeren bir mikro yapıya sahip HSLA çeliklerin yeni bir sınıfı olarak nitelendirilirler. Burada üzerinde durulması gereken, aynı mukavemet seviyesindeki HSLA çeliklerine oranla daha üstün süneklik göstermeleridir. Genel olarak max.%0.2C, 1.5 Mn, max.0.5 Si içermekle birlikte Cr, Mo,Nb, V ve N içerebilirler [Aydın H, 2006].

Genellikle matrisi ferrit olan bu çeliklerde, martensit adacıkları oluşturulur. Çok yüksek enerji absorblama özelliğine sahip olup, yüksek mukavemet değerlerinde iyi izotropik özellik gösterirler. Şekil 2.5'te çift fazlı çeliklerin mikroyapısı gösterilmiştir [Aydın H, 2006].



Şekil 2.5. Çift fazlı çeliğin mikro yapısı (M:martensit, F:ferrit, RA: kalıntı östenit, F:ferrit) [H.Hofmann et al, 2006]

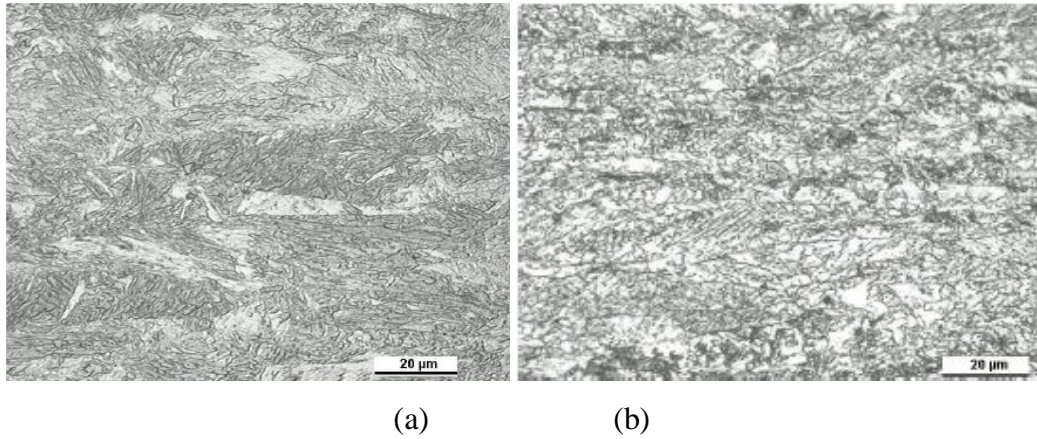
Poligonal ferrit tane sınırlarında martensit adacıkları maksimum mukavemeti sağlamaktadır. Süneklik yumuşak ferrit matrisi tarafından geliştirilirken, önceden belirlenen martensit hacim oranına bağlı olarak mukavemet belirlenir. Bu yapı hem süneklik hem de mukavemet özelliği sağlarken kaynaklanabilme özelliği de son derece gelişmiş olur [H.Hofmann et al, 2006].

Yapıda bulunan alaşım elementlerinden mangan, hızlı soğutma sırasında martensite dönüşümüne yardımcı olur. Krom ve molibden geçiş sıcaklıklarını düşürür. Silisyum ise katı eriyik sertleştiricidir. Nb,V, Ti gibi elementler çökelti sertleşmesini sağlar ve tane boyutunu kontrol eder. Düşük mukavemetli çift fazlı çeliklerde, yumuşak ferrit fazı süreklidir ve bu çeliğin sünek olmasını sağlar [H.Hofmann et al, 2006].

2.2.2.3 Kompleks fazlı çelikler ve Martensitik çelikler

Kompleks fazlı çeliklerde ince ferrit yapısı ve yüksek oranda martensit ve beyrit gibi sert fazlar mevcuttur. Niyobyum, titanyum veya vanadyumun karbonlu veya azotlu çok ince çökeltileri (karbür veya karbonitrür) ile mukavemetleri artırılır. Genel kimyasal bileşimlerinde max.%0.2C, %2Mn, %1Cr ve Nb,Ti elementleri bulunur [B. K. Zuidema, 2007].

Kompleks fazlı çeliklerin üretiminde DP ve TRIP çeliklerinde kullanılan aynı alaşım elementleri kullanılır. Nb, Ti ve V gibi ilaveler yapılır. Kompleks fazlı çelikler yüksek akma mukavemeti gösterirler. Yüksek deforme edilebilirlik, yüksek enerji absorblama özelliğine sahiptirler. Çift fazlı çeliklere göre karbon ve mangan miktarı daha yüksektir. Bu çeliklerde akma mukavemeti 600-700 MPa, çekme dayanımı 850-1050 MPa civarındadır. Şekil 2.6'da tipik martensitik çeliklerin mikroyapısı gösterilmiştir[B. K. Zuidema, 2007].



Şekil 2.6. (a)Tipik martensitik çeliğin mikroyapısı (b)kompleks fazlı çelik

Martensitik çeliklerde % 0,18 altında C, %2 in altında Mn, % 0,8 altında Si, %0,020 altında P, % 1in altında Cr , % 0,01'in altında S ve 0,15' in altında Nb-Ti elementleri bulunur. Bu tür çeliklerde kimyasal bileşime bağlı olarak martensit, beynit ve kalıntı östenit mikro yapıları oluşabilir. Martensitik çelikler sıcak haddelenerek 1200-1500 MPa çekme mukavemetine sahip olur ve ferritik martensitik bir mikro yapıya sahiptir. Ferrit, martensit yüzde oranına bağlı olarak yapı soğuk haddelenebilir ve kaynaklanabilirliği uygun olabilir.[Zeytin H.K., 2006]

2.2.3 Üçüncü Jenerasyon çelikler:

Üçüncü jenerasyon çelikleri gelişen bir teknolojinin ürünleridir. Üzerinde çalışmalar hala devam etmektedir. Yapılan çalışmalarda yüksek mukavemet değerlerinde yüksek uzama değerleri elde edilir.

2.2.3.1 İkizlenme yoluyla sertlik kazanan (TWIP-Twinning induced plasticity) Çeliklerinin Tanımı ve Kullanım Alanları

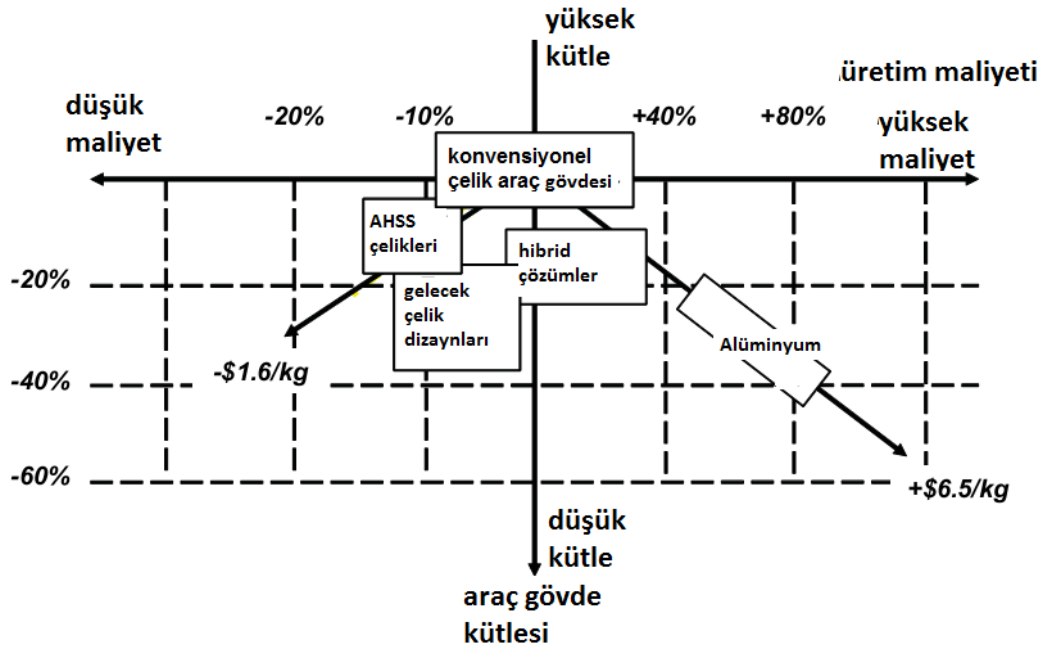
Yeni malzemelerin ortaya çıkarılması ya da kullanılan malzemelerin iyileştirilmesi; müşteri beklentisi (dizayn, performans, korozyon, düşük maliyetli kullanım, yakıt tasarrufu vb.) ve legal gereklilikler(emisyon, çevresel düzenlemeler, kaza güvenliği, vb.) gibi iki faktör yardımıyla harekete geçirilirler. Bu faktörler TWIP gibi çeliklerin geliştirilmesine yol açar. Son yıllarda bu amaçlarla yapılan araştırmalarda yüksek mukavemetli ve mükemmel bir şekil alabilirliğe sahip yüksek manganlı (15-30 wt.%) östenitik çelikler geliştirilmiştir. Bunlar sahip oldukları mükemmel çekme mukavemeti-süneklik kombinasyonu ile çevre dostu ve daha güvenilir ürünleri mümkün kılmaktadırlar [Zeytin H.K., 2006].

TWIP çelikleri genelde yüksek miktarda Mangan (Mn) içerir. Bunun yanı sıra alüminyum (Al), silisyum (Si), karbon (C) gibi alaşım elementleri katılarak mekanik özelliklerin kontrolü sağlanır. Bu tip çelikler plastik şekil vermeden sonra oluşan yüksek ikiz miktarıyla birlikte tek fazlı östenitik bir yapıya sahiptir. Yapıya yüksek mukavemeti kazandıran bu ikiz sınırlarının dislokasyon hareketini önleyici rol üstlenmeleridir [Zeytin H.K., 2006].

TWIP çeliklerinin plastik deformasyonu iki mekanizma ile gerçekleşir; dislokasyon kayması, mekanik ikizlenme veya deformasyon ikizlenmesi. Bu deformasyon mekanizmaları daha çok östenit yapısının sahip olduğu hata yığını enerjisi (SFE) ile ilintilidir. İkizlenme mekanizması SFE ile kontrol edilir. SFE çok düşük ise ($\leq 20 \text{ mJ/m}^2$) martensit ile arttırılmış plastisite görülür. Daha yüksek SFE lerde martensitik faz dönüşümü bastırılır ve $\leq 60 \text{ mJ/m}^2$ değerlerine kadar mekanik ikizlenme oluşur. Bu koşullarda dislokasyonların Shockley kısmi dislokasyonlarına dönüşmesi zordur. Bu nedenle de baskın deformasyon mekanizması, mükemmel dislokasyonların kaymasıyla sağlanır. Orta değerli SFE lerde faz dönüşümü veya dislokasyon kayması yerine mekanik ikizlerin oluşumu görülür [A. S. Hamada, 2007].

TWIP çeliklerinin yüksek çalışma sertleşmesi hızına sahip olması, yüksek mukavemet ve yüksek şekil alma kabiliyetleriyle ve geleneksel çeliklerden daha hafif olmaları nedeniyle otomotiv sektöründe geniş kullanım alanı bulmaktadır. Ayrıca bu özellikleriyle yassı mamul olarak kullanıma elverişlidir. Otomotiv sektörüyle birlikte yüksek mukavemet gerektiren ihtiyaç alanlarında; çelik yapılarda konstrüksiyon ürünü, hızlı trenlerde yapı elemanı, basınçlı tüplerde yapı elemanı olarak kullanılabilir [A. S. Hamada, 2007]. .

Maliyetler ve araç üzerindeki toplam ürün miktarı açısından karşılaştırıldığında yüksek mukavemetli çelikler araç gövdesinde daha düşük bir maliyet çıkarmaktadır. Şekil 2.7' de çelik yapıları ile kullanılan/kullanılabilecek diğer malzemelerin karşılaştırılması yapılmıştır. Görüldüğü gibi ileri yüksek mukavemetli çelikler (AHSS) kütlede azalma yaparken maliyette de düşüş sağlar alüminyum gibi daha hafif bir malzeme araçtaki kütle azaltırken maliyetlerde artış sağlar. Bu açıdan ileri yüksek mukavemetli çelikler vazgeçilmez yapı taşları olmaya adaydır [B. C. De Cooman et al, 2011]



Şekil 2.7. Maliyet açısından çelik ve daha hafif alüminyum gibi yapıtaşlarının karşılaştırılması [B. C. De Cooman et al, 2011]

Sonuç olarak, TWIP çeliklerinin araç üzerinde toplam olarak kullanılması ile, ihtiyaç duyulan sac kalınlığı azalmakta ve araç ağırlığı düşürülmektedir, buna bağlı olarak yakıt tasarrufu yapılmakta, düşük maliyet ve CO₂ emisyonu sağlamakta ve yüksek dayanımlı malzemeler olduklarından dolayı da, çarpma anında araç emniyeti arttırılmaktadır [B. C. De Cooman et al, 2011].

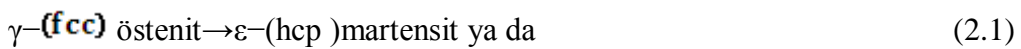
2.2.3.2 TWIP çeliklerinin Üretimi

TWIP çelikleri diğer çelikler gibi döküm yöntemi ve bir takım ısı işlem ve deformasyon uygulamaları ile üretilir. TWIP çeliklerini dökerken vakum koşulları sağlanması gerekir. Atmosfere açık ortamda döküm ile yapıda kirliliklerin oluşma olasılığı yükselir. Döküm işleminden sonra homojenleştirme işlemi uygulanır. TWIP çeliklerin sertleşme mekanizması ikizlerle olduğu için soğuk deforme edilmeleri gereklidir.

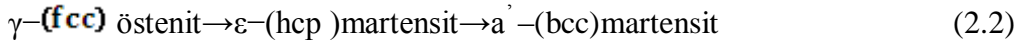
2.2.3.3 TWIP çeliklerinde deformasyon modu

TRIP çeliklerinin TWIP çeliklerinden en büyük farkı östenitin soğuma sırasında kararlı, mekanik yükler altında ise kararsız oluşudur; faz dönüşümü mekanik yüklenme sırasında görülür. TWIP çeliklerinde ise soğuma ve deformasyon sırasında faz dönüşümü görülmez ama mekanik ikizlenme ile östenitin oryantasyonu değişebilir. Östenitin bu davranışı istif hata enerjisi ile ilintilidir [B. Qin, 2007].

Östenitik yüksek manganlı(Mn) TWIP çeliklerinde martensit fazı, deformasyon etkili plastik deformasyon ürünü olarak oluşturulabilir. Östenitten oluşan fazlar ve bunlara ait reaksiyonlar aşağıda verilmiştir.

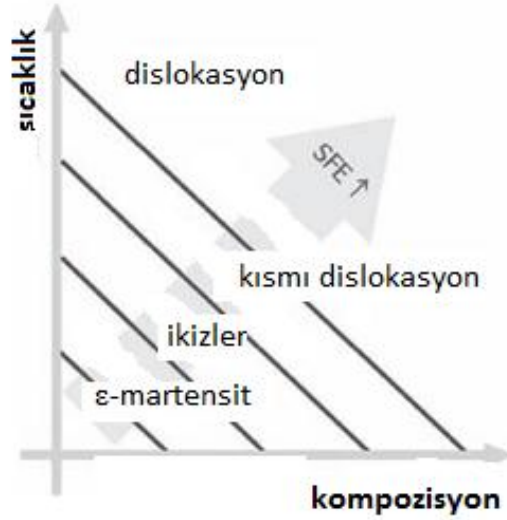


iki adımda oluşan reaksiyonla;



Bu faz dönüşümlerinin dışında, homojen yolla plastik deformasyona uğrayan metal ve alaşımlarla oluşturulan iki temel faktör daha vardır. Bu faktörler dislokasyonların spesifik kayma düzlemlerinde kayması ve mekanik ya da deformasyon ikizlerinin oluşmasıdır. Bu deformasyon modları östenitik yapının istif hata enerjisiyle(SFE) çok yakından ilişkilidir. Bu sebeple, istif hata enerjisi TWIP çeliklerinde geleneksel olarak ikizlenme eğilimini yaratan etmen olarak kullanılır. Kimyasal kompozisyon ve sıcaklık istif hata enerjisini kontrol etmede ana faktör olarak bilinir ve bu nedenle şekil 2.8’de gösterildiği gibi ana deformasyon mekanizması olarak tanımlanır. Eğer istif hata enerjisi çok düşükse($\leq 20 \text{ mJ/m}^2$), martensit etkili plastisite avantajlıdır. 25 mJ/m^2 ‘ den daha yüksekse martensitik faz dönüşümü bastırılır ve avantaj 60 mJ/m^2 ‘ e kadar mekanik ikizlenmededir. Bununla birlikte ikizlenme şiddeti ve ikizlerin tipi istif hata enerjisine göre değişir. Yüksek SFE değerlerinde ($\geq 60 \text{ mJ/m}^2$) dislokasyon üretimi shockley içinde zordur ve bu sebeple mükemmel dislokasyon kayması baskın mekanizmadır. Bu yüzden belli orta dereceli istif hata enerjili alaşımlar faz dönüşümü ve dislokasyon kayması yerine mekanik ikizlenme oluşturmaya eğilim gösterirler[A.S. Hamada, 2007].

Deformasyon ikizlenmeleri avantajlı bir mekanizmadır çünkü artan uygun bir pekleşme hızı verir. Çok iyi ikiz lamelleri tane içi dislokasyon hareketini engelleyen etmen olarak dikkate alınmalıdır. Morfoloji(kalınlık, istif, vb.) ve ikiz sayısı özellikleri tanımlar. Şekil 2.8’de sıcaklık ve kompozisyona göre östenit deformasyonunda istif hata enerjisi doğru orantılı olarak artar ve ikizlerin oluşması için alaşım konsantrasyonunun istif hata enerjisini $25 \text{ mJ/m}^2 < \text{SFE} < 60 \text{ mJ/m}^2$ aralığında olmalıdır.



Şekil 2.8. Östenit deformasyonunda İstif hatası enerjisi etkisinin şematik olarak gösterimi [A.S. Hamada, 2007]

Deformasyon ikizlenmesi ve gerinim etkili martensit dönüşümü mikro yapısal olarak benzerdir, ana kristalde sınırlanmış tabaka şeklinde bölgelerin difüzyonsuz kırılmasını içerir.

2.2.3.3.1 İstif Hata Enerjisi

İstif hata enerjisi malzemenin mekanik özelliklerinde etkili bir mekanizmadır. Çeliklerde çeşitli alaşım elementleri ile alaşımının istif hata enerjisini değiştirmek mümkündür. İstif hat enerjisi aşağıda verildiği gibi farklı kristal düzlemlerinde farklı mikro yapı taşları oluşturulmasına etkindir.

2.2.3.3.1.1 FCC malzemelerde Epsilon / alfa prime martensit ve deformasyon ikizlerinin istif hata enerjisi

FCC malzemelerde istif hata enerjisi $a/6\langle 211 \rangle$ tipi enerjik olarak daha avantajlı konfigüre olmuş Shocley kısmi dislokasyonun içinde $a/2\langle 100 \rangle$ tam dislokasyonun çözünmesiyle oluşur. İstif hata enerjisi kısmi dislokasyonlar arasında düzenli $\{111\}$ düzleminin distorse (distorsiyona uğradığı) edildiği yerde iki boyutlu oluşmuş bir

kusurdur. Eğer $\{111\}$ istif dizisi normal düzendeysen $\{111\}$ biri taşınırsa örnek ABCABCABC-ABCACABCA buna yapısal istif hata enerjisi denir. Harici istif hata enerjisi durumunda $\{111\}$ düzlemi kristal içine girerse örnek ABCABCABC-ABCACBCAB oluşur. Harici istif hata enerjisinin oluşu bir yapısal istif hatlarının üst üste katlanması konusunda ikna edici bir açıklama olur [S.Curtze, 2009].

İstif hata enerjisinin oluşması sırasında shocley kısmi dilokasyonları karşılıklı olarak birbirlerini iterler. Artan r ile (r iki kısmi dilokasyonun itmesiyle ayrılış mesafesi) istif hatasının enerjisi artar.

$$E_{sf} = \gamma_{sfe} \cdot L \cdot r \quad (2.3)$$

L dislokasyon uzunluğudur. γ_{sfe} alan başına düşen istif hata enerjisidir. Öyleyse dislokasyon itmelerine karşı kuvvet aşağıdaki gibidir:

$$F_{SF} = \frac{\partial E_{SF}}{\partial r} = -\gamma_{SFE} \cdot L \quad (2.4)$$

2.2.3.3.1.2 ϵ -martensit :

$\gamma_{fcc} \rightarrow \epsilon_{hcp}^{Ms}$ faz dönüşümü süresince sıkı paket düzlem ve doğrultuları iki yapıda da paraleldir ve ϵ martensit sıkı paket hekzagonal yapıdadır. örnek; $\gamma \{111\} // \epsilon \{0001\}$ ve $\gamma \langle 111 \rangle // \epsilon \langle 1120 \rangle$. Kübik kristal yapıda $\{111\}$ düzlem terimi istif dizide ϵ martensit içinde CACA şeklinde ifade edilebilir. Bu nedenle her bir istif hatası ince film ϵ martensit tabakası içerir. Bu düşünce Olson ve arkadaşları tarafından göz önünde tutularak istif hata enerjisi hesaplanmıştır. Brooks ve arkadaşları istif hatalarını, $\{111\}$ düzlemlerinin üst üste katlanarak mükemmel ϵ martensit oluştururken, ϵ martensitin çekirdeklenme bölgeleri olarak görülebileceğini önermiştir [S.Curtze, 2009].

2.2.3.3.1.3 α' -martenzit:

$\{111\}$ FCC, $\{0001\}$ HCP ve $\{110\}$ BCC sıkı paket düzlemleri karşılaştırıldığında anılan sırayla uygun olarak $\{110\}$ BCC yapısı daha fazla sıkı pakettir. Bu FCC ve HCP sıkı paket düzlemlerin daha sıkı $\{110\}$ düzlemlerine çok küçük distorsiyonlarla dönüşebileceğinin kanıtıdır. Latis dönüşümleri tanımlanabilirler ki bu FCC yapıdan bcc yapıya yığılmalar ve gerilmelerle dönüşür. γ ve α' arasındaki kristolografik oryantasyon Bain transformasyon ilişkisine uymaktadır. Şöyle tanımlanabilir; $\gamma \{111\} // \alpha' \{001\}$ ve $\{100\} // \alpha' \{110\}$. FCC sıkı paket düzlemlerin daha sıkı paket BCC düzlemlere dönüştüğü diğer bir yaklaşımsa Kurdjumow-Sachs 'dır $\gamma \{111\} // \alpha' \{100\}$ ve $\gamma \{110\} // \alpha' \{111\}$ [S.Curtze, 2009].

Bazı araştırmacılar α' -martenzitin kesme düzlemleri arakesitlerinde çekirdeklendiğini söylerken bazı araştırmacılar tek kesme bandının içinde çekirdeklendiği söylemektedirler [S.Curtze, 2009].

2.2.3.3.2 Deformasyon ikizleri ve oluşum kinetiği

Klasik ikiz tanımlamalarında, ikizleri bir düzlemin yansıması olarak tanımlanır. FCC kristal yapısında deformasyon ikizlerinin formları an azından prensip olarak $\{111\}$ düzleminde $\langle 112 \rangle$ doğrultusu boyuncadır. FRANK birbirini izleyen $\{111\}$ düzlemlerinde tanımlanan burgers vektörleriyle Shockley kısmı kaymalarıyla istiflenme veya çakışan yapısal istiflerle ikizlerin oluşabileceğini önermiştir. $\{111\}$ düzleminde iki yapısal istif hatanın üst üste gelmesi dışınlı (extrinsic) istif hatası olarak atfedilir ve aynı zamanda iki atom tabakası kalınlığında ikizler olarak da düşünülebilir. Eğer yapısal istif hataların üstüste katlanmaları birbirini izleyen $\{111\}$ düzlemlerinde devam ederse, ikizler kalınlık kazanarak büyürler. Tek bir ikizin kalınlığı nano boyutlardadır. Fakat nano ikiz yığınları mikrometre boyutuna çıkabilirler. Farklı twin sistemleri vardır. Bu ikiz sistemlerinin harekete geçişi uygulanan basınç ve gerilime bağlıdır. Kübik kristal düzlemlerinde 12 farklı kristolografide ikiz sistemi vardır [S.Curtze, 2009].

2.2.3.3.3 Termo dinamik yöntemler kullanılarak istif hata enerjisinin hesaplanması

Termodinamik açıdan Olsen_Cohen modeli yaklaşımıyla istif hata enerjisini hesapladığımızda aşağıdaki eşitlik geçerlidir. Katsayıları yerine koyduğumuzda alaşımımıza göre gibbs serbest enerjisini hesaplayarak istif hata enerjisi belirlenebilir [Mazancová, E, 2009].

$$\gamma_{fcc} = 2\rho\Delta G^{\gamma\rightarrow\epsilon} + 2\sigma^{\gamma/\epsilon} \quad (2.5)$$

1.5 numaralı eşitlikte verilmiş olan ρ ; metre karede bulunan atom mol sayısını, $\Delta G^{\gamma\rightarrow\epsilon}$ hekzagonal sıkı paket ile yüzey merkezli faz arasındaki gibbs serbest enerji farkını ve σ HCP ile FCC arasındaki ara yüzey enerjisini ifade etmektedir.

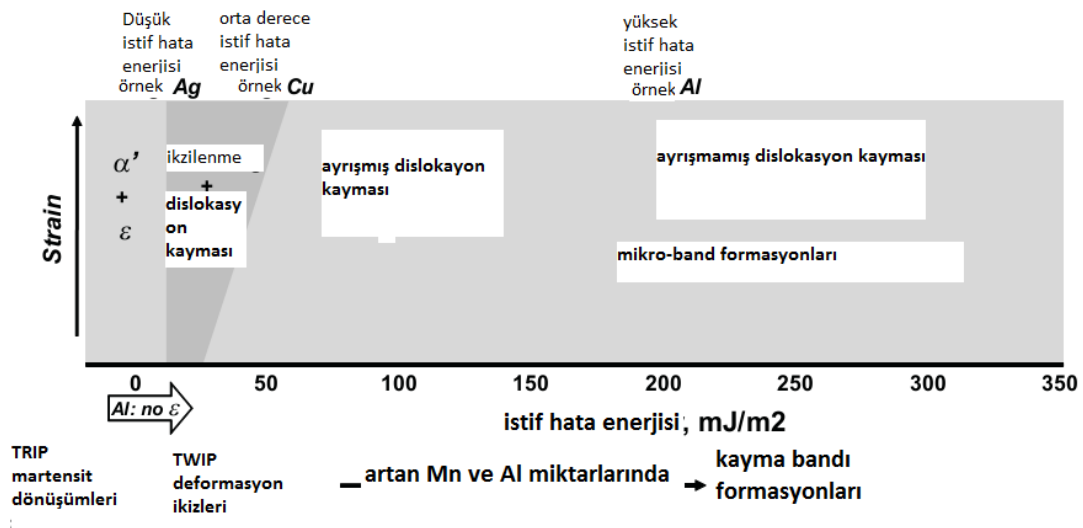
2.2.3.3.4 TWIP çeliklerinin mekanik özellikleri

TWIP çeliklerinde kimyasal kompozisyon diğer alaşımlarda olduğu mikroyapıdaki dönüşümlerde ve mekanik özellikleri de etkilidir. TWIP çeliklerinde deformasyon dislokasyon ve ikiz hareketleri ile birlikte gerçekleşir. TWIP etkisi Hall- petch bağıntısı ile yakından ilişkilidir. Dislokasyonlar ilerlerken ikizler birer engel oluşturur. Böylelikle ikizlerin ilerleyeceği serbest alanlar azaltılır, akma mukavemeti arttırılır ve yüksek pekleşmeyle sonuçlanır. Literatürdeki çalışmalarda TWIP çeliklerinde düşük gerinimlerde geçerli olan deformasyon mekanizması dislokasyon kaymasıyken % 20' den fazla gerinimlerde ikiz sınırları oluşmaya başlar böylelikle dislokasyonlar için serbest alan azaltılmış olur [B. C. De Cooman, 2011].

TWIP çeliklerinde istif hata enerjisi önemli bir etkendir fakat tek başına bir etken olduğu hala tam olarak net değildir. İstif hata enerjisi ≤ 20 mJ/m² düşükse martensit fazı oluşumu gözlemlenirken 20 ile 60 mJ/m² arasında deformasyon ikizlerinin oluştuğu gözlemlenmiştir. Bunun üstündeki değerlerde ise etkili olan

deformasyon mekanizması dislokasyon kaymasıdır. Şekil 2.9'da görüldüğü gibi artan istif hata enerjisi ile deformasyon sırasında geçerli olan mekanizmalar değişmektedir. 20-60 mJ/m² arasında ikizlenmeler üstün rol oynarken daha yüksek miktarlarda dislokasyon kaymaları geçerlidir. Şekil 2.9'da istif hata enerjisi ve deformasyon mekanizması arasındaki ilişki şematik olarak gösterilmiştir [B. C. De Cooman, 2011].

Sonuç olarak TWIP çeliklerinde oluşan deformasyon ikiz oluşumu ve ikizlerin dislokasyonları dolaşacağı serbest alanı azaltmasıyla gerçekleşir. Bu durumda görüldüğü 20 ile 60 mJ/m² arasında istif hata enerjisiyle % 20 ve % 20 den fazla oranlarda gerinim uygulanarak TWIP çeliklerinde optimum mekanik özellikler elde edilebilir.



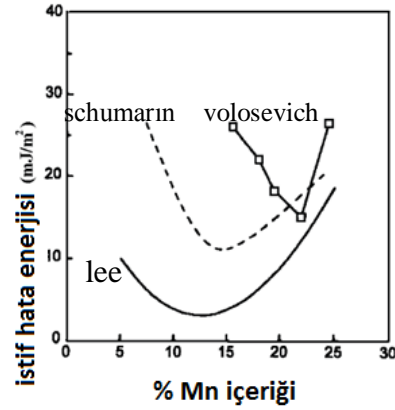
Şekil 2.9. İstif hata enerjisi ve kimyasal kompozisyona göre oluşan formasyonlar [B. C. De Cooman, 2011]

2.2.3.3.5 TWIP çeliklerinde alaşımlandırma

- Mangan

Mangan(Mn) TWIP, Fe-Mn-Al üçlü sistemlerinde östenitik yapıdan korunmak için can alıcı olduğu yerde ana alaşımlandırma elementi olarak düşünülür. Manganın TWIP çeliklerinde ana etkisi istif hata enerjisini(SFE) kontrol etmesidir (Şekil 2.10).

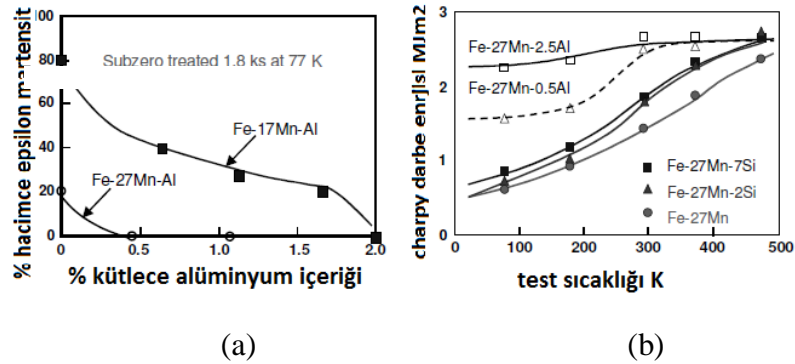
deneysel olarak yapılan 3 araştırmada yapılan Fe-Mn sistemlerde istif hata enerjisine(SFE) Mn elementinin etkisi çalışmaları gösterilmektedir [Sato K., 1989]. Veriler göstermektedir ki artan Mn içeriği, istif hata enerjisini (SFE) ilk önce bir minimum değer ulaştırır sonra artışa neden olur. Artan mangan içeriği, deformasyon modu TRIP'ten TWIP tipine değiştirir. Şekil 2.10' de görüldüğü gibi Mn içeri %10-15 arasına kadar istif hata enerjisini düşürürken daha fazla oranlarda arttırmaktadır.



Şekil 2.10. Fe-Mn alaşımlarında Mn içeriğine göre SFE değişimi [A. S. Hamada, 2007]

- Alüminyum

Ferrit stabilleştiricidir. Östenitin SFE'sini arttırır. Miktarı arttıka $\gamma \rightarrow \epsilon$ dönüşüm sıcaklığı düşer. Mn miktarı azaltmaya yardımcıdır. ϵ -martensit oluşumunu bastırır. Aşağıdaki Şekilde de görüldüğü gibi Al düşük sıcaklık snekleği için çok etkilidir. Sünek- gevrek geçişi artan Al miktarı ile yok olur (Şekil 2.11) [A. S. Hamada, 2007].



Şekil 2.11. Alüminyum içeriğine göre a) hacimce epsilon martensit değişimi b) gevrek sünek davranış etkinliği [A. S. Hamada, 2007]

Örneğin Al miktarı %1,1'den 3,1'e artarsa martensit oluşumu ve deformasyon ikizlerinin oluşumu daha zorlaşır.

- Silisyum

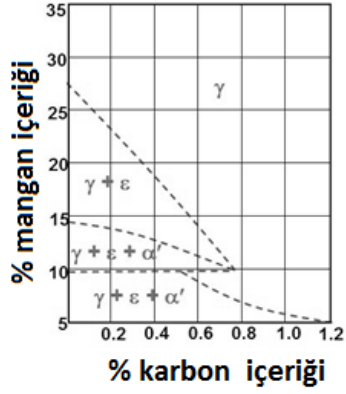
Alüminyuma zıt bir davranış olarak, FCC faz miktarını azaltır ve $\gamma \rightarrow \epsilon$ dönüşümlerini devam ettirir. Takaki ve grubu Fe-27Mn çeliğine % 2 silisyum ilavesinin östenitin istif hata enerjisini(SFE) düşürdüğünü bulmuşlardır. ϵ -martensit için çekirdeklenme bölgesinde istif hatasının artmasıyla sonuçlanır. Buna ek olarak katı çözelti sertleşmesinden dolayı silisyum östenitin mukavetini artırır(50 MPa/%1 Si) [Charles J, 1982].

- Krom

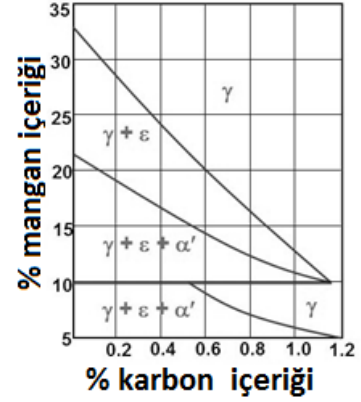
Çeşitli alanlarda krom(Cr) elementinin ilavesi ferro alaşımlarda korozyon direncini artırır. Ayrıca ferrit fazı formasyonlarını artırır [Gavriljuk VG, 2006]. Bununla birlikte, Cr ilavesi Fe-Mn alaşımlarında istif hata enerjisini(SFE) artırır.

- Karbon

Karbon etkili bir östenit stabilizör olduğu düşünülür ve modifiye TWIP (X-IP) çeliklerine % 0,6 oranında eklenir. Östenitin içinde karbonun yüksek çözünürlüğü olduğu bilinmektedir, bu yüzden karbon alaşımlandırması östenit stabilizör olarak kullanılabilir ve katı çözelti sertleşmesi ile mukavemeti artırır. Deformasyon karbon içeriğine bağlı olarak içyapıdaki fazların değişiminde etkili olur. Şekil 2.12' de görüldüğü gibi deformasyon östenit alanını düşürür [A. S. Hamada, 2007].



a) deformasyon öncesi



b) deformasyon sonrası

Şekil 2.12. Deformasyon öncesi ve sonrası Mn ve C içeriğininin bağlı olarak oluşabilecek fazlar [A. S. Hamada, 2007]

- Bor

Mangan için yedek elemandır. %20 Mn ve %0,003 B içeren metalle %25 Mn ve hiç bor içermeyen metal aynı özelliklere sahiptir. Bu nedenle borla alaşımlamak, alaşım elementi maliyetini azaltır. Küçük bor miktarları (40-50 ppm) sıcak sünekliği iyileştirir. Bor kullanımı ingotların ve slabların işlenebilirliğini kolaylaştırır. İyi bir yüzey kalitesi sağlar. Öte yandan yüksek bor miktarlarında çatlaklar gözlemlenir. Bunun nedeni düşük erime noktalı borit ötektiğinin oluşmasıdır, sıcak hadde sırasında tane sınırları erir. Tane incelticidir ve sertleştirme derinliğini artırır. Fakat toklukta azalma gözlenir [K. Phiu-on, 2008].

3. ÇALIŞMANIN AMACI

Günümüzde teknolojik gelişimler bir yandan hayatı kolaylaştırırken diğer yandan bir çok alanda olumsuz etkilemeye devam eder. Bu olumsuzlukları gidermek için teknolojinin iyileştirilmesi yada teknolojiden tamamen vazgeçilmesi gerekir. Günümüzde otomotiv sektörüne kullanılan çelik, alüminyum ve magnezyum alaşımlarının birincil üretimleri sırasında salınan CO₂ emisyonları ve diğer zararlı maddeler önemli engel olarak ortaya çıkar. Çeliğin en önemli üstünlüğü geniş hammadde kaynakları, bilinen üretim yöntemleri, kaynak edilebilirliği ve %100 geri dönüştürülebilmesidir. Bunun yanında üstün mekanik özellikleri çeliği günümüzde hala vazgeçilmez bir malzeme olarak karşımıza çıkarmaktadır.

Bu tezin amacı çok üstün mekanik özellikleri ile yeni bir çelik sınıfı olan yüksek manganlı TWIP çeliğinin üretilebilirliği ve geliştirilmesidir. Bu amaçla 3 farklı kimyasal yapı bileşimde TWIP çeliğinin metalurjik prosesi geliştirilmiş bunların mikroyapı ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Ayrıca soğuk haddelendikten sonra yeniden kristalleşme davranışını anlamak üzere bir seri deneyler yapılmıştır.

4. DENEYSEL ÇALIŞMA

Bu tez çalışmasında tablo 4.1’te verilen 3 farklı kimyasal kompozisyonda açık atmosfer koşullarında TWIP çelikleri dökülmüş, sıcak ve soğuk deformasyon yapılarak çelikler haddelenmiştir. Yeniden kristalleşme ısıl işlemi ile de yapı optimizasyonu sağlanmıştır. Ayrıca yeniden kristalleşme sıcaklığı ve süresinin optimizasyonu için farklı sürelerde yeniden kristalleşme tavlaması yapılmıştır. Bunun için açık indüksiyonda ergitilerek kum kalıba dökülmüş 3 farklı alaşım 1200°C’de 12 saat homojenizasyon tavlamasına tabi tutulmuştur. Daha sonra bu numuneler 1200°C’de sıcak haddelenmiş ve kalınlıkları 100 mm’den 5 mm’ye indirilmiştir. Sıcak haddelenen bu numuneler daha sonra %25, %50, %75 soğuk olarak haddelenmiştir.

Soğuk haddelenmiş numunelerin diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) analizi ile yeniden kristalleşme sıcaklıkları tespit edilmiştir. Her 3 numune için bu sıcaklık 780 °C olarak tespit edilmiş olup 780+20 °C sabit tutularak numuneler 30 san, 3 dak, 15 dak, 30 dak, 45dk, 60 dak, 90dk, 180 dak olacak şekilde açık atmosfer fırında tavlansmıştır. Isıl işlem yapılmış numunelerin mikroyapıları optik ve taramalı elektron mikroskop yöntemleri ile incelenmiş, mikrosertlikleri HV cinsinden ölçülmüştür. Tane boyutları ASTM E112 çizgi kesme yöntemine göre hesaplanmıştır. Mikroyapı incelemeleri için NIKON L150 ve ZEİSS A1 imager optik mikroskopları ve JEOL JSM 6335F FEG-SEM taramalı elektron mikroskobu kullanılmıştır. SHIMADZU XRD-6000 cihazı ve Cu X-ışın tübü kullanılarak XRD yapılmış, fazlar belirlenmiştir.

TWIP 1 alaşımının soğuk deformasyon ürünleri ve TWIP1, 2, 3 alaşımlarının 3 dk 800 °C’de tavlansmış numuneleri geçirimli elektron mikroskobunda (TEM) incelenerek ikiz yapısı belirlenmiştir.

4.1 Kullanılan Malzemeler ve Uygulanan Proses

Tablo 4.1’te gösterilen alaşım kompozisyonu seçilerek dökümler gerçekleştirilmiştir. Düşük karbon oranı ile yapının haddelenebilirliğinin artırılması hedeflenmiştir. Mn ve Al istif hata enerjisini arttırırken Si azaltmaktadır.

Alaşımın istif hata enerjileri termodinamik açıdan “Factsage Programı” kullanılarak “RWTH Aachen Üniversitesi”nde hesaplatılmıştır. Tablo 4.2’te istif hata enerjileri gösterilmektedir.

Tablo 4.1. Çalışmada kullanılan TWIP çeliklerinin mikroyapıları (Ağırlıkça %)

Alaşım	C	Mn	Si	Al	B
TWI P 1	0.030	31	2.37	3.72	-
TWIP 2	0.027	30	2.30	5	-
TWIP 3	0.024	32	2.36	3.16	< 0.01

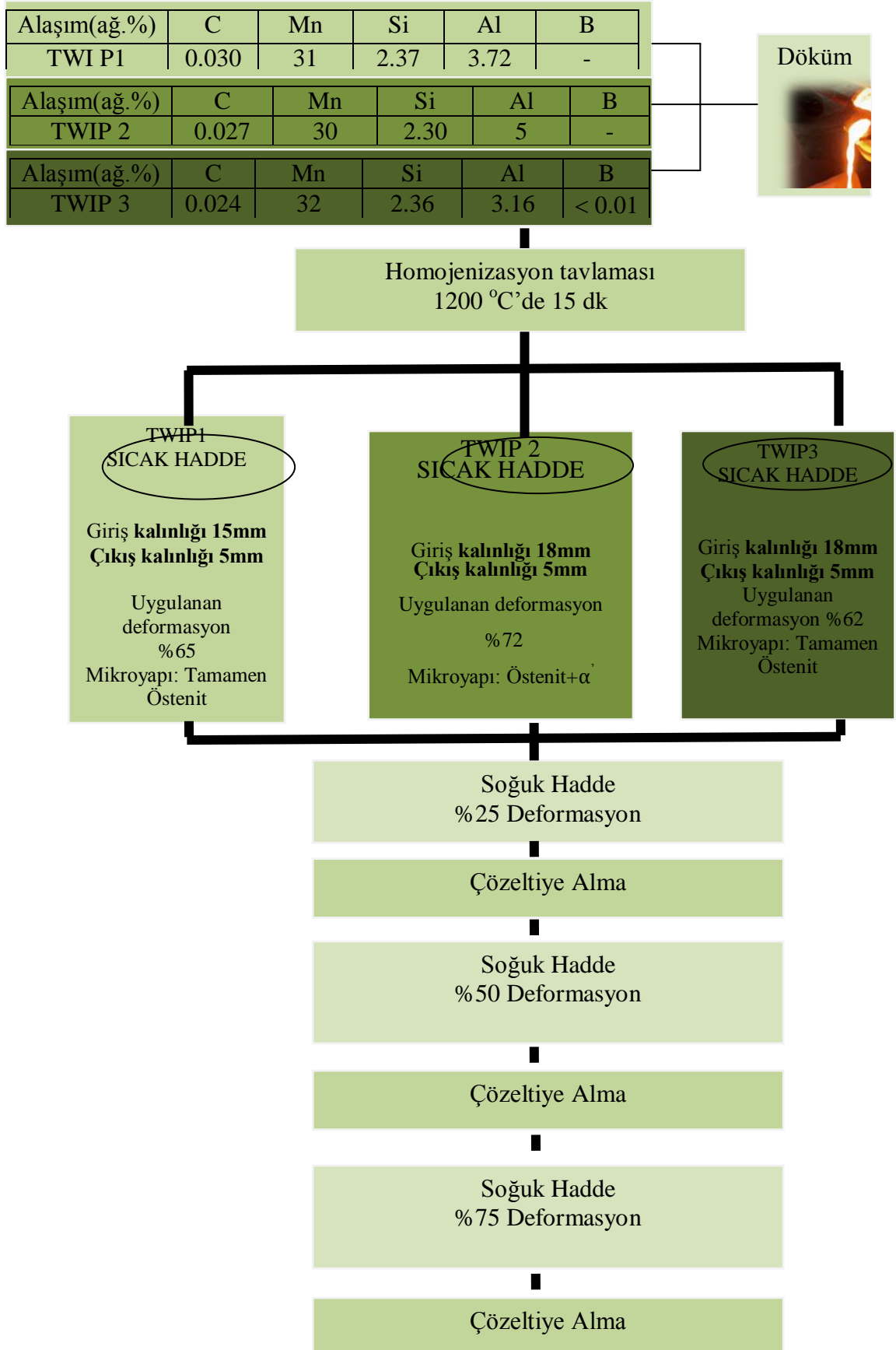
Tablo 4.2’te görüldüğü gibi istif hata enerjileri TWIP çeliklerinin ikiz deformasyon mekanizmaları sınırları içindedir. $20 \leq SFE \leq 60$ sınırları içinde yer alarak etkin deformasyon mekanizmasının ikizlenme olması sağlanmıştır.

Tablo 4.2. Alaşımın istif hata enerjileri

Alaşım	İstif hata enerjileri(SFE- mJ/m ²)
TWIP 1.	47
TWIP 2.	53
TWIP 3.	44

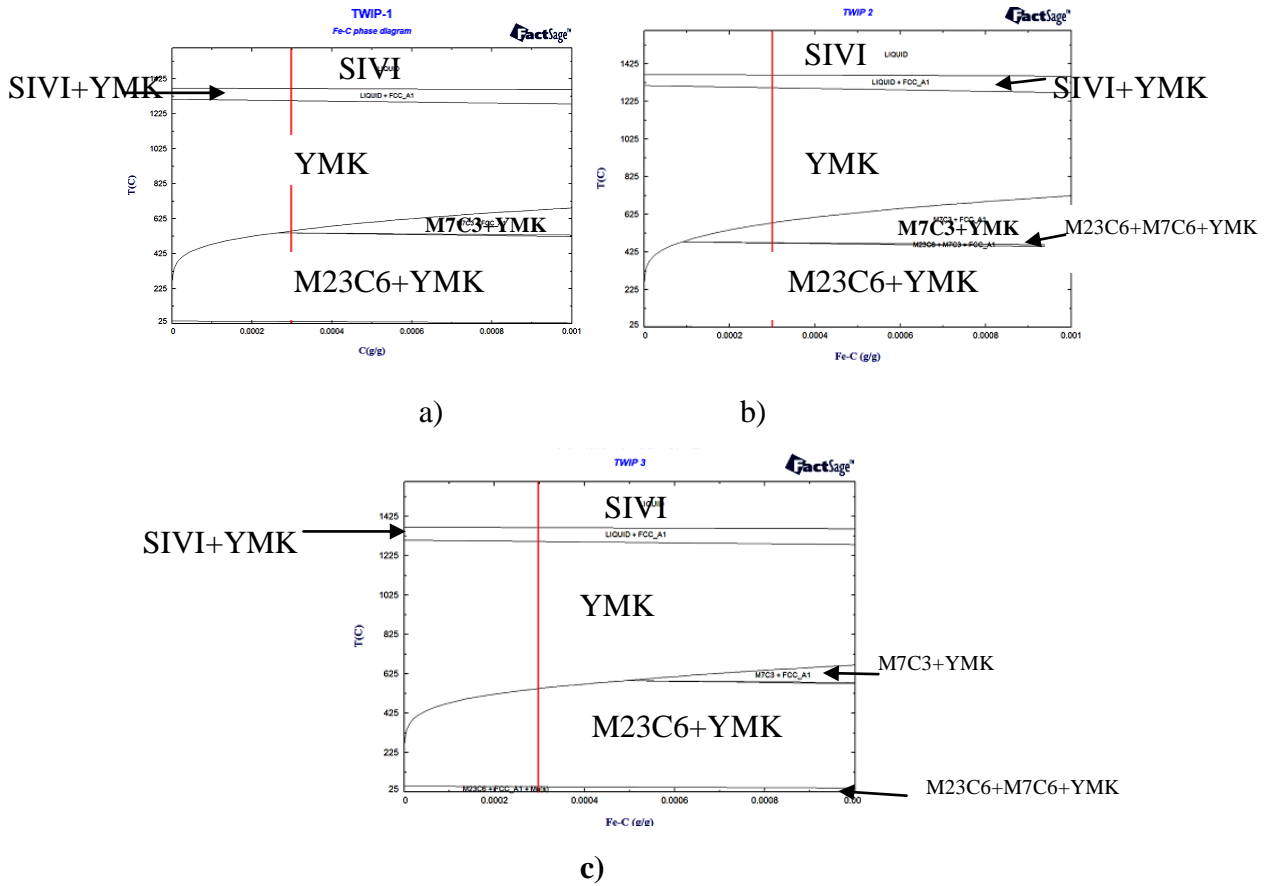
Tablo 4.3’ te alaşımlara uygulanan prosesler şematik halde verilmiştir. 1200 °C’de çözeltiliye alınan numuneler daha sonra sıcak haddelenmiştir. Bu işlemlerden sonra soğuk hadde yapılmıştır. Soğuk hadde işlemlerinden sonra çözeltiliye alma işlemleri yapılmıştır(800 °C). Uygulanan her işlem kademesinden numuneler alınarak incelemeler yapılmıştır. Ayrıca tablo 4.3’te mikroyapıların farklı olmasında kimyasal kompozisyon farkı etkilidir.

Tablo 4.3. Uygulanan prosesin akış şeması



Factsage programı kullanılarak elde edilen, faz diyagramları şekil 4.1’de görüldüğü gibidir (Faz diyagramları Kanada Mc Gill Üniversitesinde çizdirilmiştir). Homonejenizasyon sıcaklığı olarak 1200 °C seçilmiştir çünkü bütün yapı o sıcaklıkta östenittir. Kırmızı çizgi C oranını göstermektedir. Fe-C denge diyagramı ile karşılaştırıldığında östenit alanının arttığı görülmektedir. M_7C_3 karbür +östenit oluşma şekil 4.1’de verilen TWIP 2 ve TWIP 3 alaşımının oluşum alanına göre TWIP2’den küçük TWIP 3’ten büyüktür.

Şekil 4.1’de TWIP1, 2, 3 alaşımının faz diyagramı görülmektedir. TWIP2’ye göre daha küçük bir ikincil faz alanına sahiptir. TWIP 2 alaşımında alüminyum miktarının fazla olması yüksek mangan oranı ile birlikte tek fazlı östenit alanından uzaklaşmasına ve yapının çift fazlı olmasını teşvik etmektedir. TWIP 3 ise en küçük ikincil faz alanına sahip alaşımdır.



Şekil 4.1. faz diyagramları a) TWIP 1b) TWIP2 c) TWIP3

4.2 Mikroyapı Karakterizasyonu

Mikroyapı incelemeleri için numuneler hadde yönüne dik ve hadde yönünde paralel alınarak Struers Epofix Kit ile kalıplanmıştır. Numune hazırlama işleminde kalıplanmış numuneler Struers Rotoforce otomatik parlatma cihazında 120-2500 arası grid zımpara ve 6–1 μ elmas parlatma kademelerinden geçirilmiştir. Son aşamada numuneler için 0,03 μ alümina nihai parlatma kademesi kullanılmıştır.

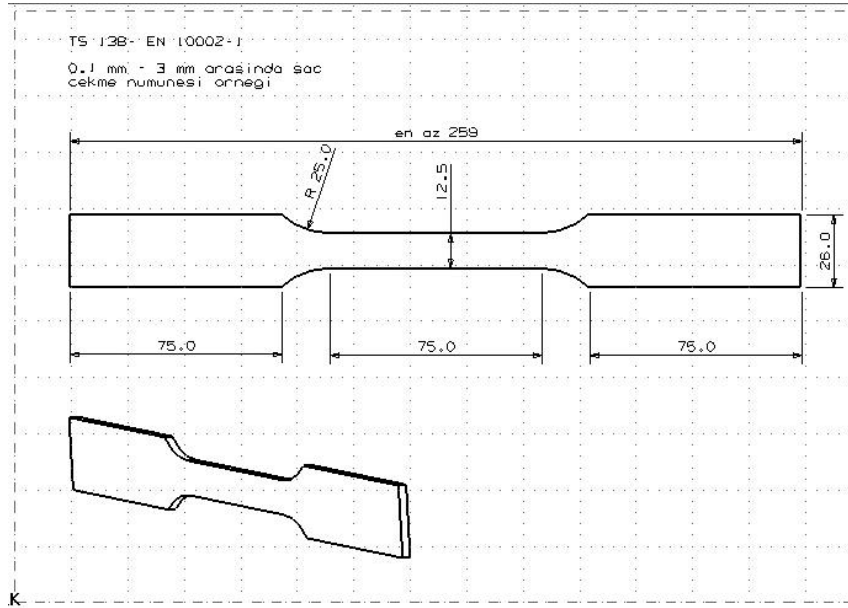
Parlatılmış numuneler, tane sınırlarını belirlemek için nital (% 3 HNO₃ + % 97 Etanol) ile dağlanmıştır. Bu halde görüntüler alınmış; ikinci aşamada ise % 10'luk Metabisülfid (% 10 Metabisülfid + % 90 saf su) ile tekrar dağlanarak üçüncü ve son aşama olarak %3 lük CrO₃ çözeltisi (%3 CrO₃+% 97 saf su) elektrolitik olarak dağlanarak polarize ışık altında incelemeler yapılmıştır . Böylelikle tüm mikroyapı ayrıntıları ile ortaya çıkarılmıştır. TWIP 1 ve TWIP 3 tamamen östenitik yapıya sahiptir ve dağlama ile oluşturulan filmin optik anizotropisi nedeni ile taneler farklı renklerde görünerek yapının daha iyi anlaşılmasını sağlamıştır. TWIP 2 kimsayal bileşiminden dolayı ferrit,östenit ve martensit fazı içermektedir. Elektrolitik dağlamadan sonra martensit fazı siyah renkte görünürken ferrit, östenit fazı renklenmiştir.

TEM çalışmalarıyla yapıdaki ikiz sınırları belirlenmiştir.

4.3 Mekanik Deneyler

4.3.1 Çekme Deneyleri

Çekme deneyleri Zwick Z250 marka çekme cihazında 5 tonluk yük hücresi kullanılarak yaklaşık olarak 5 mm/dak. hızla yapılmıştır. Bu deneylerde extansometre aralığı 40 mm olarak belirlenmiştir. Mekanik özellikleri belirleyebilmek için hazırlanan çekme numuneleri 0,1-0,3 mm kalınlığındaki sacların ASTM standartlarında belirlenen özelliklerine göre sac, şekil 4.2'de görülen boyutlarda hazırlanmıştır. Çekme numuneleri sacların hadde yönünden çıkarılmıştır



Şekil 4.2. Çekme deneyi numunesi (4).

Burada; **a**: Numune kalınlığı (0,1-0,3mm), **b**: Ölçü uzunluğu içinde numune genişliği (12,5 mm), **B**: Baş kısmın genişliği (75 mm), **Ao**: Ölçü uzunluğu içinde Numune kesit alanı (25mm), **Lv**: Daraltılmış kısmın boyu (75 mm), **Lo**: Ölçü uzunluğu (75 mm), **Lt**: Toplam uzunluk (250 mm), **h**: Baş kısmın uzunluğu (50 mm).

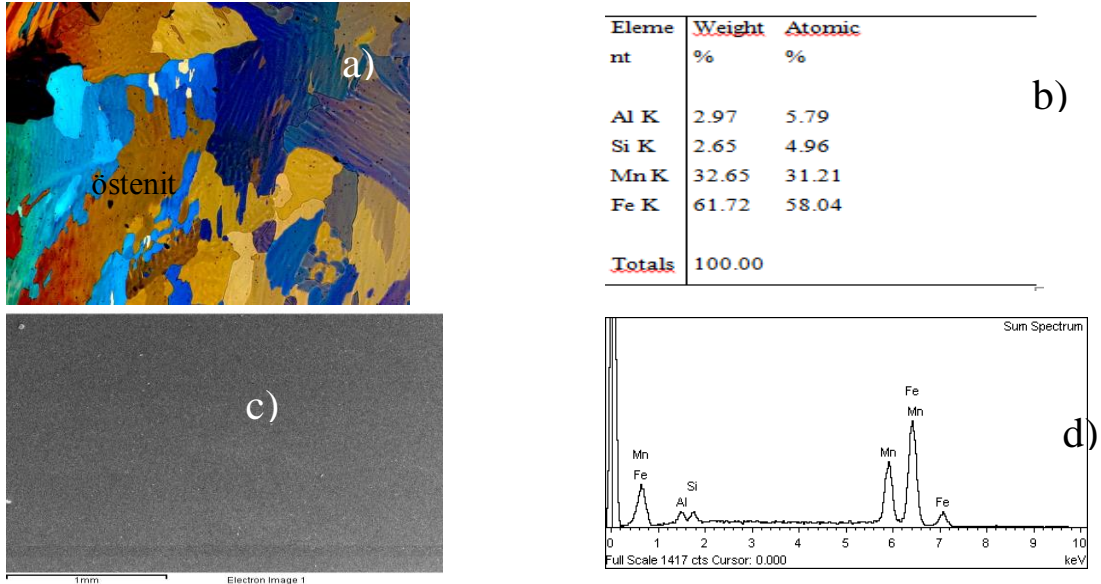
4.4 Sertlik Deneyleri

Sertlik ölçümleri, Zwick Zhv10 marka sertlik cihazında vickers ucu kullanılarak yapılmıştır. Metalografi numunelerinin yüzeylerinde gerçekleştirilen sertlik ölçümlerinde 5 kg yük kullanılmıştır. Numunelerin kesitlerinde yapılan sertlik ölçümleri, metalografik numune hazırlama işlemleri sonrasında yapılmıştır.

5. SONUÇLAR VE İRDELEME

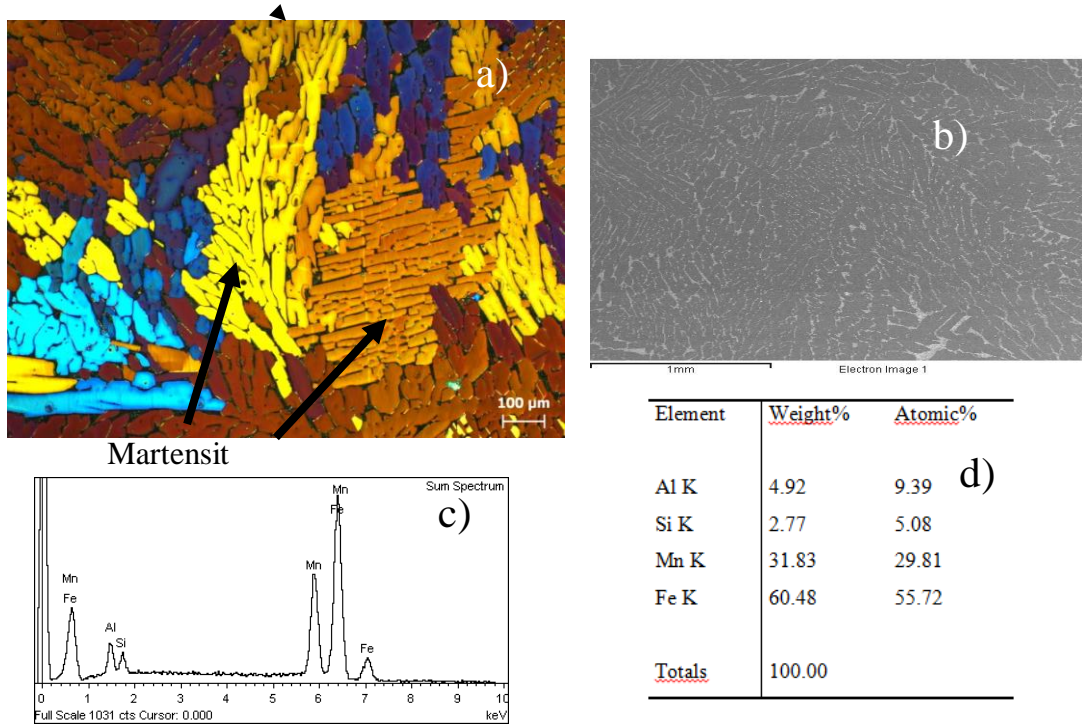
5.1 Döküm Mikroyapıları

Sabit karbon miktarıyla alaşım elementi ilavesiyle çözünen elementine bağlı olarak; γ alanı daraltılıp genişletilebilir. Ni, Mn, C gibi elementler çeliklerde bu alanı genişletirken, Si gibi elementler bu alanı daraltma eğilimlidir. Alüminyum ise ferrit stabilleştiricidir. Yapıda bulunan bu elementler birbirlerini nötrleyebilirler yada biri baskın olabilir. Bu açıdan değerlendirildiğinde TWIP 1 ve TWIP 3'ün birbirine yakın değerlerdeki kimyasal kompozisyonuyla baskın gelen elementler (Mangan, C, Si) östenit alanını genişleten elementlerdir ve döküm mikroyapıları tamamen östenitiktir. TWIP 2 alaşımında ise arttırılan alüminyum (Al) miktar ile yapı $\gamma+\alpha$ (östenit+ ferrit) fazları şeklindedir. Döküm işlemi açık atmosferde yapıldığı için yapıda çok miktarda kalıntı bulunmaktadır (MnS). Döküm parçadan alınan numuneler hazırlanarak mikroyapı görüntüleri alınmıştır. Taneler tipik dendritik morfolojide döküm yapısındadır. Şekil 5.1, 5.2 ve 5.3'de TWIP 1,2,3 olarak kodlanmış numunelerin döküm hali mikroyapıları verilmiştir. Şekil 5.1' de görülen TWIP 1 döküm hali mikroyapı görüntüsü ve SEM-EDS analiz sonuçları verilmiştir. Şekil 5.1'de yapı tamamen östenitiktir. Şekil 5.2' de oklarla gösterilen fazlar martensittir.



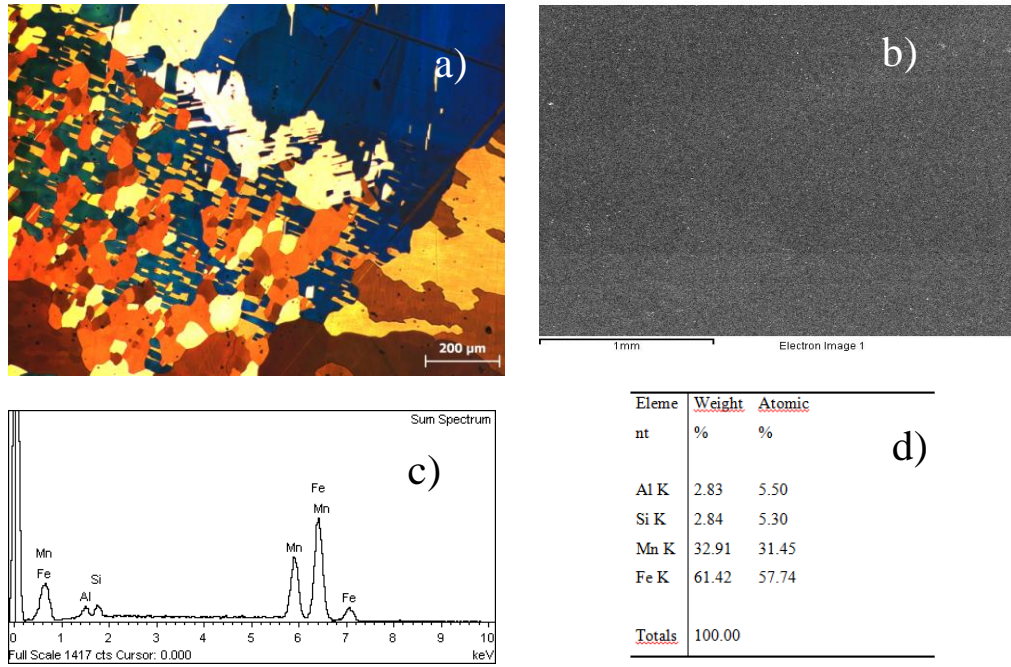
Şekil 5.1. TWIP 1 döküm mikroyapısı ve alınan SEM EDS analiz sonuçları a) polarize mikroskop görüntüsü b) SEM-EDS analizi c) Analiz alınan yüzeyin SEM görüntüsü d) SEM-EDS analiz X-ışını pikleri

Şekil 5.2’de döküm mikroyapısının çift fazlı olduğu görülmektedir. Şekil 5.2a’ da ok ile gösterilen siyah alanlar martensit alanları olarak belirlenmiştir. Matrisin östenit ve ferrit fazı içerdiği görülmektedir. Bu yapı geleneksel TWIP çeliklerinden farklı olarak çift fazlı yapıya sahiptir. Alaşımdan alınan SEM-EDS analizinde bu alaşımda alüminyumun yüksek olduğu görülmektedir. Alüminyum, alaşımı çift fazlı yapıya teşvik etmiştir.



Şekil 5.2. TWIP 2 döküm mikroyapısı ve SEM EDS analiz sonuçları a) CrO_3 çözeltisi ile elektrolitik olarak dağlandıktan sonra alınan mikroyapı görüntüleri b) Analiz alınan bölgesin SEM görüntüsü c) SEM-EDS analiz X-ışını pikleri d) SEM-EDS %kütlece bileşim

Şekil 5.3’de TWIP 3 alaşımının döküm yapısının mikroyapısı ve analiz sonuçları verilmektedir. Yapı tamamen östenitiktir. Döküm halinde beklenildiği üzere tane yapısı homojen değildir. Ancak tek fazlı yapı belirgindir. Bor çok düşük miktarda verilmiştir. Mevcut analiz imkanları ile boru görmek mümkün olmamıştır.



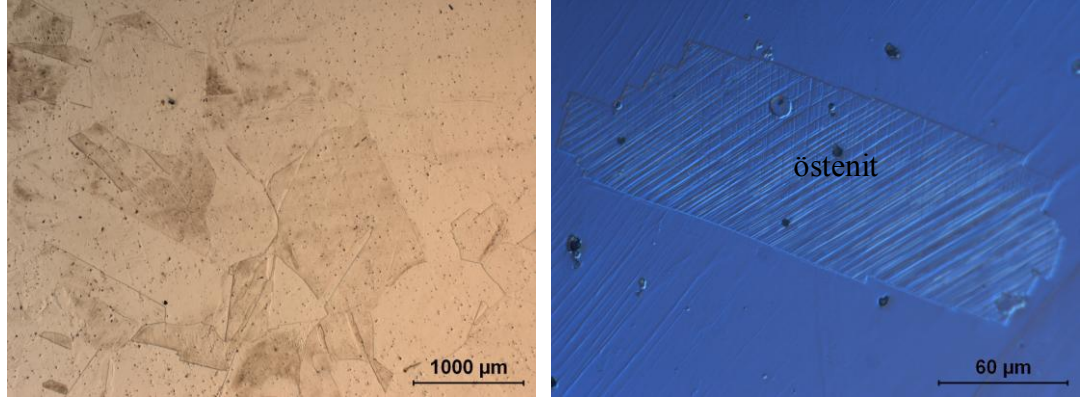
Şekil 5.3. TWIP 3 döküm mikroyapısı ve SEM EDS analiz sonuçları a) CrO_3 çözeltisi ile elektrolitik olarak dağlandıktan sonra alınan mikroyapı görüntüleri b) Analiz alınan bölgenin SEM görüntüsü c) SEM-EDS analiz X-ışını pikleri d) SEM-EDS %kütlece bileşim

TWIP 2 döküm mikroyapısı çift fazlı olarak görülmektedir. V. Torabinejad ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada benzer çift fazlı yapıya rastlanılmıştır V. Torabinejad ve arkadaşları bu iki fazın östenit ve ferrit olabileceğini söylerken bizim yaptığımız şekil 5.6'da verilen XRD sonuçlarında martensit olacağı görülmüştür.

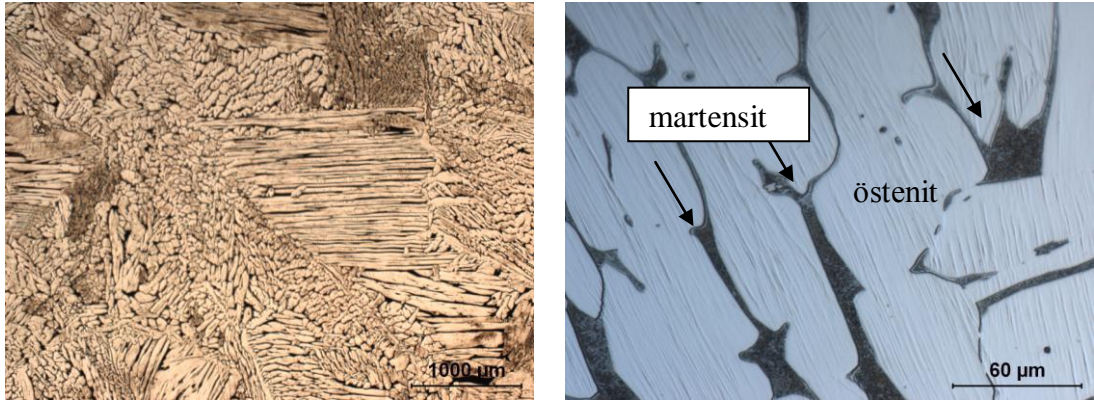
5.2 1200 °C' de Homojenleştirme

Döküm sonrası 1200 °C'de homojenleştirme ısıl işlemi uygulanmıştır. Homojenizasyon işleminin amacı heterojen yapıdaki döküm yapısını yüksek sıcaklıkta homojen hale getirmektir. Homojenleştirme işlemi sonrasında yapı yine döküm halinde olduğu gibi TWIP 1 ve 3 için östenitik yapıdadır. Ancak yüksek alüminyumlu TWIP 2 çeliğinin çift fazlı östenitik ve martensitik bir yapıya sahip olduğu tespit edilmiştir. Her üç çelikte taneler kabadır TWIP 1 ve TWIP 3

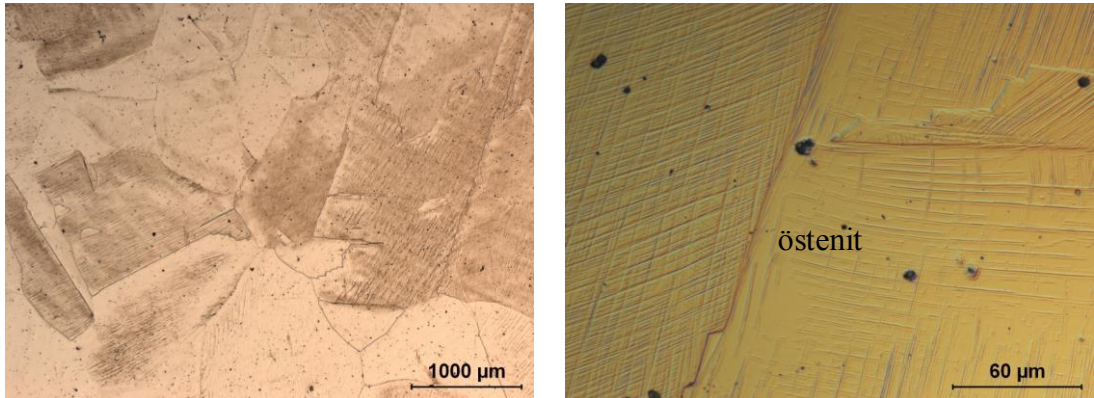
çeliklerinde ostenit tav ikizleri içermektedir. Şekil 5.4'de homojenizasyon işleminden sonra alınan mikroyapı görüntüleri verilmektedir. Homojenizasyon işleminin sonunda alaşımlarda mikroyapıda değişiklikler gözlenmemiştir.



a)



b)



c)

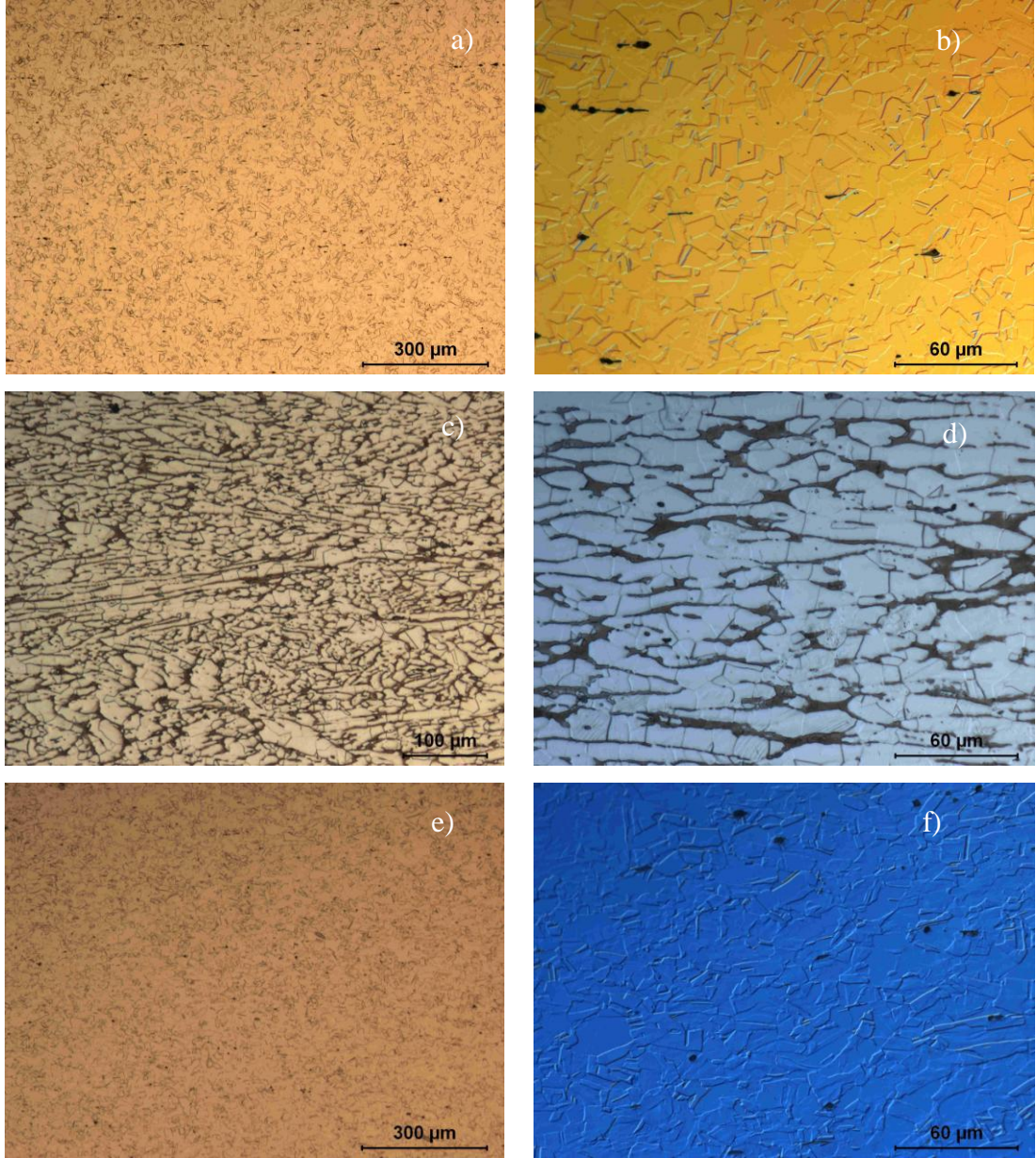
Şekil 5.4. 1200°C'de homojenizasyon işleminden sonraki mikroyapı görüntüleri
a)TWIP1 b) TWIP2 c) TWIP3

5.3 Sıcak haddeme

Homojenleştirme işleminden sonra çeliğin sac haline getirebilmek için önce belli bir kalınlığa sıcak haddelenmesi gerekir. Bu nedenle 15-18 mm kalınlığındaki homojenleştirilmiş çelik 5 mm kalınlığa sıcak haddelenmiştir. Bu amaçla her üç çelik 1200 °C'ye ısıtılmış ve bu sıcaklıktan haddelenmiştir. Sıcak haddeleme işlemi *Avcılar Çelik Çekme* fabrikasında gerçek haddeleme koşullarında gerçekleştirilmiştir. Sıcak haddeleme sonrasında mikroyapı TWIP 1 ve TWIP 3 çeliğinde yeniden kristalleşmiş eş eksenli ostenittir. TWIP 2 çeliği ise beklenildiği gibi çift fazlıdır ve bu çift fazlı yapıda ikinci fazın XRD ve TEM çözümlenmelerinden martensit (alfa prime) olduğu tespit edilmiştir. Sıcak hadde sonrası her üç çeliğin mikroyapı görüntüleri şekil 5.5'de verilmiştir.

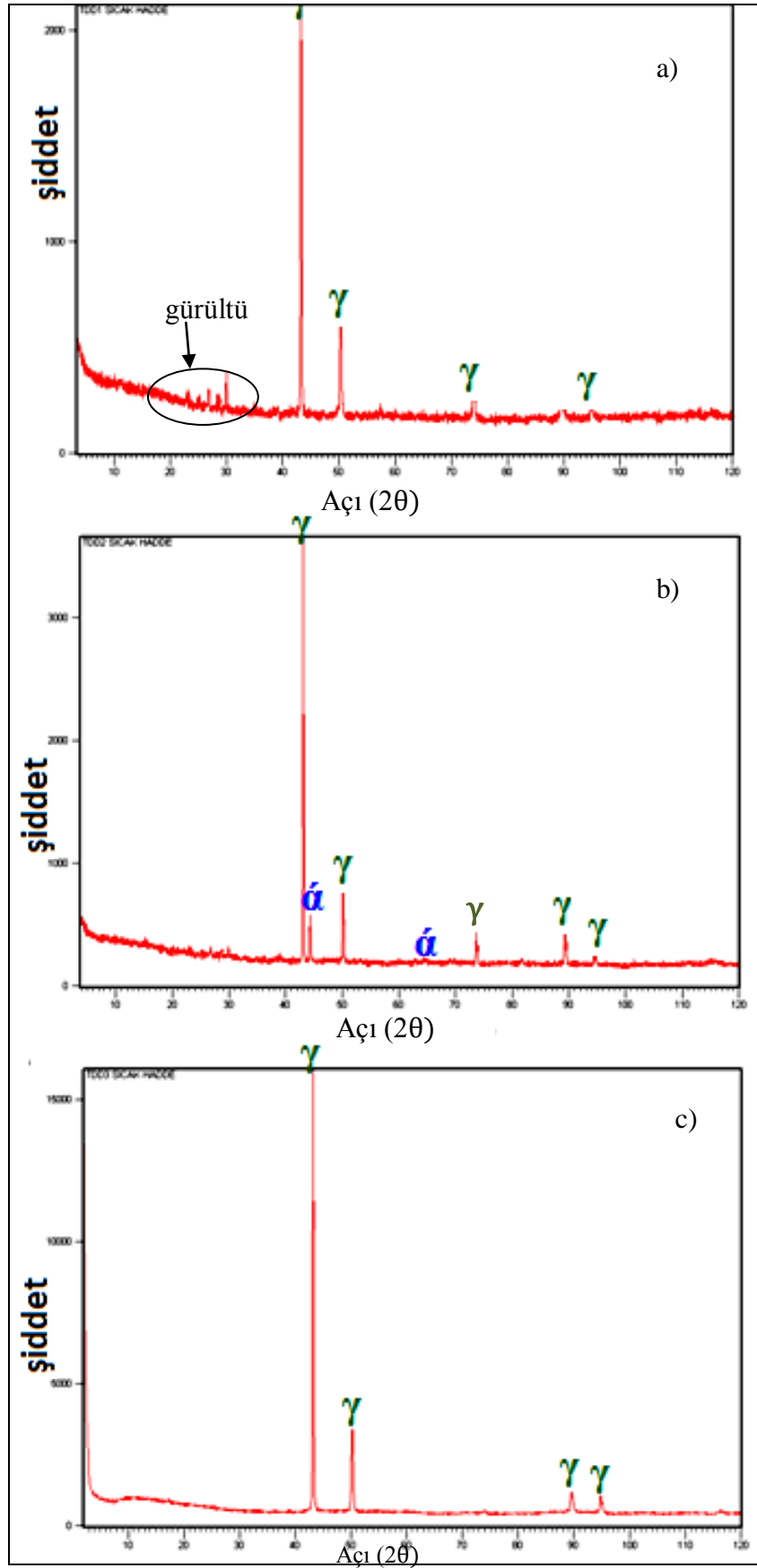
TWIP 1, TWIP 2 ve TWIP3 çeliklerinde oluşan fazları tanımlamak üzere XRD analizleri yapılmıştır. XRD analiz sonuçlarına göre sıcak haddelendikten sonra TWIP 1 ve TWIP 3 tam ostenitik yapıda iken, TWIP 2, martensit fazı içermektedir. Martensit fazının XRD paterninde 2θ açısı belirgindir (Şekil 5.6). Şekil 5.6'da her üç çelik için XRD paterni verilmiştir. SEM-EDAX analizlerinde α' martenist olan bu fazın matrise göre alüminyumca daha zengin, manganca fakir olduğu tespit edilmiştir. Bu alaşımda ϵ -martensit fazına rastlanmamıştır. Yüksek alüminyum martensit dönüşümünü teşvik ederken matris ostenitiktir.

Yapılan XRD analizlerinde TWIP 1 ve TWIP3 tamamen östenitik olduğu görülmektedir. TWIP 2 ikinin mikroyapısında gördüğümüz ikinci faz ise yaptığımız analizlerde martensit fazının XRD dataları ile uyuşmaktadır. A. Imandoust ve arkadaşları V. Torabinejad ve arkadaşları'nın yaptıkları çalışmalarda ferrit olarak değerlendirilmiştir. Bizim alaşımımız yapılan çalışmalara benzesede aldığımız XRD dataları martensit ile uyumlu olduğu için martensit fazı olarak nitelendireceğiz. Ayrıca SEM görüntüleri (şekil 5.13) ikincil fazın morfoloji bilinen ferrit morfolojisi ile uyumlu olmadığı tespit edilmiştir.



Şekil 5.5. a), b) TWIP1, c), d) TWIP2, e), f) TWIP3 alaşımının sıcak haddelendikten sonraki mikroyapı görüntüleri

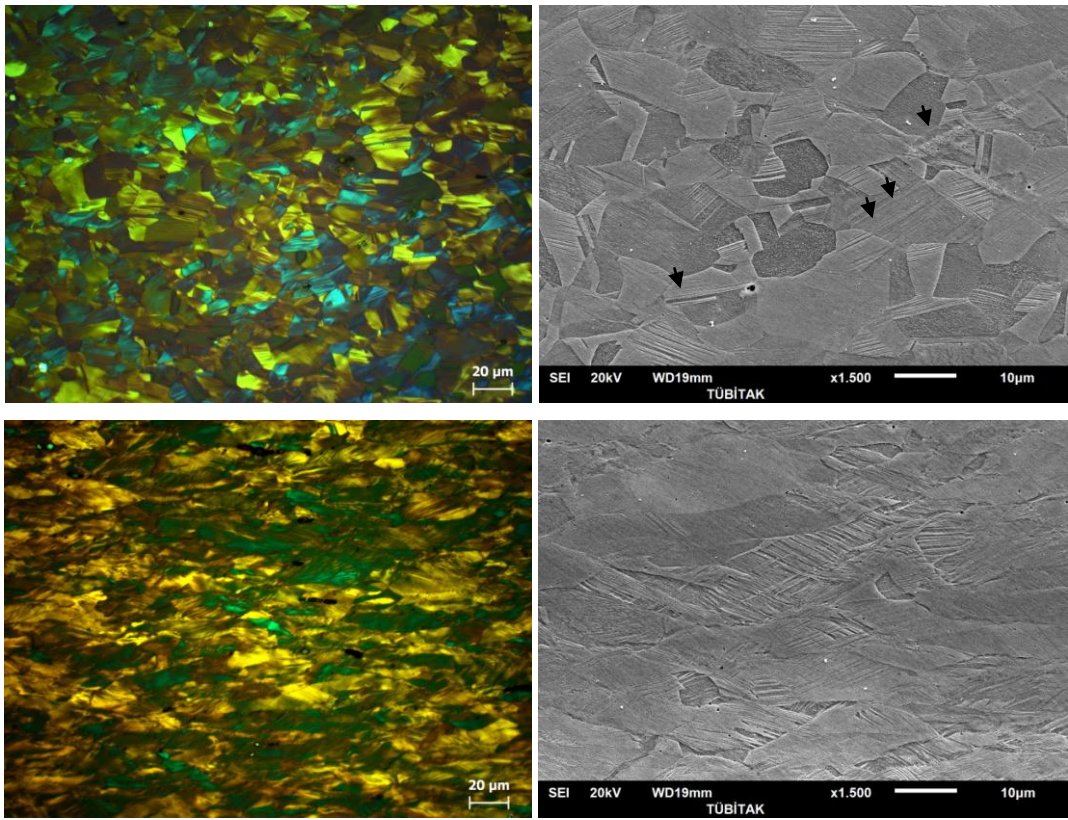
Şekil 5.6'da verilen XRD sonuçlarında TWIP alaşımının 20° - 30° arasında görülen pikler gürültüdür. ϵ martensit fazının olabileceği düşünülse de L.A. Dobrzański ve arkadaşının yaptığı çalışmada ϵ martensit fazı 50° - 60° arasında görülmektedir. Numuneler bakalite kalıplanmış olarak XRD paterni alınmıştır. Bakalitten alınan XRD paternleri ile 20° - 30° arasındaki XRD paternleri çakışmaktadır. Dolayısıyla Bu paternler gürültü olarak değerlendirilmiştir.



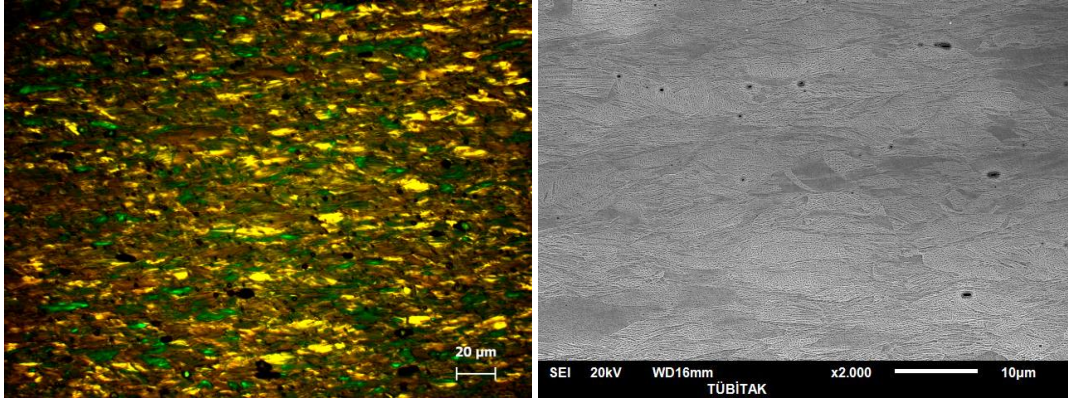
Şekil 5.6. TWIP alaşımlarından alınan XRD paternleri a)TWIP1 alaşımı XRD paterni b) TWIP 2 alaşımı XRD paterni c) TWIP3 alaşımını XRD paterni

5.4 Soğuk deformasyon

Sıcak haddelenmiş her üç çelik TWIP çeliği için ikizlenme ile plastisite ve mukavemet artışını görmek amacı ile %25, %50, %75 soğuk deformasyona uğratılmıştır. Soğuk deformasyon için laboratuvar soğuk hadde tezgahı (HILLE) kullanılarak çekme deneyi yapılabilecek boyutta parçalar üretilmiştir. Soğuk deformasyon sonucu uzayan ostenit tanelerinin içi mekanik ikizlerle dolmuştur ve artan deformasyon miktarı ile ikiz miktarında artış gözlemlenmiştir. Şekil 5.7-8'de farklı deformasyonlar için verilen SEM görüntüsünde oklarla gösterilen yapılar ikiz sınırlarıdır.

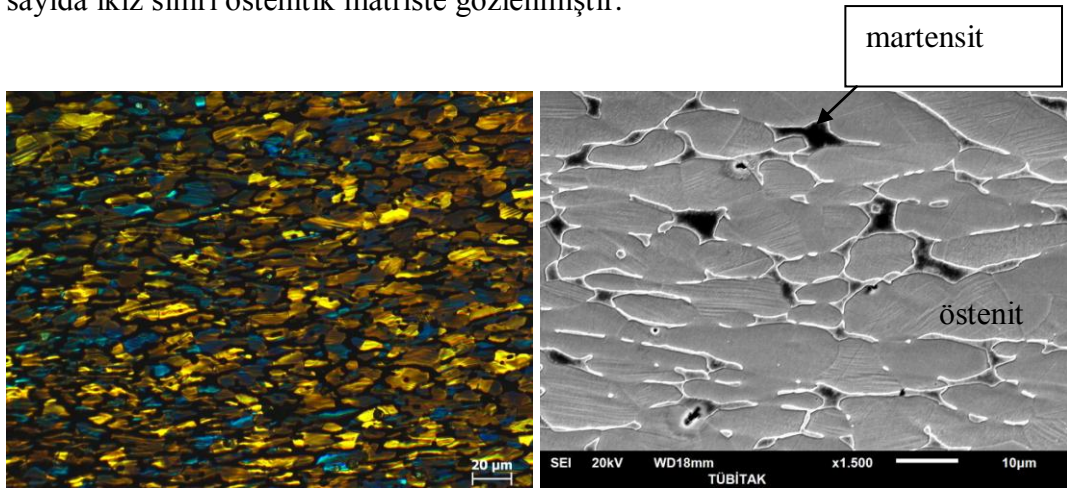


Şekil 5.7. TWIP 1 alaşımının homojenleştirme ve sıcak hadde işlemlerinden sonra a) %25 b) %50 soğuk deforme edildiği optik mikroskop ve SEM görüntüleri

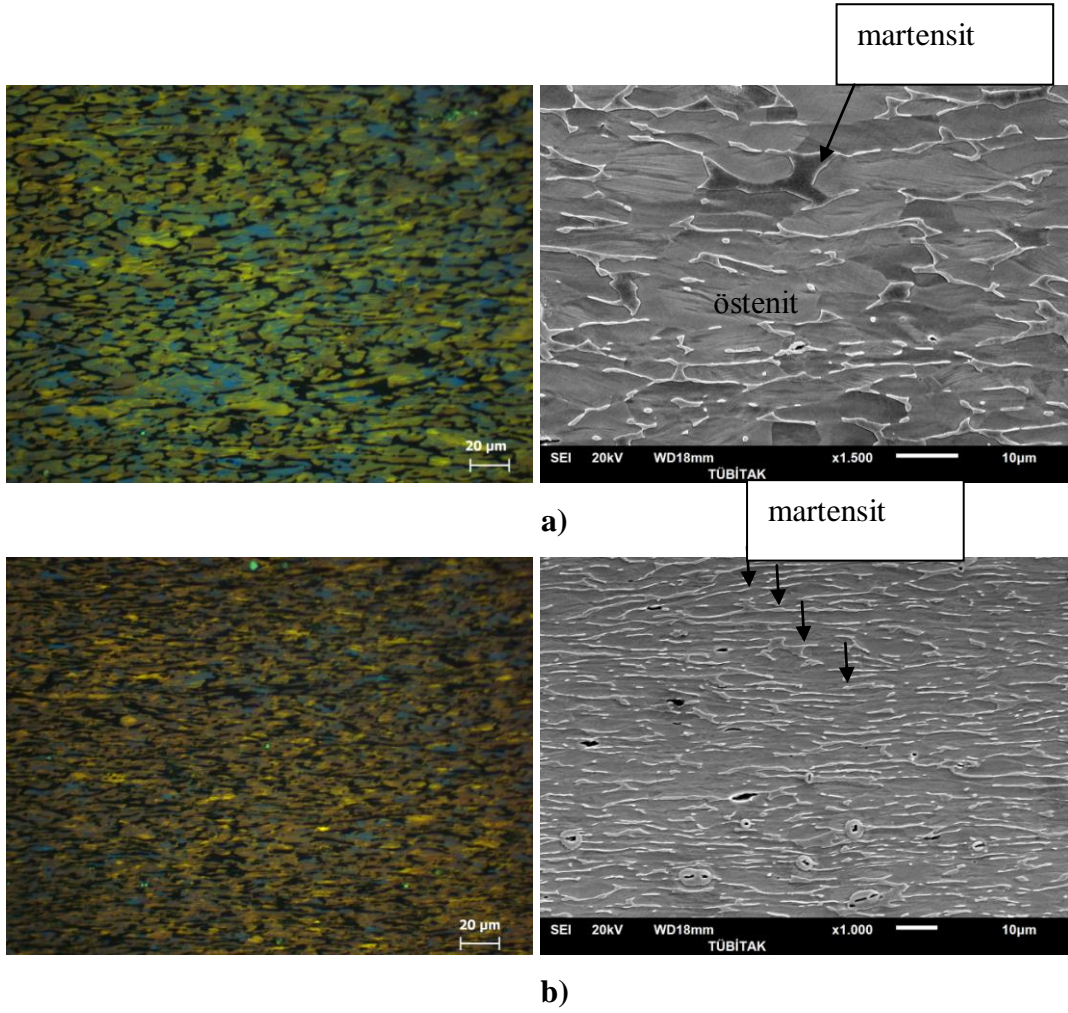


Şekil 5.8. TWIP 1 alaşımının homojenleştirme ve sıcak hadde işlemlerinden sonra %75 soğuk deforme edildiği optik mikroskop ve SEM görüntüleri

Şekil 5.9 ve 5.10'da TWIP 2 alaşımının farklı deformasyon miktarlarındaki SEM ve optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. TWIP2 çift fazlı bir yapıya sahiptir. Bu yapılar östenit ve martensittir. TWIP 2'nin çift fazlı olması yüksek Mn ve Al oranından kaynaklanmaktadır. Artan deformasyon miktarı ile tanelerin uzadığı ve östenit tanelerin mekanik ikizlenirken ikinci fazında deforme olabildiği ve östenit gibi şekil değiştirdiği görülmektedir. Mikroyapılardan östenit taneleri hadde yönünden uzamış ve tane sınırlarında martensit adaları oluşmuştur. Ayrıca sınırlı sayıda ikiz sınırı östenitik matriste gözlenmiştir.

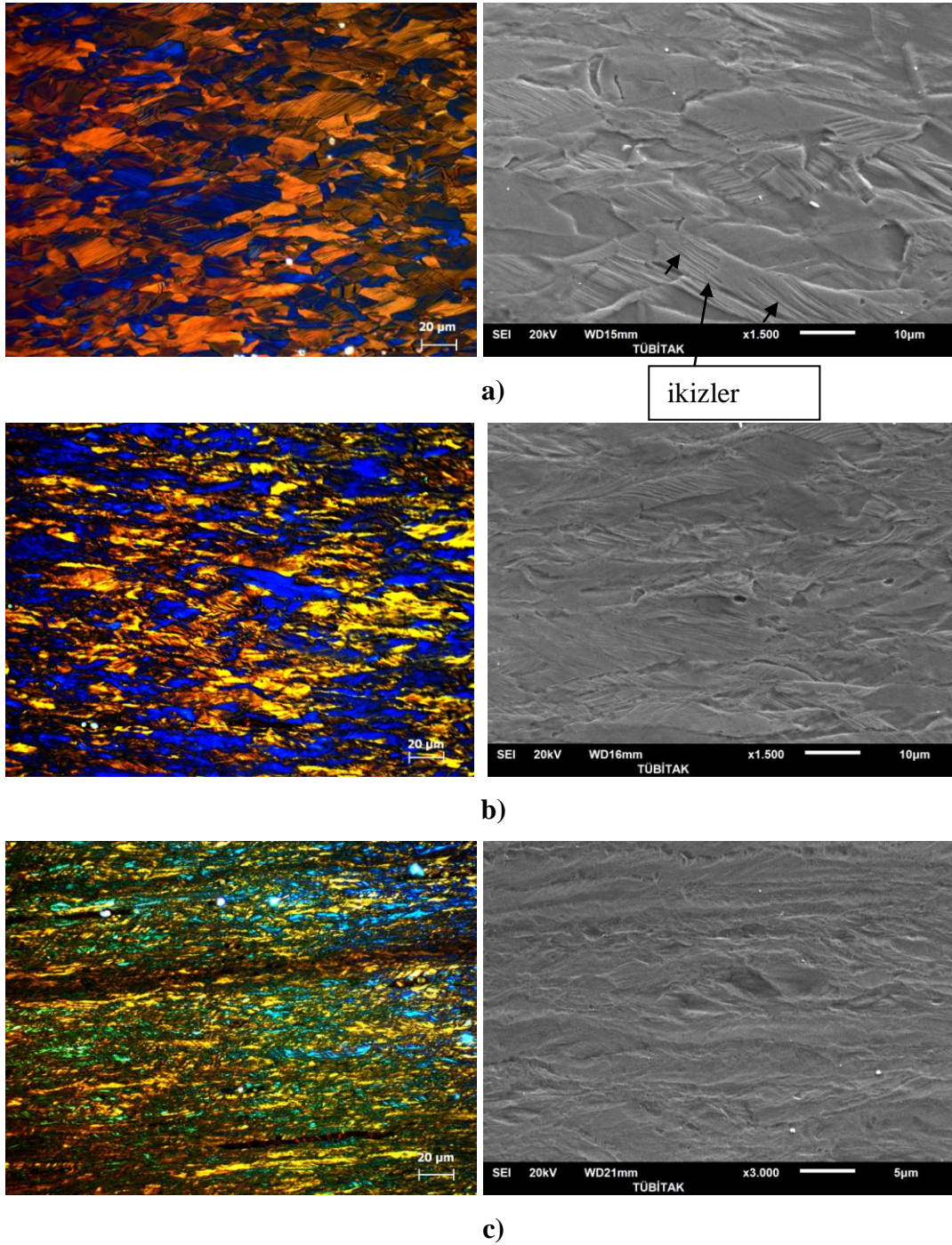


Şekil 5.9. TWIP 2 alaşımının homojenleştirme ve sıcak hadde işlemlerinden sonra %25 soğuk deforme edildiği optik mikroskop ve SEM görüntüleri



Şekil 5.10. TWIP 2 alaşımasının homojenleştirme ve sıcak hadde işlemlerinden sonra **a)** %50 **b)** %75 soğuk deforme edildiği optik mikroskop ve SEM görüntüleri

Şekil 5.11' de TWIP 3 alaşımasının farklı deformasyon miktarlarından mikroyapı ve SEM görüntüleri verilmiştir. TWIP 3, TWIP1 alaşımı gibi tek fazlı ostenitik yapıdadır. TWIP 3 alaşımı TWIP 1 alaşımından farklı olarak Mn oranı %1 fazla, Al oranı%0,6 az ve ilave olarak Bor elementi içermektedir. TWIP 3 alaşımında TWIP 1 alaşımının mikroyapısında farklı bir yapıya rastlanmamıştır. Ayrıca TWIP 3 çeliğinin çok daha ince bir tane yapısına ve daha yoğun deformasyon bantlarına sahip olduğu görülmektedir.



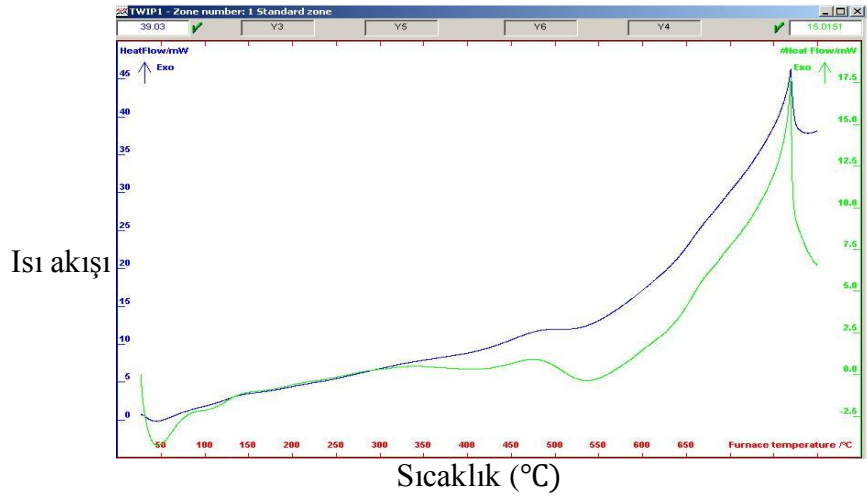
Şekil 5.11. TWIP 3 alaşımının homojenleştirme ve sıcak hadde işlemlerinden sonra a) %25 b) %50 c) %75 soğuk deforme edildiği optik mikroskop ve SEM görüntüleri

Sıcak haddeleme yapıldıktan sonra numune %25 soğuk deforme edilmiş mikroyapılarda da görünen taneler içindeki çizgiler $\{111\}$ düzleminde meydana gelen overlapping (üst üste katlanma) oluşan deformasyonla oluşan ikiz yapılarıdır. Taneler sıcak deformasyon yönüne göre uzamış ve anizotropi oluşturmuştur.

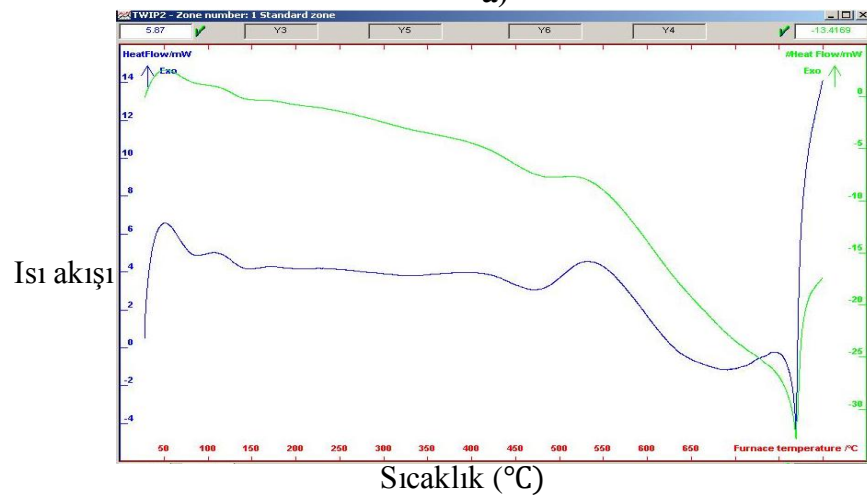
%75 deformasyon ile %25 deformasyon taneleri arasında gözle görülür derecede tane boyutu farkı bulunmaktadır. Soğuk deformasyon sonrası mikroyapıda taneleri görüntülemek oldukça zordur. Tane yapılarını ortaya çıkarmak için özel bir dağlama tekniği kullanılmıştır. Bunun için numuneler %3 lük nital çözeltisinde dağlandıktan sonra %10luk sodyum metabisülfid ile ayrıca dağlanmış ve tane boyutu bu şekilde ortaya çıkarılarak ölçülmüştür. Soğuk deforme olarak uzamış ve ikizlenmiş taneleri ayırt edebilmek için ise Polarize ışık altında görüntü alabilmek gerekmiştir. Bunun için numuneler %3'lük Cr_2O_3 çözeltisiyle elektrolitik olarak dağlanmış ve ZEİSS A1 imager optik mikroskobuyla görüntüler alınmıştır.

5.5 Yeniden Kristelleşme Sıcaklığı ve Süresinin Belirlenmesi

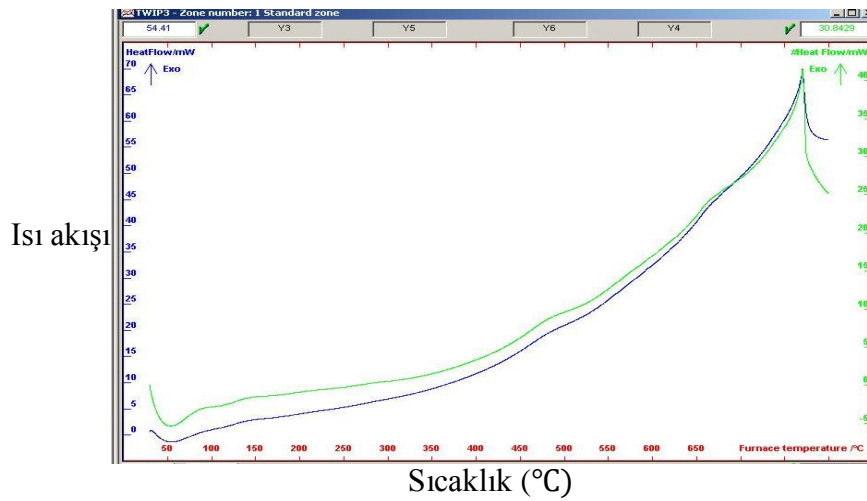
Soğuk haddelenmiş çeliklerde diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) çalışması yapılmış ve her üç çeliğin yaklaşık olarak 780 °C'de yeniden kristalleşme piki görülmüştür. Bu sıcaklık her üç alaşım için sabit alınmış ve farklı sürelerde yeniden kristalleşme deneyleri yapılmıştır. Her üç alaşım için DSC eğrileri Şekil 5.12'de verilmiştir. Bu eğrilerden TWIP 2 için olan eğride datalar negatif yöndedir yani endotermiktir. Bu durumun soğuk haddelenmiş yapıda ikinci faz olarak martensit varlığı ile açıklanmıştır. Şekil 4.1'de Factsage programı kullanılarak çizdirilen faz diyagramları baz alındığında 780 °C'de herhangi bir faz dönüşümünün gerçekleşmediği görülmektedir. Bu sıcaklıkta alaşımlarımızın yeniden kristalleştiği ve artan sıcaklık ve süreye bağlı olarak tanelerin kabalaştığı düşünülmektedir. Elde edilen mikroyapı görüntüleri ortaya konulan bu tezi desteklemektedir. 800 °C'de artan sürelerde yapılan çözeltiye alma işlemi ile soğuk deforme olmuş yapılar yeniden kristalleşmiştir. TWIP2 TWIP1 ve TWIP3'ten farklı bir morfolojiye sahip olması elde edilen özelliklerin farklı olmasına sebep olmuştur. TWIP 2'de östenit fazı dışında bir faz varlığıyla yapının rekristalizasyon sıcaklığını değiştirmemiştir. Fakat yapıda rekristalizasyon sırasında ısı gradyentleri oluşmasına sebep olmuş ve beklenmeyen şekilde ısı akışını etkilemiştir.



a)



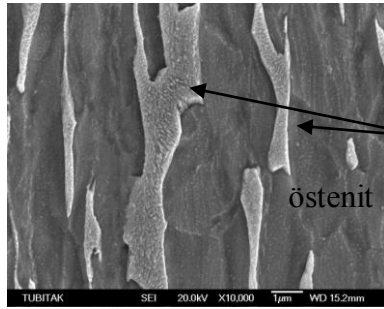
b)



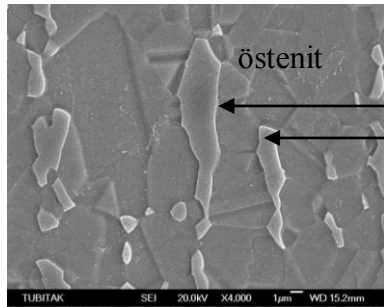
c)

Şekil 5.12. a) TWIP1 b)TWIP2 c)TWIP3 alaşımının DSC eğrisi

Soğuk haddelenmiş her üç alaşımda taneler deformasyon miktarına bağlı olarak yönlenmiştir. TWIP 1 ve TWIP3 'de mikroyapı tamamen ostenitten ibarettir. Soğuk haddelenmiş Yüksek alüminyumlu TWIP 2'de ise çelik çift fazlıdır. Birinci faz ostenit, ikincil faz ise martensitten ibarettir. Bunlara ait SEM görüntüleri şekil 5,13'de verilmiştir. Soğuk haddelendikten sonra 800 °C'de 15 dakika tavlanan numunede martensit morfolojisi değişmiştir. Matris ve bu ikincil çökelti fazından SEM-EDAX analizleri yapılmıştır.



Element	Weight%	Atomic%
Al K	6.95	13.00
Si K	2.85	5.11
Mn K	26.35	24.20
Fe K	63.86	57.69
Totals	100.00	



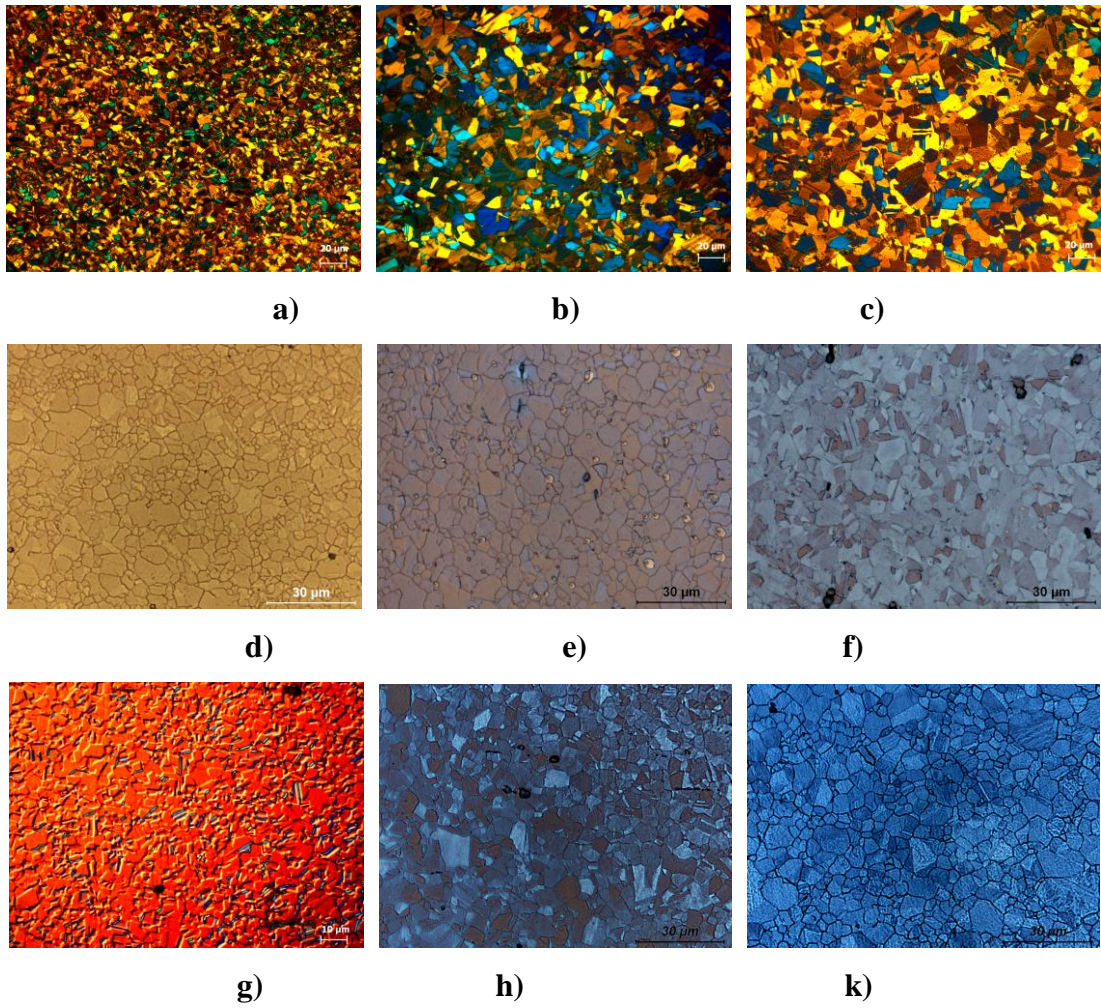
Element	Weight%	Atomic%
Al K	4.39	8.41
Si K	2.67	4.92
Mn K	32.97	31.07
Fe K	59.98	55.60
Totals	100.00	

Şekil 5.13. 800 °C'de 15 dakika yeniden kristalleşme tavlama yapılmış TWIP2 numune SEM görüntü ve analizleri

Soğuk haddelenmiş ve 800 °C'de tavllanmış numunelerde yeniden kristalleşmenin oranını bulabilmek amacı ile tane boyutları hesaplanmıştır. Tavlama sonrası ikizlenmiş ostenit tanelerinin boyutlarını hesaplamak tane sınırlarının tam olarak ortaya çıkmaması nedeni ile çok zordur, bu amaçla ikizlenmiş yapıda ikiz düzlemlerinin yok edilerek sadece ostenit tane sınırlarının ortaya çıkarıldığı bir dağlama yapılmıştır. Metalografik yöntemlerle 1200 GRID zımpara aşamasına kadar zımparalandıktan sonra 3-1 mikron elmas pasta ile tüysüz çuhada parlatılan bazı numuneler, önce 5 sn nital(%3 HNO₃) ile ön dağlandıktan sonra arkasından 5- 10 saniye sodyum metabiülfite çözeltisi ile dağlanmış bazı numuneler CrO₃ çözeltisi ile elektrolitik olarak dağlanmıştır. 800 °C'de farklı sürelerde yeniden kristalleşme

yapılmış numunelerin bu dağlama işleminde sonraki mikroyapıları aşağıdaki şekillerde görölmektedir.

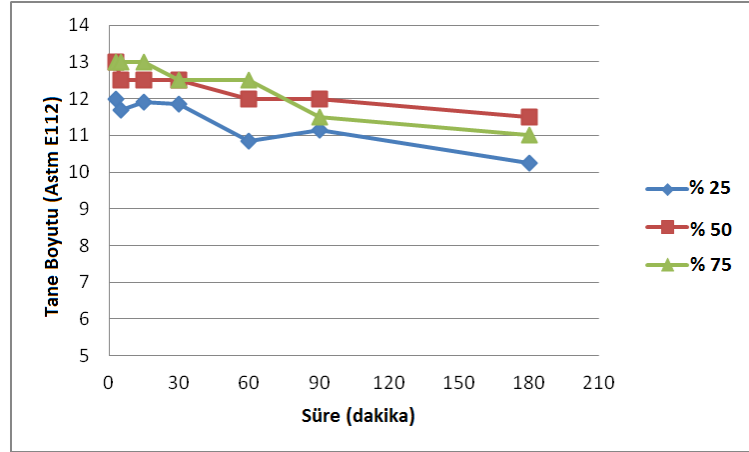
Çözeltiye alınma ile süre denemeleri gerçekleştirilmiştir. Geliştirdiğimiz alaşımlar 800 °C’ de 3 dk’da yeniden kristalleşmektedir. Üretim açısından değerlendirildiğinde kısa sürede yeniden kristalleşebilen bir malzeme aynı üretim koşullarındaki başka bir malzemeye göre üretim maliyetlerini düşürecektir. Şekil 5.14’deki görüntüler 500x büyütmede alınmışlardır.



Şekil 5.14. TWIP 1 alaşımının; %25(a) 3 b) 60 d c) 180), %50(d) 3 e) f) 180, %75 (g) 3 60 a k) 180 dakika), soğuk deforme edildikten sonra 800°C’de zamana bağlı olarak yeniden kristalleşen çeliğin tane boyutunda değişim

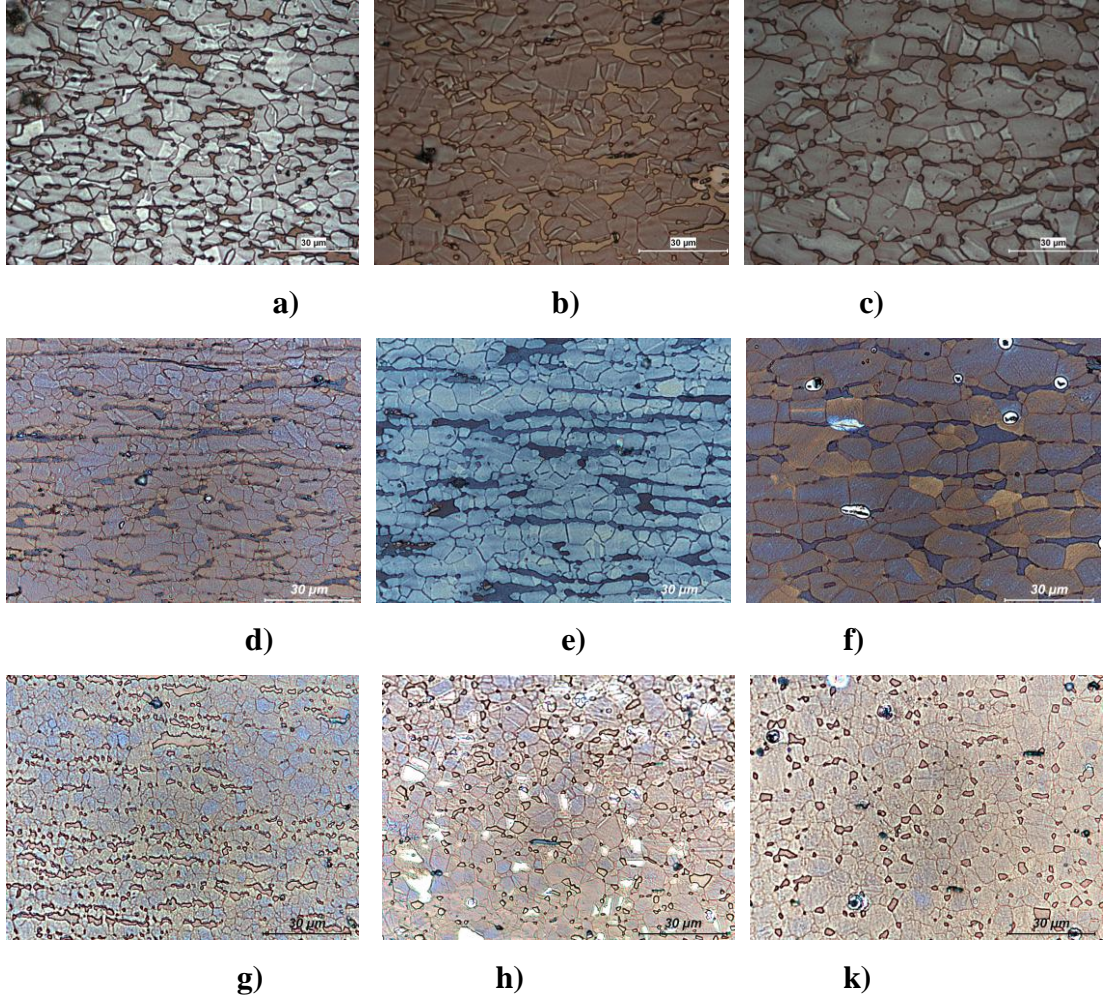
Tane boyut ölçümleri ASTM E112 standardına göre çizgi kesme metodu ile yapılmış ve ASTM No olarak YK süresine bağlı olarak grafik haline getirilmiştir. Grafikten

görülebileceği üzere soğuk deformasyon sonrası ilk 3 dakikada taneler yeniden kristalleşmektedir. Her üç deformasyon oranında 3 dakika ısıtılma işleminden sonra tane boyutu ilk 3 dakikadan sonra tane büyümesi hızla artmakta, daha sonra bu artış hızı düşmektedir. En küçük tane boyutu beklenildiği gibi %75 deformasyon miktarında meydana gelmektedir. Şekil 5.15'te tane boyutlarını karşılaştırmalı olarak gösteren grafik verilmiştir. Tane boyutları ASTM numarası şeklinde verilmiştir.

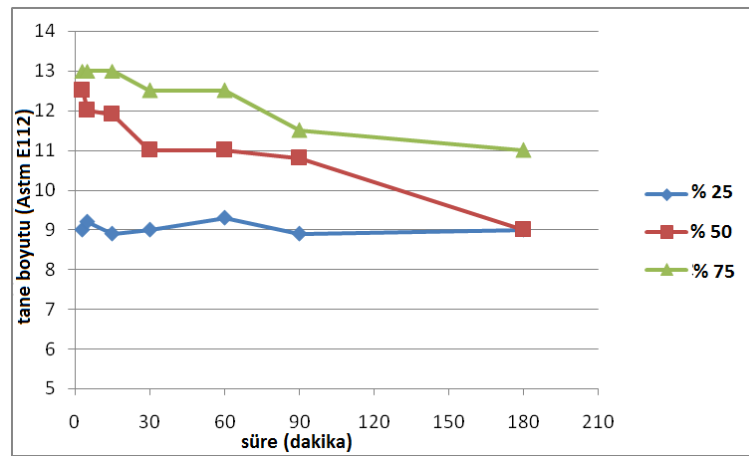


Şekil 5.15. TWIP 1 %25, %50, %75 soğuk deforme edilmiş numunelerin tane boyutları (ASTM no)

Twip 2 çeliğinin 3 farklı deformasyon oranından sonra yapılan YK ısıtılma işleminde %25 deformasyon oranında tanelerin ASTM nosu 9 iken %75 deformasyon oranında ASTM No:13 olduğu görülmektedir. Düşük deformasyon oranlarında tane boyutu kaba olup YK süresi arttıkça tane boyutunda önemli bir artış olmadığı ve nispeten yatay seyir izlediği görülmektedir. İkinci fazın tane boyunun artmasını engellediği görülmektedir. Şekil 5.16'da TWIP 2 alaşımının farklı sürelerde yeniden kristalleşen ısıtılma işlemi yapılmış numunelerinden alınan mikroyapı görüntüleri verilmiştir. %25, %50, %75 soğuk deforme edilen numunelerin ayrı ayrı görüntüleri alınmıştır. Ayrıca Şekil 5.17'de %25, %50, %75 soğuk deforme edikten sonra farklı sürelerde yeniden kristalleşen numunelerde yapılan tane boyutu ölçüm sonuçları tablo halinde verilmiştir.

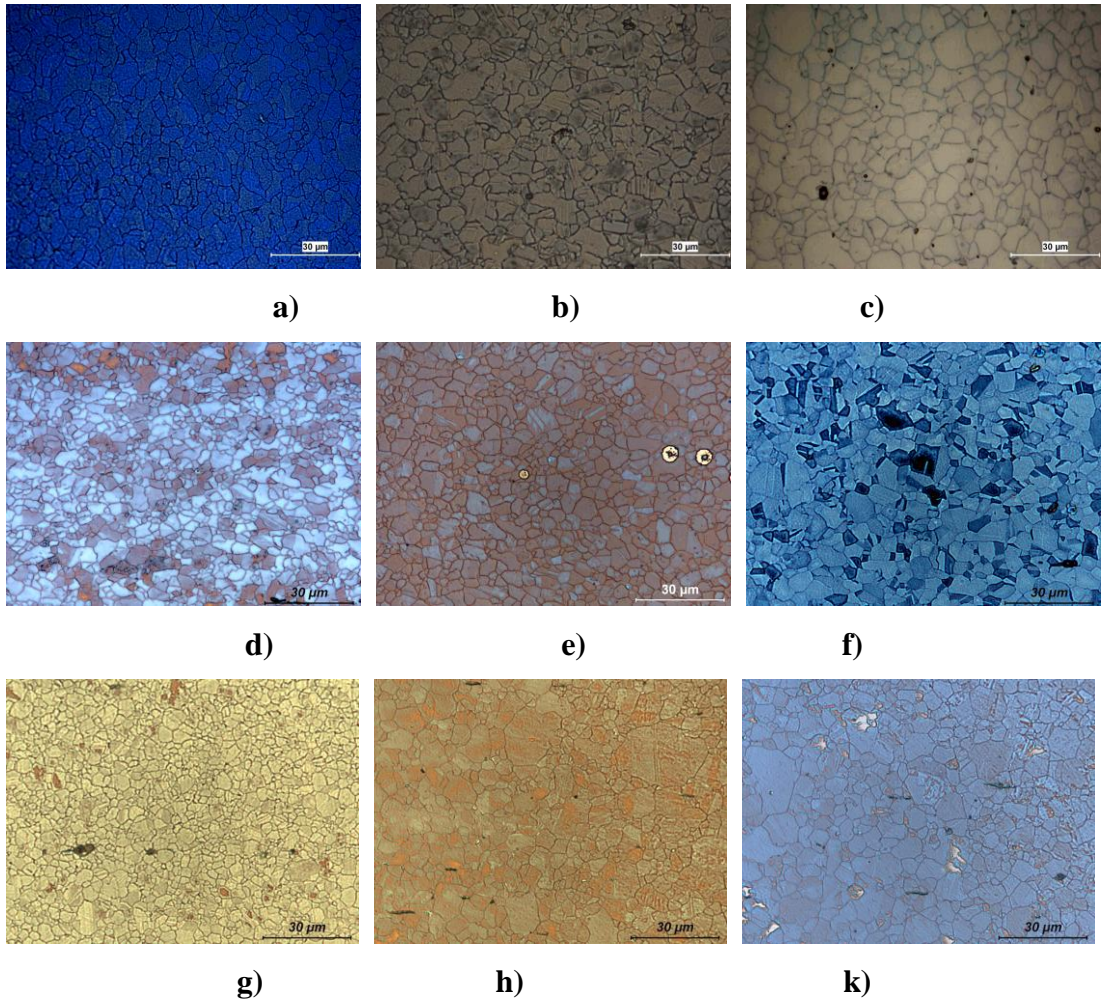


Şekil 5.16. TWIP 2 alaşıımının; %25(a) 3 dakika b) 60 dakika c) 180 dakika), %50(d) 3 dakika e) 60 dakika f) 180 dakika), %75 (g) 3 dakika h) 60 dakika k) 180 dakika), soğuk deforme edildikten sonra 800°C’de yeniden kristalleşme mikroyapıları

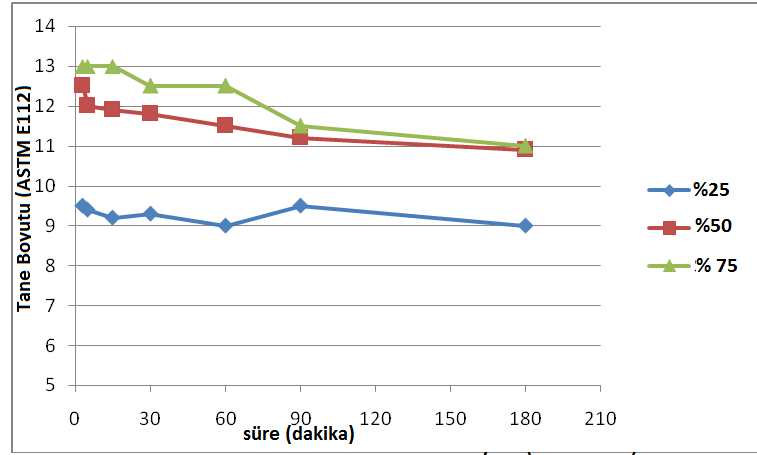


Şekil 5.17. TWIP2 %25, %50, %75 soğuk deforme edilmiş numunelerin ASTM E112’ye göre tane boyutları

TWIP 3 çeliğinde %25 deformasyon oranında tane boyutu %75 deformasyon miktarına göre çok daha kabadır. Yine kaba tane yapısında tane büyümesi hız çok daha yavaş ve yatay seyir izlemektedir. Deformasyon miktarı arttıkça ilk 3 dakikada taneler oldukça ince fakat YK süresi arttıkça tanelerin kabalaştığı görülmektedir. Şekil 5.18’de bu TWIP3 alaşımına ait mikroyapı görüntüleri verilmektedir. Alınan mikroyapı görüntüleri 500x büyütmedir. Ayrıca Şekil 5.19’da tane boyutu ölçüm sonuçları grafik halinde verilmiştir.



Şekil 5.18. TWIP 3 alaşımının; %25(a) 3 dakika b) 60 dakika c) 180 dakika), %50(d) 3 dakika e) 60 dakika f) 180 dakika), %75 (g) 3 dakika h) 60 dakika k) 180 dakika), soğuk deforme edildikten sonra 800°C’de yeniden kristallenme mikroyapıları



Şekil 5.19. TWIP3 %25, %50, %75 soğuk deforme edilmiş numunelerin ASTM E112'ye göre tane boyutları

Her 3 çeliğin farklı YK sürelerinde mikroyapıları incelendiğinde için ilk 3 dakikada yeniden kristalleşmenin tamamlandığı anlaşılmaktadır. En küçük tane boyutu TWIP 1 çeliğinde tespit edilmiştir. Tane büyümesindeki artış TWIP 2 çeliğinde en azdır. Zamana bağlı olarak tane büyümesi 90 dakikadan sonra her 3 çelikte önemli oranda değişmemektedir.

Numuneleri birbiri ile karşılaştırdığımızda TWIP1 ve TWIP3 tek fazlı TWIP 2 ise çift fazlı bir yapıya sahiptir. Bu açıdan TWIP 2 alaşımını ayrı değerlendirmek gerekmektedir. TWIP1 ve TWIP3 kendi aralarında değerlendirildiğinde TWIP3 aynı deformasyon oranlarından daha ince tanelere sahiptir. Bu durum alaşım elementleri açısından değerlendirildiğinde TWIP 3 alaşımında bor elementi göze çarpmaktadır. Bor elementi tane inceltme özelliğine sahiptir. TWIP 3 alaşımında da bu etki görülmektedir. TWIP 1 alaşımına göre ppm mertebelerinde bor elementine sahip olmasıyla TWIP 1'e göre aynı deformasyon oranlarında daha ince tane yapısına sahip olmasını sağlamıştır.

TWIP 2 alaşımı çift fazlı oluşu ile tane boyutu açısından kendi içinde değerlendirilmesi gerekse de; TWIP1 ve 3'e göre daha ince tanelere sahiptir. Çift fazlı oluşu deformasyon sırasında tanelerin tek fazlı yapıya göre daha fazla deforme olduğu verisinden yola çıkılarak bu durumun normal olduğu kanısına varılabilir.

Çift fazlı yapının daha fazla deforme olduğu hipotezi TWIP 2 çeliğinin %25, %50, %75 deformasyon oranları değerlendirildiğinde açıkça ortaya konulmaktadır. Yeniden kristalleşme için itici güç yaratacak tane sınırı büküm oranı oldukça yüksektir(Ş. Karagöz ve Arkadaşları). Artan deformasyonla tane sınırı bükümü artarken şekil 5.16'da görülen mikroyapılarda yeniden kristalleşme tavlama sonucu ortaya çıkan tane boyutları daha kabadır. %75 deformasyon sonrası yeniden kristalleşme sonrası; %25 ve %50'de görülmezken, ikinci fazda daha da artan deformasyon oranıyla yeniden kristalleşmiştir.

5.6 Mekanik Özellikler

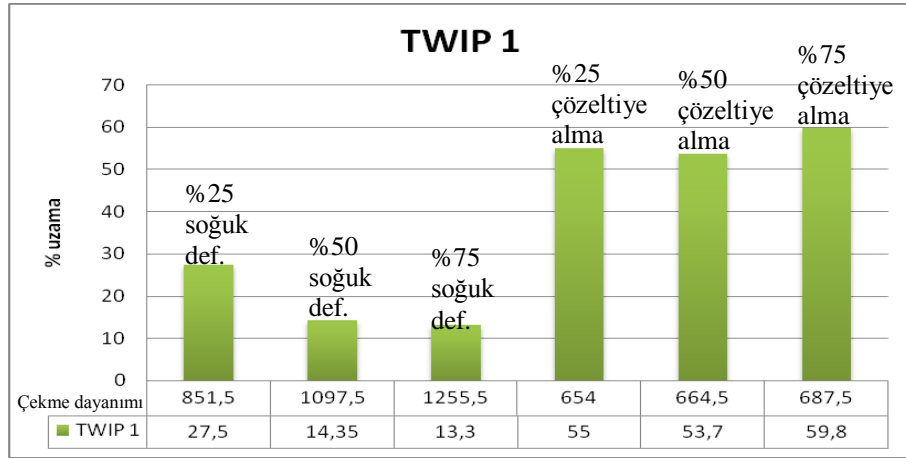
Mukavemet ve sertlik değerleri aşağıdaki gibi verilmiştir.

5.7 Mukavemet

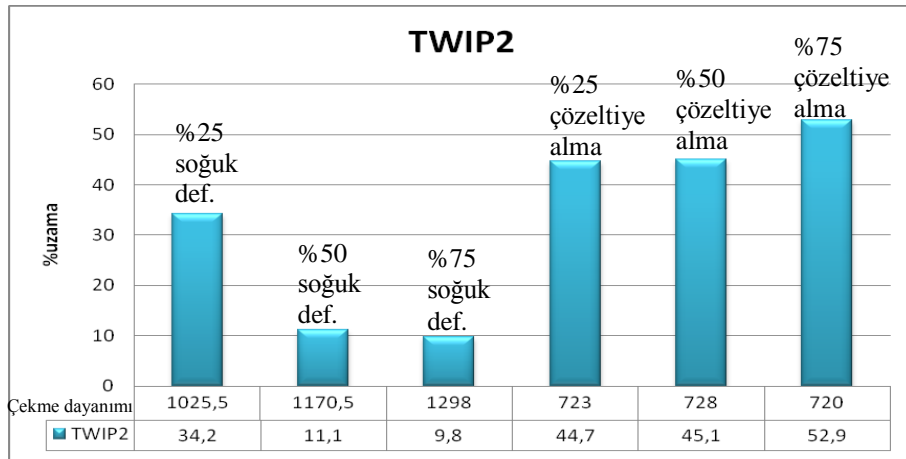
Artan deformasyon oranlarında malzemelerin pekleştiği ve mukavemeti artarken uzama oranlarında düşüş olduğu gözlenir. Çalışmamızda yer alan alaşımlarda aynı şekilde mukavemet artarken uzama oranlarında düşüş gözlenmiştir. Fakat 1. ve 2. nesil çeliklere göre yüksek mukavemet değerlerinde yüksek uzama göstermektedirler. Soğuk deformasyon sonrası tavlama yapılan numunelerde ise aynı şekilde, beklenildiği gibi mukavemet azalmış ve uzama artmıştır. Soğuk deforme olan numunelerde artan deformasyonla artan ikiz miktarı ile mukavemet artışı gözlenmiştir [W. S. Yang, 1190, H. Idrissi,2010]. Artan soğuk deformasyon miktarları ile birlikte alaşımlarda mukavemet artışı olurken süneklik azalmıştır. Soğuk deformasyon işlemleri ile yapıdaki taneler uzamış çözeltiliye alma işlemi taneler eş eksenli olup büyümeye başlamıştır.

Şekil 5.20, 5.21, 5.22'de soğuk deforme edilmiş ve çözeltiliye alınmış numunelerden alınan mukavemet değerleri görülmektedir. Görüldüğü gibi soğuk deforme edildikten sonra malzeme mukavemet artışı olmuş uzama değerleri düşmüştür. Döküm işleminin açık atmosferde yapılmış olması, malzeme kirlilikler oluşturmuş ve buda değerlerin düşmesine yol açmıştır fakat bu kirliliklere rağmen %25 deformasyonda 1000 Mpa çekme dayanımında %18 uzama Gösteren TWIP 1 alaşımı ve 900 Mpa çekme dayanımlarında %20 uzama gösteren Twip 3 alaşımları oldukça iyi sonuçlardır. TWIP 2 çeliği çift fazlı oluşuna rağmen

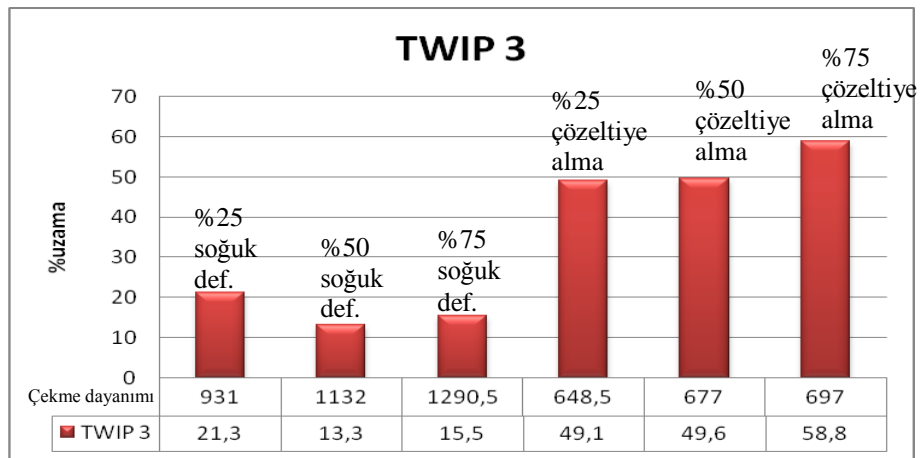
TWIP1 ve TWIP3'e göre oldukça yüksek mukavemet değerlerinde oldukça yüksek uzama göstermiştir.



Şekil 5.20. TWIP 1 mukavemet değerleri



Şekil 5.21. TWIP 2 mukavemet değerleri



Şekil 5.22. TWIP 3 mukavemet değerleri

Şekil 5.20, 5.21, 5.22 grafiklerden çok belirgin olarak görüleceği üzere çift fazlı yapıya sahip TWIP 2 alaşımı hem soğuk haddelendikten sonra hemde çözeltiye alma işleminden sonra en yüksek çekme mukavemeti vermektedir. Buna karşılık soğuk deformasyon ürünü %34'a yakın uzama vermiştir. Yeniden kristalleşmiş yapıda ise %50 nin üzerinde uzama elde edilirken mukavemette düşüş daha azdır. Grafiklerden de görülmektedir ki soğuk deformasyon miktarı arttıkça sabit YK süresi için (3dak.) % uzamanında arttığı görülmektedir. En küçük tane boyutu %75 deformasyon oranında sağlanmakta ve bu hem mukavemet hem uzamayı iyileştirmektedir. TWIP 1 ve TWIP 3 çeliği için hem mukavemet hem uzama değerlerinde çok büyük bir farklılık tespit edilmemiştir. TWIP 3 çeliğine TWIP 1'den farklı olarak Bor ilave edilmiştir. Ancak borun bu çelik üzerindeki etkisi belirgin bir farklılık olarak tespit edilmemiştir. Her üç çelikte YK işleminden sonra elde edilen çok yüksek uzama değeri dikkat çekicidir.

Marka olarak ortaya çıkmış X-IP 1000 çeliğine göre elde ettiğimiz alaşımların mekanik özellikleri karşılaştırıldığında; yapımızın içerdiği kirlilikler düşünülürse TWIP 2 en yakın değerlere sahip olduğu görülmektedir. Fakat TWIP 2 çift fazlı yapıya sahiptir. Bu açıdan bakıldığında çift fazlı çeliklerle karşılaştırıldığında DP 600 çeliği 700 MPa çekme dayanımında %20 uzama gösterirken TWIP 2 çeliği 1025 MPa çekme dayanımında %34 uzama göstermektedir. TWIP 3 alaşımı tek fazlı oluşu ile 1000 MPa çekme dayanımında %50 uzama gösteren X-IP 1000 çeliklerine en yakın uzama ve mukavemet değerine sahiptir [T. Niendorf et al].

5.8 Sertlik

Sertlik ölçümleri, Zwick Zhv10 marka sertlik cihazında vickers ucu kullanılarak yapılmıştır. Metalografi numunelerinin yüzeylerinde gerçekleştirilen sertlik ölçümlerinde 5 kg yük kullanılmıştır. Sertlikler soğuk deformasyon ürünlerinde çözeltiye alınmış ürünlere göre daha yüksektir. Alaşımları aynı uygulanan işlemlere ve kendi aralarında karşılaştırdığımızda TWIP2 çift fazlı (martensit+ferrit) yapıya sahip olduğu için sertlik değerleri yüksektir. TWIP 1 ve TWIP 3 birbirine yakın sertlik değerlerine sahiptirler. Tablo 5.1, 5.2, 5.3'te numunelerden alınan sertlik değerleri verilmiştir.

Tablo 5.1. TWIP1 , TWIP 2, TWIP3 %25 deformasyon ve deformasyon sonrası çözeltiye alınmış numunelerden alınan sertlik değerleri.

%25	Malzeme	Sertlik
	TWIP1 soğuk deformasyon	256
	TWIP1 soğuk def. Sonra 3dk çözeltiye alma	171
	TWIP2 soğuk deformasyon	309
	TWIP2 soğuk def. Sonra 3dk çözeltiye alma	212
	TWIP3 soğuk deformasyon	313
	TWIP3 soğuk def. Sonra 3dk çözeltiye alma	185

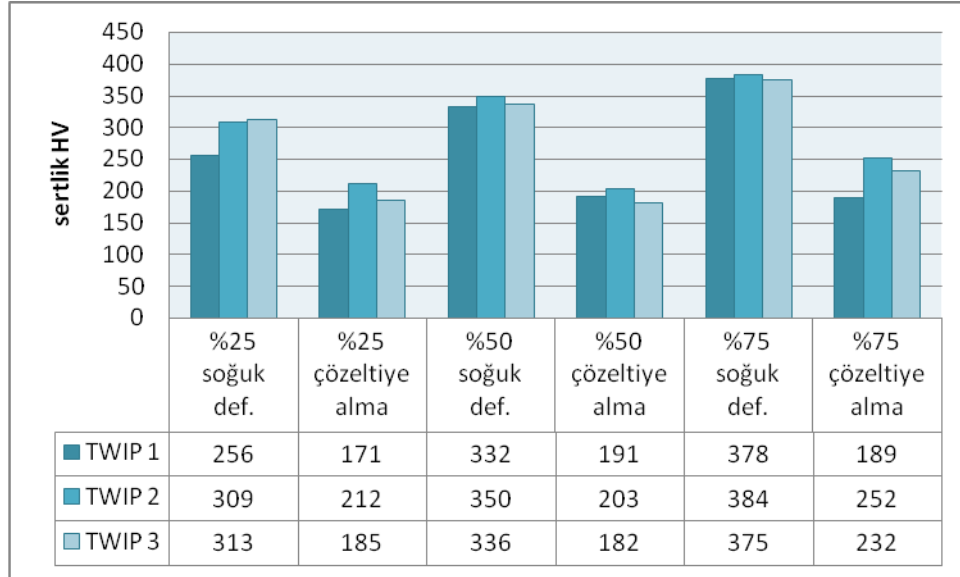
Tablo 5.2. TWIP1 , TWIP 2, TWIP3 %50 deformasyon ve deformasyon sonrası çözeltiye alınmış numunelerden alınan sertlik değerleri.

%50	TWIP1 soğuk deformasyon	332
	TWIP1 soğuk def. Sonra 3dk çözeltiye alma	191
	TWIP2 soğuk deformasyon	350
	TWIP2 soğuk def. Sonra 3dk çözeltiye alma	203
	TWIP3 soğuk deformasyon	336
	TWIP3 soğuk def. Sonra 3dk çözeltiye alma	182

Tablo 5.3. TWIP1 , TWIP 2, TWIP3, %75 deformasyon ve deformasyon sonrası çözeltiye alınmış numunelerden alınan sertlik değerleri.

%75	TWIP1 soğuk deformasyon	378
	TWIP1 soğuk def. Sonra 3dk çözeltiye alma	189
	TWIP2 soğuk deformasyon	384
	TWIP2 soğuk def. Sonra 3dk çözeltiye alma	252
	TWIP3 soğuk deformasyon	375
	TWIP 3 Çözeltiye alma eksik	232

Şekil 5.23'te TWIP1, TWIP2, TWIP3 alaşımlarının %25, %50, %75 soğuk deforme ve çözeltiye alınmış numunelerinden alınan sertlik değerleri grafik olarak verilmiştir.



Şekil 5.23. TWIP 1, TWIP2, TWIP 3 alaşımlarının %25, %50, %75 soğuk deforme ve bu numunelerin çözeltiye alınmış hallerinden alınan sertlik sonuçları

Hem soğuk hadde hem çözeltiye alma işlemleri sonucu sertlik TWIP2 de en yüksek değerdedir. Yüksek sertlik miktarının sebebi ikinci faz varlığı yüzündendir. Mukavemet değişimine paralel olarak deformasyon oranı arttıkça sertlik artmaktadır. TWIP 1 ve TWIP 3 sertliği arasında önemli bir fark yoktur.

TWIP 2 alaşımının kompozisyon etkisi ile oluşan iki fazdan ayrı ayrı sertlik ölçümleri yapılmıştır. Sonuçlar tablo 5.4'te verilmiştir. Martensit ve östenit fazlarından oluşan yapıda ortalama 450 HV10 vicker sertliği martensiti ve ortalama 250 HV10 sertliği ise östeniti ifade etmektedir.

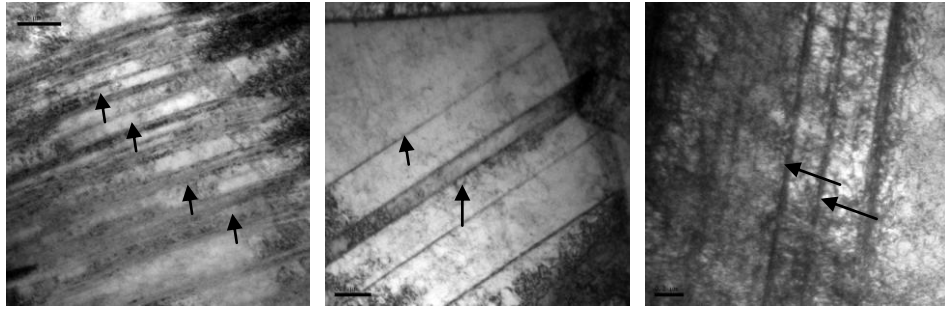
Tablo 5.4. TWIP 2 alaşımında bulunan iki farklı fazdan alınan sertlik değerleri

	Sertlik ölçümleri								
Martensit fazı	234	396	457	371	519	246,7	380	429	472
Östenit fazı	340	288	218	128	272	151	274	331	218

5.9 TEM Çalışmaları

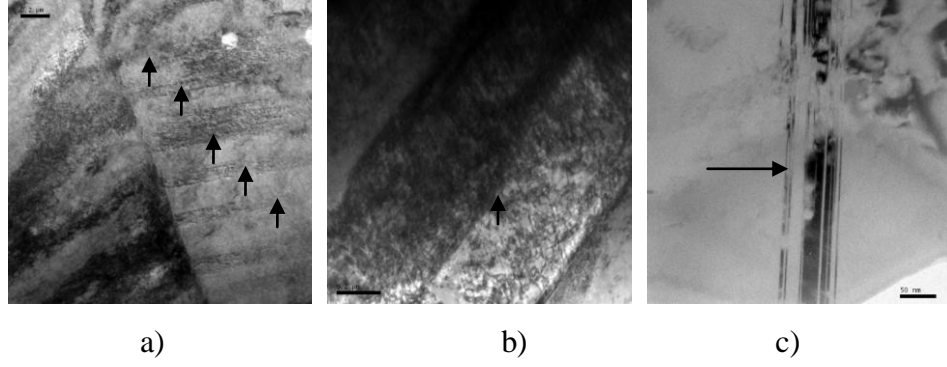
Bu bölümde soğuk deforme edilen numunelerde ve soğuk deformasyon sonrası çözeltiliye alınan numunelerde TEM (geçirimli elektron mikroskobu) çalışmaları yapılmıştır. Yapılan çalışmalarda alaşımların çözeltiliye alınmış hali ikiz yapıları ile soğuk deformasyon sırasındaki ikiz yapıları incelenmiş ve ikiz miktarının değişimi belirlenmiştir. Ayrıca difraksiyon alınarak faz çözümlenmeleri yapılmıştır.

Şekil 5.24'te TWIP alaşımlarının soğuk deforme edilmiş numunelerinden alınan TEM görüntüleri bulunmaktadır. İkiz miktarları açısından değerlendirildiklerinden TWIP 1 alaşımının TWIP 2 ve TWIP 3 alaşımlarına göre; TWIP 3 alaşımında TWIP2 alaşımına göre daha fazla ikiz içerdiği görülmektedir. İkizler şekil 5.24 ve 5.25'te oklar ile gösterilmiştir.



Şekil 5.24. soğuk deforme edilmiş numunelerden alınan TEM görüntüleri a)TWIP1 %25 hadde b)TWIP2 %25 c)TWIP3 25

Şekil 5.25'te %25 deformasyon sonrası çözeltiliye alınmış numunelerden alınan TEM görüntüleri verilmektedir. TWIP1 alaşımının ikiz miktarı TWIP3 ve TWIP2 ye göre fazladır. TWIP 2 alaşımı diğer iki alaşıma göre çok az miktarda ikiz içermektedir.



Şekil 5.25. çözeltiye alınmış numunelerden alınan TEM görüntüleri a)TWIP1 %25 hadde b)TWIP2 %25 c)TWIP3 25

Alınan bu görüntüler ışığında yapılarda soğuk deforme edilmiş yapıların soğuk deforme edildikten sonra çözeltiye alınmış numunelerden daha fazla ikiz içerdiği anlaşılmıştır. Bu doğal olarak yapının deformasyon mekanizmasını açıklayan bir sonuçtur. Deformasyon ile yapıdaki ikiz miktarı artmama ve sertleşme meydana gelmektedir.

Soğuk deformasyon ürünlerinin sahip oldukları ikiz miktarları mekanik özellikleri ile eşleşmeli olarak değerlendirdiğimizde; şekil 5.24'te TWIP 1 alaşımının daha fazla ikiz içerdiği fakat mekanik çekme mukavemetinin ve sertliğinin TWIP 3 ile karşılaştırdığımızda daha düşük olduğu görülmektedir. İkiz miktarı fazla olan alaşımının daha sert ve mukavim olması beklenirken elde ettiğimiz sonuçlar tam tersini göstermektedir. Bu durum TWIP 3 çeliğinin içerdiği Bor elementinin tane inceltme etkisi ile açıklanabilir. Hall-petch bağıntısından yola çıkarak destekleyen mikroyapı görüntüleri ile TWIP 3 çeliğinin daha ince taneli olmasıyla TWIP 1 alaşımından daha mukavim ve sert olduğu söylenebilir.

6. GENEL SONUÇLAR

1. Elde edilen sonuçlar yüksek Mn'lı TWIP çeliklerinin akma geriliminin düşük karbonlu çeliklerinkinden daha yüksek olduğunu, sıcak haddeleme sıcaklıklarında yapının tamamen östenitik olduğunu göstermektedir. %5 wt. den daha yüksek Al miktarlarında, akma gerilimi azalmakta çünkü martensit fazı ortaya çıkmaktadır. TWIP 1 ve TWIP 3 alaşımı tamamen östenitik yapıya sahipken TWIP 2 alaşımı yüksek Al içeriğiyle birlikte martensit ve östenitten oluşan çift fazlı yapıya sahiptir.
2. Sıcak hadde işleminden sonra soğuk deforme edilen numunelerde taneler deformasyon yönünde uzamıştır. Taneler artan soğuk deformasyon miktarına göre küçülmüştür. Soğuk deformasyon sonrası çözeltiye alınan numunelerde taneler eş eksenli hale gelmiş ve artan çözeltiye alma süresi ile kabalaşmıştır.
3. Alaşımların yeniden kristalleşme sıcaklığı DSC (differential scanning calorimetry) cihazı ile 780°C olarak belirlenmiş ve yapılan süre denemelerinden 3 dakikada yeniden kristalleşebildiği tespit edilmiştir.
4. Soğuk deformasyon miktarı arttıkça oluşan ikiz miktarı artmaktadır.
5. Yapılan TEM incelemelerinde çözeltiye alma numunelerine göre soğuk deformasyon ürünleri daha fazla ikiz miktarına sahiptir. Ayrıca artan ikiz miktarı ile mukavemetin ve sertliğin artması beklenen TWIP 1 çeliği TWIP 3 çeliğine göre daha düşük değerlere sahiptir. Hall-petch bağıntısından yola çıkarak TWIP 3 alaşımında bulunan bor elementinin tane inceltici etkisi ile daha mukavim ve sert olduğu görülmektedir.

7. KAYNAKÇA

1. A. S. Hamada, “Manufacturing, Mechanical Properties and Corrosion Behaviour of High-Mn TWIP Steels”, Faculty of Technology, Department of Mechanical Engineering, University of Oulu, FI-90014 Oulu, Finland C 281, 2007.
2. O. Kwon , K. Leeb, G. Kimc, K-G. Chind, “New Trends in Advanced High Strength Steel Developments For Automotive Application”, *Materials Science Forum Vols. 638-642 (2010) pp 136-141*, Technical Research Laboratories POSCOPohang, Korea, 2010.
3. USS, United States Steel Cooperation, ”annual report 2006” <http://ussautomotive.com/auto/index.htm>
4. B. K. Zuidema, “Advanced High Strength Steel Application Guidelines ”, Arcelor Mittal- USA Research & Development, 2007.
5. İnternational Iron and Steel Institute, Project Reports on Ultralight Steel Auto Body (ULSAB), 2007.
6. S. Majumdar, D. Bhattacharjee, K.K. Ray, “Mechanism of fatigue failure in interstitial-free and interstitial-free high-strength steel sheets”, *Scripta Materialia* volume 64 issue 3., India, 2010.
7. Zeytin H.K., Aydın H., KubilayC., “Otomotiv endüstrisi ve çelik: İleri Teknoloji Ürünü Yüksek Mukavemetli Çelikler”, TMMOB Makine Mühendisleri Odası X. Otomotiv ve Yan Sanayi Sempozyumu, Bursa (27-28 Mayıs 2007).
8. Aydın H., Çelik Saçlarının Çift Fazlı Isıl İşlem Sonrası Mekanik ve Mikroyapı Özelliklerinin Değişimi”, İstanbul Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Yüksek Lisans Tezi, (2006)
9. H.Hofmann, D.Mattissen, T.W.Schaumann, “Advanced cold rolled steels for automotive applications”, WILEY-VCH Verlag, volume 37, issue 9, 2006.
10. Zeytin H.K. , “İleri Teknoloji Ürünü Otomotiv Çelikleri” Teknoloji Tanıtım Konferansı, Tübitak MAM, 2006.
11. Steel Founders’ Society Of America, “Lightweigth Steels, Triplex Steels and Mechanical Properties”, Annual Report, 2003/2004.

12. Krizan D. , “ Structure-Properties Relationship in 1 GPa Micro-Alloyed Trip Steel”, Universiteit GENT Metallurgie en materiaalkunde, Doktora tezi, September 2005.
13. H. Idrissi, K. Renard, L. Ryelandt, D. Schryvers, P.J. Jacques, On the mechanism of twin formation in Fe–Mn–C TWIP steels, *Acta Materialia* 58 (2010) 2464–2476
14. B. C. De Cooman, Kwang-geun Chin, Jinkyung Kim “High Mn TWIP Steels for Automotive Applications, New Trends and Developments in Automotive System Engineering”, ISBN: 978-953-307-517-4, InTech, 2011.
15. Bo Qin, Crystallography of TWIP Steel, degree of Master of Engineering at Pohang University of Science and Technology, 2007.
16. Rigsbee, J.M., Abraham, J.K., Davenport, A.T., Franklin, J.E., and PICKENS, J.W., “Structure Property Relationships in Commercially Processed Dual Phase Steels”, *Structure and Properties of Dual Phase Steels*, Ed. by. R.A. KOT, and J. W. MORRIS, pp. 304 – 32, 1979
17. S. K. Kim, J. Choi, I. R. Shon and K. G. Chin, The Development Of TWIP steel For Automotive Application, Posco Technical Report, Vol . 10 NO.1, 2006.
18. Sven Curtze, Characterization of dynamic behavior and microstructure evolution of High strength sheet steel, Tampere University, 2009.
19. Mazancová, E., Mazanec, K.: The stacking fault energy evaluation of the TWIP and the TRIPLEX alloys. *Metallic Mater.*, 47, 6, pp. 1-6., 2009.
20. Sato K, Tanaka K & Inoue (1989) Determination of the α/γ Equilibrium in the Iron Rich Portion of the Fe-Mn-Al System, *ISIJ Int* 29: 788-792., 1989.
21. Charles J, Berghe' zan A & Lutts A (1982) Structural and Mechanical Properties of High-Alloy Manganese-Aluminum Steels. *J Phys* 43: C4-435., 1982.
22. Gavriljuk VG, Tyshchenko AI, Razumov ON, Petrov YN, Shanina BD & Berns H Corrosion-resistant analogue of Hadfield steel. *Mater Sci Eng A*, 420: 47-54., 2006.
23. Kriangyut Phiu-on, Deformation Mechanisms and Mechanical Properties of Hot Rolled Fe-Mn-C-(Al)-(Si) Austenitic Steels, 2008.
24. <http://www.autosteel.org>, giriş tarihi: 15/03/2012

25. Frommeyer G., Brück U, "Microstructures and Mechanical Properties of High-strength Fe-Mn-Al-C light-weight TRIPLEX Steels". Steel research international, Düsseldorf, 2006.
26. Blecka W, Phiu-On K, "Microalloying of Cold-Formable Multi Phase Steel Grades" Materials Science Forum Vols. 500-501, 2005.
27. W. S. Yang and C. M. Wan, "The influence of aluminium content to the stacking fault energy in Fe-Mn-Al-C alloy system," *Journal of Materials Science*, vol. 25, no. 3, pp. 1821-1823., 1990.
28. J P Chateau, T A Lebedkina, M A Lebyodkin , A Jacques and S Allain, "Kinematics of deformation bands in an austenitic FeMnC TWIP steel" ICSMA-15, Journal of Physics: Conference Series 240, 2010.
29. M Reis, A. Ferraiuolo, G. Pratolongo, L. P Karjalainen, V. G Navas, J. G Sevillano, "Kinetics of Recrystallization and Grain Growth of Cold Rolled TWIP Steel" Advanced materials Research (Volumes 89 - 91), 2010.
30. R. T. van Tol , J. K. Kim, L. Zhao J. Sietsma, B. C. De Coomana-Martensite formation in deep-drawn Mn-based TWIP steel *J Mater Sci* 47:4845–4850, 2012.
31. L.A. Dobrzański*, W. Borek, "Processes forming the microstructure evolution of high-manganese austenitic steel in hot-working conditions", *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, VOLUME 37, ISSUE 2, 2009.
32. Ş. Karagöz, Ş. Polat, "Fiziksel Metalurji ders notları", Kocaeli Üniversitesi, Kocaeli, 2006.
33. V. Torabinejad, A. Zarei-Hanzaki, S. Moemeni, A. Imandoust "An investigation to the microstructural evolution of Fe–29Mn–5Al dual-phase twinning-induced plasticity steel through annealing", *Materials and Design* 32, Iran, 2011.
34. M. N. Shiekhelsouk, V. Favier, K. Inal, S. Allain, O. Bouaziz, M. Cherkaoui, "Residual and internal stress states in duplex steel with TWIP effect", *Materials Science Forum* Vols. 524-525, 2006.
35. A. Imandoust, A. Zarei-Hanzaki, M. Sabet, H.R. Abedi, "An analysis of the deformation characteristics of a dual phase twinning-induced plasticity steel in warm working temperature regime", *Materials and Design* 40, 2012.

36. Eva Mazancová, Karel Mazanec, “Stacking fault energy in high manganese alloys”, *Materials Engineering*, Vol. 16, 2009
37. M. Cagala, E. Mazancová, P. Lichý, J. Beňo, M. Břuska, N. Špirutová, “Mechanical properties of two manganese steel”, *Archives of foundry engineering*, ISSN (1897- 3310) Volume 12 Issue 1, 2012.
38. T. Niendorf, C. Lotze, D. Canadinc, A. Frehn, H.J. Maier, The Role of Monotonic Pre-deformation on the Fatigue Performance of a High-Manganese Austenitic TWIP Steel, *Materials Science & Engineering A*, 2008.
39. L.A. Dobrzański, W. Borek, “Hot deformation and recrystallization of advanced high-manganese austenitic TWIP steels” *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, volume 46, 2011.
40. L.A. Dobrzański, A. Grajcar, W. Borek, “Hot-working behaviour of high manganese austenitic steels”, Volume 31, 2008.
41. R. Pla-Ferrando, S. Sánchez-Caballero, M.A. Selles, A.V. Martínez-Sanz, ”Twip/trip steels. future trends in automotive industries”, *Annals of the oradea university, Fascicle of Management and Technological Engineering*, Volume 3, 2011.
42. G. Niewielski, D. Kuc, J. Cebulski, S. Lalik, “Microstructure and selected properties of Mn-Al duplex steels”, *World Academy of Materials and Manufacturing Engineering*, Volume 47, 2011.
43. A. Grajcar, “Structural and mechanical behavior of TRIP steel in hot – working conditions”, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 30/1, 2008.
44. H. Hofmann, M. Menne, S. Göklü, H. Richter, Properties of austenitic high manganese steels with induced plasticity (LIP steels), *Proceedings of the International Conference, “Steel Future for the Automotive Industry”*, Wiesbaden, 2005.

ÖZGEÇMİŞ

1985 yılında Denizlide doğan Gökhan GÜVEN, ilk ve ortaöğrenimini Denizlide tamamladı. 2004 yılında Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde lisans eğitimine başladı. 2009 yılında lisans eğitimini tamamlayarakı Gebze Yüksek teknoloji Enstitüsü'nde Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı'ndayüksek lisans eğitimine başladı.Yüksek Lisans eğitimi boyunca Prof. Dr. Metin USTA ve Havva KAZDAL ZEYTİN danışmanlıklarında çelikler üzerine araştırmalar yapmıştır.