



Dönüşüm Kaynaklı Plastisite (TRIP) ve Üçüncü Nesil İleri Yüksek Dayanımlı Çelikler Üzerine Bir İnceleme

A Review on Transformation Induced Plasticity (TRIP) and Third Generation Advanced High Strength Steels

Onur Okur^{1,2} * , Mehmet Erdoğan³ 

¹Kırıkkale Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, 71450 Kırıkkale, TÜRKİYE

²Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 06560 Ankara, TÜRKİYE

³Gazi Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, 06560 Ankara, TÜRKİYE

Başvuru/Received: 01/02/2023

Kabul / Accepted: 07/02/2023

Çevrimiçi Basım / Published Online: 15/06/2023

Son Versiyon/Final Version: 15/06/2023

Öz

Elektrikli araçların kullanımı artarken araçların ağırlığının azaltılması ise yakıt tasarrufu için elzemdir. Araç ağırlığındaki her %10'luk azalma yakıt performansını %3,5 oranında artırmaktadır. Ağırlıktaki azalma ince kesitli sacların kullanılmasıyla mümkündür. Ancak ince sacların kaza anında yeterli dayanımı sağlayamama riski vardır. Araştırmalar hem yüksek dayanım hem de şekillendirilebilirlik dengesi sunan İYDÇ'ler üzerinde yoğunlaşmıştır. 3. Nesil İYDÇ'ler araştırmacıların ilgisini çekmektedir. Bunlar birinci nesilden daha yüksek mekanik özellikler vadederken, 2. Nesile kıyasla ucuzdurlar. 3. Nesil İYDÇ'ler genellikle çok fazlı mikroyapıya sahiptir ve fazların mikroyapıda buldukları oranda çeliğin özelliklerini etkilemektedirler. Böylece farklı özelliklere sahip fazların sinerjetik etkisi ile çeliğin özellikleri istenildiği gibi ayarlanabilmektedir. Bu fazların içerisinde γ_K fazı, bu fazın miktarı ve kararlılığı önemlidir. Yüksek miktarda ve iyi kararlılığa sahip γ_K , deformasyon ile martensite dönüşerek plastik kararsızlığı yüksek gerinimlere ötelemekte ve çeliğin hasara uğramasını geciktirmektedir. Bu mekanizma TRIP etkisi olarak adlandırılmaktadır. Bu durum çeliklerin yüksek mekanik özelliklere sahip olmasının başlıca sebebidir. Yapılan bu inceleme ile TRIP mekanizması, dönüşüm kinetiği ve γ_K kararlılığını etkileyen faktörler incelenmiştir. 3. Nesil İYDÇ'lerinden SV ve P Çelikleri, MMn Çelikler ve KİB Çelikler irdelenerek termomekanik ve ısı işlem süreçlerinin mikroyapıya etkisi açıklanmıştır.

Anahtar Kelimeler

TRIP etkisi, Su verme&paylaştırma çelikleri, Orta Mn'lı çelikler, Karbür içermeyen beynitik çelikler, 3. nesil İYDÇ'ler

Abstract

As electric vehicles take up much portion in sales, fuel saving by reducing vehicle weight has become essential. This can be possible by reducing sheet thickness. 10% reduction in vehicle weight increases fuel performance by 3.5%. Weight reduction is possible by using of thin-section sheets. However, it may not provide sufficient strength in collisions. 3rd Generation AHSSs have drawn attention from researchers. They promise higher properties than 1st generation and they are less expensive than the 2nd. The 3rd generally has a multiphase microstructure affecting the properties in proportion to the phases in the microstructure. Thus, with the synergetic effect of each phase with different properties, the steel properties can be tailored. Among these phases, γ_{RA} phase is important. High γ_{RA} content having good stability gradually transforms to martensite under load which postpones the plastic instability to higher strains and delays the fracture. This mechanism is known to be TRIP effect. This is the main reason why steels exhibit high mechanical properties. In this review, TRIP mechanism, transformation kinetics and factors affecting γ_{RA} stability were discussed. The effects of thermomechanical and heat treatment processes on the microstructure of the Q&P Steels, MMn Steels and CFB Steels which are the 3rd Generation AHSSs were viewed.

Key Words

*TRIP effect, Quenching&partitioning steels, Medium Mn steels, Carbide-free bainitic steels, 3. generation AHSSs***Simgeler ve Kısaltmalar**

EA	Elektrikli araçlar
Ar-Ge	Araştırma ve geliştirme
YDÇ (HSS)	Yüksek dayanımlı çelik
İYDÇ (AHSS)	İleri yüksek dayanımlı çelik
DP	Çift fazlı
CP	Karmaşık fazlı
TRIP	Dönüşüm kaynaklı plastisite
AUST.SS	Östenitik paslanmaz çelik
TWIP	İkizlenme kaynaklı plastisite
MBIP	Mikrobant kaynaklı plastisite
MedMn veya MMn	Orta Manganlı
KİB (CFB)	Karbür içermeyen beynit
TBF	TRIP-tip beynitik ferrit
SV ve P (Q&P)	Su verme ve paylaşırma
DŞÇ (PSE)	Dayanım ve süneklik çarpımı
γ_K (γ_{RA})	Kalıntı östenit
YMK	Yüzey merkezli kübik
HMK	Hacim merkezli kübik
HMT	Hacim merkezli tetragonal
U veya $U_{mekanik}$	Mekanik itici güç
M_s	Atermal martensit dönüşüm başlangıç sıcaklığı
τ	Kayma kuvveti
σ	Normal kuvvet
γ_0	Dönüşüm kayması
ϵ_0	Gerinim uzaması
M_s^σ	Gerilim kaynaklı dönüşümden gerinim yardımcı dönüşüme geçiş sıcaklığı
M_d	Östenitin dönüşüm olmadan yalnızca plastik deforme edilebildiği sıcaklık
G	Gibbs serbest enerjisi
$\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha'}$	Östenitin martensite dönüşebilmesi için gerekli olan kimyasal serbest enerji farkı
ΔG_{kritik}	Östenitin martensite dönüşmesi için gerekli olan minimum kimyasal serbest enerji farkı
$\Delta G_{kimyasal}$	M_s sıcaklığının üzerinde dönüşümün gerçekleşmesi için gerekli kimyasal serbest enerji farkı
T_0	Östenitin ve martensitin kimyasal serbest enerjilerinin eşit olduğu sıcaklık
α'	Martensit fazı
α	Ferrit fazı
σ_γ veya σ_γ^Y	Östenitin akma dayanımı
γ	Östenit fazı
T	Kelvin cinsinden sıcaklık
X_i	Belirtilen elementin mol hacim oranı
f_M veya $f_{\alpha'}$	Martensit faz hacim oranı
β_0	Kayma bantlarının kesişme olasılığı
α_0	Bağımsız bir sabit
n_1	Malzeme sabiti

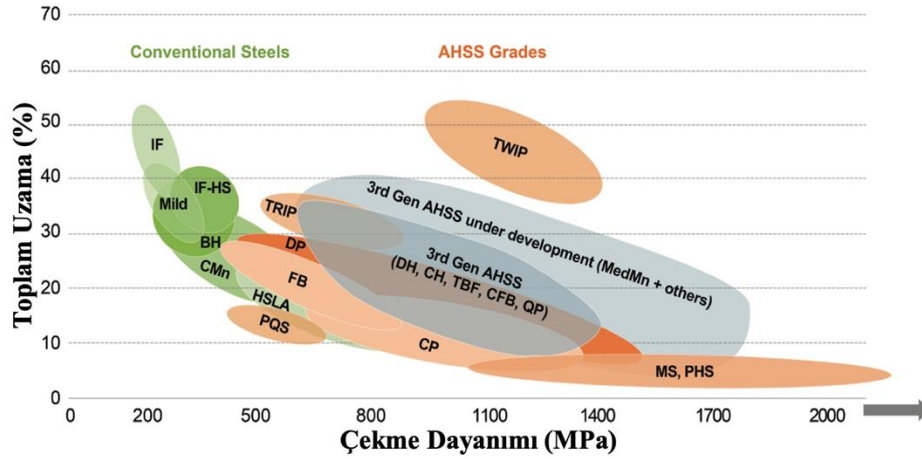
Simgeler ve Kısaltmalar (devamı)

ϵ	Gerçek gerinim
SDH	Sürekli döküm hattı
STH	Sürekli tavlama hattı
GTH	Galvaniz tavlama hattı
SVS	Su verme sıcaklığı
K-M	Koistinen Marburger
$-\alpha$	Ampirik sabit
OS	Oda sıcaklığı
PS	Paylaştırma sıcaklığı
Mf	Martensitik dönüşüm bitiş sıcaklığı
Q&P980	980 MPa çekme dayanımı sunan ticari Q&P çeliği
MS980	980 MPa çekme dayanımı sunan martensitik çelik
Ac ₁	Isıtma sırasında östenitin oluştuğu en düşük sıcaklık
Ac ₃	Isıtma sırasında östenit dönüşümünün tamamlandığı en düşük sıcaklık
f _{γ}	Kalıntı östenit faz hacim oranı
C _{γ}	Kalıntı östenitin içerdiği karbon miktarı
İHE	İstif hatası enerjisi
ÖGGD	Östeniti Geri Getiren Dönüşüm
AK	Ara kritik
KİB	Karbür İçermeyen Beynit
IBT	İzotermal beynitik tutma

1. Giriş

Yakıt ekonomisi son yıllarda değişen ekonomik ve politik şartlarla birlikte oldukça önemli hale gelmiştir (Robinson et al., 2019). Bu süreçte elektrikli araçlar (EA), hem otomotiv üreticilerinin hedefleri hem de ülkelerin uyguladığı politikalar doğrultusunda giderek daha fazla oranda hayatımıza girmeye başlamıştır (Burd et al., 2021). EA'ların yaygınlaşmasının önündeki en büyük problemler ise bataryaların maliyetleri, depolama kapasiteleri ve depoladıkları elektrik enerjisi ile gidebildikleri en uzun menzil olarak görülmektedir. Bir çözüm olarak daha büyük batarya kullanmak aracın katedebileceği en uzun mesafeyi artırırken maliyetleri de beraberinde getirmektedir. Ayrıca büyük bataryalar aracın ağırlığını da artıracak için otomotiv üreticileri mümkün oldukça bu yolla kapasite artışı sağlamaktan kaçınmaktadırlar (Mayyas et al., 2017). Bu sebeple, batarya boyutlarının yani yakıt hücresi sayısının artırılmasının dışında yakıt hücrelerinin depolama kapasitesinin artırılması üzerine de yoğun çalışmalar devam etmektedir. Yakıt tasarrufunda bir diğer yöntem ise araç ağırlığının azaltılmasıdır. Ağırlığı azaltılan araçlar daha az elektrikle daha uzun mesafeleri kat edebilirler. Ağırlığın azaltılması, batarya boyutlarının büyütülmesi gerektiği durumlarda ağırlık artışını telafi edebilmektedir (Luk et al., 2017). Örneğin, araç ağırlığında %10'luk bir azalma yakıt tüketiminden %4-8 oranında bir tasarrufu mümkün kılmaktadır (Fontaras et al., 2017). Araç ağırlığının; %40'ını gövde, %25'ini şasi, %15'ini güç aktarım organları ve %20'sini ise ekipman ağırlığı oluşturduğu düşünüldüğünde demir esaslı malzemelerin araç üretimindeki yeri hakkında fikir sahibi olunabilir (Demeri, 2013). Gerçekten de demir esaslı malzemeler günümüz araç ağırlığının %70'ine karşılık gelecek biçimde araç üretiminde yer almaktadır. Bu %70'lik oran içinde ise çelik alaşımları daha fazla yer tutmaktadır (Czerwinski, 2022). Bu yüzden ağırlık tasarrufu konusunda, araç üretiminde kullanılan çelik saclar büyük bir potansiyel barındırmaktadır. Çelik saclar kullanılarak ağırlık tasarrufu elde etmede en çok kullanılan yollardan biri sacların kesit kalınlığının azaltılmasıdır (Zuidema, 2012). Bununla birlikte unutulmamalıdır ki kesit kalınlığının azaltılması aracı hafifletse de azalan kesit kalınlığı aracın çarpışma performansını düşürebilmektedir (Safari et al., 2018).

50 yıldan fazla süredir otomotiv üreticileri ve bilim insanları, üretimde kullanılan çelik saclarda ağırlık tasarrufu yapılırken bu sacların hem şekillendirilebilirlik hem de çarpışma esnasında sönmüleyebildiği enerji konularında yoğun araştırma ve geliştirme (Ar-Ge) faaliyetleri yürütmektedir. Bu Ar-Ge faaliyetleri sonucunda ilk olarak Yüksek Dayanımlı Çelik (YDÇ veya bilinen kısaltmasıyla HSS) grubu ortaya çıkmıştır (Sperle et al., 2001). Bu gruptaki çelikler yüksek süneklığe sahip olmasına rağmen düşük dayanıma sahip olmalarından ötürü kaza anında sönmüleyebileceği enerji miktarı da sınırlı kalmaktadır (Lesch et al., 2017). Bu sınırlama farklı çelik arayışlarının önünü açarken yeni bir çelik grubunun da doğmasına neden olmuştur. İleri Yüksek Dayanımlı Çelik (İYDÇ veya bilinen kısaltmasıyla AHSS) olarak adlandırılan bu çelik grubu temel olarak üç sınıfa ayrılmaktadır. 1. Nesil İYDÇ'ler, Çift Fazlı (DP), Karmaşık Fazlı (CP) ve Dönüşüm Kaynaklı Plastisite (TRIP) Çelikleri gibi çelikleri kapsamaktadır (Klinkenberg et al., 2017). Günümüzde hâlâ yoğun olarak kullanılan bu sınıf hem şekillendirilebilirlik hem de enerji sönmüleme noktalarında artan gereksinimleri karşılayamadığından Östenitik Paslanmaz (AUST.SS), İkizlenme Kaynaklı Plastisite (TWIP) ve Mikrobant Kaynaklı Plastisite (MBIP) Çelikleri gibi 2. Nesil İYDÇ'ler ortaya çıkmıştır. Bu çelik sınıfı, araştırmacılar ve mühendisler tarafından Ar-Ge çalışmalarının odağında yer almıştır. Yüksek süneklığe ve dolayısıyla iyi şekillendirilebilirliğe sahip olan bu çelikler yine oldukça yüksek dayanım değerleri sergilemektedirler. Bu da, çarpışma esnasında açığa çıkan enerjinin 2. Nesil İYDÇ'ler tarafından daha iyi sönmülenmesini sağlamaktadır (Hu et al., 2017). 2. Nesil İYDÇ sınıfı yüksek miktarlarda pahalı alaşım elementlerinin (Ni, Mn vb) kullanımını ve karmaşık üretim yöntemleri gerektirmesinden ötürü istenilen oranda ticarileşmemiştir. 2. Nesil İYDÇ'lerin pahalı bir seçenek olmasından dolayı araştırmacıları ve mühendisleri 1. Nesil İYDÇ'lerden daha yüksek dayanım ve süneklilik sergileyen ancak 2. Nesil İYDÇ'lerden daha ekonomik yeni bir sınıfı, 3. Nesil İYDÇ'leri ortaya çıkarmıştır. Bu yeni sınıf Orta-Manganlı (MedMn veya MMn), TRIP-tip Beynitik Ferrit (TBF) veya diğer adıyla Karbür İçermeyen Beynit (CFB) ve Su Verme ve Paylaştırma (SV ve P veya bilinen adıyla Q&P) Çelikleri gibi çelikleri içermektedir. (Matlock & Speer, 2009). Yeni nesil İYDÇ'lerden istenilen bir özellik; yüksek dayanım ve süneklilik çarpımı (DSC veya bilinen adıyla PSE) değerine sahip olmasıdır. 3. Nesil İYDÇ'lerde bu değer 30 GPax%'den yüksek olması beklenmektedir (Dai et al., 2021; Sugimoto, 2022). Tüm YDÇ'leri ve İYDÇ'leri aynı grafikte gösteren küresel şekil verilebilirlik diyagramı veya diğer ismiyle "muz diyagramı" Şekil 1.1.1'de görülmektedir.



Şekil 1.1 Küresel Şekil Verilebilirlik Diyagramı (2021) (WorldAutoSteel, 2023). WorldAutoSteel Aracılığıyla.

3. Nesil İYDÇ'ler üzerine yapılan çalışmalar yaklaşık 20 yıldan beri ivmelenecek devam etmektedir. 3. Nesil İYDÇ'lerin ortak özelliği mikroyapısında barındırdığı yarı-kararlı "kalıntı östenit" (γ_K) fazıdır. Bir yüksek sıcaklık fazı olan γ_K , belirli prosesler sonucunda oda sıcaklığında bile çeliğin nihai mikroyapısında bulunabilmektedir. Bu yarı kararlı faz gerilme altında martensit fazına dönüşerek TRIP etkisi gösterebilmektedir. TRIP etkisi sayesinde çelikte boyun verme veya diğer adıyla plastik kararsızlık daha yüksek uzama değerlerine ötelenir. Böylece bu mekanizma çeliğin sünekliliğinin çarpıcı biçimde artmasına sebep olur. Bu dönüşüm yarı kararlı γ_K fazının kararlılığına bağlıdır ve kararlılığı etkileyen pek çok etken vardır. Dolayısıyla 3. Nesil İYDÇ'lerin uzama ve dayanım değerleri mikroyapıyı oluşturan fazların çeşitliliğinin yanı sıra γ_K fazının kararlılığına ve miktarına bağlıdır (Chiang et al., 2015; Kozłowska et al., 2021).

3. Nesil İYDÇ'ler giderek artan oranda ticarileşerek otomotiv üretiminde yer almakta, hedeflenen DSC değerlerinin oldukça üzerinde değerlere sahip olan yeni adaylar ve yeni üretim yöntemleri de her geçen gün ortaya çıkarılmaktadır (Cai et al., 2021; De Oliveira et al., 2020). γ_K fazı tüm bu çaba ve çalışmaların göbeğinde yer aldığından yeni alaşım tasarımlarında ve bilimsel çalışmalarda γ_K kararlılığının, miktarının ve γ_K 'nin diğer fazlarla ilişkisinin dikkate alınması önem arz etmektedir (Dong et al., 2022; Hidalgo et al., 2019). Bu sebeple, bu incelemenin amacı 3. Nesil İYDÇ'lerin üretim yöntemlerini, γ_K 'nin kararlılığını ve miktarını etkileyen faktörleri ve bu faktörlerin TRIP etkisi üzerindeki etkisini incelemektir.

2. TRIP Etkisi

3. Nesil İYDÇ'lerde oda sıcaklığında mikroyapıda östenit elde etmek kadar elde edilen kalıntı östenitin hangi etkiler altında martensite dönüşebileceğini ve bu dönüşümde etkili mekanizmaları anlamak da en az kalıntı östenit fazının oluşum süreci kadar önemlidir (Zhou et al., 2020).

Teorik olarak martensitik dönüşüm, atomların birlikte hareket etmesiyle başlayıp bu hareketin ardından kaymanın etkili olduğu ve bunun sonucunda kristal kafes yapısının çarpılmasıyla gerçekleşen difüzyonsuz bir katı hal dönüşümüdür. Bu atom hareketleriyle başlayan ve daha sonra kayma hareketine dönüşen süreç gerinim enerjisini artırarak faz dönüşüm kinetiğini başlatır. Bunun sonucunda ana faz (östenit) hacimsel olarak genişleyerek ürün fazı (martensit) ortaya çıkarır. Bu dönüşüm (genişleme) o kadar hızlıdır ki keskin martensit plakaları ses hızında oluşur (Bhadeshia & Honeycombe, 2017; Kelly, 2012).

Deformasyon yerleşik düzlemlerde gerçekleşir ve tercihli doğrultularda ilerler. Yüzey merkezli kübik (YMK) kristal kafes yapısından hacim merkezli kübik (HMK) kristal kafes yapısına dönüşüm 24 muhtemel kafes doğrultusunda gerçekleşebilir. Bununla birlikte termomekanik yüklemelerin sonucunda gerilmenin konumuna ve büyüklüğüne bağlı olarak sadece tercihli doğrultularda çekirdeklenme gerçekleşir. Plakalar arasında hapsolan karbon, HMK kristal kafes yapısını çarpıtarak tetragonaliteyi artırır ve bu yüzden çeliklerdeki martensit fazı hacim merkezli tetragonal (HMT) kristal kafes yapısına sahiptir (Caballero et al., 2014; Creuziger et al., 2019).

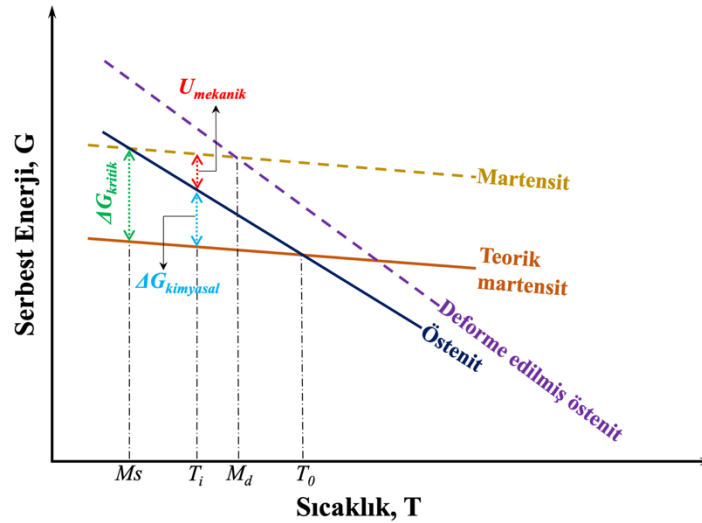
İtici güç dikkate alındığında martensitik dönüşüm 4 şekilde gerçekleşebilmektedir. Bunlar; atermal martensitik dönüşüm, izotermal martensitik dönüşüm, gerilme destekli martensitik dönüşüm ve gerinim kaynaklı martensitik dönüşümdür. Atermal martensitik dönüşüm yalnızca sıcaklığın etkin olduğu bir dönüşümdür. Bu dönüşümün başladığı nokta M_s sıcaklığıdır. Gerilme destekli martensitik

dönüşüm M_s sıcaklığından yüksek sıcaklıklarda ancak mekanik bir itici güç olan U 'nun varlığında meydana gelir. Patel ve Cohen bu mekanik gücün uygulanan kayma kuvveti, τ 'ya ve normal kuvvet, σ 'ya ve ayrıca dönüşüm kaymasının, γ_0 ve gerinim uzamasının, ϵ_0 bağlı olduğu bir denklemi ifade etmişlerdir (G. Olson & M. Cohen, 1972; Tamura, 1982).

$$U = \tau\gamma_0 + \sigma\epsilon_0 \quad (1)$$

Bogers ve Burger tarafından hata çözülüm modeli ile temel prensibi oluşturulan martensit dönüşüm kinetiğine dinamik model diye tabir edilen ve hem atermal dönüşümü hem de deformasyon kaynaklı dönüşümü kapsayan bir model ile açıklama getirilmeye çalışılmıştır (Bogers & Burgers, 1964). Bu modele termodinamik açıdan bakıldığında, östenit fazından martensit fazına bir dönüşümün gerçekleşebilmesi için Gibbs serbest enerjisinde bir düşüş olması gerekmektedir (Bleck et al., 2017).

Dönüşümün enerji açısından görünümü Şekil 2.1'de verilmiştir (Mukherjee et al., 2008). Grafik östenit ve martensit fazlarının sıcaklığın bir fonksiyonu olarak Gibbs serbest enerjisini göstermektedir. M_s , M_s^σ ve M_d östenitin martensite dönüşümü için gerekli olan kimyasal ve mekanik itici güç ile ilgili sıcaklıklardır. M_s sıcaklığının altında, östenit kendiliğinden martensite dönüşür (atermal martensitik dönüşüm) çünkü kimyasal serbest enerji farkı, $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha'}$, östenitte önceden var olan çekirdeklenme bölgelerinde martensit dönüşümünü sağlayacak kadar yüksektir. Sıcaklık M_s 'nin üzerine çıktığında, dönüşüm için ihtiyaç duyulan kimyasal itici güç azalacak ve martensit çekirdeklenmesi için bir gerilme uygulayarak ek bir mekanik itici güç, U , sağlamak gerekecektir. Şekil 2.1'deki grafikte östenit ve martensitin Gibbs serbest enerjilerini göstermek için kullanılan kesişen doğruların altındaki kırmızı çizgi dönüşümün gerçekleşmesi için gerekli olan ek mekanik itici gücü temsil etmektedir.

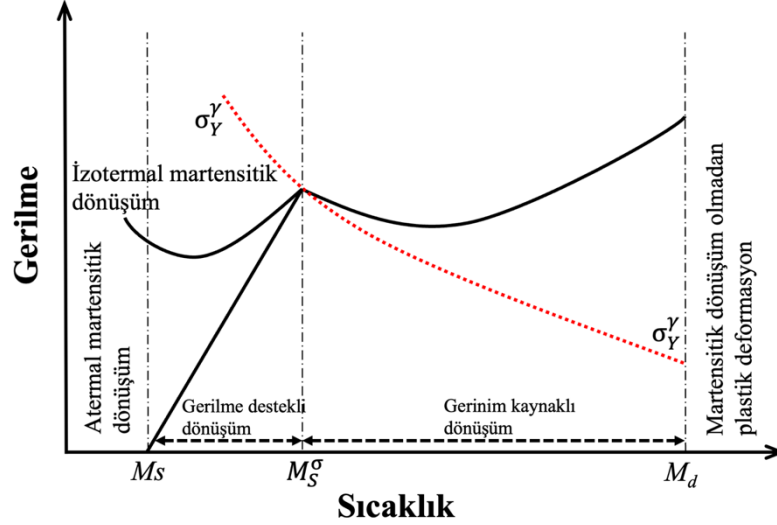


Şekil 2.1 Sıcaklık İle Gibbs Serbest Enerjisi Arasındaki İlişki. (Mukherjee et al., 2008)'den Uyarlanmıştır.

Olson ve Cohen tarafından geliştirilen ve α' fazının çekirdeklenmeye başlaması için gerekli olan gerilme ve sıcaklık arasındaki ilişkiyi gösteren grafik Şekil 2.1'de verilmiştir (G. B. Olson & M. Cohen, 1972). Martensitik dönüşüm çekirdeklenme ve büyümenin görüldüğü birinci dereceden bir faz dönüşümüdür. Dönüşümün gerçekleşmesi için sistemin serbest enerjisinin düşmesi ve ayrıca heterojen çekirdeklenme bölgelerinin mikroyapıda var olması gerekmektedir. T_o sıcaklığında, östenitin kimyasal serbest enerjisi martensitin kimyasal serbest enerjisine eşittir ve her iki faz da termodinamik olarak dengededir. Fakat östenitten martensite dönüşüm ancak sistemin serbest enerji değişiminin martensitin elastik gerinim enerjisi ve yüzey enerjisini dengeleyecek kadar büyük olması durumunda gerçekleşebilir. Bundan dolayı östenit T_o sıcaklığında bile kendiliğinden martensite dönüşmez. T_o 'dan daha küçük bir sıcaklık olan ve M_s sıcaklığına karşılık gelen bir miktar alt soğumaya ihtiyaç vardır. Bu M_s sıcaklığı aynı zamanda dönüşümün başlaması için gerekli olan kritik kimyasal itici gücün, ΔG_{kritik} mevcut olduğu sıcaklıktır. Diğer enerji türlerinin sistemde bulunmadığı durumda, dönüşümün gerçekleşmesi için kimyasal serbest enerji değişimi $\Delta G_{kimyasal}$ 'ın kritik kimyasal itici güç ΔG_{kritik} 'e eşit veya ΔG_{kritik} 'den büyük olması gerekmektedir (Kaufman & Cohen, 1958; Poling, 2016; Schröder et al., 2018).

Şekil 2.2 grafikte görüleceği üzere, M_s ve M_s^σ arasındaki sıcaklık aralığında dönüşüm östenitteki elastik gerilme ile başlar ve bu dönüşüm "gerilme destekli dönüşüm" olarak adlandırılır. Bu sıcaklık aralığında, martensit dönüşümünün başlamasından dolayı akma, östenitin akma gerilimi olan σ_y 'nin altındaki gerilmelerde meydana gelir. M_s^σ üzerindeki sıcaklıklarda, akma σ_y 'ya ulaştığında kayma ile gerçekleşir ve martensit dönüşümünün başlaması için uygulanan gerilmenin σ_y 'ya eşit veya büyük olması gerekir. Gerinim kaynaklı

dönüşüm, M_s^σ ve M_d aralığındaki sıcaklıklarda gerçekleşir. Bu sıcaklık aralığında plastik deformasyon neticesinde martensitin çekirdeklenmesi için kayma bantlarının kesişim noktalarında güçlü çekirdeklenme bölgeleri oluşur. Kayma bantlarının kesişim noktalarında, kayma bantlarının içerisinde, tane sınırları ile kayma bantlarının kesişimlerinde, ϵ -martensit plakalarının kesiştiği noktalarda, ϵ -martensit plakasının içerisinde, ikizlenme plakalarının kesişim noktalarında ve hatta dislokasyon yığınlarında bu çekirdeklenme bölgeleri oluşabilir. M_d 'nin üzerinde östenit plastik deformasyon kaynaklı dönüşüm ile martensite dönüşmeyecek kadar kararlıdır (G. Olson & M. Cohen, 1972). Anlaşılabileceği üzere, genel olarak, α' martensitin çekirdeklenme bölgeleri mikroyapıdaki çeşitli kafes hatalarından kaynaklanmaktadır. Bu kafes uyumsuzluğundan doğan yerel gerilmeler martensitik dönüşümü teşvik eder. Malzemenin deformasyon durumu, tane büyüklüğü, alaşım elementlerinin varlığı gibi birçok faktör martensit çekirdeklenme bölgelerini ve ayrıca dönüşüm karakteristiğini etkilemektedir.

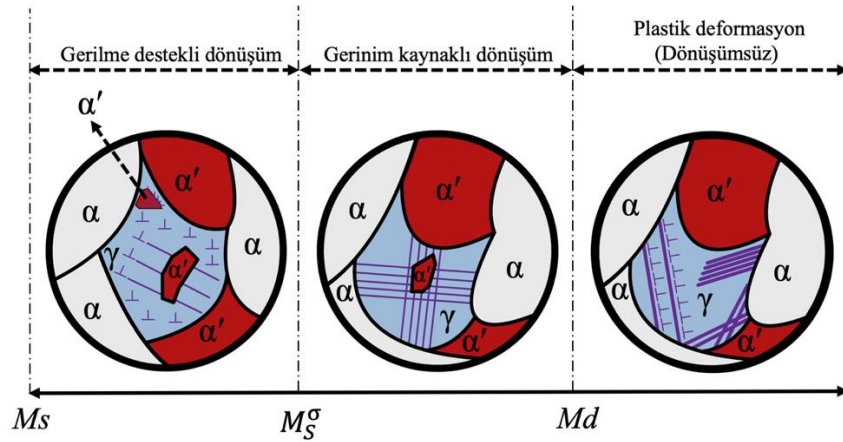


Şekil 2.2 Gerilme Destekli Dönüşüm Ve Gerinim Kaynaklı Dönüşüm Arasındaki İlişki. (Mukherjee et al., 2008)'den Uyarlanmıştır.

Martensitik dönüşüm geniş kayma bileşenleri içeren sabit-düzlem gerinimli şekil deformasyonu olarak düşünülebilir. Bu yüzden martensitik dönüşüm kristal kafes yapısında değişimle sonuçlanan bir deformasyon modu olarak görülebilir. Deformasyon veya diğer deyişle gerinim enerjisi, $U_{mekanik}$, dönüşümün gerçekleşmesinde kimyasal itici güce yardım eden bir ek mekanik itici güç olarak kabul edilebilir. Dışarıdan uygulanan gerilme ile gerçekleşen deformasyon ve ilgili mekanik itici güç sayesinde kimyasal itici gücün martensitik dönüşümü başlatabilecek kadar büyük olmamasına rağmen M_s sıcaklığının üzerinde martensit dönüşümü tetikleyerek başlatabilir. Diğer bir deyişle deformasyon kaynaklı martensitik dönüşüm deformasyon sırasında biriken gerinim enerjisinin dönüşüm yardımıyla yapıdan uzaklaştırılması olarak yorumlanabilir (Olson & Azrin, 1978).

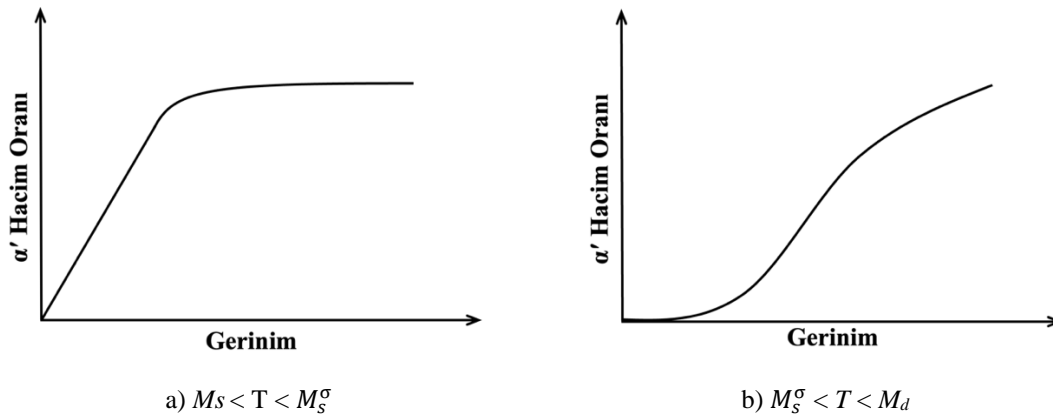
Kimyasal itici gücün büyüklüğü M_s sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklardaki artış ile doğrusal olarak azalır. Bundan dolayı martensit dönüşümünün M_s sıcaklığından yüksek sıcaklıklarda tetiklenebilmesi için sıcaklık artışıyla orantılı bir mekanik itici güç gerekmektedir. Bu ancak M_d sıcaklığına kadar geçerlidir. M_d sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda kimyasal itici güç çok küçüktür. Bundan dolayı $U_{mekanik} < \Delta G_{kritik} - \Delta G_{kimyasal}$ ve deformasyon artık martensitik dönüşümü tetikleyemez. M_s ve M_d arasındaki sıcaklıklarda östenitin deformasyon kaynaklı martensite dönüşümü iki şekilde olur. Şekil 2.2'de martensitik dönüşümün başlaması için gerekli olan kritik gerilme değişimini sıcaklığın bir fonksiyonu olarak göstermektedir. Kararlı östenitin akma dayanımındaki sıcaklığa bağlı değişim de aynı grafik üzerinde kesikli çizgilerle gösterilmektedir. Anlaşılabileceği üzere dönüşümün başlaması için gerekli olan kritik gerilme M_s ve M_s^σ sıcaklıkları aralığında M_s^σ 'ya kadar sıcaklığın artmasıyla doğrusal olarak artmaktadır. Bununla birlikte bu sıcaklık bölgesindeki kritik gerilme, kararlı östenitin akma gerilmesinden düşüktür ve dönüşüm M_s sıcaklığının altındaki sıcaklıklara soğutulduğu takdirde dönüşümün gerçekleşmesine neden olacak aynı çekirdeklenme bölgelerinde heterojen çekirdeklenme ile gerçekleşir. Bu şekilde gerçekleşen dönüşüm, "gerilme destekli dönüşüm" olarak isimlendirilir. Gerilme destekli mekanizma ile östenitin martensite dönüştüğü maksimum sıcaklık M_s^σ 'dir. Bu sıcaklıkta uygulanan kritik gerilme kararlı östenitin akma noktasına ulaşır ve bu sıcaklığın üzerinde martensitik dönüşümü tetikleyebilecek bir gerilme aynı zamanda östenitin kayma ile plastik deformasyona uğratabilecek kadar büyüktür. M_s^σ 'dan daha büyük sıcaklıklarda, martensit dönüşüm plastik olarak deforme olmuş östenit fazının plastik deformasyonla ortaya çıkan yeni çekirdeklenme bölgelerinde gerçekleşir (Olson & Azrin, 1978; Olson & Sivarajan, 2017). Bu şekilde gerçekleşen

dönüşüm “gerinim kaynaklı dönüşüm” olarak isimlendirilir (Bleck et al., 2017). Yukarıda anlatılan mekanizmalar şematik olarak Şekil 2.3’de gösterilmiştir.



Şekil 2.3 M_s , M_s^σ ve M_d Sıcaklık Aralıklarında Kalıntı Östenitin Dönüşüm Ve Deformasyon Mekanizmaları. (De Cooman, 2004; Sugimoto & Mukherjee, 2017)’den Uyarlanmıştır.

M_s^σ , sıcaklığına yakın sıcaklıklarda her iki mekanizma aynı anda etkindir. M_d sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda gerilim artsa bile deformasyon ile martensit dönüşümü gerçekleşemez ve östenit fazı gerilme etkisiyle yalnızca plastik olarak deforme olur. Kalıntı östenitin içerdiği düşük karbon miktarı veya östenitin kararlılığını etkileyen diğer faktörler M_s , M_s^σ ve M_d sıcaklıklarının yükselmesine neden olur (Olson & Sivarajan, 2017). Aşağıdaki şekilde deformasyon kaynaklı dönüşüm sonucunda çeliğin yapısında oluşan martensitin miktarının gerilme destekli ve gerinim kaynaklı olmasına bağlı olarak dönüşüm davranışı verilmiştir. Bu grafikten de anlaşılacağı üzere Şekil 2.4 a)’da gerilme destekli dönüşüm etkisi altında olan östenitte gerinimin artmasıyla dönüşen martensitin hacmi hızlı biçimde doğrusal olarak artar. Buna karşın Şekil 2.4 b)’de şematik gösterimi verilen gerinim kaynaklı östenitten martensite dönüşümde bu hızlı artış görülmez. Deformasyonun ilk safhalarında östenitten martensite dönüşüm miktarı artmasına rağmen Şekil 2.4 a)’da olduğu gibi aniden artmazken ileri deformasyon safhalarında da logaritmik bir artış gösterir (Davut, 2013).



Şekil 2.4 a) Gerilim Destekli Ve B) Gerinim Kaynaklı Dönüşüme Bağlı Olarak Kalıntı Östenitin Martensite Dönüşüm Davranışının Karşılaştırılması (Davut, 2013)’ten Uyarlanmıştır.

3. Nesil İYDÇ’lerin sergilediği mükemmel mekanik özellikler yukarıda bahsedildiği üzere yarı kararlı östenitin deformasyon kaynaklı martensite dönüşümü ile ortaya çıkar. Dönüşümün bu olumlu etkisi büyük ölçüde kalıntı östenitin direncine ve kararlılığına bağlıdır. Eğer östenitin kararlılığı çok düşük veya çok yüksek ise şekil verme sırasında dengeli dönüşümün bu faydalı etkisinden yararlanılamaz. Bundan dolayı yalnızca kalıntı östenitin miktarı değil aynı zamanda östenitin kararlılığı da plastik deformasyon davranışı ve dolayısıyla şekil verilebilirlik üzerine etkilidir (Takahashi, 2020).

Tahmin edileceği üzere kalıntı östenitin dönüşümü için matematiksel model geliştirmek de mühendisler açısından önem arz etmektedir. Bu sayede sadece deformasyon kaynaklı dönüşümün anlaşılmasını mümkün kılmayacak ayrıca TRIP özelliği sergileyen çelikleri daha iyi dizayn etmemizi de sağlayacaktır. Kalıntı östenitin gerinim ile değişimini açıklayan ve tahmin eden birçok farklı model ortaya atılmıştır. Bunların arasında en çok kullanılanlardan biri ise Olson ve Cohen modelidir (Mansourinejad & Ketabchi, 2017).

Olson ve Cohen gerinim kaynaklı martensitik dönüşüm için geliştirilmiş bir sayısal modeldir. Yarı kararlı östenit fazındaki kayma bant kesişimlerinin martensitin gerinim kaynaklı çekirdeklenmesi için birincil bölgeleri oluşturduğunu kabul ederler. Bu modele göre gerçek gerininin, ϵ , uygulanmasından sonra oluşan martensitin hacimsel oranı aşağıdaki gibi tanımlanabilir (Olson & Cohen, 1975).

$$f_M = 1 - e^{-\beta_0[1-e^{-\alpha_0\epsilon}]^{n_1}} \quad (2)$$

Yukarıdaki eşitlikte, β_0 , martensit çekirdeklenme ve bunu izleyen dönüşüme sebep olacak kayma bantlarının kesişme olasılığı ile ilgili katsayıyı ifade etmektedir. Bu ifade aynı zamanda östenitten martensite dönüşüm için gerekli olan itici güç olan $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha}$ 'ye bağlıdır. α_0 , gerinimden bağımsız bir sabittir ve kayma bantlarının oluşum hızını ifade etmektedir. n_1 ise ≥ 2 olan bir sabittir. Örnek olarak, Angel tarafından çalışılan çeliklerde 4,5 değeri uygun görülmüştür. n_1 değeri dönüşüm kinetiğini etkileyen malzeme ve üretim parametrelerinden etkilenir. Olson-Cohen modelinin geliştirilmesi için gerilme koşulu ve gerinme hızı gibi kritik faktörleri de dikkate alan farklı çalışmalar da yapılmıştır (Liu et al., 2018). Dönüşüm kaynaklı plastisite davranışını tanımlayan derin ilişkiyi kurabilmek ve anlayabilmek 3. Nesil İYDÇ'lerin tasarımında ve üretildikten sonra etkili olarak kullanılmasında önemli avantaj sağlar.

2.1. Kalıntı Östenit Kararlılığını Kontrol Eden Etkenler

Hem gerilme yardımcı hem de gerinim kaynaklı martensitik dönüşümün kaynağı γ_K 'dir. Bu sebeple kalıntı östenitin kararlılığını etkileyen faktörlerin anlaşılması önem arz etmektedir. γ_K 'nin kararlılığını etkileyen birçok etken vardır (Chiang et al., 2015). Bu etkenler tek tek etki edebileceği gibi farklı etkenlerin östenit kararlılığına müşterek etkisi de göz ardı edilmemelidir (Belde et al., 2016; Bhadeshia, 2002). Östenit kararlılığını etkileyen bu faktörlerden bazılarını içeren diyagram Şekil 2.5'de verilmiştir.



Şekil 2.5 Kalıntı Östenit Kararlılığını Etkileyen Faktörlerden Bazıları. (Pereloma et al., 2016)'dan Uyarlanmıştır.

3. Nesil çelikler üzerine yapılan çalışmalarda tüm bu etkenlerin göz önünde bulundurulması gerektiğinden üretilen çeliklerin 30 GPax% ve daha yüksek DSÇ değerlerine ulaşması kolay değildir (Yi et al., 2018). γ_K 'nin kararlılığını etkileyen faktörlerden en önemlileri aşağıda incelenmektedir.

2.1.1. Tane boyutu

Yapılan pek çok çalışma γ_K kararlılığı ile γ_K 'nin tane boyutu arasında ters orantılı bir ilişki olduğunu göstermiştir. Yani, γ_K 'nin tane boyutu ne kadar küçükse gerinim halinde martensitik dönüşüme de bir o kadar mekanik direnç gösterecektir (Zhang et al., 2017). İri tane boyutuna sahip γ_K 'lerin kararlılığı düşük olduğundan dolayı düşük gerinimler altında bile kolayca martensite dönüşecek, toplam süneklige ve dolayısıyla TRIP etkisine katkısı oldukça kısıtlı olacaktır (Xie et al., 2014; Zhang & Findley, 2013). Dikkat edilmesi gereken bir başka husus ise γ_K tanelerinin boyutlarının çok küçük olmaması gerektiğidir. Çok küçük ve dolayısıyla ince γ_K taneleri malzeme koptuktan sonra bile martensite dönüşmemiş halde mikroyapıda kalabilmekte ve bu tanelerin TRIP etkisine katkısı olmamaktadır (Li et al., 2017). Östenitin kimyasal kararlılığının rolü bir kenara bırakıldığında, γ_K tane boyutunun küçülmesinin martensitin dönüşümünü tetikleyebilecek potansiyel çekirdeklenme bölgelerinin azalmasını yanında getireceğini göz önünde bulundurmak gerekir. Çünkü küçülen tane boyutu martensit dönüşüm ile birlikte ortaya çıkacak olan plastik rahatlamayı ve beraberindeki martensit çitasının/plakasının büyümesini engellemekte ve martensitin ara yüzey enerjisini kontrol ederek dolaylı olarak M_s sıcaklığını etkilemektedir (Wang & Van Der Zwaag, 2001; Zinsaz-Borujerdi et al., 2018). γ_K önemli oranda deforme edilerek östeniti alt tanelere ayıran mikrobantlar, istif hataları, kayma bantları ve alt tane formasyonları gibi yeni çekirdeklenme bölgeleri oluştuğunda, γ_K 'nin deformasyon kaynaklı martensite dönüşümü artar (Ma et al., 2016). Çünkü bu yeni oluşan alt taneler etkili heterojen çekirdeklenme bölgelerinden müstesnadır. Ayrıca yeni oluşan alt taneler etraflarındaki tanelerin dönüşümünü engellerler. Bunlara ek olarak, mekanik olarak ferrit/ γ_K ara yüzeyinin yarı-uyumlu doğası martensitik dönüşüm için gerekli olan homojen olmayan kayma tipi bir sabit kristal kafes deformasyonuna izin vermemektedir (Liu et al., 2018).

2.1.2. Kimyasal kompozisyonun etkisi

Alaşım elementlerinin kalıntı östenit kararlılığı üzerine etkisinin belirlenmesi için araştırmacılar tarafından birçok ampirik formül türetilmiştir. Bunların arasında en çok kullanılan yaklaşımlardan biri Barbier'in M_s sıcaklığının belirlenmesi için ortaya attığı formüldür (Barbier, 2014).

$$M_s = 545 - 601,2x(1 - e^{-0,868x\%C}) - 34,4x\%Mn - 13,7x\%Si - 9,2x\%Cr - 17,3x\%Ni - 15,4x\%Mo + 10,8x\%V + 4,7x\%Co - 1,4x\%Al - 16,3x\%Cu - 361x\%Nb - 2,44x\%Ti - 3448x\%B \quad (3)$$

Bu formülden de anlaşılacağı üzere tüm östenit kararlaştırıcı elementler arasında, M_s sıcaklığını aşağı çekmesi dolayısıyla da kalıntı östenitin miktarını ve kararlılığını etkilemesinden ötürü karbon (C) ve mangan (Mn) en etkili östenit kararlaştırıcılardır. Kobalt (Co) ve vanadyum (V) dışında formüldeki diğer elementlerin östenitin atermal dönüşüm sıcaklığını düşürdüğü görülmektedir. Kimyasal kompozisyon östenit ve martensit arasındaki kimyasal enerji farkını değiştirerek östenitin kararlılığını doğrudan etkilemektedir. Bu eşitlik ile ilgili denklem aşağıdaki gibi ifade edilebilmektedir (Bhadeshia, 1981a, 1981b; Krizan & De Cooman, 2008).

$$\Delta G_{chem}^{\gamma \rightarrow \alpha'} = -7381.6 + 69447 X_c + 19296 X_{Mn} - 38776 X_c X_{Mn} + (6.7821 - 33.45 X_c) T \text{ J/mol} \quad (4)$$

X_c , karbonun ve X_{Mn} , manganın mol hacim oranını ifade ederken T ise Kelvin cinsinden sıcaklığı ifade etmektedir.

Ayrıca alüminyum ve silisyum gibi ferrit kararlaştırıcı elementler, östenitin içindeki karbonun ayrılarak yapıda karbür olarak çökmesini geciktirmekte ve hatta tamamen baskılayabilmekte ve böylece östenitin karbonca zenginleşmesini sağlamaktadır. Bu sebeple bu elementler östenit kararlılığını olumlu yönde etkilemektedir.

2.1.3. Kalıntı östenitin morfolojisi ve komşu fazların rolü

Kalıntı östenit morfolojisi genel olarak iki kategoriye ayrılabilir. Yüksek kararlılığa sahip film östenit ve düşük kararlılığa sahip blok östenit. Film ve blok östenit arasındaki farklılık genellikle östeniti çevreleyen matriksin içerdiği fazlara bağlı olmakla birlikte film östenitin daha fazla karbon içeriğine sahip olduğu bilinmektedir (Lu et al., 2020; Xie et al., 2014). Bununla birlikte blok östenitin film östenitten daha fazla karbon içerdiğine dair az sayıda da olsa bazı araştırmalar da söz konusudur (Xiong et al., 2013). Araştırmalardaki karbon oranlarının farklılığın sebebinin bu östenitleri çevreleyen matriksin farklılığından kaynaklandığı düşünülmektedir. Blok östenit tanelerinin genellikle yumuşak ferrit matriks içerisinde bulunduğu gözlemlenmiştir (G. Q. Li et al., 2022). Karbon, ara kritik (AK) tavlama sırasında ferritten östenite difüze olurken blok östenit karbonla yüksek oranda zenginleşir (Kamoutsi et al., 2015). Film östenit ise genellikle martensit çitaları arasında kalır (Min et al., 2016). Çünkü östenitin bir kısmı soğuma sırasında martensite dönüşmekte ve bu da düşük karbonlu film östenitle sonuçlanabilmektedir. Bu az sayıdaki çalışmalarda her ne kadar film östenitin düşük karbon miktarına sahip olduğu bildirilse de iki sebepten yüksek mekanik kararlılık göstermiştir. Bunlardan ilki kalıntı gerilmeden kaynaklanan

yüksek hidrostatik basınçtır. Martensitik dönüşüm hacimsel genişlemeyi de içerdiğinden kalıntı gerilim kaynaklı yüksek basınç dönüşümü oldukça zorlaştırır (Chen et al., 2020). İkincisi ise “kalkan etkisi” olarak bilinmektedir (Wu et al., 2015). Yüksek sertliğe sahip martensit çıtalaları/plakaları arasında sıkışan ince film östenitin bu fazların kalkan etkisi göstermesi sebebiyle dönüşümü zorlaşır. Küçük tane boyutu, yüksek dislokasyon oranı ve içerdiği karbon nedeniyle martensit ferritten çok daha yüksek dayanım değerine sahiptir. Bu sebeple komşu film östenitin dönüşümüne izin verecek bir hacimsel genişlemenin öncelikle martensiti deforme edebilmesi gerekmektedir. Bu ise oldukça yüksek bir gerilim gerektirmektedir. Sonuç olarak, martensit çıtalaları kalkan görevi görerek film östeniti deformasyon kaynaklı martensitik dönüşüme karşı korumaktadır. Bu yüzden film östenit daha düşük karbon oranına sahip olmasına rağmen blok östenitten daha geç dönüşmekte veya hiç dönüşmemektedir (P. J. Jacques et al., 2001; Wang et al., 2022; Xiong et al., 2013). Tabi ki östenit kararlılığını aynı anda etkileyen birçok farklı faktör vardır ve tüm bu faktörlerin birlikte veya ayrı ayrı etkisini göz önünde bulundurmak gerekmektedir.

2.1.4. γ_K yönlenimi ve gerilim düzeyi

γ_K yönlenimi üzerine yapılan çalışmalar oldukça azdır. Bununla birlikte bazı mikro mekanik model kullanılan çalışmalar tane yönleniminin deformasyon kaynaklı martensitik dönüşümü etkilediğini göstermiştir (Reisner et al., 1997). Örneğin, ferrit içerisinde bulunan γ_K tanelerinin Schmid faktörünün en yüksek olduğu bulunmuştur. Bu sebeple östenit tanelerinin Schmid faktörünü azaltmak için bir rotasyon hareketi yaptığı ve bunun da deformasyon kaynaklı martensitik dönüşümü geciktirdiği bildirilmiştir (Tirumalasetty et al., 2012).

Yine bir başka çalışmada çekme gerilmesine maruz kalan γ_K tanelerinin basma gerilmesine maruz kalan tanelere göre daha fazla dönüştüğü gözlemlenmiştir. Bunun sebebinin ise uygulanan yükün dik bileşeninin çekmede pozitif basmada ise negatif olması olduğu düşünülmektedir. Çünkü martensitik dönüşüm genel itibarıyla bir hacimsel genişlemeyi içermektedir ve basma kuvveti bu hacimsel genişlemeyi sınırlandırmaktadır (Tirumalasetty et al., 2012). Yine düzlemsel gerilim durumunda tek yönlü olan çekme gerilmesine kıyasla martensitik dönüşüm daha geç başlamaktayken çift eksenli gerilim durumunda tek eksenli çekme koşullarına kıyasla γ_K dönüşümü daha hızlı olmaktadır (Im et al., 2002; Sugimoto et al., 1995).

2.1.5. Plastik deformasyonun etkisi

Ara kritik sıcaklık bölgesinde östenitin deformasyon ile sertleşmesi östenitin martensite dönüşümü için gerekli olan hacimsel genişlemeden kaynaklanan şekil değişimini zorlaştırdığı için M_s sıcaklığını düşürmektedir (Zhao & Jiang, 2018). Bu sebeple deforme edilmiş γ_K 'nin deforme edilmemiş γ_K 'ye kıyasla dönüşüme karşı daha kararlı olduğu bilinmektedir. Bununla birlikte, deformasyonun miktarı nihai mikroyapısal incelmeyi de etkilemektedir. Örneğin, ara kritik sıcaklık bölgesinde artan miktarda deformasyon uygulanması heterojen çekirdeklenme bölgelerini artıracığından nihai mikroyapıda ferrit dönüşüm hızının artmasına ve daha ince ferrit tanelerinin oluşmasına neden olacaktır. Böylece bir sonraki ısıl işlem aşaması olan izotermal beynitik tutma bölgesinde oluşacak γ_K 'lerin kararlılığını ve morfolojisini etkileyecektir (Basuki & Aernoudt, 1999). Bu ise daha sonraki deformasyon aşamalarında etkili bir TRIP mekanizmasının ortaya çıkmasını sağlayacaktır. Özetle, fazların morfolojisi ara kritik bölgede yapılacak termomekanik işlemler ile kontrollü şekilde deformasyona uğratarak da değiştirilebilir. Bu bölgede yapılacak yüksek oranda deformasyon işlemleri sonucunda kalıntı östenitin hacim oranının arttığı ve genel çelik mikroyapısında da tane küçülmesi görüldüğü bildirilmiştir (P. Jacques et al., 2001).

2.1.6. İlk östenit tane boyutunun etkisi

İlk östenit tane boyutu, özellikle izotermal tutma ısıl işlemi sürecinde potansiyel tane sınırı beynit çekirdeklenme bölgelerinin sayısını etkilemektedir. Büyük ilk östenit tane boyutuna sahip çelik izotermal tutma sırasında daha hızlı beynitik dönüşüm geçirecek ve daha fazla miktarda beynit elde edilmesini sağlayacaktır. Büyük ilk östenit tanelerinin daha az çekirdeklenme bölgesi ihtiva etmesinden dolayı oluşacak beynit miktarının az olacağını belirten çalışmalar olsa da östenit tanesi boyunca beynit demetlerinin büyüyecek alana sahip olmasının beynit kinetiğini olumlu etkilediği düşünülmektedir. Ancak bu çalışmalar genellikle M_s sıcaklığının üzerindeki dönüşümlere odaklanmıştır ve Q&P Çeliklerinin literatüre girmesiyle M_s sıcaklığının altında yapılan izotermal tutma sürecinin etkisinin de detaylı olarak incelenmesi gerekmektedir (Dhara et al., 2022; Tian et al., 2019).

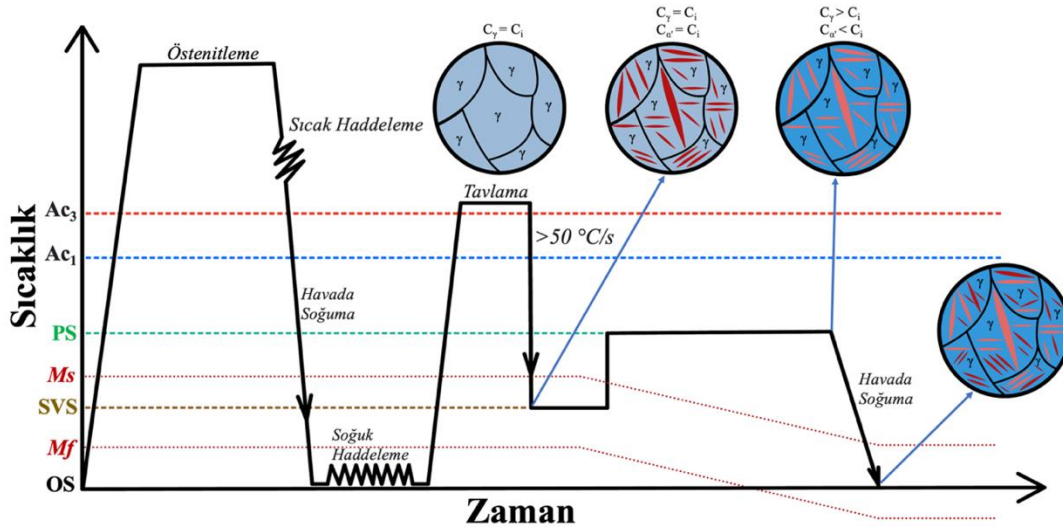
Östenitin dönüşüm ürünleri olan hem martensitin hem de beynitin dönüşüm kinetiği ve morfolojisi kısmen ilk östenit tane boyutuna bağlıdır. Ayrıca ilk östenit tane boyutunun incelenmesinin martensit ve beynit başlangıç sıcaklıklarını aşağı çektiği görülmüştür. İncelen ilk östenit tane boyutunun östenitin plastik deformasyonunu zorlaştırdığı için martensitik dönüşüm için gerekli olan kayma gerilimini engellediği ve bu yüzden de M_s sıcaklığını daha aşağı çektiği düşünülmektedir. İlk östenit tane boyutu martensitin morfolojisini etkilemektedir. Ayrıca Nb ve V gibi mikro-alaşım elementleri de ilk östenit tane boyutunu inceleyeceği için hem dönüşüm kinetiğini etkilemekte hem de çeliğin tokluğunu artırmaktadır (Dhara et al., 2022).

3. 3. Nesil İleri Yüksek Dayanımlı Çelikler

3. Nesil İYDÇ'lerin üretimi için pek çok farklı alaşım sistemi ve ısıl işlem yöntemi denenmektedir. Özellikle karmaşık ısıl işlem prosedürlerinin sonucunda oldukça başarılı sonuçlar elde edilmesine rağmen kullanılan prosedürlerin çoğu yıllardır var olan ve otomotiv sacı üretiminde kullanılan sürekli döküm (SDH), sürekli tavlama (STH) ve galvaniz tavlama (GTH) hatlarına henüz uygun değildir (Ma, 2017; Matlock & Speer, 2010). Aynı zamanda 3. Nesil İYDÇ'lerin üretim süreçleri genellikle optimum özellikleri sundukları ve "işlem penceresi" olarak bilinen çok dar bir ısıl işlem aralığına proses aralığına sahiptir (Bhadhon et al., 2022). Bu sebeple ticarileşmiş veya ticarileşme aşamasında olan 3. Nesil İYDÇ türleri oldukça sınırlıdır. Bu çelik türlerinin mikroyapısal ve mekanik özelliklerine, avantajlı ve dezavantajlı noktalarına ve ayrıca üretim yöntemlerine hâkim olmak gelecekte üretilmesi hedeflenen yeni nesil İYDÇ'ler için araştırmacılara parlak fikirler sunacaktır.

3.1. Su Verme ve Paylaştırma (SV ve P) Çeliği

Su verme ve paylaştırma çeliği (SV ve P) veya yaygın kullanımıyla Q&P Çelikleri ilk olarak 2003 yılında Speer tarafından ortaya atılmıştır (Speer et al., 2003). Q&P çeliği mikroyapısal olarak genellikle ferritten, karbonca zenginleşmiş östenitten ve temperlenmiş martensitten oluşmaktadır (Kumar, 2022). Kalıntı östenit hacim oranı %5 ile %20 arasında değişmektedir (Wang & Speer, 2013). İlk olarak martensitik çeliklerde kalıntı östenitin karbonca zenginleşmesini sağlayan ve martensitte karbür çökmesini elimine edip karbonu östenite paylaştırarak martensitin karbonca aşırı doymasını engelleyen bir yöntem olarak ortaya çıkmıştır (Matas & Hehemann, 1960). Bununla birlikte martensitik çeliklerde kullanılan, östenitin ayrışmasını ve karbürün çökmesini hedef alan su verme ve temperleme ısıl işleminden farklı olarak Q&P Çeliklerinde, östenit ayrışmasını ve karbür çökmesini baskılamak için görece yüksek miktarlarda Al ve Si kullanılmakta ve karbonca zenginleşmiş östenit elde edilmesi sağlanmaktadır (Yan et al., 2015). Q&P Çeliklerinin mikroyapısındaki sert ve kırılğan martensit yüksek dayanım değerleri vadederken yapıdaki γ_K ise güçlü bir TRIP etkisi sağlar ve böylece Q&P Çelikleri, yüksek dayanım sağlarken iyi sünekliliği de bir araya getirir (Van Bohemen, 2012). Q&P Çeliklerinin üretim aşaması ve mikroyapı değişimi Şekil 3.1'de gösterilmektedir.



Şekil 3.1 Q&P Çelik üretim prosesinin şematik gösterimi. Bordo ve pembe renkli fazlar farklı karbon oranına sahip martensit plakalarını göstermektedir. (Matlock et al., 2003)'ten uyarlanmıştır.

Q&P çeliği üretim prosesi ilk olarak tam veya ara kritik bölgede kısmi bir östenitleme ile başlar. Prosesin kısmi östenitleme ile başlaması durumunda bir miktar ferrit oluşacağından geri kalan östenit karbonca daha fazla zenginleşecektir. Tam östenitleme ya da kısmi östenitleme bölgesinde belli bir süre tutulan çelik sonrasında hızlıca su verilerek oda sıcaklığına soğutulmak yerine, M_s ve martensitik dönüşüm bitiş sıcaklığı (M_f) arasında bir su verme sıcaklığına (SVS) soğutulur. Böylece bu sıcaklıkta mikroyapıda su verilmiş martensit, atermal dönüşüm tamamlanmadığı için dönüşmemiş östenit ve eğer çelik başlangıçta ara kritik bölgeden soğutulmuşsa bir miktar da ferrit bulunur. Burada bir süre tutulan çelik sonrasında paylaştırma prosesi için ya aynı sıcaklıkta tutulur (tek adım SV ve P) veya M_s sıcaklığının üzerinde bir sıcaklığa çıkartılarak karbonca aşırı doymuş martensitten östenite karbon

paylaşımı sağlanır (iki adımlı SV ve P). Paylaştırma prosesi bittiğinde çelik oda sıcaklığına soğutulur. Bu soğuma sırasında östenit taneleri karbonca zenginleştiği için atermal martensit dönüşümüne karşı dirençlidir ve soğuma sırasında martensite dönüşüm oldukça sınırlıdır (Dai et al., 2021; Gao et al., 2014; Zinsaz-Borujerdi et al., 2018).

Q&P Çeliklerinin üretimi ara bir sıcaklığa su vermeyi içerdiğinden görece karmaşıktır. Q&P üretim parametreleri östenitleme sıcaklığı, zamanı, su verme sıcaklığı (SVS), paylaştırma sıcaklığı (PS) ve paylaştırma süresidir. Bu parametrelere dikkat edilerek oldukça yüksek mekanik özellikler sergileyen Q&P Çelikleri üretilebilmektedir (Taub et al., 2019).

3.1.1. Östenitleme sıcaklığı

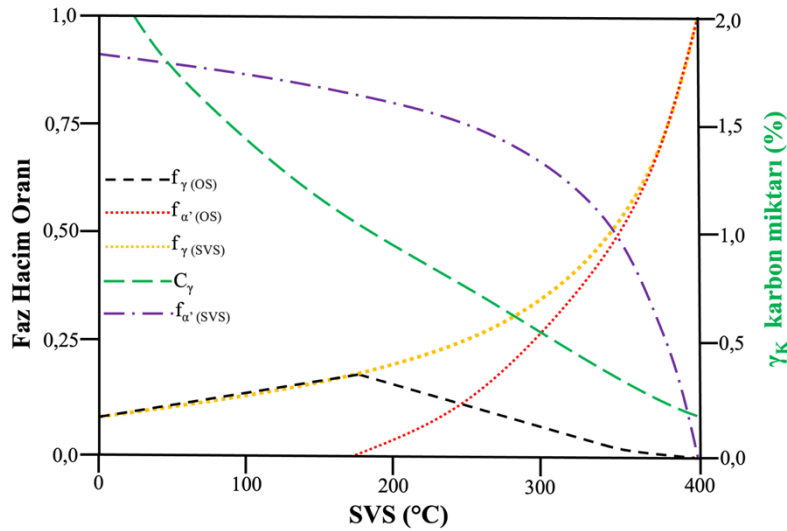
Q&P Çeliklerinde östenitleme için genellikle tam östenitleme yani A_{c3} sıcaklığının üstü seçilmektedir. Östenitin oluşumu ve yeniden kristalleşmesi ve başlangıç yapısında var olan karbürlerin çözülmesi bu aşamada gerçekleşir. Östenitleme sıcaklığı ve süresinin iyi seçilmesi gerekmektedir. Aksi takdirde tane büyümesi meydana geleceğinden nihai mikroyapıdaki kalıntı östenitin miktarı ve kararlılığı azalacaktır. Zaten çoğunlukla tam östenitlemeden ziyade Q&P980'in üretiminde de kullanılan ara kritik tavlama ısıl işlemi tercih edilmektedir. Ara kritik sıcaklık seçimiyle ilgili de iki farklı görüş vardır. Bunlardan ilki ara kritik ısıl işlemin ferritten östenite karbon paylaşımını mümkün kıldığı için östenit kararlılığını artıracaklarını savunurken, diğer bir görüş ara kritik ısıl işlem sonucunda oluşan kaba ferrit tanelerinin Q&P çeliğinin mekanik özelliklerini azaltacağını savunmaktadır. Bununla birlikte en iyi özelliklerin önceki östenit tane büyüklüğünü azaltmasından ötürü A_{c3} bölgesine yakın sıcaklıklarda yapılan tavlamalarda elde edildiği bildirilmektedir (De Moor, Speer, et al., 2011; Soleimani et al., 2020).

3.1.2. Su verme sıcaklığı

Su verme sıcaklığı veya SVS, nihai mikroyapıda elde edilecek kalıntı östenitin faz hacim oranını direkt etkilediği için Q&P prosesinde büyük önem arz etmektedir. Her ne kadar martensitten östenite tam karbon paylaşımını varsayıp paylaştırma kinetiğini dikkate almasa da mikroyapıdaki maksimum kalıntı östenit miktarının SVS'nin bir fonksiyonu olarak belirlenmesini sağlayan oldukça başarılı bir model geliştirilmiştir. Bu model Koistinen-Marburger (K-M) ampirik formülünü dikkate alarak SVS'nin bir fonksiyonu olarak farklı sıcaklıklarda yaklaşık östenit ve martensit hacim oranlarının tahmin edilmesini sağlar (Bleck et al., 2017; Kang et al., 2016).

$$f_{\alpha'} = 1 - (e^{-\alpha'(Ms-T)}) \quad (5)$$

$f_{\alpha'}$, su verme sonrasında östenitten martensite dönüşen faz hacim oranı iken α , 0,011 olarak alınan bir ampirik sabittir. T ise oda sıcaklığıdır. M_s ise yukarıdaki Denklem 5 ile hesaplanabilen ve çeliğin kimyasal kompozisyonuna bağlı atermal martensit dönüşüm sıcaklığıdır. Böylece ara kritik tavlamadan sonra ve hızla oda sıcaklığına su verildiğinde oluşması beklenen γ_K değeri hesaplanır. Bu değer başlangıç değeri olarak alındıktan sonra model tekrar uygulanır. Bu defa M_s oda sıcaklığı seçilir ve böylece karbonca zenginleşmiş kalıntı östenit içeren çeliğin oda sıcaklığına soğutulduğunda yapısında bulunması beklenen γ_K miktarı tespit edilmiş olur. Şekil 3.2'de görüleceği üzere γ_K miktarı ilk olarak artan SVS ile artarken, daha yüksek sıcaklıklarda artan sıcaklıkla birlikte martensit miktarı ve dolayısıyla östenite paylaştırılacak karbon miktarı azalacağından paylaştırma prosesinden sonra oda sıcaklığına soğutulan çelikteki kalıntı östenit miktarı azalacaktır. Optimum SVS'nin yapıda maksimum γ_K sağlayacak sıcaklık olduğu kabul edilmektedir. Bununla birlikte Q&P Çelikleri üzerine yürütülen çalışmalar maksimum kalıntı östenit miktarının her zaman en iyi mekanik özellikleri sunmayabileceğini göstermiştir. Bu çelişkinin sebebinin kalıntı östenitin miktarı kadar kararlılığının da çeliğin mekanik özellikleri üzerinde rol oynaması olduğu düşünülmektedir (Dai et al., 2021).



Şekil 3.2 Q&P Çeliklerinde SVS'nin bir fonksiyonu olarak nihai mikroyapıda oluşması beklenen fazların faz hacim oranları ve γ_K 'nin karbon içeriği. $f_{\gamma(OS)}$, $f_{\alpha'(OS)}$, $f_{\gamma(SVS)}$, $f_{\alpha'(SVS)}$ ve C_{γ} sırasıyla, oda sıcaklığında mikroyapıda bulunan γ_K miktarını, oda sıcaklığında mikroyapıda bulunan martensit miktarını, su verme sıcaklığında mikroyapıda bulunan γ_K miktarını, su verme sıcaklığında mikroyapıda bulunan martensit miktarını ve γ_K 'nin içerdiği karbon miktarının SVS'ye bağlı olarak değişimini göstermektedir. (Dai et al., 2021)'den uyarlanmıştır.

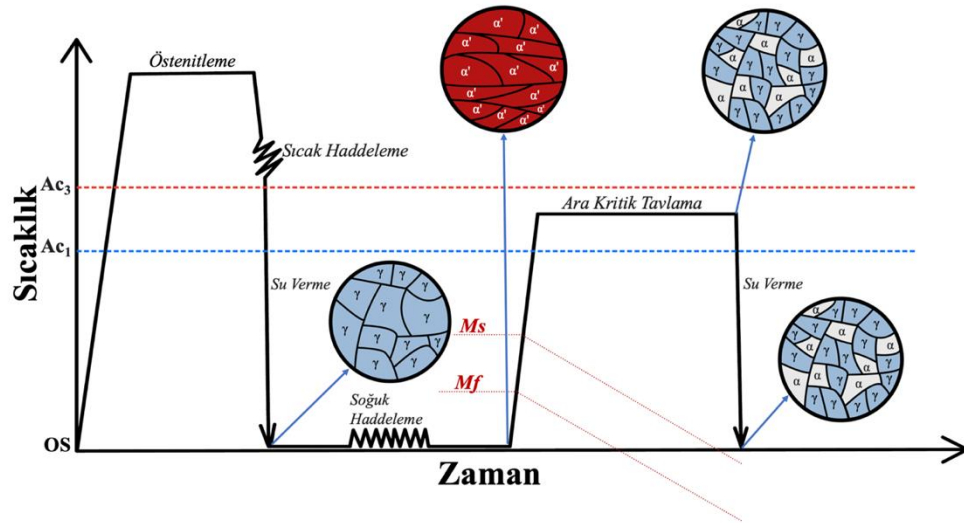
3.1.3. Paylaşırma sıcaklığı ve süresi

Paylaşırma sıcaklığı ve süresi martensitten östenite karbon paylaşım sürecini önemli ölçüde etkilemektedir. Ayrıca bu ısıl işlem adımında beynitik dönüşüm de görülebilmektedir. Bununla birlikte beynitik dönüşümün, paylaşırma prosesinde karbon paylaşırma sürecini geciktirdiği ve γ_K 'nin kararlılığını düşürdüğü gözlemlenmiştir. Paylaşırma sürecinde beynitik dönüşümden kaçınmak her ne kadar zor olsa da yavaş dönüşüm kinetiğine sahip olmasından dolayı nihai mikroyapıda çoğunlukla beynit göz ardı edilebilecek kadar azdır. Bununla beraber çelikte özellikleri iyileştirmek için beynit temelli Q&P Çelikleri de geliştirilmiştir. Özellikle bu yolla nihai mikroyapıdaki östenit tanelerinin incelmesi ve bunun da tokluğu iyileştirdiği görülmüştür (Dhara et al., 2022).

Q&P Çelikleri, 1. Nesil İYDÇ'lere kıyasla γ_K 'nin sunduğu sürekli TRIP etkisi dolayısıyla çok daha iyi deformasyon sertleşmesi kapasitesi, şekil verilebilirlik ve süneklik değerleri sunarlar. Bu üstün özellikleri dolayısıyla Q&P980 çeliği ticarileşmiş ve araçların B-sütunu, ön tampon ve ön göğüs enine kiriş güçlendirmelerinde yoğun olarak kullanılmaktadır. Martensitik çeliklerle karşılaştırıldığında (MS980), Q&P980 benzer dayanım değerleri sunarken süneklik olarak %20 uzama göstermesinden dolayı MS980'e kıyasla yaklaşık 6 kat daha fazladır. Bununla birlikte Q&P Çeliklerinin var olan hatlarda üretimi oldukça zor olmasından dolayı ilerleyen süreçte bu hatların Q&P Çeliklerini üretmek için uygun hale getirilmesi üzerine çalışılmaktadır (Wang & Speer, 2013).

3.2. Orta Manganlı Çelikler

İlk olarak 1970'lerde Miller tarafından geliştirilen Orta Manganlı Çelikler ısıl işlem parametrelerine göre yalnızca γ_K 'den, γ_K ve ferritten veya γ_K , ferrit ve/veya martensitten oluşabilmektedir. Orta Manganlı TRIP Çelikleri olarak da adlandırılan bu çelikler yapısında %4 ile %12 arasında Mn içerirler. Bu çelik sınıfı 1 GPa üzerinde dayanım sağlayabilirken %25'ten fazla üniform uzama gösterebilirler. Geleneksel TRIP çeliklerine kıyasla 2-6 kat arası daha fazla Mn içeren bu çelikler geleneksel TRIP çeliklerinden çok daha yüksek γ_K hacim oranına sahiptirler. Orta Mn'lı çeliklerin deformasyon mekanizması modu önemli ölçüde içerdikleri Mn oranına ve barındırdıkları istif hatası enerjisine (IHE) bağlıdır. Örneğin, IHE 20 mJ/m²'den daha düşük olduğunda TRIP mekanizması ektinken, 20-40 mJ/m² arasında TRIP ve TWIP mekanizmaları aynı anda etkili olabilmektedir. Bu da Orta Manganlı Çeliklerin sıra dışı DSÇ değerlerine sahip olmasını sağlar (Lee & De Cooman, 2015; Ma, 2017). Orta Manganlı Çeliklere uygulanan termomekanik ve ısıl işlemler Şekil 3.3'de gösterilmiştir.

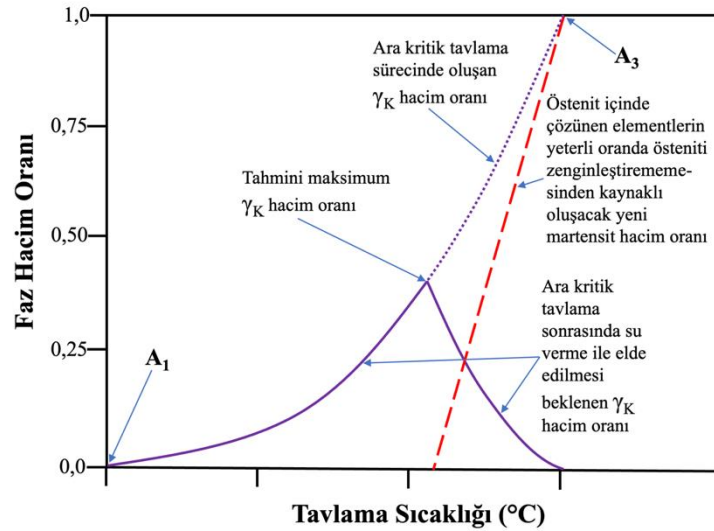


Şekil 3.3 Orta Mn'li TRIP çeliklerinin üretiminde kullanılan termomekanik ve ısı işleme prosedürlerinin şematik olarak gösterimi. (Soleimani et al., 2020)'den uyarlanmıştır.

3.2.1. Östeniti geri getiren dönüşüm (öggd) ısı işleme

Orta Manganlı TRIP Çeliklerinin üretiminde en sık kullanılan ısı işleme östeniti-geri getiren-dönüşüm (ÖGGD veya bilinen kısaltmasıyla ART) ısı işlemdir. Bu ısı işleminde genellikle soğuk haddelenmiş ve martensit başlangıç mikroyapısına sahip sac, ara kritik bölgeye veya Ac_3 sıcaklığının üzerine ısıtılarak östenitin oluşmasına izin verecek bir süre boyunca izotermal olarak tavlanylır ve bu sürenin sonunda su verilerek oda sıcaklığına soğutulur (Shi et al., 2010). İzotermal AK tavlama sırasında karbonun ve manganın martensitten östenite doğru difüzyonu gerçekleşirken östenit katı çözelti sertleşmesi ile dayanım artışı da kazanılmaktadır. Diğer yandan martensit ve östenit ara yüzeyindeki kısa mesafeli Mn segregasyonu östenitin büyümesine de neden olur. Sonuç olarak ÖGGD ısı işleme Orta Manganlı Çeliklerin istenilen özelliklere uygun hale getirilmesinde kilit role sahiptir (Lee et al., 2011).

ÖGGD ısı işleminde sıcaklık ve süre çeliğin mikroyapısal ve mekanik özelliklerinin belirlenmesinde iki önemli parametre olarak karşımıza çıkmaktadır. De Moor ve arkadaşları, ÖGGD ısı işleme sıcaklığının bir fonksiyonu olarak oda sıcaklığında elde edilebilecek maksimum kalıntı östenit miktarını belirleyen bir model oluşturmuşlardır. Bu model yaygın olarak Orta Manganlı TRIP Çeliklerinin üretiminde kullanılmaktadır. Ara kritik bölgede izotermal tutma ile oluşan östenit miktarı sıcaklık arttıkça artmaktadır. Bununla birlikte östenite difüze olan C ve Mn miktarı ise artan sıcaklıkla azalmaktadır. Bu ise çeliğe ara kritik bölgeden su verildiğinde östenitin nihai mikroyapıda kalmasını zorlaştırıp martensit oluşum riskini artırmaktadır (De Moor, Matlock, et al., 2011). Şekil 3.4'deki modelden de anlaşılacağı üzere östenit miktarı ilk olarak artan ÖGGD sıcaklığıyla beraber artarken pik değerine ulaştıktan sonra artan sıcaklıkla beraber düşüş göstermektedir (Cai et al., 2014; Li et al., 2016). Optimum ÖGGD sıcaklığı genellikle bu pik değeri veya bu pik değerinin yakınındaki sıcaklıktır. Bu sıcaklık değerlerinde yapılan ÖGGD ısı işlemeyle döndürülen östenit embriyoları martensit çita sınırlarında ve önceki östenit tane sınırlarında oluşmaya meyilli olduğundan tane yapısı çarpıcı biçimde incelmektedir. Bu tane incilmesi ise M_s sıcaklığını daha da düşürmektedir (Cao et al., 2011; Zhao et al., 2014). Bunun yanı sıra döndürülen östenitler haddelerme esnasında yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip olmasına rağmen AK tavlama sırasında görece düşük sıcaklık ve tutma süresinden dolayı dislokasyonlar toparlanamamaktadır. Bu toparlanmayan dislokasyonlar difüzyon kanalları olarak davranarak ara yer atomlarını çeker ve karbonun östenite segregasyonunu artırır. Bu ise γ_K kararlılığını artırır. Orta Manganlı Çelikler, yüksek dayanım değerleri göstermesini genel olarak tane incilmesi ve alaşım elementlerinin fazlar arası yeniden dağılımına borçludur. Bu yüzden, ÖGGD ısı işleme sıcaklığı bu çeliklerin mekanik özelliklerini çarpıcı biçimde etkilemektedir. ÖGGD ısı işleme sıcaklığı arttıkça soğuk haddelenmiş mikroyapıdaki dislokasyonlar toparlanacağı için akma dayanımı düşecektir. Ayrıca artan ÖGGD ısı işleme sıcaklığı nedeniyle östenit kararlılığı azalacağı için yüksek uzama değerlerine çıkabilmek için gerekli olan deformasyon kaynaklı martensitik dönüşüm gerçekleşmeyecek ve toplam uzama çarpıcı biçimde azalacaktır. Bu yüzden genellikle Orta Manganlı Çeliklerde ÖGGD ısı işleme sıcaklığı soğuma sonucu elde edilebilecek maksimum kalıntı östenit miktarının hemen altında seçilmektedir (Ma, 2017; Zhao et al., 2014).



Şekil 3.4 Östenit kararlaştırıcı elementlerin ara kritik tavlama sıcaklığının bir fonksiyonu olarak östeniti zenginleştirerek γ_K oluşturmaya ilişkin grafik. (De Moor, Matlock, et al., 2011)'den uyarlanmıştır.

ÖGGD ısı işlem süresi Orta Manganlı Çeliklerin mikroyapısı üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Uzun ÖGGD süreleri çeliğin mikroyapısını önemli ölçüde değiştirmektedir. Örneğin yüksek sıcaklıkta uzun ÖGGD ısı işlem süreleri ile γ_K miktarı artsa bile östenitin tane boyutu irileşecek ve γ_K 'nin kararlılığı azalacaktır. Diğer yandan uzun süre düşük AK sıcaklıkta yapılan ÖGGD ısı işlemi östenite doğru yüksek miktarda Mn ve C geçişine sebep olacak bu ise γ_K 'yi çok kararlı hale getirdiği için γ_K dönüşmeyecek ve çeliğin etkili TRIP etkisi göstermesini engelleyecektir (Liu et al., 2019). Bu sebeple, optimum ÖGGD ısı işlem süresi çok dikkatli seçilmeli ve iki zıt özellik arasında denge sağlanmalıdır (Zhao et al., 2014).

Orta Manganlı TRIP Çeliklerinin üretiminde alternatif termomekanik proseslerin ve farklı alaşım elementlerinin ilavesinin etkisi de sıklıkla çalışılmaktadır (Lee & Han, 2015). Örneğin, çevrimli su verme ısı işlemi ÖGGD için sıklıkla başvurulmuş bir ısı işlemidir. Bu ısı işlemde kısa süre ara kritik bölgede veya A_{C3} sıcaklığının üzerinde tutulan çeliğe su verilir ve bu işlem birkaç defa tekrarlanır. İlk su verme işleminde dönen östenitlerden bazıları yeniden martensite dönüşmektedir. Bu yeni martensitler ikinci çevrimde yeni östenitlerin çekirdeklenebilmesi için oldukça uygun bölgelerdir ve ayrıca östenit için de bir karbon kaynağıdır (Zhu et al., 2017). Böylece bu çevrim sayesinde hem dönen östenit miktarı hem de dönen östenitlerin kararlılığı artmaktadır. Kesikli su verme ısı işlemi yine bir başka alternatif yöntem olarak karşımıza çıkmaktadır. Bu yöntemde çelik ilk olarak M_s ve M_f arasında bir sıcaklığa su verilerek burada belirli bir süre tutulur. Sonrasında çelik tekrar önceden belirlenen tavlama sıcaklığına çıkartılır. Böylece temperlenmiş martensit, yeni martensit, blok ve film tip östenit mikroyapısına sahip çok fazlı çelik üretilmiş olur. Bu çelikler, yeni martensitin ve temperlenmiş martensitin özelliklerini TRIP etkisi ile bir araya getirerek üstün mekanik özellikler sergilerler (Tsuchiyama et al., 2016). Bir diğer umut vadeden yöntem ise ara kritik tavlama bölgesinde haddeleme prosesidir. Bu yöntem mikroyapının incelmelerini sağlarken yüksek miktarda kalıntı östenitin de çeliğin nihai mikroyapısında oluşmasını sağlar. Ayrıca östenit tanelerinin içinde nano ikizlenme, dislokasyon ormanları, tane içi ferrit ve V çökelti oluşturmak suretiyle çeliğin akma dayanımını iyileştirme stratejileri üzerine ve ayrıca bakır (Cu) ile alaşımlama suretiyle mikroyapıda çökelti sertleşmesi etkisi yaratmak ve bu yolla dayanım artışı sağlama ile ilgili çalışmalar yürütülmektedir (He et al., 2018; Yan et al., 2019). Alaşım elementleri içerisinde Al ve Si sırasıyla yaklaşık %1,5-3,0 ve %1,2-2,0 oranlarında kullanılmaktadır. Bu elementler bir yandan karbür çökmesini engellerken diğer yandan ara kritik tavlama sıcaklık aralığını yukarıya doğru öteledikleri için ÖGGD kinetiğini hızlandırmaktadır (Lee & De Cooman, 2015; Suh et al., 2013).

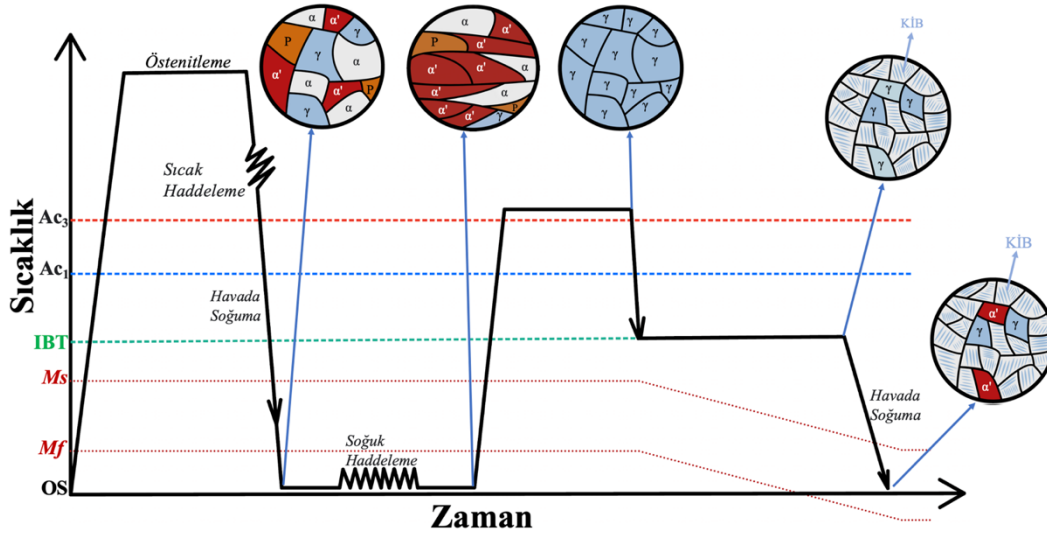
Optimum ÖGGD ısı işlem sıcaklığının ve süresinin seçilmesiyle yapılan bir ısı işlemle Orta Manganlı Çelikler çok yüksek oranda kararlı γ_K 'ye sahip olabilirler ki bu haliyle diğer tüm 3. Nesil İYDC'lerden daha çarpıcı TRIP etkisi sergilerler. Bu çarpıcı TRIP etkisi yüksek akma/çekme oranına katkı sağlayarak Orta Manganlı Çelikleri araçların çarpışma sönümleyici parçalarında kullanılması için mükemmel adaylardan biri yapar. Bununla birlikte Orta Manganlı Çeliklerle ilgili hala çözülmesi gereken problemler vardır. Örneğin, yüksek manganlı çelik üretiminde sıklıkla karşılaşılan Mn segregasyonu kaynaklı bantlaşma, şekil verme işleminden sonra geri yayılma sorunu ve lokalize olan deformasyon sorunu gibi sorunlar gelecekteki çalışmalarla aşıldığı takdirde Orta Manganlı TRIP Çeliklerinin ticarileşmesi oldukça kolaylaşacaktır (Liu et al., 2018).

3.3. Karbür İçermeyen Beynitik (KİB) Çelikler

KİB Çelikleri 3. Nesil İYDÇ'ler arasında en orijinal konsepte sahip çelik sınıflarından biridir. Bunda diğer 3. Nesil İYDÇ'lerden daha az alaşım elementi içermesine rağmen daha iyi TRIP özelliği sergilemesinin etkisi büyüktür. Bu çelikler nihai mikroyapıda sahip olduğu kalıntı östenitin tipi, morfolojisi, kararlılığı, miktarı ve beynitik matrisin büyüklüğü ile diğer 3. Nesil İYDÇ'lerden ayrılmaktadır (Hasegawa et al., 2004). Beynitik keşfi Davenport ve Bain'in 1929'da çelik şeritleri ortalama bir sıcaklıkta izotermal tutarak beynitik yapı elde ettikleri çalışmaya kadar gitmektedir (Davenport & Bain, 1970). 1998'de, Bhadeshia ve arkadaşları beynitik yapının sıcaklık düştükçe incelmesini fark ettikleri çalışma ile modern beynitik çeliklerin önünü açmıştır (Singh & Bhadeshia, 1998). Nano yapı KİB Çelikleri sadece 20-40 nm kalınlığında ultra ince lamel tip beynitik ferrit ve film tip kalıntı östenit fazlarını içerirler. Bu çok fazlı çelikler çoğu ultra ince taneli malzemelerin gösterdiği düşük süneklik zafiyetini göstermedikleri için yüksek uzama değerleri sergileyebilmektedirler (Caballero et al., 2002).

İki farklı morfolojiye sahip östenit, beynitik dönüşümden sonra nihai mikroyapıda bulunabilir. Bunlardan ilki, film östenittir. Film östenit beynitik paralel olmayan demetleri, iri blok östenit taneleri ve beynitik ferritin alt taneleri arasında bulunabilir. Blok östenitler mekanik olarak yeterince kararlı olmadığından deformasyonun erken aşamasında martensite dönüşümler ve bu yüzden KİB Çeliklerinin sünekliğine yeterince katkı sağlayamazlar. Bu yüzden yüksek uzama ve dayanım değerlerini elde etmek için nihai mikroyapıdaki blok östenit miktarı azaltılmalı veya tamamen bitirilmelidir (Garcia-Mateo et al., 2012).

Ultra ince taneli KİB Çeliklerinin üretimi çoğunlukla tam ancak bazen kısmi östenitleme adımı ile başlar. Belirlenmiş sürenin sonunda çelik hızlı bir şekilde beynitik bölgeye soğutulur burada izotermal olarak belirli bir süre boyunca beynitik bölgede tutulur (IBT). Bu çok adımlı düşük sıcaklık beynitik dönüşüm mikroyapıyı oldukça inceltirirken mekanik özelliklerin önemli ölçüde iyileşmesini sağlar. İzotermal beynitik dönüşüm ile tane incelmesinde iki mekanizma etkindir. Birincisi, düşük sıcaklıkta yapılan IBT ısı işlemi beynitik dönüşüm için gerekli olan itici gücü sağlayarak beynitik çekirdeklenmesini hızlandırır. İkincisi ise IBT ısı işlemi sırasında karbon östenite ve daha çok östenit tane sınırlarına doğru yayınacağı için östenit ara yüzey hareketlerine karşı daha dirençli olacaktır. Bu ise beynitik tanelerinin büyümesini sınırlayıp yeni alt taneler oluşmasının önünü açacaktır (Caballero et al., 2002; Wang et al., 2014). KİB çeliklerinin üretiminde kullanılan termomekanik ve ısı işlem prosedürleri Şekil 3.5'te gösterilmektedir.



Şekil 3.5 KİB çeliği üretiminde kullanılan termomekanik ve ısı işlem prosedürlerinin şematik olarak gösterimi. (J. Li et al., 2022)'den uyarlanmıştır.

KİB Çeliklerinin geliştirilmesinde çözülmesi gereken bazı sorunlar vardır. Bunlardan ilki beynitik dönüşüm mekanizması için getirilmeye çalışılan teorik açıklamaların birbiriyle çelişmesidir. Bu iki görüş şu şekilde özetlenebilir: Difüzyonlu çıkıntılardan yeni beynitik demetlerinin büyümesi yardımıyla gerçekleşir. Isıl işlem sürecinde beynitik dönüşüm, hareket eden östenit-beynitik ferrit ara yüzeyinin katı çözelti atomlarının sürüklenme etkisi ile durduğunu savunan "difüzyon kontrollü dönüşüm" teorisidir. İkincisi ise martensitik dönüşüme benzer olarak beynitik dönüşümün yer değiştirmeli dönüşüm mekanizması ile gerçekleştiğini savunan "yer

değiştirmeli dönüşüm” mekanizmasıdır. Bu teoride beynitik ferrit ve östenitin Gibbs serbest enerjilerinin birbirine eşit olduğu anda reaksiyonun duracağı bildirilmektedir (Dai et al., 2021; Lu et al., 2020).

Bir diğer sorun ise düşük sıcaklıkta gerçekleştirilen IBT ısıtılmasının dönüşüm kinetiğini yavaşlatmasıdır. Bu ise izotermal beynitik sıcaklık bölgesinde çok uzun tutma süreleri gerektirebildiğinden endüstriyel uygulamasını sınırlamaktadır. Son zamanlarda yapılan çalışmalarda beynitik dönüşüm kinetiğini hızlandırmak için Al ve Co gibi alaşım elementleri katılmaktadır. Bu elementler dönüşüm kinetiğini hızlandırır ve tane incelmeye de sağlarlar. İncelenen tanelerin ara yüzey yoğunluğu artacağı ve böylece tanelerde beynitik çekirdeklenmesi için uygun çekirdeklenme alanları bulunacağı için bu durum beynitik dönüşümü daha da hızlandırır (Gjostein et al., 1966).

Özetle, KİB Çelikleri ultra ince çift faz mikroyapısına sahip olduklarından tokluk, dayanım ve şekillendirilebilirlik olarak tatmin edici değerler sunarlar. Bu ise KİB Çeliklerini sahip oldukları yüksek akma ve iyi süneklik değerlerinden dolayı araçların şase ve çarpışma sönümleyici parçaları için mükemmel adaylar yapar (Caballero et al., 2013; Hofer et al., 2015).

4. Sonuç ve Genel Değerlendirme

İlk temelleri düşük karbonlu çelik ile atılan ve 1900’lü yılların ortalarından itibaren özellikle dayanım noktasında çağın gerisinde kalan otomotiv çelikleri yaşanan yakıt krizleriyle beraber “yüksek dayanımlı çelik” sınıfının doğuşunun önünü açmıştır. Bu çelik kategorisinin oluşmasıyla birlikte aslında farklı prosesler kullanılarak çeliklerden günün şartlarına göre beklenenden çok daha yüksek mekanik özellikler ortaya koyabileceği görülmüş ve 1990’lardan itibaren DP çeliklerinin otomotiv endüstrisine sunulması yeni bir neslin başlangıcı olmuştur. İYDÇ kategorisi olarak bilinen bu çelik kategorisinin son üyesi 3. Nesil İYDÇ’lerdir. Bu çeliklerin en önemli özelliği seleflerinden çok daha iyi DSC değeri sunabilmesidir. Bu ise otomotiv üreticilerinin rahatlıkla bu çeliklere şekil vermesini sağlarken kullanıcıların ise araçlarında güvenle seyahat edebilmesine olanak tanımaktadır.

Elektrikli araçların her geçen gün hayatımızda daha fazla yer alacağı gerçeği 3. Nesil İYDÇ’lere olan ilgiyi artırmıştır. Çünkü bu çelikler kullanılarak ağırlık tasarrufu için gerekli olan kesit daralması sağlanabilir. Hem de bu tasarruf için şekil verilebilirlikten ya da dayanımdan da önemli ölçüde ödün vermeye gerek kalmadan sağlanabilmektedir. Bu cezbedici özellikleri son 20 yıldır bu çeliklerin çelik endüstrisinin gündeminde tutmaya yetmiş ve bu çelikler üzerine yapılan çalışmalar artarak devam etmektedir. Sürdürülen bu çalışmalar meyvelerini vermeye başlamış ve Q&P çelikleri diğer ismiyle SV ve P çelikleri ticarileşerek araçlarda kullanılmaya başlanmıştır.

3. Nesil İYDÇ’lerin özellikleri büyük oranda mikroyapısında buldukları fazlara bağlıdır. Genellikle yapısında birden fazla faz bulduran bu çelikler çok fazlı çelikler olarak bilinmektedir. Her bir faz mikroyapıda bulunan hacim oranına bağlı olarak kendi karakteristik özelliklerini sergiler. Bu fazlardan en önemlisi ise γ_K ’dir. γ_K ’nin hem kararlılığını hem de miktarını etkileyen pek çok faktör vardır. Bu faz ise çelikten istenen süneklik ve dayanım değerlerinin elde edilmesinde kilit rol oynamaktadır.

Üretim prosesi sırasında hem mikroyapıdaki diğer fazların hem de γ_K fazının durumu çok dikkatli şekilde değerlendirilmeli ve termomekanik ve ısıtılma proses parametreleri optimum özellikleri sağlayacak biçimde seçilmelidir. Bu proseslerde yapılacak ufak değişiklikler sonucunda elde edilebilecek nihai mikroyapı da değişeceğinden istenilen özelliklerin elde edilmesi parametrelerin sıkı şekilde kontrol edilmesinden geçmektedir. Bununla beraber alaşım elementlerinin türleri ve bu elementlerin ağırlıkça yüzdeleri de γ_K fazının miktarını ve kararlılığını doğrudan etkilemektedir. Bu sebeple, optimum TRIP etkisini elde edebilmek için termomekanik ve ısıtılma proses parametrelerinin çok iyi belirlenmesinin gerekliliğinin yanı sıra alaşım elementlerinin seçimi ve bu elementlerin miktarlarının belirlenmesi de 3. Nesil İYDÇ sınıfına ulaşmada büyük önem arz etmektedir.

3. Nesil İYDÇ sınıfı içerisinde bulunan diğer çeliklerin ticarileşmesi için aşılması gereken problemler de bulunmaktadır. Öncelikle bu çeliklerin üretimi için gerekli olan termomekanik ve ısıtılma prosesleri oldukça karmaşık olabilmektedir. Dahası “işlem penceresi” aralığı olarak bilinen ve optimum γ_K miktarını ve kararlılığını sunan ısıtılma sıcaklık ve süresi genellikle oldukça dardır. Bu sebeple ısıtılma sıcaklık ve süresinin sıkı bir biçimde kontrol edilmesi gerekmektedir. Bu yüzden ticari olarak hali hazırda kullanılan üretim hatlarında bu çeliklerin üretilmesi oldukça zordur. Gelecekte yapılacak çalışmalarda, ticari olarak kullanımda olan hatların 3. Nesil İYDÇ’leri üretmek üzere modifiye edilmesinden ziyade bu hatlarda üretime uygun 3. Nesil İYDÇ’lerin üretilmesine odaklanılması bu çeliklerin ticarileşmesini kolaylaştıracaktır. Bir diğer olumsuzluk ise 3. Nesil İYDÇ’lerin genel olarak sergiledikleri DSC üzerinden değerlendirilmelidir. Halbuki yorulma dayanımı, hidrojen gevrekliği, kaynaklanabilirlik, dinamik yük altındaki davranışı,

galvanizlenebilirlik, korozyon dayanımı ve şekillendirilebilirlik sınırı diyagramları gibi özellikler üzerine çalışmaların yoğunlaşması bu çeliklerin ticarileşmesi için şarttır.

3. Nesil İYDÇ'lerin yüksek dayanım sergilerken yine oldukça yüksek uzama sergileyebilmelerinin temel sebebi yapısında bulunduğu γ_K 'nin deformasyonla birlikte aşama aşama martensite dönüşmesidir. Bu inceleme ile deformasyon kaynaklı dönüşüm olarak isimlendirilen TRIP mekanizması için hem teorik hem de matematiksel olarak ortaya atılan modeller incelenmiş ve böylece dönüşüm kinetiğinin ve TRIP etkisinin anlaşılabilmesi adına öngörüler sunulmuştur. γ_K miktarını ve kararlılığını etkileyen farklı parametreler sıralanmış ve en önemli parametreler tartışılmıştır. Ayrıca, 3. Nesil İYDÇ'lerin üretiminde kullanılan termomekanik ve ısı işleme süreçleri ele alınmış ve bu faktörlerin nihai mikroyapı üzerindeki etkileri açıklanmıştır. Gelecekte, östenitin mekanik kararlılığı üzerine odaklanan çalışmaların yanı sıra üretim sonrası özelliklerini de kapsayan çalışmaların gerçekleştirilmesi sayesinde ucuz ve kolay üretilebilir yeni 3. Nesil İYDÇ adayları üretilecektir. Ayrıca bu çeliklerin var olan üretim hatlarına tamamen veya yapılacak küçük değişiklikler ile uyarlanabilmesiyle de ticarileşmesinin önü açılacaktır.

Teşekkür

Çalışmamızın gerçekleştirilmesinde Gazi Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri birimine (GÜBAP 07/2019-22) teşekkür ederiz.

Referanslar

- Barbier, D. (2014). Extension of the Martensite Transformation Temperature Relation to Larger Alloying Elements and Contents. *Advanced Engineering Materials*, 16(1), 122-127. <https://doi.org/10.1002/adem.201300116>
- Basuki, A., & Aernoudt, E. (1999). Influence of rolling of TRIP steel in the intercritical region on the stability of retained austenite. *Journal of Materials Processing Technology*, 89-90, 37-43. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(99\)00037-0](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0924-0136(99)00037-0)
- Belde, M., Springer, H., & Raabe, D. (2016). Vessel microstructure design: A new approach for site-specific core-shell micromechanical tailoring of TRIP-assisted ultra-high strength steels. *Acta Materialia*, 113, 19-31. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.04.051>
- Bhadeshia, H., & Honeycombe, R. (2017). *Steels: microstructure and properties*. Butterworth-Heinemann.
- Bhadeshia, H. K. D. H. (1981a). Driving force for martensitic transformation in steels. *Metal Science*, 15(4), 175-177. <https://doi.org/10.1179/030634581790426714>
- Bhadeshia, H. K. D. H. (1981b). Thermodynamic extrapolation and martensite-start temperature of substitutionally alloyed steels. *Metal Science*, 15(4), 178-180. <https://doi.org/10.1179/030634581790426697>
- Bhadeshia, H. K. D. H. (2002). TRIP-Assisted Steels? *ISIJ International*, 42(9), 1059-1060. <https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.1059>
- Bhadhon, K. M. H., Wang, X., McNally, E. A., & McDermid, J. R. (2022). Effect of Intercritical Annealing Parameters and Starting Microstructure on the Microstructural Evolution and Mechanical Properties of a Medium-Mn Third Generation Advanced High Strength Steel. *Metals*, 12(2), 356. <https://doi.org/https://doi.org/10.3390/met12020356>
- Bleck, W., Guo, X., & Ma, Y. (2017). The TRIP effect and its application in cold formable sheet steels. *Steel research international*, 88(10), 1700218.
- Bogers, A. J., & Burgers, W. G. (1964). Partial dislocations on the {110} planes in the B.C.C. lattice and the transition of the F.C.C. into the B.C.C. lattice. *Acta Metallurgica*, 12(2), 255-261. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0001-6160\(64\)90194-4](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0001-6160(64)90194-4)
- Burd, J. T. J., Moore, E. A., Ezzat, H., Kirchain, R., & Roth, R. (2021). Improvements in electric vehicle battery technology influence vehicle lightweighting and material substitution decisions. *Applied Energy*, 283, 116269. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.apenergy.2020.116269>
- Caballero, F., Bhadeshia, H., Mawella, K., Jones, D., & Brown, P. (2002). Very strong low temperature bainite. *Materials Science and Technology*, 18(3), 279-284. <https://doi.org/https://doi.org/10.1179/026708301225000725>

- Caballero, F. G., Allain, S., Cornide, J., Velásquez, J. P., Garcia-Mateo, C., & Miller, M. K. (2013). Design of cold rolled and continuous annealed carbide-free bainitic steels for automotive application. *Materials & Design*, 49, 667-680. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.02.046>
- Caballero, F. G., Garcia-Mateo, C., & Miller, M. K. (2014). Design of novel bainitic steels: Moving from ultrafine to nanoscale structures. *JOM*, 66(5), 747-755. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/s11837-014-0908-0>
- Cai, Z., Ding, H., Ying, Z., & Misra, R. (2014). Microstructural evolution and deformation behavior of a hot-rolled and heat treated Fe-8Mn-4Al-0.2 C steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23(4), 1131-1137. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/s11665-014-0866-2>
- Cai, Z., Zhang, D., Wen, G., Ma, L., & Misra, R. D. K. (2021). The Influence of Cooling Rate on Austenite Stability and Mechanical Properties in an Austenite–Ferrite Medium-Mn Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30(11), 7917-7925. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/s11665-021-05982-z>
- Cao, W., Wang, C., Shi, J., Wang, M., Hui, W., & Dong, H. (2011). Microstructure and mechanical properties of Fe–0.2 C–5Mn steel processed by ART-annealing. *Materials Science and Engineering: A*, 528(22-23), 6661-6666. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.05.039>
- Chen, L., Ma, Z., Shi, R., Su, Y., Qiao, L., & Wang, L. (2020). Comprehensive effect of hydrostatic compressive stress in retained austenite on mechanical properties and hydrogen embrittlement of martensitic steels. *International Journal of Hydrogen Energy*, 45(41), 22102-22112. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.06.012>
- Chiang, J., Boyd, J. D., & Pilkey, A. K. (2015). Effect of microstructure on retained austenite stability and tensile behaviour in an aluminum-alloyed TRIP steel. *Materials Science and Engineering: A*, 638, 132-142. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.03.069>
- Creuziger, A., Poling, W. A., & Gnaeupel-Herold, T. (2019). Assessment of martensitic transformation paths based on transformation potential calculations. *Steel research international*, 90(1), 1800370. <https://doi.org/https://doi.org/10.1002/srin.201800370>
- Czerwinski, F. (2022). Critical minerals for zero-emission transportation. *Materials*, 15(16), 5539. <https://doi.org/https://doi.org/10.3390/ma15165539>
- Dai, Z., Chen, H., Ding, R., Lu, Q., Zhang, C., Yang, Z., & van der Zwaag, S. (2021). Fundamentals and application of solid-state phase transformations for advanced high strength steels containing metastable retained austenite. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 143, 100590. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.mser.2020.100590>
- Davenport, E., & Bain, E. (1970). Transformation of austenite at constant subcritical temperatures. *Metallurgical Transactions*, 1(12), 3503-3530. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/BF03037892>
- Davut, K. (2013). *Relation between Microstructure and Mechanical Properties of a Low-alloyed TRIP steel* Aachen, Techn. Hochsch., Diss., 2013].
- De Cooman, B. (2004). Structure–properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 8(3-4), 285-303. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.cossms.2004.10.002>
- De Moor, E., Matlock, D. K., Speer, J. G., & Merwin, M. J. (2011). Austenite stabilization through manganese enrichment. *Scripta Materialia*, 64(2), 185-188. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.09.040>
- De Moor, E., Speer, J. G., Matlock, D. K., Kwak, J.-H., & Lee, S.-B. (2011). Effect of carbon and manganese on the quenching and partitioning response of CMnSi steels. *ISIJ International*, 51(1), 137-144. <https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.137>
- De Oliveira, P. G. B., Mariani, F. E., Casteletti, L. C., Itman Filho, A., Neto, A. L., & Totten, G. E. (2020). Boro-Austempering Treatment of High-Strength Bainitic Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 29(6), 3486-3493. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/s11665-020-04590-7>
- Demeri, M. Y. (2013). *Advanced high-strength steels: science, technology, and applications*. ASM international.

- Dhara, S., van Bohemen, S. M. C., & Santofimia, M. J. (2022). Isothermal decomposition of austenite in presence of martensite in advanced high strength steels: A review. *Materials Today Communications*, 33, 104567. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.104567>
- Dong, X. X., Shen, Y. F., Jia, N., & Zhu, Y. T. (2022). Improving mechanical properties and retained-austenite stability of a medium carbon Q&P steel by adjusting phase ratio. *Materials Science and Engineering: A*, 833, 142580. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142580>
- Fontaras, G., Zacharof, N.-G., & Ciuffo, B. (2017). Fuel consumption and CO₂ emissions from passenger cars in Europe—Laboratory versus real-world emissions. *Progress in energy and combustion Science*, 60, 97-131. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.pecs.2016.12.004>
- Gao, G., Zhang, H., Gui, X., Luo, P., Tan, Z., & Bai, B. (2014). Enhanced ductility and toughness in an ultrahigh-strength Mn–Si–Cr–C steel: The great potential of ultrafine filmy retained austenite. *Acta Materialia*, 76, 425-433. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.05.055>
- Garcia-Mateo, C., Caballero, F., Sourmail, T., Kuntz, M., Cornide, J., Smanio, V., & Elvira, R. (2012). Tensile behaviour of a nanocrystalline bainitic steel containing 3 wt% silicon. *Materials Science and Engineering: A*, 549, 185-192. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.031>
- Gjostein, N., Domian, H., Aaronson, H., & Eichen, E. (1966). Relative interfacial energies in Fe-C alloys. *Acta metallurgica*, 14(12), 1637-1644. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0001-6160\(66\)90016-2](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0001-6160(66)90016-2)
- Hasegawa, K., Kawamura, K., Urabe, T., & Hosoya, Y. (2004). Effects of Microstructure on Stretch-flange-formability of 980 MPa Grade Cold-rolled Ultra High Strength Steel Sheets. *ISIJ International*, 44(3), 603-609. <https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.603>
- He, B. B., Huang, B. M., He, S. H., Qi, Y., Yen, H. W., & Huang, M. X. (2018). Increasing yield strength of medium Mn steel by engineering multiple strengthening defects. *Materials Science and Engineering: A*, 724, 11-16. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.03.065>
- Hidalgo, J., Huizenga, R. M., Findley, K. O., & Santofimia, M. J. (2019). Interplay between metastable phases controls strength and ductility in steels. *Materials Science and Engineering: A*, 745, 185-194. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.12.096>
- Hofer, C., Leitner, H., Winkelhofer, F., Clemens, H., & Primig, S. (2015). Structural characterization of “carbide-free” bainite in a Fe–0.2 C–1.5 Si–2.5 Mn steel. *Materials Characterization*, 102, 85-91. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.02.020>
- Hu, B., Luo, H., Yang, F., & Dong, H. (2017). Recent progress in medium-Mn steels made with new designing strategies, a review. *Journal of Materials Science & Technology*, 33(12), 1457-1464. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.06.017>
- Im, D.-B., Lee, C. G., Kim, S.-J., & Park, I.-M. (2002). Stress and strain mode effects on strain induced martensite transformation in TRIP-aided cold-rolled steel sheets. *Journal of the Korean Institute of Metals and Materials(South Korea)*, 40(1), 8-13.
- Jacques, P., Delannay, F., & Ladrière, J. (2001). On the influence of interactions between phases on the mechanical stability of retained austenite in transformation-induced plasticity multiphase steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32(11), 2759-2768.
- Jacques, P. J., Delannay, F., & Ladrière, J. (2001). On the influence of interactions between phases on the mechanical stability of retained austenite in transformation-induced plasticity multiphase steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32(11), 2759-2768. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/s11661-001-1027-4>
- Kamoutsi, H., Gioti, E., Haidemenopoulos, G. N., Cai, Z., & Ding, H. (2015). Kinetics of solute partitioning during intercritical annealing of a medium-Mn steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 46(11), 4841-4846. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/s11661-015-3118-7>
- Kang, S., Speer, J. G., Krizan, D., Matlock, D. K., & De Moor, E. (2016). Prediction of tensile properties of intercritically annealed Al-containing 0.19 C–4.5 Mn (wt%) TRIP steels. *Materials & Design*, 97, 138-146. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.02.058>

- Kaufman, L., & Cohen, M. (1958). Thermodynamics and kinetics of martensitic transformations. *Progress in metal physics*, 7, 165-246. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0502-8205\(58\)90005-4](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0502-8205(58)90005-4)
- Kelly, P. (2012). Crystallography of martensite transformations in steels. In *Phase transformations in steels* (pp. 3-33). Elsevier. <https://doi.org/https://doi.org/10.1533/9780857096111.1.3>
- Klinkenberg, C., Kintscher, B., Hoen, K., & Reifferscheid, M. (2017). More than 25 Years of Experience in Thin Slab Casting and Rolling Current State of the Art and Future Developments. *Steel research international*, 88(10), 1700272. <https://doi.org/https://doi.org/10.1002/srin.201700272>
- Kozłowska, A., Grajcar, A., Janik, A., Radwański, K., Krupp, U., Matus, K., & Morawiec, M. (2021). Mechanical and thermal stability of retained austenite in plastically deformed bainite-based TRIP-aided medium-Mn steels. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 21(3), 133. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/s43452-021-00284-6>
- Krizan, D., & De Cooman, B. (2008). Analysis of the Strain-Induced Martensitic Transformation of Retained Austenite in Cold Rolled Micro-Alloyed TRIP Steel. *Steel research international*, 79(7), 513-522.
- Kumar, S. (2022). Quenching and partitioning (Q&P) process: a critical review of the competing reactions. *Materials Science and Technology*, 38(11), 663-675. <https://doi.org/https://doi.org/10.1080/02670836.2022.2062646>
- Lee, S., & De Cooman, B. C. (2015). Tensile Behavior of Intercritically Annealed Ultra-Fine Grained 8% Mn Multi-Phase Steel. *Steel research international*, 86(10), 1170-1178. <https://doi.org/https://doi.org/10.1002/srin.201500038>
- Lee, S.-J., Lee, S., & De Cooman, B. C. (2011). Mn partitioning during the intercritical annealing of ultrafine-grained 6% Mn transformation-induced plasticity steel. *Scripta Materialia*, 64(7), 649-652. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.12.012>
- Lee, Y.-K., & Han, J. (2015). Current opinion in medium manganese steel. *Materials Science and Technology*, 31(7), 843-856. <https://doi.org/https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000722>
- Lesch, C., Kwiaton, N., & Klose, F. B. (2017). Advanced high strength steels (AHSS) for automotive applications— tailored properties by smart microstructural adjustments. *Steel research international*, 88(10), 1700210. <https://doi.org/https://doi.org/10.1002/srin.201700210>
- Li, G. Q., Shen, Y. F., Jia, N., Feng, X. W., & Xue, W. Y. (2022). Microstructural evolution and mechanical properties of a micro-alloyed low-density δ -TRIP steel. *Materials Science and Engineering: A*, 848, 143430. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143430>
- Li, J., Chen, P., Yang, D., Di, H., & Yi, H. (2022). Improving Strength-Ductility via Short Austenitization in a Low-Carbon Carbide-Free Bainitic Steel. *Crystals*, 12(11), 1636. <https://doi.org/https://doi.org/10.3390/cryst12111636>
- Li, Z., Ding, H., Misra, R., & Cai, Z. (2017). Microstructure-mechanical property relationship and austenite stability in medium-Mn TRIP steels: The effect of austenite-reverted transformation and quenching-tempering treatments. *Materials Science and Engineering: A*, 682, 211-219. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.11.048>
- Li, Z., Misra, R., Cai, Z., Li, H., & Ding, H. (2016). Mechanical properties and deformation behavior in hot-rolled 0.2 C-1.5/3Al-8.5 Mn-Fe TRIP steel: The discontinuous TRIP effect. *Materials Science and Engineering: A*, 673, 63-72. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.07.023>
- Liu, L., He, B., & Huang, M. (2018). The role of transformation-induced plasticity in the development of advanced high strength steels. *Advanced Engineering Materials*, 20(6), 1701083.
- Liu, L., He, B. B., & Huang, M. X. (2019). Engineering Heterogeneous Multiphase Microstructure by Austenite Reverted Transformation Coupled with Ferrite Transformation. *JOM*, 71(4), 1322-1328. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/s11837-019-03365-3>
- Lu, J., Yu, H., Duan, X., & Song, C. (2020). Investigation of microstructural evolution and bainite transformation kinetics of multi-phase steel. *Materials Science and Engineering: A*, 774, 138868. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138868>

- Luk, J. M., Kim, H. C., De Kleine, R., Wallington, T. J., & MacLean, H. L. (2017). Review of the fuel saving, life cycle GHG emission, and ownership cost impacts of lightweighting vehicles with different powertrains. *Environmental science & technology*, 51(15), 8215-8228. <https://doi.org/https://doi.org/10.1021/acs.est.7b00909>
- Ma, B., Li, C., Han, Y., & Wang, J. (2016). $\gamma \rightarrow \alpha'$ Martensitic transformation and magnetic property of cold rolled Fe–20Mn–4Al–0.3 C steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 419, 249-254. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2016.06.013>
- Ma, Y. (2017). Medium-manganese steels processed by austenite-reverted-transformation annealing for automotive applications. *Materials Science and Technology*, 33(15), 1713-1727.
- Mansourinejad, M., & Ketabchi, M. (2017). Modification of Olson–Cohen model for predicting stress-state dependency of martensitic transformation. *Materials science and technology*, 33(16), 1948-1954. <https://doi.org/10.1080/02670836.2017.1342016>
- Matas, S., & Hehemann, R. (1960). Retained austenite and the tempering of martensite. *Nature*, 187(4738), 685-686. <https://doi.org/https://doi.org/10.1038/187685a0>
- Matlock, D. K., Brautigam, V. E., & Speer, J. G. (2003). Application of the quenching and partitioning (Q&P) process to a medium-carbon, high-Si microalloyed bar steel. *Materials Science Forum*,
- Matlock, D. K., & Speer, J. G. (2009). Third generation of AHSS: microstructure design concepts. In *Microstructure and texture in steels* (pp. 185-205). Springer. https://doi.org/https://doi.org/10.1007/978-1-84882-454-6_11
- Matlock, D. K., & Speer, J. G. (2010). Processing opportunities for new advanced high-strength sheet steels. *Materials and Manufacturing Processes*, 25(1-3), 7-13. <https://doi.org/https://doi.org/10.1080/10426910903158272>
- Mayyas, A., Omar, M., Hayajneh, M., & Mayyas, A. R. (2017). Vehicle's lightweight design vs. electrification from life cycle assessment perspective. *Journal of Cleaner Production*, 167, 687-701. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2017.08.145>
- Min, J., Hector Jr, L. G., Zhang, L., Lin, J., Carsley, J. E., & Sun, L. (2016). Elevated-temperature mechanical stability and transformation behavior of retained austenite in a quenching and partitioning steel. *Materials Science and Engineering: A*, 673, 423-429. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.07.090>
- Mukherjee, M., Singh, S. B., & Mohanty, O. N. (2008). Deformation-induced transformation of retained austenite in transformation induced plasticity-aided steels: a thermodynamic model. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39(10), 2319-2328. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/s11661-008-9599-x>
- Olson, G., & Cohen, M. (1972). A mechanism for the strain-induced nucleation of martensitic transformations. *Journal of the Less Common Metals*, 28(1), 107-118. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0022-5088\(72\)90173-7](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0022-5088(72)90173-7)
- Olson, G., & Cohen, M. (1975). Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. *Metallurgical Transactions A*, 6(4), 791.
- Olson, G. B., & Azrin, M. (1978). Transformation behavior of TRIP steels. *Metallurgical Transactions A*, 9(5), 713-721.
- Olson, G. B., & Cohen, M. (1972). A mechanism for the strain-induced nucleation of martensitic transformations. *Journal of the Less Common Metals*, 28(1), 107-118. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0022-5088\(72\)90173-7](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0022-5088(72)90173-7)
- Olson, G. B., & Sivarajan, S. (2017). Effects of Stress and Deformation on Martensite Formation ☆. In *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*. Elsevier. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.03146-5>
- Pereloma, E. V., Gazder, A. A., & Timokhina, I. (2016). Retained austenite: transformation-induced plasticity. *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys*; Taylor and Francis: New York, NY, USA, 3088-3103.
- Poling, W. A. (2016). *Tensile deformation of third generation advanced high strength sheet steels under high strain rates* [Colorado School of Mines].
- Reisner, G., Werner, E., Kerschbaummayr, P., Papst, I., & Fischer, F. (1997). The modeling of retained austenite in low-alloyed TRIP steels. *JOM*, 49(9), 62-65. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/BF02914354>

- Robinson, A. L., Taub, A. I., & Keoleian, G. A. (2019). Fuel efficiency drives the auto industry to reduce vehicle weight. *MRS Bulletin*, 44(12), 920-923. <https://doi.org/https://doi.org/10.1557/mrs.2019.298>
- Safari, H., Nahvi, H., & Esfahanian, M. (2018). Improving automotive crashworthiness using advanced high strength steels. *International Journal of Crashworthiness*, 23(6), 645-659. <https://doi.org/https://doi.org/10.1080/13588265.2017.1389624>
- Schröder, C., Weiß, A., & Volkova, O. (2018). Development of a new stainless austenitic CrMnNi steel using TRIP/TWIP effect for a high cold formability: Entwicklung eines neuartigen nichtrostenden, austenitischen CrMnNi-Stahls mit hoher Kaltumformbarkeit unter Ausnutzung von TRIP/TWIP-Effekten. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 49(5), 577-590. <https://doi.org/https://doi.org/10.1002/mawe.201700278>
- Shi, J., Sun, X., Wang, M., Hui, W., Dong, H., & Cao, W. (2010). Enhanced work-hardening behavior and mechanical properties in ultrafine-grained steels with large-fractioned metastable austenite. *Scripta Materialia*, 63(8), 815-818. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.06.023>
- Singh, S., & Bhadeshia, H. (1998). Estimation of bainite plate-thickness in low-alloy steels. *Materials Science and Engineering: A*, 245(1), 72-79. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00701-6](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00701-6)
- Soleimani, M., Kalhor, A., & Mirzadeh, H. (2020). Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: a review. *Materials Science and Engineering: A*, 795, 140023.
- Speer, J., Matlock, D. K., De Cooman, B. C., & Schroth, J. G. (2003). Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia*, 51(9), 2611-2622. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00059-4](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00059-4)
- Sperle, J.-O., Zuidema, B. K., Denner, S. G., & Engl, B. (2001). *New High Strength Steels Applied to the Body Structure of ULSAB-AVC* <https://doi.org/10.4271/2001-01-3042>
- Sugimoto, K., & Mukherjee, M. (2017). TRIP aided and complex phase steels. In *Automotive steels* (pp. 217-257). Elsevier. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100638-2.00008-0>
- Sugimoto, K.-i. (2022). Effects of Partial Replacement of Si by Al on Cold Formability in Two Groups of Low-Carbon Third-Generation Advanced High-Strength Steel Sheet: A Review. *Metals*, 12(12), 2069. <https://doi.org/https://doi.org/10.3390/met12122069>
- Sugimoto, K.-i., Kobayashi, M., Nagasaka, A., & Hashimoto, S.-i. (1995). Warm stretch-formability of TRIP-aided dual-phase sheet steels. *ISIJ International*, 35(11), 1407-1414. <https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.35.1407>
- Suh, D. W., Ryu, J. H., Joo, M. S., Yang, H. S., Lee, K., & Bhadeshia, H. (2013). Medium-alloy manganese-rich transformation-induced plasticity steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44(1), 286-293. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/s11661-012-1402-3>
- Takahashi, M. (2020). TRIP Steel.
- Tamura, I. (1982). Deformation-induced martensitic transformation and transformation-induced plasticity in steels. *Metal science*, 16(5), 245-253. <https://doi.org/https://doi.org/10.1179/030634582790427316>
- Taub, A., De Moor, E., Luo, A., Matlock, D. K., Speer, J. G., & Vaidya, U. (2019). Materials for automotive lightweighting. *Annual Review of Materials Research*, 49(1). <https://doi.org/https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070218-010134>
- Tian, J., Xu, G., Jiang, Z., Yuan, Q., Chen, G., & Hu, H. (2019). Effect of austenitisation temperature on bainite transformation below martensite starting temperature. *Materials Science and Technology*, 35(13), 1539-1550. <https://doi.org/10.1080/02670836.2019.1631946>
- Tirumalasetty, G., Van Huis, M., Kwakernaak, C., Sietsma, J., Sloof, W., & Zandbergen, H. (2012). Deformation-induced austenite grain rotation and transformation in TRIP-assisted steel. *Acta Materialia*, 60(3), 1311-1321. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.11.026>
- Tsuchiyama, T., Inoue, T., Tobata, J., Akama, D., & Takaki, S. (2016). Microstructure and mechanical properties of a medium manganese steel treated with interrupted quenching and intercritical annealing. *Scripta Materialia*, 122, 36-39. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.05.019>

- Van Bohemen, S. M. C. (2012). Bainite and martensite start temperature calculated with exponential carbon dependence. *Materials Science and Technology*, 28(4), 487-495. <https://doi.org/https://doi.org/10.1179/1743284711Y.0000000097>
- Wang, J., & Van Der Zwaag, S. (2001). Stabilization Mechanisms of Retained Austenite in Transformation-Induced Plasticity Steel. *Metall. Mater. Trans. A*, 32, 1527-1539. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/s11661-001-0240-5>
- Wang, K., Gui, X., Bai, B., & Gao, G. (2022). Effect of tempering on the stability of retained austenite in carbide-free bainitic steel. *Materials Science and Engineering: A*, 850, 143525. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143525>
- Wang, L., & Speer, J. G. (2013). Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2(4), 268-281. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/s13632-013-0082-8>
- Wang, X., Wu, K., Hu, F., Yu, L., & Wan, X. (2014). Multi-step isothermal bainitic transformation in medium-carbon steel. *Scripta Materialia*, 74, 56-59. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2013.10.019>
- WorldAutoSteel. (2023). *Global Forming Diagram 2021*. Retrieved 23/01/2023 from <https://ahssinsights.org/blog/a-new-global-formability-diagram/>
- Wu, R.-M., Li, W., Wang, C.-L., Xiao, Y., Wang, L., & Jin, X.-J. (2015). Stability of retained austenite through a combined intercritical annealing and quenching and partitioning (IAQP) treatment. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 28(3), 386-393. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/s40195-015-0217-9>
- Xie, Z., Ren, Y., Zhou, W., Yang, J., Shang, C., & Misra, R. (2014). Stability of retained austenite in multi-phase microstructure during austempering and its effect on the ductility of a low carbon steel. *Materials Science and Engineering: A*, 603, 69-75. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.02.059>
- Xiong, X., Chen, B., Huang, M., Wang, J., & Wang, L. (2013). The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel. *Scripta Materialia*, 68(5), 321-324. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.11.003>
- Yan, S., Liang, T., Chen, J., Li, T., & Liu, X. (2019). A novel Cu-Ni added medium Mn steel: Precipitation of Cu-rich particles and austenite reversed transformation occurring simultaneously during ART annealing. *Materials Science and Engineering: A*, 746, 73-81. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.014>
- Yan, S., Liu, X., Liu, W. J., Lan, H., & Wu, H. (2015). Comparison on mechanical properties and microstructure of a C-Mn-Si steel treated by quenching and partitioning (Q&P) and quenching and tempering (Q&T) processes. *Materials Science and Engineering: A*, 620, 58-66. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.09.047>
- Yi, H. L., Sun, L., & Xiong, X. C. (2018). Challenges in the formability of the next generation of automotive steel sheets. *Materials Science and Technology*, 34(9), 1112-1117. <https://doi.org/https://doi.org/10.1080/02670836.2018.1424383>
- Zhang, S., & Findley, K. (2013). Quantitative assessment of the effects of microstructure on the stability of retained austenite in TRIP steels. *Acta Materialia*, 61(6), 1895-1903. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.12.010>
- Zhang, Y., Wang, L., Findley, K. O., & Speer, J. G. (2017). Influence of Temperature and Grain Size on Austenite Stability in Medium Manganese Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 48(5), 2140-2149. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/s11661-017-3995-z>
- Zhao, J., & Jiang, Z. (2018). Thermomechanical processing of advanced high strength steels. *Progress in Materials Science*, 94, 174-242. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.01.006>
- Zhao, X., Shen, Y., Qiu, L., Liu, Y., Sun, X., & Zuo, L. (2014). Effects of intercritical annealing temperature on mechanical properties of Fe-7.9 Mn-0.14 Si-0.05 Al-0.07 C steel. *Materials*, 7(12), 7891-7906. <https://doi.org/https://doi.org/10.3390/ma7127891>
- Zhou, T. P., Wang, C. Y., Wang, C., Cao, W. Q., & Chen, Z. J. (2020). Austenite stability and deformation-induced transformation mechanism in cold-rolled medium-Mn steel. *Materials Science and Engineering: A*, 798, 140147. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140147>
- Zhu, J., Ding, R., He, J., Yang, Z., Zhang, C., & Chen, H. (2017). A cyclic austenite reversion treatment for stabilizing austenite in the medium manganese steels. *Scripta Materialia*, 136, 6-10. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.03.038>

- Zinsaz-Borujerdi, A., Zarei-Hanzaki, A., Abedi, H., Karam-Abian, M., Ding, H., Han, D., & Kheradmand, N. (2018). Room temperature mechanical properties and microstructure of a low alloyed TRIP-assisted steel subjected to one-step and two-step quenching and partitioning process. *Materials Science and Engineering: A*, 725, 341-349. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.04.042>
- Zuidema, B. K. (2012). Bridging the design–manufacturing–materials data gap: material properties for optimum design and manufacturing performance in light vehicle steel-intensive body structures. *JOM*, 64(9), 1039-1047. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/s11837-012-0405-2>