

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**FARKLI KALİTEDEKİ GALVANİZLİ ÇELİKLERDE FIRIN
SERTLEŞTİRMESİ PARAMETRELERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERE
ETKİSİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Gürkan AYTAN

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Mühendisliği Programı

EYLÜL 2015

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**FARKLI KALİTEDEKİ GALVANİZLİ ÇELİKLERDE FIRIN
SERTLEŞTİRMESİ PARAMETRELERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERE
ETKİSİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**Gürkan AYTAN
506111445**

Metalurji ve Malzeme Anabilim Dalı

Malzeme Mühendisliği Programı

Tez Danışmanı: Doç. Dr. Murat BAYDOĞAN

EYLÜL 2015

İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 506111445 numaralı Yüksek Lisans Öğrencisi **Gürkan AYTAN**, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı “ **FARKLI KALİTEDEKİ GALVANİZLİ ÇELİKLERDE FIRIN SERTLEŞTİRMESİ PARAMETRELERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ** ” başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

Tez Danışmanı : **Doç. Dr. Murat BAYDOĞAN**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri : **Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Doç. Dr. Erdem ATAR
Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü

Teslim Tarihi : 24 Ağustos 2015
Savunma Tarihi : 18 Eylül 2015

ÖNSÖZ

Yapmış olduğum çalışmalarında, bana olan her türlü desteği ve yardımlarını esirgemeyen tez danışmanım Sayın Doç. Dr. Murat BAYDOĞAN'ya teşekkür ederim.

Yardımlarını hiçbir zaman esirgemeyen Sayın Metalurji ve Malzeme Yüksek Mühendisi Arş. Gör. Yakup YÜREKTÜRK'e da şükranlarımı sunarım.

Benim her zaman arkamda olarak desteklerini esirgemeyen aileme ve tüm arkadaşlarıma da teşekkür ederim.

Eylül 2015

Gürkan AYTAN
Metalurji ve Malzeme Mühendisi

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ.....	v
İÇİNDEKİLER	vii
KISALTMALAR	ix
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xi
ŞEKİL LİSTESİ.....	ixiii
ÖZET.....	xv
SUMMARY	xvii
1. GİRİŞ	1
1.1 Giriş ve Çalışmanın Amacı	1
2. GALVANİZLİ ÇELİKLER ve ÖZELLİKLERİ.....	3
2.1 Sıcak Daldırma Galvanizli Çelikler	3
3. FIRIN SERTLEŞTİRMESİ	5
3.1 Fırın Sertleştirme Mekanizması	7
3.2 Fırın Sertleştirmesine Etki Eden Faktörler.....	8
3.2.1 Arayer atom içeriği	8
3.2.2 Fırın sıcaklığı ve zamanı	10
3.2.3 Ön deformasyon oranı	12
3.2.4 Tane boyutunun etkisi	13
3.3 Fırın Sertleştirme Prosesi Uygulanan Çelikler	16
3.3.1 Sıcak daldırma galvanizli çelikler	17
3.3.2 Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler	19
3.3.3 Yüksek mukavemetli IF çelikleri	22
3.3.4 İleri teknoloji ürünü yüksek mukavemetli çelikler	25
3.3.4.1 Çift fazlı çelikler	25
3.3.4.2 Trip çelikleri.....	28
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	31
4.1 Numunelerin Üretimi	31
4.2 Sıcak Daldırma Galvanizli Çeliklerin Fırın Sertleştirme İşlemleri.....	34
4.3 Çekme Deneyleri.....	35
4.4 Mikroyapı İncelemeleri	35
4.5 Mikrosertlik Deneyleri	35
5. DENEYSEL SONUÇLAR ve DEĞERLENDİRME	37
5.1 Mekanik Test Sonuçları ve Kaplama Özellikleri	37
5.2 Kimyasal Analiz Sonuçları	37
5.3 Çekme Deneyi Sonuçları	38
5.4 Mikroyapı İnceleme Sonuçları	44
5.5 Mikrosertlik Sonuçları	46
6. GENEL SONUÇLAR ve ÖNERİLER.....	47
KAYNAKLAR	49
EKLER.....	53
ÖZGEÇMİŞ.....	57

KISALTMALAR

DP	: Çift fazlı çelikler
TRIP	: Dönüşüm kaynaklı plastite çelikler
IF	: Arayersiz çelik
HSLA	: Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler
MS	: Martenzit çelikleri
BH	: Fırın sertleştirmesi (Bake hardening)
ppm	: Her milyondaki partikül sayısı
wt	: Yüzde ağırlık
Kj	: Kilojul
°C	: Santigrad derece
MPa	: Mega pascal
µm	: Mikrometre
Ti	: Titanyum
Mn	: Mangan
cm	: Santimetre
Nb	: Niobyum
C	: Karbon
V	: Vanadyum
Al	: Alüminyum
Si	: Silisyum
P	: Fosfor
S	: Kükürt
N	: Azot
HSS	: Yüksek mukavemetli çelikler

ÇİZELGE LİSTESİ

Çizelge 3.1 : IF çeliklerinin kimyasal içeriği.....	23
Çizelge 4.1 : DX51D, DX52D ve DX54D sıcak daldırılmış galvanizli çeliklerin özellikleri.....	31
Çizelge 5.1 : DX51D, DX52D ve DX54D sıcak daldırılmış galvanizli çeliklerin mekanik test sonuçları ve kaplama özellikleri	37
Çizelge 5.2 : DX51D, DX52D ve DX54D sıcak daldırılmış galvanizli çeliklerin kimyasal analiz sonuçları	37
Çizelge 5.3 : Malzemelerin çekme test sonuçları	38
Çizelge 5.4 : Malzemelerin Vickers sertlik ölçüm değerleri	46

ŞEKİL LİSTESİ

Şekil 1.1	: Bir binek otomobilin farklı bölgelerinde kullanılan yaygın farklı çeliklerin mukavemet-uzama kombinasyonu şematik gösterimi.....	2
Şekil 3.1	: Çeliklerin şekil verilebilirlik oranının karbon içeriğine etkisi.....	6
Şekil 3.2	: Fırın sertleştirme etkisinin ölçümü.....	6
Şekil 3.3	: Çözünmüş karbon miktarının fırın sertleştirme etkisi.....	9
Şekil 3.4	: Çözültideki karbonun fırın sertleştirme etkisi	10
Şekil 3.5	: %5' lik ön deformasyonlu örneğin farklı yaşlandırma sıcaklıklarındaki BH şiddetleri	11
Şekil 3.6	: Otomobil endüstrisinde kullanılan farklı çeliklerin kullanım oranları ..	16
Şekil 3.7	: HSLA çeliklerinin çekme mukavemeti – toplam uzama kombinasyonun şematik gösterimi	19
Şekil 3.8	: Konvansiyonel çelikler ile HSLA çeliğinin tane boyutlarının şematik gösterimi	21
Şekil 3.9	: HSLA çeliklerinin soğutma sırasında mikroyapının gösterimi.....	22
Şekil 3.10	: IF çeliğinin mikroyapısının gösterimi	24
Şekil 3.11	: Çift fazlı çeliğin mikroyapısı.....	26
Şekil 3.12	: Soğuk haddelenmiş , sade karbonlu ve çift fazlı çeliğe ait mukavemet-yüzde uzama grafiği	28
Şekil 3.13	: TRIP çeliği mikroyapısı	29
Şekil 4.1	: Soğuk haddelenmiş çelik üretim hattı	32
Şekil 4.2	: Sıcak daldırma galvanizli çelik üretim hattı.....	33
Şekil 4.3	: Hazırlanan deney numunesi şekli ve ölçüleri.....	34
Şekil 5.1	: 170 °C ‘ de 20 dakika fırında tutulmuş ve havada sertleştirilmiş DX51D çeliğinin farklı deformasyon değerlerinde gerilme-birim şekil değişimi ilişkisi: (a) %2, (b) %5, (c) %8.....	38
Şekil 5.2	: 210 °C ‘ de 20 dakika fırında tutulmuş ve havada sertleştirilmiş DX51D çeliğinin farklı deformasyon değerlerinde gerilme-birim şekil değişimi ilişkisi: (a) %2, (b) %5, (c) %8.....	39
Şekil 5.3	: 170 °C ‘ de 20 dakika fırında tutulmuş ve havada sertleştirilmiş DX52D çeliğinin farklı deformasyon değerlerinde gerilme-birim şekil değişimi ilişkisi: (a) %2, (b) %5, (c) %8.....	39
Şekil 5.4	: 210 °C ‘ de 20 dakika fırında tutulmuş ve havada sertleştirilmiş DX52D çeliğinin farklı deformasyon değerlerinde gerilme-birim şekil değişimi ilişkisi: (a) %2, (b) %5, (c) %8.....	40
Şekil 5.5	: 170 °C ‘ de 20 dakika fırında tutulmuş ve havada sertleştirilmiş DX54D çeliğinin farklı deformasyon değerlerinde gerilme-birim şekil değişimi ilişkisi: (a) %2, (b) %5, (c) %8.....	40
Şekil 5.6	: 210 °C ‘ de 20 dakika fırında tutulmuş ve havada sertleştirilmiş DX54D çeliğinin farklı deformasyon değerlerinde gerilme-birim şekil değişimi ilişkisi: (a) %2, (b) %5, (c) %8.....	41

Şekil 5.7 :	170 °C ‘ de 20 dakika fırında tutulmuş ve havada sertleştirilmiş üç farklı çelikte ön deformasyon miktarının akma mukavemetindeki artışa etkisi (a) %2, (b) %5, (c) %8.	41
Şekil 5.8 :	210 °C ‘ de 20 dakika fırında tutulmuş ve havada sertleştirilmiş üç farklı çelikte ön deformasyon miktarının akma mukavemetindeki artışa etkisi (a) %2, (b) %5, (c) %8.	42
Şekil 5.9 :	% 8 ön deformasyon uygulanmış, farklı fırın sıcaklıklarında 20 dakika tutulmuş ve havada sertleştirilmiş üç farklı çelikte fırın sıcaklığının akma mukavemetindeki artışa etkisi.	42
Şekil 5.10 :	170 °C fırında 20 dakika tutulmuş ve havada sertleştirilmiş üç farklı çelikte ön deformasyon miktarının kopma uzamasına etkisi.	43
Şekil 5.11 :	210 °C fırında 20 dakika tutulmuş ve havada sertleştirilmiş üç farklı çelikte ön deformasyon miktarının kopma uzamasına etkisi.	43
Şekil 5.12 :	DX51D galvanizli çeliğin 100X büyütmedeki mikroyapısı	44
Şekil 5.13 :	DX52D galvanizli çeliğin 100X büyütmedeki mikroyapısı	44
Şekil 5.14 :	DX54D galvanizli çeliğin 100X büyütmedeki mikroyapısı	45
Şekil 5.15 :	DX52D çeliğinin mikroyapısına ait SEM görüntüleri: a) Deformasyon uygulanmamış, b) % 8 ön deformasyona uğradıktan sonra 170 °C de fırın sertleşmesi uygulanmış, c) %8 ön deformasyona uğradıktan sonra 210 °C de fırın sertleşmesi uygulanmış.	45
Şekil A.1 :	DX51D malzemesinin 170°C’de a)%2 b)%5 c)%8 ön deformasyonda mikroyapı görüntüsü.....	53
Şekil A.2 :	DX51D malzemesinin 210°C’de a)%2 b)%5 c)%8 ön deformasyonda mikroyapı görüntüsü.....	53
Şekil A.3 :	DX52D malzemesinin 170°C’de a)%2 b)%5 c)%8 ön deformasyonda mikroyapı görüntüsü.....	54
Şekil A.4 :	DX52D malzemesinin 210°C’de a)%2 b)%5 c)%8 ön deformasyonda mikroyapı görüntüsü.....	54
Şekil A.5 :	DX54D malzemesinin 170°C’de a)%2 b)%5 c)%8 ön deformasyonda mikroyapı görüntüsü.....	55
Şekil A.6 :	DX54D malzemesinin 210°C’de a)%2 b)%5 c)%8 ön deformasyonda mikroyapı görüntüsü.....	55

FARKLI KALİTEDEKİ GALVANİZLİ ÇELİKLERDE FIRIN SERTLEŞTİRMESİ PARAMETRELERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

ÖZET

Demir ve çelik icat edildiğinden bu yana insanoğlunun yaşamını sürekli kolaylaştırmıştır. Çeliğin kolay işlenebilirliği, mukavemeti, sünekliği, montaj kolaylığı insanoğlunun ufkunu açmış ve gündelik hayatımızın pek çok yerinde kullanılır olmuştur. Dünyadaki pek çok gelişme, teknolojik buluşlar çeliğin kullanımıyla paralel gitmiştir. Özellikle depreme karşı dayanıklılığı sebebiyle pek çok ülkede artık yapısal çelik kullanılmaktadır. Çeliğin bu üstün özellikleri yanında büyük bir zaafı korozyondur. Çelik yapısı gereği oksijene yönelimi dolayısıyla korozyon ortaya çıkar ve zamanla çeliğin kimyasal kompozisyonu bozulur. Fiziksel yapısı zayıflar. Ayrışma sonucu gittikçe yok olur. Bu zaafiyetin giderilmesinin en etkili yolu galvanizleme kaplama uygulamalarıdır. Biyolojik ve kimyasal esaslı kaplamalar süreli ve etkisiz bir kaplama sağlar. Sıcak daldırma galvanizleme metalik esaslı bir kaplama olup proses sonunda demir ile çinko arasında bağıl bir alaşım oluşturur. Sıcak daldırma galvanizleme basit anlamda tasarımı ve kimyasal kompozisyonu galvanizlemeye uygun demir ve çelik ürünlerinin ergimiş çinko banyosuna daldırılmasıyla oluşan difüzyon sonucu meydana gelen metalik tepkimeyle oluşan kaplama yöntemidir. Sıcak daldırma galvanizleme dünyada yaklaşık 150 yıldır demir ve çeliğin korozyona karşı korunması için kullanılan bir kaplama yöntemidir. Dünyada üretilen çinkonun büyük bir bölümü bu şekilde tüketilmektedir. Bunun en önemli nedenleri çinkonun normal ayrışma olaylarına karşı dirençli , demiri koruma özelliği ve ekonomik oluşudur.

Otomotiv gövdeleri ve panelleri gibi bir çok endüstriyel uygulamada çelikler iyi şekil verilebilirlik ve yüksek mukavemete sahip olması gerekir. Bununla birlikte, iki gereksinim birbirinin genellikle zıttıdır. Bu problem fırın sertleştirme tekniği kullanılarak üstesinden gelinebilir. Yüksek mukavemetle otomobil gövdeleri için kullanılan düşük karbonlu çelik üretmek için fırın sertleştirme çokça tercih edilen bir işleme tekniğidir. Fırın sertleştirme işleminde çözeltideki yeterli karbona sahip olmak için uygun tavlama işlemi gereklidir. Bu boyalı pişirme işleminden sonra otomobil gövde ve panellerini daha mukavemetli hale getirir.

Fırın sertleştirme ilk şekil verme operasyonu sırasında çözünmüş arayer atomlarının dislokasyon bölgelerine göçüyle ortaya çıkan bir süreçtir. Şekil verme sırasında oluşan dislokasyon yoğunluğu ile arayer atomların etkileşimi mukavemet artışına sebep olur. Daha sonra boya işlemi için pişirilen malzemeler estetik görünümün yanında mukavette de artış sağlar.

Bu tez çalışmasında düşük karbonlu DX51D, DX52D ve DX54 sıcak daldırılmış galvanizli çeliklerin herbiri farklı ön deformasyona (%2, %5, %8) tabi tutulmuş ardından farklı fırın sıcaklıklarında, 170 °C ve 210 °C, 20 dakika fırında

bekletildikten sonra 30 dakika havada soğumaya bırakılmış ve fırın sertleştirilmesi sağlanmıştır. Fırın sertleşmesi parametreleri değiştirilerek mekanik özelliklerin iyileştirilmesi amaçlanmıştır. Bu çeliklerde ilk olarak fırınlama sıcaklığı sabit tutularak ve farklı ön deformasyon uygulayarak mukavemetteki artış izlenmiştir. Daha sonra maksimum mukavemet artışıyla sonuçlanan ön deformasyon miktarı sabit tutulup fırınlama sıcaklığı değiştirilerek mukavemetteki değişiklik gözlemlenmiştir. Yapılan bu işlemlerden sonra malzemelerin mikroyapı görüntüleri incelenmiştir. Parametrelerin etkisini sertlik ile arasındaki bağlantı için sertlik değerleri ölçülmüştür.

Yapılan deneyler sonucunda akma mukavemetindeki en çok artışın DX52D malzemesinde %8 ön deformasyonda ve 170°C de 20 dakika fırında pişirildikten sonra havada soğutulmasıyla gözlemlenmiştir. Artan ön deformasyon miktarlarının mukavemete olumlu yönde etkilediği, sıcaklığın ise belirli bir noktadan sonra mukavemetteki artış oranında azalmaya neden olduğu gözlemlenmiştir. Yapılan ön deformasyon ve fırınlama işleminin mikroyapıya etkisinin çok fazla olmadığı görülmüştür. Yapılan sertlik değeri ölçümlerinde ise nispeten mukavemet artışıyla doğru orantılı olduğu görülmüştür.

THE EFFECT OF BAKE HARDENING PARAMETERS TO THE MECHANICAL PROPERTIES IN VARIABLE GALVANIZE STEELS

SUMMARY

All over the world individuals use automobile on regular schedule to reach their destinations, which also brings the risk of road accidents. Only in the European countries 40,000 people die every year due to automotive accidents. Although it sounds cruel to label human life with a very high money value, this mishaps cost the administrations something around 160 billion Euros. So as to decrease fatalities or damages, and even diminish the dimension of mishaps, auto fabricators, governments and private establishments around the globe are cooperating to discover conceivable answers for this colossal issue. So, the way to go ahead towards this target is to get high strength crash resistance steel but obviously not at the cost of increased weight.

Steels are required to have a good formability and high strenghts in a lot of industrial implemantation such as car bodies and panels. On the other hand, good formability and high strenghts are generally contrary to each other. This obstacle can be overcome by using bake hardening (BH) technique. In order to produce low carbon steels used for car bodies with high strength, bake hardening is a highly preferred technique. A suitable batch annealing is necessary in order to have enough carbon in solution required for bake hardening. After paint baking treatment , this process makes automotive bodies and panels strengthened.

Although steel have a lot of feature, the biggest problem of steel is corosion. Due to this issue galvanize sustain to solve corrosion problem. The galvanizing process produces a durable, abrasion resistant coating of metallic zinc and zinc-iron alloy layers bonded metallurgically to the steel base and completely covering the work piece. No other coating for steel matches galvanizing's unique combination of properties and advantages likes ; for most classes of steelwork galvanizing provides the lowest long-term cost. In many cases galvanizing also provides lowest initial cost, the galvanized coating becomes part of the steel surface it protects, the unique metallurgical structure of the galvanized coating provides outstanding toughness and resistance to mechanical damage in transport, erection and service, the galvanized coating is subject to corrosion at a predictably slow rate, between one-seventeenth and one- eightieth that of steel, depending on the environment to which it is exposed, galvanizing cathodic protection for steel ensures that small areas of the base steel exposed through severe impacts or abrasion are protected from corrosion by the surrounding galvanized coating, an inherent advantage of the process is that a standard minimum coating thickness is applied, during galvanizing the work is completely immersed in molten zinc and the entire surface is coated, even recesses and returns which often cannot be coated using other processes. If required, internal surfaces of vessels and containers can be coated simultaneously, Galvanized coatings are virtually 'self-inspecting' because the reaction between steel and molten zinc in

the galvanizing bath does not occur unless the steel surface is chemically clean. Therefore a galvanized coating which appears sound and continuous is sound and continuous. Galvanizing is a highly versatile process. Items ranging from small fasteners and threaded components, up to massive structural members can be coated. The mechanical properties of commonly galvanized steels are not significantly affected by galvanizing. Galvanizing provides outstanding corrosion performance in a wide range of environments. Duplex' coatings of galvanizing-plus-paint are often the most economic solution to the problem of protecting steel in highly corrosive environments. Such systems provide a synergistic effect in which life of the combined coatings exceeds the total life of the two coatings if they were used alone.

Hot dip galvanising is used widely around us everyday. We are in constant contact with hot dip galvanised steel unconsciously from steel construction materials to aesthetic steel objects that are surrounding our daily lives. It is a highly effective & cost efficient method to protect fabricated steel, structural steel, castings, or small parts from corrosion. Galvanized steel is widely used in applications where corrosion resistance is needed without the cost of stainless steel, and can be identified by the crystallization patterning on the surface. Like all other corrosion protection systems, galvanizing protects steel by acting as a barrier between steel and the atmosphere. However zinc is a more electronegative metal in comparison to steel, this is a unique characteristic for galvanizing which means that when a galvanized coating is damaged and steel is exposed to the atmosphere, zinc can continue to protect steel through galvanic corrosion (often within an annulus of 5 mm above which electron transfer rate decreases).

When sending steel through the hot dip galvanising process, it under goes rigorous preparation work, chemical treatment to remove impurities before finally dipping into a kettle of molten zinc at a temperature of around 450°C. When exposed to the atmosphere, pure zinc reacts with oxygen to form zinc oxide, which further reacts with carbon dioxide to form zinc carbonate, a dull grey, fairly strong material that stops further corrosion in many circumstances, to deliver a reinforced metallurgically alloy bond that protects the steel from corrosion.

Selecting the most effective corrosion protection system is important, and your analysis of each method should include such things as the durability, maintenance schedule, coating's service life, and initial and life-cycle costs.

Hot-dip galvanizing, with its superior durability, life-cycle cost, and maintenance schedule make it suitable for most applications.

The parts of the auto body board pass through a paint baking cycle (bake hardening process) that is carried out after all the framing operations are finished. In this paint heating cycle, the painted auto body part is dealt with in an oven to dry and to permit the paint to adhere to the substrate steel of the auto. The paint baking process not only gives the car an aesthetically pleasing look, but also positively influences on the strength of the material used for the car structure. The increment of strength which happens during such paint baking process is known as bake hardening effect.

Bake hardening is an advanced processing technique to produce low carbon steels, used for car bodies, with high strength. An optimized batch annealing treatment is necessary in order to have enough carbon in solution required for bake hardening. This makes the automotive bodies and panels strengthen after the paint baking treatment. This effect is due to pinning of dislocations by solute carbon atoms which refers to Cottrell's atmosphere.

Using ultra-low-carbon vacuum-degassed steel, and precise alloying additions, partially stabilized steels can be produced that have a low amount of solute carbon available after precipitation reactions are completed on the galvanizing line.

Bake hardenable steel (BHS) takes advantage of the low solute carbon to produce controlled carbon strain aging to augment the yield strength of formed automotive panels, thus improving dent resistance or permitting some thickness reduction. The strain comes from press forming and the aging is accelerated by the paint baking treatment. BH steels contain enough supersaturated solute carbon that the aging reaction typically adds 4 to 8 ksi [27 to 55 MPa] to a stamped panel yield strength.

This approach to providing higher strength panels has the advantage of presenting formable low yield strength material to stamping operations so as to avoid panel shape problems due to elastic deflection associated with initial yield strengths exceeding 35 ksi [240 MPa]. BHS is the practical consequence of modern manufacturing technologies, which permit control of supersaturated solute carbon at a level which is just high enough to provide a useful amount of accelerated strain aging, without aging during transport/storage. The BHS process produces a coated product that will be free from stretcher strains for at least 2 to 3 months after its production, allowing stampers time to consume it before its mechanical properties begin to deteriorate due to aging.

In this study, in low carbon DX51D, DX52D and DX54D hot dip galvanize steels, it is aimed to improve their mechanical properties by changing the bake hardening parameters. First of all, in these steels bake temperature is remained stable and increase in strengths is observed applying different prestrain. Then, the prestrain ratio resulting in the increase in the maximum strengths is remained stable and the difference in strengths is observed by changing the bake temperature. After this process microstructure was investigated. This study has finished by checking micro hardness test.

The most increment in yield point has been observed with DX52 after prestrain %8 and bake temperature 170°C bake time 20 minutes with air dry. Increasing with prestrain it affects positively yield point but it can't say same for bake temperature. Microstructure wasn't affected so much from bake hardening process. Although there is no big difference after the bake hardening process, hardness test results were in direct proportion to yield point increment.

1. GİRİŞ

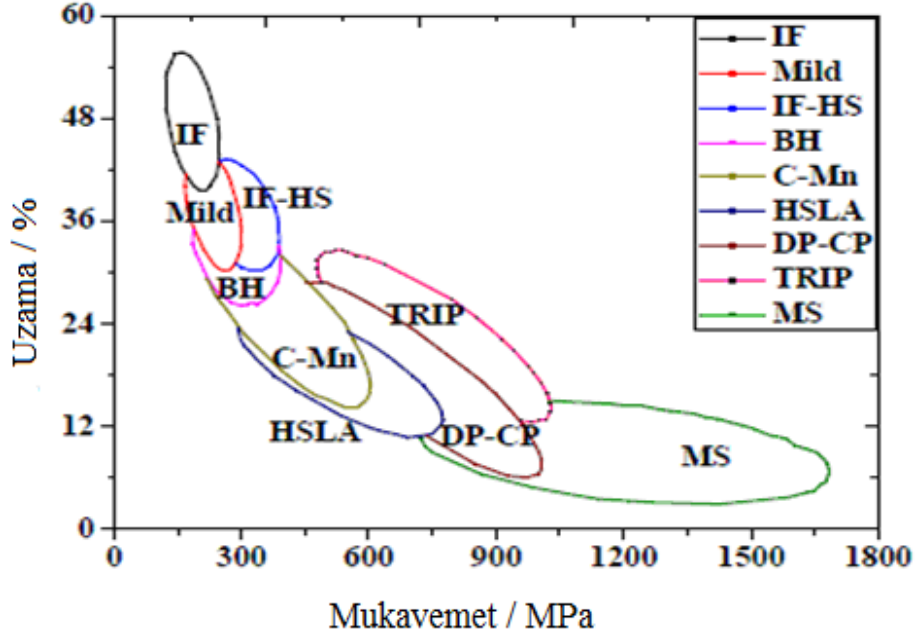
1.1 Giriş ve Çalışmanın Amacı

Otomotiv üreticileri ve diğer endüstriyel uygulamaların çoğu katı çevre ve güvenlik normlarını yerine getirmekle karşı karşıya kaldılar. Bu kritere ulaşmanın tek yolu düşük kalınlıklarda yüksek mukavemetli çeliklerin kullanımı arttırmaktır.

Otomotiv sektöründeki bu ihtiyaçlar çift fazlı çeliklerin (DP çelikleri), dönüşüm kaynaklı plastite (TRIP), arayersiz çelik (IF), yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler (HSLA), martenzit çelikleri (MS), fırın sertleştirmeli çelikler (BH) gibi çelikleri geliştirilmesine neden oldu. Bu çelikler Şekil 1.1’de gösterildiği gibi farklı gerilim uzama özelliklerine sahiptir.

Bu parçalar otomotivin çeşitli bölümlerinde kullanılmaktadır. Materyal seçimi malzeminin içeriğine bağlıdır. Mukavemet seviyesi, şekil verilebilirlik kaynaklanma özelliği, ücret gibi değişkenler bu malzemelerin hangisinin kullanılması kararında önemli rol oynamaktadır. Örnek verecek olursak , aracın kapı ve gövde panellerinde çok iyi şekil verilebilirlik gereklidir bu yüzden bu bölgelerde çok iyi uzamaya ve şekil verilebilirliğe sahip olan IF çelikleri kullanılır.

Arabanın gövde panelleri kısmı tüm şekil verme işlemleri tamamlandıktan sonra boya pişirme işleminden geçer. Bu proses kalite ve istenilen boya miktarı ihtiyacına bağlı olarak birkaç kez tekrarlanır. Bu proses arabaya sadece elastik güzel görünüm katmaz, aynı zamanda malzemenin mukavemeti üzerinde olumlu etki yapar. Boya pişirme işlemi sırasında mukavemetteki bu artış fırın sertleştirmesi etkisi olarak adlandırılır. Mukavemetteki bu artış otomotiv üreticilerine arabanın güvenliğini artırmayı ve çeliğin kalınlığını düşürerek çevresel kirliliği de önlemiş olur. Fırın sertleştirmesinin önemli olmasının bir diğer nedeni de çeliği kolay ve ucuz şekilde şekil vererek parçaları geliştirmesidir.



Şekil 1. 1: Bir binek otomobilin farklı bölgelerinde kullanılan yaygın farklı çeliklerin mukavemet-uzama kombinasyonu şematik gösterimi [1]

Bu tez çalışmasında, değişik amaçlarla kullanılan düşük karbonlu DX51D, DX52D ve DX54D sıcak daldırılmış galvanizli çeliklere farklı ön deformasyon oranları ve farklı fırın sıcaklıklarında fırın sertleşmesi uygulanarak, fırın sertleşmesi parametrelerinin mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Ön deformasyon oranları %2, %5 ve %8 seçilirken, fırın sıcaklıkları 170 °C ve 210 °C olarak belirlenmiş ve soğutma ortamı olarak hava seçilmiştir.

2. GALVANİZLİ ÇELİKLER ve ÖZELLİKLERİ

Çevrenin etkisiyle metallerin kimyasal ve/ veya elektrokimyasal reaksiyonlar sonucunda hasar görmelerine korozyon denir. Korozyonun önlenmesi için korozyon hücrelerini oluşturan elemanlardan en az birinin devreden çıkarılması gerekir. Metal korozyonunu engellemek için kullanılan değişik yöntemlerden biri yüzey kaplamasıdır. Yüzey kaplama için çeşitli yöntemler kullanılır. Metalik kaplama yöntemleri içinde yer alan çinko kaplama, galvanizleme olarak adlandırılır. Galvanizleme genellikle sıcak daldırma, elektroliz veya metal püskürtme yöntemleriyle yapılır [2].

2.1 Sıcak Daldırılmış Galvanizli Çelikler

Sıcak daldırma galvanizleme, erimiş çinko banyosuna daldırılan demir ve çelik malzemelerin yüzeyine çinko ve çinko bileşikleri içeren koruyucu bir kaplama yapma işlemidir. Koruyucu kaplama genellikle birkaç katmandan meydana gelir. Temel metale yakın olanlar, demir çinko bileşiklerinden meydana gelmiştir. Üst üste yer alan bu tabakaların en dışında tamamen çinkodan meydana gelen bir tabaka yer alır. Galvaniz kaplamayı oluşturan tabakaların bu karmaşık yapısı, kimyasal kompozisyonu, fiziksel ve mekanik özellikleri büyük ölçüde değiştirerek kimyasal aktivite, difüzyon ve sonradan soğuma gibi özelliklerini etkiler. Kaplama kompozisyonu, banyo sıcaklığı, daldırma süresi, soğutma veya sonradan ısıtma yapılacak ufak değişiklikler, kaplamanın görünümü ve özelliklerinde önemli değişikliklere yol açar.

Sıcak daldırma galvanize kaplamanın faydalarına kısaca göz atacak olursak ;

- Demir ile karşılaştırıldığında çinkonun korozyona uğrama hızı oldukça yavaştır.
- Elektrolitik kaplama sağlar.
- Çinko kaplama ve alttaki demir-çinko alaşım tabakaları dayanıklılık ve sağlamlık sağlar.
- Gerekli olduğu durumlarda çinko kaplamanın boyanması daha ucuza mal olur [3].

3. FIRIN SERTLEŞTİRMESİ

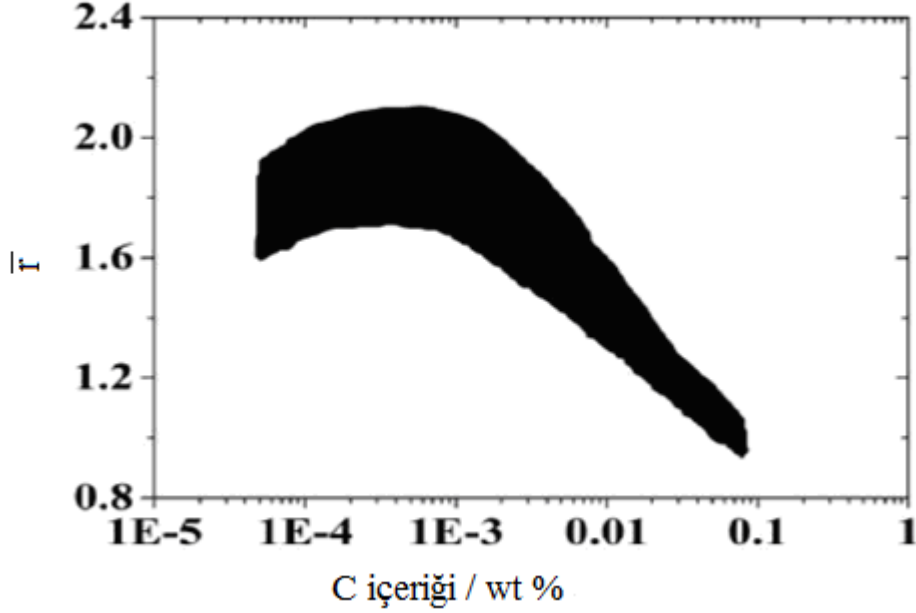
Fırın sertleştirmesi malzemelerin deformasyon sertleőtmesi olayıyla akma mukavemetlerinin artmasında pozitif bir etki sağlaması amacıyla kullanılır. Mukavemet artışı 150 °C ve 200 °C gibi düşük sıcaklıklarda boya piőtirme sırasında geliştirilmiştir.

Önceden şekillendirilmiş çelik parçalarının boya piőtirme sırasında ısııl işleminde dolayı akma mukavemetinde meydana gelen artışı BH etkisi olarak bilinir. Bu işlem operasyonun son safhasında parçaların mukavemetinin artmasını sağlar. Çeliğin ilk hali yumuşıktır ve şekil verme operasyonu sırasında mükemmel bir şekil verebilme özelliği gösterir fakat daha sonra boya piőtirme sırasında mukavemet artar. Bu tarz güçlendirmenin avantajlarından biri de fazladan üretim yerine ve çalışanına gerek duymamasıdır. Mevcut üretim hattıyla birlikte uygun alaşımla mukavemette artış sağlanabilir.

Metalurjik açıdan bakılacak olunursa, fırın sertleştirmesi ilk şekil verme operasyonu sırasında çözünmüş arayer atomlarının (çoğunlukla karbon ve/veya azot) dislokasyon bölgelerine göçüyle ortaya çıkan bir süreçtir [4-5]. Oda sıcaklığında bile nitrojen atomlarının dislokasyon bölgelerine yüksek difüzyon oranından dolayı çeliklerin saklanma halinde bile meydana gelen mukavemet artışını zor olduğundan, nitrojen atomları çökertilir ve katı çözültiden uzaklaştırılır ve BH özellikleri sadece çözünmüş karbon atomları miktarınca kontrol edilir.

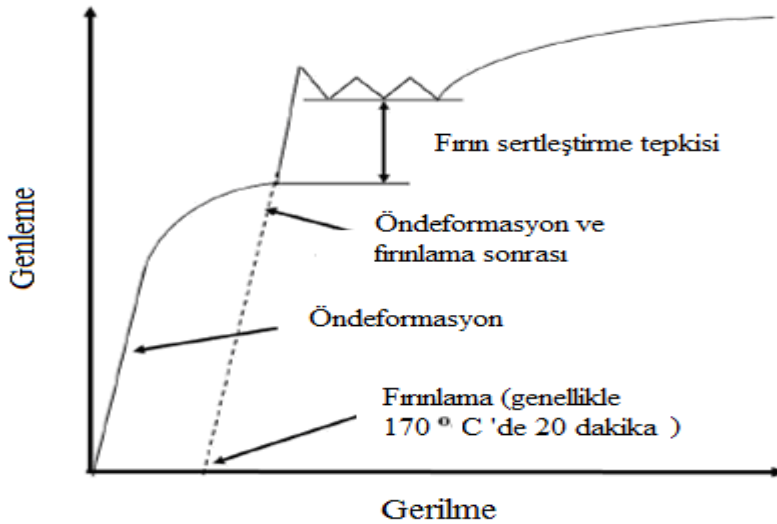
İlk yıllarda, ağırlık olarak bu tür çeliklerdeki karbon içeriği %0,05' den fazlaydı. Bununla birlikte, vakumla karbon miktarının en aza indirilmesi tekniğinin gelişmesiyle, %0,01- 0,03 karbon içeren çelikler üretilebilir hale geldi. Bu çelikler ekstra düşük karbonlu çelikler olarak bilinir. Yüksek şekil verilebilmedeki talep artışı en düşük karbon limitini 100 ppm seviyelerine kadar çekti. Son zamanlarda, mükemmel şekil verilebilirlikle birlikte 30 ppm' den daha az karbon içeren ultra düşük karbon çelikler düzenli olarak üreilmeye başlandı.

Karbon seviyesindeki daha sonraki azaltım uygun hale geldi fakat Hutchinson' ın çalışmasında toplam karbon içeriğinin ağırlık olarak 10 ppm' in altına düşmesi şekil verilebilirliği gerçek manada olumsuz yönde etkilediği Şekil 3.1' de gösterilmiştir [6].



Şekil 3.1 : Çeliklerin şekil verilebilirlik oranının karbon içeriğine etkisi [6]

Şekillendirme öncesinde oda sıcaklığında yaşlandırmadan kaçınmak için karbon atomlarının miktarı kontrol edilmelidir. 15 - 25 ppm karbon içeren katı çözeltilerde optimim fırın sertleştirme etkisi verdiği gözlemlendi.



Şekil 3.2 : Fırın sertleştirme etkisinin ölçümü [7]

3.1 Fırın Sertleştirme Mekanizması

Fırın sertleştirme temelinde difüzyon prosesiyle ilgilidir ve mekanizması Şekil 3.2’de verilmiştir. 1948’de Nabarro, difüzyonun çeliklerin mekanik özelliklerini üç yolla etkileyebileceğine dikkat çekti [7]. Bunlar;

- Snoek etkisi
- Cottrell atmosferi oluşumunda karbon atomlarının ayrışması
- Demir karbür partiküllerinin çökmesidir.

Kristal yapı üzerinde dışarıdan bir elastik gerilim uygulandığında arayer atomları gerilim yönündeki bölgeleri işgal eder. Yükleme gerilimi geri çekilmesiyle birlikte arayer atomları tekrardan rastgele dağılır. Bu metallerdeki iç sürtünmenin başlangıcıdır. Bu tarz gerilim yüklemeleri düzenlenmeleri ilk olarak Snoek tarafından gözlemlendi ve bu etkiye de kendi ismini vererek Snoek Etkisi olarak adlandırdı. Bu davranışlar için aktivasyon enerjisinin $59 \pm 9,6 \text{ kJ mol}^{-1}$ olduğu belirtildi. -12°C üzerinde uygulanmış deneysel çalışmaların bu tür gerilim yüklenen düzenlemelerinde gözlemlenmediği iyice anlaşılmıştır. Bu nedenle, daha ileriye götürülmemiştir ve öngörüler ileriki tartışmalardan da çıkarılmıştır [8-10].

Malzemeye elastik sınırlarından fazla gerilim uygulandığında yeni dislokasyonlar ortaya çıkar. Bu gerilime uygulanan malzemeler yüksek sıcaklıklarda kısa periyotta yaşlandırılır veya uzun periyotlarda düşük sıcaklıkta yaşlandırılırsa, çözünen arayer atomları yeni oluşturulmuş dislokasyonlara göç eder ve onları kitler. Bu şekilde, arayer çözeltilerinin atmosferi dislokasyonlar etrafında birikir. Bu atmosfer “Cottrell atmosferi” olarak adlandırılır. Cottrell atmosferinin oluşumu için gerekli olan aktivasyon enerjisi $87,1 \pm 10 \text{ kJ mol}^{-1}$ olarak bulunmuştur ve esas olarak difüzyon kontrollü bir süreçtir [8,11]. Çözünmüş arayer atomlarının uzun mesafeli dislokasyon çekirdeğinin hareketini engellemesi akma mukavemetinde artışa neden olur ve çekme mukavemetini de artırır [12-13]. Cottrell atmosferini oluşturmak için atom çözeltileri göçünden daha hızlı büyüklükler sırası işlemini yaparak komşu alanlar arasındaki atomik sıçramaları içeren Snoek’in yeni düzenlemesinden çok daha yavaştır. Elsen ve Hougardy bu aşamayı ‘fırında sertleşmenin ilk aşaması’ olarak belirledi [14].

Zamanla daha fazla çözünmüş atomlar, dislokasyonları deformasyon bölgesine çekmiştir. Nihayetinde, bu yoğun atmosfer çökelti için atom çekirdeği olarak

harekete geçer. Bununla birlikte, bu aşamaya sadece güçlü etkileşimlere izin veren tüm dislokasyon bölgelerinin arayerler tarafından işgal edilmesiyle ulaşılır. Önceki çalışanlar bu çökeltilerin, eğer oluşurlarsa, aynı fazlı olmasını önermişlerdir. Elsen ve Hougardy sertleştiririnin ikinci aşamasına aynı fazlı karbür çökeltisinin neden olduğu sonucuna varmışlardır [14]. De, Vandeputte ve Cooman bu tür çökelti işleminin aktivasyon enerjisininin $74 \pm 0,9 \text{ kJ mol}^{-1}$ olması gerektiğini hesapladı [15].

Fırında sertleştirmeden sonra mukavemetteki artışı sağlama kriteri aşağıdaki gibidir:

- Mobil dislokasyonların varlığı
- Bu dislokasyonları sıkıştıran yeterli çözünen konsantrasyonu
- Fırın sıcaklığında çözünenler hareketli olmalıdır.
- Herhangi bir yumuşamayı önlemek için pişirme sırasında dislokasyon toparlanması yeterince yavaş olmalıdır.

-12 °C üzerindeki "Snoek düzenlemesi" safhasını saptamak, fırın sertleştirmesiyle alakalı rutin deneylerde oldukça güçtür ve bu yüzden bu etki bundan sonra tartışılmayacaktır. Geri kalan bölümde, tartışmalar "Cottrell atmosferi" ve sadece sonraki çökeltilerle sınırlı kalacak ve bu işlemler sırasıyla birinci ve ikinci aşamalar olarak ele alınacaktır.

3.2 Fırın Sertleştirmesine Etki Eden Faktörler

Fırın sertleştirmesi davranışları fırın sıcaklığı ve zamanı, öngerilme miktarı, çözünmüş karbon miktarı, tane boyutu gibi farklı parametrelerden etkilenir. Bu parametreler dislokasyon yoğunluğuna ve karbon atomlarının difüzyonunu etkileyebilir.

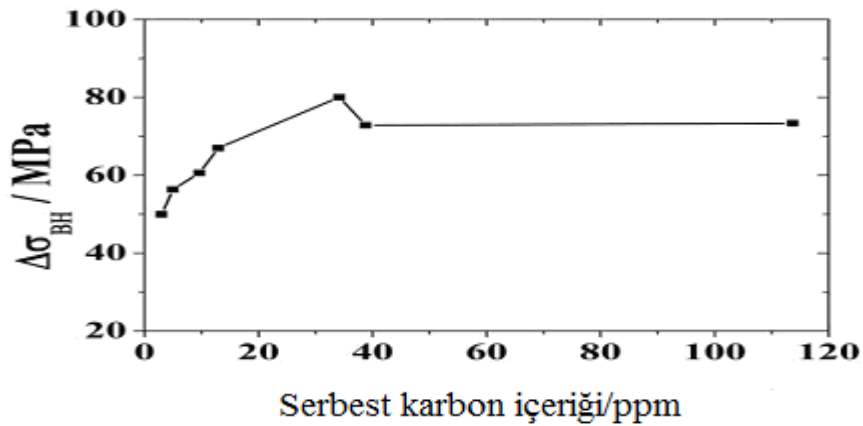
3.2.1 Arayer atom içeriği

Fırın sertleştirmesi sınıf çeliklerinin temel şartlarından biri de raf ömrüdür. Otomobil parçaları üreticilerini depolama sırasında oda sıcaklığında yaşlanmaya karşı çeliğin bu özelliği endişelendiriyor. Malzemenin son kullanımdan önce taşıma ve depolama sırasında yaşlanma ve bozulmaması gerektiğinden çeliğin gerekli raf ömrüne sahip olması gerekmektedir. Bu parametre herhangi bir red üretim veya stoklama olmaması için önemlidir. Minumum 3 aylık bir raf ömrü otomobil parçaları üreticileri

tarafından bekleniyor ve bu zamanda arayer atomlarının difüzyon kontrolüyle kontrol edilebilir. Çelikte bulunabilecek en önemli çözünmüş atomlar nitrojen ve karbondur. Bu iki element arasında nitrojen oda sıcaklığında yaşlanmaya neden olduğundan çok zararlıdır [16]. Bu tip oda sıcaklığındaki yaşlanma açıkta olan otomotiv panel parçaları için uygun olmayan luders bandları oluşumuna yol açar. Fırın sertleştirme çeliklerin içerikleri oda sıcaklığında yaşlanmadan kaçınmak için çözünmüş nitrojen atomundan arındırılmış ve fırın sertleştirme etkileri sadece karbon atomları miktarında kontrol edilmek üzere dizayn edilmiştir.

Çelikteki çözünmüş karbon atomu miktarı ile fırın sertleştirme tepkisi artabilir. Bunun nedeni çelikteki çözünmüş karbon atomuyla birlikte, daha fazla çözünen atomları dislokasyon hareketlerini kitlemeye uygun hale getirir ve kümelenme oluşumu çok hızlı gerçekleşir [17].

Karbon atomlarının 0 ppm'den 40 ppm'e artmasıyla fırın sertleştirme etkisi 40 Mpa' dan 70 Mpa' a kadar artmıştır fakat Şekil 3.3'te de gösterildiği gibi bundan sonraki çözünmüş karbon miktarının artışı fırın sertleştirmesine etki etmemiştir.

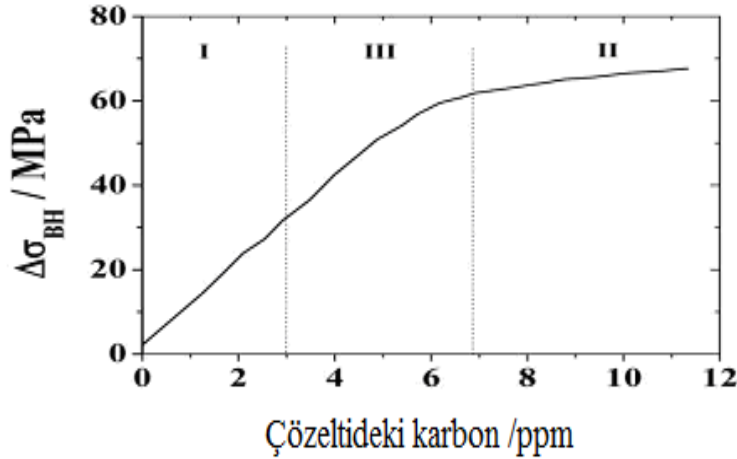


Şekil 3.3 : Çözünmüş karbon miktarının fırın sertleştirmesine etkisi [18]

Hanai çalışmalarında (1984) oksijeni giderilmiş düşük karbonlu çeliklerle ve katı çözelti içerisindeki çeşitli karbon ve nitrojen miktarlarında farklı tavlama sıcaklıklarında ve ısıtma oranlarında ve 170 °C' de 20 dakika pişirme sıcaklığında uygulamıştır [18]. Onlarda Wilson ve Russel' ın bulgularını gibi sadece 5 ppm karbonun atmosferin oluşu için yeterli olduğunu gözlemlediler [19]. Son olarak fırın

sertleştirme tepkisi 20 ppm çözünmüş karbonda maksimuma ulaştığını hesapladılar. Karbon miktarı arttıkça çözünmüş karbonlar ön gerilme sırasında göç ederler ve dislokasyonları kitlerler ve bu yüzden fırın sertleştirme tepkisini azaltırlar [20].

Rubianes ve Zimmer (1996) oda sıcaklığında meydana gelen yaşlanmada artan karbon bileşeni ve fırın sertleştirme etkisini Şekil 3.4'teki gibi ayırmışlardır.



Şekil 3.4 : Çözülmüş karbonun fırın sertleştirme etkisi [14]

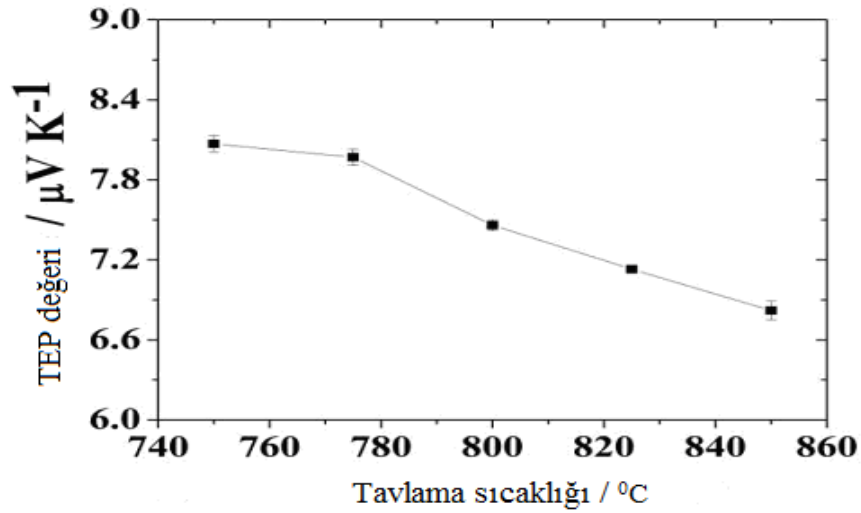
Çözünmüş karbon atomu miktarı 3 ppm olduğunda çelik oda sıcaklığında müthiş bir stabilize sağlar fakat kayda değer bir fırın sertleştirme efekti göstermez. 2 alanda ise çelik 7 ppm'den fazla çözünmüş karbon miktarı içerir. Bu yüzden yüksek fırın sertleştirme etkisi gösterir ve aynı zamanda oda sıcaklığında yaşlanmaya eğilimi yüksektir. 3. bölgede ise çözünmüş karbon miktarı 3 ppm ile 7 ppm arasındadır. Bu tarz çelikler çok iyi fırın sertleştirme etkisi gösterirler ve aynı zamanda oda sıcaklığında yaşlandırma karşı iyi bir dirence sahiptir. Fırın sertleştirme çelikleri bu bölgede hazırlanmalıdır.

3.2.2 Fırın sıcaklığı ve zamanı

Gerinim yaşlandırması direk olarak arayer atomlarının difüzyonu ile ilgili olduğu için, fırın etkisinin pişirme sıcaklığı ve zamanıyla bağlantılı olduğu tahmin edilir.

Fırın sertleştirme çeliklerinin fırın tepkisi hem zamanın hem de sıcaklığın bir fonksiyonudur. Soğuk işlenmiş yapının toparlanmasının az olduğu sıcaklık aralığı

içinde mukavemet sabit sıcaklıkta asimptotik olarak artar [14]. Deneylerde farklı yaşlandırma sıcaklıklarında düşük karbonlu çeliklerde (% 0,03 ağırlıkta) 180 °C 'de ikinci aşamanın başlangıcı 150° C' de sonuçları ile karşılaştırıldığında 20 dakika önce meydana geldiği bulunmuştur. Düşük pişirme sıcaklıklarında (50-120 °C) sertleşmenin ilk adımlarının yaşanma üzerinde bir bağımlılığı vardı. Bununla birlikte yüksek sıcaklıklarda (> 120 °C), sertleşmenin ilk adımları daha kısa sürede tamamlandı. Diğer araştırmacılarda Ti-stabilli çok düşük karbonlu çeliklerde benzer sonuçlar buldular [21-22]. Sabit bir ön deformasyon seviyesinde akma mukavemetindeki maksimum artış yeterli yaşlandırma işlemi şartıyla yaşlandırma sıcaklığından bağımsız olduğu Şekil 3.5'te gösterilmiştir [23].



Şekil 3.5 : %5' lik ön deformasyonlu örneğin farklı yaşlandırma sıcaklıklarındaki BH şiddetleri [23]

Bununla birlikte, Bakere (2002) göre fırın sertleştirmesinin ilk aşaması ön deformasyondan bağımsız olsada, ikinci aşamada ön deformasyon artışıyla mukavemet artışında bozulma gözlemlendi [5].

Dehghani ve Jonas (2000) fırın sertleştirmesi ile yaptığı deneylerde bazı ilginç sonuçlar gözlemledi [24]. Onlar yüksek sıcaklıklarda ön deformasyon ile gerçekleştirdi ve malzemeleri farklı sıcaklıklarda pişirdiler. Pişirme sıcaklığının yaşlandırma sıcaklığından yüksek olduğunda fırın sertleştirmesi tepkisinin oldukça önemli olduğunu buldular. Fakat pişirme sıcaklığının yaşlandırma sıcaklığından

düşük olduğunda fırın sertleştirme tepkisi oldukça düşüktü. Yaşlandırma sıcaklığının deformasyon sıcaklığından düşük olduğunda ön deformasyonun nispeten yüksek sıcaklıklarında çökeltilerin birleşmesiyle aşırı yaşanmaya neden olur.

3.2.3 Ön deformasyon oranı

Birçok otomatik bileşenleri pişirme işleminden önce son bir şekil verme işlemi sırasında bir miktar gerilmeye maruz kalır. Bu nedenle fırın sertleştirme deneyleri, oda sıcaklığında az miktarda ön deformasyona tabi tutulmasıyla gerçekleştirilir. %2 lik bir ön gerilmenin bu amaç için uygun olduğu bulunmuştur [14]. Ön deformasyon uygulama örnekleri dislokasyon yoğunluğunu artırır. Ön deformasyon sırasında üretilen ek dislokasyonlar serbest çözülmüş atomlar tarafından tutularak olan pişirme sırasında dislokasyon çekirdeğine difüzyon ederek akma mukavemetinin artmasına neden olur.

Berbenni çalışmasında dislokasyon yoğunluğunu ön deformasyonun bir fonksiyonu olarak öngördü ve %1 – 10, bir ön deformasyon aralığında, dislokasyon yoğunluğu aralığının $10^9 - 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ arasında olabileceğini hesapladı [25]. Kalish ve Cohen (1970) her bir demir atomu düzleminde karbon atomunun ortalama sayısı ile kesilen dislokasyonlar arayer karbon atomlarının çeşitli ağırlık yüzdelerinde dislokasyon yoğunluğunun bir fonksiyonu olarak hesapladı [26]. Çalışmalarda %0,001 karbon içeren çeliklerde dislokasyon yoğunluğu 10^9 cm^{-2} den 10^{10} cm^{-2} ye değişirse, her bir demir atomu düzleminde dislokasyonlarla sıkıştırılmış karbon atomları sayısı 10'dan 100'e kadar değişkenlik gösterebildiği hesaplanmıştır.

Bir çok çalışmada ön deformasyon etkisinin fırın sertleştirme üzerinde tepkisi araştırılmıştır. Fırın sertleştirme sürecinin ilk aşaması olan cottrell atmosferi oluşumundan dolayı akma mukavemetindeki maksimum artış düşük ve çok düşük karbonlu çeliklerde ön deformasyon miktarından bağımsız olduğu bulunmuştur [14]. Çözülmüş atomların bir çoğu yüksek ön deformasyonlarda dislokasyonların tamamını sabitlemesi gerekmektedir. Düşük karbonlu çeliklerde, sonuç olarak, yüksek ön deformasyonlu örneklerde cottrell atmosferi oluşumu bütün çözülmüş karbon atomlarını dışa atar ve böylece ikinci aşama sırasında karbür çökeltileri için yeterli derecede çözülmüş karbon atomu olmayabilir [27].

İkinci aşama boyunca ön deformasyonun miktarındaki artışıyla beraber BH sonuçlarında bir azalma buldu. Onlar bunu BH' nin ilk aşamasındaki (Cottrell atmosfer oluşumu) ayrılmış birçok karbon atomunun dislokasyonuna bağladılar. Bu, çeliklerde ağırlık olarak sadece 5 ppm karbon içerdiğinden ikinci aşamada çökelti oluşumu için hacimde aşırı karbon bırakmaz. Van Snick (1998) da aynı olayı gözlemledi [17]. Pereloma (2008) çalışmasında NbC partiküllerin çökeltisini dislokasyonlar boyunca buldu ve ön deformasyonlu malzemelerin yüksek dislokasyon yoğunluklarının gözlenen olaylardan sorumlu olabileceği sonucuna vardı [33]. Yine aynı doğrultuda dislokasyon yoğunluğu maksimum çökelti yoğunluğu üzerinde de yüksek etkiye sahiptir ve fırın sertleştirme etkisini dual fazlı ve trip çeliklerinin davranışını değiştirebilir.

Kalish ve Cohen (1970) tarafından yapılan çalışmanın bu noktasında hatırlanmalı ki bu çalışma 10^{10} cm dislokasyon yoğunluğu tüm karbon atomlarını engeller ve %0,001 ağırlıkta karbon içeren çeliklerde ki karbürün yapısını da önler. Düşük ön deformasyonlarda, BH miktarının maksimum noktaya ulaşana kadar ön deformasyonla arttığını ve daha sonra da ön deformasyonla arttığını gözlemlediler. BH sonuçları azalır. Bunun meydana gelmesinin nedeni artan ön deformasyonla birlikte karbon konsantrasyonunun dislokasyon yoğunluğuna oranı düşmesi ve %4 ön deformasyonun ötesinde BH de bir artış kaydedemediler.

3.2.4 Tane boyutunun etkisi

Bugünkü literatürde son BH sonuçlarına tane boyutunun etkisi net değil. Bazı araştırmacılar tane boyutunun azalmasının BH sonuçlarını olumlu etkilediği sonucuna vardı [17,28]. Oysa bazı araştırmacılar tane boyutuna bir bağlılık bulmadı [29]. Obara ve diğerlerine göre (1985) demirdeki karbonun aşırı doygunluğu tane içindeki sementit çekirdeklenme oranını ayarlamadaki en önemli faktördür. Düşük karbon çeliğinde öncelikle kısa süreliğine 1000 0C' de beklettiler ve A1 sıcaklığına denk gelen yakın bir sıcaklığa düşürdüler, malzemeyi 400 civarlarında hızlı soğuttular ve daha sonra oda sıcaklığında soğuttular. Böylece demirdeki karbon miktarı değişir ve östenit halinden hızlı soğutma safhasına geçişte demir tanelerindeki çözünmüş karbon içeriğinde bu değişikliği ön gördüler. Tane içerisindeki karbonun aşırı doygunluğunu daha büyük tane boyutunda daha yüksek

olduğunu ve sementit çökeltilerinin ortalama bir soğutma oranında bu daha büyük tanelerde meydana geldiğini buldular.

Artan soğutma oranıyla sementit partiküllerinin daha küçük tanelerinin içerisinde bile çökelebilmektedir. Sementit partiküllerindeki çökeltmeden sonra, malzemenin akma mukavemeti artar ve çökelti cottrell atmosferi yapısında hiç çözünmüş karbon atomu bırakmaz. Bu yüzden fırın sertleştirme etkisi azalır.

Bu araştırmalardan Obara ve arkadaşları (1985) fırın sertleştirme taneler arası karbon miktarıyla belirlendiğini varsayarak fırında sertleştirme etkisinin artan tane boyutuyla azalabileceği hesapladı [28].

Obara gibi Van snick ve onun iş arkadaşları (1998) soğuk haddelemenin %90'dan % 25'e kadar azalmasıyla 8 μm ' den 32 μm ' ye kadar ferrit tane boyutu değiştiğinde büyük taneler içinde bir çok sementit partikülü buldular [17].

Van Snick ve onun iş arkadaşları (1988) küçük tanelere göre büyük tanelerde sementit partiküllerinin daha yüksek sayılar içerdiğini buldular. Fırında sertleştirme işlemi yapıldıktan sonra ince ferrit tanelerinin yüksek fırında sertleştirme etkisi verdiğini bulmuşlardır. Van Snick ve arkadaşları (1988) bu gözlemlerden, fırında sertleştirme prosesi sırasında tanelerde karbür varsa uygun serbest karbonlar bu karbürlere hareket ettiğini hesaplamışlardır (ileriki çökelmelerde karbonun aşırı doymasından). Sonuç olarak düşük değerli fırın sertleştirmesile sonuçlanan iri tanelerde dislokasyonların tutulma etkisi daha azdır.

Düşük karbon çelikli bir araştırmada, Hanai (1984) sertleştirme koşullarını değiştirerek tane boyutunu çeşitlendirmiştir ve tane boyutunu düşürmenin fırın sertleştirme tepkisini arttığını bulmuştur. Kinoshita ve Nishimoto (1985) benzer bir davranış bulmuştur fakat metalurjik bir açıklama getirmemişlerdir.

Hanai (1984) fırın sertleştirmesinin çözünmüş karbon kombinasyonu içerebileceği ve karbonun tane sınırlarında ayrıldığı sonucuna varmıştır. Sakata yukarıdaki açıklamayı kabul etmiş ve iç sürtünme metoduyla ölçülemeyen az miktarda çözünmüş karbonun soğutma sırasında tane sınırlarında ayrıldığı fikrini ortaya

atmıştır. Tane sınırları çözünmüş atomlar için onları daha stabil yaparak düşük enerji pozisyonları sunar ve bu sayede bu tane sınır atomları oda sıcaklığında yaşlandırmaya katkıda bulunmaz. Boya sertleştirme sıcaklığında (170 °C) karbon atomları için tane içine difüze olma ve fırın sertleştirmesine katkıda bulunmanın mümkün olabileceği tartışılmaktadır. Van Snick (1998) ayrıca boya sertleştirme sıcaklığına ısıtma sırasında, dislokasyonları kitlenme boyunca akma gerilmesinde (fırın sertleştirmesi etkisi) artışla sonuçlanan tane içerisine tekrar difüze olan tane sınırlarında karbon atomlarının mevcut olduğunu belirtti.

Takahashi (2005) üç boyutlu atom sondası tekniğiyle tane sınırlarına segrege olan karbon miktarını ölçmüştür ve tane sınır bölgelerinde ağırlık olarak sadece 2 - 3 ppm karbonun yer aldığını bulmuştur.

Bu değerin, ağırlık olarak tahmini 10 - 20 ppm olan toplam çözünmüş karbon miktarından önemli oranda daha küçük olduğu gerçeğine bakılarak, karbonun tane segregasyonun fırın sertleştirme özelliklerine direkt etkisinin küçük olduğu tartışılmıştır. Aynı zamanda tane sınırındaki karbon atomunun segregasyonu için bağlayıcı enerjisinin yeterince geniş olduğunu ve bu nedenle atomların 170 °C boya pişirme sıcaklığındaki tane sınırlarından serbest kalmasının varsayılmasının zor olduğu tartışılmıştır.

De ve arkadaşları (2001) tane boyutunun bir fonksiyonu olarak ultra düşük karbonlu pişirmeyle sertleşebilen çeliklerde deformasyon sertleştirme davranışını yoğun bir şekilde araştırmaktadır [15]. Tane boyutundaki varyasyonun tane içerisindeki ve sınırındaki karbonun dağılımını etkilediğini ve daha da önemlisi deformasyon yaşlandırma davranışını büyük oranda etkileyen tanelerdeki dislokasyon dağılımını etkilediğini bulmuşlardır.

Modelleme hesaplamaları ve deneysel gözlemler, tane boyutundaki bir azalmanın sürekli tavlama sonrasında ultra düşük karbonlu ve fırın sertleştirmeli çeliklerinde matris karbon içeriğini ve bu nedenle fırın sertleştirmesi tepkisini de azaltıldığını gösterdi.

Açıktır ki çok sayıda fikir geliştirilmesine rağmen farklı kontrol parametrelerinin etkilerini anlamak için daha fazla çalışma yapılmasına gerek vardır. Yaşlandırma koşullarının etkilerini, serbest karbon içeriğini, toplam karbon içeriğini, ön deformasyon koşullarını anlamada fırın sertleştirme alaşım elementleri oda sıcaklığı stabilitesi uyumuna bakmaksızın daha sonra fırın sertleştirmesinin artmasına izin vermesinden dolayı faydalı olabilir.

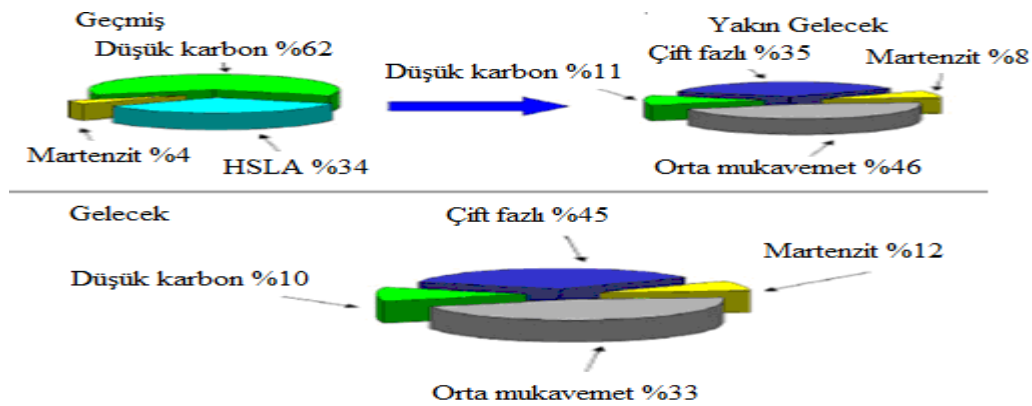
3.3 Fırın Sertleştirme Prosesi Uygulanan Çelikler

Otomobillerle ilgili enerji tüketimi ve ortama salınan kirlilikler, her zaman ciddi problemler olmuştur. 21. yy 'da arabaların, insan ve doğa ile uyumlu dizayn edilmesi ve yönetilmesi planlanmaktadır.

Malzeme teknolojilerindeki gelişmelerin katılımlarla, CO₂ emisyonlarının azalması ve yakıt ekonomisinin gelişmesi, çarpışmaya dayanıklılık ile birlikte arttırılabilir.

Demir-çelik sektöründe gelişen teknoloji ile birlikte yeni nesil çelikler geliştirilmiş, mukavemet ve hafiflik gibi önemli kazanımlar sağlanmıştır. Bu kazanımların en büyük etkilerinin gözlemlendiği sektörlerden birisi de otomotiv endüstrisidir. Son yıllarda otomotiv endüstrisi, yakıt sarfiyatını ve egzoz gazı emisyonunu azaltmak amacıyla otomobillerin mevcut özelliklerini koruyacak ve hatta daha da geliştirecek araç hafifletme projelerine yönelmişlerdir.

Genel olarak, otomobil gövdesi metal sac parçalardan oluşmakta olup yaklaşık olarak toplam araç kütlesinin %25 'ini meydana getirmektedir. Bu parçaların yeni nesil çelikler ile üretilmesi son zamanlarda büyük önem arz etmekte olup, bu çelikler birim ağırlık için daha yüksek mukavemet değerlerine sahip olmakta ve sac metal endüstrisindeki kullanımlarında çok hızlı bir artış Şekil 3.6'da gösterilmiştir.



Şekil 3.6 :Otomobil endüstrisinde kullanılan farklı çeliklerin kullanım oranları[35]

Otomotiv elikleri literatürde birçok farklı şekilde tanımlanmıştır. Metalurjik açıdan ele alırsak yapılan genel sınıflandırma,

- Sıcak daldırılmış galvanizli elikler
- Düşük mukavemetli elikler (IF ve Yumuşak elikler) ,
- Konvansiyonel yüksek mukavemetli elikler (C- Mn, fırınlama sertleştirilmesi yapılmış),
- Yüksek mukavemetli IF ve Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı elikler
- İleri teknoloji ürünü yüksek mukavemetli çelikler (çift fazlı, TRIP, kompleks fazlı ve martenzitik elikler).

3.3.1 Sıcak daldırma galvanize çelikler

elik, demir ve karbon elementlerinin oluşturduğu en önemli alaşım grubudur. Çelikler, farklı gereksinimleri karşılamak için gösterdikleri özellikleri nedeniyle gelişmiş malzeme olarak kabul edilmiştir.

Galvanize yassı çelikler, soğuk haddelenmiş metalin sıcak daldırma prosesiyle her iki yüzeyinin de çinko tabakası ile kaplanmasıyla üretilirler.

elik yüzeyinde çinko kaplamanın oluşturulmasından sonra, indüksiyon ile ısıtma sonucunda ara yüzeydeki kaplamanın çinko-demir alaşım tabakasına dönüştürülmesi ile galvanile yassı çelikler üretilir.

Galvanize/galvanile çelikler kromatlama ve/veya yağlama ile pasive edilerek, yüzeyde oluşturulan çinko kaplamanın korunumu sağlanmaktadır.

Galvanizlenmiş malzemelerin yüzey kaliteleri, uluslararası standartlar baz alınarak A, B ve C (en iyi) yüzey olmak üzere, üç farklı yüzey kalitesinde üretilmektedir. [30]

Çelikler 650 °C'ye kadar yüksek mukavemete ve -196 °C gibi düşük kriyojenik sıcaklığa, 100 MPa 'dan 5000 MPa 'a kadar uygulanan gerilmelere dayanıklıdır. Atmosfer, asit, alkali, tuz, vb. ortamların korozyonuna maruz koşullar için uygulanabilir olmuşlardır. Bol ve ucuz hammadde kaynakları, bilinen ve yaygın üretim teknolojileri ile düşük malzeme maliyeti, diğer metal ve alaşımlarına göre çok büyük avantaj sağlar. elik aynı zamanda geri dönüşebilirlik ve süper kaynak kabiliyeti ile çok büyük fiyat avantajına sahiptir.

Galvanizli elikler ; kaplamadaki çinkonun doğasında bulunan metali korozif elementlere karşı bariyer kurarak koruması nedeniyle, mükemmel bir korozyon

direnci sağlamaktadır. En iyi kullanım ömrü kaplamanın kalınlığına ve ortamın şiddetine (nemli, tuzlu v.b.) bağlıdır. C yüzey kalitesi görünür yüzey uygulamalarında sorunsuz olarak kullanılmaktadır. Galvanizli çelikler ekstra derin çekilebilirlik ve bükme istenen parça üretimlerinde rahatlıkla kullanılır. Doğru ön işlemlerin (yüzey işlemleri, yağ alma v.b.) yapılması akabinde boyanabilir haldedir. Birçok bilinen kaynak prosesleri ile kaynaklanabilir. Galvanil ürünler galvanizli ürünlere göre daha geliştirilmiş punta kaynaklanabilirliğine sahiptir [31].

Çelik dünya üzerinde en fazla geri dönüşümü olan malzemedir. Hatta diğer tüm malzemelerin bileşiminden daha çok çelik, geri dönüşüm ile üretilmiştir. 2006 yılında 1,24 milyar ton üretilen çeliğin %40'ı geri dönüşüm ile üretilmiştir. Böylece çelik endüstrisi hem gaz emisyonu hem de enerji tüketimi gibi sorunları minimize etmeyi başarmıştır.

Çeliğin kullanım alanları oldukça geniş ve çeşitlidir. İnşaat sektörü (endüstriyel tesis çelik konstrüksiyonları, çelik bina kolon kirişleri, bağlantı elemanları, civata, somun vs. çatı kaplama elemanları, yağmur olukları), otomotiv sektörü (otomobil aksamaları, şase, benzin borusu, stepne, basamak, zincir, takoz, tır şaseleri, kasalar, branda elemanları, demiryolları iletim hatları, vagon sanayi) beyaz eşya, enerji, tarım ve diğer sektörlerde yaygın olarak kullanılmaktadır.

Galvanizli çeliklerin kullanım alanlarına bakıldığında otomotiv sektörünün geliştirilmiş korozyon direnci ve boya adhezyonu gereksinimlerini en üst düzeyde karşılayan galvanize/galvanile ürünlerin, otomotiv endüstrisindeki kullanımı özellikle son yıllarda çok artmıştır. Günümüzde çoğu otomobil üreticileri hem iç yüzey hemde dış yüzey parça üretimlerinde galvanize/galvanile saclar kullanarak, ürettikleri araçlara korozyona karşı ömür boyu garanti verebilmektedir. Sıcak daldırma galvanize/galvanile çelikler araç gövdesinin çeşitli parçalarında kullanılmaktadır.

Yapı sektöründe sıcak daldırma galvanize/galvanile çelikler geniş bir kullanım alanına sahiptir. Uygulanacak alanın atmosferik şartlarına ve istenilen korozyon direncine bağlı olarak değişik kaplama kalınlıklarında çatı, kapı, fens, profil gibi çeşitli uygulamalarda kullanılır.

Beyaz eşya sektöründe görünmeyen (iç) yüzeylerde kullanılan galvanizli saçların, görünür (dış) yüzeylerde de kullanılmaya başlanmasıyla birlikte, beyaz eşya ürünleri parçalarının büyük bir bölümü galvanizli saclardan üretilmeye başlanmıştır [32].

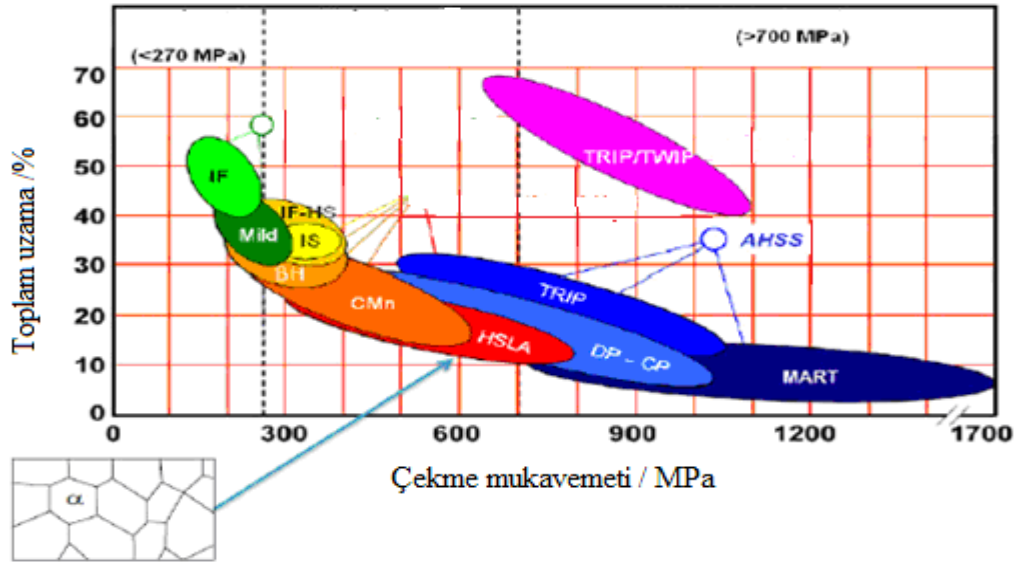
3.3.2 Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler (HSLA Çelikleri)

Mikroalaşımlı çelikler, geliştirildikleri yapı çeliklerine oranla çok daha yüksek dayanım ve tokluk gösterirler.

Mikro alaşımlı çelikler, piyasada veya literatürde farklı isimlerle anılırlar.

- Mikro alaşımlı çelikler
- Perlitçe fakir çelikler
- İnce taneli çelikler
- Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler
- Z çelikleri veya ZE çelikleri

Şekil 3.7’de HSLA çeliklerinin mekanik özellikleri verilmiştir.



Şekil 3.7 : HSLA çeliklerinin çekme mukavemeti – toplam uzama kombinasyonunun şematik gösterimi [35]

Geliştirilme amaçları;

- Ana üretim tekniği olan kaynaklanabilirliğin geliştirilmesi
- Aynı zamanda dayanıklılık ve tokluk özelliğinin artırılması

-Ağırlığın azaltılması

-Maliyetin düşürülmesi

Önemli üretim yöntemi olan kaynak ile birleştirilen yüksek karbonlu çeliklerde görülen ciddi çatlama problemleri, daha düşük karbonlu çeliklerin kullanımı ile ilimine edilmiştir. Çeliklerde bu eksiklikleri giderebilmek amacıyla, düşük karbonlu, ince ferrit boyutlu çeliklerin üretimine ağırlık verilmiştir. İnce ferrit tane boyutları, Nb, Ti ve V, ve de Al gibi tane inceltici elementlerin az miktarda ($< \%0.1$) ilavesi ile büyük ölçüde kolaylaşabileceği bulunmuştur. $\%0.03-0.08$ C ve $\%1.5$ 'a kadar Mn'lı çeliğe bu elementlerin ilavesi, 450-550 MPa civarında akma mukavemetine sahip ince taneli malzeme üretimini mümkün kılmıştır.

Uygulama yoğun olarak yassı mamullerde (gaz ve petrol boru hatları, kıyıda uzak konstrüksiyonlar vb.) gerçekleşir. Son yıllarda dövme ürünlerde de (öncelikle otomotiv endüstrisine yönelik parçalarda) uygulama giderek yaygınlaşmıştır. Bu alanda mikroalaşımli çelikler ıslah çeliklerinin yerini almışlardır.

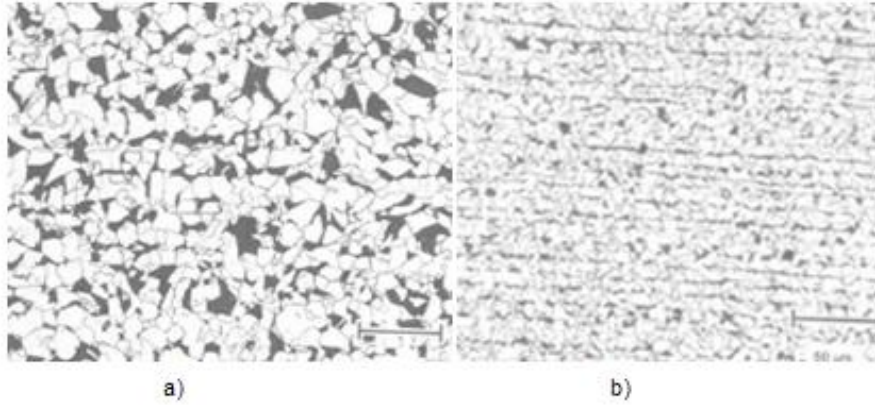
Yüksek mukavemetli düşük alaşımli çeliklerin üstün özellikler göstermesi, düşük karbon içerikleri, çok az miktarda alaşım elementlerine sahip olmaları ve üretimleri sırasında termomekanik işlemlerin uygulanması sebebiyledir. Termomekanik işlem, alaşıma, ısı ile birlikte deformasyon prosesinin birlikte uygulanmasını kapsar. Termomekanik işlem, mikroyapının şeklini değiştirmek ve tane boyunu küçültmek için uygulanır. Metallerin sıcak haddelenmesi, özellikle çok büyük miktarda üretilen birçok çeliğin işlenmesinde önemli rol oynayan termomekanik bir işlemdir.

Sıcak haddeleme prosesinde, haddeleme parametreleri (sıcaklık, gerinim, hadde paso sayısı, son sıcaklık gibi) önceden belirlendiği ve hassas bir şekilde tariflendiği için proses, kontrollü haddeleme olarak isimlendirilir. Kontrollü haddelemede temel tane rafinasyon mekanizması (dinamik yeniden kristalleşme olarak da bilinir) sıcak deformasyon sırasında östenitin yeniden kristalleşmesidir.

HSLA çelikler, esas olarak düşük-karbonlu çeliklerdir ($\%0.03 - 0.1$ C) , yaklaşık $\%1.5$ Mn ve $\%0.1$ den az Nb, Ti ve/veya V içerirler. HSLA çelikleri alaşım elementlerini içerirler ancak alaşım miktarı, sadece $\%0.1$ civarındadır. Bunun için mikroalaşım olarak da isimlendirilir. $5-10\ \mu\text{m}$ 'dan daha az boyutlu ultra ince ferrit tane boyutunu üretmek için kontrollü koşullar altında sıcak haddelenmiştir. HSLA

Çelikleri, 275-550 MPa akma mukavemeti ve 415-690 MPa ekme mukavemeti, yaklaşık -75  C’de gevrek-sünek geçiş sıcaklığına sahiptirler.

Konvansiyonel elikler ile HSLA eliğinin tane boyutlarının karşılaştırılması şekil 3.8’te verilmiştir. HSLA eliğinin çok daha ince tane boyutuna sahip olduğu açıkça görülmektedir.

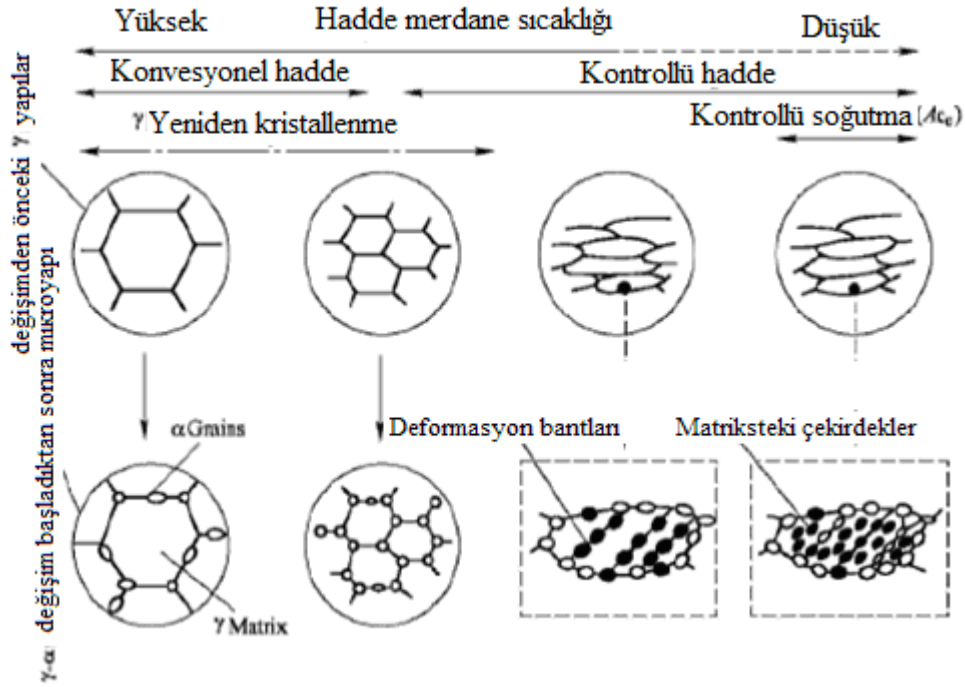


şekil 3.8 : a)Konvansiyonel elikler b) HSLA eliğinin tane boyutlarının şematik gösterimi[35]

HSLA eliklerinde çok ince tane boyutları, östenit tane boyutunun, sıcak haddeleme sırasında çeliğin sıcaklığı düştüğü zaman, karbürlerin, karbonitrurlerin, nitrurlerin oluşumu ile kontrolünü gerektirir. Bu ince  keltirler, östenit tane sınırlarını sabitleyerek, tane büyümesini engeller. Daha düşük haddeleme sıcaklıklarında bile,  keltirler, çok fazla deforme olmuş östenit tanelerinin yeniden kristalleşmesini frenler.

Kontrollü haddelemede dinamik yeniden kristalleşme olarak bilinen temel tane rafinasyon mekanizması, sıcak deformasyon sırasında östenitin yeniden kristalleşmesidir.

İnce  keltirler, soğuma sırasında, ferrit çekirdeklerini oluşturmak için ilave yerler de temin ederler. Bu da daha ince ferrit tane boyutuna neden olur. İlave olarak, şekil 3.9’da gösterildiği gibi, çekirdeklenme bölgeleri, deforme olmuş kayma bantlarında östenit taneleri içinde de oluşur.



Şekil 3.9 : HSLA çeliklerinin soğutma sırasında mikroyapının gösterimi [35]

En iyi tane rafinasyon elementleri, çok kuvvetli karbür ve nitrür oluşturunuculardır. Bunlar Nb, Ti ve V olabilir, Al da sadece nitrür oluşturur. Çeliğe çok az miktarda niobyum (Nb), titanyum (Ti) ve vanadyum (V) gibi karbür, nitrür veya karbonitrür oluşturan elementler ilave edilerek mikroalaşımlandırma gerçekleştirilir. Mikro alaşımlı çeliklerde alaşım elementi toplamı genellikle %2 değerini aşmaz. Çoğunda ise, mangan katılımları dışında, bu değer %0.1-0.2 arasındadır.

Tane büyümesini geciktiren elementler niobyum, titanyum, vanadyum ve alüminyumdur. Bu elementlerden en etkili niobyumdur. Niobyumkarburun çözünürlüğünün düşük olması nedeniyle, ön haddeleme sırasında tane sınırı hareketini engeller. Vanadyum ise ostenit içindeki çözünürlüğü çok yüksek olduğundan tane boyutuna etkisi yok denecek kadar azdır. Bu elementlerin bileşikler, boyutları ve hacimsel miktarları üzerinden ostenit tane boyutuna etki ederler.

3.3.3 IF çelikleri (Arayersiz çelikler)

Modern üretim teknolojisi kullanılarak düşük karbonlu çeliğin C ve N gibi arayer elementleri, üretim sırasında, Ti ve/veya Nb elementleri ile stabilize edilmekte ve özellikle karbon oranları 0.010'un altına düşebilmektedir. Bu sayede mükemmel

şekillendirilebilirlik özelliği kazanan IF çelikleri, özellikle otomobil ve beyaz eşya üreticilerinin gözdesi haline gelmiştir. IF çeliği, karmaşık yapıya sahip sac parçaların derin çekilmesinde, gererek veya dövülerek şekillendirilmesinde geleneksel yapıdaki çeliklere göre çok daha üstün özellikler sergilemektedir. Bu çelik sınıfı son derece kompleks parçaların üretiminde yüksek derin çekilebilme özellikleri için geliştirilmiştir.

IF çeliği günümüzde sadece sıcak ve soğuk sac hadde ürünü değil, aynı zamanda çinko ve başka elementlerle de kaplanarak özellikle gelişmiş ülkelerde otomotiv endüstrilerinde kullanılmaya başlanmıştır. Bunun sonucu olarak özellikle sanayileşmiş ülkelerde IF çeliğinin üretimi ve kullanımı her geçen yıl katlanarak artmaktadır.

IF çeliklerinde mukavemet, katı eriyik sertleştiricisi mangan, silisyum ve fosforla sağlanır. IF çeliklerinde karbon ve azot tamamen giderildiği için tüm kaynak işlemleri için uygundur ve yaşlanma göstermezler. Bu çelikler otomobil iç kapı panellerinde, döşeme panellerinde, tünel kesitlerde ve güçlendirmelerde kullanılır.

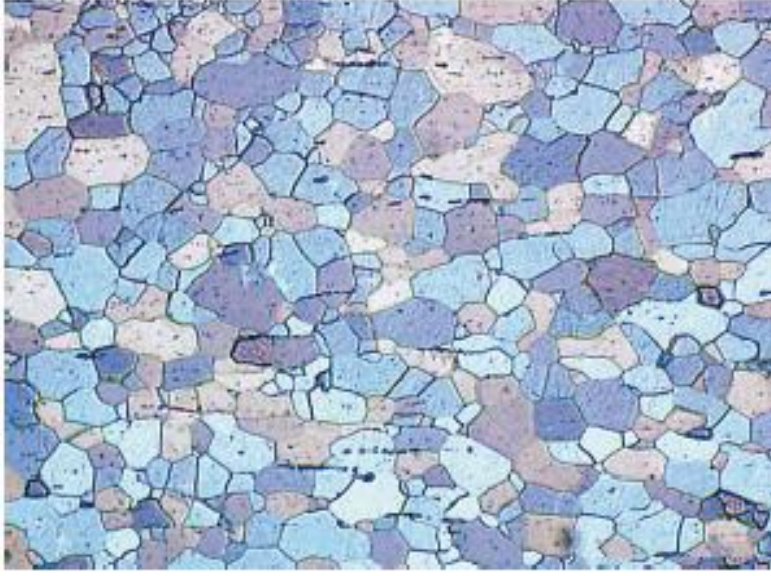
IF çeliklerinin kimyası ve işlenmesi, düşük mukavemetlerde de olsa çok yüksek süneklik ve şekil alabilme özellikleri oluşturur.

IF çelikleri düşük karbon ve azot ($< 0,0030\% \text{C}$ ve $0,0040\% \text{N}$) içerdiklerinden biçimlendirilmeye uygun olup ayrıca düşük akma dayanımı ve incelmeye karşı yüksek direnç gösterir. IF çeliklerinin kimyasal özellikleri Çizelge 3.1’de verilmiştir.

Çizelge 3.1 IF çeliklerinin kimyasal içeriği.

C	Si	Mn	P	Al	N	Nb	Ti	S
0,002-0,008	0,01-0,03	0,10-0,34	0,01-0,02	0,03-0,07	0,001-0,005	0,005-0,040	0,01-0,11	0,004-0,011

IF çeliğinin mikroyapısı tamamen ferrit fazından oluşmaktadır. IF çeliklerinin mikro yapısı Şekil 3.10’da gösterilmiştir.



Şekil 3.10 : IF çeliğinin mikroyapısının gösterimi [35]

Bu çeliklerin öne çıkan genel özellikleri;

- Kaplamalı ve kaplamasız ürünlerde mükemmel homojenlik
- Mükemmel kaynaklanabilirlik
- Yüksek yorulma performansı
- Yüksek ezilme direncidir.

IF çeliklerine Ti ve Nb ilaveleriyle TiC, TiN veya NbCN gibi kararlı bileşikler oluşur. C ve N arayer atomlarının ferritik çözeltiden ayrılması çeliğe yaşlanma özelliği göstermeyen, preste iyi şekillendirilebilirlik özelliği kazandırmaktadır.

IF çeliklerinin akma mukavemetleri 150 MPa, çekme mukavemeti ise 300 MPa civarındadır. Geleneksel mukavemet arttırma yöntemleri, IF çeliklerinden istenen özellikleri sağlayamamaktadır.

Geleneksel yöntemler, mukavemet artışıyla beraber büyük oranda süneklik düşüşüne neden olduklarından şekillendirilme sırasında problemler çıkmaktadır. Bu nedenle IF çeliği günümüzde daha çok yük taşımayan koruyucu sac malzemesi olarak kullanılmaktadır. IF çeliklerinin mukavemet kazanmasında iki yöntem kullanılmıştır:

- Katı-eriyik mukavemetlenmesi
- Fırında (bake) sertleşmedir.

IF çeliğinin mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi için geleneksel olmayan yöntemlerin (aşırı plastik deformasyon ile ultrakristalin veya nanoyapılı malzemelerin üretilmesi) denenmesi de zorunlu hale gelmiştir.

3.3.4 İleri teknoloji ürünü yüksek mukavemetli çelikler (AHSS)

AHSS çelikleri yüksek dayanım ve şekillendirilme kabiliyetleri nedeniyle tamamen otomotiv gövde, panel ve kaporta parçaları için üretilmektedir. Geliştirilen bu çelik kalitesi yerine geleneksel yüksek mukavemetli ya da yumuşak çeliklerin herhangi bir kalitesi kullanıldığında ortaya çıkan en büyük problem dayanım ve şekillendirilebilirlik özelliklerinin uyuşmamasıdır. Aslında aşırı mukavim ya da aşırı sünek malzemeler parça optimizasyonunda üretimde önemli sorunlar yaratırlar. Bu amaçla geliştirilen AHSS çelikleri daha ince kesitli malzeme kullanarak azalan ağırlığa karşın, artan mekanik özellikleri ile son derece önemli bir malzeme konumuna gelmiştir.

Genel olarak AHSS çelik ailesinin kaliteleri aşağıdaki gibi sınıflandırılabilir:

- Çift Fazlı Çelikler
- Trip Çelikleri
- Kompleks Fazlı Çelikler
- Martenzitik Çelikler
- Mangan – Bor Çelikleri

Yüksek mukavemetli çelikler (HSS) akma mukavemeti 210 – 550 MPa arasında değişen soğuk şekillendirilmiş yüksek mukavemetli çeliklerdir.

Eğer >550 MPa’ dan büyük akma mukavemetine sahipse o zaman HSS yerine “ileri teknoloji ürünü yüksek mukavemetli çelikler” terimi kullanılır.

3.3.4.1 Çift fazlı çelikler

Çift fazlı çelikler, yumuşak ferrit matris içinde adacıklar şeklinde dağılmış %5- 30 civarında martenzit fazı içeren çeliklerdir. Çift faz terimi bu çeliklerin sahip oldukları ferrit ve martenzit fazlarından dolayı kullanılmaktadır [33].

Çift fazlı çelikler üretildikleri yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklere (HSLA) göre daha iyi dayanım-süneklik özellikleri göstermektedir. Bu özelliklerinden dolayı otomotiv endüstrisinde önemli bir konuma sahiptirler. Otomobil parçalarında çok iyi

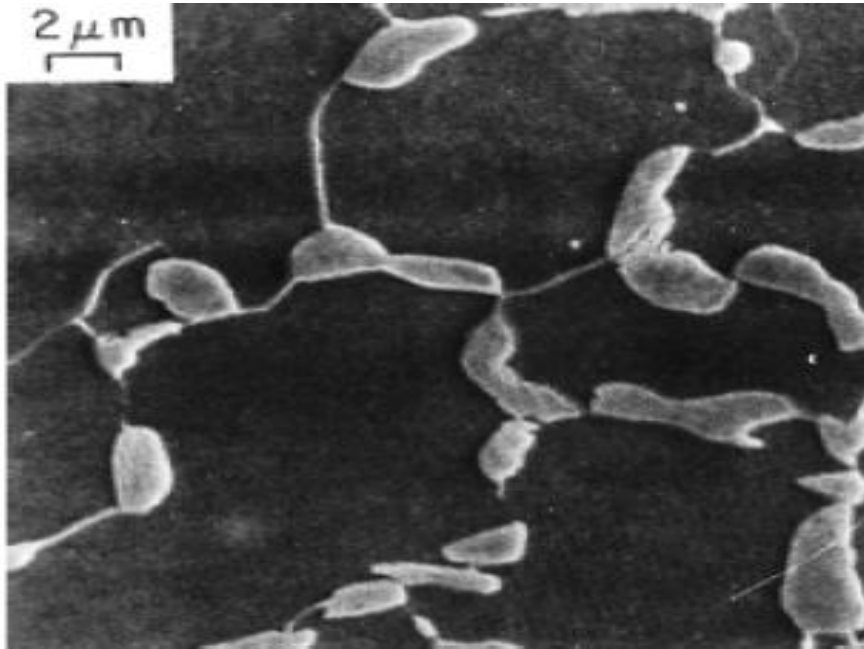
şekil alabilirliğe sahip çift fazlı çelikler kullanılarak araçların ağırlığı azaltılır ve yakıt tüketiminde önemli oranda tasarruf sağlanır.

Yapıdaki ferrit yumuşak bir fazdır ve çift fazlı çeliğin şekillendirilme kabiliyetini artırmaktadır. Sünekliği yüksek bir çift fazlı çeliğin elde edilmesi için yüksek süneklik ve düşük dayanıma sahip ferrit fazının mikroyapıda bulunması gerekmektedir. Çift fazlı çeliklerde ferrit tanelerinin eşeksizli olması istenir.

Martenzit fazı ise sert yapısı sayesinde malzemeye mukavemet kazandırmaktadır. Çift fazlı çeliklerin dayanım özellikleri büyük oranda martenzit fazı özelliklerine bağlıdır. Martenzit fazını karakterize eden en önemli özellikler, martenzitin hacim oranı ve morfolojisidir. Martenzit özellikleri çift fazlı çeliklerin süneklik değerlerini de etkilemektedir. Çift fazlı çeliğin mikroyapısı Şekil 3.11’de verilmiştir.

Martenzitin mukavemeti ve hacim oranı aşağıdaki unsurlara bağlı olarak değişmektedir;

- Çeliğin karbon içeriğine
- Tavlama sıcaklığına
- Östenitin sertleşebilirliği.



Şekil 3.11 : Çift fazlı çeliğin mikroyapısı [34]

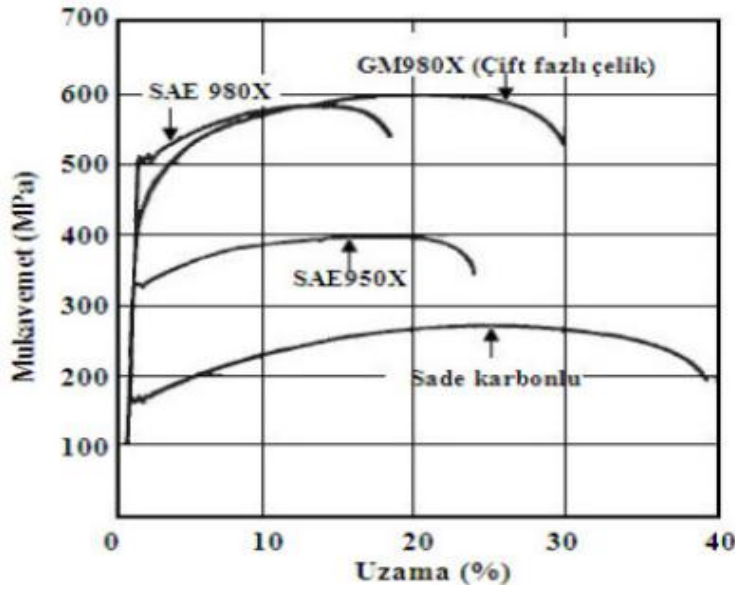
Çift fazlı çelikler genellikle düşük karbonlu, az alaşımlı veya alaşımsız olarak üretilirler. Özellikle karbon oranı çok düşüktür. Yaklaşık %0,06-0,20 olan karbon içeriğinde meydana gelen küçük bir değişim özellikler üzerinde büyük farklılıklara neden olur. Karbonun yanı sıra çeşitli alaşım elementleri de belirli sınırlar içerisinde istenilen özellikleri sağlamak amacı ile ilave edilir. Çift fazlı çeliklerin temel alaşım elemanları C, Si ve Mn 'dır. Bu elementlerin yapıdaki oranlarına bağlı olarak dayanç artarken uzama değerlerinde düşme gözlenir. %1-1,5 oranındaki Mn, hızlı soğutma sırasında martenzit dönüşümüne yardımcı olur. Cr ve Mo ise max. %0,6 oranındadır. Krom ve molibden interkritik tavlama sıcaklığını ve martenzit dönüşüm sıcaklığını çok etkiler. Krom ve molibden bu çeliklerin çok düşük soğutma hızlarında bile martenzitik dönüşümüne yardım ederler. Si ise burada katı eriyik sertleştiricisi olarak bulunur. Bunların dışında çok küçük oranlarda ilave edilen V, Nb ve Ti ise çökelti sertleşmesini sağlar ve/veya tane boyutunu kontrol eder. N ise V'un oluşturduğu çökelti sertleşmesi etkisini yoğunlaştırmak için eklenebilir.

Çift fazlı çeliklerin mekanik özellikleri, mikroyapısındaki farklılıklara bağlı olarak değişim göstermektedir. Çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini etkileyen pek çok faktör vardır. Bunların en önemlileri sırasıyla ;

- Ferrit ve martenzitin morfolojisi (tane boyutu – biçimi – dağılımı)
- Ferrit ve martenzitin özellikleri
- Martenzitin hacimsel oranı (var olan fazların hacimsel oranları).
- Martenzitteki karbon değişikliğinin etkisi
- Çeliğin bileşimi, tavlama sıcaklığı, soğutma hızı ve alaşım elementlerinin etkisi.

Çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerine kısaca bakacak olursak ;

Çift fazlı çelikler genel olarak düşük akma, yüksek çekme mukavemeti, yüksek pekleşme hızı, yüksek orantılı deformasyon ve toplam uzama gibi çekme özellikleri ile tanımlanmaktadır. HSLA (yüksek mukavemetli düşük alaşımlı) çelikler ile karşılaştırıldıklarında aynı çekme mukavemeti değerlerinde orantılı ve toplam uzama değerleri daha fazla olmaktadır. Çift fazlı çeliğin mekanik özellikleri Şekil 3.12'de verilmiştir.



Şekil 3.12 : Soğuk haddelenmiş , sade karbonlu ve çift fazlı çeliğe ait mukavemet-yüzde uzama grafiği [35]

Çift fazlı çeliklerin kısaca avantajlarına göz atacak olursak ;

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

3.3.4.2 Trip çelikleri

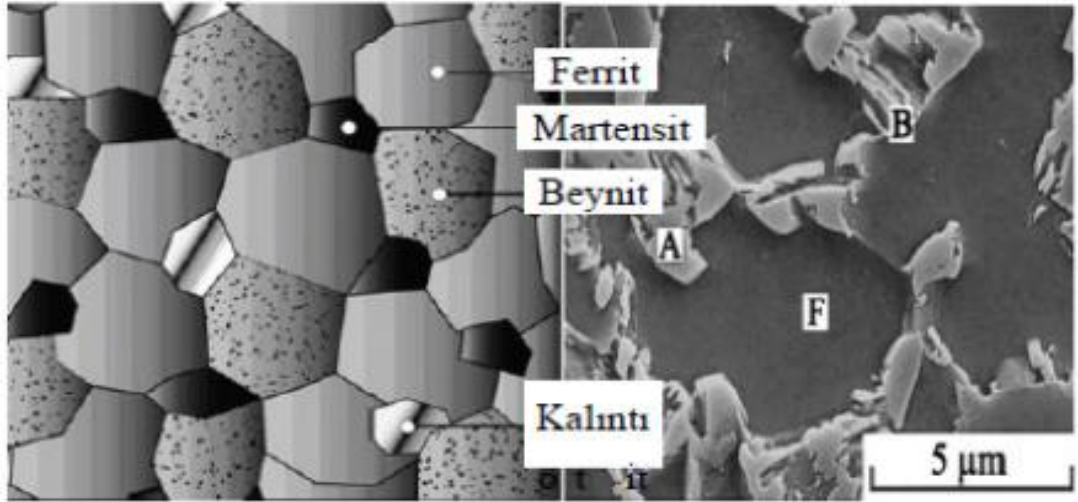
TRIP terimi, dönüşüm kaynaklı plastisite (Transformation Induced Plasticity) anlamına gelir.

Östenitin martenzite dönüşümü plastik deformasyon sırasında meydana geldiği zaman elde edilen özellikleri kullanmak için geliştirilen çelikler, dönüşüm kaynaklı plastisite (TRIP) çelikleri olarak isimlendirilmiştir. TRIP çelikleri, yüksek “mukavemet ve uzama” kombinasyonuna sahiptir. Bu da yüksek absorpsiyon enerjisi seviyesinin belirtisidir. TRIP çelikleri, hasar öncesi önemli ölçüde uniform uzama gösterirler.

TRIP çeliklerinin iki türü vardır:

- Östeniti stabilize eden elementleri fazla miktarda kullanarak tamamiyle östenitik yapıda olanlar, gerildiği zaman martenzite dönüşür, TRIP (dönüşüm kaynaklı plastisite) çelikleri olarak bilinir.
- Östenit bütün yapıda az miktarda olduğunda gerinim sırasında martenzitik dönüşüme uğrar, bu çelikler de TRIP destekli olarak isimlendirilir. Genelde düşük alaşımlı çeliklerdir.

TRIP çeliklerinin genel mikroyapısı, yumuşak ferrit matrisi içinde bulunan beynit ve kalıntı östenit tanelerinden oluşmaktadır. Çelik mikroyapısının %50-60 'ı allotropik ferrit, geri kalanı beynit ve karbonca zengin artık östenitten ibarettir. Bu kalıntı östenitler deformasyon sırasında martenzite dönüşebilmektedirler. TRIP çeliklerinin mikroyapısı Şekil 3.13' te gösterilmiştir.



Şekil 3.13 : TRIP çeliği mikroyapısı [34]

TRIP çeliklerinin genel bileşimi, %0.25 C, %2 Mn, %2 Si, %10 Cr, %9 Ni ve %5 Mo şeklindedir. Yüksek miktarda artık östenit (%10-15) içerirler.

Yüksek Si' lu çeliklerde sıcak haddeleme sırasında, Si kolay oksitlenir ve yüzey temizliğinde pickling ile uzaklaştırılması zor olan kararlı oksitler (Fe_2SiO_4) oluşturur. Bu da galvanizleme sırasında kaplanabilirliği azaltır. Bunu önlemek için Si yerine Al alaşım elementi düşünülmüştür. Al da Si gibi sementit içinde çözünmez. Ancak, ferriti kararlı yapma eğilimi nedeniyle yüksek Al içeren çelikler, tamamıyla ostenitik hale getirilemez ve böylece Al, sıcak işlenebilirliği etkilemiş olur. Mikro yapıları ve özellikleri optimize etmek için alaşım geliştirme çalışmaları devam etmektedir.

Bu çelikler çok yüksek uzama değerlerinde mükemmel şekillenebilirlik özellikleri göstermekte ve yüksek darbe enerjisi absorblama ve uzun yorulma ömrü sayesinde otomotiv endüstrisinde yerini almaktadır. Otomotivde TRIP çelikleri galvanizlenmiş olarak kullanılır.

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1 Numunelerin Üretimi

Tedarikçi firma tarafından EN 10346 standardına uygun olarak üretilen DX51D, DX52D ve DX54D sıcak daldırılmış galvanizli çeliklere ait özellikler Çizelge 4.1’de verilmiştir.

Çizelge 4.1: DX51D, DX52D ve DX54D sıcak daldırılmış galvanizli çeliklerin özellikleri.

Malzeme	Bobin nosu	Isı sayısı	Standart	Sınıfı	Kalınlık (mm)	Genişliği (mm)	Net Ağırlık (t)
DX51D	543429 A	7256890	EN 10346	DX51D+Z100MB	0,25	1000	10,630
DX52D	556226 A	SQ57080	EN 10346	DX52D+Z100MB	0,5	1169	8,160
DX54D	551098 D	7304101 47	EN 10346	DX54D+Z100MB	0,6	910	6,970

Deneyde kullandığımız DX51D, DX52D ve DX54D sıcak daldırılmış galvanizli çeliklerin üretim kademelerine bakılacak olursa;

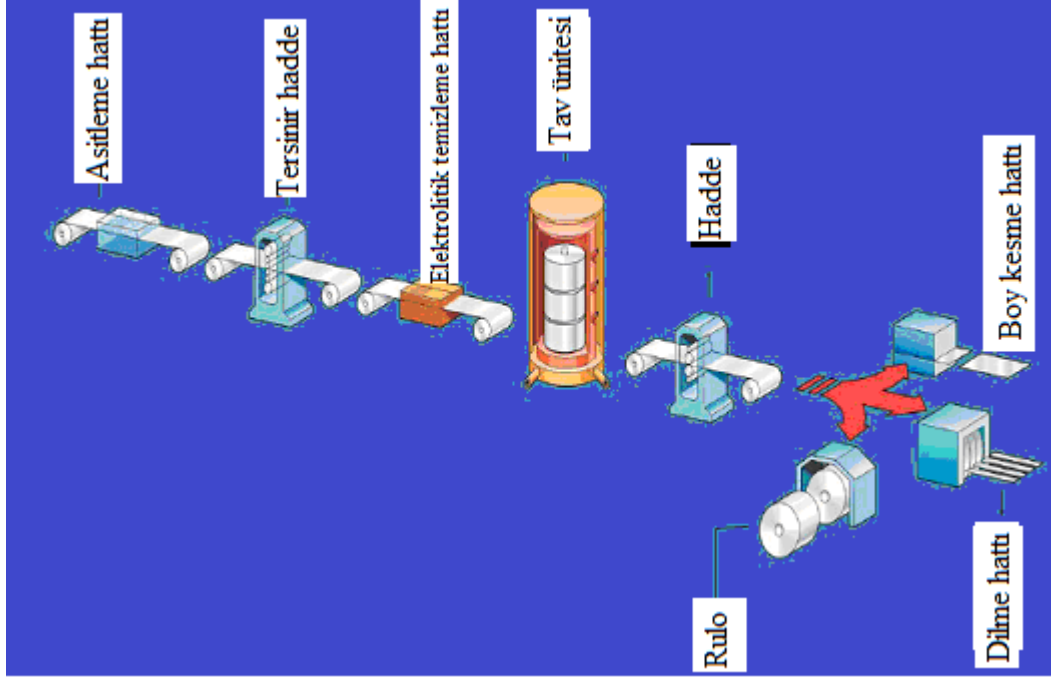
Malzemeler ilk önce soğuk haddeden geçirilip daha sonra sıcak galvanizleme hattına alınmıştır. 3 malzeme grubu içinde işlem kademeleri Şekil 4.1 ve Şekil 4.2’de gösterilmiştir.

Soğuk haddeleme sırasında ;

- Asitleme hattı : Sıcak olarak çekilmiş bobinlerin üzerindeki oksit tabakasının hidroklorik asit banyolarında temizlendiği üretim hattıdır.
- Tersinir hadde : 1,5-5,6 mm kalınlıklarındaki sıcak çekilmiş bobinlerin 0,25-3mm ye haddelendiği üretim hattıdır.
- Elektrolitik temizleme hattı : Hadde çıkışı sacın üzerinde bulunan yağ tabakasının sıcak alkali ve elektrolitik banyolardan geçirildiği üretim hattıdır.
- Tav ünitesi : Hadde sırasında oluşan iç gerilmeler giderilir.

- Temper hadde : Mekanik özellikler homojenleştirilir. (düzensiz akma giderilir)
Yüksek yüzey düzgünlüğü elde edilir.

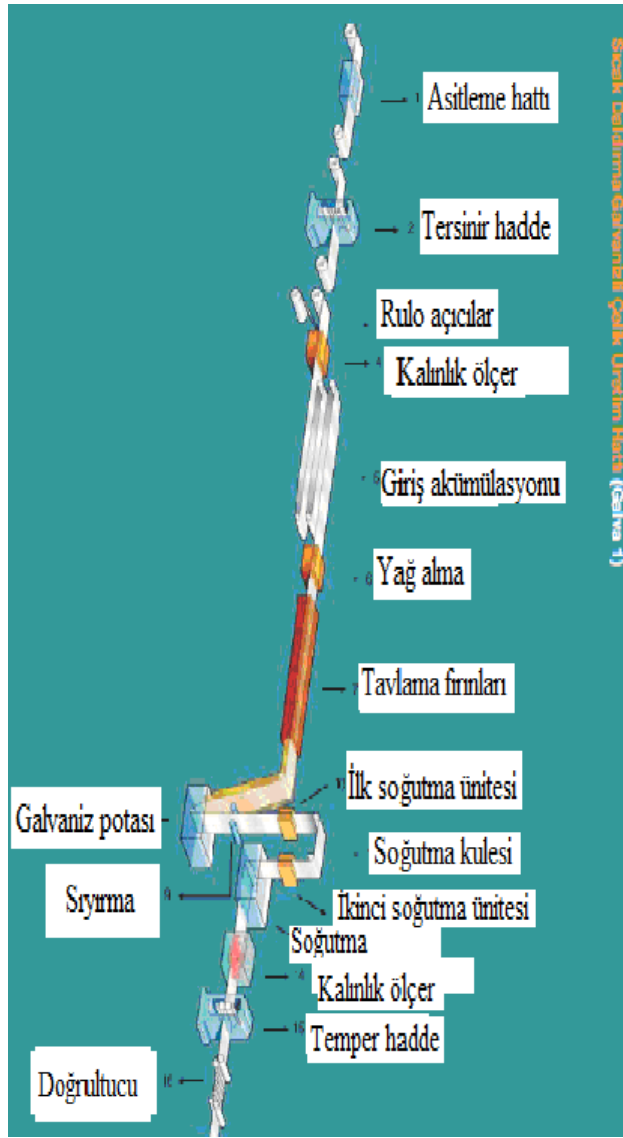
Bu işlemler bittikten sonra soğuk haddeleme işlemi bitirilip sıcak daldırma galvaniz hattına geçer. Soğuk haddelemenin üretim kademeleri aşağıda şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.1: Soğuk haddelenmiş çelik üretim hattı [38]

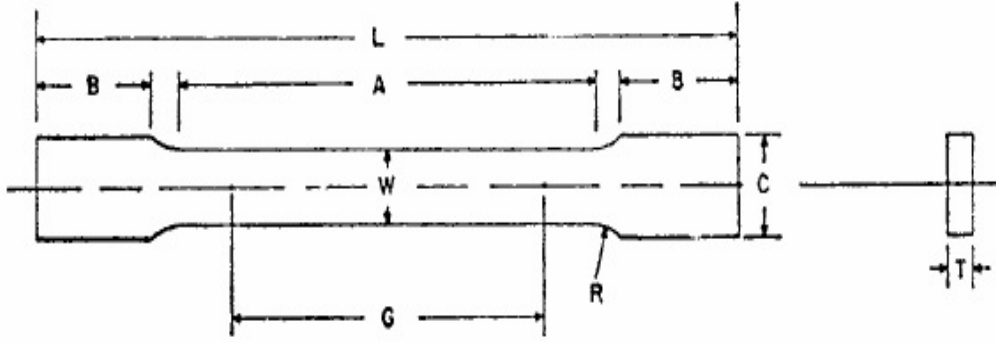
Sıcak daldırma galvanizleme sırasında ;

- Yağ alma işlemi uygulanır.
- Asitleme hattına girer.
- Daha sonra 700⁰C lik bir tavlama fırınında iç gerilmeler giderilir.
- Akabinde 450⁰C lik sıvı çinko potasına alınır.
- Burdan soğutma kulelerine geçer.
- X ışınlarına kalınlık ölçüldükten sonra temper hattı ile sacın mekanik özellikleri homojenleştirilir.
- Pasivasyon ünitesinde aktif çinkonun pasifleştirilmesini sağlanır.
- Son olarak elektrostatik yağlayıcı ile sacın yüzeyi korunur.
- Temper hadde : Mekanik özellikler homojenleştirilir. (düzensiz akma giderilir)
Yüksek yüzey düzgünlüğü elde edilir.



Şekil 4.2 : Sıcak daldırma galvanizli çelik üretim hattı [38]

Fırın sertleşmesinde kullandığımız DX51D, DX52D ve DX54D sıcak daldırılmış galvanizli çeliklerin mekanik ve kimyasal özellikleri tedarikçi firmanın vermiş olduğu milli test sertifikasının yanında çekme testi yapılarak başlangıç özellikleri incelenmiştir. Bu numuneler Şekil 4.3’ te gösterildiği gibi hazırlandıktan sonra fırın sertleştirme proseninin parametreleri değiştirilerek yapılan deneylere yer verilmiştir.



		Milimetre
G	Ölçü boyu	50±0.1
W	Genişlik	[2.000± 0.005]
T	Kalınlık	12.5± 0.2
R	Kavis yarıçapı	[0.500 ± 0.010]
L	Toplam boy	200
A	İndirgenmiş bölümün uzunluğu	57
B	Boyun kavrama bölümü	50
C	Enin kavrama bölümü	20

Şekil 4.3 : Hazırlanan deney numunesi şekli ve ölçüleri

4.2 Sıcak Daldırma Galvanizli Çeliklerin Fırın Sertleştirme İşlemleri

Hazırlanan deney numuneleri fırın sertleştirilmesiyle ilgili literatürlerde yapılan çalışmalarda göz önüne alınarak sırasıyla ön deformasyon oranları ve fırın sıcaklıkları değiştirilerek yapılmıştır.

Şekil 4.3 ‘teki gibi hazırlanan bu numunelerin mekanik özelliklerini incelemek için Shimadzu çekme cihazında testler yapılmıştır. Malzemelerin özellikleri belirlendikten sonra bütün malzemeler için sırasıyla ön deformasyon miktarı %2, %5, %8 değiştirilerek uygulanmıştır. Bu deformasyon miktarlarının hepsine de fırın sıcaklığı 170°C ve 210°C olmak üzere iki farklı sıcaklık her numuneye sabit 20 dakika olarak uygulanmıştır. Fırından çıkan malzemeler 30 dakika havada soğutulmuştur. Havada soğutulan numuneler daha sonra çekme deneyleri yapılarak tamamlanmıştır.

4.3 Çekme Deneyleri

Çekme deneyleri, 100 kN kapasiteli SHIMADZU çekme cihazında 2 mm/dak çekme hızıyla yapılmıştır.

4.4 Mikroyapı İncelemeleri

Mikroyapı incelemeleri numunelerden kesilen hadde yönüne dik parçalar üzerinden yapılmıştır. Mikroyapı incelemelerinden önce, kesilen parçalar metalografik yöntemlerle hazırlanmıştır. Kesilen parça yüzeyleri, sırasıyla 400, 600, 800, 1000, ve 2500 kalite su geçirmez SiC kâğıtlarıyla zımparalanmıştır. Ardından çuha yardımıyla önce 1 µm elmas çözeltisi kullanılarak ardından 0,3 µm alümina çözeltisi kullanılarak numuneler parlatılmıştır. Dağlama işlemi ise, %3 Nital çözeltisi içerisinde yapılmıştır. Hazırlanan numunelerin mikroyapı incelemeleri Leica DM750M model optik mikroskop yardımıyla gerçekleştirilmiştir.

4.5 Mikrosertlik Deneyleri

Mikro sertlik ölçümleri, SHIMADZU HVM mikro sertlik cihazında Vickers batıcı uç kullanılarak 2 kg yük altında yapılmıştır. Her bir numune için en az 5 ölçüm alınarak ortalama sertlik değeri hesaplanmıştır.

5. DENEYSEL SONUÇLAR ve DEĞERLENDİRME

5.1 Mekanik Test Sonuçları ve Kaplama Özellikleri

Tedarikçi firmadan gönderilen DX51D, DX52D ve DX54D galvanizli çeliklerin mekanik test sonuçları & kaplama özellikleri Çizelge 5. 1’de verilmiştir.

Çizelge 5.1: DX51D, DX52D ve DX54D galvanizli çeliklerin mekanik test sonuçları ve kaplama özellikleri.

Mekanik test sonuçları					Kaplama özellikleri		
Malzeme	Re (N/mm ²)	Rm (N/mm ²)	r	n	Kaplama (g / m ²)	Kromat	Yağlama (g / m ²)
DX51D	262	374	1,38	0,21	110	Hayır	1,0
DX52D	265	367	1,58	0,21	102	Hayır	1,0
DX54D	187	302	2,5	0,22	102	Hayır	1,0

5.2 Kimyasal Analiz Sonuçları

Tedarikçi firmadan gönderilen DX51D, DX52D ve DX54D galvanizli çeliklerin kimyasal analiz sonuçları Çizelge 5. 2’de verilmiştir.

Çizelge 5.2 : DX51D, DX52D ve DX54D galvanizli çeliklerin kimyasal analiz sonuçları.

Kimyasal kompozisyon (%ağ.)										
Malzeme	C	Si	S	P	Mn	Al	Cr	Ni	Ti	Nb
DX51D	0,0319	0,003	0,005	0,017	0,2017	0,027	0,039	0,007	0,001	0,0007
DX52D	0,0451	0,007	0,004	0,008	0,1964	0,029	0,015	0,005	0,001	0,0002
DX54D	0,0013	0,006	0,010	0,009	0,0960	0,049	0,016	0,011	0,053	0,0002

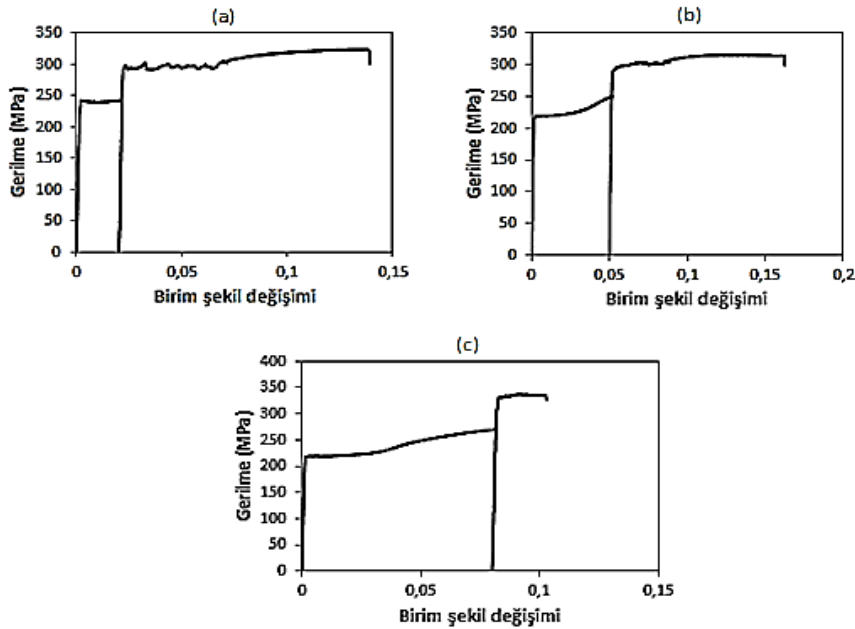
5.3 Çekme Deneyi Sonuçları

Numunelere ilk önce tedarikçinin verdiği milli testlerin yanında deneylere başlamadan önce yapılan çekme deneyinin sonuçları Çizelge 5.3'te aşağıda verilmiştir.

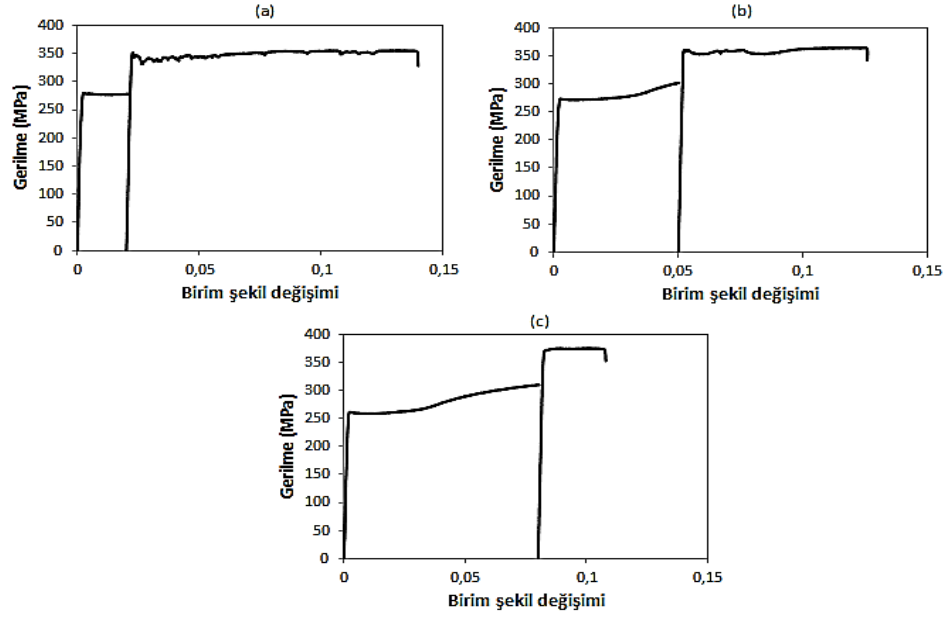
Çizelge 5.3 : Malzemelerin çekme test sonuçları.

Malzeme	Alt Akma Mukavemeti (N/mm ²)	Üst Akma Mukavemeti (N/mm ²)	Çekme Mukavemeti (N/mm ²)	Kopma Uzaması (%)
DX51D	283	284	359	27
DX52D	263	266	364	54
DX54D	159		275	70

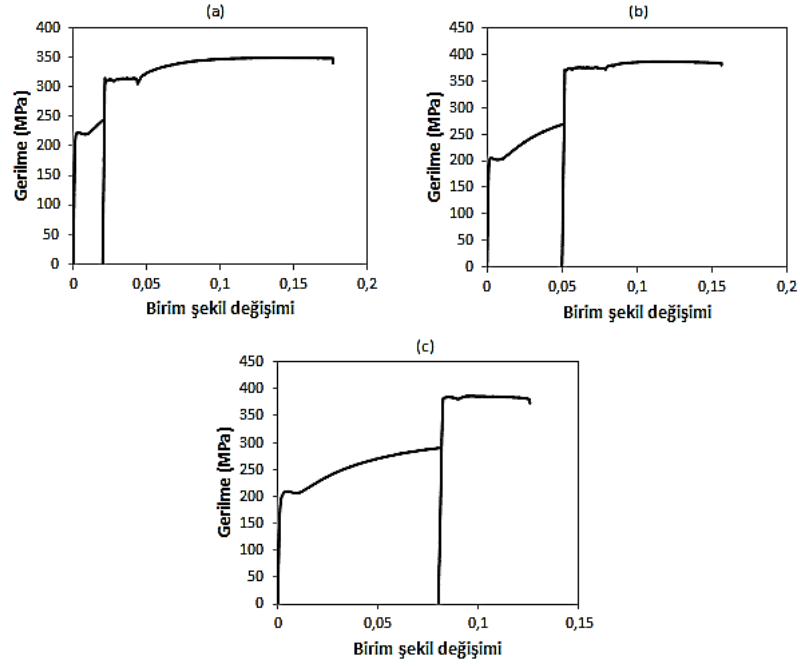
Daha sonra numunelere %2, %5, %8 ön deformasyon miktarlarıyla 170°C ve 210°C de iki farklı sıcaklık uygulandığında aşağıdaki gerilme-birim şekil değişimi grafikleri elde edilip Şekil 5.1, 5.2, 5.3, 5.4, 5.5 ve 5.6'da verilmiştir.



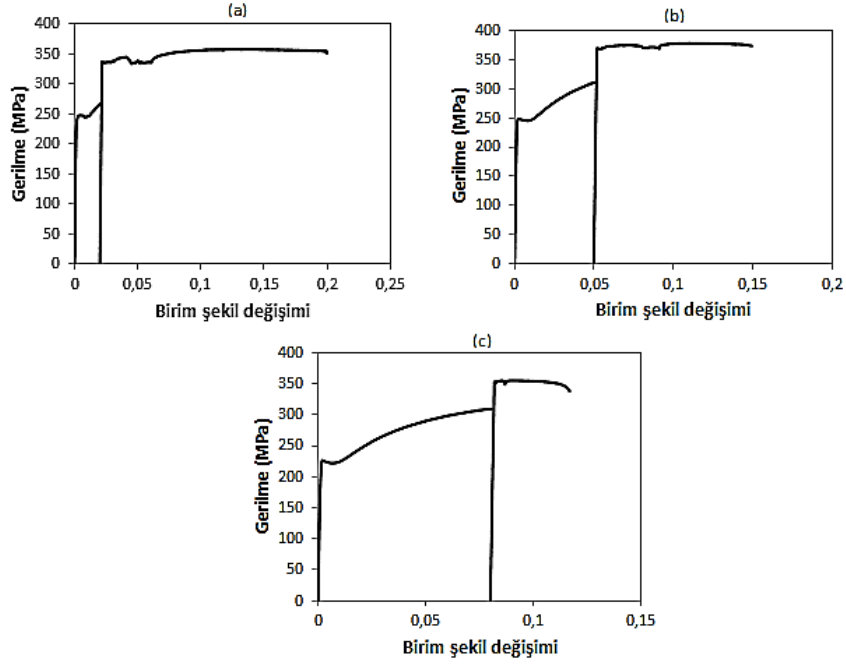
Şekil 5.1 : 170 °C ' de 20 dakika fırında tutulmuş ve havada sertleştirilmiş DX51D çeliğinin farklı deformasyon değerlerinde gerilme-birim şekil değişimi ilişkisi: (a) %2, (b) %5, (c) %8.



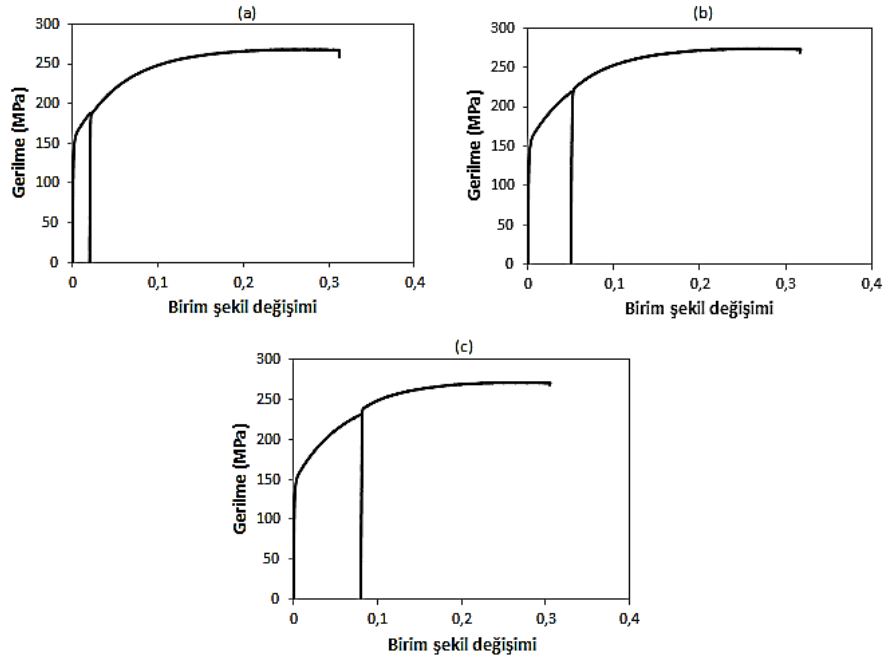
Şekil 5.2 : 210 °C ‘ de 20 dakika fırında tutulmuş ve havada sertleştirilmiş DX51D çeliğininin farklı deformasyon değerlerinde gerilme-birim şekil değişimi ilişkisi: (a) %2, (b) %5, (c) %8.



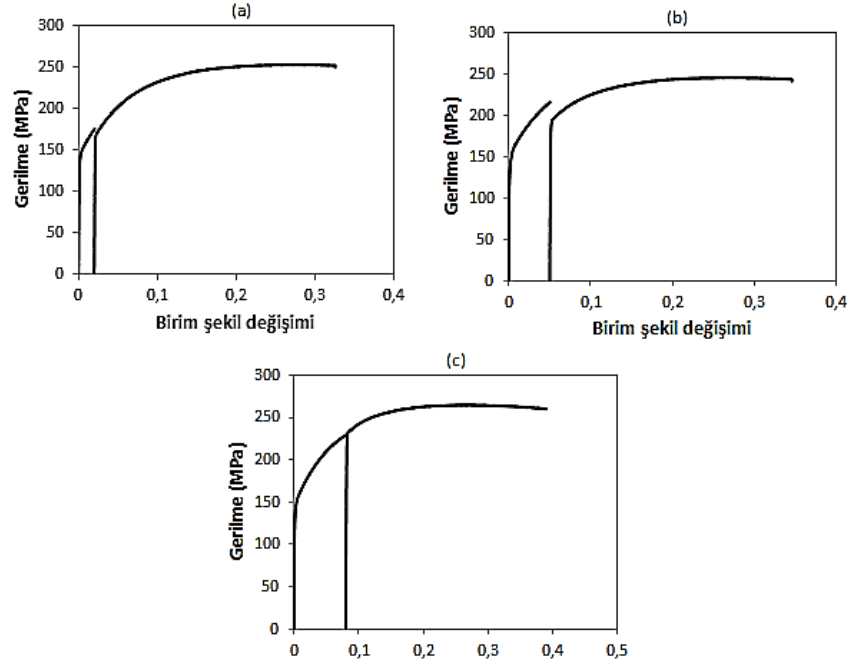
Şekil 5.3 : 170 °C ‘ de 20 dakika fırında tutulmuş ve havada sertleştirilmiş DX52D çeliğininin farklı deformasyon değerlerinde gerilme-birim şekil değişimi ilişkisi: (a) %2, (b) %5, (c) %8.



Şekil 5.4 : 210 °C ‘ de 20 dakika fırında tutulmuş ve havada sertleştirilmiş DX52D çeliğininin farklı deformasyon değerlerinde gerilme-birim şekil değişimi ilişkisi: (a) %2, (b) %5, (c) %8.

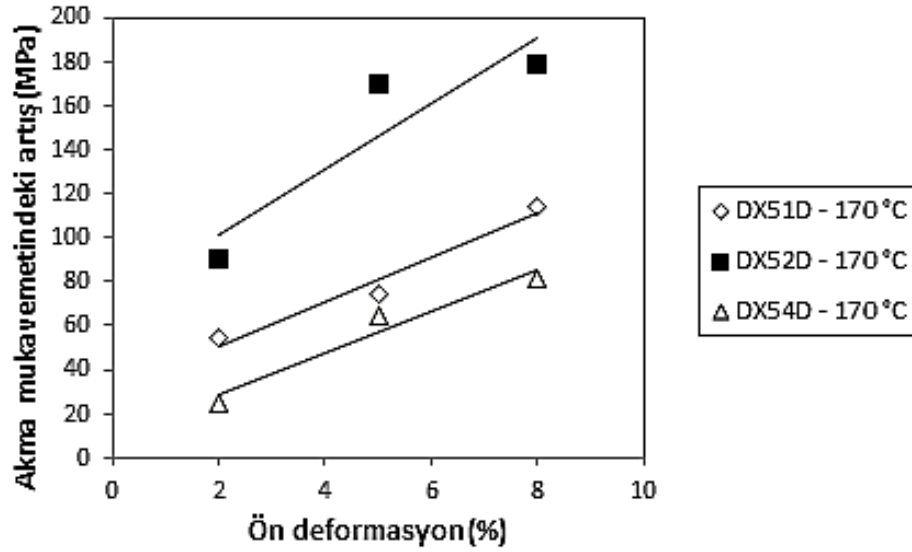


Şekil 5.5 : 170 °C ‘ de 20 dakika fırında tutulmuş ve havada sertleştirilmiş DX54D çeliğininin farklı deformasyon değerlerinde gerilme-birim şekil değişimi ilişkisi: (a) %2, (b) %5, (c) %8.

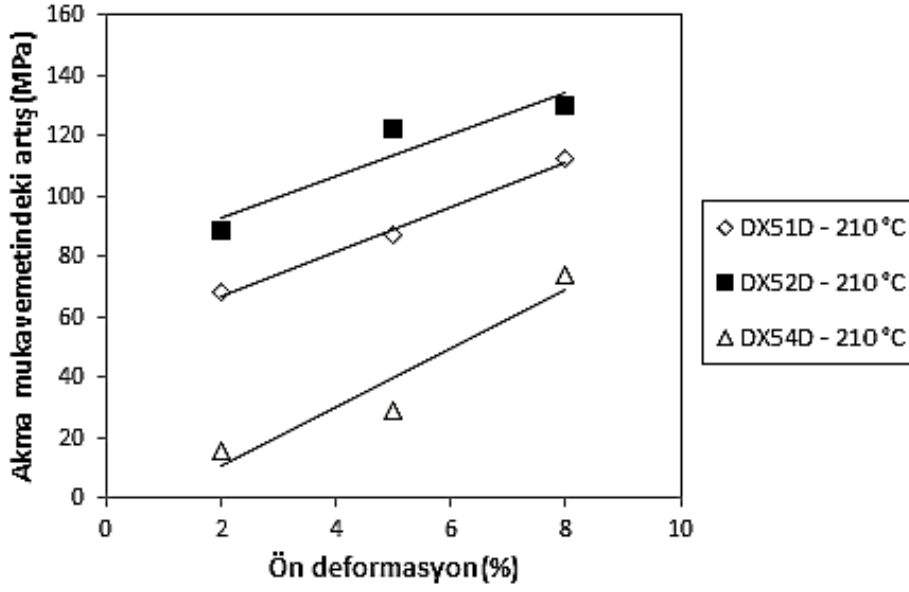


Şekil 5.6 : 210 °C ‘ de 20 dakika fırında tutulmuş ve havada sertleştirilmiş DX54D çeliğininin farklı deformasyon değerlerinde gerilme-birim şekil değişimi ilişkisi: (a) %2, (b) %5, (c) %8.

Malzemelerdeki ön deformasyon miktarı ve sıcaklık değişimleriyle akma mukavemetindeki değişimine Şekil 5.7 ve Şekil 5.8’de yer verilmiştir.



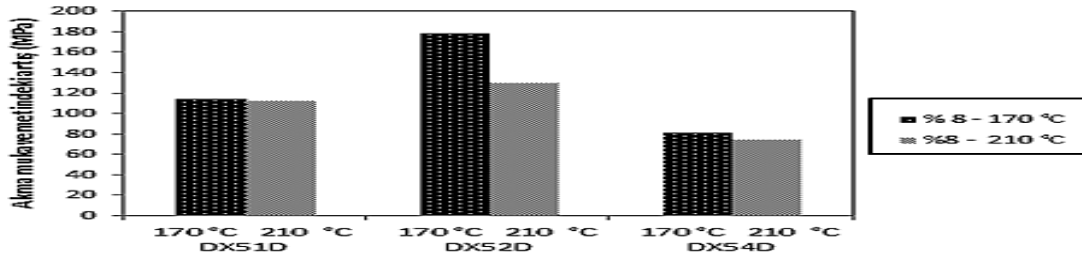
Şekil 5.7 : 170 °C ‘ de 20 dakika fırında tutulmuş ve havada sertleştirilmiş üç farklı çelikte ön deformasyon miktarının akma mukavemetindeki artışa etkisi (a) %2, (b) %5, (c) %8.



Şekil 5.8 : 210 °C ‘ de 20 dakika fırında tutulmuş ve havada sertleştirilmiş üç farklı çelikte ön deformasyon miktarının akma mukavemetindeki artışa etkisi (a) %2, (b) %5, (c) %8.

Yapılan çalışmalarda ön deformasyon oranı arttıkça mukavemette artış gözlemlenmiştir. Abbasi ve arkadaşları da (2007) St 14 çeliği üzerinde yaptığı deneysel çalışmalarda ön deformasyon miktarıyla akma mukavemetindeki artışın doğru orantılı olduğunu bulmuşlardır [36]. A. Ramazani ve arkadaşları da (2014) TRIP 700 ve DP600 çeliklerinde yaptığı çalışmalarda aynı şekilde deformasyon miktarıyla arttığını gözlemlemiştir [37].

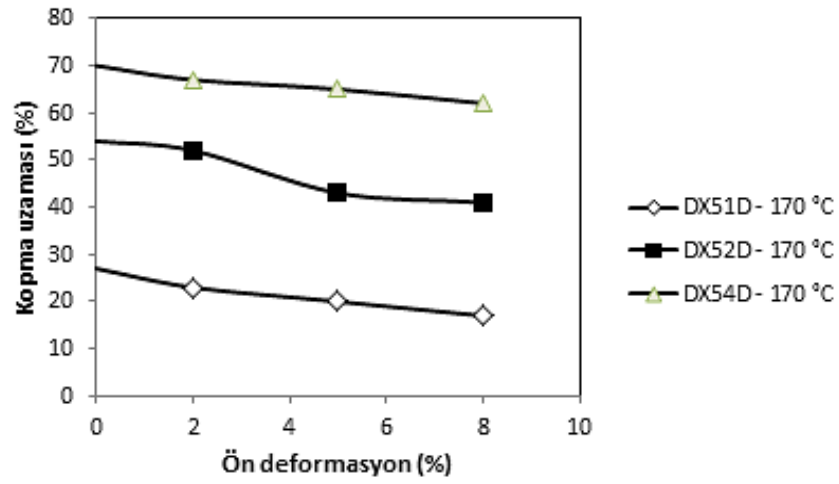
Üç farklı çelikteki akma mukavemetinin artışının en yüksek olduğu %8 ön deformasyonda 170⁰C ve 210⁰C sıcaklık farklılıklarındaki karşılaştırılması Şekil 5.9’da incelenmiştir.



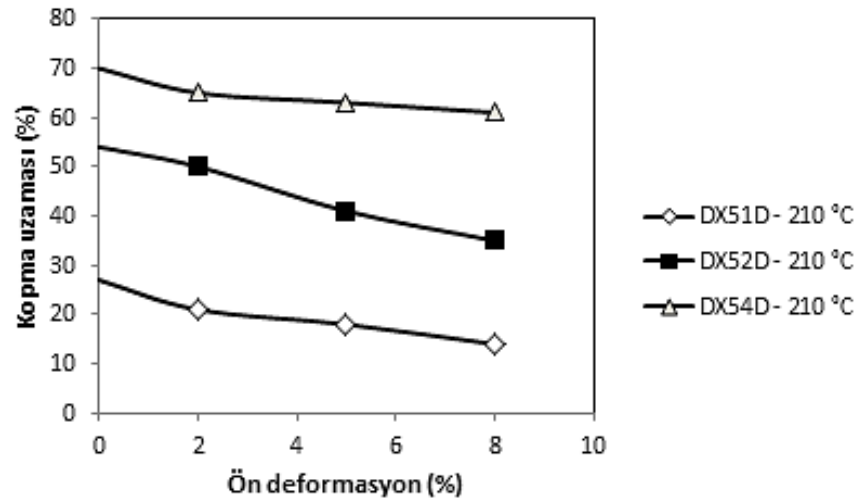
Şekil 5.9 : %8 ön deformasyon uygulanmış, farklı fırın sıcaklıklarında 20 dakika tutulmuş ve havada sertleştirilmiş üç farklı çelikte fırın sıcaklığının akma mukavemetindeki artışa etkisi.

Artan sıcaklıkla birlikte malzemedeki mukavemet artışının kısmende olsa artışında azalma gözlemlenmiştir. Abbasi ve arkadaşları (2007) artan sıcaklıkla birlikte artışın devamlı arttığını gözlemlenmiştir [36]. Ramazani ve arkadaşları (2014) ise bazı sıcaklık artışlarında akma mukavemetinin arttığını bazı sıcaklık artışlarında ise akma mukavemetinin azaldığını gözlemlemiştir [37].

Çekme testleri tamamlanan bütün numunelerin kopma uzamasına etkisiyle ilgili sonuçları Şekil 5.10 ve 5.11’de verilmiştir.



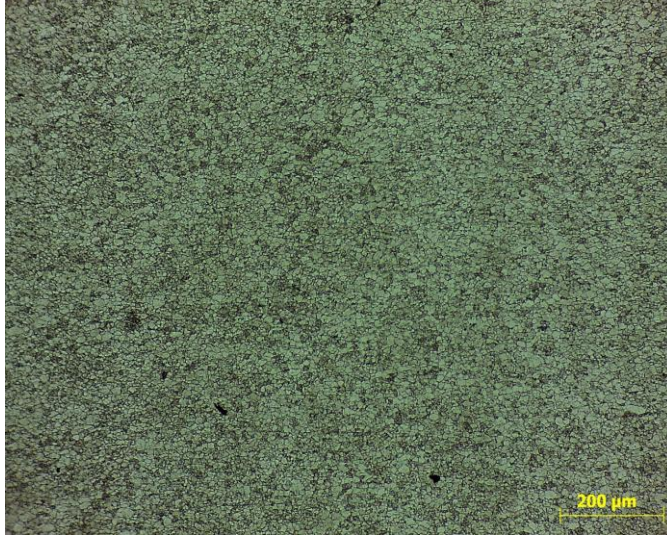
Şekil 5.10 : 170 °C fırında 20 dakika tutulmuş ve havada sertleştirilmiş üç farklı çelikte ön deformasyon miktarının kopma uzamasına etkisi.



Şekil 5.11 : 210 °C fırında 20 dakika tutulmuş ve havada sertleştirilmiş üç farklı çelikte ön deformasyon miktarının kopma uzamasına etkisi.

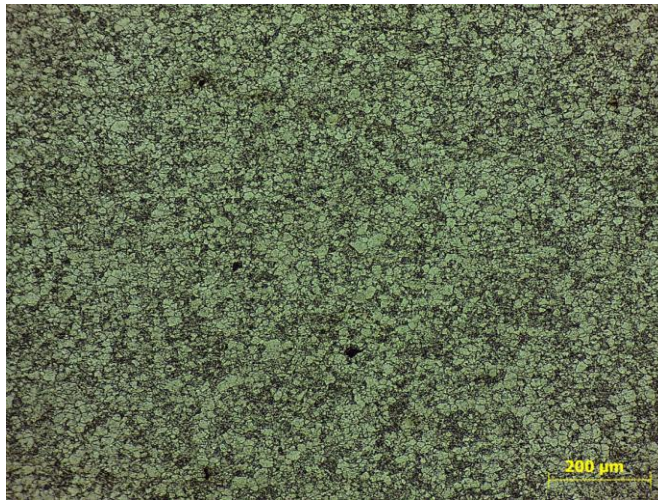
5.4 Mikroyapı İnceleme Sonuçları

Yapılan mikroyapı çalışmalarında DX51D ve DX52D galvanizli çeliklerinin mikroyapılarının birbirine benzer olduğu DX54D galvanizli çeliğinin ise farklılık gösterdiği tespit edilmiştir. DX51D galvanizli çeliğin 100X büyütmedeki mikroyapısı Şekil 5.12’de gösterilmektedir.



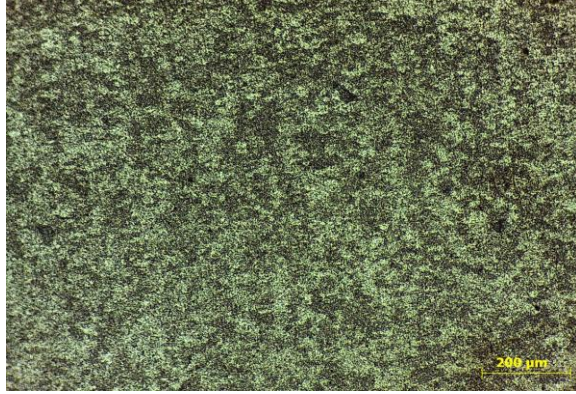
Şekil 5.12 : DX51D galvanizli çeliğin 100X büyütmedeki mikroyapısı.

DX52D galvanizli çeliğin 100X büyütmedeki mikroyapısı Şekil 5.13’te gösterilmektedir.



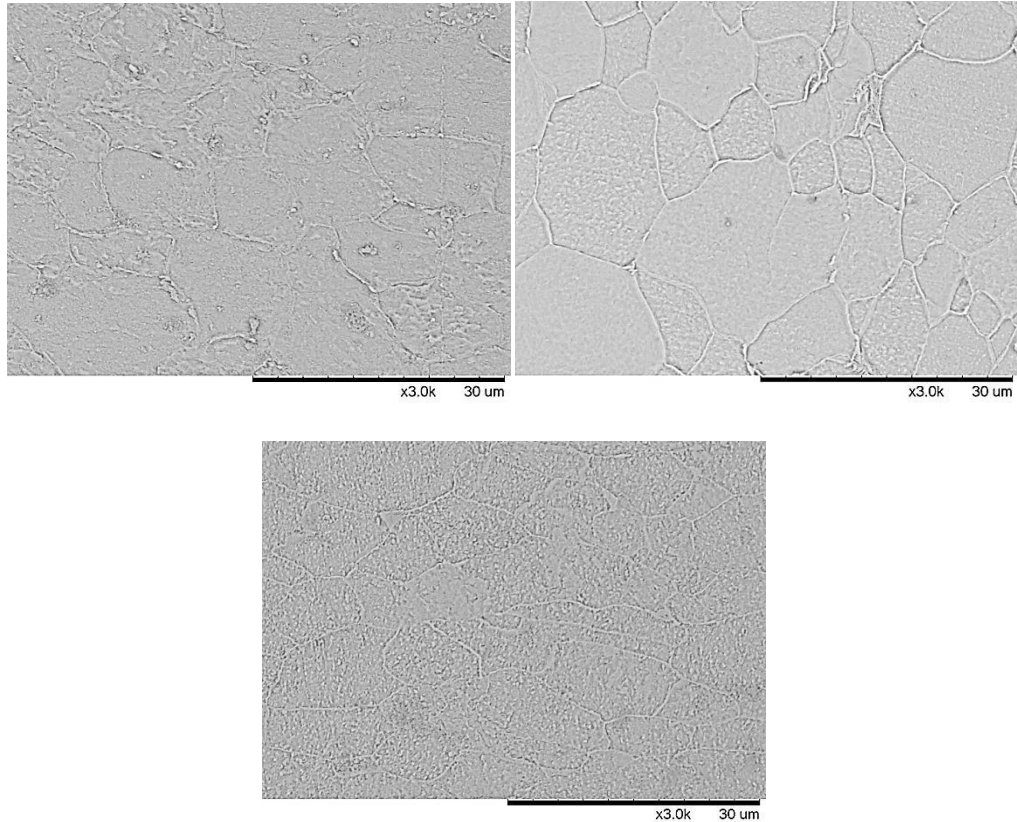
Şekil 5.13 : DX52D galvanizli çeliğin 100X büyütmedeki mikroyapısı

DX54D galvanizli çeliğin 100X büyütmedeki mikroyapısı Şekil 5.14'te gösterilmektedir.



Şekil 5.14 : DX54D galvanizli çeliğin 100X büyütmedeki mikroyapısı

Akma mukavemeti artışının en fazla olduğu DX52D çeliğinin deformasyon uygulanmaksızın mikroyapısına ait SEM görüntüsü, %8 ön deformasyon ardından 170 °C ve 210 °C de fırın sertleştirmesine tabi tutulduktan sonraki mikroyapısına ait SEM görüntüleri aşağıdaki Şekil 5.15'te verilmiştir.



Şekil 5.15 : DX52D çeliğinin mikroyapısına ait SEM görüntüleri: a) deformasyon uygulanmamış, b) %8 ön deformasyona uğradıktan sonra 170 °C de fırın sertleşmesi uygulanmış, c) %8 ön deformasyona uğradıktan sonra 210 °C de fırın sertleşmesi uygulanmış.

5.5 Mikrosertlik Sonuçları

Malzemelerin mikrosertlik sonuçlarına bakıldığında kısmende olsa mukavemet artışı ile sertlikte de artış gözlemlenmiştir. Malzemelere ait mikrosertlik değerleri Çizelge 5.4'te verilmiştir.

Çizelge 5.4 : Malzemelerin Vickers sertlik ölçüm değerleri.

Malzeme	Ön deformasyon oranı (%)	Fırın sıcaklığı (°C)	Mikrosertlik değeri (HV ₂ , Vickers)
DX51D	-	-	175 (±4,22)
	2	170	176 (±3,88)
	5		178 (±3,97)
	8		181 (±4,13)
	2	210	173 (±3,01)
	5		176 (±5,17)
	8		177 (±4,33)
DX52D	-	-	169 (±1,43)
	2	170	170 (±3,73)
	5		172 (±4,42)
	8		176 (±2,82)
	2	210	169 (±5,26)
	5		170 (±2,57)
	8		174 (±1,65)
DX54D	-	-	164 (±2,38)
	2	170	165 (±4,46)
	5		166 (±5,08)
	8		170 (±4,56)
	2	210	166 (±3,20)
	5		173 (±1,77)
	8		173 (±2,03)

6. GENEL SONUÇLAR ve ÖNERİLER

Yapılan deneysel çalışmalar sonucunda ön deformasyon miktarı arttıkça akma mukavemetindeki artış daha fazla gözlenmektedir. Bunun nedeni artan deformasyon miktarıyla dislokasyon yoğunluğunun artması ve bu dislokasyonların arayer atomları ile etkileşimiyle kitlenmesidir.

Deformasyon miktarıyla birlikte karbon miktarının çok olması mukavemet artışına olumlu yönde etkiler. Çözünmüş karbon atomları ne kadar fazla ise dislokasyonlar ile etkileşimi daha fazla olacağından akma mukavemetinde artışın daha fazla olması beklenir. Nitekim yapılan deneysel çalışmalarda DX52D sıcak daldırılmış galvanizli çeliğin karbon içeriğinin çok olduğunda daha fazla mukavemet artışına neden olduğu gözlemlenmiştir.

Fırın sıcaklığın etkisi incelendiğinde ise 170°C en iyi sonucu verdiği daha sonraki 210°C 'deki fırın sıcaklığında ise 170°C ye nazaran daha az bir artış sonucu ortaya çıkmıştır. Bu durum artan fırın sıcaklığı ile birlikte oluşan dislokasyonların kısmende olsa tekrar düzene girerek akma mukavemetinde artışın aksine bir azalışa yol açabileceği düşünülmüştür.

Yapılan deneysel sonuçlar baz alınarak akma mukavemetindeki artışın en fazla DX52D galvanizli çeliğinde olduğu görülmüştür. Bunun nedeni olarak içerdiği karbon miktarı fazlalığı denilebilir. Ön deformasyonlardaki artışın nedeni olarak da dislokasyon yoğunluğu neden olmuştur. Sıcaklığın etkisinde ise belirli bir sıcaklıktan sonra oluşan dislokasyonların kısmende olsa tekrar düzene girerek akma mukavemetindeki artış oranını azalttığı düşünülmektedir. Deneysel çalışma tavlama sıcaklığı ve zamanı gibi değişkenler de değiştirilerek yeni çalışmalarla geliştirilebilir.

KAYNAKLAR

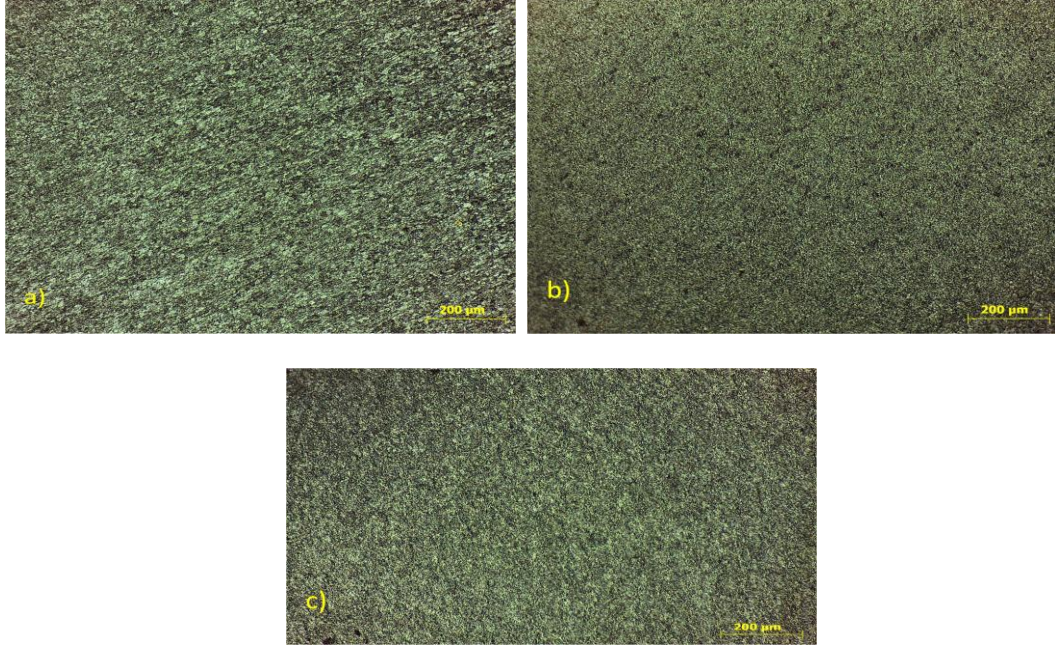
- [1] **Keeler S. ve Kimchi M.** (2006), *Advanced High Strength Steel Application Guidelines*, Committee on Automotive Application, International Iron and Steel Institute.
- [2] **Url-1** <<http://www.haddemetal.com/tr/Download/GalvanizliCeliklerinMikroYapisi.pdf>>, erişim tarihi 01.06.2015.
- [3] **Url-2** <http://www.galvanoteknik.org/dosyalar/sicak_daldirma_galvaniz.pdf>, erişim tarihi 05.05.2015.
- [4] **Leslie, W. C.** (1981). *The Physical Metallurgy of Steels*, McGraw Hill Book Company, New York.
- [5] **Baker L. J., Daniel S. R., ve Parker J. D.** (2002), *Metallurgy and processing of ultralow carbon bake hardening steels*, Materials Science and Technology, Vol. 18, pp. 355 – 367. Adres, <http://www.maneyonline.com/doi/abs/10.1179/026708302225002452>
- [6] **Hutchinson W. B., Nilson K. I. ve Hirsch J.** (1990), *Metallurgy of vacuum degassed products*, Warrendale, PA, TMS, pp. 109-126.
- [7] **Nabarro F. R. N.** (1948), *Report on Strength of Solids*, Physical Society, London, pp. 38 – 45.
- [8] **Seal R. K.** (2006), *New ultra- low carbon high strength steels with improved bake hardenability for enhanced stretch formability and dent resistance*, MS Thesis, University of Pittsburgh.
- [9] **Wilson D. V. ve Russell B.** (1959), *Stress induced ordering and strain-ageing in low carbon steels*, Acta Metallurgica, Vol. 7, pp. 628 – 631.
- [10] **Nakada Y. ve Keh A. S.** (1967), *Kinetics of snoek ordering and cottrell atmosphere formation in Fe-N single crystals*, Acta Metallurgica, Vol. 15, pp. 879 – 883.
- [11] **Bhadeshia H. K. D. H. ve Honeycombe R. W. K.** (2006), *Microstructure and Properties*, 3rd edition, Butterworth-Heinemann, Oxford, UK.
- [12] **Cottrell A.H.** (1948), *Report of a Conference on Strength of Solids*, Physical Society, London, pp. 30 – 38.

- [13] **Cottrell A. H. ve Bilby B. A.** (1949), *Dislocation Theory of Yielding and Strain Ageing of Iron*, Proceedings of Physical Society A, Vol. 62, pp. 49 – 62.
- [14] **Elsen P. ve Hougardy H. P.** (1993), *On the mechanisim of bake hardening*, Steel Research, Vol. 64, pp. 431 – 436.
- [15] **De A. K., Vandeputte S. ve De Cooman B. C.** (2001), *Static strain aging phenomena in cold-rolled dual-phase steels*, Scripta Materialia, Vol. 44, pp. 695 – 7.
- [16] **Leslie W. C.** (1981), *Mechanism of work hardening in Hadfield manganese steel*, The Physical Metallurgy of Steels, McGraw Hill Book Company, New York.
- [17] **Snick V., Lips K., Vandeputte S., De Cooman B. C. ve Dilewijns J.** (1998), *Modern LC and ULC sheet steels for cold forming: processing and properties*, Vol. II (ed. W. Bleck), pp. 413 – 424, Institute of Ferrous Metallurgy, Aachen, Germany,
- [18] **Hanai S., Takemoto N., Tokunaga Y. ve Mizuyama Y.** (1984), *Effect of Grain Size and Solid Solution Strengthening Elements on the Bake Hardenability of Low Carbon Aluminum-killed Steel*, Trans ISIJ, Vol. 24, pp. 17 - 23.
- [19] **Wilson D. V. ve Russell B.** (1959), *Stress induced ordering and strain-ageing in low carbon steels*, Acta Metallurgica, Vol. 7, pp. 628 – 631. Adres, <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0001616059901324>
- [20] **Rubianes J. M. ve Zimmer P.** (1996), *A physically based model for bake hardening steels and dent resistance*, Rev. Metall. Cah. Int. Tech., 99- 109. Adres, <http://www.scientific.net/MSF.539-543.4232>
- [21] **Zhao J. Z., De A. K. ve De C. B. C.** (2001), *The influence of polycrystal grain size on several mechanical properties of materials*, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol- 32A, 417-423.
- [22] **Zhang J., Fu R., Zhang M., Liu R., Wei X. ve L. Li.** (2008), *Bake hardening behavior of TRIP and DP steels*, Journal of University Science and Technology Beijing, Vol. 15, 132-137.
- [23] **De A. K., Vandeputte S. ve Cooman B. C. De.** (1999), *Static strain aging phenomena in cold-rolled dual-phase steels*, Scripta Materialia, Vol. 41, pp. 831 – 837.
- [24] **Dehghani K. ve Jonas J. J.** (2000), *Dynamic bake hardening of interstitial-free steels*, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 31A, pp. 1375 – 1384.
- [25] **Berbenni S., Favier V., Lemoine X. ve Berveiller M.** (2004), *Micromechanical modeling of the elastic-viscoplastic behavior of polycrystalline steels having different microstructures*, Scripta Materialia, Vol. 51, pp. 303 – 308.
- [26] **Kalish D. ve Cohen M.** (1970), *Structural changes and strengthening in the strain tempering of martensite*, Materials Science and Engineering, Vol. 6, pp. 156 – 166.

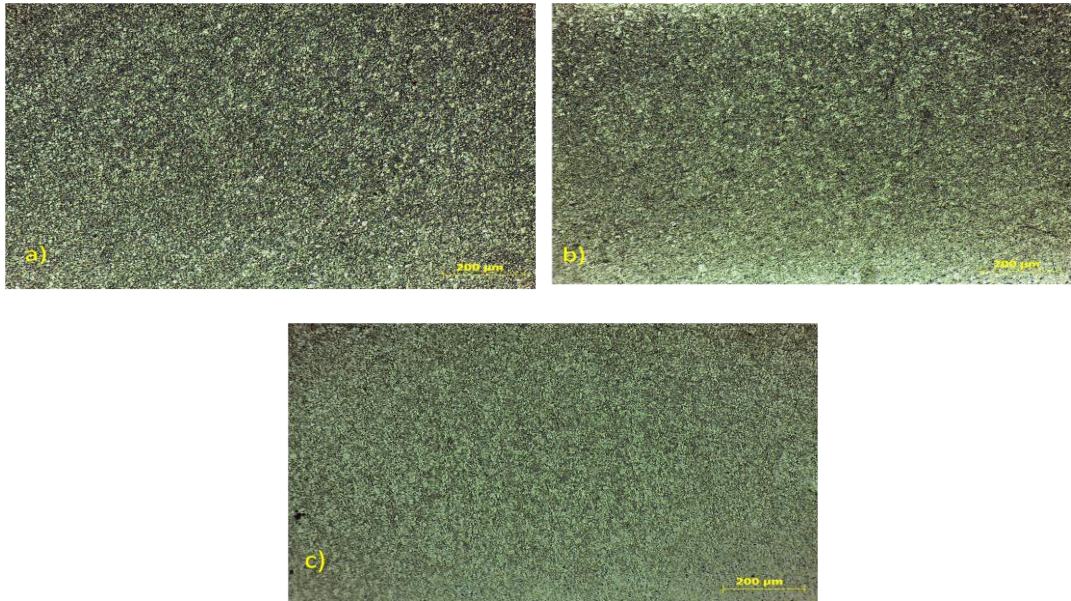
- [27] **De A. K., Blauwe K., Vandeputte S. ve De Cooman B. C.** (2000), *Effect of dislocation density on the low temperature aging behavior of an ultra low carbon bake hardening steel*, Journal of Alloys and Compounds, Vol. 310, pp. 405 – 410.
- [28] **Obara T., Sakata K., Nishida M. ve T. Irie.** (1985), Effects of heat cycle and carbon content on the mechanical properties of continuous-annealed low carbon steel sheets, Rapor No. 12, pp. 25-35. Kawasaki Steel Technical
- [29] **Jun T., Sugiyama M. and Maruyama N.** (2005), Forming and failure behaviour of coated, laminated and sandwiched sheet metals, Nippon Steel Technical Rapor No. 91, pp. 28 – 33.
- [30] **Url-3** <http://www.erdemir.com.tr/urun_hizmetler/detay.aspx>, erişim tarihi 01.06.2015.
- [31] **Url-4** <<http://www.bayramoglumetal.com.tr/galvaniz.asp>>, erişim tarihi 04.05.2015.
- [32] **Url-5** <http://www.erdemir.com.tr/images/urun_hizmetler/Erdemir_urun_katalog_2013.pdf> , erişim tarihi 03.03.2015.
- [33] **Pereloma E. V., Miller M. K. ve Timokhina I. B.** (2008), *Effect of pre straining and bake hardening on the microstructure of thermomechanically processed CMnSi TRIP steels with and without Nb and Mo additions*, Scripta Materialia, Volume 58, Issue 12, June 2008, pp. 1078–1081
- [34] **Url-6** <<http://metalurji.kocaeli.edu.tr/files/DersNotlari/mmt209-08.pdf>>, erişim tarihi 22.03.2015.
- [35] **Url-7** <<http://www.maneyonline.com/doi/abs/10.1179/026708302225001741>>, erişim tarihi 15.04.2015.
- [36] **Momeni A., Abbasi S., Torkan M.** (2007), *BakeHardening Of a Low Carbon Steel for Automotive Applications*, KNT University of Technology, Serbia.
- [37] **Ramazani A., Gerber T., Bleck W.** (2014), *Quantification of bake hardening effect in DP600 and TRIP700 steels*, Metarials & Design, Volume 57, pp 479-486.
- [38] **Url-8** <<http://www.borcelik.com/turkce/uretimprosesi/index.aspx>>, erişim tarihi 25.06.2015.

EKLER

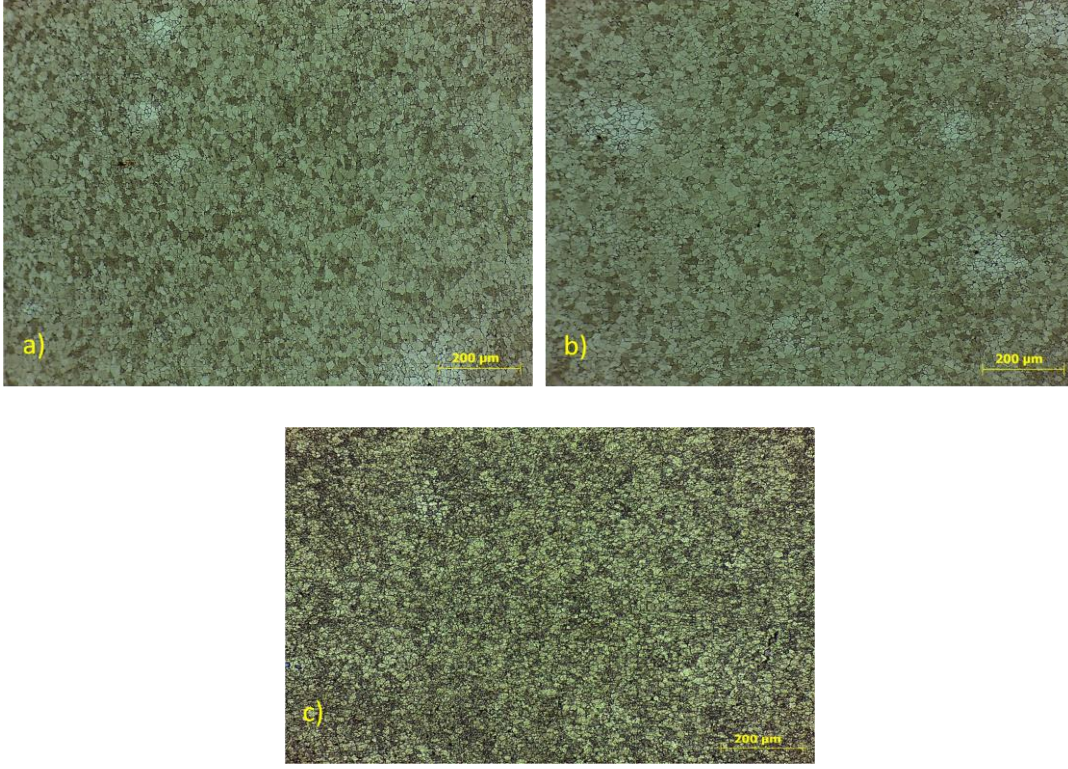
EK A : Malzemelerin mikroyapı görüntüleri



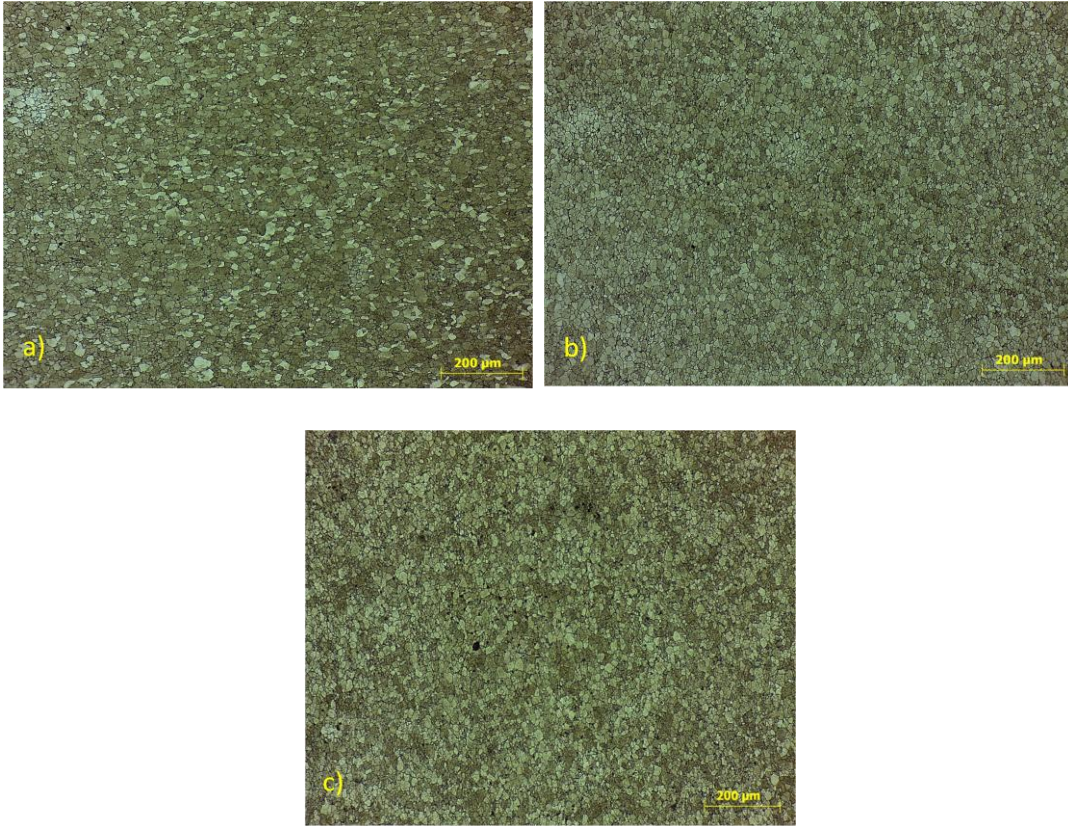
Şekil A.1 : DX51D malzemesinin 170°C’de a)%2 b)%5 c)%8 ön deformasyonda mikroyapı görüntüsü



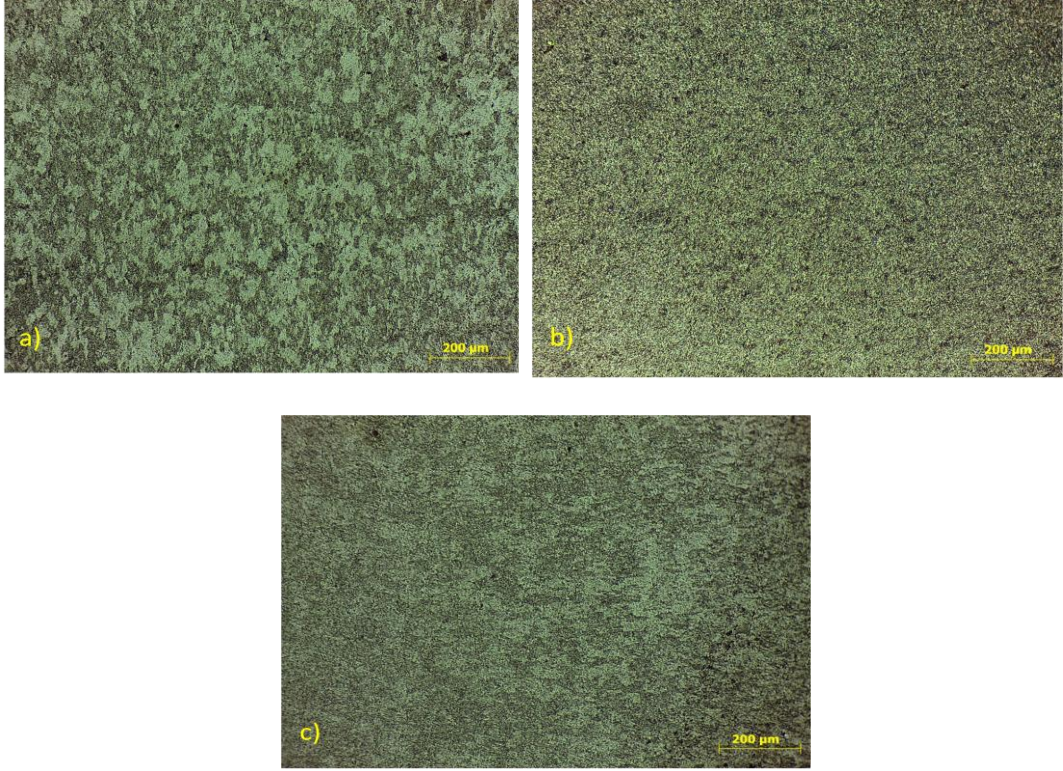
Şekil A.2 : DX51D malzemesinin 210 °C ‘de a) %2 b) %5 c) %8 ön deformasyonda mikroyapı görüntüsü



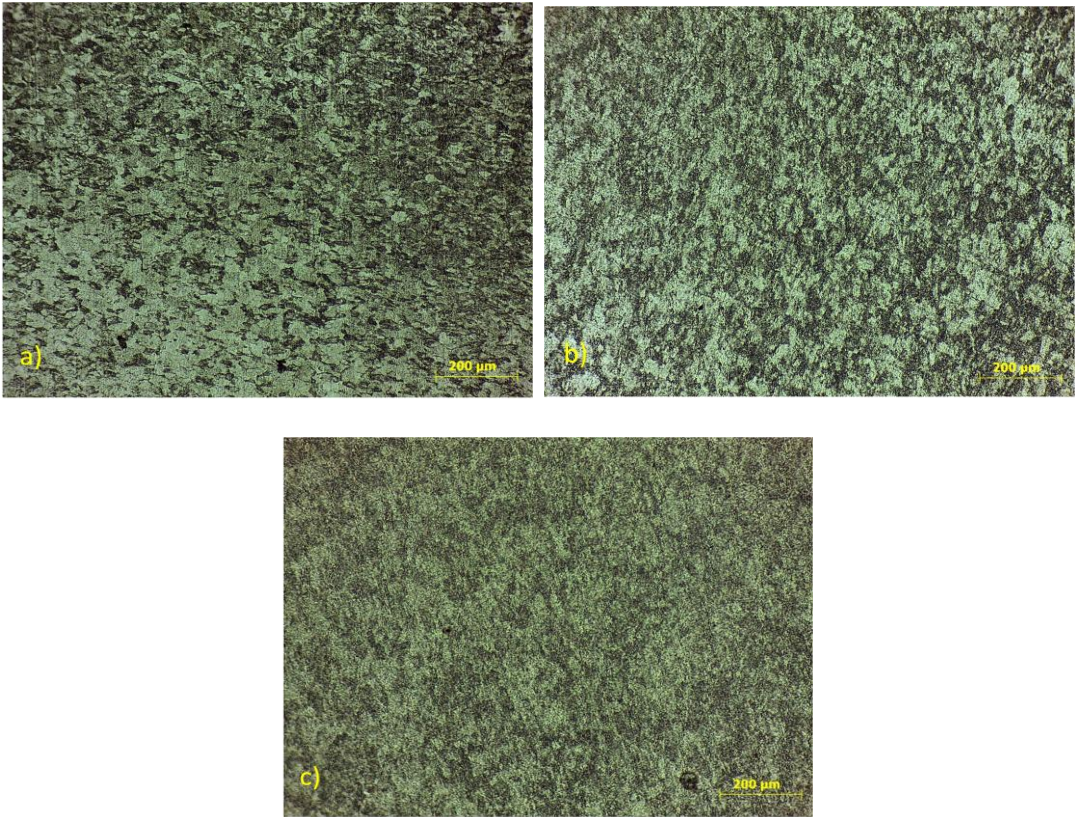
Şekil A.3 : DX52D malzemesinin 170 °C ‘de a) %2 b) %5 c) %8 ön deformasyonda mikroyapı görüntüsü



Şekil A.4 : DX52D malzemesinin 210 °C ‘de a) %2 b) %5 c) %8 ön deformasyonda mikroyapı görüntüsü



Şekil A.5 : DX54D malzemesinin 170 °C ‘de a) %2 b) %5 c) %8 ön deformasyonda mikroyapı görüntüsü



Şekil A.6 : DX54D malzemesinin 210 °C ‘de a) %2 b) %5 c) %8 ön deformasyonda mikroyapı görüntüsü

ÖZGEÇMİŞ

Ad Soyad: Gürkan AYTAN

Doğum Yeri ve Tarihi: Sakarya, 17.05.1988

Adres: Maltepe Mah. Yeşilkent Sit. No:92 Adapazarı/ Sakarya

E-Posta: gurkanaytan@hotmail.com

Lisans: Sakarya Üniversitesi

Yüksek Lisans: İstanbul Teknik Üniversitesi