

**YÜZEYİ KARBÜRLENMİŞ AISI 8620 SEMENTASYON
ÇELİĞİNİN MERKEZİNDE ÇİFT FAZLI ÇELİK YAPISININ
ÜRETİMİ VE BU YAPININ
ÇEKME ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE ETKİSİ**

174588

Özer PAMUK

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METAL EĞİTİMİ**

**T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ**

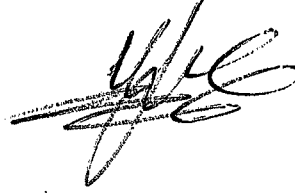
**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**Ocak 2001
ANKARA**

Özer PAMUK tarafından hazırlanan YÜZEYİ KARBÜRLENMİŞ AISI 8620
SEMENTASYON ÇELİKLERİNİN MERKEZİNDE ÇİFT-FAZLI ÇELİK
YAPISININ ÜRETİMİ VE BU YAPININ ÇEKME ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE
ETKİSİ adlı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Doç.Dr. Mehmet ERDOĞAN

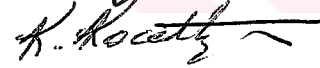
Tez Yöneticisi



Bu çalışma jürimiz tarafından Metal Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek Lisans
tezi olarak kabul edilmiştir.

Başkan : Doç.Dr. Süleyman TEKELİ 

Üye : Doç.Dr. Mehmet ERDOĞAN 

Üye : İçt.Doc.Dr.Kadir KOÇATEPE 

Üye : _____

Üye : _____

Bu Tez Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına
Uygundur.



İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET.....	i
ABSTRACT.....	iii
TEŞEKKÜR.....	v
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	vi
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	vii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xv
1. GİRİŞ.....	1
2. ÇELİĞİN ISIL İŞLEMİ.....	3
3. ÇELİKLERDE YÜZEY SERTLEŞTİRME İŞLEMLERİ.....	4
3.1. Sementasyon çeliklerinin tanımı ve özellikleri.....	4
3.2. Sementasyon çeliklerinin su verilmiş çeliklere göre avantaj ve dezavantajları.....	7
3.2.1. Avantajları.....	7
3.2.2. Dezavantajları.....	7
3.3. Çeliğin yüzey ısıtma işlemi.....	8
3.3.1. Sementasyon ile yüzey sertleştirme.....	9
3.3.1.1. Sementasyon çeşitleri.....	11
3.3.1.1.1. Katı sementasyon.....	1
3.3.1.1.1.1. Katı sementasyonun avantajları.....	13
3.3.1.1.1.2. Katı sementasyonun dezavantajları.....	13
3.3.1.1.1.3. Katı sementasyon işleminin yapılışı.....	13
3.3.1.1.1.4. Karbürleme kutularının özellikleri.....	16
3.3.1.1.1.5. Katı sementasyon işleminde sementasyon derinliği.....	16
3.3.1.1.2. Sıvı sementasyon.....	17
3.3.1.1.2.1. Tuz banyolarında sementasyon işlemi.....	19

3.3.1.1.2.2.	Sıvı sementasyonda sementasyon derinliği.....	23
3.3.1.1.2.3.	Siyanürlemenin uygulanışı.....	24
3.3.1.1.3.	Gaz sementasyon.....	24
3.3.1.4.	Çelikte karbon atomlarının difüzyonu.....	28
3.3.1.5.	Sementasyon sonrası yapılan sertleştirme işlemleri.....	32
3.3.1.5.1.	Doğrudan sertleştirme.....	33
3.3.1.5.2.	Basit sertleştirme.....	33
3.3.1.5.3.	Basit sertleştirme (ara tavidan sonra).....	34
3.3.1.5.4.	Basit sertleştirme (izotermal dönüşüm sonrası).....	35
3.3.1.5.5.	Çift sertleştirme.....	36
3.3.3.	Alevle Yüzey sertleştirme.....	36
3.3.4.	Endüksiyon akımı ile yüzey sertleştirme.....	37
4.	ÇİFT-FAZLI ÇELİKLER.....	39
4.1.	Çift-fazlı çeliklerin tanımı ve ferritik-perlitik çeliklerle karşılaştırılması.....	39
4.2.	Çift-fazlı çeliklerin ısıtılma işlemi.....	42
4.3.	Kısmi östenitleme (A_1 - A_3 sıcaklıkları arasında tavlama).....	44
4.3.1.	Östenitin çekirdeklenmesi.....	44
4.3.2.	Östenitin büyümesi.....	45
4.4.	Östenitin martensite ($\gamma \rightarrow M$) dönüşümü (Su verme).....	54
4.5.	Çift-fazlı çelik mikroyapısında bulunan fazların özellikleri.....	59
4.5.1.	Ferit (α).....	59
4.5.2.	Martensit (M).....	64
4.5.3.	Kalıntı östenit.....	69
4.6.	Alaşımlar elementlerinin çift-fazlı çeliklere etkisi.....	70
4.6.1.	Karbon (C).....	72
4.6.2.	Silisyum (Si).....	72
4.6.3.	Mangan (Mn).....	73

	Sayfa
4.6.4. Molibden (Mo).....	74
4.6.5. Vanadyum (V).....	74
4.6.6. Niobyum (Nb).....	75
4.6.7. Alüminyum (Al).....	76
4.6.8. Krom (Cr).....	76
4.7. Çeşitli alaşım elementleri ile alaşımlandırılmış çift-fazlı çeliklerin gerilme değerleri.....	76
5. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ.....	78
5.1. Akma dayanımı.....	79
5.2. Çekme dayanımı.....	82
5.3. Süneklik.....	86
5.4. Pekleşme (Deformasyon sertleşmesi).....	89
5.5. Kopma.....	95
6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	96
6.1. Malzeme.....	96
6.2. Isıl işlemlerde kullanılan cihazlar ve deney sistemi.....	96
6.3. Isıl işlem.....	98
6.3.1. KTS'nin martensit miktarı üzerine etkisi.....	98
6.3.2. Yüzey karbürleme.....	100
6.3.3. Yüzeyi karbürlenmiş numunelerin merkezinde çift-fazlı çelik yapısının üretimi.....	101
7. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....	105
7.1. Metalografik çalışmalar.....	105
7.2. Çekme dayanımı.....	112
7.3. Akma dayanımı.....	118
7.4. Üniform ve toplam uzama.....	120
7.5. Sertlik.....	126

Sayfa

8. SONUÇLAR129

KAYNAKLAR.....131

ÖZGEÇMİŞ.....141



**YÜZEYİ KARBÜRLENMİŞ AISI 8620 SEMENTASYON ÇELİĞİNİN
MERKEZİNDE ÇİFT FAZLI ÇELİK YAPISININ
ÜRETİMİ VE BU YAPININ
ÇEKME ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE ETKİSİ**

(Yüksek Lisans Tezi)

Özer PAMUK

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
OCAK 2001**

ÖZET

Bu araştırmada AISI 8620 sementasyon çeliğinin merkezinde çift-fazlı çelik yapısının üretimi ve bu yapıda ~ % 25 ve ~ % 50 martensit hacim oranlarında (MHO) martensit parçacık boyutundaki değişimin çekme özellikleri üzerine etkisi incelenmiştir. Bu amaçla yüzeyi karbürlenmiş (~ % 0.8 C) numunelerini bir kısmı 900 °C'den yağda soğutularak tamamen martensitik ve bir kısmı da 900 °C'den normalleştirilerek ferrit+perlit mikroyapısına sahip başlangıç mikroyapıları üretilmiştir. Daha sonra bu numunelere kritik tavlama sıcaklıkları 731 ve 746 °C'lerden yağda soğutularak merkezlerinde ~ % 25 ve ~ % 50 martensit hacim oranlarında farklı martensit parçacık boyutlarına ve yüzeylerinde tamamen martensitik yapıya sahip numuneler üretilmiştir. Genel olarak merkezinde çift-fazlı çelik yapısı içeren ~ % 25 MHO'na sahip numuneler, merkezinde martensitik yapı içeren numunelere göre biraz düşük akma ve çekme dayanımı ancak oldukça yüksek toplam uzama sergilemiştir. Merkezinde çift fazlı çelik yapısı ve ~ % 25 ve % 50 MHO içeren numunelerde martensit parçacık boyutu küçüldükçe çekme özellikleri iyileşmiştir.

Bilim Kodu : 626 20 01

Anahtar Kelimeler : Yüzey karbürleme, çift-fazlı çelik, martensit hacim oranı,
martensit parçacık boyutu

Sayfa Adeti : 141

Tez Yöneticisi : Doç. Dr. Mehmet ERDOĞAN



**THE PRODUCTION OF DUAL-PHASE STEEL STRUCTURE IN THE
CENTRE OF SURFACE CARBURIZED AISI 8620 STEEL AND EFFECT
OF THIS STRUCTURE ON TENSILE PROPERTIES**

(M. Sc. Thesis)

Özer PAMUK

**GAZI UNIVERSITY
INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY**

January 2001

ABSTRACT

In this study, the production of dual-phase steel structure in the centre of AISI 8620 cementation (case hardening) steel and effect of martensite particle size variation at ~ 25 % and ~ 50% martensite volume fraction on tensile properties have been investigated. For this purpose, some of the surface carburized (~ 0.8 % C) steel specimens were oil quenched from 900 °C and the others were normalized from 900 °C to obtain fully martensitic and ferrite+pearlite starting microstructure respectively. Then specimens were oil quenched from intercritical annealing temperature of 731 and 746 °C to produce dual-phase structure having different martensite particle size in the center at ~ 25 % and ~ 50 % martensite volume fraction and fully martensitic structure at the surface. Generally specimens having dual-phase structure in the centre of specimens at ~ 25 % martensite volume fraction exhibited slightly lower tensile and yield strength but superior ductility than specimens having martensite structure in the center. Tensile properties improved with decreasing martensite particle size at ~ 25 and 50 % martensite volume fraction (~ 50 %) tensile properties become poorer due to detrimental effect of quenching cracks on tensile properties.

Science code : 626 20 01

Key words : Surface carburizing, dual-phase steels, martensite volume fraction, martensite particle size

Page number : 141

Adviser : Assoc. Prof. Mehmet ERDOĞAN



TEŞEKKÜR

Tez çalışmalarım boyunca tecrübeleri ile beni yönlendiren sayın danışmanım Doç. Dr. Mehmet ERDOĞAN'a, Fakültemiz Metal Eğitimi Bölümü Öğretim Elemanı Prof. Dr. Sedat ÖZBİLEN'e, çalışmalarım süresince fabrika imkanlarından faydalandıran HEMA DIŞLI FABRİKASI Tasarım Mühendisi Ayşe ERKAN ve yöneticilerine, ısıtma işlemi çalışmaları sırasında yardımlarını esirgemeyen Fakültemiz Araştırma Görevlilerinden Ahmet GÜRAL ve Bülent BOSTAN'a, deneysel çalışmalar sırasında imkanlarından faydalandıran OSTİM KOSGEP yöneticilerine, tez çalışmaları süresince bilgilerine başvurduğum Fakültemiz bütün Öğretim Elemanlarına, tez yazım aşamasında yardımlarını esirgemeyen arkadaşım Serhan BALKANAL'a ve bu yolun başından sonuna kadar yardımları ile bana destek olan sevgili eşim Beyhan PAMUK'a teşekkürlerimi bir borç bilirim.

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 3.1. Sementasyon çeliklerinin çeşitli standartlardaki karşılıkları.....	5
Çizelge 3.2. Sementasyon çeliklerinin sınıflandırılması.....	6
Çizelge 3.3. Kutu karbürlemede kullanılan bazı karbonlama karışımlarının bileşim oranları.....	15
Çizelge 3.4. Sementasyon süresine bağlı olarak karbonlama derinlikleri.....	18
Çizelge 3.5. Sıvı sementasyon işleminde kullanılan bazı karbonlama karışımlarının bileşim oranları.....	19
Çizelge 3.6. Sıvı sementasyon banyolarında, sodyum siyanür banyoları ile işlem sıcaklığı arasındaki ilişki.....	22
Çizelge 3.7. Sementasyon derinliğinde, sıcaklık - yayınma derinliğini gösteren katsayı arasındaki ilişki.....	23
Çizelge 3.8. Gaus hata fonksiyon değerleri.....	32
Çizelge 4.1. Değişik oranlarda alaşımlandırılmış çift - faz numunelerinin kimyasal kompozisyonu.....	77
Çizelge 4.2. Değişik oranlarda alaşımlandırılmış çift - faz numunelerinin gerilme değerleri.....	77
Çizelge 6.1. AISI 8620 çeliğinin kimyasal bileşimi (% ağırlık).....	96
Çizelge 7.1. AISI 8620, GYG, GY 900, GH 900, GYY 731, GYY 746, GHY 731, GHY 746, YY 731, HY 731 numunelerinin nicel metalografi sonuçları.....	107
Çizelge 7.2. Çekme özellikleri.....	112
Çizelge 7.3. Isıl işlem görmemiş AISI 8620 çeliği ile ısıl işlem görmüş çeliklerin merkezden yüzeye doğru sertlik değerlerindeki değişim (HRC).....	126

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 3.1. Paketlenmiş bir karbürleme kutusu.....	14
Şekil 3.2. Fırın ve kutu içi sıcaklığının zamanla değişimi.....	15
Şekil 3.3. Sementasyon sıcaklığı ve sementasyon süresine bağlı olarak sert doku derinliğindeki değişim	17
Şekil 3.4. Nem miktarı ile yoğunlaşma sıcaklığı arasındaki ilişki.....	25
Şekil 3.5. Gaz karışımındaki CO miktarı % 20 ve H ₂ miktarı % 40 olarak sabit iken yoğunlaşma sıcaklığının ve sementasyon sıcaklığının çelik yüzeyinde oluşan karbon konsantrasyonuna etkisi.....	26
Şekil 3.6. Yoğunlaşma sıcaklığının karbon konsantrasyonuna etkisi.....	28
Şekil 3.7. Birinci fick kanununa göre difüzyon olayı.....	29
Şekil 3.8. Akı birim zamanda birim alandan geçen atom sayısıdır.....	30
Şekil 3.9. Doğrudan sertleştirme.....	33
Şekil 3.10. Basit sertleştirme işlemi.....	34
Şekil 3.11. Ara tavidan sonra basit sertleştirme.....	35
Şekil 3.12. İzotermal dönüşüm sonrası basit sertleştirme.....	35
Şekil 3.13. Çift sertleştirme.....	36
Şekil 3.14. Alevle yüzey sertleştirme işlemi.....	37
Şekil 3.15. Endüksiyon akımı ile yüzey sertleştirme işleminin şematik gösterilişi.....	38
Şekil 4.1. Çift-fazlı, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (YMDA) ve düşük karbonlu çeliklere ait gerilme (σ), birim şekil değiştirme (ϵ) eğrileri.....	39
Şekil 4.2. Çift - fazlı ve ferritik - perlitik (YMDA ve düşük karbonlu) çeliklerde çekme mukavemeti (σ_c) - üniform % uzama (% ϵ_h) ilişkisi.....	40

Şekil**Sayfa**

- Şekil 4.3. Çift - fazlı çeliklerden üretilmiş otomobil parçalarında, deformasyon sertleşmesine (DS) ilaveten boya kurutma işlemi sırasında meydana gelen fırınlama sertleşmesinin (FS), çekme özellikleri üzerine etkisi.....41
- Şekil 4.4. a,b. Çift - fazlı çelik üretmek için uygulanan ısıtıl işlem Yöntemleri
 a) Kritik çift - fazlı (KÇF) çelik ısıtıl işlemi
 b) Östenit çift - fazlı (ÖÇF) çelik ısıtıl işlemi.....43
- Şekil 4.5. Ferrit + perlit mikro yapısına sahip çeliklerde KTS aralığında östenitin oluşumu
 a) Ferrit + perlitten oluşan başlangıç mikro yapısı
 b) Ferrit - ferrit tane sınırlarında bulunan sementitin küreselleşmesi ve sementit parçacıklarının büyümesi
 c) Ferrit - ferrit tane sınırlarında sementit parçacıkları üzerinde östenitin çekirdeklenmesi
 d) Küreselleşmiş perlit kolonilerindeki sementit parçacıklarının üzerinde östenitin çekirdeklenmesi ve ferrit - ferrit tane sınırlarında büyümesi.....45
- Şekil 4.6. Ferrit + perlitik mikro yapıya sahip çeliklerde kritik tavlama sırasında östenitin büyümesinin şematik olarak gösterilişi .
 1) Perlitin çözünmesi
 2,a) östenit içerisinde karbon difüzyon kontrolü ile östenitin büyümesi
 2,b) Ferrit içerisinde Mn difüzyon kontrolü ile östenitin büyümesi
 3) Östenit içerisinde Mn difüzyonu ile son dengenin sağlanması.....46
- Şekil 4.7. Fe-Mn-C faz diyagramının demirce zengin köşesindeki izotermiler (730 °C'de östenitin oluşumu) üç aşamalı mekanizma.....49

Şekil	Sayfa
Şekil 4.8. Mn'in KTS'nda tavlama sırasında tane sınırı difüzyonu ile paylaşımı.....	51
Şekil 4.9. % 0.12 C - % 1.5 Mn içeren çeliğe ait östenit oluşum diyagramı, a) Perlitin çözünmesi (Pearlite dissolution), b) Karbonun yayılım kontrolü, c) Manganın yayılım kontrolü, d) Manganın dengelenmesi e) Dengelenme.....	52
Şekil 4.10. % 0.7 C içeren çelikte sürekli tavlama için dönüşüm diyagramı.....	53
Şekil 4.11. Farklı başlangıç mikroyapılarına sahip çeliklerde 725 °C'de tavlama sırasında östenitin oluşum kinetiği.....	53
Şekil 4.12. Çift-fazlı çelik mikro yapısı üzerine soğuma hızı etkisini göstermek için çizilen şematik mikro yapı haritası (karşılaştırma için çekme özelliklerinin değişimi de verilmiştir).....	55
Şekil 4.13. % Mn ₀ 'ne bağlı olarak kritik soğuma hızındaki değişim.....	56
Şekil 4.14. Mikro alaşımlı ve alaşımsız çeliklerde farklı östenit miktarlarında, östenitin martensite dönüşümünde kritik soğuma hızının etkisi.....	57
Şekil 4.15. KTS'nda % 50 ve % 23 ÖHO'na sahip çeliğin mikro yapı haritaları a) % 50 östenit, b) % 23 östenit.....	58
Şekil 4.16. Ferrit fazının mikro sertliğinin östenitleme sıcaklığına bağlı olarak değişimi.....	60
Şekil 4.17. Aynı MHO'larında (% 17, % 25, % 35) ferrit tane boyutuna bağlı olarak toplam uzama değerlerindeki değişim.....	61
Şekil 4.18. Ferrit içerisindeki % Si miktarının akma mukavemetine olan etkisi.....	62
Şekil 4.19. Ferrit içerisindeki % P miktarının akma mukavemetine olan etkisi	62

Şekil	Sayfa
Şekil 4.20. Çift - fazlı çeliklerde ferrit tane boyutunun gerilme ve % uzama değerlerine olan etkisi.....	64
Şekil 4.21. % 1.5 Mn içeren çeliğin, ($\alpha+\gamma$) bölgesinde tavlama sırasında karbon miktarı ve tavlama sıcaklığına bağlı olarak MHO'ndaki değişim.....	65
Şekil 4.22. MHO'nın mikro - sertlik üzerine etkisi.....	66
Şekil 4.23. MHO ve martensitin karbon içeriğine bağlı olarak çift - fazlı çeliklerde meydana gelen akma ve çekme dayanımındaki değişim.....	67
Şekil 4.24. Farklı martensit parçacık boyutuna sahip, SS, BS, ve FS çift - fazlı çelik numunelerindeki akma ve çekme dayanımındaki değişim.....	68
Şekil 4.25. MHO ve martensitin içerdği karbon miktarına bağlı olarak % uzama değerlerindeki değişim.....	68
Şekil 4.26. Kalıntı östenit hacim oranının deformasyon miktarına bağlı olarak değişimi.....	69
Şekil 4.27. Çeşitli alaşım elementlerinin ferritin akma dayanımına olan etkisi.....	71
Şekil 4.28. Si'un Fe - C denge diyagramı üzerine etkisi.....	73
Şekil 4.29. Vanadyumlu çift - fazlı çeliği ile vanadyumsuz çeliğin % MHO'nın fonksiyonu olarak $\sigma_{0.2}$ akma gerilmesindeki değişim.....	75
Şekil 5.1. Sade karbonlu çelik, SAE 980X, SAE 50X ile GM 980X (çift-fazlı) çeliklerin nominal gerilme - % uzama eğrileri.....	78
Şekil 5.2. Su verme sıcaklığı ve malzemenin karbon içeriğinin bir fonksiyonu olarak Fe-Mn-C alaşımlı çift-fazlı çeliklerin akma dayanımında meydana gelen değişimler.....	80
Şekil 5.3. Fe-Mn-C alaşımında MHO'nın fonksiyonu olarak akma dayanımındaki değişim.....	80

Şekil	Sayfa
Şekil 5.4. Fe-Mn-C alaşımlı çift-fazlı çeliklerde MHO'nın fonksiyonu olarak akma ve çekme dayanımındaki değişim.....	82
Şekil 5.5. MHO'na bağlı olarak çift -fazlı çeliklerin %0.2 akma ve çekme dayanımlarındaki değişim.....	84
Şekil 5.6. Farklı kompozisyonlara sahip numunelerde soğuma hızının mekanik özelliklere etkisi.....	85
Şekil 5.7. Çekme dayanımının bir fonksiyonu olarak çeşitli çeliklerde % düzgün uzama değerlerindeki değişim.....	86
Şekil 5.8. Ferrit hacim oranının % uzama üzerine etkisi.....	87
Şekil 5.9. Çekme dayanımının bir fonksiyonu olarak P ve Si içeren çift-fazlı çeliklerde üniform uzama değerlerindeki değişim.....	87
Şekil 5.10.% Birim şekil değişiminin kalıntı östenit hacim oranına bağlı olarak değişimi.....	88
Şekil 5.11.1020 çift-fazlı çeliğin % 1'lik plastik şekil değişimi sırasında MHO ile pekleşme hızının değişimi.....	89
Şekil 5.12. % 30 MHO'na sahip % 0.2-0.4 C içeren çift-fazlı çelikte $\epsilon_g - \Delta\sigma / \Delta\epsilon$ ilişkisi.....	90
Şekil 5.13. Ludwick eşitliğine göre çift-fazlı çeliklerin Jould-Crussard analizi.....	91
Şekil 5.14. Swift eşitliğine göre çift-fazlı çeliklerin J-C analizi.....	92
Şekil 5.15. Farklı hızlarda soğutulmuş HT-9 çeliklerinin gerilme- % uzama eğrilerinin Jould-Crossard analizleri.....	93
Şekil 6.1. AISI 8620 çeliğinin mikroyapısı ($\times 300$, %2 Nital dağlama).....	96
Şekil 6.2. Isıl işlemler sırasında kullanılan kalıp.....	97
Şekil 6.3. Deney sistemi.....	98
Şekil 6.4. I. Kısım ısııl işlemlerin şematik gösterilişi.....	99
Şekil 6.5. % γ (M) miktarının sıcaklığa bağlı olarak değişimi.....	100
Şekil 6.6. Uygulanan ısı işlemlerin özeti.....	102

Şekil	Sayfa
Şekil 6.7. Yüzeyi karbürlenmiş AISI çeliğinin sıcaklığa bağlı olarak yüzey ve merkezinde oluşabilecek mikro yapıların şematik gösterimi.....	103
Şekil 6.8. Çekme deneyi numunesi.....	104
Şekil 7.1. a) Yüzeyi karbürlenmiş + yağda soğutulmuş ve gerilim giderme işlemine tabii tutulmuş GYG numunesinin merkez mikroyapısı. Yapı büyük oranda martensit + çok az miktarda ferrit'ten oluşmaktadır. Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital b)Yüzeyi karbürlenmiş + yağda soğutulmuş ve gerilim giderme işlemine tabii tutulmuş GYG numunesinin yüzey mikroyapısı. Yapı hemen hemen tamamen martensit + çok az miktarda ferritten oluşmaktadır. Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital.....	108
Şekil 7.2. a) 900 °C'den suda soğutulmuş başlangıç GY numunesinin mikroyapısı. Yapı büyük oranda martensit + ferrit'ten oluşmaktadır. Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital b)900 °C'den havada soğutma ile oluşturulan başlangıç GH numunesinin mikroyapısı. Yapı büyük oranda perlit+ferrit'ten oluşmaktadır. Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital.....	109
Şekil 7.3. a) Yüzeyi karbürlenmiş GYY 731 numunesi merkez mikroyapısı, Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital b) Yüzeyi karbürlenmiş GYY 731 numunesi yüzey mikroyapısı, Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital c) Yüzeyi karbürlenmiş GHY 731 numunesi merkez mikroyapısı, Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital d) Yüzeyi karbürlenmiş GHY 731 numunesi yüzey mikroyapısı, Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital.....	110

Şekil	Sayfa
Şekil 7.4. a) Yüzey karbürlemesi yapılmış GYY 746 numunesi merkez mikroyapısı, Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital b)Yüzeyi karbürlemesi yapılmış GYY 746 numunesi yüzey mikroyapısı, Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital c) Yüzey karbürlemesi yapılmış GHY 746 numunesi merkez mikroyapısı, Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital d) Yüzey karbürlemesi yapılmış GHY 746 numunesi yüzey mikroyapısı, Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital.....	111
Şekil 7.5. AISI 8620, GYG, GY 900, GH 900, GYY 731, GHY 731, GY 746, GHY 746, YY 731, YY 746, HY 731 ve HY 746 numunelerinin gerçek gerilim - gerçek uzama eğrileri.....	113
Şekil 7.6. AISI 8620 ile yüzeyi karbürlenmiş aynı MHO'na (% 25) ve farklı martensit parçacık boyutuna sahip numunelerin gerçek gerilme - % gerçek uzama eğrileri.....	115
Şekil 7.7. AISI 8620 ile yüzeyi karbürlenmiş aynı MHO'na (% 50) ve farklı martensit parçacık boyutuna sahip numunelerin gerçek gerilme - % gerçek uzama eğrileri.....	115
Şekil 7.8. AISI 8620 ile yüzeyi karbürlenmemiş aynı MHO'na (% 25) ve farklı martensit parçacık boyutuna sahip numunelerin gerçek gerilme - % gerçek uzama eğrileri.....	116
Şekil 7.9. AISI 8620 ile yüzeyi karbürlenmemiş aynı MHO'na (% 50) ve farklı martensit parçacık boyutuna sahip numunelerin gerçek gerilme - % gerçek uzama eğrileri.....	116
Şekil 7.10. Yüzeyi karbürlenmiş GYY 731, GYY 746 ve yüzeyi karbürlenmemiş YY 731, YY 746 ile AISI 8620 numunelerinin gerçek gerilme - % gerçek uzama eğrileri.....	117
Şekil 7.11. Yüzeyi karbürlenmiş GHY 731, GHY 746 ve yüzeyi karbürlenmemiş HY 731, HY 746 ile AISI 8620 numunelerinin gerçek gerilme - % gerçek uzama eğrileri.....	117

Şekil	Sayfa
Şekil 7.12. Martensit parçacık boyutuna bağlı olarak akma dayanımı değerlerindeki değişim.....	118
Şekil 7.13. MHO'na bağlı olarak akma dayanımındaki değişim.....	119
Şekil 7.14. Aynı MHO'na (% 25) sahip GYY 731, GHY 731 ve YY 731, HY 731 numunelerinde martensit parçacık boyutunun üniform uzamaya olan etkisi.....	121
Şekil 7.15. Aynı MHO'na (% 25) sahip GYY 731, GHY 731 ve YY 731, HY 731 numunelerinde martensit parçacık boyutunun toplam uzamaya olan etkisi.....	122
Şekil 7.16. Aynı MHO'na (50) sahip GYY 746, GHY 746 ve YY 746, HY 746 numunelerinde martensit parçacık boyutunun üniform uzamaya olan etkisi.....	122
Şekil 7.17. Aynı MHO'na (50) sahip GYY 746, GHY 746 ve YY 746, HY 746 numunelerinde martensit parçacık boyutunun toplam uzamaya olan etkisi.....	123
Şekil 7.18. Yüzey karbürlemesi yapılmış numunelerde MHO'nın üniform uzamaya olan etkisi.....	123
Şekil 7.19. Yüzey karbürlemesi yapılmış numunelerde MHO'nın toplam uzamaya olan etkisi.....	124
Şekil 7.20. Yüzey karbürlemesi yapılmamış numunelerde MHO'nın üniform uzamaya olan etkisi.....	124
Şekil 7.21. Yüzey karbürlemesi yapılmamış numunelerde MHO'nın toplam uzamaya olan etkisi.....	125
Şekil 7.22. Isıl işlem görmemiş AISI 8620 çeliği ile ısıtıl işlem görmüş çeliklerin merkezden yüzeye doğru sertlik dağılımındaki değişim.....	128

SİMGELER VE KISALTMALAR

Tez metni içerisinde kullanılan simgeler ve kısaltmalar açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	Açıklama
A_1	KTS bölgesi alt dönüşüm sıcaklığı
A_3	KTS bölgesi üst dönüşüm sıcaklığı
X	Sementasyon derinliği
t	Zaman
T	Sıcaklık ($^{\circ}K$)
J	Akı
$\Delta c/\Delta x$	Konsantrasyon gradyanı
erf	Hata fonksiyonu
Q	Aktivasyon enerjisi
α	Ferrit
γ	Östenit
P	Perlit
M	Martensit
M_{ne}	Mangan eşdeğeri
M_s	Martensitik dönüşüm başlangıç sıcaklığı
σ	Gerçek gerilme
ϵ_p	Gerçek plastik şekil değişimi
ϵ	Birim şekil değişimi

Kısaltmalar**Açıklama**

MHO	Martensit Hacim Oranı
KTS	Kritik Tavlama Sıcaklığı
YMDA	Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımli
KÇF	Kritik Çift -Faz
ÖÇF	Östenitik Çift-Faz
CCT	Sürekli soğuma diyagramı
GYG	Gaz karbürleme + Yağda soğutma + Suda su verme
KSS	Yüzey karbürleme + Suda su verme + Suda su verme
KHS	Yüzey karbürleme + Havada Soğutma + Suda su verme
SS	Suda su verme + Suda su verme
HS	Havada soğutma + Suda su verme
Fe-C	Demir-Karbon denge diyagramı
MPB	Martensit Parçacık Boyutu
HRC	Rockvel-C setlik değeri

1. GİRİŞ

Sementasyon, esas itibariyle yüzey sertleştirme öncesi martensite dönüşüm için yeterli miktarda karbon içermeyen ($\% C \geq 0,2$) düşük karbonlu çelik malzeme yüzeyinin difüzyon yoluyla karbonca zenginleştirilmesi ve sertleştirilmesi işlemidir. Sertleştirme sonrası oluşan mikroyapı ve mekanik özellikler karbon konsantrasyonu ve soğuma hızına bağlı olarak farklılık göstermektedir. Sementasyon çelikleri, yüzeyi sert ve aşınma direnci yüksek, merkezinde ise daha yumuşak ve tok özelliklerin istendiği, değişken ve darbeli yüklere karşı dayanıklı parçaların imalinde kullanılan, düşük karbon içeriğine sahip alaşımsız veya alaşımlı çeliklerdir [1].

Çift-fazlı çeliğin mikro yapısı ise yumuşak ferrit içerisinde sert martensit parçacıklarının dağılımından oluşmaktadır. Mikro yapıda çok az miktarda beynit, perlit ve kalıntı östenit görülmesine rağmen esas itibariyle fazlar ferrit ve martensitten oluşmaktadır[2]. Bu çelikler sade karbonlu ve YMDA çelikleri (yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler) ile karşılaştırıldıklarında yüksek çekme dayanımı ve süneklik [3] ve buna bağlı olarak da yüksek yorulma dayanımı ve tokluk özelliklerine sahiptirler.

Çift fazlı çelikler üzerine yapılan çalışmaların [4] 1970'li yıllarda başlamasına karşın, 1975'te Hayami-Furukawa [5] ve 1976'da Rashid'in [6] çalışmalarıyla tanınmıştır. Günümüze kadar bu çelikler üzerinde pek çok çalışmalar yapılmıştır. Halen Amerika, Japonya ve Avrupa ülkelerinde değişik oto hareketli parçaları ve aksamının (kaporta sacı, jant vb.) üretiminde kullanılmaktadır.

Çift-fazlı çeliğin dayanımı büyük oranda martensit hacim oranı (MHO) ve martensitin içerdiği karbon miktarına bağlıdır. Bunun yanında, sünekliği ise matris durumunda olan ferritin yapısı belirlemektedir. Optimum mekanik

özellikler elde etmek için arzu edilen MHO, % 15-25 arasındadır. $\alpha+\gamma$ bölgesindeki γ hacim oranı terazi (levye) kuralı gereğince, A_1 - A_3 sıcaklıkları arasındaki kritik tavlama sıcaklığına (KTS) bağlı olduğundan, KTS'nı değiştirmek suretiyle γ hacim oranı ve hızlı soğutma ile $\gamma \rightarrow M$ dönüşümü gerçekleştirilebildiğinden MHO'nın ayarlanabilmesi ve bu şekilde arzu edilen çekme özelliklerinin elde edilmesi avantajını sağlamaktadır [7].

Bu araştırmada sementasyon çeliği olarak bilinen daha önceki deneysel çalışmalarda üzerinde çift fazlı çelik üretimi gerçekleştirilen AISI 8620 Çeliği [6] örnek olarak alınmıştır. Gaz karbürleme yöntemi ile yüzeyinde yaklaşık % 0,8 C oluşturulan sementasyon çelikleri uygun ısıtım işlemi ile (A_1 ve A_3 sıcaklıkları arasında tavlama ve hızlı soğutma) karbürlenmiş yüzeyde % 100 martensit ve merkezde (yüzeyin altında kalan bölümde) ise çift fazlı çelik yapısı üretilmiştir. Üretilen bu yapıların, çekme ve tokluk dayanımı gibi özellikler üzerine etkilerinin tesbit edilmesi amaçlanmıştır.

2. ÇELİĞİN ISIL İŞLEMİ

Endüstriyel uygulamalarda en çok kullanılan metal malzemeler demir karbon alaşımlarıdır. Bu durum bu alaşımların sahip oldukları çok yönlü özelliklerinden kaynaklanmaktadır, bu özellikler ise bu alaşımlara ısıtım işlemi yardımıyla kazandırılmaktadır.

Genel anlamda ısıtım işlemi, malzemenin katı halde iken, birbirlerine takiben bir veya birkaç defa belirli bir sıcaklığa kadar ısıtılması, bu sıcaklıkta bekletilmesi ve kontrollü bir şekilde soğutulmasına denir. İnsanoğlu binlerce yıldır çeliğin ısıtım işlemi konusunda bilgi sahibidir, yalnız bu bilgiler yüzyılımıza kadar birtakım sırlar halinde babadan oğula veya ustadan çırağa geçmiştir. Kimya ve metalurji biliminin gelişmesi sayesinde bugün ısıtım işlemleri bilimsel olarak anlaşılabilmiş ve dolayısı ile arzu edilen özellikleri elde edebilmek için gereken işlemler önceden planlanabilir hale gelmiştir.

Esas olarak bir demir karbon alaşımı olan çeliklerin, ısıtım işlemleri yardımı ile diğer metal ve alaşımlarda görülmeyen çok çeşitli özellikler göstermesi demirin allotropik özelliğinden kaynaklanmaktadır.

Çeliğin ısıtım işlemi elde edilmesi gereken özelliklere bağlı olarak katı halde bir veya birkaç defa önceden belirlenmiş olan sıcaklıklara kadar belirli bir hızda ısıtıldıktan ve bu sıcaklıklarda belirli bir süre bekletildikten sonra kontrollü olarak soğutulması esasına dayanır. Isıtım işlemi sonrasında malzemenin dış formu genel olarak değişmez, fakat yanlış uygulamalar sonrasında parçalarda çarpılma olabilmekte ve bazı ısıtım işlemleri sonucunda malzeme boyutlarında ölçülebilir değişimler görülmektedir.

3. ÇELİKLERDE YÜZEY SERTLEŞTİRME İŞLEMLERİ

3.1. Sementasyon Çeliklerinin Tanımı ve Özellikleri

Sementasyon çelikleri, yüzeyleri sert ve aşınmaya karşı dayanıklı, merkezinde ise yumuşak ve tok özelliklerin istendiği, değişken ve darbeli yüklere karşı dayanıklı parçaların üretiminde kullanılan, düşük karbon içeriğine sahip alaşımsız ve alaşımlı çeliklerdir [1]. Parçalara bu özelliklerin kazandırılması, çelik yüzeyine karbon emdirilmesi suretiyle gerçekleşmektedir. Sementasyon çeliklerinin çeşitli standartlardaki karşılıkları Çizelge.3.1'de verilmektedir [1].

Sementasyon çelikleri otomotiv sanayisinde, miller, dişli çarklar, rulmanlı yataklar, saplamalar, çeşitli kamalar, kavrama parçaları, zincir parçaları, pres takımları, çeşitli ölçme ve kontrol aletleri ile kesici takımlar gibi parçaların imalinde kullanılmaktadır.

Sementasyon işlemi malzemeler tamamen veya kısmen şekillendirildikten sonra uygulandığı için parçaların işlenmesi oldukça kolaydır. Parça yüzeyinde, sementasyon işleminden sonra işlenmesi gereken bölgeler var ise bu bölgeler bakır sülfat ile kaplanarak örtülür. Sementasyon işlemi bu kısımda etkili olamayacağı için sementasyon sonrası bu bölgeler kolaylıkla işlenebilir.

Sementasyon işlemi sonrasında sertleşme sadece yüzey bölgelerinde meydana geldiğinden, yüzeyin altında kalan bölgeler yumuşaklığını korumakta ve sertleştirme sonrası ortaya çıkabilecek çarpılmalar oldukça azalmaktadır.

Sementasyon çelikleri, yüzeyde aynı sertliği verebilecek, çoğu zaman takım çeliği durumundaki yüksek karbonlu çeliklerden daha ucuz oldukları için endüstride geniş bir kullanım alanına sahiptir.

Çizelge 3.1. Sementasyon çeliklerinin çeşitli standartlardaki karşılıkları [1].

ALMAN STANDARDI (DIN)		AMERİKAN STANDARTLARI (SAE/AISI)	İNGİLİZ STANDARTLARI (BS/En)
Kısa Gösterilişi	Malzeme Standart No		
C 10	1.0301	~1010	050 A 10
C 15	1.0401	~ 1015	050 A 15
Ck 10	1.1121	1010	~ 040 A 10/045 M 10
Ck 15	1.1141	1015	~ 040 A 15
15 Cr 3	1.7015	5015	~ 523 M 15
16 MnCR 5	1.7131	5115	~ 527 A 19/(~En 207)
20 MnCr 5	1.7147	5120	-
20 MoCr 4	1.7321	-	-
25 MoCr 4	1.7325	-	-
13 NiCr 6	1.5713	3115	-
14 NiCr 14	1.5752	~ 33156	655 A 12 / (En 36 B)
15 CrNi 6	1.5919	~ 3115	~ 637 A 16 / (~En 352)
18 CrNi 8	1.5920	-	~ En 320
17 CrNiMo 6	1.6578	-	-
21 NiCrNo 2	1.6523	8620	-
Cm 15	1.1140	~ 1015	-
16 MnCrS 5	1.7139	~ 5115	-
20 MnCrS 5	1.7149	~ 5120	-
20 MoCrS 5	1.7323	-	-
25 MoCrS 5	1.7326	-	-

Çizelge 3.2. Sementasyon Çeliklerinin Sınıflandırılması [8].

ÇELİK		KİMYASAL BİLEŞİMİ (%)								
Kısa Gösterilişi (DIN)	Malzeme Standart No	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	B
C 10	1.0301	0.07 0.13	≤0.40	0.30 0.60	0.045	0.045	-	-	-	-
C 15	1.0401	0.12 0.18	≤0.40	0.30 0.60	0.045	0.045	-	-	-	-
Ck 10	1.1121	0.07 0.13	≤0.40	0.30 0.60	0.035	0.035	-	-	-	-
Ck 15	1.1141	0.12 0.18	≤0.40	0.30 0.60	0.035	0.035	-	-	-	-
14NiCr10	1.5732	0.10 0.17	0.15 0.35	0.40 0.70	0.35	0.35	0.55 0.95	-	0.25 0.75	-
14 NiCr 14	1.5752	0.10 0.17	0.15 0.35	0.40 0.70	- 0.035	- 0.035	0.55 0.95	-	3.25 3.75	-
14NiCr18	1.5860	0.10 0.17	0.15 0.35	0.40 0.70	0.35	0.35	0.90 1.30	-	4.25 4.75	-
15 CrNi 6	1.5919	0.12 0.17	0.15 0.40	0.40 0.60	- 0.035	- 0.035	1.40 1.70	-	1.40 1.70	-
18CrNi 8	1.5920	0.15 0.20	0.15 0.40	0.40 0.60	- 0.035	- 0.035	1.80 2.10	-	1.80 2.10	-
21 NiCrMo 2	1.6523	0.17 0.23	0.15 0.40	0.60 0.90	- 0.035	- 0.035	0.35 0.65	0.15 0.25	0.40 0.70	-
17 CrNiMo 6	1.6587	0.14 0.19	0.15 0.40	0.40 0.60	- 0.035	- 0.035	1.50 1.80	0.25 0.35	1.40 1.70	-
13 Cr 2	1.7012	0.10 0.16	0.15 0.35	0.40 0.60	0.35	0.35	0.30 0.50	-	-	-
15 Cr 3	1.7015	0.12 0.18	0.15 0.40	0.40 0.60	0.35	0.35	0.40 0.70	-	-	-
16 MnCr 5	1.7131	0.14 0.19	0.15 0.40	1.00 1.30	- 0.035	- 0.035	0.80 1.10	-	-	-
16 MnCrS 5	1.7139	0.14 0.19	0.15 0.40	1.00 1.30	- 0.035	0.020 0.035	0.80 1.10	-	-	-
20 MnCr 5	1.7147	0.17 0.22	0.15 0.40	1.10 1.40	- 0.035	- 0.035	1.00 1.30	-	-	-
20 MnCrS 5	1.7149	0.17 0.22	0.15 0.40	1.10 1.40	- 0.035	0.020 0.035	1.00 1.30	-	-	-
15 CrMo 5	1.7262	0.13 0.17	0.15 0.35	0.80 1.10	0.035	0.035	1.00 1.30	0.20 0.30	-	-
20 CrMo 5	1.7264	0.18 0.23	0.15 0.35	0.90 1.20	0.035	0.035	1.10 1.40	0.20 0.30	-	-
23 CrMoB 33	1.7271	0.20 0.25	0.15 0.35	0.70 0.90	0.035	0.035	0.70 0.90	0.30 0.40	-	-
20 CrMo 2	1.7311	0.18 0.23	0.15 0.35	0.60 0.80	0.035	0.02 0.04	0.50 0.70	0.30 0.40	-	-
20 MoCr 4	1.7321	0.17 0.22	≤0.40	0.70 1.00	0.035	0.035	0.30 0.60	0.40 0.50	-	-
20 MoCr 4	1.7321	0.17 0.22	0.15 0.40	0.60 0.90	- 0.035	- 0.035	0.30 0.50	0.40 0.50	-	-
20 MoCrS 5	1.7323	0.17 0.22	0.15 0.40	0.60 0.90	- 0.035	0.020 0.035	0.30 0.50	0.40 0.50	-	-
25 MoCr 4	1.7325	0.23 0.29	0.15 0.40	0.60 0.90	- 0.035	- 0.035	0.40 0.60	0.40 0.50	-	-
25 MoCRS 5	1.7326	0.23 0.29	0.15 0.40	0.60 0.90	- 0.035	0.020 0.035	0.40 0.60	0.40 0.50	-	-

Sementasyon işleminden en iyi sonucu elde edebilmek için doğru malzemenin ve uygun sementasyon yönteminin seçilmesi büyük bir dikkat ve tecrübenin yanında iyi bir bilgi birikimi gerektirmektedir. Sementasyon çeliklerinin sınıflandırılması Çizelge.3.2'de gösterilmiştir [8]. Sementasyon işlemi sonrasında istenilen sert doku derinliği ve yüzey sertliğinin elde edilmesi seçilen malzemedeki mikro yapı hatalarının miktarına bağlı olarak değişmektedir.

3.2. Sementasyon Çeliklerinin Su Verilmiş Çeliklere Göre Avantaj ve Dezavantajları

3.2.1. Avantajları

- 1- Sementasyon çelikleri yüksek karbonlu çeliklerden daha ucuzdurlar.
- 2- Sementasyon işlemi sonrasında malzemenin merkezi yumuşak olduğu için kolayca işlenebilir.
- 3- Yüzey taşlanması dışında bu parçaların işlenmesi yumuşak parçalarda olduğu gibi kolay ve ucuzdur.
- 4- Yumuşak olan merkez kısmı su verme işleminde şekil değiştirmelere ve çatlamalara karşı engel teşkil eder. Bu yüzden sementasyon, özellikle işlendikten sonra şeklini koruması istenen parçalar için oldukça uygundur.

3.2.2. Dezavantajları

- 1- Çelikteki karbon miktarı yüzeyden merkeze doğru azalması nedeniyle mikro yapısal değişiklikler göstermektedir.
- 2- Bu üretim yöntemi oldukça pahalı bir yöntemdir.
- 3- Taşlama sırasında sertleştirilmiş bölgede çok az derinliğe inilebileceğinden semente edilecek parçalar sertleştirme öncesi gayet dikkatli olarak düzeltilmelidir.

- 4- Sementasyon işleminde iyi bir sonuç elde edebilmek için çalışanların çok dikkatli ve iyi bir bilgi birikimine sahip olmaları gerekir.

3.3. Çeliğin Yüzey Isıl İşlemi

Makina parçalarının birbirleri ile sürtünme halinde çalışan yüzeylerinin sert ve aşınmalara karşı dayanıklı olmaları, bunun yanında değişken ve darbeli yüklere karşı iç kısımlarının yumuşak ve tok olmaları istenir. Yüzey sertleştirme işlemi yüzeyde sert, merkezde ise yumuşak ve tok özelliklerin oluşmasına olanak sağladığı için çok sık kullanılan bir yöntemdir. Bu gereksinmeyi karşılamak için yüzey sertleştirme yöntemleri geliştirilmiştir.

Yüzey sertleştirme işlemi sonrasında parçaların aşınmaya karşı dayanımı artar, hacimce genişleme en aza iner, çarpılma tehlikesi ortadan kalkar ve pek çok hallerde de parçaların yorulmaya karşı dayanımında bir artış görülür [9].

Yüzey sertleştirmede normal şartlarda yeterli miktarda sertlik elde edilemeyen çeliklerin yüzeyine karbon verilerek sertleştirme yapılabilir (Sementasyon) veya yüzeye sertlik arttırıcı atomlar nüfuz ettirilebilir (nitürasyon). Ayrıca, iyi bir sertleşme kabiliyeti olan çeliklerin yüzeylerinde, arzu edilen sertleşme derinliğine kadar olan bölümü östenit bölgesine kadar ısıtılıp ve ardından ani bir soğutma ile yalnız bu bölgenin sertleşmesi sağlanabilir (Alevle / indüksiyon akımı ile sertleştirme). Yaygın olarak kullanılan bu yöntemlerin dışında, yüzeye çelik bilyeler püskürterek, baskı parlatması yaparak, özel haddeleme uygulayarak soğuk şekillendirme ile yüzey sertliği arttırılabilir. Yüzeyinde; kaynakla, püskürtmeyle ya da galvanik kaplama (kromlama) ile sert tabaka oluşturmak mümkündür.

Yüzey sertleştirme yöntemleri iki ana grup altında toplanabilir;

- 1- Difüzyon yolu ile yüzey sertleştirme;
- 2- Isı birikimi ile yüzey sertleştirme;

3.3.1. Sementasyon ile yüzey sertleştirme

Sementasyon işlemi sırasında demir içerisinde karbonun difüzyon hızı oda sıcaklığında çok düşük hatta sıfır olduğundan difüzyonun gerçekleşebilmesi için çelik malzemenin karbon atomlarının çelik içerisindeki difüzyon hızının yüksek olduğu östenit sıcaklığına kadar ısıtılmalıdır.

Oda sıcaklığından itibaren sıcaklığın artması ile karbon atomlarının çelik içerisindeki difüzyon hızı artmaktadır, ancak karbon atomlarının ferrit fazı içerisindeki difüzyon hızı östenit fazına oranla 40-50 kat daha azdır. Ferrit fazında karbonun çözünürlüğünün çok az olması nedeniyle parçaların östenitleme sıcaklığına kadar ısıtılması gerekir. Bu sıcaklık ~ 850-950 °C arasındadır ve bu sıcaklığa "Sementasyon sıcaklığı" denilmektedir.

Sementasyon işlemi sonrasında çelik parçaların yüzeylerinde karbon konsantrasyonu artarken, çekirdek bölge düşük karbon seviyesini korumaktadır. Bu nedenle, karbon atomları parçanın yüzeyinden merkezine doğru ilerleyerek denge durumuna gelmek istemektedir. Östenit fazında karbon atomlarının difüzyon hızı, sementasyon sıcaklığına, sementasyon ortamının karbon konsantrasyonuna ve difüzyon katsayısına bağlıdır. Krom v.b alaşım elementleri karbonun difüzyon hızını azaltırken azotlu bileşiklerde azotun tesiri karbon atomlarının geçişini kolaylaştırmakta ve sementasyon derinliğini arttırmaktadır[10,11].

Karbon atomlarının çelik parça yüzeyinde istenilen derinliğe kadar difüz edebilmesi için parçaların sementasyon sıcaklığında yeterli bir süre

bekletilmesi gerekir. Bu süreye "sementasyon zamanı" denilmektedir. Sementasyon süresince parça yüzeyinden merkezine doğru ilerleyen karbon derinliğine (sert doku derinliği) "sementasyon derinliği" adı verilmektedir.

Sementasyon işlemi katı, sıvı ve gaz halindeki karbon verici ortamlarda gerçekleştirilmektedir; ancak eski dönemlerde kullanım alanına sahip olan ve günümüzde pek fazla kullanılmayan östenit sıcaklığına kadar tavlanmış çelik malzeme üzerine karbon verici maddelerin (Sementasyon tozu) serpilmesi ile çok az derinlikte sementasyon derinliğinin elde edildiği bir yöntem bulunmaktadır. Bu yöntemde, östenit sıcaklığına kadar ısıtılmış çelik yüzeyine Potasyumferrosiyanür [$K_4(Fe[CN]_6)$] veya Potasyumferrisiyanür [$K_3(Fe[CN]_6)$] tozları serpilir ve ardından ani soğutma yapılır. Yüksek sıcaklıkta bu tuzların parçalanması ile serbest hale geçen karbon atomları difüzyon yolu ile çeliğe nüfuz eder. Bu yöntem çok az zorlamalara maruz kalacak parçalara uygulanmaktadır.

Endüstride yaygın olarak kullanılan katı, sıvı ve gaz sementasyon yöntemleri genel olarak her boyuttaki parçalar için kullanılabilir. Ancak; büyük boyutlu parçalarda ve düşük kapasitelerde daha çok katı sementasyon, küçük parçalarda ve seri üretimlerde ise sıvı ve gaz sementasyon yöntemleri tercih edilmektedir. Gaz sementasyon işleminin daha iyi kontrol edilebilmesi ve temiz çalışma ortamı sağlaması amacı ile pahalı bir yöntem olmasına rağmen çok sık kullanılan ve her geçen gün daha çok tercih edilen bir yöntem haline gelmiştir.

Uygulanan yöntem ne olursa olsun, her metot çelik yüzeyinde farklı sementasyon derinlikleri ve sementasyon sonrası sertleştirme yöntemine bağlı olarak farklı sertlik değerlerinin ortaya çıkmasına neden olmaktadır [1].

3.3.1.1. Sementasyon çeşitleri

3.3.1.1.1. Katı sementasyon

Katı sementasyon, katı karbon verici maddeler kullanılarak yapılan bir yüzey sertleştirme yöntemidir. Başlıca ticari karbürleyiciler, yeniden kullanılabilir nitelikte olup , %10-20 alkali veya diğer metal karbonları, yanmış odun kömürü veya yağlı kok (kireçtaşı) ile kemik tozu karışımlarından oluşmaktadır. Kömür olarak kok'dan daha çok aktif olduğundan ve daha az kükürt içerdiğinden dolayı kok yerine çoğunlukla odun kömürü kullanılmaktadır. Aktifleştirici madde olarak baryum karbonat (BaCO_3), sodyum karbonat (Na_2CO_3) ve kalsiyum karbonat (CaCO_3) kullanılmaktadır.

Herhangi bir aktifleştirici bulunmadığında, odun kömürü ile yapılan kutu sementasyonda reaksiyon kutu içerisindeki mevcut oksijen yardımı ile meydana gelir ve ısıtma sırasında CO_2 'ce zengin bir karışım oluşur. Bu karışım kömürle aşağıdaki reaksiyona göre etkileşime devam eder.

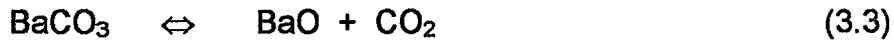


Sıcaklık arttıkça reaksiyon dengesi yukarıdaki bağıntıda sağa doğru kayar (gaz karışımı CO 'ce yavaş yavaş zenginleşir). Çelik yüzeyindeki CO aşağıdaki reaksiyona göre ayrışır.



3.2 bağıntısındaki reaksiyon sonrası karbon atomları, çelik östenit fazında iken kolayca çözünür çelik yüzeyinden merkezine doğru difuz eder. Açığa çıkan CO_2 (3.1) bağıntısında belirtildiği gibi kömürle (C) tekrar reaksiyona girer ve bu olay işlem süresince devam eder.

Kömür tozları arasındaki atmosferik oksijen miktarı, sementasyon için geçerli olan gaz ortamı oluşturmak için yeterli olamayabilir. Bu nedenle odun kömürüne yaklaşık % 20 oranında reaksiyon hızlandırıcı alkali metal karbonları katılır. Bu amaç için çoğunlukla baryum karbonat (BaCO_3), sodyum karbonat (Na_2CO_3) ve kalsiyum karbonat (CaCO_3) kullanılır. Bunlar aşağıdaki reaksiyonlara göre ayrışır [12].



Oluşan CO_2 kömürün karbonu ile Eş.3.1 bağıntısındaki gibi reaksiyona girerek aktif CO meydana getirir ve bu reaksiyonlar tersinir olarak sürekli devam eder. Bu nedenle; yukarıda belirtilen reaksiyonlar çift yönlü olarak sürekli gerçekleşmektedir.

Çeliğin etrafını sarmış, değişik karbon bağıntılı gaz formundaki atmosferin durumu, sementasyon olayının seyrine büyük etki yapar. Katı karbon verici ortamda oluşan karbonmonoksit (CO) ve karbondioksit (CO_2) miktarı önem taşımaktadır. Karbonmonoksit, yüksek sıcaklıklarda demire karbon atomlarının difüzyonunu sağlar. Karbondioksit ise çelikteki karbonu alarak, yüzeyde karbon azalmasına sebep olur. Karbonmonoksit ve karbondioksit'in ortamdaki oranlarına göre, çeliğe karbon verme ve çelikten karbon alma olayı meydana gelir. Karbonmonoksit ve karbondioksit'in çeliğe karşı nötr olma koşulları sıcaklık, basınç ve çeliğin karbon miktarı ile alakalıdır. Karbonmonoksit, karbondioksit ve tavllanmış kömürün kapalı kutu içindeki denge haline Boudouardik Denge adı verilir. Tam denge halinde bağıntı 3.1'de verilen tersinir reaksiyon gerçekleşir [13].

3.3.1.1.1.1. Katı sementasyonun avantajları

- 1- Özel bir atmosfer gerektirmediği için her türlü fırında uygulanabilir,
- 2- Az yada çok sayıdaki, büyük yada küçük parçaların karbürlenmesi için ekonomik ve etkili bir yöntemdir,
- 3- Parçaların karbürleme sıcaklığından itibaren yavaş soğutulması, sertleştirme öncesi işlenecek parçalar için kolaylık sağlar,

3.3.1.1.1.2. Katı sementasyonun dezavantajları

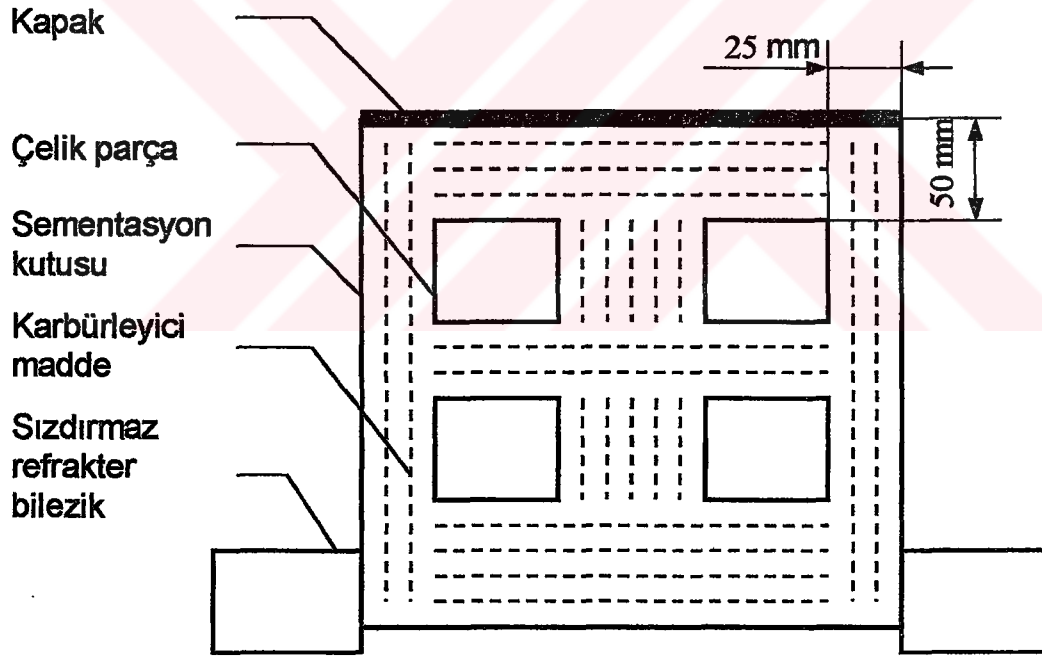
- 1- Diğer sementasyon yöntemlerine göre daha kirlidir,
- 2- Hassas sertleştirme ve ince karbürleme derinliği için uygun değildir,
- 3- Karbürleme sonrası doğrudan sertleştirme için uygun değildir,
- 4- Karbürleme şartları istenildiği gibi ayarlanamaz,
- 5- Kutu malzemesi ve kutu boyutlarına bağlı olarak ısınma ve soğuma süresi uzayacağı için sementasyon işleminin gerçekleşmesi için daha uzun süreye ihtiyaç vardır.

3.3.1.1.1.3. Katı sementasyon işleminin yapılışı

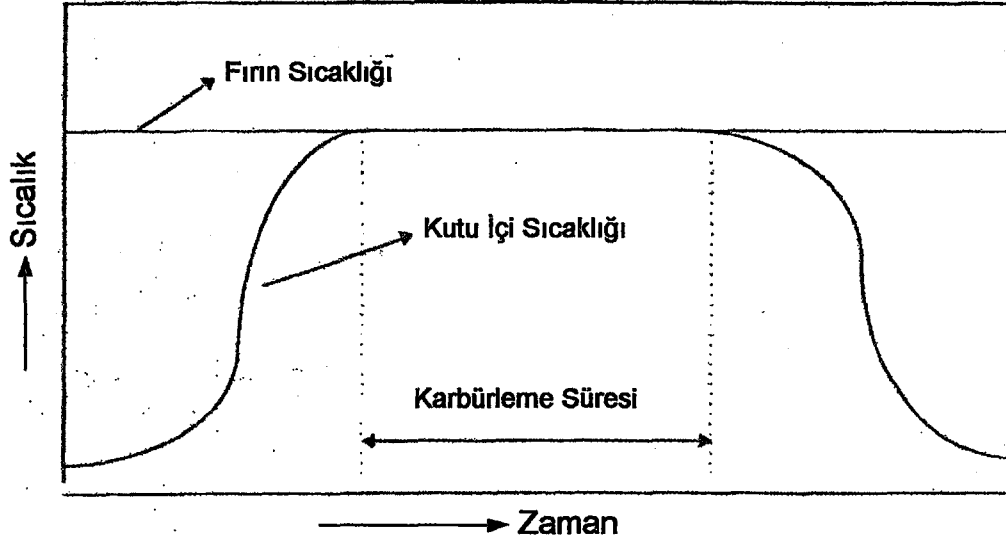
Karbürleme işlemine tabi tutulacak parçaların, karbürleme öncesinde yüzeylerin yağ ve pisliklerden iyice arındırılması gerekir. Yüzeyin çok iyi temizlenmesine rağmen karbürleme sonrası yüzeyde sertleşmemiş bölge kalabilir. Kutu içerisine yerleştirilen parçalar ile kutunun iç yüzeyleri arasındaki mesafe en az 25 mm, en üst bölgede kalan parçalar ile kapak arasındaki mesafe ise en az 50 mm olmalıdır. Kutu içerisine hava girişini önlemek için karbürleme kutusu kapağının kil v.b malzeme ile iyice sıvanması gerekir. Bu işlemlerden sonra kutu fırına konarak 850-950 °C arasındaki sementasyon sıcaklıklarına kadar yavaşça ısıtılır [14]. Fakat, son yıllarda tavlama işleminde üst sıcaklık sınırı artırılarak 1095 °C'ye kadar

çıkartılmıştır. Ancak, 1040 °C'den sonra tane irileşmesinin meydana geldiği görülmektedir [12].

Kutu karbürleme işleminde kullanılan karbürleyici bileşikler düşük ısı iletkenliğine sahiptir. [15]. Bu nedenle kutular fırına, fırın karbürleme sıcaklığında iken yerleştirildiği halde, kutu içerisindeki sıcaklığın karbürleme sıcaklığına erişmesi belli bir zaman almaktadır. Fırın ve kutu içi sıcaklığın zamanla değişimi Şekil 3.2'de verilmiştir [12]. Çizelge.3.1'de kutu karbürlemede kullanılan bazı karbonlama karışımlarının bileşim oranları verilmiştir



Şekil 3.1. Paketlenmiş bir karbürleme kutusu [14].



Şekil 3.2. Fırın ve kutu içi sıcaklığının zamanla değişimi [12].

Çizelge 3.3. Kutu karbürlemede kullanılan bazı karbonlama karışımlarının bileşim oranları [15].

Karbonlayıcı Karışım	%
Odun Kömürü	73-74
BaCO ₃	12-15
Na ₂ CO ₃	1-1.5
CaCO ₃	3-5
Yakıt	4.5-5
Odun Kömürü	90
Na ₂ CO ₃	10
Odun Kömürü	90
BaCO ₃	10
Kok	85-90
Na ₂ CO ₃	15-90

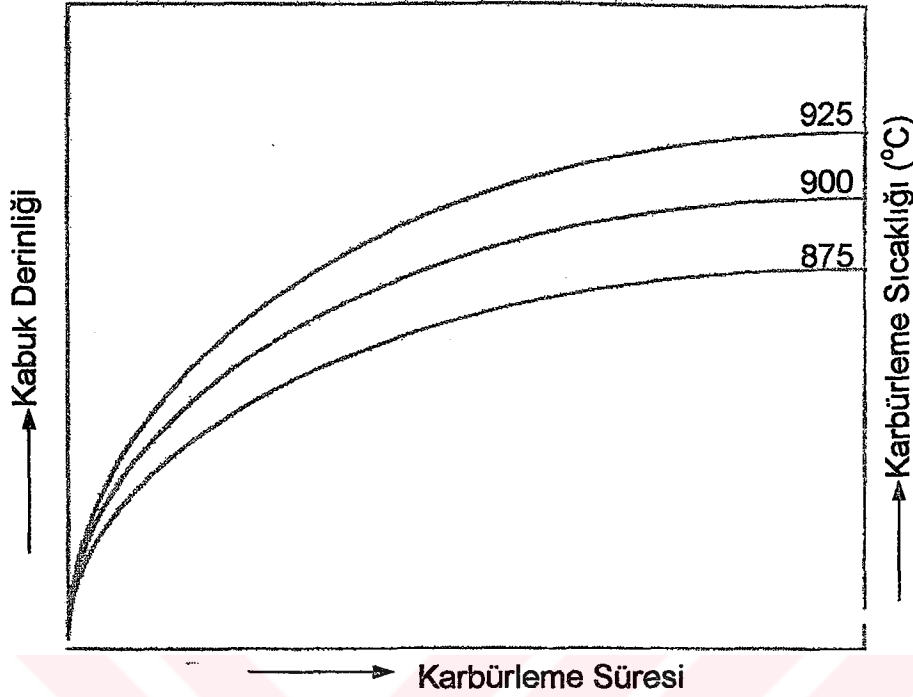
3.3.1.1.1.4. Karbürleme kutularının özellikleri

Katı sementasyon işleminde kullanılan karbürleme kutularının boyutları mümkün olduğu kadar küçük tutulmalıdır. Kutu içerisinde ısının daha çabuk yayılmasını sağlamak için en az bir kenarının dar bırakılması gerekir. Sementasyon işleminde kullanılan kutular birkaç defa veya uzun aralıklarla kullanılıyor ise, karbonlu veya düşük alaşımlı çeliklerden, sürekli uygulamalarda kullanılan kutuların yüksek sıcaklığa dayanıklı ve korozyon direnci yüksek olan % 25 Cr, % 20 Ni içeren alaşımlı çeliklerden yapılmalıdır [16].

3.3.1.1.1.5. Katı sementasyon işleminde sementasyon derinliği

Sementasyon işleminden önce belirli bir sementasyon derinliği hedef alınmış ise bunu elde edebilmek için, genellikle karbürleme sıcaklığı veya karbürleme süresinden birisi referans alınır ve diğeri buna göre belirlenir. Çok iyi kontrol edilse bile, belirli bir fırın yükünde yaklaşık 925 °C olarak kabul edilen karbürleme sıcaklığında, 0.25 mm'den daha az bir doku derinliği oluşturmak oldukça güçtür. Kutu karbürlemede, karbürleme derinliği toleransı 0.25 mm, daha derin tabakalarda ise 0.8 mm'dir. Dolayısı ile 0.8 mm'den daha ince sert doku derinliği isteniyorsa kutu karbürleme yöntemi uygulanmaz [17].

Karbürleme süresi ve sıcaklığının yanı sıra karbon potansiyeli ve çeliğin kimyasal bileşimi çelikteki sert doku derinliğine önemli ölçüde etkilemektedir. Kutu sementasyon yönteminde, sementasyon sıcaklığının ve sementasyon süresinin çelik malzemedeki sert doku derinliği üzerine etkisi Şekil 3.3'de verilmiştir [16].



Şekil 3.3. Sementasyon sıcaklığı ve sementasyon süresine bağlı olarak sert doku derinliğindeki değişim [16].

3.3.1.1.2. Sıvı sementasyon

Sıvı sementasyon işleminde, çelik yüzeyine karbon verici maddeler, sodyum siyanür (NaCN), potasyum siyanür (KCN), ve kalsiyum siyanür ($\text{Ca}(\text{CN})_2$) bileşiklerinden oluşmaktadır. Sıvı sementasyon işleminde kullanılacak tuzların seçimi, istenilen sementasyon derinliği ve buna bağlı olarak çalışılacak sementasyon sıcaklığına göre yapılmalıdır. İnce sementasyon derinliği veren tuzlar ile 0.9 mm derinliğe kadar sertlik elde edilirken, sementasyon derinliğini artıran tuzlar ile 3-6 mm derinliklere kadar ilerlemek mümkündür [18]. Piyasalarda çeşitli siyanür banyoları kullanılmaktadır. Oranları değişmekle beraber genellikle NaCN , Na_2CO_3 , K_2CO_3 , ve değişik oranlarda NaCl tuzlarından ibarettir.

Sıvı sementasyon işleminde, sementasyon olayı aşağıdaki reaksiyona göre oluşmaktadır;



İlk reaksiyon siyanür tuzu ile havanın oksijeni arasında oluşur, diğer iki reaksiyon ise tuz banyosu ile çelik arasında oluşmaktadır. Açığa çıkan NaCNO ayrışarak CO ve atomik azot verir. Östenit fazındaki çelik (850 - 950 °C) CO ile reaksiyona girerek karbonu bünyesine alır. Bu sırada bir miktar azot çelik tarafından emilir. Çeliğin karbon ve azot emme miktarı önemli ölçüde banyodaki siyanür miktarına ve karbürleme sıcaklığına bağlıdır [19]. Düşük sıcaklıklardaki uygulamalar için karbonlama derinliğine bağlı olarak siyanürleme süresi Çizelge.3.2'de verilmiştir.

Tuz banyoları genellikle karbürleme derinliği 0.5 mm'den daha küçük değerler gerektiren küçük ve orta büyüklükteki parçaların sementasyonu için kullanılır. Tuz banyosunda homojen sementasyon derinliği elde etmek için banyo kompozisyonunun sık sık kontrol edilerek ayarlanması gerekir. Siyanür tuzları zehirli olduğundan bu yöntemin uygulanması sırasında güvenlik kurallarına harfiyen uyulması gerekmektedir.

Çizelge 3.4. Sementasyon süresine bağlı olarak karbonlama derinlikleri [19].

Sertleşme derinliği (mm)	Siyanürleme süresi (dk)
0.10	10
0.15	20
0.20	40
0.25	60
0.30	90
0.40	180

3.3.1.1.2.1. Tuz banyolarında sementasyon işlemi

Tuz banyolarında kullanılan, ince ve kalın karbonlama derinliği veren iki yöntem vardır. Bunlar;

- 1- Düşük sıcaklıkta siyanürleme
- 2- Yüksek sıcaklıkta siyanürleme

1.Düşük sıcaklıkta siyanürleme:

845 - 900 °C sıcaklık aralıklarında yapılan siyanürleme işleminde bu sıcaklıklar bazı durumlarda 790 - 925 °C olarak değişebilmektedir. Bu türdeki banyolar, 0.075 ile 0.75 mm arasında sementasyon derinliği elde etmek için oldukça uygundur. Siyanür tipi banyoların bileşimler Çizelge.3.3'de verilmiştir [15].

Çizelge 3.5. Sıvı sementasyon işleminde kullanılan bazı karbonlama karışımlarının bileşim oranları [15].

Karbürleyici Bileşik	Banyo Bileşimi	
	Düşük Sıcaklık 845 - 900 °C	Yüksek Sıcaklık 900 - 955 °C
Sodyum siyanür (NaCN)	10 - 23	6 - 16
Baryum klorür (BaCl)	—	30 - 55
Alkalın metal tuzları (a)	0 - 10	0 - 10
Potasyum klorür (KCl)	0 - 25	0 - 20
Sodyum karbonat	Max 40	Max 30
Alkalın metallerin bileşenlerini içerenlerden başka katalizörler (b)	0 - 5	0 - 2
Sodyum siyanat	Max 1	Max 0.5

- a) Kalsiyum ve stronsiyum kullanılmıştır. CaCl_2 çok daha etkilidir. Fakat bu hidroskopik (su emen) bir madde olduğu için kullanımı sınırlıdır.
- b) Bu katalizörler arasında, bor oksit, sodyum florür, mangan oksit ve SiC vardır.

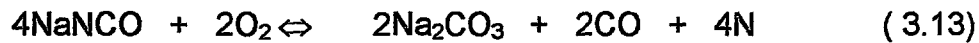
Bunlar genellikle, koruyucu bir karbon tabakası halinde görülürler. Bununla beraber, düşük sıcaklık banyosu üzerindeki karbon tabakası ince ise sementede edilmiş bölgedeki azot miktarı kısmen yüksek olur.

Düşük sıcaklık tipi siyanür banyolarında, banyonun bileşimine bağlı olarak çeşitli son ürünler ve ara maddeler üretmek için aynı anda birkaç reaksiyon oluşmaktadır. Oluşan bu reaksiyonlarda açığa çıkan ürünler şunlardır; karbon (C) alkali karbonat (Na_2CO_3 veya K_2CO_3), azot (N_2 veya 2N), karbonmonoksit (CO), karbondioksit (CO_2), siyanamid (Na_2CN_2 veya BaCN_2) ve siyenat (NaNCO_3)'dır.

Başlıca reaksiyonlardan bazıları banyo bileşiminin küçük bir bölümünü oluşturur. Bunlarda siyanamid ve siyanür oluşumu şu şekildedir;

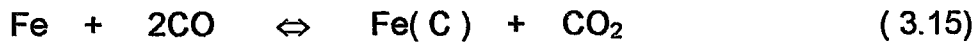


Siyenat miktarını etkileyen reaksiyonlar şöyle gelişir;



(3.13) ve (3.14) numaralı reaksiyonlar banyonun aktifliğini azaltır ve uygun yenileme yapılmazsa banyo, sonunda karbürleme yeteneğini kaybeder. (3.10, 3.11 ve 3.12) numaralı reaksiyonlar ise kısmen tersinirdir. CO ve C veren reaksiyonlar, istenilen sementasyon derinliğinin elde edilmesini sağlar [12].

Buna göre;



Olur.

Düşük sıcaklık (ince tabaka) banyoları, yüksek sıcaklık banyolarından daha yüksek siyanür miktarlarında yapılır. Tercih edilen siyanür miktarı Çizelge.3.3'de verilmiş olup büyük ölçüde % 0.8 karbon içeriğine sahip bir sementasyon bölgesinin oluşmasını sağlar. Eğer sementasyon bölgesinin karbon konsantrasyonu % 0.8'den az olması istenirse siyanürleme için mümkün olan en düşük sıcaklık seçilir. Tersisi durum istendiğinde ise siyanürleme için mümkün olan en yüksek sıcaklık seçilir [12].

2) Yüksek sıcaklıkta siyanürleme

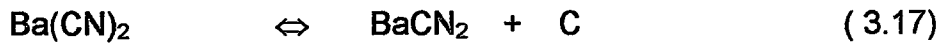
Yüksek sıcaklıktaki siyanürleme ile yapılan sementasyon işlemi yaklaşık olarak 900-955 °C sıcaklık aralıklarında yapılmaktadır. Bu sıcaklık aralığı genişletilebilmekte ancak, düşük sıcaklıklarda karbon atomlarının difüzyon hızı oldukça yavaştır. Daha yüksek sıcaklıklarda ise banyonun özellikleri hızla geriler. Bununla birlikte, 980 - 1040 °C sıcaklık aralığında çalışıldığında karbon atomlarının yayınma hızı yüksek olmaktadır [12].

Çizelge 3.6. Sıvı sementasyon banyolarında, sodyum siyanür banyoları ile işlem sıcaklığı arasındaki ilişki [12].

Sıcaklık (°C)	Sodyum Siyanür (NaCN, %Tercih Edilen)		
	Min		Max.(a)
815	14	18	23
843	12	16	20
871	11	14	18
899	10	12	16
927	8	10	14
955	6	8	12

a) Maksimum sınır ekonomikliğe bağlıdır. NaCN % 30'u aşarsa, NaCN'ün kopma tehlikesi vardır (karbonun ayrışması ve birliktaki elemanın köpürmesi ile). Böyle bir durumu düzeltmek için banyonun sıcaklığının düşürülüp, NaCN miktarının istenen değerde ayarlanması gerekir.

Yüksek sıcaklıkta siyanürleme 0.5 - 3 mm sementasyon derinliği elde etmek için kullanılır. Bazı durumlarda daha fazla sementasyon derinliği elde edilse bile bu banyolar daha çok 1 - 2 mm derinlikteki sementasyon bölgesinin kısa sürede elde edilmesi amacı ile kullanılır. Söz konusu banyolar siyanür ile baryum klorür ve bazı durumlarda diğer alkalilerden oluşur. Reaksiyonlar büyük oranda düşük sıcaklıkta yapılan siyanürlemeye ait reaksiyonlar ile aynı ise'de, temel reaksiyonlar tersinir olup;



Şeklindedir. Reaksiyonun çevrimsel olması halinde



Denklemleri geçerlidir.

Yüksek sıcaklık tipi siyanür banyolarında elde edilen sementasyon derinliği esas itibariyle, Fe'de çözünmüş karbondan oluşur. Yeterli miktarda azot (N_2 'nin yerine 2N) var ise, nitrür içeren bir dış kabuk oluşturmak mümkündür. Bu durum, tekrar ısıtıldığı zaman parçanın aşınma ve sıcaklığa direnmesine yardım eder.

3.3.1.1.2.2. Sıvı sementasyonda sementasyon derinliği

Bu yöntemde, sementasyon derinliği, sementasyon sıcaklığına ve sementasyon süresine bağlı olarak değişmektedir. Çeliğin kimyasal bileşiminin etkisi çok azdır.

Sementasyon derinliğini veren formül;

$$d = K \sqrt{t} \quad \text{dir.}$$

d = Sementasyon derinliği

K = Sabit katsayı

t = Zaman (saat)

Çizelge 3.7. Sementasyon derinliğinde, sıcaklık - yayınma derinliğini gösteren katsayı arasındaki ilişki [12].

Sıcaklık (°C)	K (mm)
815	0.30
871	0.46
925	0.64

3.3.1.1.2.3. Siyanürlemenin uygulanışı

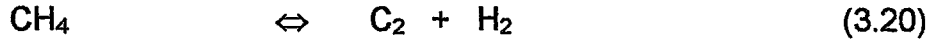
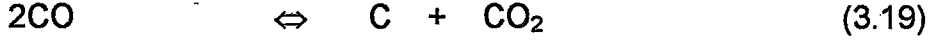
Siyanürleme işlemi yapılırken oldukça dikkatli çalışılmalıdır. Siyanür tuzları zehirlidir ve patlama tehlikesi vardır. Patlama tehlikesini ortadan kaldırmak için, su ve nemin banyodan uzak tutulması ve nitrat tuzlarının banyoya kesinlikle karıştırılmaması gerekir. Siyanürleme işleminden sonra parçaların yüzey temizleme işlemleri, % 3 - 5 FeSO_4 içeren kazanlarda 3 - 5 dakika bekletilmesi ile yapılır[14].

3.3.1.1.3. Gaz sementasyon

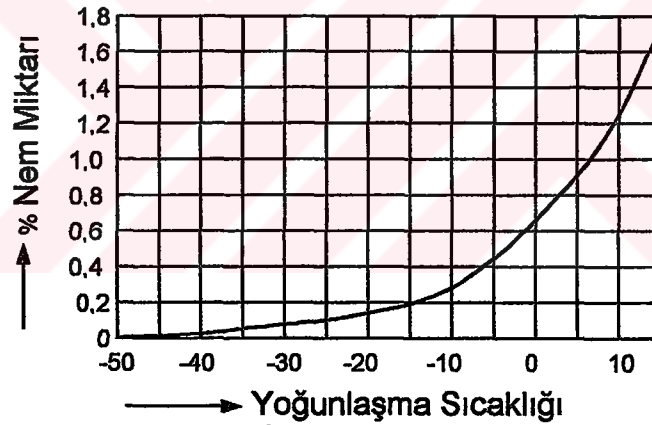
Gaz sementasyon işlemi son yıllarda yüzey sertleştirme yöntemleri arasında en yaygın olarak kullanılanıdır. Bunun sebebi, gaz sementasyon yöntemi ile oldukça iyi ve güvenilir neticeler elde edilebilmesidir.

Gaz sementaston işleminde karbon verici olarak, metan (CH_4), etan (C_2H_6) ve propan (C_3H_8) gibi hidrokarbon gazları veya kolayca buharlaşabilen sıvılar kullanılmaktadır. Sementasyon işlemi, genellikle özel sementasyon fırınlarında dengeli bir sıcaklık ve atmosfer dağılımı sağlayarak uygulanır. Fırın içerisinde bulunan ve karbon üretme özelliği olan hidrokarbon gazına, seyreltici olarak ya ısı alan tür, yada taşıyıcı olarak azot gazı karıştırılır. Fırına giren ve fırından çıkan gaz karışımlarının bileşimleri sürekli olarak dengelenir. Gaz sementasyon işleminde kullanılan fırınlar sızdırmaz olmalıdır. Fırın içerisine hava girişi olursa atmosfer kontrolü elden çıkar ve sementasyon işlemi önlenmiş olur.

Gaz sementasyon işleminde, sementasyon sıcaklıklarına kadar ısıtılan fırınlarda çeşitli reaksiyonlar oluşur. Aşağıdaki reaksiyonların soldan sağa doğru ilerlemesi sonucu ortaya çıkan karbon atomları östenit fazındaki çelik yüzeyine difüz ederek yüzeyde karbonca zengin bir bölge meydana gelir.



Gaz sementasyon işleminin başarılı olabilmesi üç temel değişkene bağlıdır. Bu değişkenler atmosfer, sıcaklık ve zaman olarak bilinmektedir. Fırın atmosferinde oluşan gaz kompozisyonun özellikle nem miktarı çelik yüzeyine dñfuz eden karbon miktarına önemli ölçñde etkilemektedir. Fırın içerisindeki nem miktarı ise, gazın yoğunlaşma sıcaklığının tesbiti ile ölçñlmektedir. Burada yoğunlaşma sıcaklığı olarak ifade edilen, su damlacıklarının gaz karışımlarından çökeldiğı sıcaklıktır. Nem miktarı ile yoğunlaşma sıcaklığı arasındaki ilişki Şekil 3.4'de gösterilmiştir [14].



Şekil 3.4. Nem miktarı ile yoğunlaşma sıcaklığı arasındaki ilişki [14].

Çelik yüzeyindeki karbon miktarı, östenit bölgesinde karbon atomlarının difüzyon oranı ile sınırlı olup, difüzyon miktarı sıcaklığa bağlı olarak değişmektedir. Sıcaklık arttıkça karbon atomlarının difüzyon hızı artmaktadır. Gaz sementasyon işlemi için en çok kullanılan sıcaklık 925 °C'dir. Son zamanlarda, sert doku derinliğini arttırmak için bu sıcaklık, 955-980 °C'ye kadar çıkmaktadır. Sementasyon derinliği, fırın atmosferi ile fırın sıcaklığının yanı sıra çelik parçaların fırında kalış süresine bağlı olarak değişmektedir.

F.E. Harris (zaman ve sıcaklığa bağlı olarak sementasyon derinliğinin hesaplandığı bir formül geliştirmiştir.

$$X = 660 \cdot e^{-8287/T} \cdot t \quad (3.22)$$

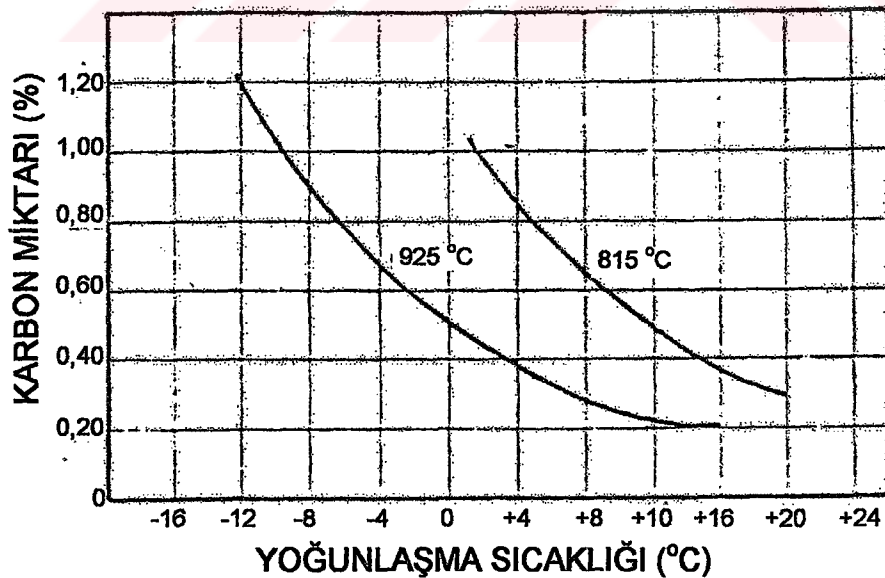
şeklindedir.

X = Sementasyon derinliği

T = Fırın sıcaklığı (°K)

T = Zaman

Sementasyon sıcaklığına bağlı olarak, çelik yüzeyinde oluşan karbon konsantrasyonunun değişimi Şekil 3.5'de gösterilmektedir. Burada gaz karışımındaki CO miktarı % 20 ve H₂ miktarı % 40 olarak sabittir. 925 °C sıcaklık kullanıldığında, yüzeyde % 0.80 karbon konsantrasyonu elde edebilmek için, yoğunlaşma sıcaklığı yaklaşık -6 °C veya aynı karbon miktarı elde edebilmek için 815 °C kullanıldığında yoğunlaşma sıcaklığının +5 °C olması gerekmektedir [21].

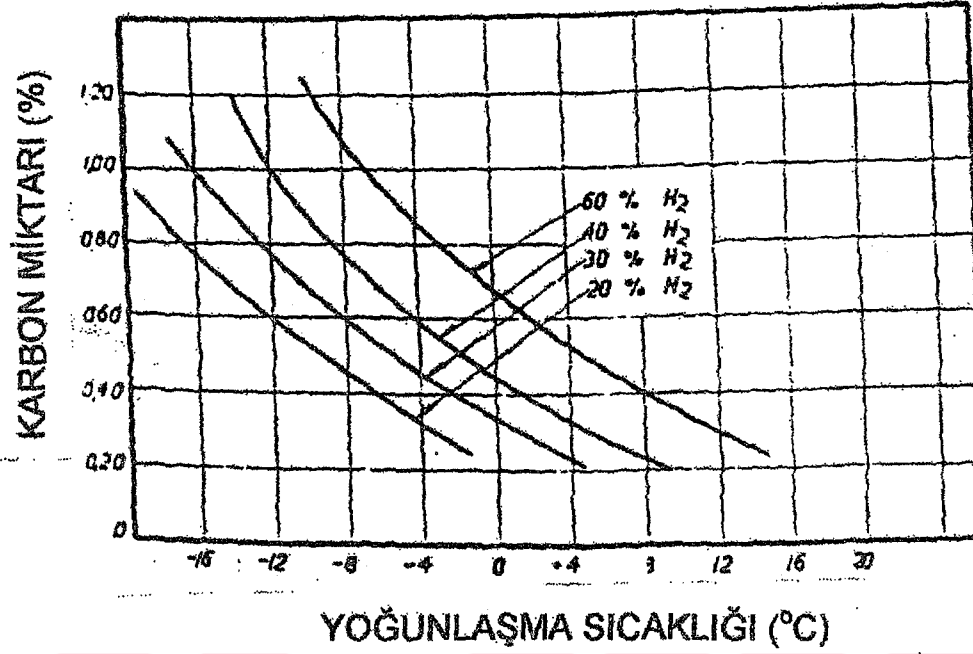


Şekil 3.5. Gaz karışımındaki CO miktarı % 20 ve H₂ miktarı % 40 olarak sabit iken yoğunlaşma sıcaklığının ve sementasyon sıcaklığının çelik yüzeyinde oluşan karbon konsantrasyonuna etkisi [21].

Bu yöntemde, parçanın bütün noktalarında ve fırın içerisindeki parçalar arasında birbirlerine en yakın sementasyon derinlikleri elde edebilmek için fırın içerisindeki sıcaklığın dağılımı önemlidir. Ayrıca fırının yükleme yoğunluğu, ısınma oranı ve ısı sirkülasyonu sonuçlar üzerinde oldukça etkilidir [21].

Gaz sementasyon fırınlarında, sıcaklığın en iyi şekilde kontrol edilebilmesi için fırın içerisine termokupul yerleştirilmelidir. Sürekli fırınlarda termokupul iş akışını engellemeyecek şekilde mümkün oldukça iş parçalarına yakın olmalıdır. Sürekli fırınların ilk bölmesi sıcaklık kontrol bölgesidir. Kontrol bölgesindeki termokupul, parçaları aşırı ısınmaya karşı kontrol altına alması için bölmenin son kısmına yakın bir yere yerleştirilmelidir. Sementasyon bölgesindeki termokupul yaklaşık bölmenin orta kısmına yerleştirilmelidir.

F.E. Harris [20], tarafından karbon potansiyelinin gazın bileşiminden hesaplanabildiği bir yöntem tarif edilmiştir. Aşağıdaki şekillerde, yoğunlaşma sıcaklığı kontrol edilerek, sementasyon sıcaklığı ve gaz bileşimini değiştirmek suretiyle, yüzeyde hangi karbon konsantrasyonunun elde edilebileceğini göstermektedir. Şekil 3.6'da fırın içerisindeki CO miktarı % 20 gibi sabit bir değerde tutulduğunda yüzeyin karbon konsantrasyonunun yoğunlaşma sıcaklığına ve 925 °C'deki % H₂'ye bağlı olarak nasıl değiştiğini göstermektedir. Çelik yüzeyinde % 0.80 karbon konsantrasyonu elde edilmek isteniyorsa, gaz karışımındaki H₂ miktarı % 60 iken yoğunlaşma sıcaklığı -3 °C veya H₂ miktarı %20 olduğunda yoğunlaşma sıcaklığı -17 °C olmalıdır.



Şekil 3.6. Yoğunlaşma sıcaklığının karbon konsantrasyonuna etkisi [21].

Sementasyon işlemi tamamlandıktan sonra kullanılan çelik çeşidine bağlı olarak uygun sertleştirme yöntemi seçilir. Sementasyon sıcaklığından sertleştirme kolaylığı sağlaması, hızlı hareket kolaylığı ve temiz çalışma ortamı sağlaması gaz sementasyonun avantajlarından birkaçıdır.

3.3.1.4. Çelikte karbon atomlarının difüzyonu

Kristal kafes sistemlerinde atomlar mutlak sıfır da (-273°C) hareketsiz konumdadır. Metallerin mutlak sıfırın üzerindeki bir sıcaklığa ısıtılmalarında iki tip atomsal hareket görülmektedir. Bu hareketlerden birincisi atomların kristal kafes içerisindeki yerlerini değiştirmeden yaptıkları titreşim, ikincisi ise bazı atomların kristal kafes içerisindeki hareketleri sonucu yer değiştirmeleridir.

Çelikte karbon atomlarının yüzeyden merkeze doğru ilerlemesi difüzyon yolu ile gerçekleşmektedir. Çelik yüzeyinden merkeze doğru difüz eden bir atom yeni yerine ulaşmak için, çevre atomlarını sıkıştırarak geçmek zorundadır.

Bunun gerçekleşebilmesi için, atomların yeni konumlarını geçmesini zorlayacak enerji sağlanmalıdır. Bu durum, Şekil 3.7'de boşluk ve yeralan difüzyonu ile şematik olarak gösterilmiştir. Atom, orijinal olarak nisbeten kararlı konumda ve düşük enerjili haldedir. Yeni bir bölgeye hareket etmek için enerji engelini aşmak zorundadır. Bu enerji "aktivasyon enerjisidir" ve Q ile gösterilir. Söz konusu bu enerji sınırını aşmak için, atom ısıtılır.

Bir malzeme içinde atomların difüzyon hızı, birim zamanda birim düzlem alanı boyunca geçen atom sayısı olarak tanımlanan akı " J " ile ölçülebilir (Şekil 3.8). Birinci Fick kanununa göre difüzyon

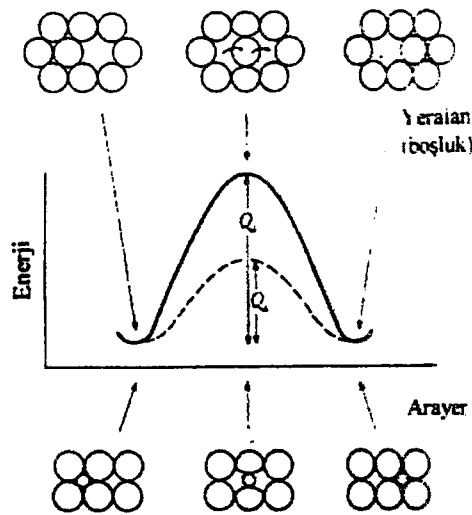
$$J = -D \cdot (\Delta c / \Delta x) \quad (3.23)$$

Denklemleri ile açıklanmaktadır. Burada;

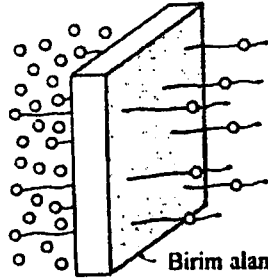
J = Akı (Birim zamanda birim alandan geçen atom sayısı)

D = Difüzyon katsayısı

$\Delta c / \Delta x$ = Konsantrasyon gradyanıdır.



Şekil 3.7. Birinci Fick kanununa göre difüzyon olayı [22].



Şekil 3.8. Akı birim zamanda birim alandan geçen atom sayısıdır [22].

Karbürlenmiş bir malzemenin yüzeyinin altındaki karbon konsantrasyonu, sıcaklık, zaman, ve çeliğin orjinal kompozisyonuna bağlı olarak değişir. Sementasyon işlemi sırasında, karbon atomları yüksek karbon konsantrasyonuna bağlı bölgelerden düşük karbon konsantrasyonuna bağlı bölgelere doğru hareket ederler. Karbon verici ortamın karbon konsantrasyonu (C_s), karbürlenecek malzemenin karbon konsantrasyonu (C_o) ve "t" zaman sonra yüzeyden "x" mesafesindeki element konsantrasyonu bilindiğinde, sabit sıcaklık için karbürleme derinliğini belirlemek mümkündür. Toplam karbürleme derinliği, karbürleme süresinin bir fonksiyonu olarak değişmektedir.

$$\frac{C_s - C_x}{C_s - C_o} = \text{erf} \frac{x}{2\sqrt{D \cdot t}} \quad (3.24)$$

C_s = Karbon verici ortamın karbon konsantrasyonu

C_o = Katıda elementin başlangıç üniform konsantrasyonu

C_x = "t" zamanda yüzeyden "x" mesafedeki element konsantrasyonu

X = Yüzeyden olan uzaklık

D = Difüzyon katsayısı

t = Zaman

erf = Hata fonksiyonu

Difüzyon işlemi sırasında, difüzyon katsayısı sürekli değişime uğradığından bir miktar hata olabilir. Bu nedenle hesaplama ile elde edilen değerlerle, verilenler arasında biraz sapma meydana gelir. Gaus hata fonksiyonu ile ilgili değerler Çizelge.3.6'da verilmiştir. Difüzyon katsayısı (D) aşağıdaki formülle hesaplanır.

$$D = D_o \exp (-Q / R \cdot T) \quad (3.25)$$

Burada;

Q = Aktivasyon enerjisi

R = Gaz sabitesi

T = ($^{\circ}K$) cinsinden sıcaklık

D_o = Malzeme bağımlı katsayı

Çizelge 3.8. Gaus hata fonksiyon değerleri [18].

Z	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
0.0	0.0000	0.0113	0.0226	0.0338	0.0451	0.0564	0.0676	0.0789	0.0901	0.1013
0.1	1125	1236	1348	1459	1569	1680	1790	1900	2009	2118
2	2227	2335	2443	2550	2657	2763	2869	2974	3079	3183
3	3286	3389	3491	3593	3694	3794	3893	3992	4090	4187
4	4284	4380	4475	4569	4662	4755	4847	4937	5027	5117
5	5205	5292	5379	5465	5549	5633	5716	5798	5879	5959
6	6039	6117	6194	6270	6346	6420	6494	6566	6638	6708
7	6778	6874	6914	6981	7047	7112	7175	7238	7300	7361
8	7421	7480	7538	7595	7651	7707	7761	7814	7867	7918
9	7969	8019	8068	8116	8163	8209	8254	8299	8342	8385
1.0	8427	8468	8505	8548	8588	8624	8668	8698	8733	8768
1.1	8802	8835	8868	8900	8931	8961	8991	9020	9048	9076
2	9103	9130	9155	9181	9205	9229	9252	9275	9297	9319
3	9340	9361	9381	9400	9419	9438	9456	9473	9490	9507
4	9523	9539	9554	9569	9583	9597	9611	9624	9637	9649
5	9661	9673	9684	9695	9706	9716	9726	9736	9745	9755
6	9763	9772	9780	9788	9796	9804	9811	9818	9825	9832
7	9838	9844	9850	9856	9861	9867	9872	9877	9882	9886
8	9891	9895	9899	9903	9907	9911	9915	9918	9922	9925
9	9928	9931	9934	9937	9939	9942	9944	9947	9949	9951
2.0	9953	9955	9957	9959	9961	9963	9964	9966	9967	9969
2.1	9970	9972	9973	9974	9975	9976	9977	9979	9980	9980
2	9981	9982	9983	9984	9985	9985	9986	9987	9987	9988
3	9989	9989	9990	9990	9991	9991	9992	9992	9992	9993

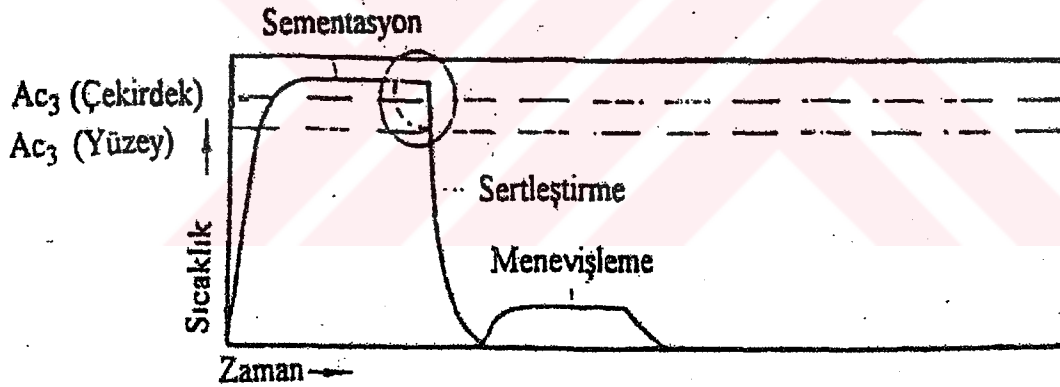
3.3.1.5. Sementasyon sonrası yapılan sertleştirme işlemleri

Sementasyon işlemi ile yüzeyi karbonca zenginleştirilmiş parçalara sementasyon sonrası bir sertleştirme işlemi uygulanır. Yapılan sertleştirme işlemleri parçaların sertleştirilmiş yüzey bölgelerinde ve merkezlerinde veya her iki bölgesinde elde edilmesi hedeflenen sertlik değerleri ve mikro yapılaraya bağlı olarak değişmektedir.

Aşağıda, sementasyon sonrası yapılan sertleştirme yöntemleri beş grupta incelenmiştir.

3.3.1.5.1. Doğrudan sertleştirme

Sementasyon işlemi sonrası, çelik parçalar sementasyon sıcaklığından itibaren direk olarak uygun ortamda (yağ,su,sıcak banyo) soğutulurak menevişleme işlemine tabi tutulur. Şekil 3.9'da daire içerisinde alınmış bölge de kesik çizgi ile belirtilen yol sementasyon sıcaklığının uygun sertleştirme sıcaklığından yüksek olduğu durumlarda parçalarda oluşabilecek çarpılmaları önlemek için yüzey dönüşüm sıcaklığına kadar yavaş soğutulmasını ifade etmektedir. Bu yöntem daha çok ince taneli yapıya sahip çeliklerde kullanılan, oldukça pratik ve ekonomik bir yöntemdir [21].

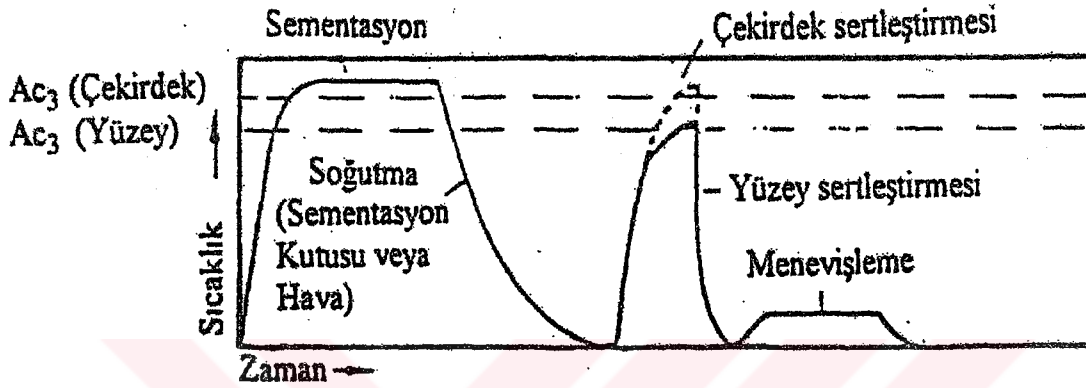


Şekil 3.9. Doğrudan sertleştirme [21].

3.3.1.5.2. Basit sertleştirme

Sementasyon işlemi sonrası çelik parçalar sementasyon fırınında veya havada soğumaya bırakılır. Daha sonra, isteğe bağlı olarak parçanın yüzeyinin sertleştirilmesi için yüzey dönüşüm sıcaklığına veya yüzey ve merkezin beraber sertleştirilmesi için çekirdek dönüşüm sıcaklığına kadar

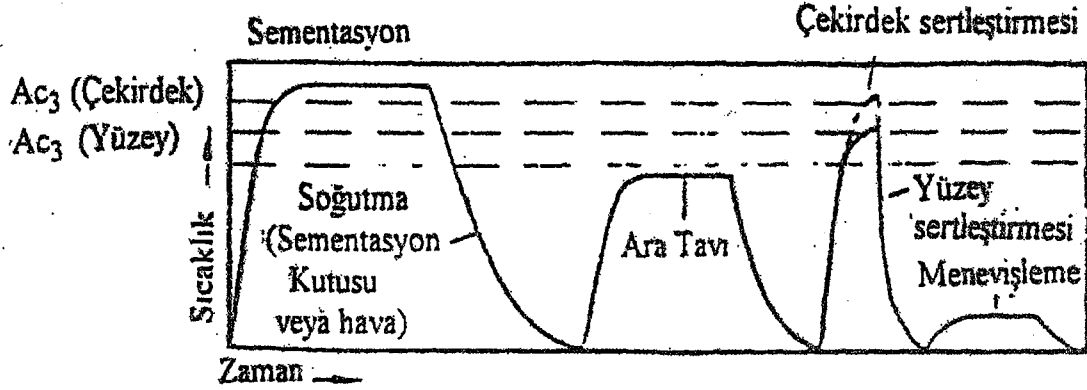
ısıtılarak, uygun ortamda (yağ, su veya sıcak banyo) soğutulur ve menevişleme işlemine tabi tutulur. Basit sertleştirme işleminin yapılışı Şekil 3.10'da şematik olarak verilmiştir. Bu yöntem değişik kesitli parçalarda ve çarpılmaların istenmediği durumlarda kullanılan bir yöntemdir.



Şekil 3.10. Basit sertleştirme işlemi [21].

3.3.1.5.3. Basit sertleştirme (ara tavidan sonra)

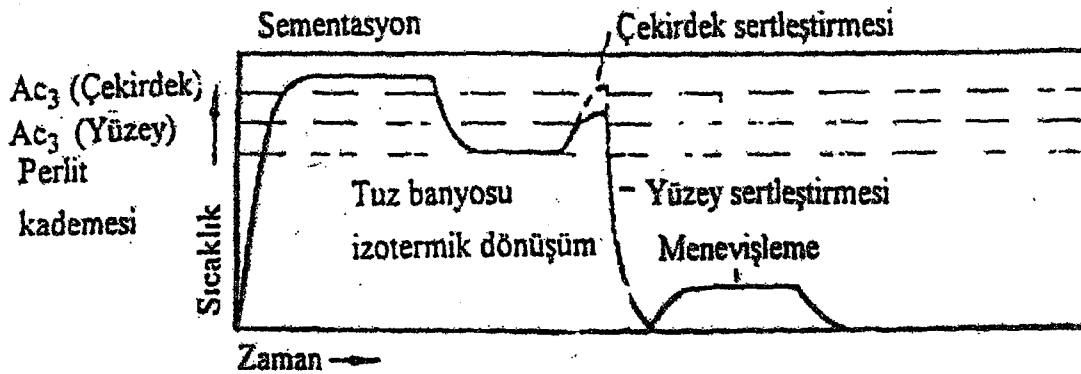
Çelik parçalar karbürlendikten sonra, sementasyon kutusu veya havada soğumaya bırakılır. Daha sonra, A_1 ötektoid sıcaklığı altında ,genellikle 630-650 °C'de ara tavi yapılır. Buna müteakip karbürlenmiş yüzeyin veya karbürlenmiş yüzey ile merkezin beraber sertleşmesi için uygun sıcaklığa kadar ısıtılır ve uygun ortamda (yağ, su veya sıcak banyo) soğutulur ve menevişleme işlemine tabi tutulur. Bu işlemin yapılışı Şekil 3.11'de şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 3.11. Ara tavidan sonra basit sertleştirme [21].

3.3.1.5.4. Basit sertleştirme (izotermal dönüşüm sonrası)

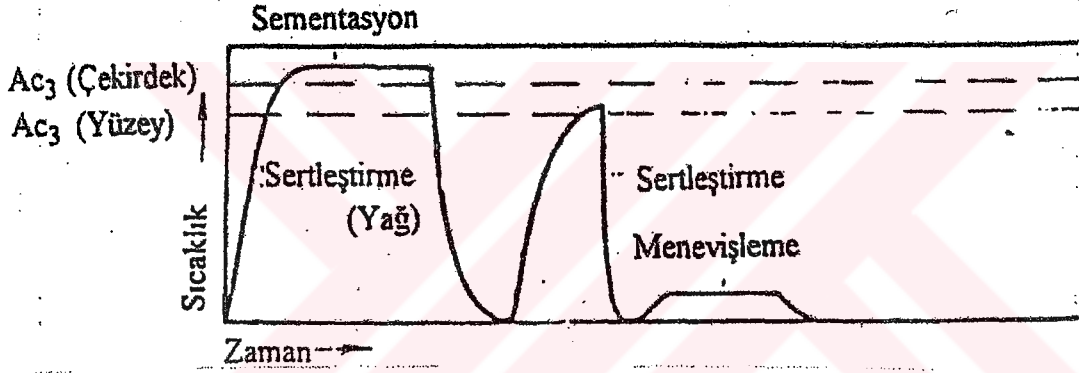
Sementasyon işlemi sonrası çelik parçalar yüzey dönüşüm sıcaklığı altında ($500-600^{\circ}\text{C}$) perlitik yapının izotermal dönüşümü tamamlanıncaya kadar bekletilir. Tekrar karbürleşmiş yüzey veya yüzey ile merkezin beraber sertleşmesi için uygun sıcaklığa kadar ısıtılarak yağ, su veya sıcak banyo ortamında soğutulurak menevişleme işlemine tabi tutulur. İzotermal dönüşüm sonrası yapılan basit sertleştirme işleminin yapılışı Şekil 3.12'de şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 3.12. İzotermal dönüşüm sonrası basit sertleştirme [21].

3.3.1.5.5. Çift sertleştirme

Bu yöntemde sementasyon fırınından çıkan çelik parçalar doğrudan sertleştirme işlemine tabi tutulur. Daha sonra çelik parçalar yüzey dönüşüm sıcaklığına kadar tekrar tavlanaarak sertleştirilir ve menevişleme işlemine tabi tutulur. Bu yöntem ile çok iyi neticeler elde edilir, çünkü menevişleme işlemi ile malzemenin sertliği bir miktar düşmekte ve sertleştirme sonrası yapıda oluşan gerilmeler giderilmektedir, ancak ard arda yapılan sertleştirme işlemleri ile malzemelerde çarpılmalar olabilir. Çift sertleştirme yönteminin yapılışı Şekil 3.13'de şematik olarak gösterilmektedir.



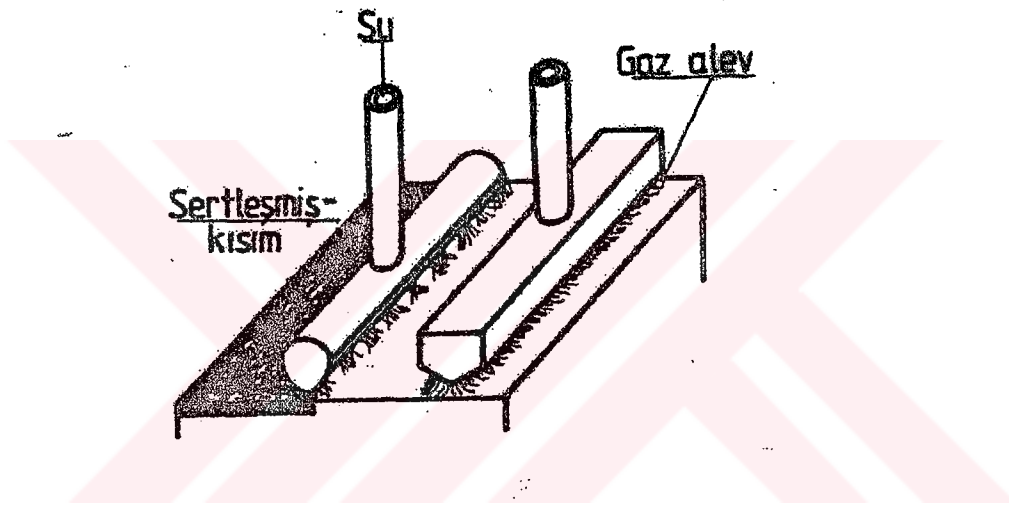
Şekil 3.13. Çift sertleştirme [21].

3.3.3. Alevle yüzey sertleştirme

Alevle yüzey sertleştirme için seçilen çelikler genellikle % 0.4 - 0.75 karbon içerirler ve kompozisyonlarında değişim olmadığı için alevle sertleştirilerek çeliklere yüzey sertliği kazandırılmaya çalışılır.

Çelik parçaların alevle yüzey sertleştirme prensibi, yüzeyin östenitik sıcaklığına hızla ısıtılması ve daha sonra iş parçasının yüzey katmanı üzerinde martensitik bir yapı oluşturmak için parçanın hızla soğutulması gerekir. Alevle yüzey sertleştirme işlemi sırasında malzemenin iç bölgeleri yüzey sertleştirme işleminden etkilenmediği için iç kısım özellikleri yüzey

sertleştirme işleminden önce iyileştirilmelidir. Alevle sertleştirme sonrası sert martensitik bir yüzey katmanı üretilir, yumuşak iç kısım ise ferrit + perlitten oluşan bir yapıya sahiptir. Alevle yüzey sertleştirme işleminin çalışma prensibi Şekil 3.14'de gösterilmiştir. Şekil 3.14'den de anlaşılacağı gibi, sertleştirilecek yüzeyin üzerine hızlı olarak alev verilerek östenit sıcaklığına çıkartılan bölgeye basınçlı soğuk su ile tavllanmış bölgede martensitik dönüşümün oluşmasına olanak sağlanır. Bu yöntem ile çelik yüzeyinde 1-5 mm derinliklerde sertleşmiş bölge elde edilebilir ve iş parçasının özü dönüşüme uğramadan olduğu gibi kalır.

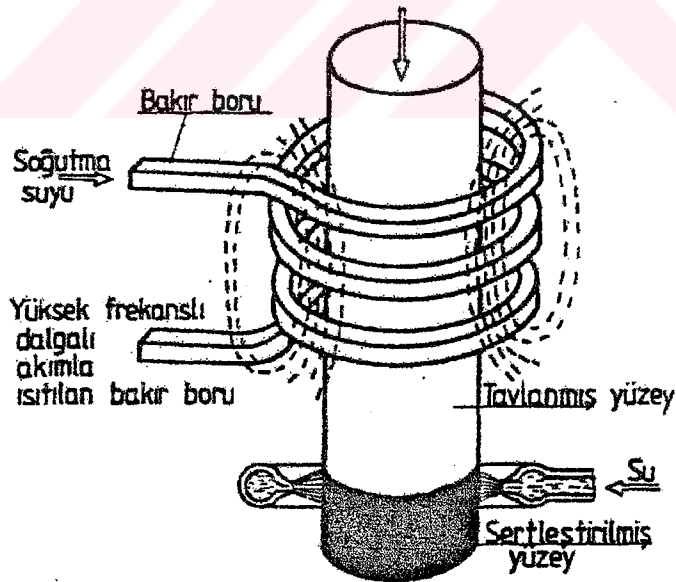


Şekil 3.14. Alevle yüzey sertleştirme işlemi [14].

3.3.4. Endüksiyon akımı ile yüzey sertleştirme

Endüksiyon akımı ile yüzey sertleştirmenin prensibi, iş parçasının yüzeyinin hızlı bir şekilde östenitik şartlara ısıtılması ve iş parçası yüzeyinin sert martensitik katmana dönüşmesi için hızla su verilmesidir. İş parçasının kompozisyonunda değişme olmadığı için çelik, sert yüzey katmanı ve iç kısım özellikleri için seçilmelidir. Bu nedenle endüksiyonla yüzey setleştirmede kullanılacak çelikler genellikle % 0.4 - 0.75 karbon içermelidir ve iç kısım mikro yapı özelliklerinin endüksiyonla yüzey sertleştirme öncesi ısıl işlemler vasıtasıyla oluşturulması gerekir.

Endüksiyon akımı ile yüzey sertleştirme işleminde sertleştirilecek parçalar, yüksek frekanslı alternatif akımın geçtiği su soğutmalı bakır endüksiyon bobini içerisine yerleştirilmesi ile yapılır. Şekil 3.15'de endüksiyon akımı ile yüzey sertleştirmenin yapılışı şematik olarak gösterilmiştir. Şekilden de anlaşılacağı gibi, bakır endüksiyon bobininden geçen yüksek frekanslı alternatif akım iş parçasının yüzeyine yakın bir bölgeden geçerek bir elektrik alanı meydana getirir. Çelik yüzeyindeki elektrik akımı I daha sonra ısı $= I^2 R$ ilişkisine göre ısı üretir. Burada R çeliğin elektrik direncidir. Endüksiyon bobini tarafından üretilen ısı enerjisi çelik yüzeyinin hızlı bir şekilde östenit fazına kadar tavlama sıcaklığına ulaşmasını sağlar ve hemen arkasından gelen soğutma sıvısı vasıtası ile hızla soğutulur. Östenit fazındaki tavlama sıcaklığı martensite dönüşmesi sağlanır. Oluşturulan sert tabakanın derinliği tavlama işlemini gerçekleştiren endüksiyon bobinin ilerleme hızına bağlı olarak değişmektedir, ilerleme hızı yüksek olursa derinlik az olmakta, ilerleme hızı düşük olursa derinlik fazla olmaktadır.

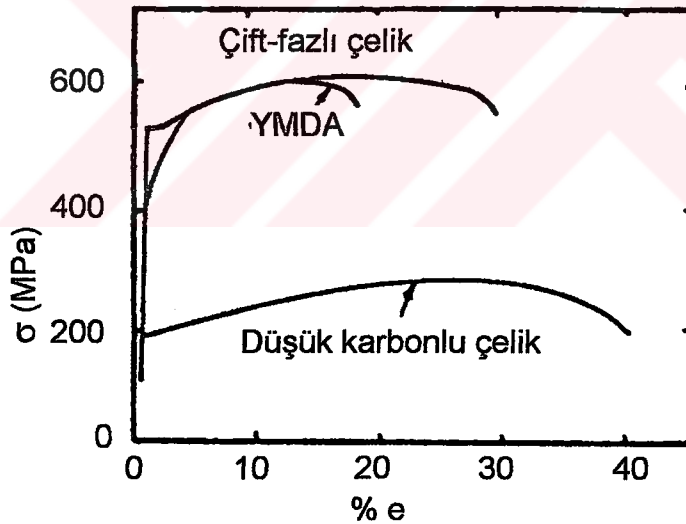


Şekil 3.15. Endüksiyon akımı ile yüzey sertleştirme işleminin şematik gösterilişi [14].

4. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLER

4.1. Çift Fazlı Çeliklerin Tanımı ve Ferritik Perlitik Çeliklerle Karşılaştırılması

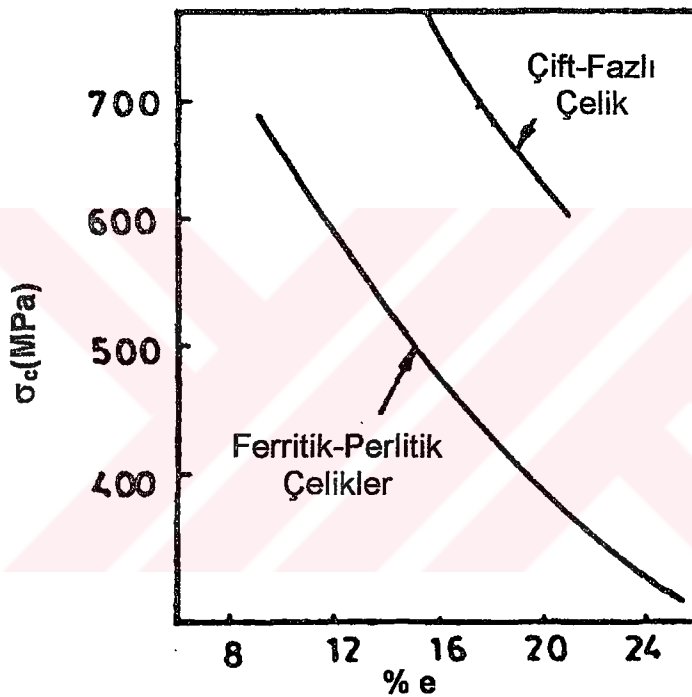
Çift fazlı çelikler, mikro yapılarında sünek davranış gösteren ferrit matris içerisinde dağılmış sert martensit parçacıklarından oluşan düşük karbonlu, düşük alaşımlı veya alaşımsız, yüksek mukavemetli çelik türü olup, mikro yapılarında çok az miktarda kalıntı östenit, perlit ve beynit içermektedir. Çift faz terimi bu çeliklerin mikro yapıları nedeniyle kullanılmaktadır. Şekil 4.1'den de anlaşılacağı gibi çift fazlı çeliklerin mekanik özellikleri ferritik perlitik mikro yapıya sahip yüksek mukavemetli mikro alaşımlı (YMDA) çeliklerden daha iyidir [23].



Şekil 4.1. Çift-fazlı, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (YMDA) ve düşük karbonlu çeliklere ait gerilme (σ), birim şekil değiştirme (ϵ) eğrileri [23].

Genel olarak, aynı çekme dayanımına sahip ferritik - perlitik çeliklerinden (YMDA) daha yüksek sünekliğe sahip olan çift-fazlı çeliklerin gerilme - birim şekil değiştirme eğrilerinde elastik deformasyondan plastik deformasyona geçiş sırasında süreksiz akma olayının meydana gelmemesi ve düşük

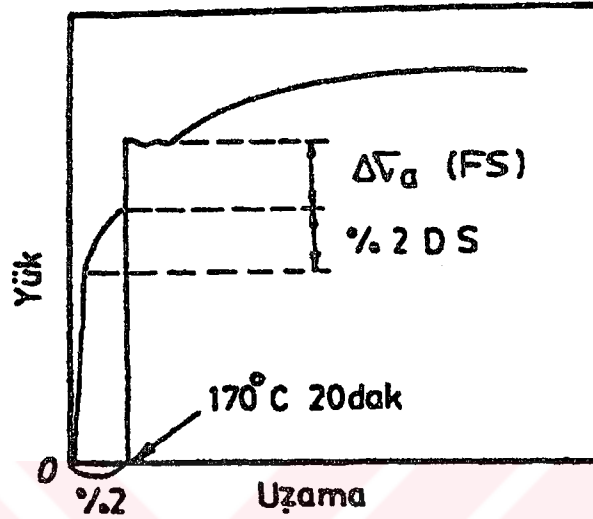
deformasyon oranlarında deformasyon sertleşmesi hızının yüksek olması bu çeliklerin özellikleri arasındadır (Şekil 4.2.). Akma mukavemeti / çekme mukavemeti oranı düşük ve şekillendirebilme kabiliyeti yüksek olan çift - fazlı çelikler, yüksek (mukavemet/ağırlık) parametresine de sahip olduklarından, taşıt ağırlığını ve dolayısı ile yakıt tüketimini azaltmak amacıyla 1975 yılı sonlarına doğru otomotiv endüstrisinde kullanılmaya başlanmıştır [3,24].



Şekil 4.2. Çift - fazlı ve ferritik - perlitik (YMDA ve düşük karbonlu) çeliklerde çekme mukavemeti (σ_c) - üniform % uzama ($\%e_h$) ilişkisi [25].

Biçimlendirilebilen otomobil parçalarından beklenen özelliklerden biriside, bu parçaların ani ve aşırı zorlamalara karşı direnç göstermeleridir. Çift - fazlı çeliklerdeki bu direnç soğuk şekillendirme sırasında oluşan deformasyon sertleşmesine ilaveten, şekillendirilmiş parçaların banyodan sonra 170 °C sıcaklıktaki fırınlarda 20 - 30 dakika bekletilerek yapılan boya kurutma işlemi sırasında daha da artmaktadır. Bu olay Şekil 4.3'de şematik olarak

gösterilmiştir. Boya kurutma işlemi sırasında meydana gelen bu olay "fırınlama sertleşmesi" olarak isimlendirilmekte olup, çift - fazlı çeliklerin önemli özelliklerinden biridir [26,27].



Şekil 4.3. Çift - fazlı çeliklerden üretilmiş otomobil parçalarında, deformasyon sertleşmesine (DS) ilaveten boya kurutma işlemi sırasında meydana gelen fırınlama sertleşmesinin (FS), çekme özellikleri üzerine etkisi. [27].

Tekerlek jantı, koltuk çerçevesi, tampon, kapı panelleri gibi presle biçimlendirilebilen otomobil parçalarının yapımında kullanılan çift - fazlı çelikler, 1980 yılından itibaren ticari olarak büyük tonajlarda üretilmeye başlanmıştır. Günümüzde ticari olarak çift - fazlı çelik üretimini gerçekleştiren ülkeler (A.B.D., Japonya, İngiltere, İtalya, Fransa, Almanya ve Lüksemburg) üretimlerini genellikle sürekli tavlama (Continuous annealing) ve haddemeleme (hot - strip mill rolling) metotları ile gerçekleştirmektedirler. Diğer bir üretim metodu olan ve soğuk haddelenmiş saclara uygulanan kutu tavi (batch annealing) metodu ise, henüz gelişme aşamasında olduğundan çok az bir kullanım alanına sahiptir [28,29].

4.2. Çift - Fazlı Çeliklerin Isıl İşlemi

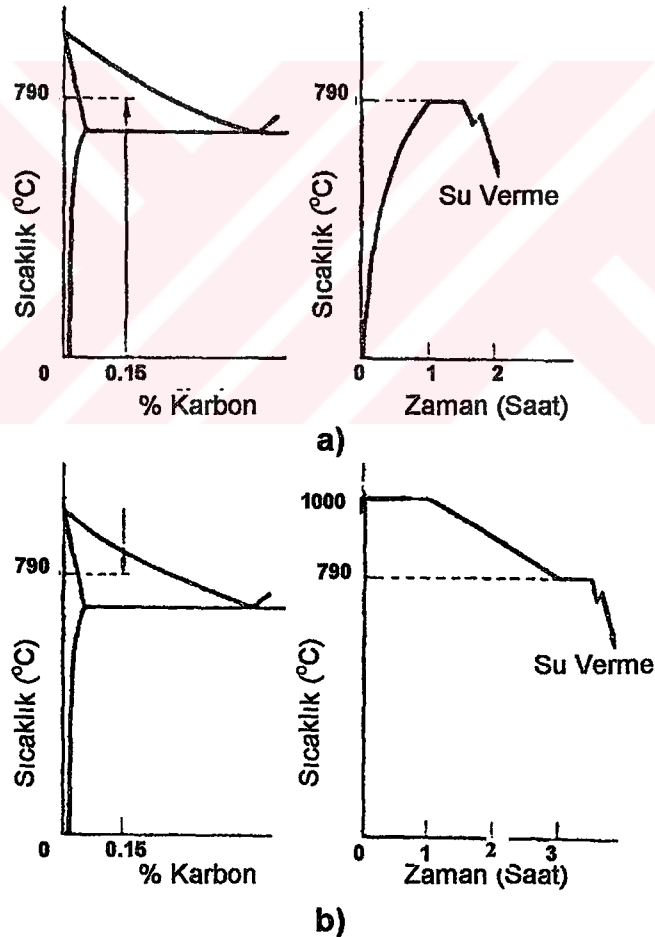
Çift - fazlı çelik üretimi ısıl işlemi ötektoid altı çeliklere uygulanmaktadır. Bu nedenle, çift - fazlı çeliklerden arzu edilen mekanik özellikleri elde edebilmek için sertleşebilirlikleri sade karbonlu çeliklere oranla daha iyi olan yüksek mukavemetli düşük alaşımlı veya alaşımsız çelikler tercih edilir [3,30].

Çift - fazlı çelik üretiminin temel prensibi, çelik malzemelerin Fe-C denge diyagramındaki kritik tavlama sıcaklığına (KTS) kadar ısıtılıp çift - fazlı çelik mikro yapısını oluşturmak için östenitin martensite dönüşümünü ($\gamma \rightarrow M$) sağlayacak bir hızda soğutulması işlemidir. Daives [31]], çift - fazlı çelik ısıl işlemleri olarak Rashid [6], Akari et.al. [32] ve Baucher - Hamburg'un [33] çift - fazlı çelik üretmek için uyguladıkları ısıl işlem yöntemlerini temel ısıl işlem yöntemleri olarak kabul etmiştir. Bu ısıl işlem yöntemlerinden hareketle değişik işlem aşamaları eklenerek ve ısıl işlem parametreleri (soğutma hızı, kritik tavlama sıcaklığı v.b) değiştirilerek çift - fazlı çelik ısıl işlemleri modife edilmiştir [34,35].

Rashid [6] ve Akari et. Al. [32] ötektoid altı çeliklere çift - fazlı çelik üretim ısıl işlemi uygulamışlardır. Bu yöntemde ferrit + perlitik ($\alpha+P$) yapıya sahip çelik numuneler, perlitin östenite dönüşümünü sağlamak için oda sıcaklığından, doğrudan $A_1 - A_3$ sıcaklıkları arasında kalan ($\alpha+\gamma$) bölgesine ısıtmışlardır. Bu işlem sırasında östenit, enerji bakımından uygun yerler olan, perlit ve ferrit - ferrit tane sınırlarında çekirdeklenir ve büyür. Sonuçta oluşan, ($\alpha+\gamma$) yapısı, östenitin martensite dönüşümünü sağlamak için ($\gamma \rightarrow M$) uygun bir hızda soğutulularak ferrit + martensit ($\alpha+M$) mikroyapısına sahip çift - fazlı çelik elde edilmiş olur. Yapılan bu işleme, "kritik çift - fazlı (KÇF) çelik ısıl işlemi" adı verilmektedir ve Şekil 4.4.a'da şematik olarak gösterilmiştir [6, 32, 34].

Baucher ve Hamburg [33] bu konu ile ilgili ayrı bir çalışma yapmışlardır. Bu araştırmacılar çalışmalarında Van 80 çeliği kullanmışlardır. Bu yöntemde

elik numuneler doğrudan A_3 sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklığa kadar tavlانarak tamamen östenitik yapı elde edilmiştir. Bu sıcaklıkta belirli bir süre bekletildikten sonra, numuneler $A_1 - A_3$ sıcaklık aralığına yavaşça soğutularak östenit tane sınırlarında ferritin çekirdeklenip büyümesine izin verilir. Böylece stenit fazı ferrit tarafından kuşatılmış olur. Bu sıcaklıklarda belirli bir süre bekletildikten sonra östenitin martensite dönüşümünü ($\gamma + M$) gerçekleştirmek için numuneler hızla oda sıcaklığına soğutularak ferrit + martensit mikro yapısına sahip çift - fazlı elik elde edilmiş olur. Yapılan bu işleme "stenit çift - fazlı (F) elik ısıl işlemi" adı verilir ve şekil 4.4.b'de şematik olarak gösterilmiştir [36].



şekil 4.4.a,b. Çift - fazlı elik üretmek için uygulanan ısıl işlem yöntemleri;
a) Kırıtık ift - fazlı (KF) elik ısıl işlemi
b) stenit çift - fazlı (F) elik ısıl işlemi [31].

4.3.Kısmi Östenitleme (A_1 - A_3 Sıcaklıklarında Tavlama)

Kritik sıcaklık aralıklarında tavlama işlemi iki aşamada incelenebilir;

- Östenitin çekirdeklenmesi
- Östenitin büyümesi

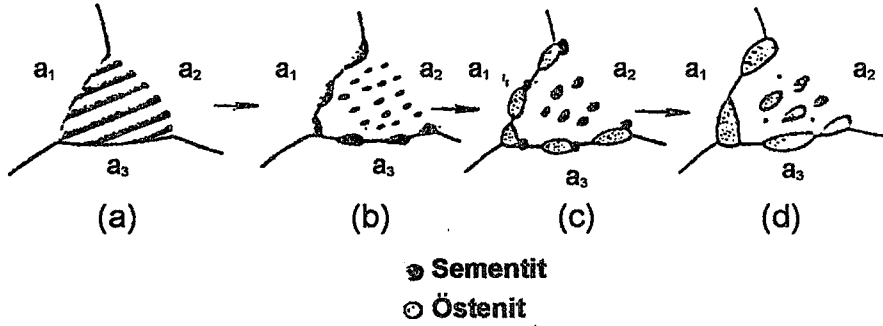
4.3.1. Östenitin çekirdeklenmesi

Yapılan deneysel çalışmalar sonrasında pek çok araştırmacı, KTS aralığında tavlama sırasında östenitin çekirdeklenmesinin öncelikli olarak ferrit - ferrit tane sınırlarında sementit parçacıkları üzerinde başladığını gözlemlemiştir [37].

Yong et.al.'ın [38], %0.08 C, %0.45 Mn ve %2 Si bileşimine sahip malzeme kullanarak yaptığı araştırma aydınlatıcıdır. Bu malzemeden aldıkları numuneleri 800 °C'de 15 dakikalık bir süre için tavladıktan sonra havada soğutmuşlardır. Daha sonra 717 °C kritik sıcaklıkta 15 dakika tavlandıktan sonra su+buz+tuz (NaCl) ortamında soğutmuşlardır. Bu, çift - fazlı çelik üretimi ısıtma işlemi sırasında östenitin çekirdeklenmesi ve büyümesi Şekil 4.5'de görüldüğü gibi şematik olarak açıklamışlardır.

Perlit kolonileri içindeki lamel veya parçacık şeklindeki sementit, östenitin çekirdeklenmesini başlatır. Östenit böyle bir çekirdeklenme ve büyüme sonucu çubuk şeklinde bir morfolojiye sahip olmaktadır. Sementit parçacıkları, östenitin çekirdeklenmesi için ara yüzey enerjisini düşürücü etki yapmaktadır [37]. Östenit, özellikle tane sınırları boyunca sementitin yakınında ve bitişik olarak büyüyerek, bu sınırları hızla doldurmaktadır [38]. Ferrit matris içerisindeki sementit parçacıklarının östenit oluşumuna fazla bir etkisinin olmadığı gözlenmiştir. Sementit parçacıkları izotermal bekletme sırasında ferrit içerisinde çözünmekte ve parçacıklardan çözünen (C)

atomları ferrit tane sınırlarında öncelikle çekirdeklenmekte ve büyüyen östenit fazına doğru difüze olmaktadır [37].



Şekil 4.5. Ferrit + perlit mikro yapısına sahip çeliklerde KTS aralığında östenitin oluşumu [38].

- Ferrit + perlitten oluşan başlangıç mikro yapısı
- Ferrit - ferrit tane sınırlarında bulunan sementitin küreselleşmesi ve sementit parçacıklarının büyümesi
- Ferrit - ferrit tane sınırlarında sementit parçacıkları üzerinde östenitin çekirdeklenmesi
- Küreselleşmiş perlit kolonilerindeki sementit parçacıklarının üzerinde östenitin çekirdeklenmesi ve ferrit - ferrit tane sınırlarında büyümesi.

4.3.2. Östenitin büyümesi

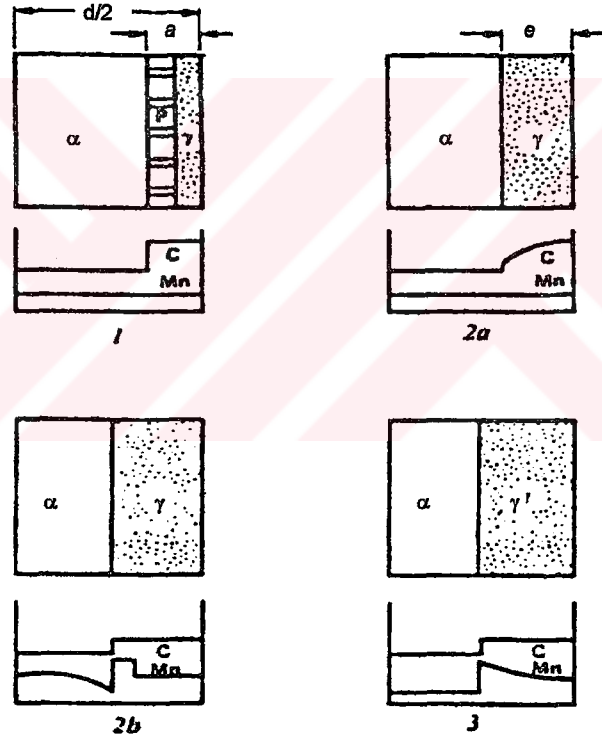
Kritik tavlama sırasında östenitin büyüme mekanizması ve hızı bir çok araştırmacı tarafından araştırılmıştır [38,39,40,41,42].

Östenitin büyümesinde tavlama süresi ve tavlama sıcaklığı etkilidir. Büyüme ferrit tane sınırlarına dik ve paralel olarak gerçekleşmektedir. Garcia ve Deardo'nun [39], belirttiği üzere 725 °C'de tavlama sırasında büyüme önemli oranda ferrit tane sınırlarına paralel yönde oluşmaktadır. Bu difüzyon prensibi difüzyon katsayısı ile anlaşılabilir. Difüzyon kontrollü büyüme difüzyon katsayısı ile orantılıdır. Ferrit tane sınırlarına dikey yönde östenitin büyümesi ise hacim difüzyonu ile kontrol edilmektedir. Ferrit tane sınırlarına paralel yönde büyüme sınır tane difüzyonu için bir sabitle ifade edilmektedir [39, 42].

Difüzyon olayı iki şekilde gerçekleşmektedir [39, 40]

- a) Düşük sıcaklıklarda tane sınırı difüzyonu hakimdir,
- B) Yüksek sıcaklıklarda ($0.7 T_{erg}$) difüzyona, hacim difüzyonu kontrol etmektedir.

Speich et. al. [42] % 0.06, % 0.12 ile % 0.2'ye kadar (C) ve %1.56 Mn içeren ferrit + perlit başlangıç mikro yapısına sahip çelikte KTS aralığında 740 °C ve 900 °C'de östenit oluşumunu incelemiş ve östenitin oluşumunu üç aşamada ele almıştır. Bu durum Şekil 4.6'da şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.6. Ferrit + perlitik mikro yapıya sahip çeliklerde kritik tavlama sırasında östenitin büyümesinin şematik olarak gösterilişi [42].

- 1) Perlitin çözünmesi
- 2a) östenit içerisinde karbon difüzyon kontrolü ile östenitin büyümesi
- 2b) Ferrit içerisinde Mn difüzyon kontrolü ile östenitin büyümesi
- 3) Östenit içerisinde Mn difüzyonu ile son dengenin sağlanması

1. aşama: Perlit tamamen çözününceye kadar devam eden östenitin perlit içerisindeki büyümesi (Şekil 4.6.(1).).
2. aşama: Yüksek sıcaklıklarda (~ 850 °C) östenit içerisinde karbon difüzyonu (Şekil 4.6.(2a).) ve düşük sıcaklıklarda (~ 750 °C) ferrit içerisinde mangan difüzyonu (Şekil 4.6.(2b).) sonucu östenitin ferrit içrisine doğru büyümesi
3. aşama: Levye kuralı gereğince ferrit - östenit dengesi korununcaya kadar devam eden östenitin büyümesi (Şekil 4.6.(3).).

1. aşama: Ferrit - perlit ara yüzeyinde östenit çekirdekleri teşekkül eder ve hızla büyümeye başlar ve perlit tamamen çözününceye kadar büyüme devam eder. Bu büyüme sonrasında perlit taneleri eriyerek karbonca zengin östenit tanelerine dönüşür. Bu durum karbon difüzyon kontrollü olarak gerçekleşir ve Şekil 4.6.(1)'de şematik olarak gösterilmiştir. Bu aşamada östenitin büyümesi, lameller arası mesafe çok kısa olduğu için (~ 0.2 µm) oldukça hızlıdır [41]. Buna karşılık düşük sıcaklıklarda yer alan alaşım elementlerinin difüzyon hızlarının düşük olması büyüme hızını azaltmaktadır. Sıcaklığın az miktarda yükselmesi, tane sınırı difüzyonu kontrolü ile östenite dönüşüm hızında önemli miktarda artış sağlayabilmektedir. KTS'nda ~ 50 °C'lik bir artış yaklaşık olarak üç kat daha hızlı östenit oluşumu gerçekleştirebilmektedir. Östenitin büyüme hızı kullanılarak perlitin tamamen çözünmesi için gereken zaman hesaplanabilir.(Eş.4.1. ve 4.2.) [42].

$$t_p = \frac{a}{G} \quad (4.1)$$

G = Östenitin büyüme hızı

t_p = Perlitin çözünme süresi

a = Perlit lamellerinin merkezleri arasındaki mesafe

$$a = V_{V(P)} \frac{d}{2} \quad (4.2)$$

$V_{V(P)}$ = Perlit hacim oranı

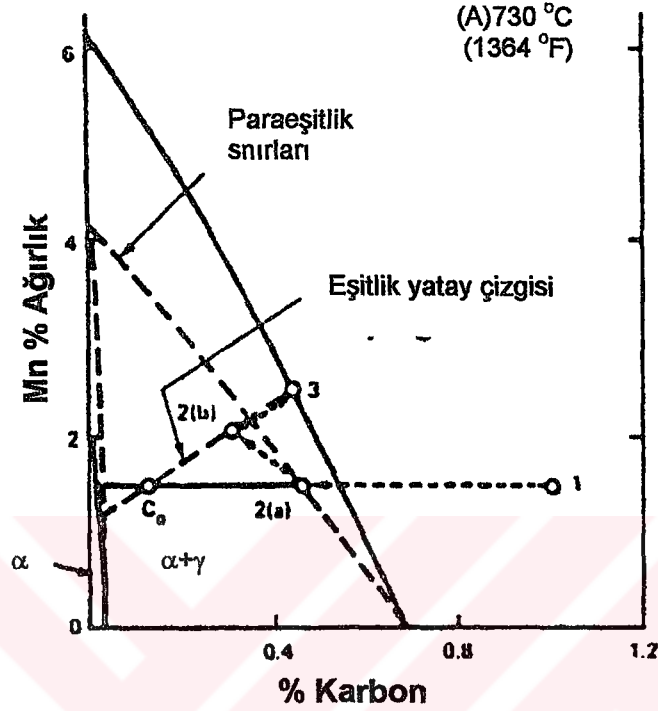
d = Kübik yapıli ferrit tanelerinin boyutları

2.aşama: Östenitin ferrit içeisine doğru büyümesi yüksek sıcaklıklarda (~ 850 °C) karbon difüzyon kontrolü ile ve düşük sıcaklıklarda ise (~ 750 °C) mangan difüzyon kontrolü olmak üzere iki şekilde gerçekleşmektedir.

a) Karbon difüzyon kontrollü: Yüksek sıcaklıklarda (~ 850 °C) östenitin ferrit içeisine doğru karbon difüzyonu kontrolü ile büyümesi birinci aşama bittikten sonra veya bitmeden başlamaktadır [40]. Burada östenit fazı KTS bölgesinde terazi kuralına göre, faz dengesi sağlanıncaya kadar ferrit tanesi çevresinde ferrit içeisine doğru büyümektedir. Bu aşamada östenit tanelerinin büyümesi manganın yeniden paylaşımı ile veya yeniden paylaşılmadan gerçekleşebilir. Manganın (Mn) yeniden paylaşımı gerçekleşirse kısmi denge kurulur ve büyüme hızı karbon difüzyonu tarafından kontrol edilebilir. Bu durum Şekil 4.6.(2a)'da şematik olarak gösterilmiştir. 730 °C'de Fe-Mn-C bileşimine sahip çelik için kısmi denge sınırları Şekil 4.7'de gösterilmektedir.

b) Mangan (Mn) difüzyon kontrollü: Düşük sıcaklıklarda (~ 750 °C) östenitin ferrit içeisine doğru mangan difüzyon kontrollü olarak büyümesinde östenit - ferrit ara yüzeylinin östenite doğru ilerlemesi sırasında Mn'in paylaşımı gerçekleşir. Çünkü Mn'in ferrit içeisindeki difüzyon hızı, östenite oranla üç kat daha fazladır. Ayrıca, Mn'in ferrit te, tane sınırı difüzyonu hacim difüzyonuna oranla daha hızlı gerçekleşmektedir. Çelik içeisindeki karbon konsantrasyonu arttıkça A_3 sıcaklığı azalacağından östenitin büyüme zamanı daha uzun olabilir. Östenitin büyüme hızını büyük oranda, Mn'in ferrit

içerisindeki difüzyon hızı kontrol etmektedir [33,39]. Bu durum Şekil 4.6.(2b)'de şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.7. Fe-Mn-C faz diyagramının demirce zengin köşesindeki izoterm (730 °C'de östenitin oluşumu üç aşamalı mekanizma [43].

3.aşama: Östnitin ferrit içerisine doğru büyümesinin tamamlandığı bu

aşamada terazi kuralına göre ferrit - östenit dengesi kurulur. [38]. Bu durum, östenit içerisindeki Mn konsantrasyon gradyanının, östenit içerisine mangan difüzyonunu gerçekleştirerek düşürülmesi ile sağlanmaktadır. Manganın östenit fazındaki difüzyon hızının çok düşük olmasından dolayı bu safhanın tamamlanması için geçen süre çok fazladır. Mn'ın konsantrasyon gradyanını % 90'a düşürebilmek için geçen süre;

$$t_y^{Mn} = E_f^2 / D_y^{Mn} \quad (4.3)$$

olarak verilmiştir. Burada;

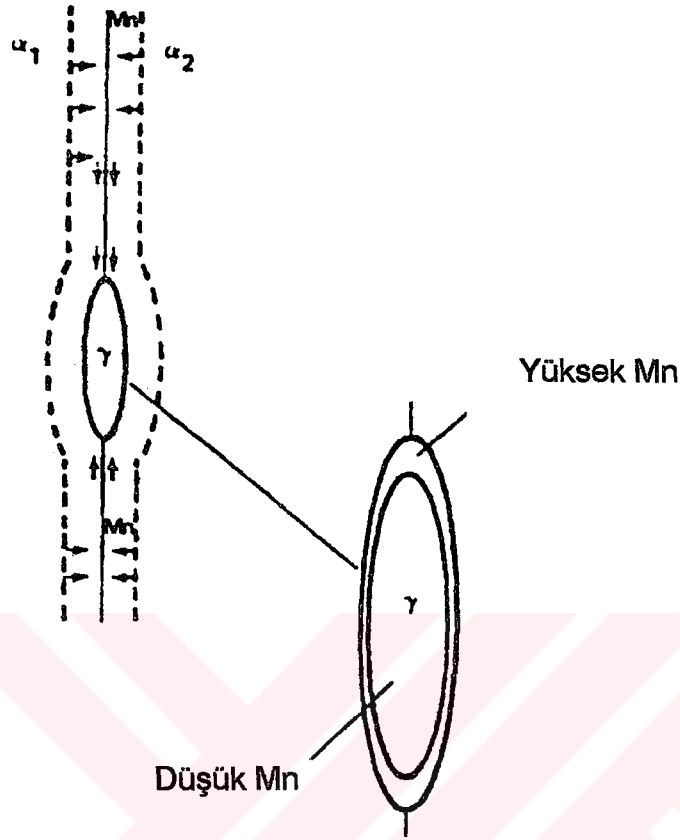
t_y^{Mn} = Mn'in östenit fazındaki difüzyonu için geçen süre,

E_f = Mn'in ferrit içerisine difüzyonu ile östenitin büyümesinin tamamlanması ile östenit filminin kalınlığı,

D_y^{Mn} = Mn'in östenit içerisindeki difüzyon katsayısı.

Souza et. al. [40], Fe-Mn-C çeliği kullanarak yaptıkları çalışmada bu aşamanın Speich et. al.'ın [42] bildirdiği süreden daha kısa olduğunu belirtmişlerdir. Bu aşama Şekil 4.6.(3)'de şematik olarak gösterilmiştir. Wycliffe [44], östenit - ferrit ara yüzeyinde bölgesel eşitliği muhafaza için bir miktar yüksek Mn'lı paylaşım olduğunu kabul etmiştir. Bölgesel eşitliği sağlamak için, arayüzey Mn'in difüzyon hızı kadar bir hızla hareket eder [45].

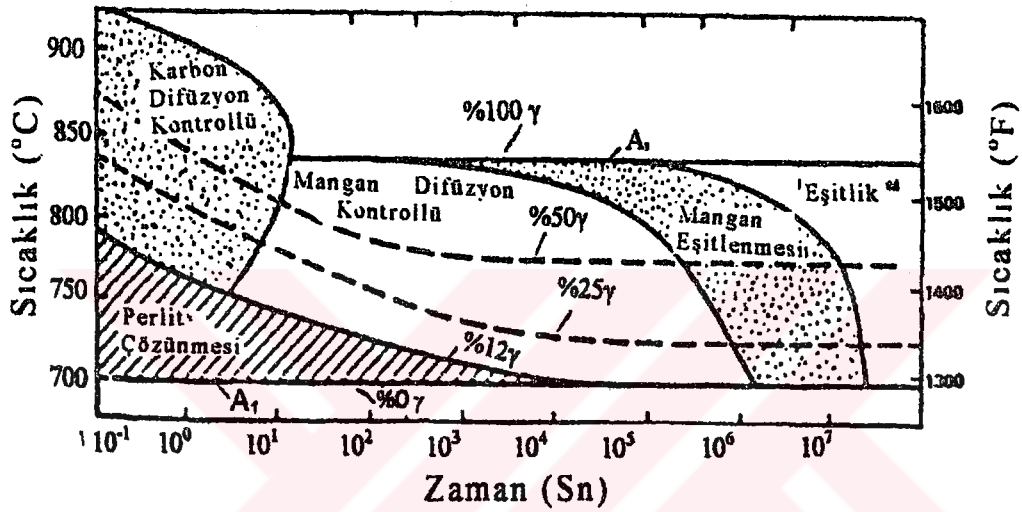
A. Aeranson [46], Mn'in ferrit içindeki difüzyonundan daha hızlı geliştiğini kabul ettikleri tane sınırı difüzyonunu belirtmişlerdir. Bu aşamada, Mn'in ferritten östenite difüzyonu ile östenitin çevresi manganca zenginleşmekte ve merkezine oranla daha fazla mangan teşekkül etmektedir. Bu durum Şekil 4.8'de şematik olarak verilmektedir. Östenitin çevresinin merkezine oranla daha fazla Mn içermesi östenitin çevresinin merkezine oranla daha yüksek sertleşebilirliğe neden olmaktadır. Bu durum yavaş soğuma hızlarında bile östenitin martensite dönüşümüne neden olmaktadır [42].



Şekil 4.8. Mn'in KTS'nde tavlama sırasında tane sınırı difüzyonu ile paylaşımı [46].

Chang and Kim [50] % 0.13 C, % 0.63 Si, % 1.42 Mn, % 0.8 Mo ve % 0.00318 P içeren çelik üzerinde yaptıkları araştırmada, kritik tavlama sırasında östenit ve ferrit fazı karakteristiklerinde oluşan değişiklik üzerinde yoğunlaşmışlardır. Kritik tavlama süresi ile östenit oluşumunu ferrit ve östenit mikro sertlik değerlerindeki değişimler ile 4 aşamaya ayırmışlardır. Her fazın karbon konsantrasyonuna bağlı olarak mikro sertlik değerleri ile uyumlu 4 aşama belirlemişlerdir. Özellikle östnit oluşumunu başlangıç aşamasında ferrit fazı mikro sertlik değerlerindeki değişimlerin östenit oluşumuna etkisine dikkat çekmişlerdir. ($\alpha+\gamma$) bölgesinde tavlama ile ferrit+perlit yapısının, ferrit+östenit yapısına dönüşümü sırasında Şekil 4.9'daki östenit oluşum

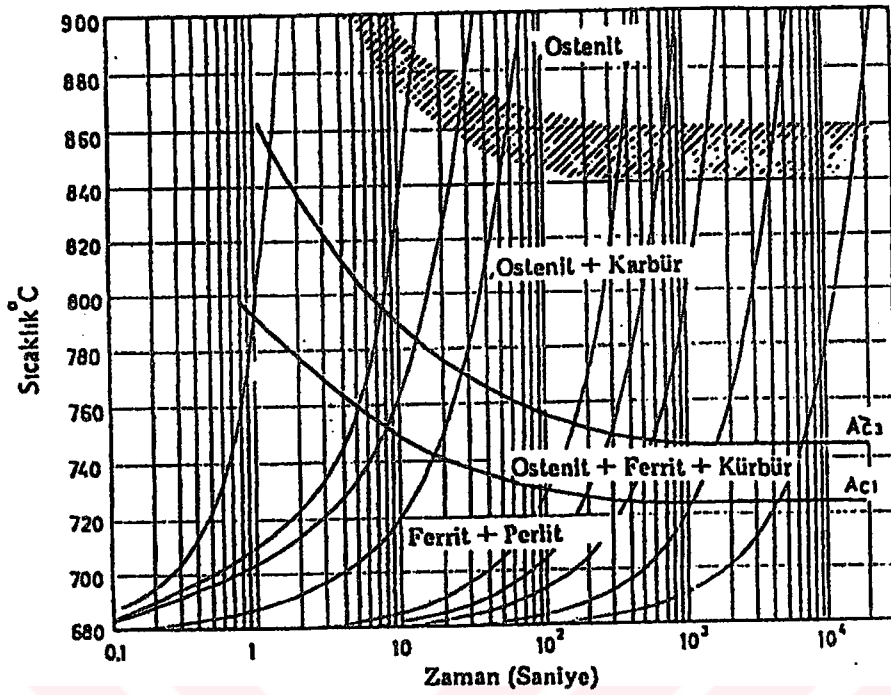
diyagramında görüldüğü gibi çeşitli kademelerde meydana gelmektedir. Speich et. al.'ın [42] östenit oluşumu için elde ettikleri diyagram Şekil 4.9'da şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 4.9. % 0.12 C - % 1.5 Mn içeren çeliğe ait östenit oluşum diyagramı,

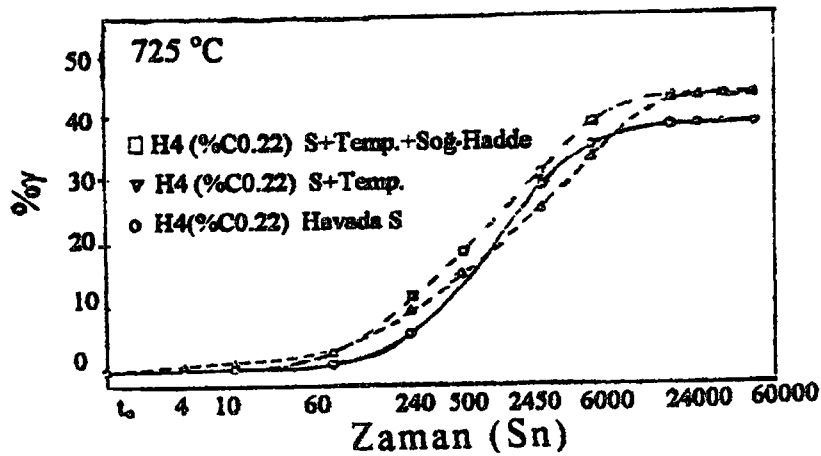
- Perlitin çözünmesi (Pearlite dissolution),
- Karbonun yayılımı kontrolü,
- Manganın yayılma kontrolü,
- Manganın dengelenmesi
- Dengelenme.

% 0.7 karbon konsantrasyonuna sahip çelik malzemenin sürekli tavlama sırasında ferrit+perlit yapısının östenite dönüşümü Şekil 4.10'da gösterilmektedir. Burada sağdan üçüncü eğri 3°C/dak'lık bir tavlama hızını temsil etmektedir.



Şekil 4.10. % 0.7 C içeren çelikte sürekli tavlama için dönüşüm diyagramı

Garcia and De Ardo'nun [39] yaptıkları araştırmalarda yeniden kristalleşmiş ferrit yada ferrit+perlit yapılarına oranla, soğuk haddelenmiş ferritik yapıda östenit fazı biraz daha hızlı oluşmaktadır. Östenit oluşum kinetiğini Şekil 4.11'de görüldüğü gibi şematik olarak ifade etmişlerdir.



Şekil 4.11. Farklı başlangıç mikroyapılarına sahip çeliklerde 725 °C'de tavlama sırasında östenitin oluşum kinetiği [39].

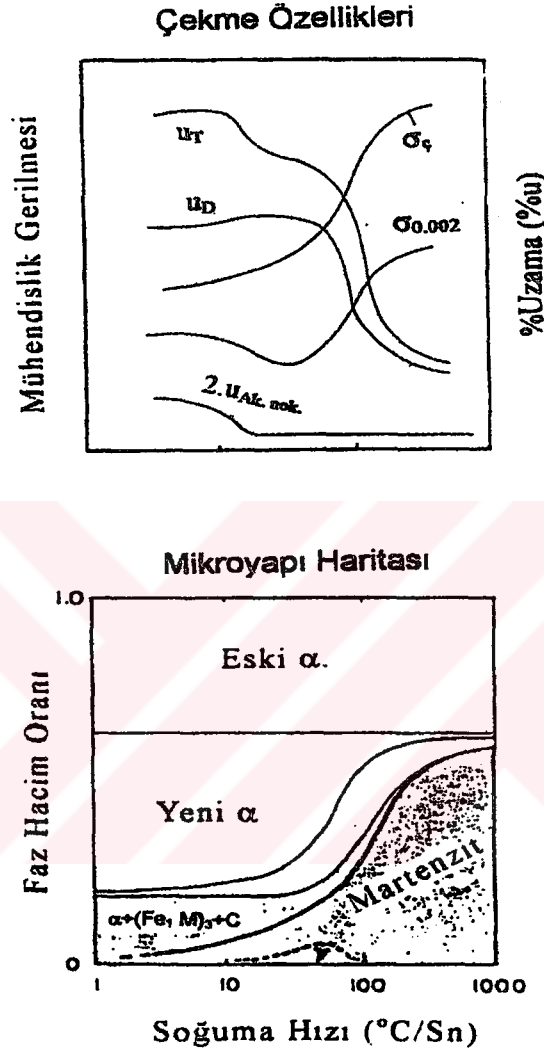
4.4. Östenitin Martensite ($\gamma \rightarrow M$) Dönüşümü (Su verme)

Çift - fazlı çelik üretiminde en önemli aşamalardan biri su verme aşamasıdır. Çünkü su verme sırasında gerçekleşen östenitin dönüşümü sonrası elde edilen mikro yapılar, çift - fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini etkilemektedir [47]. Östenitin, martensite veya diğer yapılara dönüşümü soğuma hızı, östenit tane boyutu, karbon ve alaşım elementlerinin miktarı ile doğrudan ilişkilidir. Martensit hacim oranı MHO [31] ile martensit parçacık boyutu [48] mekanik özellikler üzerinde birinci derecede etkilidir. A_1 sıcaklığının üstündeki östenitin soğuma hızı kontrol edilebilir. Ancak MHO, çok yüksek soğuma hızlarından ziyade tavlama sıcaklığı ile kontrol edilmektedir [31,49].

Genel olarak düşük karbon konsantrasyonuna sahip bu çelikler A_1 - A_3 sıcaklık aralığındaki ($\alpha+\gamma$) bölgesine kadar tavlانیp hızla soğutulduğunda, östenitin perlitte dönüşümü meydana gelmez ve östenit martensite dönüşür. Bu nedenle, östenitin büyük oranda martensite dönüşümünü gerçekleştirebilmek için kritik bir soğuma hızına (KSH) ihtiyaç vardır. Tavlama sıcaklığı ve soğuma hızı östenitin dönüşümü üzerinde etkilidir. Östenitik dönüşüm ürünlerinde soğuma hızı kayma ve difüzyon arasındaki dengeyi belirler [50]. Tavlama sıcaklığı östenit hacim oranını ve östenit içerisinde erimiş olan karbon miktarını kontrol eder [47]. Soğuma hızının yüksek olması durumunda karbon atomlarının östenit dışına difüzyonunu gerçekleştirecek yeterli süre olmayacağı için östenitin martensite dönüşümü sonrası martensitin karbon içeriği östenitin karbon içeriği ile aynıdır [51]. Alaşımsız çeliklerde, alaşımlı çeliklere oranla soğuma hızının karbon atomlarının difüzyonuna etkisi daha fazladır [52].

Matlock et. al.'ın [53], soğuma hızına bağlı olarak çizdikleri mikro yapı haritası ve oluşan fazlara bağlı olarak çekme özelliklerindeki değişim Şeil.4.12'de şematik olarak verilmektedir. Şekil 4.12'den de anlaşılacağı gibi ($\alpha+\gamma$) bölgesinden soğuma sırasında, soğuma hızına bağlı olarak , östenit;

martensit, yen ferrit, sementit veya perlite dönüşebilir. Bir miktar (~% 2-9) östenitin dönüşmemesi (kalıntı östenit) kaçınılmazdır [53,54,55].



Şekil 4.12. Çift-fazlı çelik mikro yapısı üzerine soğuma hızı etkisini göstermek için çizilen şematik mikro yapı haritası (karşılaştırma için çekme özelliklerinin değişimi de verilmiştir) [53].

Östenit tanelerinin büyüklüğü ve östenit içerisinde erimiş karbon içeriği kritik soğuma hızını düşürmektedir. Fakat kritik soğuma üzerinde en büyük etkiyi Mn diğer alaşım elementleri ile birlikte yapmaktadır. Yapılan deneysel çalışmalar sonucu kritik soğuma hızı ile ilgili ampirik bir bağıntı geliştirilmiştir [56].

$$\text{Log KSH } (^{\circ}\text{C}/\text{Sn}) = -1.7.Mn_e + 3.95 \quad (4.4)$$

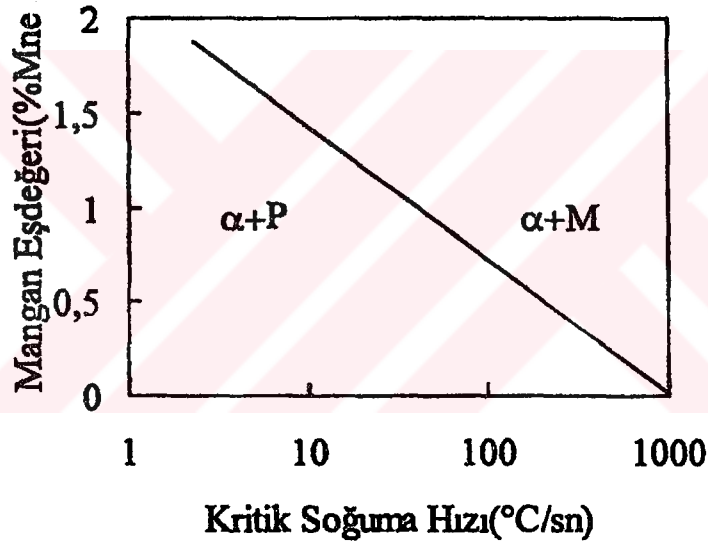
Burada;

KSH= Kritik soğuma hızı ($^{\circ}\text{C}/\text{Sn}$)

Mn_e = Mangan eşdeğeri (%)

$$Mn_e = \% \text{ Mn} + 1.3 (\% \text{ Cr}) + 2.67 (\% \text{ Mo}) \quad (4.5)$$

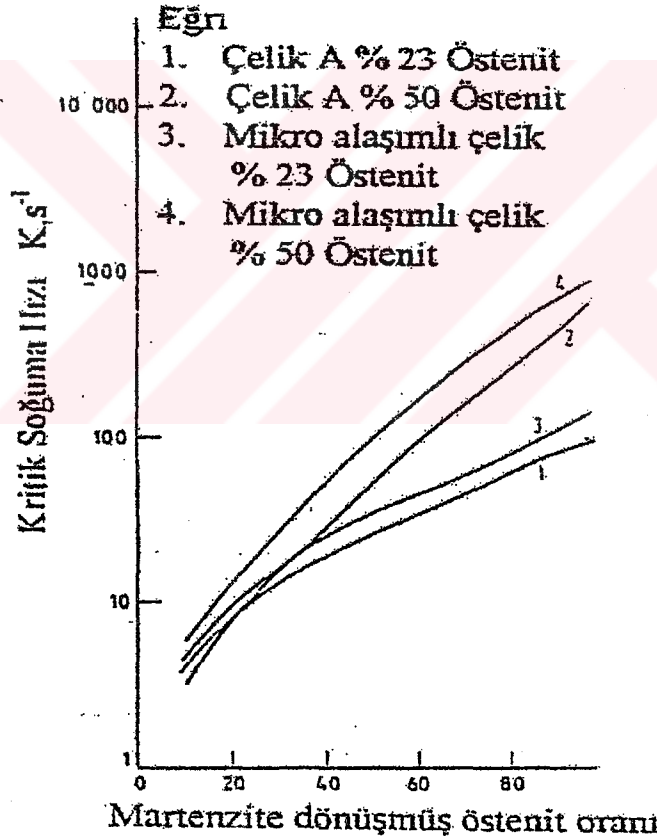
Mn eşdeğerine bağlı olarak kritik soğuma hızındaki değişim Şekil 4.13'de gösterilmektedir [57].



Şekil 4.13. % Mn_e 'ne bağlı olarak kritik soğuma hızındaki değişim.

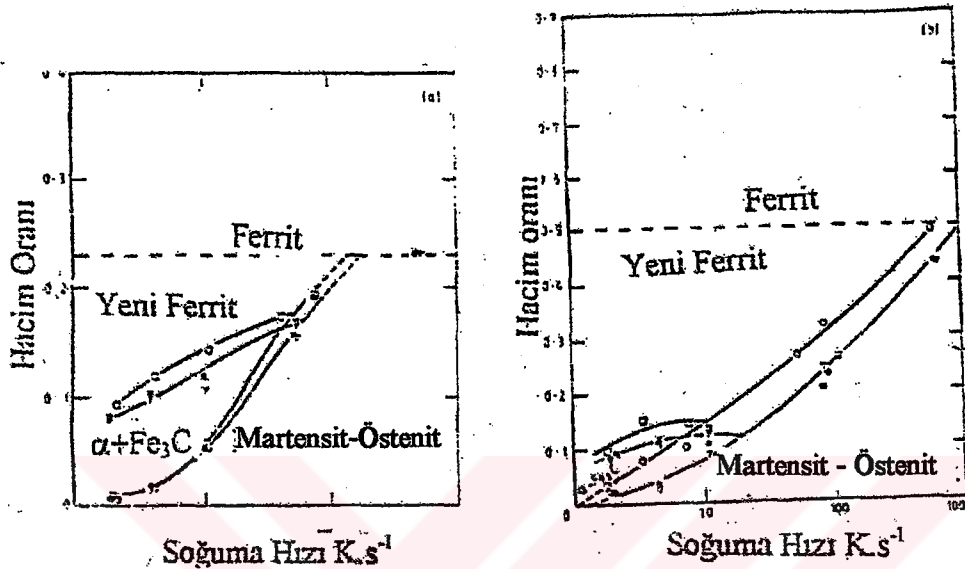
% 0.16 C, % 1.0 Mn ve % 0.08 C, % 1.2 Mn ile % 1.78 Cr'lu bir çelik üzerinde yapılan bir araştırmada yüksek soğuma hızlarında ise C'un, düşük soğuma hızlarında ise Cr'un sertleşebilirliğe katkısı olduğu gözlenmiştir. Aynı kompozisyona sahip haddelenmiş çeliklerin düşük sıcaklık uygulamaları serleşebilirliği düşürmektedir. Çünkü haddelenme östenit dağılımını artırırken ferrit/östenit ara yüzey alanını da arttırmaktadır [58,59].

Değişen karbon oranı ve alaşım elementleri ile östenitin kritik soğuma hızına bağlı olarak martensite dönüşüm miktarı Şekil 4.14(2)'de gösterilmiştir. Şekilden de anlaşılacağı gibi, % 50 oranındaki östenitin % 50 oranında martensite dönüşümü için gerekli soğuma hızı $\sim 60 \text{ KS}^{-1}$ iken, % 23 oranındaki östenitin % 50 oranındaki martensite dönüşümü için gerekli olan soğuma hızı $\sim 31 \text{ KS}^{-1}$ dir. Kritik tavlama sıcaklığında, östenit miktarının artması ile birlikte kritik soğuma hızının da artmasının nedeni, bu bölgede östenit hacim oranı (ÖHO) artarken östenitin içerdiği karbon miktarı azalmaktadır. Östenitin karbon oranı düştükçe sertleşme kabiliyeti düşmektedir [60,61].



Şekil 4.14. Mikro alaşımlı ve alaşımsız çeliklerde farklı östenit miktarlarında, östenitin martensite dönüşümünde kritik soğuma hızının etkisi [60].

Priestner ve Ajmal [62], mikro yapı haritalarında östenitin martensite dönüşüm oranı ve soğuma hızı arasındaki ilişkiyi deneysel olarak araştırmışlar ve Şekil 4.15'de şematik olarak göstermişlerdir.



Şekil 4.15. KTS'nde % 50 ve % 23 ÖHO'na sahip çeliğin mikro yapı haritaları
a) % 50 östenit, b) % 23 östenit [62].

($\alpha+\gamma$) bölgesindeki yüksek tavlama sıcaklıklarında, yapıda bulunan östenit miktarı çok, fakat östenit içerisindeki karbon oranı ise düşüktür. Düşük tavlama sıcaklıklarında ise yapıda bulunan östenit miktarı az, ancak östenitin içerdiği karbon oranı yüksektir. Bu nedenle, düşük sıcaklıklarda östenitin sertleşme kabiliyeti yüksek fakat yüksek sıcaklıklarda ise düşük olmaktadır [63].

Çift - fazlı çeliklerde östenitin martensite dönüşümü düşük sıcaklıklarda gerçekleşir ve martensitik dönüşüm sırasında meydana gelen hacimce büyüme (~% 2-4) ferrit fazında plastik deformasyona sebep olur [14]. Bu durum martensiti kuşatan ferriti şekil değişimine zorlayacağı için ferrit martensit arayüzeylerinden ferrit içerisine doğru tane sınırlarında yüksek yoğunlukta hareketli dislokasyon oluşumuna sebep olmaktadır [39].

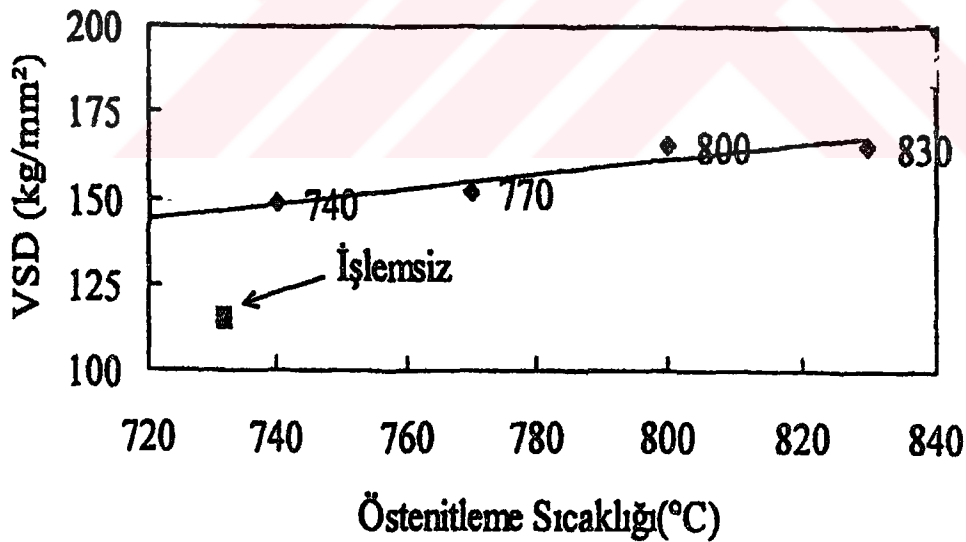
4.5. Çift - Fazlı Çelik Mikroyapısında Bulunan Fazların özellikleri

Çift - fazlı çeliklerin mikro yapıları ferrit+martensitten oluşmaktadır, ayrıca eşeksenli ve iğnesel ferit, kalıntı östenit ve sementit fazları da yapıda bulunmaktadır. Bu bölümde çift - fazlı çelik mikro yapısında bulunan ferrit, martensit ve kalıntı östenit fazlarının özellikleri ve bu fazların çift - fazlı çeliklerin mekanik özellikleri üzerine etkileri incelenmektedir.

4.5.1. Ferrit (α)

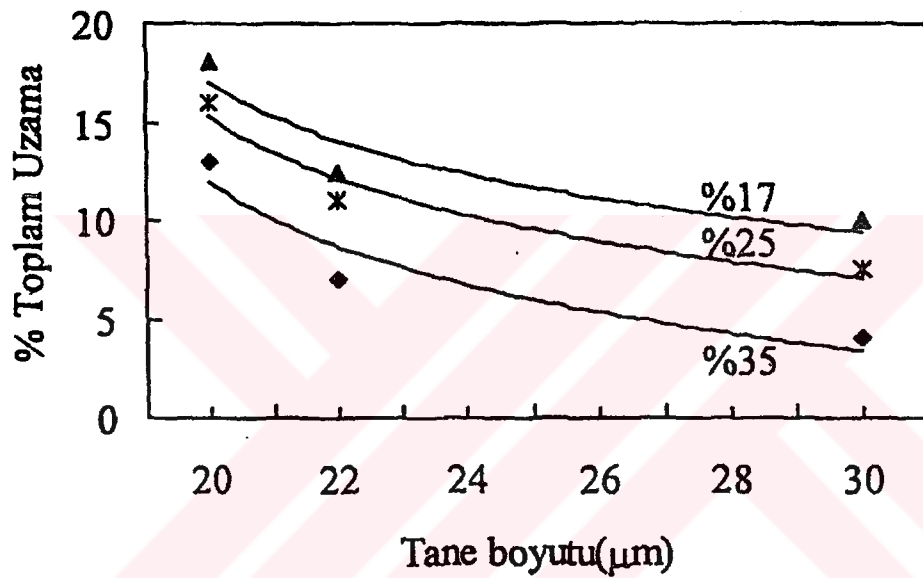
Çift - fazlı çeliklerin mekanik özelliklerine; ferritin yapı içerisindeki dağılımı, tane boyutu, ferrit matriks içerisinde bulunan çökeltiler ile arayer ve yeralan atomlarının bulunması gibi faktörler etki etmektedir [64]. Çift - fazlı çelik mikro yapısında ferrit tanelerinin eşeksenli olması tercih edilir. Bazı bileşimlerdeki çift - fazlı çeliklerde dönüşüm sıcaklıklarında oluşan iğnesel ferrit mukavemeti artırırken sünekliği azaltmaktadır [64,65]. Yeni ferritin mukavemetinin artırılması, arayer atomları (C) veya ferrit fazı içerisinde çökelen karbür ve nitrokarbürlerle sağlandığı takdirde mukavemetin artmasına karşılık, süneklikte büyük oranda düşme görülmektedir. Böylece, yüksek bir süneklik gösteren ferrit fazının üretilmesi, bu fazın karbondan arındırılması, yer alan katı eriyik yapan alaşım elementleriyle mukavemetinin artırılması ile sağlanabilmektedir [66]. Bu nedenle çift - fazlı çelik mikroyapısı üretilirken ferrit fazı içerisinde karbon atomlarının difüzyonunu artırıcı tedbirlerin alınması gerekir. Bu tedbirlerin başında, yavaş soğutma ve karbon atomlarının difüzyonunu kolaylaştırıcı alaşım elementleri ile alaşımlandırılması gelmektedir. Bu sebeple, Silisyum ve Mangan çift - fazlı çeliklerin başlıca alaşım elementleri olarak görülmektedir. Ferritin akma mukavemeti tane boyutuna bağlıdır ve Hall - Petch bağıntısı ile hesaplanabilir. Optimum mekanik özellikleri elde etmek için çift fazlı çeliklerde ferritin tane boyutu mümkün oldukça küçük tutulmalıdır.

($\alpha+\gamma$) bölgesinde tavlama sırasında hızla soğutulan düşük alaşımlı 1010 çeliğinde bile ferrit fazı içerisinde ince karbür çökeltileri oluşabilmektedir. Soğuma hızının düşük olması ferrit içerisinde sementit partiküllerinin çökmesine neden olmaktadır. Bu nedenle sünekliğin yüksek olması için ferritin temiz olması istenir [23]. Ferrit fazının mukavemetine, soğutma sonunda oluşan martensit parçacıklarının etkisini de dikkate almak gerekmektedir. Su verme sırasında martensit parçacıklarında meydana gelen % 2-4'lük hacimce büyüme, ferrit tanelerinde kalıntı gerilmelerin ortaya çıkmasına sebep olmaktadır. Bunun sonucunda ferrit tanelerinin mukavemeti artmaktadır. Şekil 4.16'da % 0.20 karbon içeren sade karbonlu çelikte üretilen çift - faz yapısında, östenitleme sıcaklığına bağlı olarak ferritin mikrosertlik değerindeki değişim görülmektedir. Şekilden de anlaşılacağı gibi ferrit fazının mikrosertliği östenitleme sıcaklığının artması ile artmaktadır. Bu durum, ferrit fazında hapsolan karbon atomlarından ziyade martensit fazının ferrit fazına etki düzeyine bağlanabilir [66].



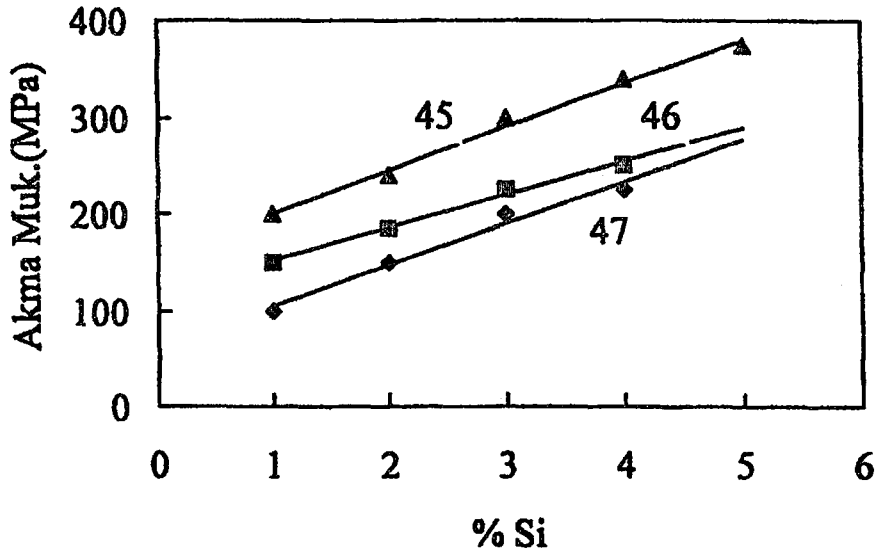
Şekil 4.16. Ferrit fazının mikro sertliğinin östenitleme sıcaklığına bağlı olarak değişimi [67].

Ferritin akma dayanımı tane boyutuna bağı olarak değışmektedir. Düşük alaşımlı çeliklerde ferrit tane boyutunun azalması akma dayanımını artırırken geğış sıcaklığını düşürmektedir. Optimum özellikleri elde edebilmek için çift - fazlı çeliklerde tane boyutu mümkün olduğunca küçük (çapı $<5 \mu\text{m}$) olmalıdır. Ferrit tane boyutunun çift - fazlı çeliklerin süneklik ve dayanımına etkisi, tane boyutu büyüdükçe süneklik ve dayanımda düşüşün meydana geldiğı görülmektedir. Bu durum Şekil 4.17'de şematik olarak gösterilmiştir.

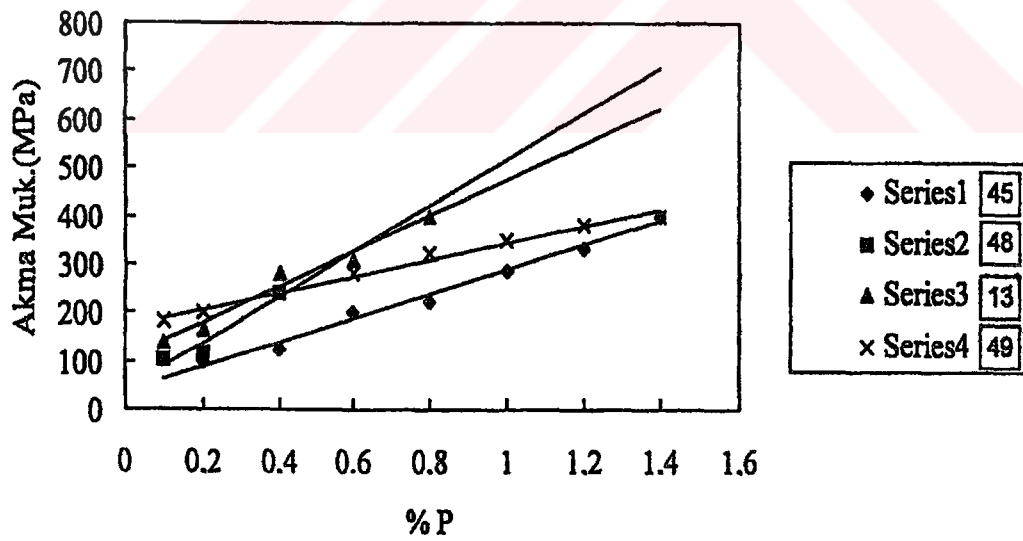


Şekil 4.17. Aynı MHO'larında (% 17, % 25, % 35) ferrit tane boyutuna bağı olarak toplam uzama değışim [66].

Si ve P gibi alaşım elementleri katılarak ferrit tane boyutunun küçültülmesi ve böylece mukavemetin artırılması mümkündür. Şekil 4.18 ve 4.19'da bu durum grafik olarak ifade edilmiştir.



Şekil 4.18. Ferrit içerisindeki % Si miktarının akma mukavemetine olan etkisi [57].



Şekil 4.19. Ferrit içerisindeki % P miktarının akma mukavemetine olan etkisi [57].

Rizk and Bourell [67] çift - fazlı çeliğin dayanımına martensit hacim oranı, martensitin dayanımı, ferritin dayanımı gibi faktörlerin yanı sıra, su verme sırasında oluşan martensitik dönüşüm ile martensit parçacıklarının komşu ferrit tanelerinde oluşturduğu yüksek dislokasyon yoğunluğunun da etki ettiğini ileri sürerek karışım kuralını kullanarak teorik olarak çift - fazlı çeliğin mukavemetini hesaplamışlardır.

$$\sigma_c = V_F \sigma_F [\varepsilon + (\rho_{dm} / C)^{1/a}]^{nf} + V_m \sigma_m \varepsilon^{nm} \quad (4.6)$$

burada;

σ_c = Çift - fazlı çeliğin plastik gerilmesi (flaw stress)

V_F = Ferrit hacim oranı

σ_F = Ferritin mukavemeti

ε = Birim şekil değiştirme

ρ_{dm} = Martensitik dönüşüm nedeni ile ferrit fazında oluşan dislokasyon yoğunluğu

V_m = Martensit hacim oranı

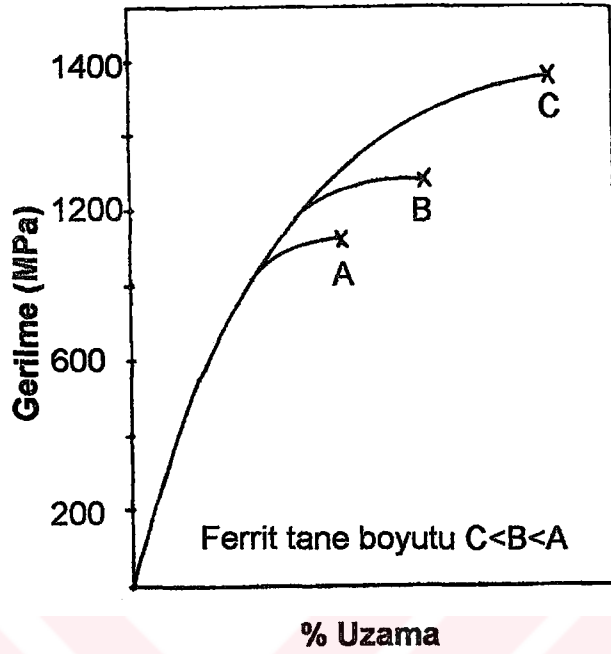
σ_m = Martensitin mukavemeti

nf = Ferritin deformasyon sertleşmesi parametresi

n_m = Martensitin deformasyon sertleşmesi parametresi

a ve c = sabit.

Çift - fazlı çelik mikro yapısında ferrit tane boyutunun mekanik özelliklere etkisini incelemek amacıyla yapılan bir araştırmada, ferrit ve martensit hacim oranları sabit tutularak ferrit tanelerinin boyutları uygulanan ısı işlemlerle değiştirilmiştir. Yapılan deneyler sonucunda ferrit taneleri küçüldükçe % uzama ve gerilme değerlerinde iyileşme olduğu gözlenmiştir [68]. Bu durum Şekil 4.20'de ifade edilmektedir.



Şekil 4.20. Çift - fazlı çeliklerde ferrit tane boyutunun gerilme ve % uzama değerlerine olan etkisi [68].

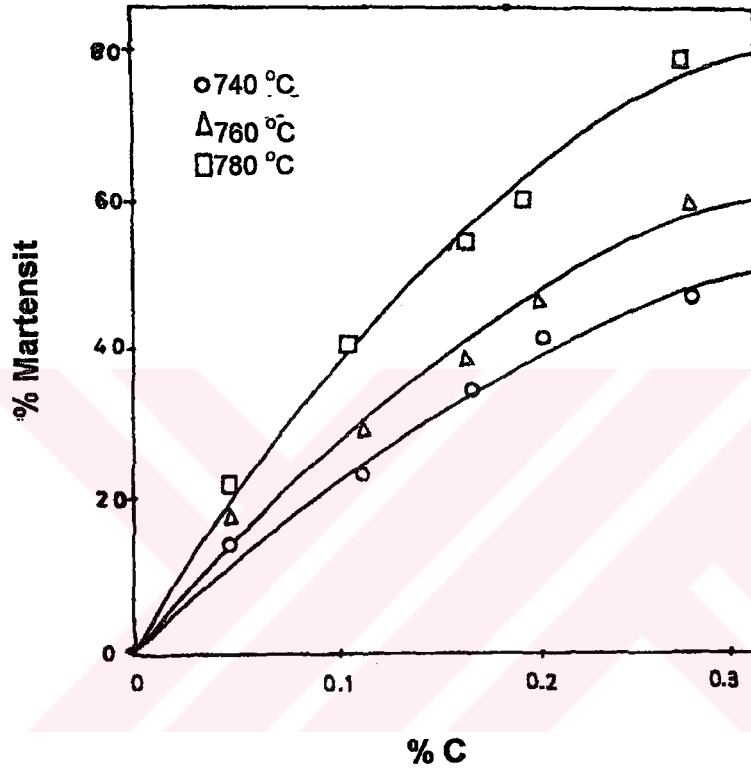
4.5.2. Martensit (M)

Çift - fazlı çeliklerde mekanik özellikleri kontrol eden en önemli faktör martensittir. Martensit fazının sertliği, martensit parçacık boyutu, martensit hacim oranı ve martensit parçacıkları arasındaki mesafe çift - fazlı çeliklerde mukavemet ve sünekliğini kontrol eden parametrelerdir. MHO'nda meydana gelen artış, dayanımın artmasına sünekliğin ise azalmasına neden olmaktadır [64,69,70].

Martensit hacim oranı, çift fazlı çelik miroyapılarında aşağıda belirtilen üç faktöre bağlı olarak değişmektedir.

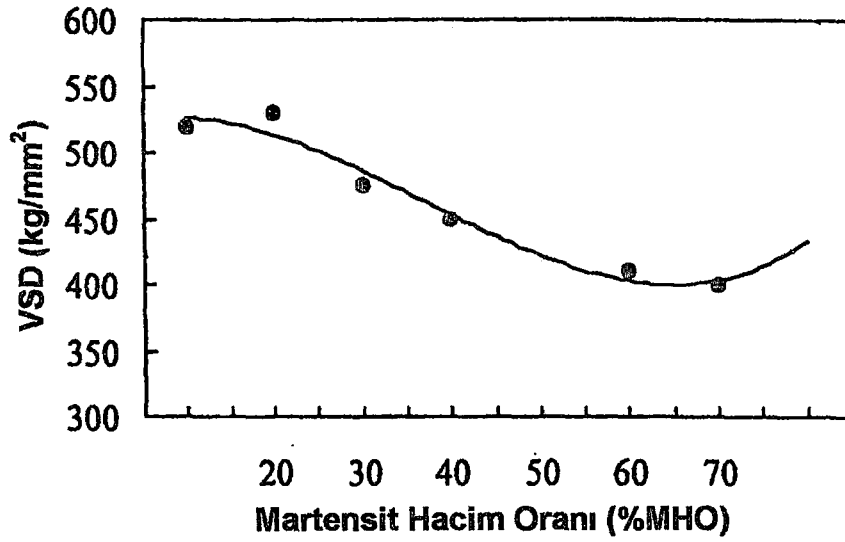
- a) Çelikteki karbon miktarı
- b) Isıl işlem sıcaklığı
- c) Östenit tanelerinin sertleşme kabiliyeti

Şekil 4.21'den de anlaşılacağı gibi çelik içerisindeki karbon miktarı ve tavlama sıcaklığına bağlı olarak çift - fazlı çelik mikro yapısındaki MHO değişmektedir. Karbon miktarı ve tavlama sıcaklığı arttıkça martensit hacim oranı artmaktadır [71].



Şekil 4.21. % 1.5 Mn içeren çeliğin, ($\alpha+\gamma$) bölgesinde tavlama sırasında karbon miktarı ve tavlama sıcaklığına bağlı olarak MHO'ndaki değişim.

Martensit fazının sertliği, dönüşüme uğradığı östenit fazının içerdiği karbon miktarına bağlı olarak değişmektedir. Östenit fazının karbon oranı ise, östenitleme sıcaklığı ile doğrudan ilişkilidir. Östenitleme sıcaklığının artması ile östenitin içerdiği karbon oranı azalmakta ve böylelikle martensitin sertliği düşmekte ancak martensit hacim oranı artmaktadır. Bu durum Şekil 4.22'de gösterilmektedir [66].



Şekil 4.22. MHO'nın mikro - sertlik üzerine etkisi [66].

Martensit fazının içerdiği karbon miktarının artması aynı MHO'ndaki malzemenin akma ve çekme değerlerinin artmasına neden olmaktadır. Martensit fazının içerdiği karbon miktarı arttıkça martensit tanelerinin sertliği artmakta ve buna paralel olarak mukavemette de artış gözlenmektedir. Martensit tanelerinin içerdiği karbon miktarı ve MHO'na bağlı olarak çift - fazlı çeliklerdeki akma ve çekme dayanımındaki değişim Şekil 4.23'de gösterilmektedir [57,66].

Martensit fazının içerdiği karbon miktarı aşağıda verilen ampirik formül ile hesaplanabilmektedir [72].

$$C_m = C_o + \frac{\rho_f}{\rho_m} \left(\frac{100}{V_m} \right) (C_o - C_f) \quad (4.7)$$

C_m = Martensit fazındaki karbon miktarı

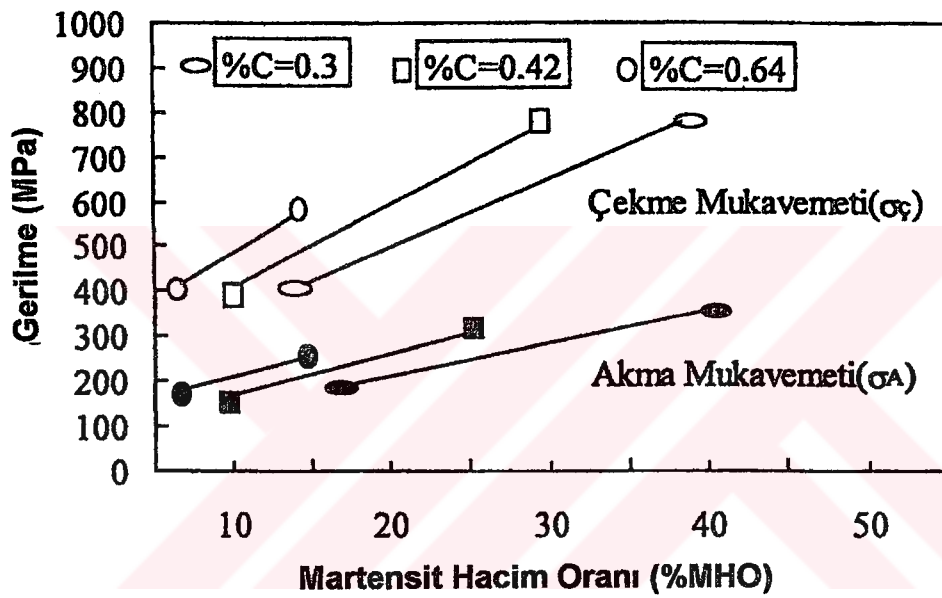
C_o = Çeliğin karbon miktarı

ρ_f = Ferritin yoğunluğu

ρ_m = Martensitin yoğunluğu

V_m = Martensit hacim oranı

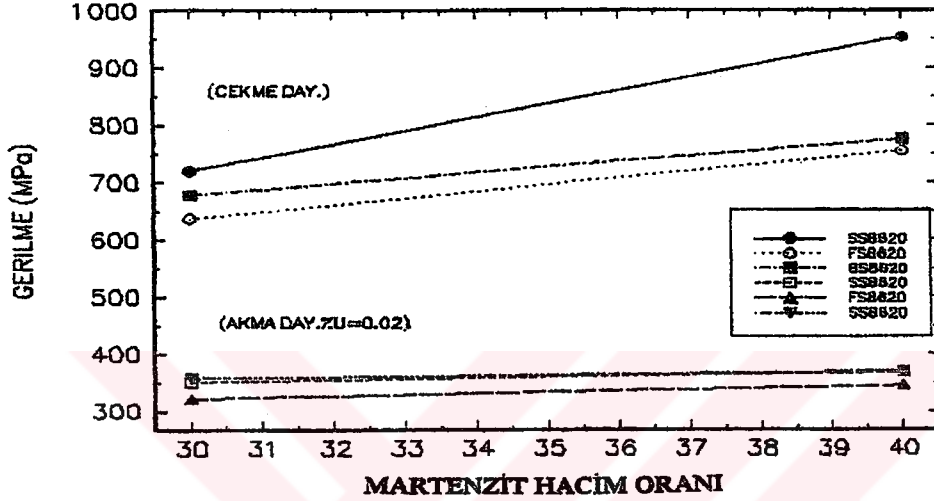
C_f = Ferrit fazındaki karbon miktarı.



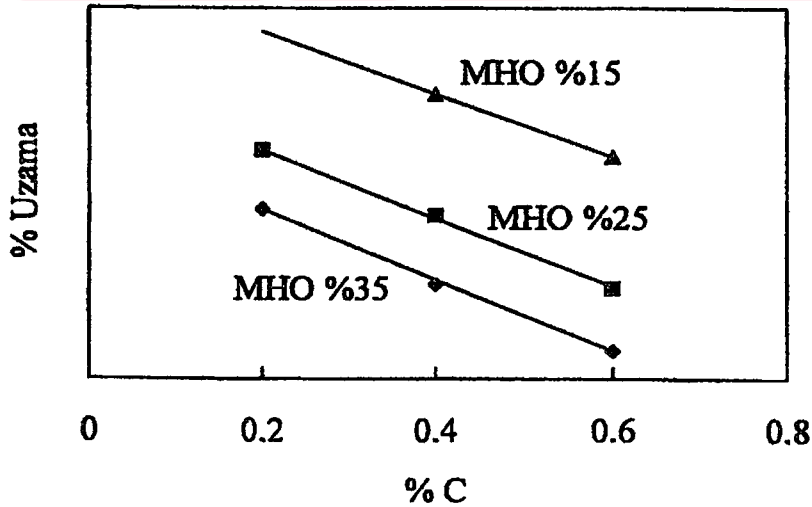
Şekil 4.23. MHO ve martensitin karbon içeriğine bağlı olarak çift - fazlı çeliklerde meydana gelen akma ve çekme dayanımındaki değişim [66].

Çift - fazlı çeliklerde östenitin perlite dönüşümü yerine, östenitin martensite dönüşümü gerçekleştiği için akma gerilmesi ve çekme dayanımında artış meydana gelmektedir. Çünkü, martensitin dayanımı perlite oranla daha fazladır [7]. Şekil 4.24'de MHO'na bağlı olarak akma ve çekme dayanımındaki değişim görülmektedir.

Çift - fazlı çelik mikroyapısındaki martensit fazı çeliğin mukavemetini arttırdığı gibi süneklik üzerine de etkisi vardır. Çelik mikroyapısındaki MHO ve martensitin içerdiği karbon miktarının % uzama değerine etkisi Şekil 4.25'de gösterilmektedir. Şekilden de anlaşılacağı gibi aynı MHO'na sahip çelikte, martensitin içerdiği karbon miktarı arttıkça % uzama azalmaktadır.



Şekil 4.24. Farklı martensit parçacık boyutuna sahip, SS, BS, ve FS çift - fazlı çelik numunelerindeki akma ve çekme dayanımındaki değişim [7].

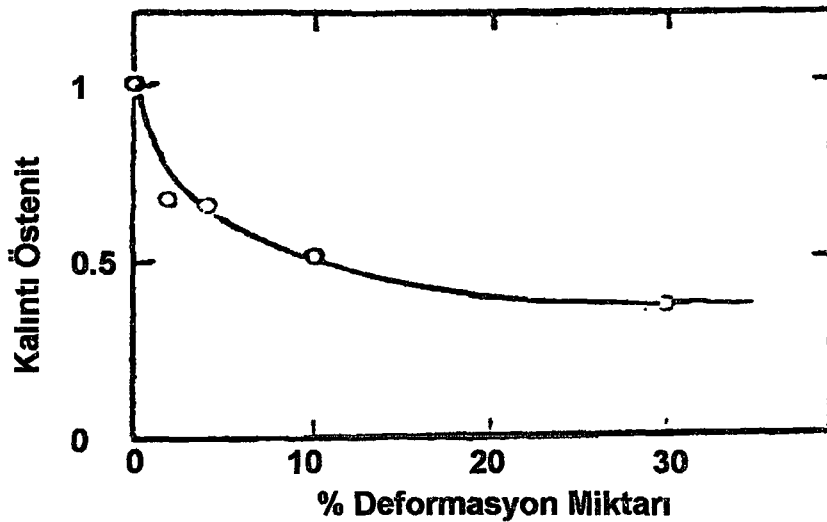


Şekil 4.25. MHO ve martensitin içerdiği karbon miktarına bağlı olarak % uzama değerlerindeki değişim [63].

Çift - fazlı çelik mikroyapısında bulunan martensit parçacıkları $1-3 \mu\text{m}$ boyutlarında olup, bir miktar kalıntı östenit içerebilirler. Çift - fazlı çelik mikroyapısında bulunan martensitin ferrit matris içerisinde bulunması nedeniyle % 100 martensitik yapıda bulunan martensite oranla daha düşük mukavemete sahiptir.

4.5.3. Kalıntı östenit

Çift - faz ısıtma işlemi sırasında su verme sonrasında östenitin tamamının martensite dönüşümü gerçekleşmediği için yapıda bir miktar ($\sim$ % 2-9) östenit dönüşmeden kalır. Yapıdaki bu östenite kalıntı östenit adı verilir [55,14]. Normal şartlarda yapıdaki kalıntı östenit hacim oranını sıfıra indirmek mümkün değildir. Östenit çok kararlı olsa dahi, çelik sıvı helyum da (-267°C) su verilse bile östenitin martensite dönüşümü tam olarak gerçekleşmez. Bir miktar kalıntı östenit yapıda dönüşmeden kalır [73]. Ancak, -70°C 'ye kadar soğutma, temperleme veya uygulanacak deformasyonla kalıntı östenitin martensite dönüşümü sağlanabilir [14]. Uygulanan deformasyon miktarına bağlı olarak kalıntı östenitin martensite dönüşümü Şekil 4.26'da gösterilmiştir [55].



Şekil 4.26. Kalıntı östenit hacim oranının deformasyon miktarına bağlı olarak değişimi [55]

Östenitin kararlılığı içerdiği karbon ve mangan miktarına bağlı olarak değişir. Östenit içerisinde karbon ve mangan miktarı arttıkça östenitin kararlılığı da artmaktadır. Östenitin kararlılığının artması Ms sıcaklığının daha düşük değerlere kaymasına neden olmaktadır [73,74]. Çift - fazlı çeliklerde kalıntı östenit üç değişik şekilde bulunmaktadır [75].

- a) Kalıntı östenit, ferrit taneleri etrafında küçük adacıklar şeklinde veya ferrit taneleri içerisinde bulunabilir,
- b) Kalıntı östenit, İkinci faz martensit ile birlikte yapıda bulunabilir ve X ışınları metodu ile tespit etmek mümkündür. Çift - fazlı yapılarında kalıntı östenitin büyük bir bölümü bu şekilde bulunmaktadır.
- c) Kalıntı östenit martensit taneleri arasında ince bir tabaka halinde bulunabilir. Bu oran %1 civarındadır.

Kalıntı östenit süneklik değerini artırır. Fakat çift - fazlı çeliklerde kalıntı östenit hacim oranı çok düşük seviyede olduğu için oluşturacağı etkilerde düşük olacaktır. Değerlendirmeler sırasında kalıntı östenitin çekme özellikleri üzerine etkisi göz önünde bulundurulmaz [55].

4.6. Alaşım Elementlerinin Çift - Fazlı Çeliklere Olan Etkisi

Çift - fazlı çeliklerde alaşım elementlerinin oluşturduğu etki aşağıdaki şekildedir;

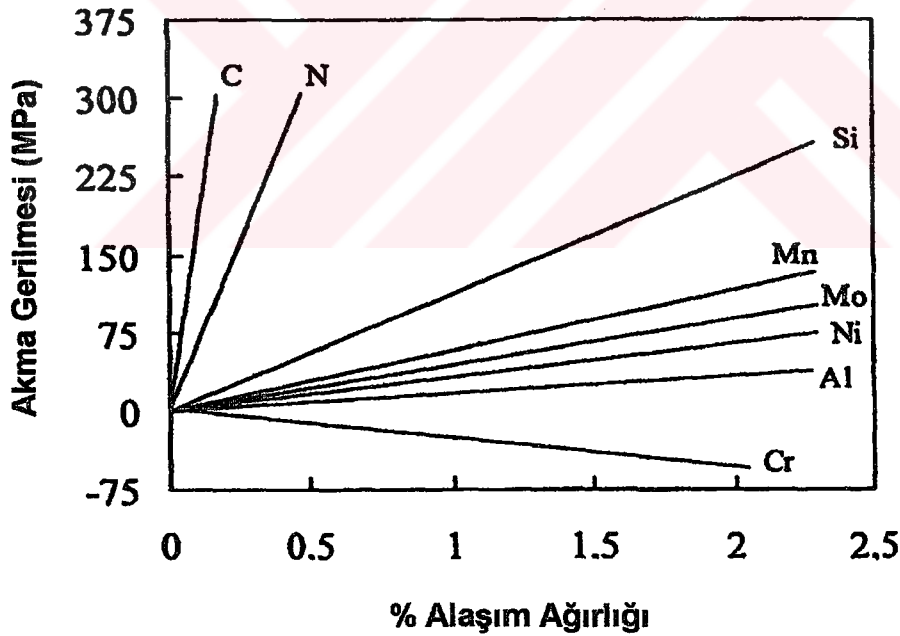
- a) Isıl işlem sırasında östenitin martensite dönüşümünü kolaylaştırarak çeliğin sertleşme kabiliyetini artırır,
- b) Çift - faz mikroyapısındaki ferritin, katı eriyik sertleşmesi veya çökelme sertleşmesi mekanizması ile sertleşmesini sağlar.

Alaşım elementleri yapı içerisinde yeralan veya arayer halinde bulunurlar. Yeralan atomlarının sağlayacağı mukavemet değeri; alaşım elementi ile esas

metalin atom çapları arasındaki fark ve alaşım elementi ile esas metalin atomları arasındaki elektron uyumu ile bağlantılıdır. Yeralan atomları büyük bir sertleşme sağlamazlar [5,76]. Arayer atomları yeralan atomlarına oranla yüksek sertleşme olanağı sağlarlar.

Ticari olarak üretilen çeliklerde alaşım elementleri sınırlı oranlarda katılmaktadır. Çünkü aşırı oranlardaki alaşım elementlerinin malzemenin sünekliği üzerine olumsuz etkileri olmaktadır.

Bu bölümde çeşitli alaşım elementlerinin çift - fazlı çelikler üzerine olan etkileri incelenecektir. Şekil 4.27'de çeşitli alaşım elementlerinin ferritin akma dayanımı üzerine etkisi görülmektedir.



Şekil 4.27. Çeşitli alaşım elementlerinin ferritin akma dayanımına olan etkisi [77].

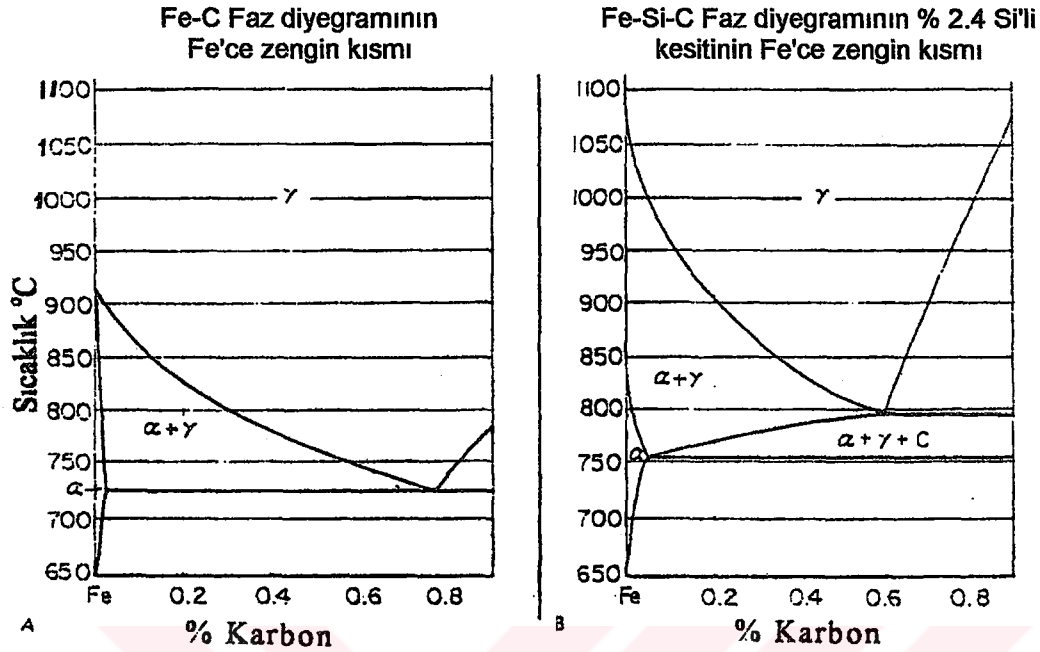
4.6.1. Karbon (C)

Çift - fazlı çeliklerde ferrit ve martensit fazlarındaki karbon miktarını kontrol etmek için karbon oranının % 0.1 veya daha az olması istenir. Malzemenin karbon içeriğinin artması ile birlikte kritik tavlama bölgesi küçüleceğinden çift - fazlı çeliklerin ısıtılma işlemi zorlaşmakta ve aynı zamanda dayanım süneklilik dengesi bozulmaktadır. Bu yüzden çift - fazlı çelik olarak üretilecek malzemelerin çok düşük karbon (< 0.3) içeriğine sahip olmaları gerekir [43].

($\alpha+\gamma$) bölgesindeki ısıtılma işlemi sırasında tavlama sıcaklığı arttıkça östenitin karbon içeriği azalacağı için dönüşümün daha dikkatli kontrol edilmesi gerekir. Çünkü östenitteki karbon miktarı azaldıkça çeliğin sertleşme kabiliyeti azalmaktadır. Ayrıca çeliğin karbon miktarının artması ile malzemenin darbe direnci ve kaynak kabiliyeti azalmaktadır. Yüksek karbon miktarları Ms sıcaklığını düşürerek östenitin kararlılığını azaltmaktadır.

4.6.2. Silisyum (Si)

Silisyum ısıtılma işlemi sırasında östenitin ferrite dönüşümünü hızlandırmaktadır [78]. Si elementi her zaman ferrit ve martensit fazları arasında homojen bir şekilde dağılır. Bu durum, KTS'nde Si'nin difüzyon hızının yavaş olmasından kaynaklanmaktadır [72]. Silisyum çökelme sertleşmesine katkıda bulunarak dayanım - süneklilik ilişkisini geliştirir. Çift - fazlı çeliklerde sünekliliğin iyileşmesi, silisyumun ferrit içerisindeki karbon miktarını azaltarak ferriti temizlemesi ile gerçekleşmektedir [31]. Si CCT diyagramında perlit burnunu sağa kaydırarak östenitin sertleşme kabiliyetini artırır ve östenitin martensite dönüşümünü kolaylaştırır. Ayrıca, A_3 dönüşüm sıcaklığı eğrisinin eğimini artırarak ($\alpha+\gamma$) bölgesini genişletir ve böylece çalışma alanı genişlemiş olur [43,64]. Bu durum, Şekil 4.28'de gösterilmektedir. Çift - fazlı çeliklerde silisyum miktarı $\sim$ % 0.5 - 2.0 oranlarında olmalıdır.



Şekil 4.28. Si'un Fe - C denge diyagramı üzerine etkisi [79].

4.6.3. Mangan (Mn)

Mangan, çeliğin A_1 - A_3 dönüşüm sıcaklıklarını ve oluşan fazların tane boyutunu küçültmektedir [43]. Bu nedenle çelik içerisindeki mangan oranının artması malzemenin dayanımını artırırken sünekliğin de azalmasına engel olmaktadır [64]. Östenitin Mn'ca zenginleşmesi östenit - ferrit ara yüzeyine yakın bölgelerde sertleşebilirlikte artış sağlanmaktadır [80]. İzotermal tavlama sırasında Mn'in dağılımı östenit - ferrit ara yüzeyini kilitleyici etki sağladığından yüksek sıcaklıklarda östenit tane boyutu soğuma sırasında aynen korunur [44].

Çift - fazlı çeliklerde Mn, malzemenin kaynak kabiliyetini düşürmemesi için sınırlı miktarda ($\sim$ % 1 - 1.5) bulunmaktadır. Çeliğin korozyon dayanımı ve darbe direncinin artmasına yardımcı olan Mn östeniti kararlı hale getirerek

sertleşme kabiliyetini artırır. Mn miktarındaki artış, gerinim yaşlanmasını geciktirici bir etken olan ince karbür dağılımına yol açar, ancak çeliklerde Mn ve C'un segregasyonu bandlaşmaya yol açmaktadır.

4.6.4. Molibden (Mo)

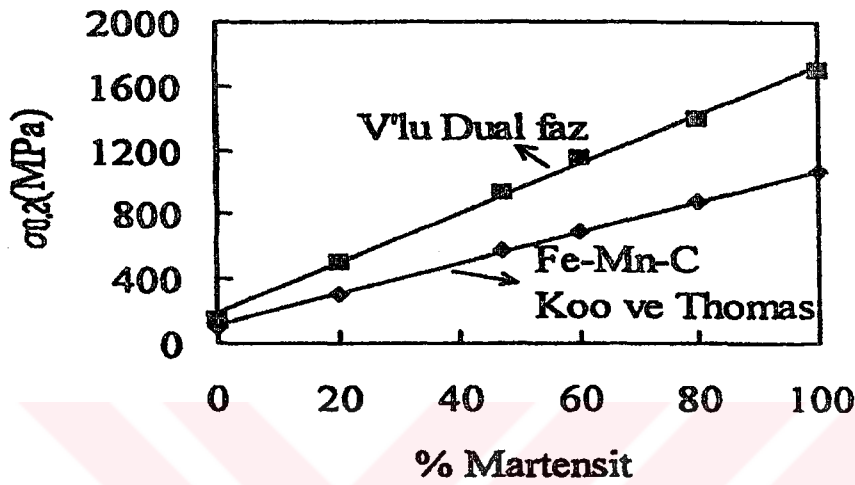
Molibden, çift - fazlı çeliklerde ($\alpha+\gamma$) bölgesinde tavlama sonrasında oluşan östenitin sertleşme kabiliyetini artırırken, martensitik dönüşümü teşvik eder [43,64]. Ayrıca, Mo CCT diyagramındaki perlit burnunu sağa doğru kaydırarak soğuma sırasında perlitin oluşma ihtimalini azaltır [64]. Molibden de silisyum gibi A_3 dönüşüm sıcaklığı eğrisinin eğimini artırarak ($\alpha+\gamma$) bölgesini genişletir ve böylece çalışma alanı genişlemiş olur [43]. Çift - fazlı çeliklerde molibdenin tane boyutuna etkisi yoktur [69].

Çift - fazlı çeliklerde molibdenin sertlik üzerine çok büyük etkisi vardır. Aynı ısıtma işlem şartlarında molibden içeren çelik , vanadyum içeren çelikten daha iyi sertleşme kabiliyetine sahiptir. Çift - fazlı çeliklerde molibden % 0.1 - 0.5 oranlarında bulunmaktadır [64].

4.6.5. Vanadyum (V)

Vanadyum'un çift - fazlı çeliklerdeki etkisi tam olarak bilinmemekle beraber, ferrit ve perlitin oluşumunu engellediği bilinmektedir. Çift - fazlı çelik içerisindeki vanadyum oranı karbinitrür oluşumunu engellemek amacıyla mümkün olduğunca az olmalıdır ve çökeltide % 0.03 oranında vanadyum bulunması yaşlanmayı engellemektedir [64]. Çelik içerisine vanadyum ilavesi ile östenitin sertleşme kabiliyeti artmakta ve ferritin tane boyutu küçülmektedir. Vanadyum, ferrit içerisinde ince çökeltilerin oluşmasına ve ferrit - martensit ara yüzeyinde süreksiz çökelmeye sebep olmaktadır [48].

Vanadyum östenit içerisindeki çözünürlüğü titanyum ve niobyuma oranla daha yüksektir [64]. Şekil 4.29'da vanadyumlu çift - fazlı çelik ile vanadyumsuz çeliklerin % MHO ile 0.2 akma gerilmesi arasındaki değişim verilmektedir [81].



Şekil 4.29. Vanadyumlu çift - fazlı çeliği ile vanadyumsuz çeliğin % MHO'nın fonksiyonu olarak $\sigma_{0.2}$ akma gerilmesindeki değişim.

4.6.6. Niobyum (Nb)

Çift - fazlı çeliklere niobyum ilavesi ile bu çeliklerin mekanik özelliklerinde büyük bir değişim olduğu gözlenmektedir. Çelik içerisine % 0.02 Nb ilavesi ile malzemenin akma dayanımının 70 - 100 N/mm² oranında artmasına neden olmaktadır. Çünkü Nb sayesinde mikroyapıda önemli derecede tane küçülmesi meydana gelmektedir. Ayrıca akma dayanımı, katı eriyik sertleşmesi ve çökelme sertleşmesi ile de artmaktadır [2]. Niobyum, Si ve Mn gibi A₃ dönüşüm sıcaklığı eğrisinin eğimini artırarak ($\alpha+\gamma$) bölgesini genişlemesine neden olmaktadır. Bu alaşım elementinin oluşturduğu karbinitrürler tavlama sıcaklıklarında çözeltiye girmezler.

4.6.7. Alüminyum (Al)

Alüminyum, karbonu aktive ederek ferritin sünekliğini artırır. Ferrit - martensit ara yüzeyinde karbür oluşumunu engeller. A_3 sıcaklık eğrisinin eğimini arttırarak ısıtılma alanını genişletir ve dönüşüm sıcaklıklarını yükseltir. Alüminyum tane küçültücü bir element olduğu için çeliğin darbe direnci artmaktadır. Ancak ferrit içerisindeki azotu alıp bağladığından ferrit içerisindeki azot atomları azalacak ve ferritin mukavemeti dolayısı ile akma dayanımında azalacaktır; diğer yandan azot çökeltileri dislokasyon hareketlerine engel olarak akma gerilmesinin artmasına sebep olabilmektedir. Bu olaylardan hangisi daha baskın çıkarsa alüminyumun çeliğe olan etkisi o yönde gelişmektedir [2].

4.6.8. Krom (Cr)

Çift - fazlı çeliklerde krom, CCT diyagramında beynit oluşumunu geciktirici bir etkiye sahiptir. Östenitin sertleşme yeteneğini arttırarak martensit parçacıklarının birbirlerine bağlayıcı özelliğini iyileştirir [43,64]. Kromun, yapıda düşük oranlarda bulunması düşük karbonlu çeliklerde olumlu etki yaparken, fazla miktarlarda bulunduğunda çeliğin derin çekme özelliğini azaltmaktadır. Genel olarak krom, bakır ve fosfor elementleriyle beraber kullanıldığında malzemenin korozyon direnci artmaktadır [2].

4.7. Çeşitli Alaşım Elementleri İle Alaşımlandırılmış Çift - Fazlı Çeliklerin Gerilme Değerleri

Çift - fazlı çeliklerin mekanik özelliklerinde, içerdiği alaşım elementine bağlı olarak değişim görülmektedir. Bu değişim Çizelge.4.1 - 4.2'de verilmiştir. Çizelge.4.1 ve 4.2'den de anlaşılacağı gibi sabit karbon (C) miktarlarında

Mn miktarı çoğaldıkça mukavemet değerlerinde artış görülmektedir. Ayrıca aynı karbon (C) miktarlarında yapısında Mo bulunmayan çeliğin gerilme değerleri, yapısında Mo bulunan çeliğe oranla daha ^{düşük} yüksek çıkmaktadır. Çizelge.4.1 ve 4.2 birlikte incelendiğinde benzer karşılaştırmalar yapılabilir [57].

Çizelge 4.1. Değişik oranlarda alaşımlandırılmış çift - faz numunelerinin kimyasal kompozisyonu [57].

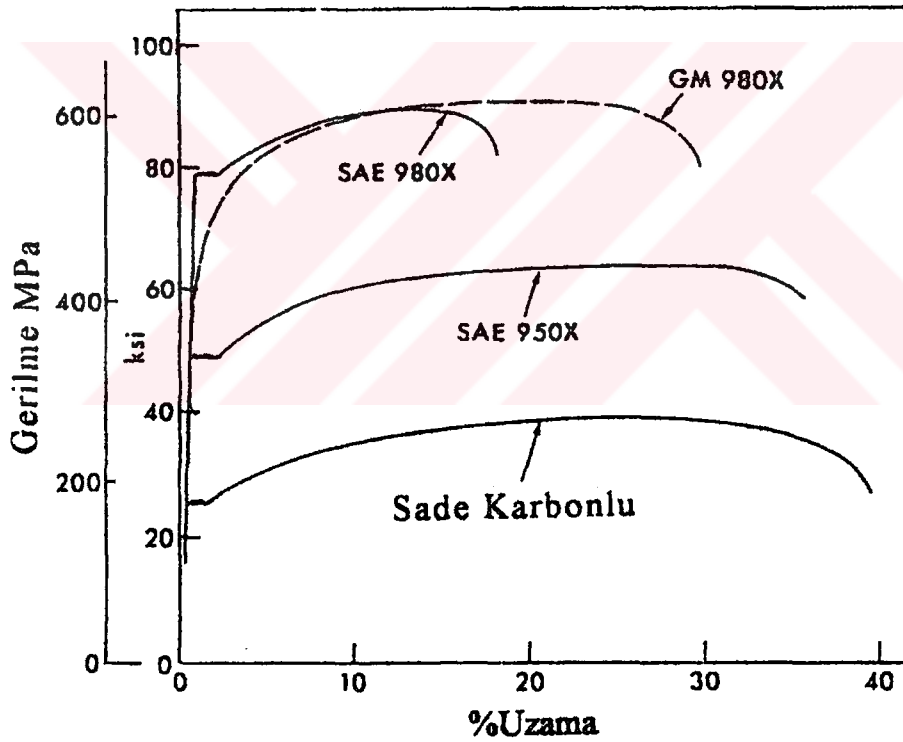
Çelik No	Alaşım Elementi (% Ağırlık olarak)							
	C	Mn	Si	Mo	P	S	N	Al
1	0.11	1.27	0.57	0.15	0.009	0.005	0.008	0.06
2	0.11	1.49	0.56	0.15	0.010	0.005	0.008	0.06
3	0.08	1.43	0.54	-	0.006	0.006	0.005	0.05
4	0.08	1.44	0.56	0.10	0.006	0.006	0.005	0.04
5	0.11	1.46	0.55	-	0.006	0.006	0.005	0.06
6	0.11	1.46	0.56	0.10	0.006	0.006	0.005	0.05

Çizelge 4.2. Değişik oranlarda alaşımlandırılmış çift - faz numunelerinin gerilme değerleri [57].

Numune No	Tavlama Süresi (dak.)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_2 (MPa)	σ_f (MPa)
1	1	291	431	620
1	3	275	440	633
2	1	288	487	671
2	3	316	512	686
3	1	438	445	520
3	3	384	398	524
4	1	342	402	594
4	3	307	405	603
5	1	452	454	549
5	3	433	438	545
6	1	331	441	660
6	3	353	464	676

5. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ

Çift-fazlı çelikler yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (YMDA) çelikler ile karşılaştırıldıklarında benzer çekme dayanımlarına ancak yüksek üniform ve toplam uzama değerlerine sahip oldukları görülmektedir. Bu nedenle çift-fazlı çelikler yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (YMDA) çeliklere oranla oldukça iyi mekanik özelliklere sahiptirler. İdeal bir çift-fazlı çelik; yüksek çekme dayanımı, pekleşme hızı, düzgün ve toplam uzama ile düşük akma dayanımı gibi mekanik özelliklere sahip olmalıdır [82]. Sade karbonlu çelik, SAE 980X, SAE 950X ile GM 980X (çift-fazlı) çeliklerin çekme diyagramları Şekil 5.1'de karşılaştırmalı olarak verilmiştir [3].



Şekil 5.1. Sade karbonlu çelik, SAE 980X, SAE 50X ile GM 980X (çift-fazlı) çeliklerin nominal gerilme - % uzama eğrileri [3].

Ticari 980X çeliğinden elde edilen çift-fazlı çeliğin akma dayanımı 550 MPa'dan 380 MPa (80 Ksi'den 50 Ksi'ye) değerine düşmüş, toplam uzama

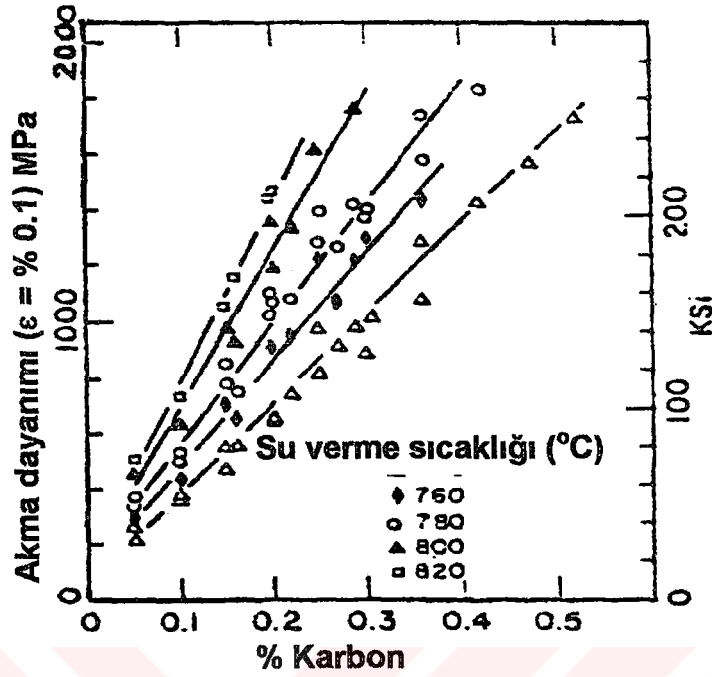
%18 değerinden % 27 değerine yükselmiş ve çekme dayanımı 690 MPa olarak gerçekleşmiştir. Bu sonuç çekme dayanımında bir kayıp olmadığını göstermektedir [3].

5.1. Akma Dayanımı

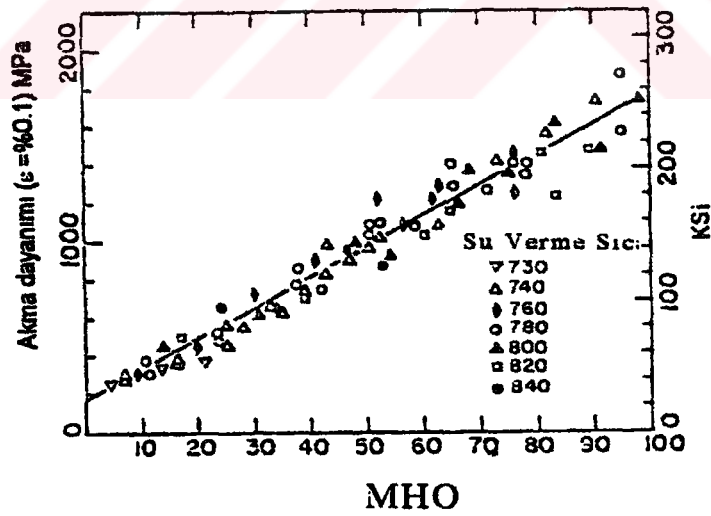
Şekil 5.1'den de anlaşılacağı gibi çift-fazlı çelikler belirgin bir akma noktası göstermemekte ve YMDA çeliklere oranla daha düşük akma dayanımı değerleri sergilemektedirler. Buna sebep olarak çift-faz ısıtılma işlemi sırasında martensitik dönüşüm esnasında meydana gelen % 2-4 oranındaki hacimce büyümenin neden olduğu deformasyondan dolayı martensite sınır ferrit tane sınırlarında oluşan hareketli dislokasyonlar ve kalıntı iç gerilmeleri gösterilmektedir [3,6,83]. Çift-fazlı çeliklerde YMDA çeliklere oranla düşük olan akma dayanımı sadece temperleme veya ön soğuk deformasyon işleminden sonra yapılacak temperleme işlemi ile artırılabilir [84,85].

Çift-faz ısıtılma işlemi sırasında, yüksek tavlama sıcaklığı nedeni ile martensit parçacıkları arasındaki mesafenin büyük olması veya yavaş soğutma nedeni ile östenitin martensite ($\gamma \rightarrow M$) dönüşümünün tam olarak gerçekleşmemesinden dolayı yapıda martensitin yanında perlitinde bulunması çift-fazlı çeliklerde sürekli akmaya sebep olabilir.

Çift-fazlı çeliklerde akma dayanımı MHO'na bağlı olarak değişmektedir. Sabit KTS'nda malzemenin karbon içeriğinin artması ile MHO artmakta veya sabit karbon oranlarında KTS'nin artması ile MHO'nda artış meydana gelmektedir [70,86]. Bu durumda malzemenin karbon miktarı ve ısıtılma sıcaklıkları numunenin akma dayanımını değiştirmektedir. Malzemenin karbon miktarı ve suverme sıcaklığına bağlı olarak akma dayanımındaki değişim Şekil 5.2'de verilmektedir [84] Akma dayanımında meydana gelen artış MHO ile doğru orantılıdır. MHO'na bağlı olarak akma dayanımındaki değişim Şekil 5.3'de verilmiştir [42,68,70,84].



Şekil 5.2. Su verme sıcaklığı ve malzemenin karbon içeriğinin bir fonksiyonu olarak Fe-Mn-C alaşımlı çift-fazlı çeliklerin akma dayanımında meydana gelen değişimler [84].



Şekil 5.3. Fe-Mn-C alaşımında MHO'nun fonksiyonu olarak akma dayanımındaki değişim [33].

Çift-fazlı çeliklerde MHO'nun yanı sıra ($\alpha + \gamma$) bölgesinden yapılan kiritik soğuma hızıda (KSH) malzemenin akma dayanımını önemli ölçüde

etkilemektedir. Yapılan çalışmalarda çift-faz ısıtma işlemi sırasında hızlı soğutma ile üretilen malzemenin akma dayanımı yavaş soğutma ile üretilmiş malzemenin akma dayanımından daha yüksektir [87].

Çift-fazlı çeliklerde ferrit ve martensit fazındaki şekil değişiminin (deformasyonun) eşit olduğu kabul edilerek akma ve çekme mukavemetleri "karışımlar kuralına" göre;

$$\sigma_A = \sigma_{A,f}^0 (V_f / 100) + \sigma_{A,m}^0 (V_m / 100) \quad (5.1)$$

$$\sigma_{\phi} = \sigma_{\phi,f}^0 (V_f / 100) + \sigma_{\phi,m}^0 (V_m / 100) \quad (5.2)$$

bağıntıları ile hesaplanabilir. Burada;

- σ_A = Çift-fazlı çeliğin akma mukavemeti,
- $\sigma_{A,f}^0$ = % 100 ferritik yapının akma mukavemeti,
- $\sigma_{A,m}^0$ = % 100 martensitik yapının akma mukavemeti,
- σ_{ϕ} = Çift-fazlı çeliğin çekme mukavemeti,
- $\sigma_{\phi,f}^0$ = % 100 ferritik yapının çekme mukavemeti,
- $\sigma_{\phi,m}^0$ = % 100 martensitik yapının çekme mukavemeti,
- V_f = Çift-fazlı yapıda bulunan ferrit hacim oranı,
- V_m = Çift-fazlı yapıda bulunan martensit hacim oranı.

Martensit fazının akma mukavemeti bu fazın içerdiği karbon miktarına bağlı olarak değişmektedir. Martensit fazının akma mukavemeti [88],

$$\sigma_{A,m} \text{ (MPa)} = 620 + 2585 C_m \quad (5.3)$$

bağıntısı ile hesaplanabilir. Martensitin içerdiği karbon miktarı olan C_m ise;

$$C_m = 100 (C_o / V_m) \quad (5.4)$$

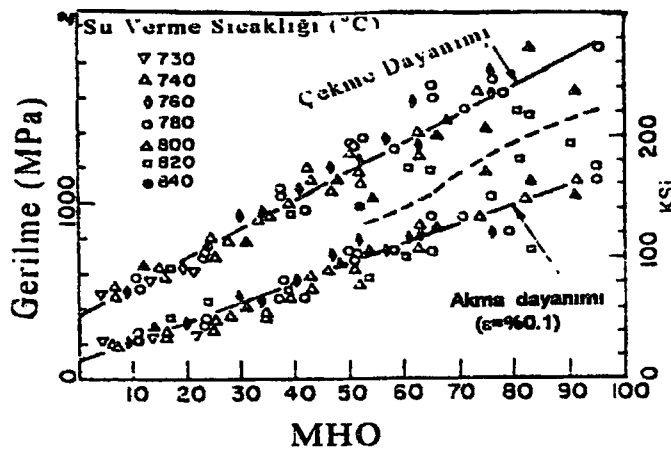
Bağıntısı ile hesaplanabilir.

C_o = Çeliğin içerdiği karbon miktarıdır.

5.2. Çekme Dayanımı

Çift-fazlı çeliklerin çekme mukavemeti, martensit hacim oranına bağlı olarak değişmektedir. Bu durum Şekil 5.4'de gösterilmektedir. Bu çeliklerin YMDA çelikleri ile benzer mukavemet değerleri sergilemektedirler; ancak optimum dayanım süneklik değerlerini sağlaması açısından çift-fazlı çelikleri daha cazip kılmaktadır. Optimum dayanım süneklik değerlerine ulaşmak için malzemenin %15-25 MHO'na sahip olması istenir [84]. Böylece çekme dayanımından fazla taviz vermeden % uzama değeri iyileştirilmiş olur. Davies [84], MHO'nın bir fonksiyonu olarak çift-fazlı çeliklerin çekme dayanımını aşağıdaki eşitlik ile ifade etmiştir.

$$\sigma_c = 235 + 8,3\% M \quad (\text{MPa}) \quad (5.5)$$



Şekil 5.4. Fe-Mn-C alaşımlı çift-fazlı çeliklerde MHO'nın fonksiyonu olarak akma ve çekme dayanımındaki değişim [84].

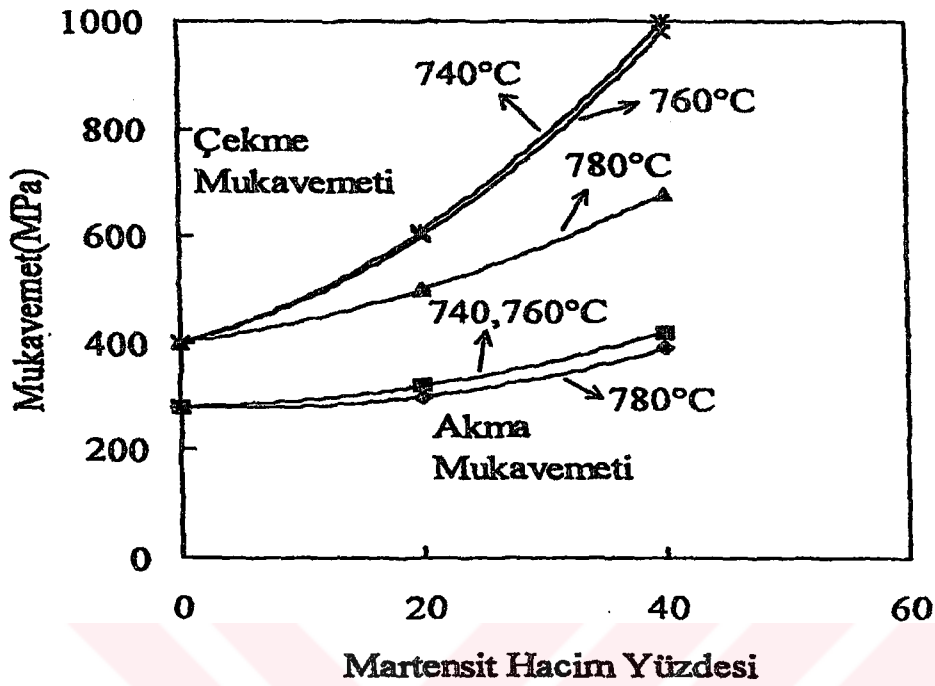
MHO'nın yanı sıra malzemenin karbon içeriğinde çift-fazlı çeliklerin çekme dayanımını etkilemektedir. Dayanımı etkileyen diğer bir unsur ise tavlama sıcaklığıdır. Tavlama sıcaklığındaki artışa paralel olarak, tane boyutunda meydana gelen artış çekme dayanımını düşürmektedir. EŞ.5.6 [31] ve Eş.5.7 [89]'de çift-fazlı çeliklerde tane boyu çekme dayanımı ilişkisi verilmektedir.

$$\sigma_c = 8.27 \cdot d^{-1/2} \quad (5.6)$$

$$\sigma_c = 7.42 \cdot d^{-1/2} \quad (5.7)$$

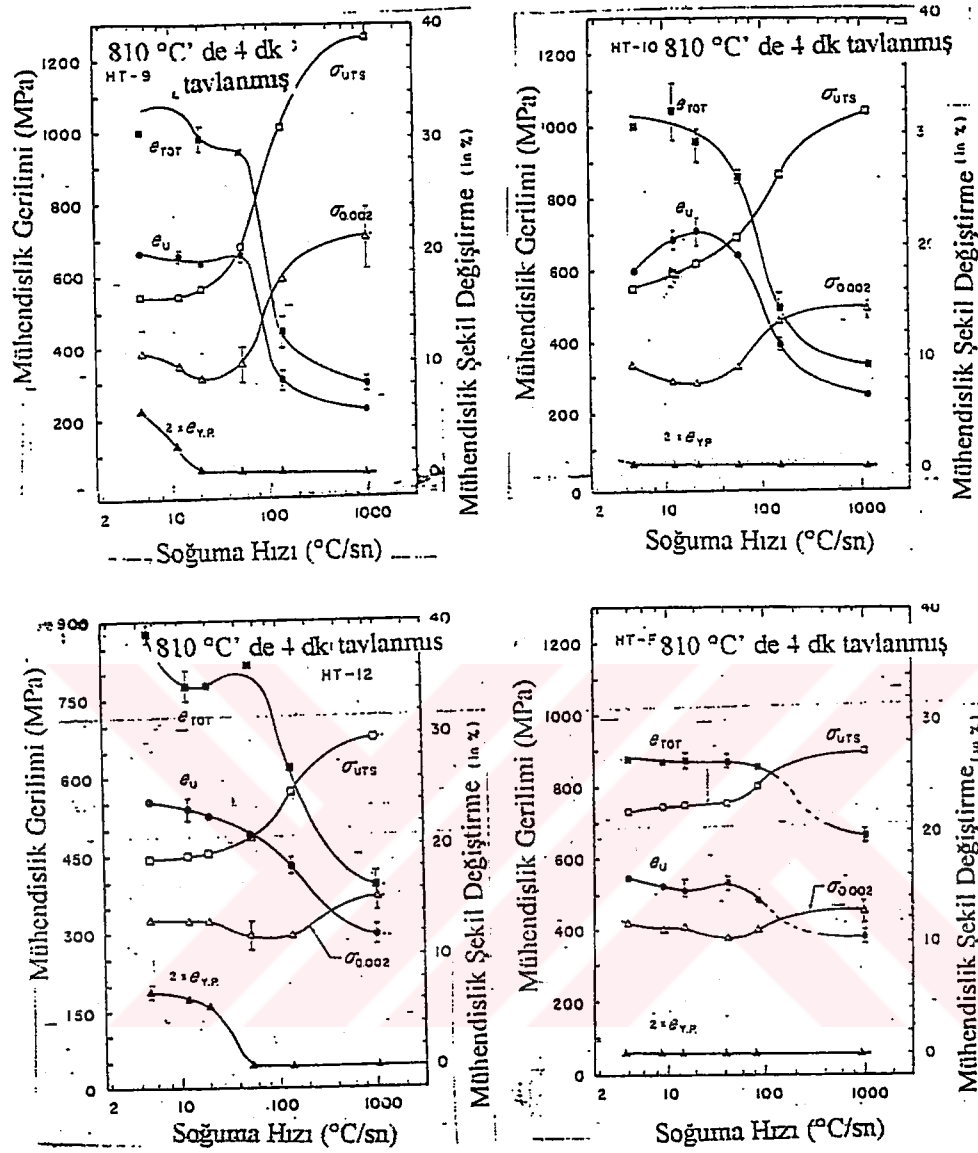
Şekil 5.5'de de görüldüğü gibi sabit MHO'nda tavlama sıcaklığı arttıkça çift-fazlı çeliklerde çekme ve akma dayanımında azalma görülmektedir. Buna martensit fazının karbon miktarının azalması neden olmaktadır.

Çift-fazlı çelik mikroyapısında ikinci faz konumunda bulunan martensitin miktarı tavlama sıcaklığı ve malzemenin içerdiği karbon miktarından başka östenit fazının sertleşme kabiliyetine bağlı olarak değişmektedir. Dolayısı ile A_3 dönüşüm sıcaklığına yaklaştıkça östenit fazının içerdiği karbon miktarı azalacağından martensitin yanında kalıntı östenit ve beynit gibi birtakım fazlar oluşacaktır. Bu durum çekme dayanımında bir düşmeye sebep olmaktadır. Bunu önlemek için soğuma hızı ve östenit fazının sertleşme kabiliyetini arttırıcı tedbirler almak gerekmektedir [68,90].



Şekil 5.5. MHO'na bağlı olarak çift -fazlı çeliklerin %0.2 akma ve çekme dayanımlarındaki eğişim [88].

Huppi [91], 1.4 Mn ve 0.3 Si'li çeliklerde soğuma hızının mekanik özellikler üzerine etkilerini incelemiştir. Yüksek soğuma hızları ile elde edilen dört farklı kompozisyona sahip numunenin % uzaması düşerken akma ve çekme dayanımı artmıştır. Deneye tabi tutulan her numunede düşük soğuma hızlarında süreksiz bir akma dayanımı gözlenmiştir [91]. Bu durum Şekil 5.6'da şematik olarak verilmektedir.

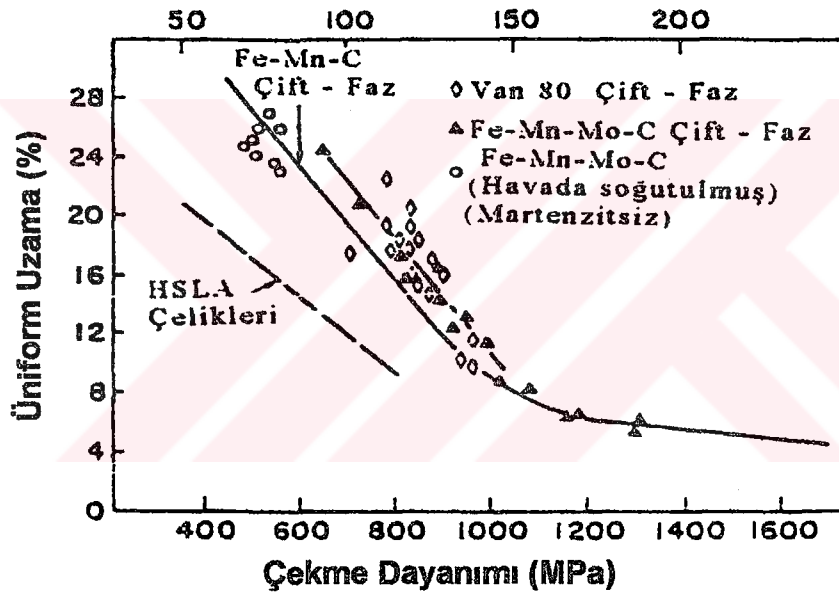


Çelik	C	Mn	Si	N	V	Cb
HT-9	0,15	1,37	0,27	0,0048	0,005	<0,005
HT-10	0,12	1,42	0,29	0,0060	0,045	<0,005
HT-12	0,084	1,47	0,34	0,010	0,003	0,053
MAXIFORM 80	0,082	1,40	0,52	0,017	0,096	0,11
HT-F						

Şekil 5.6. Farklı kompozisyonlara sahip numunelerde soğuma hızının mekanik özelliklere etkisi [91].

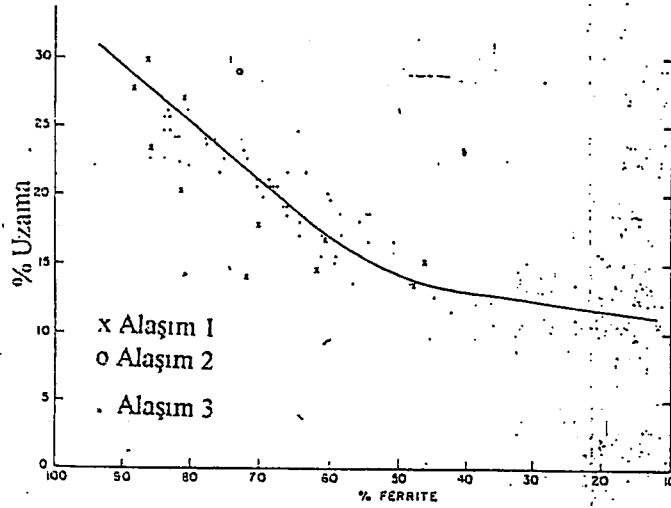
5.3. Süneklik

Çift-fazlı çelikleri, aynı mukavemet değerlerine sahip YMDA çeliklerin yanında üstün kılan bir özellikte iyi bir süneklik değerine sahip olmalarıdır. Aynı çekme mukavemeti değerinde YMDA çeliklerin % 18-20, çift-fazlı çeliklerin % 30 toplam uzama göstermeleri çift-fazlı çeliklerin daha sünek olduklarını göstermektedir. Bu durum çift-fazlı çeliklerin ticari olarak ilgi çekmesini sağlamıştır [6]. Çekme dayanımının bir fonksiyonu olarak düzgün uzama değerlerindeki değişim Şekil 5.7'de HSLA çelikleri ile birlikte verilmiştir.



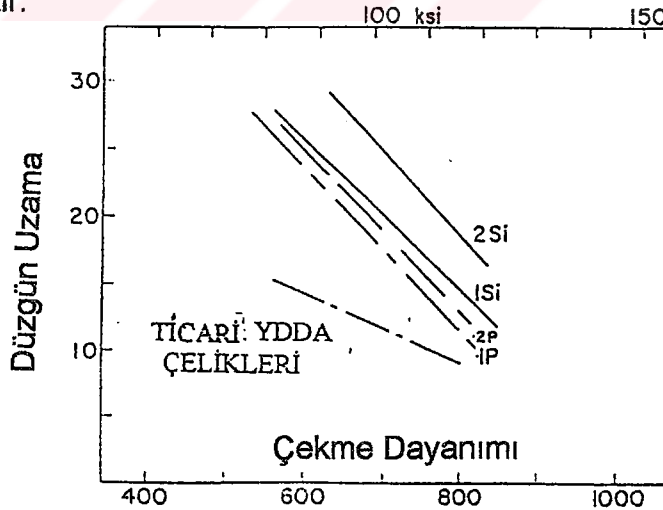
Şekil 5.7. Çekme dayanımının bir fonksiyonu olarak çeşitli çeliklerde üniform uzama değerlerindeki değişim [84].

Çift-fazlı çeliklerde sünekliği kontrol eden, büyük oranda ferrit fazının hacim oranı ve karakteridir. Ferrit içerisinde ince dağılmış karbür ve nitrokarbür parçacıklarının bulunması süneklik açısından iyi bir avantajdır. İyi bir süneklik değeri için ferritin saf ve tane boyutunun $\sim 3 \mu\text{m}$ [30] ile hacim oranının $\sim \% 80$ 'den fazla olması istenmektedir [43,69]. Ferrit fazı içerisindeki karbon ve azot miktarının artması sünekliğin azalmasına neden olmaktadır. Şekil 5.8'de ferrit fazı hacim oranının süneklik üzerine etkisi gösterilmektedir.



Şekil 5.8. Ferrit hacim oranının % uzama üzerine etkisi [69].

Çift-fazlı çelik mikroyapısında bulunan P ve Si elementleri ferritin saflığını artırarak sünekliliğin artmasına neden olmaktadır. Aynı zamanda Si ferritin karbon içeriğini düşürerek saflığını arttırmakta, östenitin martensite ($\gamma \rightarrow M$) dönüşümünü kolaylaştırarak sertleşebilirliği iyileştirmektedir. Şekil 5.9'da çift-fazlı çelik mikroyapısında P ve Si alaşımlarının düzgün uzama üzerine etkisi gösterilmiştir.

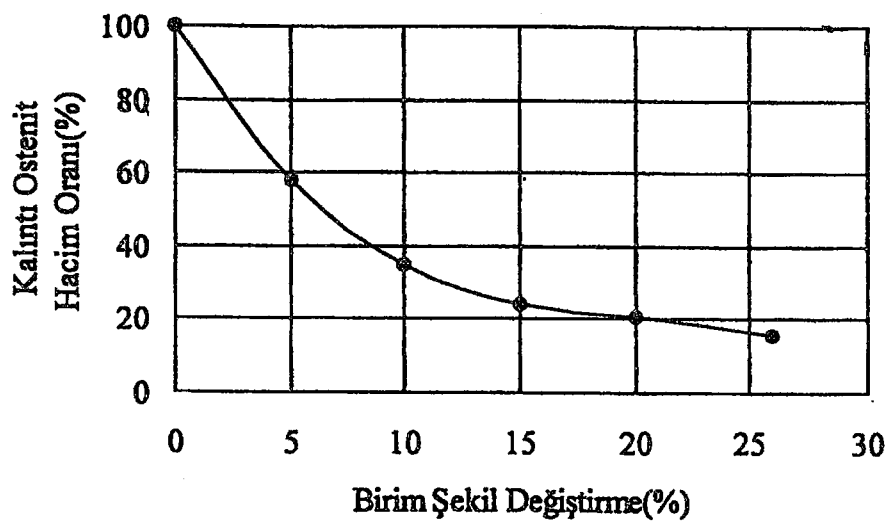


Şekil 5.9. Çekme dayanımının bir fonksiyonu olarak P ve Si içeren çift-fazlı çeliklerde üniform uzama değerlerindeki değişim [71].

Çift-fazlı çelik mikroyapısındaki karbon miktarının düşük olması martensitin deformasyon kabiliyetini arttırmaktadır. Bu durum süneklikte bir artışın ortaya çıkmasına neden olmaktadır [2,3]. Bunun yanında yapıda bulunan yeni ferrit sünekliği olumlu yönde etkilenmektedir [98].

Çift-fazlı çelik mikroyapısında martensite dönüşmeden kalan büyük miktardaki kalıntı östenitin deformasyon sırasında martensite dönüşümü ile Üniform (%) uzamanın artmasına sebep olmaktadır. Eğer yapıda % 20 oranında kalıntı östenit mevcut ise üniform uzama % 20 oranında artmaktadır. Ancak mikroyapıda bulunan kalıntı östenit miktarı az veya deformasyon sırasında martensite dönüşüyor ise, kalıntı östenitin düzgün (%) uzama üzerindeki etkisi ihmal edilebilir [23].

Şekil 5.10'da görüldüğü gibi çift-fazlı çelik mikroyapısında bulunan kalıntı östenit hacim oranında şekil değişimi miktarı bağlı olarak meydana gelen değişim verilmektedir. Şekilden anlaşılabacağı gibi % 5'lik deformasyon ile % 50 miktardaki kalıntı östenitin martensite dönüşümü, artan deformasyon miktarları ile kalıntı östenit miktarının azaldığı görülmektedir [88].

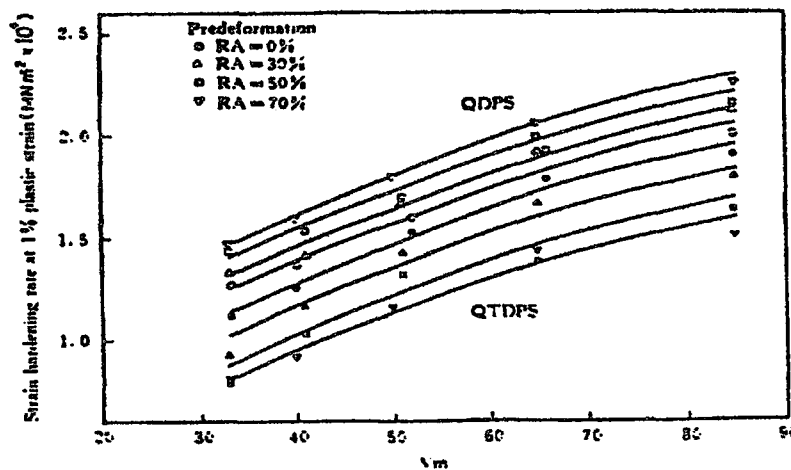


Şekil 5.10. % Birim şekil değişiminin kalıntı östenit hacim oranına bağlı olarak değişimi [88].

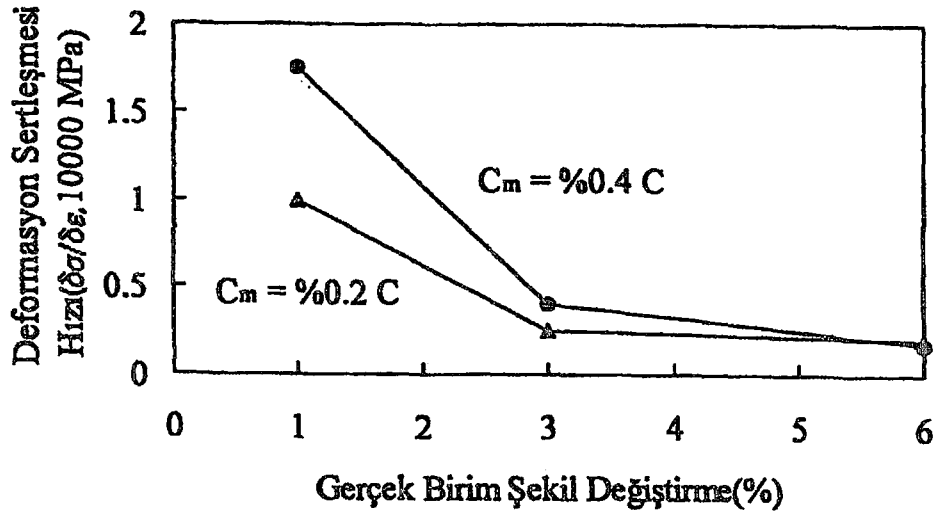
5.4. Pekleşme (Deformasyon Sertleşmesi)

Çift-fazlı çelikler yüksek pekleşme hızına sahiptirler [92,93,94,95]. Buna neden olarak martensitik dönüşüm sonrası martensitin çevresindeki kalıntı gerilmeler ve ferrit fazında bulunan hareketli dislokasyonlar gösterilmektedir [94]. Çekme deneyi sırasında, deformasyonun başlangıcında yapıdaki kalıntı gerilmeler yok olmakta ve dislokasyonların birbirleri ile kesişmeleri sonucu hareketleri engellenmektedir. Ancak deformasyonun devamlılığı yeni dislokasyonların oluşumuna bağlıdır ve yeni dislokasyonlar oluşturmak için gerilmenin artırılması gerekir. Artan gerilme miktarına paralel olarak şekil değişimi artmaktadır [93].

Metallerde deformasyon özelliği, ideal "Gerilme birim şekil değiştirme" denklemleri ile ifade edilebilir. Çift-fazlı çeliklerde pekleşme hızı ($\Delta\sigma/\Delta\varepsilon$) çeliğin martensit hacim oranına ve martensitin içerdiği karbon miktarına bağlı olarak değişmektedir. Şekil 5.11'de görüldüğü gibi deformasyon sertleşmesi hızı numunenin içerdiği MHO'na bağlı olarak artmaktadır [74]. Sabit MHO'larında ise plastik şekil değişimi arttıkça pekleşme hızı artmaktadır. Bu durum Şekil 5.12'de gösterilmektedir [88].



Şekil 5.11. 1020 çift-fazlı çeliğin % 1'lik plastik şekil değişimi sırasında MHO ile pekleşme hızının değişimi [74].



Şekil 5.12. % 30 MHO'na sahip % 0.2-0.4 C içeren çift-fazlı çelikte $\epsilon_g - \Delta\sigma/\Delta\epsilon$ ilişkisi [88].

Metalik malzemelerde pekleşme, Holloman, Voce, Swift ve Ludwick denklemleri gibi, çeşitli bağıtlarla ifade edilmektedir [53,96,97]. Yapılan çalışmalarda çift-fazlı çeliklerin Holloman ve Voce denklemlerine uyum sağlamadığı gözlenmiştir [64,99]. Tomita ve Okabayashi [100], çift-fazlı çeliklerin deformasyon sertleşmesi özelliklerinin belirlenmesinde, Seift denkleminin daha kullanışlı olduğunu belirtmesine rağmen, Ludwick denklemi daha yaygın olarak kullanılmaktadır.

Holloman denklemi;

$$\sigma = k \cdot \epsilon_p^n \quad (5.6)$$

veya;

$$\text{Log } \sigma = \text{log } k + n \text{ log } \epsilon_p \quad (5.7)$$

Burada;

σ = Gerçek gerilme

ϵ_p = Gerçek plastik şekil değişimi

k = Dayanım katsayısı

n = Pekleşme katsayısı

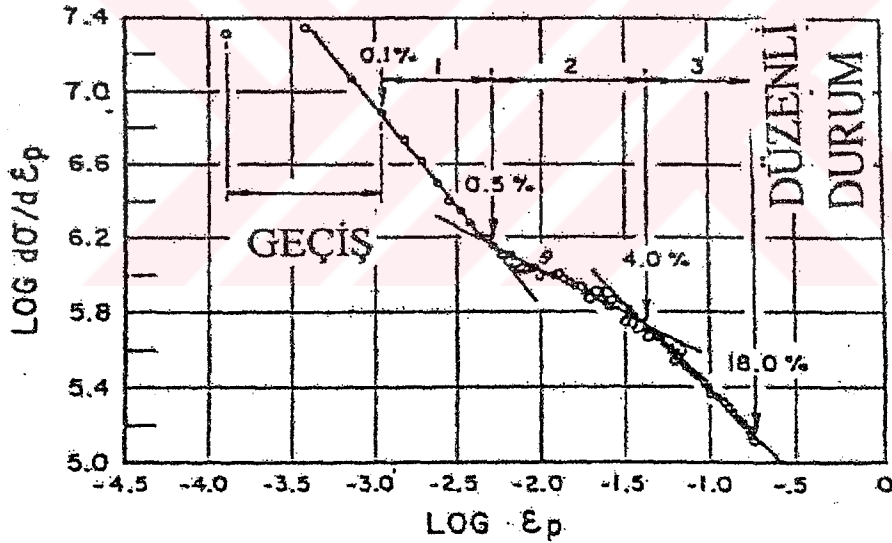
Holloman denkleminin sağ tarafına akma gerilmesinin (σ_a) eklenmesi ile elde edilen Ludwick denklemine göre [53,99,100].

$$\sigma_g = \sigma_a + k \cdot \varepsilon_p^n \quad (5.8)$$

Pekleşme hızı, $(d\sigma_g/d\varepsilon_p)$ (53,99,100);

$$\ln (d\sigma_g/d\varepsilon_p) = \ln k_n + (n-1) \ln \varepsilon_p \quad (5.9)$$

şeklinde ifade edilmektedir. Eşitlik. 5.9'a göre çizilen $\ln (d\sigma_g/d\varepsilon_p) - \ln \varepsilon_p$ grafiği, malzemenin deformasyon karakteristiği hakkında bilgi vermekte olup "Crussard-Jaoul (C-J) analizi" olarak bilinmektedir ve σ , k ve n değerleri buradan elde edilmektedir (Şekil 5.13).



Şekil 5.13. Ludwick eşitliğine göre çift-fazlı çeliklerin Jould-Crussard analizi [93].

Geliştirilmiş Swift denklemiyle düzgün uzama basitçe açıklanmaktadır. Swift denklemi;

$$\varepsilon_p = \varepsilon_0 + C_\sigma^m \quad (5.10)$$

buradan;

ϵ_p = Gerçek plastik şekil değişimi

C, m, ϵ_0 = Sabiteler

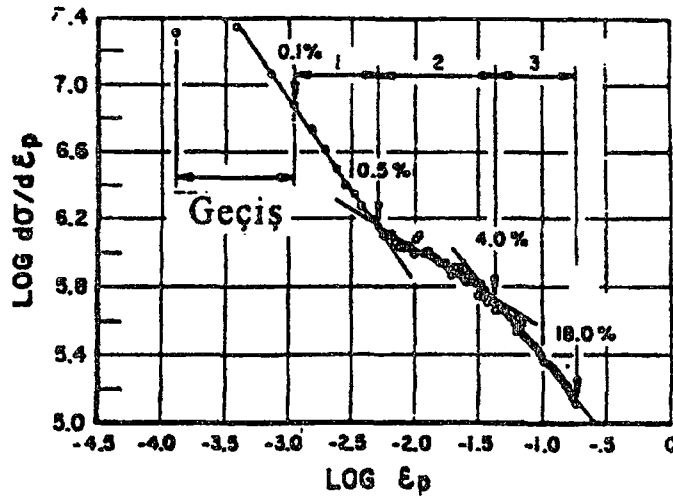
σ = Gerçek gerilme

C, m, ϵ_0 parametreleri; $\log(d\sigma/d\epsilon)$ 'nin $\log\sigma$ 'ya göre çiziminden elde edilmektedir (Şekil 5.14).

Maksimum yüklemedeki şekil değişimi ϵ_{pu}

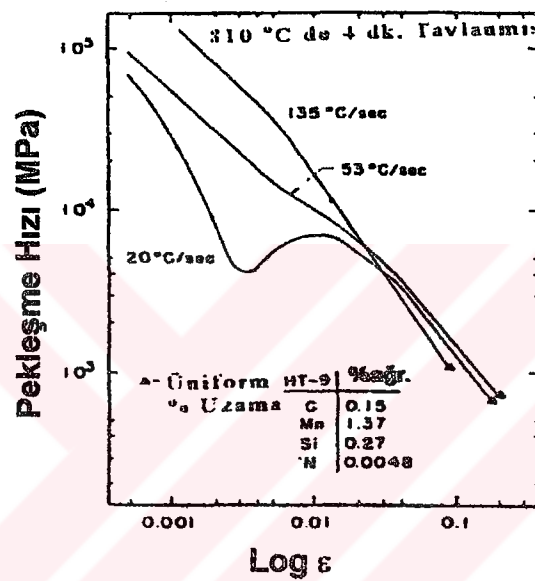
$$\epsilon_{pu} = (1/m) + \epsilon_0 \quad (5.11)$$

Burada; ϵ_{pu} , $(d\sigma / \sigma_{ep}) = \sigma$ (Considère kriteri) ile tanımlanan düzgün şekil değişimidir.



Şekil 5.14. Swift eşitliğine göre çift-fazlı çeliklerin J-C analizi [93].

J.C analizi küçük şekil değiştirme miktarlarında pekleşmedeki değişmelere karşı çok hassastır. Çift-fazlı çeliklerin deformasyon davranışları üzerine mikroyapısal değişikliklerin etkisini belirlemek için çok kullanışlı bir metodudur [53]. Şekil 5.15'de J.C analiziyle çizilmiş çift-fazlı çelik pekleşme davranışları görülmektedir. Soğuma hızının pekleşme üzerine etkisi açık olarak görülmektedir.



Şekil 5.15. Farklı hızlarda soğutulmuş HT-9 çeliklerinin gerilme-% uzama eğrilerinin Jould-Crossard analizleri [53].

Gribb and Rigsbee [93], çift-fazlı çeliklerin deformasyonunu üç aşamada ele almışlardır.

I. Aşama: Çift-fazlı çeliklere uygulanan gerilme ile deformasyon öncelikle, daha iri olan ferrit tanelerinde ve mikroyapıda yeni ferritin bulunması durumunda eski ferritte başlamaktadır [101]. Böylece uygulanan gerilme ile ilk önce ferritin deformasyonu gerçekleşmektedir [102]. I. Bölgede, martensitik dönüşüm sırasında oluşan hareketli dislokasyonların etkisiyle ferrit deformasyona uğramaktadır [103]. Deformasyon sırasında

dislokasyonların hareket edebilecekleri mesafe ortalama ferrit tane boyutu kadardır. Artan deformasyon miktarları ile martensitik dönüşüm sırasında ortaya çıkan kalıntı gerilmeleride giderilmektedir [93,104].

II. Aşama: Bu aşamada ferritin sertliği artan deformasyon miktarları ile artmakta, ancak martensitin sertliği değişmemekte [105] ve martensit ferrite daha fazla deformasyona zorlamaktadır [93,104]. Çift-fazlı çeliklerde dislokasyon çoğalması öncelikle deformasyona uğramış ferrit tanelerinde meydana gelmektedir [101]. Eğer mikroyapıda kalıntı östenit var ise uygulanan gerilmelerin etkisiyle martensite dönüşmeye başlamakta ve bu aşamanın sonlarına gelindiğinde kalıntı östenitin büyük bir bölümü östenite dönüşmektedir. Kalıntı östenitin martensite dönüşümü sırasında oluşan hacimce değişme bu fazın dislokasyon kaynağı gibi davranmasına sebep olup ferrit fazındaki dislokasyon artışına da sebep olmaktadır [93,104].

III. Aşama: Çift-fazlı çeliklerin başlangıçtaki mikroyapısından çok fazla etkilenmeyen [106] bu bölgede deformasyon, tam anlamıyla gelişmiş olan hücre yapısı tarafından kontrol edilmektedir [93]. Ferrit ve martensit fazları arasındaki uyumsuzluk nedeniyle, hücre yapısı öncelikle martensite yakın ferrit bölgelerinde oluşmaya başladığından, söz konusu bölgedeki hücre boyutu ($\sim 0.4\mu_m$), ferrit taneleri içindeki hücre boyutundan ($\sim 0.7\mu_m$) daha küçük olup, artan deformasyon miktarlarında hücre sınırları kalınlaşarak set duvarlar oluşturmakta ve hücre boyutu sabit kalmaktadır [75]. Bu bölgede ferrit fazında oluşan çapraz kayma ve dinamik toparlanmanın yanı sıra, martensit fazında da plastik deformasyon başlamaktadır [94]. Martensit, çift-fazlı çeliğin boyun vermesine yakın şekil değiştirme miktarlarında şekil değiştirmeye başlamakta ve bu fazın deformasyonu ikiz oluşumu ile gerçekleşmektedir [75].

5.5. Kopma

Malzemelere uygulanan çekme deneyi kopmanın gerçekleşmesi ile sona ermektedir. Kopma sünnek ve gevrek olmak üzere iki şekilde gerçekleşmektedir. Çift-fazlı çeliklere uygulanan çekme deneylerinde boyun vermenin başladığı bölgede yüksek bir şekil değişimi oluşmakta ve mikro boşlukların meydana gelmesi çatlak oluşumuna neden olmaktadır. Bu nedenle çift fazlı çeliklerde kopma iki aşamada meydana gelmekte, bunlar çatlak başlangıcı olan mikro boşluk oluşumu ve çatlağın ilerlemesi ile kopmanın gerçekleşmesidir [107].

Çift-fazlı çeliklerde çatlak oluşumuna neden olan mikro boşluklar martensitik parçacıkları üzerinde veya metalik olmayan enklizyonlar da oluşmaktadır. Mikro boşlukların martensit üzerinde çekirdeklenmeleri martensit-ferrit arayüzeylerinin ayrışmasına veya martensitin gevrek kırılmasına neden olmaktadır.

Speich and Miller [70] yüksek karbon içeriğine ve düşük MHO'na sahip çift-fazlı çeliklerin, düşük karbon içeriğine ve yüksek MHO'na sahip çift-fazlı çeliklere oranla daha kolay çatladıklarını belirtmişlerdir. Buradan martensitin karbon miktarının artması ile malzemenin sünnekliliğinin azalabileceği ve sünnek kopmadan gevrek kopmaya geçişin gerçekleşeceği sonucuna varılabilir.

Kim and Thomas [72], iri taneli çift-fazlı çeliklerde deformasyonun ilk aşamalarında çatlak oluşumunun başladığını belirtmişler ve bunun nedeni olarak da ilk çatlak başlangıcının martensit üzerinde oluşmasını ve ferrit içerisine doğru ilerlemesini göstermişlerdir.

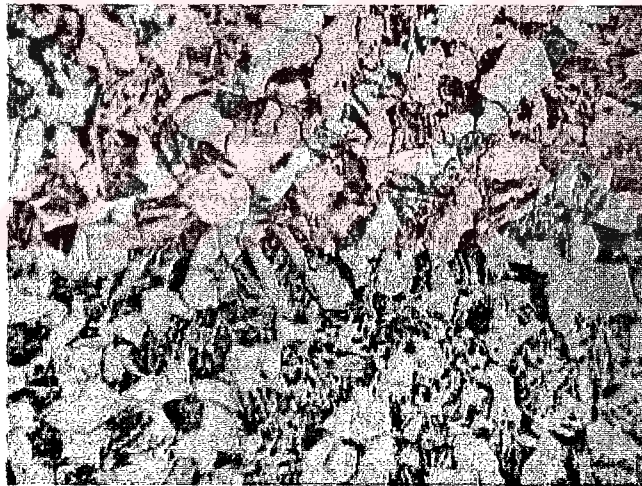
6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

6.1. Malzeme

Deneysel çalışmalarda Çizelge 6.1.'de kimyasal bileşimi ve Şekil 6.1.'de mikroyapı fotoğrafı verilmiş olan AISI 8620 çeliği kullanılmıştır. Bu çelik endüstride sementasyon çeliği olarak bilinmektedir.

Çizelge 6.1. AISI 8620 çeliğinin kimyasal bileşimi (% ağırlık)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
.217	.299	.779	.0171	.0293	.463	.161
Ni	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V
.481	.0209	.00854	.241	.00344	.00200	.00100<
W	Pb	Sn	Sb	Fe	-	-
.00711<	.00200	0.0362<	.00200	97.27	-	-



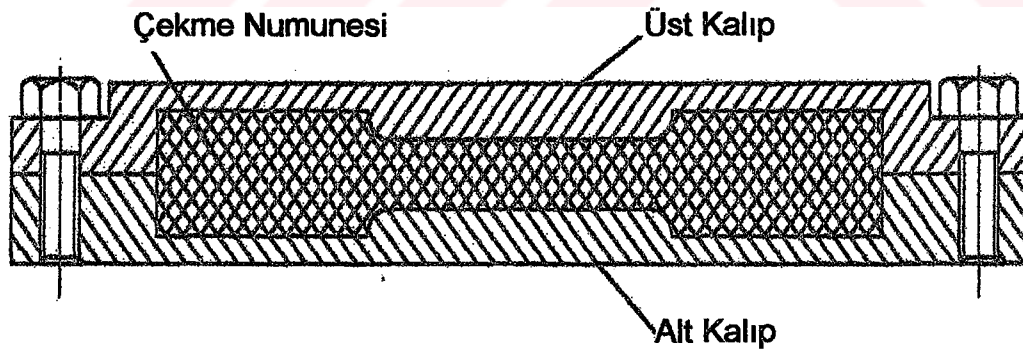
Şekil 6.1. AISI 8620 çeliğinin mikroyapısı (× 300, Dağlama: %2 Nital)

6.2. Isıl İşlemlerde Kullanılan Cihazlar ve Deney Sistemi

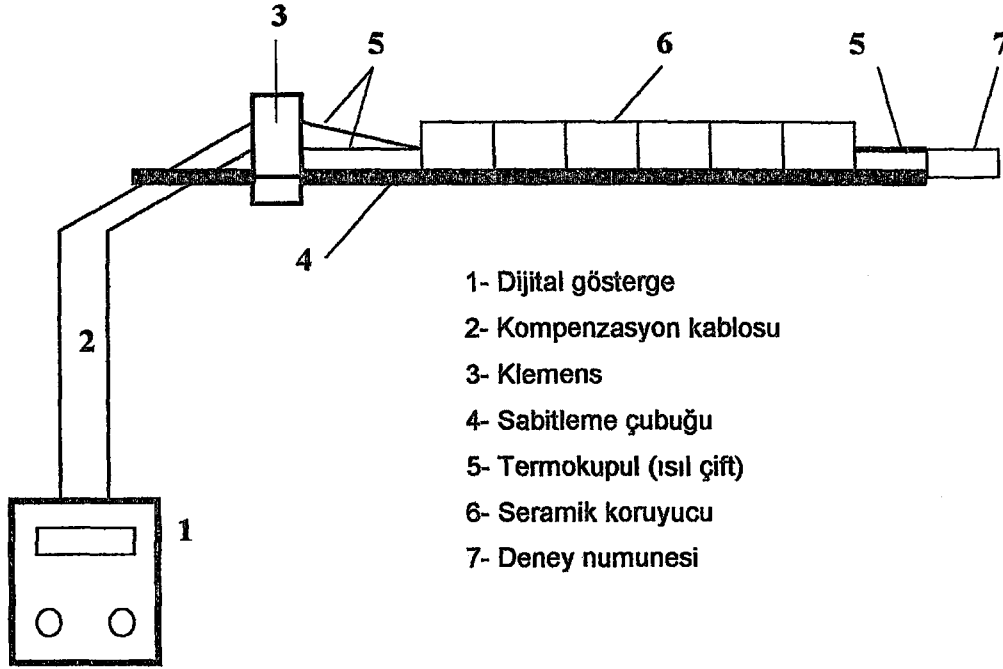
Isıl işlemlerde kullanılan tav fırını, HEREAUS marka olup elektrik direnci ile çalışan, $\pm 5^{\circ}\text{C}$ duyarlılıkta ve $0-1350^{\circ}\text{C}$ 'ler arasında tavlamanın yapılabilirdiği atmosfer kontrolünün olmadığı fırındır.

Isıl işlem deneylerinde 0.5 mm çapında K tipi Cr - CrAl termokupul (ısıl çift) telleri kullanılmıştır. Termokupul telleri numune yüzeyinin merkezine nokta direnç kaynağı ile kaynaklanmıştır. Isıl işlemler süresince çekme numunelerinde oluşabilecek dekarburizasyon, oksitlenme ve çarpılmaları minimum seviyeye indirebilmek için numuneler Şekil 6.2.'deki deney sisteminde gösterilen kalıplar içerisine yerleştirilmiştir. Kalıp içerisine yerleştirilen numuneler Şekil 6.3'de görüldüğü gibi sabitleme çubuğuna bir maşa yardımı ile tutturulmuştur.

Fırın içerisinde farklı bölgelerde doğabilecek sıcaklık farklılaşmasını önlemek için bütün deneyler süresince fırın içerisinde aynı bölge kullanılmıştır. Tavlama süresince, numune sıcaklığı sıcaklık göstergesi üzerinden sürekli kontrol edilmiş ve tavlama sıcaklığındaki değişimin; numune sıcak bölgeden soğuk bölgeye veya tam ters bir yönde hareket ettirilerek, $\pm 1^{\circ}\text{C}$ 'ye kadar indirilmiştir.



Şekil 6.2. Isıl işlemler sırasında kullanılan kalıp



Şekil 6.3. Deney Sistemi

6.3. Isıl İşlem

6.3.1. KTS'nin martensit miktarı üzerine etkisi

MHO'nun kritik tavlama sıcaklığına (KTS) bağımlılığı ile ilgili ön çalışma, A_{e1} sıcaklığı olan 721°C ve A_{e3} sıcaklığı olan 827°C arasında yapılmıştır. Bu sıcaklık sınırlarının tesbit edilmesinde Eşitlik 6.1. ve Eşitlik 6.2.'de verilmiş olan Andrews [106] amprik formülleri kullanılmıştır.

$$A_1 = 721^{\circ}\text{C}$$

$$A_3 = 827^{\circ}\text{C}$$

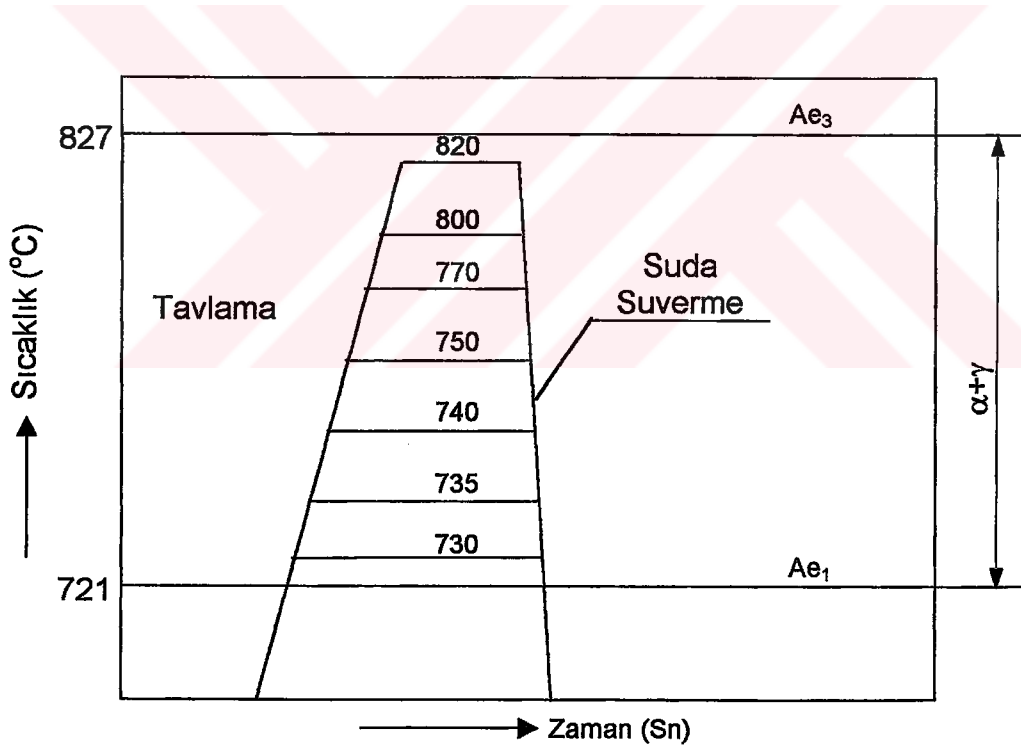
$$Ac_1 = (723) - (10.7 \text{ Mn}) - (16.9 \text{ Ni}) + (29.1 \text{ Si}) + (16.9 \text{ Cr}) + (290 \text{ As}) + (6.38 \text{ W})$$

Eş. 6.1

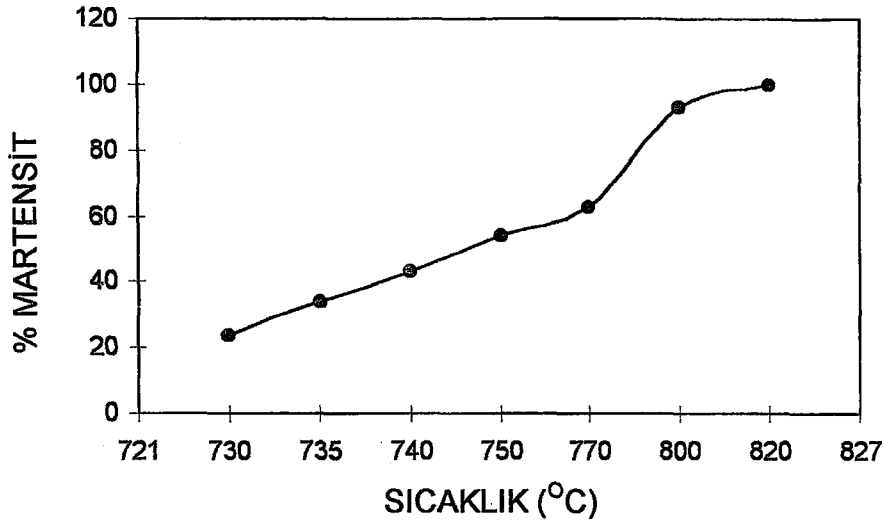
$$Ac_3 = (910) - (203 \sqrt{C}) - (15.2 \text{ Ni}) + (44.7 \text{ Si}) + (104 \text{ V}) + (31.5 \text{ Mo}) + (13.1 \text{ W})$$

Eş. 6.2

Demir karbon denge diyagramının $\alpha+\gamma$ bölgesinde tavlama sıcaklığına bağlı olarak $\% \gamma$ (M) miktarının değişimini tespit etmek için, 3 mm kalınlığındaki numuneler, belirlenen kritik sıcaklık aralığında, 730, 735, 740, 750, 770, 800, 820 °C'lerde tavlamanarak, ve bu sıcaklıklarda 20 dk. bekletildikten sonra suda su verilmiştir. Kritik sıcaklık aralığında tavlama sonrası oluşan östenite su verilerek östenitin martensite ($\gamma \rightarrow M$) dönüşümü sağlanmış ve böylece $\% \gamma$ (M) hacim oranının KTS'na bağımlılığı belirlenmiştir. Yapılan bu ısı işlemler I. Kısım ısı işlemler olarak belirtilmiş ve Şekil 6.4'de şematik olarak gösterilmiştir. Yapılan bu ısı işlemler sonrasında elde edilen çift fazlı çelik mikroyapısındaki $\% MHO$ 'nın KTS'na bağlı olarak değişimi Şekil 6.5'de verilmiştir.



Şekil 6.4. I. Kısım ısı işlemlerin şematik gösterilişi



Şekil 6.5. % γ (M) miktarının sıcaklığa bağlı olarak değişimi

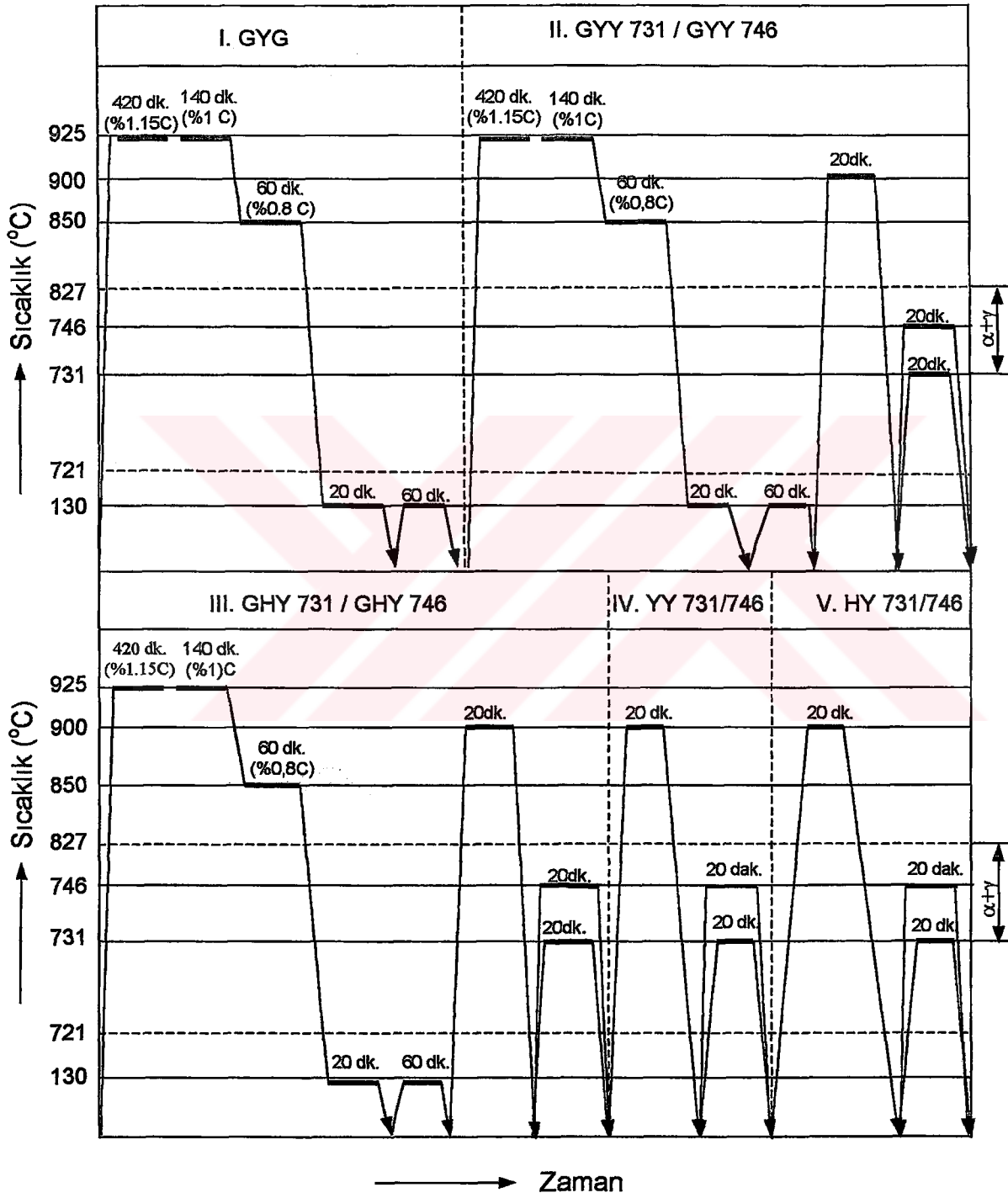
6.3.2. Yüzey karbürleme

Ø 26×150 mm boyutlarındaki AISI 8620 malzemelerinden Şekil.6.8'de ölçüleri verilmiş olan çekme numuneleri üretilmiş ve bu numuneler yüzey karbürleme işlemine tabi tutulmuştur. AISI 8620 çelik numunelerin yüzey karbürleme işlemi endogaz koruyucu atmosferine propan zenginleştirici hidrokarbon ilavesi ile elde edilen atmosferde yapılmıştır. Fırına gönderilen endogaz propanı, 1050 °C'de üretilmekte ve Ni katolizörlerden geçirildikten sonra soğutulmaktadır. Endogazın tipik kimyasal kompozisyonu; % 45.3 N₂, % 31.1 H₂, % 23.4 CO, % 0.2 CH₄ ve 1 < % den az su buharı ve CO₂ 'tir. Bu atmosfer karbon zenginleştirici olarak propanla beslenmiştir. Propanın saflık oranı % 97'dir. Numuneler, % 1.15 C'da 925 °C'de karbon yüklenmesi için 420 dakika, % 1.1 C'da; 925 °C 'de karbon difüzyonu için 140' dakika % 0.90 C 'da 850 °C'de dengeleme için bekletilir, daha sonra bu numuneler 60 dakika 130 °C'de Petrofer firmasının (Marsuverme) - 722 E yağında soğutulmuştur. Bu işlemle yüzeyde 90 % 'dan fazla Martensit, çekirdekte Sorbitik - Perlitik yapı elde edilmiştir. Yüzeyde 0.725 % C elde edilmiştir. Parçalar gerilim giderme işlemi için 130 °C'de 30 dakika temperlenmiştir.

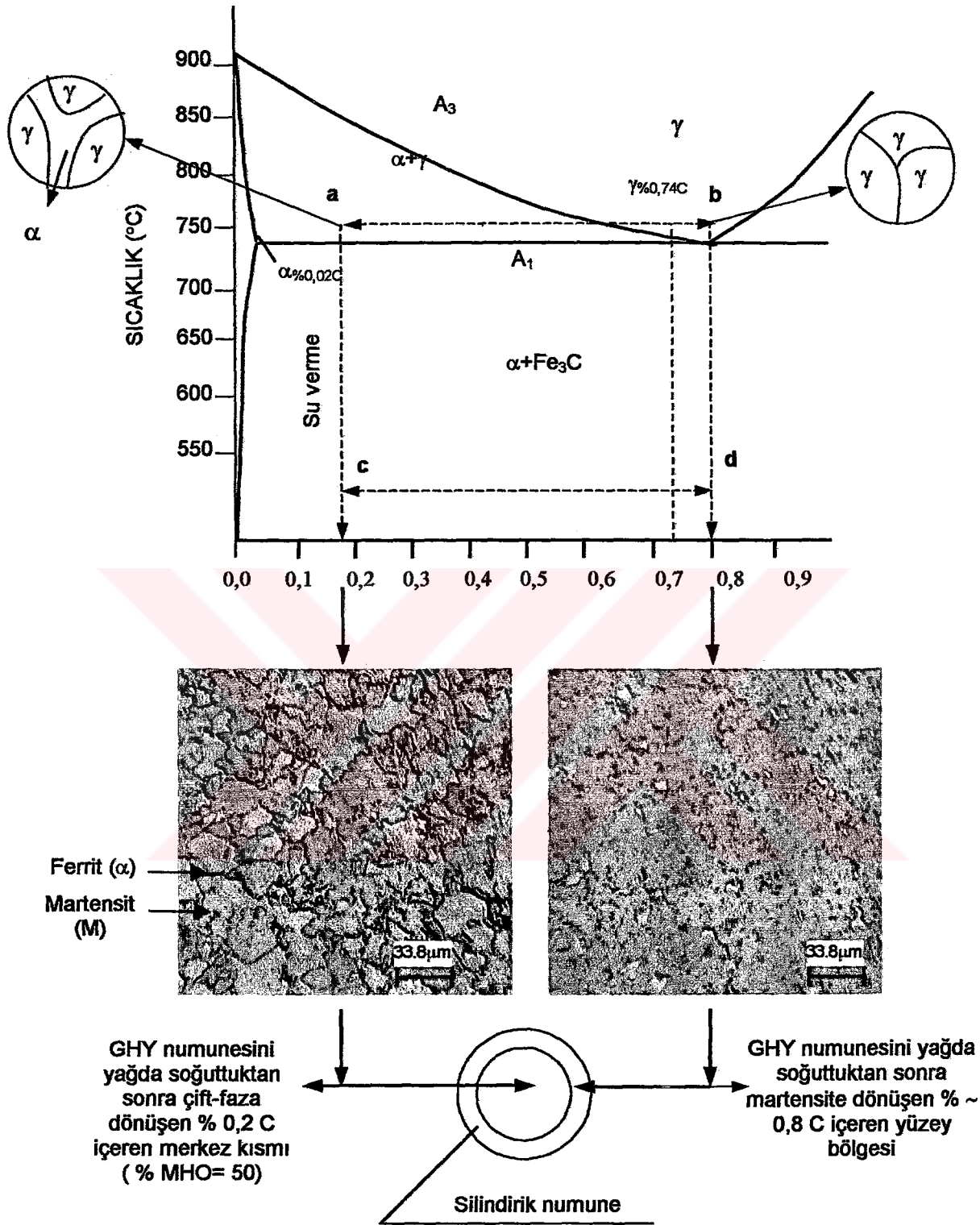
6.3.3. Yüzeyi karbürlenmiş numunelerin merkezinde çift-fazlı çelik yapısının üretimi

Yüzeyi karbürlenmiş numunelerin merkezinde üretilmesi hedeflenen % 25 ve % 50 MHO'ları için gerekli KTS'ları Şekil 6.5'de verilen diyagram üzerinden 731 ve 746 °C olarak belirlenmiştir. AISI 8620 malzemesinin yüzey karbürlenmesi ve sonrasında uygulanan ısıt işlemler ile sabit MHO'nda (% 25-50) yumuşak ferrit matris içerisinde farklı martensit parçacık boyutuna (ince,kaba) sahip yapılar oluşturmak amacıyla uygulanan ısıt işlemlerin şematik özeti Şekil 6.6'da verilmiştir. Uygulanan ısıt işlemler Şekil 6.6'da GYG, GYY 731, GYY 746, GHY 731, GHY 746, YY 731, HY 731, YY 746, HY 746 şeklinde kodlanmıştır. Burada GYG harflerinden G harfi gaz karbürlemeyi, Y harfi yağda soğutmayı, ikinci G harfi ise gerilim gidermeyi, GYY harflerinden G harfi yüzey karbürlemeyi, ilk Y harfi çift fazlı çelik ısıt işlemi öncesi başlangıç mikroyapısını oluşturmak için 900 °C'den yağda soğutmayı, ikinci Y harfi ise KTS bölgesinden yağda soğutmayı, GHY harflerinden G harfi yüzey karbürlemeyi, H harfi, 900 °C'de havada soğutmayı, Y harfi ise KTS bölgesinden yağda soğutmayı, YY harflerinden ilk Y harfi 900 °C'den yağda soğutmayı ikinci Y harfi ise KTS bölgesinden yağda soğutmayı, HY harflerinden H harfi, 900 °C'den havada soğutmayı, Y harfi ise yine KTS bölgesinden yağda soğutmayı temsil etmektedir. Bu kodlamada verilen 731 ve 746 rakamları çift faz mikroyapısında % 25 ve % 50 MHO'nı elde etmek için KTS bölgesindeki tavlama sıcaklıklarını belirtmektedir.

Yüzeyi karbürlenmiş ve 900 °C'den yağda ve havada soğutularak başlangıç mikroyapısı oluşturulan numunelerin karbürlenmiş yüzey bölgesinde tamamen martensit, merkezinde ise çift fazlı çelik yapısını üretmek için uygulanan ısıt işlem sıcaklıklarına bağlı olarak numunelerin yüzey ve merkezlerinde oluşabilecek mikroyapılar Fe-C denge diyagramı üzerinde şematik olarak Şekil 6.7'de gösterilmiştir.



Şekil 6.6. Uygulanan ısı işlemlerin özeti

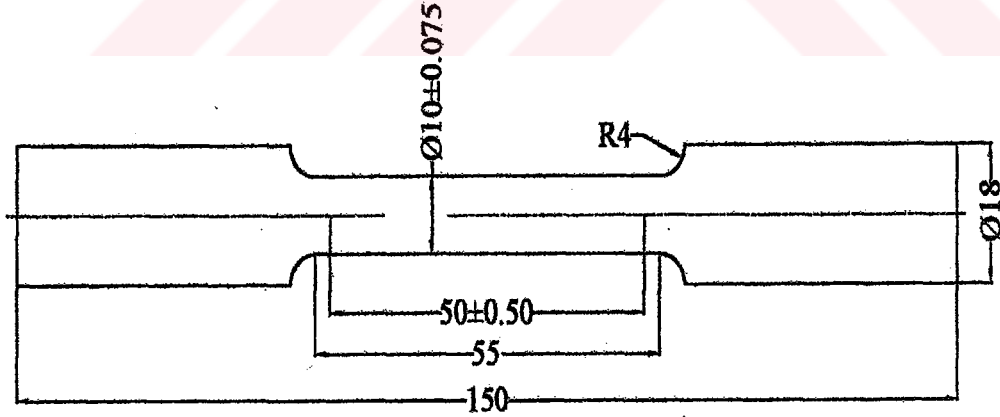


Şekil 6.7. Yüzeyi karbürleşmiş AISI çeliğinin sıcaklığa bağlı olarak yüzey ve merkezinde oluşan mikroyapıların gösterimi

Yüzeyi karbürlenmiş ve çift faz ısıt işlemleri öncesi başlangıç mikroyapıları oluşturulan numunelerin, çift faz ısıt işlemleri sonrası merkezlerinde % 25 ve % 50 MHO'larını elde etmek için daha önceden belirlenen, KTS aralığındaki, 731 °C ve 746 °C sıcaklıklarında tavlendiğinde karbürlenmiş yüzey bölgesi tamamen östenit (γ) bölgesinde (Şekil 6.7.b) iken, yüzeyin altında kalan merkez bölgesi ferrit+östenit ($\alpha+\gamma$) bölgesinde (Şekil 6.7.a) bulunmaktadır.

Çift faz ısıt işlemleri için 731 °C ve 746 °C sıcaklıklarda 20 dakika süre ile tavlanan numuneler yağda soğutulularak karbürlenmiş yüzey bölgelerinde ~ % 100 martensit (Şekil 6.7.d), yüzeyin altında kalan merkez bölgesinde ise çift fazlı ($\alpha+M$) çelik mikroyapısı oluşmaktadır (Şekil 6.7.c).

Ø 3×10 mm boyutlarındaki numuneler üzerinde üretilen mikroyapıların aynısı çekme numuneleri (Şekil 6.8) üzerinde de benzer ısıt işlemleri şartları sağlanarak üretilmeye çalışılmıştır. Metalografik incelemeler sonucunda çekme numunelerinde de aynı mikroyapıların oluştuğu gözlenmiştir.



Şekil 6.8. Çekme deneyi numunesi [115].

7. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

7.1. Metalografik Çalışmalar

Isıl işlemleri tamamlanan $\varnothing 3 \times 10$ mm boyutlarındaki numuneler zımparalama + parlatma + dağlama yöntemi ile metalografik incelemeler için hazırlanmıştır.

Dağlama işlemi iki aşamada gerçekleştirilmiştir. Dağlama solüsyonu olarak % 2 Nitrik asit + % 98 Metanol ve ikinci bir dağlama için ise % 90 Su + % 10 Sodyum metabisülfid karışımı kullanılmıştır. Optik mikroskop incelemelerinde % 2'lik nital ile dağlama sonrası martensit açık kahverengi ferrit ise beyaz renkte açığa çıkmış ve ferrit tane sınırları ise siyah renkte ortaya çıkmıştır. Numuneler ikinci dağlama için sodyum metabisülfid solüsyonuna daldırıldığında martensit daha koyu kahaverengi bir şekilde açığa çıkmış ve ferrit tane sınırları dahada belirginleşmiştir [107].

Faz hacim oranlarını hesaplamak için Eş. 7.1.'de gösterilen çizgisel kesişme metodu kullanılmıştır [110].

$$V_{Faz} = \frac{L_{Faz}}{L_T}$$

L_{Faz} = Fazı kesen toplam çizgi uzunluğu (mm)
 L_T = Çizilen toplam çizgi uzunluğu (mm) (Eş. 7.1)
 V_{Faz} = Faz hacim oranı

Fazların ortalama tane boyutlarını hesaplamak için Eş. 7.2. ve Eş.7.3. kullanılmıştır [110]. Optik mikroskopta $\times 400$ büyütme ile yapılan incelemelerde AISI 8620 çelik mikroyapısının ferrit+perlit'ten (α +P) oluştuğu belirlenmiştir Şekil 6.1.

$$d_{MLI} = \frac{L_T}{N_p} \times \frac{V_{Faz}}{M}$$

d_{MLI} = Ortalama çizgisel kesişme uzunluğu (μm)
 L_T = Toplam test çizgisi uzunluğu (mm)
 V_{Faz} = % Faz hacim oranı (Eş. 7.2)
 M = Büyütme miktarı
 N_p = Çizgilerin fazı kesen noktalarının sayısı

$$D = d_{MLI} \times 1.776 \quad D = \text{Fazın ortalama tane boyutu } (\mu m) \quad (\text{Eş. 7.3})$$

Çift faz ısıtıl işlemi öncesi üretilen başlangıç mikroyapıları; sabit MHO'larında, martensit parçacık boyutu ve dağılımı ile martensit parçacıkları arası mesafenin değişmesine neden olmaktadır.

AISI 8620, GYG, GY 900, GH 900, GYY 731, GYY 746, GHY 731, GHY 746, YY 731, YY 746, HY 731 ve HY 746 numunelerinin nicel metalografi sonuçları Çizelge.7.1'de verilmiştir.

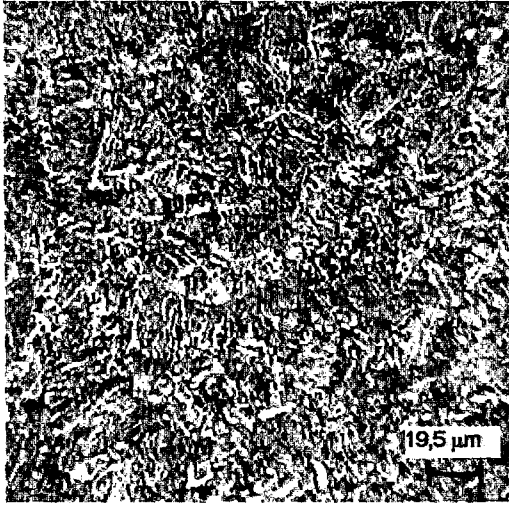
Ae_1 - Ae_3 sıcaklıkları arasında yapılan ve I. Kısım ısıtıl işlemler olarak isimlendirilen, çift faz numunelerinde MHO'nın sıcaklığa bağlı olarak değişimi Şekil 6.5'deki diyagram üzerinde verilmiştir. Grafikten de anlaşılacağı gibi alt dönüşüm sıcaklığı olan $721^\circ C$ 'den, $746^\circ C$ 'ye kadar matris ferrit'ten oluşurken, $746^\circ C$ 'den, üst dönüşüm sıcaklığı olan $827^\circ C$ 'ye kadar matris martensit'ten oluşmaktadır.

Çizelge.7.1. AISI 8620, GYG, GY 900, GH 900, GYY 731, GYY 746, GHY 731, GHY 746, YY 731, YY 746, HS 731 ve HY 746 numunelerinin nicel metalografi sonuçları.

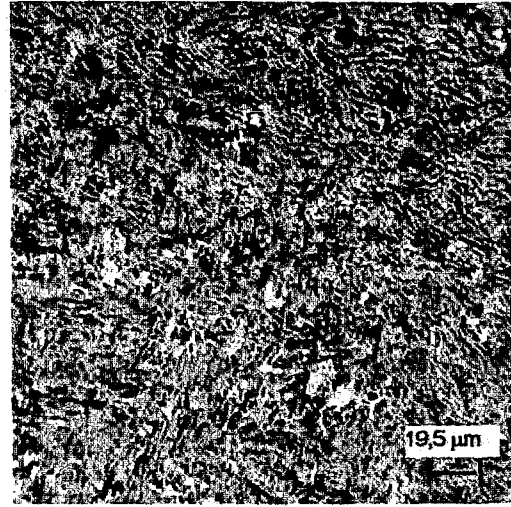
Numune İsmi	KTS (°C)	MHO (%)	Martensit Parçacık Boyutu (μ_m)	Ferrit Tane Boyutu (μ_m)
AISI 8620	-	32*	27.1*	57.8
GYG	-	95	19.5	-
GY 900	-	94	17.3	-
GH 900	-	94*	24.6*	-
GYG 731	731	25	21.7	28.8
GYG 746	746	50	26.7	37.9
GHY 731	731	25	29.9	44.6
GHY 746	746	50	33.8	48.5
YY 731	731	25	23.4	29.7
YY 746	746	50	24,6	36,2
HY 731	731	25	31.2	55.1
HY 746	746	50	32,8	41,3
* Perlit hacim oranı				
* Perlit tane boyutu				

Çift faz ısıtıl işlemi için, A_{e1} - A_{e3} sıcaklıkları arasındaki tavlama sırasında ferrit tanelerinde küçülme meydana gelmektedir. Bunun sebebi olarak KTS'nde tavlama sırasında östenitin, ferrit tanelerine dik ve paralel olarak ferritin içine doğru büyümesi gösterilmiştir [39]. Yine çift faz ısıtıl işlemi sırasında artan tavlama sıcaklığına bağlı olarak MHO artmakta ve buna paralel olarak martensit parçacık boyutu artarken martensit parçacıkları arasındaki mesafe azalmaktadır. Çizelge.7.1.'de verilen nicel metalografi sonuçları belirtilen bu durumları doğrulamaktadır.

Endüstride klasik üretim yöntemi olan ve bu çalışmada GYG harfleriyle kodlanan, 925 °C'de sementasyon işlemi sonrası direk olarak yağda soğutulan ve buna ilaveten gerilim giderme işlemine tabi tutulan numunelerin yüzey ve merkezinde oluşan mikroyapılar Şekil 7.1'de verilmiştir.



(a)

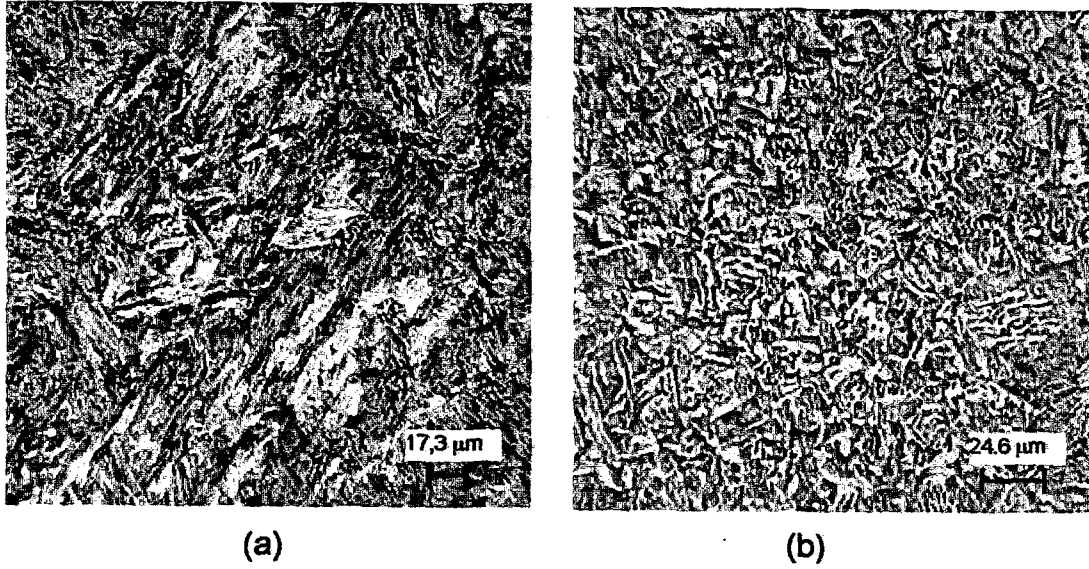


(b)

Şekil 7.1. a) Yüzeyi karbürlenmiş + yağda soğutulmuş ve gerilim giderme işlemine tabii tutulmuş GYG numunesinin merkez mikroyapısı. Yapı büyük oranda martensit + çok az miktarda ferrit'ten oluşmaktadır. Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital

b) Yüzeyi karbürlenmiş + yağda soğutulmuş ve gerilim giderme işlemine tabii tutulmuş GYG numunesinin yüzey mikroyapısı. Yapı hemen hemen tamamen martensit + çok az miktarda ferritten oluşmaktadır. Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital

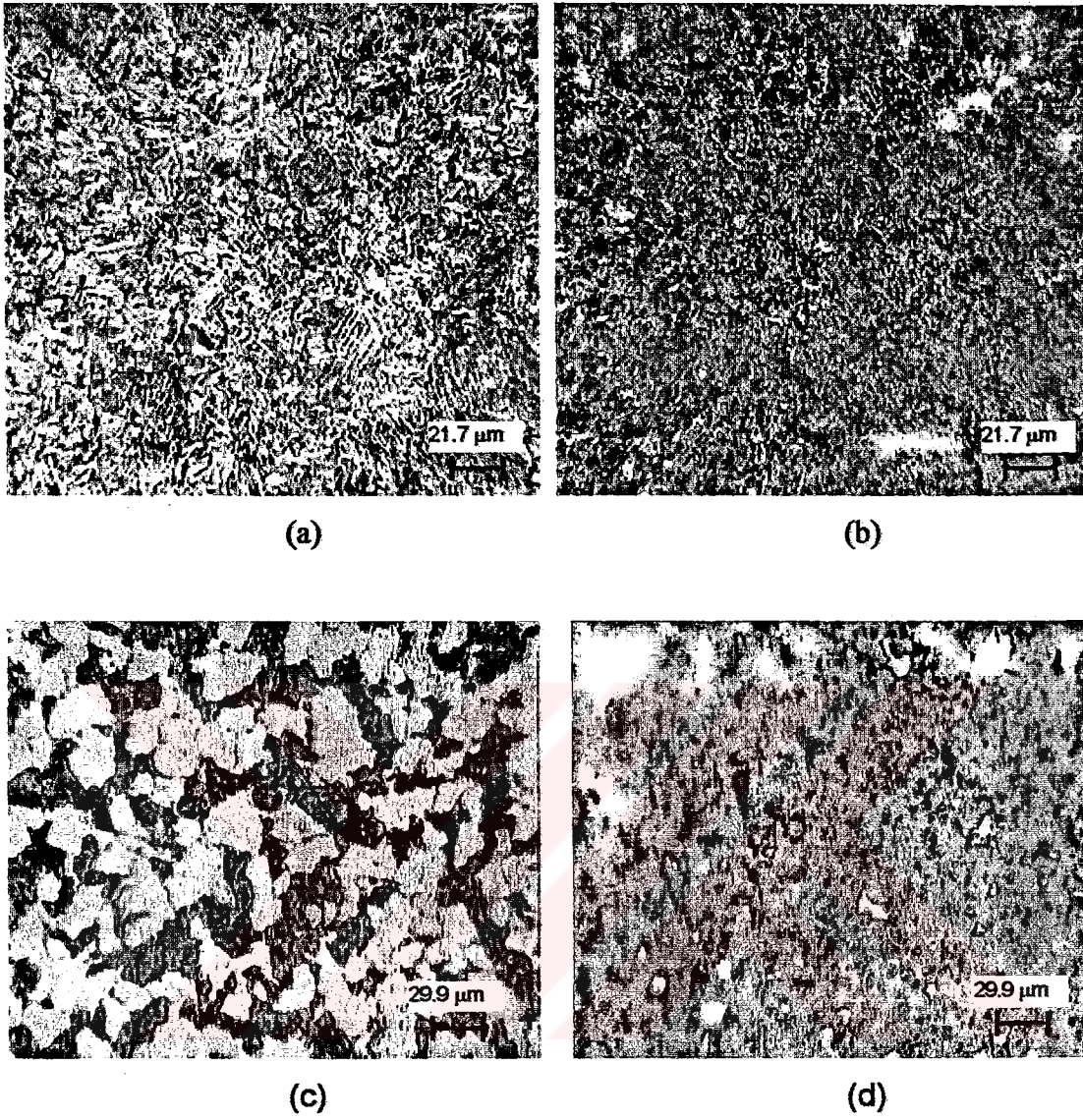
KTS'nda tavlama sonrası üretilen çift faz mikroyapısındaki martensit parçacık boyutu ve martensit parçacıkları arası mesafe, çift faz ısıt işleminin öncesi üretilen başlangıç mikroyapısındaki tane boyutuna bağlı olarak değişmektedir. Yüzey karbürlemesi yapılmış ve çift faz ısıt işleminin sırasında karbürlenmiş yüzeyin altında farklı martensit parçacık boyutlarına (ince,kaba) sahip yapılar üretmek için başlangıç mikroyapıları oluşturulmuş GY 900 ve GH 900 numunelerinin merkez mikroyapıları Şekil 7.2'de verilmiştir.



Şekil 7.2. a) 900 °C'den yağda soğutulmuş başlangıç GY numunesinin mikroyapısı. Yapı büyük oranda martensit + ferrit'ten oluşmaktadır. Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital

b) 900 °C'den havada soğutma ile oluşturulan başlangıç GH numunesinin mikroyapısı. Yapı büyük oranda perlit+ferrit'ten oluşmaktadır. Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital

Yüzey karbürlemesi yapılmış ve çift faz ısıtma işlemi öncesi başlangıç mikroyapısı oluşturulan numunelerin karbürlenmiş yüzey bölgelerinde tamamen martensit ve merkezlerinde ise farklı MHO ve farklı martensit parçacık boyutuna (ince,kaba) sahip çift-faz numunelerinden GYY 731 ile GHY 731 numunelerinin yüzey ve merkezinde oluşan mikroyapılar Şekil 7.3'de, GYY 746 ile GHY 746 numunelerinin yüzey ve merkezinde oluşan mikroyapılar Şekil 7.4'de gösterilmiştir.

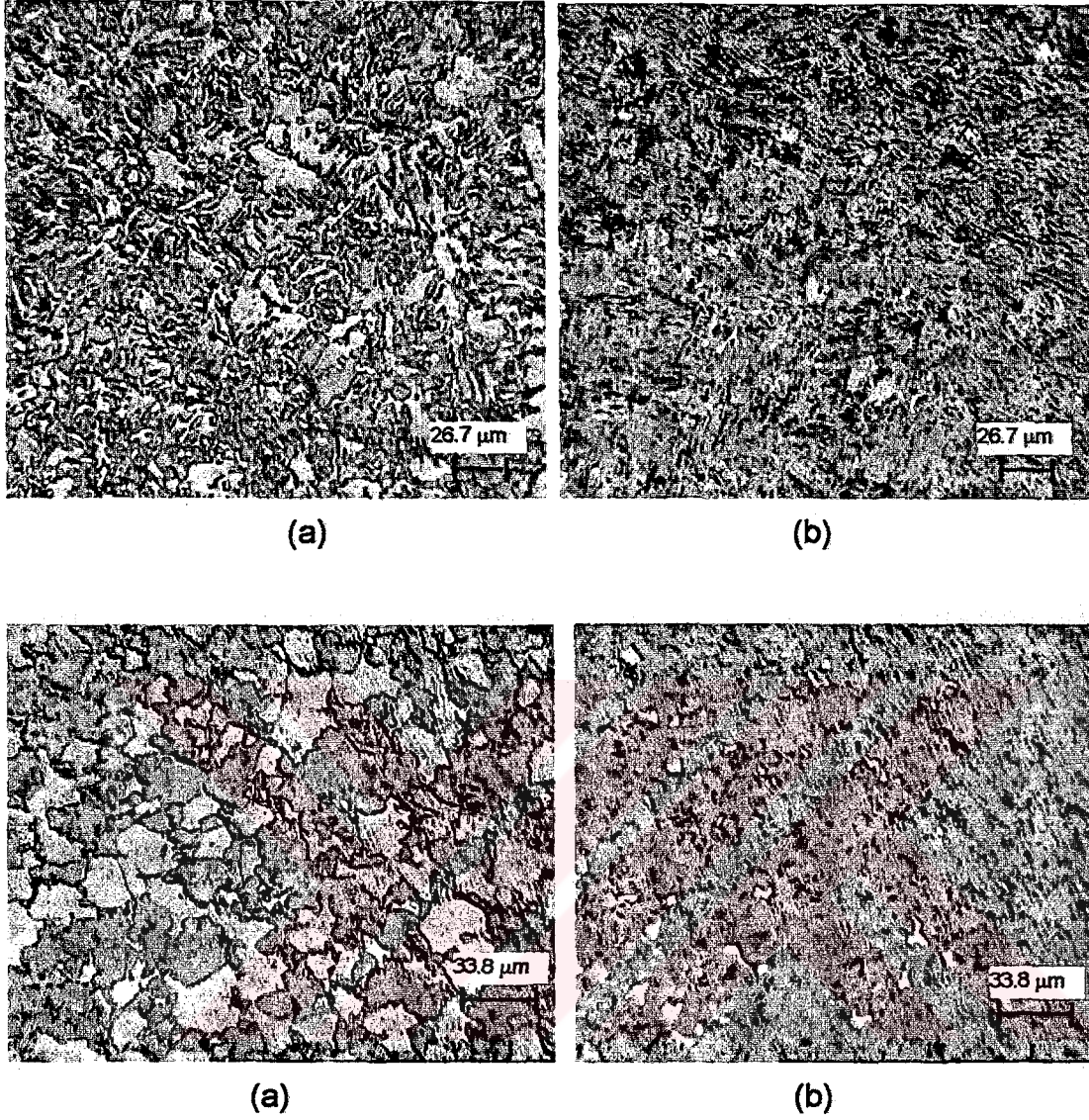


Şekil 7.3. a) Yüzeyi karbürlenmiş GYY 731 numunesi merkez mikroyapısı, Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital

b) Yüzeyi karbürlenmiş GYY 731 numunesi yüzey mikroyapısı, Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital

c) Yüzeyi karbürlenmiş GHY 731 numunesi merkez mikroyapısı, Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital

d) Yüzeyi karbürlenmiş GHY 731 numunesi yüzey mikroyapısı, Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital

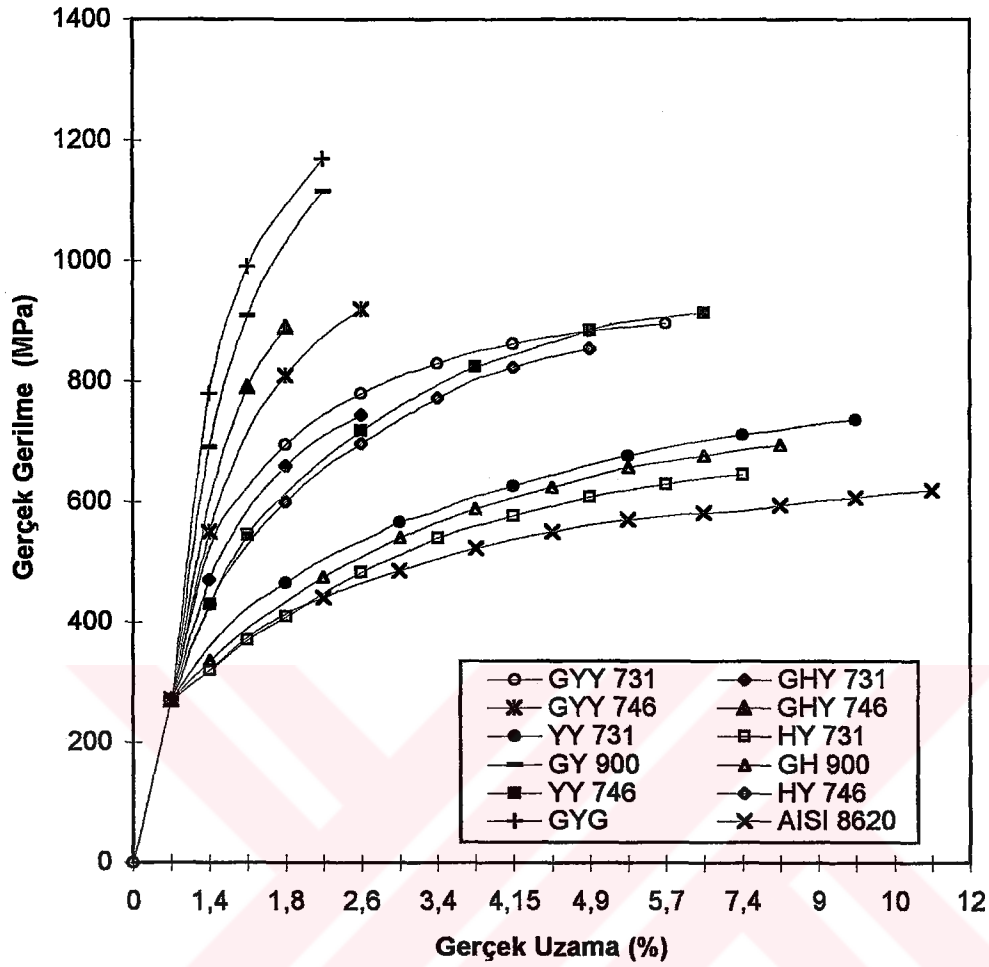


Şekil 7.4. a) Yüzey karbürlemesi yapılmış GYY 746 numunesi merkez mikroyapısı, Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital

b) Yüzeyi karbürlemesi yapılmış GYY 746 numunesi yüzey mikroyapısı, Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital

c) Yüzey karbürlemesi yapılmış GHY 746 numunesi merkez mikroyapısı, Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital

d) Yüzey karbürlemesi yapılmış GHY 746 numunesi yüzey mikroyapısı, Büyütme: 400, Dağlama: % 2 Nital



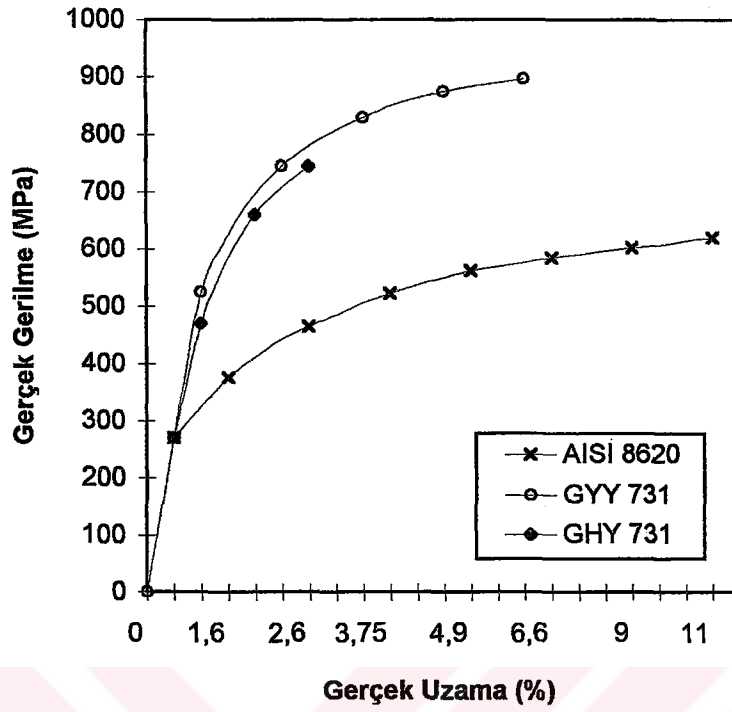
Şekil 7.5. AISI 8620, GYG, GY 900, GH 900, GYY 731, GYY 746, GHY 731, GHY 746, YY 731, YY 746, HY 731 ve HY 746 numunelerinin gerçek gerilim - gerçek uzama eğrileri

Yüzeyi karbürlelendikten sonra merkezinde % 25 MHO'na sahip çift fazlı (GYY 731 ve GHY 731) numuneleri, yüzey karbürlemesi yapılmamış % 25 MHO'na sahip (YY 731 ve HY 731) numunelerinden ve ısıtılmış AISI 8620 numunesinden daha yüksek çekme dayanımı göstermektedir. Çekme dayanımı değerleri arasındaki bu fark, GYY 731, GHY 731 numunelerinin yüzeylerindeki karbonca zenginleşmeye atfedilebilir. Yüzey karbürlemesi yapılmış ve merkezinde % 50 MHO'na sahip (GY 900 ve GH 900) numunelerinin çekme dayanımı, yüzeyi karbürlenmiş ve merkezinde % 25 MHO'na sahip (GYY 731 ve GHY 731) numuneleri ile yüzeyi karbürlenmemiş % 25 MHO'na sahip (YY 731 ve HY 731) numuneleri ve %

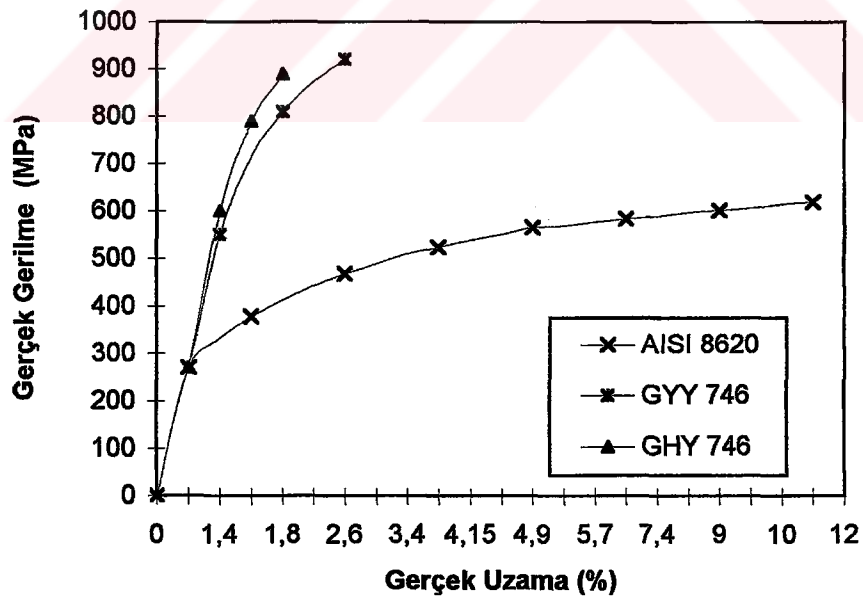
50 MHO'na sahip (YY 746 ve HY 746) numunelerinden daha yüksek çekme dayanımı sergilemektedir. Bunun nedeni yüzey karbürlemesi yapılmış GYY 746 ve GHY 746 numunelerinin yüzeylerindeki karbonca zenginleşmeye ve merkezlerindeki MHO'nın artmasına bağlanabilir.

Yüzeyi karbürlenmiş ve karbürlenmemiş numunelerde aynı MHO'larında ince mikroyapıya sahip numunelerin dayanımı, kaba mikroyapıya sahip numunelerin dayanımından daha yüksek çıkmaktadır. Bunun nedeni martensit parçacık boyutu ve dağılımı ile açıklanabilir. Benzer konuda çalışma yapmış olan Thomas ve arkadaşları [79], yumuşak matris içerisinde dağılmış sert ikincil faz parçacıklarının dislokasyonlarının hareketlerine daha etkili bir engel olarak davranarak kompozit mukavemetlenmesi sağladıklarını belirtmişlerdir.

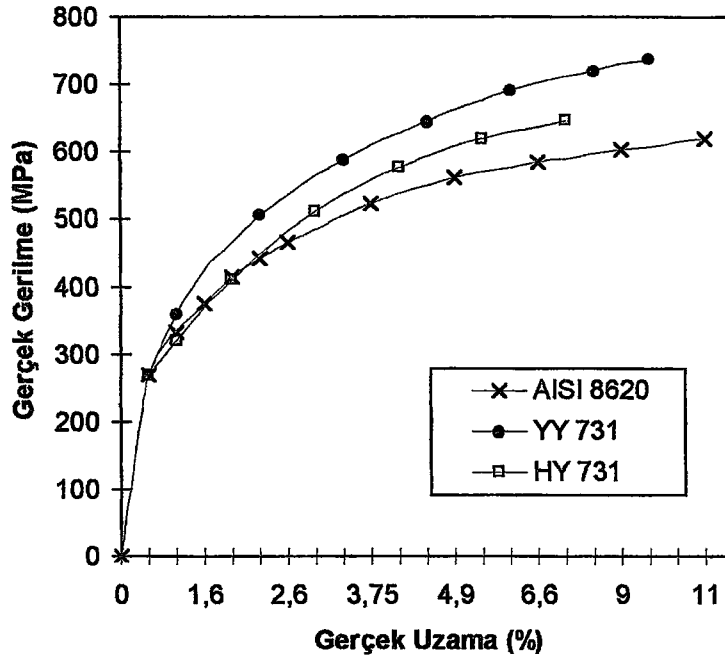
Yüzeyi karbürlenmiş ve çift faz ısıt işlemleri öncesi 900 °C'den yağda soğutularak başlangıç mikroyapısı oluşturulan GY 900 numunesinin çekme dayanımı yüzeyi karbürlenmiş ve karbürlenmemiş numunelerden daha yüksek çıkmaktadır. Bu sonuç GY 900 numunesinin merkezindeki MHO'nın artmasından kaynaklanmaktadır. Yüzeyi karbürlenmiş ve çift faz ısıt işlemleri öncesi havada soğutularak başlangıç mikroyapısı oluşturulan GH 900 numunesinin dayanımı GY 900 numunesinin dayanımından daha düşük çıkmaktadır. Bunun nedeni GH 900 numunesinin karbürlenmiş yüzeyinde tamamen perlitik ve merkezinde ise ferrit+perlitik bir yapıdan meydana gelmelerine atfedilebilir.



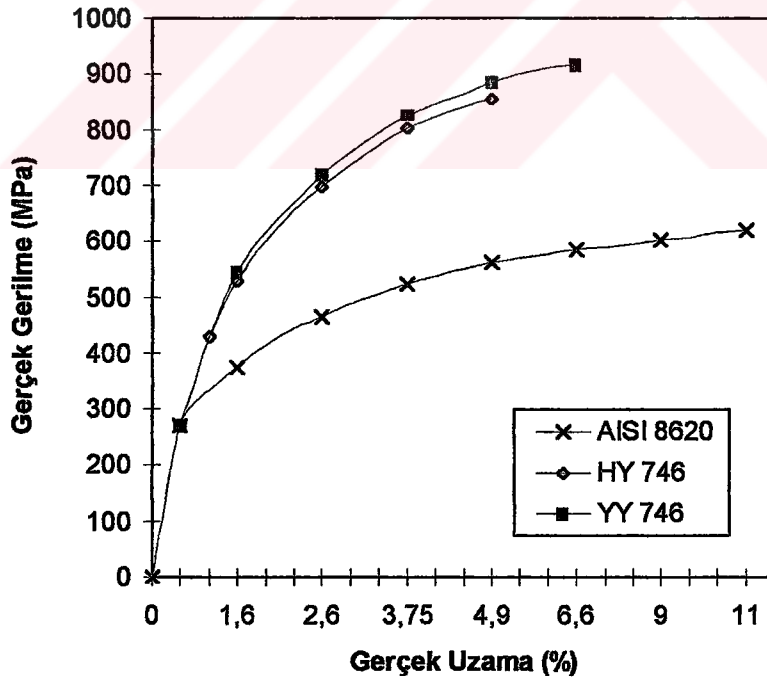
Şekil 7.6. AISI 8620 ile yüzeyi karbürlenmiş aynı MHO'na (% 25) ve farklı martensit parçacık boyutuna sahip numunelerin gerçek gerilme - % gerçek uzama eğrileri



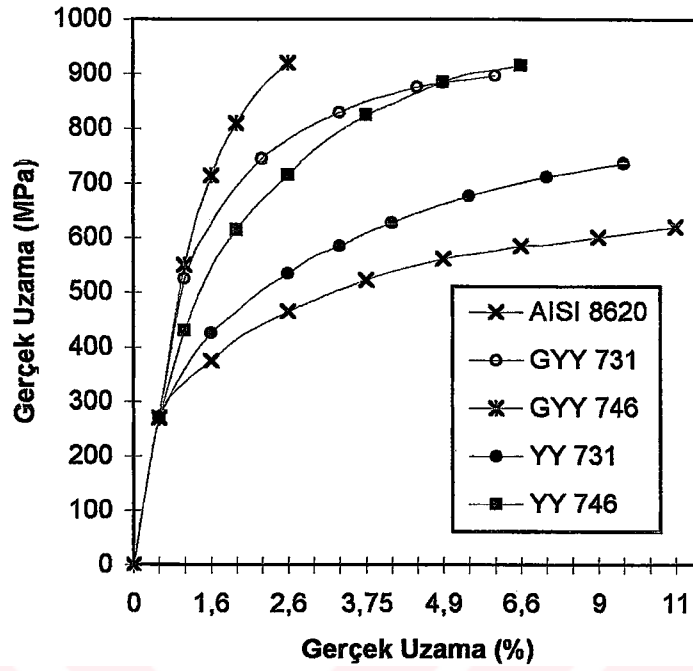
Şekil 7.7. AISI 8620 ile yüzeyi karbürlenmiş aynı MHO'na (% 50) ve farklı martensit parçacık boyutuna sahip numunelerin gerçek gerilme - % gerçek uzama eğrileri



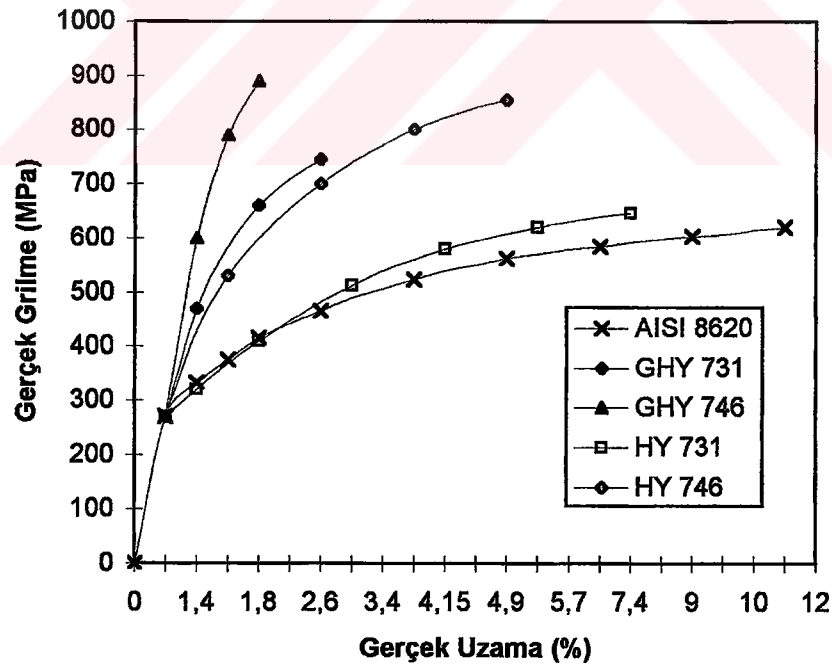
Şekil 7.8. AISI 8620 ile yüzeyi karbürlenmemiş aynı MHO'na (% 25) ve farklı martensit parçacık boyutuna sahip numunelerin gerçek gerilme - % gerçek uzama eğrileri



Şekil 7.9. AISI 8620 ile yüzeyi karbürlenmemiş aynı MHO'na (% 50) ve farklı martensit parçacık boyutuna sahip numunelerin gerçek gerilme - % gerçek uzama eğrileri



Şekil 7.10. Yüzeyi karbürleşmiş GYY 731, GYY 746 ve yüzeyi karbürleşmemiş YY 731, YY 746 ile AISI 8620 numunelerinin gerçek gerilme - % gerçek uzama eğrileri

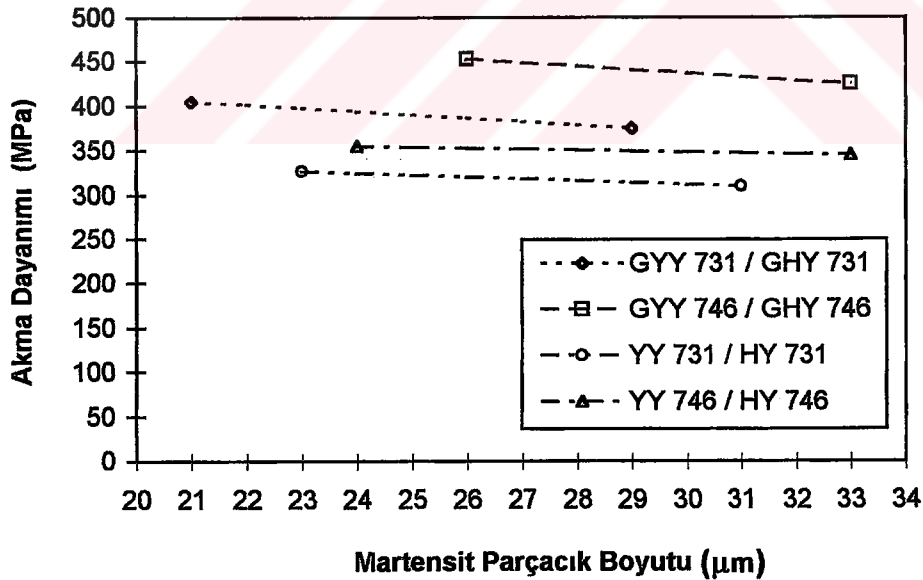


Şekil 7.11. Yüzeyi karbürleşmiş GHY 731, GHY 746 ve yüzeyi karbürleşmemiş HY 731, HY 746 ile AISI 8620 numunelerinin gerçek gerilme - % gerçek uzama eğrileri

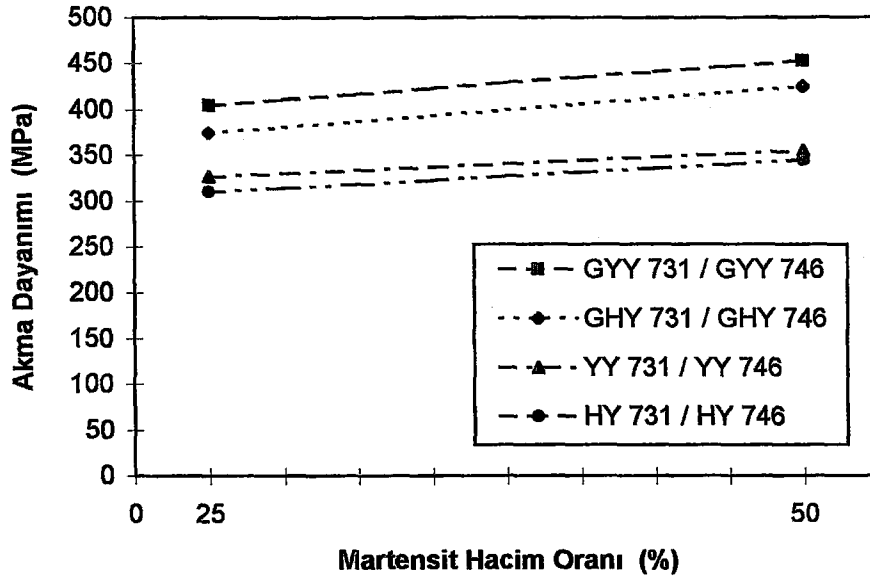
7.3. Akma Dayanımı

Isıl işlem görmemiş AISI 8620, GYG, GY 900, GH 900, GYY 731, GYY 746, GHY 731, GHY 746, YY 731, YY 746, HY 731 ve HY 746 numunelerinin akma dayanımları Çizelge.7.2'de verilmiştir.

Sabit MHO'na ancak farklı martensit parçacık boyutuna (ince,kaba) sahip numuneler birbirleri ile karşılaştırıldığında ince martensit parçacık boyutuna sahip numunelerin akma dayanımı kaba martensit parçacık boyutuna sahip numunelerin akma dayanımından daha yüksek olduğu görülmektedir. Bu sonuçlar bu konu ile ilgili literatürle paralellik taşımaktadır [3,93,111,112,113]. Çift-faz mikroyapısına sahip bütün numunelerde martensit parçacık boyutu küçüldükçe akma dayanımı artmaktadır. Martensit parçacık boyutuna bağlı olarak akma dayanımdaki değişim Şekil 7.12'de ve MHO'na bağlı olarak akma dayanımındaki değişim Şekil 7.13'de verilmiştir.



Şekil 7.12. Martensit parçacık boyutuna bağlı olarak akma dayanımı değerlerindeki değişim.



Şekil 7.13. MHO'na bağlı olarak akma dayanımındaki değişim

İdeal çift fazlı çelikler (% 15-25 MHO) düşük akma dayanımı, yüksek toplam uzama ve üretildiği çeliğin çekme dayanımına benzer değerlere sahiptir [82,112,114]. Ancak bu araştırmada yüzeyi karbürlelendikten sonra çift faz ısıtılmasına tabi tutulan GYY 731, GYY 746, GHY 731 ve GHY 746 numuneleri ile yüzeyi karbürlelenmeden doğrudan çift faz ısıtılmasına tabi tutulan YY 731, YY 746, HY 731 ve HY 746 numuneleri AISI 8620 numunesinden daha yüksek bir akma dayanımı sergilemektedir. Bu sonuç, karbürlenmiş bölgenin tamamen martensitik bir yapıya sahip olması ve merkezdeki yüksek MHO (~ % 25-50) ile AISI 8620 çeliğinin literatürde çift fazlı çelik üretiminde kullanılan çeliklerden daha fazla karbür oluşturun ve diğer katı eriyik mukavemetlenmesi sağlayan alaşım elementleri (C, Cr, Mo, Ni) içermelerine atfedilebilir. Alaşım elementleri dayanımı artırırken sünekliği düşürmektedir [14].

7.4. Üniform ve Toplam Uzama

AISI 8620, GYG, GY 900, GH 900, GYY 731, GYY 746, GHY 731, GHY 746, YY 731, YY 746, HY 731 ve HY 746 numunelerinin üniform uzama-toplam uzama değerleri Çizelge.7.2'de verilmektedir.

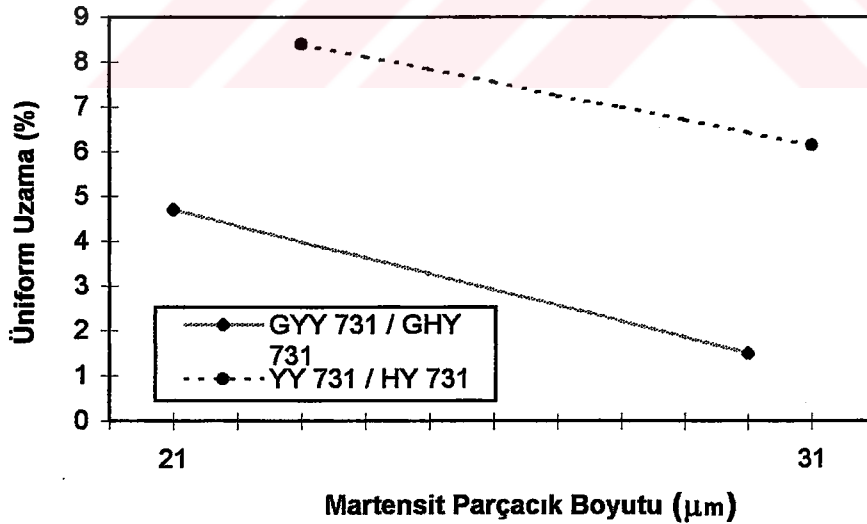
GY 731 ve GHY 731 numunelerinin üniform ve toplam uzamaları üretildikleri ısıtma işlemi görmemiş AISI 8620 numunesi ve yüzeyi karbürülenmemiş YY 731 ve HY 731 numunelerinden daha düşük çıkmıştır. Bunun nedeni yüzeyi karbürülenmiş GYY 731 ve GHY 731 numunelerinin yüzeylerinde artan karbon konsantrasyonu ile kırılabilirliğin artmasından kaynaklanabilir. GYY 731 ve GHY 731 numunelerinin üniform ve toplam uzama değerleri yüzeyi karbürülenmiş ve çift faz ısıtma işlemi öncesi 900 °C'den yağda soğutulmuş başlangıç mikroyapısı oluşturulan GY 900 numunesinden oldukça yüksek ancak yüzeyi karbürüldükten sonra, çift faz ısıtma işlemi öncesi 900 °C'den havada soğutulmuş başlangıç mikroyapısı oluşturulan GH 900 numunesinden daha düşük çıkmaktadır. Bunun nedeni GY 900 numunesinin merkezinde martensit miktarının artması nedeniyle kırılabilirliğinin artması ve GH 900 numunesinin merkezinde martensit bulunmaması nedeniyle sünekliğinin artması olarak gösterilebilir.

Yüzeyi karbürülenmiş GYY 746 ve GHY 746 numunelerinde, ince martensit parçacık boyutuna sahip numuneler kaba martensit parçacık boyutuna sahip numunelere oranla daha yüksek üniform ve toplam uzama sergilemekte, ancak aralarındaki fark çok azdır. GYY 746 ve GHY 746 numunelerinin üniform ve toplam uzama değerleri, Üretildikleri AISI 8620 numunesi ve yüzeyi karbürülenmemiş GYY 731 numunesi ile yüzeyi karbürülenmemiş YY 731, YY 746, HY 731 ve HY 746 numunelerinden daha düşük çıkmış, ancak yüzeyi karbürülenmiş GHY 731 numunesiyle hemen hemen eşit çıkmıştır. Bunun sebebi; GYY 746 ve GHY 746 numunelerinin; GYY 731 numunesine oranla merkezlerinde daha fazla martensit içermesi, YY 731, YY 746, HY

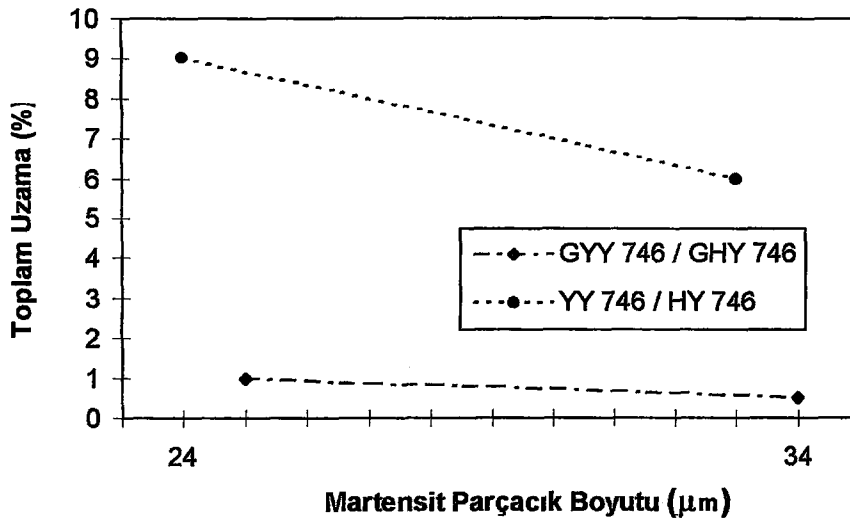
731 ve HY 746 numunelerine oranla yüzeylerinde meydana gelen martensit miktarındaki artıştan kaynaklanabilir.

Aynı MHO'na sahip GYY 731 ve GHY 731 numunelerinde ince martensit parçacık boyutuna sahip numunelerinin üniform ve toplam uzamaları kaba martensit parçacık boyutuna sahip numunelerden daha yüksek çıkmaktadır.

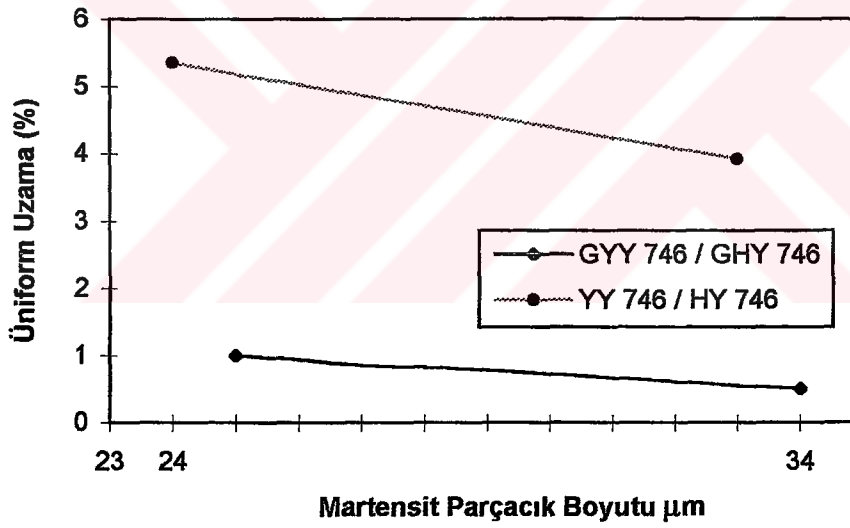
Aynı MHO'na (% 25-50) ve farklı martensit parçacık boyutuna sahip GYY 731 ve GHY 731 numuneleri ile YY 731 ve HY 731 numunelerinin üniform uzamalarındaki değişim Şekil 7.14'de, toplam uzamalarındaki değişim ise Şekil 7.15'de, GYY 746 ve GHY 746 numuneleri ile YY 746 ve HY 746 numunelerinin üniform uzamalarındaki değişim Şekil 7.16'da, toplam uzamalarındaki değişim Şekil 7. 17'de verilmiştir. Yüzeyi karbürlenmiş numunelerde MHO'nın üniform ve toplam uzama değerlerine olan etkisi Şekil 7 18 ve Şekil 7.19'da, yüzeyi karbürlenmemiş numunelerde MHO'nın üniform ve toplan uzamaya olan etkisi Şekil 7.20 ve Şekil 7.21'de gösterilmektedir.



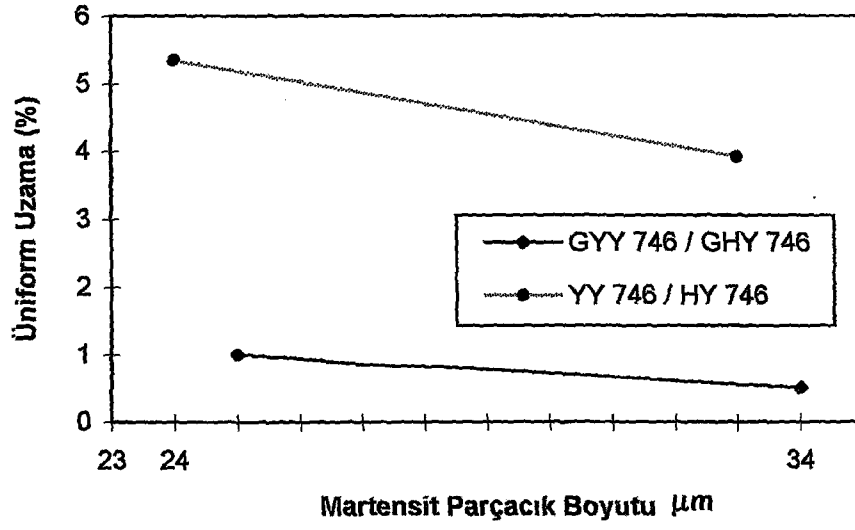
Şekil 7.14. Aynı MHO'na (25) sahip GYY 731, GHY 731 ve YY 731, HY 731 numunelerinde martensit parçacık boyutunun üniform uzamaya olan etkisi.



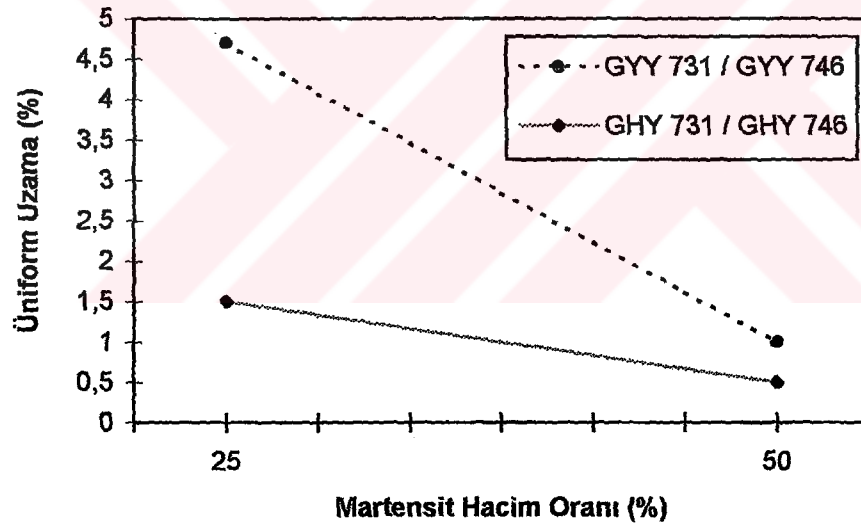
Şekil 7.15. Aynı MHO'na (25) sahip GYY 731, GHY 731 ve YY 731, HY 731 numunelerinde martensit parçacık boyutunun toplam uzamaya olan etkisi.



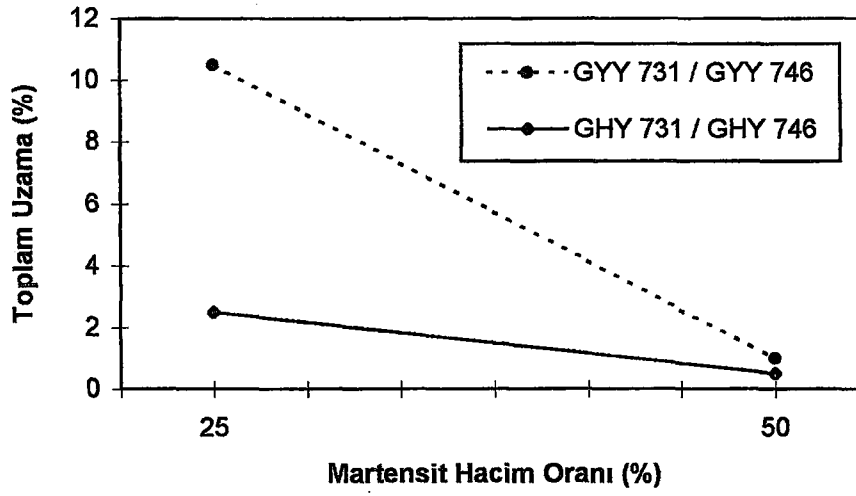
Şekil 7.16. Aynı MHO'na (50) sahip GYY 746, GHY 746 ve YY 746, HY 746 numunelerinde martensit parçacık boyutunun üniform uzamaya olan etkisi.



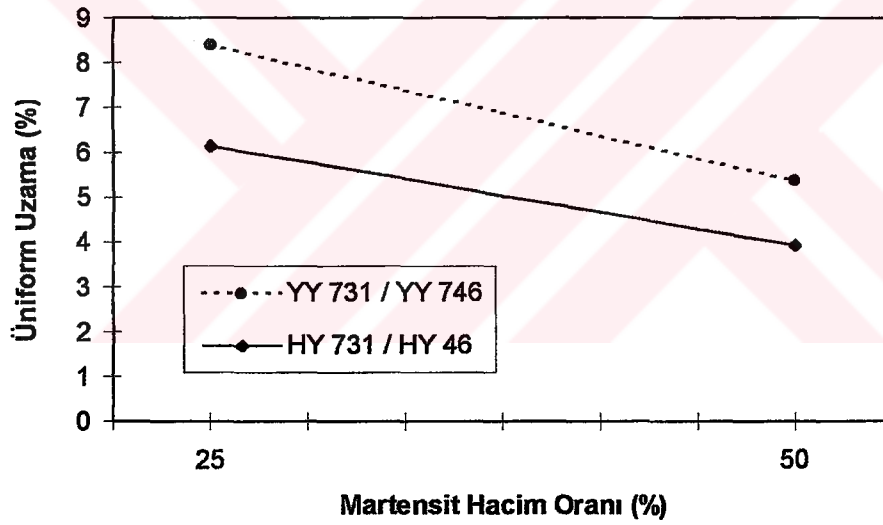
Şekil 7.17. Aynı MHO'na (50) sahip GYY 746, GHY 746 ve YY 746, HY 746 numunelerinde martensit parçacık boyutunun toplam uzamaya olan etkisi.



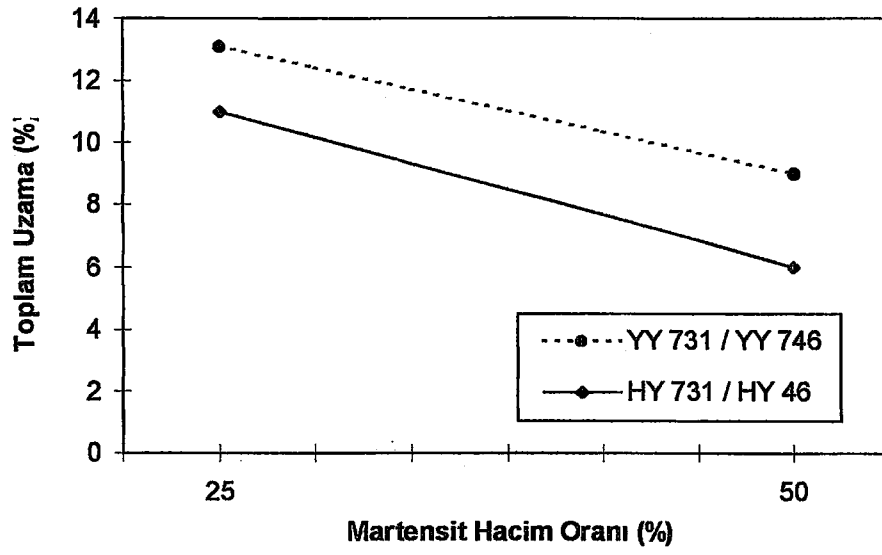
Şekil 7.18. Yüzey karbürlemesi yapılmış numunelerde MHO'nın üniform uzamaya olan etkisi.



Şekil 7.19.Yüzey karbürlemesi yapılmış numunelerde MHO'nın toplam uzamaya olan etkisi.



Şekil 7.20.Yüzey karbürlemesi yapılmamış numunelerde MHO'nın üniform uzamaya olan etkisi.



Şekil 7.21.Yüzey karbürlemesi yapılmamış numunelerde MHO'nın toplam uzamaya olan etkisi.

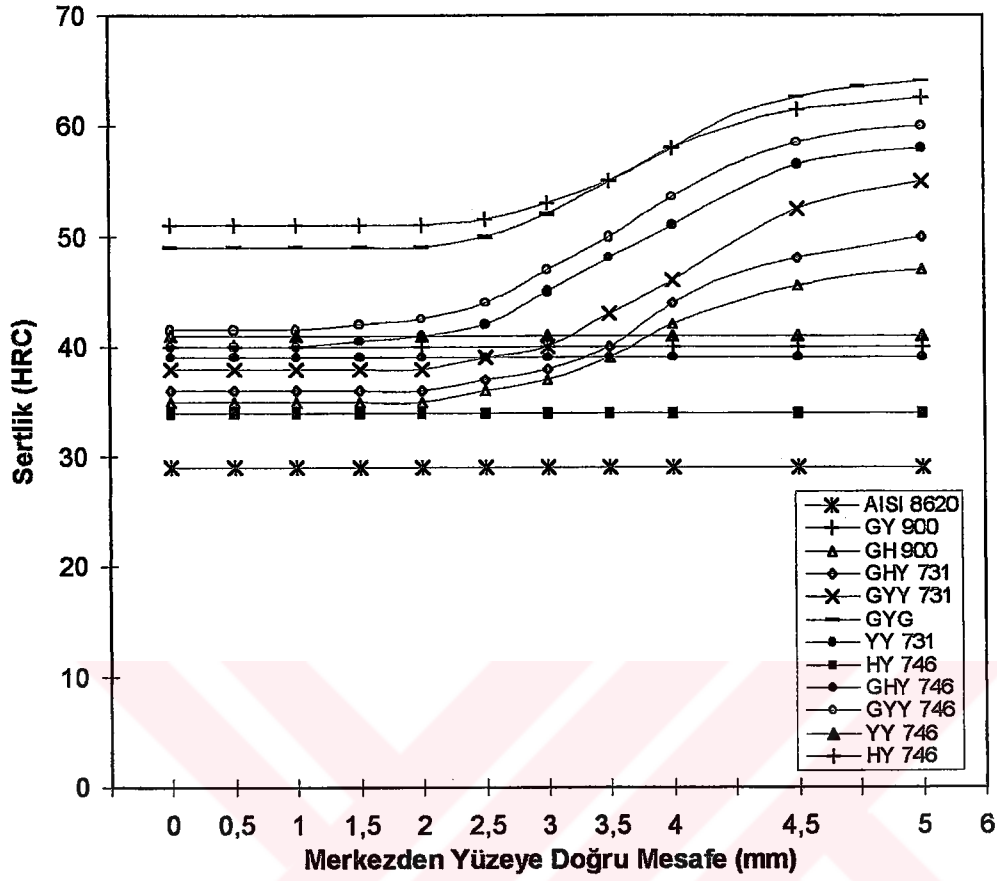
7.5. Sertlik

Isıl işlem görmemiş AISI 8620 numunesi, GYG, GY 900, GH 900, GYY 731, GYY 746, GHY 731, GHY 746, YY 731, YY 746, HY 731 ve HY 746 numunelerinin merkezlerinden yüzeye doğru ölçülen sertlik değerleri Çizelge 7.3'de verilmiştir.

Çizelge 7.3. ısl ışlem görmemiş AISI 8620 eliği ile ısl ışlem görmüş çeliklerin merkezlerinden yüzeylerine doğru sertlik değerlerindeki değişim (HRC)

Sertlik ölçümleri sonrasında yüzey karbürlemesi yapılmayan numunelerde merkezden yüzeye doğru sertlik değerlerinde bir değişim olmazken, yüzey karbürlemesi yapılmış numunelerde merkezden yüzeye doğru gidildikçe sertlik değerlerinde artış görülmektedir. Bu durum yüzey karbürlemesi yapılmış numunelerde yüzey bölgesine yaklaştıkça çelik içerisindeki karbon konsantrasyonunun artması ve buna paralel olarak martensit miktarının da artmasından kaynaklanmaktadır. Merkezden yüzeye doğru sertlik değerlerindeki değişim Şekil 7.22'de verilmektedir.

Ölçülen sertlik değerleri ile çekme dayanımları arasında doğrusal bir orantı, % uzama değerleri ile de ters bir orantının olduğu görülmüştür. En yüksek sertlik değerine (64 HRC) GYG numunesinin sahip olduğu görülmektedir. Ancak, bu numuneler yüksek çekme ve akma dayanımı ile yüksek sertlik değerleri sergilemesine rağmen hemen hemen hiç % uzama göstermemektedir, bu durum tokluk açısından önemli bir kayıp olarak görülmektedir. GYY 731, GYY 746, GHY 731 ve GHY 746 numunelerinin sertlik değerleri yüzeyi karbürlenmiş GYG numunesi ile yüzey karbürleme sonrası çift faz ısıtma işlemi için başlangıç mikroyapısı oluşturulan GY 900 numunelerinden düşük çıkmıştır. Buna nedeninin, GYG ve GY 900 numunelerinin merkezlerindeki yüksek martensit miktarından kaynaklandığı düşünülmektedir. Aynı MHO'na sahip numuneler arasında ince martensit parçacık boyutuna sahip numunelerin sertlik değerleri, kaba martensit parçacık boyutuna sahip numunelerin sertlik değerlerinden daha yüksektir. GYY 731, GYY 746, GHY 731 v GHY 746 numunelerinin sertlik değerlerinin GYG ve GY 900 numunelerinden düşük çıkmasının sebebi çift faz numunelerinin merkezlerindeki martensit miktarının az olmasına bağlanabilir.



Şekil 7.22. Isıl işlem görmemiş AISI 8620 çeliği ile ısıtılmış çeliklerin merkezden yüzeye doğru sertlik dağılımındaki değişim

8. SONUÇLAR

1. Yüzeyi karbürlenmiş sementasyon çeliklerinin merkezinde çift-fazlı çelik yapısı üretilebilir.
2. Yüzeyi karbürlenmiş sementasyon çeliklerinin merkezinde üretilen çift-fazlı çelik yapısındaki martensit parçacık boyutu ve martensit hacim oranı kontrol edilebilir.
3. Yüzeyi karbürlendikten sonra karbürleme sıcaklığından direk olarak su verilen numunelerde akma ve çekme dayanımı oldukça yüksek iken süneklik yok denecek kadar azdır.
4. Yüzeyi karbürlenmiş ve yüzeyinde martensitik, merkezinde çift-fazlı çelik yapısının üretildiği numunelerde genel olarak akma ve çekme dayanımı azalırken süneklik çok büyük oranda artmaktadır.
5. Yüzeyi karbürlenmiş ve yüzeyinde martensitik, merkezinde çift-fazlı çelik yapısının üretildiği numunelerde aynı martensit hacim oranına sahip numunelerde parçacık boyutu küçüldükçe akma, çekme dayanımı ve süneklik artmaktadır.
6. Yüzeyi karbürlenmiş ve yüzeyinde martensitik, merkezinde çift-fazlı çelik yapısının üretildiği numunelerde martensit hacim oranı artıkça akma ve çekme dayanımı yükselirken süneklik azalmaktadır.
7. Yüzeyi karbürlenmemiş, çift-fazlı çelik yapısına sahip numunelerde aynı martensit hacim oranlarında martensit parçacık boyutu küçüldükçe akma, çekme dayanımı ve süneklik artmaktadır.

8. Yüzeyi karbürlenmemiş çift fazlı çelik yapısına sahip numunelerde martensit hacim oranı arttıkça akma ve çekme dayanımı artarken süneklik azalmaktadır.



KAYNAKLAR

1. Sönmez, H.E., " SAE 8620 Çeliğinde Gaz Sementasyonda Yüzey Sertlik Derinliğinin Eğmeli Yorulma Mukavemetine Etkisi", **Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi**, , s:6, Sakarya.
2. Davies, R. G., 1977, "On Ductility of Dual Phase Steel, Formable HSLA and Dual Phase Steels", Ed. by Davenport, A.T, **AIME**, pp: 25-40, Newyork.
3. Rashid, M. S., 1977, "Relationship Between Steel Microstructure and Formability of Formable HSLA and Dual Phase Steels", Ed.by, DAVENPORT, A.T, **AIME**, pp:1-29.
4. Grange R.A., 1970, " Fibrous Microstructres Developed in Steel by Thermochemichal Processing", Proceedings 2 nd. (Int. Conf. On Streght of Metals and Alloys), **ASM, Cleveland**, pp:861-876
5. Hayami S. And Furukawa T., 1975, " A Family of High Stregth Cold Rolled Steels" **Proceedings of Micro-Alloying (Internatinal Symposiumon HSLA)**, pp:311-320, Washington.
6. Rashid M.S., 1976, "GM 980X - A Unique High Strength Sheet Steel With Superior Formability", **SAE**.
7. Demir, B., Erdoğan, M., 1998, "Çift - Fazlı Çeliklerde Martensit Hacim Oranı ve Morfolojisinin Çekme Özellikleri Üzerine Etkisi", **G.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi**, s: 728-729, Ankara.
8. Sağın, A., 1994, "Sementasyon ve nitrürasyonla sertleştirilmiş çeliklerin korozyon davranışları açısından incelenmesi" **Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi**, s: 6-16, İstanbul.
9. Alkın, S, G., 1993, "Sementasyon Çeliklerinin Isıl İşlemi", **Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi**, s :1, İstanbul.
10. Herbers, H., 1969, "Çeliğin sertleştirilmesi ve Islahı", Çeviri: Recepoğlu, A.O., **İ.T.Ü: Türk Teknik Haberleşme Merkezi**, p: 64-71
11. İşbaşaran, H., 1981, "Kutu sementasyon", **İ.T.Ü. Metalurji Fakültesi Kütüphanesi, Yüksek Lisans Tezi**, Haziran, İstanbul.

12. Yücel, S., 1996, "Sementasyonla Karbon Oranı Arttırılmış Çeliklerin Takım Çeliği Olarak Kullanılabilirliğinin Araştırılması", **Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi**, s : 16, Elazığ.
13. Topbaş, M.A., 1993, "Isıl İşlemler".
14. Thelning, K.E., 1984, " Bofors El Kitabı, Çelik ve Isıl İşlemi" Çeviren: Tekin, A. s: 338-373, İstanbul.
15. Tekin, E., "Takım Çeliklerinin Isıl İşlem Notları", s:259, 1988.
16. Yüksel, M., Yılmaz, A.N., 1985, "Kutu Sementasyon da Karbürleme Süresi, Karbürleme Sıcaklığı ve Aktivatör Ortamının Etkili Sementasyon Derinliğine Etkileri" **Metalurji Dergisi**, v.33, s: 4-10.
17. Cormacic, J.W., 1995, " Carburizing and Carbonitriding".
18. Avcı, Canan., "Ç.1020 Çeliğinin Sementasyonunda ortam ve zamanın sertleşme özelliklerine etkisi", **Yüksek Lisans Tezi**.
19. Yüksel, M., Yılmaz, A.N., 1985, " Çeliklerde Sementasyon Metalurjisi", Cilt.41, **Ankara**.
20. Harris, F.E., 1943, "Case Depth-an Attempt at Practical Definition" **Met, Prog**, August.
21. "Sementasyon Çelikleri Asil Çelik Yayınları, Cilt 5, İstanbul, 1982.
22. Askeland, D, R., "The Science and Engineering of Materials", Çeviren: Erdoğan, M., 1998, "Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri", **Nobel Yayınevi**, Ankara.
23. Speich, G. R., 1981, "Physical Metallurgy of Dual-Phase Steels, Fundamentals of Dual-Phase Steels", Ed. By: R.A.KOT and B.L.BRAMFIT, **AIME**, pp :3-45, New York.
24. Furukawa, T., 1983, "Deformation for Manufacture", Forming and Shapping, Strength of Metals and Alloys, Ed. By:R.C. GIFKING, **Pergoman Press**, pp :1165-1179, New York.
25. Rashid, M.S., Reo, B.N.Y., 1981, "Tempering Characteristics of a Vanadium Containing Dual - Phase Steel" Fundamentals of Dual - Phase Steels, Ed. By. R.A. Kot and B.L. Bramfit., **AIME**, pp : 249-264.

26. Akari, K., Furukawa, S., Uchida, K., 1971, "Development of Continuously Annealed High Strength Colled Rolled Sheet Steels" **Transactions ISIJ**, Vol. 17. pp : 701-709.
27. Okamamoto, A., Hayashi, Y., Takahashi, M., Sugisawa, S., 1982, "Bake Hardenable Al - Killed Steel (RBH 35) for Automobile Body Panels" **SAE Technical Paper Series**, 820018.
28. Confort, A.E., Hiam, J.R., Hobbs, R.M., 1979, "Properties of As-Rolled Dual-Phase Steels" **SAE Technical Paper Series**, 79007.
29. Chihara, T., 1980, "Commercial Development of Dual Phase Steels in Japan" **J.Molybdenum Tech**, vol.4, pp : 10-12.
30. Davies, R.G., and Magee, C.I., 1979, "Physcal Metallurgy of Automotive High Strength Steels", Structure and Properties of Dual-Phase Steels Ed. By. R.A. Kot and J.W.Morris, **AIME**, pp:1-19.
31. Davies, R.G., 1978, "The Deformation Behaviour of a Vanadium-Strengthened Dual-Phase Steel", **Met. Trans**, Vol:18A, pp:41-52.
32. Akari, K., Furukawa, S., Uchida, K., 1977, "Development of Continuously Annealed High Strength Colled Rolled Sheet Steels" **Transaction of The Iron Steel Institute of Japan**, vol.17, pp: 701.
33. Baucher, J.H., and Hamburg, E.G., 1977, "High Strength Formable Sheet Steel", **SAE preprint**, pp:730-731.
34. Konio, T., Shimizo, M., Yamuda, K., and Suzuki, H., 1975, "An Effect of The Second Phase Morphology on The Tensile Fracture Characteristics of Carbon Steels" **Engineering Fracture Mechanics**, Vol:7, pp:411-432.
35. Xlie-Ling Cai, Garrent, A.J., -Reed and Owen, W.S., 1985, "The Development of Some Dual-Phase Steel Structures from Different Starting Microsturctures" , **Met. Trans**, A, Vol:19A, pp:543-557.
36. Baucher, J.H., and Hamburg, E.G., 1977, "High Strength Formable Sheet Steel", **SAE preprint**, pp:701.
37. Speich, G.R., and Szirme , A., 1969,, "Formation of Austenite from Ferrite and Ferrite-Carbide Aggregates", **TMS-AIME**, Vol:245, pp:1063-1075.

38. Yong, D.Z., Brown, E.L., Matlock, D.K., and Krauss G., 1985, "The Formation of Austenite at Low Intercritical Annealing Temperatures in a Normalized 0.08 C, 1.4Mn-0.21Si Steel", **Met.Trans. A**, Vol:8A, pp:1523-1526.
 39. Garcia, C.I., and Deardo, A.J., 1981, "Formation of Austenite in 1.5 Pct. Mn Steels", **Met. Trans. A**, Vol:12A, pp:521-530.
 40. Souza, M.M., Guimaraes, J.R.C., and Chawla K.K., 1982, "Intercritical Austenitization of Two Fe-Mn-C Steels" **Met. Trans. A**, Vol:13A, pp:575-579.
 41. Jeong, C.W., and Kim, C.H., 1985, "Formation of Austenite from a Ferrite-Pearlite Microstructure during Intercritical Annealing" **Journal of Mat. Sci**, Vol:20,pp: 4392-4393.
 42. Speich, G.R., Demarest, V.A., and Miller R.L., 1981, "Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels", **Met. Trans. A**.
 43. Thomas, G., and Koo, J.Y., 1977, "Developments in Strong, Ductile Duplex Ferritic-Martensitic Steels", Ed.by.R.A Kott and J.W. Morris, **AIME**, pp:183-201.
 44. Wycliffe, P.A., Purdy, G.R., and Embury, J.D., 1981, "Growth of Austenite in The Intercritical Annealing of Fe-Mn-C Dual-Phase Steel", **Canadian Metallurgical Quarterly**, Volume:20 no:3, pp:339-350.
 45. Navara, E., Bengtsson, B., and Easterling, K.E., 1986, "Austenite Formation in Manganese Partitioning Dual- Phase Steel", **Mat. Sci. And Tech**, Vol.2, pp:1196-1201.
 46. Aronson, H.I., 1962, "The Decomposition Austenite by Diffusional Process", **Newyork Interscience**.
 47. Huppi, G.S., Matlock, D.K., and Krauss, G., 1980, "An Evaluation of The Importance of Epitaxial ferrite in Dual-Phase Steel Microstructures", **Scripta Met**, Vol 25 pp:1239-1243.
 48. Morrow, J., Tither, G., 1978, "Molibdenum in Intercritical Annealed Dual-Phase Steel", **Journal of Materials**, vol:30(3), pp:16-19.
 49. Vander Arend, S.J., 1977, "The Production of GM 980X Properties in HSLA Steels", **Republic Steel Research Publication PR 12**, pp:54-76.
-

50. Chank, W.J., and Kim, C.H., 1985, "Ferrit Growth on Cooling after Intercritical Annealing in a Dual-Phase Steel", **Scripta Met**, vol: 118, pp:37-42.
 51. Mediretta, S.R., Ramaswamy, V., 1980, "Dependence of Strain Hardening Exponent on The Volume Fraction and Carbon Content of Martensite in Dual-Phase Steels During Multistage Work Hardening", **Jor. of Mat. Sci., Let**, vol:18, pp:205-206.
 52. Talliger, N.K., Galadman, T., 1981, "Work Hardening of Dual-Phase Steels", **Materials Science and Engineering**, pp:95 -108, March.
 53. Matlock, D.K., Krauss, G., Ramons, L.F., and Huppi, G.S., 1979, "A Correlatin of Processing Variables With Deformation of Dual-Phase Steels", **Scruttures and Properties of Dual-Phase Steels**, Ed by. R A. Kot and M.W.Morris, pp:62-89.
 54. Hansen, S.S., and Pradhan, R.R., 1981, "Structure -Property Relationships and Continious Yielding Behavior in Dual-Phase Steels", **Fundametals of Dual-Phase Stells**, AIME, Ed by. R.A., Kott and B.L. Bromfitt, pp:113-141.
 55. Gordion, L., Mutteazzi, P., Tiziani, A., and Zambon, A., 1991, "Retained Austenite Variation in Dual-Phase Steel After Mechanical Stressing and Heat Treatment", **Mat. Sci. And Eng**, A/31, pp:215-219.
 56. Çimenoglu, H., Kayalı, E.S., 1984, "Ferrit+Ostenit Faz Bölgesinde Tavlama Isıl İşlemi ile Çift-Fazlı Çelik Yapımı", **İ.T.Ü. Kimya-Metalurji Fakültesi Metalurji Müh.Böl., SEGEM Isıl İşlem Sempozyumu**, s :20-21, Ankara.
 57. Aksakal, B., 1988, "Dual-Fazlı Çelikte Mekanik Özellik Mikro Yapı İlişkisinin İncelenmesi", **Gazi Üni. Fen. Bil. Enst. Yüksek Lisans Tezi**, Ankara.
 58. Priestner, R., and Ajmal, M., 1987, " Termomechanically Processed Dual-Phase Steel".
 59. Priestner, R., 1990, "Controlled Rolled Dual-Phase Steel", vol:7.
 60. Crooks, M.J., Garrett-Reed, A.J., Vander Sande, J.B., and Owen, W.S., **Metall. Trans**, vol:12A, pp:1999.
 61. Messien, J., Herman, J.C., and Gready, T., 1977, "Critical Colling Rate to Obtain Dual-Phase Microstuctures in Low-Carbon Steels", **Centre de Recherces Metallurgiques, Liege, Belgium**.
-

62. Priestner, R., and Ajmal, M., 1987, "Effect of Carbon Content and Microalloying on Martensitic Hardenability of Austenite of Dual-Phase Steel", **Materials Science and Technology**, vol:3, pp:360-364.
63. Toktaş, A., 1998, "Dual-faz Çeliğinde Martensit Hacim Oranının Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi", **Balıkesir Üniv. Fen. Bil. Enst. Mak. Müh. Ana Bilimdalı, Yüksek Lisans Tezi**, s:15, Balıkesir.
64. Piplani, R.K., and Raghavan, G., 1981, "Microsturucture and its Correlation With Processing Properties in Dual-Phase Steels", **Steel India**, vol:4, pp:1-21, Nu:1, April.
65. Eldis, G.T., 1980, "Physical Metallurgy of The Dual-Phase Steels", **The Journal of Molubydenum Thechnology**, vol:4, pp:2-5, Nu:3.
66. Aksoy, M., 1998, "Dual-Fazlı çeliklerin mekanik özelliklerine mikroyapının etkisi", **3. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildirisi**, s:33-44.
67. Rizk, A., Bourrel, D.L., 1982, "Dislocation Density Contribution to Strength of Dual-Phase Steels" **Scripta Metallurgica**, vol:16, pp1321-1324.
68. Tamura, I., Yomata, Y., Akao, A., Et. al. 1973, " On the Strength and Ductility of Two Phase Iron Alloys", **Transactions of ISIJ**, **13**, pp:283-296.
69. Marder, A.R. 1977, "Factors Affecting the Ductility of Dual-Phase Steels" Ed.by. A.T.Devenport, **AIME**, pp:87-98.
70. Speich, R.G., and Miller, R.L., 1979, "Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Steels", **Structure and Properties of Dual-Phase Steels**, Ed. By. R.a.Kot and J.W..Morris, **AIME**, pp:145-181.
71. Davies, R.G., 1979, "Influence of Silican and Phoshophorous on the Mechanical Proporties of Both Ferrit and Dual-Phase Steels", **Met. Trans**, 10A, pp:113-118.
72. Kim, N.J., Thomas, G., 1981, "Effect of Morphology on the Mechanical Behaviour of Duaf-Phase Fe/2 Si/0.1 C Steel", **Metallurgical Transatcions**, vol:12A, pp:483-489, March .
73. Yüklér, A.İ., 1983, "Alaşımız Dual-Fazlı Çeliklerin Mekanik ve Nokta Kaynağı Özellikleri", **İ.T.Ü. Kimya-Metalurji Fakültesi Doktora Tezi**, İstanbul.

74. Jiang, Z., Lian, J., Chen, J., 1992, "Strain Hardening Behaviour and Its Relationship to Tensile Mechanical Properties of Dual-Phase Steel", **Materials Science and Technology**, vol:8, pp:1075-1081, December.
75. Çimenoglu, H., 1988, "Çift-Fazlı Çeliklerin Deformasyon davranışı", **İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Doktora Tezi**, İstanbul.
76. Pickering, F.B., Gladman, T., 1963, "Iron and Steel Int. Spec. Rep." No:18, pp:10.
77. Ensari, C., ve Kayalı, E.S., 1978, "Yüksek Dayanımlı ve Düşük Alaşımlı Çeliklerin Özellikleri ve Kullanma alanları" **2. Demir Çelik Sanayi Kongresi**, Karabük.
78. Jeong, W.C., and Kim, C.H., 1985, "Ferrite Growth on Cooling Annealing in a Dual-Phase Steel", **Scripta Metallurgica**, vol:19, pp:37-42.
79. Koo, J.Y., and Thomas, G., 1977, "Desing of Dublex Low Carbon Steels for Improved Strength: Weight Applications", **Formable HSLA and Dual-Phase Steel**, Ed. By. Davenport A.T., pp:38-40 AIME.
80. Kumar, A.N., Basu, S.N., 1991, "Manganese Partitioning and Dual-Phase Characteristic in a Microalloyed Steel" **Journal of Materials Science**, vol:26, pp:2089-2092.
81. Nakagawa, A., Koo, T.Y., and Thomas, G., 1981, "Effect of Vanadium on Structure Property Relations of Dual-Phase Fe/Mn/Si/0.1 C Steels", **Met. Trans**, pp:1965-1972, vol:12A, Nov.
82. Tanaka T., Nishida M., Hashiguchi and Kato T.I., 1979, "Formation and Properties of Ferrite Plus Martensite Dual-Phase Steels", ed. By. R.A. Kot and J.W. Morris, **AIME** pp:221-242.
83. Mould P.R. and Skena C.C., 1977, "Structure and Properties of Cold Rolled Ferrit Phase Martensite (Dual-Phase) Steels Sheets", **Formable HSLA and Dual-Phase Steels**, ed.by. A.T. Davenport, **AIME** pp:183-203.
84. Davies. M.S., 1978, "Influence of Martensite Composition and Content on the Properties of Dual-Phase Steels", **Met. Trans**, Vol:18A, pp:671-679.
85. Çimenoglu H., Kayalı E.S., and Dikeç F., 1985, "The Occurance of Yield Poit after Steel Relaxation in a Plain Carbon Dual-Phase Steel, **Scripta**" **Met. Trans**, Vol 25, pp:3011-3021.

86. Haung-Chuan Chen, Gwo-Hwa Cheng, "Effect of Martensite Strength on the Tensile Strength of Dual-Phase Steels", **Journal of Materials Science**, vol:24, pp:1991-1994, 1989.
 87. Koo J, Bangaru V, Rau N, and Thomas G., 1979, "Designing High Performance Steels", **Metals Progress**, pp:66-70.
 88. Orhan Ö., 1986, "Dual Fazlı Çelikler", **K.T.Ü.Müh.Mim.Fak.Makine Böl., Bitirme Ödevi**, Trabzon.
 89. Trent E.M., "Metal Cutting", **Tanner, Ltd**, London.
 90. Izar N., (Crafts W., Lamond L.J.), 1971, ". Çelik Seçimi ve Sertleşebilme" **M.M.O. yayını**, No:58.
 91. Huppi G.S., 1979, "Dual-Phase Microalloyed Steel", **Temperature and Cooling Rate effect**, **M.A Thesis**, Colorado.
 92. Tomita Y., 1990, " Effect of Morphology of Second-Phase Martensite on Tensile", **Properties of Fe-0.1C Dual-Phase Steels Journal of Mat. Sci**, Vol:25, pp:5179-5184.
 93. Cribb W.R., and Rigsbee J.M., 1979, " Work Hardening Behavior and Its Relationship on the Microstructure and Mechanical Properties of Dual-Phase Steels", **Structure and Properties of Dual-Phase Steels**, by. R.A. Kot, J.W. Morris, pp:91-17.
 94. Paruz H., and Edmands D.V., 1989, " The Strain Hardening Behaviour of Dual-Phase Steels", **Mat.Sci. and Eng**, A132, pp:67-74.
 95. Ramons L.F., Matlock D.K., and Krauss G., 1979, " On the Deformation Behaviour of Dual-Phase Steels", **Met.Trans**, 10A, pp:259-261.
 96. Karasuz A.S., Eyring H.E., 1976, "Deformation Kinetics", **J. Wiley and S. Inc.**, New York.
 97. Dieter G.E., 1976, "Mechanical Metallurgy" **2nd. Ed.**, **Mac Grav Hill Book Comp**, New York
 98. M. Erdoğan and R. Priestner 1999, " Effect of Epitaxial Ferrite on Yielding and Plastic Flow in Dual Phase Steel in Tension and Compression" **Materials Science and Technology**, November, Vol 15 pp: 1273-1284.
-

99. Matlock D.K., Zie-Ebrahimi F., Krauss G., 1984, "Scrutture, Properties and Strain Hardening of Dual-Phase Steels", **Deformation Processing and Structure**, pp:47-87.
100. Tomita Y., Okayabashi K., 1985, "Tensile Strees-Strain Analysis of Cold Worked Metals and Steels and Dual-Phase Steels", **Met. Trans**, Vol:2, pp:867-872.
101. Jeong W.C., Kim C.H., 1987, "Deformation Characteristis of Retained Ferrite and Transformed Ferrite in a Dual-Phase Steel", **Met. Trans**, Vol:18, pp:629-635.
102. Strosiek A.M., Owen W.S., 1984, "The Work Hardening of Dual-Phase Steels at Small Plastic Strains", **Met. Sci. Eng**, Vol.66, pp:13-34.
103. Shen H.P., Lei T.C, Lui J.C., 1986, "Microscopic Deformatin Behavior of Martensitic Ferritic Dual-Phase Steels", **Met. Sci. Tech**, Vol: 12, pp:28-33.
104. Rigsbee J.W., Van Der Arend D.J., 1977, "Loboratory Studies of Microstructres and Structure Property Relationships in Dual-Phase HSLA Steels", Ed.By: A.T. Davenport, **AIME**, pp:56-86.
105. Cai X.L., Feng J., Owen.W.S., 1985, "The Depentence of Tensile and Fatigue Properties of a Dual-Phase Steel on Its Microstructure", **Met. Trans**, vol.16, pp:1405-1415.
106. Nagorka M.S., Krauss G., Matlock D.K., 1987, "The Effect of Microstructure and Strain Rate on the Stage III Strain Hardening and Ductility of Dual-Phase Steels", **Met. Sci. Eng**, Vol:94, p:183-193.
107. Güral, A., 1999, "Çift-Fazlı Çeliklerde Martensit Hacim Oranı ve Morfolojisinin İşlenebilirlik Özellikleri Üzerine Etkileri", **Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Yüksek Lisans Tezi. Ankara, s : 44.
108. Krauus G., 1980, "Principles of Heat Treatment of Steels", pp: **AIME**, 15
109. **ASM Hondbook**, 1992, "Metollography and Microstructure", Volume:9, pp:170
110. Vool Vander G.F., " Metollography Principle and Practice Mc Graw Hill", **Newyork chapter 6.**

111. R. G. Davies, 1979, "On Ductility of Dual Phase Steel, Formable HSLA and Dual Phase Steels", Ed. by Davenport, A.T, **AIME**, s:25-40, Newyork.
112. R. G. Davies, 1979, "Early Stages of Yielding and Strain Aging of Vanadium Containing Dual Phase Steels", **Met.Trans**, 10A, 1549-1553.
113. J.Y. Koo and G. Thomas, 1976, "Effects of Morphology on the Mechanical Properties of a Dual Phase Fe/2Si/0,1C Steel", **Met. Sci. And Eng.** 24,ss:187-189.
114. M.D. Geip, D.K Matlock and G. Krauss, 1980, "The Effect of Intercritical Temperature on The Structre of Niobium Microalloyed Dual Phase Steel", **Met.Trans**, 11A, s:1683-1689.
115. **TSE 138. EN 10002/Ocak** 1996, Çekme Deneyi, (Metalik Malzemeler İçin)



ÖZ GEÇMİŞ

1973 yılında Muğla İli, Yatağan İlçesi, Bencik Beldesinde doğdu. İlkokulu Bencik İlköğretim okulunda, liseyi Yatağan Endüstri Meslek Lisesinde tamamladı. 1993 yılında, Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal İşleri bölümünde lisans eğitime başladı. 1997 yılında buradan mezun oldu ve aynı yıl Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi bölümünde yüksek lisans eğitime başladı. 1998 yılında Endüstri Meslek Lisesi Metal İşleri öğretmenliğine atandı. Halen aynı görevi yürütmekte olan Özer PAMUK evli ve bir çocuk babasıdır.

