

66379

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**TEMPERLEME SONRASI ÇELİKLERİN SERTLİĞİNİ
BELİRLEMEK İÇİN GELİŞTİRİLEN
YENİ BİR YÖNTEM**

DOKTORA TEZİ
Y. Müh. Ahmet SEVÜK

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 27 Aralık 1996

Tezin Savunulduğu Tarih : 27 Mayıs 1997

Tez Danışmanı : Prof.Dr. Barlas ERYÜREK *[Signature]* 18.06.1997
Diğer Jüri Üyeleri : Prof. Dr. Ahmet ARAN *[Signature]* 18.6.97
Prof. Dr. Sabri ALTINTAŞ *[Signature]* 18.6.1997
Prof. Dr. Mehmet Emin YURCI *[Signature]* 18.6.1997
Doç. Dr. Mehmet DEMİRKOL *[Signature]* 18.6.97

MAYIS 1997

ÖNSÖZ

Çeliklerde temperleme sonrası sertliği bulmak uygulamada bir sorun olarak görülmüş ve üstesinden gelinmek için çoğu grafik yaklaşıma dayanan ampirik çalışmalar yapılmıştır. Bununla birlikte, herhangi bir sıcaklıkta ve zaman süresince, rastgele seçilmiş bir içyapının temperleme sonrası sertliğinin ne olacağı kestirilememiştir.

Bu çalışmada, yedi farklı çelik malzeme üzerinde Jominy deneyleri uygulanmış ve temperlemede sertliğin değişiminin matematik modeli için yayınma kanunlarına dayanılarak, temperleme sonrası sertliği hesaplamak için bir formül geliştirilmiştir. Sonuçta, kimyasal bileşimin etkisi de dahil edilerek, alaşımsız ve düşük alaşımlı bir çelik malzeme için, kimyasal bileşim ve başlangıç mikroyapısının etkisini içeren, istenen zaman ve sıcaklık için temperleme sonrası sertliği hesaplamak mümkün olmuştur.

Bu çalışmanın hazırlanmasında en az benim kadar emeği geçen ve bana her zaman destek olup, teşvik eden, bilgisini ve deneyimini paylaşmaktan kaçınmayan değerli hocam Sayın Prof. Dr. Barlas ERYÜREK'e teşekkür etmek isterim. Varlığımı borçlu olduğum ve bugünlere gelmemde en büyük pay sahibi olan anne, baba ve ablama minnet ve şükranlarımı, tezin yazım aşamasında elinden gelen yardımı esirgemeyen değerli dostum Tonguç YURDAGÜL'e ve son olarak maddi, manevi her türlü yardımı esirgemeyen biricik eşim Ahu'ya sevgilerimi sunarım.

Ahmet SEVÜK
İstanbul, Aralık 1996

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ	ii
SEMBOL LİSTESİ	v
ŞEKİL LİSTESİ	vii
TABLO LİSTESİ	xiii
ÖZET	xv
SUMMARY	xvi
BÖLÜM 1 GİRİŞ	1
1.1 Toplama Yöntemi	2
1.2 Geliştirilmiş Toplama Yöntemi	10
1.3 Temperleme Parametresi	18
1.4 Çalışmanın Amacı	26
BÖLÜM 2 TEMPERLEME SONRASI ÇELİKLERİN SERTLİĞİNİ BELİRLEMEK İÇİN GELİŞTİRİLEN YENİ YÖNTEM	28
2.1 Giriş	28
2.2 Çeliğin Temperlenmesi	32
2.2.1 Martenzitin temperlenmesi	33
2.2.2 Martenzit olmayan yapıların temperlenmesi	39
2.3 Temperlemenin Matematik Modeli	43
2.3.1 Yayınma	48
2.4 Özet	55
BÖLÜM 3 DENEYSEL ÇALIŞMALAR	57
3.1 Deneysel Çalışmanın Amacı	57
3.2 Çalışmada Kullanılan Malzemeler	57
3.3 Deney Yöntemi	58
3.4 Jominy Deneyi Sonrası Sertlik Gradyanları	61
3.5 Temperleme Sonrası Sertlik Gradyanları	62
3.6 Aktivasyon Enerjisi ve A Parametresine Kimyasal Bileşimin Etkisi	79
3.7 Geliştirilen Eşitliğin Kontrolü	82
3.7.1 Jominy deneyleri	82
3.7.1.1 toplama yöntemiyle hesaplama	84

3.7.1.2 geliştirilmiş toplama yöntemiyle hesaplama	87
3.7.2 Geliştirilen eşitliğin kaynaklı bir parçaya uygulanması	88
3.7.3 Geliştirilen eşitliğin literatürden alınan verilerle kontrolü	91
BÖLÜM 4 SONUÇLAR VE ÖNERİLER	106
KAYNAKLAR	108
EKLER	116
ÖZGEÇMİŞ	125



SEMBOL LİSTESİ

a	: Kafes parametresi
A	: Alaşım elemanlarının etkilerinin toplamı (Rockwell-C), sabit
A_{ort}	: Zaman sabiti (saat ^{-1/2})
A₁	: Dönüşüm sıcaklığı (723 ⁰ C)
α	: Ferrit, aşırı-doymaya bağlı bir katsayı
A_{Mn,....,Av}	: Alaşım elemanlarının sağladığı sertlik artışı
b	: Atomun yayındığı uzaklık
B	: Çeliğin karbon miktarı ve temperleme sıcaklığına bağlı olarak kritik sertliği (Rockwell-C), sabit
c	: Temperleme parametresinde katsayı, alaşım elemanı konsantrasyonu
C_{eş}, C_{eş}'	: Karbon eşdeğerleri
d	: Parçacık çapı, Jominy numunesinde su verilen uctan uzaklık
d₀	: Temperleme öncesi parçacık çapı
D	: Temperleme ile oluşan sertlik düşümü (Rockwell-C), hacimsel yayınma katsayısı (m ² /saat)
D₀	: Frekans katsayısı (m ² /saat)
ε, η, θ, χ	: Çelik içyapısında bulunan karbürlerin sembolleri
E	: Entalpi
f	: Çeliğin karbon miktarı ve temperleme sıcaklığına bağlı olarak temperleme çarpanı, karbürlerin hacimsel oranı
g	: korelasyon sabiti

H	: Sertlik, temperleme sonrası sertlik (VSD)
H₀	: Başlangıç sertliği (VSD)
H_{max}	: Isı Tesiri Altında kalan Bölge’de ortaya çıkan maksimum sertlik (VSD)
H_p, H_p’	: Hesaplanan sertlik değerleri (VSD)
HV_C	: Demir-karbon alaşımı sertliği (VSD)
ΔHV_{Mn,....}, ΔHV_V	: Alaşım elemanının temperleme sıcaklığında sağladığı sertlik artışı (VSD)
J	: Atom akısı
k, K	: Orantı katsayısı
λ	: Karbürlerarası uzaklık
μ	: Kimyasal potansiyel
n	: Kafes geometrisi ve yayınma mekanizmasına bağlı olarak eşdeğer yolların sayısı
v	: Atomun saniyede yaptığı sıçrama sayısı
Q, Q₁	: Aktivasyon enerjileri (J/mol)
R	: Evrensel gaz sabiti (8.314 J/mol.K)
R_Q	: Su verme sonrası sertlik (Rockwell-C)
R_T	: Temperleme sonrası sertlik (Rockwell-C)
S	: Entropi
σ_{ak}	: Akma dayanımı
t	: Zaman (saat)
t₀	: Zaman sabiti
T	: Mutlak sıcaklık (K)
U	: Malzemeye bağlı bir sabit (J/mol)
V	: Malzemeye bağlı bir sabit

ŞEKİL LİSTESİ

		Sayfa No
Şekil 1.1	“Sertleştirilmemiş” çelikte temperleme nedeniyle sertlikteki azalma, D [2]	3
Şekil 1.2	Karbon miktarı ve temperleme sıcaklığına bağlı olarak “alaşimsız” çeliğin kritik sertliği, B [2]	4
Şekil 1.3	Karbon miktarı ve temperleme sıcaklığının “alaşimsız ve sertleştirilmemiş” çelikte temperleme çarpanına (f) etkisi [2]	5
Şekil 1.4.	Farklı temperleme sıcaklıklarında manganın sağladığı sertlik artışı [2]	6
Şekil 1.5.	Farklı temperleme sıcaklıklarında silisyumun sağladığı sertlik artışı [2]	6
Şekil 1.6.	Farklı temperleme sıcaklıklarında nikelin sağladığı sertlik artışı [2]	7
Şekil 1.7.	Farklı temperleme sıcaklıklarında kromun sağladığı sertlik artışı [2]	7
Şekil 1.8.	Farklı temperleme sıcaklıklarında molibdenin sağladığı sertlik artışı [2]	8
Şekil 1.9	İki saatlik bir temperleme sonrası Jominy sertliğini belirlemek için geliştirilmiş nomograf [2]	9
Şekil 1.10	Demir-karbon alaşımlarında temperlenmiş martenzitin sertliği [8]	12
Şekil 1.11	Karbon miktarına bağlı olarak üçfarklı yapıdaki çeliğin sertliği. (üstteki eğri) Martenzit, (ortadaki eğri) havada soğumuş tabakalı (lamellar) yapı, (alttaki eğri) küreselleştirilmiş yapı (endüstride elde edilebilecek en düşük sertlik) [3]	13
Şekil 1.12	204 ⁰ C’ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8]	13
Şekil 1.13	260 ⁰ C’ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8]	14

		<u>Sayfa No</u>
Şekil 1.14	316 ⁰ C'ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8]	14
Şekil 1.15	371 ⁰ C'ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8]	14
Şekil 1.16	427 ⁰ C'ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8]	15
Şekil 1.17	482 ⁰ C'ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8]	16
Şekil 1.18	538 ⁰ C'ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8]	16
Şekil 1.19	592 ⁰ C'ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8]	17
Şekil 1.20	649 ⁰ C'ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8]	17
Şekil 1.21	704 ⁰ C'ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8]	18
Şekil 1.22	650 ⁰ C'ta temperlenen 0.82% C ve 0.75% Mn içeren bir çeliğin sertliğinin zamanla değişimi [3]	18
Şekil 1.23	Dört farklı sıcaklıkta temperlenen 0.35% C'lu bir çeliğin sertliği üzerine zamanın etkisi [3]	19
Şekil 1.24	Dört farklı sıcaklıkta temperlenen 0.35% C'lu bir çeliğin sertliği üzerine zamanın etkisi (Şekil 1.23'teki sertlik skalası Brinell olarak değiştirilmiştir) [3]	20
Şekil 1.25	AISI-SAE 4340 çeliğinin farklı sıcaklıklarda temperlenmesinde sertliğin zamanla değişimi [11]	21
Şekil 1.26	Temperleme zamanı ve sıcaklığı arasındaki ilişki [11]	22
Şekil 1.27	Temperleme parametresindeki c katsayısının çeliğin karbon miktarıyla değişimi [2]	24
Şekil 1.28	Tamamen martenzitik içyapıdaki %0.56 karbonlu bir çeliğin temperlenmesinde sertlik-Hollomon-Jaffe parametresi (c=14.3, t=saniye, T= ⁰ K) [11]	25

		<u>Sayfa No</u>
Şekil 2.1	Ötektoid çelikte %0.2 akma sınırı ile perlitteki tabakalararası mesafe arasındaki ilişki [12]	30
Şekil 2.2	Karbon atomlarının bulunabileceği olası yerleri gösteren hacim merkezli tetragonal martenzit kafesi [3]	34
Şekil 2.3	Karbon miktarına bağlı olarak martenzitin tetragonalitesi [3]	35
Şekil 2.4	İkiz içeren martenzit hacim oranının karbon miktarıyla değişimi [29]	35
Şekil 2.5	Karbon yüzdeleri farklı üç çeliğin sertliğine temperleme sıcaklığının etkisi (temperleme süresi 1 saat) [29]	38
Şekil 2.6	0.49-1.26% karbon içeren çeliklerin temperleme eğrileri [2]	38
Şekil 2.7	0.35% C içeren çeliklerde temperleme davranışına krom miktarının etkisi [3]	39
Şekil 2.8	0.35% C içeren çeliklerde temperleme davranışına molibden miktarının etkisi [3]	40
Şekil 2.9	Üç farklı yapıdaki 0.75% karbonlu çeliğin 650 ⁰ C'ta yumuşaması [3]	41
Şekil 2.10	Şekil 2.9'daki içyapıların aynı sertliğe eriştikten sonra yumuşaması [3]	42
Şekil 2.11	0.38% C, 1.05% Si, 1.14% Mn ve 0.23% Cr içeren çeliğin Jominy ve farklı sıcaklıklardaki temperleme eğrileri (temperleme süresi 2 saat, ostenitleştirme sıcaklığı 860 ⁰ C) [4]	43
Şekil 2.12	Bir reaksiyonun aktivasyon enerjisinin şematik olarak gösterimi [59]	50
Şekil 2.13	Yeralan atomlarının yayınma mekanizmaları: a) boşyer yayınması, b) araya geçen yeralan atomu ve c) iki ve dört atomlu yer değiştirme mekanizması [18]	51
Şekil 2.14	Arayer ve boşyer yayınma mekanizmaları ile aktivasyon enerjilerinin karşılaştırılması [18]	52
Şekil 2.15	a) Tane sınırı yayınması, b) dislokasyon yayınması [68]	52

		<u>Sayfa No</u>
Şekil 2.16	Hacim merkezli kübik bir kristalde arayer atomlarının işgal ettiği yerler. Arayer atomları X ile, asayer atomları O ile gösterilmiştir. Oklar yayınma sırasında arayer atomunun gidebileceği olası doğrultuları belirtmektedir [54]	54
Şekil 3.1	Standart Jominy deney parçası ve deney düzeneği [12]	59
Şekil 3.2	St 37 çeliğinden yapılmış deney parçasında Jominy deneyi ve 700°C'ta bir saat temperleme sonunda oluşan sertlik gradyanları	63
Şekil 3.3	1025 çeliğinden yapılmış deney parçasında Jominy deneyi ve 500°C'ta bir saat temperleme sonunda oluşan sertlik gradyanları	63
Şekil 3.4	1035 çeliğinden yapılmış deney parçasında Jominy deneyi ve 700°C'ta bir saat temperleme sonunda oluşan sertlik gradyanları	64
Şekil 3.5	1042 çeliğinden yapılmış deney parçasında Jominy deneyi ve 500°C'ta bir saat temperleme sonunda oluşan sertlik gradyanları	64
Şekil 3.6	5135H çeliğinden yapılmış deney parçasında Jominy deneyi ve 600°C'ta bir saat temperleme sonunda oluşan sertlik gradyanları	65
Şekil 3.7	4135H çeliğinden yapılmış deney parçasında Jominy deneyi ve 500°C'ta bir saat temperleme sonunda oluşan sertlik gradyanları	65
Şekil 3.8	9260 çeliğinden yapılmış deney parçasında Jominy deneyi ve 500°C'ta bir saat temperleme sonunda oluşan sertlik gradyanları	66
Şekil 3.9	St 37 için $(H_0/H)^2-1$ sertlik oranı ifadesinin temperleme sıcaklığının tersi ($1/T$) ile değişimi	70
Şekil 3.10	1025 için $(H_0/H)^2-1$ sertlik oranı ifadesinin temperleme sıcaklığının tersi ($1/T$) ile değişimi	70
Şekil 3.11	1035 için $(H_0/H)^2-1$ sertlik oranı ifadesinin temperleme sıcaklığının tersi ($1/T$) ile değişimi	71
Şekil 3.12	1042 için $(H_0/H)^2-1$ sertlik oranı ifadesinin temperleme sıcaklığının tersi ($1/T$) ile değişimi	71

		<u>Sayfa No</u>
Şekil 3.13	5135H için $(H_0/H)^2-1$ sertlik oranı ifadesinin temperleme sıcaklığının tersi $(1/T)$ ile değişimi	72
Şekil 3.14	4135H için $(H_0/H)^2-1$ sertlik oranı ifadesinin temperleme sıcaklığının tersi $(1/T)$ ile değişimi	72
Şekil 3.15	9260 için $(H_0/H)^2-1$ sertlik oranı ifadesinin temperleme sıcaklığının tersi $(1/T)$ ile değişimi	73
Şekil 3.16	Aktivasyon enerjisinin (Q) başlangıç sertliği (H_0) ile değişimi	77
Şekil 3.17	A parametresinin başlangıç sertliğine göre değişimi	78
Şekil 3.18	Q / C_{es} oranının başlangıç sertliği H_0 'a göre değişimi	81
Şekil 3.19	A_{ort} değerinin karbon eşdeğerine göre değişimi	82
Şekil 3.20	5135H'den hazırlanmış deney numunesinde sertlik gradyanının $400^{\circ}C$ 'ta 0.5 saat temperleme sonrası değişimi (H_0 : Jominy deneyi sonrası sertlik gradyanı, H : temperleme sonrası sertlik gradyanı, H_p : hesaplanan gradyan)	83
Şekil 3.21	5135H'den hazırlanmış deney numunesinde sertlik gradyanının $400^{\circ}C$ 'ta 2 saat temperleme sonrası değişimi	84
Şekil 3.22	5135H'den hazırlanmış çelik çubuğun kesidi ve sertliğin ölçüm yönü (I: eriyen bölge, II: ITAB, III: esas metal)	89
Şekil 3.23	5135H'den hazırlanmış ve kör paso uygulanmış bir çubukta $500^{\circ}C$ 'ta 1 saat temperleme sonunda sertliğin değişimi (H_0 : kaynak sonrası sertlik gradyanı, H : temperleme sonrası sertlik gradyanı, H_p : hesapla bulunan sertlik gradyanı)	90
Şekil 3.24	50 CrV 4 için değişik başlangıç sertliklerinin farklı temperleme sıcaklıklarında değişimi, H : gerçek değerler, H_p : hesaplanan değerler, a) H_0 : 672 VSD, b) H_0 : 612 VSD, c) H_0 : 577 VSD	93
Şekil 3.25	50 CrMo 4 için değişik başlangıç sertliklerinin farklı temperleme sıcaklıklarında değişimi, H : gerçek değerler, H_p : hesaplanan değerler, a) H_0 : 693 VSD, b) H_0 : 570 VSD, c) H_0 : 489 VSD	94
Şekil 3.26	42 CrMo 4 için değişik başlangıç sertliklerinin farklı temperleme sıcaklıklarında değişimi, H : gerçek değerler, H_p : hesaplanan değerler, a) H_0 : 551 VSD, b) H_0 : 449 VSD, c) H_0 : 380 VSD	95
Şekil 3.27	41 Cr 4 için değişik başlangıç sertliklerinin farklı temperleme sıcaklıklarında değişimi, H : gerçek değerler, H_p : hesaplanan değerler, a) H_0 : 632 VSD, b) H_0 : 480 VSD, c) H_0 : 336 VSD	96

Şekil 3.28	Ck 45 için değişik başlangıç sertliklerinin farklı temperleme sıcaklıklarında değişimi, H: gerçek değerler, H_p : hesaplanan değerler, a) H_0 : 613 VSD, b) H_0 : 513 VSD, c) H_0 : 357 VSD, d) H_0 : 268 VSD	97
Şekil 3.29	16 MnCr 5 için değişik başlangıç sertliklerinin farklı temperleme sıcaklıklarında değişimi, H: gerçek değerler, H_p : hesaplanan değerler, a) H_0 : 406 VSD, b) H_0 : 379 VSD, c) H_0 : 329 VSD	98
Şekil 3.30	37 MnSi 5 için değişik başlangıç sertliklerinin farklı temperleme sıcaklıklarında değişimi, H: gerçek değerler, H_p : hesaplanan değerler, a) H_0 : 594 VSD, b) H_0 : 513 VSD, c) H_0 : 412 VSD, d) H_0 : 332 VSD	99
Şekil 3.31	15 CrNi 6 için değişik başlangıç sertliklerinin farklı temperleme sıcaklıklarında değişimi, H: gerçek değerler, H_p : hesaplanan değerler, a) H_0 : 358 VSD, b) H_0 : 311 VSD, c) H_0 : 298 VSD	100
Şekil 3.32	50 CrV 4 için 400°C'ta ve altında karbon eşdeğerinin düzeltilmesiyle oluşan değişim, H_0 : 672 VSD (H: gerçek, H_p : hesaplanan, H_p' : düzeltilen değerler)	103
Şekil 3.33	50 CrMo 4 için 400°C'ta ve altında karbon eşdeğerinin düzeltilmesiyle oluşan değişim, H_0 : 693 VSD (H: gerçek, H_p : hesaplanan, H_p' : düzeltilen değerler)	103
Şekil 3.34	42 CrMo 4 için 400°C'ta ve altında karbon eşdeğerinin düzeltilmesiyle oluşan değişim, H_0 : 551 VSD (H: gerçek, H_p : hesaplanan, H_p' : düzeltilen değerler)	104
Şekil 3.35	41 Cr 4 için 400°C'ta ve altında karbon eşdeğerinin düzeltilmesiyle oluşan değişim, H_0 : 632 VSD (H: gerçek, H_p : hesaplanan, H_p' : düzeltilen değerler)	104

TABLO LİSTESİ

		<u>Sayfa No</u>
Tablo 1.1	Belirtilen temperleme sıcaklıklarında 0.15% vanadyumun sağladığı sertlik artışının karbon miktarıyla değişimi [2]	8
Tablo 3.1	Çalışmada kullanılan yedi çeliğin kimyasal analiz sonuçları	58
Tablo 3.2	Jominy mesafesi ve soğuma hızı arasındaki ilişki [18]	60
Tablo 3.3	Malzemelere göre seçilen beş karakteristik sertlik değeri	66
Tablo 3.4	Başlangıç sertliği H_0 , temperleme sonrası sertlik H ve sertlik oranları	67
Tablo 3.5	Kullanılan malzeme ve seçilen başlangıç sertlikleri için hesaplanmış Q ve A değerleri	73
Tablo 3.6	Kullanılan malzemelerde aktivasyon enerjisi ve başlangıç sertliği arasındaki ilişkiler	77
Tablo 3.7	Kullanılan malzemeler için ortalama A değerleri	78
Tablo 3.8	Kullanılan malzemelerin 3.5 eşitliğine göre hesaplanan $C_{eş}$ değerleri	80
Tablo 3.9	Literatürden alınan çeliklerin DIN standardına göre gösterimi ve kimyasal bileşimleri [4]	92
Tablo 3.10	Tablo 3.9'daki çelikler için seçilen başlangıç sertlik değerleri	92
Tablo 3.11	Tablo 3.9'daki çeliklerin 3.5 ve 3.12 eşitlikleri ile hesaplanan karbon eşdeğerleri	102
Tablo A.1	St 37'den hazırlanan dört deney parçasında Jominy deneyi sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri	116
Tablo A.2	1025'den hazırlanan dört deney parçasında Jominy deneyi sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri	116
Tablo A.3	1035'den hazırlanan dört deney parçasında Jominy deneyi sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri	117

		<u>Sayfa No</u>
Tablo A.4	1042'den hazırlanan dört deney parçasında Jominy deneyi sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri	117
Tablo A.5	5135H'den hazırlanan dört deney parçasında Jominy deneyi sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri	118
Tablo A.6	4135H'den hazırlanan dört deney parçasında Jominy deneyi sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri	118
Tablo A.7	9260'dan hazırlanan dört deney parçasında Jominy deneyi sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri	119
Tablo B.1	St 37'den hazırlanan deney parçalarında temperleme sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri	120
Tablo B.2	1025'den hazırlanan deney parçalarında temperleme sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri	120
Tablo B.3	1035'den hazırlanan deney parçalarında temperleme sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri	121
Tablo B.4	1042'den hazırlanan deney parçalarında temperleme sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri	121
Tablo B.5	5135H'den hazırlanan deney parçalarında temperleme sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri	122
Tablo B.6	4135H'den hazırlanan deney parçalarında temperleme sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri	123
Tablo B.7	9260'dan hazırlanan deney parçalarında temperleme sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri	124

ÖZET

Çeliklerin temperleme sonrası sahip olacağı sertliği verilen zaman ve sıcaklık koşullarında önceden hesaplayabilmek, pratikte önemi olan bir problemdir. Bugüne kadar yapılan çalışmalar, grafik esaslı olup, uygulaması zahmetli ve hassas olmayan ampirik çözümler olagelmışlerdir. Ayrıca, zamanın etkisi hesaplara tam olarak katılamamıştır. Daha da önemlisi, geliştirilen çözümler, genellikle martenzitik yapının temperlenmesiyle ilgilenmiş, farklı içyapıların davranışını tahmin edememiş ve çeliğin kimyasal bileşiminin etkisini basit bir biçimde hesaba katamamıştır.

Bu çalışmada yedi farklı alaşımsız ve düşük alaşımlı çelikten hazırlanan Jominy numunelerine uçtan su verilerek, farklı soğuma hızlarıyla farklı içyapılar elde edilmiştir. Numuneler dört farklı sıcaklıkta temperlenerek, başlangıç sertliğinin nasıl değiştiği incelenmiştir. Temperlemenin, karbür parçacıklarının büyümesi ile sertlikte azalmaya neden olacağından hareketle, karbür büyümesi için yayınmanın sorumlu olduğu bir ifade kullanılarak, olayın matematik modeli çıkarılmıştır. Kimyasal bileşimin etkisi, kaynak tekniğinde kullanılan karbon eşdeğeri kavramıyla açıklanmaya çalışılmıştır.

Sonuçta, zaman, sıcaklık ve kimyasal bileşimin etkisini tek bir formül ile belirlemek mümkün olmuştur. Ayrıca, geliştirilen formül ile başlangıç mikroyapısının etkisi normalize edilerek temperleme sonrası sertliği hesaplamak mümkün olmuştur.

Yapılan deneyler ve kontroller sonrası, geliştirilen eşitlikte, zaman, sıcaklık, kimyasal bileşim ve başlangıç mikroyapısının etkileri biraraya getirilerek alaşımsız ve düşük alaşımlı çeliklerde (ikincil sertleşme gösteren çelikler dışında), temperleme sonrası sertlik, 400-700°C aralığında (küçük bir değişiklik 200°C'a kadar) hesaplanabilmektedir. Ayrıca, eşitliğin kaynak sırasında, Isı Tesiri Altında kalan Bölgede de aynı derecede hassas olduğu kanıtlanmıştır. Böylece tek bir eşitlikle, hızlı ve hassas bir biçimde temperleme sonrası sertlik elde edilebilmektedir.

SUMMARY

A NEW METHOD FOR THE DETERMINATION OF HARDNESS AFTER TEMPERING FOR STEELS

Determination of hardness of steels after a tempering treatment has been a difficult problem in industry. For this reason, various investigations have been done to find a proper solution. Most of these studies were based primarily on graphics and the chemical composition of steels under consideration. The fundamental approach used in those earlier studies was to find the individual contributions of the alloying elements for the tempering temperature employed and to add them to reach the hardness after tempering. But these type of studies had also some common disadvantages. First of all, they were empirical studies and were valid for only a specific type of steel or for a specific range of alloying elements used in the research. Also, the tempering periods used in the studies were constant, so the determination of hardness for a longer or shorter period of time was very difficult. To overcome these difficulties, a solution involving Hollomon-Jaffe parameter was later incorporated. In spite of this, these “ addition-based ” methods were too tedious to work with. Another major disadvantage was that, with these methods one could find only the hardness of a “ fully-martensitic ” microstructure after tempering.

Therefore, dependance of these empirical methods to some certain chemical composition ranges, tempering period and fixed prior microstructures, difficulty encountered with the graphical and tabular data and also, the inaccuracy of the earlier solutions rendered them insufficient.

In the light of the above explained disadvantages, the aim of this study was to obtain a solution which can determine the hardness of a steel after tempering, no matter what the temperature, time and prior microstructure is. With the help of such a method, unnecessary waste of energy or time, therefore money, would be eliminated. Also, in welded components, since the hardness in the Heat Affected Zone (HAZ) should not be greater than a specific value to avoid the risk of cracking, it would be possible to predict the time and temperature of tempering treatment that should be employed to decrease the hardness below that certain level.

In order to form the basis of the study, first, the fundamentals of the tempering treatment was examined. During tempering, various micromechanisms operate at the same time. But the result is nearly always the same. Apart from steels which can “ secondary-harden ” tempering causes “ softening ”. The reason behind this phenomenon is the growth and coalescence of carbide particles present in the structure. Consequently, the interparticle spacing increases and hardness

decreases. It has been found that hardness (H) is directly proportional to the reciprocal of the square-root of interparticle spacing (λ):

$$H \propto \lambda^{-1/2} \quad (1)$$

Therefore, during tempering hardness continuously decreases, while interparticle spacing increases. On the other hand, interparticle spacing is a function of the amount of carbide particles - that is the volume fraction of the carbide phase (f), and the diameter of the particle (d):

$$\lambda = k.f^{-1/2}.d \quad (2)$$

However, for a given steel, during tempering volume fraction remains essentially constant and only the diameter of the carbide particle increases. Thus, if the growth rate of the particle diameter is known, the change of hardness during tempering will be determined.

However, the carbide particles in steels have different shapes depending on the microstructure and their effects on hardening vary considerably. But, it was a common practice to assume a spherical particle shape and this helps in constituting a mathematical model more easily. Spherical carbide approach was also used in this study and particle diameter growth rule was taken as follows:

$$d = \alpha. (D.t)^{1/2} + d_0 \quad (3)$$

Here, d_0 , is the particle diameter before tempering, d , is the particle diameter after tempering, t , is time, D , is coefficient of volumetric diffusion, and α , is a function of supersaturation as in the case of quenching. This equation states that particle diameter increases via volumetric diffusion. After performing necessary calculations, the change of hardness after tempering was found as follows:

$$(H_0 / H)^2 - 1 = (\alpha/d_0).t^{1/2}.D^{1/2} \quad (4)$$

Here, H_0 , is the initial hardness and H , is the hardness after tempering in Vickers Hardness Numbers. Moreover, coefficient of volumetric diffusion is a function of temperature (T):

$$D = D_0 . e^{-Q/R.T} \quad (5)$$

Here, Q , is the activation energy of the process, R , is the universal gas constant and D_0 is the frequency coefficient. Substitution of equation 5 into equation 4 yields:

$$(H_0 / H)^2 - 1 = A. t^{1/2} . e^{-Q/2RT} \quad (6)$$

Here $A = (\alpha/d_0) . D_0^{1/2}$ (hr.^{-1/2}), t is time (hr.), Q is the activation energy (J/mol), R is the universal gas constant (8.314 J/mol.K) and T is the absolute temperature (K). Equation 6 is the formula that gives the hardness of steels after tempering. With the help of equation 6, the effects of time and temperature of tempering are incorporated together in a single formula.

In order to find the unknown parameters - A and Q - and to evaluate the effect of chemical composition on these parameters, four plain carbon and three high strength low-alloy steels were selected. To determine the tempering behaviour of different microstructures, Jominy test was chosen, since the broad range of cooling rates encountered in Jominy tests yield a range of microstructures from fully martensitic to ferritic-pearlitic.

Four specimens were machined from every type of steel and after Jominy tests were performed, hardness gradients were obtained by Vickers hardness measurements. Then, one of these four specimens from seven different steels were tempered for one hour at 400°C, one of them at 500°C, the other at 600°C, and the last one at 700°C and the resultant hardness gradients were obtained. Then, five initial hardness values (H₀) were chosen arbitrarily for every type of steel and how these values changed after tempering (H) were determined graphically. Establishing the hardness ratios according to the reciprocal of absolute temperature yielded a change as follows:

$$(H_0 / H)^2 - 1 = A \cdot t^{1/2} \cdot e^{-B/T} \quad (7)$$

When equation 7 was compared with equation 6, it was seen that,

$$A = (\alpha / d_0) \cdot D_0^{1/2} \text{ (hr.}^{-1/2}\text{)} \quad (8)$$

and

$$B = Q / 2R \text{ (K)} \quad (9)$$

From the last two equations, A and Q parameters were easily obtained.

It was seen that activation energy was a function of the initial hardness (Figure 1):

$$Q = U \cdot H_0^V \quad (10)$$

where U (J/mol) and V are constants, specific for the steel under consideration. But, V values were very close to - 0.5 and the relationships were re-established taking V values as - 0.5. On the other hand, A values were independent of H₀ and essentially constant for the steel type being tested. Another remarkable consequence of the investigation was that, both Q and A values changed appreciably with the steel type, that is with the chemical composition.

In order to incorporate the effects of alloying elements on the activation energy and A parameter, carbon equivalent concept which was previously used in welding technology was utilized. There are a lot of carbon equivalent formulas in the literature, but in this study the following equation was found to give the best fit:

$$C_{es} = C^{\frac{7}{9}} + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{2} + \frac{P}{2} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cu}{13} \quad (11)$$

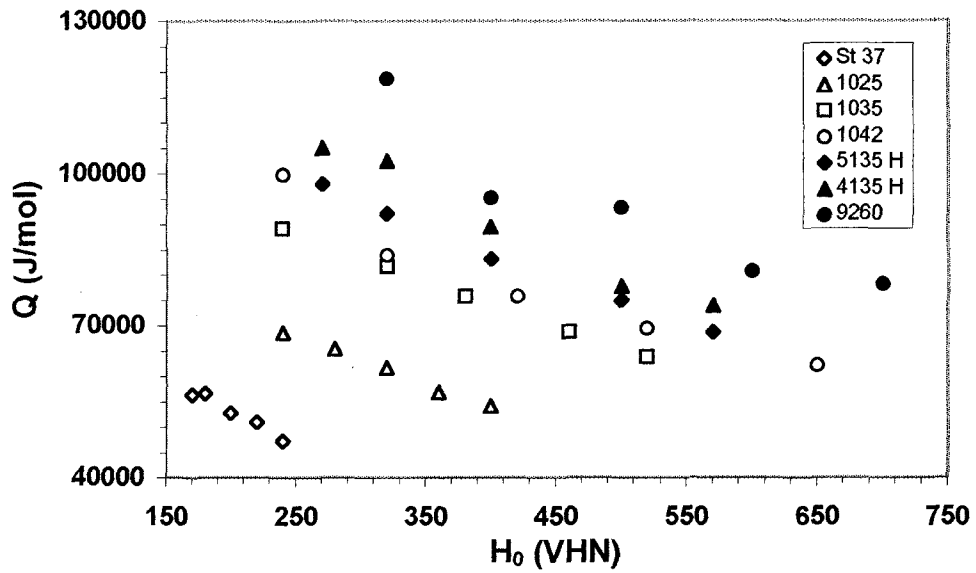


Figure 1. The effect of initial hardness on the activation energy.

Carbon equivalent values of seven steels were calculated and Q / C_{es} ratios were evaluated with corresponding H_0 values. It was found that the scatter decreased and the following equation that relates the activation energy with the chemical composition and initial hardness was obtained (Figure 2):

$$Q / C_{es} = 2311014. H_0^{-0.5} \quad (\text{J/mol}) \quad (12)$$

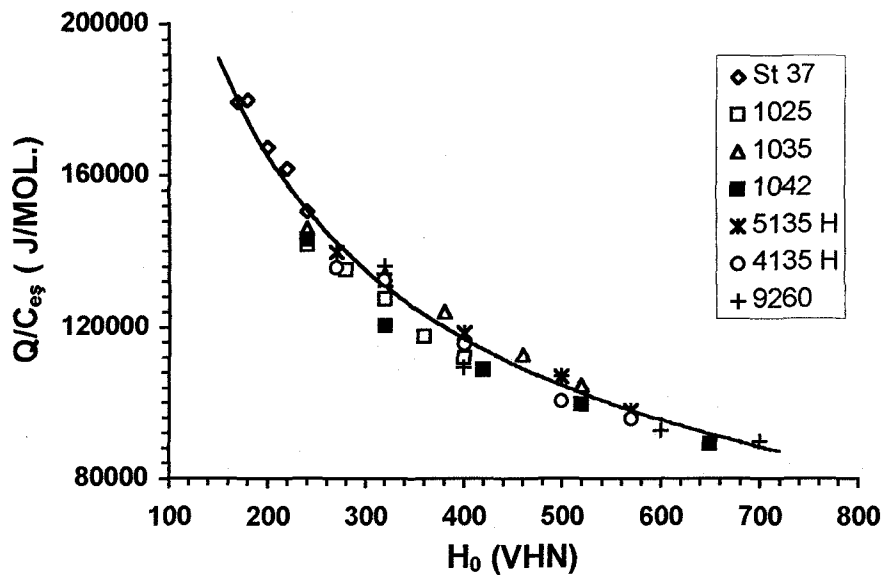


Figure 2. The relationship between the initial hardness, activation energy and the chemical composition of the steel (carbon equivalent).

In addition to that, A parameter was found to be a function of the carbon equivalent as follows (Figure 3):

$$A = 1293. C_{es}^{3.917} \text{ (hr.}^{-1/2}\text{)} \quad (13)$$

When equations 12 and 13 were substituted in equation 6, the formula that gives the hardness of steel after tempering was found:

$$(H_0 / H)^2 - 1 = 1293. C_{es}^{3.917} . t^{1/2} . e^{\frac{-138983. C_{es} . H_0^{-0.5}}{T}} \quad (14)$$

Equation 14 has the unique ability to incorporate the effects of tempering temperature, time and chemical composition. Also, the effect of prior microstructure was taken into account with the $(H_0 / H)^2 - 1$ term. This normalized hardness parameter or the hardness ratio was found to be equally accurate to predict the hardness decrement, both in very hard and very soft microstructures.

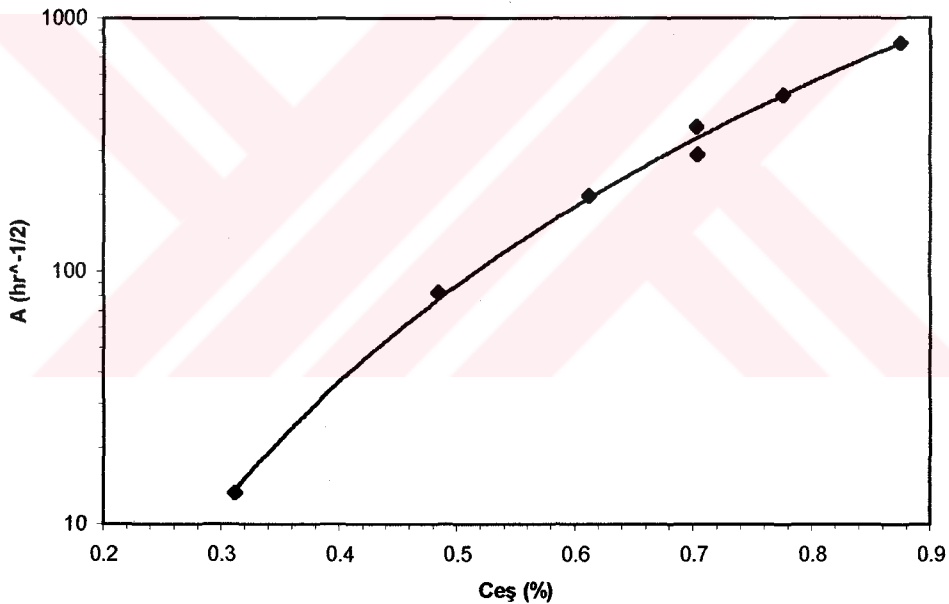


Figure 3. The relationship between carbon equivalent and A parameter.

The accuracy of the equation 14 was controlled in various ways. First, the results obtained from the earlier “ addition ” methods and the present formula were compared on Jominy specimens tempered for two different tempering periods. The formula developed was proved to be superior than earlier models, not only in accuracy but also in the ability to predict for “ non-martensitic ” microstructures. Also, the equation was applied to a welded component to predict the hardness in the HAZ after tempering. Moreover, the equation was tested on data collected from the literature, for a very wide range of chemical composition. The results showed that the new method was satisfactory in the prediction of hardness after tempering in an accuracy of $\pm 5\%$. The primary objective of this study was to calculate the hardness

after tempering at temperatures in the range 400⁰-700⁰C. But with the data taken from the literature it was seen that a minor change in the carbon equivalent formula and equation 13 enabled equation 14 to give equally satisfactory results down to a tempering temperature of 200⁰ C. In other words, for steels having C_{es} values greater than 0.8 and containing strongly carbide forming elements like Cr, Mo, V etc., in order to find the hardness of fully martensitic structures after tempering at temperatures lower than 400⁰C, C_{es} should be calculated by the following formula:

$$C_{es} = C^{7/9} \quad (15)$$

Then, eq. 13 takes the form given below:

$$A = 200.C_{es}^{2.279} \text{ (hr.}^{-1/2}\text{)} \quad (16)$$

However, activation energy values should be calculated according to eq. 12 with the new C_{es} values from eq. 15. Therefore, for tempering temperatures lower than 400⁰C and for steels having C_{es} values greater than 0.8 and containing strongly carbide forming elements in the fully martensitic state, the tempered hardness should be calculated with the following formula:

$$(H_0 / H)^2 - 1 = 200.C_{es}^{2.279} . t^{1/2} . e^{\frac{-138983.C_{es}.H_0^{-0.5}}{T}} \quad (17)$$

It was concluded that, there was not necessary to make any modifications to eq. 14 to determine the tempered hardness of steels which do not satisfy the above mentioned conditions.

Consequently, the formula developed in this study was found to determine the hardness of non-alloyed and high strength low alloyed steels (except the ones that secondary-harden), regardless of tempering time and temperature, chemical composition and prior microstructure in an easier and quicker way.

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Özellikle 20. yüzyılın ikinci yarısında, demir dışı metaller, plastikler, seramikler ve karma malzemelerin kullanımında sürekli bir artış gözlenmesine karşılık; çelik, yine de makina parçaları ve yapısal elemanların imalatında bir numaradaki yerini korumaktadır [1]. Bunun nedeni, çeliğin, yüksek dayanım-tokluk ikilisini aynı anda kullanıcıya sunabilmesidir. Bu iki birbirine zıt özelliğin malzemeye verilebilmesi için uygun bir ısı-ışlem şarttır. Çeliğe gerekli şekilde su verildikten (sertleştirildikten) sonra martenzitik yapının temperlenmesi ile istenen sertlik / dayanım seviyesine inilebilir. Temperleme işleminin süresi veya sıcaklığı ayarlanarak, kullanım alanına göre malzemenin tokluğu, sertliği, akma dayanımı rahatlıkla değiştirilebilir.

Bununla birlikte, verilen şartlar için temperleme işleminin süresi veya sıcaklığını önceden kestirmek veya tam tersi, işlemin sonunda sertliğin ne olacağını tahmin etmek kolay değildir. Her ne kadar bu amaçla 1940'lı yıllardan itibaren belirli türde çelikler için grafik tarzında yaklaşımlar önerilmişse de [2-4] bunlar ait oldukları çelik ailesi için bile genel bir çözüm getirememiş; hatta mevcut çeliğin kimyasal bileşimi grafiklerde belirtilenden saptığı zaman, önemli bir yarar sağlayamamış ama temel kavramların ortaya konabilmesi için önemli örnekler olarak kabul edilmişlerdir.

Dolayısıyla, alaşım elemanlarının çeliğin temperleme davranışının belirlenmesindeki başrolü nedeniyle, kimyasal analiz yardımıyla temperleme sonrası sertliğin hesaplanması / tahmin edilmesi için birçok çalışma yürütülmüştür.

Yukarıda açıklanmaya çalışılan ısı-ışlemlerden başka, diğer bir önemli sorun ise kaynaklı makina parçalarında ortaya çıkmaktadır. Kaynak

bölgesinde, eriyen metalin hemen yanındaki Isı Tesiri Altında Kalan Bölge'de (ITAB) iri taneli martenzit oluşumu nedeniyle sertlik artmakta ve sonuçta soğuk çatlaklar görülmektedir. Bu yüzden adı geçen bölgenin sertliğinin 350 VSD'ni geçmemesi şart koşulmuştur [5]. ITAB'de oluşan sertliğin en çok 350 VSD olacak şekilde azaltılması için yine bir tavlama (temperlemeye) gerek duyulmaktadır. Bu işlemin parametrelerinin (zaman, sıcaklık, temperleme sonrası sertlik) önceden belirlenmesi, zaman ve enerji tasarrufu bakımından önemlidir. Dolayısıyla yine alaşım elemanları yardımıyla temperleme sonrası sertliğin belirlenmesi sorunuyla karşı karşıya kalınmıştır.

Bu çalışmada ise, temperleme sonrası sertliğin belirlenebilmesi için mevcut yöntemlerden farklı bir yol izlenerek, yarı ampirik bir eşitliğin çıkarılmasına çalışılmış ve doğruluğu ve hassasiyeti araştırılmıştır. İlgili alaşımsız ve düşük alaşımlı çelikler üzerinde odaklanmıştır. Geliştirilen yöntem ile ilgili ayrıntılı bilgiyi vermeden önce, mevcut yöntemlere ait iki örnek incelenecektir.

1.1. Toplama Yöntemi

Crafts ve Lamont tarafından 1947 yılında geliştirilen bu yöntemde [2], alaşımsız ve alaşımlı çeliklerden yapılmış Jominy numunelerinin sertlikleri, su verme sonrası ve 205 ila 650 °C arasındaki sıcaklıklarda 2 saat temperlendikten sonra ölçülmüştür. Verilerin değerlendirilmesi sonucunda, temperleme sonrası sertliğin aşağıdaki eşitlikle hesaplanacağı bildirilmiştir:

$$R_T = (R_Q - D - B).f + B + A \quad (1.1)$$

Burada;

R_T = temperleme sonrası sertlik (Rockwell-C)

R_Q = su verme sonrası sertlik (Rockwell-C)

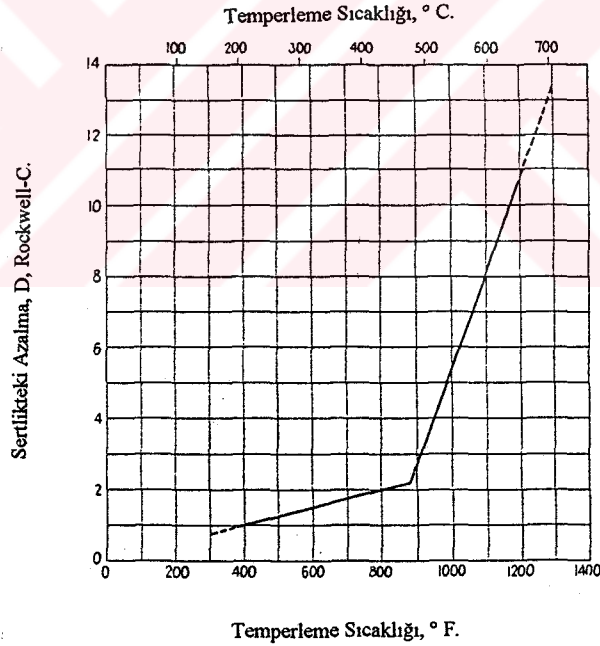
D = temperleme ile oluşan azalma (Rockwell-C)

B = çeliğin karbon miktarı ve temperleme sıcaklığına bağlı olarak kritik sertliği (Rockwell-C)

f = çeliğin karbon miktarı ve temperleme sıcaklığına bağlı olarak temperleme çarpanı

A = alaşım elemanlarının etkilerinin toplamıdır (Rockwell-C).

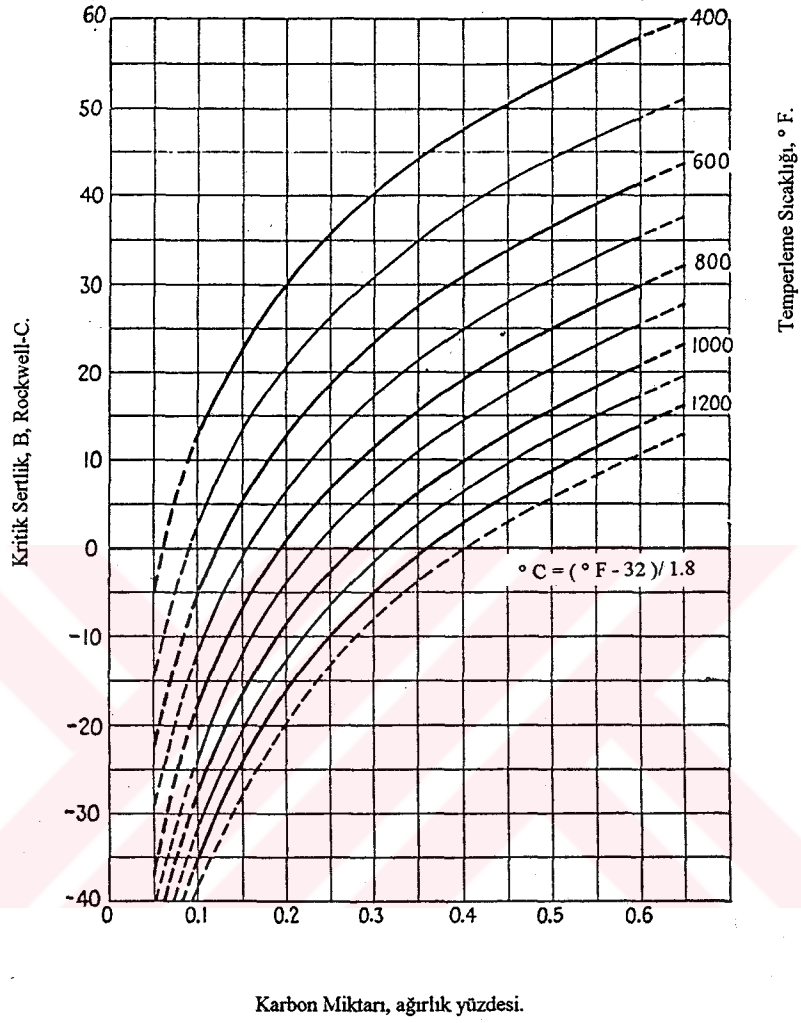
Yukarıda verilen parametrelerden D , esas olarak çeliğin cinsinden ve alaşım miktarından bağımsız olarak, “sertleştirilmemiş” çeliğin temperleme işlemi ile sertliğinin ne kadar azalacağını ifade etmektedir (Şekil 1.1). Kritik sertlik olarak tanımlanan B ise, verilen bir temperleme sıcaklığında “alaşımsız” (sadece karbon içeren) çeliğin sertliğini göstermektedir (Şekil 1.2). Temperleme çarpanı, f , “alaşımsız” ama “sertleştirilmiş” çeliğin temperleme ile ne kadar yumuşayacağını göstergesidir ve Şekil 1.3’ten bulunabilir.



Şekil 1.1. “Sertleştirilmemiş” çelikte temperleme nedeniyle sertlikteki azalma, D [2].

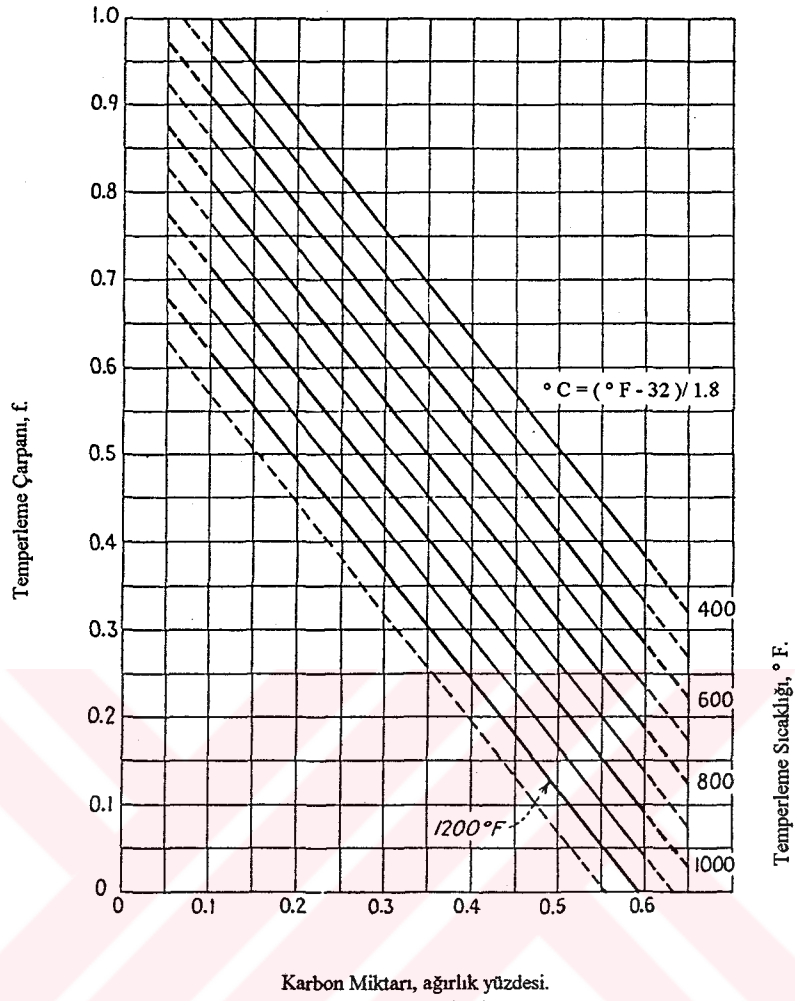
Alaşım elemanlarının çeliğin temperleme davranışını etkilediği ve sertliğin düşme hızını azalttığı bilinmektedir [3]. Crafts ve Lamont, bunun doğruluğunu kanıtladıktan sonra, her alaşım elemanının, yumuşamayı

geciktirmekteki etkisinin sıcaklıkla arttığını ve her alaşım elemanı için karakteristik bir değerde bu etkinin maksimuma ulaştığını bulmuşlardır.



Şekil 1.2. Karbon miktarı ve temperleme sıcaklığına bağlı olarak “alaşımsız” çeliğin kritik sertliği, B [2] .

Alaşım elemanlarının yumuşamaya karşı direncinin karakteristik sıcaklığın üzerinde sabit ve maksimum seviyede kaldığını ifade etmişlerdir. Adı geçen sıcaklıklar: silisyum için 315°C , mangan ve krom için 425°C ; molibden için 540°C ve vanadyum için 595°C 'tır. Bu sıcaklıkların üstünde, alaşımlı çeliğin sertliğinin azalma hızı, alaşımsız çeliktekiyle aynı olmakta ama sertlik

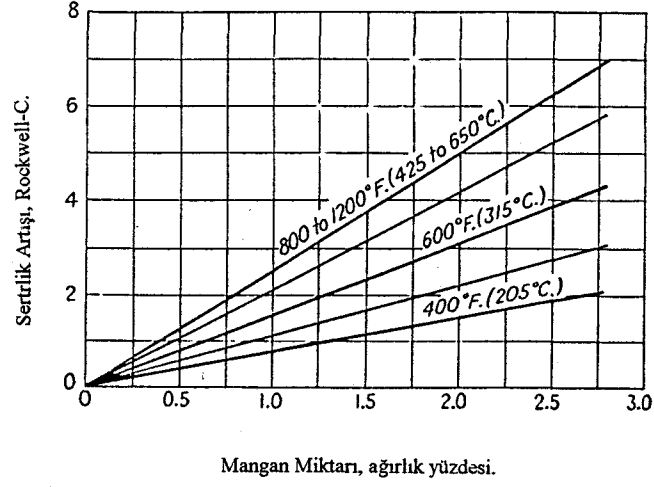


Şekil 1.3. Karbon miktarı ve temperleme sıcaklığının, “alaşım-sız ve sertleştirilmiş” çelikte, temperleme çarpanına (f) etkisi [2].

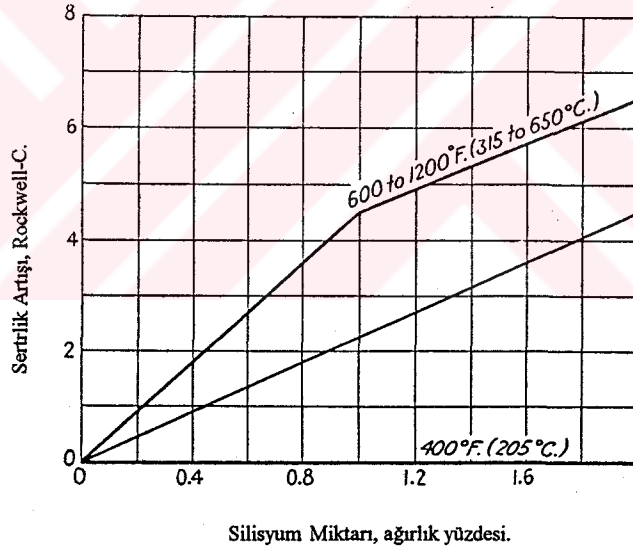
beklendiği gibi daha yüksek çıkmaktadır. Yani temperleme sonrası sertlik hesaplanırken, alaşım-sız çeliğin sertliğine her bir alaşım elemanının o sıcaklık için katkısı eklenmektedir. Dolayısıyla, 1.1 eşitliğindeki A parametresi aslında aşağıdaki gibi bir toplamdan oluşmaktadır:

$$A = A_{\text{Mn}} + A_{\text{Si}} + A_{\text{Ni}} + A_{\text{Cr}} + A_{\text{Mo}} \quad (1.2)$$

Burada A_x (x: alaşım elemanı), o alaşım elemanının sağladığı sertlik artışını ifade etmektedir ve temperleme sıcaklığına bağlı olarak Şekil 1.4-8’de



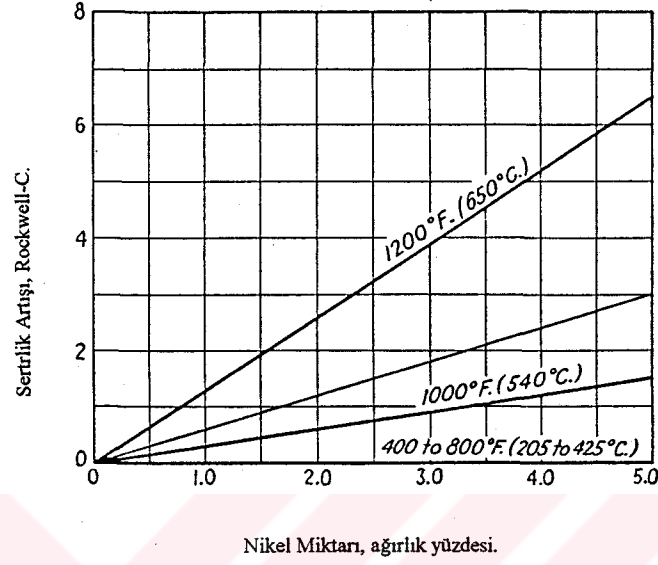
Şekil 1.4. Farklı temperleme sıcaklıklarında manganın sağladığı sertlik artışı [2].



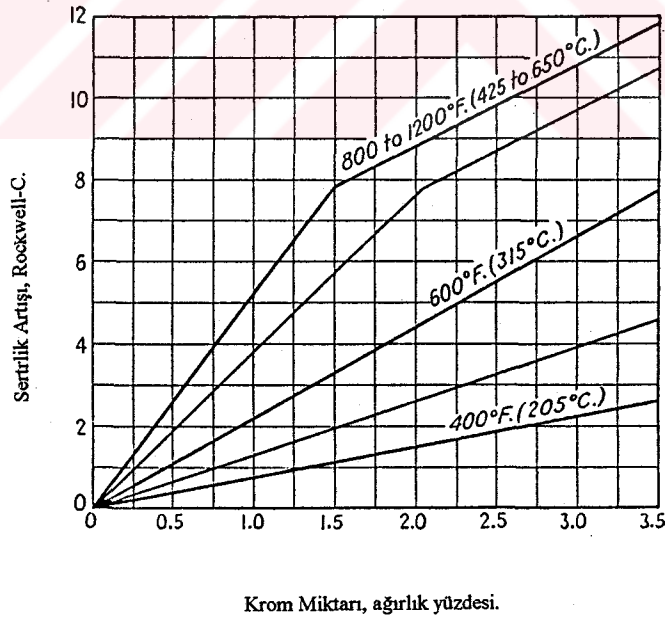
Şekil 1.5. Farklı temperleme sıcaklıklarında silisyumun sağladığı sertlik artışı [2].

şematik olarak gösterilmiştir. Crafts ve Lamont, vanadyumun etkisini inceleyerek, bunun karbon miktarından etkilendiğini belirtmişlerdir. Ayrıca 540°C 'ın altındaki sıcaklıklarda vanadyumun etkisinin ihmâl edilebilecek mertebede olduğunu bulmuşlar ve % 0.15 vanadyumun 540°C ve üzerindeki temperleme sıcaklıklarında sağladığı sertlik artışını karbon yüzdesine bağlı

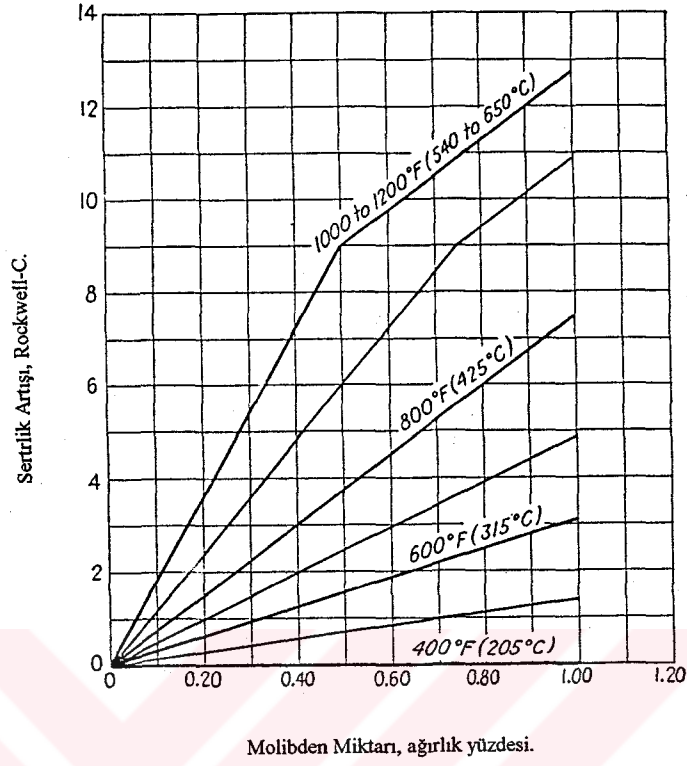
olarak Tablo 1.1'de görüldüğü gibi özetlemişlerdir. Eğer çeliğin bileşiminde 0,15 % vanadyum varsa, Tablo 1.1.'den elde edilen A_v değeri, 1.1 eşitliğinde yerine koyularak temperleme sonrası sertlik hesaplanmaktadır.



Şekil 1.6. Farklı temperleme sıcaklıklarında nikelin sağladığı sertlik artışı [2].



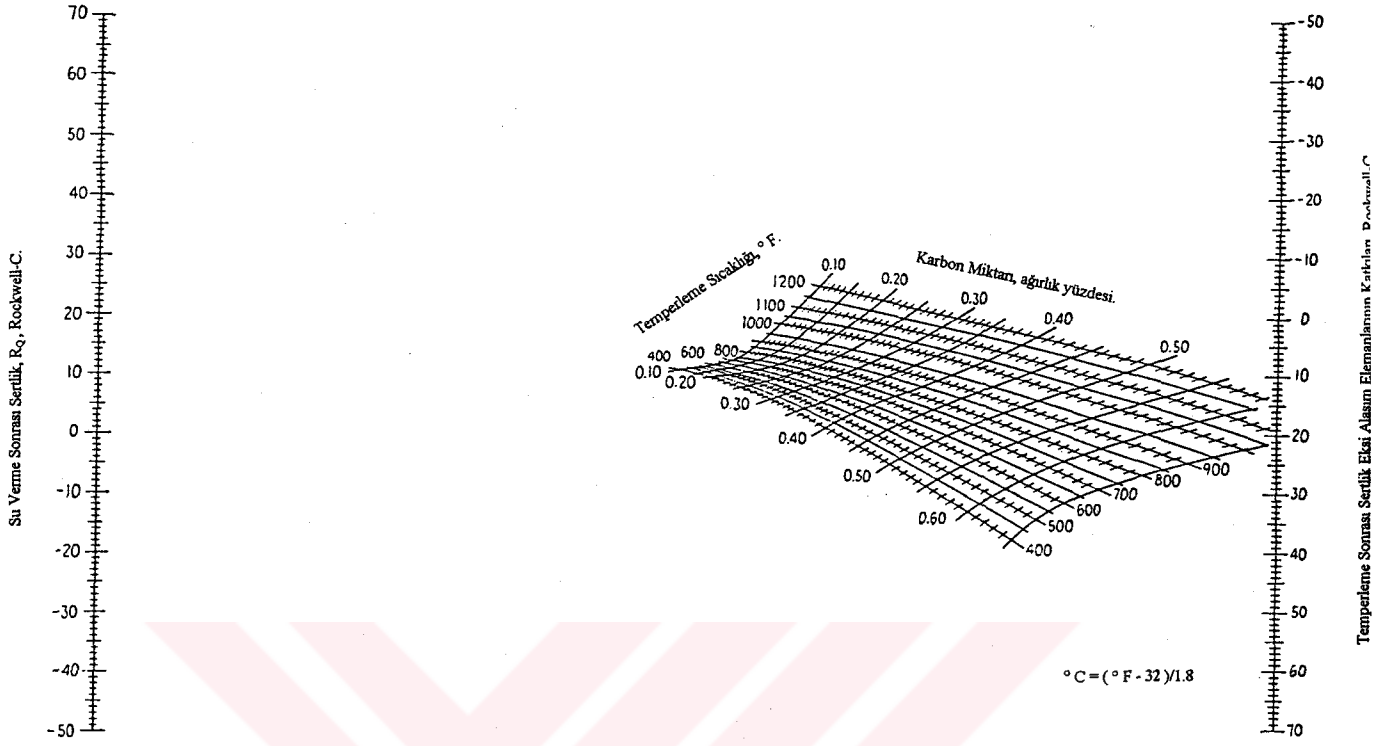
Şekil 1.7. Farklı temperleme sıcaklıklarında kromun sağladığı sertlik artışı [2].



Şekil 1.8. Farklı temperleme sıcaklıklarında molibdenin sağladığı sertlik artışı [2].

Tablo 1.1. Belirtilen temperleme sıcaklıklarında 0.15 % vanadyumun sağladığı sertlik artışının karbon miktarıyla değişimi [2].

Karbon (%)	540 ⁰ C			595 ⁰ C			650 ⁰ C		
	Sertleş- tirilmemiş	Kısmen sertleşti- rilmiş	Tamamen sertleşti- rilmiş	Sertleş- tirilmemiş	Kısmen sertleşti- rilmiş	Tamamen sertleşti- rilmiş	Sertleş- tirilmemiş	Kısmen sertleşti- rilmiş	Tamamen sertleşti- rilmiş
0.20	4.5	7.0	6.0	7.1	12.0	8.5	8.2	15.0	7.0
0.30	4.5	4.0	5.0	7.1	8.0	7.5	8.2	11.0	6.5
0.40	4.5	2.0	5.0	7.1	7.5	7.5	8.2	8.0	6.5
0.50	4.5	1.0	5.0	7.1	7.0	7.5	8.2	8.0	5.0



Şekil 1.9. İki saatlik bir temperleme sonrası Jominy sertliğini belirlemek için geliştirilmiş nomograf [2].

Alaşım elemanlarının etkilerinin, 1.1 eşitliğinde “toplam” şeklinde bulunmaları nedeniyle, bu yönteme “toplama” yöntemi adı verilmiştir. Dikkati çeken birkaç noktadan ilki, eğer hesaplanan R_T değeri $R_Q - D'$ den büyükse, $R_Q - D'$ nin temperleme sonrası sertlik olarak kabul edilmesidir. İkinci olarak yöntemin hassasiyetinin $\pm 5 RC$ olduğu ifade edilmektedir ki bu aslında büyük bir aralıktır. Bunun yanı sıra, 1.1 eşitliğindeki parametrelerin verilen diyagramlardan okunarak hesap yapılması, yöntemi hantal ve sıkıcı bir şekle sokmaktadır. Bunu önlemek amacıyla, yapılan hesapların grafik bir eşdeğeri olarak Şekil 1.9'daki nomograf geliştirilmiştir. Nomografin kullanılmasında, cetvelin bir ucu sol tarafta görülen su verme sonrası sertlik ekseninde uygun yere yerleştirilir (R_Q) ve orta kısımdaki temperleme sıcaklığı ve çeliğin karbon yüzdesini belirten çizgilerin kesiştiği nokta ile birleştirilir. Oluşan doğru sağa

uzatılır ve eksenini kestiği nokta bulunur. Bu nokta $R_T - A$ değerini vermektedir. Yukarıda anlatıldığı gibi Şekil 1.4 - 8'den uygun alaşım elemanı katkılarının alınmasıyla A değeri hesaplanır ve sonuçta R_T elde edilebilir. Nomografin kullanımı her ne kadar daha kolay gibi gözükse de, temperleme parametrelerinden herhangi birinin (temperleme sıcaklığı, süresi veya temperleme sonrası sertliğin) önceden bilinmemesi veya tahmin edilememesi durumunda yine iteratif bir çalışma gerekecek ve işlem uzayacaktır.

Tüm anlatılanlara ek olarak, Crafts ve Lamont'un çalışması 2 saatlik bir temperleme süresini sabit olarak kabul etmiştir. Dolayısıyla farklı temperleme sürelerinin etkisinin ayrıca hesaplanması, bu yöntem zamana bağlı bir parametre içermediği için ekstra bir zorluk getirmektedir.

Toplama yöntemi yukarıda açıklanan dezavantajlarına rağmen, günümüzde bile önerilen bir çözüm olarak kalabilmiştir [6]. Bununla birlikte, bu tür araştırmalar için bir kilometre taşı olarak kabul edilmesine rağmen, özellikle hassasiyeti daha fazla arttırmak için yeni çalışmalar yapılmıştır.

1.2. Geliştirilmiş Toplama Yöntemi

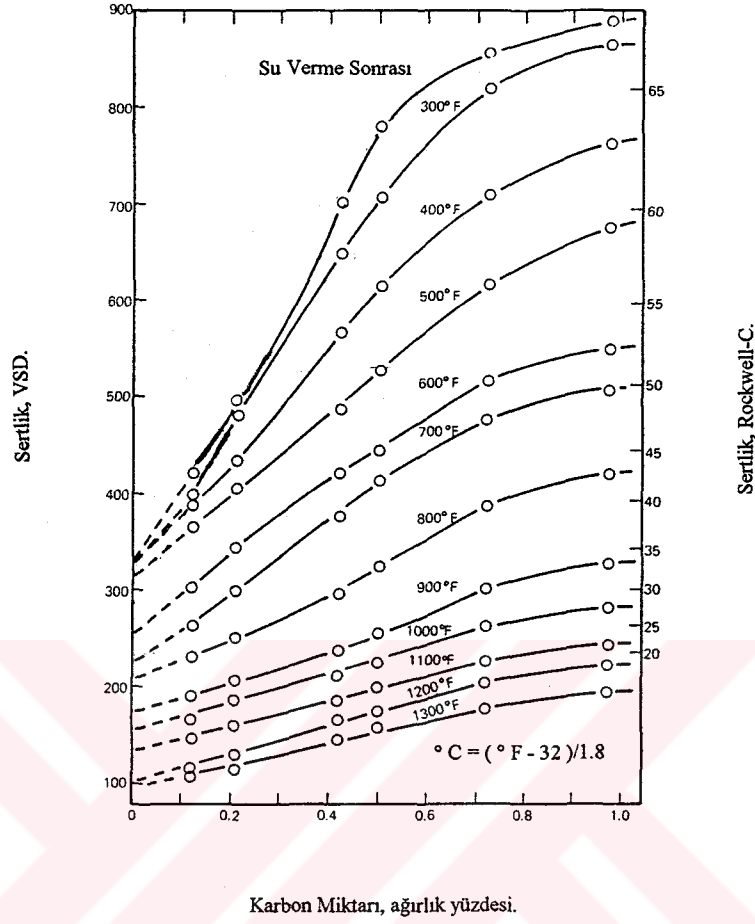
Üretim sırasında “su verme + temperleme” işlemlerinden geçen çelik parçaların mekanik özelliklerinin önceden belirlenen bir düzeyde kalması genelde zordur, çünkü endüstride kullanılan çeliklerin standart kimyasal bileşimleri, alaşım elemanlarının bir alt ve üst sınır arasında kalmasını gerektirir [7]. Dolayısıyla kimyasal bileşimdeki bu doğal değişim üretim sonrası mekanik özelliklerin farklı olmasına neden olur. Sonuçta, çeliğin kimyasal analizinden temperleme sonrası sertliği verebilecek bir formüle gerek vardır. Bu formülle, her seferinde aynı sertliği elde etmek için temperleme sıcaklığının ne olması gerektiği bulunabilir.

Giriş bölümünde de bu sorunun üzerinde durulmuş ve geliştirilen ilk yöntemlerden biri olan “Toplama Yöntemi” tanıtılmıştır. Grange, Hribal ve Porter [8] bu yöntemden yola çıkarak, ilk yöntemde ele alınmayan “ikinci sertleşme” etkisini de içeren yeni bir yöntem geliştirmişlerdir.

Bu çalışmada alaşım elemanı olarak Mn, P, Si, Ni, Cr, Mo ve V kullanılmış ve bunların temperleme davranışı üzerindeki etkileri belirlenmiştir. İlk olarak 0.12-0.98 % C içeren Fe - C alaşımlarına 927°C'den su verilerek martenzit oluşturulmuş, sonra 149 - 704°C arasında birer saat temperlenmiştir. Ardından Vickers sertlik ölçümleri yapılarak Şekil 1.10'da gösterilen sonuçlar elde edilmiştir. Ağırlıkça % 0.5'ten daha fazla karbon içeren alaşımlarda az miktarda kalıntı ostenit bulunmuştur. 1930'lu yıllardan beri bilindiği gibi [9], alaşım elemanlarının martenzit sertliğini etkilemediği bu çalışmada da ortaya konmuştur. Şekil 1.10'da en üstteki eğriyle gösterilen martenzit sertliği, her ne kadar Bain'in [2] bulduğu değerlerden (Şekil 1.11) düşükse de, endüstrideki şartlara yakınlığı nedeniyle kabul edilebilir düzeydedir. Ayrıca, çeliğe % 0.5 Mn eklendiğinde, incelenen karbon miktarı aralığı içinde, bütün temperleme sıcaklıklarında aynı sertleşme etkisi görülmüştür. Bu yüzden, sonraki deneylerde karbon miktarı % 0.2 olarak sabit tutulmuş, mangan yüzdesi ise ya % 0.3 veya % 0.5 olarak seçilmiş ve bu temel alaşıma incelenmek istenen alaşım elemanı değişen yüzdelerde katılmıştır. Sonuçta değişen temperleme sıcaklıklarında her alaşım elemanının getirdiği sertleştirme etkisi ayrı ayrı belirlenmiştir. Burada alaşım elemanlarının etkisinin karbon miktarından bağımsız olduğu ve birbirleri arasında bir girişim / etkileşim oluşturmadıkları varsayılmıştır.

Yukarıda açıklandığı gibi elde edilen, her alaşım elemanının getirdiği sertlik artışı (ΔHV), Şekil 1.12 - 21'den görülebilir. Böylece, kimyasal analizi bilinen bir çeliğin temperleme sonrası sertliğini bulmak için önce Şekil 1.10 dan, demir - karbon alaşımının sertliğini bulmak ve bu değere temperleme sıcaklığında alaşım elemanlarının katkılarını (ΔHV) eklemek gerekmektedir:

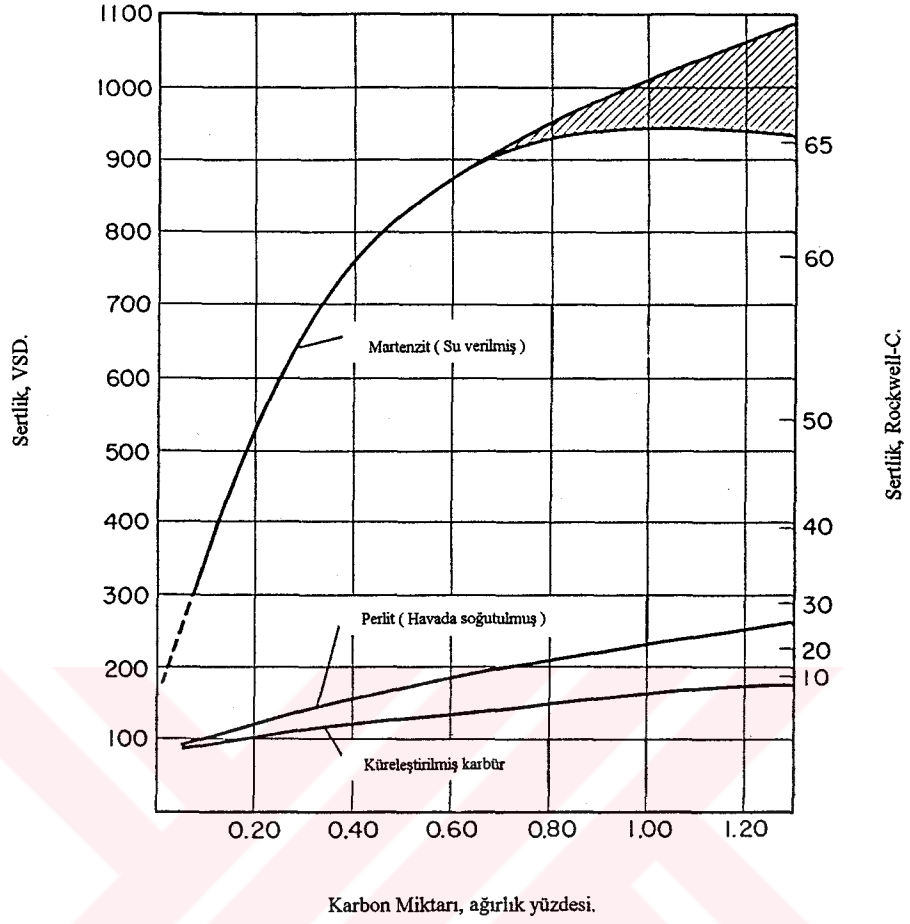
$$\begin{aligned} \text{Temperleme sonrası sertlik} = & HV_C + \Delta HV_{Mn} + \Delta HV_{Si} + \Delta HV_{Ni} + \Delta HV_{Cr} \\ & + \Delta HV_{Mo} + \Delta HV_P + \Delta HV_V \end{aligned} \quad (1.3)$$



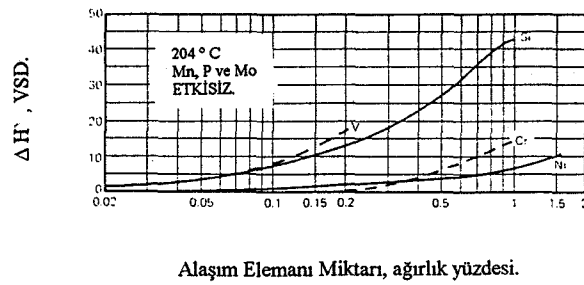
Şekil 1.10. Fe - C alaşımlarında temperlenmiş martenzitin sertliği [8].

Burada HV_C , Şekil 1.10'da verilen demir-karbon alaşımı sertliği; ΔHV_{Mn} , ΔHV_{Si} Şekil 1.12 - 21'de verilen alaşım elemanının seçilen temperleme sıcaklığındaki katkısını ifade etmektedir.

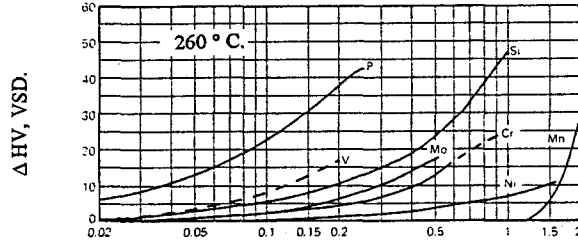
Sonuç olarak bu yöntemin, Crafts ve Lamont'un geliştirdiği yöntemle oranla daha basit ve hassas olduğu görülmektedir. Yalnız, özellikle Mo ve V gibi kuvvetli karbür yapıcı elemanları içeren çeliklerde, ikinci sertleşme olayını önceden tahmin edebilmenin zor olduğu anlaşılmaktadır. Bunun nedeni, ostenitleştirme sırasında, Mo ve V karbürlerin çözünmesi için gerekli zaman veya sıcaklığın uygulanmamış olmasıdır.



Şekil 1.11. Karbon miktarına bağlı olarak üç farklı yapıdaki çeliğin sertliği (üstteki eğri) martenzit, (ortadaki eğri) havada soğumuş tabakalı (lamellar) yapı, (alttaki eğri) küreselleştirilmiş yapı (endüstride elde edilebilecek en düşük sertlik)[3].

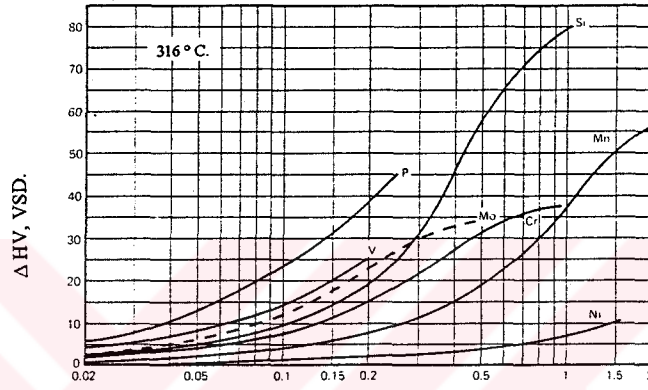


Şekil 1.12. 204°C'ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8].



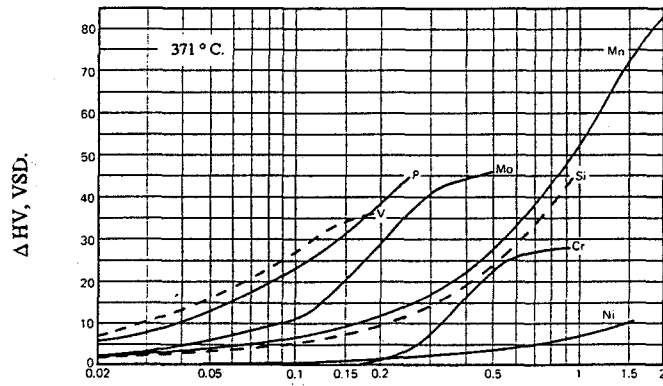
Alaşım Elemanı Miktarı, ağırlık yüzdesi.

Şekil 1.13. 260⁰C'ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8].



Alaşım Elemanı Miktarı, ağırlık yüzdesi.

Şekil 1.14. 316⁰C'ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8].

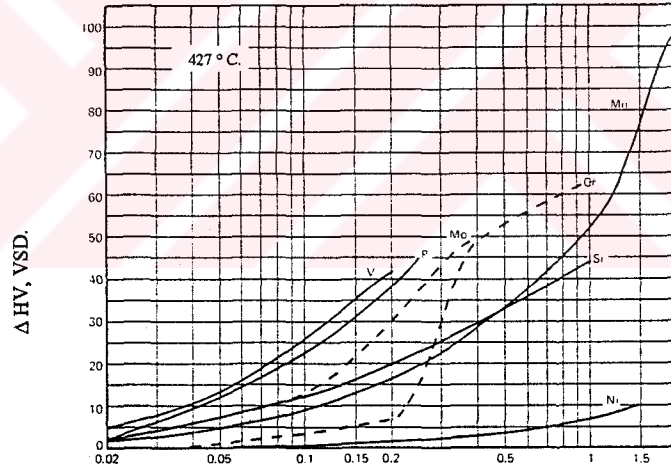


Alaşım Elemanı Miktarı, ağırlık yüzdesi.

Şekil 1.15. 371⁰C'ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8].

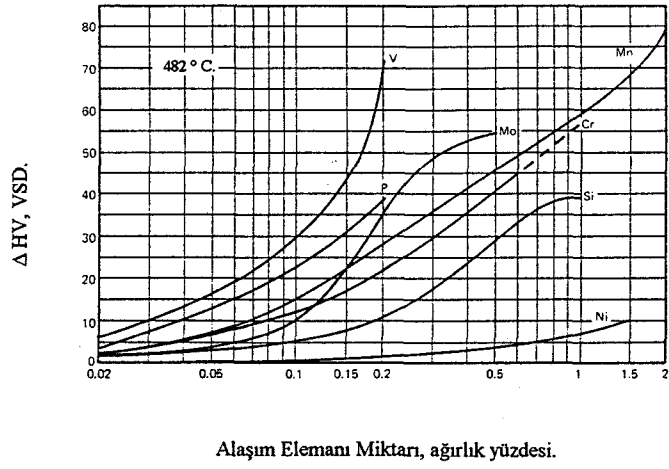
Yukarıda kısaca değinilen ve alaşım elemanlarının etkisinin karbon yüzdesinden bağımsız olduğu ve birbirleri arasında etkileşimin var olmadığı konusundaki varsayım kanıtlanmıştır. Bununla birlikte, alaşım miktarları, düşük alaşımlı çelikler için verilen sınırları [7] aşmamıştır. Dolayısıyla, “toplama yönteminde” olduğu gibi, bu çalışma da genel olmaktan uzaktır ve sadece bu sınırlar içinde uygun sonuçlar verebilmektedir.

“Toplama yönteminde” varolan zamanla ilgili sorun burada da görülmektedir. Yani farklı bir temperleme zamanı için sonucun ne olacağı bilinmemektedir. Bu güçlüğü aşmak için ayrıca hesap yapmaya gerek vardır. Bu amaçla Hollomon ve Jaffe [10] tarafından geliştirilen temperleme parametresi kullanılmaktadır.

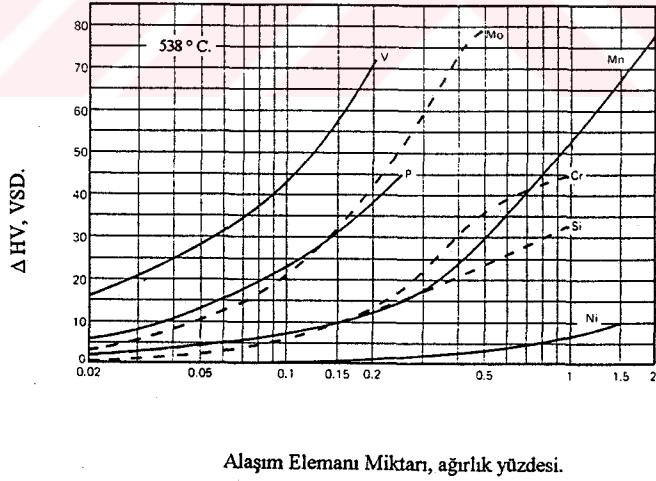


Alaşım Elemanı Miktarı, ağırlık yüzdesi.

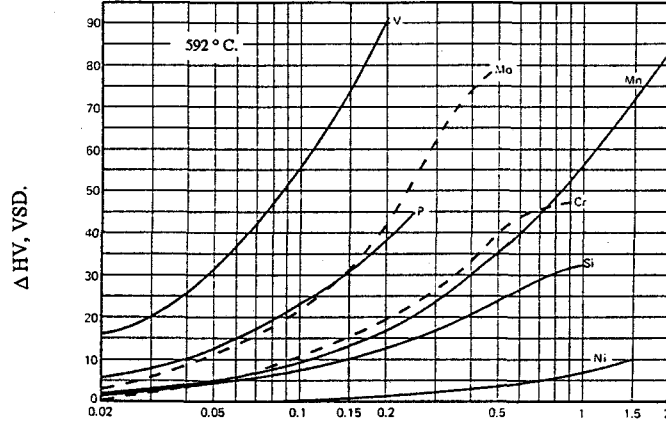
Şekil 1.16. 427°C'ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8].



Şekil 1.17. $482^\circ C$ 'ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8].

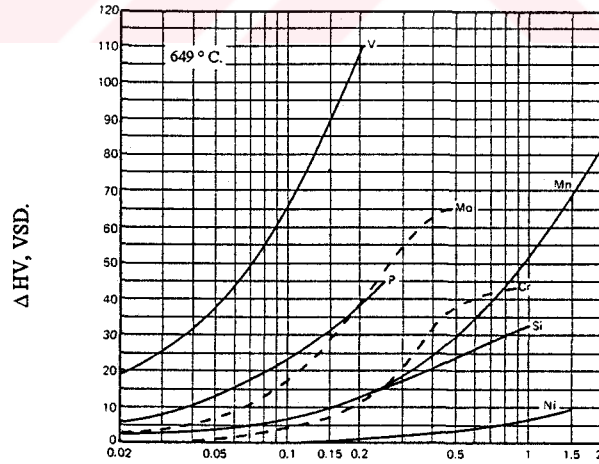


Şekil 1.18. $538^\circ C$ 'ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8].



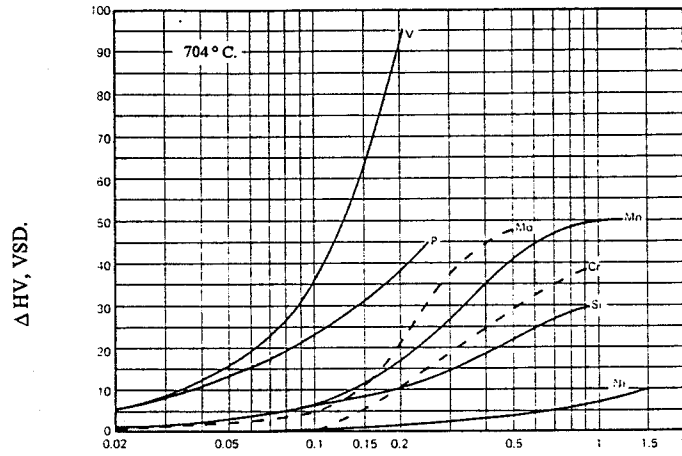
Alaşım Elemanı Miktarı, ağırlık yüzdesi.

şekil 1.19. $592^{\circ}C$ 'ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8].



Alaşım Elemanı Miktarı, ağırlık yüzdesi.

şekil 1.20. $649^{\circ}C$ 'ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8].

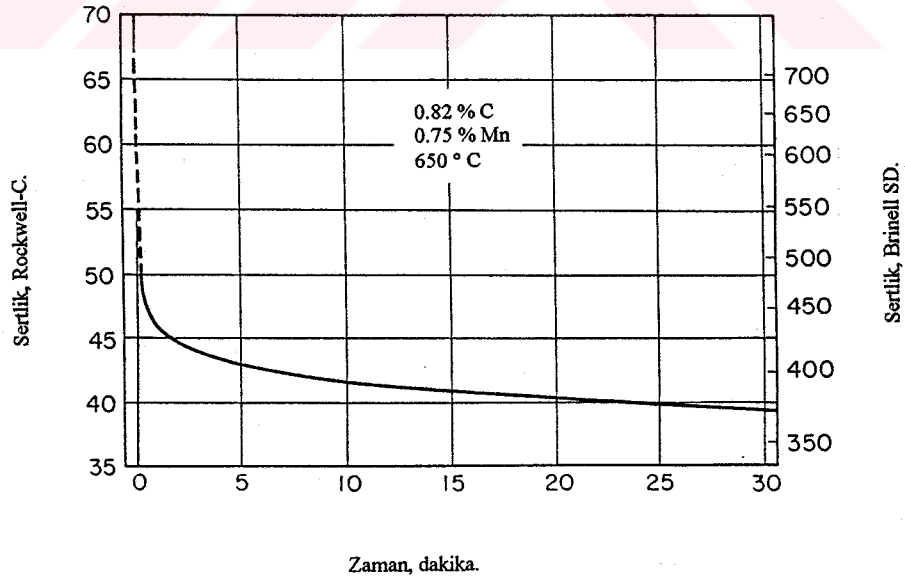


Alaşım Elemanı Miktarı, ağırlık yüzdesi.

Şekil 1.21. $704^\circ C$ 'ta bir saat temperlenmiş martenzitin sertliğine alaşım elemanlarının etkisi [8].

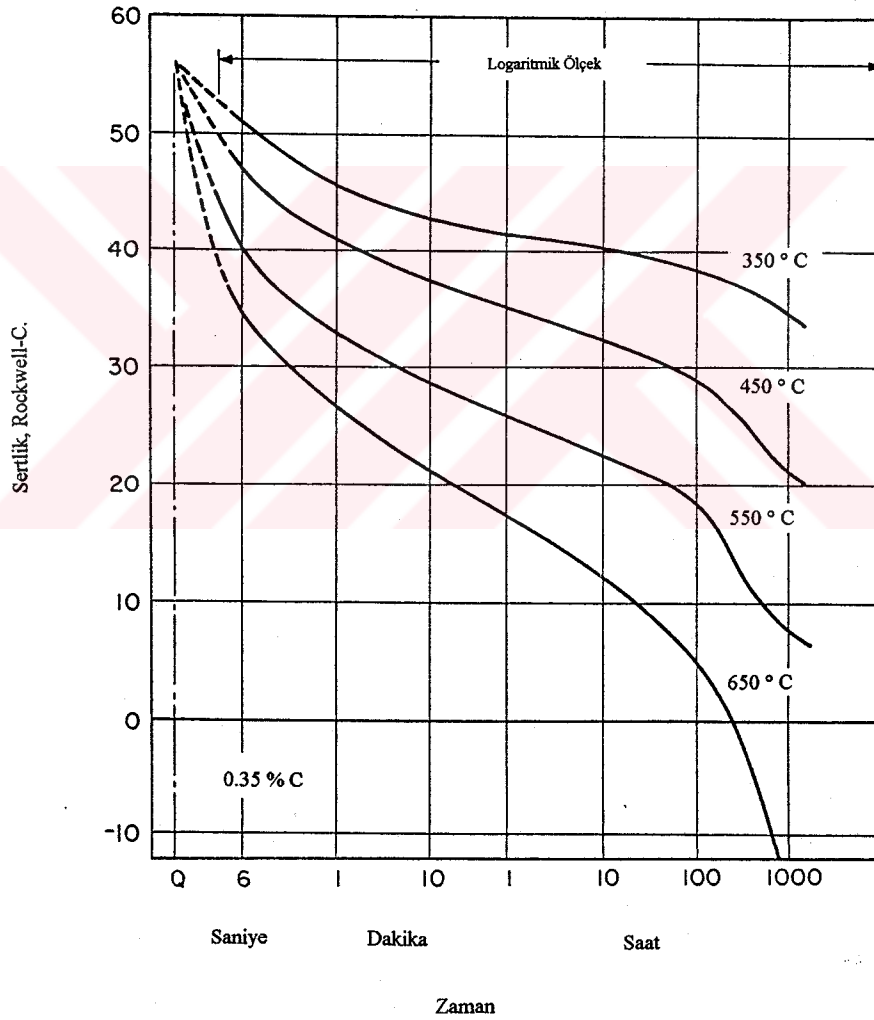
1.3. Temperleme Parametresi

Temperleme işleminde zamanın da rolü vardır. Bu etki en kolay olarak Şekil 1.22'den görülebilir. Burada, 0.82 % C ve 0.75 % Mo içeren bir çeliğin $650^\circ C$ 'ta temperlenmesi sırasında sertliğin değişimi verilmiştir. Yumuşama



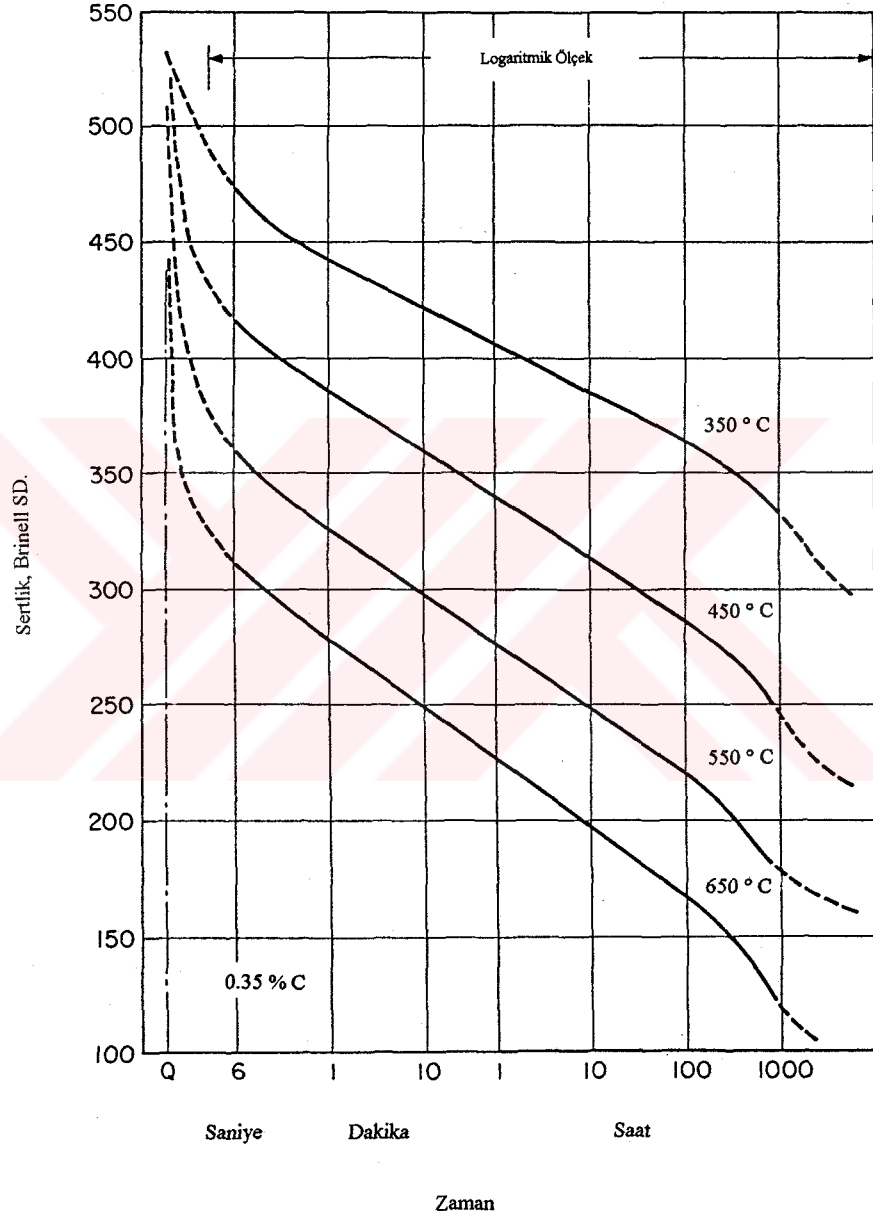
Şekil 1.22. $650^\circ C$ 'ta temperlenen 0.82 % C ve 0.75 % Mn içeren bir çeliğin sertliğinin zamanla değişimi [3].

ilk birkaç dakikada gerçekleşmekte ve ardından sertliğin azalma hızı düşmektedir. Çok daha uzun temperleme sürelerinde olayı inceleyebilmek için zaman ekseninin logaritmik olması gerekmektedir (Şekil 1.23). Burada 0.35 % C'lu bir çelikte, dört farklı sıcaklıkta, sertliğin zamanla değişimi yarı-logaritmik skalada çizilmiştir. Çok kısa ($t < 6$ saniye) ve çok uzun ($t > 100$ saat) temperleme sürelerindeki şiddetli düşüşler dışında, sertliğin oldukça doğrusal biçimde değiştiği dikkati çekmektedir. Eğer sertlik değerleri



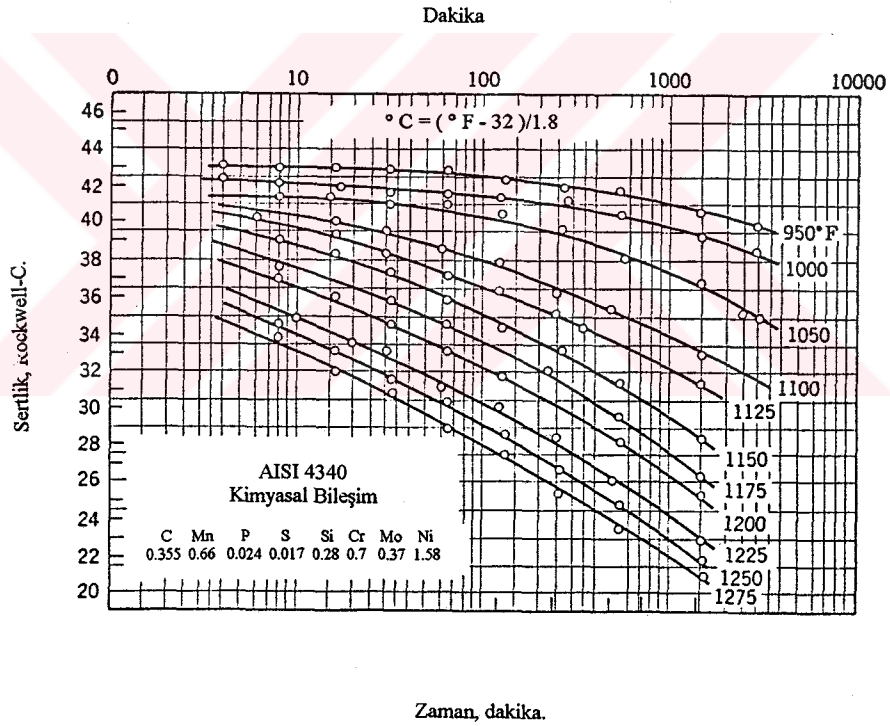
Şekil 1.23. Dört farklı sıcaklıkta temperlenen 0.35 % C'lu bir çeliğin sertliği üzerine zamanın etkisi [3].

Brinell cinsinden ifade edilirse (veya daha yüksek hassasiyet için Vickers değerleri kullanıldığında), değişim tamamen doğrusal olmaktadır (Şekil 1.24).



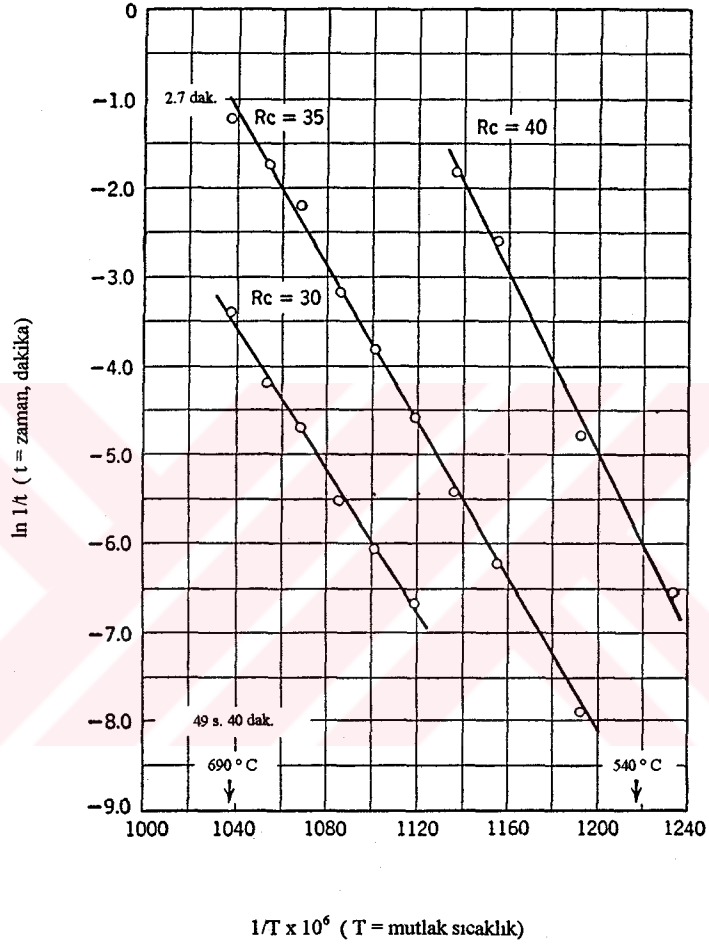
Şekil 1.24. Dört farklı sıcaklıkta temperlenen 0.35 % C'lu bir çeliğin sertliği üzerine zamanın etkisi (Şekil 1.23'teki sertlik skalası Brinell olarak değiştirilmiştir) [3].

Benzeri bir çalışmada [11], AISI - SAE 4340 [7] çeliğinin farklı temperleme sıcaklıklarında, sertliğinin nasıl değiştiği araştırılmıştır (Şekil 1.25). Şekil 1.24 ve 25'te sonuçları görülen çalışmaların sağladığı en büyük yarar temperleme işleminde zaman ve sıcaklık arasında temel bir ilişki kurulabilmesi olmuştur. Belirli sertlikteki bir malzemeyi verilen bir sertliğe yumuşatmak için düşük sıcaklıkta daha uzun süre veya yüksek sıcaklıkta daha kısa süre temperlemek gerektiği mantıksal bir sonuçtur. Ama bu araştırmalar sayesinde, olayın matematiksel yorumu yapılabilmektedir.



Şekil 1.25. AISI - SAE 4340 çeliğinin farklı sıcaklıklarda temperlenmesinde sertliğin zamanla değişimi [11].

Şekil 1.25'teki veriler kullanılarak, temperleme sonunda aynı sertliğe ulaşmak için gerekli zaman ve sıcaklık değerleri, Şekil 1.26'da görüldüğü gibi



Şekil 1.26. Temperleme zamanı ve sıcaklığı arasındaki ilişki [11].

yerleştirildiğinde doğrular elde edilmektedir. Burada x - ekseni temperleme sıcaklığının (° K cinsinden) tersi ve y eksenini ise temperleme süresinin (dakika cinsinden) tersinin doğal logaritmasıdır. Bu tür eksenler kullanıldığında sonuçta doğru verebilecek eşitlik ise aşağıdaki gibidir [12]:

$$\frac{1}{t} = A \cdot \exp\left(-\frac{Q_1}{RT}\right) \quad (1.4)$$

Burada t , istenen sertliğe inmek için uygulanan temperlemenin süresi, T , sıcaklık, A bir sabit ve Q_1 bu işlemdeki “ampirik aktivasyon enerjisi” dir. Şekil 1.26’den görüldüğü gibi Q_1 bir sabit olmayıp, sertlikle değişmektedir.

Hollomon ve Jaffe [10], yukarıda açıklanan yaklaşımla hareket ettikten sonra, temperleme sonrası sertliğin, temperleme zamanı ve sıcaklığının bir fonksiyonu olduğunu varsaymışlardır:

$$H = f\left[t \cdot \exp\left(\frac{Q_1}{RT}\right)\right] \quad (1.5)$$

Burada H temperleme sonrası sertliği temsil etmektedir. Halbuki $[t \cdot \exp(Q_1/RT)]$ çarpımı t_0 gibi zaman cinsinden bir sabittir. 1.4 ve 1.5 eşitliklerindeki aktivasyon enerjileri birbirlerine eşitlendiğinde ve doğal logaritmaları alındığında,

$$Q = T (\ln t - \ln t_0) = f(H) \quad (1.6)$$

veya

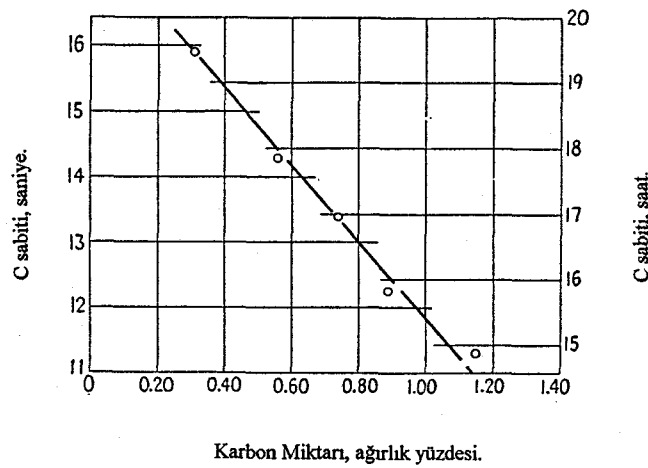
$$H = f\left(T \cdot \log \frac{t}{t_0}\right) \quad (1.7)$$

olduğu görülmektedir. 1.7 eşitliğinde 10 tabanına göre logaritma kullanılmıştır. Ayrıca t_0 sabit olduğundan sonuçta,

$$H = f[T(C+\log t)] \quad (1.8)$$

elde edilir. Bu son eşitlikteki terim Hollomon-Jaffe veya temperleme parametresi olarak adlandırılmıştır. Buradaki “C” her ne kadar sabit olarak kabul edilse bile, aslında, aktivasyon enerjisinden ileri gelen bir değişim göstermektedir (Şekil 1.27). Şekilde “C” katsayısının çeliğin karbon miktarına bağlı olarak değişimi görülmektedir. Ama uygulamada genellikle, saniye için 13 ve saat için 18 değerleri kullanılmaktadır [11,12]. Bu parametre daha sonra sürünme olgusunun incelenmesinde kullanılan Larson-Miller parametresi için temel teşkil etmiştir[13].

Verilen bir başlangıç sertliğinden hareketle, farklı temperleme sıcaklıkları ve süreleri sonunda elde edilen sertlik değerleri, 1.8 eşitliğindeki temperleme parametresi ile gösterildiğinde Şekil 1.28’deki gibi bir master eğri elde edilmektedir. Böylece, bu tür bir eğri sayesinde başka bir temperleme sıcaklığı veya süresinde sertliğin ne olacağı önceden kestirilebilir. Ayrıca bu parametre, sıcaklık ve zamanın birbirlerinin yerine geçen değişkenler olduğunu kanıtlamıştır. Örneğin, amaç hep aynı sertliğe erişmek ise, iki farklı

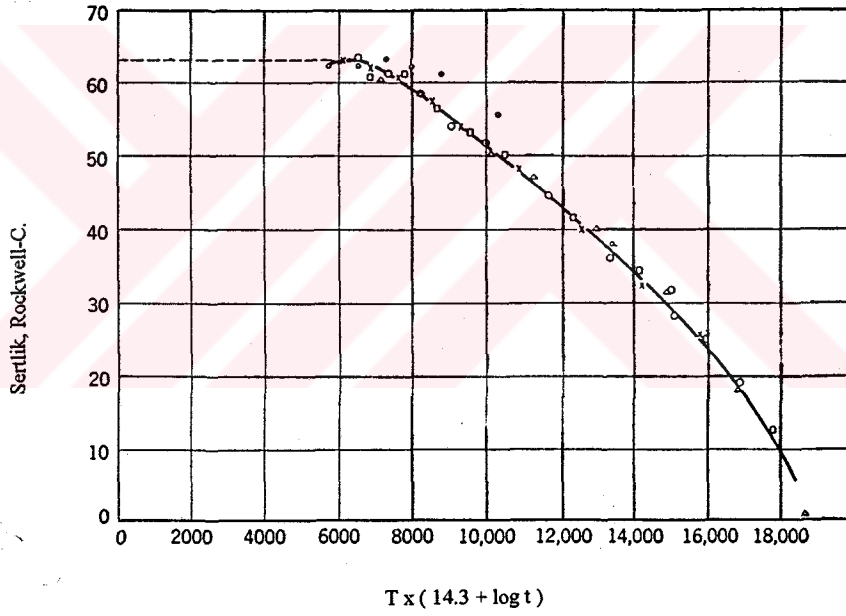


Şekil 1.27. Temperleme parametresindeki c katsayısının çeliğin karbon miktarıyla değişimi [2].

temperleme işlemine ait temperleme parametreleri birbirine eşitlenerek bilinmeyen değişken elde edilebilir:

$$T_1 (C + \log t_1) = T_2 (C + \log t_2) \quad (1.9)$$

Burada T_1 ve t_1 , belirtilen sertliğe inmek için denenmiş temperleme işlemine ait sıcaklık ve zamanı, T_2 ve t_2 uygulanacak (bilinmeyen) işleme ait sıcaklık ve zamanı temsil etmektedir. Buna göre T_2 ve t_2 'den herhangi birisi, diğeri belirlendiğinde; kolaylıkla elde edilebilir.



Şekil 1.28. Tamamen martenzitik içyapıdaki 0.56 % C'lu bir çeliğin temperlenmesinde, sertlik - Hollomon-Jaffe parametresi ($c = 14.3$, t = saniye, $T=K$) [11].

Bölüm 1.1.'de açıklanan toplama yönteminde temperleme süresi iki saat, bölüm 1.2.'de açıklanan geliştirilmiş toplama yönteminde ise bir saat olarak sabit kabul edilmiştir. Dolayısıyla bu bölümlerde verilen yöntemlerin

ve diyagramların kullanılmasında, eğer farklı bir temperleme süresi seçilirse, önce bu sürenin iki / bir saatlik temperleme işleminin nasıl bir sıcaklığa karşılık geleceği bulunmalıdır. Örneğin, 500 °C'ta (T_2) beş saatlik (t_2) bir işlem sonucu sertliğin ne olacağını bulmak için bölüm 1.1.'e göre, önce 2 saat (t_1) için, aynı sertlik düşümünü veren sıcaklık (T_1) 1.9 eşitliğinden elde edilerek hesap yapılmalıdır.

Hollomon - Jaffe parametresi ilk olarak tamamen martenzitik yapılar için geliştirilmişse de beynitik ve perlitik yapılar için, hassasiyet bir miktar azalmakla beraber kullanılabilir [2,11]. Yalnız alaşım elemanı miktarı arttıkça ortaya çıkan kalıntı ostenit, ikinci sertleşme ve grafitleşme (yüksek karbonlu çeliklerde) eğilimi bu parametrenin kullanımını basit karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerle sınırlamaktadır.

1.4. Çalışmanın Amacı

Buraya kadar açıklanmaya çalışılan ve geleneksel yöntemler olarak adlandırılabilir yöntemlerin dezavantaj veya eksiklikleri aşağıdaki gibi özetlenebilir:

- 1- Bölüm 1.2 ve 1.3'te anlatılan toplama yöntemleri ampirik yaklaşımlardır.
- 2- Zamanın etkisi direkt olarak hesaplara katılmadığından ayrıca göz önüne alınıp düzeltmeler yapmak gerekmektedir.
- 3- Esas olarak, birçok diyagramın birlikte kullanımı söz konusu olduğundan, yöntem hem zaman alıcı ve sıkıcı olmakta, hem de diyagramlarda verilen sınırların dışında kalındığında, ekstrapolasyon veya interpolasyon yapılması gerekmektedir.
- 4- Yukarıda sıralanan eksikliklerden daha önemlisi, mevcut yöntemlerle martenzitik olmayan içyapıların temperleme davranışının önceden tahmin edilemeyeşidir. Çünkü toplama yöntemleri, tamamen martenzitik yapıların temperlemesine dayanılarak geliştirilmiştir.

Sıralanan eksikliklerden hareket edilerek, zamanın etkisini bünyesinde barındıran, iç yapıya göre normalize edilmiş (martenzitik - perlitik - beynitik), mantıklı bir temele oturan ve kimyasal bileşimin etkisini içerecek tek ve kolay bir ifadenin geliştirilmesi bu çalışmanın konusunu oluşturmaktadır. İkinci bölümde geliştirilen yeni yöntem açıklanacaktır.



BÖLÜM 2

TEMPERLEME SONRASI ÇELİKLERİN SERTLİĞİNİ BELİRLEMEK İÇİN GELİŞTİRİLEN YENİ YÖNTEM

2.1. Giriş

Bölüm 1.4'te, çeliklerde temperleme sonrası sertliği belirlemek için geliştirilmiş geleneksel yöntemlerin dezavantajları açıklanmıştı. Bu dezavantajları ortadan kaldıracak olan yeni yöntem bu bölümde ele alınacaktır. Burada, deneysel çalışmanın temelini oluşturacak teorik yaklaşım tanıtılacaktır. Deneysel çalışmada kullanılan malzemeler, yapılan deneylerin sonuçları ve bunların irdelenmesi bir sonraki bölümün konusunu oluşturmaktadır.

Temperleme ile çeliğin içyapısında oluşan değişimleri incelemekten önce çeliğin özelliklerini kısaca incelemek yararlı olacaktır.

Çelik, temelde ferritik bir matris içinde yer alan karbürlerden meydana gelmiş bir alaşım olarak düşünülebilir. Ferrit (α) saf demirin hacim merkezli kübik (HMK) kristal kafesine sahip yapısıdır. Ancak, bu çalışmada ele alındığı şekliyle, içinde 723°C 'ta en çok % 0.025 C (ağırlıkça) içeren bir arayer katı çözeltisi olarak tanımlanabilir. Yeralan alaşım elemanları, (örneğin Si, Mn, Cr, Ni vb.) HMK kristal kafeste, demir atomlarının yerini alırlar. Bu durumda, alaşım elemanlarının cinsi ve miktarına bağlı olarak, ferritin sertliği 50-100 Brinell arasında değişmektedir [14]. Oldukça yumuşak ve sünek olan bu matris içinde, demir ve karbonun oluşturduğu bir metallerarası bileşik olan sementit (Fe_3C) fazı yeralır. Sementit sıkı-düzenli hegzagonal (SDH) bir kafesi andıran ortorombik bir yapıya sahiptir. Ferritte olduğu gibi, alaşım

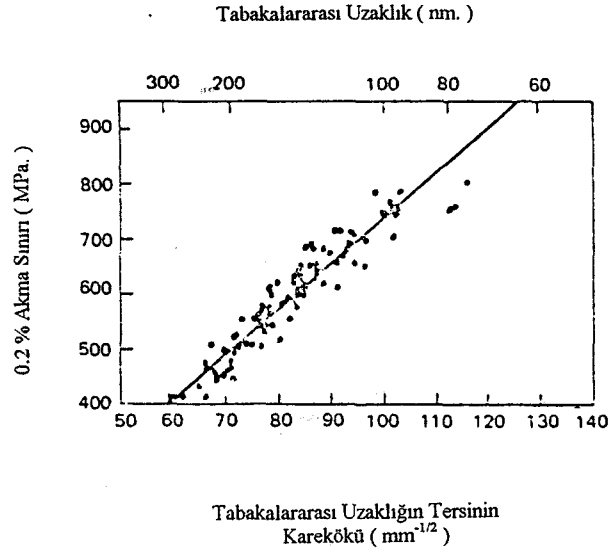
elemanları sementit kristal kafesi içinde de yer alabilirler. Sementitin sertliği, yaklaşık 1400 Brinell civarındadır [14]. Dolayısıyla çeliğe sertliği ve dayanımı sert ve gevrek sementit fazı kazandırmaktadır. Bununla birlikte, karbürlerin boyutu, şekli ve dağılımı çeliğin sertliğini etkiler. Örneğin ötektoid altı bir çelikte, normalleştirilmiş yapıda, sementit, perlit içinde tabakalar halinde bulunurken, küreselleştirilmiş yapıda, ferritik matris içinde dağılmış küresel parçacıklar olarak yeralır. Bu dağılımı ve sementitin biçimini ısıt işlemler yardımıyla kontrol ederek, çeliğin dayanımı ve sertliği değiştirilebilir. Bu arada Cr, Mo, V, W, Ti vb. gibi karbür yapıcı olarak bilinen [3] elemanlarla alaşımlandırılmış çeliklerde ortaya çıkan kompleks karbürler ve etkileri [3,15,16] bu araştırmanın konusu dışındadır. Sonuç olarak, çelik, yumuşak ve sünek bir matris içinde dağılmış sert ve gevrek karbürlerden oluşmuş bir in-situ kompozit gibi düşünülebilir.

Yukarıda belirtildiği gibi, çeliğin dayanımı, özellikle akma dayanımı üzerinde karbürlerin dağılımı çok etkilidir. Burada, önemli olan parametre karbürler arası mesafedir. Dolayısıyla, çeliklerin akma dayanımı ve karbürler arası mesafe arasında bir bağıntı kurabilmek amacıyla bir çok araştırma yapılmıştır [12,17-22]. Sonuçta, temperlenmiş martenzit, perlit ve küreleştirilmiş sementit gibi çok farklı ısıt işlemlerle elde edilmiş içyapıların hepsinde, çeliğin akma dayanımının, karbürlerarası mesafenin (λ) tersiyle orantılı olduğu görülmüştür [17,22]. Şekil 2.1'de çeliğin akma dayanımının, perlitik yapıda tabakalar arası mesafe ile değişimi verilmiştir. Buradaki değişimin ifadesi aşağıdaki gibidir:

$$\sigma_{ak}(0.2\%) = -85.9 + 8.3.\lambda^{-1/2} \quad (2.1)$$

Bu eşitlikte σ_{ak} , % 0.2 plastik birim şekil değişimindeki gerilmeyi (Mpa), λ ise milimetre cinsinden karbürlerarası mesafeyi temsil etmektedir. Yani, çeliğin akma dayanımı, ortalama serbest ferrit yolunun tersinin kareköküyle orantılıdır:

$$\sigma_{ak} \propto \lambda^{-1/2} \quad (2.2)$$



Şekil 2.1. Ötektoid çelikte % 0.2 akma sınırı ile perlitteki tabakalararası mesafe arasındaki ilişki [12].

Serbest ferrit yolunun azalması yani karbürlerarası mesafenin azalmasıyla, dislokasyon hareketinin zorlaşması, böylece kayma ile plastik şekil değişiminin engellenmesi şeklinde bir anlam taşıyan bu ifade, aynı zamanda daha ince bir karbür dağılımının daha yüksek dayanıma neden olacağını ima etmektedir.

Öte yandan, sertlik, tanım olarak, bir malzemenin kendisine batırılmak istenen cisme karşı gösterdiği dirençtir [23,24]. Ama daha özel anlamıyla, bir malzemenin sertliği, o malzemenin kalıcı veya plastik şekil değişimine gösterdiği direncin ölçüsüdür [17,25]. Çünkü cismin malzemeye batması ancak plastik şekil değişimiyle gerçekleşmektedir. Dolayısıyla, sertlik ile akma dayanımı arasında birebir ilişkinin bulunduğu söylenebilir [26]. Bu nedenle, yukarıda 2.2 eşitliği ile belirtilen akma dayanımı ile ortalama serbest ferrit yolu arasındaki bağıntı sertlik için yazılabilir:

$$H \propto \lambda^{-1/2} \quad (2.3)$$

Çelikte olduğu gibi, dayanımı sert parçacıkların dağılımı ile belirlenen yapılarda, mikroyapı ile mekanik özellikler arasında bir ilişki kurmak için en çok kullanılan parametre parçacıkların hacimsel oranıdır. Parçacıkların hacimsel oranı (f), bunların kapladığı hacmin toplam hacme oranıdır. Halbuki f, metalografik bir incelemeyle de bulunabilir. Hacimsel oran, parlatılmış bir kesitte, parçacıkların işgal ettiği alanın toplam alana oranıdır. Ayrıca, yapı üzerine çizilen düz bir çizgi üzerinde parçacıkların kapladığı uzunluğun çizgi boyuna oranı da f'yi vermektedir.

Parçacıkların hacimsel oranı (f) ile serbest ferrit yolu veya parçacıklar arası ortalama uzaklık (λ) arasında aşağıdaki ilişki bulunmaktadır [27]:

$$\lambda = k.f^{-1/2}.d \quad (2.4)$$

Burada k orantı katsayısı ve d parçacık çapıdır. 2.3 ve 2.4 eşitlikleri birleştirildiğinde, sertlik, parçacıkların hacim oranı ve parçacık çapı arasında aşağıdaki eşitlik elde edilir:

$$H = K.f^{1/4}.d^{-1/2} \quad (2.5)$$

Burada K bir orantı katsayısıdır. Böylece, sertliğin parçacık çapının kareköküyle ters orantılı olarak değiştiği görülmektedir. Yani aynı hacim oranı için daha küçük parçacık çapına sahip çelik, büyük parçacık içerene oranla daha sert olacaktır.

Aslında, 2.5 eşitliği çok daha önemli bir sonucu ima etmektedir. Bu çalışmanın konusunu oluşturan temperleme veya ıslah etme işleminde, tavlanan çeliğin, daha önceki ısıtılma veya mekanik işlemlerle belirlenmiş ve kimyasal bileşimin de etkili olduğu bir başlangıç karbür hacim oranı ve

dağılımı bulunmaktadır. Bu hacim oranı işlem devam ettiği sürece değişmez. Dolayısıyla değişen tek şeyin parçacık çapı olduğu görülmektedir. Bu durumda 2.5 eşitliği, sertliğin parçacık çapına bağlı olarak değişeceğini ifade etmektedir. Bir sonraki bölümde, yukarıda açıklanan değişimin matematik bağıntısı çıkarılacaktır.

2.2. Çeliğin Temperlenmesi

Önceki bölümde, çeliğin, yumuşak ferritik matris içinde yer alan sert karbürlerin bir birleşimi olduğu açıklanmıştı. Sertliği etkileyen en önemli parametreler karbürlerin hacimsel oranı ve parçacıkların çapıdır. Verilen her çelik ve başlangıç içyapısı için, tavlama / temperlemeyle, sadece parçacık çapının değişeceği ve bu olgunun sağlam ve tutarlı bir matematik model ile açıklanabilmesiyle, malzemenin sertliğinin ve mekanik özelliklerinin kontrol edilebileceği görülmektedir. Bu nedenle, bu bölümde geliştirilecek modele temel oluşturacak, temperlemeyle ilgili kavramlar açıklanacaktır.

Tanım olarak, çeliğin temperlenmesi, önceden sertleştirilmiş veya normalleştirilmiş malzemenin, dönüşüm sıcaklığı (A_1) aşılmayacak şekilde ısıtılması ve uygun bir hızla soğutulmasıdır [28]. Amaç, öncelikle sünekliği ve tokluğu arttırmaktır. İşlemin en önemli parametreleri zaman ve sıcaklıktır. Temperleme sonrası çeliğin mikroyapısı ve buna bağlı olarak mekanik özellikleri anılan parametrelerin fonksiyonudur. En genel şekliyle, işlemin süresi veya sıcaklığı arttıkça, önceki bölümlerde belirtildiği gibi karbür parçacıklarının çapı artar, sayıları azalır ve sonuçta sertlik ve dayanım düşer, süneklik ve tokluk artar.

Zaman ve sıcaklığa ek olarak, diğer bir önemli parametre, yine daha önce açıklandığı gibi, başlangıç mikroyapısıdır. Örneğin, kalın kesitli bir parçaya su verildiğinde, yüzeyden içeriye gidildikçe, soğuma hızına bağlı olarak, içyapıdaki martenzit oranı azalacak ve merkezde beynitik ve perlitik mikroyapı görülecektir. Dolayısıyla, bu tür parçaların temperleme davranışlarını önceden kestirebilmek için, farklı içyapıların temperleme

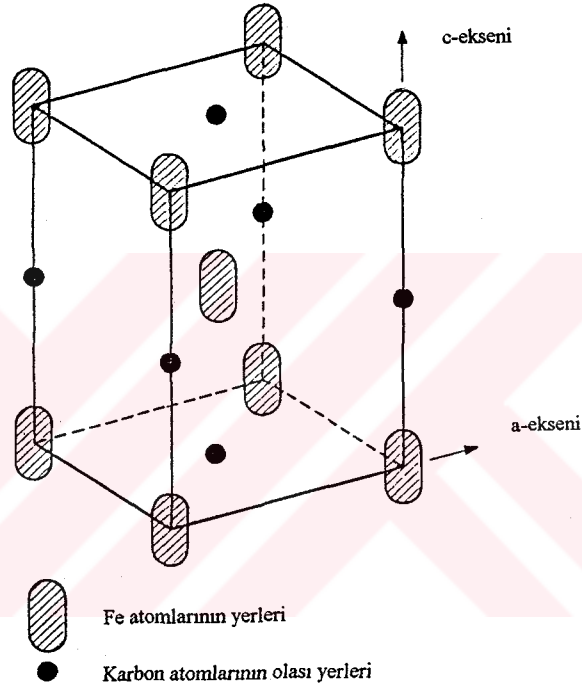
davranışlarını bilmek gerekmektedir. Bu yüzden çeliğin temperlenmesini, martenzitin temperlenmesi ve martenzit olmayan yapıların temperlenmesi olarak iki bölümde incelemek yararlı olacaktır.

2.2.1. Martenzitin temperlenmesi

Martenzit, yüzey merkezli kübik (YMK) ostenitin kritik hızdan daha büyük hızla soğutulmasıyla elde edilen bir fazdır. Karbonun ostenitteki çözünebilirliği, hacim merkezli kübik (HMK) ferrittekinden çok daha fazla olduğu için, soğuma sırasında karbon atomları yayınma yoluyla, HMK ferrit kafesini terk etmeye çalışacaktır. Ama yüksek soğuma hızı buna izin vermez ve yayınmasız olarak tanımlanan bu dönüşüm sonunda ortaya karbon atomları tarafından uzatılmış hacim merkezli tetragonal (HMT) bir kristal çıkar (Şekil 2.2). Şekilde görüldüğü gibi c - eksen boyunca yer alan karbon atomları tetragonaliteyi sağlamaktadır ve tetragonalitenin derecesi karbon miktarı ile doğru orantılıdır (Şekil 2.3). Karbon miktarı ile sadece kristal kafesinin şekli değişmez. Martenzit morfolojisi de karbon yüzdesinin fonksiyonudur. Düşük karbonlu çeliklerde oluşan martenzit iğnecikler (needle / lath martensite) şeklindeyken, karbon miktarı arttıkça martenzit tabakalar (plate martensite) şeklinde oluşmaktadır (Şekil 2.4). İğne yapılı martenzit çok yüksek bir dislokasyon yoğunluğuna (10^{11} - 10^{12} cm⁻²) sahipken, tabakalı martenzit tanelerinde hemen hemen hiç dislokasyon yoktur; ama bunun yerine ikiz sınırlarına sıkça rastlanmaktadır [29]. Bu iç yapı farklılıklarına bağlı olarak, karbon atomları martenzitik dönüşüm sırasında, iğneli martenzitte dislokasyonlar etrafında atmosfer oluştururken, ikizli martenzitte normal arayerleri işgal etmektedir.

Demir-karbon martenziti, çok sert ve gevrek bir fazdır (Şekil 1.11). Sertliğin nedeni olarak, çok yüksek dislokasyon yoğunluğu veya ikiz sınırları (karbon yüzdesinin fonksiyonu), karbon atomlarının kusurlar etrafında çökelerek atmosfer oluşturması ve dislokasyonlarla etkileşimi, son olarak karbon atomlarının katı çözeltili meydana getirmesi gösterilebilir. Martenzitin gevrekliği ve sertliği bir kaç özel hal dışında bu şekliyle

kullanımını sınırlamaktadır. Dolayısıyla, sünekliği arttırmak ve çatlama olasılığını azaltmak veya dayanım-süneklik ikilisinin optimum bileşimini bulmak amacıyla martenzit temperlenir. Temperleme sırasında martenzitik yapıda ortaya çıkan değişimleri incelemek ve sonuçları mekanik özelliklerle bağdaştırmak için birçok çalışma yapılmıştır [1-3,9,11,12,14,15,20,27,29-51]. Bu çalışmaların tarihsel gelişimi sırasında, temperlemenin tek bir

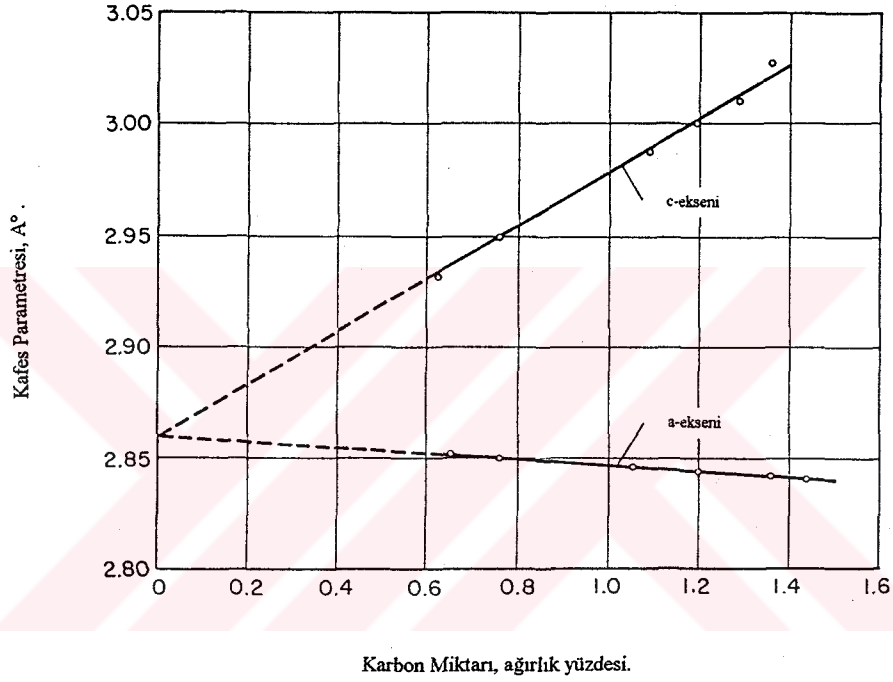


Şekil 2.2. Karbon atomlarının bulunabileceği olası yerleri gösteren hacim merkezli tetragonal martenzit kafesi [3].

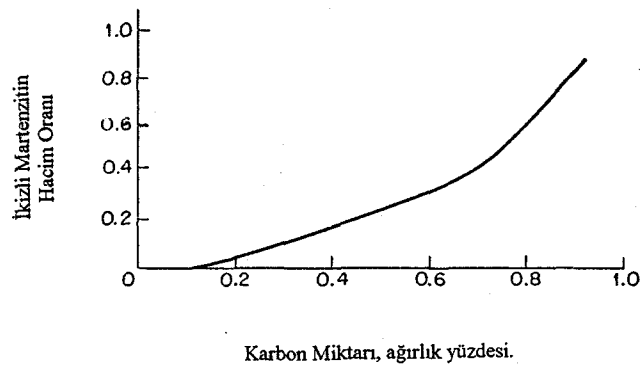
fiziksel olay olmadığı ama aslında birkaç aşamanın ardışık olarak yer aldığı gözlenmiştir. Bunlara temperlemenin aşamaları adı verilmiştir. Önceleri, araştırmalar, bu aşamaların sayısını üç olarak belirlemiştir [1-3,9,11,14,15,18,20,27,29-37].

Temperlemenin ilk aşamasında, karbon atomları yayınarak bir araya gelmekte ve epsilon - karbür adı verilen sıkı düzenli hegzagonal kristal

kafese sahip yeni bir faz oluşturmaktadır. ϵ - karbürün kimyasal bileşimi $\text{Fe}_{2.4}\text{C}$ 'dur. Bu işlem sırasında, çökelen karbürler nedeniyle, martenzitik yapıda katı çözelti olarak kalan karbon miktarı yaklaşık 0.2 - 0.3 % seviyesindedir. Yani birinci temperleme aşaması sonunda yapı az karbonlu ve tetragonalitesi azalmış martenzit ile çok ince (3-5 nm) dağılmış karbürlerden oluşmaktadır. Bu reaksiyon oda sıcaklığından itibaren yaklaşık 200°C 'a kadar görülebilmektedir. Daha yüksek sıcaklıklarda ikinci aşamaya girilmektedir.



Şekil 2.3. Karbon miktarına bağlı olarak martenzitin tetragonalitesi [3].



Şekil 2.4. İkiz içeren martenzit hacim oranının karbon miktarıyla değişimi[29].

İkinci aşamada ise, yapıdaki, eğer varsa, kalıntı ostenit beynite dönüşmektedir. 100°C 'tan yaklaşık 300°C 'a kadar devam eden bu aşamada ferritik yapı ve sementit taneleri ilk olarak ortaya çıkmaktadır. Daha düşük sıcaklıklarda ise kalıntı ostenit beynit yerine martenzite dönüşmektedir.

Üçüncü ve son aşamada ise ilk iki aşama sonunda ortaya çıkan reaksiyon ürünleri, ferrit ve sementiti oluştururlar. Bu aşamanın sıcaklık aralığı yaklaşık 250°C ile 700°C 'tır. İşlemin temelini, sementit (veya en genel halde karbürlerin) tanelerinin irileşmesi oluşturmaktadır. Sonuçta, zaman veya sıcaklık arttıkça yapı, ferritik matris içinde dağılmış küresel sementit halini alır.

Yukarıdaki gibi özetlendiğinde, temperlemenin basit ve tahmin edilebilir bir olgu olduğu düşünülebilir. Aslında, belirtilen aşamalar birbiri içine girmiştir. Ayrıca, reaksiyonların oluşum mekanizmaları, reaksiyon ürünlerinin bileşimi, morfolojisi gibi parametreler işlemi karmaşık hale getirmektedir. Bununla birlikte, incelenen büyüklüklerin nanometre mertebesinde olması, alaşım elemanları ve karbon miktarının dönüşümlere etkisi temperlemenin aşamaları ve sonuçlarının tam tersine kompleks bir fiziksel olay olduğunu kanıtlamaktadır. Nitekim, son yıllarda geliştirilen yeni tekniklerin uygulanmasıyla, martenzitin temperlenmesinde beş aşamanın varolduğu görülmüştür [12,38-51]. Bu aşamalarda görülen değişimler aşağıda sıralanmıştır.

1. Birinci aşama: su verildikten sonra sıvı azot sıcaklığına (-196°C) soğutularak kalıntı ostenit oranı düşürülen ve ardından bu sıcaklıktan itibaren temperlenen çeliklerde, kalıntı ostenit izotermal olarak martenzite dönüşürken, martenzitin kendisi bir miktar rahatlamaktadır (relaxation). Bu aşama yaklaşık -50°C 'a kadar görülmektedir.

2. İkinci aşama : yaklaşık -40°C 'tan 100°C 'a kadar görülen bu aşamada karbon atomları martenzit kafesinde c-ekseni doğrultusundaki arayerlerde kümelenmeye başlamaktadır. Aynı zamanda martenzitin tetragonalitesi düşmektedir. Oluşan kümelerin, kafesle bağdaşık (coherent) ve kimyasal bileşiminin yaklaşık Fe_4C olduğu belirtilmektedir [42-46]. Yukarıda

belirtilen aşamalar, klasik temperleme aşamalarından farklı olduklarından, martenzitin yaşlanması adıyla anılmaktadırlar.

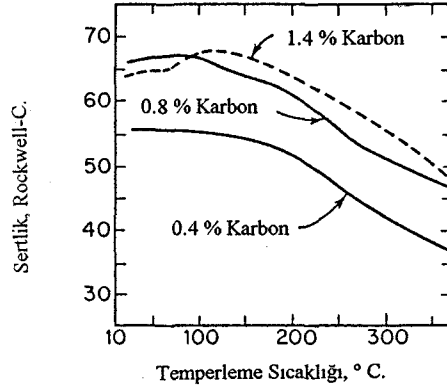
3. Üçüncü aşama: klasik temperlemedeki ilk aşamadır. İkinci aşamada ortaya çıkan karbon kümeleri karbürlere dönüşürler. Bununla birlikte oluşan karbürün ϵ - karbür ($\text{Fe}_{2.4}\text{C}$) değil, eta (η) karbür (Fe_2C) olduğu belirtilmektedir. Sıcaklığın veya zamanın artmasıyla martenzit yapı ortadan kalkmakta ve ardından matristeki kusurlar (dislokasyonlar / ikiz sınırları) önce toparlanma ve sonra yeniden kristalleşmeyle yok olmaktadır. Bu aşama 300-350 $^{\circ}\text{C}$ 'a kadar devam etmektedir.

4. Dördüncü aşama : yaklaşık 300 $^{\circ}\text{C}$ tan itibaren, yapıdaki, eğer varsa, kalıntı ostenit, ferrit ve sementit ($\text{Fe}_3\text{C}-\theta$ karbür) taneciklerine dönüşmektedir.

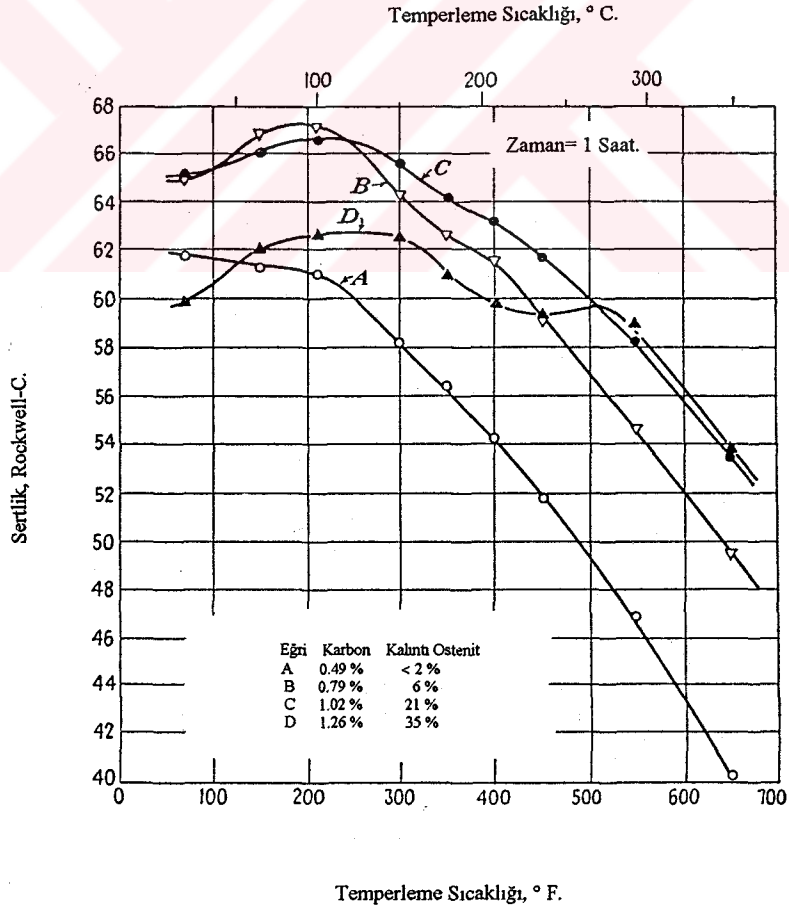
5- Beşinci aşama : ϵ veya η karbür oluşumu tamamlandıktan sonra, yaklaşık 200 $^{\circ}\text{C}$ 'tan itibaren sementit görülmeye başlamaktadır. Yalnız, 450 $^{\circ}\text{C}$ 'a kadar sementitle beraber, χ - karbür (ki) veya $\text{Fe}_{2n+1}\text{C}_n$ gibi daha kompleks karbürler çökelmekte, ama bu sıcaklığın üstünde sadece θ - Fe_3C kalmaktadır [43]. Görüldüğü gibi bu sıralamada da aşamalar birbiri içine girmişlerdir. Ayrıca, karbür yapıcı elemanlarla alaşımlandırılmış çeliklerde, ikincil sertleşmeye neden olan alaşım elemanı karbürlerinin çökeldiği bir altıncı aşamadan sözedilebilir [12].

Temperleme işlemi yukarıda görüldüğü gibi, karışık bir çok mikromekanizmanın etkili olduğu bir olaydır. Bununla beraber, aşama sayısı ne olursa olsun, martenzitin temperlenmesiyle görülen en önemli değişim sertliğin azalmasıdır. Şekil 2.5'te sırasıyla 0.4, 0.8 ve 1.4 % karbon içeren üç farklı çeliğin farklı sıcaklıklarda 1 saat temperlenmesiyle sertliklerinin değişimi görülmektedir. Bu üç çelik, kalıntı ostenit olmayacak şekilde, temperleme öncesi -196 $^{\circ}\text{C}$ 'a kadar soğutulmuştur. Dolayısıyla yüksek karbonlu çeliklerde, düşük sıcaklıklarda (yaklaşık 100 $^{\circ}\text{C}$) gözlenen sertlik artışı, az karbonlu martenzit içinde çok ince dağılmış ϵ veya η karbürleri nedeniyledir. Kalıntı ostenitin de var olması durumunda ekstra bir sertlik artışı görülmektedir (Şekil 2.6). Şekilde çeliklerin karbon miktarına ek olarak, kalıntı ostenit yüzdesi de verilmiştir. Daha önce değinildiği gibi karbür yapıcı

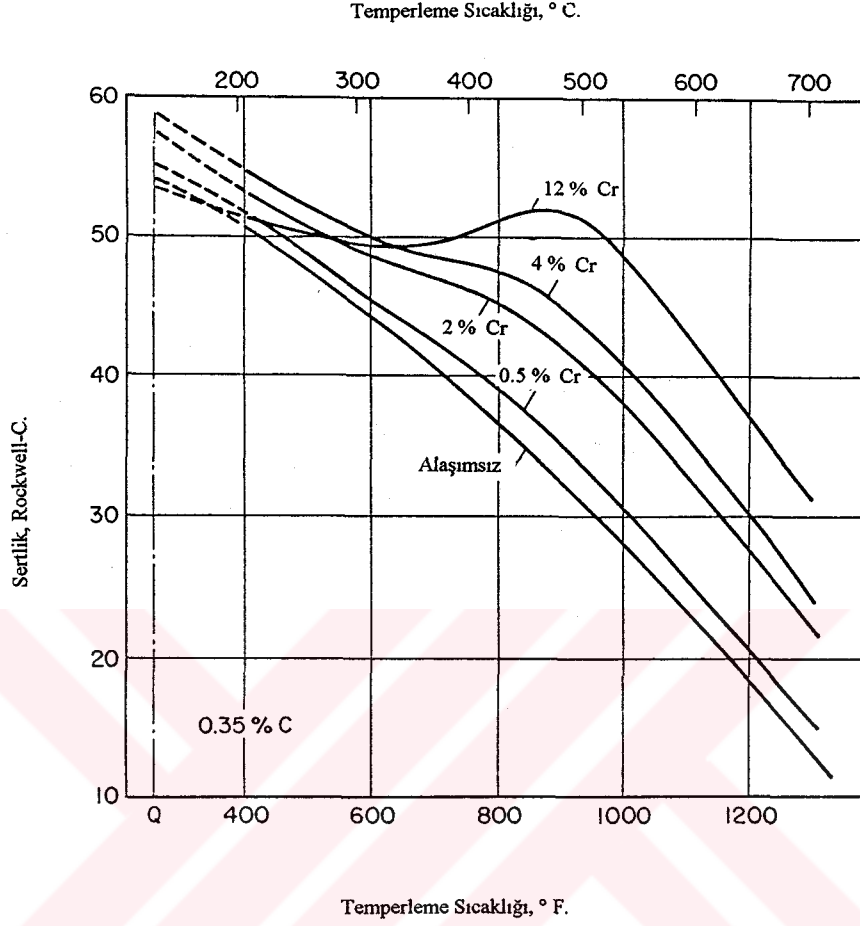
alaşım elemanlarının varlığı, ikincil sertleşmeye, yani sertliğin artmasına veya düşmesini geciktirmeye neden olmaktadır. Şekil 2.7 ve 8’de krom ve molibden için bu durum görülmektedir. Ama orta karbonlu ($C < 0.6\%$) ve düşük alaşımlı çeliklerde kalıntı ostenit ve ikincil sertleşmedeki gibi anormal davranışlar görülmez ve temperleme sıcaklığı - sertlik eğrileri sürekli bir düşüş gösterir.



Şekil 2.5. Karbon yüzdeleri farklı üç çeliğin sertliğine temperleme sıcaklığının etkisi (temperleme süresi bir saat) [29].



Şekil 2.6. 0.49-1.26 % C içeren çeliklerin temperleme eğrileri [2].

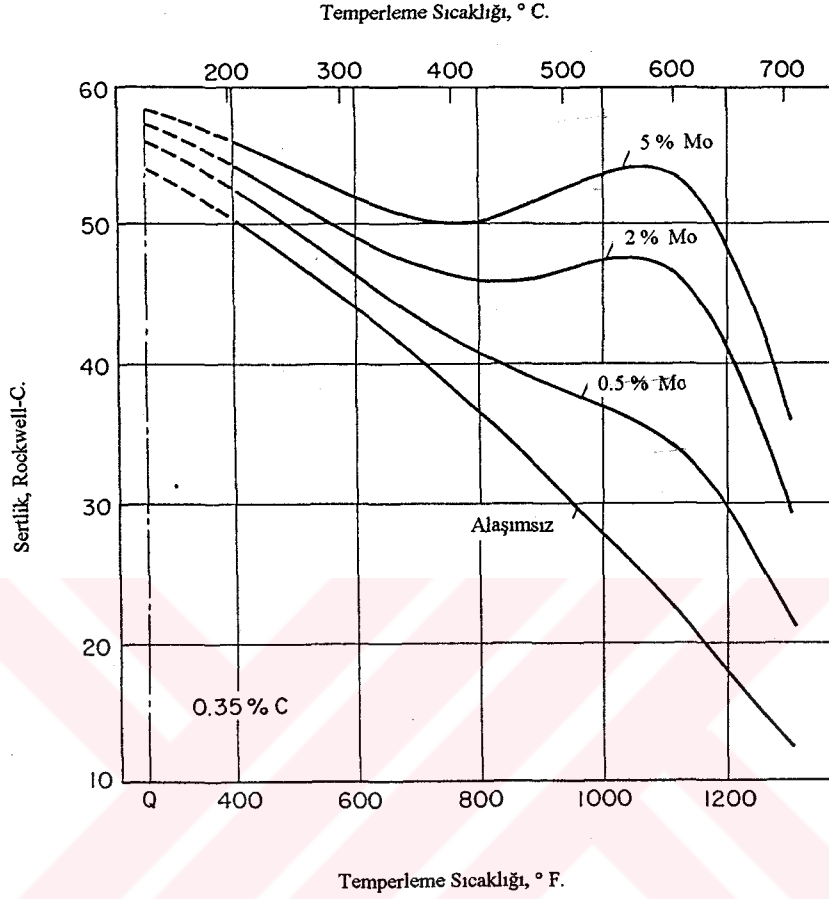


Şekil 2.7. 0.35 % C içeren çeliklerde temperleme davranışına Cr miktarının etkisi [3].

Özet olarak, mantenzit temperlendiğinde, temperleme sıcaklığı veya zamanı arttırıldıkça, önce bir geçiş yapısı ortaya çıkmakta (ϵ veya η karbür + az karbonlu martenzit), ardından sementit taneleri ferritik matris içinde oluşarak sonuçta küreleştirilmiş bir yapıya dönüşmektedir.

2.2.2. Martenzit olmayan yapıların temperlenmesi

Endüstrideki pratik önemi nedeniyle, martenzitik yapının temperlenmesi ile ilgili birçok araştırmanın yapıldığı önceki bölümde



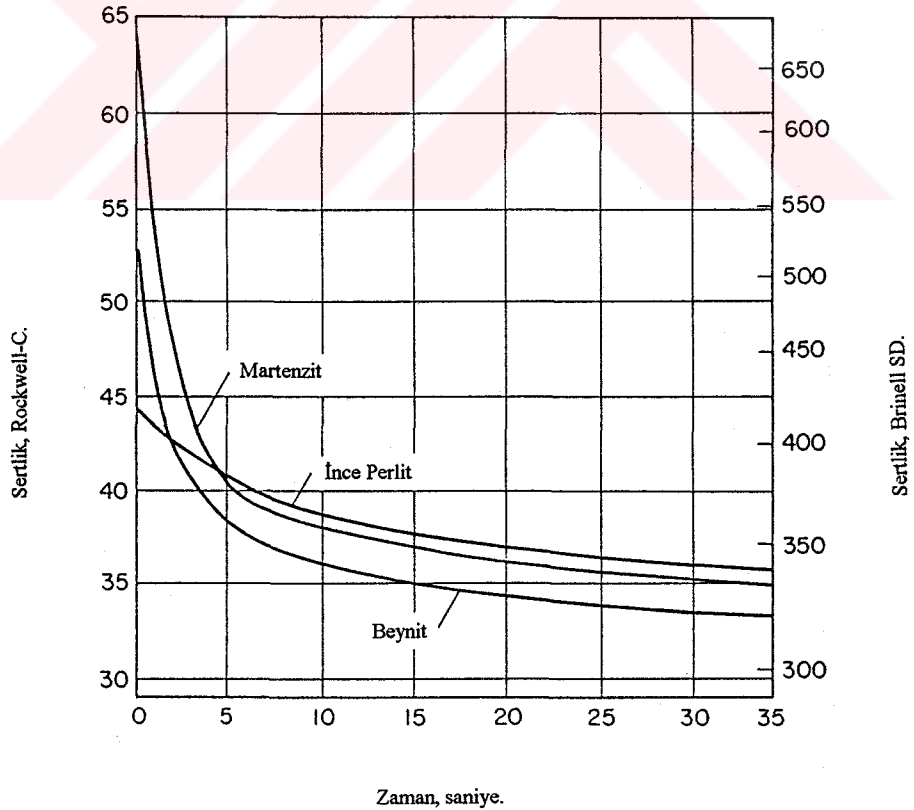
Şekil 2.8. 0.35 % C içeren çeliklerde temperleme davranışına Mo miktarının etkisi [3].

açıklanmıştı. Fakat martenzit olmayan yapıların temperlenmesi için aynı durum söz konusu değildir. Bununla birlikte olayın fiziksel temeli martenzitin temperlenmesine oranla çok daha basittir.

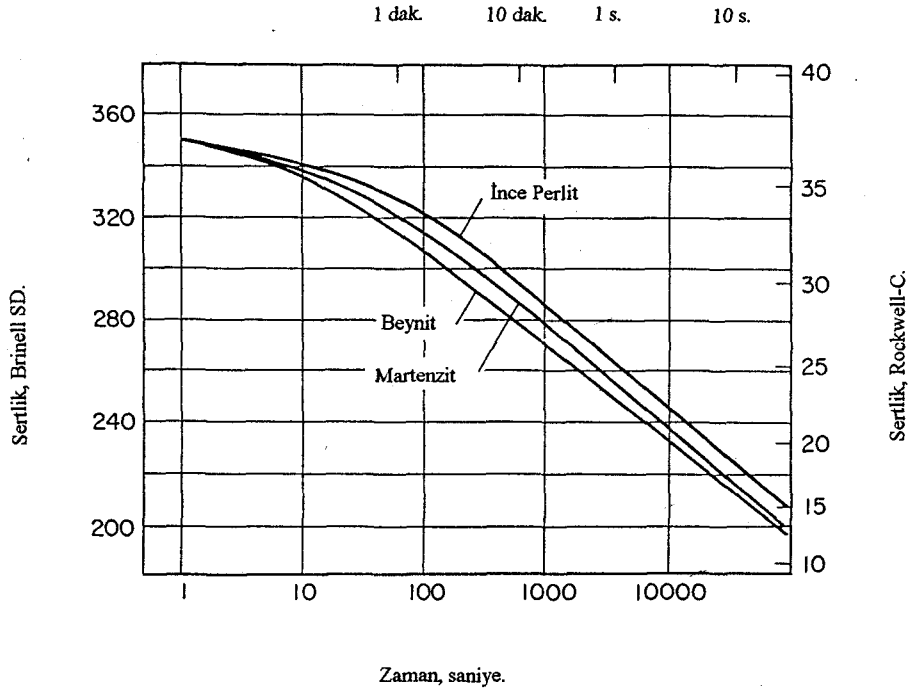
Başlangıç yapısı ne olursa olsun - martenzitik, beynitik, perlitik - çelik temperlendiğinde, sonuçta içyapısı küreselleşmiş olacaktır. Bu sırada, doğal olarak, beynitik yapıda, oluşmuş sementit parçacıkları irileşecek, perlitik yapıda ise önce tabakalar kalınlaşacak, ardından küresel parçacığa doğru bir dönüşüm başlayacaktır [2,3,32]. Bu olgunun arkasındaki itici güç, yüzey enerjisinin azalmasıdır. Küresel bir parçacık, en düşük yüzey / hacim oranına

sahip olduğu için, yüzey enerjisi en düşük olacaktır, böylece sistemin serbest enerjisi azalacak ve en kararlı denge durumuna erişebilecektir [15,22,27,33,52-54].

Yukarıda açıklanan, küreselleşmeye doğru gidiş sırasında da sertlik azalmaktadır. Önemli olan, farklı yapıların yumuşama hızlarındaki farklılıktır. Şekil 2.9'da üç farklı başlangıç içyapısına - martenzitik, beynitik, perlitik - sahip 0.75 % C'lu bir çelikte 650 °C'ta yapılan temperleme sırasında sertliğin değişimi görülmektedir. Yaklaşık 0.5 dakika sonra tüm yapıların sertliği 330 Brinell olmakta ve ardından sertliğin azalma hızı üç yapı için hemen hemen aynı kalmaktadır. Şekil 2.10'da bu durum, üç yapı aynı sertliğe eriştikten sonrası için gösterilmektedir. Her ne kadar belirli bir süre geçtikten sonra, en yumuşak beynitik ve en sert perlitik yapı olsa da, aradaki fark ihmal edilebilecek mertebededir. Şekil 2.9 ve 10'da temperleme sıcaklığı 650 °C olarak seçilmiştir. Doğal olarak, daha düşük sıcaklıklarda, farklı içyapıların aynı sertliğe düşmeleri daha uzun zaman alacak ve yumuşama hızları azalacaktır.



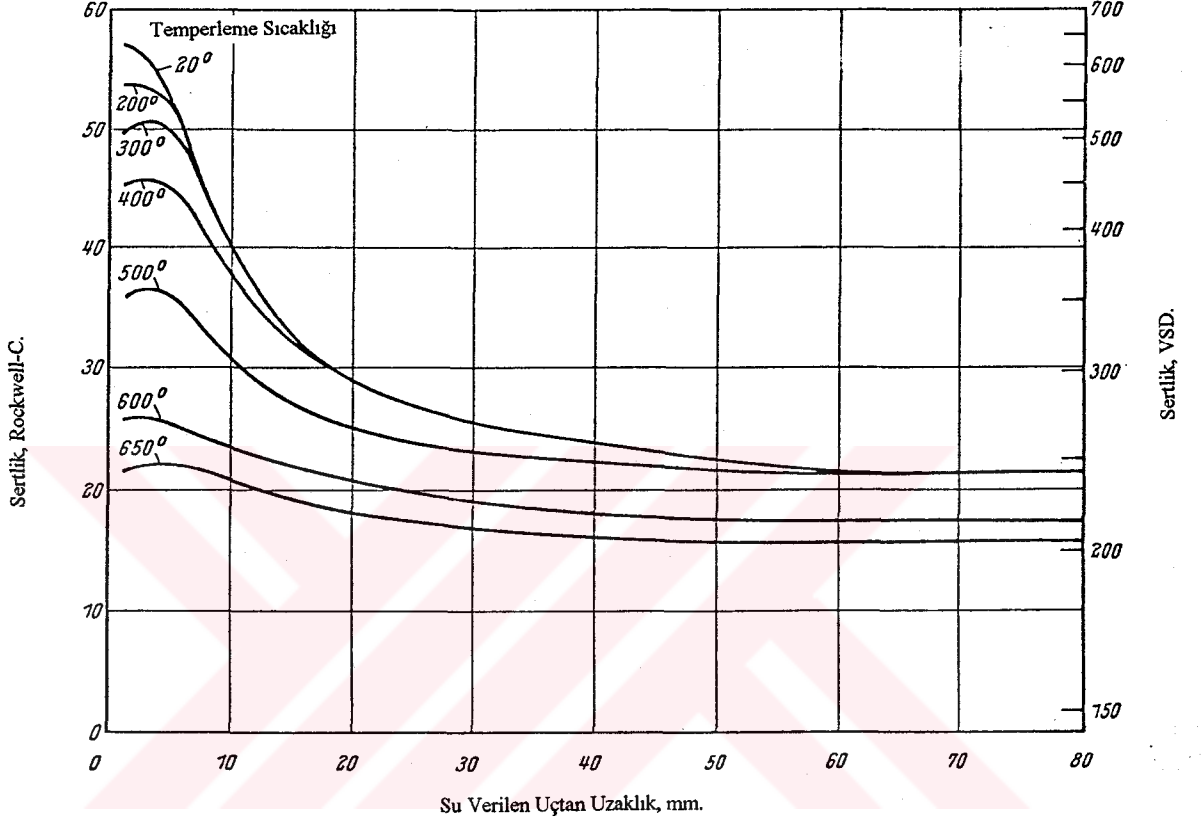
Şekil 2.9. Üç farklı içyapıdaki 0.75 % C'lu çeliğin 650°C'ta yumuşaması [3].



Şekil 2.10. Şekil 2.9. daki içyapıların aynı sertliğe eriştikten sonra yumuşaması [3].

Farklı içyapıların temperleme sırasındaki yumuşama davranışları Jominy deney parçalarının temperlenmesi sırasında daha kolay görülmektedir. Şekil 2.11'de, 0,38 % C, 1,05 % Si, 1,14 % Mn ve 0,23 % Cr içeren düşük alaşımlı bir çeliğin Jominy eğrisi ve farklı temperleme sıcaklıklarında sertliğin değişimi gösterilmiştir. Su verilen uçtan uzaklaştıkça martenzit yüzdesi azalmakta ve soğuma hızına bağlı olarak beynitik ve perlitik yapı ortaya çıkmaktadır. Buna bağlı olarak, farklı içyapıların yumuşamaya başlamaları için gerekli temperleme sıcaklığı, uçtan uzaklaştıkça artmaktadır. Jominy deneyinde, sürekli soğuma sırasında, farklı içyapıların oluşmaya başladıkları (veya karbürlerin çökmeye başladıkları) sıcaklığa kadar temperleme sertliği düşürmemekte, ancak daha yüksek sıcaklıklarda sertlik azalmaya başlamaktadır. Martenzit ve martenzit olmayan yapıların temperlenmesi ile ilgili bölümlerden ortak bir sonuç çıkarılabilmektedir. Buna göre, her ne kadar temperleme sırasında, farklı yapılarda farklı mikromekanizmalar ve aşamalar rol oynasalar da, sonuçta temperlemeyle sertlik azalmaktadır. Bundan sorumlu olan mekanizma ise karbürlerin irileşmesidir. Dolayısıyla, endüstride, en büyük pratik önemi bulunan, orta

karbonlu, düşük alaşımlı çeliklerde ve bunlara en sık uygulanan ıslah etme işleminde sertlik sürekli olarak azalacak, yapıdaki mevcut karbürler büyüyeceklerdir.



Şekil 2.11. 0.38 % C. 1.05 % Si. 1.14 % Mn ve 0.23 % Cr içeren çeliğin Jominy ve farklı sıcaklıklardaki temperleme eğrileri (temperleme süresi iki saat, ostenitleştirme sıcaklığı 860°C) [4].

2.3. Temperlemenin Matematik Modeli

Bölüm 2.2’de, çeliğin sertliğinin, karbürlerin hacimsel oranı f ve parçacık çapı d ile orantılı olduğu gösterilmişti. Bununla birlikte, temperlemenin matematik modelini oluşturmada önce, bu noktada bazı varsayımlar veya yapılan kabullerden söz etmek yararlı olacaktır. Çeliğin plastik şekil değiştirme davranışı veya sertliği üzerinde, Bölüm 2.2’de

belirtildiği gibi sadece parçacıkların boyutu ve dağılımı değil, ama aynı zamanda biçimleri de etkili olmaktadır. Bunun nedeni, karbürlerin çevrelerindeki yumuşak ferritik matrisin plastik şekil değiştirmesini engellemesidir [17,20]. Örneğin, karbürlerin hacimsel oranı aynı kalmak şartıyla, perlitik ve küreleştirilmiş iki çeliğin dayanımları farklı olacaktır. Çubuk ve levha şeklindeki karbürlerin kazandırdığı dayanım, küresel parçacıkların getirdiği artıştan daha fazladır. Bunun nedeni, olasılıkla λ 'nın değişimidir [17]. Bunun yanısıra, önceki bölümlerde görüldüğü gibi, parçacıklar ile dayanımı arttırılmış malzemelerin mekanik özelliklerinin teorik analizinde kolaylık sağladığı için, genellikle küresel parçacık hali incelenmiştir [17,22,27]. Sonuç olarak eğer farklı içyapıların, yumuşama hızları arasındaki fark ihmâl edilirse ve sementitin levhalar halinde sıralandığı perlitik yapının, küresel parçacıklı yapıya benzer biçimde davrandığı varsayılırsa, sertliğin temperleme ile değişimini bulmak için, 2.5 eşitliğinin zamana göre türevini almak yeterli olacaktır:

$$\frac{\delta H}{\delta t} = \frac{\delta (K \cdot f^{1/4} \cdot d^{-1/2})}{\delta t} \quad (2.6)$$

Halbuki, K sayısal bir sabittir; karbürlerin hacimsel oranının ise verilmiş bir başlangıç durumu için belirlendiği ve temperlemeyle değişmediği kabul edilmektedir (Bölüm 2.2). Bu nedenle, 2.6 eşitliğinin sağ tarafı aşağıdaki şekle dönüşür:

$$\frac{\delta H}{\delta t} = K \cdot f^{1/4} \cdot \frac{\delta (d^{-1/2})}{\delta t} \quad (2.7)$$

Türev alındığında,

$$\frac{\delta H}{\delta t} = K \cdot f^{1/4} \cdot \left(-\frac{1}{2} \cdot d^{-3/2}\right) \frac{\delta d}{\delta t} \quad (2.8)$$

elde edilir. Parantez içindeki ifade düzenlenirse,

$$\frac{\delta H}{\delta t} = -\frac{1}{2} \cdot (K \cdot f^{1/4} \cdot d^{-1/2}) \cdot \frac{1}{d} \cdot \frac{\delta d}{\delta t} \quad (2.9)$$

bulunur. Halbuki 2.9 eşitliğinde parantez içindeki ifade H'ye eşittir. Yani,

$$\frac{\delta H}{\delta t} = -\frac{1}{2} \cdot \frac{H}{d} \cdot \frac{\delta d}{\delta t} \quad (2.10)$$

Dolayısıyla, temperleme sırasında parçacık çapının zamanla değişimi bilindiğinde, sertliğin değişimi de bulunacaktır.

Parçacıkların büyüme kinetiği ile ilgili bir çok çalışma yapılmıştır [27,54-56]. Bu çalışmalarda, farklı şartlar altında, farklı geometrilere sahip parçacıkların, değişik mikromekanizmalar yoluyla büyümesi incelenmiş ve matematik modelleri geliştirilmiştir. Örneğin, su verilerek sertleştirilmek istenen bir metalde olduğu gibi aşırı doymuş bir katı çözeltide, küresel bir parçacığın, aşağıda verilen kurala uygun olarak büyüyeceği gösterilmiştir [55]:

$$d = \alpha \cdot (D \cdot t)^{1/2} + d_0 \quad (2.11)$$

Burada, d, t zamanı sonunda parçacık çapı, d_0 , başlangıçtaki parçacık çapı, D, hacimsel yayınma katsayısı ve α , aşırı doymanın bir fonksiyonudur. Yukarıdaki eşitliğin çıkarılmasında, büyüme hızını kontrol eden

mekanizmanın, parçacık - matris arayüzeyine atomların yayınarak gelmesi olduğu kabul edilmiştir.

Öte yandan, aşırı doymanın tamamen ortadan kalktığı ve temperlemenin en son aşamasında belirtildiği gibi, oluşmuş parçacıkların büyümesi (Ostwald ripening) ile ilgili bir takım ifadeler de mevcuttur. Hacimsel yayınma, atomların parçacık-matris arayüzeyinden geçmeleri ve tane sınırı boyunca yayınma gibi mikromekanizmaların etkinliğine bağlı olarak parabolik eşitlikler geliştirilmiştir [27,56].

Bu çalışmada, su verilen yapıların temperlenmesi yani aşırı doymuş yapılar incelendiğinden ve ayrıca basit formu nedeniyle 2.11 eşitliğindeki büyüme ifadesi kullanılmıştır.

2.11 eşitliğinin zamana göre türevi alındığında, sertliğin zamanla değişimi de elde edilecektir:

$$\frac{\delta d}{\delta t} = \frac{\alpha}{2} \cdot D^{1/2} \cdot t^{-1/2} \quad (2.12)$$

2.11 ve 2.12 eşitlikleri 2.10 eşitliğinde yerlerine koyulursa,

$$\frac{\delta H}{\delta t} = -\frac{1}{4} \cdot \frac{H}{\alpha (Dt)^{1/2} + d_0} \cdot \alpha \cdot D^{1/2} \cdot t^{-1/2} \quad (2.13)$$

elde edilir. Sadeleştirildiğinde,

$$\frac{\delta H}{\delta t} = -\frac{1}{4} \cdot \frac{H}{t + \frac{d_0 \cdot t^{1/2}}{\alpha \cdot D^{1/2}}} \quad (2.14)$$

bulunur. Aynı türden değişkenler aynı tarafa toplanıp $d_0/\alpha.D^{1/2}$ yerine C yazıldığında,

$$-4 \frac{\delta H}{H} = \frac{\delta t}{t + C . t^{1/2}} \quad (2.15)$$

eşitliği elde edilir. İntegrasyon sırasında, $t = 0$ için, başlangıç sertliği H_0 , ve $t = t$ için, temperleme sonrası sertlik H alınır ve gerekli işlemler yapılırsa ($t^{1/2} = u$ değişken dönüşümüyle),

$$\left(\frac{H_0}{H}\right)^2 - 1 = \frac{t^{1/2}}{C} = \frac{t^{1/2}}{\frac{d_0}{\alpha.D^{1/2}}} \quad (2.16)$$

veya,

$$\left(\frac{H_0}{H}\right)^2 - 1 = \frac{\alpha}{d_0} . t^{1/2} . D^{1/2} \quad (2.17)$$

şeklinde, temperleme sonrası sertliği verebilecek eşitliğe ulaşılır.

Eşitliğin sol tarafı, başlangıç ve temperleme sonrası sertliklerin oranıdır. Sertlik oranının zamanın ve yayınma katsayısının kareköküyle doğru orantılı olduğu görülmektedir. Bu şekliyle ifade, 1. Bölümde ele alınmış olan geleneksel yöntemlerden farklı bir yol öngörmektedir. Yayınma katsayısı, eşitlikteki en önemli parametrelerden biri olduğundan, yayınma olgusunun çıkarılan ifade üzerindeki etkisini belirtmek için sonraki bölümde kısaca değinilecektir.

2.3.1. Yayınma

Endüstride her an karşı karşıya gelinen, oksidasyon, homojenizasyon, yaşlandırma yoluyla sertleştirme, ötektik ve ötektoid yapılarının oluşumu, sementasyon / nitrürasyon, sinterleme, sürünme, toparlanma ve yeniden kristalleşme gibi birçok dönüşüm yayınma yoluyla gerçekleşmektedir. Bu nedenle, yayınmanın teorik altyapısını ortaya koymak için çalışmalar çok öncelerden günümüze değin sürdürülmüştür. İlk olarak gazlar, ardından sıvılar ve son olarak katılarda yayınmayla ilgili matematik modeller ileri sürülmüştür. Bununla birlikte, olgunun karmaşıklığı, kesin ve her türlü ayrıntıyı açıklayabilen bir teoriye ulaşılmasını engellemiştir. Bugüne kadar yapılan çalışmalar sonucunda, yayınmanın temelleri ve etkin önemli parametreler belirlenebilmiştir [1,12,14,15,18,20-24,27,29,33-35,52-54,57-68].

Yayınma, tanım olarak, atomların madde içindeki hareketidir. Hareketin miktarı veya atomların akısı (J), yayınan atomların konsantrasyon gradyanıyla doğru orantılıdır:

$$J = -D \cdot \frac{dc}{dx} \quad (2.18)$$

Burada c , yayınan atomların, göz önüne alınan noktadaki konsantrasyonu, dc/dx , x yönündeki konsantrasyon gradyanı ve D , orantı katsayısı, yani yayınma katsayısıdır. Eksi işareti, atomların yüksek konsantrasyondan, düşük konsantrasyona doğru akacaklarını göstermektedir. 2.18 eşitliği, konsantrasyon gradyanının zamanla değişmediği (steady-state) haller için geçerlidir. Gerçek hayatta, endüstriyel proseslerin hemen hepsinde konsantrasyon gradyanı zamanla değişmektedir. Bu durumda, 2.18 ifadesi aşağıdaki şekli alır:

$$\frac{dc}{dt} = \frac{d}{dx} \left(D \frac{dc}{dx} \right) \quad (2.19)$$

Eğer yayınma katsayısı, konsantrasyondan bağımsızsa,

$$\frac{dc}{dt} = D \cdot \frac{d^2c}{dx^2} \quad (2.20)$$

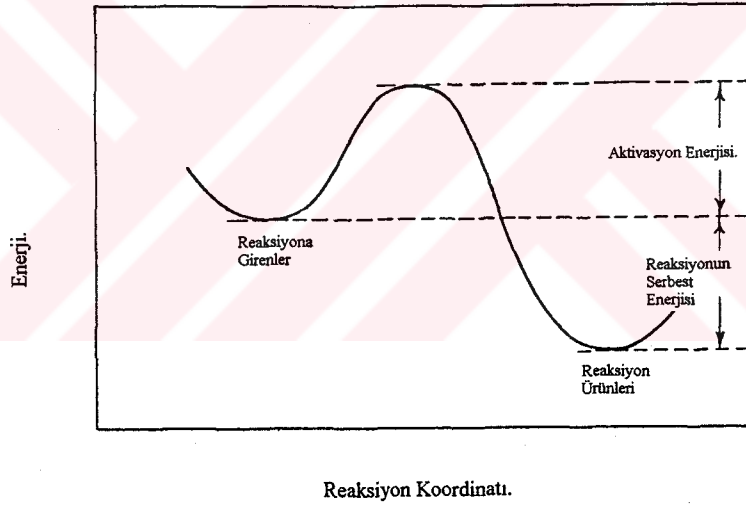
elde edilir. 2.18 ve 20 eşitlikleri Fick'in birinci ve ikinci kanunu olarak bilinmektedir. Değişik şartlar için bu eşitliklerin çözümleri literatürde mevcuttur.

Yapılan deneyler sonucunda, sıcaklık yükseldikçe, yayınmanın hızlandığı veya akının arttığı gözlenmiştir. Konsantrasyon gradyanı sabit iken, artan parametre yayınma katsayısıdır, yani sıcaklıkla değişmektedir. Bu değişimin Arrhenius Kanununa uyduğu görülmüştür. Yani $\ln D$, $1/T$ 'ye göre çizildiğinde değişim doğrusaldır ve D aşağıdaki gibi, ifade edilmektedir:

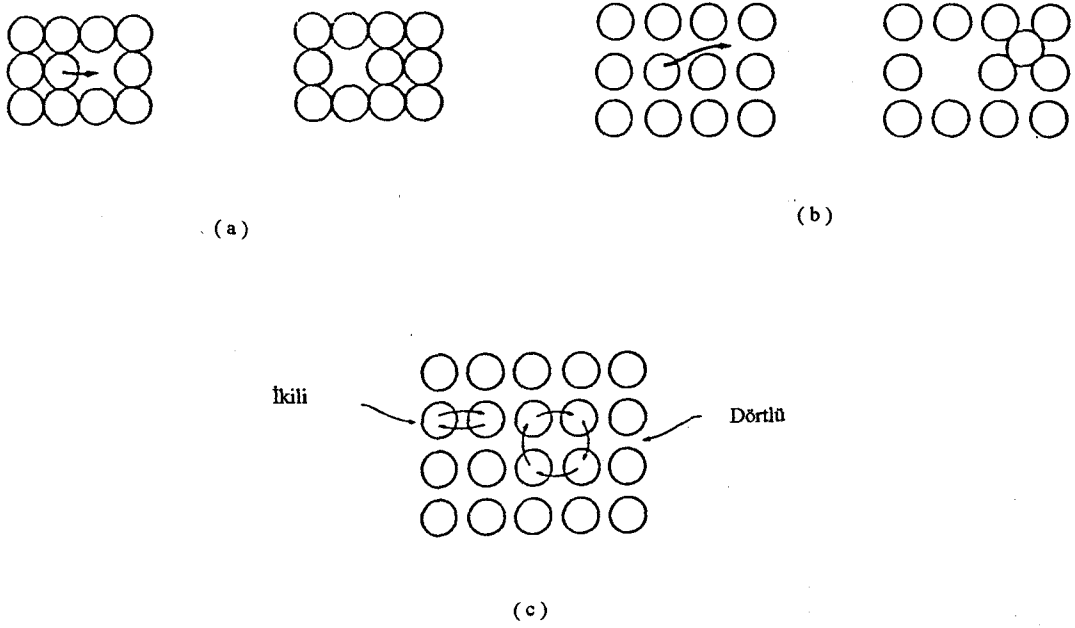
$$D = D_0 \cdot e^{-Q/RT} \quad (2.21)$$

Burada, D_0 , frekans katsayısı, Q , aktivasyon enerjisi, R , evrensel gaz sabiti ve T , mutlak sıcaklıktır. Bu ifadeden, yayınmanın ısı aktivasyona bağlı olduğu, sıcaklık ile üstel olarak arttığı görülmektedir. Aktivasyon enerjisi, Şekil 2.12'den görüldüğü gibi, reaksiyona giren atomların aşmaları gereken enerji engelidir. Bir başka deyişle, başlangıçta büyük bir serbest enerjiye sahip olan atomlara, aktivasyon enerjisi kadar bir miktar kazandırılırsa, daha düşük enerjili bir hale ulaşacaklar ve daha kararlı bir denge durumuna erişeceklerdir. Buradan çıkan önemli sonuç, başlangıçta atomların enerjileri ne kadar yüksekse, kararlı denge haline gelmek için gereken aktivasyon enerjisinin o derece az olacağıdır.

D_0 olarak adlandırılan frekans katsayısı yayınmanın mekanizmasına göre değişmektedir. Yayınma, yayınan atomların cinsine göre iki grupta incelenebilir: yer alan atomları ve arayer atomlarının yayınması. Öz yayınmanın da dahil olduğu yer alan atomlarının yayınmasında, yayınan atomlar büyük olduğundan, kristal kafesindeki asal yerleri işgal edebilirler. Bunun gerçekleşmesi için olası üç mekanizma Şekil 2.13'de görülmektedir. Şekil 2.13.a'da boş yer mekanizması, 2.13.b'de yer alan atomun arayere kaymasıyla oluşan yayınma ve 2.13.c'de iki ve dört atomun aynı anda yer değiştirmesiyle oluşan mekanizma gösterilmiştir. Bunlardan en düşük aktivasyon enerjisine sahip olanı boş yer mekanizmasıdır.



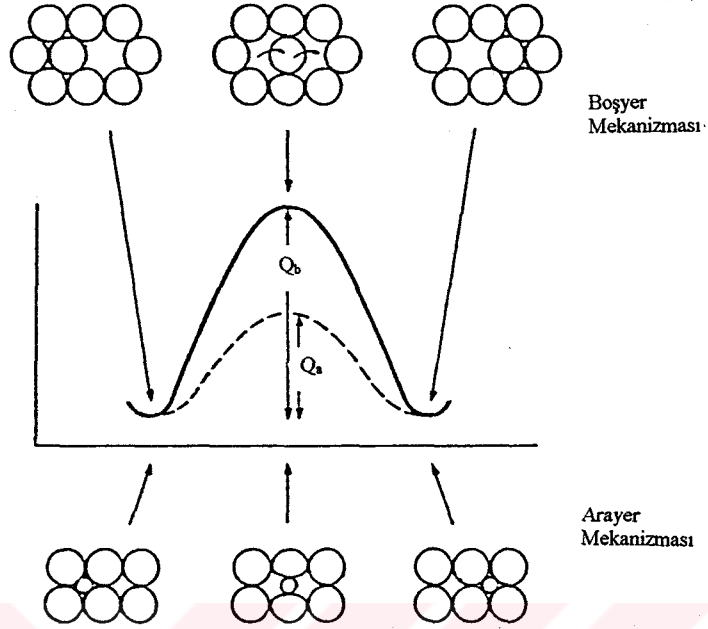
Şekil 2.12. Bir reaksiyonun aktivasyon enerjisinin şematik olarak gösterimi [59].



Şekil 2.13. Yeralan atomlarının yayınma mekanizmaları:
 a) boşyer yayınması, b) arayer geçiş yeralan atomu ve
 c) iki ve dört atomlu yer değiştirme mekanizması [18].

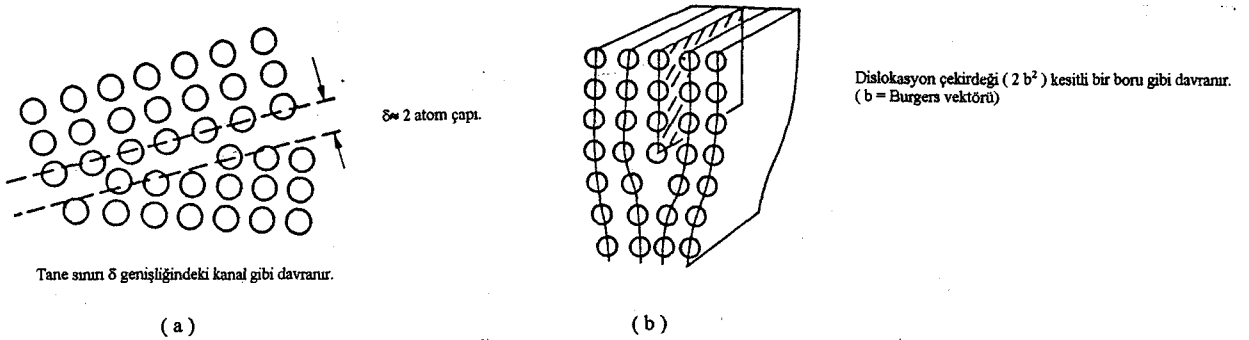
Arayer atomlarının yayınma mekanizması, boşyer mekanizmasıyla karşılaştırmalı olarak Şekil 2.14'te gösterilmiştir. Şekilde aynı zamanda aktivasyon enerjileri de görülmektedir. C, B, N, O gibi çelikte arayerlere yerleşen atomlar bu şekilde yayınırlar.

Yukarıda anlatılan yayınma mekanizmalarının tümü, kristal kafesinin içinde gerçekleştiklerinden hacimsel yayınma olarak adlandırılırlar. Bunlardan başka tane sınırı, dislokasyon ve yüzey yayınması olarak üç farklı tür yayınma mekanizması daha bulunmaktadır (Şekil 2.15). Bu bölgelerde atomsal diziliş, kafesin içine oranla daha gevşek olduğundan, yayınma daha kolay ve daha hızlıdır.



Şekil 2.14. Arayer ve boşyer yayınma mekanizmaları ile aktivasyon enerjilerinin karşılaştırılması [18].

Yukarıda, frekans katsayısı D_0 'ın, yayınma mekanizmasına göre değişeceği belirtilmişti. Öte yandan, yayınma olayı istatistiksel mekanik tarafından incelendiğinde, yayınma katsayısı D aşağıdaki gibi ifade edilmektedir [54]:



Şekil 2.15. a) Tane sınırı yayınması, b) Dislokasyon yayınması [68].

$$D = \frac{1}{6} \cdot b^2 \cdot v \cdot n \cdot g \cdot e^{S/R} \cdot e^{-E/RT} \quad (2.22)$$

Burada, b , atomun yayındığı uzaklık, v , atomun saniyede yaptığı sıçrama sayısı, n , kafes geometrisi ve yayınma mekanizmasına bağlı olan eşdeğer yolların sayısı, g , korelasyon sabiti, S , yayınmanın entropisi, E , yayınmanın entalpisidir.

Kübik kristal kafesleri için g bir'e eşittir. Çelikteki arayer atomlarının yayınması ele alındığında, hacim merkezli kübik kristal kafesi içinde arayer atomlarının bulunacağı yerler ve yayınırken yapacağı sıçramaların doğrultuları Şekil 2.16'da görülmektedir. Bu durumda, b , $a/2$ 'dir. Ayrıca oklarla gösterilen yönlerde yapılan hareketlerin hepsi eşdeğer olduğundan, n , dörde eşittir. Böylece, 2.22 eşitliği, aşağıdaki gibi sadeleşir:

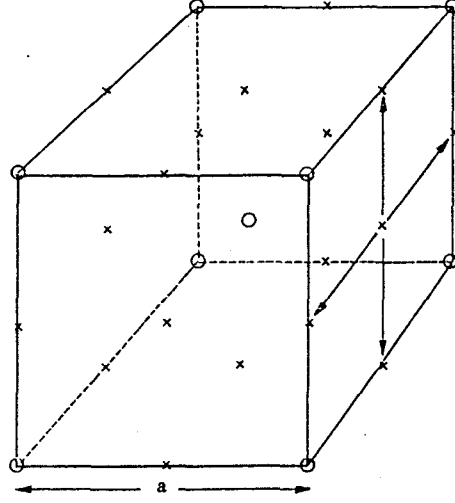
$$D = \frac{1}{6} \cdot a^2 \cdot v \cdot e^{S/R} \cdot e^{-E/RT} \quad (2.23)$$

v 'nün değeri, genellikle, Debye frekansı, yani yaklaşık 10^{13} saniye⁻¹ olarak alınmaktadır. Aynı zamanda, sıcaklıkla a ve v 'nün değişimleri oldukça küçüktür [54]. Dolayısıyla büyük bir yaklaşıklıkla,

$$\frac{\delta (\ln D)}{\delta (1/T)} = - \frac{E}{R} \quad (2.24)$$

elde edilir. Halbuki, aynı işlem 2.21 eşitliğine uygulandığında,

$$\frac{\delta (\ln D)}{\delta (1/T)} = - \frac{Q}{R} \quad (2.25)$$



Şekil 2.16. HMK bir kristalde arayer atomlarının işgal ettiği yerler. Arayer atomları X ile, asalyer atomları O ile gösterilmiştir. Oklar, yayınma sırasında arayer atomunun gidebileceği olası doğrultuları belirtmektedir [54].

bulunur. Dolayısıyla,

$$Q = E \quad (2.26)$$

ve

$$D_0 = \frac{1}{6} \cdot a^2 \cdot \nu \cdot e^{S/R} \quad (2.27)$$

olduğu görülür. Sonuç olarak, frekans katsayısının, D_0 , yayınma mekanizması, kristal geometrisi, atomun sıçrama frekansı ve yayınma sırasında artan entropinin fonksiyonu olduğu anlaşılmaktadır.

Yukarıda özetlenen yayınma mekanizmalarına örnek olarak, çok farklı yayınma çiftleri için (Fe-kristal kafesi içinde arayer C-atomları gibi) aktivasyon enerjisi ve frekans katsayısı değerleri deneylerle elde edilmiş ve

tablolar halinde literatürde yayınlanmıştır. Bununla birlikte, değerlerin birbirlerinden oldukça farklı olduğu görülmektedir.

Yayınmanın, madde içindeki bileşim farklılıklarını ortadan kaldırmak ve homojen bir dağılım için gerçekleştiği anlaşılmaktadır. Halbuki, temperleme ve çökelme sertleşmesi veya fazların ayrışması gibi olaylarda bunun tam tersi gerçekleşmektedir. Bu durumda homojen bir dağılımdan, atomların belirli yerlerde toplandığı bir hale ulaşılmaktadır. Konsantrasyon gradyanına ters yönde gerçekleşen bu tür yayınmaya tepe-yukarı (up-hill diffusion) yayınma adı verilmektedir. Böylesi durumlarda, yayınmanın matematik modellerinde, konsantrasyon gradyanı terimi yerine, kimyasal potansiyel (μ) gradyanı kullanılmakta yani yayınma ile en genel halde kimyasal potansiyelin madde içinde homojen hale geldiği gösterilmektedir. Bu konuyla ilgili teorik bilgiler literatürden elde edilebilir [34,54].

2.4. Özet

Bu bölümde, çeliğin yapısına kısaca değinilerek sertliğin, karbürlerin hacimsel oranı ve karbür parçacık çapıyla orantılı olduğu belirtilmiştir. Temperleme sırasında martenzit ve martenzit olmayan yapılarda ortaya çıkan değişim ve etkin mekanizmalar açıklandıktan sonra işlem boyunca sertliğin zamanla sürekli olarak azalacağı gösterilmiştir. Verilen bir çelik ve başlangıç iç yapısı için, karbürlerin hacimsel oranı temperleme sırasında sabit kaldığı için sertliğin, karbür çapının büyümesiyle azalacağı ortaya konmuştur. Parçacıkların büyüme ifadeleri incelenerek uygun olan seçilmiş, böylece, temperleme sonrası sertliği elde etmek için kullanılacak 2.17 eşitliği çıkarılmıştır. Olayın yayınma ile meydana geldiği gerçeğinden hareketle, yayınma kısaca açıklanmış ve parametrelerin etkileri ve fiziksel anlamları gösterilmiştir. Yayınma katsayısının (D), Arrhenius tipi bir eşitlikle (2.21) ifade edildiği belirtilmiştir. 2.17 ve 2.21 eşitlikleri bir araya getirildiğinde,

$$\left(\frac{H_0}{H}\right)^2 - 1 = \frac{\alpha}{d_0} \cdot t^{1/2} \cdot \left(D_0 \cdot e^{-Q/RT}\right)^{1/2} \quad (2.28)$$

ve sonuç olarak

$$\left(\frac{H_0}{H}\right)^2 - 1 = A \cdot t^{1/2} \cdot e^{-Q/2RT} \quad (2.29)$$

şeklinde, temperleme sonrası sertliği veren eşitliğe ulaşılmıştır. Burada H_0 ve H sırasıyla VSD cinsinden başlangıç ve temperleme sonrası sertlik değerleri, $A=\alpha/d_0 \cdot D_0^{1/2}$ malzemeye bağlı bir sabit ($\text{saat}^{-1/2}$), t saat cinsinden zaman, Q J/mol olarak ampirik aktivasyon enerjisi, R evrensel gaz sabiti (8.314 J/molK) ve T mutlak sıcaklıktır (K).

Sonraki bölümde, 2.29 eşitliğindeki parametrelerin, farklı iç yapılar ve farklı malzemeler ile nasıl değiştiği araştırılacaktır. Böylece sıcaklık, zaman, kimyasal bileşim ve başlangıç mikroyapısının etkilerinin tamamının tek bir eşitlikle hesaplanabilmesi mümkün olacaktır.

BÖLÜM 3

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1. Deneysel Çalışmanın Amacı

Bu çalışmanın amacı, çeliğin temperleme sonrası sertliğini bulabilmektir. Çeliğin kimyasal bileşimi ve farklı başlangıç iç yapılarının temperleme davranışı üzerindeki etkisi araştırılarak sayısal olarak belirlenmeye çalışılacaktır. Dolayısıyla, zaman, sıcaklık, başlangıç içyapısı ve kimyasal bileşimin temperleme davranışlarında oynadıkları roller, tek bir eşitlik ile ifade edilebilecektir. Bir önceki bölümde çıkarılan ve temperleme sonrası sertliği veren 2.29 eşitliğindeki başlangıç sertliği, H_0 , zaman, t ve sıcaklık, T verilirse veya bilindiğinde, problem temperlemenin aktivasyon enerjisi, Q ve A katsayısının bulunmasına indirgenmektedir. Doğal olarak, amaç, kimyasal bileşim ve başlangıçtaki mikroyapının bu iki parametre üzerindeki etkilerini incelemek ve matematiksel modelini kurmak olacaktır.

3.2. Çalışmada Kullanılan Malzemeler

İkinci bölümde geliştirilen 2.29 eşitliğinin sol tarafındaki $(H_0/H)^2-1$ ifadesi, ancak pozitif değerler aldığı anda fiziksel bir anlam ifade edecektir. Bu nedenle $H_0 > H$ olmalıdır. Böylece, ikincil sertleşme gösterecek kadar çok karbür yapıcı elemanlar içeren malzemeler, çalışmanın kapsamı dışında kalmaktadır. İncelenen malzemeler, düşük ve orta karbonlu çelikler ile hafif alaşımlı çeliklerdir. Kullanılan yedi farklı çeliğin kimyasal bileşimleri Tablo 3.1'de gösterilmiştir.

Tablo 3.1. Çalışmada kullanılan yedi çeliğin kimyasal analiz sonuçları

Malzeme Kodu	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	V
St 37	0.091	0.142	0.585	0.023	0.0333	0.0859	0.01	0.0841	0.204	0.00147
1025	0.243	0.201	0.699	-	-	0.0395	-	0.101	0.16	-
1035	0.33	0.146	0.805	0.0117	0.036	0.105	-	0.083	0.219	-
1042	0.428	0.115	0.688	0.0191	0.0267	0.113	0.0258	0.124	0.271	-
5135H	0.335	0.19	0.795	0.0133	-	0.571	-	0.0586	0.125	0.00181
4135H	0.335	0.14	0.686	0.0202	0.026	0.723	0.189	0.125	0.223	0.00195
9260	0.503	2.2	0.819	0.0192	0.0121	0.139	0.0151	0.094	0.158	0.00135

Görüldüğü gibi, kullanılan alaşımlarda bor yoktur. Ayrıca, çeliklerin Jominy deneyi öncesi başlangıç mikroyapıları normalleştirilmiş haldedir. Tane büyüklükleri 7-8 ASTM numarasıdır. Endüstride kullanılan çelikler (özel durumlar dışında) küçük taneli olacak şekilde (ASTM numarası 6'dan büyük) üretildiklerinden [70] ve 2.29 eşitliği tane boyutu ile ilgili bir parametre içermediğinden, daha büyük taneli çelikler için temperleme sonrası sertliğin bulunmasında bu bağıntı hatalı sonuçlar verebilir.

3.3. Deney Yöntemi

Bölüm 3.1'de çalışmanın amacının, 2.29 eşitliğindeki Q ve A parametrelerinin sayısal değerlerinin elde edilmesi olduğu vurgulanmıştı. Kimyasal bileşimin anılan parametreler üzerindeki etkisini belirlemek için yedi farklı çelik malzeme kullanılmıştır. Farklı başlangıç yapılarının temperleme davranışı üzerindeki etkisini bulmak için, farklı ısı işlemler görmüş ayrı deney parçaları kullanmak, hem çok zaman alıcı ve hem de tekrar

uzaklaştıkça ferritik-perlitik bir yapı elde edilecektir. Bunun sonucunda, tek bir deney parçası ile geniş bir mikroyapı ve sertlik aralığı incelenebilecektir.

Tablo 3.2. Jominy mesafesi ve soğuma hızı arasındaki ilişki [18].

<u>Uçtan Uzaklık (mm)</u>	<u>Soğuma Hızı (°C/s)</u>
1.6	315
3.2	110
4.8	50
6.4	36
8.0	28
9.6	22
11.2	17
12.8	15
16.0	10
19.2	8
25.4	5
32.0	3
38.4	2.8
44.5	2.5
57.2	2.2

Öte yandan, çeliğin kimyasal bileşimi yardımıyla Jominy eğrisini tahmin etmek için birçok yöntem geliştirilmiş [2,70-79] ve bunlardan bazıları [2] standarda [70] geçebilecek kadar başarılı olabilmektedir. Ama bu çalışmanın amacı, ne böyle bir yöntem geliştirmek ne de varolan yöntemleri denemek olmadığı için, bu tür bir yaklaşım kullanılmamıştır.

Sonuç olarak, kullanılan malzemelerden dörder adet Jominy deney parçası çıkarılmış ve standartta belirtilen sıcaklığa erişmiş fırında yarım saat ostenitlenmiştir. Tufal oluşumunu engellemek için deney parçaları, dik olarak bir kap içine yerleştirilmiş ve su verilecek uca grafit koyulmuştur. Ardından, Jominy deneyi en az beş dakika uygulanmış ve parça havada soğumaya bırakılmıştır. Her bir parçada karşılıklı iki yüzey, genişlik en az beş milimetre olacak şekilde taşlanmış ve sertlik bu yüzeylerden Vickers yöntemiyle ölçülmüştür. Sertlik deneyinde beş kilogram yük uygulanmıştır. Her malzemeye ait dört Jominy numunesi, 400, 500, 600 ve 700°C'ta bir saat temperlenmiştir. Jominy deneyi uygulanan parçanın temperlenmesiyle, Jominy deneyi sonrasında elde edilen sertlik gradyanının, temperleme sıcaklığıyla nasıl değiştiği incelenebilmiştir. Bu aşamadan sonra, parça üzerinde tekrar karşılıklı iki yüzey taşlanmış ve Vickers sertlik ölçümü yapılmıştır. Dolayısıyla, Jominy sertlik gradyanı üzerindeki her bir noktanın, temperleme sonrasındaki durumu birebir olarak karşılaştırılabilmiştir.

Jominy ve temperleme sonrası sertlik gradyanları elde edilmiş yedi malzemenin her biri için karakteristik beş sertlik değeri seçilmiştir ve bu sertliklerin anılan temperleme sıcaklıklarında nasıl değiştiği grafik olarak incelenmiştir. Bu sırada $(H_0/H)^2 - 1$ ifadesinin, mutlak sıcaklığın tersi ($1/T$) ile arasındaki ilişki çıkarılmıştır. Bu ilişki yardımıyla 2.29 eşitliğindeki aranan Q ve A parametreleri hesaplanmıştır. En son olarak bu iki parametrenin, kimyasal bileşim ve başlangıç mikroyapısı veya sertliği ile arasındaki bağıntı araştırılmış ve bulunmuştur.

3.4. Jominy Deneyi Sonrası Sertlik Gradyanları

Yedi farklı malzemedan hazırlanmış dörder adet deney numunesine Jominy deneyi uygulanmış ve deney sonrası ölçülen sertlik gradyanları, su verilen uçtan uzaklığa (mm) bağlı olarak Tablo A.1-7'de verilmiştir.

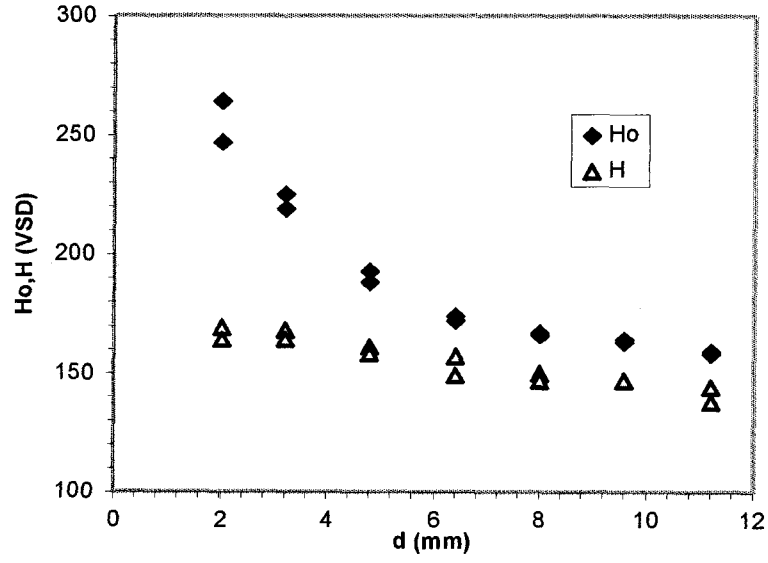
Sertlik ölçümü sırasında yapılan hatalar nedeniyle ortaya çıkan sapmalar göz önüne alınmamıştır. Dolayısıyla, bazı deney parçalarında tüm uzaklıklar için sertlik

değerleri mevcut değildir. Aynı malzemeden yapılmış deney parçalarının sertlik gradyanları arasındaki farklılık ise kimyasal bileşimin her noktada aynı olamamasına, kullanılan suyun sıcaklığının hep aynı değerde olmamasına veya fırından çıkarılan parçanın standartta belirtilen maksimum süre olan beş saniyeden daha uzun bir zamanda tesisata yerleştirilmesine bağlanabilir. Ama deney sonuçları açısından bunun çok büyük önemi yoktur. Çünkü, aynı parçaya temperleme işlemi uygulandıktan sonra aranan, sertlik oranlarıdır. Ayrıca, deneyin amaçlarından biri, zaten farklı iç yapıların ve buna bağlı olarak başlangıç sertliğinin, 2.29 eşitliğindeki aktivasyon enerjisi ve A oranına etkilerini bulmaktır. Bu nedenle, farklı sertlik gradyanlarının, sonuçlar üzerinde olumsuz değil, tam tersine iyileştirici etkisi olmuştur.

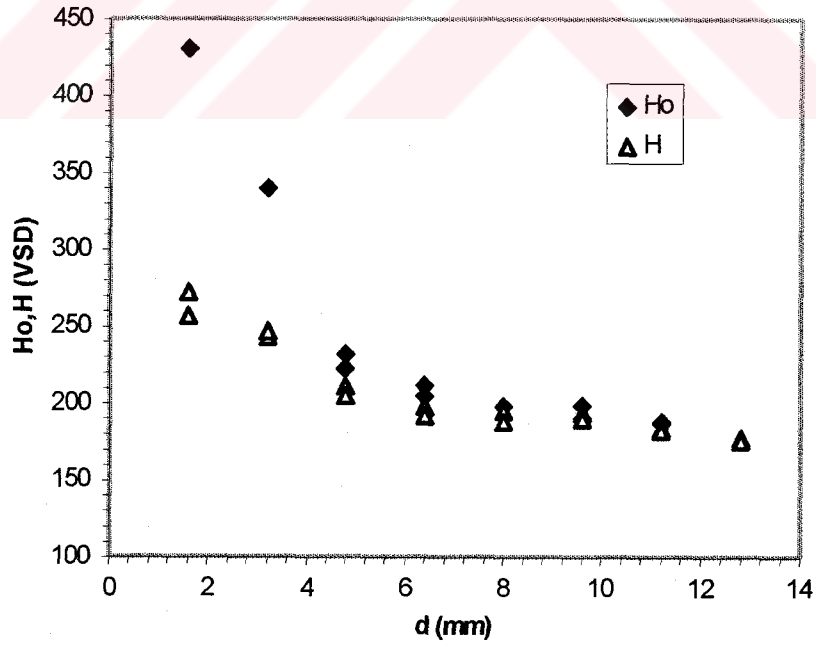
3.5. Temperleme Sonrası Sertlik Gradyanı

Jominy deneyine ait sertlik gradyanları elde edildikten sonra tüm deney parçaları 1 saat temperlenmişlerdir. Her malzemeye ait birinci deney parçası 400°C'ta, ikinci parça 500°C'ta, üçüncü parça 600°C'ta ve dördüncü parça 700°C'ta temperlenmişlerdir. Bu sıcaklık aralığı endüstride sıklıkla uygulanan ıslah etme işlemine karşılık gelmektedir. Tavlama sonrası elde edilen sertlik gradyanları Tablo B.1-7'de görülmektedir. Hatalı ölçümler benzer şekilde dikkate alınmamıştır.

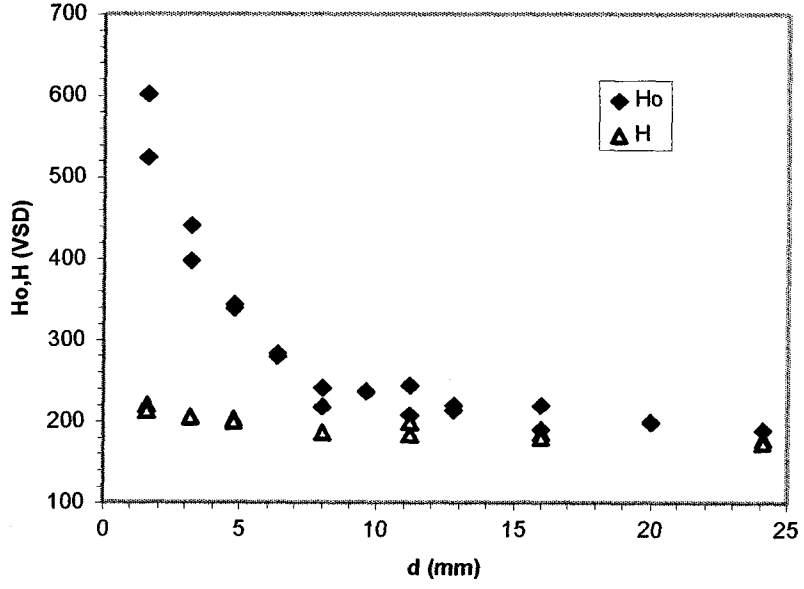
Şekil 3.2-8'de, yedi malzemeye ait bir deney parçasında, Jominy deneyi sonrası ölçülen sertlik gradyanı, farklı temperleme sıcaklıkları sonrasında ölçülen sertlik gradyanı ile birlikte görülmektedir. Bu aşamadan sonra her bir malzeme için geniş bir aralığı kaplayacak biçimde, beş karakteristik sertlik değeri keyfi olarak seçilmiştir (Tablo 3.3). Bu değerler, 2.29 eşitliğindeki H_0 'a yani başlangıç sertliğine karşılık gelmektedir. Farklı sıcaklıklarda yapılan temperleme işlemleri sonucunda seçilen H_0 'ların hangi H değerlerine düştüğü çizilen grafiklerden okunmuştur. Böylece temperleme sıcaklığına karşı gelen $(H_0 / H)^2 - 1$ ifadesi hesaplanabilmiştir. Tablo 3.4'de, seçilen başlangıç sertlikleri, H_0 , temperleme sıcaklığına bağlı olarak bulunan H değerleri, hesaplanan $(H_0 / H)^2 - 1$ ifadesi görülmektedir.



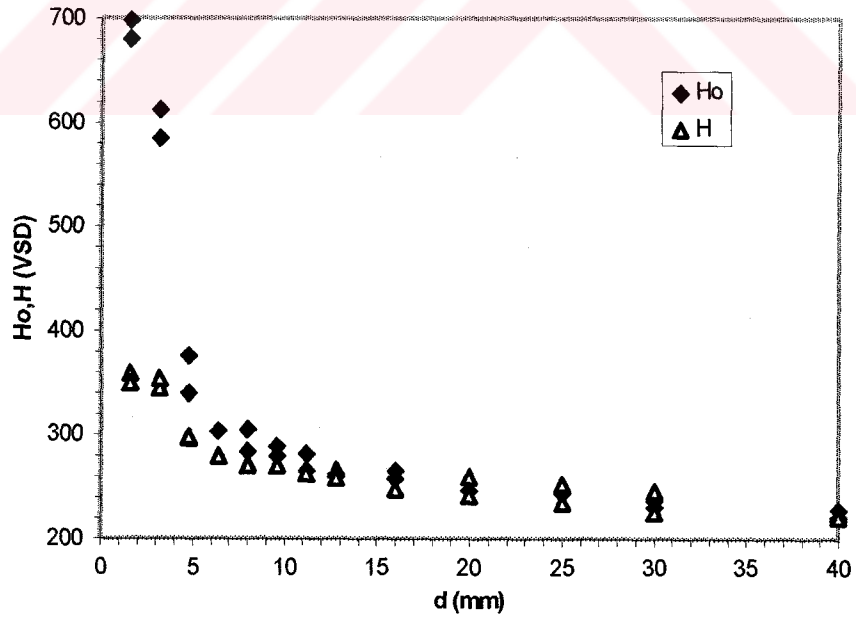
Şekil 3.2. St 37 çeliğinden yapılmış deney parçasında, Jominy deneyi ve 700⁰ C'ta bir saat temperleme sonunda oluşan sertlik gradyanları.



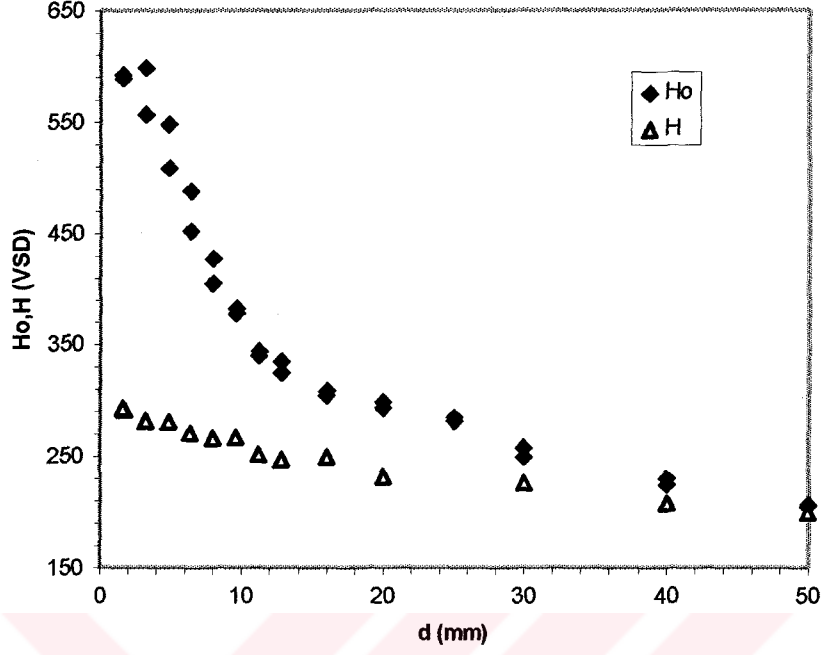
Şekil 3.3. 1025 çeliğinden yapılmış deney parçasında, Jominy deneyi ve 500⁰ C'ta bir saat temperleme sonunda oluşan sertlik gradyanları.



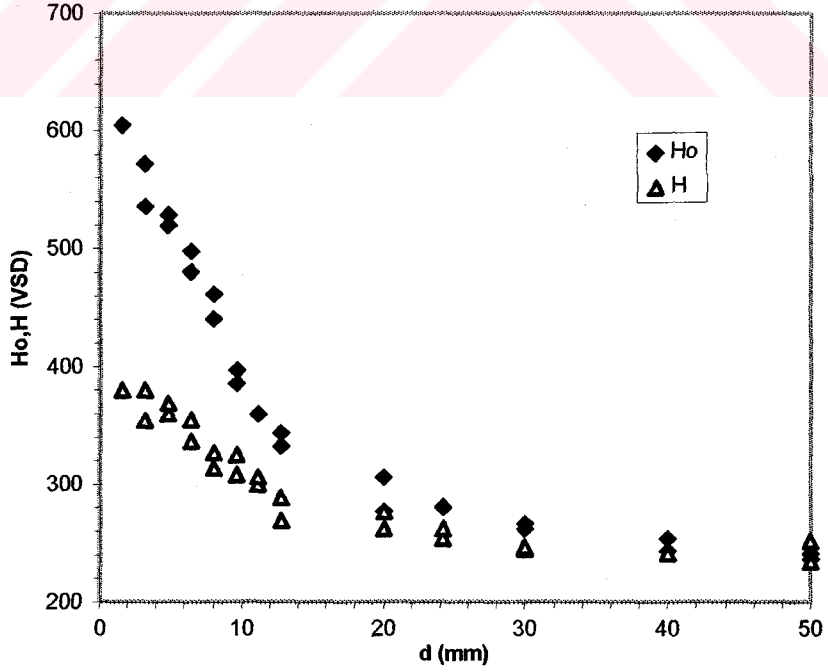
Şekil 3.4. 1035 çeliğinden yapılmış deney parçasında, Jominy deneyi ve 700⁰ C'ta bir saat temperleme sonunda oluşan sertlik gradyanları.



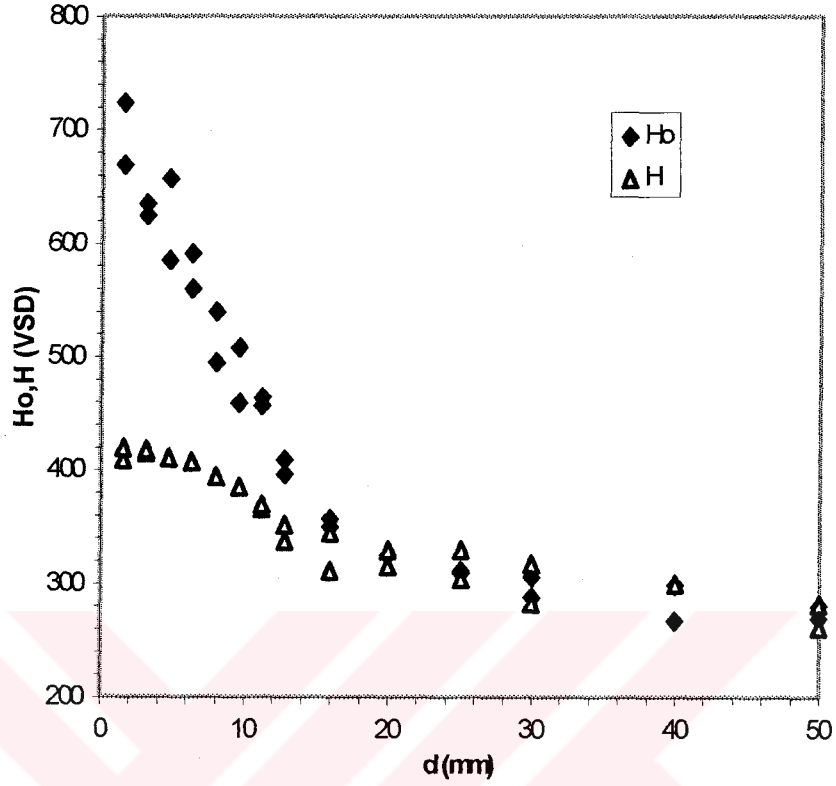
Şekil 3.5. 1042 çeliğinden yapılmış deney parçasında, Jominy deneyi ve 500⁰ C'ta bir saat temperleme sonunda oluşan sertlik gradyanları.



Şekil 3.6. 5135H çeliğinden yapılmış deney parçasında, Jominy deneyi ve 600⁰ C'ta bir saat temperleme sonunda oluşan sertlik gradyanları.



Şekil 3.7. 4135H çeliğinden yapılmış deney parçasında, Jominy deneyi ve 500⁰ C'ta bir saat temperleme sonunda oluşan sertlik gradyanları.



Şekil 3.8. 9260 çeliğinden yapılmış deney parçasında, Jominy deneyi ve 500⁰ C'ta bir saat temperleme sonunda oluşan sertlik gradyanları.

Tablo 3.3. Malzemelere göre seçilen beş karakteristik sertlik değeri.

	St 37	1025	1035	1042	5135H	4135H	9260
Seçilen	240	400	520	650	570	570	700
Sertlik	220	360	460	520	500	500	600
Değerleri	200	320	380	420	400	400	500
(VSD)	180	280	320	320	320	320	400
	170	240	240	240	270	270	320

Tablo 3.4. Başlangıç sertliği, H_0 , temperleme sonrası sertlik, H ve sertlik oranları.

St 37

	$H_0=240$ VSD		$H_0=220$ VSD		$H_0=200$ VSD		$H_0=180$ VSD		$H_0=170$ VSD	
T	H	$(H_0/H)^2-1$	H	$(H_0/H)^2-1$	H	$(H_0/H)^2-1$	H	$(H_0/H)^2-1$	H	$(H_0/H)^2-1$
400	-	-	203	0.1745	189	0.1198	173	0.0826	165	0.0615
500	206	0.3573	193	0.2994	181	0.2209	168	0.1479	160	0.1289
600	193	0.5464	183	0.4453	173	0.3365	160	0.2656	154	0.2186
700	-	-	167	0.7355	162	0.5242	-	-	150	0.2844

1025

	$H_0=400$ VSD		$H_0=360$ VSD		$H_0=320$ VSD		$H_0=280$ VSD		$H_0=240$ VSD	
T	H	$(H_0/H)^2-1$	H	$(H_0/H)^2-1$	H	$(H_0/H)^2-1$	H	$(H_0/H)^2-1$	H	$(H_0/H)^2-1$
400	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
500	257	1.4224	250	1.0736	244	0.72	232	0.4566	-	-
600	220	2.3058	214	1.8299	211	1.3	203	0.9025	194	0.5304
700	191	3.3858	188	2.6668	187	1.9283	185	1.2907	176	0.8595

1035

	$H_0=520$ VSD		$H_0=460$ VSD		$H_0=380$ VSD		$H_0=320$ VSD		$H_0=240$ VSD	
T	H	$(H_0/H)^2-1$	H	$(H_0/H)^2-1$	H	$(H_0/H)^2-1$	H	$(H_0/H)^2-1$	H	$(H_0/H)^2-1$
400	402	0.6732	-	-	-	-	-	-	-	-
500	335	1.4094	325	1.0033	298	0.6261	270	0.4047	225	0.1378
600	278	2.4988	272	1.86	261	1.1197	251	0.6254	212	0.2816
700	-	-	-	-	215	2.1238	201	1.5346	191	0.5789

1042

	$H_0=650$ VSD		$H_0=520$ VSD		$H_0=420$ VSD		$H_0=320$ VSD		$H_0=240$ VSD	
T	H	$(H_0/H)^2-1$	H	$(H_0/H)^2-1$	H	$(H_0/H)^2-1$	H	$(H_0/H)^2-1$	H	$(H_0/H)^2-1$
400	427	1.3172	-	-	-	-	303	0.1154	235	0.043
500	345	2.5497	329	1.4981	314	0.7891	285	0.3061	230	0.0888
600	277	4.5064	263	2.9093	259	1.6296	254	0.5872	213	0.2696
700	225	7.3457	221	4.5363	220	2.6446	215	1.2153	188	0.6297

5135H

	H ₀ =570 VSD		H ₀ =500 VSD		H ₀ =400 VSD		H ₀ =320 VSD		H ₀ =270 VSD	
T	H	(H ₀ /H) ² -1	H	(H ₀ /H) ² -1	H	(H ₀ /H) ² -1	H	(H ₀ /H) ² -1	H	(H ₀ /H) ² -1
400	431	0.749	410	0.4872	-	-	305	0.1008	-	-
500	356	1.5636	345	1.1004	318	0.5822	288	0.2346	250	0.1664
600	282	3.0856	275	2.3058	263	1.3132	244	0.7199	222	0.4792
700	235	4.8832	229	3.7673	224	2.1888	216	1.1948	202	0.7866

4135H

	H ₀ =570 VSD		H ₀ =500 VSD		H ₀ =400 VSD		H ₀ =320 VSD		H ₀ =270 VSD	
T	H	(H ₀ /H) ² -1	H	(H ₀ /H) ² -1	H	(H ₀ /H) ² -1	H	(H ₀ /H) ² -1	H	(H ₀ /H) ² -1
400	458	0.5489	425	0.3841	-	-	-	-	-	-
500	376	1.2981	360	0.929	330	0.4692	287	0.2432	-	-
600	309	2.4028	299	1.7964	283	0.9978	254	0.5872	233	0.3428
700	247	4.3039	240	3.3403	232	1.9726	213	1.257	206	0.7179

9260

	H ₀ =700 VSD		H ₀ =600 VSD		H ₀ =500 VSD		H ₀ =400 VSD		H ₀ =320 VSD	
T	H	(H ₀ /H) ² -1	H	(H ₀ /H) ² -1	H	(H ₀ /H) ² -1	H	(H ₀ /H) ² -1	H	(H ₀ /H) ² -1
400	545	0.6497	-	-	-	-	-	-	-	-
500	416	1.8315	409	1.1521	389	0.6521	345	0.3443	-	-
600	334	3.3924	318	2.56	305	1.6874	298	0.8017	280	0.3061
700	271	5.672	264	4.1653	254	2.875	249	1.5806	245	0.7059

Yukarıdaki tabloda bazı değerler hesaplanmamıştır. Bunların büyük çoğunluğu (özellikle düşük temperleme sıcaklıklarında), temperleme ile sertliğin değişmediğini belirtmektedir. Geri kalanlar ise ya sertlik ölçümünde ya da grafiklerden sertlik değerleri okunurken yapılan hatalardan kaynaklanmaktadır.

Hesaplanan $(H_0 / H)^2 - 1$ değerleri, herbir başlangıç sertliği, H_0 için mutlak sıcaklığın tersine göre yarı-logaritmik skalaya yerleştirilmiş ve dataya eksponansiyel eğriler uydurulmuştur (Şekil 3.9-15). Uydurulan eğrinin formu aşağıdaki gibidir:

$$\left(\frac{H_0}{H}\right)^2 - 1 = A \cdot t^{1/2} \cdot e^{-B/T} \quad (3.1)$$

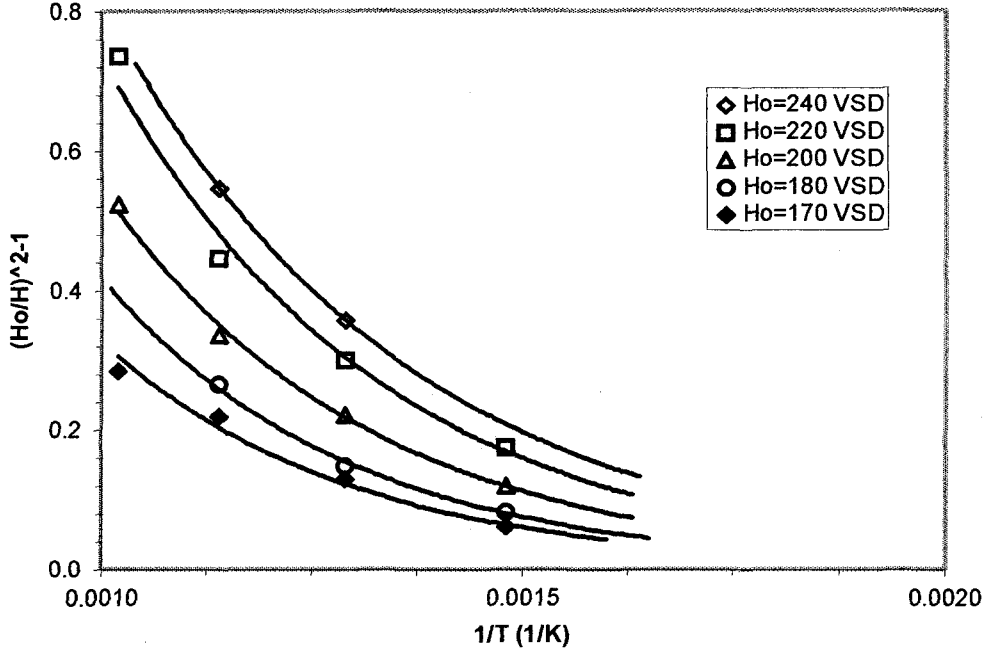
Yukarıdaki eşitlik, 2.29 eşitliği ile karşılaştırıldığında,

$$A = \frac{\alpha}{d_0} \cdot D_0^{1/2} \quad (\text{saat}^{-1/2}) \quad (3.2)$$

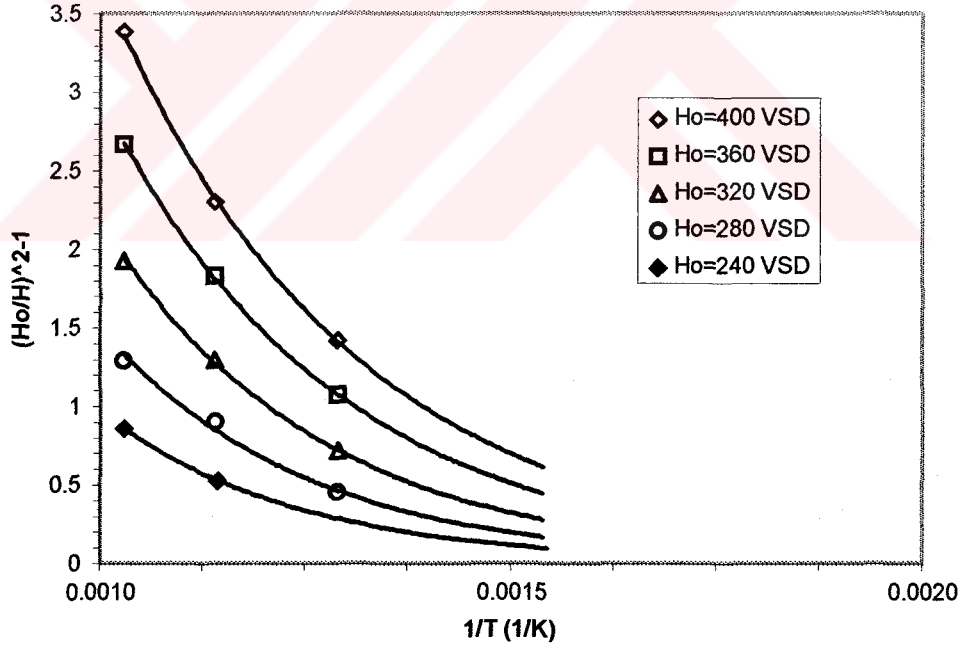
ve

$$B = Q / 2R \quad (K) \quad (3.3)$$

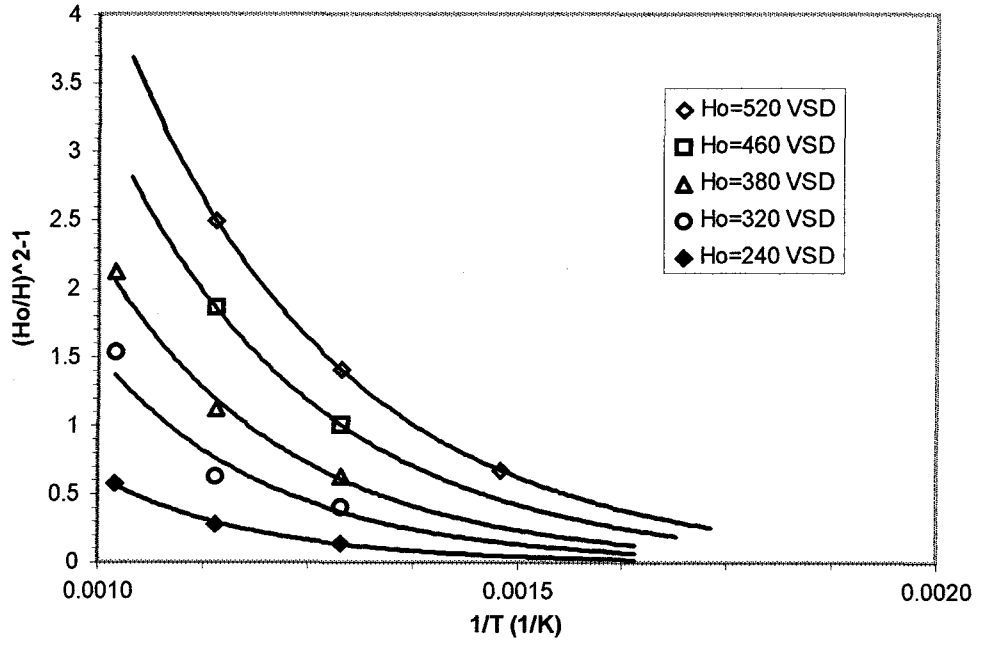
olduğu görülmektedir.



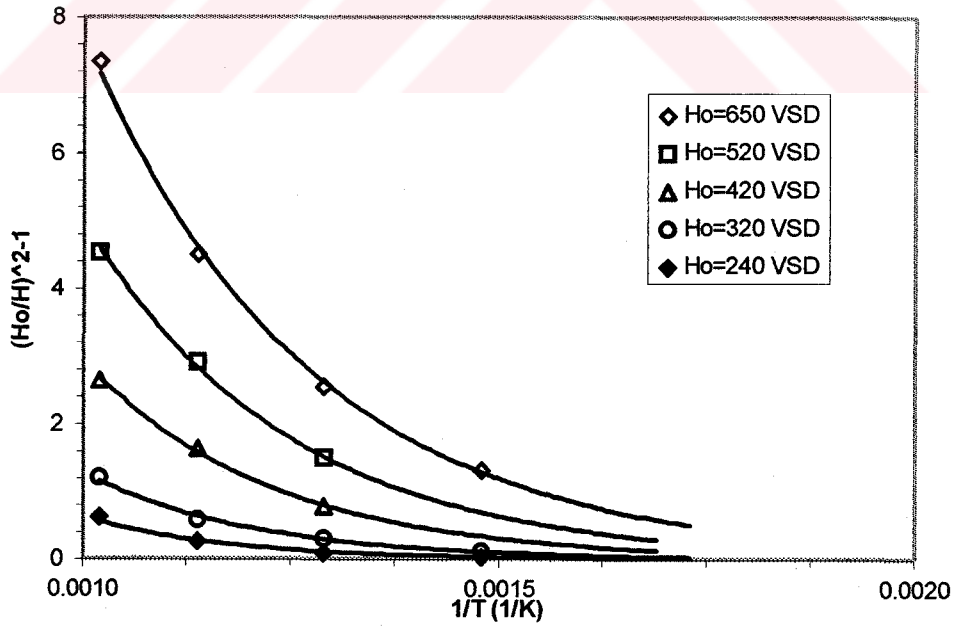
Şekil 3.9. St 37 için, sertlik oranının $(H_0/H)^2-1$, temperleme sıcaklığının tersi $(1/T)$ ile değişimi.



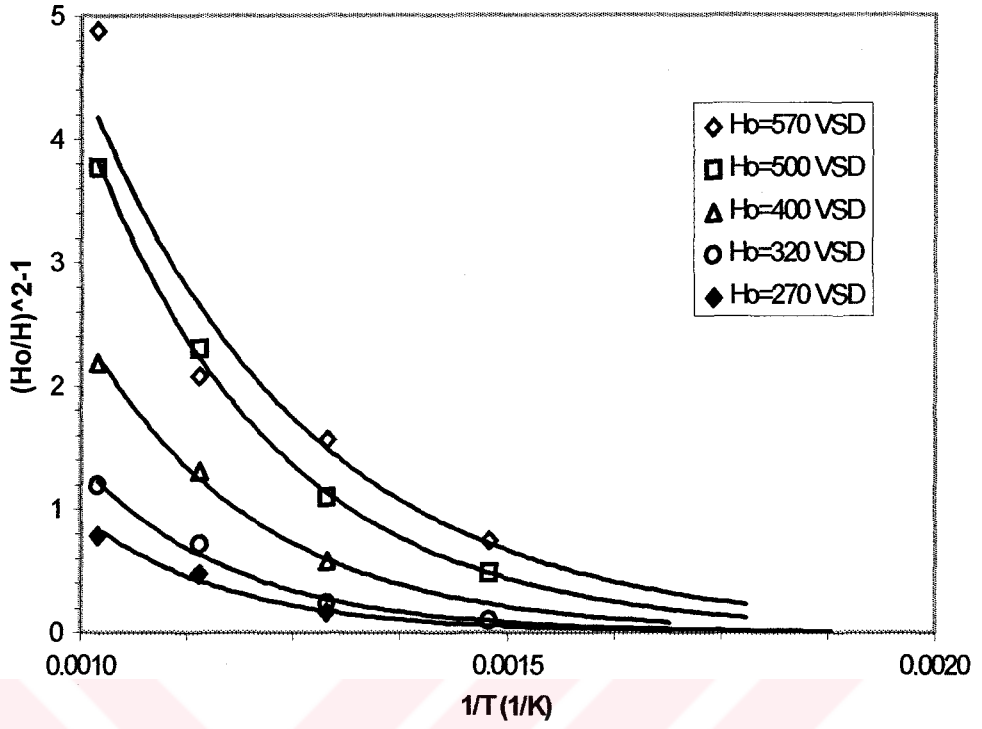
Şekil 3.10. 1025 için, sertlik oranının $(H_0/H)^2-1$, temperleme sıcaklığının tersi $(1/T)$ ile değişimi.



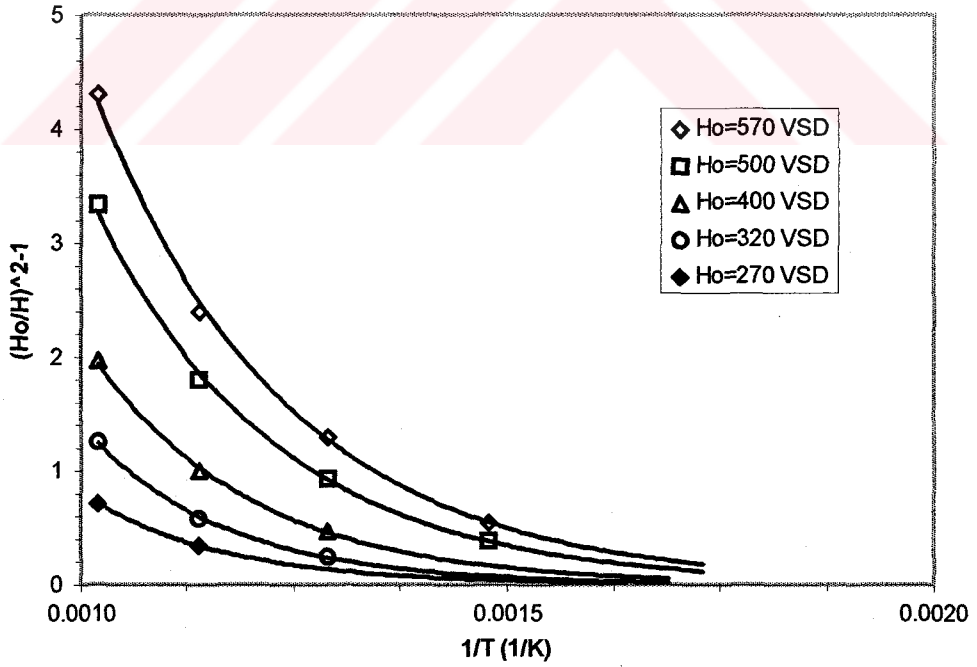
Şekil 3.11. 1035 için, sertlik oranının $(H_0/H)^2-1$, temperleme sıcaklığının tersi $(1/T)$ ile değişimi.



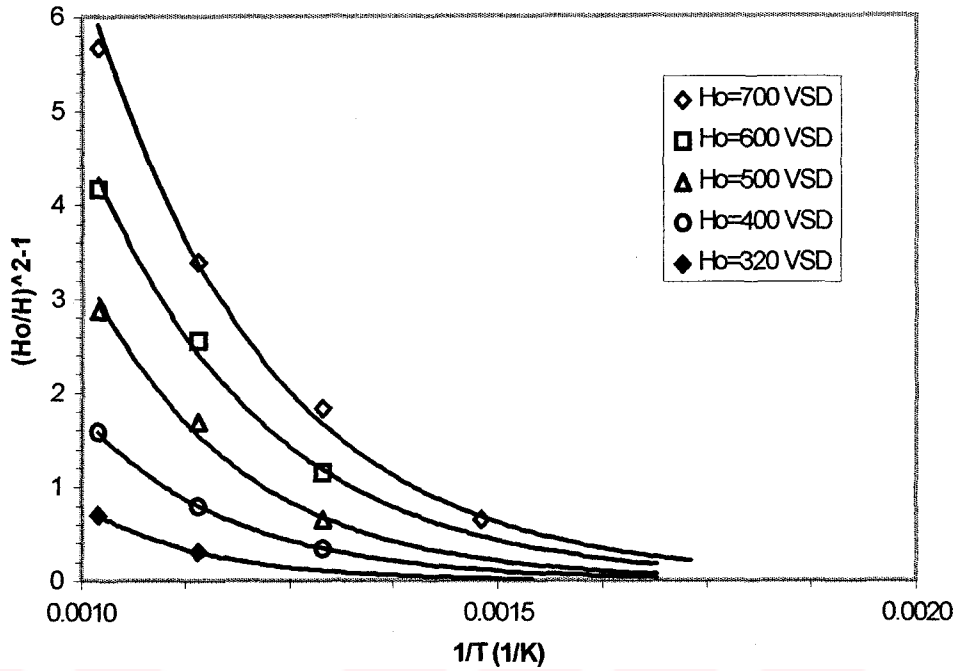
Şekil 3.12. 1042 için, sertlik oranının $(H_0/H)^2-1$, temperleme sıcaklığının tersi $(1/T)$ ile değişimi.



Şekil 3.13. 5135H için, sertlik oranının $(H_0/H)^2-1$, temperleme sıcaklığının tersi $(1/T)$ ile değişimi.



Şekil 3.14. 4135H için, sertlik oranının $(H_0/H)^2-1$, temperleme sıcaklığının tersi $(1/T)$ ile değişimi.



Şekil 3.15. 9260 için, sertlik oranının $(H_0/H)^2-1$, temperleme sıcaklığının tersi $(1/T)$ ile değişimi.

Diğer yandan, temperleme süresi, $t = 1$ saat, evrensel gaz sabiti, $R = 8.314$ J/mol.K'dir. Bunlar gözönüne alındığında Şekil 3.9-15'te gösterilen eğrilerden A ve Q parametrelerinin kolaylıkla hesaplanabileceği görülmektedir. Bu şekilde, herbir malzeme ve başlangıç sertliği, H_0 için hesaplanan Q ve A değerleri Tablo 3.5'de verilmiştir.

Tablo 3.5. Kullanılan malzeme ve başlangıç sertlikleri için hesaplanmış Q ve A değerleri.

St 37

H_0 (VSD)	Q (J/mol)	A (saat) ^{-1/2}
240	47404	14.3
220	50956	16.09
200	52769	13.3
180	56647	12.76
170	56514	10.02

1025

400	54199	96.49
360	56986	91.29
320	61777	89.16
280	65453	76.61
240	68604	59.40

1035

520	63955	204.22
460	68887	213.95
380	75841	222.26
320	81767	214.68
240	89279	139.78

1042

650	62214	334.57
520	69472	338.17
420	75838	292.56
320	83903	206.23
240	99717	274.67

5135H

570	68724	341.85
500	75016	390.68
400	83141	383.54
320	92935	383.54
270	98037	361.49

4135H

570	74037	408.44
500	77817	398.10
400	89522	491.41
320	102488	699.67
270	105050	476.52

9260

700	78178	738.26
600	80731	630.89
500	93340	964.72
400	95228	566.67
320	118750	1090.12

Tablo incelendiğinde, iki önemli sonuç göze çarpmaktadır. Aktivasyon enerjisi, H_0 'a bağlıdır ve H_0 azaldıkça artmaktadır. Aslında Q'nun başlangıç sertliğinin fonksiyonu olacağı Bölüm 1.3'te açıklanmıştı ve literatürde temperlemenin ampirik aktivasyon enerjisinin, başlangıç sertliğine bağlı olarak değişeceği belirtilmektedir [12]. Bölüm 2.4.1'de aktivasyon enerjisi tanımlanırken başlangıçta sistem ne kadar yüksek enerjili bir halde bulunuyorsa, daha düşük enerjili yani daha kararlı bir hale erişebilmesi için gerekli aktivasyon enerjisinin o kadar az olacağı vurgulanmıştı. Temperleme için, bunun doğruluğu kanıtlanmıştır. Başlangıç sertliği ne kadar fazlaysa martenzitik yapıya o denli yaklaşılmaktadır. Halbuki, martenzit, oldukça kararsız, distorsiyona uğramış, dolayısıyla serbest enerjisi o derece yüksek bir yapıdır. Küçük bir ısı enerjisiyle, daha kararlı bir denge haline sahip bir içyapıya dönüşmektedir. Öte yandan, diğer uçta, yani sertliğin çok düşük olduğu başlangıç hali için, durum tam tersi, yani, aktivasyon enerjisi çok yüksektir. Düşük sertlik, kaba lamelli perlitik veya küreleştirilmiş sementitli bir iç yapıya karşılık gelmektedir. Martenzitik iç yapıyla karşılaştırıldığında, bunların çok daha kararlı oldukları açıktır. Dolayısıyla, Bölüm 2.3.3'te martenzitik olmayan

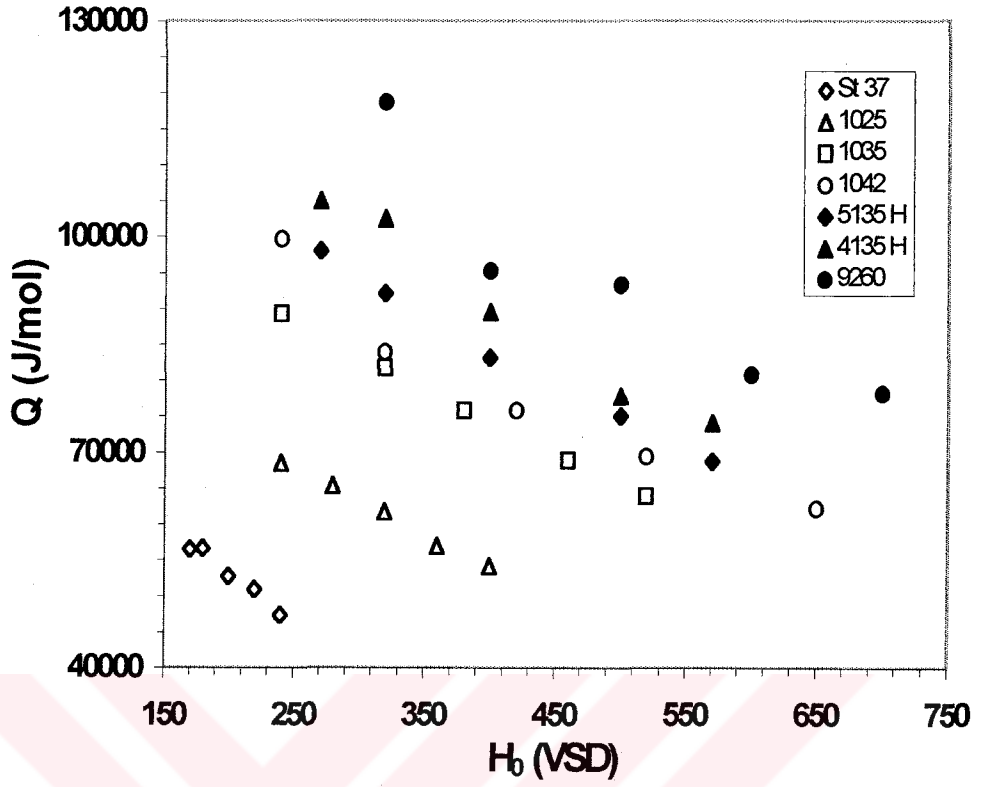
yapıların temperlenmesinde açıklandığı gibi, bu yapıların daha da kararlı hale gelmeleri çok daha uzun bir zaman almaktadır veya sıcaklığın çok yüksek olması gerekmektedir. Tüm bunlar, 2.29 eşitliği gözönüne alındığında, aktivasyon enerjisinin yüksek olduğunun kanıtıdır.

Tablo 3.5'den çıkan diğer önemli sonuç, A parametresinin H_0 'dan bağımsız olduğudur.

Yukarıda açıklanan, aktivasyon enerjisi ile başlangıç sertliği arasındaki ilişki Şekil 3.16'da tüm malzemeler için görülmektedir. Değerlere,

$$Q = U.H_0^V \quad (3.4)$$

şeklinde eğriler uydurulmuştur. Burada U (J/mol) ve V malzemeye bağlı sabitlerdir. Sonuçlar Tablo 3.6'da görülmektedir. Şekil 3.17'de ise, A parametresi H_0 'a bağlı olarak görülmektedir. Başlangıç sertliğine göre bir değişim olmadığından, her malzeme için A değerlerinin ortalaması alınmış ve sonuçlar Tablo 3.7'de gösterilmiştir.



Şekil 3.16. Aktivasyon enerjisinin (Q), başlangıç sertliği (H_0) ile değişimi.

Tablo 3.6. Kullanılan malzemelerde, aktivasyon enerjisi ve başlangıç sertliği arasındaki ilişkiler.

$$\text{St 37: } Q = 829174.H_0^{-0.5198}$$

$$1025 : Q = 938847.H_0^{-0.4748}$$

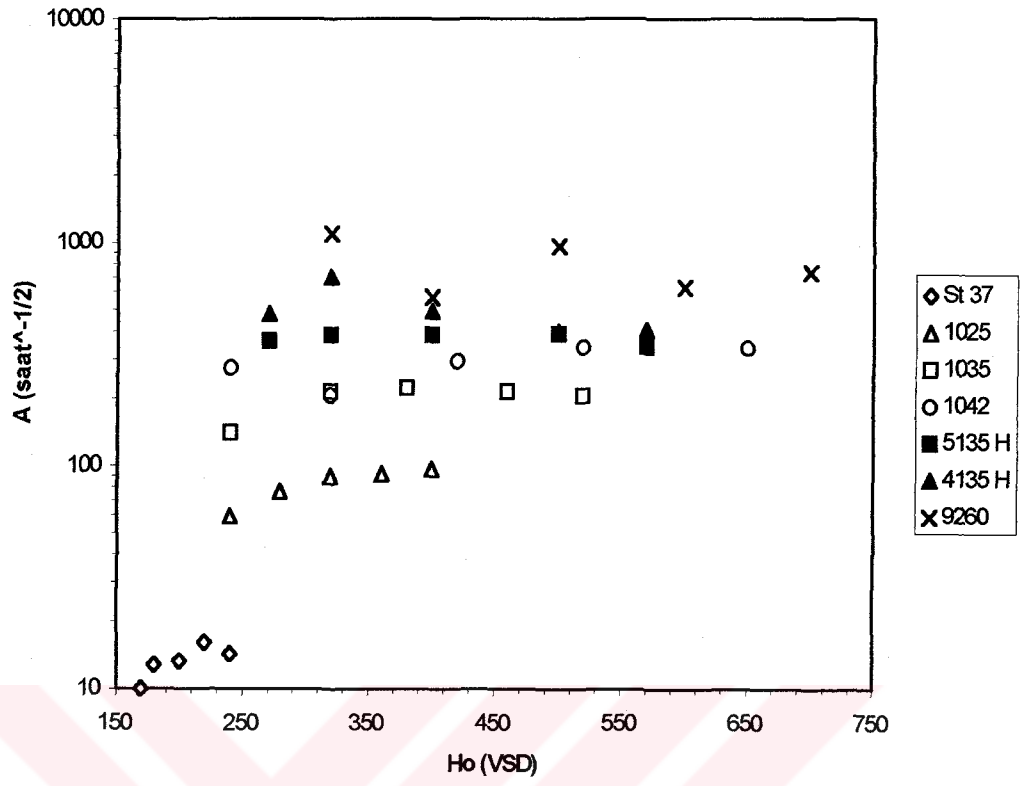
$$1035 : Q = 964429.H_0^{-0.4309}$$

$$1045 : Q = 1208740.H_0^{-0.4582}$$

$$5135: Q = 1422090.H_0^{-0.4751}$$

$$4135 : Q = 1835490.H_0^{-0.506}$$

$$9260 : Q = 2178540.H_0^{-0.5114}$$



Şekil 3.17. A parametresinin başlangıç sertliğine göre değişimi.

Tablo 3.7. Kullanılan malzemeler için ortalama A değerleri.

Malzeme	$A_{\text{ort}} (\text{saat})^{-1/2}$
St 37	13.29
1025	82.59
1035	198.98
1042	289.24
5135H	372.22
4135H	494.83
9260	798.13

3.6. Aktivasyon Enerjisi ve A Parametresine Kimyasal Bileşimin Etkisi

Yukarıda, Şekil 3.16 ve 17’de Q ve A değerlerinin, H_0 ’a bağlı olup olmadığı incelenmişti. Bu şekillerde, diğer bir önemli sonuç göze çarpmaktadır. Hem Q ve hem de A, aynı zamanda malzemeyle, yani kimyasal bileşimle değişmektedir. Diğer bir deyişle, malzemedeki alaşım elemanları, Q - H_0 ve A - H_0 eğrilerinin birbirlerine paralel şekilde aşağı ve yukarı kaymalarına neden olmaktadır. Dolayısıyla, anılan eğriler, eğer kimyasal bileşime göre normalize edilebilirse, veya kimyasal bileşimin bu eğrilere etkileri sayısal olarak belirlenebilirse, 2.29 eşitliğinin formu bozulmadan alaşım elemanlarının katkısı ortaya konabilecektir. Bununla birlikte, 1.Bölümde anlatılan klasik yöntemlerde yer alan “toplama” işlemi veya alaşım elemanlarının etkilerini ayrı ayrı hesaplayıp ekleme, hem daha zahmetli olacak hem de 2.29 eşitliğinin basitliği ve bütünlüğü bozulacaktır. Halbuki bu durumda, tek bir eşitlikle, kimyasal bileşim ve başlangıç iç yapısının katkısını bulmak amacından sapılacaktır.

Bu çalışmada, kimyasal bileşimin etkisi karbon eşdeğeri kullanılarak ele alınacaktır. Karbon eşdeğeri, esas olarak çeliğin sertleşme kabiliyetini belirleyen bir faktördür. Kaynak sırasında, ısı tesiri altında kalan bölgede tamamen martenzitik yapının oluşumu için gerekli kritik soğuma hızıyla bağlantılıdır. Malzemedeki bulunan alaşım elemanları, çeliğin kritik soğuma hızını büyük ölçüde etkilemektedir. Martenzitik yapı, aynı zamanda çatlama olasılığını da arttırmaktadır. Dolayısıyla karbon eşdeğeri, yani alaşım elemanlarının etkisi, çeliğin hem sertleşme kabiliyeti ve hem de kaynak kabiliyetinin uygun bir ölçütüdür.

Literatürde, bu amaçla geliştirilmiş birçok karbon eşdeğeri ifadesi bulunmaktadır [5,80-82]. Bu formüllerde, alaşım elemanları, karbonla karşılaştırılarak, çeliği sertleştirmekteki etkileri belirli katsayılarla çarpmak veya bölmek yoluyla ele alınmıştır. Yapılan çalışmalar sonucu geliştirilen formüllerde karbon miktarının kuvveti genellikle bir’dir ama bazı çalışmalarda 1/2 olarak alınmıştır [83]. Bu çalışmada, her iki yaklaşım da denenmiş ama uygun çözümün aşağıda verilen ifade kullanıldığında elde edildiği görülmüştür:

$$C_{eş} = C^{7/9} + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{2} + \frac{P}{2} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cu}{13} \quad (3.5)$$

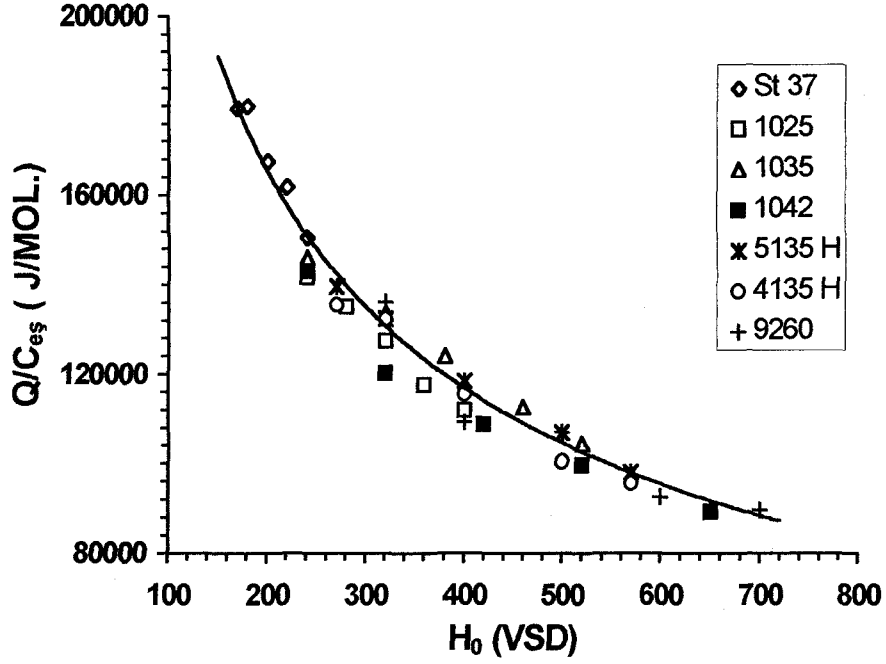
Semboller ağırlık yüzdeleri temsil etmektedir. 3.5 eşitliği yardımıyla, çalışmada kullanılan malzemelerin karbon eşdeğerleri Tablo 3.8’de görüldüğü gibi hesaplanmıştır.

Tablo 3.8. Kullanılan malzemelerin 3.5 eşitliğine göre hesaplanan $C_{eş}$ değerleri.

Malzeme	$C_{eş}$
St 37	0.3116
1025	0.4846
1035	0.6117
1042	0.704
5135H	0.7029
4135H	0.7757
9260	0.8744

Tablo 3.8’deki karbon eşdeğeri değerleri kullanılarak, tüm malzemeler için $Q/C_{eş}$ oranları oluşturulup, karşılık gelen başlangıç sertliklerine göre yeniden çizildiğinde tüm noktaların bir araya geldiği ve saçınımın azaldığı görülmektedir (Şekil 3.18). Bu arada Tablo 3.6’daki $Q - H_0$ ifadelerinde H_0 ’ın kuvvetleri -0.5’e oldukça yakındır. Dolayısıyla H_0 ’ın kuvveti -0.5 alınarak eşitlikler yeniden düzenlenmiştir. Böylece Şekil 3.18’deki noktalara tek bir eğri uydurularak, aktivasyon enerjisi, kimyasal bileşim yani karbon eşdeğeri ve başlangıç sertliği arasında aşağıda verilen en genel ifade elde edilmiştir:

$$Q/C_{eş} = 2311014 \cdot H_0^{-0.5} \quad (3.6)$$



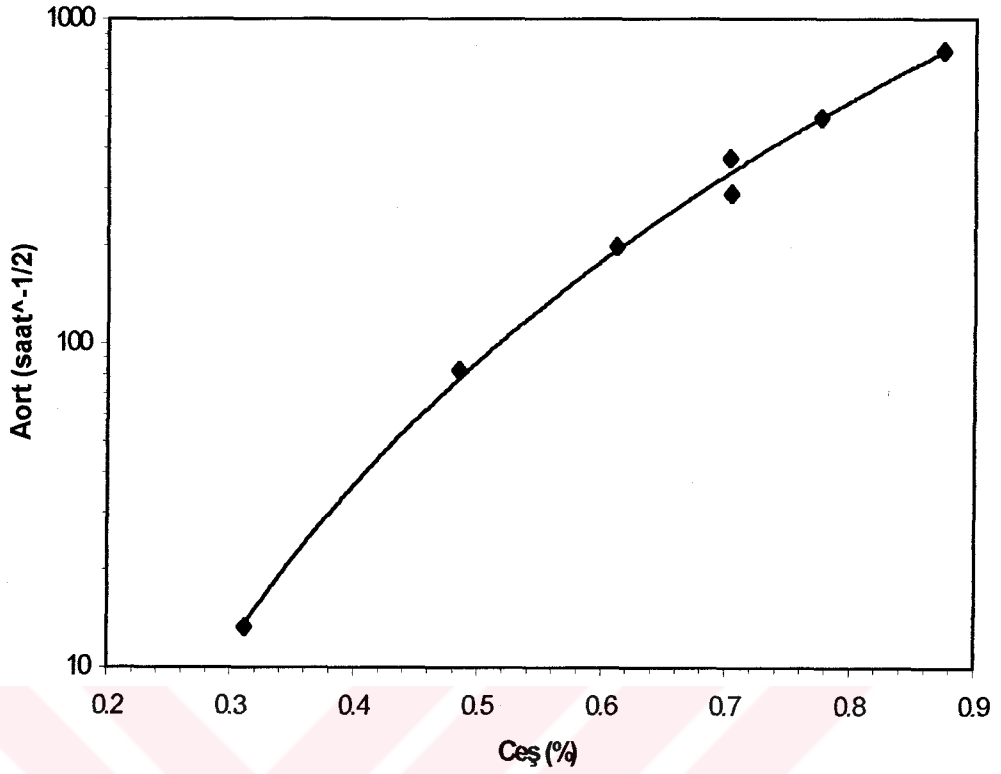
Şekil 3.18. $Q/C_{eş}$ oranının başlangıç sertliği, H_0 'a göre değişimi.

Öte yandan, Tablo 3.7'de verilen A_{ort} oranları karşılık gelen karbon eşdeğerlerine göre çizildiğinde, noktalara en uygun eğrinin aşağıdaki gibi olduğu görülmüştür (Şekil 3.19):

$$A_{ort} = 1293 \cdot C_{eş}^{3.917} \quad (3.7)$$

Sonuç olarak, 3.6 ve 3.7 eşitlikleri 2.29 eşitliğinde yerine koyulup sadeleştirmeler yapıldığında, çeliklerde, temperleme sonrası sertlik, temperleme sıcaklığı ve zamanı, kimyasal bileşim ve başlangıç iç yapısına göre kolaylıkla hesaplanabilmektedir:

$$\left(\frac{H_0}{H} \right)^2 - 1 = 1293 \cdot C_{eş}^{3.917} \cdot t^{1/2} \cdot e^{\frac{-138983 \cdot C_{eş} \cdot H_0^{-0.5}}{T}} \quad (3.8)$$



Şekil 3.19. A_{ort} değerinin karbon eşdeğeri ile değişimi.

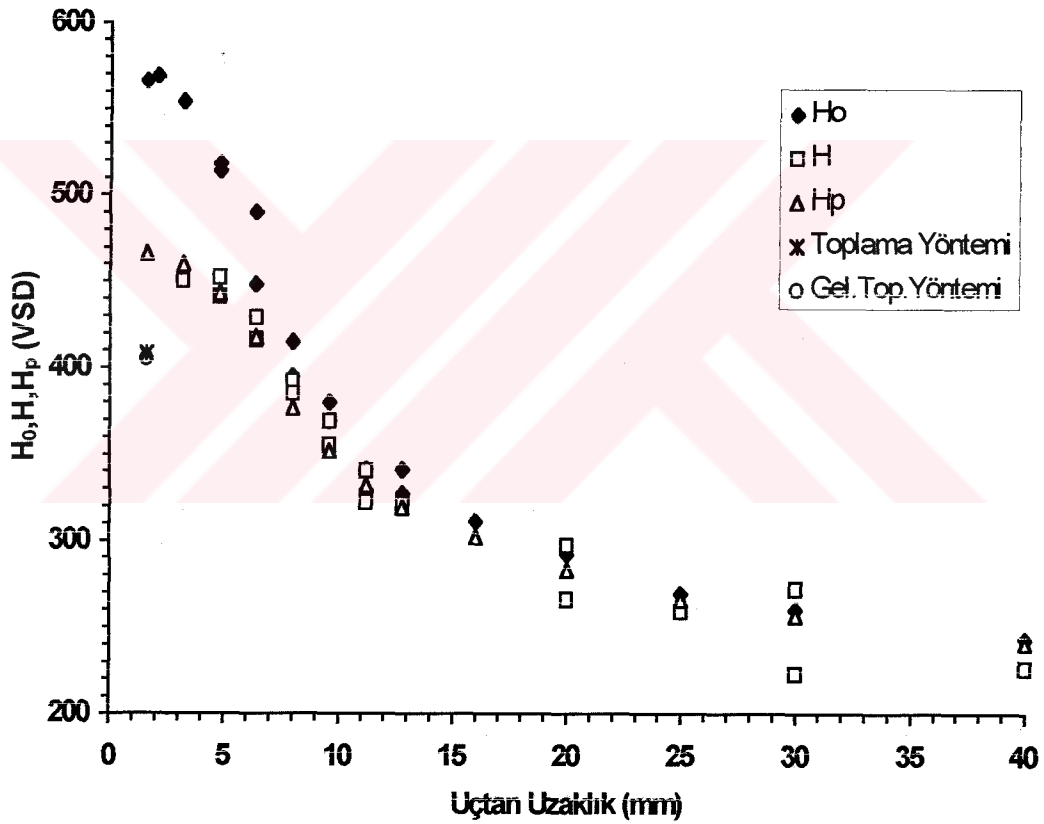
3.7. Geliştirilen Eşitliğin Kontrolü

Alaşım-sız ve düşük alaşımlı çeliklerin, temperleme sonrası sertliğini bulmak için geliştirilen eşitliğin doğruluğu ve hassasiyetini kontrol etmek için yapılan deneyler ve sonuçları aşağıda sıralanmıştır.

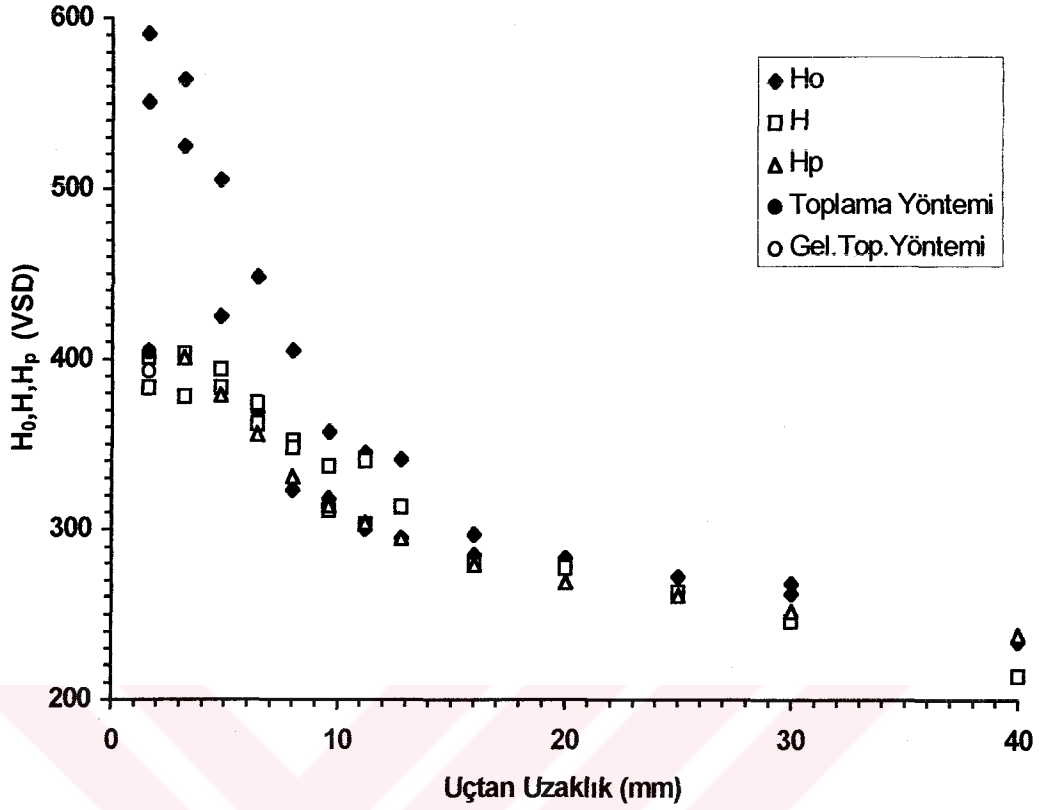
3.7.1. Jominy deneyleri

Çalışmanın amaçlarından biri, her türlü mikroyapı ve malzemeden bağımsız olarak temperleme sonrası sertliği tahmin edebilmektir. Eşitliğin doğruluğunu bu konuda test etmek için, kullanılan malzemeler arasından 5135H seçilmiştir. Bunun nedeni, karbon miktarı ve alaşım elemanı yüzdelerinin ortalama değerler arasında bulunmasıdır. 5135H çubuktan hazırlanan iki deney parçasına Jominy deneyi uygulanmıştır. Sertlik gradyanları elde edildikten sonra, zamanın etkisini de hesaba

katmak için iki farklı temperleme süresi, 1/2 ve 2 saat, seçilerek parçalar 400°C 'ta temperlenmiştir. Bu arada, Jominy deneyi sonrası elde edilen sertlik gradyanlarının, 400°C 'ta 1/2 ve 2 saat için nasıl değişeceği, 3.8 eşitliğine 5135'e ait değerler yerleştirilerek hesaplanmıştır. Temperleme sonrası ölçülen sertlik gradyanları, hesaplanan sertlik gradyanları ile beraber Şekil 3.20 ve 21'de görülmektedir. Sonuç oldukça tatmin edicidir. Aşağıdaki şekillerde Bölüm 1.1 ve 1.2'de anlatılan iki geleneksel yöntemle hesaplanmış değerler de bulunmaktadır.



Şekil 3.20. 5135H'den hazırlanmış deney numunesinde, sertlik gradyanının, 400°C 'ta 0.5 saat temperleme sonrası değişimi. (H_0 : Jominy deneyi sonrası sertlik gradyanı, H: temperleme sonrası sertlik gradyanı, H_p : hesaplanan gradyan)



Şekil 3.21. 5135H'den hazırlanmış deney numunesinde, sertlik gradyanının, 400°C 'ta 2 saat temperleme sonrası değişimi. (H_0 : Jominy deneyi sonrası sertlik gradyanı, H : temperleme sonrası sertlik gradyanı, H_p : hesaplanan gradyan)

1. Bölümde ele alınan klasik yöntemlerle, temperleme sonrası sertlik ancak, martenzitik yapı, yani en yüksek sertlik için mümkündür. Aşağıda karşılaştırma amacıyla 400°C 'ta 0.5 ve 2 saat temperleme sonrası sertlik Bölüm 1.1 ve 1.2'de verilen yöntemlerle hesaplanacaktır.

3.7.1.1. toplama yöntemi ile hesaplama

0.5 saat temperlenen parçadaki maksimum sertlik $568 \text{ VSD} = 52.5 \text{ Rockwell-C}$ 'dir. Bölüm 1.1'de anlatılan yöntemde temperleme zamanı 2 saat alındığı için 1.9 eşitliğine göre 2 saatlik temperlemeye karşılık gelen sıcaklık bulunmalıdır. Buna göre 0.335 % C (ağırlıkça) için, Şekil 1.27'den c değeri yaklaşık 19.3 okunur ve diğer değerler 1.9 eşitliğinde yerine koyulursa:

$$(400+273).(19.3 + \log 0.5) = T_2 .(19.3 + \log 2)$$

ve

$$T_2 = 652^{\circ}\text{K} = 379^{\circ}\text{C}$$

elde edilir. Yani 400⁰Cta 0.5 saatlik temperleme, 379⁰Cta 2 saatlik temperlemeye karşılık gelmektedir.

1.1 eşitliğindeki $R_Q = 52.5$ Rockwell - C, $D=1.9$ Rockwell-C (Şekil 1.1), $B=18$ Rockwell-C (Şekil 1.2), $f = 0.56$ (Şekil 1.3) olarak bulunur. Alaşım elemanlarının katkıları ise Şekil 1.4-8'ten aşağıdaki gibi bulunur:

$$A_{\text{Mn}} = 1.9 \text{ Rockwell-C (Şekil 1.4)}$$

$$A_{\text{Si}} = 0.8 \text{ Rockwell-C (Şekil 1.5)}$$

$$A_{\text{Ni}} = 0 \text{ Rockwell-C (Şekil 1.6)}$$

$$A_{\text{Cr}} = 2.4 \text{ Rockwell-C (Şekil 1.7)}$$

$$A_{\text{Mo}} = 0 \text{ Rockwell-C}$$

$$A_{\text{V}} = 0 \text{ Rockwell-C}$$

Dolayısıyla 1.2 eşitliğine göre:

$$A = 5.1 \text{ Rockwell-C}$$

bulunur. Tüm bu değerler, 1.1 eşitliğinde yerine koyulduğunda,

$$R_T = (52.5 - 1.9 - 18).0.56 + 18 + 5.1 = 41.3 \text{ Rockwell-C}$$

elde edilir. Hesaplanan R_T değeri $R_Q - D = 50.6$ 'dan küçük olduğu için doğru kabul edilir. 41.3 Rockwell-C yaklaşık 408 VSD'dir. Halbuki geliştirilen yöntemle bulunan sertlik 466 VSD ve gerçek sertlik yaklaşık 460 VSD'dir. Toplama yöntemiyle elde edilen sertlik değerindeki hata oldukça büyüktür (Şek. 3.20).

400°C'ta iki saatlik temperleme için kullanılan parçada maksimum sertlik 570 VSD = 59 RC'dir. Benzer şekilde, $R_Q = 53$ Rockwell-C, $D = 1.9$ Rockwell-C, $B = 17$ Rockwell-C, $f = 0.55$ olarak bulunur. Alaşım elemanlarının katkıları:

$$A_{Mn} = 1.9 \text{ Rockwell-C}$$

$$A_{Si} = 0.8 \text{ Rockwell-C}$$

$$A_{Ni} = 0 \text{ Rockwell-C}$$

$$A_{Cr} = 2.7 \text{ Rockwell-C}$$

$$A_{Mo} = 0$$

$$A_V = 0$$

ve

$A = 5.4$ Rockwell-C olarak bulunur. Bilinenler 1.1 eşitliğinde yerine koyulduğunda:

$$R_T = (53 - 1.9 - 17) \cdot 0.55 + 17 + 5.4 = 41 \text{ Rockwell-C} = 404 \text{ VSD}$$

olarak hesaplanır. Temperleme sonrası ölçülen değer 402 VSD ve 3.8 eşitliğiyle hesaplanan değer 405 VSD'dir (Şek. 3.21). Toplama yöntemi, bu işlem için doğru sonuç vermekle birlikte tarafımızdan geliştirilen eşitliğin basitliği, pratikliği ve farklı iç yapılar için aynı hassasiyette doğru tahminde bulunabilmesi üstünlüğünü ortaya koymaktadır.

3.7.1.2. geliştirilmiş toplama yöntemi ile hesaplama

Bölüm 1.2’de ele alınan bu yöntemde uygulanan temperleme süresi bir saat olduğu için temperleme parametresi kullanılarak yukarıda yapılabenzer şekilde eşdeğer sıcaklıkların hesaplanması gerekmektedir. Buna göre, 400⁰Cta 0.5 saat için,

$$(400 + 273).(19.3 + \log 0.5) = T_2 .(19.9 + \log 1)$$

ve buradan

$$T_2 = 663 \text{ }^0\text{K} = 390^0\text{C}$$

bulunur. Aynı şekilde 400⁰C’ta 2 saat temperleme için,

$$(400 + 273).(19.3 + \log 2) = T_2 .(19.3 + \log 1)$$

ve

$$T_2 = 684 \text{ }^0\text{K} = 411^0\text{C}$$

olarak hesaplanır.

Geliştirilmiş toplama yöntemine göre hesap yapılırken önce Şekil 1.10’dan karbon miktarı ve temperleme sıcaklığına bağlı olarak demir-karbon alaşımı sertliği bulunur. Yani, 390⁰C (400⁰C’ta, 0.5 saat) için, Şekil 1.10’dan, HV_C = 308 VSD okunur. Alaşım elemanlarının katkılarını bulmak için Şekil 1.15 ve 16 arasında interpolasyon yapmak gerekmektedir. Sonuçta ΔHV_{Mn} = 43 VSD, ΔHV_{Si} =13 VSD, ΔHV_{Cr} = 37 VSD, ΔHV_{Mo} = 0, ΔHV_P = 3 VSD, ΔHV_V = 0, ΔHV_{Ni} = 1 VSD olarak

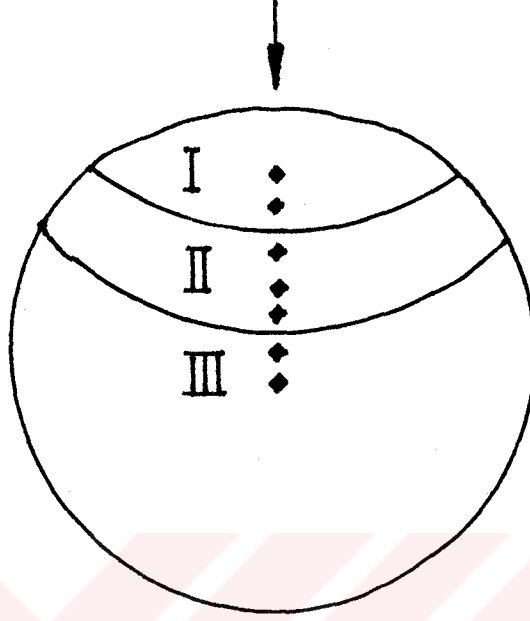
bulunur. Bu değerler 1.3 eşitliğinde yerine koyulduğunda, temperleme sonrası sertlik 405 VSD olarak hesaplanır. Bu değer de gerçek değer olan 460 VSD ve tarafımızdan geliştirilen formülle hesaplanan değer olan 466 VSD'den çok düşüktür (Şek. 3.20).

Aynı işlemler 411°C (400°C ta 2 saat için) tekrarlandığında şu sonuçlar elde edilir: $HV_C = 278$ VSD ve alaşım elemanlarının katkıları (Şekil 1.15 ve 16 arasında yapılan interpolasyonla) $\Delta HV_{Mn} = 44$ VSD, $\Delta HV_{Si} = 17$ VSD, $\Delta HV_{Cr} = 50$ VSD, $\Delta HV_{Mo} = 0$, $\Delta HV_P = 3$ VSD, $\Delta HV_V = 0$, $\Delta HV_{Ni} = 1$ VSD şeklinde okunur. Sonuçta temperleme sonrası sertlik 1.3 eşitliğine göre, 393 VSD olarak hesaplanır (Şek. 3.21). Hata azalmakla birlikte, toplama yöntemi için sözkonusu olan dezavantajlar bu yöntem için de geçerlidir. Ayrıca her iki yöntem için şekillerde verilen sıcaklıklardan farklı sıcaklıklar için interpolasyon yapma gereği yöntemleri daha da zahmetli hale sokmaktadır.

3.7.2. Geliştirilen eşitliğin kaynaklı bir parçaya uygulanması

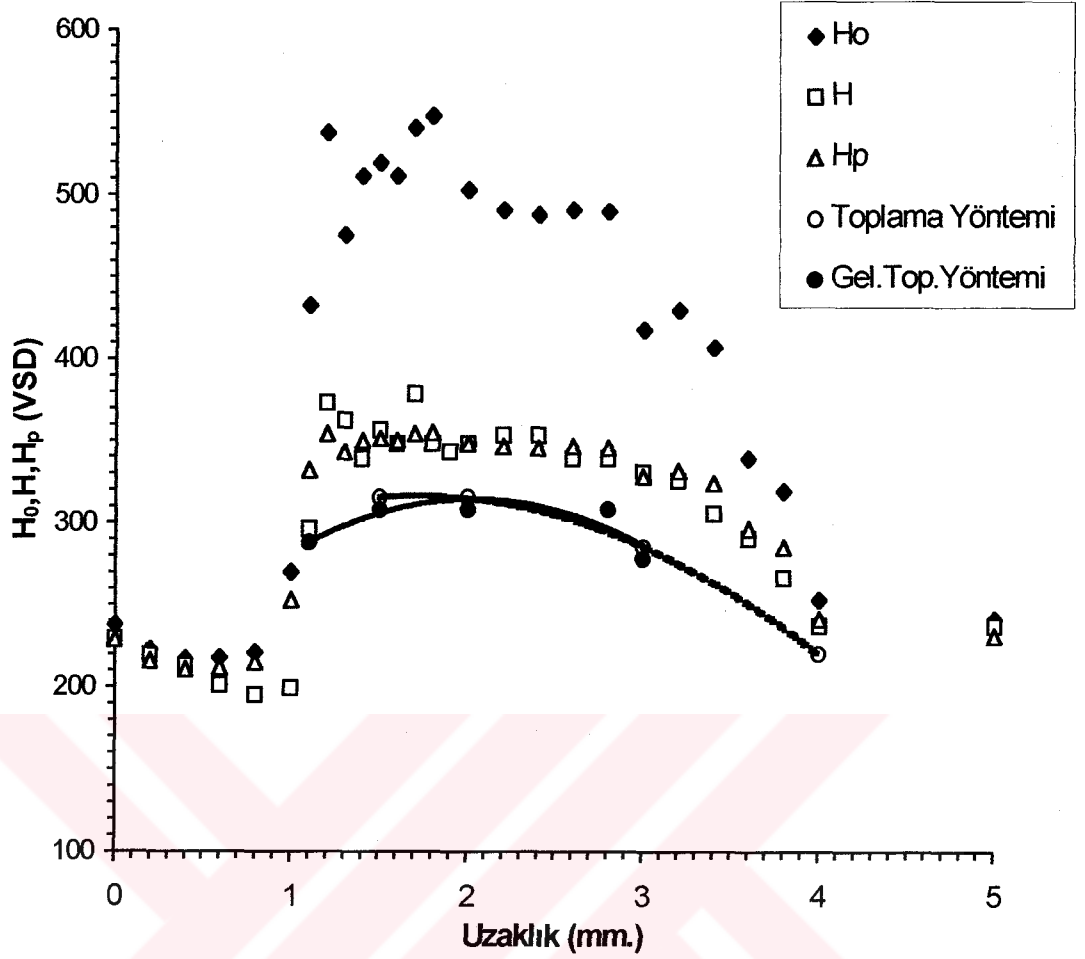
Önceki bölümlerde değinildiği gibi, kaynak sonrası, hızlı soğumaya bağlı olarak ısı tesiri altında kalan bölgede (ITAB) martenzitik dönüşüm ve bunun sonucunda sertleşme ve çatlama riski ortaya çıkmaktadır. Bunu engellemek için parça genellikle bir ön veya son tavlama tabii tutulur ve sertliğin, uygulamadaki sınır olan 350 VSD'nin altına düşmesi sağlanır [5]. Bununla birlikte, uygulanacak temperleme işleminin sıcaklığı veya süresini önceden tahmin etmek gereksiz ısıtma masraflarının önüne geçecektir. Bu amaçla, geliştirilen 3.8 eşitliğinin kaynaklı parçalarda geçerliliğini incelemek için yine 5135H çeliğinden 25 mm çapında bir çubuk hazırlanmış ve üst kısmı işlenerek düzlem bir yüzey elde edilmiş ve buraya örtülü elektrodla bir kör paso uygulanmıştır (Şekil 3.22). Çubuk kesilmiş, parlatılmış ve dağlanarak farklı mikroyapıların ortaya çıkması sağlanmıştır. Şekil 3.22'de gösterilen yönde, 5 kg. yük uygulanarak Vickers sertlik ölçümü yapılmış ve eriyen bölge, ITAB ve esas metaldeki sertlik dağılımı belirlenmiştir. ITAB'deki en yüksek sertlik 520 VSD olarak ölçülmüştür. Bununla birlikte izin verilen en yüksek sertlik değeri 350 VSD olduğu için, bir saatlik temperleme sonunda, 520 VSD'ni, 350 VSD

ve altına düşürmek için gereken sıcaklık 3.8 eşitliğinden yaklaşık 500°C olarak hesaplanmıştır.



Şekil 3.22. 5135H'den hazırlanmış çelik çubuğun kesidi ve sertliğin ölçüm yönü (I: eriyen bölge, II: ITAB, III: esas metal).

Malzemeye belirtilen işlem uygulandıktan sonra, aynı bölgelerde sertlik gradyanı tekrar elde edilmiş ve bu arada kaynak sonrası bulunan sertlik gradyanındaki her nokta 3.8 eşitliğinde kullanılarak tahmin yapılmıştır. Böylece, kaynak sonrası sertlik gradyanı, temperleme sonrası ölçülen ve tahmin edilen sertlik gradyanı Şekil 3.23'de gösterilmiştir. Sertlik ölçümü sırasında yapılan hatalardan kaynaklanan birkaç sapma dışında sonuçlar oldukça başarılıdır. Bu şekilde ayrıca “toplama” ve “geliştirilmiş toplama” yöntemleriyle hesaplanmış değerler de gösterilmektedir. Dikkat edilmesi gereken en önemli nokta, geleneksel yöntemlerin hatalı sonuçlar vermesinin yanı sıra, özellikle “geliştirilmiş toplama” yönteminin düşük sertlikler için geçerli olmamasıdır. Yani bu yöntem ile başlangıç içyapısı martenzitik olmadığı zaman hesaplar yanlış olacaktır.



Şekil 3.23. 5135H'den hazırlanmış ve kör paso uygulanmış bir çubukta, 500°C'ta bir saat temperleme sonucu sertliğin değişimi (H₀: Kaynak sonrası sertlik gradyanı, H: temperleme sonrası sertlik gradyanı, H_p: hesapla bulunan sertlik gradyanı).

Karbon eşdeğeri, ayrıca ITAB'de ortaya çıkan en yüksek sertliğin bulunmasında kullanılmaktadır. Bu amaçla geliştirilmiş birçok bağıntı literatürde bulunmaktadır [5,80,81]. Bunlar arasında düşük alaşımlı çelikler için geliştirilen eşitlik aşağıda gösterilmektedir:

$$H_{\max} = 1200.C_{es} - 200 \quad (\text{VSD}) \quad (3.9)$$

Burada kullanılan karbon eşdeğeri ifadesi bu çalışmada geliştirilene benzerdir.

$$C_{eş}' = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cu}{13} + \frac{P}{2} \quad (3.10)$$

Eğer, kaynak edilecek malzemenin, karbon eşdeğeri ve ITAB'de ortaya çıkacak en yüksek sertlik değeri 3.9 ve 10 eşitliklerinden hesaplanırsa, 3.8 eşitliğinde yerine koyularak, 350 VSD'nin altına düşmek için gerekli temperleme işleminin zamanı ve sıcaklığı rahatlıkla bulunabilir. Yani, 3.9 eşitliği, 3.8 eşitliğindeki H_0 yerine, 350 VSD, H yerine yazılmalıdır. Yukarıdaki deneyi yapılan 5135 çeliği için gerekli değerler yerine konulduğunda;

$$\left(\frac{1200 C_{eş}' - 200}{350} \right)^2 - 1 = 1346 \cdot C_{eş}'^{3.935} \cdot t^{1/2} \cdot e^{\frac{-138983 \cdot C_{eş}' \cdot (1200 \cdot C_{eş}' - 200)^{-0.5}}{T}} \quad (3.11)$$

elde edilir. Gerekli sadeleştirmeler yapıldığında,

$$8472 = T \cdot (\ln t + 11) \quad (3.12)$$

bulunur. Bu eşitlik yardımıyla zaman veya sıcaklıktan birisi, diğeri bilindiğinde rahatlıkla bulunabilmektedir. Bununla birlikte, 3.12 eşitliğinin sağ tarafı Hollomon-Jaffe temperleme parametresine indirgenmiştir. Dolayısıyla 3.8 eşitliğinin çıkarılması sırasında temel bir hata yapılmadığı anlaşılmaktadır.

3.7.3. Geliştirilen eşitliğin literatürden alınan verilerle kontrolü

Daha genel şartlar altında, 3.8 eşitliğinin hassasiyetini kontrol etmek amacıyla, literatürde bulunan veriler kullanılmıştır [4]. Burada, kullanılan malzemelere Jominy deneyi uygulanmış ve ardından Şekil 2.11'de görüldüğü gibi farklı sıcaklıklarda yapılan temperleme işlemleri sonrasında, eğrinin tamamının nasıl değiştiği araştırılmıştır. Böylece, mevcut çalışmaya benzemesi nedeniyle daha genel

bir kontrol olanağı sağlayacaktır. Ayrıca, literatürde, kullanılan temperleme süresi iki saat olduğu için, 3.8 eşitliğinin zamana bağımlılığı da test edilmiş olacaktır.

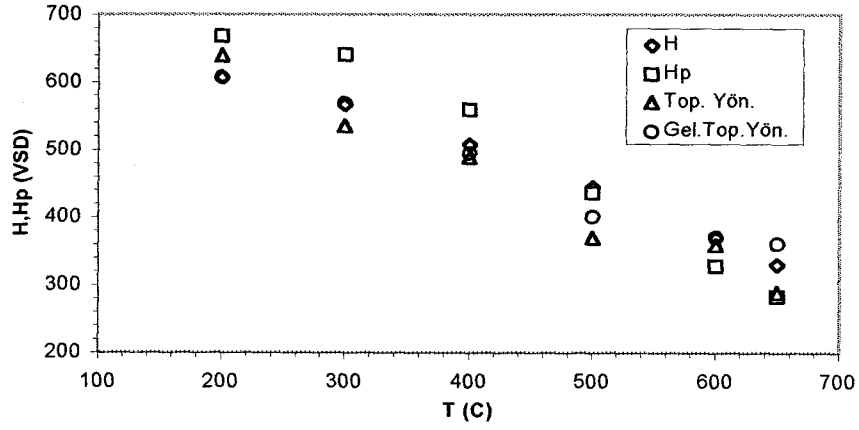
Seçilen çeliklerin DIN standartlarına göre gösterimi ve kimyasal bileşimleri Tablo 3.9’da görülmektedir. Her bir çelik için, farklı mikroyapılara karşılık gelecek, birkaç başlangıç sertlik değeri belirlenmiştir (Tablo 3.10). Literatürde verilen temperleme sıcaklıkları için 3.8 eşitliği ile hesapla bulunan değerler, diyagramlardan okunan değerlerle karşılaştırılmıştır. Sonuçlar Şekil 3.24-31’de görülmektedir. Şekillerde ayrıca karşılaştırma amacıyla geleneksel yöntemlerle elde edilmiş sonuçlar da verilmiştir.

Tablo 3.9. Literatürden alınan çeliklerin DIN standardına göre gösterimi ve kimyasal bileşimleri [4].

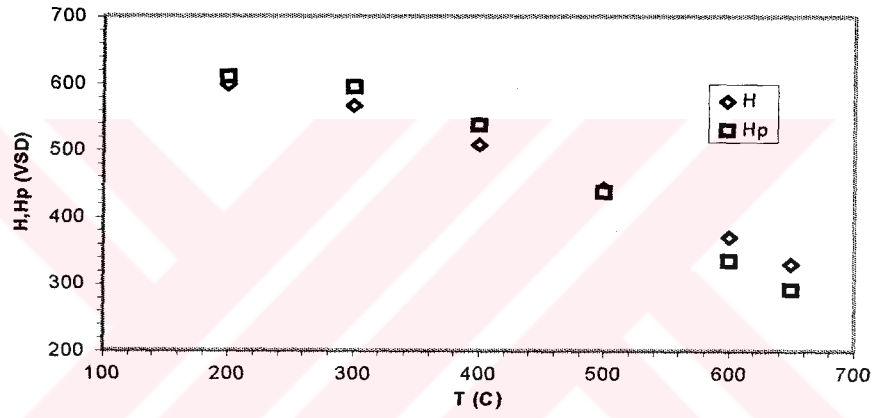
Çelik Cinsi	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Ni	V	Cu
50 CrV 4	0.47	0.35	1.04	0.032	1.2	0.05	0.05	0.12	0.16
50 CrMo 4	0.5	0.32	0.8	0.017	1.04	0.24	0.11	-	0.17
42 CrMo 4	0.38	0.23	0.64	0.019	0.99	0.16	0.08	-	0.17
41 Cr 4	0.44	0.22	0.8	0.03	1.04	0.04	0.26	-	0.17
Ck 45	0.44	0.22	0.66	0.022	0.15	-	-	0.02	-
16 MnCr 5	0.16	0.22	1.12	0.03	0.99	0.02	0.12	0.01	-
37 MnSi 5	0.38	1.05	1.14	0.005	0.23	-	-	0.02	-
15 CrNi 6	0.13	0.31	0.51	0.023	1.5	0.06	1.55	-	-

Tablo 3.10. Tablo 3.9’deki çelikler için seçilen başlangıç sertlik değerleri.

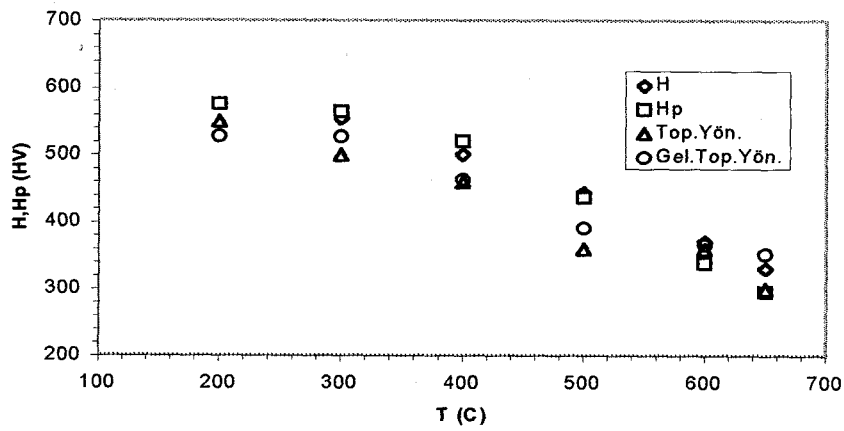
Çelik Cinsi	Seçilen Başlangıç Sertlikleri (VSD)			
50 CrV 4	672	612	577	
50 CrMo 4	693	570	489	
42 CrMo 4	551	449	380	
41 Cr 4	632	480	336	
Ck 45	600	513	357	268
16 MnCr 5	406	379	329	
37 MnSi 5	594	513	412	332
15 CrNi 6	358	311	298	



(a)

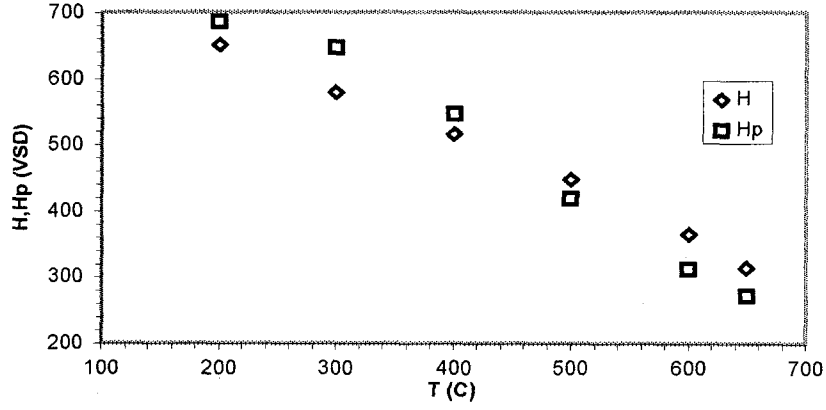


(b)

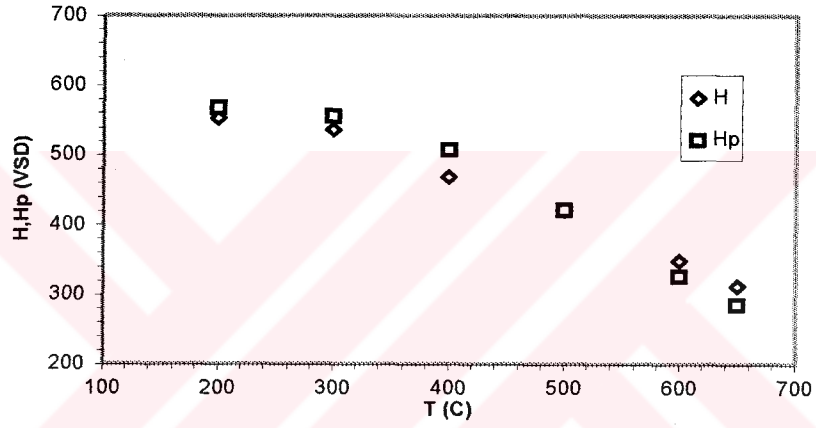


(c)

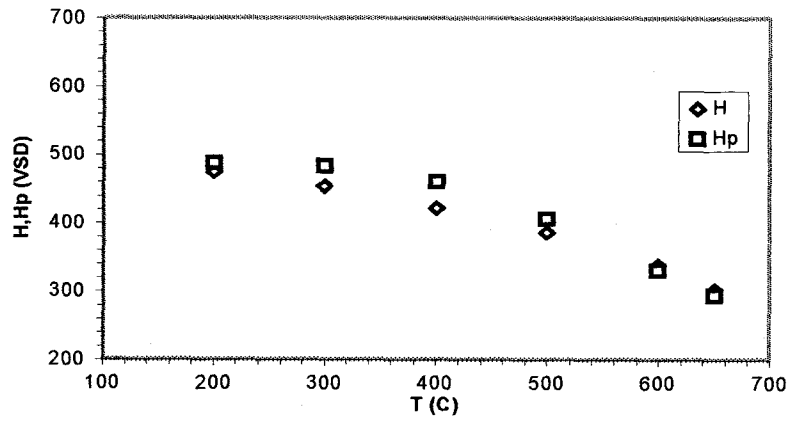
Şekil 3.24. 50CrV4 için, değişik başlangıç sertliklerinin farklı temperleme sıcaklıklarında değişimi, H: gerçek değerler, H_p : hesaplanan değerler, a) $H_0=672$ VSD, b) $H_0=612$ VSD, c) $H_0=577$ VSD.



(a)

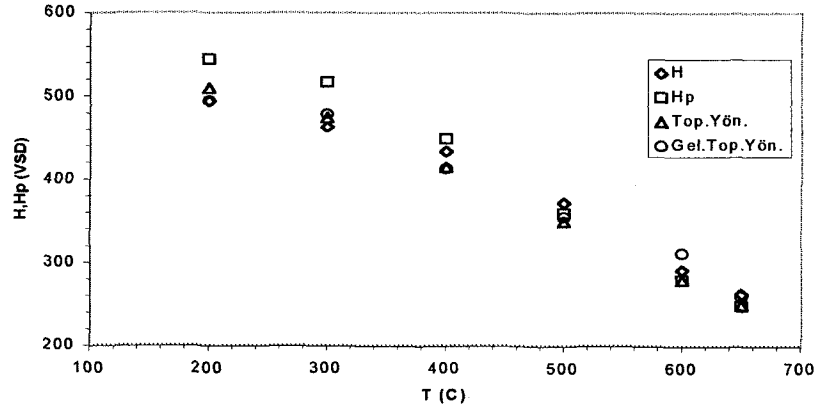


(b)

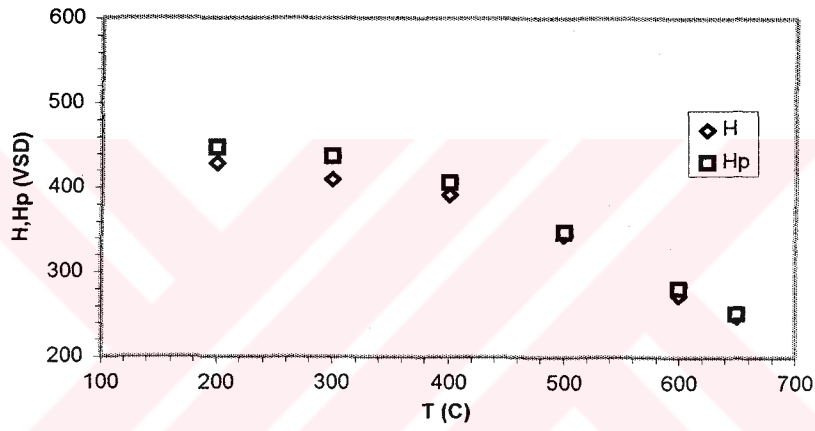


(c)

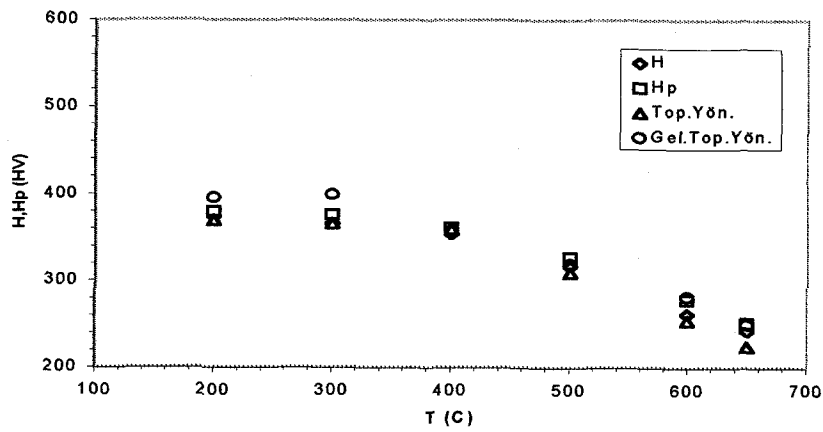
Şekil 3.25. 50CrMo4 için, değişik başlangıç sertliklerinin farklı temperleme sıcaklıklarında değişimi, H: gerçek değerler, H_p : hesaplanan değerler, a) $H_0=693$ VSD, b) $H_0=570$ VSD, c) $H_0=489$ VSD.



(a)

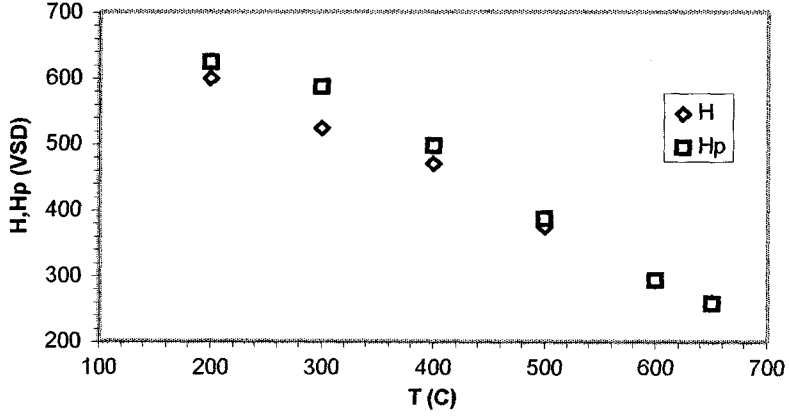


(b)

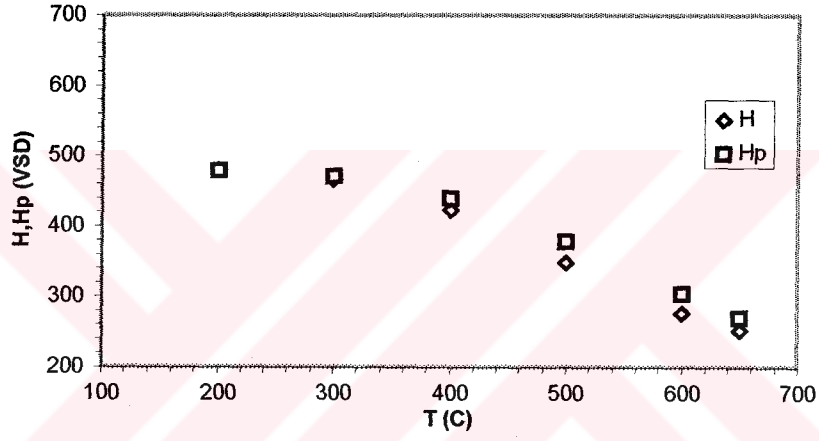


(c)

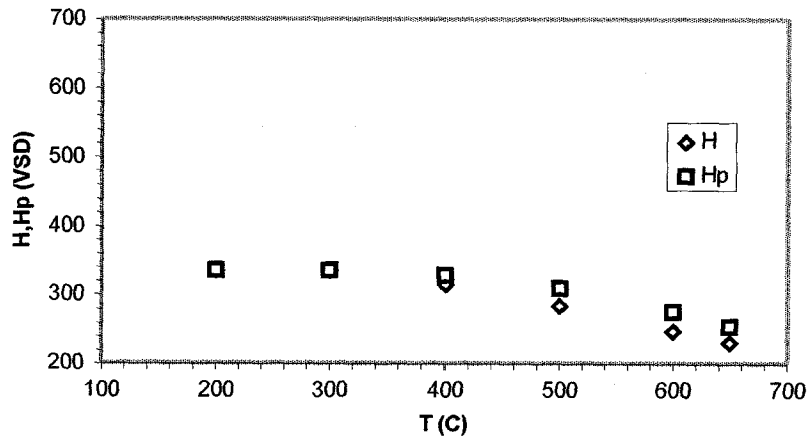
Şekil 3.26. 42CrMo4 için, değişik başlangıç sertliklerinin farklı temperleme sıcaklıklarında değişimi, H: gerçek değerler, H_p : hesaplanan değerler, a) $H_0 = 551$ VSD, b) $H_0 = 449$ VSD, c) $H_0 = 380$ VSD.



(a)

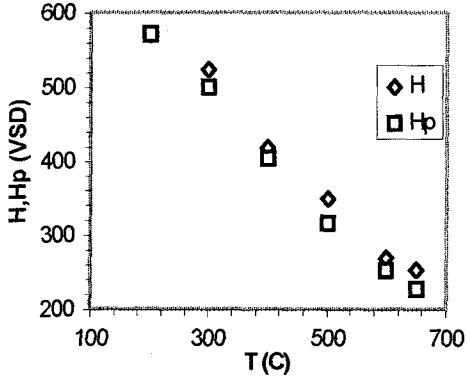


(b)

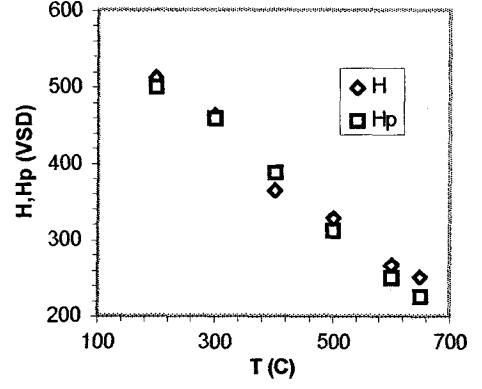


(c)

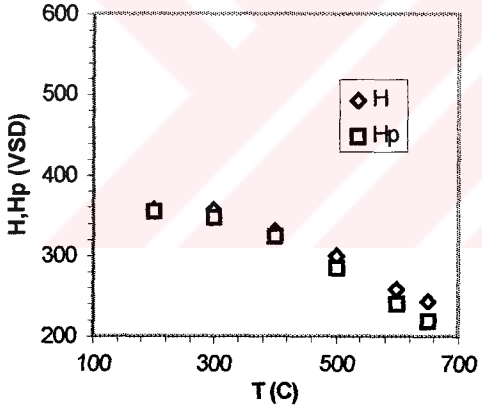
Şekil 3.27. 41Cr4 için, değişik başlangıç sertliklerinin farklı temperleme sıcaklıklarında değişimi, H: gerçek değerler, Hp: hesaplanan değerler, a) $H_0=632$ VSD, b) $H_0=480$ VSD, c) $H_0=336$ VSD.



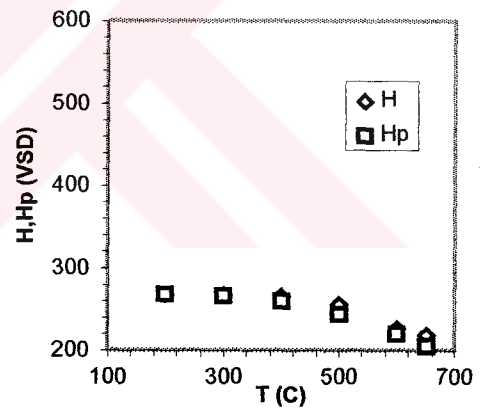
(a)



(b)

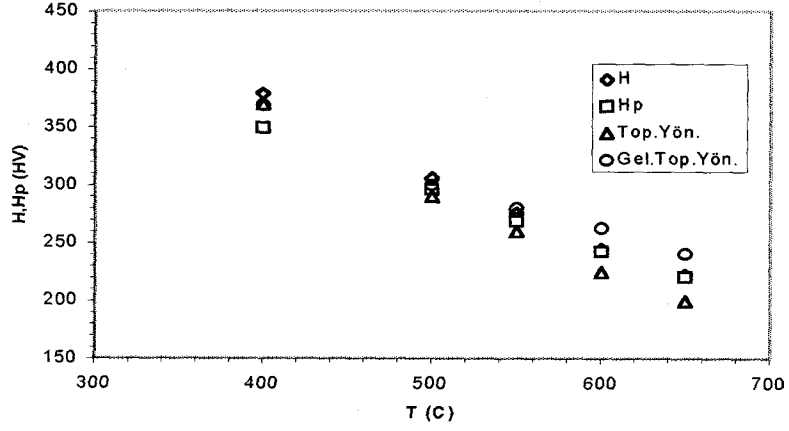


(c)

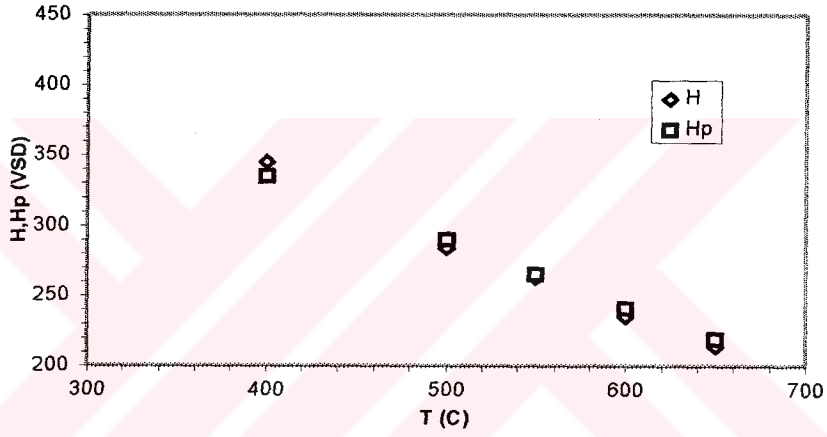


(d)

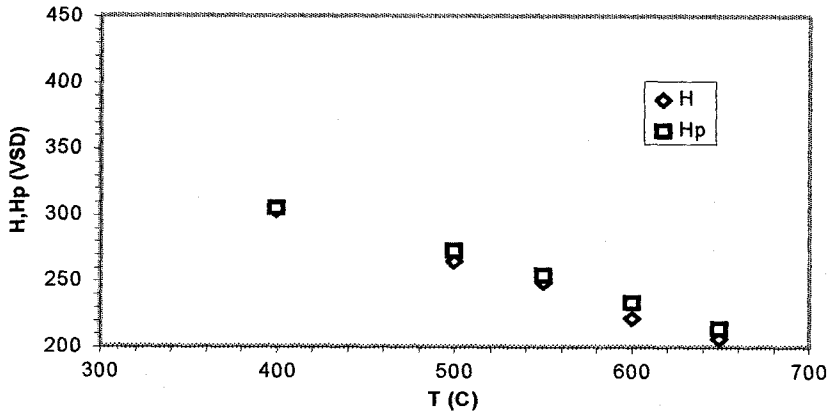
Şekil 3.28. Ck45 için, değişik başlangıç sertliklerinin farklı temperleme sıcaklıklarında değişimi, H: gerçek değerler, H_p : hesaplanan değerler, a) $H_0=600$ VSD, b) $H_0=513$ VSD, c) $H_0=357$ VSD, d) $H_0=268$ VSD.



(a)

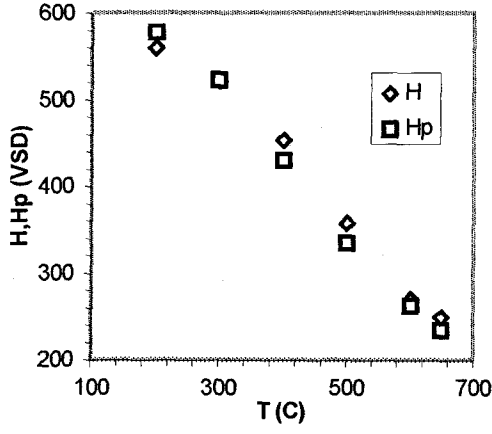


(b)

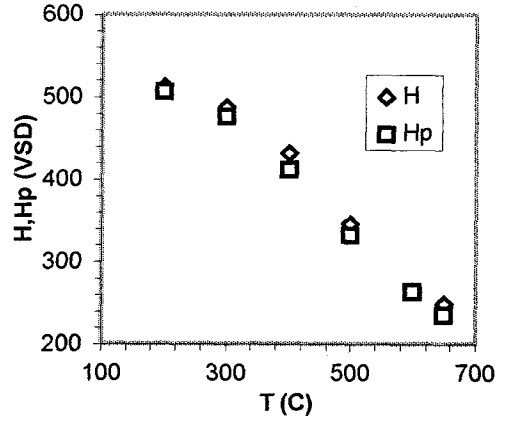


(c)

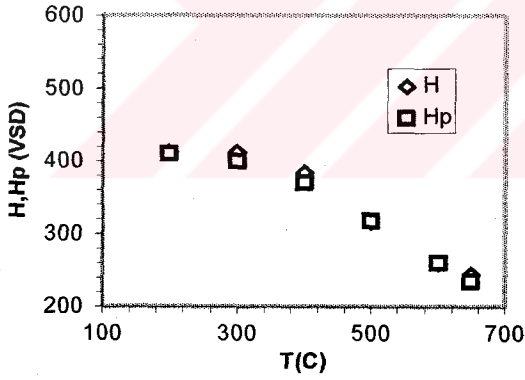
Şekil 3.29. 16 MnCr5 için, değişik başlangıç sertliklerinin farklı temperleme sıcaklıklarında değişimi, H: gerçek değerler, H_p : hesaplanan değerler, a) $H_0 = 406$ VSD, b) $H_0 = 379$ VSD, c) $H_0 = 329$ VSD.



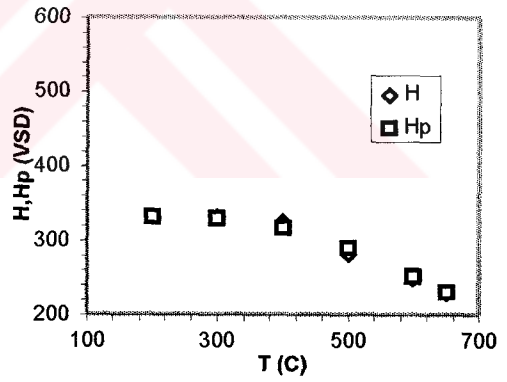
(a)



(b)

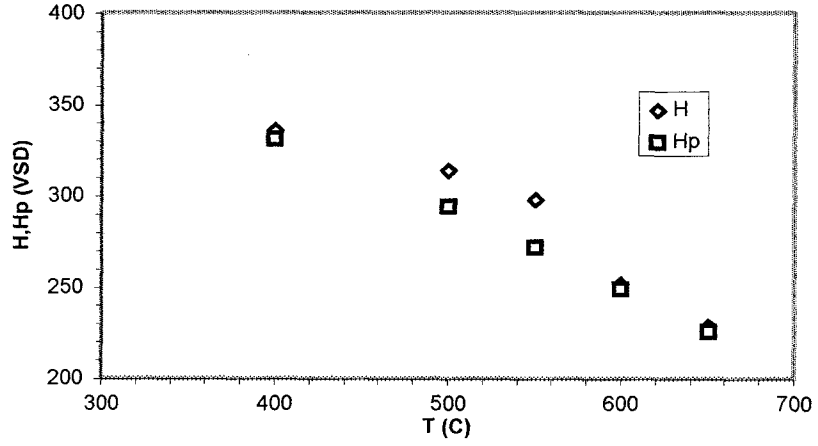


(c)

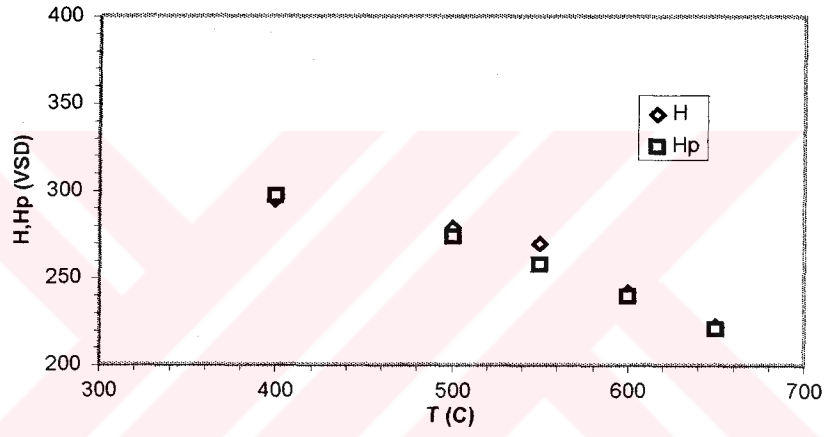


(d)

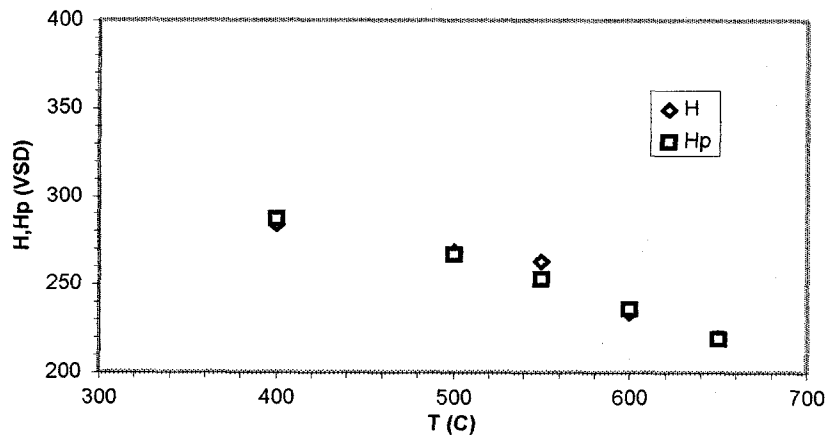
Şekil 3.30. 37 MnSi5 için, değişik başlangıç sertliklerinin farklı temperleme sıcaklıklarında değişimi, H: gerçek değerler, H_p: hesaplanan değerler, a) $H_0=594$ VSD, b) $H_0=513$ VSD, c) $H_0=412$ VSD, d) $H_0=332$ VSD.



(a)



(b)



(c)

Şekil 3.31. 15 CrNi6 için, değişik başlangıç sertliklerinin farklı temperleme sıcaklıklarında değişimi, H: gerçek değerler, Hp: hesaplanan değerler, a) $H_0=358$ VSD, b) $H_0=311$ VSD, c) $H_0=298$ VSD.

Şekiller 3.8 eşitliğinin temperleme sonrası sertliği hesaplamak için oldukça başarılı olduğunu kanıtlamaktadır. Ayrıca, bu eşitliğin çıkarılması sırasında yapılan deneylerde, temperleme sıcaklıkları, ıslah etme işlemine uygun, yani 400°C 'tan büyük seçilmiştir. Halbuki 200 ve 300°C için, hesapla bulunan değerler, gerçek değerlere çok yakındır, yani geliştiren formülün, her türlü temperleme işlemi için aynı derecede hassas olduğu ortaya çıkmıştır.

Bununla birlikte Şekil 3.24-27'de, en yüksek sertlikler için, yani tamamen martenzitik yapılarda, 400°C 'tan düşük sıcaklıklar için, sapmalar oldukça fazla görülmektedir. 2.29 eşitliğindeki parametreler incelendiğinde, Q ve A değerlerinin bundan sorumlu olduğu anlaşılır. Halbuki, iki parametrenin karbon eşdeğerinin fonksiyonu olduğu bulunmuştur. Dolayısıyla, tamamen martenzitik yapıların 400°C 'tan daha düşük sıcaklıklarda temperlenmesinde geliştirilen karbon eşdeğeri eşitliği, hatalı sonuçlara neden olmaktadır. Bunun fiziksel anlamı ise, alaşım elemanlarının etkilerinin yanlış tahmin edildiğidir.

Bölüm 1.1'de "Toplama Yöntemi" açıklanırken, alaşım elemanlarının, temperleme sırasında yumuşamayı geciktirme etkisinin karakteristik sıcaklıklarda maksimum seviyeye çıktığı ve bu sıcaklıkların altında etkili olmadıkları belirtilmiştir [2]. Benzer bir araştırma ve yaklaşık aynı sonuçlar "Geliştirilmiş Toplama Yöntemi"ni öne süren Grange, Hribal ve Porter tarafından bulunmuştur [8]. Ayrıca, daha yakın zamanda yapılan çalışmalar sonunda, belirli sıcaklıkların üstünde, alaşım elemanlarının da yayınmaya başladıkları ortaya konuştur. Örneğin, Mn, Fe_3C kristal kafesinde Fe atomlarının yerini almaya başlamaktadır [45,47]. Dolayısıyla, düşük temperleme sıcaklıklarında alaşım elemanlarının etkilerinin hesaba katılmaması gerektiği ortaya çıkmaktadır. Bununla birlikte, 100°C 'in üzerinde, yani klasik temperleme teorisindeki ilk aşamadan itibaren, ϵ karbür ve daha sonra sementit çökmesi için Fe ve yer alan atomların dislokasyonların çekirdekleri etrafındaki boşluklardan yayınarak etkili oldukları ileri sürülmektedir [42,44].

Yukarıdaki paragrafta açıklandığı gibi, 400°C 'in altındaki sıcaklıklar için karbon eşdeğeri,

$$C_{eş} = C^{7/9} \quad (3.12)$$

eşitliği ile hesaplanırsa Tablo 3.11'deki değerler elde edilir. Burada karşılaştırma amacıyla, 3.5 eşitliği ile hesaplanan ve Şekil 3.24-31'deki verilerin elde edilmesinde kullanılan karbon eşdeğerleri de bulunmaktadır.

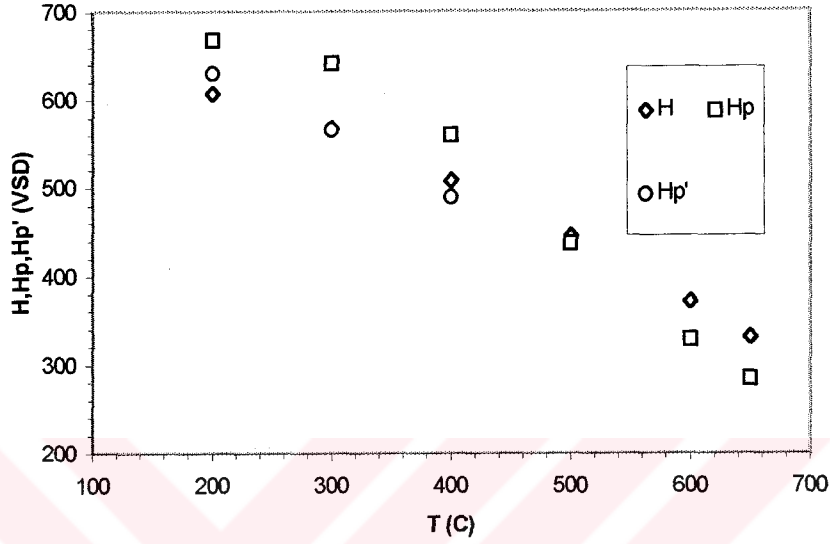
Tablo 3.11. Tablo 3.9'daki çeliklerin 3.5 ve 3.12 eşitlikleri ile hesaplanan karbon eşdeğerleri.

Çelik Cinsi	Karbon Eşdeğeri	
	3.5 eşitliğine göre	3.12 eşitliğine göre
50 CrV 4	1.0879	0.5559
50 CrMo 4	1.0268	0.5833
42 CrMo 4	0.8533	0.4712
41 Cr 4	0.934	0.5281
Ck 45	0.6982	
16 MnCr 5	0.6673	
37 MnSi 5	0.7784	
15 CrNi 6	0.7323	

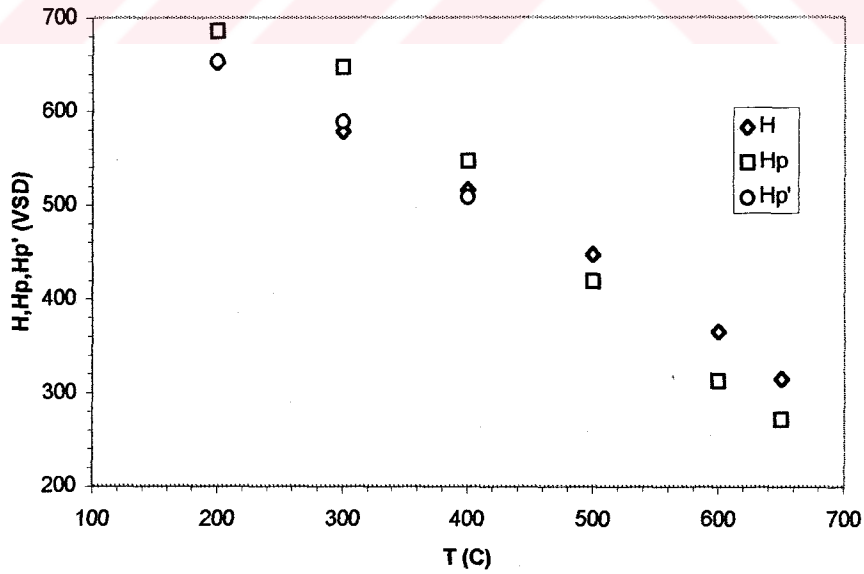
Karbon eşdeğerinin 3.12 eşitliği ile bulunmasıyla, 2.29 eşitliğindeki A ve Q parametrelerinin, yeniden belirlenmeleri gerekmektedir. Aktivasyon enerjisinin değişmediği ve sadece A parametresinin etkilendiği varsayılırsa A_{ort} - karbon eşdeğeri ifadesi aşağıdaki şekle dönüşür:

$$A_{ort} = 200.C_{eş}^{2.279} \text{ (saat}^{-1/2}\text{)} \quad (3.13)$$

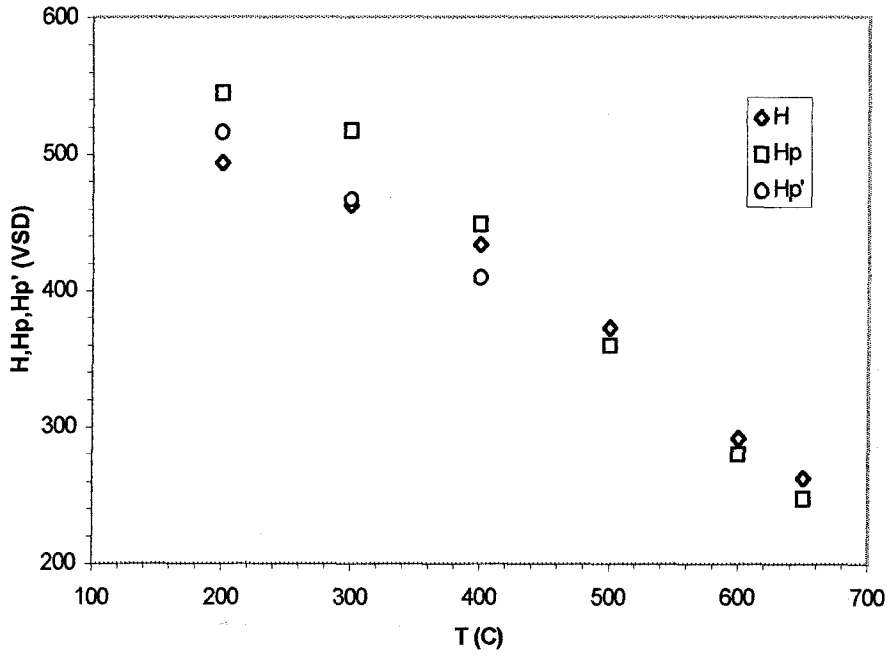
Yukarıdaki eşitlik, 3.8 eşitliğinde yerine koyulur ve karbon eşdeğeri değiştirilen dört malzeme için hesaplar yeniden yapılırsa Şekil 3.32-35'deki sonuçlar elde edilir. Beklendiği gibi, iyileşme sağlanmıştır. Bununla birlikte, 400°C 'taki değerler 3.8 eşitliğine göre hesaplananlardan daha kötü sonuç vermektedirler.



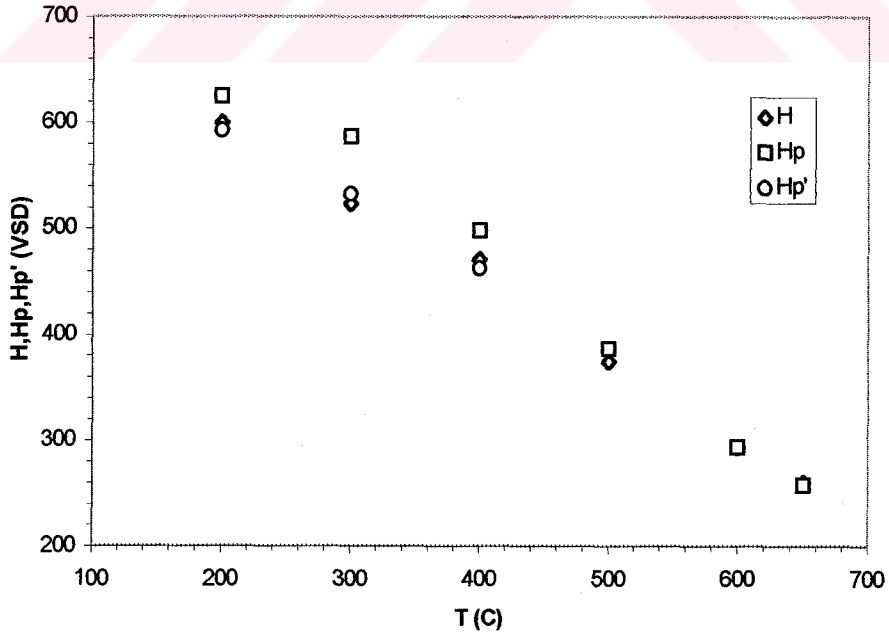
Şekil 3.32. 50 CrV4 için 400°C ve altında, karbon eşdeğerinin düzeltilmesiyle oluşan değişim, H_0 :672 VSD. (H:gerçek, H_p :hesaplanan, $H_{p'}$:düzeltilen değerler.)



Şekil 3.33. 50 CrMo4 için 400°C ve altında, karbon eşdeğerinin düzeltilmesiyle oluşan değişim, H_0 :693 VSD. (H:gerçek, H_p :hesaplanan, $H_{p'}$:düzeltilen değerler.)



Şekil 3.34. 42 CrMo4 için 400°C ve altında, karbon eşdeğerinin düzeltilmesiyle oluşan değişim, H_0 :551 VSD. (H:gerçek, H_p :hesaplanan, H_p' :düzeltilen değerler.)



Şekil 3.35. 41 Cr4 için 400°C ve altında, karbon eşdeğerinin düzeltilmesiyle oluşan değişim, H_0 :632 VSD. (H:gerçek, H_p :hesaplanan, H_p' :düzeltilen değerler.)

Sonuç olarak, 3.5 eşitliği ile hesaplanan karbon eşdeğeri, yaklaşık 0.8'ten daha büyük olan ve özellikle karbür yapıcı elemanlarla çok miktarda alaşımlandırılmış çeliklerde, 400°C'tan daha düşük sıcaklıklarda, temperleme sonrası sertliği bulmak için, karbon eşdeğeri 3.12 ve A_{ort} değerleri de 3.13 eşitlikleriyle hesaplanarak yerine koyulmalıdır. Aktivasyon enerjisi üzerinde bu değişimin çok etkili olmadığı görülmüştür. Si ve Ni gibi, karbür yapıcı olmayan elemanlarla alaşımlandırılmış çeliklerde, 3.5 eşitliği ile hesaplanan karbon eşdeğerinin 0.8'ten büyük olması herhangi bir güçlük doğurmamaktadır. Örneğin, bu çalışmada kullanılan 9260 türü çeliğin 3.5 eşitliğine göre bulunan karbon eşdeğeri 0.8744'tür. Dolayısıyla bu çelikler için 3.8 eşitliği düzeltilmeden kullanılabilir.



BÖLÜM 4

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada elde edilen sonuçlar aşağıda sıralanmıştır:

- 1) Alaşımsız ve düşük alaşımlı çeliklerde temperleme sonrası sertliği bulmak için kolay ve pratik bir eşitlik geliştirilmiştir.
- 2) Bu eşitliğin (2.29 eşitliği), sadece martenzitik değil, her tür iç yapı için aynı derecede hassas olduğu gösterilmiştir.
- 3) Zaman ve sıcaklığın aynı eşitlikte yer almasıyla temperleme parametresine eşdeğer bir yaklaşım ortaya konmuştur.
- 4) 2.29 eşitliğindeki A_{ort} oranının sadece kimyasal bileşime, aktivasyon enerjisinin, Q , ise hem başlangıç mikroyapısına ve hem de kimyasal bileşime bağlı olarak değiştiği gösterilmiş ve gerekli bağıntılar çıkarılmıştır. Bununla birlikte, 2.29 eşitliğinde tane büyüklüğü ile ilgili bir terim bulunmamaktadır. Çalışmada kullanılan çeliklerde tane büyüklüğü 7-8 ASTM numarası civarında olduğundan daha farklı tane büyüklükleri için geliştirilen eşitliğin kullanımı hatalı sonuçlar verebilir.
- 5) Geliştirilen eşitlik, basit karbonlu - alaşımsız ve düşük alaşımlı orta karbonlu çelikler için çok iyi sonuçlar vermektedir. Bununla birlikte 2.29 eşitliğinin sol tarafında $(H_0/H)^2 - 1$ şeklinde bir terim yer aldığından, ikincil sertleşme gösteren çeliklerde $(H \geq H_0)$, formül geçerliliğini yitirmektedir.
- 6) Geliştirilen eşitliğin, kaynaklı parçalarda, ITAB'de de, temperleme sonrası sertliği hesaplamada kullanılabileceği gösterilmiştir. Ayrıca, ITAB'deki en yüksek sertliği veren ifadelerle birlikte kullanıldığında, pratikte büyük önemi olan, 350 VSD'den daha düşük sertliklere inmek için gerekli temperleme parametresi kolaylıkla elde edilmiştir.

7) Bu çalışmanın amacı, ıslah etme işlemi için, yani 400°C 'tan daha yüksek temperleme sıcaklıkları için sertliği hesaplayabilecek bir formül geliştirmektir. Bununla birlikte, literatürdeki veriler kullanıldığında, eşitliğin 400°C 'tan daha düşük sıcaklıklar için de aynı hassasiyetle kullanılabilceği ortaya çıkmıştır. Sadece, karbon eşdeğeri 0.8'den büyük ve karbür yapıcı elemanlarla (Cr, Mo, V, vb.) alaşımlandırılmış çeliklerde, tamamen mantenzitik iç yapıların 400°C 'tan daha düşük sıcaklıklarda temperlemesi için, alaşım elemanlarının etkileri hesaba katılmamalıdır. Yani, karbon eşdeğeri 3.12 eşitliğiyle hesaplanmalıdır. Ayrıca, bu değişimin yalnız A_{ort} için geçerli olduğu ve aktivasyon enerjisinin etkilenmediği görülmüştür. Bununla birlikte, bu çelikler için daha farklı iç yapılarda hesap yöntemi, sıcaklık ne olursa olsun, herhangi bir düzeltme gerektirmemiştir. Ayrıca, karbon eşdeğeri 0.8'den büyük olduğu halde, karbür yapıcı elemanlarla alaşımlandırılmamış çelikler için, böyle bir sorun yoktur. Geliştirilen eşitlik düzeltme yapılmaksızın kullanılabilir.

Yapılan çalışma ve çıkarılan sonuçların ışığı altında, araştırılabilir konular için birkaç öneri aşağıda sıralanmıştır:

1) d_0 'ın belirlenmesi: uygun bir yöntemle (örneğin transmisyon elektron mikroskopisi) başlangıç karbür çapı veya tabaka kalınlığı belirlenerek, temperleme ile çapın büyüme hızı için ampirik bir ifade geliştirilebilir.

2) İkincil sertleşme gösteren çelikler: $(H_0 / H)^2 - 1$ ifadesi değiştirilerek, bu tür çelikleri de kapsayacak şekilde ifade geliştirilebilir.

3) Yer alan elemanlarının yayınması: yüksek sıcaklıklar ve uzun temperleme süreleri için yeralan elemanların da yayınmaya başlayacaklarından hareketle, yayınma katsayısı, D, frekans katsayısı, D_0 ve hatta karbon eşdeğeri, C_{es} eşitlikleri değiştirilebilir. Özellikle, karbür yapıcı elemanların, uzun temperleme sürelerinde, kompleks karbürler oluşturacakları bilindiğinden, bu konu önemlidir.

4) Yukarıda sayılanlardan, endüstriyel açıdan belki daha önemli bir araştırma alanı, çok pasolu kaynak işlemidir. Bir sonraki pasonun, bir önceki pasonun yarattığı ITAB'yi temperlemesi, kullanılan yöntem, malzeme, parça kalınlığı ve ısı veya sıcaklık dağılımını veren eşitliklerle birleştirilerek, sadece bu duruma ilişkin bir tür temperleme parametresi oluşturulabilir.

KAYNAKLAR

- [1] **WILLIAM, F.S.**, Principles of Materials Science and Engineering, Mc Graw-Hill,(1990)
- [2] **CRAFTS, W. and LAMONT, J.L.**, Hardenability and Steel Selection, Sir Isaac Pitman & Sons Ltd.,(1949)
- [3] **BAIN, E.C. and PAXTON, H.W.**, Alloying Elements in Steel, 2nd. Ed., 3rd. Rev. Prn., American Society for Metals,(1966)
- [4] **Atlas zur Waermebehandlung der Staehle**, Rev. Ed., Verlag Stahleisen m.b.H., (1961)
- [5] **ANIK, S.**, Kaynak Tekniği, Cilt 3, eliklerin Kaynak Kabiliyeti, 2. Baskı, İ.T.Ü. Kütüphanesi, Sayı: 1183, s. 152, (1981)
- [6] **SHIGLEY, J.E. and MISCHKE, C.R.**, eds., Corrosion and Wear : A Mechanical Designer's Workbook, Mc Graw-Hill, pp. 72-96, (1989)
- [7] **Metals Handbook, Vol. 1**, Properties and Selection of Metals, 8th. Ed., American Society for Metals, p. 61, (1972)
- [8] **GRANGE, R.A., et. al.**, Hardness of Tempered Martensite in Carbon and Low-Alloy Steels, Metallurgical Transactions A, Vol. 8A, pp. 1775-1785, November, (1977)
- [9] **GROSSMANN, M.A.**, Principles of Heat Treatment, American Society for Metals, p.50, (1955)
- [10] **HOLLOMON, J.H. and JAFFE, L.D.**, Time-Temperature Relations in Tempering Steel, Transactions of AIME, Vol. 162, pp. 223-249, (1945)

- [11] **BULLENS, L.K.**, Steel and Its Heat Treatment, Vol. 1, Principles, 5th. Ed., John Wiley & Sons Inc., pp. 472-76, (1948)
- [12] **LESLIE, W.C.**, The Physical Metallurgy of Steels, International Student Edition, Mc Graw-Hill, (1982)
- [13] **VISWANATHAN, R.**, Damage Mechanisms and Life Assessments of High Temperature Components, ASM, pp.64-67, (1989)
- [14] **SMITH, C.O.**, The Science of Engineering Materials, Prentice-Hall Inc., (1969)
- [15] **HUME-ROTHERY, W.**, The Structures of Alloys of Iron, Pergamon Press, (1966)
- [16] **HABRAKEN, L. and DE BROUWER, J.L.**, De Ferri Metallographia, Vol. 1, Presses Academiques Europeennes, S.C., (1968)
- [17] **DIETER, G.E.**, Mechanical Metallurgy, 3rd. Ed., Mc Graw-Hill, (1986)
- [18] **ASKELAND, D.R.**, The Science and Engineering of Materials, Chapman and Hall, (1990)
- [19] **HERTZBERG, R.W.**, Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, 3rd. Ed., John Wiley & Sons Ltd., pp. 132-35, (1989)
- [20] **VAN VLACK, L.H.**, Elements of Materials Science and Engineering, 6th. Ed., Addison-Wesley Publ. Co., (1989)
- [21] **CHALMERS, B.**, Phisycal Metallurgy, 2nd. Prn., John Wiley & Sons Ltd., (1962)
- [22] **MARTIN, J.W.**, Precipitation Hardening, Pergamon Press, (1968)
- [23] **BARGEL, H-J. ve SCHULZE, G.**, Malzeme Bilgisi, Cilt 1, çev. Ş. Güleç ve A.Aran, 2. Baskı, İ.T.Ü. Kütüphanesi, Sayı: 1521, pp. 152-57, (1993)

- [24] **ONARAN, K.**, Malzeme Bilimi, Çağlayan Basımevi, (1985)
- [25] **COURTNEY, T.H.**, Mechanical Behaviour of Materials, Mc Graw-Hill, pp. 29-32, (1990)
- [26] **MOORE, M.A.**, The Relationship Between The Abrasive Wear Resistance, Hardness and Microstructure of Ferritic Materials, Wear, Vol. 28, pp. 59-68, (1974)
- [27] **MARTIN, J.W.**, Micromechanisms in Particle Hardened Alloys, Cambridge Univ. Press, (1980)
- [28] **Metals Handbook**, Vol. 2, Heat Treating, Cleaning and Finishing, 8th. Ed., ASM, pp. 47-56, (1969)
- [29] **REED-HILL, R.E.**, Physical Metallurgy Principles, 2nd.Ed., D. Van Nostrand Co., (1973)
- [30] **EPSTEIN, S.**, The Alloys of Iron and Carbon, Vol. 1, Constitution, Mc Graw-Hill, pp. 210-234, (1936)
- [31] **MERTZ, E.R., NASH, W.F. and FESS, E.E.**, Heat Treatment of “Metals, ASM, pp. 68-87, (1952)
- [32] **SAMANS, C.H.**, Metallic Materials in Engineering, Mc Millan Co., pp.347- 416, (1963)
- [33] **COTTRELL, A.H.**, An Introduction to Metallurgy, Edward Arnold Ltd., (1968)
- [34] **SHEWMON, P.G.**, Transformations in Metals, Mc Graw-Hill, (1969)
- [35] **AVNER, S.H.**, Introduction to Physical Metallurgy, 2nd. Ed., Mc Graw-Hill, (1974)
- [36] **KURDJUMOV, G. and LYSSAK, L.**, The Application of Single Crystal to the Study of Tempered Martensite, Journal of the Iron and Steel Institute, Vol. 156, pp. 29-36, (1947)

- [37] **KELLY, P.M. and NUTTING, J.**, The Morphology of Martensite, Journal of the Iron and Steel Institute, Vol. 197, pp. 199-211, (1961)
- [38] **HIRATSU, Y. and NAGAKURA, S.**, Crystal Structure and Morphology of the Carbide Precipitated from Martensitic High Carbon Steel During the First Stage of Tempering, Acta Metallurgica, Vol. 20, pp.645-655, (1972)
- [39] **BALLIETT, T.A. and KRAUSS, G.**, The Effect of the First and Second Stages of Tempering and Microcracking in Martensite of an Fe-1.22 C Alloy, Metallurgical Transactions A, Vol. 7A, pp. 82-86, (1976)
- [40] **WILLIAMSON, D.C., NAKAZAWA, K. and KRAUSS, G.**, A Study of the Early Stages of Tempering in a Fe-1.2 C pct. Alloy, Metallurgical Transactions A, Vol. 10A, pp.1351-63, (1979)
- [41] **CHEN, P.C. and WINCHELL, P.G.**, Martensite Lattice Changes During Tempering, Metallurgical Transactions A, Vol. 11A, pp. 1333-39, (1980)
- [42] **SHERMAN, A.M., ELDIS, G.T. and COHEN, M.**, The Aging and Tempering of Iron-Nickel-Carbon Martensite, Metallurgical Transactions A, Vol. 14A, pp.995-1005, (1983)
- [43] **NAGAKURA, S., et. al.**, Crystallographic Study of the Tempering of Martensitic Carbon Steel by Electron Microscopy and Diffraction, Metallurgical Transactions A, Vol. 14A, pp.1025-31, (1983)
- [44] **OLSON, G.B. and COHEN, M.**, Early Stages of Aging and Tempering of Ferrous Martensites, Metallurgical Transactions A, Vol. 14A, pp.1057-65, (1983)
- [45] **BABU, S.S., HONO, K. and SAKURAI, T.**, Atom Probe Field Ion Microscopy Study of the Partitioning of Substitutional Elements During Tempering of a Low-Alloy Steel Martensite, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 25A, pp. 499-508, (1994)

- [46] **ULLAKKO, K., GAVRILJUK, V.G. and NADUKOV, V.M.,** Aging of Freshly Formed Fe-based Martensites at Low Temperatures, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 25A, pp. 889-909, (1994)
- [47] **JANOVEC, J., VYROSTKOVA, A. and HOLY, A.,** The Influence of Tempering Conditions on Microstructure and Carbide Formation in 0.3 C- 1.1 Mn- 0.3 Mo- 0.2 Cr Steel, Canadian Metallurgical Quarterly, Vol. 33, pp. 227-32, (1994)
- [48] **SACHDEV, A.K. and WINCHELL, P.G.,** The Non-Cubic Lattice of Rapidly Quenched Packet Martensite, Metallurgical Transactions A, Vol. 6A, pp. 59-63, (1975)
- [49] **STEWART, J.W., THOMPSON, R.C. and BHADESHIA, H.K.D.H.,** Cementite Precipitation During Tempering of Martensite under the Influence of an Externally Applied Stress, Journal of Materials Science, Vol. 29, pp. 6079-84, (1994)
- [50] **VITEK, J.M. and KLUEH, R.C.,** Precipitation Reactions During the Heat Treatment of Ferritic Steels, Metallurgical Transactions A, Vol. 14A, pp. 1047-55, (1983)
- [51] **KRAUSS, G. and BALLIETT, T.A.,** Fine Structure and the Early Stages of Tempering in the Martensite on Fe-1.22C Alloy, Metallurgical Transactions A, Vol. 7A, pp. 318-20, (1976)
- [52] **AYTEKİN, V.,** Metalürji Termodinamiği, İ.T.Ü. Kütüphanesi, Sayı: 676, (1966)
- [53] **BROPHY, J.H., ROSE, R.M. and WULFF, J.,** Malzemelerin Yapı ve Özellikleri, Cilt 2, İçyapıların Termodinamiği, çev. Onaran, K. ve Altıntaş, S., İ.T.Ü. Kütüphanesi, Sayı: 1325, (1986)
- [54] **BURKE, J.,** The Kinetics of Phase Transformations in Metals, Pergamon Press, (1965)
- [55] **AARON, H.B., FAINSTEIN, D. and KOTLER, G.R.,** Diffusion-Limited Transformations: A Comparison and Critical Evaluation of the Mathematical Approximations, Journal of Applied Physics, Vol. 41, pp. 4404-10, (1970)

- [56] **ANDERSEN, I. and GRONG, O.**, Analytical Modelling of Grain Growth in Metals and Alloys in the Presence of Growing and Dissolving Precipitates-1. Normal Grain Growth, *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 43, pp. 2673-88, (1995)
- [57] **DARKEN, L.S., GURRY, R.W. and BEAVER, M.B.**, *Physical Chemistry of Metals*, Mc Graw-Hill, pp. 437-63, (1966)
- [58] **BISWAS, A.K. and BASHFORTH, G.R.**, *The Physical Chemistry of Metallurgical Processes*, Chapman & Hall Ltd., pp. 88-109, (1962)
- [59] **BODSWORTH, C.**, *The Physical Chemistry of Iron and Steel Manufacture*, Longmans Green & Co. Ltd., pp. 111-23, (1963)
- [60] **LEE, J.F., SEARS, F.W. and TURCOTTE, D.C.**, *Statistical Thermodynamics*, Addison-Wesley, pp. 72-91, (1963)
- [61] **SHEWMON, P.G.**, *Diffusion in Solids*, Mc Graw-Hill, (1963)
- [62] **Diffusion in Body-Centered Cubic Metals**, Proc. of the International Conf. on Diffusion in BCC Materials, ASM, (1965)
- [63] **PARKER, R.H.**, *An Introduction to Chemical Metallurgy*, Pergamon Press Ltd., pp. 121-58, (1967)
- [64] **Di BENEDETTO, A.T.**, *The Structure and Properties of Materials*, Mc Graw-Hill, pp. 25-50, (1967)
- [65] **WERNICK, J.H.**, *Physical Design of Electronic Systems*, Vol. 2, *Materials Technology*, Prentice-Hall Inc., pp. 94-128, (1970)
- [66] **RUOFF, A.L.**, *Introduction to Materials Science*, Prentice-Hall Inc. pp.369-424, (1972)
- [67] **BARRETT, C.R., NIX, W.D. and TETELMAN, A.S.**, *The Principles of Engineering Materials*, Prentice-Hall Inc., pp.144-92, (1973)

- [68] **ASHBY, M.F. and JONES, D.R.H.**, Engineering Materials, Vol. 1, Pergamon Press, pp. 165-71, (1993)
- [69] **TS 1381, Çelik Ucuna Su Vererek Sertleşebilme Deneyi (Jominy Deneyi, Türk Stansartları Enstitüsü, (1973)**
- [70] **ASTM A 255-89, Standart Method for End-Quench Test for Hardenability of Steel**, American Society for Testing and Materials, (1989)
- [71] **TARTAGLIA, J.M. and ELDIS, G.T.**, Core Hardenability Calculations for Carburizing Steels, Metallurgical Transactions A, Vol. 15A, pp.1173-83, (1984)
- [72] **TARTAGLIA, J.M., ELDIS, G.T. and GEISSLER, J.J.**, Hyperbolic Secant Method for Predicting Jominy Hardenability: An Example Using 0.2C- Ni- Cr- Mo Steels, Journal of Heat Treating, Vol. 4, pp. 352-64, (1986)
- [73] **De ANDRES, M.P. and CARSI, M.**, Hardenability: An Alternative to the Use of Grain Size As Calculation Parameter, Journal of Materials Science, Vol. 22, pp. 2207-16, (1987)
- [74] **LARSSON, M., et al.**, Influence of Austenitizing and Quenching Temperatures on Jominy Hardenability of a Case-Hardening and a Boron Steel, Scandinavian Journal of Metallurgy, Vol. 19, pp. 51-63, (1990)
- [75] **LUND, T.**, Measurement and Prediction of Jominy Hardenability, Scandinavian Journal of Metallurgy, Vol. 19, pp. 227-35, (1990)
- [76] **GULDEN, H, et.al.**, Errechnung der Haertbarkeit im Stirnabschreckversuch bei Einsatz und Verguetungsstaehlen, Stahl und Eisen, Vol. 111, pp.103-10, (1991)
- [77] **MOSTERT, R.J. and van ROOYEN, G.T.**, Novel Model For Accurate Calculation of Hardenability and Continuous Cooling Transformation, Materials Science and Technology, Vol. 7, pp. 803-11, (1991)

- [78] **CASPARI, R.H., et. al.**, Berechnung der Haertbarkeit aus der Chemischen Zusammensetzung bei Einsatz und Vergütungsstaehlen, Stahl und Eisen, Vol. 115, pp. 101-108, (1995)
- [79] **MAITREPIERRE, P., et. al.**, In: Hardenability Concepts with Applications to Steel, Kirkaldy, K.S. and Doane, D.V., ed.s, AIME, pp. 421-47, (1978)
- [80] **ANIK, S., CEYHUN, V. and VURAL, M.**, The Computerization of Carbon Equivalent in Welding, 4th. International Conf. on Computer Technology in Welding, (1992)
- [81] **ZACZEK, Z. and CWIEK, J.**, Prediction of HAZ Hardness in Welds of Quenched and Tempered HSLA Steels, Welding Journal, Vol. 72, pp. s37-40, (1993)
- [82] **KASUYA, T. and YURIOKA, N.**, Carbon Equivalent and Multiplying Factor for Hardenability of Steel, Welding Journal, Vol. 72, pp. s263-68, (1993)
- [83] **Haerterei, Technische Mitteilungen**, Vol. 23, No. 2, pp. 85-100, (1968)

EK:A
JOMINY DENEYİ SONRASI SERTLİK GRADYANLARI

Tablo A.1. St 37'den hazırlanan dört deney parçasında Jominy deneyi sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri.

1.deney parçası				2.deney parçası				3.deney parçası				4.deney parçası			
d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD
1.6	267	3.2	219	2.0	259	1.6	282	1.8	246	2.0	227	2.0	247	2.0	264
3.2	220	4.8	191	3.2	217	3.2	234	3.2	233	3.2	218	3.2	225	3.2	219
4.8	197	6.4	181	4.8	191	4.8	197	4.8	196	4.8	199	4.8	193	4.8	188
6.4	184	8.0	169	6.4	182	6.4	175	6.4	185	6.4	176	6.4	174	6.4	172
8.0	169	9.6	164	8.0	172	8.0	170	8.0	178	8.0	169	8.0	166	8.0	167
9.6	162	11.2	158	9.6	169	9.6	164	9.6	167	9.6	163	9.6	163	9.6	164
11.2	156			11.2	167	11.2	165	11.2	165	11.2	163	11.2	159	11.2	158

Tablo A.2. 1025'den hazırlanan dört deney parçasında Jominy deneyi sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri.

1.deney parçası				2.deney parçası				3.deney parçası				4.deney parçası			
d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD
3.2	347	1.6	464	3.2	340	1.6	431	2.1	415	2.2	435	1.6	396	1.6	397
4.8	248	4.8	236	4.8	232	4.8	223	3.2	298	3.2	347	3.2	285	3.2	293
6.4	220	6.4	209	6.4	212	6.4	205	4.8	240	4.8	252	4.8	228	4.8	237
8.0	218	8.0	199	8.0	198	8.0	198	6.4	219	6.4	225	6.4	207	6.4	210
9.6	210	9.6	199	9.6	199	9.6	191	8.0	206	8.0	213	8.0	198	8.0	203
11.2	196	11.2	192	11.2	188	11.2	187	9.6	200	9.6	208	9.6	200	9.6	194
12.8	198	12.8	191					11.2	192	11.2	206	11.2	195	11.2	198
								12.8	190	12.8	200				

[illegible]

Tablo A.5. 5135H'den hazırlanan dört deney parçasında Jominy deneyi sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri.

1.deney parçası				2.deney parçası				3.deney parçası				4.deney parçası			
d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD
1.6	598	1.6	579	1.6	595	1.6	585	1.6	589	1.6	592	3.2	536	1.6	616
3.2	548	3.2	534	3.2	569	4.8	486	3.2	557	3.2	598	6.4	429	3.2	575
4.8	469	4.8	469	4.8	514	9.6	346	4.8	509	4.8	548	8.0	380	4.8	536
6.4	405	6.4	397	6.4	445	11.2	327	6.4	452	6.4	488	9.6	347	6.4	464
8.0	373	8.0	373	8.0	415	12.8	308	8.0	405	8.0	427	11.2	321	8.0	395
9.6	343	9.6	340	9.6	371	16.0	297	9.6	378	9.6	383	12.8	300	9.6	369
11.2	327	12.8	316	11.2	344	20.0	286	11.2	344	11.2	340	16.0	284	11.2	332
12.8	297	16.0	289	12.8	336	25.0	266	12.8	325	12.8	335	20.0	257	12.8	317
16.0	272	20.0	269	16.0	293	30.0	254	16.0	309	16.0	305	25.0	243	16.0	293
20.0	264	25.0	251	20.0	280	40.0	221	20.0	299	20.0	293	30.0	231	20.0	273
25.0	254	30.0	230	25.0	268	50.0	206	25.0	282	25.0	285	40.0	210	25.0	256
30.0	238	40.0	213	30.0	254			30.0	249	30.0	258	50.0	187	30.0	235
40.0	212	50.0	195	40.0	215			40.0	230	40.0	225			40.0	212
50.0	200			50.0	199			50.0	205	50.0	206			50.0	199

Tablo A.6. 4135H'den hazırlanan dört deney parçasında Jominy deneyi sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri.

1.deney parçası				2.deney parçası				3.deney parçası				4.deney parçası			
d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD
1.6	560	1.6	572	1.6	619	1.6	605	1.6	657	1.6	681	1.6	554	1.6	554
3.2	575	3.2	525	3.2	572	3.2	536	6.4	448	3.2	605	3.2	542	11.2	343
4.8	498	4.8	516	4.8	529	4.8	520	8.0	387	6.4	401	6.4	478	12.8	326
6.4	464	6.4	495	6.4	481	6.4	498	11.2	337	8.0	366	8.0	413	16.0	305
8.0	443	8.0	427	8.0	441	8.0	462	12.8	301	9.6	322	9.6	376	20.0	283
9.6	427	9.6	415	9.6	397	9.6	386	20.0	285	11.2	318	11.2	362	24.15	297
11.2	356	11.2	357	11.2	360	11.2	360	24.15	256	12.8	297	12.8	344	30.0	264
12.8	357	12.8	357	12.8	333	12.8	344	30.0	281	20.0	259	16.0	324	40.0	267
16.0	337	16.0	319	20.0	277	20.0	306	40.0	247	24.15	254	20.0	287	50.0	224
20.0	318	20.0	317	24.15	281	24.15	280	50.0	260	30.0	274	24.15	274		
24.15	299	24.15	306	30.0	262	30.0	266			40.0	239	30.0	264		
40.0	274	40.0	301	40.0	243	40.0	254					40.0	275		
50.0	265	50.0	264	50.0	241	50.0	236					50.0	212		

Tablo A.7. 9260'dan hazırlanan dört deney parçasında Jominy deneyi sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri.

1.deney parçası				2.deney parçası				3.deney parçası				4.deney parçası			
d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD	d (mm)	VSD
1.6	650	1.6	733	1.6	669	1.6	724	1.6	721	1.6	734	1.6	703	1.6	681
3.2	612	3.2	650	3.2	635	3.2	642	3.2	650	3.2	698	3.2	681	3.2	627
9.6	449	4.8	622	4.8	585	4.8	657	4.8	592	4.8	623	4.8	602	4.8	572
16.0	330	6.4	598	6.4	560	6.4	591	6.4	545	6.4	593	6.4	609	9.6	445
20.0	319	8.0	545	8.0	540	8.0	495	9.6	493	8.0	589	8.0	554	11.2	411
25.0	307	9.6	498	9.6	459	9.6	508	11.2	452	9.6	498	9.6	493	12.8	384
30.0	295	11.2	464	11.2	457	11.2	464	12.8	376	11.2	445	11.2	435	20.0	296
40.0	290	12.8	422	12.8	409	12.8	397	16.0	346	12.8	397	12.8	383	30.0	299
50.0	272	16.0	333	16.0	350	16.0	357	20.0	320	16.0	344	16.0	360	40.0	287
		20.0	330	20.0	325	20.0	325	25.0	317	20.0	330	20.0	333	50.0	279
		25.0	310	25.0	309	25.0	311	30.0	317	25.0	311	25.0	317		
		30.0	310	30.0	306	30.0	298	40.0	300	30.0	309	30.0	301		
		40.0	262	40.0	299	40.0	267	50.0	274	40.0	278	40.0	286		
		50.0	253	50.0	280	50.0	270			50.0	257	50.0	292		

EK:B
TEMPERLEME SONRASI SERTLIK GRADYANLARI

Tablo B.1. St 37'den hazırlanan deney parçalarında temperleme sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri.

T= 400°C				T=500°C				T=600°C				T=700°C			
d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD
3.2	206	3.2	209	1.6	231	2.2	199	3.2	179	2.0	193	2.0	169	2.2	164
4.8	181	4.8	192	2.0	213	3.2	195	4.8	174	3.2	193	3.2	168	3.2	164
6.4	171	6.4	178	3.2	196	4.8	179	6.4	159	4.8	168	4.8	161	4.8	158
8.0	166	8.0	171	4.8	188	6.4	167	8.0	158	6.4	161	6.4	157	6.4	149
9.6	163	9.6	160	6.4	161	8.0	161	9.6	151	8.0	157	8.0	150	8.0	147
11.2	159	11.2	153	8.0	162	9.6	159	11.2	150	9.6	152	9.6	147	9.6	147
				9.6	157	11.2	151			11.2	150	11.2	144	11.2	138
				11.2	149										

Tablo B.2. 1025'den hazırlanan deney parçalarında temperleme sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri.

T= 400°C				T=500°C				T=600°C				T=700°C			
d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD
1.6	319	1.6	318	1.6	257	1.6	272	2.0	226	2.2	223	1.6	181	2.0	191
3.2	260	3.2	264	3.2	243	3.2	242	3.2	206	3.2	215	3.2	180	3.2	188
4.8	214	4.8	227	4.8	211	4.8	205	4.8	198	4.8	196	6.4	170	6.4	169
6.4	203	6.4	214	6.4	198	6.4	192	6.4	193	6.4	189	9.6	166	9.6	158
8.0	197	8.0	205	8.0	195	8.0	188	8.0	186	8.0	182	12.8	161	12.8	158
9.6	192	9.6	204	9.6	194	9.6	190	9.6	169	9.6	171				
11.2	186	11.2	194	11.2	184	11.2	183	11.2	175	11.2	177				
12.8	181	12.8	190	12.8	178	12.8	176								

Tablo B.3. 1035'den hazırlanan deney parçalarında temperleme sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri.

T= 400°C				T=500°C				T=600°C				T=700°C			
d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD
1.6	417	1.6	401	1.6	350	1.6	338	1.6	274	1.6	279	1.6	220	1.6	213
3.2	399	3.2	394	3.2	333	3.2	302	3.2	266	3.2	285	3.2	206	3.2	205
4.8	383	4.8	361	4.8	314	4.8	302	4.8	274	4.8	274	4.8	203	4.8	203
6.4	281	6.4	314	6.4	266	6.4	272	6.4	234	6.4	257	8.0	187	8.0	187
8.0	260	8.0	258	8.0	259	8.0	256	8.0	238	8.0	236	11.2	199	11.2	184
9.6	258	9.6	260	9.6	220	9.6	245	9.6	236	9.6	234	16.0	187	16.0	181
11.2	233	11.2	254	11.2	243	11.2	243	11.2	206	11.2	218	24.15	179	24.15	174
12.8	236	12.8	237	12.8	221	12.8	247	12.8	210	12.8	208				
16.0	241	16.0	236	16.0	228	16.0	220	16.0	210	16.0	227				
20.0	228	20.0	224	20.0	208	20.0	199	20.0	195	20.0	199				
24.15	225	24.15	202					24.15	206	24.15	199				

Tablo B.4. 1042'den hazırlanan deney parçalarında temperleme sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri.

T= 400°C				T=500°C				T=600°C				T=700°C			
d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD
3.2	425	1.6	431	1.6	359	1.6	350	3.2	269	1.6	281	1.8	228	1.8	226
4.8	343	3.2	429	3.2	345	3.2	354	6.4	250	4.8	248	3.2	219	4.8	222
6.4	302	4.8	325	4.8	297	4.8	299	9.6	241	8.0	243	6.4	211	8.0	212
8.0	292	6.4	284	6.4	280	6.4	279	12.8	235	11.2	233	9.6	204	11.2	207
11.2	281	8.0	272	8.0	272	8.0	271	20.0	220	16.0	227	12.8	202	16.0	201
20.0	260	9.6	265	12.8	267	9.6	271	30.0	208	25.0	221	20.0	194	25.0	197
25.0	243	12.8	262	20.0	260	11.2	263			40.0	207	30.0	191	40.0	190
30.0	237	16.0	256	25.0	253	12.8	259								
40.0	225	20.0	246	30.0	246	16.0	248								
		25.0	237	40.0	225	20.0	242								
		30.0	228			25.0	235								
		40.0	215			30.0	226								
						40.0	222								

Tablo B.5. 5135H'den hazırlanan deney parçalarında temperleme sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri.

T= 400°C				T=500°C				T=600°C				T=700°C			
d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD
3.2	420	2.0	433	3.2	357	2.0	352	1.7	292	1.6	293	1.6	235	1.6	241
4.8	391	3.2	430	4.8	350	3.2	357	4.8	281	3.2	282	4.8	227	3.2	234
8.0	338	4.8	413	6.4	339	4.8	355	8.0	266	6.4	271	8.0	224	6.4	230
9.6	304	6.4	385	8.0	320	6.4	339	11.2	252	9.6	267	11.2	219	9.6	227
11.2	295	8.0	344	9.6	305	8.0	326	16.0	249	12.8	247	16.0	213	12.8	211
12.8	295	9.6	305	11.2	296	9.6	307	40.0	208	20.0	232	25.0	197	20.0	197
16.0	278	11.2	284	12.8	289	12.8	287			30.0	226	40.0	178	30.0	195
20.0	259	12.8	292	16.0	283	16.0	287			50.0	199			50.0	168
25.0	238	16.0	281	25.0	250	20.0	272								
30.0	231	20.0	248	30.0	247	25.0	262								
50.0	191	25.0	253	50.0	196	30.0	238								
		30.0	239			40.0	209								
		40.0	215			50.0	200								
		50.0	197												

Tablo B.6. 4135H'den hazırlanan deney parçalarında temperleme sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri.

T= 400 ⁰ C				T=500 ⁰ C				T=600 ⁰ C				T=700 ⁰ C			
d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD
1.6	473	1.6	466	3.2	381	1.6	380	1.6	306	1.6	317	1.6	252	1.6	252
3.2	452	3.2	425	4.8	354	4.8	380	3.2	306	3.2	322	3.2	240	3.2	250
4.8	430	4.8	437	6.4	360	6.4	369	4.8	300	4.8	300	4.8	245	4.8	245
6.4	430	6.4	397	8.0	355	8.0	337	6.4	292	6.4	285	6.4	234	6.4	256
8.0	411	8.0	385	9.6	327	9.6	314	8.0	285	8.0	272	8.0	225	11.2	241
9.6	390	9.6	376	11.2	308	11.2	325	9.6	264	11.2	253	11.2	218	16.0	215
12.8	324	12.8	334	12.8	300	12.8	306	11.2	264	16.0	236	16.0	206	24.15	209
16.0	330	16.0	327	16.0	289	16.0	269	12.8	234	24.15	234	24.15	213	40.0	210
20.0	311	20.0	303	20.0	277	20.0	262	16.0	232	40.0	228	40.0	204		
24.15	315	24.15	299	24.15	254	24.15	262	20.0	234						
30.0	295	30.0	305	30.0	245	30.0	247	24.15	231						
40.0	295	40.0	285	40.0	241	40.0	241	30.0	215						
50.0	280			50.0	234	50.0	252	40.0	215						
								50.0	214						

Tablo B.7. 9260'dan hazırlanan deney parçalarında temperleme sonrası elde edilen uçtan uzaklık-Vickers sertlik değerleri.

T= 400°C				T=500°C				T=600°C				T=700°C			
d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD	d	VSD
1.6	539	1.6	551	1.6	409	1.6	420	1.6	339	1.9	340	2.0	272	3.2	270
3.2	530	3.2	551	3.2	415	3.2	418	3.2	333	4.8	327	4.8	270	6.4	260
4.8	525	4.8	525	11.2	366	4.8	411	4.8	313	8.0	317	8.0	259	9.6	246
6.4	503	6.4	483	12.8	338	6.4	407	6.4	318	11.2	293	11.2	253	12.8	248
8.0	466	9.6	464	16.0	311	8.0	394	8.0	311	16.0	292	16.0	251	20.0	251
9.6	452	11.2	457	20.0	316	9.6	385	9.6	307	25.0	296	25.0	259	30.0	247
11.2	427	12.8	399	25.0	304	11.2	369	11.2	316	40.0	273	40.0	255	50.0	235
12.8	399	16.0	360	30.0	283	12.8	352	12.8	298						
16.0	347	20.0	317	50.0	262	16.0	345	16.0	288						
20.0	318	25.0	311			20.0	330	20.0	299						
25.0	310	30.0	306			25.0	330	25.0	284						
30.0	286	40.0	286			30.0	317	30.0	273						
40.0	276	50.0	272			40.0	300	40.0	260						
50.0	261					50.0	282								

ÖZGEÇMİŞ

Ahmet Sevük, 13.05.1966'da İstanbul'da doğmuştur. Orta öğrenimini Kadıköy Anadolu Lisesi'nde 1984 yılında tamamladıktan sonra İstanbul Teknik Üniversitesi Makina Fakültesi Makina Bölümü'ne girmiştir. 1988 yılında Makina Mühendisi ünvanını almış ve İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü'nde Makina Anabilimdalı Konstrüksiyon ve İmalat programında yüksek lisans eğitimine başlamıştır. 1990 yılında Yüksek Mühendis olan Ahmet Sevük, aynı enstitüde Makina Anabilimdalının İmalat programında doktora çalışmalarına başlamıştır. 1990 yılı Mayıs ayında İ.T.Ü. Makina Fakültesi Makina Malzemesi ve İmalat Teknolojisi Anabilimdalında araştırma görevlisi olarak çalışmaya başlamış ve bu görevine 1996 yılı Ağustos ayına kadar devam etmiştir. Halen Eczacıbaşı-Kaynak Tekniği Sanayii ve Ticaret A.Ş.'de Araştırma-Geliştirme Bölümü'nde çalışmaktadır. Ahmet Sevük'ün ulusal sempozyumlarda sunulmuş iki adet bildirisi bulunmaktadır.