

29240

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ISLAH ÇELİKLERİNDE SERTLEŞEBİLİRLİK VE
MENEVİŞLEME KARAKTERİSTİKLERİNİN
MATEMATİKSEL MODELLENMESİ ÜSTÜNE
BİLGİSAYAR UYARLAMASI**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
Met. Müh. Yavuz GEZİCİOĞLU**

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Müzeyyen MARŞOĞLU

EKİM 1993

ÖNSÖZ

Bu çalışmamı hazırlarken değerli fikirlerinden yararlandığım , üniversite yaşamım boyunca ilgi ve yardımlarına mazhar olduğum, bizleri iyi bir şekilde yetiştirmeye çalışan değerli hocalarım Prof. Dr. Müzeyyen MARŞOĞLU, Prof. Dr. Şadi KARAGÖZ ve Prof. M.Ali TOPBAŞ'a şükranlarımı sunarım.

Master çalışmama sayelerinde başlayabildiğim, zor günlerimde ilgi ve yardımlarını esirgemeyen, gönül ve minnet borcumu ödeyemeyeceğim değerli ağabeylerim İlker TERZİOĞLU ve Korhan GÖKŞİN'e teşekkürlerimi sunarım.

Beni bu günlere taşıyan herkese ve herşeyimi paylaştığım sevgili aileme saygı ve sevgilerimle...

Eylül, 1993

Yavuz GEZİCİOĞLU

İÇİNDEKİLER

ÖZET	1
SUMMARY	2
GİRİŞ	3
BÖLÜM 1. ISLAH ÇELİKLERİ	3
1.1 Alaşimsız Çelikler	4
1.2 Mangan alaşımlı Çelikler	4
1.3 Krom Alaşımlı Çelikler	4
1.4 Krom-Molibden Alaşımlı Çelikler	4
BÖLÜM 2. ISLAH İŞLEMİ	6
2.1 Sertleştirme	6
2.1.1 Sürekli Soğutmada Dönüşüm	8
2.1.2 Martenzit Kademesinde Yapı Oluşumu	10
2.1.3 Martenzitik Dönüşüm Mekanizması	17
2.2 Sertleştirme Ortamının Cinsi	19
2.3 Sertleştirme Ortamının Sıcaklığı	21
2.4 Parça Yüzey Şartları	23
2.5 Parça Boyutu	23
BÖLÜM 3. SERTLEŞEBİLİRLİK	28
BÖLÜM 4. MENEVİŞLEME	33
4.1 Martenzitin Isıtılmasında Yapı Değişimi	37
4.2 Martenzit ve Artık Östenitin Menevişlenmesinde Etki Mekanizmaları	38
4.3 Menevişlemede Olayların İrdelenmesi	42
BÖLÜM 5. GROSSMAN SERTLEŞEBİLİRLİK KONSEPTİ	44
SONUÇ ve İRDELEME	58
PROGRAM	59
BİLGİSAYAR ÇIKTILARI	63
KAYNAKÇA	78
ÖZGEÇMİŞ	80

ÖZET

Islah çelikleri, günümüz teknolojisindeki geniş kullanım alanlarına sahip yüksek dayanımlı ve sünek malzemelerdir. Mikroalaşımli çelikler üzerinde sürdürülen çalışmalar, ıslah çeliklerinden beklenen performansı tutturma yolunda ilerlemesine rağmen, bu konuda yapılan çalışmaların üretici firmaların tekelinde kalması standartlaştırmayı güçleştirdiğinden ıslah çeliklerinin daha pek çok süre güncelleğini koruyacağı anlamını taşımaktadır.

Bu çalışmada ıslah çeliklerinde sertleşebilirlik ve menevişleme karakteristiklerinin matematiksel modellenmesi üstüne bilgisayar uyarlaması adlı çalışmayı hazırlarken , Grossman'ın kimyasal kompozisyonun sertleşebilirlik üzerindeki etkisi konusundaki çalışmalarından yola çıkıldı. Grossman'ın bu çalışmalarında kimyasal kompozisyonun sertleşebilirlik üzerindeki etkisiyle beraber, tane boyutu, soğutma şiddeti ve soğutma sınırlarında etkileri incelenmiştir. Meneviş hesaplamalarında ise bir grup Alman bilim adamının formüllerden yararlanılmıştır. Grossman'ın deneysel sonuçlarla elde ettiği eğriler matematiksel formüllere dönüştürülmüş, TS 2525 'de belirtilen malzemelerin kimyasal kompozisyonlarına uygulanmış ve ilgili sonuçlar alınmıştır.

SUMMARY

Heat treatment steels provide a high strength and ductility for the needs of today's steel technology. Although the developments on the microalloyed steels intend to reach the performance of the heat treatment steels, the fact that the research of the microalloyed steels are done by a couple of producer companies, makes the standardization of these steels very hard, which means that the heat treatment steels will keep the actuality for a long time.

During the presentation of this work which is about the application of the computer to the mathematical models in the tempering characteristic and hardenability of heat treatment steels, we began with the Grossman's chemical composition and hardenability relation concept. In the work of Grossman, the chemical composition hardenability relation as well as the grain size, cooling rate and the effect of the cooling liquids are examined. The tempering calculations are done by the aid of the formulas derived by a group of German scientists. The curves that are obtained by experimental results are converted to mathematical formulas, applied to the materials chemical compositions mentioned by TS 2525 and the desired results are obtained.

GİRİŞ

Islah çeliklerinin pek çok kullanım alanına sahip bulunmasıyla beraber, ıslah işlemlerinde kimyasal kompozisyondaki bileşenlerin etkisi dolayısıyla ıslah edilen malzemedeki fiziksel ve mekanik özelliklerin nihai sonuçlarında, istenilen değerlerde sapmalara ulaşılmaktadır. Dolayısıyla, pratik çalışmalarda seri üretim aşamalarına geçilmeden önce, daha evvel kullanılan standartta malzeme kullanılmasına rağmen uzun ön çalışmalara gerek duyulmakta, işçilik, zaman, enerji ve malzeme kayıplarına uğranılmaktadır. Bu nedenle, malzemedeki kimyasal konsantrasyonları ve bileşenlerinin ıslah işlemindeki etkilerinin bilinmesi ve bunlara göre doğru hesap yapılması üretim aşamasında yukarıda bahsi geçen kayıpların en aza indirileceğini akla getirir.

BÖLÜM 1. ISLAH ÇELİKLERİ

Islah çelikleri, TS 2525'de belirtildiği şekilde kimyasal bileşim elemanları ve özellikle bileşimindeki karbon miktarı nedeniyle sertleşebilmeye elverişli olan ve ıslah edilmiş durumda belirli bir çekme dayanımında yüksek özlülük gösteren makina yapı çeliğidir. Islah çeliklerindeki karbon miktarı % 0.25 ila % 0.60 arasındadır ve sertleştirme çatlakları oluşum tehlikesini azaltmak amacıyla yüksek arılıkta, alaşımsız ıslah çelikleri, kaliteli ve asal çelik olarak, alaşımlı ıslah çelikleri asal çelik olarak üretilirler. Kalın kesitlerde, yeterli sertleştirme derinliği ancak alaşımlı çeliklerde sağlanabilir.

Islah çelikleri çok yönlü olarak kullanılabilirler. Bunlardan önemlileri, yay çeliği olarak, sıcağa dayanıklı çelik olarak, nitrasyon çelikleri ve ağır dövme parçaları için çeliklerde, alaşımsız takım çeliği olarak, alaşımlı soğuk iş takım çeliği olarak, indüksiyon ve alevle yüzeyi sertleştirilecek çeliklerde ve son olarak yüksek dayanımlı çelik konstrüksiyonlarda çelik malzeme olarak kullanılabilirler .

Islah elikleri kimyasal konsantrasyonlarına göre dört ana grupta toplanabilir:

1. Alaşımsız elikler
2. Mangan alaşımlı elikler
3. Krom alaşımlı elikler
4. Krom-molibden alaşımlı elikler

1.1 ALAŞIMSIZ ÇELİKLER

Bu tür çeliklerde dayanım karbon miktarıyla artar. 16 mm. apa kadar en düşük akma sınırı 370 N/mm² (C 25) ve 570 N/mm² (C 50) arasındadır. 14-40 mm. arasındaki boyutlarda değerler 50-80 N/mm² daha düşük olur.

1.2 MANGAN ALAŞIMLI ÇELİKLER

Mangan sertleşebilirliği arttırır, rneğin 30 Mn 5 ve 40 Mn 4 eliklerinde 40-100 mm. ap sahasında menevişlemeden sonra C 60 eliğinin en düşük akma değerleri bulunur. Ancak yalnız manganla alaşımlandırılmış çelikler, aşırı ısınmaya karşı hassastırlar ve bu kaba tane oluşumuna eğilimleri fazladır. Ayrıca özellikle su içersinde soğutmada sertleşme çatlağı meydana getirebilirler. Buna ek olarak, hadde yönüne dik doğrultuda çok düşük sünekliliğe sahiptirler. Bu kusurları silisyum yada vanadyum ilavesiyle dengelenir.

1.3 KROM ALAŞIMLI ÇELİKLER

Krom sertleşebilirliği oldukça fazla arttırır ve plastisiteye de olumlu etkisi vardır. Örneğin, 40 Cr 4 eliği 16-40 mm. ap sahasında 700 N/mm² en düşük akma sınırına sahiptir ve en az kopma büzülmesi % 45'dir. Bu karakteristikler karşılaştırılırsa C 45 eliğinde 400 N/mm² % 40 yada 40 Mn 4 eliğinde 530 N/mm² ve % 45'dir. Silisyum yada vanadyum ilavesi sertleşebilirliği daha da arttırır. Cr-Si ve Cr-V alaşımlı çeliklerde aynı boyutlarda ve aynı kopma büzülmesi değerleri için yalnız krom içeren çeliklere nazaran daha yüksek akma sınırı değerleri bulunur.

1.4 KROM-MOLİBDEN ALAŞIMLI ÇELİKLER

Molibden kroma nazaran daha kuvvetli sertleştirici etki yapar. Ayrıca meneviş dayanıklılığını artırır ve meneviş kırılma tehlikesini azaltır. Fakat aynı karbon miktarlarında Cr-Mn çeliklerinin mekanik özellikleri, Cr-V çeliklerine oranla biraz düşüktür.



BÖLÜM 2. ISLAH İŞLEMLERİ

Islah işlemleri, sertleştirme ve bunu takip eden menevişleme işlemi olarak tanımlanır.

2.1 SERTLEŞTİRME

Sertleştirme işlemi, öncelikle çelik parçanın östenit faz sıcaklığına kadar ısıtılması ve bu sıcaklıkta belli bir süre tutularak, uygun bir ortamda hızla soğutulması işlemidir. Östenit sıcaklığında tutma süresini, çelik parçanın östenit fazda homojen bir yapıya ulaşması belirler ve bu süre çeliğin kimyasal bileşimine bağlı olarak değişir.

Ötektoid altı çelikler için tavsiye edilen östenitleştirme sıcaklığı A_3 çizgisinin yaklaşık 10 °C üzerindedir. Ötektoid üstü çeliklerde ise, östenitleştirme sıcaklığı genellikle A_{cm} ile A_1 çizgileri arasındadır. Ötektoid üstü çelikler için, bu sınırlar arasındaki sıcaklıktan yapılacak sertleştirme işlemi sonucunda mikroyapıda çözülmemiş karbür taneleri görülür. A_{cm} çizgisi büyük bir açıyla yükseldiği için, ötektoid fazda proötektoid sementidin çözülmesi için yüksek sıcaklığa çıkmak gerekir. Bu durum östenit tane büyümesine sebep olacağı için soğutma sırasında parçanın çatlama riski artacaktır.

Östenit faz sıcaklığında homojenliği sağlamak için yeterli süre bekletilmiş çelik parça, yüksek hızda soğutulursa martenzite dönüşür. Dönüşüm esnasında çeliğin kristal yapısında, yüzey merkezli kübikten hacim merkezli tetragonal yapısına değişiklik olur. Hacim merkezli tetragonal kristalin boyutlarındaki oran, çeliğin kimyasal bileşimindeki karbon miktarına bağlı olarak büyür. Martenzit sertliğinin esası çeliğin kristal yapısındaki değişikliktir. Östenitin martenzite dönüşümünün birkaç önemli karakteristiği vardır, Bunlar;

- Dönüşüm, difüzyonla değil, bir kayma hareketi sonucu oluşur.
- Kimyasal bileşimde bir değişiklik olmaz.
- Dönüşüm sadece sıcaklık azalmasına bağlıdır. Soğutma durursa dönüşüm de durur. Yani dönüşüm zamana bağlı değildir. Martenzit dönüşümün başlangıç sıcaklığı M_s , sona erme sıcaklığı M_f olarak bilinir. Eğer çelik

parça, bu iki sıcaklık değeri arasında bir noktada tutulursa martenzit dönüşümü durur ve sıcaklık düşmedikçe dönüşüm ilerlemez.

- M_s değeri her çelik kalitesine göre karakteristiktir ve sadece kimyasal bileşimin bir fonksiyonudur. Parçanın soğuma hızı değiştirilerek M_s sıcaklığı değiştirilemez.

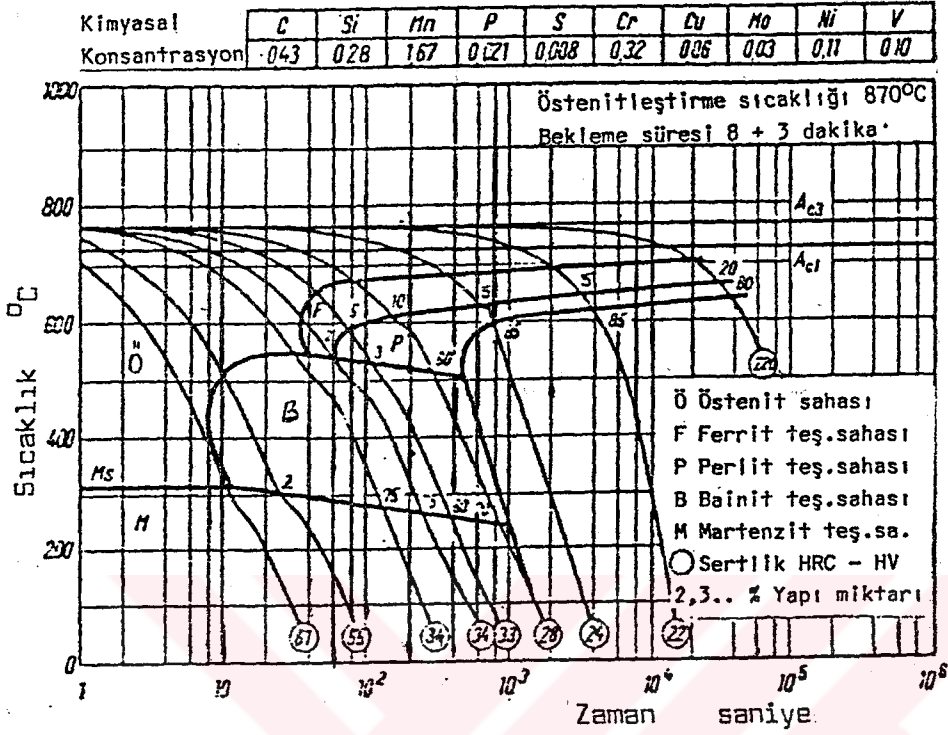
- Martenzitin en önemli özelliği çok sert oluşudur. Martenzit sertliği artan karbon miktarına bağlı olarak yükselir. Ancak karbon miktarının % 0.7 'yi geçmesinden itibaren martenzit yapıda görülebilecek artık östenit, sertlik azalmasına sebep olacaktır.

Sertleşmenin ana gayesi minimum soğuma hızında tamamen martenzit yapı elde etmektir. Tamamen martenzit yapı verecek minimum soğuma hızına kritik soğuma hızı denir. Kritik soğuma hızı çeliğin kimyasal bileşimine ve östenit tane boyutuna bağlı olarak değişir. Sertleştirme sonunda elde edilecek mikroyapı ile, sertlik ve dayanım değerleri sertleştirme işlemindeki soğutma hızına bağlı olarak değişir.

Eğer çelik parça, kritik soğuma hızından daha süratli soğutulursa sonuçta yüksek sertlikte martenzit yapı elde edilir. Fakat eğer, parçaya uygulanan soğutma hızı kritik soğutma hızından daha yavaş olursa, östenitin bir kısmının veya tamamının ferrit ve perlite dönüşüm miktarı artacak ve buna bağlı olarak sertlik de düşecektir.

Soğutma hızının çelik üzerinde meydana gelebilecek yapılar üzerindeki etkileri zaman sıcaklık dönüşüm (ZSD) diyagramlarıyla çok daha iyi anlaşılabilir. Soğutma koşulları, sürekli sıcaklık düşmesi ya da belirli bir sıcaklıkta sabit tutma şeklinde olabileceğinden, sürekli ZSD ve izotermik ZSD olmak üzere iki tür diyagram mevcuttur. Sertleştirme işlemlerinde uygulanan soğutma sürekli olduğundan, aşağıda sürekli ZSD diyagramı örnek olarak verilerek sürekli soğutmada yapı dönüşümleri incelenmiştir.

2.1.1 SÜREKLİ SOĞUTMADA DÖNÜŞÜM



Şekil 1: 42 Mn V 7 çeliğinin Sürekli ZSD diyagramı

ZSD diyagramları ısıtma işlemlerinde, özellikle sertleştirme olaylarında soğutma koşullarına bağlı olarak, son yapının ne olacağını detaylı bir şekilde verdiğinden oldukça önemlidir.

Şekil 1'de 42 Mn V 7 çeliğinin sürekli soğutmadaki dönüşüm diyagramı görülmektedir. Dönüşümün başlangıç ve bitişleri, sıcaklık ve zamana bağlı olarak verilmiştir. Dönüşüm olayları için zaman gerekmesi, sürekli soğutmada sıcaklık düşmesi ile birlikte olduğundan, hatlarda daha uzun zaman ve düşük sıcaklığa kayma olmaktadır. Diyagramda kalın koyu çizgiler dönüşüm, ince çizgiler ise soğuma seyrini belirtmektedir. İnce çizgilerin sonunda yuvarlak içinde verilen sayılar HRC ya da HV olarak sertliği ifade ederler. Açık sayılar, dönüşüm oranlarını yüzde olarak belirtir.

Diyagramdaki en sağda görülen soğuma çizgisi, en yavaş soğutmayı belirlemektedir ve 220 HV sertliğe ulaşmaktadır. Bu soğumada ilk dönüşüm olarak, 2×10^4 saniyede ferrit dönüşümü başlamaktadır. Ferrit dönüşümü 3×10^4 saniyede sona ermekte ve perlit dönüşümü başlamaktadır. Bu esnada % 29 ferrit dönüşmüştür. Perlit dönüşüm yaklaşık olarak 660°C de başlamakta ve 640°C de sona ermektedir. Dönüşümün tamamlanması 4×10^4 saniyede olmakta ve son yapı % 20 ferrit ile % 80 perlitten oluşmaktadır. Soğuma hızı yükseltirirse, şekilde sağdan ikinci soğuma çizgisinde görüldüğü gibi, yaklaşık 2×10^3 saniyede ferrit ve 3×10^3 saniyede perlit dönüşümü daha erken olarak başlar, dönüşümde 4×10^3 saniyede tamamlanır. Hızlı soğutma nedeniyle, ferrit dönüşmesi % 15'e düşmüştür, perlit lehine miktar artması vardır. Ferritik-perlitik yapıda ulaşılan sertlik 22 HRC'dir.

Soğuma hızı daha da arttırılırsa, ferrit ve perlitin yanında sorbit ve troostit yapılarına da rastlanır. Bainitin yapısına çok benzeyen troostit ve sorbit yapıları genel olarak ara kademe yapısı olarak adlandırılabilir. Ara kademe yapısına rastlandığı durum, sağdan 4. soğuma çizgisinde takip edilebilir. 80 saniyede başlayan ferrit dönüşmesi yapıda % 10 kadar olmakta ve daha sonra perlit oluşumu başlamaktadır. Östenitin % 60' ı perlite dönüşmekte ve dönüşüm 300 saniyede son bulmaktadır. % 20 kadar ara kademe yapısı oluştuktan sonra, kalan %20 östenit martenzite dönüşmektedir. Ferrit, perlit, ara kademe yapısı ve martenzitten oluşan yapının sertliği 28 HRC 'dir. Artan soğuma hızı ile birlikte önce perlit dönüşümü (soldan 4. çizgi) ve daha sonra ferrit dönüşümü (soldan 3. çizgi) engellenmektedir. Son durumda yalnızca, ara kademe yapısı ve martenzit oluşur. Daha büyük soğuma hızlarında, yaklaşık olarak 10 saniyede 300°C ye ulaşıldığında (soldan 1. çizgi) artık, ara kademe yapısı da görülmez. Çelik soğutmadan sonra martenzite dönüşürken, pek az da artık östenit kalır. Martenzitin dönüşüme başlama çizgisi M_s , yavaş soğuma hızlarında daha düşük sıcaklıklara kaymaktadır. Bunun nedeni, daha önce oluşan ferrit, perlit ve ara kademe yapısı nedeniyle kalan östenitin karbonca zenginleşmesidir. Yüksek karbon miktarı, martenzitin dönüşümünü daha düşük sıcaklıklara kaydırır.

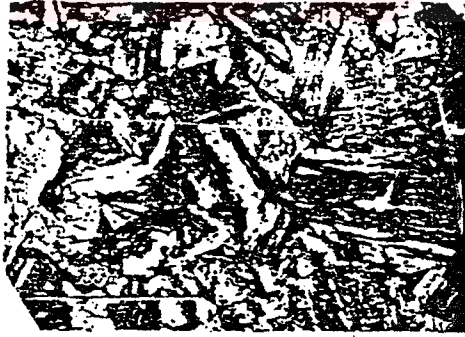
Daha önce belirtildiği gibi sertleştirme işlemindeki amaç çelik malzemede martenzit yapıyı elde etmektir. Dolayısıyla, oluşumu amaçlanan bu yapının

anlaşılması amacıyla martenzit kademesinde yapı oluşumu ve martenzit dönüşüm mekanizması konularının irdelenmesi gereklidir.

2.1.2 MARTENZİT KADEMESİNDE YAPI OLUŞUMU

Demir alaşımlarında martenzitik yapı, metalografik olarak çok iyi ayırt edilebilir. Düşük miktarda alaşım elemanı ve arıtilamayan eleman içeren eden demir alaşımlarında massiv martenzit oluşur. Bu yapı, çoğu zaman plaka martenzit yada lata martenzit olarak da belirtilir. Ayrıca mümkün oluşum mekanizmasına göre, kendi kendine menevişlenmiş martenzit de denmektedir.

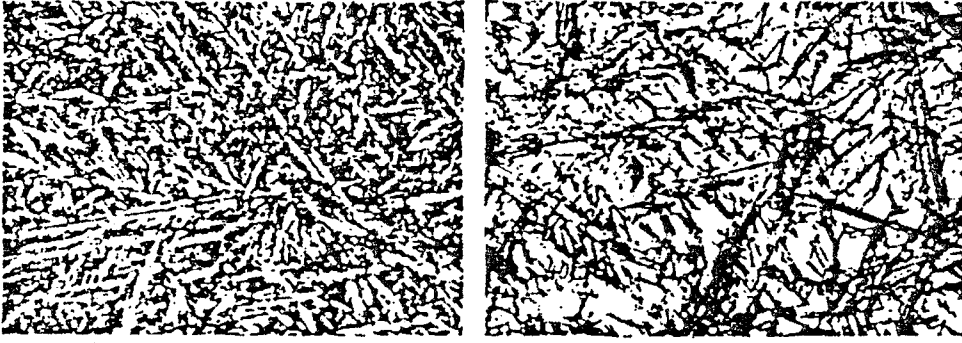
Tipik bir yapı, şekil 2'de görülmektedir. Oluşumun meydana geldiği östenit tanesinin içinde, parlatma düzlemine göre belirli bir kesme açısında plaka yada çubukçuk grupları oluşur. Herbir plaka, dağlamaya bağlı olarak görülen, matristeki yönelmeye uygun belirli sayıda yönelme gösterirler. Ancak elektron mikroskobundaki incelemelerde, alt tane sınırlarıyla birbirinden ayrılmış plakacık dağılımları görülür. Bu yapı alışılmış dağlama yöntemleriyle görülebilir hale getirilebilir.



Şekil 2: % 0.45 karbonlu çelikte massiv martenzit

Yüksek miktarda alaşım elemanı ve arıtilamayan eleman içeren çeliklerde martenzit dönüşümü, daha çok disk veya mercek formunda kristaller oluşturur. Bunlar parlatılmış ve dağlanmış yapıda mızrak veya iğne formunda görülürler (şekil 3). Bu tür martenzit katlanmış martenzit olarak da adlandırılır. Şekil 3'de görüldüğü gibi, iğneler farklı

büyükklüktedir ve birbirlerine 60° ve 120° tercihli açılarda oluşur. Büyük iğnelerin ortasında çoğu zaman, bir dudak görülür.



Şekil 3 : % 1.7 karbonlu ötektoid üstü çelikte iğnesel martenzit

- a) Martenzit açık, artık östenit koyu
- b) Martenzit koyu, artık östenit açık

Martenzitik yapıda sistematik deneyler Fe-C , Fe-Ni ve Fe-N martenzitte uygulanmıştır. Alaşımsız karbonlu çeliklerde massiv martenzit (çubukçuk şekilli), yaklaşık % 0.6 karbona kadar görülür. % 1 karbona kadar her iki oluşum formu oluşur (şekil 4). Buna uygun olarak da, martenzitin alt tane yapısı değişir. Demir-nikel alaşımlarında, mikroskobik görülür yapıdaki geçiş, alt strüktürün değişimiyle tam paralel değildir. Nikel miktarının % 4'ü geçmesiyle, daha önceden dizisel olmayan dislokasyon dağılımı, alt strüktürle çözülür.

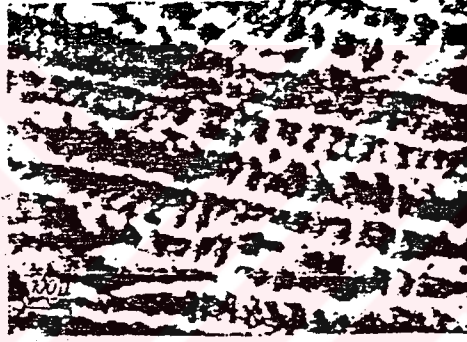


Şekil 4 : % 0.8 karbonlu çelikte martenzitik yapı

Demir-azot alaşımlarında % 0.7 azotta geçiş olur. Bell ve Owen/1/, demir karbon alaşımlarında bir paralellik olduğunu görmüşler ve geçişin aynı atomar konsantrasyonda (yaklaşık 3 atom/100) olduğunu vermişlerdir. Bu miktarlar, martenzitin tetragonalitesi için de değerler verir. Değişik strüktürlerin oluşum mekanizmasında her ikisi arasındaki geçişle,

dönüşüm sıcaklığı veya hacim değişmesi arasındaki bağıntının mevcut olup olmadığı, açık bir şekilde incelenmemiştir.

Orta karbon miktarlı alaşımlı çeliklerde, sık olarak iğnesel martenzit görülür. Bu belirlemede, kuşkusuz iğnelerin karakteristik formuna uygun karışık yapısında uygun olabileceğine dikkat edilmelidir. Orta ve düşük karbonlu martenzitik yapıda, martenzitin bir kısmının soğuma esnasındaki menevişleme benzeri değişime uğrayacağı da bilinmelidir. Yüksek sıcaklıkta oluşan iğneler, bundan dolayı dağlamada koyu renk görülmürler. Bu durum şekil 6'da açık olarak görülmektedir. Burada, dizisel sertleştirme yapısı da mevcuttur. Karbonu azalmış sahalarda, bu sebepten dolayı martenzit iğneleri özellikle iyi seçilir. Martenzitik yapıdaki, yüksek karbonlu bantlar, daha uzun süre dağlama ile görülebilir hale getirilebilir.



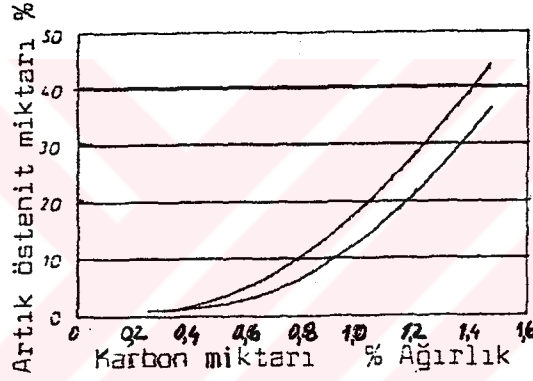
Şekil 5 : Kuvvetli ayrışma yapmış çelikte martenzitik yapı

Dağlamadaki farklılıklardan dolayı, elbetteki her bir martenzit iğnesi arasında yönelme farkları da görülür. Her iki söz konusu martenzitik yapı arasındaki geçişte, ek olarak rölief efektin artması da görülür. Şekil 6'da böyle bir katlanmış martenzitik yapı görünümünü vermiştir.

İğnesel formda martenzitli bir yapı, daima artık östenit içerir (şekil 7). Yüksek karbonlu çeliklerde, az yada çok miktarda artık östenit mutlaka bulunduğundan, martenzit kristalleri daha iyi tanınabilir.

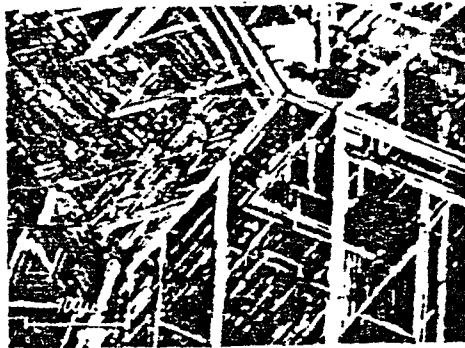


Şekil 6 : Yüksek sıcaklık mikroskopunda, martenzitik dönüşmüş çelik numune. Interferanzkontrast incelemede yüzeydeki rölief oluşumu. (100 Cr 6)



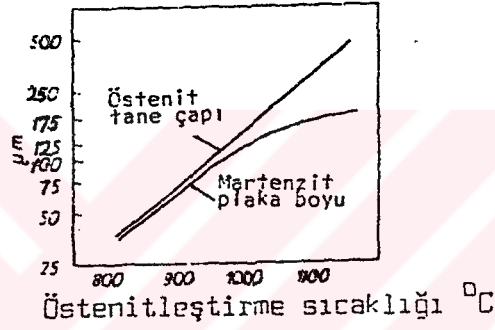
Şekil 7 : Saf demir-karbon alaşımında oda sıcaklığına ani soğutmadan sonra, artık östenit miktarının karbon miktarına bağımlılığı.

Östenitik mangan çeliklerinde ϵ – martenzit, özel bir karakteristik düzene sahiptir (şekil 8). Martenzit plakalarının düzeni kurala çok uygundur ve band formunda olarak yazılabilirler.



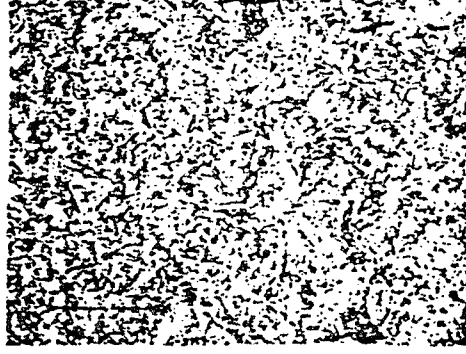
Şekil 8 : X 4 Mn 16 çeliğinde, ϵ –martenziti (beyaz çubuklar).

Martenzit kristallerin büyüklüğü çok farklıdır. Ulaşılabilecek maksimum uzunluk, yaklaşık olarak maksimum östenit tanesinin çapı kadardır (şekil 9).



Şekil 9 : Östenit tane çapı ve martenzit plaka uzunluğunun maksimum büyüklüğü arasındaki bağıntı

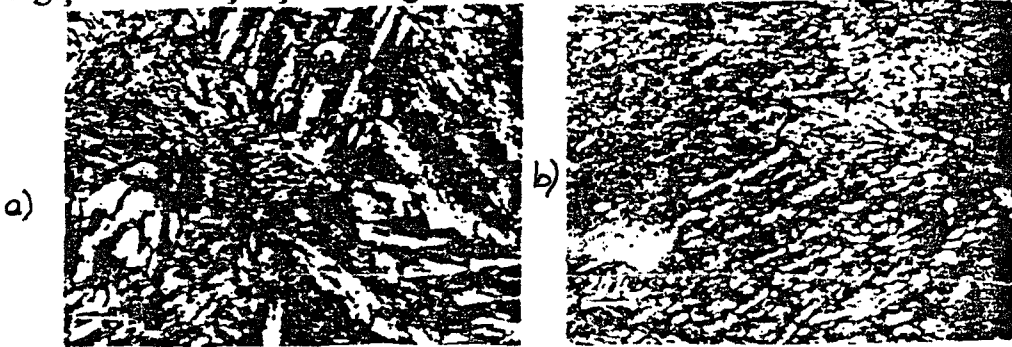
Kaba östenit tanelerinde, martenzit kristallerinin boyu 200 μm ye kadar olabilir. Buna karşılık, çok ince ve ancak çözümlenebilecek strüktürde martenzitik yapı da vardır. Bu tür yapıya metalografik olarak *Hardenit* adı verilir (şekil 10). Bu yapı daha çok yüksek karbonlu, ince östenitik taneli çeliklerde görülebilir.



Şekil 10 : Takım çeliğinde ince iğneli martenzit yapı (Hardenit).

Extrem durum olarak, ayrıca çok yüksek östenitleştirme sıcaklığına çok hızlı ısıtılan ve çok kısa bekleme süresinde (impuls sertleştirme), ışık mikroskobunda dağlama ile çözümlenemeyecek incelikte, ince taneli martenzit oluşur. Takımlar için modern sertleştirme yöntemlerinde, böyle bir yapıya ince yüzey tabakalarında ulaşılabilir.

Eğer, dönüşüm bir plastik deformasyonla birleştirilirse, oldukça ince martenzitik yapıya ulaşılabilir. Böyle bir termomekanik işlem *östenit form sertleştirme* olarak da adlandırılır ve aynı çeliğin, alışılmış yöntemle elde edilene oranla çok daha ince iğneli martenzitik yapıya ulaşılır. Yapının görünümü de, şekillendirme doğrultusuna bağımlı olarak değişim gösterir. Şekil 11'de a ve b'de , düşük sıcaklıkta termomekanik işlemden sonra yapı değişiminin karşılaştırması görülmektedir.



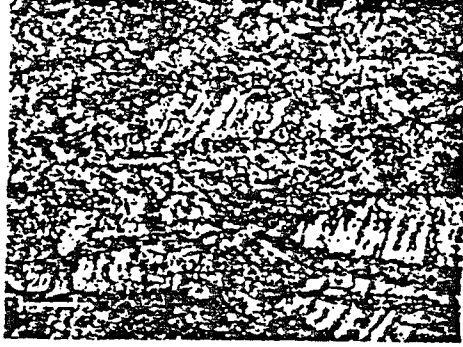
Şekil 11 : 24 CrMoV 5 5 çeliğinde termomekanik işlemden sonra sertleştirmedeki farklı martenzit oluşumu ile alışılmış sertleştirmenin karşılaştırılması.

- a) 1200 °C de östenitleştirmeden sonra yağda sertleştirme
- b) 1200 °C de östenitleştirme, 550 °C deki banyoda soğutma %50 şekillendirme ve yağda soğutma

Benzer işlemle ıslah yapısı şekil 12 a ve b'de görülmektedir. Yüksek sıcaklıktaki termomekanik işlemten sonra damar martenzitik yapı biraz değişir. Şekil 13 a ve b'de 24 Cr Mo V 55 çeliğinden iki numunede farklar açıklanmıştır.



a)

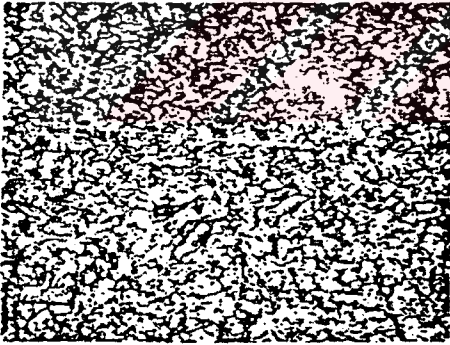


b)

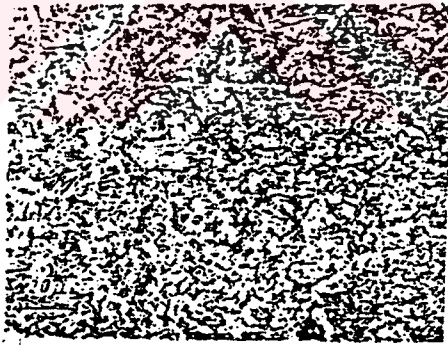
Şekil 12 : 21 CrMoVW 11 çeliğinde termomekanik işlemten sonra farklı oluşmuş ıslah yapısının, normal ıslah yapısıyla karşılaştırılması

a) 950 °C de östenitleştirmeden sonra ıslah

b) Aynı işlem, ancak arada 530 °C de % 46.6 şekillendirme yapılmış



a)



b)

Şekil 13 : 24 CrMoV 55 çeliğinde, yüksek sıcaklıkta termomekanik işlemten sonra sertleştirme yapısı değişiminin, alışılmış sertleştirme ile karşılaştırması

a) 900 °C den sertleştirme

b)% 35 şekillendirmeden sonra, 900 °C şekillendirme ısısından sertleştirme

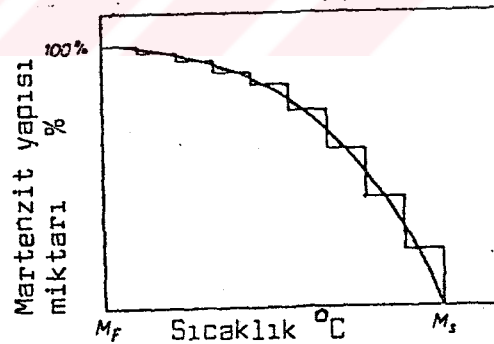
Rekristalizasyon sıcaklığının altında termomekanik işlemten sonraki martenzitin mikroskobik ve alt mikroskobik strüktürü hakkındaki açıklamalarda, bir uyumluluk yoktur. Plastik deformasyondaki

homojensizlik ya da şekillendirme ile kısmen dönüşümün sonucu etkilemesi olasıdır. Bunlara ek olarak, massiv ve iğneli formdaki martenzit arasındaki geçiş, deformasyonla etki edilmesi bilinmemektedir.

2.1.3 MARTENZİT DÖNÜŞÜM MEKANİZMASI

Eğer çelik, en azından kritik soğuma hızının üzerindeki hızla soğutulursa, martenzit oluşur. Martenzit oluşumu M_s sıcaklığında başlar ve kural olarak atermik gerçekleşir. Yani, başlangıç sıcaklığı soğuma hızına bağlı değildir ve dönüşümün büyüklüğü yalnızca, ani soğutmanın yapıldığı sıcaklığa bağlıdır.

Sürekli soğutmada martenzit dönüşüm mekanizması seyri, yaklaşık olarak şekil 14 'de gösterilen şemaya uygun gerçekleşir. Dolayısıyla düşen sıcaklıkla birlikte dönüşüm devam eder. Pratik olarak dönüşümün olmadığı ara hacimde çok kısa zamanda küçük sahada dönüşüm gerçekleşir. Şekil 14'de merdiven tarzında verilen eğri, olayı daha iyi şekilde açıklar.



Şekil 14 : Sürekli soğutmada martenzit dönüşümün şematik görünümü

Var olan östenit tanesinin büyüklüğüne bağlı olarak gerçekleşen adım, daha doğrusu dönüşen yapı miktarı farklı olur. Özellikle kaba östenitik tanelerde, dönüşüm başlangıcında, her kademedede daha büyük martenzit miktarı görülür. Bir martenzit kristalinin oluşum süresi 7×10^{-7} saniyedir. Büyük martenzit plakaları için plakacık doğrultusunda gelişme hızı yaklaşık 100 m/s kadardır ve önemli değildir.

Martenzit dönüşümü başlangıç sıcaklığı M_s ve dönüşümün sona erdiği sıcaklık M_f , karbon miktarına ve alaşım elemanlarına bağlıdır. Düşük ve orta alaşımlı çelikler için Stuhlman /1/ şu formülü vermektedir;

$$M_s(^{\circ}C) = 550 - 350C - 40 Mn - 20 Cr - 10 Mo - 17 Ni - 8 W - 10 Cu + 15 Co + 30Al$$

Özellikle yüksek alaşımlı Cr-Ni çeliklerinde, G.H. Eichelmann/1/ martenzit sıcaklığını aşağıdaki alaşım elemanları sahası için şöyle vermektedir;

Cr %	10	...	18
Ni %	6	...	12
Mn %	0.6	...	5
Si %	0.3	...	2.6
C %	0.01	...	0.12
N %	0.01	...	0.06

$$M_s(^{\circ}C) = 41.7(14.6 - Cr) + 61.1(8.9 - Ni) + 33.3(1.33 - Mn) + 27.8(0.47 - Si) + 1667(0.068 - (C + N)) - 32$$

Yukarıda verilen formüllerde, element sembolleri, söz konusu elementin % ağırlık miktarını belirtmektedir. Sayılardan değiş atomlu atomlu elementlerin, arayer atomlu elementler kadar etkili olmadığı görülmektedir. Bu amprik bağıntılarda, arayer atomu olarak yalnızca karbon ve azota dikkat edilmelidir.

Arı demirde martenzit sıcaklığı farklı verilmektedir. % 0.0017 karbonlu demir için 750 °C bulunmuştur. Martenzit sıcaklığı yükselen karbon miktarıyla çok hızlı düştüğü için literatürlerde verilen değerlerin dağılımı kolayca açıklanabilir. Özellikle düşük karbon miktarlarında martenzit dönüşümün başladığı sıcaklık, bittiği sıcaklığa oranla çok hızlı düşmektedir. Yüksek karbon miktarlarında, dönüşümün bittiği sıcaklık nerdeyse sabit kalmaktadır.

Pratik alaşım tekniğinde, kobalt ve alüminyum gibi önemli birkaç element M_s sıcaklığını yükseltir. Mekanik gerilmelerin meydana getirilmesiyle, martenzit dönüşümü hızlandırılır. Numunelerdeki pek az plastik deformasyon, M_s sıcaklığını yükseltir.

Yükselen karbon miktarlarıyla M_s sıcaklığının değişimi, ayrıca östenitleştirme koşullarına bağlı olarak da değişir. Karbür ne ölçüde mükemmel çözülebilirse ve östenit ne kadar yüksek karbon içerirse, martenzit noktası o kadar aşağıya iner. Metalografik olarak homojen olarak görülen östenitte de, östenitleştirme sıcaklığında ek yükselmeler, M_s sıcaklığını daha da düşürür. Yükselen sıcaklıkla, denge ayrışmaları çözülür ve karışık kristalde daha yüksek ortalama karbon konsantrasyonuna ulaşılır. M_s noktası, östenit tane büyüklüğü ile de değişebilir. Östenit tanesi büyüklüğü, M_s 'in yükselmesine de etki eder. Kural olarak bu etki, kuvvetlenen karbür çözülmesinin karşı etkisi olarak ortaya çıkar.

Martenzit dönüşümünün sona erdiği M_f sıcaklığına, M_s sıcaklığında olduğu gibi benzer tarzda etki edilebilir. Bunun sonucu olarak, birçok çeliğin oda sıcaklığında ani soğutulmasında belirli miktar artık östenit kalır. Artık östenit, yüksek karbonlu ve yüksek alaşımlı çeliklerde, yapıda açıkca tanınacak şekilde görülebilir. Pek az artık östenit miktarları, çoğu zaman ani soğutma yapısında küçük açık lekeler olarak görülür.

Eğrilerin seyrinde ek bir değişim de, soğumanın başlangıcında veya martenzit dönüşüm esnasında kesinti yapıldığında görülür. Takip eden ek dönüşüm, daha düşük sıcaklık gerektirir ve söz konusu ani soğutma sıcaklığında, eşit martenzit miktarına ulaşamaz. Bu etki, *östenit stabilizasyon efekti* olarak açıklanır.

Sertleştirme işleminde, çelik malzemenin sertleşmesine dolayısıyla soğuma hızına etki eden çeşitli faktörler vardır. Bunlar aşağıdaki gibi sıralanabilir;

- Sertleştirme ortamının cinsi
- Sertleştirme ortamının sıcaklığı
- Parçanın yüzey şartları
- Parçanın boyutu

2.2 SERTLEŞTİRME ORTAMININ CİNSİ

İdeal sertleştirme ortamı, başta çelik parçasını ZSD diyagramının burun bölgesini kesmeyecek şekilde yüksek hızda soğutan ve sonra düşük sıcaklıklarda yavaş soğutma hızı veren ortam olarak tarif edilir. Ancak

pratikte böyle ideal soğutma ortamı sağlayan soğutma ortamı yoktur. Çelik parçasının soğutulması üç evrede gerçekleşir.

1. Evre

Düşük sıcaklıktaki soğutma ortamıyla temasa geçen yüksek sıcaklıktaki çelik parçanın yüzeyinde, ince bir buhar tabakası oluşur. Bu tabakanın ısı iletimi çok düşük olduğundan, parça ısısının soğutma ortamına geçişi çok yavaştır. Bu sebepten birinci evre boyunca soğuma hızı oldukça düşüktür.

2. Evre

Parça yüzeyindeki buhar tabakasının bozulmasıyla başlar. Bu evrede yüzeyde şiddetli kaynama meydana gelerek, çelik parçanın sıcaklığı hızla düşer. Soğumanın en hızlı olduğu bölüm bu evredir.

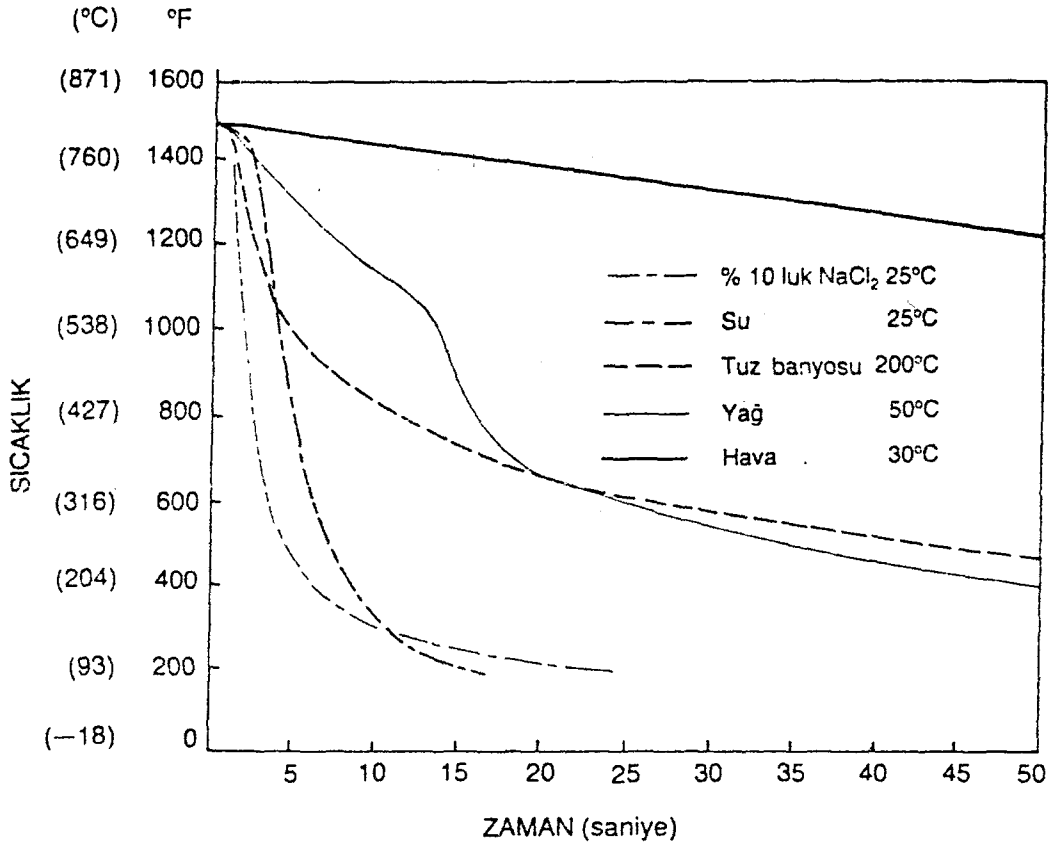
3. Evre

Parça yüzey sıcaklığının soğutma maddesinin kaynama sıcaklığına ulaşmasıyla başlar. Parça yüzeyinde kaynama durmuştur ve soğutma, ısı iletimi şeklinde olur. Bu evrede soğuma hızı tekrar yavaşlamıştır.

Aşağıda azalan soğutma şiddetlerine göre çeşitli soğutma ortamları aşağıdaki gibi sıralanmıştır.

1. %10'luk NaCl_2 çözeltisi
2. Su
3. Tuz banyosu
4. Yağ çözeltileri
5. Yağ
6. Hava

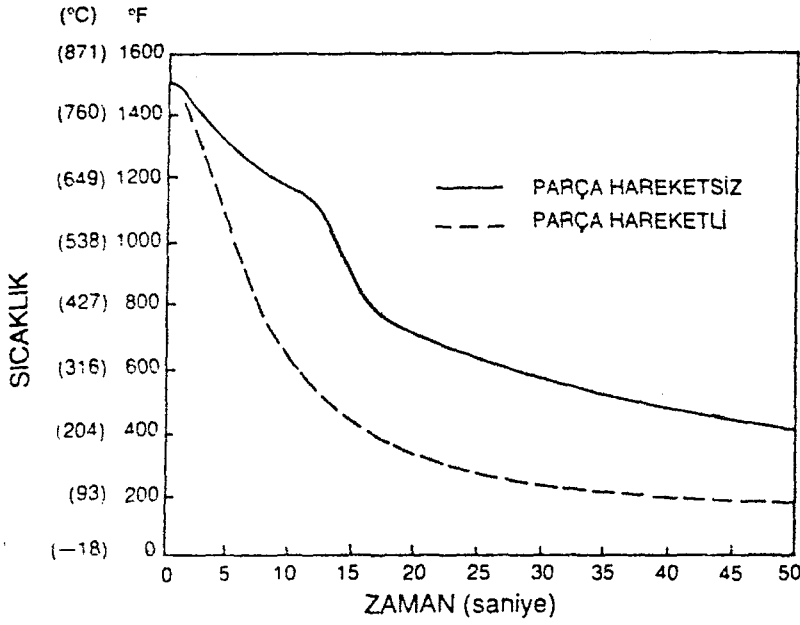
Şekil 15'de yukarıdaki soğuma ortamları kullanılarak 12 mm çapındaki paslanmaz çelik çubuk parçalarının merkezleri için elde edilmiş soğuma eğrileri verilmiştir. Eğrilerin incelenmesinden her soğuma ortamının karakteristik soğutma evrelerine sahip olduğu görülmektedir.



Şekil 15 : 12 mm çapında, 60 mm boyundaki paslanmaz çelik çubukların merkezleri için, çeşitli soğuma ortamlarında elde edilmiş soğuma eğrileri. Parçalar belli sıcaklıklardaki soğutma ortamlarında hareketsiz olarak soğutulmuşlardır.

2.3 SERTLEŞTİRME ORTAMININ SICAKLIĞI

Genel olarak sertleştirme ortamının sıcaklığı yükseldikçe soğuma hızı düşer. Sertleştirme sırasında yüksek sıcaklıktaki çelik parçanın ortam sıcaklığını yükseltmemesi için ortam hacminin yeterli miktarda olması gereklidir. Bazı durumlarda soğutma tanklarına eşanjör eklenerek ortam sıcaklığı kontrol edilir. Ayrıca soğutma hızını arttırmak ve ortam sıcaklığını sabit tutmak için, ortamda çalkantı (sirkülasyon) sağlanabileceği gibi, parçanın ortam içindeki hareketi de söz konusu olabilir. Böylece soğumanın birinci evresinde, parça yüzeyinde oluşan buhar tabakası etkili bir şekilde giderilerek soğuma hızı artırılmış olur. Şekil 16 'de 50° C'deki yağ banyosunda sertleştirilen paslanmaz kalitedeki bir çelik parçasının ortam içinde hareketli olup olmamasına bağlı olarak değişen soğuma eğrileri verilmiştir.



Şekil 16 : Soğutma ortamı içinde parça hareketinin soğuma hızına etkisi. Soğutma ortamı 50 °C de yağdır.

Kullanılan sertleştirme ortamının, sirkülasyon olup olmamasına bağlı olarak, bir sertleştirme şiddeti değeri ortaya çıkmıştır. Aşağıdaki tabloda (tablo 1), durgun su için sertleştirme şiddeti 1 olarak baz alındığında çeşitli soğutma metodları için değişik ortamlara ait sertleştirme şiddeti değerleri verilmiştir.

Soğutma Metodu	Yağ	Su	% 10'luk NaCl ₂ çözeltisi
Çalkantisız ortam	0.25-0.30	0.9-1.0	2
Az çalkantılı ortam	0.30-0.35	1.0-1.1	2-2.2
Orta çalkantılı ortam	0.35-0.40	1.2-1.3	
İyi çalkantılı ortam	0.40-0.50	1.4-1.5	
Kuvvetli çalkantılı ortam	0.50-0.80	1.6-2.0	
Şiddetli çalkantılı ortam	0.80-1.10	4	5

Tablo 1 : Durgun su için sertleştirme şiddeti 1.0 olarak baz alındığında, çeşitli soğutma metodları için değişik ortamlara ait sertleştirme şiddet değerleri

2.4 PARÇA YÜZEY ŞARTLARI

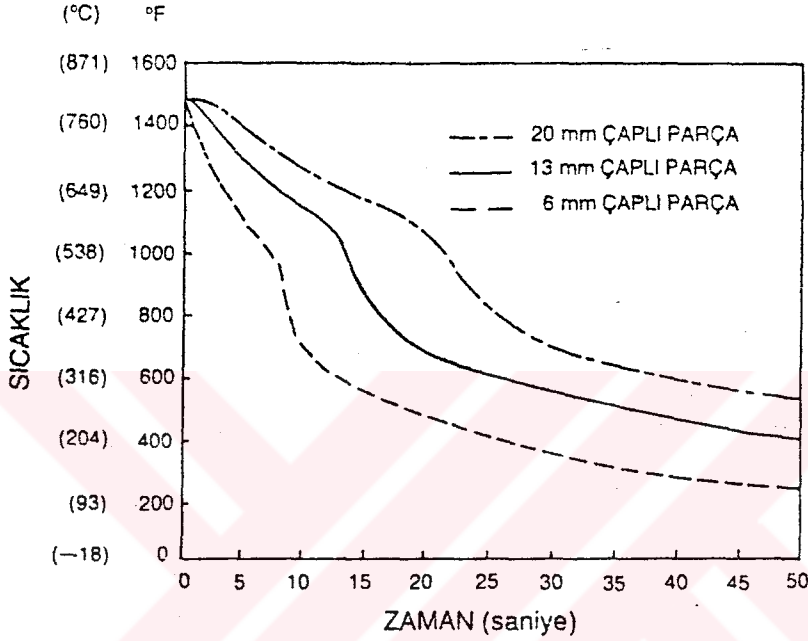
Çelik parça östenit faz sıcaklığına getirilmek için ısıtılırken fırın atmosferindeki su buharı veya oksijenin varlığından dolayı, yüzeyinde tufal adı verilen demiroksit tabakası oluşur. Kalın bir tufal tabakasının, parçanın soğuma hızını yavaşlatıcı yönde önemli etkisi vardır. Bu sebepten tufal oluşumunu veya tamamen önlemek için pratikte değişik bazı yöntemler uygulanır. Aşağıda bu yöntemlerden bazıları sıralanmıştır. Hangi yöntemin seçileceği, çelik parçasına, kullanılan fırına, mevcut ekipman durumuna ve maliyete bağlı olarak değişir.

- Dökme demir talaşı: Çelik parça bir kutuda dökme demir talaşına gömülerek fırına yerleştirilir. Fırın atmosferindeki oksijen öncelikle dökme demir talaşıyla reaksiyona girerek, çelik parçasına ulaşmadan harcanmış olur.
- Koruyucu atmosfer: Fırın atmosferinde, çelikte reaksiyona girmeyecek gaz karışımı oluşturulur. Bu amaçla hidrojen, parçalanmış amonyak veya özel jeneratörlerde metan, propan gibi hidrokarbonların kısmen veya tamamen yanması sonucu elde edilmiş gazlar kullanılır.
- Nötr tuz banyoları: Çelik parçanın östenit faz sıcaklığına ısıtılması, sıvı haldeki nötr tuz banyosu içinde yapılır.
- Bakır kaplama: Parça yüzeyi çok ince bakır tabakasıyla kaplanarak tufal oluşumu önlenir. Bu metod, eğer işletmede bakır kaplama tankları mevcut ise ekonomik olarak kullanılır.

2.5 PARÇA BOYUTU

Çelik parçanın yüzeyi soğutma ortamıyla temas ettiğinden, parça yüzey alanının, kütlesine oranı soğuma hızını belirleyen önemli bir faktördür. Bu oran parçanın geometrik şekline yakından bağlıdır ve oranın büyümesi soğuma hızını artırır. Küresel parçalar için bu oran fazlaca önemli değildir. Silindirik parçalarda ise, oran parça çapına ters orantılı olarak bağıntılıdır.

Tellerde ve ince levhalarda yüzey alanının kütleye oranı oldukça büyük olduğundan, yüksek soğuma hızı elde edilir. Şöyle bir genelleme yapmak mümkündür. Aynı sertleştirme şartlarında, büyük parça küçük parçadan daha yavaş soğuyacaktır. Şekil 17'de, üç değişik çaptaki silindirik paslanmaz çelik parçaların merkezleri için elde edilmiş soğuma eğrileri görülmektedir.



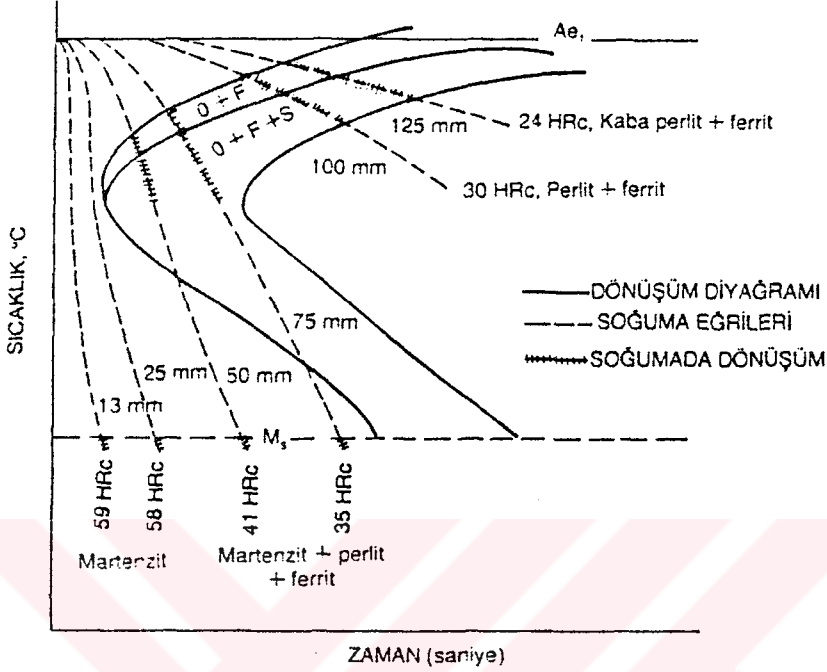
Şekil 17 : Parça boyutunun soğuma hızına etkisi, soğutma ortamı 50 °C de yağdır

Aşağıdaki tabloda (tablo 2) , değişik boyutlardaki % 0.45 karbonlu silindirik parçalar için yapılmış sertleştirme işlemi sonrası, yüzey sertlik değerleri verilmiştir. Parçalar suda sertleştirilmişlerdir.

Ebad mm	Yüzey Sertliği HRC
13	59
25	58
50	41
75	35
100	30
125	24

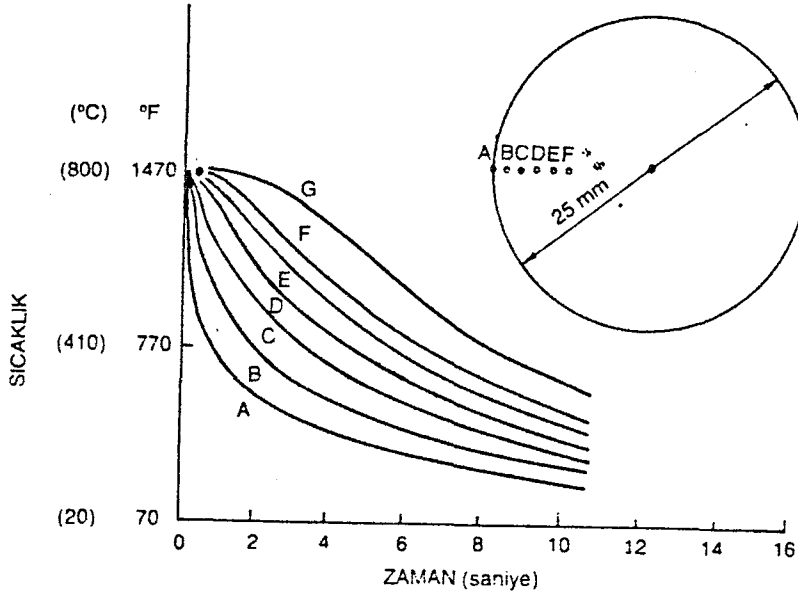
Tablo 2

Şekil 18 'de 0.45 karbonlu çeliğin ZSD diyagramı üzerinde Tablo 2'deki sertlik değerlerini ve soğutma sonunda elde edilmiş yapı değişikliklerini gösteren yüzey soğuma eğrileri çizilmiştir.



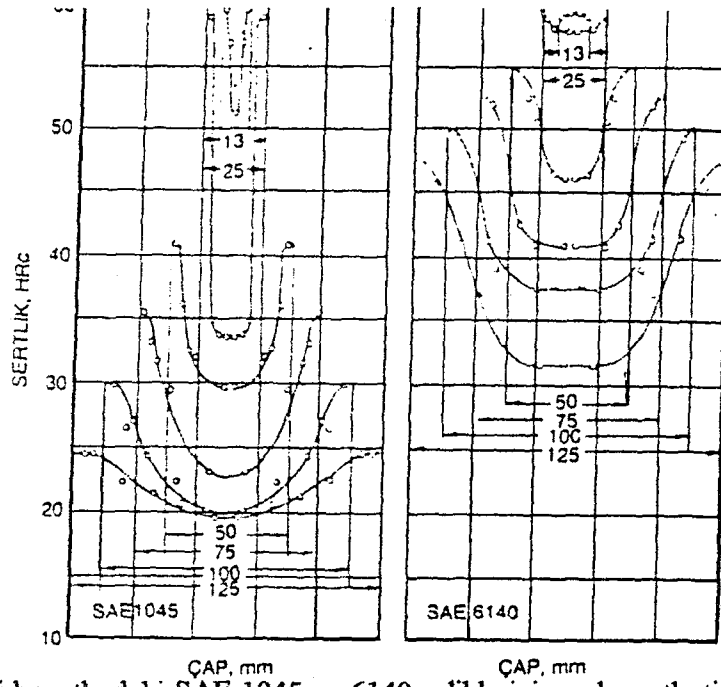
Şekil 18 : % 0.45 karbonlu çeliğin ZSD diyagramı üzerinde çeşitli boyutlar için elde edilmiş soğuma eğrileri ile soğutma sonunda elde edilen mikro yapı ve sertlik değerleri

Yukarıdaki şekilde, 13 ve 25 mm çaplı parçalar için çizilmiş soğuma eğrilerinden anlaşıldığı gibi, bu parçaların yüzey soğuma hızları kritik soğuma hızını geçtiği için sonuçta yüksek sertlikte martenzit yapı elde edilmiştir. 50 ve 75 mm çaplı parçaların yüzey soğuma hızları orta derecededir ve sonuçta martenzit, perlit ve ferrit karışımı yapı meydana gelmiştir. 100 ve 125 mm çaplı parçalar için ise, yüzeydeki soğuma hızı oldukça yavaştır ve sonuçta yapı, östenitin ferrit ve perlite dönüşümünden meydana gelmiştir. Buraya kadar parçanın sadece soğuma hızları ve sertlikleri incelenmiştir. Halbuki parçanın kesiti boyunca yüzeyden çekirdeğe doğru değişik soğuma hızları oluşur. Aşağıdaki şekilde 25 mm çapındaki çubuğun suda sertleştirildiğinde, kesitin çeşitli noktalarında elde edilmiş soğuma eğrileri görülmektedir (şekil 19).



Şekil 19 : 25 mm çapındaki bir çelik çubuğun, suda hızlı soğutulduğunda kesitin çeşitli noktalarında elde edilen soğuma eğrileri

Kesitte alınan belirli bir nokta için elde edilmiş farklı soğuma hızları sonuçta o noktalar için değişik sertlik değerleri verecektir. Aynı kalitedeki çeşitli boyutlarda alınan çelik çubukların çapları boyunca yapılan sertlik taraması sonuçları bir diyagram üzerinde noktalanırsa sertlik ilerleme eğrileri elde edilir. Aşağıdaki şekilde (şekil 20) aynı karbon miktarına sahip fakat iki değişik kalitedeki SAE 1040 ve SAE 6140 çeliklerinin çeşitli boyutlardaki sertlik ilerleme eğrileri çizilmiştir. Soldaki SAE 1040 çeliğininin sertlik ilerleme eğrileri incelendiğinde, 30 HRC sertlik değeri üç değişik boyutta görülür. Fakat bu aynı sertlik değeri, parçaların kesitlerinin farklı noktalarında elde edilmiştir. 30 HRC sertlik değerine, 100 mm'lik parçanın yüzeyinde, 75 mm'lik parçanın yüzeyinden yaklaşık 10 mm içerde ve 500 mm'lik parçanın ise hemen hemen çekirdeğinde ulaşır.



Şekil 20 . Çeşitli boyutlardaki SAE 1045 ve 6140 çeliklerinin suda sertleştirildiklerinde elde edilen sertlik ilerleme eğrileri

Sertleştirme sırasında, bu noktaların soğuma hızları aynı olduğundan, sonuçta aynı sertlik değerleri elde edilmiştir. Bu durum çok önemli bir sonuç ortaya çıkarır. Aynı kimyasal bileşim ve aynı östenit tane boyutundaki çelik parçalar için, parçaların boyutu, şekli ve sertleştirme şartları dikkate alınmaksızın, aynı soğuma hızına sahip noktalarda aynı sertlik değeri elde edilir. Ancak bu cümlemin tersi aynı olmayabilir. Yani, aynı kimyasal bileşimdeki ve aynı östenit tane boyutundaki bir çelik parça için, aynı sertlik değeri elde edilen farklı noktaların soğuma hızları aynı olmayabilir. Daha açık bir anlatımla, bir çelik parçanın sertleştirilmesi işleminde, merkezin soğuma hızı ZSD diyagramındaki kritik soğuma hızını geçerse parçanın kesiti boyunca aynı sertlik değeri elde edildiği halde yüzey ve çekirdeği farklı hızlarda soğuyacaktır.

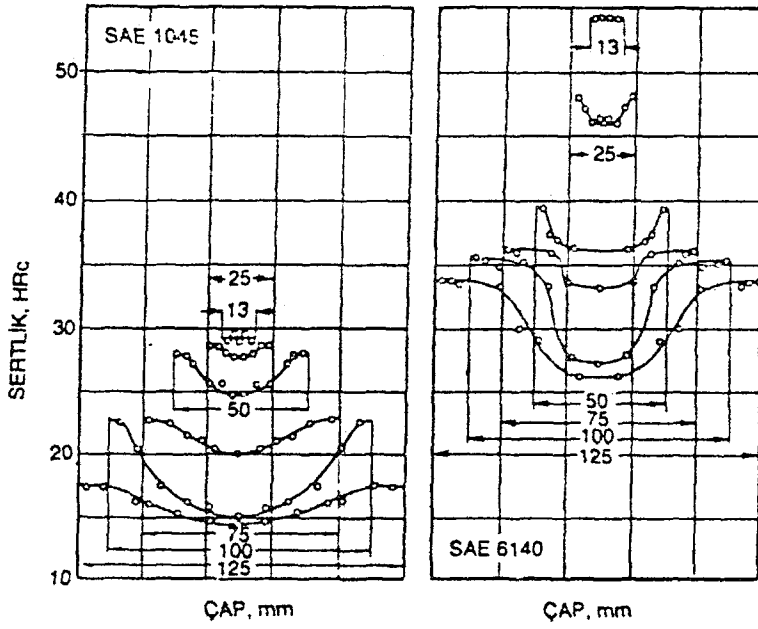
BÖLÜM 3. SERTLEŞEBİLİRLİK

Sertleştirme işlemi sonunda, bir çelik parçasının yüzeyinden çekirdeğe doğru yarıçapı boyunca sertliğin ne kadar ilerlediği o çeliğin sertleşebilirliğine bağlı olarak değişir. Eğer sertlik derinliğine ilerlememişse böyle bir çelik için düşük sertleşebilirliği olan çelik tanımı kullanılır. Çeliğin sertleşebilirliğini veya diğer bir deyişle sertlik ilerleme derinliğini arttırmak için iki değişik yöntem kullanılır.

1. Çeliğin kimyasal bileşimindeki alaşım elamanları artırılarak veya östenit tane boyutu büyütülerek, ZSD diyagramındaki dönüşüm eğrileri sağa doğru kaydırılır. Bu çeliğin kritik soğuma hızının yavaşlatılması demektir. Böylece, aynı sertleştirme şartlarında, daha yüksek sertlikler ve daha fazla sertlik derinlikleri elde edilir. Şekil 22'de, aynı karbon değerine sahip, çeşitli boyutlardaki SAE 1040 çeliği ile kimyasal bileşiminde Cr ve V içeren SAE 6140 çeliğinin suda sertleştirildiklerinde kesitlerindeki sertlik değişim eğrileri görülmektedir.

2. Çeliğin kimyasal bileşiminde herhangi bir değişiklik yapılmadan (ZSD diyagramında dönüşüm eğrileri sabit tutularak), sertleştirme ortamının soğutma şiddeti artırılarak veya parçanın ortamda hareketi sağlanarak soğuma hızı artırılır. Böylece daha yüksek sertlikler ve daha fazla sertlik derinlikleri elde edilir.

Aşağıda görülen şekil 21'ün, şekil 20 ile karşılaştırılması bu yöneme açıklık getirmektedir. Şekil 21'de sertleştirme ortamı yağ iken , şekil 20'de sertleştirme ortamı olarak su kullanılmıştır.



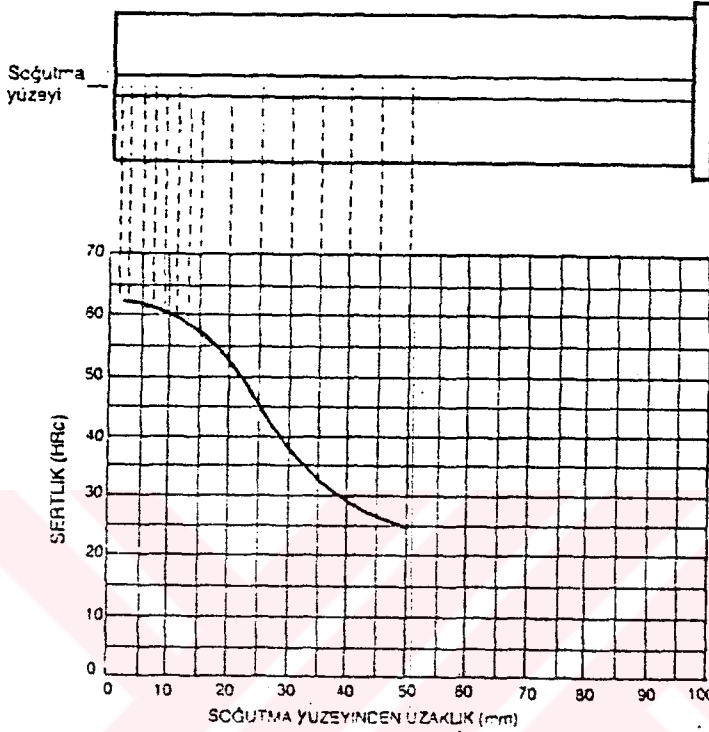
Şekil 21 : Çeşitli boyutlardaki SAE 1045 ve 6140 çeliklerinin yağda sertleştirildiklerinde elde edilen sertlik ilerleme eğrileri

Yüksek sertlik ve derinlik sağlamak için soğuma hızının artırılması, sertleştirme sırasında parçanın çarpılma ve çatlama tehlikesini arttıracığından, daha yaygın olarak alaşımlı çelik kullanılması önerilir.

Çeliğin sertleştirme sonrası kazanacağı sertlik, satın alımındaki tercih faktörlerinden en başta gelenidir. Bu sebepten çeliğin sertleşebilirliğini belirleyen bir deneye ihtiyaç vardır. İşte bu amaçla, bir uçtan soğutulularak sertleşebilirlik deneyi veya diğer yaygın adıyla Jominy deneyi uygulanır. Bu deney uluslararası düzeyde standartlaştırılmıştır. Detayları TS 1381'de verilen deney için, 25 mm çapında 100 mm boyunda bir deney parçası hazırlanır. Uygun östenit sıcaklığında 30 dakika ısıtılır ve fırından alınarak en fazla 5 sn içinde deney cihazına yerleştirilerek alt düzeyine su püskürtülür. Su püskürtme zamanı en az 10 dakikadır. Soğutma suyunun sıcaklığı, deney parçasının alt yüzeyi ile su püskürtme borusunun ucu arasındaki açıklık ve su püskürtme borusunun iç çapı belirli değerlerde sabittir.

Parça, deney cihazında en az 10 dakika soğutulduktan sonra alınarak, uzunluk eksenine doğrultusunda karşılıklı yüzeyi 0.4 mm derinlikte taşlanır

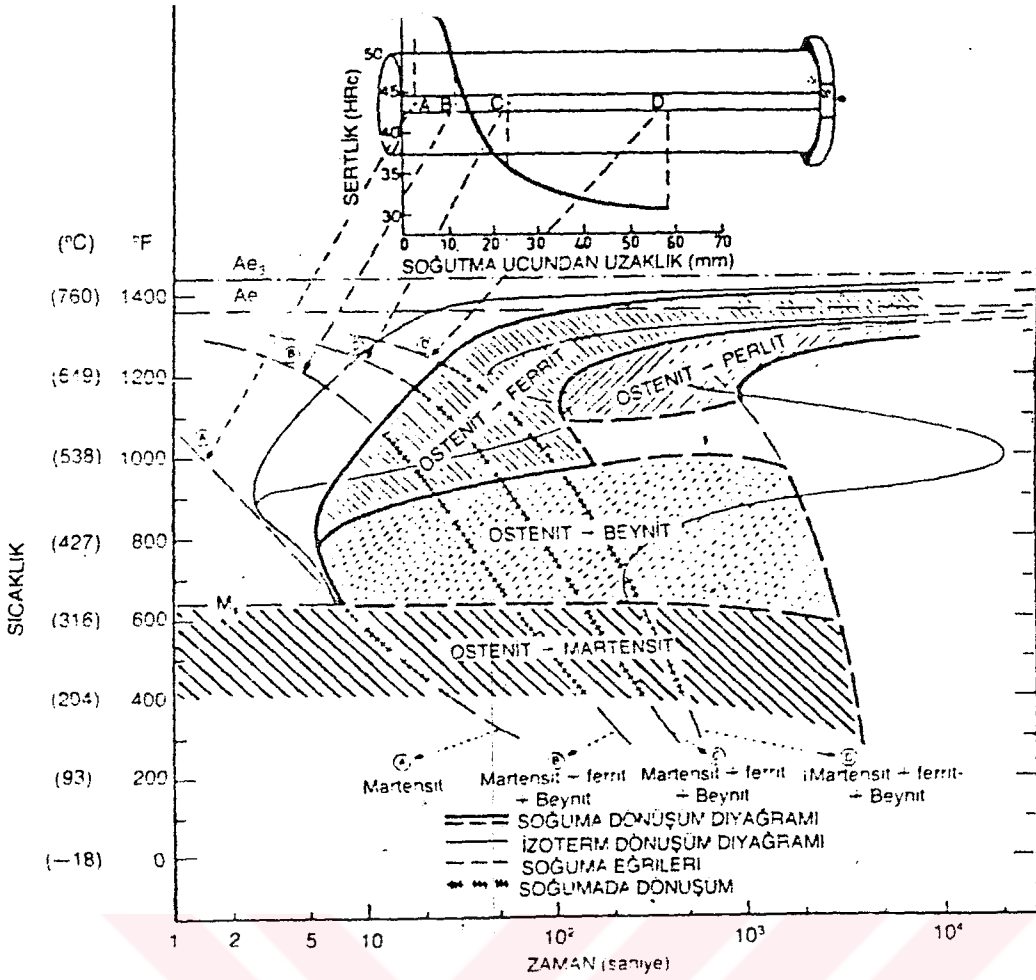
ve soğutulmuş uçtan itibaren 1.5-3-5-7-9-11-13-15-20-25-30-35-40-45-50 mm uzaklıklarda Rockwell C sertlik ölçümleri yapılır. Uzaklıklar yatay ve bunların karşılıkları olan sertlik değerleri dikey eksen üzerinde kolayca okunabilecek bir grafikte gösterilir (şekil 22).



Şekil 22 : Jominy deney parçası ve sertleşebilirlik eğrisi

Jominy deney parçasındaki her nokta, belli soğuma hızına sahip olduğundan ve tüm çelikler için ısı iletimi aynı olarak kabul edildiğinden, deney parçasının kimyasal bileşimi dikkate alınmaksızın, parça üzerindeki belli noktalar için aynı soğuma hızları elde edilir. Böylece her deney parçası, su püskürtülen uçtan itibaren havada soğuyan dip kısmına kadar değişen bir seri soğuma hızına sahip olur.

Sonuçta değişik soğuma hızlarına bağlı olarak, deney parçasının değişik noktalarında çeşitli yapılar elde edilir. Aşağıda şekil 23'de, SAE 4140 çeliğinin ZSD diyagramı üzerine, Jominy deney parçasının çeşitli noktalarındaki soğuma hızlarına ait soğuma eğrileri çizilmiştir. Şekilden, sertleşebilirlik deneyi ile yapı dönüşümleri arasındaki ilişki açıkça görülmektedir.



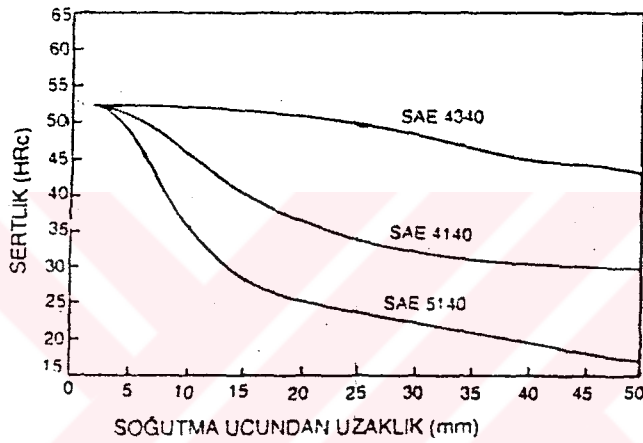
Şekil 23 : SAE 4140 çeliğinin ZSD diyagramı ve Jominy deney parçasının çeşitli noktalarında elde edilen soğuma eğrileri

Değişik soğuma hızlarına bağlı olarak oluşan yapıların analizinden, hangi noktanın daha hızlı soğuduğu anlaşılabilir. A noktasındaki soğuma hızında, yapı tamamen martenzite dönüşmüştür. B, C ve D noktalarındaki soğuma hızları sonucu yapı, ferrit, bainit ve martenzit karışımından meydana gelmiştir. Soğuma hızının azalması ile meydana gelecek martenzit miktarında azalma gözlenir.

Sertleşebilirlik genellikle sertlik değişimi cinsinden tarif edildiğinden, çelik cinsine bağlı olarak sertlik değişimi aynı zamanda mikroyapı değişimi olarak da görülebilir. Genel olarak, alaşım elementleri perlit, bainit dönüşümlerini geciktirerek sertleşebilirliği artırır. Böylece daha düşük soğuma hızlarında martenzit dönüşümü artar.

Aşağıda şekil 24'de görüldüğü gibi, %40 karbonlu fakat değişik miktarlarda alaşımlandırılmış çeliklerin sertleşebilirlik eğrileri çizilmiştir.

	5140	4140	4340
C	0.38-0.43	0.38-0.43	0.38-0.43
Si	0.38-0.43	0.15-0.30	0.15-0.30
Mn	0.70-0.90	0.75-1.00	0.60-0.80
P	0.035	0.035	0.035
S	0.040	0.040	0.040
Cr	0.70-0.90	0.80-1.10	0.70-0.90
Ni	-	-	1.65-2.00
Mo	-	0.15-0.25	0.20-0.30



Şekil 24 : Üç değişik kalite için Jominy deneyinden elde edilen sertleşebilirlik eğrileri

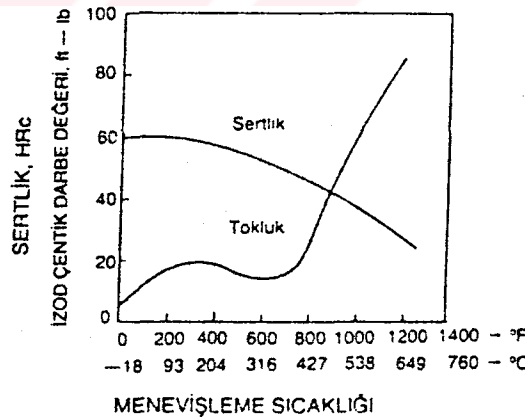
Şekil incelenirse, başta aynı karbon değerinden dolayı aynı sertliklere ulaşmışken, uçtan uzaklaştıkça alaşımlandırma derecesine bağlı olarak, sertliklerde oldukça farklı değerlerin elde edildiği görülür.

Her çelik cinsi için yapılan birçok deney sonucu sertleşebilirlik eğrilerinin üst ve alt sınırları çıkarılmıştır. Bu sınırların oluşturduğu bölgeye *sertleşebilirlik (Jominy) bandı* adı verilir.

BÖLÜM 4. MENEVİŞLEME

Sertleştirme sonrası elde edilen martenzit yapı bir çok uygulama için fazlasıyla sert ve gevrektrir. Aynı zamanda, östenitin martenzite dönüşümü, parçada yüksek gerilimler bırakır. Bu sebeplerden, hem parçanın gevrekliğini gidererek tok bir yapı kazandırmak ve hem de ortaya çıkmış gerilimleri gidermek amacıyla menevişleme adı verilen ısı işlemi uygulanır.

Menevişleme, çelik parçasının A_1 sıcaklığı altında belli bir süre ısıtılması işlemidir. Bu işlem A_1 sıcaklığına (723°C) kadar geniş bir sıcaklık alanında yapılabileceğinden, çeliğin mekanik özellikleri ve mikro yapısında bazı değişiklikler söz konusu olacaktır. Menevişleme sıcaklığı alanında, sıcaklık yükselirken genel olarak sertlikte azalma ve toklukta artma gözlenir. Ancak, yükselen sıcaklıkla tokluğun artması, çekme deneyinde kesit daralması veya uzama ölçüldüğünde doğrudur. Fakat, eğer tokluk çentik darbe deneyi ile ölçülecekse, menevişleme işleminde yükselen sıcaklıkla tokluğun artacağı genellemesine gidilemez. Şekil 25 'de çeşitli sıcaklıklarda bir saat menevişlenmiş SAE 4140 çeliğinin, sertlik ve izod çentik darbe değerleri görülmektedir.

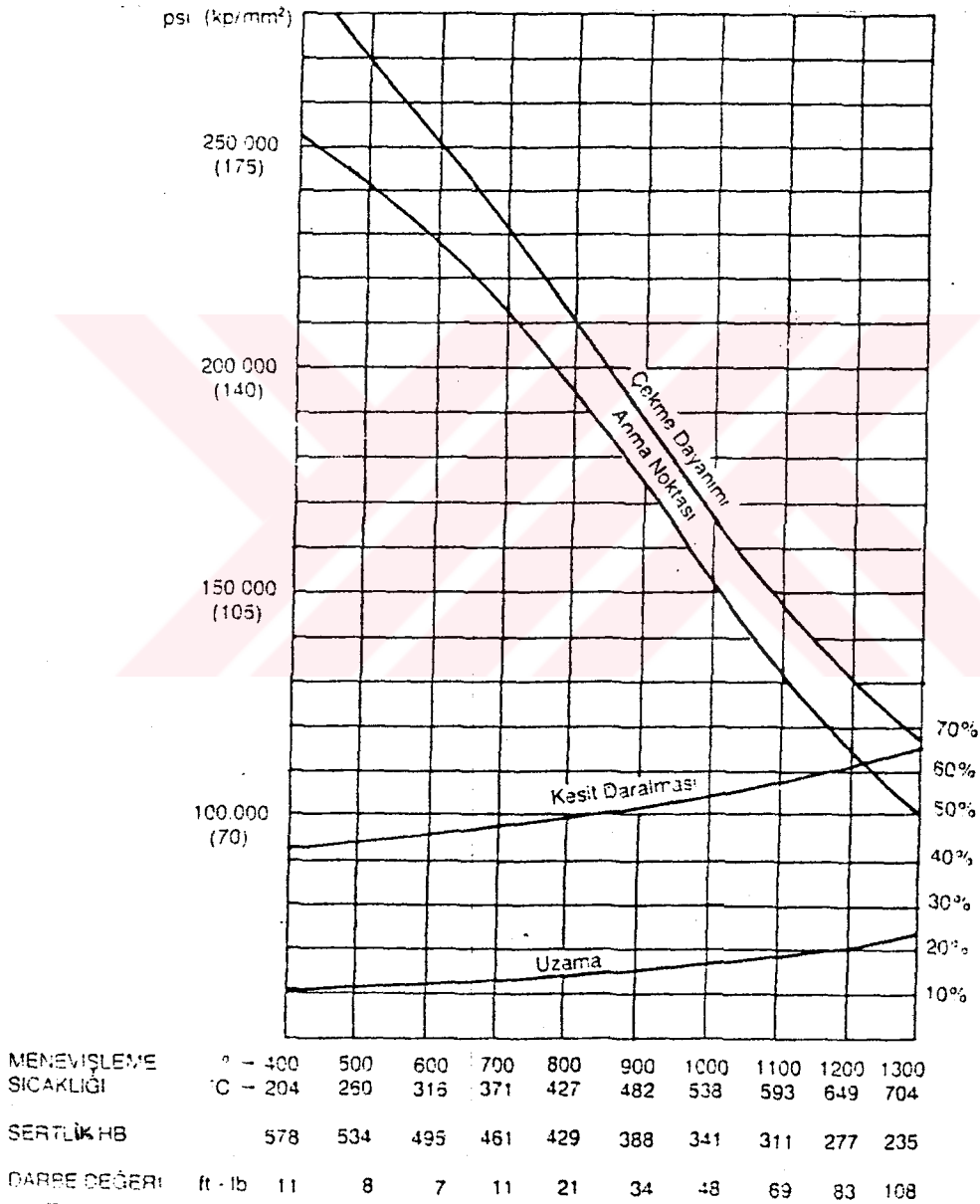


Şekil 25 : Çeşitli sıcaklıklarda 1 saat menevişlenmiş SAE 4140 çeliğinin sertlik ve çentik darbe değerleri

Yukarıdaki şekilden görülebileceği gibi, SAE 4140 çeliği için menevişleme sıcaklığının yaklaşık 200-425 °C sıcaklıkları arasında seçilmesi durumunda, sertlikle beraber çentik darbe tokluğunda da azalma dikkati çekmektedir. Eğer menevişleme sonrası parçada esas olarak sertlik

ve aşınma direnci isteniyorsa, 200 °C 'nin altında, yok eğer tokluk esas olarak isteniyorsa, 425 °C'nin üzerindeki menevişleme sıcaklığı seçilmelidir.

Aşağıdaki şekil 26 'da, yağda sertleştirilmiş SAE 4140 çeliğinin, menevişleme sıcaklığına bağlı olarak değişen mekanik özelliklerine ait değerleri görülmektedir.



Şekil 26 : Menevişleme sıcaklığının SAE 4140 çeliğinin mekanik özelliklerine etkisi. Parçalar, 870 °C de normalizasyon tavından sonra, tekrar 840 °C ye ısıtılarak yağda sertleştirilmişlerdir.

Menevişleme sıcaklığının yükselmesi ile, çeliğin mikroyapısında da değişiklikler meydana gelir. 200 °C' ye kadar martenzit yapının dağılmış görünümü koyudur ve siyah martenzit adını alır.

Bu sıcaklığa kadar yapılan menevişleme işleminde, yüksek sertlikteki martenzitin tetragonal kristal yapısı bozularak, karbür ve düşük karbonlu martenzit meydana gelir. Bu durumdaki çelik hala yüksek sertlik değerine sahiptir. Ancak gerilimlerin büyük bir kısmı ortadan kalkmıştır.

230-400 °C aralığındaki menevişleme sonucu, ϵ -karbür sementite, düşük karbonlu martenzit hacim merkezli ferrit yapıya ve eğer sertleştirme sonucu yapıda artık östenit kalmış ise bu da alt bainite dönüşür. Bu aralıkta çeliğin çekme dayanımında bir düşme görülmekle beraber hala yüksektir. Tokluk yine düşük değerini korumaktadır. Sertlik ise, 40 HRC yakınında bir değere düşer.

400-650 °C aralığında yapılan menevişleme işleminde, sementit taneleri büyürler. Bu tanelerin birikerek büyümeleri, matriksi oluşturan ferrit yapının daha belirgin olarak görülebilmesini sağlar. Mekanik özelliklerde ise, önemli değişiklikler söz konusudur. Sertlik 20-40 HRC arasındaki bir değere düşerken, toklukta dikkati çeken bir artış gözlenir.

Eğer 650 °C'nin üzerinde A_1 sıcaklığına kadar ısıtmaya devam edilir ve yeterli süre beklenirse sementit taneleri küreselleşirler. Bu yapı aynen küreselleştirme tavı ile elde edilen küresel yapının benzeridir ve sonuçta yumuşak ve tok bir özellik gösterir.

Menevişleme işleminde sıcaklıkla beraber, menevişleme süresi de önemli bir faktör olarak dikkate alınmalıdır. Yani, işlem sonunda aynı mekanik özelliklere, menevişleme sıcaklığı yükselterek veya menevişleme sıcaklığını düşürüp süreyi arttırarak ulaşılabilir.

Aşağıda şekil 27 'de, değişik menevişleme sıcaklığı aralıklarında çelik yapısında meydana gelen dönüşümler özetlenmiştir.

Meneviş kırılmağına sebep olan kesin mekanizma tam olarak tesbit edilememiştir. Ancak neden olarak yavaş soğuma sırasındaki tane sınırlarında bazı katışkı elementlerinin birikimi düşünölmektedir. Yüksek mangan ve krom miktarlarının yanı sıra fosfor ve kükürt meneviş kırılmağı hassasiyetini artırırken, molibden kırılmağı azaltıcı etki gösterir. Diğer önlemleri yöntemi ise, menevişleme sıcaklığından hızla soğutmaktır.

4.1 MARTENZİTİN ISITILMASINDA YAPI DEĞİŞİMİ

Menevişlemede sertleşmiş yapıdaki değişmeler, birinci etapda submikroskopik sahadadır ve yalnızca elektron mikroskobu ile tam olarak açıklanabilir. Menevişlemede martenzit iğnelerinin elektron mikroskopunda incelenmesinde, düşük sıcaklıklarda karbonun ϵ -karbür formunda ve karbon ve azotun karbonytrür formunda ayrıştığı görülür. Burada, martenzitin tercihli düzlemlerinde koherent, en azından kuvvetli yarı koherent ayrışma meydana gelir (şekil 28). ϵ -karbür parçacıklarının büyüklükleri, alt arakademe sahasındaki yapıya çok yakındır.



Şekil 28 : ϵ -karbür ayrıışmış menevişlenmiş martenzitin, elektron mikroskopunda görünümü (SEM)

Sıcaklığın devam eden yükselmesinde, ϵ -karbürü yanında sementit karbürlerine de meneviş yapısı içinde rastlanılır. sonunda ϵ -karbürünün tamamı, sementit formuna dönüşür (şekil 29). Bu geçişin meydana geldiği sıcaklık, çelik cinsine bağlıdır ve alaşımlı çeliklerde, özellikle silisyumlu çeliklerde 650 °C'ye kadar kayabilir. Sementit parçacık büyüklüğü,

yükselen meneviş sıcaklığıyla artar ve meneviş süresiyle sürekli büyür ve sonunda martenzit içerisinde sementit ayrışmaları, ışık mikroskobunda da görülebilir. Yüksek sıcaklıklarda sementit parçacıklarının büyüklüğünün değişmesi, çeliğin karbon miktarına, meneviş sıcaklığına ve meneviş süresine bağlıdır.



Şekil 29 : 350 °C deki menevişlemeden sonra, martenzit içerisinde sementit ayrışması (TEM)

4.2 MARTENZİT VE ARTIK ÖSTENİTİN MENEVİŞLENMESİNDE ETKİ MEKANİZMALARI

Sertleştirmeden sonra, katı çözeltinin konsantrasyonu, ani soğutmanın öncesinin aynıdır. Zorunlu çözülmüş karbona bağlı olarak, martenzit kristalleri çok yada az olarak instabildir. Artık östenit de, instabil katı çözelti olarak incelenmelidir. Bu her iki komponentin çözülmesi, teorik olarak oda sıcaklığında , kuşkusuz çok uzun zaman içerisinde olabilir. Meneviş sıcaklığına bağlı olarak, her birinde karakteristik değişimlerin olduğu değişik kademeler ayrılabilir. Özellik değişimlerinin ve yapı değişimlerinin saptandığı, nispeten dar sıcaklık sahalarında, relatif olarak hızlı reaksiyon gerçekleştirme ve devamında, ulaşılan durumun pek az değişmesine kadar bekleme ile tesbit yapılabilir. İlk olarak sıcaklığın yükselmesinde, yeni bir dönüşüm etabı ortaya çıkar. Bu meneviş kademeleri, konsantrasyona ve ısıtma hızına bağlıdır. Alaşımsız çelikler için ve 10°C/dakika ısıtma hızında Kurdjumov/1/ şu aralıkları vermektedir:

- a) Birinci meneviş kademesi 100 250 °C
- b) İkinci meneviş kademesi 250 325 °C
- c) Üçüncü meneviş kademesi 325 400 °C
- d) Dördüncü meneviş kademesi 450 °C' nin üzerinde

Menevişlemenin birinci kademesinde, ϵ — karbür ayrışması olur. İkinci meneviş kademesinde artık östenit parçalanır. Karbonun geri kalan ayrışmasıyla sementit teşekkülü ve ϵ — karbürün yok olması, menevişlemenin üçüncü kademesinde olur. Dördüncü meneviş kademesi, yalnızca yüksek alaşımlı çeliklerde söz konusudur ve burada özel karbürler teşekkül eder.

Literatürlerde her bir meneviş kademesi için verilen sıcaklıklar farklıdır. Genelde, bu kademeler özellik değişmelerine dayandırılır ya da farklı ısıtma hızlarında tesbit edilirse, değişik alaşım durumları da etkili olacak şekilde bu değerlerde kayma meydana gelir.

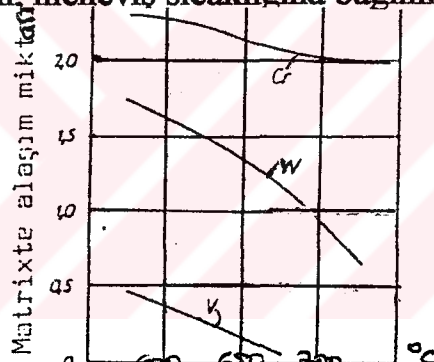
Ani soğutma martenzitinin parçalanması, esas olarak iki kademe gerçekleşir. Bunlar, % 0.4 karbondan fazla karbonlu çeliklerde tam saptanabilir. 100-150 °C sıcaklıkları arasında, ani soğutma martenzitinden meneviş martenziti oluşur. Karbon katı çözeltiyi terkeder ve ϵ -karbürü meydana getirir. Bu sırada martenzitin tetragonalitesi c/a oranı 1.012 ile 1.013 değerine iner. Bu durum meneviş martenziti içerisindeki çözün karbon miktarının % 0.25 ile %0.30 kadarına karşılıktır. Bu meneviş kademesinde, martenzitin sertliğinde pek düşme olmaz, ancak dayanıklılığı oldukça iyileşir. 150 ila 300 °C sahasında, martenzitin karbon miktarı, düşük alaşımlı çeliklerde hızla azalır, fakat sürenin uzamasıyla fazla değişme olmaz. Karbon miktarının azalması şekil 32'de, değişik çelikler için meneviş sıcaklığına bağlı olarak verilmiştir. Martenzitin karbon miktarı için ölçü olarak, X ışın difraksiyonunda karakteristik çizginin genişliğinden ayarlanılır. Bu diyagramdan, karbon miktarının azalması ile, martenzit kristallerinin parçalanmasının yüksek sıcaklıklarda olduğu da anlaşılır. Kurdjumov ve Lysak/1/, izotermik koşullarda birinci kademe parçalanmanın hızının başlangıçta çok yüksek ve daha sonra çok düşük değerlere indiğini belirtmektedirler. Krisement/1/, oda sıcaklığından 300 °C'ye kadar sıcaklık sahasında, % 1 karbonlu çelik için, birim dönüşüm miktarı bağıntısını şöyle vermektedir:

$$M_t = C_1 + C_2.t^n \quad (n \approx \text{yaklaşık } 0.1)$$

C_1 ve C_2 sıcaklığa bağımlı sabitler

t bekleme süresi (birkaç dakikadan 10000 dakikaya kadar olan sahada)

Kurdjumov'a/1/ göre, alaşım elementlerinin birinci kademedeki dönüşüm olayına önemli bir etkileri yoktur. Buna karşılık, alaşım elemanlarının bulunmasıyla, ikinci parçalanma kademesi, daha yüksek sıcaklıklara kayar. Örneğin, alaşımsız çeliklerde martenzitin tetragonalitesi yaklaşık 300 °C'de kaybolur. Krom, molibden, wolfram, titan, vanadyum, silisyum ve kobalt içeren çeliklerde, yaklaşık 500 °C'ye kadar tetragonalite korunur. Alaşımsız çelikle karşılaştırıldığında, titan alaşımlı çelikte tetragonal kafes parçalanması yüksek meneviş sıcaklıklarına kaymaktadır. Martenzit kristali içersindeki değiş atom elementleri de, değişimi yüksek sıcaklıklara kaydırır. Bu elementlerin difüzyon kabiliyetlerine uygun olarak, yaklaşık 450 °C'den itibaren fark edilebilir konsantrasyon değişmesi olur. Şekil 30'da, bir sıcak iş takım çeliğinin ana kütlede alaşım konsantrasyonunun, meneviş sıcaklığına bağımlılığı verilmiştir.



Şekil 30 : Sıcak iş çeliğinin menevişlenmesinde, matrisdeki alaşım miktarının değişimi

Alaşım kombinasyonuna ve karbon miktarına bağlı olarak, meneviş şartlarında dikkate değer farklar görülür. Burada ısıtmanın tarzıyla, alaşımların yeni dağılımlarına etki edilebilir.

Artık östenitin parçalanması, en erken olarak 150 °C'de çok uzun bir süre içersinde görülebilir. Ancak genel olarak, artık östenitin parçalanmasının, alaşımsız çeliklerde 230 ile 250 °C arasında başladığı kabul edilir. Bu sahada, yalnızca pek az miktar karbon martenzitten ayrılabilir. Krisement/1/, küçük artık östenit miktarlarında, karbonun martenzitten olan difüzyonuyla karbür oluştuğunu kabul etmektedir. İzotermik ayrışma hızı sıfırdan başlayarak bir maksimuma ulaşır ve yavaşça sona erer. Yüksek artık östenit miktarlarında, parçalanma açık bir şekilde alt ara kademe mekanizmasına göre olur.

Karbür fazı içersinde, tam komplike reaksiyonlar olur. Martenzitin parçalanması, ε -karbürünün ayrışmasıyla yönlenir. İkinci meneviş kademesinde, hem ε -karbürden sementit teşekkül eder, hem de ε -karbür tekrar ayrışır ve katı çözeltiden aynı zamanda sementit ayrışması olur. 300 °C'nin üzerindeki izotermik menevişlemelerde, ilk kademe olarak ε -karbürü görülmez .

Yüksek sıcaklıklarda sementit parçacıklarının koagülasyonu, karbon miktarına ve bekleme süresine bağlıdır. Drapal /1/, 600 °C 'nin üzerindeki sıcaklıklarda, sementit parçacıklarının çapı R için bağıntı olarak şu eşitliği vermektedir:

$$R = K \cdot t^b$$

K, bir sabittir ve sıcaklığa bağımlı olarak Arrhenius fonksiyonuyla ifade edilebilir:

$$K = K_0 e^{-Q/RT}$$

b sabiti için , % 0.29 ila % 0.95 karbon içeren çeliklerde 0.187 - 0.325 arasında bulunmuştur. Sıcaklığa bağlı olarak K sabiti yardımıyla, aktifleştirme enerjisi belirlenebilir. Değeri 20.5 kcal/Mol kadardır ve α -demirinde karbon difüzyonunun aktifleştirme enerjisinin değeriyle uyum göstermektedir. Alaşım elemanları, karbür partiküllerinin gelişmesini etkiler. Karbür parçacıklarının kabalaşma başlangıcı, daha yüksek sıcaklıklara kayar.

Pratikte, teknikteki paçaların ısıtılmasında meneviş altındaki herbir etabın birbirinden ayrılması tam olarak mümkün değildir. Yalnızca, küçük numunelerde izotermik bekletme sıcaklığına çok hızlı ısıtmada, her bir olayın ayrılmasına ulaşılabilir. Ayrıcılık bir durum olarak, 4. meneviş kademesindeki özellik değişimleri normal tarzda sürekli ısıtma ile saptanabilir. Yalnızca özel deney koşullarında, boy değişimi eğrileriyle, her bir meneviş kademesi bulunabilir. Bu durum yapı değişiklikleri için de geçerlidir. Menevişlemedeki olaylar, örneğin sertlik değişimi çoğu zaman amrik bağıntı ile gösterilebilir:

$$H = f(P)$$

$$P = T (C + \log t)$$

T=Meneviş sıcaklığı

t= Meneviş süresi (saat)

C= Sabit , örneğin alaşımlı kalıp çeliğinde 20

Bu yaklaşım,daha önce açıklanan teorik esaslara bağlı kalmaksızın, olayları iyi karakterize edebilmektedir. Buna bağımlı olarak, menevişlemede sıcaklık ve zaman karşılıklı olarak geniş bir alanda değiştirilebilir.

4.3 MENEVİŞLEMEDEKİ OLAYLARIN İRDELENMESİ

Martenzitin menevişlenmesindeki olaylar, henüz tatmin edici olarak açıklanamamaktadır. Martenzitin parçalanması açık olarak, martenzitten ϵ -karbür oluşumu ve martenzitten bağımsız olarak veya ϵ -karbüre bağımlı sementit oluşumu olarak, iki mekanizma ile gerçekleştiği görülmektedir. ϵ -karbürü, 100 °C'de çoğu zaman da 200 °C'ye kadar verilen, birinci meneviş kademesinde meydana gelmektedir. Hekzagonal ϵ -karbürü daha yüksek enerji miktarıyla, fakat sementit öncesi oluşmaktadır.

Martenzit parçalanmasının 2. kademesindeki mekanizma, henüz tam açık değildir. Kristalografik analize göre, hem hekzagonal ϵ -karbürünün sementite dönüşümü mümkündür, hem de sementitin koherent olarak ayrışması olabilmektedir. Tekin ve Kelly/1/ 2. mekanizmayı farklı savunmaktadırlar. Bunlara göre, değişik martenzit formlarında, sementitin düzenleri de farklı olur. Belirttiklerine göre, ikiz sınırlarındaki oktaedrik hacim içersinde karbon için, matrikse nazaran daha uygun geometri vardır ve bundan dolayı, sementitin konsantrasyon değişimi kolaylaşır.

2. kademenin devamında artık östenitin parçalanması, açıklamaları zorlaştırmaktadır. Krisement/1/, düşük artık östenit miktarlarında, martenzitin karbonun difüzyonuyla direkt olarak sementite dönüştüğünü kabul etmektedir. Büyük artık östenit miktarlarında parçalanma, alt ara kademe yapısına uygun olarak gerçekleşir.

Sementit parçacıklarının koagülasyonu ve onların kabalaşması için ölçü, ferritteki karbonun difüzyonudur. Bu duruma, alaşım elementleri farklı şekilde hareket ederler. Ortalama karbür parçacık çapı ve alaşım miktarı arasında bulunan amprik bağıntı, ferrit içersinde karbon difüzyonu aktifleştirme enerjisinin alaşım elemanlarıyla değişimi tarzında olduğunu göstermektedir.

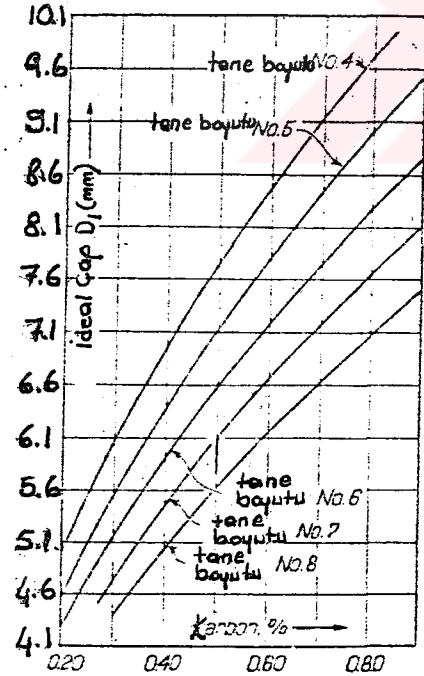
Yüksek alaşımlı çeliklerde 4. meneviş kademesinde yapı değişimi, deneylerde çelişkili duruma yol açmaktadır. Bir taraftan, sementit karbürün yeniden oluşumuyla özel karbür oluştuğu, diğer taraftan ferritten direkt olarak ayrışmayla ve sementitin tekrar özölmesiyle oluştukları kabul edilebilir. Ayrıca, birinci kademe olarak alaşımca zenginleşmiş bölgelerin oluştuğu da kabul edilebilir. Alaşım konsantrasyonu ve ısıtma hızına bağlı olarak, hangi etapta özel durumların görüldüğü, açık olarak incelenmelidir. Bu olayların mekanizmalarının sistematik olarak belirlenmesi ve gelişme prosesi, henüz çok fazla araştırma çalışması gerektirmektedir.

BÖLÜM 5. GROSSMAN SERTLEŞEBİLİRLİK KONSEPTİ

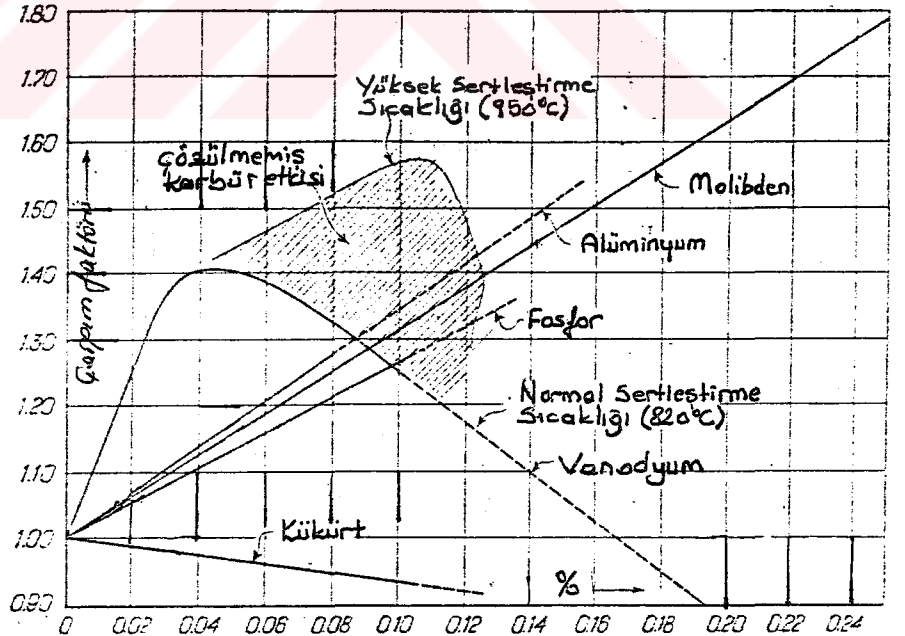
Grossman sertleşebilirlik konsepti, sertleştirilen malzemenin uzun bir silindir içersinde ve silindir merkezinde %50 martenzit olduğu düşünülerek, karbon, alaşım elemanları ve östenit tane büyüklüğü gibi bileşenlerin etkisiyle oluşan sertlik değeridir.

Grossman bu konudaki çalışmalarında, seçtiği deney malzemelerinde, araştırdığı elementin çeşitli oranlarını diğer elementler ve östenit tane boyutu sabit kalmak koşuluyla denemiş ve sonuçta bunların ideal çap üzerindeki etkilerini inceleyerek, sertleşebilirliğe etkilerini diyagramlar halinde hazırlamıştır.

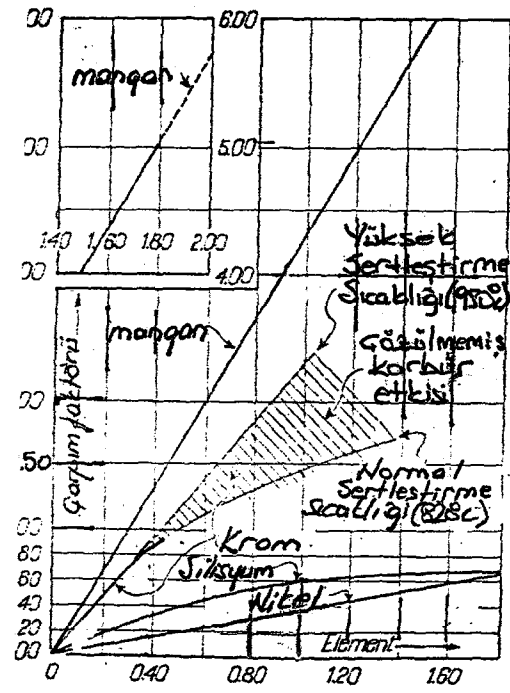
Aşağıda çeşitli alaşım elemanları için hazırlanmış diyagramlar gösterilmektedir.



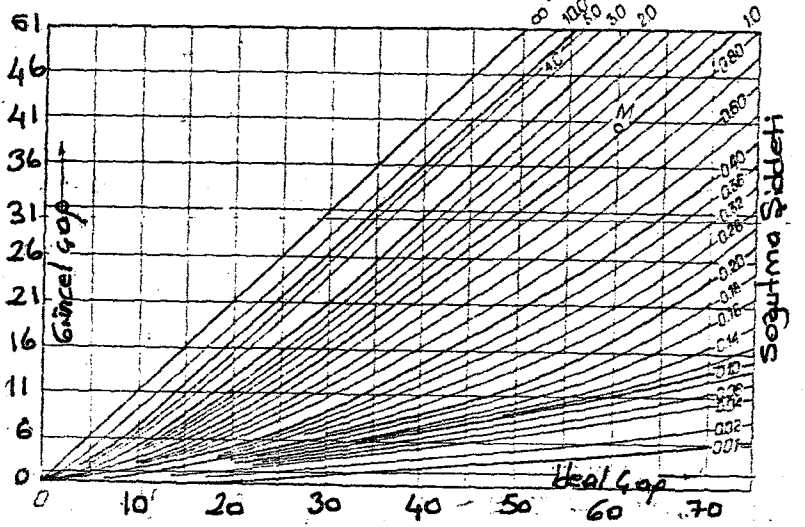
Şekil 31 : Karbon ve tane boyutunun ideal çapa etkisi



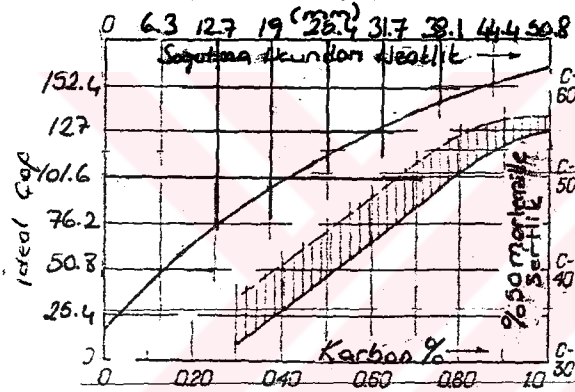
Şekil 32 : Mo, Al, P ve S' ün oranlarına göre çarpım faktörleri



Şekil 33 : Mn, Cr, Si ve Ni'nin oranlarına göre çarpım faktörleri



Şekil 34 : Kritik çapın, soğutma şiddetlerine göre düzenlenmesi



Şekil 35 : Malzemenin ideal çap değerinin, Jominy deneyinde sertleştirme ucundan uzaklığını tayin ve % 50 martenzit yapının, karbon oranına bağlı olarak alacağı sertlik.

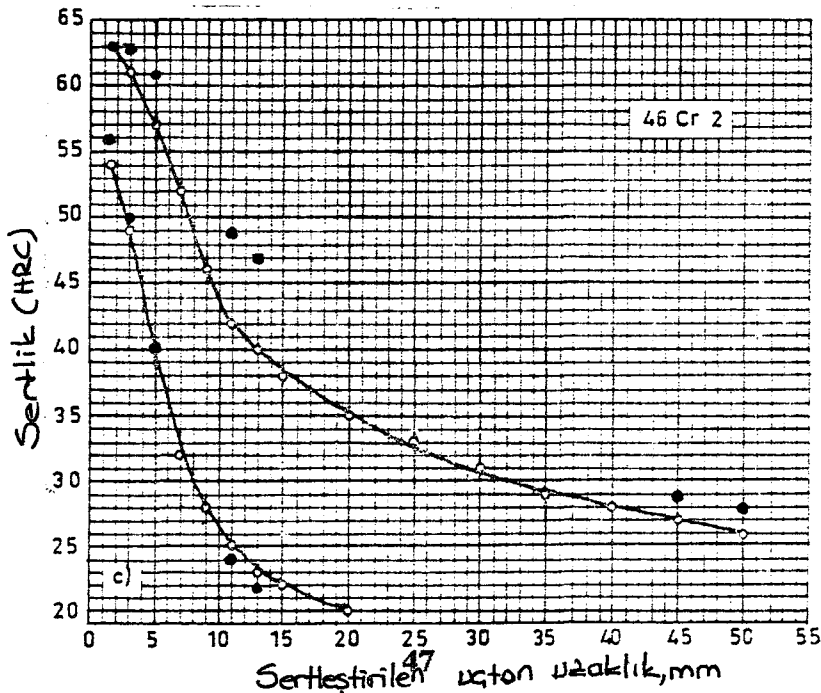
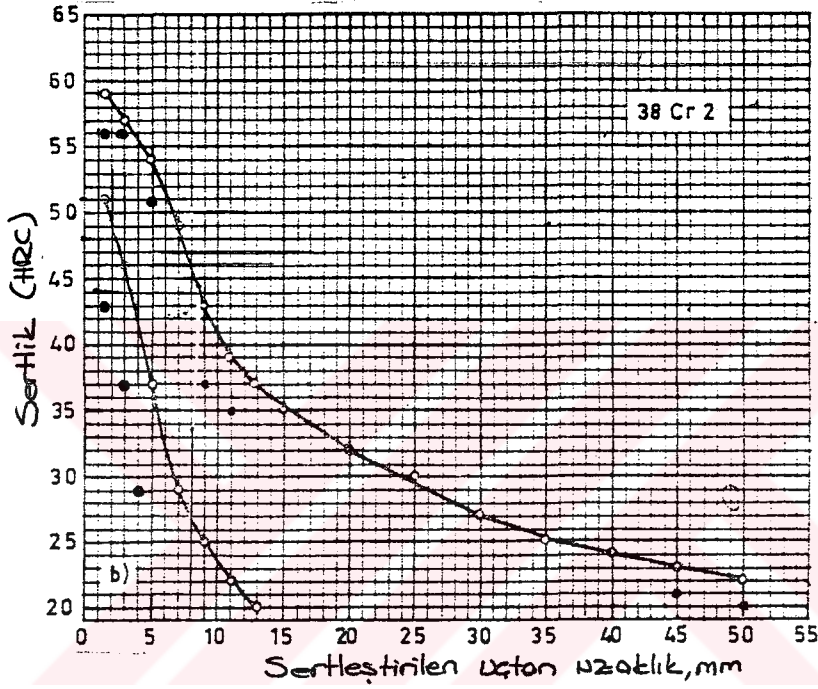
Hazırlanan bu diyagramlarda, element yüzdeleri yoluyla bulunan çarpım faktörleri birbiriyle çarpılarak, söz konusu çeliğin ideal sertleşebilirliği bulunur. Bulunan ideal sertleşebilirlik oranı aynı zamanda, merkezinde % 50 martenzit bulunabilecek silindirin ideal çapıdır. Bu çap değeri, şekil 38'de jominy deney çubuğunda kendine karşılık gelen değeri bulmaya yaramaktadır. Bu çalışmada, bütün diyagramlarda yer alan eğriler matematiksel formüllere dönüştürülerek bilgisayarda programlanmıştır (program kısmında gösterilmiştir). İlk etapda, ideal kritik çaplar bulundu, daha sonra şiddetli soğutma gücü düşünülerek (faktör 4 alındı) ideal kritik çap, söz konusu soğutma gücünün karşılık geldiği değerle güncel kritik çapa dönüştürüldü ve bu çap ölçüsünün jominy çubuğundaki karşılığı bulundu. Bu güncel kritik çap değeri için, merkezde olduğu düşünülen yarı martenzitik yapı için oluşabilecek sertlik hesaplandı ve sonuçta söz

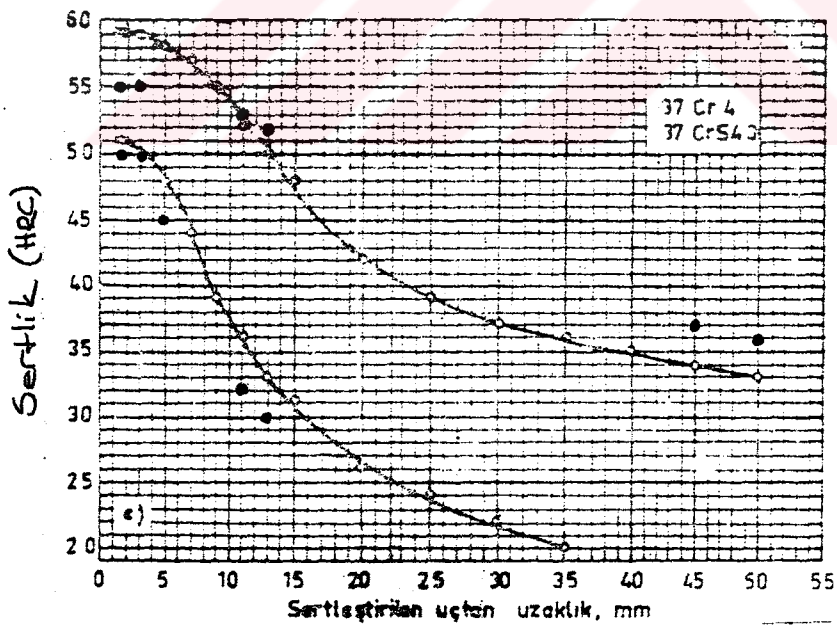
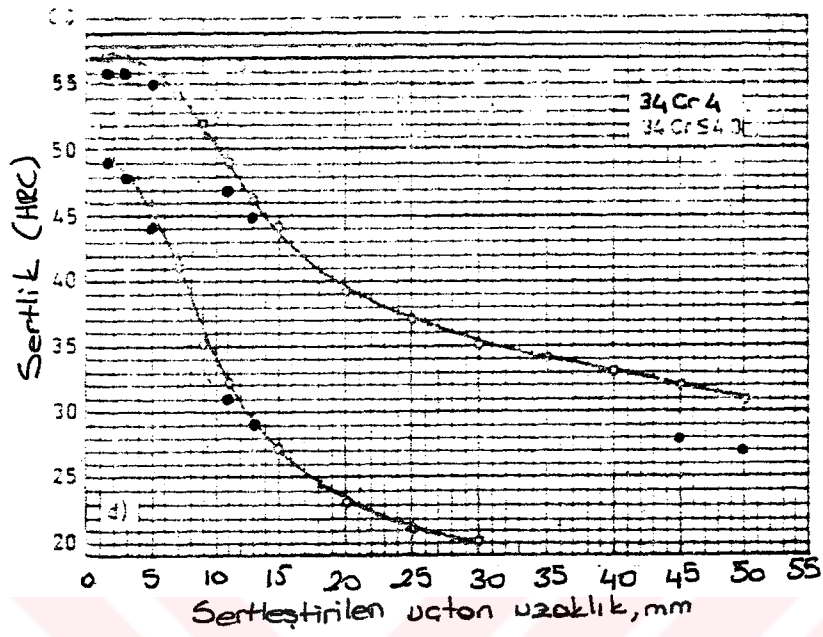
konusu jominy eşdeğeri için sertlik bulunmuş oldu. Son işlem, ideal çapın Jomini eşdeğeri bulunduktan sonra sertlik dağılımlarını tesbit etmektir. Sertlik dağılımı, malzeme kimyasal konsantrasyonuna ve numune çapına bağlı olduğundan, lineer olarak işlememektedir. Grossman 'ın/3-4/ çalışmalarında bu konuda bir saptama görülmediğinden, sonuçta yaptığımız hesaplamaların değerlendirilmesinde, Grossman da dahil olmak üzere bu konuda yapılan diğer çalışmaların da yer aldığı Douglas V. Doane/5/'ın çalışmalarında bulunan başlangıç sertliğinin bulunan sertliğe oranını içeren tablodan yararlanıldı ve aşağıdaki sonuçlar elde edildi.

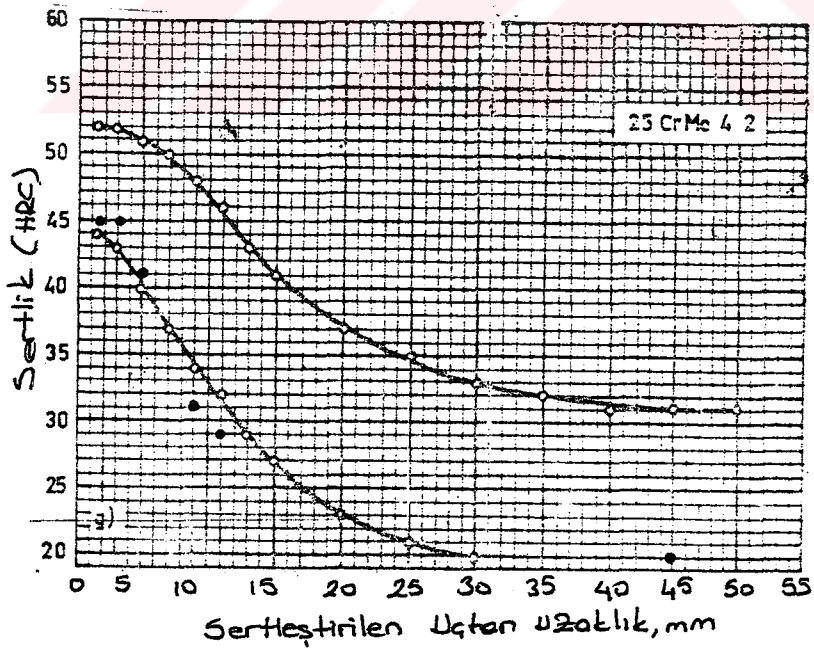
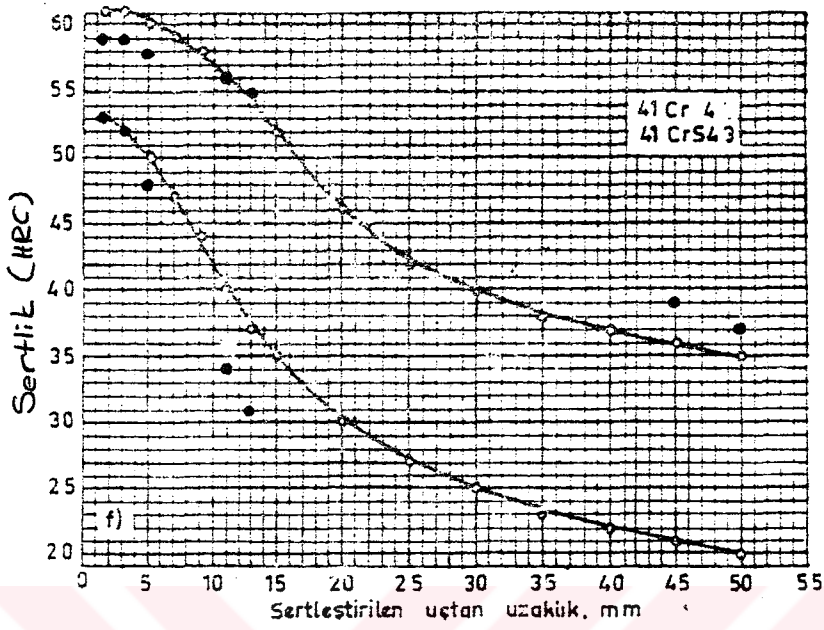
MALZEME		Sertleştirilen Uçtan Uzaklık (mm)						
		1.5	3	5	11	13	45	50
38 Cr	min.	43	37	29				
	max.	56	56	51	37	35	21	20
46 Cr 2	min.	56	50	40	24	22		
	max.	63	63	61	49	47	29	28
34 Cr 4	min.	49	48	44	31	29		
	max.	56	56	55	47	45	28	27
37 Cr 4	min.	50	50	45	32	30		
	max.	55	55	54	53	52	37	36
41 Cr 4	min.	53	52	48	34	31		
	max.	59	59	58	56	55	39	37
25 Cr Mo 4	min.	45	45	41	31	29	20	
	max.	Kritik çap değeri aşıldı						
34 Cr Mo 4	min.	49	49	47	36	35	21	20
	max.	Kritik çap değeri aşıldı						
42 Cr Mo 4	min.	55	55	53	43	41	25	24
	max.	Kritik çap değeri aşıldı						
50 Cr Mo 4	min.	61	61	60	49	47	29	28
	max.	Kritik çap değeri aşıldı						
36 Cr Ni Mo 4	min.	53	53	52	45	42	28	27
	max.	Kritik çap değeri aşıldı						
34 Cr Ni Mo 6	min.	49	49	48	47	46	33	32
	max.	Kritik çap değeri aşıldı						
50 Cr V 4	min.	58	58	57	53	51	33	32

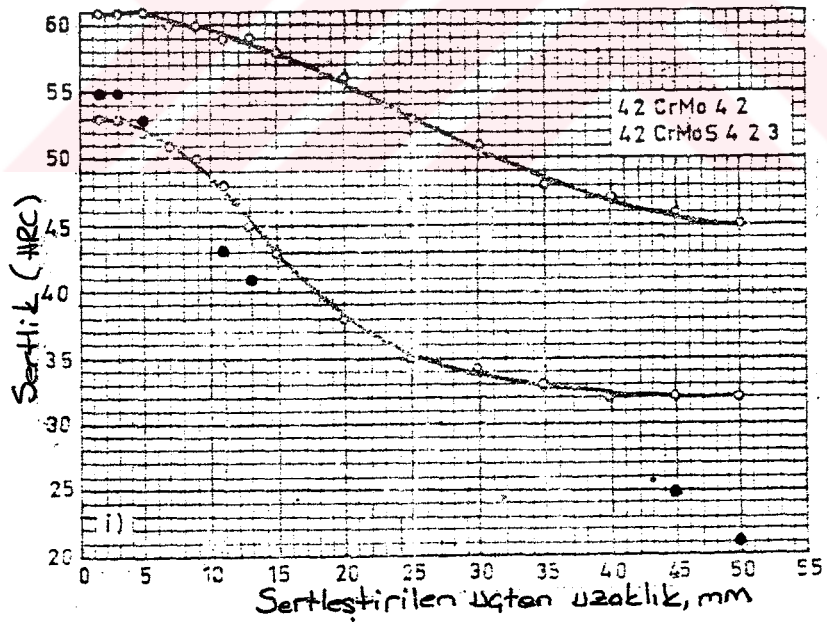
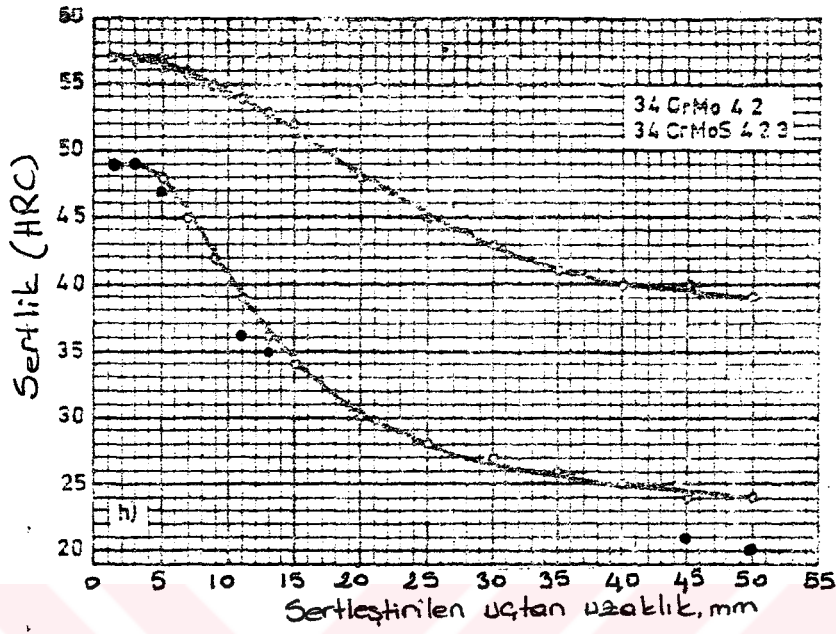
Yukarıdaki değerler , çalışmamızın son kısmında eklenen *bilgisayar çıktıları* bölümünde yer alan bilgilerin Doane/5/'ın tablosuna uyarlanmış şeklidir. TS 2525'de görülen fakat yukarıda yer almayan malzemeler, minimum ve maksimum konsantrasyonlarında kritik çap değerlerinin dışına çıktığı için tablolanmamıştır.

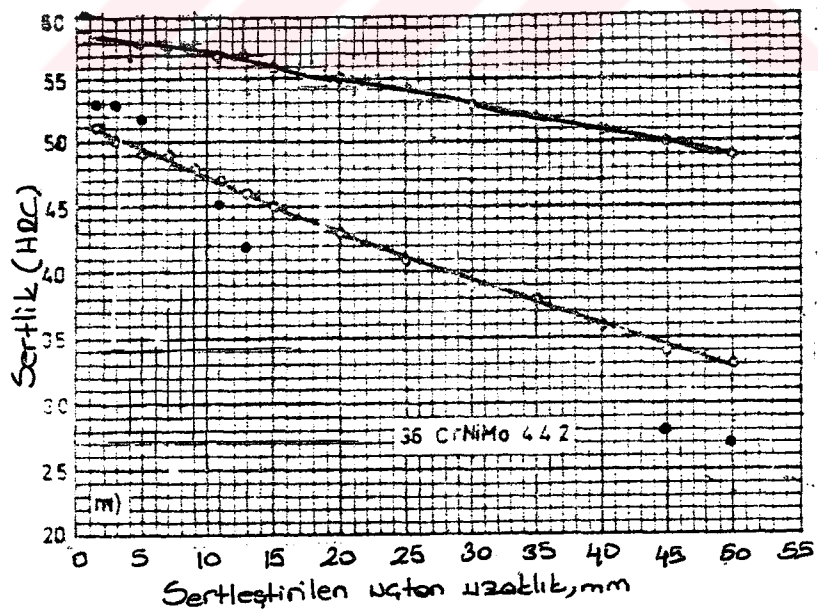
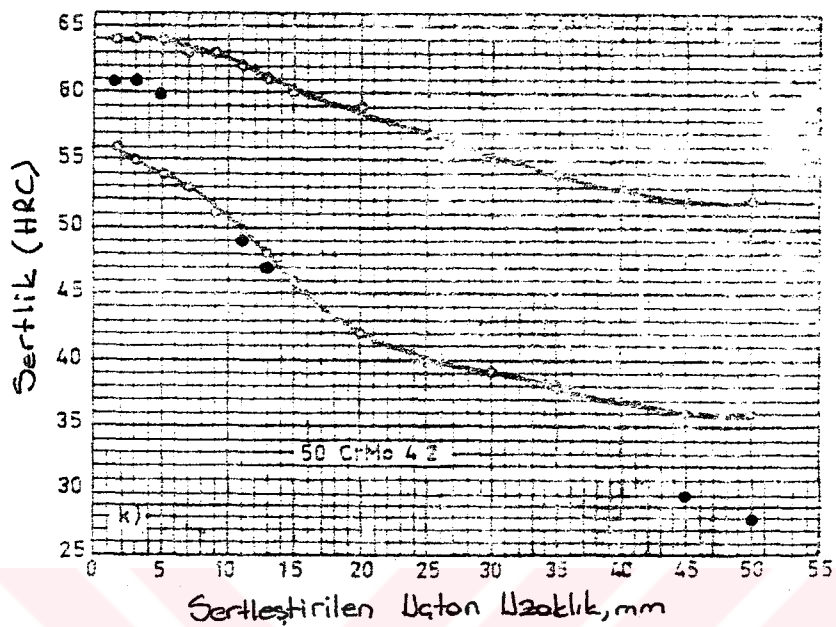
Aşağıdaki diyagramlarda, yukarı tabloda yer alan malzemelerin, TS 2525'de belirtilen sertlik diyagramlarıyla, bu çalışmada bulunan değerlerin karşılaştırması yer almaktadır.

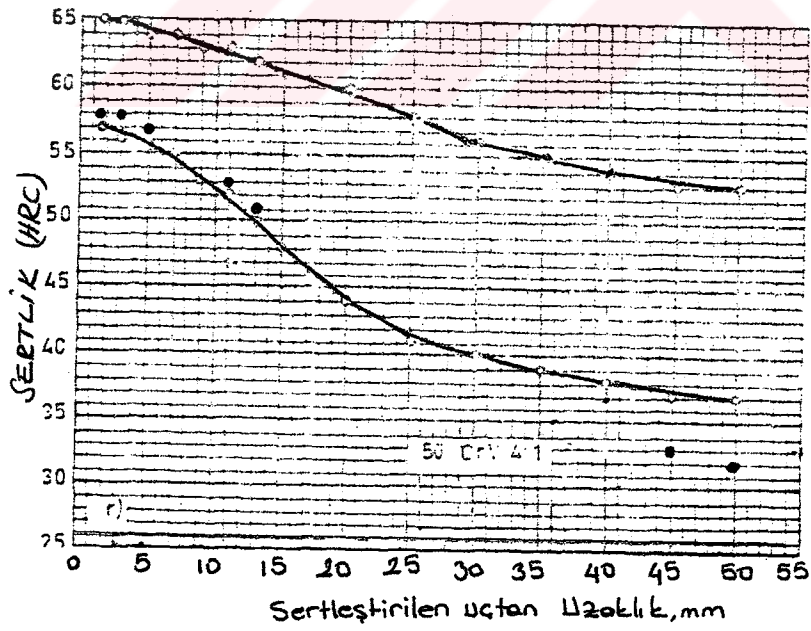
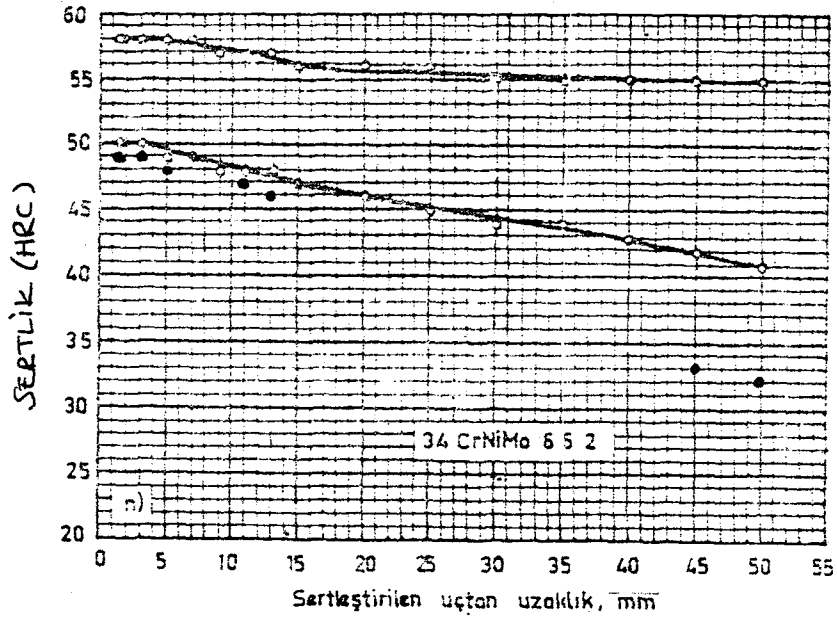












Diyagramlar incelendiğinde, bazı konsantrasyonlarda kritik çapın değer dışına çıktığı görülür. Bunun anlamı, bilgisayar çıktılarında elde edilen kritik çap değerlerinin , Doane'ın tablosunda en büyük kritik çap olarak belirtilen 152 mm'nin üzerinde bir değer olmasıdır. Böylesi bir değerle hesaplama mümkün olamamaktadır. Kritik çapın bu değerlere çıkmasındaki temel sebebini, malzeme içerisinde çözülmemiş karbür oranına bağlamaktayız.

Ayrıca yukarıdaki değerlerde, Türk standartlarında verilen Jominy basamaklarına tam bir uygunluk olmadığı ve değer alınamayan boşluklar görülür. Bunun sebebi, tabloda verilen oranların getirdiği kısıtlamalardır. Bununla beraber , 1.5 mm de bulunan sertlikler incelendiğinde , TS 2525 'de verilen 1.5 mm deki sertlikler arasında ortalama ± 4 HRC gibi bir yakınlık görülür.

Menevişleme konusundaki çalışmalarımızda ise bir grup Alman bilim adamı tarafından çıkarılan aşağıdaki formülün/6/ programlanması söz konusu oldu.

$$HB = 2.84 J_x + 75*\%C - 0.78*\%Si + 14.24*\%Mn + 14.77*\%Cr + 128.22*\%Mo - 54*\%V - 0.55*V_A + 435.66$$

Yapılan deneysel çalışmalarda doğruluk oranının % 87.1 olduğu belirtilen yukarıdaki formülde meneviş işleminde V_A meneviş sıcaklığında işlem gören , J_x sertliğinde olan malzemenin , sabitlere ve alaşım elementlerinin miktarına göre sahip olacağı sertlik derecesi Brinell cinsinden bulunur.

Brinell'/7/in deneysel çalışmalarla bulduğu , fakat mekanik muayene yöntemlerindeki doğruluğu tutamayacak , ama yinede doğruya yakın değerler alınmasına yardımcı olacak 'Akma dayanımı = $HB/3.5$ ' eşitliğinden yola çıkılarak formülüze ettiğimiz program kullanılmış, ölçüm yapabildiğimiz malzemeler için aşağıdaki değerler bulunmuştur.

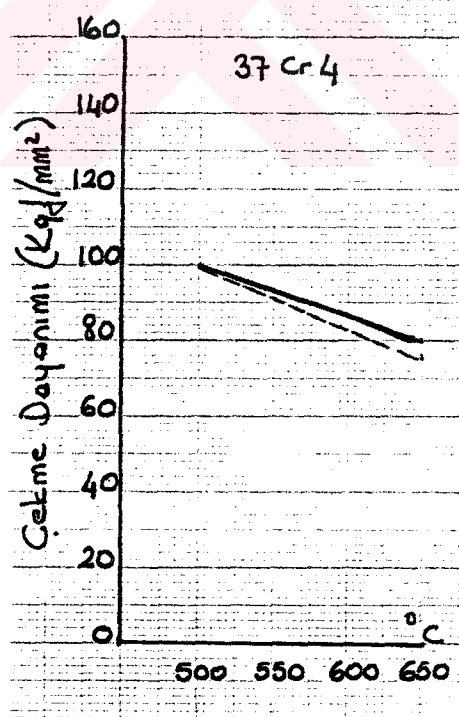
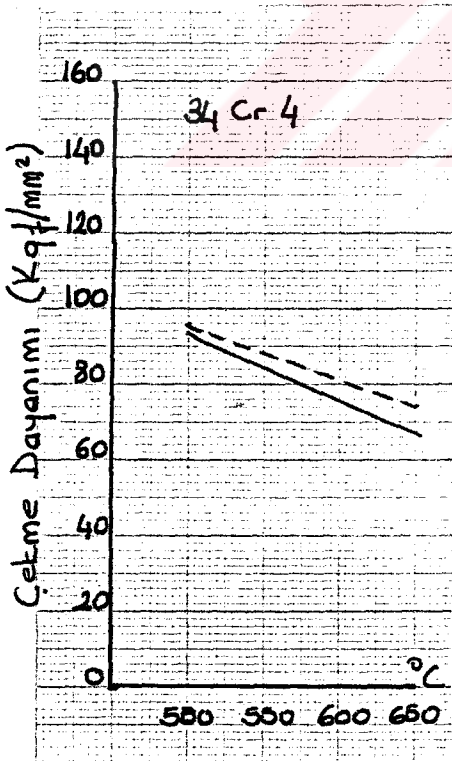
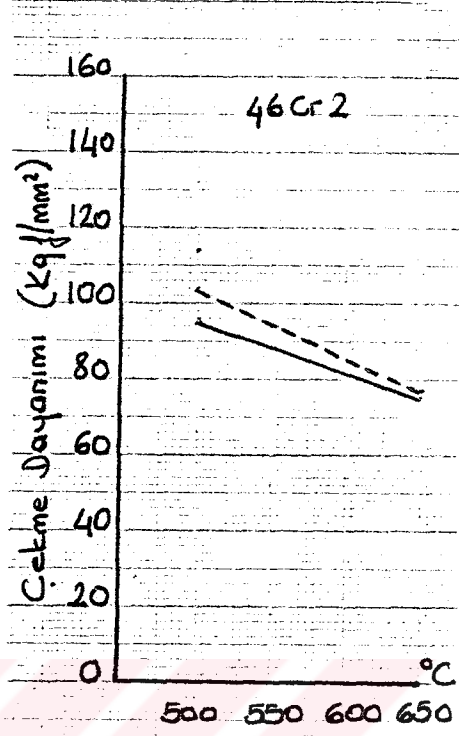
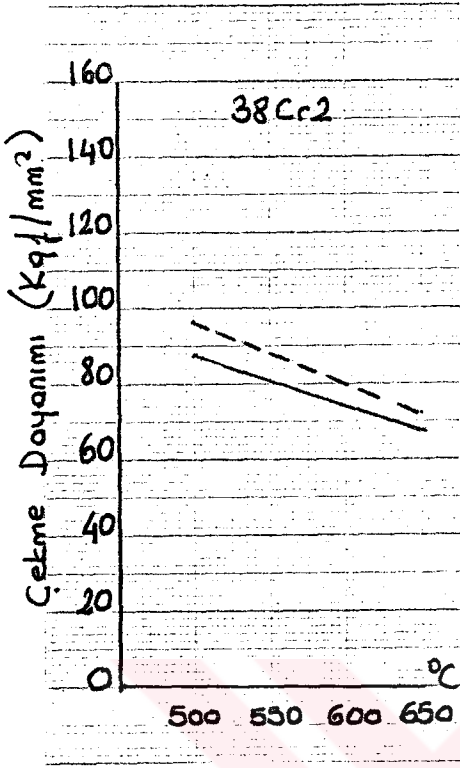
Sıcaklık Basamakları (°C)

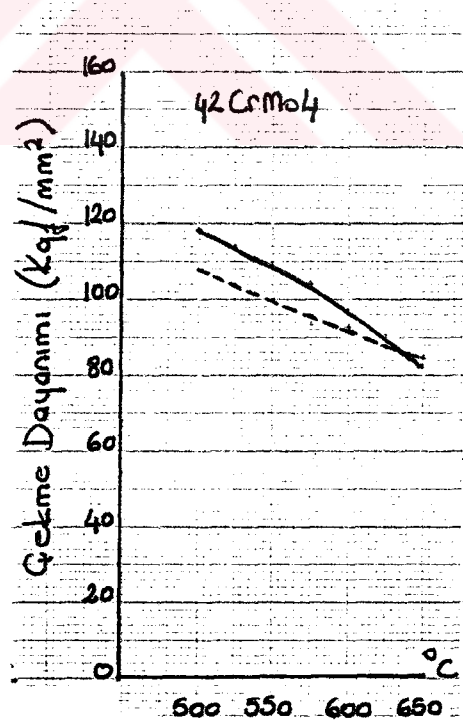
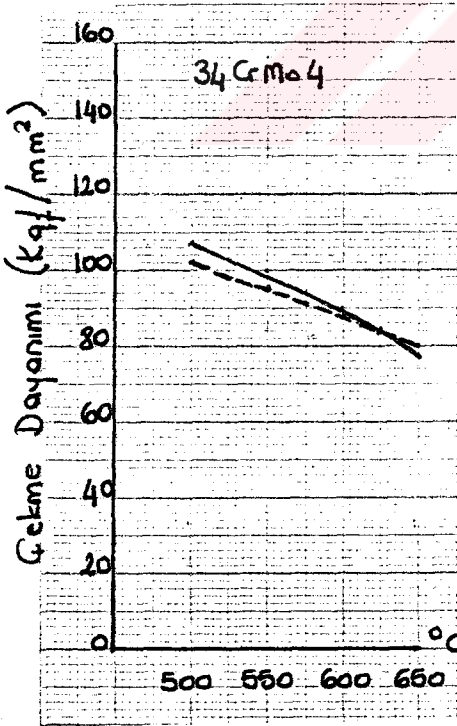
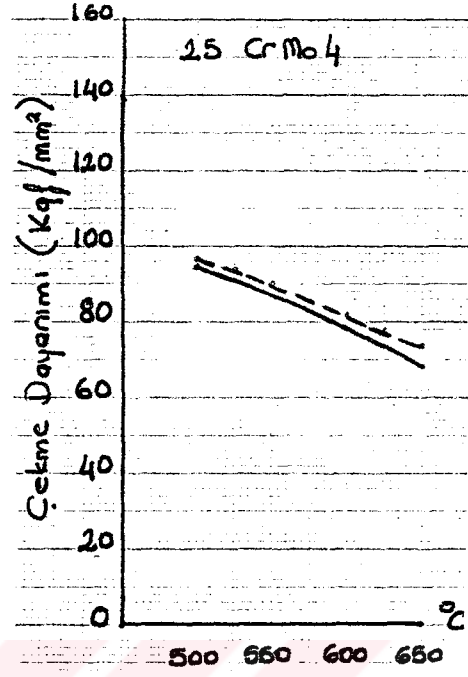
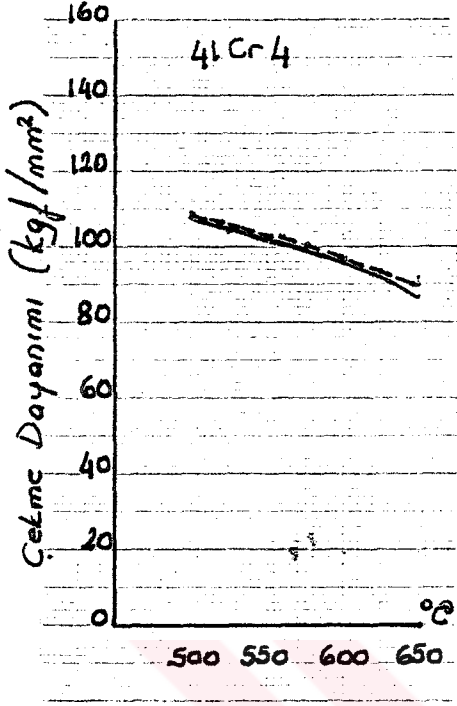
Malzeme	500	525	550	575	600	625	650
38 Cr 2 (akma da. kp/mm ²)	98	94	90	86	83	79	75
46 Cr 2 " "	102	98	95	91	87	83	79
34 Cr 4 " "	98	94	90	87	83	79	75
37 Cr 4 " "	101	97	93	89	85	81	77
41 Cr 4 " "	109	105	101	98	94	90	86
25 Cr Mo 4 " "	98	94	90	86	82	78	74
34 Cr Mo 4 " "	101	99	96	92	88	84	80
42 Cr Mo 4 " "	108	104	100	97	93	88	85
50 Cr Mo 4 " "	112	109	105	101	97	93	89
36 Cr Ni Mo 4 " "	105	102	98	94	90	86	82
34 Cr Ni Mo 6 " "	106	102	98	94	90	86	82
50 Cr V 4 " "	109	105	101	97	93	89	85

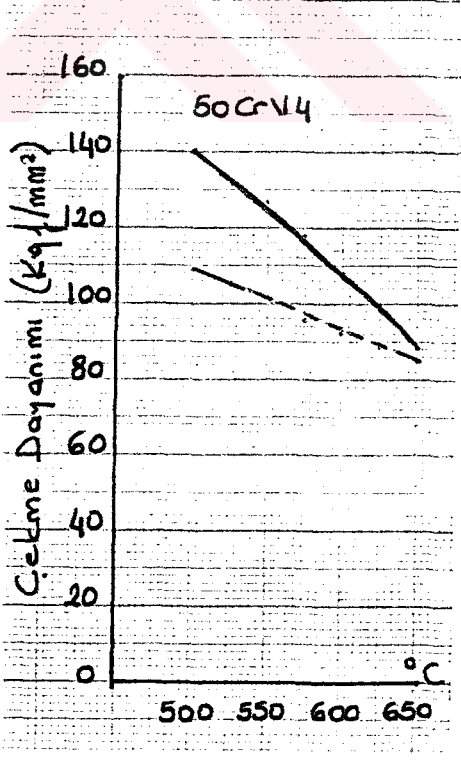
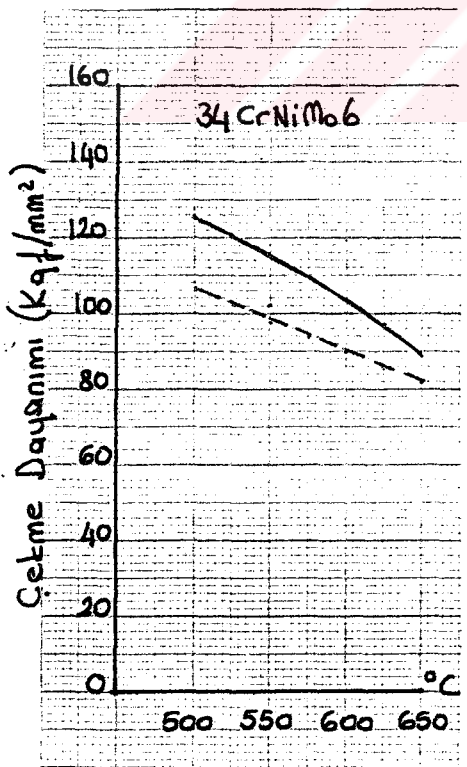
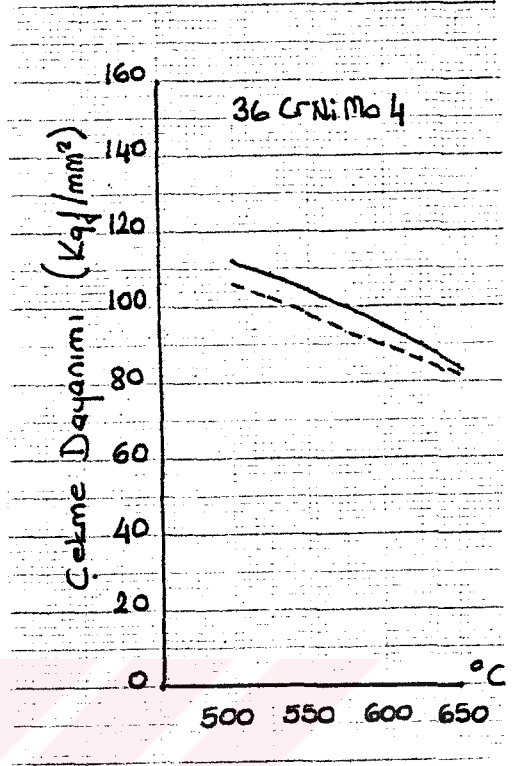
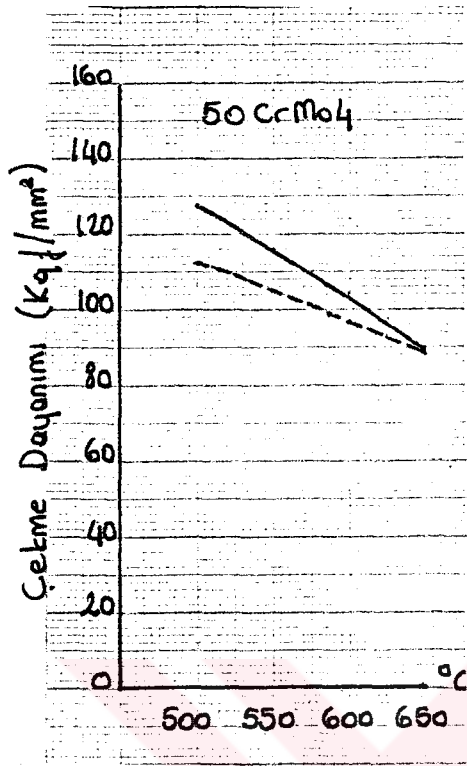
Aşağıdaki diyagramlarda, TS 2525'de yukarıda anılan malzemelerle ilgili menevişleme diyagramlarının çekme dayanımı değerleri ve hesaplama yoluyla bulunan çekme dayanımı değerlerinin karşılaştırması görülmektedir.

Söz konusu malzemeler yaklaşık 60 mm çapındaki kesit içindir.

----- Hesaplama yoluyla bulunan değerler
 _____ TS 2525'de belirtilen değerler







SONUÇ VE İRDELEME

Grossman konseptinin, doğruya yakın fakat tam olarak doğru sonuçlara ulaşmamasındaki faktörler çeşitlidir. Grossman, deneylerinde mikro yapısal olaylardan yola çıkmamıştır. Dolayısıyla, bu konudaki eksikliği sonuçlarda tam bir doğruluğu getirmemiştir. Özellikle, yüksek oranda krom ve vanadyum içeren malzemeler için yapılan hesaplamalarda, bulunan kritik çap değerlerinin umulandan yüksek olmasının sebebi, çözilemeyen karbürlerin verilen sıcaklık basamaklarında ortaya çıkan miktarlarda olamayacağıdır.

Ayrıca, Doane/5/ 'ın belirli bir elementin çarpım faktörünün her zaman yüzdesiyle doğru orantılı olamayacağı görüşleri yerindedir. Çünkü, belirli bir elementin , tek başınayken sahip olduğu çarpım faktörünün, başka bir elementle veya elementlerle beraber bulunması arasında fark vardır.

Bunlara ek olarak, merkezde olduğu varsayılan % 50 martenzit pozisyonundaki bölgenin doğruluğu soruya açıktır. Bunun sebebi, martenzit yapıyla beraber ara kademe yapılarının da yer alabileceğidir. %50 martenzit yapının tespitinde sertlik testinin yerine mikroyapı analizinden yararlanılması gerekmektedir.

Meneviş işleminde yaptığımız hesaplamalarda da benzer sonuçlarla karşılaşılmamasının sebebi yine yukarıda belirtilen olaylara dayanmaktadır.

İslah çelikleri cevap verdiği çeşitlilik, yüksek dayanım ve süneklilik itibarıyla, günümüz teknolojisinin temel elemanları durumundadır. Ülkemizde biraz geç de olsa kullanılmaya başlanılan bilgisayar teknolojisi, daha çabuk ve sağlıklı sonuçlar verebilmesi açısından, metalurji konusunda daha da gelişmemizi beraberinde getirecektir.

İslah çelikleri konusunda ileriki çalışmalarda, bu kapsama giren çelikler mikro yapı analizleri temeliyle deneysel koşullarda incelenmeli ve bilgisayar programları yardımıyla formülize edilmelidir. Böylesi bir çalışma, malzeme, işçilik ve enerji tasarrufunu sağlayacak ve ıslah çeliklerinin ülkemiz sanayisinde çok daha rant bir şekilde kullanımını gündeme getirecektir.

PROGRAM



```

DEFINT A-Z
DECLARE SUB DEGERLENDIRME ()
DECLARE SUB ANALIZ (ELE$, D!, PT!, X!, C!)
DECLARE SUB EGRIHESAP ()
REM CALL EGRIHESAP
REM CALL KARBON
REM CALL ANALIZ
DEGERLENDIRME
END

SUB ANALIZ (ELE$, D, PT, X, C)
CLOSE #1: T = 0: DIM EX(15), YE(15), P(15): LOCATE 1, 1
CLOSE 1: OPEN "I", 1, ELE$
WHILE NOT EOF(1)
T = T + 1
INPUT #1, EX(T), YE(T)
WEND
CLOSE 1
REM FOR TE = 1 TO T
REM PRINT EX(TE), YE(TE);
REM NEXT TE
REM (LOCATE 2, 1 PRINT ELE$; " DE"ERÿNÿ GÿRÿNÿZ:"; INPUT " % ", D)

P = ((D - EX(2)) * (D - EX(3)) * (D - EX(4)) * (D - EX(5)) * (D - EX(6)) * (D -
P(1) = P / ((EX(1) - EX(2)) * (EX(1) - EX(3)) * (EX(1) - EX(4)) * (EX(1) - EX(5))

P = ((D - EX(1)) * (D - EX(3)) * (D - EX(4)) * (D - EX(5)) * (D - EX(6)) * (D -
P(2) = P / ((EX(2) - EX(1)) * (EX(2) - EX(3)) * (EX(2) - EX(4)) * (EX(2) - EX(5))

P = ((D - EX(1)) * (D - EX(2)) * (D - EX(4)) * (D - EX(5)) * (D - EX(6)) * (D -
P(3) = P / ((EX(3) - EX(1)) * (EX(3) - EX(2)) * (EX(3) - EX(4)) * (EX(3) - EX(5))

P = ((D - EX(1)) * (D - EX(2)) * (D - EX(3)) * (D - EX(5)) * (D - EX(6)) * (D -
P(4) = P / ((EX(4) - EX(1)) * (EX(4) - EX(2)) * (EX(4) - EX(3)) * (EX(4) - EX(5))

P = ((D - EX(1)) * (D - EX(2)) * (D - EX(3)) * (D - EX(4)) * (D - EX(6)) * (D -
P(5) = P / ((EX(5) - EX(1)) * (EX(5) - EX(2)) * (EX(5) - EX(3)) * (EX(5) - EX(4))

P = ((D - EX(1)) * (D - EX(2)) * (D - EX(3)) * (D - EX(4)) * (D - EX(5)) * (D -
P(6) = P / ((EX(6) - EX(1)) * (EX(6) - EX(2)) * (EX(6) - EX(3)) * (EX(6) - EX(4))

P = ((D - EX(1)) * (D - EX(2)) * (D - EX(3)) * (D - EX(4)) * (D - EX(5)) * (D -
P(7) = P / ((EX(7) - EX(1)) * (EX(7) - EX(2)) * (EX(7) - EX(3)) * (EX(7) - EX(4))

P = ((D - EX(1)) * (D - EX(2)) * (D - EX(3)) * (D - EX(4)) * (D - EX(5)) * (D -
P(8) = P / ((EX(8) - EX(1)) * (EX(8) - EX(2)) * (EX(8) - EX(3)) * (EX(8) - EX(4))

P = ((D - EX(1)) * (D - EX(2)) * (D - EX(3)) * (D - EX(4)) * (D - EX(5)) * (D -
P(9) = P / ((EX(9) - EX(1)) * (EX(9) - EX(2)) * (EX(9) - EX(3)) * (EX(9) - EX(4))

P = ((D - EX(1)) * (D - EX(2)) * (D - EX(3)) * (D - EX(4)) * (D - EX(5)) * (D -
P(10) = P / ((EX(10) - EX(1)) * (EX(10) - EX(2)) * (EX(10) - EX(3)) * (EX(10) -

P = ((D - EX(1)) * (D - EX(2)) * (D - EX(3)) * (D - EX(4)) * (D - EX(5)) * (D -
P(11) = P / ((EX(11) - EX(1)) * (EX(11) - EX(2)) * (EX(11) - EX(3)) * (EX(11) -

PT = P(1) + P(2) + P(3) + P(4) + P(5) + P(6) + P(7) + P(8) + P(9) + P(10) + P(11)
IF X = 1 THEN C = PT:

END SUB

```

SUB DEGERLENDIRME STATIC

```
CLS : LOCATE 1, 1: PRINT "MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU"
LOCATE 1, 35: PRINT "MALZEME:": LOCATE 1, 43: INPUT MALZEMEŞ
LOCATE 13, 1: PRINT "Sonuçta Faktörü :4"
REM LOCATE 15, 1: PRINT "D(H):4"
LOCATE 3, 1: PRINT "KARBON  :":
LOCATE 4, 1: PRINT "SİLİSYUM:"
LOCATE 5, 1: PRINT "MANGAN  :":
LOCATE 6, 1: PRINT "FOSFOR  :":
LOCATE 7, 1: PRINT "KÜKÜRT  :":
LOCATE 8, 1: PRINT "KROM    :":
LOCATE 9, 1: PRINT "MOLİBDEN:"
LOCATE 10, 1: PRINT "NİKEL   :":
LOCATE 11, 1: PRINT "VANADYUM:"
LOCATE 12, 1: PRINT "BAKIR   :"
```

```
LOCATE 3, 10: INPUT CAR: D = (70 * CAR) - 14
ELEŞ = "KARBON"
X = 1
```

```
CALL ANALIZ(ELEŞ, D, PT, X, C)
REM LOCATE 3, 15: PRINT PT:
CARBON = (PT * .002857) + .16: CA = CARBON * 25.4: LOCATE 3, 15: PRINT USING "D
LOCATE 4, 10: INPUT DE: D = 33 * DE: ELEŞ = "SİLİS"
CALL ANALIZ(ELEŞ, D, PT, X, C):
REM LOCATE 4, 15: PRINT PT:
```

```
SI = .0598 * PT + 1
LOCATE 4, 15: PRINT USING "C.F:##.##"; SI
```

```
LOCATE 5, 10: INPUT D:
MN = (1.619 * 35 * D / 17) + 1
LOCATE 5, 15: PRINT USING "C.F:##.##"; MN
```

```
LOCATE 6, 10: INPUT D:
P = ((.52 * D * 425) / 85) + 1
LOCATE 6, 15: PRINT USING "C.F:##.##"; P
```

```
LOCATE 7, 10: INPUT D:
S = (-.588 * D) + 1
LOCATE 7, 15: PRINT USING "C.F:##.##"; S
```

```
LOCATE 8, 10: INPUT D
CR = (1.7174 * D) + 1
LOCATE 8, 15: PRINT USING "C.F:##.##"; CR
```

```
LOCATE 9, 10: INPUT D
MO = ((.64 * 425 * D) / 85) + 1
LOCATE 9, 15: PRINT USING "C.F:##.##"; MO
```

```
LOCATE 10, 10: INPUT D
NI = ((.173 * 35 * D) / 17) + 1
LOCATE 10, 15: PRINT USING "C.F:##.##"; NI
```

```
LOCATE 11, 10: INPUT D
IF D <> 0 THEN V = 1.57 ELSE V = 1
LOCATE 11, 15: PRINT USING "C.F:##.##"; V
```

```
LOCATE 12, 10: INPUT D
```

```

CU = ((.173 * 35 * D) / 17) + 1
LOCATE 12, 15: PRINT USING "C.F:###.###"; CU

DI = CARBON * SI * MN * P * S * CR * MO * NI * V * CU
DEI = CA * SI * MN * P * S * CR * MO * NI * V * CU
REM LOCATE 14, 1 : PRINT "Top.Çarpım Faktörü:";:PRINT USING "###.##mm."; DEI
REM LOCATE 14, 30: PRINT USING "###.##inch."; DI

LOCATE 15, 1: PRINT "Ydeal Kritik Cap :";
PRINT USING "###.##mm"; DEI
LOCATE 15, 30: PRINT USING " ###.##inch. "; DI

'DH4 HESAPLAMASI
D = DI * 31.65
DH4 = (.909 * (D - 12.66)) + 6.6: DHG = DH4 * .033
DH = DHG * 25.4: LOCATE 16, 1: PRINT "Güncel Kritik Cap:"; : PRINT USING "###.##

'YÜZDE CARBON HESABI
REM ELEŞ = "SER"
REM CALL ANALIZ(ELEŞ, D, PT, X, C)
D = ((CAR * 85) - 17) * .754:
SER = (D * .588) + 32: D = 0
LOCATE 17, 1: PRINT "Kritik Caplar İçin Sertlik :"; : PRINT USING "###.##HRC"; SE

D = DI * 6.1
ELEŞ = "J1"
CALL ANALIZ(ELEŞ, D, PT, X, C)
REM LOCATE 19, 2: PRINT PT; D; DI

JOMIN = PT * .034

JOMINI = 25.4 * JOMIN
LOCATE 18, 1: PRINT "Ydeal Kritik Capın Jomini Efdesi:"; : PRINT USING "###.##m
LOCATE 18, 45: PRINT USING "(###.##inch.)"; JOMIN
REM LOCATE 21,1:? "Çarpım Faktörü"
END SUB

SUB EGRIHESAP
CLS : DIM X(50), Y(50)
LOCATE 1, 1: INPUT "GİRİLECEK ELEMENT:", ELEMENT$
LOCATE 2, 1: INPUT "GİRİLECEK KOORDİNAT SAYISI:", KOOR
FOR X = 1 TO KOOR
LOCATE X + 2, 1: PRINT X: LOCATE 10, 1:
LOCATE X + 2, 3: INPUT ".X:", X(X):
LOCATE X + 2, 18: PRINT X: LOCATE X + 2, 20: INPUT ".Y:", Y(X)

NEXT X

FOR T = 1 TO KOOR
PRINT X(T); Y(T)
OPEN "A", 1, ELEMENT$: WRITE #1, X(T), Y(T): CLOSE 1
NEXT T

END SUB

```


BİLGİSAYAR ÇIKTILARI



MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: 38 Cr 2 (min.)

KARBON : 0.34 D1 : 5.48 mm. (0.22 inch.)
SİLİSYUM : 0.15 C.F : 1.15
MANGAN : 0.50 C.F : 2.67
FOSFOR : C.F : 1.00
KÜKÜRT : C.F : 1.00
KROM : 0.40 C.F : 1.93
MOLİBDEN : C.F : 1.00
NİKEL : C.F : 1.00
VANADYUM : C.F : 1.00
BAKIR : C.F : 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 32.34mm 1.27inch.
Güncel Kritik Çap : 26.59mm. (1.05inch.)
Kritik Çaplar İçin Sertlik : 37.28HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Eşdeğeri : 3.43mm. (0.13inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: 38 Cr 2 (max.)

KARBON : 0.41 D1 : 6.01 mm. (0.24 inch.)
SİLİSYUM : 0.40 C.F : 1.34
MANGAN : 0.60 C.F : 3.00
FOSFOR : 0.03 C.F : 1.09
KÜKÜRT : 0.03 C.F : 0.98
KROM : 0.60 C.F : 2.40
MOLİBDEN : C.F : 1.00
NİKEL : C.F : 1.00
VANADYUM : C.F : 1.00
BAKIR : C.F : 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 61.85mm 2.44inch.
Güncel Kritik Çap : 54.61mm. (2.15inch.)
Kritik Çaplar İçin Sertlik : 39.91HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Eşdeğeri : 9.12mm. (0.36inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: ? 42 Cr 2 (min.)

KARBON : ? .42 D1: 6.08 mm. (0.24 inch.)
SİLİSYUM: ? .15 C.F: 1.15
MANGAN : ? .50 C.F: 2.67
FOSFOR : ? C.F: 1.00
KÜKÜRT : ? C.F: 1.00
KROM : ? .40 C.F: 1.93
MOLİBDEN: ? C.F: 1.00
NİKEL : ? C.F: 1.00
VANADYUM: ? C.F: 1.00
BAKIR : ? C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 35.88mm 1.41inch.
Güncel Kritik Çap: 29.95mm. (1.18inch.)
Kritik Çaplar için Sertlik : 40.29HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Eşdeğeri: 4.27mm. (0.17inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: ? 42 Cr 2 (max.)

KARBON : ? .50 D1: 6.61 mm. (0.26 inch.)
SİLİSYUM: ? .40 C.F: 1.34
MANGAN : ? .80 C.F: 3.67
FOSFOR : ? .03 C.F: 1.09
KÜKÜRT : ? .03 C.F: 0.98
KROM : ? .60 C.F: 2.40
MOLİBDEN: ? C.F: 1.00
NİKEL : ? C.F: 1.00
VANADYUM: ? C.F: 1.00
BAKIR : ? C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 83.17mm 3.27inch.
Güncel Kritik Çap: 74.84mm. (2.95inch.)
Kritik Çaplar için Sertlik : 43.31HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Eşdeğeri: 15.16mm. (0.60inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: ? 34 Cr 4 (min.)

KARBON : ? .30D1: 5.16 mm. (0.20 inch.)
SİLİSYUM: ? .15C.F: 1.15
MANGAN : ? .60C.F: 3.00
FOSFOR : ? C.F: 1.00
KÜKÜRT : ? C.F: 1.00
KROM : ? .9 C.F: 3.10
MOLİBDEN: ? C.F: 1.00
NİKEL : ? C.F: 1.00
VANADYUM: ? C.F: 1.00
BAKIR : ? C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 54.99mm 2.16inch.
Güncel Kritik Çap: 48.09mm. (1.89inch.)
Kritik Çaplar İçin Sertlik : 35.77HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Eşdeğeri: 7.76mm. (0.31inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: ? 34 Cr 4 (max.)

KARBON : ? .37D1: 5.71 mm. (0.22 inch.)
SİLİSYUM: ? .40C.F: 1.34
MANGAN : ? .90C.F: 4.00
FOSFOR : ? .03C.F: 1.09
KÜKÜRT : ? .03C.F: 0.98
KROM : ? 1.2C.F: 3.80
MOLİBDEN: ? C.F: 1.00
NİKEL : ? C.F: 1.00
VANADYUM: ? C.F: 1.00
BAKIR : ? C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 124.10mm 4.89inch.
Güncel Kritik Çap: 113.70mm. (4.48inch.)
Kritik Çaplar İçin Sertlik : 38.41HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Eşdeğeri: 29.90mm. (1.18inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: 37 Cr 4 (min.)

KARBON : 0.34 D1: 5.48 mm. (0.22 inch.)
SİLİSYUM: 0.15 C.F: 1.15
MANGAN : 0.60 C.F: 3.00
FOSFOR : C.F: 1.00
KÜKÜRT : C.F: 1.00
KROM : 0.90 C.F: 3.10
MOLİBDEN: C.F: 1.00
NİKEL : C.F: 1.00
VANADYUM: C.F: 1.00
BAKIR : C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 58.33mm 2.30inch.
Güncel Kritik Çap: 51.27mm. (2.02inch.)
Kritik Çaplar İçin Sertlik : 37.28HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Efdeeri: 8.39mm. (0.33inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: 37 Cr 4 (max.)

KARBON : 0.41 D1: 6.01 mm. (0.24 inch.)
SİLİSYUM: 0.40 C.F: 1.34
MANGAN : 0.90 C.F: 4.00
FOSFOR : 0.03 C.F: 1.09
KÜKÜRT : 0.03 C.F: 0.98
KROM : 1.2 C.F: 3.80
MOLİBDEN: C.F: 1.00
NİKEL : C.F: 1.00
VANADYUM: C.F: 1.00
BAKIR : C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 130.57mm 5.14inch.
Güncel Kritik Çap: 119.85mm. (4.72inch.)
Kritik Çaplar İçin Sertlik : 39.91HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Efdeeri: 32.79mm. (1.29inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: ? 41 Cr 4 (min.)

KARBON : ? .38D1: 5.78 mm. (0.23 inch.)
SİLİSYUM: ? .15C.F: 1.15
MANGAN : ? .50C.F: 2.67
FOSFOR : ? C.F: 1.00
KÜKÜRT : ? C.F: 1.00
KROM : ? .90C.F: 3.10
MOLİBDEN: ? C.F: 1.00
NİKEL : ? C.F: 1.00
VANADYUM: ? C.F: 1.00
BAKIR : ? C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 54.74mm 2.16inch.
Güncel Kritik Çap: 47.86mm. (1.88inch.)
Kritik Çaplar İçin Sertlik : 38.78HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Efdeeri: 7.72mm. (0.30inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: ? 41 Cr 4 (max.)

KARBON : ? .45D1: 6.29 mm. (0.25 inch.)
SİLİSYUM: ? .40C.F: 1.34
MANGAN : ? .80C.F: 3.67
FOSFOR : ? .03C.F: 1.09
KÜKÜRT : ? .03C.F: 0.98
KROM : ? 1.2C.F: 3.80
MOLİBDEN: ? C.F: 1.00
NİKEL : ? C.F: 1.00
VANADYUM: ? C.F: 1.00
BAKIR : ? C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 125.27mm 4.93inch.
Güncel Kritik Çap: 114.82mm. (4.52inch.)
Kritik Çaplar İçin Sertlik : 41.42HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Efdeeri: 30.41mm. (1.20inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: 25 CrMo 4 (min.)

KARBON : 0.22 D1: 4.44 mm. (0.17 inch.)
SİLİSYUM: 0.15 C.F: 1.15
MANGAN : 0.50 C.F: 2.67
FOSFOR : C.F: 1.00
KÜKÜRT : C.F: 1.00
KROM : 0.90 C.F: 3.10
MOLİBDEN: 0.15 C.F: 1.48
NİKEL : C.F: 1.00
VANADYUM: C.F: 1.00
BAKIR : C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 62.15mm 2.45inch.
Güncel Kritik Çap: 54.89mm. (2.16inch.)
Kritik Çaplar İçin Sertlik : 32.75HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Efdeeri: 9.19mm. (0.36inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: 25 CrMo 4 (max.)

KARBON : 0.29 D1: 5.08 mm. (0.20 inch.)
SİLİSYUM: 0.40 C.F: 1.34
MANGAN : 0.80 C.F: 3.67
FOSFOR : 0.03 C.F: 1.09
KÜKÜRT : 0.03 C.F: 0.98
KROM : 1.2 C.F: 3.80
MOLİBDEN: 0.30 C.F: 1.96
NİKEL : C.F: 1.00
VANADYUM: C.F: 1.00
BAKIR : C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 198.51mm 7.82inch.
Güncel Kritik Çap: 184.35mm. (7.26inch.)
Kritik Çaplar İçin Sertlik : 35.39HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Efdeeri: 332.83m (13.10inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: 34 CrMo 4 (min.)

KARBON : 0.30 D1: 5.16 mm. (0.20 inch.)
SİLİSYUM: 0.15 C.F: 1.15
MANGAN : 0.50 C.F: 2.67
FOSFOR : C.F: 1.00
KÜKÜRT : C.F: 1.00
KROM : 0.90 C.F: 3.10
MOLİBDEN: 0.15 C.F: 1.48
NİKEL : C.F: 1.00
VANADYUM: C.F: 1.00
BAKIR : C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 72.34mm 2.85inch.
Güncel Kritik Çap: 64.56mm. (2.54inch.)
Kritik Çaplar için Sertlik : 35.77HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Eşdeğeri: 11.80mm. (0.46inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: 34 CrMo 4 (max.)

KARBON : 0.37 D1: 5.71 mm. (0.22 inch.)
SİLİSYUM: 0.40 C.F: 1.34
MANGAN : 0.80 C.F: 3.67
FOSFOR : 0.03 C.F: 1.09
KÜKÜRT : 0.03 C.F: 0.98
KROM : 1.2 C.F: 3.80
MOLİBDEN: 0.30 C.F: 1.96
NİKEL : C.F: 1.00
VANADYUM: C.F: 1.00
BAKIR : C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 222.96mm 8.78inch.
Güncel Kritik Çap: 207.57mm. (8.17inch.)
Kritik Çaplar için Sertlik : 38.41HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Eşdeğeri: %5457.70 (%-214.87inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: 42 CrMo 4 (min.)

KARBON : 0.38 D1: 5.78 mm. (0.23 inch.)
SİLİSYUM: 0.15 C.F: 1.15
MANGAN : 0.50 C.F: 2.67
FOSFOR : C.F: 1.00
KÜKÜRT : C.F: 1.00
KROM : 0.90 C.F: 3.10
MOLİBDEN: 0.15 C.F: 1.48
NİKEL : C.F: 1.00
VANADYUM: C.F: 1.00
BAKIR : C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 81.02mm 3.19inch.
Güncel Kritik Çap: 72.81mm. (2.87inch.)
Kritik Çaplar İçin Sertlik : 38.78HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Efdeeri: 14.47mm. (0.57inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: 42 CrMo 4 (max.)

KARBON : 0.45 D1: 6.29 mm. (0.25 inch.)
SİLİSYUM: 0.40 C.F: 1.34
MANGAN : 0.80 C.F: 3.67
FOSFOR : 0.03 C.F: 1.09
KÜKÜRT : 0.03 C.F: 0.98
KROM : 1.2 C.F: 3.80
MOLİBDEN: 0.30 C.F: 1.96
NİKEL : C.F: 1.00
VANADYUM: C.F: 1.00
BAKIR : C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 245.53mm 9.67inch.
Güncel Kritik Çap: 229.00mm. (9.02inch.)
Kritik Çaplar İçin Sertlik : 41.42HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Efdeeri: %34389.9 (%1353.93inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME:? 50 CrMo 4 (min.)

KARBON :? .46D1: 6.35 mm. (0.25 inch.)
SİLİSYUM:? .15C.F: 1.15
MANGAN :? .50C.F: 2.67
FOSFOR :? C.F: 1.00
KÜKÜRT :? C.F: 1.00
KROM :? .90C.F: 3.10
MOLİBDEN:? .15C.F: 1.48
NİKEL :? C.F: 1.00
VANADYUM:? C.F: 1.00
BAKIR :? C.F: 1.00
Soğutma Faktörü :4

İdeal Kritik Cap : 88.99mm 3.50inch.
Güncel Kritik Cap: 80.37mm. (3.16inch.)
Kritik Caplar İçin Sertlik :41.80HRC
İdeal Kritik Capın Jomini Efdeeri:17.07mm. (0.67inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME:? 50 CrMo 4 (max.)

KARBON :? .54D1: 6.85 mm. (0.27 inch.)
SİLİSYUM:? .40C.F: 1.34
MANGAN :? .80C.F: 3.67
FOSFOR :? .03C.F: 1.09
KÜKÜRT :? .03C.F: 0.98
KROM :? 1.2C.F: 3.80
MOLİBDEN:? .30C.F: 1.96
NİKEL :? C.F: 1.00
VANADYUM:? C.F: 1.00
BAKIR :? C.F: 1.00
Soğutma Faktörü :4

İdeal Kritik Cap :267.56mm 10.53inch.
Güncel Kritik Cap:249.91mm. (9.84inch.)
Kritik Caplar İçin Sertlik :44.81HRC
İdeal Kritik Capın Jomini Efdeeri:%-1.50E+0(%-5923.19inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: ? 32 CrMo 12 (min.)

KARBON : ? .28D1: 5.00 mm. (0.20 inch.)
SİLİSYUM: ? .15C.F: 1.15
MANGAN : ? .40C.F: 2.33
FOSFOR : ? C.F: 1.00
KÜKÜRT : ? C.F: 1.00
KROM : ? 2.8C.F: 7.53
MOLİBDEN: ? .30C.F: 1.96
NİKEL : ? .30C.F: 1.11
VANADYUM: ? C.F: 1.00
BAKIR : ? C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 218.20mm 8.59inch.
Güncel Kritik Çap: 203.05mm. (7.99inch.)
Kritik Çaplar için Sertlik : 35.01HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Efdeeri: %-3475.28(%-136.82inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: ? 32 CrMo 12

KARBON : ? .35D1: 5.56 mm. (0.22 inch.)
SİLİSYUM: ? .40C.F: 1.34
MANGAN : ? .70C.F: 3.33
FOSFOR : ? .03C.F: 1.09
KÜKÜRT : ? .03C.F: 0.98
KROM : ? 3.3C.F: 8.70
MOLİBDEN: ? .50C.F: 2.60
NİKEL : ? .30C.F: 1.11
VANADYUM: ? C.F: 1.00
BAKIR : ? C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 663.10mm 26.11inch.
Güncel Kritik Çap: 625.43mm. (24.62inch.)
Kritik Çaplar için Sertlik : 37.65HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Efdeeri: %-2.64E+1(%-1.04E+09inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: ? 36 CrNiMo 4 (min.)

KARBON : ? .32D1: 5.32 mm. (0.21 inch.)
SİLİSYUM: ? .15C.F: 1.15
MANGAN : ? .50C.F: 2.67
FOSFOR : ? C.F: 1.00
KÜKÜRT : ? C.F: 1.00
KROM : ? .90C.F: 3.10
MOLİBDEN: ? .15C.F: 1.48
NİKEL : ? .90C.F: 1.32
VANADYUM: ? C.F: 1.00
BAKIR : ? C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 98.47mm 3.88inch.
Güncel Kritik Çap: 89.37mm. (3.52inch.)
Kritik Çaplar İçin Sertlik : 36.52HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Efdeeri: 20.22mm. (0.80inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: ? 36 CrNiMo 4 (max.)

KARBON : ? .40D1: 5.93 mm. (0.23 inch.)
SİLİSYUM: ? .40C.F: 1.34
MANGAN : ? .80C.F: 3.67
FOSFOR : ? .03C.F: 1.09
KÜKÜRT : ? .03C.F: 0.98
KROM : ? 1.2C.F: 3.80
MOLİBDEN: ? .30C.F: 1.96
NİKEL : ? 1.2C.F: 1.43
VANADYUM: ? C.F: 1.00
BAKIR : ? C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 330.79mm 13.02inch.
Güncel Kritik Çap: 309.94mm. (12.20inch.)
Kritik Çaplar İçin Sertlik : 39.54HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Efdeeri: % -3.87E+0 (% -1.52E+02inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: ? 34 CrNiMo 6 (min.)

KARBON : ? .30D1: 5.16 mm. (0.20 inch.)
SİLİSYUM: ? .15C.F: 1.15
MANGAN : ? .40C.F: 2.33
FOSFOR : ? C.F: 1.00
KÜKÜRT : ? C.F: 1.00
KROM : ? 1.4C.F: 4.27
MOLİBDEN: ? .15C.F: 1.48
NİKEL : ? 1.4C.F: 1.50
VANADYUM: ? C.F: 1.00
BAKIR : ? C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 130.55mm 5.14inch.
Güncel Kritik Çap: 119.83mm. (4.72inch.)
Kritik Çaplar İçin Sertlik : 35.77HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Efdeeri: 32.79mm. (1.29inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: ? 34 CrNiMo 6 (max.)

KARBON : ? .38D1: 5.78 mm. (0.23 inch.)
SİLİSYUM: ? .40C.F: 1.34
MANGAN : ? .70C.F: 3.33
FOSFOR : ? .03C.F: 1.09
KÜKÜRT : ? .03C.F: 0.98
KROM : ? 1.7C.F: 4.97
MOLİBDEN: ? .30C.F: 1.96
NİKEL : ? 1.7C.F: 1.61
VANADYUM: ? C.F: 1.00
BAKIR : ? C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 430.96mm 16.97inch.
Güncel Kritik Çap: 405.04mm. (15.95inch.)
Kritik Çaplar İçin Sertlik : 38.78HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Efdeeri: %-1.39E+0(%-5.48E+06inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: ? 30 CrNiMo 8 (min.)

KARBON : ? .26D1: 4.82 mm. (0.19 inch.)
SİLİSYUM: ? .15C.F: 1.15
MANGAN : ? .30C.F: 2.00
FOSFOR : ? C.F: 1.00
KÜKÜRT : ? C.F: 1.00
KROM : ? 1.8C.F: 5.20
MOLİBDEN: ? .30C.F: 1.96
NİKEL : ? 1.8C.F: 1.64
VANADYUM: ? C.F: 1.00
BAKIR : ? C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 184.63mm 7.27inch.
Güncel Kritik Çap: 171.18mm. (6.74inch.)
Kritik Çaplar için Sertlik : 34.26HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Eşdeğeri: 15.13mm. (0.60inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: ? 30 CrNiMo 8 (max.)

KARBON : ? .33D1: 5.40 mm. (0.21 inch.)
SİLİSYUM: ? .40C.F: 1.34
MANGAN : ? .60C.F: 3.00
FOSFOR : ? .03C.F: 1.09
KÜKÜRT : ? .03C.F: 0.98
KROM : ? 2.2C.F: 6.13
MOLİBDEN: ? .50C.F: 2.60
NİKEL : ? 2.2C.F: 1.78
VANADYUM: ? C.F: 1.00
BAKIR : ? C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

İdeal Kritik Çap : 659.12mm 25.95inch.
Güncel Kritik Çap: 621.66mm. (24.47inch.)
Kritik Çaplar için Sertlik : 36.90HRC
İdeal Kritik Çapın Jomini Eşdeğeri: % -2.46E+1 (% -9.69E+08inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: 50 CrV 4 (min.)

KARBON : 0.47 D1: 6.42 mm. (0.25 inch.)
SİLİSYUM: 0.15 C.F: 1.15
MANGAN : 0.70 C.F: 3.33
FOSFOR : C.F: 1.00
KÜKÜRT : C.F: 1.00
KROM : 0.90 C.F: 3.10
MOLİBDEN: C.F: 1.00
NİKEL : C.F: 1.00
VANADYUM: 0.10 C.F: 1.57
BAKIR : C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

Ydeal Kritik Cap : 119.21 mm 4.69 inch.
Güncel Kritik Cap: 109.07 mm. (4.29 inch.)
Kritik Caplar için Sertlik : 42.17 HRC
Ydeal Kritik Capın Jomini Efdeseri: 27.83 mm. (1.10 inch.)

Press any key to continue

MALZEME KİMYASAL KOMPOZİSYONU

MALZEME: 50 CrV 4 (max.)

KARBON : 0.55 D1: 6.91 mm. (0.27 inch.)
SİLİSYUM: 0.40 C.F: 1.34
MANGAN : 1.1 C.F: 4.67
FOSFOR : 0.03 C.F: 1.09
KÜKÜRT : 0.03 C.F: 0.98
KROM : 1.2 C.F: 3.80
MOLİBDEN: C.F: 1.00
NİKEL : C.F: 1.00
VANADYUM: 0.2 C.F: 1.57
BAKIR : C.F: 1.00
Soğutma Faktörü : 4

Ydeal Kritik Cap : 275.16 mm 10.83 inch.
Güncel Kritik Cap: 257.13 mm. (10.12 inch.)
Kritik Caplar için Sertlik : 45.19 HRC
Ydeal Kritik Capın Jomini Efdeseri: $-2.38E+0$ (%-9353.30 inch.)

Press any key to continue

KAYNAKÇA

1. Prof. M. Ali TOPBAŞ Isıl İşlemler II
Lisans üstü öğretimi ders notları
1986-1987
2. Prof. M. Ali TOPBAŞ Endüstriyel Malzemeler
3. Marcus A. GROSSMAN Hardenebility of Steel Calculated From
Chemical Composition
Metal Progress
July, 1942, s. 80, 81, 124.
4. Marcus A. GROSSMAN Hardenebility Calculated From
Chemical Composition
Trans. AIME
Vol. 150, 1942, s. 227-259
5. Douglas V. DOANE A Critical Review Of Hardenebility
Predictors
Proc. Symp. Hardenability Concepts with
Application to Steel, Oct. 1977
eds. D. V. Doane, J. S. Kirkaldy
Chicago, USA, s. 351-395
6. Heinz-Joachim SPIES, Günther MÜNCH ve Axel PREWITZ
Möglichkeiten der Optimierung
der Auswahl vergütbarer Baustähle
durch Berechnung der Härt- und
Vergütbarkeit
Neue Hütte 22, 1977, s. 443-445.
7. Prof. Dr. M. Yılmaz GÜRLEYİK Malzeme Bilgisi ve Muayenesi
Wilhelm DOMKE
Verlag W. GIRARDET
Essen , 1977-7. Baskı çevirisi
Trabzon, 1988

8. Türk Standartları Enstitüsü

Islah Çelikleri
TSE 2525 1. Baskı
Ocak, 1977 Ankara

9. Asil Çelik

Islah Çelikleri
Teknik Yayınlar 6
Mayıs 1990 ,5. Baskı



ÖZGEÇMİŞ

1962 İstanbul doğumlu olan Yavuz Gezicioglu, ilk, orta ve lise eğitimlerini İstanbulda yaptı. 1983 yılında Yıldız Teknik Üniversitesi Metalurji Mühendisliğinde eğitime başladı. 1988 yılında mezun olarak, aynı yıl ve aynı branşta Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünde yüksek lisans eğitimine başladı. 1988-1990 yılları arasında Atlı Zincir, İğne ve Makina Sanayi A.Ş'de metalurji mühendisi olarak görev aldı. Halen, 1990 yılında kurmuş olduğu Geka Bilgisayar & Elektronik firmasında çalışmaktadır.

