

57462

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**PASLANMAZ ÇELİKLERDE
SÜRÜNME**

Metalurji Mühendisi M.Murat DAYLAN

Y.T.Ü Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalında
hazırlanan

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tez Danışmanı : Y.Doç.Dr.Adem Bakkaloğlu

İSTANBUL, 1996

İSTANBUL, 1996

İÇİNDEKİLER

SAYFA NO

TEŞEKKÜR	
ÖZET	
ABSTRACT	
I) GİRİŞ	1
II) SÜRÜNME OLAYININ TEORİK İNCELENMESİ	2
1) METALLERİN YÜKSEK SICAKLIKTAKİ TUTUMU - SÜRÜNME	2
2) SICAĞA DAYANIM TANINMA BÜYÜKLÜKLERİ	5
3) SÜRÜNME EĞRİLERİ	8
3.1) Sürünme Eğrisi Üzerine Gerilimin Etkisi	10
3.2) Sürünme Eğrisi Üzerine Sıcaklığın Etkisi	11
4) DEFORMASYON MEKANİZMASI HARİTALARI	13
5) DİSLOKASYON SÜRÜNMESİ MEKANİZMASI	18
6) YÜKSEK SICAKLIKTAKİ TIRMANMA	20
7) YÜKSEK SICAKLIKTAKİ TANE SINIRLARININ ETKİSİ	22
7.1) Yüksek Sıcaklık Plastikliği İle Birlikte Cereyan Eden Tanelerarası Olaylar	22
7.1.1) Tane Sınırının Yapısal Dönüşümünün Etkisi	24
7.1.2) Tane Sınırı Segregasyonu ve Çökmesinin Etkisi	24
8) YÜKSEK SICAKLIKTAKİ KULLANILAN MALZEMELER	29
8.1) Paslanmaz Çelikler	35
8.1.1) Karbon Ve Azotun Paslanmaz Çeliğin Sürünme Özelliklerine Etkisi	40
8.1.2) Plastik Şekil Vermenin Paslanmaz Çeliğin Sürünmesi Üzerine Etkisi	44
8.1.3) Malzeme Yapısının Sürünmeye Etkisi	45
8.1.4) Paslanmaz Çeliğin Mikroyapı Kararlılığına Gerilimin Etkisi	47

III DENEYSEL ÇALIŞMALAR

1)	KULANILAN MALZEME	50
2)	SÜRÜNME CİHAZI	51
3)	SÜRÜNME DENEYİN YAPILIŞI	52
4)	DENEY SONUÇLARI	53
5)	METALOGRAFİK ÇALIŞMALAR	66
6)	GENEL SONUÇLAR	71
	Gelecek Çalışmalar İçin Öneriler	72
	REFERANSLAR	73
	HESAPLAMALAR	
	ÖZ GEMİŞ	

TEŞEKKÜR

Çalışma konumu seçerken ve hazırlarken yardımlarını esirgemeyen Sayın Hocam Y.Doç.Dr Adem BAKKALOĞLU'NA,Sürünme cihazını bölümümüze kazandırarak bu konuda çalışmamızı sağlayan Dekanımız Sayın Prof.Dr. Ahmet TOPUZ'a ve mikroyapı araştırmaları sırasında yardımcı olan Sayın Prof.Dr.Müzeyyen MARŞOĞLU'na teşekkürleri bir borç bilirim.

ÖZET

Paslanmaz çeliklerde sürünmenin incelendiği bu çalışmanın deneysel kısmında 304 kalite paslanmaz çeliğin 550 - 650 °C sıcaklık ve 200 - 325 Mpa gerilimleri aralığında statik sürünme özellikleri incelenmiştir. Elde edilen sürünme eğrilerinden yararlanarak söz konusu çeliğe ait gerilim üst sabiti n , ile aktivasyon enerjisi Q_c , hesaplanmıştır. Ayrıca başlangıç mikroyapısının sürünme dayancı üzerine etkileri araştırılmıştır.

Düşük sıcaklık ve/veya düşük gerilim şartlarına sahip, uzun sürebilen deneylerde numunenin kopmasıyla sonuçlanan bölgeye ulaşılmadan deneyler durdurulmuştur. Bu nedenle bazı deney şartları için kırılma karakteristikleri (kopma uzaması, kopma zamanı vb.) belirlenememiştir.

Deneyler sonucunda gerilim üst sabiti $n = 7 \pm 0.4$ olarak tespit edildirken, gerilim ile sürünme hızı arasındaki ilişkinin Güç Kanunu Sürünmesine (Power Law Creep) uyduğu gözlenmiştir. Bulunan n değerinin yüksek olması sürünmenin dislokasyon aktiviteli olduğunu göstermektedir. Aktivasyon enerjisi, $Q_c = 375 - 445$ kJ/mol olarak tespit edilmiştir. Soğuk şekilendirilmiş numunelerin, çözeltiye alma tavlama sürecinin uygulandığı numunelerden çok daha iyi sürünme dayanımı gösterdikleri saptanmıştır. Bu sonuç başlangıç mikroyapısının (Dislokasyon ve karbür yoğunluğu) sürünme özelliklerinde etkin rol oynadığını göstermektedir.

ABSTRACT

Experimental investigations have been carried out to study the static creep properties of 304 type stainless steel in the temperature range of 550 °C - 650 °C and between the stress levels of 200 Mpa - 325 Mpa . The steady state stress exponent , n , and activation energy , Q_c , have been determined by using datas from creep curves . Also , effect of the heat treatment has been invetigated.

Power law creep relationship $\dot{\epsilon}_{ss} = B \sigma^n$ was found to be obeyed with stress exponent $n = 7 \pm 0.4$. This high level of n suggests that the dislocation creep mechanisim is operative . The activation energy value , Q_c , has been calculated between 374 - 445 kj / mol .The cold drawn samples showed better creep strength than solution - treated ones. Creep properties of 304 type stainless steel depends on microstructure (carbur and dislocation density) of the steel prior to the creep test.

I. GİRİŞ

Enerji makinalarında, kimya endüstrisinde ve makina üreten endüstride konstrüksiyon malzemeleri ve yapı elamanları oldukça yüksek sıcaklıklara maruz kalabilirler. Bu sıcaklıklardaki yapının dizaynı ve kullanılacak malzemenin seçimi büyük önem arz eder.

Tesislerin ekonomikliği, çoğu zaman kullanılabilir çalışma sıcaklığına bağımlı olur. Örneğin bir buhar kazanı tesisinde buhar giriş sıcaklığı 400°C 'den 600°C 'ye yükseltildiğinde, ısı gereksinimi 13500 kJ/kwh değerinden yaklaşık olarak 10600 kJ/kwh değerine düşer, ya da Faust kanununa uygun olarak işletme sıcaklığı 10°K yükseltildiğinde, kimyasal reaksiyon iki katına çıkabilir. Ancak, sıcaklığın yükseltilmesiyle düşük sıcaklıklara nazaran değişik deformasyon ve kırılma mekanizmaları, sürünme, ortaya çıkar. Sürünme; malzemenin sabit gerilim (veya yük) ve sıcaklıkta zamana bağlı olarak şekil değiştirmesidir ve ömrünü kısıtlayıcı bir faktördür. Eğer bir çelik yüksek sıcaklıkta gerilim altında tutulursa, zamanla sürekli ve artan bir plastik deformasyona uğrar ve yeterli bir süre sürünmeye izin verilirse, hemen ardından kırılma meydana gelir. Kırılma kendi kendine makroskobik kristaller arası çatlak şeklinde başlar ve son olarak gevrek olarak kırılır. Herhangi bir sıcaklıkta meydana gelebilmesine rağmen, yalnız ergime sıcaklığının % 40 'nı aşan sıcaklıklarda sürünmenin tüm etkileri görülebilir. Sürünme konusunun ve kullanılacak malzeme özelliklerinin iyi bilinmesi ile yüksek sıcaklıklarda ekonomik ve güvenli dizaynların oluşturulması mümkün olabilecektir.

Bu çalışmanın amacı; sürünme konusunda teorik bilgiler oluşturmak, 304 kalite paslanmaz çeliğe ait sürünme davranışlarını incelemek ve elde edilen sürünme eğrilerinden yararlanarak gerilim üst sabiti (n) ve aktivasyon enerjisi (Q_c) değerlerini saptamaktır. Bulunan Gerilim üst sabiti değeri ve aktivasyon enerjisi değeri kullanılarak 304 paslanmaz çeliğin belirli bir gerilim ve sıcaklıkta sürünme ömür hesapları yapılabilecektir.

II SÜRÜNMENİN TEORİK İNCELENMESİ

1 . MetallerinYüksek Sıcaklıktaki Tutumu - Sürünme

Sabit bir sıcaklıkta , sabit bir gerilim ya da yükleme etkisi altında ,malzemede zamanla oluşan kalıcı biçim değişikliğine " sürünme " denir. Metalsel malzemelerde atomların sıcaklıkla artan hareketliliği ile kristal kusurlarının sayı ve davranışına bağlı olan olayda,yayınma ağırlıklı ısı aktiviteli yer değiştirmeler etkin rol oynar.(Topuz , 1989)

Genelde,Sürünme % 1/dak. 'dan daha düşük deformasyon hızlarında gerçekleşir ,daha yüksek hızlar çoğu zaman mekanik işlemlerle (dövme-haddeleme gibi) birlikte olur. Sürünme sonucu malzemenin şeklindeki değişiklikler genelde istenmez ve parçanın kullanım ömrünü kısıtlayıcı faktör olabilir . Örneğin,türbün motorlarında döner rotor üzerindeki kanatlar çalışma sırasında boyuna yavaş olarak büyür ve yuvaya değmeden önce değiştirilmesi gerekir.(Boyer,1988)

Sürünme herhangi bir sıcaklıkta meydana gelebilmesine rağmen,yalnız ergime sıcaklığının $0.4 \cdot T_e$ ünü aşan sıcaklıklarda sürünmenin tüm etkileri görülebilir.($T \geq 0.4 T_e$, T =sıcaklık (K) - T_e = ergime sıcaklığı-K-)(Boyer,1988)

Yüksek sıcaklıklarda iç yapıda ve malzeme özelliklerinde görülen bazı değişimler şunlardır; (Güleç,1987)

- * Boş yer yoğunluğu artar ; yayınma kolaylaşır.
- * Dislokasyonların tırmanması ve çarpaz kayması gibi yeni kayma sistemleri ortaya çıkar
- * Tane sınırları şekil değiştirebilir,şekil değişimi giderek kolaylaşır
- * Yapının kararlılığı azalır.Soğuk şekil değiştirmiş malzeme yeniden kristalleşir,çökelme sertleşmesine uğramış malzeme aşırı yaşlanır.
- * Parça yüzeyi ortamla daha kolay reaksiyona girer,korozyon ve tufal sorunu ortaya çıkar.

Yukarıda söz edilen değişimlerden dolayı yüksek sıcaklıklarda kullanılacak bir malzemede mücadele edilebilir birim uzama ve gerilmelerin normal çekme deneyi sonuçlarından elde edilmesi veya hesaplanması olanaksızdır. Dayanım değerleri büyük ölçüde zorlama süresine bağlıdır ve bazan 10 yıla varabilen uzun süreli deneylerle saptanabilir.

Kullanılan malzemelerin sürünmeye maruz kaldığı bazı uygulamalar aşağıda verilmiştir :
(Finnie,1959)

- * Petrol rafineleri ve kimya tesisleri
- * Buhar güç tesisleri
- * Gaz türbünleri
- * Uçaklar
- * Nükleer enerji santralleri

Sürünmede temel olaylar, difüzyon reaksiyonları ve dislokasyon reaksiyonlarıdır. Eğer basmaya yüklenen boş yerlerde ve çekmeye zorlanan sahada kristal sınırlarında atomlar yer değiştirmeyle difüzyon yaparsa (**difüzyon kontrollü sürünme**), düşük gerilme ve yüksek sıcaklıklarda yalnızca difüzyon sonucu olarak form değişimleri görülür. Çekme yüzeylerine yerleşmiş atom tabakaları , sürünme olayı yapar ve olayın hızı, tane büyüklüğünün karesiyle ters orantılıdır (Nabarro - Herring sürünmesi) (Topbaş,1993)

Benzer şekilde difüzyona bağımlı bir diğer "mikroplastik proses" **tane sınırı kayması**'dır. Oda sıcaklığında dayanım arttırıcı etkiye karşılık olarak, yüksek sıcaklıklarda tane sınırları "yumuşak bölge" durumundadırlar. Bu bölgelerde hata yoğunluğunun yüksek olmasından dolayı, difüzyon için gerekli aktivasyon enerjisi, kristale nazaran burada daha küçüktür. Bundan dolayı , düşük gerilmelerde tane sınırı yüzeylerinin düzgünsüzlüğü ile atom ve boş yer difüzyonu ve tane sınırı dislokasyonlarıyla değişken etki yaparak , tanelerin karşılıklı kaymaları dengelenir. Ayrıca, tane sınırlarında ve ikizlerde devam eden tane sınırı kaymaları, mikro boş hacim teşekkülüne yardımcı olurlar ve tanelerarası

kırılma için başlangıç noktası teşkil ederler. Bunun anlamı düşük sıcaklıkta ince taneli ,buna karşılık yüksek sıcaklıkta kaba taneli malzeme daha iyi dayanım özelliği gösterir.

Sürünme şekil değiştirmesinin büyük bir kısmı, **dislokasyon reaksiyonlarından** meydana gelir. Konservatif olmayan ısıl aktifleşmiş hareketlerle (tırmanma) dislokasyonlar kayma düzlemindeki boş yerli değişken etki ile terkeder ve dış gerilimlerin eksenine uygun yerleşmiş,şekil değiştirmenin etkin olduğu tırmanma etabı meydana getirirler. Tırmanmada, dislokasyonlar tane sınırlarında çökelmelerde ya da hareketsiz dislokasyonlarda birikim yapar ve küçük açılı alt tane sınırlarını meydana getirir (poligonlaşma). Alt tanelerin kabalaşması, dislokasyon yoğunluluğunu tekrar artırır ve yeterli yükseklikteki şekil değiştirme hızlarında **rekristalizasyon** (büyük aç tane sınırı oluşumu ve hareketi) meydana getirebilecek rekristalizasyon çekirdekleri teşekkül eder. Alt tane sınırlarında dislokasyon çözülmesi ve tane sınırı teşekkülü ile dayanım artması, devam eden şekillendirmeye bağlı olarak ortaya çıkar. Dayanım azalması ya da artmasından hangisinin etkin olduğu veya dengede kaldığı duruma göre, sürünme hızı artar, azalır veya sabit kalır.

Yüksek sıcaklıktaki zorlamada, soğuk şekillendirmeye yükseltilmiş dislokasyon yoğunluğu ve dayanım artması, eğer zorlama sıcaklığı, malzemenin poligonlaşma ya da rekristalizasyon sıcaklığının altında kalırsa, sürünme karakteristiğinin iyileştirilmesi için yararlı olur. Kullanım sıcaklığı ile dayanım azalmasının meydana geldiği sıcaklık arasındaki fark ne kadar büyükse, soğuk şekillendirmenin olumlu etkisi de o ölçüde fazla olur. (Topbaş, 1993)

Düşük deney sıcaklıklarında kopma daha kolay şekil değiştirebilen tane içinde , yüksek sıcaklıklarda ise enerjisi yüksek ve yayınmanın kolaylaştığı tane sınırlarında görülür . Her iki olayın beraber görülebildiği sıcaklığa ekikohezif sıcaklık denir. Bu sıcaklığın altında sürünme tane içi elastik hareketlerle, üstünde ise tane sınırlarında vizkozumsu hareketle olur. (Topuz , 1989)

2. SICAĞA DAYANIM TANINMA BÜYÜKLÜKLERİ

Sürünmede malzeme seçimi ve değerlendirme için ,genel olarak şu büyüklükler ve özellikler aranır; kısa süre dayanımı (özellikle sıcakta akma sınırı), zaman sürekli dayanımı, zaman uzama sınırı, uzun süre zorlamada plastisite karakteristiği (zaman sürekli deneyine göre kopma uzaması değerine bağlı değerlendirme ile zaman sürekli dayanımı ve zaman uzama sınırı farkı) ile tufallaşmaya ve korozyona dayanım. (Topbaş,1993)

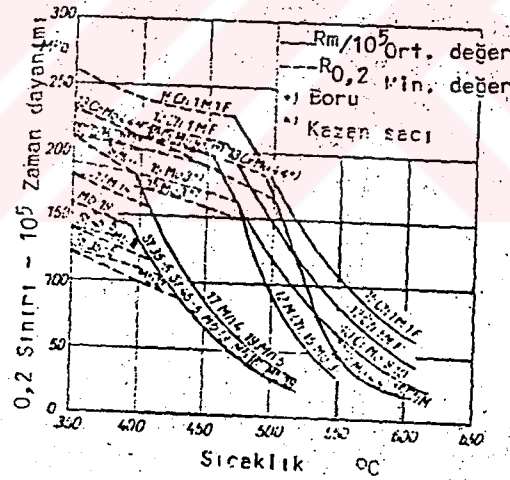
Zaman dayanımı ve zaman uzama sınırı,sıcakta dayanım değerlendirilmesi için ana kriterlerdir. Bunlar,malzemede sürünmenin açık bir şekilde görüldüğü işletme sıcaklığına bağlı olarak,parçalar için ölçülendirme büyüklüklerinin saptanmasında esas alınır.Sürünmenin görülmediği ya da yalnızca pek az sürünme meydana gelen düşük sıcaklıklarda,sıcakta çekme deneyi ile elde edilen sıcakta akma sınırı (0.2 sınırı), genellikle hesaplama karakteristiği olarak alınabilir.Sıcakta çekme deneyinin yeterli olabileceği en üst ve zaman sürekli deneyinin yapılması gerektiği en alt sınır sıcaklık değeri olarak,alışılmış bir değer halinde sıcakta akma sınırı eğrisiyle,zaman sürekli dayanımı-sıcaklık eğrisinin kesişme noktaları (şekil 1)alınabilir. Zaman sürekli deneyinde, sabit kalabilen bir sıcaklıkta, çok uzun zaman aralığında sabit bir yükleme yapılır.Bu durumda,deney esnasında zaman içersinde kesit ve gerilim değişimleri göz önünde tutulmadığı ve pratikte geçerli zorlamalar uygulandığı için,**teknik sürünme deneyi** (mühendislik sürünme deneyi) de denir.Deney esnasında,zamana bağlı olarak meydana gelen uzamalar,sürünme olayı sonucu kırılma olana kadar tespit edilir.Deney süresini,konstrüksiyon elamanının pratikteki işletme süresiyle bağdaştırabilmek için,deneyle genellikle 10^5 saate kadar yükleme süreleriyle,uzun süre deneyi olarak yapılır.

Değişik zorlamalar için saptanan sürünme eğrilerinden (şekil 2),zaman sürekli diyagramı çizilerek,buradan **zaman sürekli dayanımı**,yani belirli bir yükleme süresinde kırılmayı meydana getiren çekme gerilmesi,örneğin 10^5 saat yükleme süresi için gerilme değeri olarak $R_{m/10^5}$ tespiti yapılır. Çoğu zaman,kırılmaya kadar olan süre daha az önemlidir, aksine belirli bir uzama değerine ulaşılması daha ilginç ya da önemli olabilir.Bu durumda ,belirli bir kalıcı uzamayı meydana getiren gerilme değeri olan,**zaman uzama sınırı** saptanır.Örneğin, % 0.2 kalıcı uzama ve 10^5 saat süre için, $R_{0.2/10^5}$.

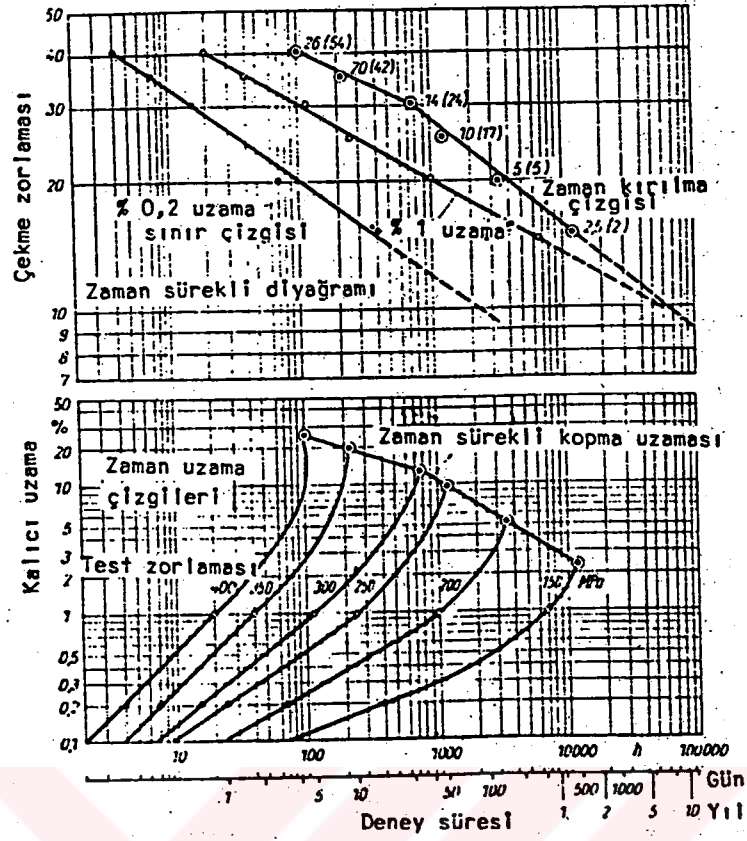
Bu tarz araştırmalar çok uzun zaman aldığı ve masraflı olduğu için,zaman ve sıcaklıkla ilgili lme sonuçlarının deney sonuçlarıyla doğrulanmadığı durumlarda,gerektiğinde enterpolasyon veya extrapolasyonla çözüm aranır.Bunun için geçerli olabilecek bir yöntem,*Larson ve Miller* tarafından önerilen ve R ekme zorlamasına bağımlı Larson Miller parametresi P'ye göre ifade edilen yöntemdir.P parametre değeri şöyle hesaplanır:

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

Burada,t -kırılmanın meydana geldiği zaman (h), T -mutlak sıcaklık ($^{\circ}K$) ve C - sabittir. $\log R$,P'nin bir fonksiyonu olarak çizilirse,herhangibir zaman ve sıcaklık için zaman sürekli karakteristiğinin okunabileceği bir eğri (master eğri) elde edilir.(şekil 3).C katsayısı,malzemeye bağımlı bir sabittir ve değeri genellikle 20 kadardır. (Topbaş,1993)



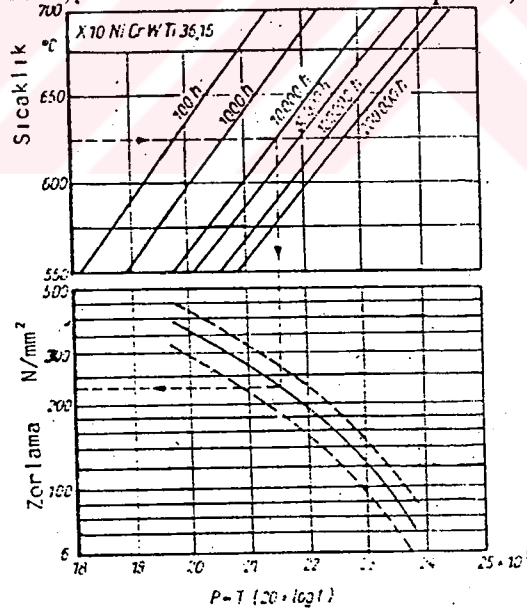
şekil 1 Kazan saçı ve boru çeklerinin,sıcaklığa ($^{\circ}C$) bağımlı olarak % 0.2 uzama sınırı ve 10^5 saat sürekli dayanımı



Şekil 2

Sürünme eğrilerinden, zaman sürekli dayanımın saptanması

($T = \text{sabit}$; çekme zorlaması R 'nin birimi kp/mm^2)



Şekil 3

Larson ve Miller'e göre X10CrWTi 36 15 çeliğinin zaman sürekli dayanımında dağılım alanı.

3. SÜRÜNME EĞRİLERİ

Metalik malzemelerin ve alaşımların sabit yük altındaki sürünme eğrileri kıyas edilecek olursa bunların aralarında bazı ortak özellikler olduğu bilinir(Tablo 1).Böyle testler esnasında gözlenen sürünme eğrilerinin ideal bir tipi şekil 4 de gösterildiği gibi malzemelerin kuvvet ve deformasyonu zamana bağlıdır.(Boyer,1988)

Tablo 1:Sürünme esnasında genel davranışlar (Boyer,1988)

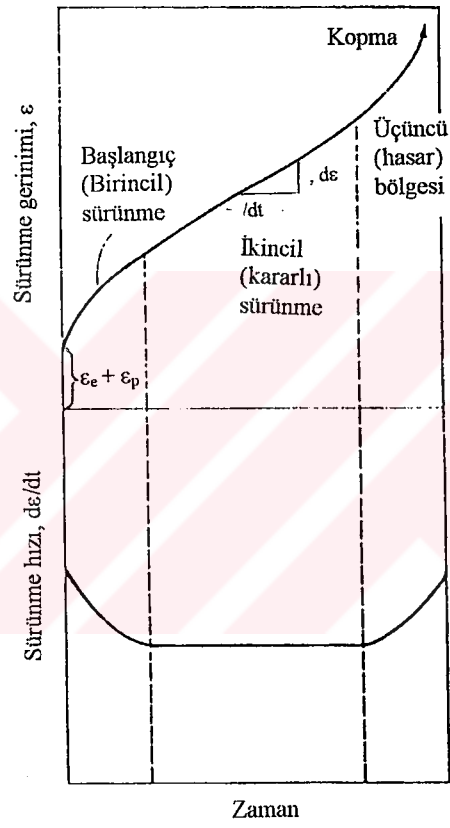
Bölge	Sıcaklık	Karakteristik
Başlangıç (Birincil - Primer)	$T > 0.4 T_e$ veya $T \leq 0.4 T_e$	t ve ϵ artarken ϵ'_{ss} azalmaktadır
İkincil (Kararlı sürünme)	$T \geq T_e$	ϵ'_{ss} sabit
Üçüncül (Hasar bölgesi)	$T \geq 0.4 T_e$	t ve ϵ artarken ϵ'_{ss} artmaktadır

Yükün uygulanmasıyla hemen meydana gelen ϵ_0 birim uzamasından sonra **I.bölge (Birincil sürünme -başlangıç bölgesi)** başlar.Sürünme oldukça yüksek hızlarda meydana gelir ancak zamanla sürekli olarak azalır.Bunun nedeni dislokasyonların birbirlerini karşılıklı engellemelerinden ileri gelen pekleşmedir. Hızı azamakla beraber sürünmenin devam etmesinde , pekleşme karşıtı olaylardan özellikle toparlanma mekanizmaları (poligonizasyon,çarpaz kayma) belirleyici rol oynar.Bu aşamada yayınma önemsizdir. (Topuz , 1989)

Birincil sürünme düşük gerilme ve 0.4 Te dolaylarına kadar olan sıcaklıklarda malzemenin davranışını tek başına karakterize edebilecek ölçüde uzun sürer. Yaklaşık olarak

$$\epsilon'_{ss} = a \ln t \quad (a = \text{sabit})$$

bağıntısı ile temsil edilir. (Logaritmik sürünme)



$$\epsilon'_{ss} = d\epsilon / dt$$

ϵ'_{ss} : Sürünme hızı

Şekil 4 :Sürünme ve sürünme hızının zamanla değişimi (Boyer,1988)

Teknik uygulamalarda **Kararlı sürünme - (İkinci bölge, İkincil sürünme)** en büyük önemi taşır. Çünkü öngörülen işletme koşulları ve süresine göre I. bölgede kalınması ekonomik açıdan, III. bölgeye girilmesi de kırılmaya karşı güvenlik azalacağından istenmez. (Topuz , 1989)

İkincil sürünmede pekleşme ile toparlanma arasında bir denge oluştuğundan;

$$\dot{\epsilon}_{ss} = k t^{-n} = \epsilon t$$

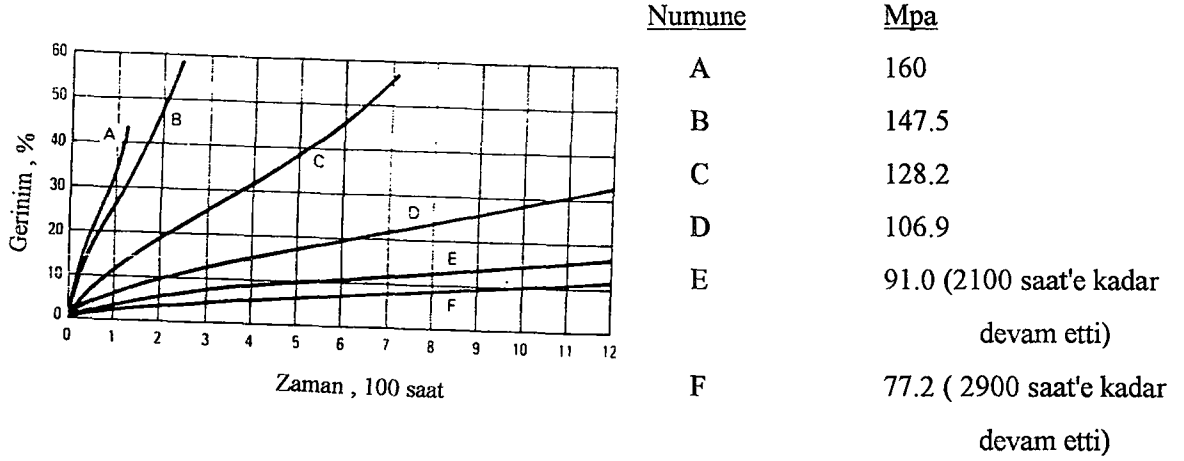
bağıntısı geçerlidir, yani sürünme hızı $\dot{\epsilon}_{ss}$ sabittir. Olayların anlaşılması daha kolay, matematiksel olarak ifadesi daha basittir. Temel mekanizma olan dislokasyonların tırmanması yardımıyla engeller ve hareketsiz dislokasyonlar aşılaraq şekil değiştirmenin devamı (sürünme) sağlanır. (Güleç, 1987)

3. bölgede (Üçüncül sürünme) giderek şiddetlenen sürünme hızı kısa sürede kırılmayı doğurur. Boşyerler oluşumu ve tane sınırlarında şekil değişiminin kuvvetlenmesi (tane sınır çatlakları) hız artışının en önemli nedenlerindendir. Zamanla küçülen kesit alanı uygulanan yükü taşıyamaz ve kopma olur.

3.1 SÜRÜNME EĞRİSİ ÜZERİNE GERİLİMİN ETKİSİ

Eğer numuneye uygulanan statik gerilme kuvveti akma kuvvetini aşarsa kopma bir kaç dakika veya en fazla bir kaç saat içinde kopar. Bu hızda meydana gelen uzamalar bir sürünme olayı olarak kabul edilmezler. Sürünme tabiri genellikle akma kuvveti altındaki çekme gerilimlerinde yavaş olarak meydana gelen deformasyonlar için bahis konusudur. Her malzeme için sürünme olayı bir kopma ile biter, kopma olayı meydana gelmeden de bitebilir. (Boyer , 1988)

Şekil 5 te 316 tip paslanmaz çelik için 705 °C sıcaklık ve farklı gerilim değerlerine ait gerilim-kopma zamanı eğrileri verilmiştir. Şekilde de görüldüğü gibi 160 MPA gerilim değerinde kopma zamanı yaklaşık 100 saat iken 77.2 MPA gerilim değeri için 2900 saat olarak tespit edilmiştir. (Metals handbook, 1985).



Şekil 5 316 tip paslanmaz çelik için 705 °C sıcaklıkta elde edilen tipik sabit gerilim sürünme eğrisi (Metals handbook,1985)

3.2 SÜRÜNME EĞRİSİ ÜZERİNE SICAKLIĞIN ETKİSİ

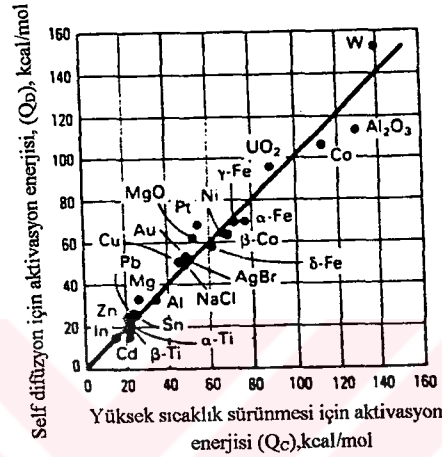
Bir metalin herhangi bir mekanizma ile devamlı deformasyonu bir zaman aralığında meydana gelir. Deformasyonun daha kısa süreli bir zaman aralığında meydana gelebilmesi için normal olarak metal içinde meydana gelen deformasyona engel unsurlar yok edilebilir. Deformasyonu meydana getiren bütün faktörler sabit tutulup sıcaklık artırılırsa metal atomlarının bağ kuvvetleri azalır. Böylece yüksek sıcaklıkta metale yüklediğimiz yük ile deformasyon daha fazla olur. (Boyer, 1988)

Düşük sıcaklıkta toparlanma gözlenmez dolayısıyla sürünme hızı devamlı azalır. Bununla birlikte sıcaklığın yükselmesiyle toparlanma mekanizması çalışır ve malzeme yumuşar, sürünme hızı fazladır.

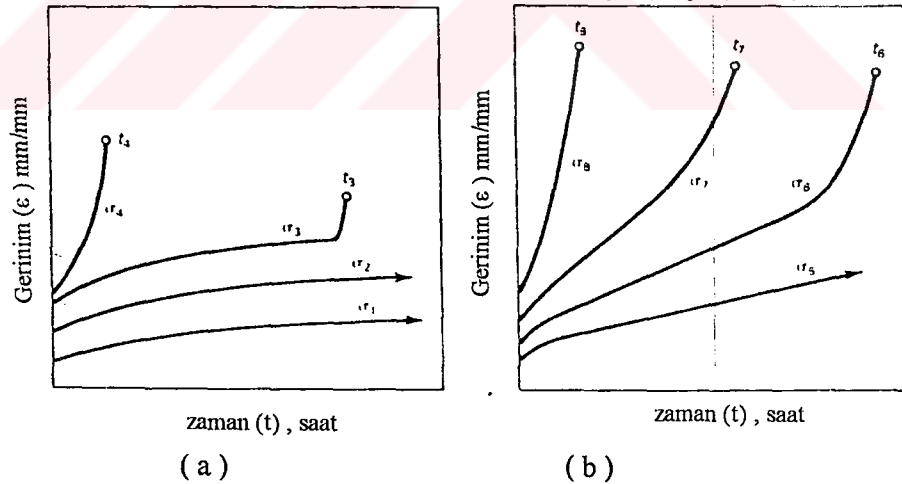
Sürünme termal aktiviteli proses olarak bilinir. Ancak, ölçülen aktivasyon enerjisinin düşük sıcaklıklarda sıcaklıkla belirgin bir değişme göstermez ve 0.6 T_e 'nin üzerinde sıcaklıktan bağımsız olur. Düşük sıcaklıktaki düşük aktivasyon enerjisi deformasyon prosesinin sıcaklığa sadece zayıf olarak bağlı olduğunu göstermektedir ki bu sıcaklık rejiminde dislokasyon kayması baskın deformasyon mekanizmasıdır (Boyer, 1988)

0.6 Te üzerinde,sürünme deformasyonu için aktivasyon enerjisi sıcaklıktan bağımsızdır ve self difüzyon için aktivasyon enerjisine eşittir.Bir çok saf metal için,self difüzyon aktivasyon enerjisi ile yüksek sıcaklıkta sürünme aktivasyon enerjisi arasında mükemmel ilişki mevcuttur.(şekil 6) (Boyer,1988)

Şekil 5 deki eğri aynı zamanda sürünmeye sıcaklığın etkisini göstermek için de kullanılabilir. Burada sıcaklık $A>B>C>D>E>F$ olarak alınabilir.Şekil 7'de ise sürünmenin sıcaklık ve gerilim ile değişimi verilmiştir.Burada hasar zamanı t_i gerilim σ_i olarak verilmiştir.



Şekil 6 Çeşitli metallere ait self difüzyon aktivasyon enerjisi ile yüksek sıcaklık sürünmesi aktivasyon enerjileri arasındaki ilişki (Boyer,1988)



Şekil 7 (a) Düşük sıcaklık sürünmesi ki burada $\sigma_4 > \sigma_3 > \sigma_2 > \sigma_1$
(b) Yüksek sıcaklık sürünmesi ki burada $\sigma_8 > \sigma_7 > \sigma_6 > \sigma_5$ (Boyer,1988)

4. DEFORMASYON MEKANİZMASI HARİTALARI

İki veya daha fazla prosesin dahil olduğu ve deformasyonla sonuçlanan durumlarda proses bağımsız veya bir önceki adıma bağımlı olabilir. Deformasyon arka arkaya olaylar serisine bağlı olduğu zaman sürünme hızı; (Evans, 1986)

$$\epsilon'_{ss} = 1 / \sum (1/\epsilon_i)$$

formülü ile bulunur. Burada ϵ_i i'ninci procesten dolayı oluşan sürünme hızıdır. İki veya daha fazla proses birbirinden bağımsız olarak geliyorsa, toplam sürünme aşağıdaki gibi ifade edilir ;

$$\epsilon'_{ss} = \sum \epsilon_i$$

Toplam sürünme hızı birbirinden bağımsız proseslerinin oluşturduğu tüm hızların toplamına eşittir, böylece ölçülen hız basitçe en hızlı proses tarafından belirlenir. Bu durum aynı zamanda difüzyon sürünme prosesine referans olarak gösterilebilir. (Evans, 1986)

Basit bir yaklaşımla, dislokasyon ve difüzyon sürünmesi birbirinden bağımsızdır. Böylece birinin gözardı edilebilecek kadar küçük olması halinde diğerinin toplam sürünme hızında baskın olarak katkıda bulunduğu belirlenebilir.

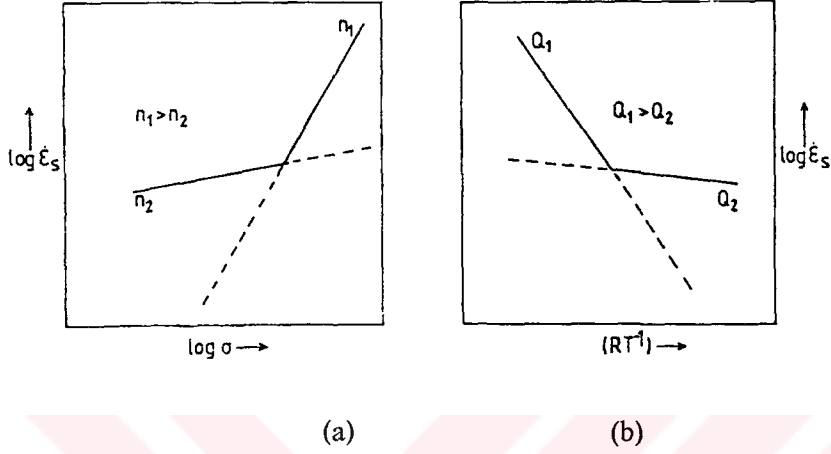
Baskın sürünme prosesi kavramı, 0.4 Te ve üzerindeki sıcaklıklarda hangi koşullar altında difüzyon veya dislokasyon sürünmelerinden birinin baskın olduğu hakkında fikir edinmek için kullanılabilir. (Evans, 1986)

Karalı bölge sürünme hızının gerilime bağımlılığı **Northon Kanunu** kanunu ile ifade edilir. Bu eşitlik Güç kanunu sürünmesi (Power law creep) olarak da ifade edilir.

$$\epsilon'_{ss} = B\sigma^n \quad (n: \text{gerilim üst sabiti})$$

n değeri ; yüksek sıcaklık sürünme koşullarında bulunan sabitlerden, ki burada deformasyon dislokasyonlarının üretildiği ve hareketlenmesiyle oluştuğu bilinir, relatif olarak daha büyüktür. Bu koşullar altında ikinci bölge sürünme hızı Northon Kanunu kullanılarak temsil edilebilir, böylece n

değeri sabit sıcaklıkta test edilen malzemede $\log \dot{\epsilon}_{ss} / \log \sigma$ ilişkisindeki eğimden deneysel olarak bulunabilir. Bu prosedür kullanılarak, n değeri, çeşitli alaşımlar için 3 ile 40 arası olarak tespit edilirken, saf metaller için gerilim üst sabiti genellikle 5 civarındadır. Bu bağlamda dislokasyon sürünme prosesi 3 veya daha fazla değerdeki gerilim üstü değerleri ile birlikte meydana gelir. (Evans, 1986)



Şekil 8 Kararlı bölge sürünme hızının (a) sıcaklıkla , (b) gerilimle değişimi

Şekil 8: İkincil sürünme hızındaki değişikliğe (a) gerilimin (b) sıcaklığın her iki prosesin toplam sürünme hızına bağımsız olarak katkıda bulunmaları halindeki etkisi. Sürünme hızının gerilim ve sıcaklığa bağımlılığını güç kanunu (power law) kullanılarak açıklandığı zaman, daha yüksek gerilim sabiti ile karakterize edilen, n_1 , yüksek gerilimlerde daha baskın hale gelir. Benzer olarak, sürünme için daha yüksek aktivasyon enerjisi ile oluşan proseslerde, Q_c , yüksek sıcaklıklarda daha baskın hale gelir.

n_1 ve n_2 gerilim üstleri ile karakterize edilen iki bağımsız proses Şekil 8 de gösterilmiştir. Sadece birbirine paralel olmayan iki $\log \dot{\epsilon}_{ss} / \log \sigma$ eğrilerinin kesiştiği gerilimde iki prosesin toplam sürünme hızına etkisi eşittir. Daha yüksek gerilimlerde, sürünme hızı daha yüksek n değerine sahip deformasyon prosesi ile belirlenir. Aksine daha düşük gerilim rejiminde, daha büyük n değerli prosesin katkısı

gerilim azalmasıyla hızlı olarak azalır. Böylece toplam sürünme hızı daha düşük n değerine sahip proses tarafından belirlenir. Bu nedenle, deneysel çalışmalarda bir malzeme için ölçülen $\log \epsilon'_{ss} / \log \sigma$ gradyanında yüksek gerilimlerde $n > 3$ ten düşük gerilimlerde $n = 1$ 'e geçişi hız kontrolörü veya baskın mekanizma olarak dislokasyon sürünmesinden, difüzyon prosesine geçişi kanıtlar.

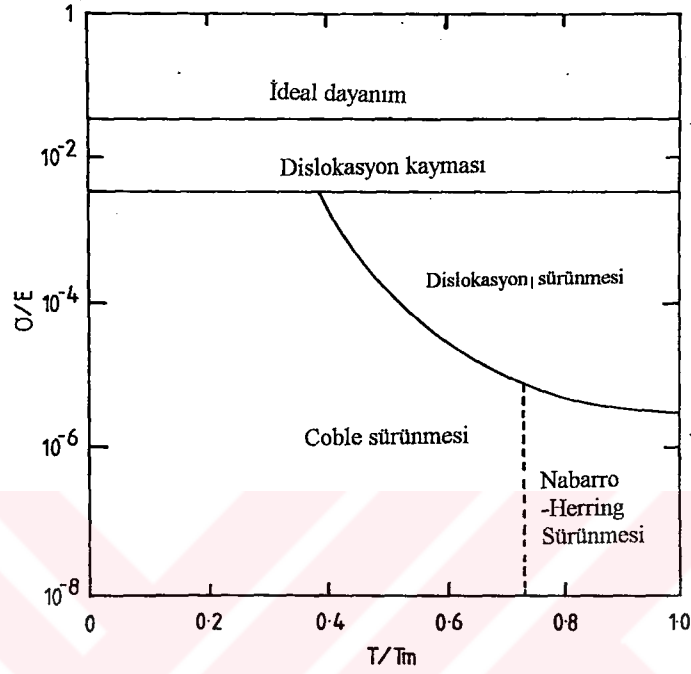
Bu kavram sıcaklığın toplam sürünme hızına etkisini anlamak için genişletilebilir. Örneğin Northon Kanunu sürünme hızının sıcaklığa bağımlılığını bir parametre ile temsil edebilecek şekilde geliştirilebilir. Bu parametre aktivasyon enerjisidir, Q_c ,

$$B = B' \exp(-Q_c/RT)$$

Bu Northon kanununda yerine konursa

$$\epsilon'_{ss} = B' \sigma^n \exp(-Q_c/RT) \quad \text{formülü elde edilir.}$$

Herhangi bir malzemenin sürünmesi için aktivasyon enerjisi eğimi üzerine tahminler üretilebilir. Bu yaklaşımla, difüzyon sürünmesinin baskın proses olması beklenen koşullar altında Q_c 'nin ölçümü difüzyon akışının kafes boyunca veya tane sınırları boyunca daha baskın olacağını belirlemek için kullanılabilir. Saf metallerde, Q_c değerinin kafes self difüzyonuna yakın olması Nubarro -Herring sürünmesinin göstergesi iken, Q_c 'nin kafes difüzyonunun yarısına yaklaşması koşulları Coble sürünmesi ile beraber oluşur. Değişik sürünme mekanizmaları ile bulunan n ve Q_c parametrelerinin karşılaştırılması, öncelikli (baskın) sürünme prosesi veya hız kontrol faktörü hakkında bilgi edinebilir. Böylece gerilim sabitindeki $n > 3$ ten $n = 1$ 'e olan değişim dislokasyon etkili sürünme prosesinden, difüzyon etkili sürünme prosesine geçiş olarak alınabilir. Benzer olarak, Q_c 'nin ölçümü yüksek ve orta sıcaklıklardaki deformasyon davranışlarında kafes difüzyonunun ve tane sınırları veya dislokasyonlar boyunca tercihli difüzyonun önemi açısından yorumlara müsade edebilir. Dahası bu düşünceler baskın sürünme mekanizmasının değişik gerilim/sıcaklık rejimlerinde değiştiğini belirtir. Bu nedenle bir malzemenin deformasyon karakteristiğini gerilim/sıcaklık diyagramı formunda gösteren deformasyon mekanizması haritalarının geliştirilmesine önem verilmiştir. (Evans, 1986)



Şekil 9 : Çok kristalli bir metal için dislokasyon ve difüzyon sürünme proseslerinden hangisinin daha baskın proses olarak görülebileceği gerilim/sıcaklık rejimlerini gösteren deformasyon haritası. Komşu alanlar arasındaki sınırlar, iki veya daha fazla prosesin toplam kararlı bölge sürünme hızına eşit olarak katkıda bulunduğu koşulları ortaya koyar. (Evans, 1986)

Şekil 9 da görüldüğü gibi, difüzyon mekanizma haritaları genelde normalleştirilmiş gerilim, σ/G veya σ/E ve sıcaklık T/T_e den oluşur. Diyagramın üst limitine teorik kayma gerilimi yerleştirilmişken, daha düşük gerilmelerin dislokasyon kayması ile oluştuğu bilinir. Sürünme rejimi içinde her bir bağımsız prosesin toplam sürünmeye etkisi gerilim, sıcaklık ve sürünme hızı ile ilgili esas teşkil eden eşitliklerle

her bir proses için hesaplanabilir. Haritalar gerçek sürünme dataları kullanılarak veya verilen prosesler için uygun teorik eşitliklerinden yararlanarak kararlı bölge sürünme hızının hesaplanmasıyla oluşturulabilir. Hangi sıcaklık ve gerilim aralıklarında hangi mekanizmanın baskın olduğu belirlenebilir. Komşu alanlar arasındaki sınırlar her iki mekanizmanın toplam sürünmeye eşit olarak etkilediği durumlardır. Hangi deformasyon prosesinin baskın olduğu gerilim/sıcaklık rejimini gösterimine ek olarak, verilen sürünme gerinimi için sabit zaman tespit edilebilir, çünkü bir malzeme belli bir gerilim ve sıcaklıkta sabit sürünme hızı sergiler. Herhangi iki değişkenin bilinmesi ile ,gerilim sıcaklık veya sürünme hızı harita üzerinde spesifik bir noktayı oluşturur ve bu üçüncü değişken değerini verir ve beklenen sürünme davranışını belirtir. Örneğin, herhangi bir noktada gerilim ve sıcaklığın kararlı bölge sürünme hızına bağımlılığı, gerinim hız değerinin dikey ve yatay olarak yerleştirilmesiyle çıkarılabilir , böylece n ve Q_c gibi parametreler hesaplanabilir.

Komşu sürünme rejimleri arasındaki sınırların gerçek yerleşimi değişik metaller için açıkça farklılık gösterir. Dahası, aynı malzeme için bile hangi mekanizmanın baskın olduğunu gösteren gerilim/sıcaklık rejimleri tane yapısı gibi bazı mikroyapısal değişimlere bağlıdır. (Evans, 1986)

Tane yapısını etkisi.

$$B' = B (1/d)^m$$

$$\epsilon'_{ss} = B \sigma^n (1/d)^m \exp (-Q_c/RT)$$

formülü ile tespit edilebilir.

Bu yaklaşımla, aynı sıcaklık ve gerilimde ve farklı tane boyutuna sahip numuneler kullanılarak, $\log \epsilon'_{ss}$ vs $\log(1/d)$ eğrisinden tane boyutu üst sabiti (m) tespit edilebilir. Dislokasyonun difüzyon kontrollü jenerasyonu ve hareketi ile oluşmasıyla meydana gelen sürünmede, kararlı bölge sürünme hızı tane boyutundan bağımsız olduğu gözlemlendi. Ancak bazı eşitlikler göstermektedirki, difüzyon sürünme mekanizmasının baskın olduğu kararlı bölge sürünme hızı tane boyutu ile değişmektedir, $m=2$ Nabarro-Herring sürünmesi ve $m=3$ Coble sürünmesi. Böylece verilen sıcaklık ve gerilimde , difüzyon sürünme prosesinin toplam sürünme hızına etkisi tane çapının artmasıyla artmaktadır. (Evans, 1986)

5 . DİSLOKASYON SÜRÜNMESİ MEKANİZMASI

Sürünme;pekleşme ve toparlanma (termal kendine gelme) proseslerinin yarışmasının sonucu olarak değerlendirilir.Bailey - Orawan eşitliği bu kavramı matematiksel olarak belirler (Boyer,1988)

$$d\sigma=(d\sigma/d\varepsilon) d\varepsilon + (d\sigma/dt) dt$$

(Burada ; $d\sigma$:Akma gerilimindeki değişiklik - $d\varepsilon/d\sigma$:de plastik uzama sonucu sertleşme, $d\sigma/dt$:dt'nin artımıyla toparlanma nedenli yumuşamadır)

Kararlı sürünme için,pekleşme hızı toparlanma hızına eşittir ve $d\sigma=0$ dır.Bu yaklaşım basitleştirme olmasına rağmen,pekleşmenin toparlanmayla dengelenme olgusu çoğu dislokasyon sürünme teorileri için temel oluşturur.

Dislokasyon hareketi ile başlayan sürünme deformasyon hızı şu şekilde ifade edilebilir (Boyer,1988) :

$$\dot{\gamma} = \rho v b$$

Formülde; $\dot{\gamma}$: kayma gerinim hızı b: burger vektörüdür
 ρ :hareketli dislokasyon yoğunluğudur ve uygulanan yük altında v hızıyla serbest hareketli dislokasyonların sayısıdır.

Eğer ρ ve v'nin gerilime bağımlılığı belirlenebilirse,kararlı bölge sürünme hızının gerilime bağımlılığı da tespit edilebilir. (Boyer,1988)

Çoğu dislokasyon sürünme modeli,yük uygulandıktan hemen sonra bütün dislokasyonların hareketli olduğunu ve dislokasyon çoğalmasının ve kaymasının kolayca oluşabileceğini varsayar.Bu birincil sürünme başlangıcındaki yüksek sürünme hızının nedenidir.Bununla beraber, devam eden uzamayla,dislokasyon daha düzenli dizilime doğru değişir ki bu arada üç boyutlu hücresel ağı

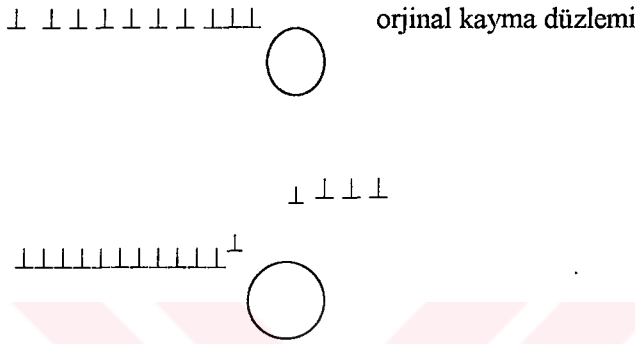
dislokasyonlar oluşur.Hücre oluşumu,hareketli dislokasyon yoğunluğunda azalmaya ve buna bağlı olarak sürünme hızında yavaşlamayla sonuçlanır.Dislokasyon hücrelerinde uzun süreli gerilim bulunması,dislokasyon toparlanma tırmanmasına neden olur.Hücrelerdeki dislokasyon yoğunluğunun bu tip toparlanma ile azalması yeni hareketli dislokasyonlar yaratır ve uzamada artışlar olur.

Son zamanlarda ortaya atılan bir modelde "Güç kanunu sürünmesi " (power law creep) hücre içindeki dislokasyon kayması ve hücre sınırlarındaki dislokasyon tırmanması ile oluşur.Bu model güç kanunu sürünmesinin nedeni olarak gösterilir ve kararlı bölge sürünme hızı dislokasyon kayması ve tırmanması hızlarının toplamına eşittir.Bu modele göre;gerilim artıka dislokasyon kaymasının katkısı dislokasyon tırmanması katkısından daha fazla olur.



6. YÜKSEK SICAKLIKTAKİ TIRMANMA

Tek bir kaynak tarafından canlandırılan dislokasyonlar normal olarak kendi orijinlerinin kayma düzlemi üzerinde serbest bir yüzeye erişinceye kadar hareket ederler veya kafes içinde hareketlerini engelleyecek bir engelle (tane sınırlar, iç yapıdaki kalıntılar vb.) karşılaşıncaya kadar hareketlerine devam ederler. Engel dislokasyonların birbiri ardına yığılmasına neden olur. Sonuncu dislokasyon kaynağa o kadar yakın olur ki, kaynak başka bir dislokasyon meydana getiremez duruma gelir. (Evans, 1986)



Düşük sıcaklıklarda yığılmış dislokasyonların oluşturduğu gerilimden dolayı metal sertleşir . Yüksek sıcaklıklarda buna benzer yığılmalar görülür, fakat bu sıralar zamanla ve yavaşça değişir. Çünkü yeni bir tabii olay "sürünme tırmanması" meydana gelir.

Erime sıcaklığının 0.4'ü kadar ve daha yüksek sıcaklıklarda dislokasyonlar yeni bir serbestlik derecesi kazanırlar. Kafes içinde dislokasyonlar kayma düzlemine dik bir yönde hareket edebilirler. Bu olay düşük sıcaklıklarda meydana gelmez, fakat bu hareket kayma düzlemi üzerinde hareket eden dislokasyon hızları ile karşılaştırılırsa, çok düşük olduğu görülür. Tırmanma çok yavaş bir olaydır. Çünkü atomların (veya boşlukların) yayınmasına bağlıdır ve atomların termal yer değiştirmeleri çok ağır bir olaydır.

Bir boşluk bir dislokasyonun yanına kayınca onunla birleşmeye çalışır. Çünkü dislokasyona takılmış boşluğun serbest enerjisi daha azdır. Boşluğun dislokasyon tarafından işgal edilmesi dislokasyonun yukarı doğru hareket ettirecek bir tesir yapar ve dislokasyonu yeni bir kayma düzlemi üzerine oturtur. Bu olayın devamı dislokasyonun kayma düzlemine dik yönde bir çok atom boyu mesafesinde

hareket etmesine neden olur.Aynı bir işlemle atomların yerinden çıkarılması, dislokasyonun aşağı doğru tırmanmasına neden olur.

Tırmanma olayı atomların self difüzyon,difüzyon olayları ile naklini gerektirir.Bundan dolayı dislokasyon tırmanmasının hızını ve dolayısıyla sürünme hızını kontrol eder. Tırmanma olayı ile yığından çıkmış her dislokasyon için yığın tekrar doldurularak kaynak tarafından başka dislokasyon meydana getirebilir.Bundan dolayı tırmanma devamlı bir jenerasyon(üretme)yapar ve sürünme meydana gelir.Neticede dislokasyon orjinal kayma düzleminde hareketlerine mani olan engelin etrafında dolaşacak kadar tırmanabilir.Bu nedenle dislokasyon ileri doğru bir paralel kayma düzlemi üzerinde hareket eder .

Sürünmede hız kontrol olayı self difüzyondur.Bundan dolayı difüzyon için aktivasyon enerjisi ile sürünme aktivasyon enerjisi birbirine eşit olmalıdır ve bu bir çok deneyde gözlenmiştir.Genel olarak yüksek sıcaklıkta sürünme hızının self difüzyonla kontrol edildiği fikri benimsenmiştir.

7. YÜKSEK SICAKLIKTAKİ TANE SINIRLARININ ETKİSİ

Tane sınırları ve fazlararası sınırlar çok kristalli malzemelerde önemli mikroyapısal unsurlardır. Sonuçta çok kristalli malzeme özelliklerini etkileyecek çok çeşitli olayları erkiliyebilirler. Tane sınırları (çok fazlı malzemelerde fazlararası sınırlar dahil) sıcaklığın artmasıyla deformasyon ve kırılmada daha belirgin rol alabilir, çünkü tane sınırı kayması, göçü, segregasyonu, çatlaması ve diğer tanelerarası olaylar başlar. Bu tanelerarası olaylar çok kristalli malzemelerin yüksek sıcaklıktaki plastikliğine katılır ve birbiriyle yakından alakalıdır. (Watanabe, 1993)

Bilindiği gibi, tane sınırları çok kristalli malzemelerde bir çok metalurjik olayın meydana geldiği heterojenlik kaynağıdır. Son zamanlarda açıklanan tane sınırlarının tip ve yapı kabiliyeti bu heterojenliğin önemini artırmaktadır. Tane sınırlarının geometriksel (mesafeye ait) oluşumu dahi çok kristalli malzemelerde davranış çeşitliliğine yardım eder. Belki de bu, yüksek sıcaklık deformasyonu ve çatlağının tam olarak anlaşılmasının ve tamamlanmasından uzak olmasının nedenlerinden biridir.

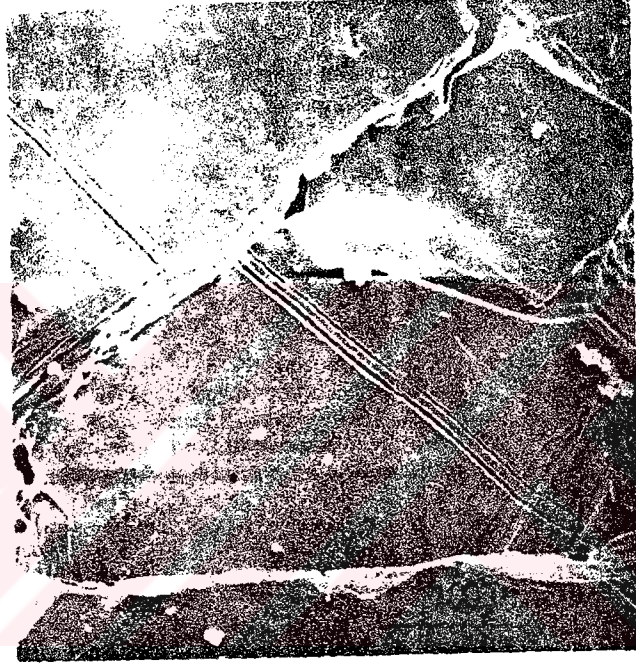
Sadece son zamanlarda, tane sınırı yapısının tanelerarası olaylara etkisi geniş teorik ve deneysel çalışmalarla kabul edildi. Şimdiye kadar ne yazık ki, tane sınırlarının yapısal etkisi, tane sınırı bağlantılı metalurjik olayların tartışılması ve açıklanmasında hesaba katılmadı.

Tane sınırlarının rolü özellikle yüksek sıcaklık plastikliğinde önemlidir ; çünkü daha çok tanelerarası olaylar mevcuttur ve sıcaklığın artmasıyla tanelerarası olayların aktifliği artar. Çok iyi bilindiği gibi, tane sınırları hem yararlı etkiler ; dayanım kaynağı gibi (örneğin sürünme dayanımı) veya plastiklik (örneğin sıcak şekillendirilebilme, süperplastiklik) ve hem de zararlı etkiler; deformasyon ve çatlak heterojenliği kaynağı, diğer ilgili olaylar gibi. Tane sınırlarının rol ve etki kabiliyetlerini anlamak ve kontrol etmek önemlidir. (Watanabe, 1993)

7.1 Yüksek Sıcaklık Plastikliği İle Birlikte Cereyan Eden Tanelerarası Olaylar

Düşük sıcaklık deformasyonunda, tane sınırları dislokasyon hareketine karşı güçlü engel olarak davranırlar. Tane sınırlarının bulunmasıyla oluşan deformasyonun heterojenliği ve süreksizliği ,

kristal katılarda dislokasyon yığılması nedenli gerilim konsantrasyonunda artışla sonuçlanır. Bununla birlikte, gerilim konsantrasyonu yığılmış dislokasyonların yüksek sıcaklıkta tane sınırları tarafından absorbe edilmesi ile gevşetilebilir ki bu da tane sınırı göçü, kayması ve çatlağına önderlik eder. (Watanabe, 1993)



Şekil 10 Fe - Sn alaşımasının 973 K sıcaklık ve 29.4 Mpa gerilim için sürünme esnasında oluşan tane sınırı kayması , göçü ve tanelerarası çatlağı

Şekil 10 da sürünmüş çok kristalli Fe - Sn alaşımı numunesinde tane sınır kayması, göçü ve çatlağını göstermektedir. Çiziklerin yer değişimi tane sınırı kaymasının oluşumunu açıkça göstermektedir. İnce çizikler topluluğu olarak göçün oluşumunu belirtilir. Tane sınırı çatlakları fotoğrafta sağ üstten sol aşağı olan hatta bulunan iki kayan sınırın kenarında görülür. Bu tane sınırı kaymasının, hem deformasyon hem de kırılmada direk rol aldığını kanıtlar. (Watanabe, 1993)

Kayma ve göç miktarı ile çatlak dayanımı sınır tipi ve yapısına kuvvetlice bağlıysa, çok kristallilerde deformasyon ve çatlağın heterojenlik derecesinin tane sınırları karakter ve dağılımıyla etkileneceğini ummak doğaldır.

7.1.1 TANE SINIRI YAPISAL DÖNÜŞÜMÜNÜN ETKİSİ

Tane sınırları sıcaklığa bağlı olarak bir belirgin fazdan daha fazla fazda bulunabilirler. Tane sınırı yapısal değişimi yapıda süreksizlikler ve tane sınırı özelliklerinde anormallikler ile sonuçlanır. Dönüşüm tane sınırı kayma davranışlarını etkileyebilir. Tane sınırı yapısal transformasyonu hakkında yapılan deneyler sonucunda; kayma hızının sıcaklıkla değişimi tane sınırı yapısal değişimi ile ilgilidir ve küçük açılı ve tesadüfi sınırlar yüksek açılı tesadüfi tane sınırlarından daha çok termal kararlılığa sahiptir. Böylece, tane sınırı dönüşümü kaymanın sıcaklığa bağımlılığında anormalliklere neden olduğu bilinir.

Düşük açılı özel tane sınırı yapısından yüksek enerjili tesadüfi sınırı yapısına dönüşüm kafes dislokasyonlarının absorbe edilmesine yardım eder ve tane sınırlarının hareketliliği artar. Bu nedenle tane sınırı yapı dönüşümü çok kristalli malzemelerin yüksek sıcaklık plastikliğinde cereyan eden tane sınırı heterojenliği ve çeşitliliğinde önemli rol oynar. (Watanabe, 1993)

Yüksek sıcaklık deformasyonunda kayma ve göç çok önemli rol oynar. Tane sınır kayması göç ile beraber olur. Kayma ve göç arasındaki bağıntı dislokasyon mekanizması ile açıklanabilir. Dislokasyon mekanizmasında tane sınırı yapısal dislokasyon hareketi yüksek sıcaklıkta kaymayı ve göçü artırır. (Watanabe, 1993)

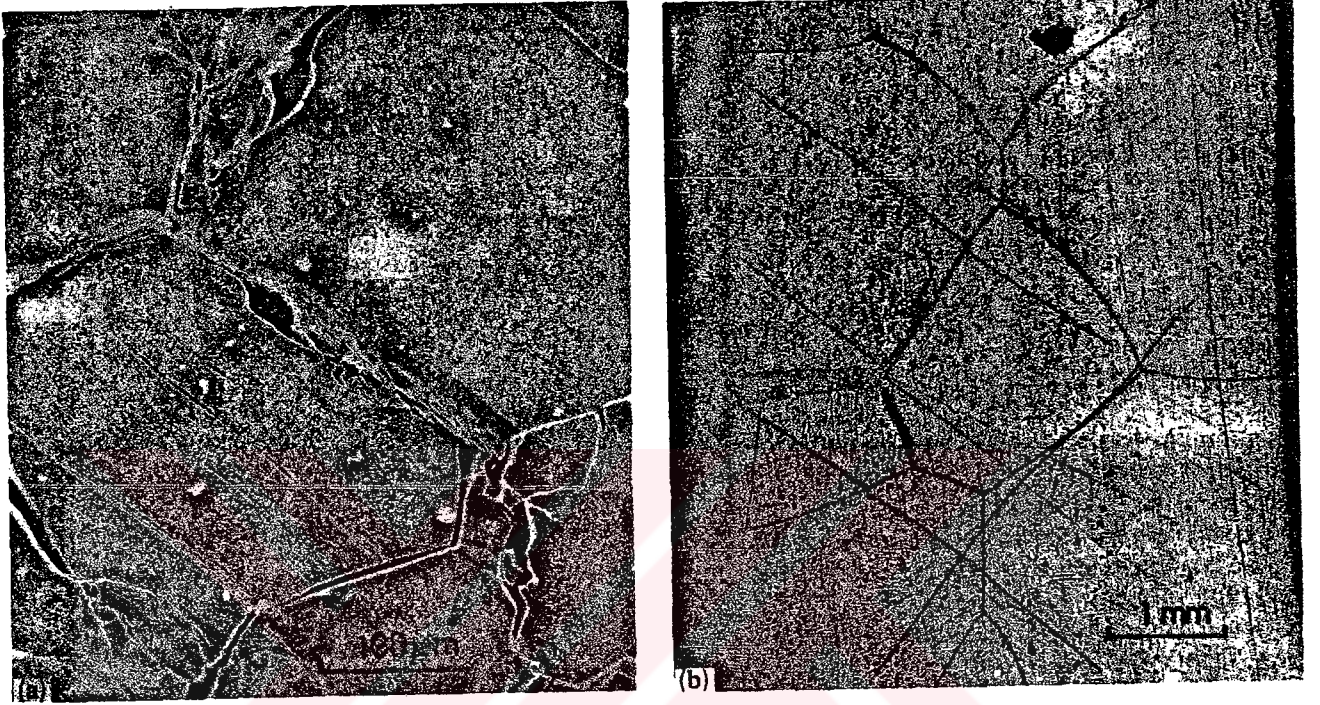
7.1.2 TANE SINIRI SEGREGASYONU VE ÇÖKELMESİNİN ETKİSİ

Katı ve empürüte atomlar tercihli olarak tane sınırlarında segrege olma eğilimindedirler ve tane sınırı segregasyonu miktarı segregantların katı çözülebilirlikleri ile tane sınırı yapısına bağlı olduğu

bilinir.Tane sınırı segregasyonu tane sınırı yapısında değişikliğe neden olabilir, ki bu daha sonra çeşitli tanelerarası olayları etkiler.(Watanabe,1993)

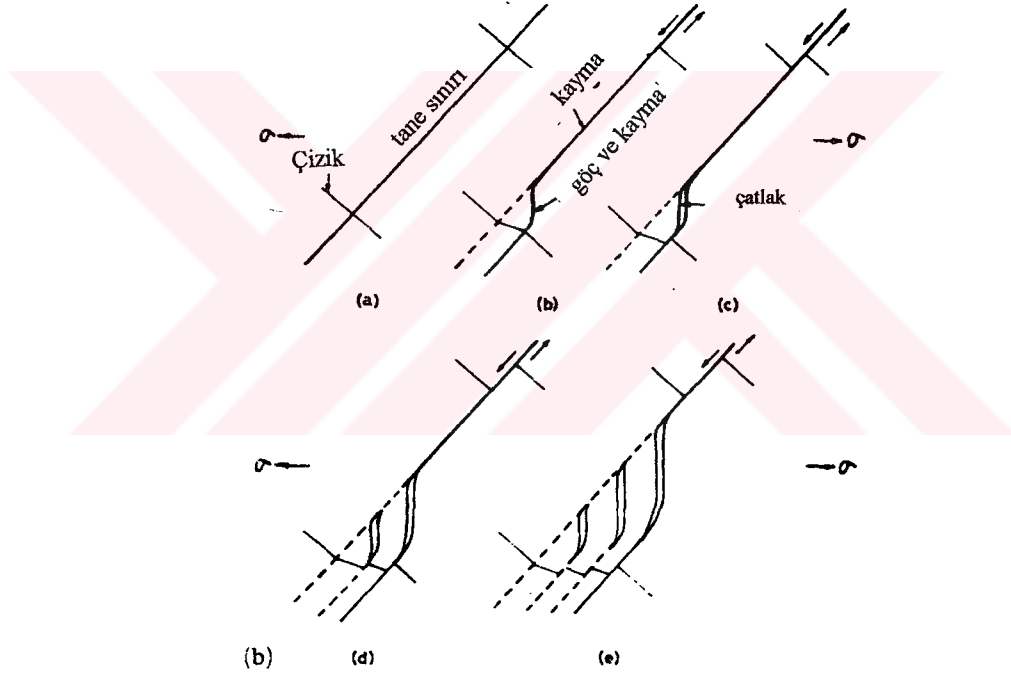
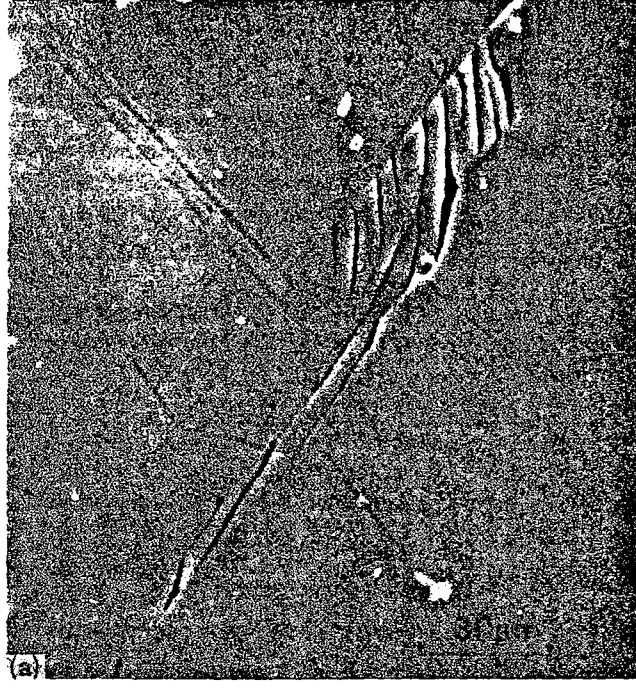
Çok iyi bilinir ki tane sınırı göçü, emprütelerin bir dakikalık miktardaki tane sınırı segregasyonu ile bile kuvetlice etkilenir,bunun derecesi tane sınırı yapısına bağlıdır. Tane sınırı segregasyonunun sürünme kırılması ve çatlağı üzerine etkileri çok geniş olarak çalışıldı fakat tane sınırı segregasyonunun yüksek sıcaklık plastikliğine doğrudan katılan göç ve kaymaya etkisi yeterince araştırılamamıştır.

Tane sınırı segregasyonu çok kristalli malzemelerin plastikliği ve kırılmasını bir çok yolla etkileyebilir.Tane sınırı yapısındaki değişiklik direkt olarak tane sınırı enerjisi ve kohezyonu gibi tane sınırı özelliklerini etkileyebilir,yapısal değişiklikler de tane sınırı difüzyonundaki değişiklikler vasıtasıyla çeşitli tenelerarası olayları (yüksek sıcaklık plastikliği ve kırılması gibi) etkileyebilir.Sınır segregasyonu, tane sınırlarının dislokasyonları absorbe edilebilmesine önderlik edebilecek değişikliklere neden olurlar.Bu değişiklikler yüksek sıcaklık plastikliğinde göç , kayma ve kafes dislokasyonlarının tane sınırı göçmesi olarak kendini gösterebilir.Dahası, düzensizliklerin,göç nedeniyle, segregasyona uğramış tane boyunca oluşumu yüksek sıcaklıkta kayma bağlantılı deformasyon ve kırılmayı dolaylı olarak etkiler.Şekil 11 a ve b sürünmüş saf demir ve demir kalay numunelerinin SEM ile görüntülenmiş mikro yapı fotoğraflarını göstermektedir. Kalay ilavesinin kayan ve göçen sınırlarda düzensizlikler oluşturarak tanelerarası sürünme çatlamasını şiddetli olarak artırtığı görülmektedir(Şekil 11a) . Fazla miktarlardaki kalay ilavesi (% 0.17) tane sınırı kaymasını kolaylaştırdığı ve hatta sürünme deformasyonu sırasında düzensiz göç oluştuğu tespit edildi.Belkide , düşük ergime sıcaklığına sahip kalay'ın güçlü segregasyonu tane sınırı difüzyonunu kolaylaştırmaktadır, ki bu yolla kayma ve göç belirginleşmektedir. Kaymanın ve göçün miktarı değişik sınırlar arasında değiştiği açıktır ve bu hetorejenlikle çatlak kavitasyonuna neden olur.Bir diğer ilginç tespit ise,üçüncü bir elementin (Mo) Fe-Sn alaşımına etkisidir.% 1'den fazla Mo ilavesi,şekil 11 b' de görüldüğü gibi,istenmeyen göçü durdurmuştur.Burada tane sınırı göçü gözlenmiştir fakat bu göç nispeten az oluşmuştur.



Şekil 11 a) Fe-Sn alaşıımı (% 1.7 Sn) ve b) % 2.75 Mo ilaveli Fe-% 0.8 Sn alaşımlarına ait sürünmüş numunelerinden alınmış SEM mikrofotografı. (Mo ilavesi ile geniş göç önlenmiştir.)

Tane sınırı çökmesi de çok kristalli malzemelerde yüksek sıcaklık plastikliğı ve kırılmasında önemli rol oynar, Çünkü tane sınırı çökmesi direk olarak tane sınırı kayması, göçü ve çatlağını etkiler. Çökeltilerin yapı ve morfolojisinin (şekil ve dağılım) tane sınırı yapısına ve sınır inkilüzyonlarına çok bağılı olduğu gözlenmiştir.



Şekil 12

a) Fe-%1.7 Sn alaşımının 973 K sıcaklıkta gözlenen göç eden ve kayan tane sınırlarında gözlenen tanelerarası sürünme çatlakları.

b) önerilen mekanizmanın şematik gösterilişi. Değişik pozisyonlarda göç eden sınırlar boyunca uzun çatlakların oluşumuna dikkat ediniz

Watanabe ve arkadaşları çatlakların başlaması ve büyümesi ile ilgili bir model önermiştir. Şekil 12 de tanelerarası uzun çatlakların sürünme deformasyonu sırasında hızlı olarak oluşan dinamik göçün eşlik ettiği kayma tarafından üretildiği açıkça görülmektedir. Mekanizma Şekil 12 b'de şematik olarak gösterilmektedir.

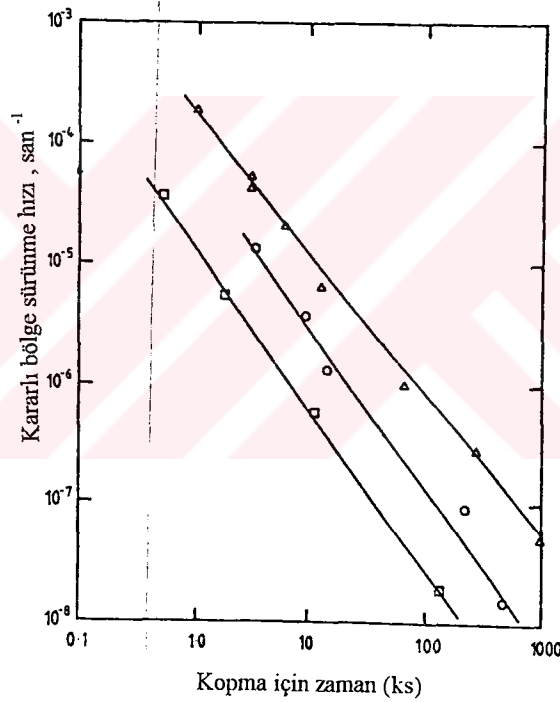
Tane sınırı göçü; kenarlardaki kayma, çökeltiler ve inkilüzyonlardan dolayı gerilim konsantrasyonunu azaltarak tanelerarası kırılma meylini her zaman azalttığı fikri çoğu araştırmacı tarafından kabul edilmektedir. Bununla birlikte, göçün kayma sınırlarında düzensiz olarak meydana gelmesi halinde tanelerarası kırılma ihtimali vardır.

Tane sınırı çökmesi de çok kristalli malzemelerin plastikliği ve kırılmasında önemlidir ve tane sınırı çökmesi direkt olarak tane sınırı kayması, göçü ve kırılmasını etkiler. Çökeltinin yapı ve morfolijisi (şekil ve dağılım) tane sınırı yapısına bağlıdır. Tane sınır çökeltilerinin karakteristik özellikleri küçük açılı sınırlarda ve yüksek açılı rastgele sınırlarda oldukça farklılık göstermektedir. Rastgele sınırlar kararlı ve dengeli çökeltiler için iyi bölgeler olduğu bilinir. (Watanabe, 1993)

Tane sınırı çökmesinin kontrolü ile deformasyon sırasında oluşan tane sınırı kayması ve göçü frenlenebilir.

8. YÜKSEK SICAKLIKTAKİ KULLANILAN MALZEMELER

Sürünme düşük sıcaklıklarda çok az öneme sahipken, parça ve yapıların 0.4 T_e ve üstü sıcaklıklarda uzun süreli çalışmanın istendiği mühendislik uygulamalarında problemler ortaya çıkar. Geniş gerinimin mümkün olduğu koşullar altında, kullanışlı servis zamanı dizaynda belli bir sürünme biçim bozunumunun hesaba katılmasıyla sınırlanabilir. Bununla birlikte, çoğu uygulamalarda dizayn belli bir sürünme gerinim miktarının müsaade edildiği fakat şartları tayin edilen period içinde kopmanın oluşmadığı durumları temel teşkil etmez. Bereket versin ki, sürünme kırılmasına önderlik eden hasar prosesi genellikle şekil 13 de görüldüğü gibi malzemenin deformasyon karakteristiğinin hüküm sürdüğü hızlarda ilerler. Sonuç olarak, sürünme dayanımını artıran faktörler genellikle hasar zamanını artırmaktadır. (Evans, 1986)

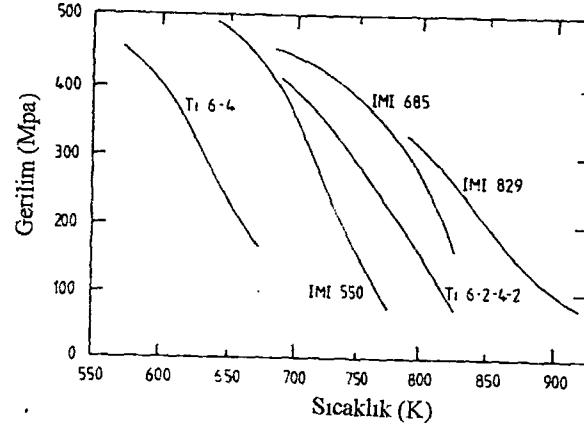


Şekil 13: o Polikristalin bakır numunesi için 774 K'de kararlı sürünme hızı ile hasar zamanı arasındaki ilişki ▽ tek fazlı bakır-%33 çinko 774K □ Çökelti sertleştirilmiş bakır-%4.04 kobalt alaşımı 712 K.

Sürünme ve sürünme hasarı ile beraber gelişen problemler difüzyonun önem kazandığı 0.4 Te ve üstü sıcaklıklarda hesaba katılır.Sonuç olarak herhangi bir malzemenin kullanılabileceği üst sıcaklık limiti ergime sıcaklığına bağlıdır.Bununla birlikte,farklı kullanım yerlerinde diğer bir çok malzeme özellikleri dikkate alınmalıdır.

Aluminyum ve magnezyum gibi nispeten daha düşük ergime sıcaklığına sahip malzemeler bile sürünme dayanımının büyük bir dizayn önemine sahip olduğu uygulamalarda yer alabiliyor.Bu hafif alaşımların en yaygın uygulaması uçak yapılarıdır.Aluminyum ve magnezyumun spesifik yoğunlukları düşüktür,sırasıyla 2.7 ve 1.74 gr/cm³ ,dolayısıyla ağırlık kazanmanın önem taşıdığı uygulamalarda bu avantajdır.Tablo 2 de daha yüksek çalışma koşulları için geliştirilen hafif alaşımların kompozisyonları verilmiştir.Bununla birlikte,çoğu malzemelerde olduğu gibi,hafif alaşımların dayanım ve rijitliği artan sıcaklıkla azalır.Böylece,kullanım sıcaklığı yaklaşık 600 K'ne yaklaştığında yapısal uygulamalarda daha yüksek ergime sıcaklığına sahip metaller kullanılmalıdır. (Evans,1986)

Aluminyum ve magnezyumun kullanılamadığı sıcaklık uygulamaları için geniş aralığa sahip Titanyum alaşımları geliştirilmiştir,bu alaşımlardan bazıları Tablo 3 de verilmiştir.Titanyumun yüksek sıcaklıklarda kullanımını artıran özellikler şöyle sıralanabilir;yüksek ergime sıcaklığı (1914 K) , çeliğin yarısından az olan yoğunluğu ve 850 K 'ne kadar korozyona,oksidasyona ve sürünmeye karşı mükemmel dayanımıdır (şekil 14). Bu nedenle titanyum ve titanyum alaşımları hem iyi dayanım, kırılma tokluğu ve yorulma özelliklerinin istendiği uçak dış yapısı parçaları için ve hem de kompozit pervane kanadı ve diskleri gibi yüksek sıcaklık kullanımlarında sürünme, yorulma ve genel bozulmaya dirençli uygulamalar için zaruridir.



Şekil 14 Sıcaklığın fonksiyonu olarak 100 saatte 0.1 % toplam sürünme gerinimi veren gerilim değeri tablo 3' te verilen çeşitli Titanyum alaşımları için sıcaklığın fonksiyonu olarak görülmektedir. (Evans, 1986)

Tablo 2 Sürünmeye Dayançlı Hafif Alaşımlarının Kompozisyonları (% ağırlık) (Evans, 1986)

Magnezyum alaşım tipi	Zn	Zr	Nadir toprak			
ZRE 1		2.5	0.7	3.0		
ZE 63		5.8	0.7	2.5		
Aluminyum alaşım tipi	Cu	Si	Fe	Ni	Mg	Ti
RR 50		1.1	2.5	1.1	0.9	0.2
RR 58		2.2	0.2	1.1	1.1	1.5
RR 350		5.0	0.2	0.25	1.5	-

Tablo 3 , Sürünmeye Dayançlı Titanyum Alaşımlarının Kompozisyonları(Evans,1986)

Alaşıım tipi*	Al	Sn	Mo	Diğer elementler
Ti 6-4	6.0			% 4 V
IMI 550	4.0	2.0	4.0	% 0.5 Si
Ti 6-2-4-2	6.0	2.0	2.0	% 4 Zr
IMI 685	6.0	-	0.5	% 0.2 Si,% 5 Zr
IMI 829	5.5	3.5	0.25	%0.3 Si,% 3 Zr,% 1 Nb

* Titanyum alaşımları genellikle α , yakın- α , $\alpha+\beta$ ve β alaşımları gibi mikro yapılarına göre sınıflandırılabilir .Ti 6-4 ve IMI 550 $\alpha+\beta$ alaşımları iken,Ti 6-4-2,IMI 685 ve IMI 829 yakın - α alaşımdır.

Tablo 4 • Sürünmeye Dayançlı Bazı Çeliklerin Nominal Alaşımları(Evans,1986)

<u>Çelik Tipi</u>				
1.Grup , Düşük alaşımlı çelikler ve 9 Cr-Mo çeliği				
	<u>C</u>	<u>Cr</u>	<u>Mo</u>	<u>Diğer Elementler</u>
1Cr1/2Mo	0.11	1.0	0.5	0.25 Si, 0.5 Mn
21/4Cr1Mo	0.12	2.25	1.0	0.25 Si, 0.5 MN
1/2Cr1/2Mo1/4V	0.11	0.5	0.5	0.25 Si, 0.5 Mn ,0.25 V
9Cr-1Mo	0.10	9.0	1.0	0.60 Si, 0.5 Mn
2.Grup,% 12'lu Cr Çelikler				
12%CrMoV	0.12	12.0	0.6	0.2 V, 0.8 Ni
12%CrMoVNB	0.11	11.0	0.6	0.2 V, 0.8 Ni, 0.35 Nb
3.Grup,Östenitik Çelikler				
304 Tip	0.05	18.5	-	10 Ni, 1.3 Mn, 0.5 Si
316 Tip	0.05	18.0	2.5	11 Ni, 1.4 Mn, 0.4 Si
<u>Esshete 1250</u>	0.10	15.0	1.0	10 Ni, 6.0 Mn, 0.3 V ,1 Nb

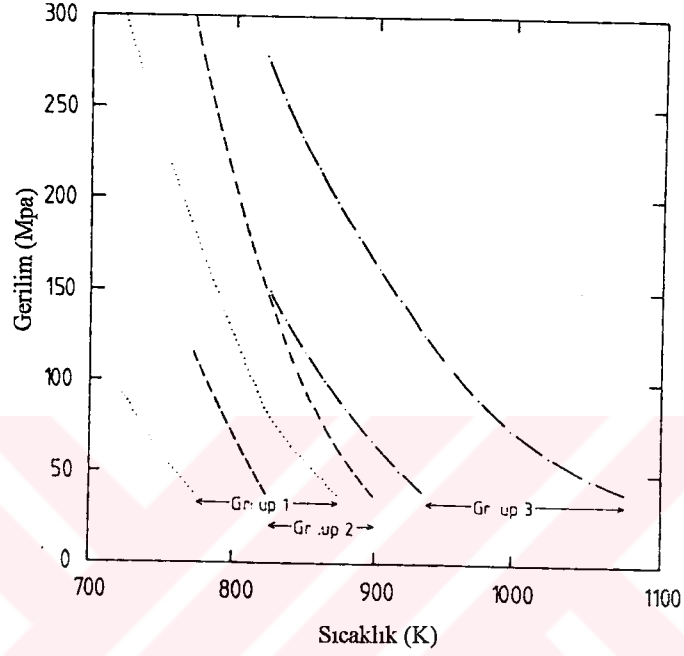
Şekil 14 'ten elde edilen rakamlar geliştirilmiş modern Ti alaşımların sürünme dayanımının artığının delilidir. Bununla birlikte,titanyum alaşımlarının yüksek sıcaklık kabiliyeti daha fazla genişletilirse bu grup malzemeler 900 K ve üzeri sıcaklıklarda başarıyla çalışabilir, geliştirilmiş sürünme dayanımını oksidasyon direnci ile güçlendirmek gerekecektir.Bu nedenle ,çalışmalar uygun koruyucu kaplama ve oksidasyona daha dayanıklı titanyum aluminat alaşımları (Ti_3Al ve $TiAl$) üzerine yoğunlaştırılmıştır.(Evans,1986)

Açıkça anlaşılmaktadır ki;öngörülen koşullarda tatmin edici malzeme performansını garantilemek için, sürünme özellikleri çevreye karşı dayanım ile birleştirilmelidir.Yüksek sıcaklığa maruz kalan parça ve yapılar için kabul edilebilir servis ömrü hesaba katılan şartların şiddetine göre değişir.Örneğin,askeri uçaklarda kullanılan bazı parçalar bir kaç bin saatlik servis ömrüne sahip olabilirken,boru ve elektrik üreten tesislerdeki diğer büyük parçaların dizayn ömrü normalde 100 000 saattir.

Aluminyum,magnezyum ve titanyum gibi düşük spesifik yoğunluğa sahip metaller ağırlık tasarısının önemli olduğu dizaynlarda kullanılırken,çok geniş özellik yelpazesine sahip olması çelikleri yüksek sıcaklık uygulamalarında önemli bir yere getirmiştir ve yataklar -şaftlar ve uçak motorları için diğer kritik parçalardan kimya ve elektrik üretim tesislerinde geniş çapta yapılara kadar kullanım alanı bulmuştur.Yüksek sıcaklıkta kullanılan çelikler temel olarak üç ana gruba ayrılabilirler.İlk grup karbon çeliklerini,düşük alaşımlı ve orta alaşımlı çelikleri içerir,ikinci grup % 12 Cr serisini kapsar ve üçüncü grup östenitik çeliklerden oluşur.Bu üç gruba ait örnek kompozisyonlar ayrı ayrı tablo 4'te verilmiştir. Listerlemede sadece artan sürünme dayancı değil, aynı zamanda alaşım elementinin , özellikle krom'un,önemi vurgulanmıştır.100.000 saatlik servis ömrünün gerektiği uygulamalarda kullanılan çelik grupların gerilim-sıcaklık grafiği şekil 15 'te verilmiştir

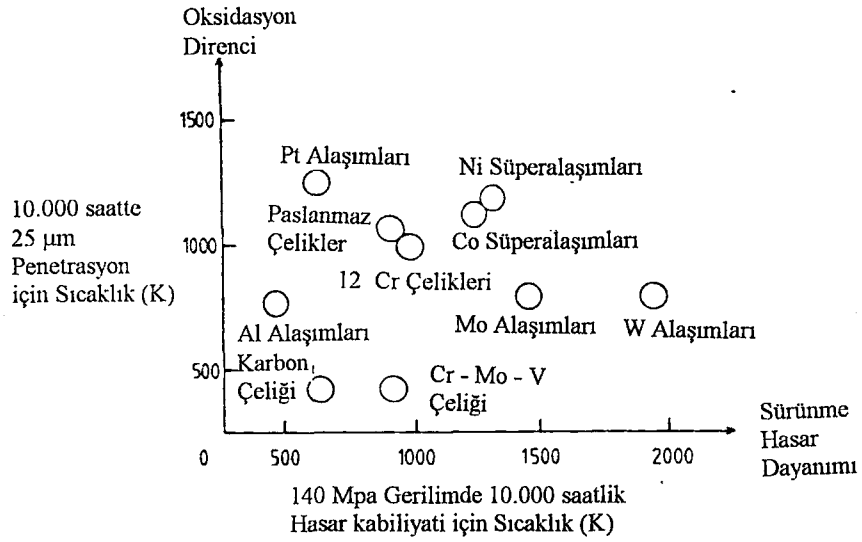
Büyük ölçekli kimya ve enerji üreten tesisler için malzeme seçerken sadece sürünmeye karşı direnç ile çevreye dayanımdan başka faktörler de dikkate alınmalıdır.Örneğin,büyük ölçekli yapılar genelde kaynakla birleştirilirler ki, bu kaynak metalinin kendisinde ve ısı etkisi kalan bölgede kompleks metalurjik özelliklerin gelişmesine neden olur. Gerçekte , kimya ve elektrik üreten tesislerdeki kopmalar kaynak bölgesindeki sürünme dayancı ve toklukta bölgesel değişikliklerden

kaynaklanır. Ancak, kaynaklar özel bir durum sağlarken, çoğu zaman tüm mühendislik malzemelerin ani kırılmayı önlemek için yeteri tokluğa sahip olması , belki de daha önemlisi, yüksek gerilim konsantrasyonunun bulunduğu bölgede alaşımın çatlaktan önce deforme olarak gerilimi tüm kesit alana dağıtmasına izin vermesi gereklidir.



Şekil 15 Tablo 4 te verilen çeşitli çelik gruplarına ait 100.000 saatlik kullanım ömrü için istenilen gerilim değerleri sıcaklığın fonksiyonu olarak değişimi . (Evans,1986)

Malzemenin bir çok yüksek sıcaklık servis uygulamalarında karşılaşılan güç koşullara dayanması için sadece sürünme dayanımı yeterli olmaz. Sürünme dayanımı yanında çevre bozunumlarına dayanım gibi bazı doyurucu mekanik özelliklerle birleşmelidir. Bu tip kullanımlar için kullanılabilir olası alaşımlar şekil 16'da verilmiştir. Şekil'den de görüldüğü gibi, nikel ve kobalt bazlı yüksek sıcaklık performansına dayanan alaşımlar sunmaktadır. Çok geniş nikel ve kobalt bazlı alaşımlar geliştirilmesine rağmen, kobaltın fiyatının çok yüksek olması nedeniyle, nikel bazlı alaşımlar çok yaygın olarak kullanılmaktadır.



Şekil 16 Çeşitli alaşım sistemlerine ait sürünme hasar dayanımı ve oksidasyon direnci (Evans,1986)

Süper alaşımlarda , alaşım iyileştirilmesi ve proseslerdeki yeniliklerle elde edilen yüksek sıcaklık kabiliyetindeki gelişmelerle bu malzemeler 0.8 Tm civarındaki sıcaklıklarda başarıyla kullanılmaktadır.Bu etkileyici ilerlemelerin sonucu olarak,süper alaşımlar 1300 K'ne yaklaşan sıcaklıklarda önemli ağırlıkları binlerce saat taşıyabilmektedir.Fakat,en iyi sürünme ve çevre dayancına sahip bir süper alaşım bile,şu anda geliştirilmekte olan silikon nitrür ve karbür tipi gibi modern mühendislik seramiklerine yaklaşamamaktadır.Bu tip seramik kullanımı yeni dizayn prosedürleri evrimini gerektirse de,bu malzemelerin potansiyeli yüksek performans aralığı uygulamaları için önemini garantilemektedir.(Evans,1986)

8.1 PASLANMAZ ÇELİKLER

% 12'den fazla Cr içeren Fe esaslı malzemelerdir.Cr miktarı sıvı ve gaz ortamında oksitlenmeye ve korozyona karşı direnci etkiler . Paslanmaz çeliklerin temelinde Fe - Cr denge diyagramı yatmaktadır . (Şekil 17) Amerikan demir ve çelik enstitüsü (AISI) bileşimine bağlı olarak paslanmaz çelikleri 4 sınıfa ayırmıştır.Bunlar;200 serisi (Cr,Ni,Mn),300 serisi (Cr,Ni),400 serisi (Cr) ve 500 serisi (düşük Cr) şeklindedir.Her seride son iki rakam lelik türünü gösterir.Ayrıca seri numarasına harf ilave edilen

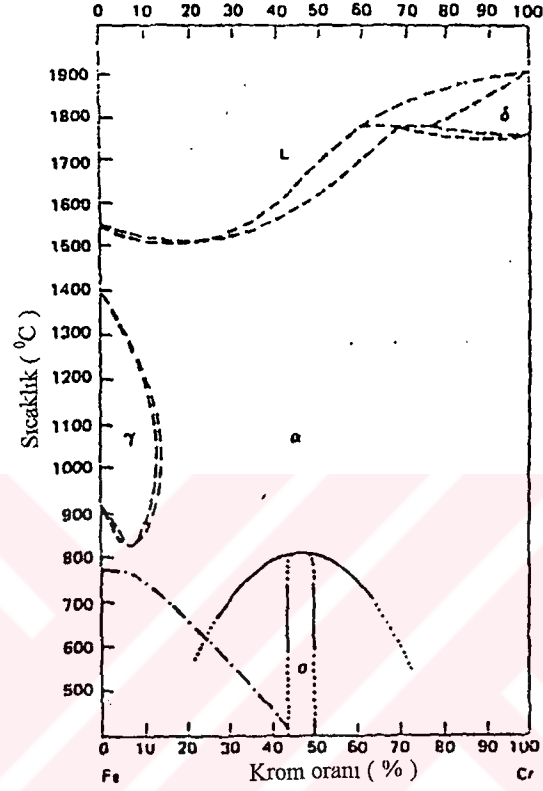
paslanmaz çelikler vardır.Örneğin L ekstra düşük karbon anlamındadır.Çelik serileri içerdikleri elementler ve özellikleri aşağıda kısaca verilmiştir.

2XX - Cr-Ni,Mn	(Sertleştirilemez,östenitik ve nonmanyetik)
3XX - Cr-Ni	(Sertleştirilemez,östenitik ve nonmanyetik)
4XX - Cr	(Sertleştirilemez,ferritik ve manyetik) ve (Sertleştirilebilir,Martenzitik)
5XX - Düşük Cr	(Isıya dirençli)

Tablo 5 'te ise paslanmaz çeliklerin bileşimleri ve yapıları verilmiştir

Tablo 5 Paslanmaz çeliklerin bileşim ve yapıları

Kompozisyon (%)										
Alaşım	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	diğer	Yapı
302	0.15	2.00	0.045	0.03	1.00	17-19	8-10			Östenitik
303	0.15	2.00	0.20	0.15	1.00	17-19	8-10	0.6		Östenitik
304	0.08	2.00	0.045	0.03	1.00	18-20	8-10.5			Östenitik
305	0.12	2.00	0.45	0.30	1.00	17-19	10.5-13			Östenitik
316	0.08	2.00	0.045	0.03	1.00	16-18	10-14	2-3		Östenitik
316 L	0.03	2.00	0.045	0.03	1.00	16-18	10-14	2-3		Östenitik
317	0.08	2.00	0.045	0.03	1.00	18-20	11-15	3-4		Östenitik
431	0.20	1.00	0.040	0.03	1.00	15-17	1.25-2.5			Martenzitik
Çökelti sertleştirilebilir										
17-7PH	0.09	1.00	0.04	0.03	1.00	16-18	6.5-7.75	0.75-1.5	Al	Östenitik/ Martenzitik
Döküm										
CF-8M	0.08	1.50	0.04	0.04	2.00	18-20	9-12	2-3		Östenitik/ Ferritik



Şekil 17 Fe-Cr denge diyagramı

Bir çelikte nikel oranı yüzde 7'e ulaştığında ve yaklaşık yüzde 16 - 20 krom da mevcutsa, alaşımın yüksek sıcaklıklardan soğutulması ile yapı östenitik veya yüzey merkezli demir formunda olabilir. En yaygın kompozisyon yüzde 18 krom, yüzde 8 nikel'dir (18 - 8 paslanmaz) (Finnie, 1959). Krom östenitik sahayı daraltırken, nikel karşı etki yapar. (Topbaş, 1993)

%18 krom ve % 8 nikel içeren çelik, hızlı soğumada yaklaşık 1050 °C 'de tam östenitik olarak katılaşır, fakat yavaş soğumada δ-ferriti çökmesi meydana gelir. 600 ila 700 ° C sıcaklık

sahasında, hem yapıda bulunan feritten ve hem de östenit fazından meydana gelebilen, kırılğan tetragonal σ -fazı (FeCr) teşekkül eder. Zorlama süresiyle birlikte artan σ -fazı miktarı sonucu, çeliğin sünekliliği kaybolur (Topbaş, 1993). Bu kırılğan intermetalik fazın oluşumu 18-8 çeliğinin yüksek sıcaklık kullanımı için tehlike oluşturmaktadır. Ne yazık ki bu fazın oluşumunu kolaylaştıran şartlar bazen en iyi sürünme dayancı istekleri ile çakışmaktadır (örneğin, Mo ilavesi) (Finnie, 1959).

Oda sıcaklığında tam östenitik çeliği garanti edebilmek için ve σ -fazı teşekkülünü engellemek için, krom miktarı düşürülebilir ve nikel miktarı % 16 'a kadar yükseltilebilir . Bu tarz östenitik çeliklerde σ -fazı bu çeliklerin uzun süre yüklemelerinde pek anlam taşımayacak şekilde, oldukça geç teşekkül eder.

Bazı koşullarda östenitten martenzit yapısı düşük sıcaklıklarda oluşur, ki bu mekanik değerlerle korozyon dayancını etkiler. Uygulanan kuvvet, soğuk şekil verme ve sıcaklığın düşürülmesi martenzite dönüşüm oranını etkileyebilir. Östenitik çelikler oda sıcaklığında kayda değer mekanik sertleşme gösterirler (soğuk şekil değiştirme sertleşmesi). Aynı zamanda karbon çelikleri ve düşük alaşımlı çeliklerle (ferritik çelikler) karşılaştırıldıklarında mekanik dayanımlarını daha yüksek sıcaklıklara kadar muhafaza ederler.

Bunun nedeni belki de paslanmaz çelikte yığılma hataları oluşum enerjisinin dislokasyon tırmanmasını ve çapraz kaymasını alışılmışın dışında zorlaştıracak kadar düşük olmasıdır. Yüzey merkezli kafeslerin sürünme dayanımını artırıcı faktörlerden biri hacim merkezli kafeslerle karşılaştırıldığında difüzyon için daha yüksek enerjiye sahip olması olabilir. Bununla birlikte, γ demir ve nikel karşılaştırılabilir sıcaklıklarda paslanmaz çelik kadar düşük sürünme hızlarına sahip olmadığından, bu açıklama yeterli değildir. (Finnie, 1959)

18-8 paslanmaz çelikler ve çökelme sertleşmesine mücade eden modifikasyonları sürünmeye dayanımlı alaşımlar olarak yaklaşık 700 °C'ye kadar geniş kullanım alanı bulmuştur. Nikel kullanımını minimize etmek için mangan ve azot içeren paslanmaz çelikler de geliştirilmiştir. Bunlardan

sürünmeye dayanımı daha fazla olan 18-8 paslanmaz çeliklerine yakın hasar testleri elde edilmektedir.(Finnie,1959)

Paslanmaz çeliklerin kullanımda karşılaşılan problem tanelerarası korozyon olmuştur,ki bu artan karbon yüzdesi ile kuvvetlenmektedir.(Finnie,1959)

İşlem görmemiş durumda karbon östenit içinde çözünmüş olarak bulunmaktadır.Bu çelik 540 - 815 °C aralığında sıcaklığa maruz bırakılırsa $Cr_{23}C_6$ karbürleri çökelir.Soğuk şekil verme dislokasyon konumlarını tane içinde sağlamadıkça,karbürler tane sınırlarında çökelirler.Bu kromun bölgesel azalmasına ve tane ile tane sınırı arasında kimyasal reaksiyon farklılığına neden olur.Sonuç,özellikle güçlü asid çözücülerde,sınırlara yakın korozyonun artmasıdır.Yüksek sıcaklıkta yeteri kadar uzun sürede kalınması kromun eşit dağılmasını sağlar ve problem kaybolur.

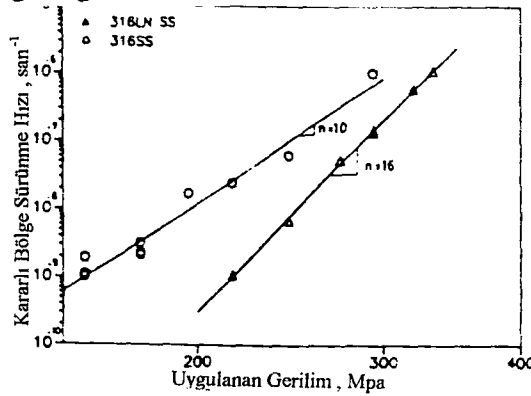
Tanelerarası korozyonu önlemek için bir çok çözüm önerileri sunulmuştur.Bunlardan en aşikarı karbon miktarı güvenli seviyelere 0.03% altına indirmektir.Bir başka yaklaşım ise titan (en az 4x % C) yada niob (en az 10 x %C) gibi kuvvetli karbür teşekkül ettirici (stabilizatör) elementlerin ilavesiyle,bunlarla bağlantılı olan ve kromla bağlanmamış haldeki karbon,söz konusu sıcaklıklarda örneğin kaynak işleminde krom fakirleşmesi sonucu interkristalin korozyonla mümkün tahribata mani olur.Ayrıca bu tür elementlerin teşekkül ettirdikleri karbürler,krom karbürlere nazaran daha yüksek sıcaklıklarda çözülebildiklerinden dolayı,çeliğin sıcakta dayanımını da yükseltirler.1050 °C sıcaklığında da çözülme henüz gerçekleşmediğinden,örneğin yaklaşık % 20 kadar niobkarbürü çözelti içersinde bulunabilir.Çözülme sıcaklığı 1250 °C 'ye çıkartılırsa,ancak % 60 kadar niob karbürü çözülebilir.(Topbaş,1993)

Sıcağa dayanımı dayanımı daha fazla iyileştirmek için bor,molibden,vanadyum ve kobalt ile alaşımlama yapılır.Östenitik çeliklerin kullanım sıcaklığı,daha yüksek olan sıcakta dayanımları ve iyi tufallaşma dayanıklılıkları nedeniyle,600 ila 750 °C arasındadır.Daha çok,kimya endüstrisinde aparat yapımında,buharlı,gaz türbinli ve nükleer enerjili enerji santrallerinde ve ayrıca uçak yapımında oldukça fazla kullanılırlar.(Topbaş,1993)

8.1.1. KARBON VE AZOTUN PASLANMAZ ÇELİĞİN SÜRÜNME ÖZELİKLERİNE ETKİSİ

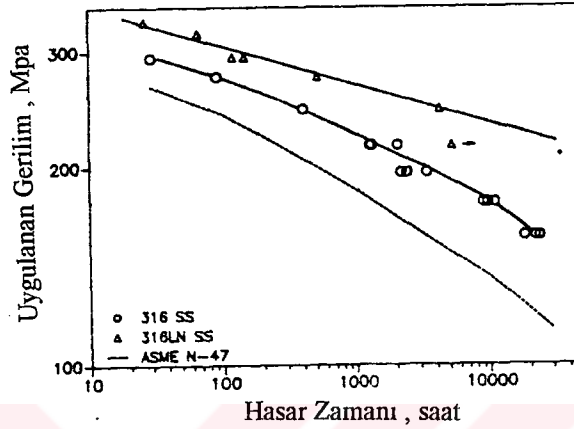
Östenitik çelikler (304 ve 316 kalite) iyi yüksek sıcaklık mekanik özellikleri, sodyum soğutucu ile uyumu ve yeterli kaynak kabiliyeti nedeniyle hızlı besleme reaktör parçaları için büyük yapı malzemeleri olarak yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Bununla birlikte östenitik çelikler klorür ve yakıcı (caustic) ortamlara karşı nispeten düşük tanelerarası gerilim korozyon çatlağı direncine sahiptirler. Kaynaklı 316 tip çeliğin deniz ortamında tanelerarası gerilim korozyon çatlağından kopması kaynak etkisi altındaki bölgede kaynak esasındaki hasaslaşma ve artık gerilimden olduğu tespit edilmiştir. Isı etkisi altındaki bölgedeki hasaslaşmayı önlemek için, bu çeliklerde düşük karbon (0.03 % max) tercih edilir. Karbon östenitik paslanmaz çelikte dayanım artırıcı element olduğundan, karbon oranındaki herhangi bir azalma dayanımda azalmaya neden olur. Normal C seviyesine sahip yapıdaki dayanımı sağlamak için azot alaşım elementi olarak katılabilir. (Mathew, 1991)

Şekil 18 de 316 kalite ve azot içeren 316 LN kalite paslanmaz çeliklere ait ikincil sürünme hızının gerilimle değişme grafiği verilmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi, 316 LN paslanmaz çeliğinin ikincil sürünme hızı 316 tip paslanmaz çeliğinden daha düşüktür ve sürünme hızları arasındaki fark azalan gerilim ile artmaktadır. Gerilim üstü sabiti 316 LN paslanmaz çelik için $n=16$ ve 316 tip paslanmaz çelik $n=10$ olarak tespit edilmiştir. n değerinin yüksek oluşu her iki çelikte de dislokasyon sürünmesinin geçerli olduğunu göstermektedir.



Şekil 18 Uygulanan gerilim ile ikincil sürünme hızının değişimi (Mathew, 1991)

Şekil 19 de gerilim ile kopma zamanı arasındaki grafik verilmiştir. 316 LN tip paslanmaz çelik 316 tipten daha uzun kopma ömrüne sahiptir. Kopma zamanındaki iyileşme faktörü 300 Mpa için 3 iken, 250 mpa için 10 dur. Kopma sonucunun, kopma için tahmin edilen minimum gerilim için ASME eğrisi ile karşılaştırılması sonucu, her iki malzemenin ASME değerinden daha yüksek olduğunu göstermektedir.

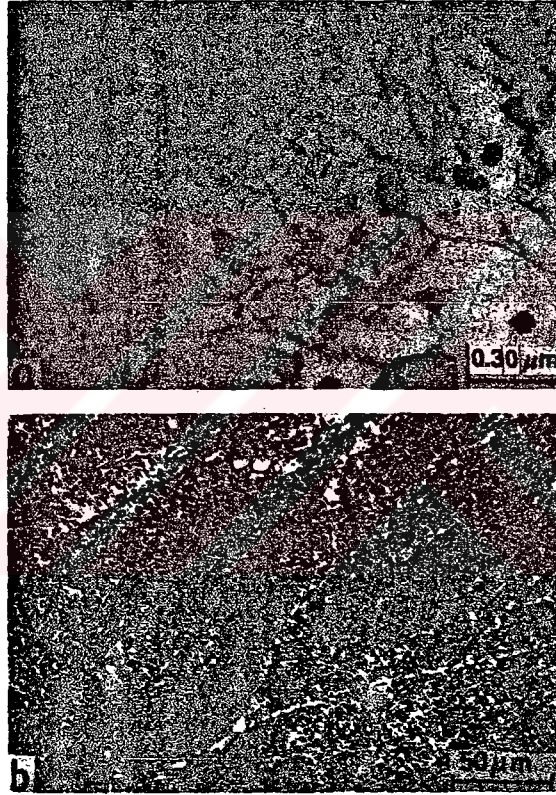


şekil 19 Kopma zamanının uygulanan gerilim ile değişimi ve ASME N-47 ile , kopma eğrisi için beklenen minimum gerilim ,karşılaştırılması

316 paslanmaz çeliğinin sürünme deformasyon prosesi bir çok araştırmacı tarafından incelenmiştir. Düşük sıcaklık ve kısa sürünme kopması zamanlarında aşırı doymuş yapıdaki karbon, katı çözelti dayanımında rol oynar. Daha yüksek sıcaklık ve daha uzun sürünme zamanlarında, $M_{23}C_6$ tipi karbürler tane ve ikiz sınırları ile dislokasyonların koherent olmayan çıkıntıları gibi tane içi bölgelere çökerler. İnce yapılı sınır karbürleri tane sınırı kaymasına dayancı sağlarlar. Karbürlerin matris dislokasyonları üzerine taneleriçi çökmesi, dislokasyonların tırmanma ve kaymasını azaltarak matris dayanımını artırdığı bilinir. Daha ince yapılı ve birbirine daha yakın yerleşen çökeltiler düşük sürünme hızına katkıda bulunurlar. (Mathew, 1991)

Şekil 20 de 316 tip paslanmaz çelikte matris dislokasyonları üzerine çökelen karbürlerin görüldüğü TEM fotoğrafı verilmiştir. Düşük gerilim değerlerinde, örneğin uzun sürünme uygulama zamanlarında, karbürlerin kabalaşması ve tane sınırlarında intermetalik σ fazının çökmesi oluşur

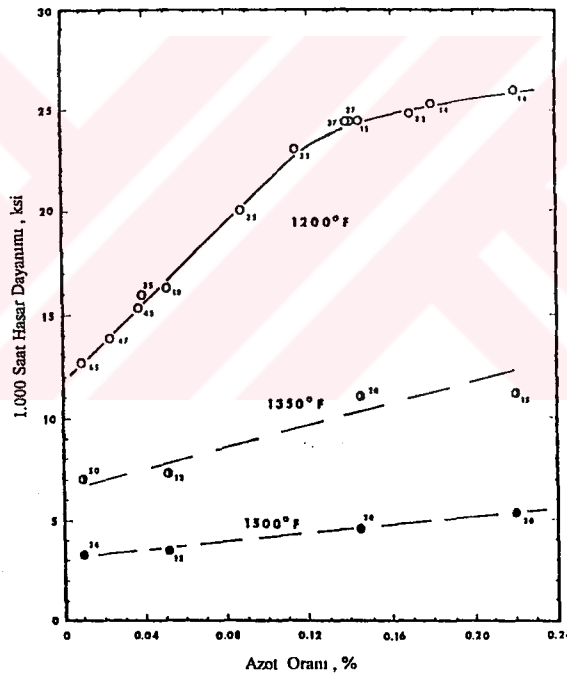
(Şekil 20 a) ,ki bu tane sınırı aynı zamanda matris dayanımında azalmaya neden olur.Böylece, 316 tip paslanmaz çeliklerde,karbonla katı çözelti ile dayanım artması uzun test sürelerine karşılık gelen düşük gerilimlerde dikkat çekici şekilde azalmaktadır.Buna karşılık,316 LN paslanmaz çelikte düşük karbon içeriğinden dolayı,karbürlerin çökmesi için kuluçka devresi 316 tip paslanmaz çeliklerle karşılaştırılırsa daha uzundur ve tane içi ile tanelerarası karbürlerin kabalaşması daha uzun süreli sürünme test zamanlarına ötelenmesi beklenebilir.Azot alaşımlı paslanmaz çeliğin sürünme hızında gözlenen azalma ile hasar zamanındaki artış kromnitrürlerin taneleri içi çökmesi,karbürlerin taneleri içi ile tanelerarası çökmesi ve azotun neden olduğu katı çözelti ile dayanım artmasına bağlanmıştır. (Mathew,1991)



Şekil 20

- a)316 tip paslanmaz çelikte dislokasyonları engelleyen matris karbürlerini gösteren TEM mikrofotografı (Gerilim,195 Mpa)
- b)316 paslanmaz çelikte matris içindeki karbürler ve tane sınırlarındaki intermetalik partikülleri gösteren optik mikroyapı fotoğrafı

Azotun hangi mekanizma ile östenitte katı çözelti dayanım artırdığı tam olarak anlaşılamamıştır. Arayer azot yüzey merkezli kafeste sadece küçük simetrik dağılım oluşturduğundan,kafes gerilim etkisi dayanıklılaşmayı açıklayamaz B.ununla birlikte,azot'un varlığının östenitik paslanmaz çelikte $M_{23}C_6$ karbürlerinin kabalaşmasını geciktirdiği bilinir. $M_{23}C_6$ içindeki azot çökelti ile östenit arasındaki uyumsuzluğu azaltır,böylece yüzeylerarası enerjiyi düşürür ve kabalaşmayı yavaşlatır.Azot ayrıca C ve Cr atomlarının yayınabilirliğini azaltır,böylece 316 tip paslanmaz çelikte gözlenen sürünme hasar zamanındaki artış ve sürünme hızındaki düşüş,ince karbürlerin çökeltme sertleşmesi ve azotun katı çözelti dayanıklılaşması etkilerinin birleşmesi sonucudur.Karbürlerin çökeltmesi difüzyon kontrollü olay olduğundan,çökeltilerin sürünme özellikleri üzerindeki yararlı etkileri daha uzun süreli testler için daha fazla önem arz eder.Şekil 22 de ise azot'un 304 L kalite paslanmaz çeliğin sürünme dayanımına etkisi verilmiştir. (Boyer,1988)



Şekil 21

Azotun 304 L kalite paslanmaz çeliğin % 0.01 /saat sürünme hızına etkisi 649,732 ve 816 °C sıcaklıklarındaki sürünme deneyleri için verilmiştir.Sembol yanındaki rakamlar % 0.01 /saat minimum sürünme hızı için verilen gerilim üst sabitidir.

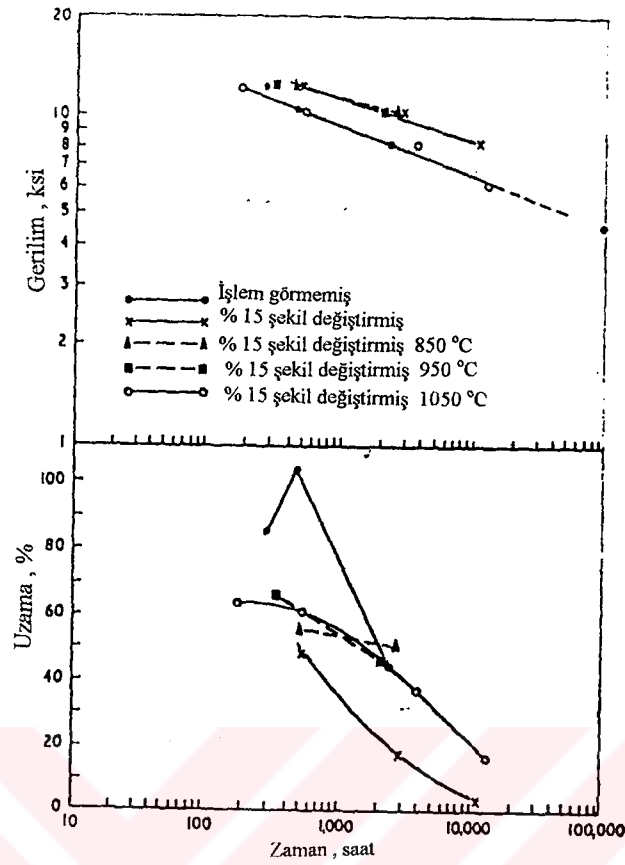
8.1.2 Plastik Şekil Vermenin Paslanmaz Çeliğin Sürünmesi Üzerine Etkisi

Önceleri araştırmalarda plastik ve sürünme davranışları ayrı ayrı ele alınırlardı. Örneğin, bir sürünme testi yapıldığında sürünme öncesi veya iki sürünme testi arasındaki plastik yükleme şartlarına pek önem verilmezdi. Klasik sürünme eşitlikleri genelde plastiklikten ayrı olarak formüle edilirdi. Son zamanlarda ise sürünme ile plastik deformasyon arasındaki etkileşim bir çok araştırmacı tarafından incelenmektedir. (Xia, 1993)

Z. Xia ve F. Ellyin yaptıkları çalışmada sürünme öncesi plastik gerinimin ve yükleme hızının sürünmeye etkisini araştırmışlardır. Varılan sonuçlar aşağıdaki dört maddede toplanabilir. (Xia, 1993)

- 1) Parametre olarak, plastik ön şekil verme , plastik yüklemeye müteakip sürünme davranışına etkisini yansıtmaya yeterli değildir.
- 2) Sürünme davranışı, sürünme sahfasının hemen öncesindeki yükleme hızı ile etkilenmektedir. Bununla birlikte, toplam gerinim hızı bu etkiyi yansıtmak uygun parametre değildir. Plastik gerinim miktarı başlangıç ve karıralı sürünme bölgesini etkilerken , plastik gerinim hızı ise başlangıç bölgesini etkilemektedir.
- 3) Sürünme testine başlamadan hemen önceki E_t/E oranının müteakip sürünme deformasyonuna direkt etkisi vardır. E_t/E oranı, plastik gerinim hızı ile toplam gerinim hızıyla ilgilidir ve sürünme deformasyonu öncesi plastik yükleme bölgesini açıklamak için kullanılabilir. Burada E_t tanjant modülüdür ve sürünme testine başlamadan önceki gerilim - gerinim eğrisinin eğiminden elde edilir. E ise 304 kalite paslanmaz çelik için 1.95×10^5 Mpa olarak alınmıştır.
- 4) E_t/E 'nin etkisi temel olarak birincil sürünme bölgesi ile sınırlıdır.

Şekil 22 de soğuk şekil verme ve ısıt işlemin 316 tip çeliğin sürünme karakteristilerine etkisi verilmiştir.



Şekil 22 Soğuk şekil verme ve ısıtılmanın 316 tip paslanmaz çeliğin sürünme özelliklerine etkisi (Boyer, 1988)

8.1.3 MALZEME YAPISININ SÜRÜNMEYE ETKİSİ

Alaşım sistemlerinde iyi dağılmış çökelti parçacıkları uygun ısı ve mekanik işlemle sağlanabilir. Süper alaşım olarak adlandırılan çoğu yüksek sıcaklık malzemeleri bu türdendir. Bu malzemelerin sürünme dayanımı çökeltilerin tekrar çözülme ve topaklaşmasının başladığı sıcaklıkta önemli ölçüde düşer.

Östenitik paslanmaz çeliklerde yapının etkisi değişik ısı ve mekanik işlem uygulanarak test edilmiştir. Tablo 6 te 700 °C sıcaklık ve 10 kg/mm² gerilim altında değişik ısı ve mekanik işlemin sürünmeye etkisi verilmiştir. (Başaran, 1975)

Çekilen mikrofotograflar 800 °C de 24 saat tavlama sonucu $M_{23}C_6$ karbürlerinin tane içlerinde ve tane sınırlarında çökeldiğini göstermiştir. 900 °C de karbür çöketilerinin topaklaşması belirginleşmiştir . Soğuk şekil verme durumunda ise karbürlerin tanelerarası çökmesi belirgindir.

Tavlama sonucu sürünme dayancındaki düşüş,tavlama sonucu tanelerarası karbür çöketilerin artması sonucu dislokasyonları engelleyen karbür çöketilerinin azalmasına bağlanmaktadır. Soğuk şekil verme sonucu elde edilen sürünme dayancındaki gelişme ise soğuk şekil verme esnasında oluşan karbürlerin dislokasyonları engellemesinin sonucu olarak açıklanmaktadır. 800 °C de tavlama ile elde edilen daha iyi sürünme dayanımı ise karbürlerin daha homojen dağılımına bağlanmaktadır.(Başaran,1975)

Tablo 6

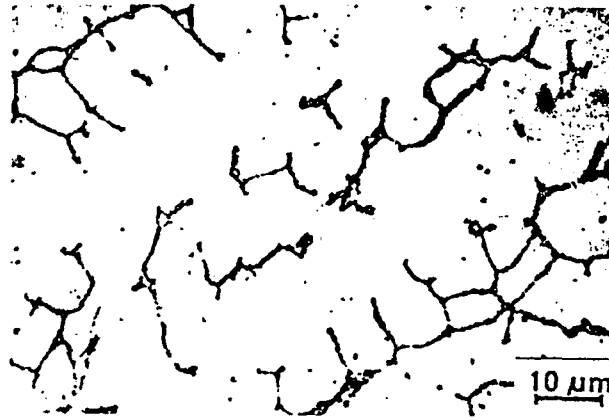
Önceki işlem	Kopma zamanı (saat)	Sürünme hızı (10^{-6} saat ⁻¹)
1100 °C de 30 dakika çözündürme tavlama ve suda soğutma	1758	160
1100 °C de 30 dakika çözündürme tavlama ve suda soğutma + 24 saat 800 °C de tavlama	1306	206
1100 °C de 30 dakika çözündürme tavlama ve suda soğutma + % 10 soğuk şekil verme + 800 °C de 24 saat tavlama	4623	28
1100 °C de 30 dakika çözündürme tavlama ve suda soğutma + 24 saat 900 °C de tavlama	1087	260
1100 °C de 30 dakika çözme tavlama ve suda soğutma + % 10 soğuk şekil verme + 24 saat 900 °C de tavlama	3171	42

8.1.4 Paslanmaz Çeliğin Mikroyapı Kararlılığına Gerilim'im Etkisi

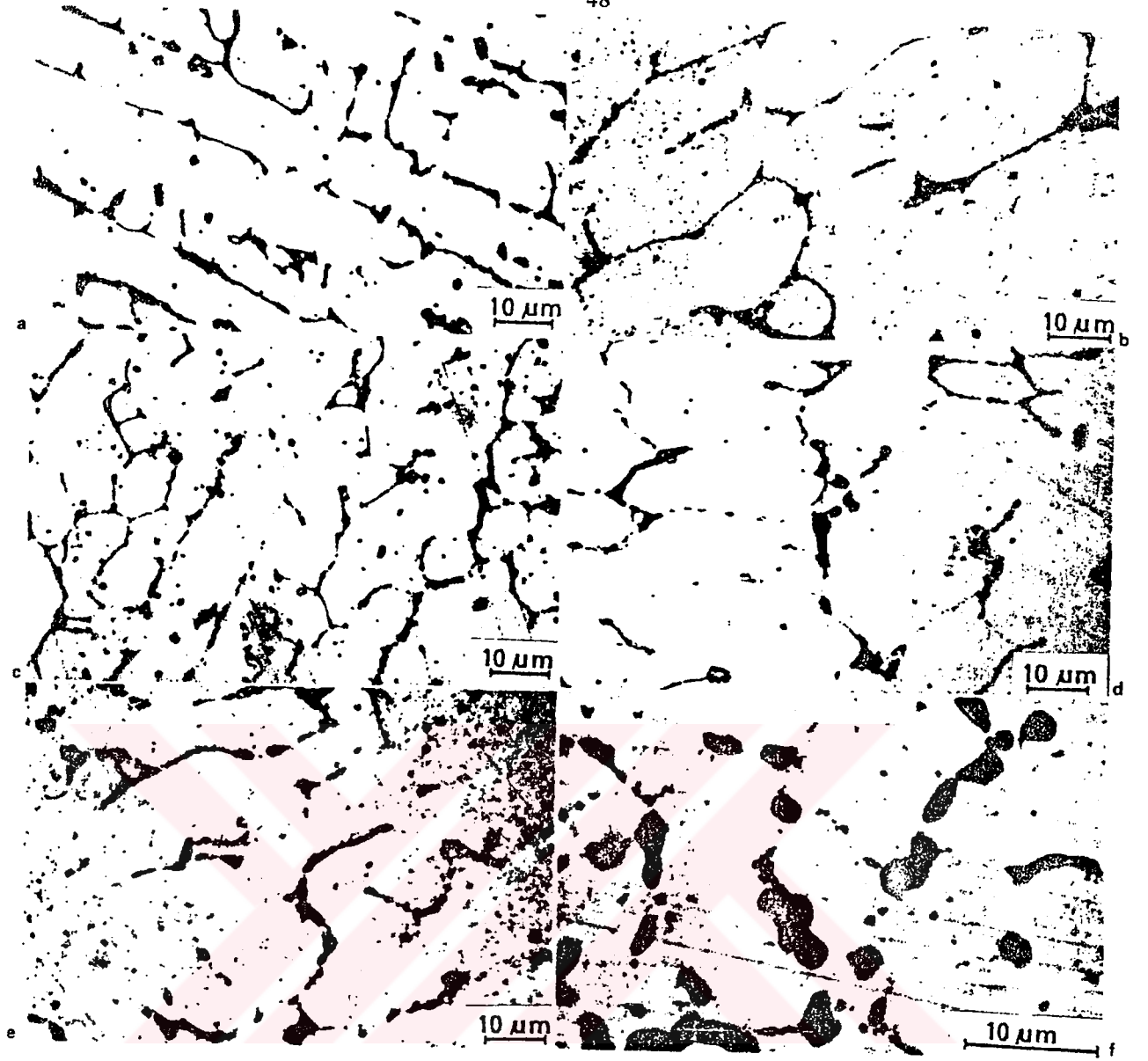
M.D.Mathew (Mathew,1994),kaynakla birleştirilmiş 316 tip paslanmaz çelikte gerilimin mikroyapıya etkisini 823-923 K sıcaklık aralığında incelemiştir.Bu çalışmanın sonuçları aşağıda sunulmuştur.

Kaynak edilmiş durumda δ ferrit üniform olarak östenitik matris içersinde dağılmıştır (Şekil 23). 823,873 ve 923 K sıcaklıklarında ve farklı sürünme zamanlarında sürünmeye tabi tutulan kaynaklı 316 tip paslanmaz çeliğin ölçme boyu ve dirsek bölgesine ait (gauge ve shoulder) tipik mikroyapılar şekil 24 a-f de verilmiştir. δ ferritin yükselen sıcaklıkla daha fazla bozulduğu görülmektedir.Kimyasal dağlama sonucu numunelerde karbür(koyu), intermetalik σ fazı(kahverengi) ve dönüşmeyen ferritin(açık gri) varlığı belirlemiştir.Dönüşüm miktarı test zamanı ve sıcaklığa ilaveten sürünme numunesinin yerleşimine (ölçme boyu-dirsek) bağlıdır . 823 K sıcaklıkta δ ferrit 22 320 ks test süresi sonunda bile kısmi dönüşüm gösterirken 923 K sıcaklıkta 3600 ks'den az sürelerde δ ferritin tamamen dönüştüğü gözlenmiştir (Mathew,1994).

Bütün test süreleri altında ölçme boyu bölgesindeki dönüşüm dirsek bölgesinden belirgin olarak daha fazladır.Bu,ölçme boyu bölgesinde yüksek dislokasyon yoğunluğunun sonucu olarak katıların yayınabilirliğinin artmasına bağlanabilir(Mathew,1994).



Şekil 23 Kaynaklı 316 tip paslanmaz çelikte δ ferrit morfolojisi



Sekil	sıcaklık K	kopma ömrü.ks	bölge
a	823	22 320	dirsek
b	823	22 320	ölçme boyu
c	873	13 500	dirsek
d	873	13 500	ölçme boyu
e	923	15 480	dirsek
f	923	15480	ölçme boyu

Şekil 24 Kaynaklı çeliğin sürünme sonrası mikroyapısı

Çökelti kinetiği

Çökelti miktarı artan zaman ve sıcaklıkla artmaktadır ve ölçme boyu bölgesinde çökelti daha yoğundur. Sadece 2 ana faz $M_{23}C_6$ karbür ve intermetalik faz σ fazına rastlanmıştır. Karbür çökeltisine analiz edilen numunelerin tümünde rastlanmıştır. σ fazı ise ölçme boyu bölgesi numunelerinin çoğunda gözlenirken, dirsek bölgesinde sadece test zamanının yeterince uzun olduğu bir kaç numunede σ fazına rastlanmıştır. Bu sonuçlar gerilim varlığının 316 tip paslanmaz çelik mikroyapısındaki çökeltilerin tip ve miktarını önemli ölçüde etkilediğini göstermektedir (Mathew, 1994).



III DENEYSEL ÇALIŞMALAR

1 KULLANILAN MALZEME

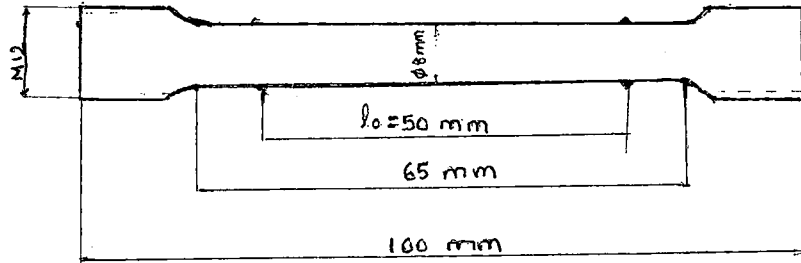
Numuneler Daido Steel Co.Ltd tarafından üretilen soğuk çekilmiş 12 mm çapında 304 kalite paslanmaz çelik çubuklarından elde edilmiştir. Çubukların kimyasal analiz ve çekme deneyi sonuçları sırasıyla tablo 7 ve tablo 8 de ve numune boyutları ise şekil 25 da verilmiştir. Başlangıçta çözündürme tavına müteakip soğuk şekil verme işlemi uygulanan numuneye ait başlangıç mikroyapısı şekil 38 da verilmiştir.

Tablo 7 Kimyasal analiz

C	:0.067 %	Ni	:8.29 %
Si	:0.49 %	Cr	:18.98 %
Mn	:1.27 %	Mo	: 0.122 %
P	:0.021 %	S	:0.0106%
Al	:0.010 %	Co	:0.055 %
Cu	:0.32 %	Pb	:0.0035 %
Ti	:0.008 %		

Tablo 8 Çekme özellikleri

Çekme dayanımı	:680 Mpa
Akma dayanımı	:560 Mpa
% Uzama	:40



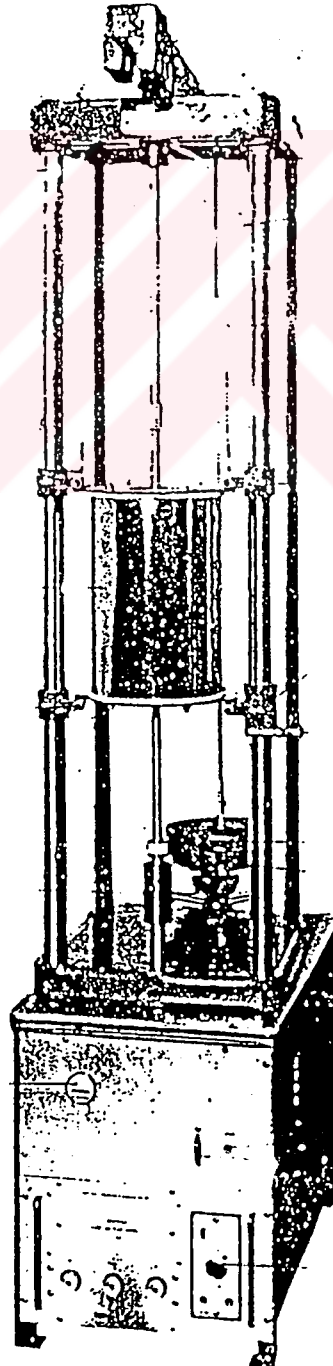
Şekil 25 Sürünme deneylerinde kullanılan numune boyutları

2 SÜRÜNME CİHAZI

Deneyisel çalışmalarda Mayes Model TC 30 sürünme cihazı kullanılmıştır. Bu cihazın kapasitesi 30 kilonewton'dur. Bu cihazda yükleme kaldırma sistemine dayandırılmıştır ve yük ile kuvvet kolu arasındaki oran 1:15'tir.

Yük kolu ile kuvvetkolu arasındaki açığı 90° olarak tutmak için özel bir sistem mevcuttur. 90° açığı sağlayan motor civalı bir anahtar ile otomatik olarak kontrol edilmektedir. Yük ile terazi arasındaki açı dik tutularak numuneye uygulanan yükte, aradaki açının değişmesiyle oluşabilecek farklılıklar önlenmektedir.

Şekil 26 da sözkonusu cihazın resmi yer almaktadır.



Şekil 26

Sürünme Cihazı

3 DENEYİN YAPILIŞI

Numuneler fırın soğukken önce üst daha sonra alt ekme çubuğuna bağlanır. Ekstensometre ve transedürler numune üzerine yerleştirilir. Transedürlerin kaba ayarı yapılır ve termokupullar sabitlenir. Fırın deney sıcaklığına ulaşınca transedürlerin hassas ayarı yapılır ve istenen gerilim değeri için hesaplanan yük yavaş bir şekilde uygulanır. Yük uygulandıktan sonra cihaz üzerindeki saat sayacı okunur. Saat sayacı deney süresince, kopma gerçekleşinceye kadar çalışır ve kopma zamanı direk olarak tespit edilir. Uygulanan yük ($F = \sigma \times A / 15$, yük ile kuvvet arasında 1:15 oranı mevcuttur) tüm deney süresince sabit tutulur. Numunenin uzaması zamanın fonksiyonu olarak grafik kağıda ploter tarafından işaretlenerek uzama - zaman eğrisi elde edilir.

Deney esnasında dikkat edilmesi gereken konulardan bazıları aşağıda verilmiştir

- 1) Ekstensometreler numuneye düzgün bir şekilde tutturulmalı, deney sırasında yerlerinden oynamaları önlenmelidir
- 2) Yük kolu ile kuvvet kolu arasındaki açının 90° olmasına dikkat edilmeli, gerekirse civalı anahtar ayarlanmalıdır
- 3) Fırının üstü deney süresince kapalı tutularak dengesiz bir sıcaklık rejimi önlenmelidir.
- 4) Grafik kağıdın ilerleme hızı test edilen numunenin tahmini sürünme hızına göre seçilmelidir. Örneğin kısa sürede kopması beklenen deney şartlarında (Yüksek sıcaklık ve/veya gerilim) grafik kağıdının ilerleme hızı yüksek seçilmeli (20 - 30 mm/saat), uzun sürede kopması beklenen deney şartlarında kağıdın ilerleme hızı düşük seçilmelidir (5 mm/saat)

550°C - 650°C sıcaklıkları arasında ve 200 Mpa - 325 Mpa gerilimleri aralığında statik sürünme testine tabi tutulan numunelere uygulanan değişik deney şartları aşağıda verilmiştir.

1) Gerilim sabit, sıcaklık değişken

<u>Gerilim</u>	<u>Sıcaklık</u>
253 Mpa	550 °C
253 Mpa	600 °C
253 Mpa	650 °C

2) Sıcaklık sabit, gerilim değişken

<u>Gerilim</u>	<u>Sıcaklık</u>
200 MPa	600 °C
253 Mpa	600 °C
301 MPa	600 °C
325 MPa	600 °C

3) Başlangıç yapısına ısıtıl işlem uygulama

<u>Gerilim</u>	<u>Sıcaklık</u>	<u>Uygulanan Isıl İşlem</u>
253 MPa	600 °C	1050 °C de 1 saat çözündürme tavlı
253 Mpa	600 °C	1050 °C de 1 saat çözündürme tavlı + 640 °C de 24 saat çöktürme tavlama

4 DENEY SONUÇLARI

Gerilimin sabit tutulduğu ve değişken olarak sıcaklığın seçildiği deneylere ait veriler tablo 9 verilmiştir .Verilen sürünme hızları kararlı bölge sürünme hızlarıdır.

Tablo 9

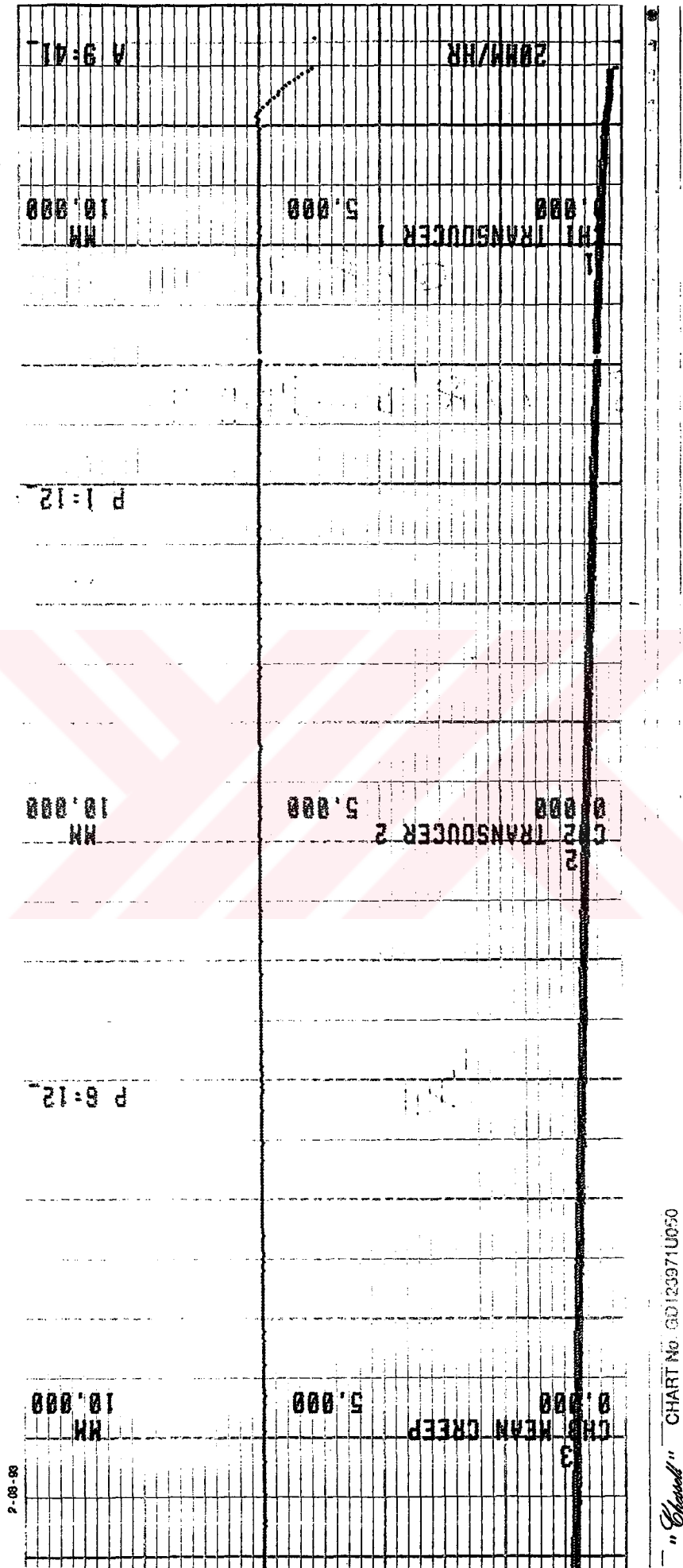
Sıcaklık	Gerilim	Sürünme hızı (sn^{-1})	Kopma uzaması (mm)	kopma zamanı (saat)
550 °C	253 MPa	0.463×10^{-8}	-	
600 °C	253 MPa	20.37×10^{-8}	-	
650 °C	253 MPa	333.3×10^{-8}	13	7

Şekil 27 de 304 kalite paslanmaz çeliğin 550 °C sıcaklık ve 253 Mpa gerilim şartlarında sürünme eğrisinin yaklaşık ilk 50 saatlik bölümü verilmiştir. Yük uygulandıktan sonra numune 0.2 mm ϵ_0 birim uzaması göstermiş, ardından çok kısa olmakla beraber birinci sürünme bölgesi tespit edilmiştir. Deney 400 saat sonra kopma gerçekleşmeden durdurulmuştur. (Grafik kağıt ilerleme hızı : 5 mm/saat)

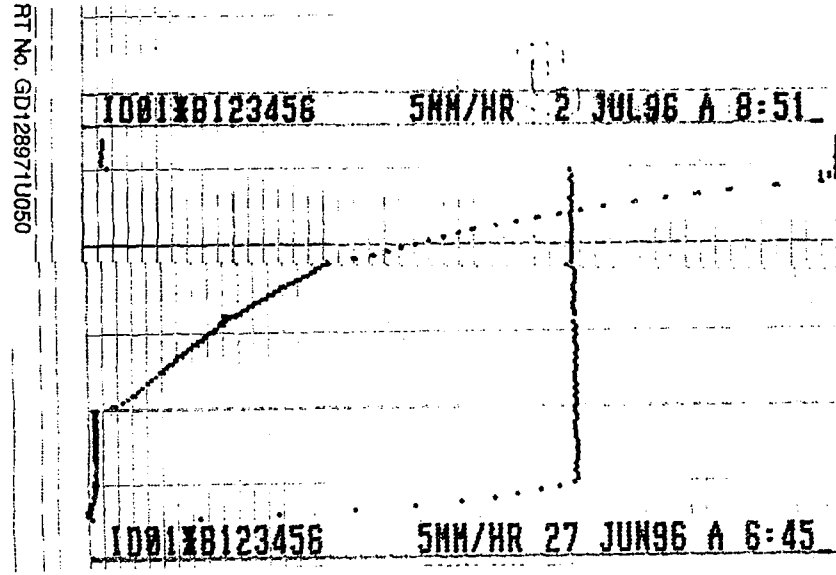
Şekil 28 da aynı numunenin 600 °C sıcaklıkta ve 253 Mpa gerilim şartları altında gerçekleşen sürünmeye ait eğrinin yaklaşık ilk 10 saatlik bölümü verilmiştir. Bu sıcaklıkta da birinci sürünme bölgesi çok kısa süreli olarak gerçekleşmiştir. Deney 60 saat sonra kopma gerçekleşmeden durdurulmuştur. (Grafik kağıdın ilerleme hızı: 20 mm/saat)

Şekil 29 da ise 253 Mpa gerilim ve 650 °C sıcaklıktaki sürünme eğrisi verilmiştir. Bu sıcaklıkta numuneye gerilim uygulanmasıyla 0.3 mm'lik ϵ_0 birim uzaması göstermiştir. İlk 4 saatte kısa birinci sürünme bölgesi ardından kararlı sürünme bölgesine geçilmiş ve uzama hızlı bir şekilde gerçekleşerek kopma (hasar) meydana gelmiştir.

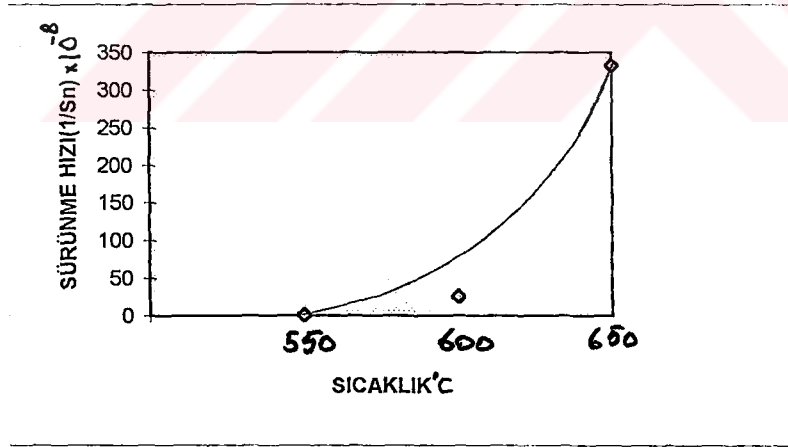
Elde edilen sürünme eğrilerden yararlanılarak 304 kalite paslanmaz çelikte sıcaklığın sürünme hızına etkisi şekil 30 da verilmiştir.



Şekil 28 , 304 kalite paslanmaz çeliğin 600 °C sıcaklıktaki sürünme eğrisi (gerilim:253 MPa)



Şekil 29 • 304 kalite paslanmaz çeliğin 650 °C sıcaklıktaki sürünme eğrisi
(gerilim:253 MPa)



Şekil 30 • 304 kalite paslanmaz çelikte sıcaklık - sürünme hızı etkisi

Deneylerden elde edilen veriler sonucunda 304 kalite paslanmaz çelik için aktivasyon enerjisi $Q_c = 375-445 \text{ kJ mol}^{-1}$ olarak tespit edilmiştir. Bu değer demir ($Q_{Fe} : 228 \pm 3 \text{ kJ mol}^{-1}$) , mangan ($Q_{Mn} : 260 \pm 4 \text{ kJ mol}^{-1}$) ve Krom ($Q_{Cr} : 243 \pm 3 \text{ kJ mol}^{-1}$) self difüzyon aktivasyon enerjilerinden daha büyüktür. Hesaplamalar sayfa .. da verilmiştir.

Daha önce yapılan çalışmalarda elde edilen aktivasyon enerji değerleri aşağıda verilmiştir:

- V.Sustek, M.Pahutova ve J.Cadek (Sustek, 1993)

Malzeme: 304 L tip paslanmaz çelik

$$Q_c = 366 \text{ kJ mol}^{-1}$$

- Shinya ve arkadaşları (Mathew, 1991)

Malzeme : 304 - 316 tip paslanmaz çelik

$$Q_c = 410 - 560 \text{ kJ mol}^{-1}$$

- J.G.Park ve D.Y.Lee (Park, 1993)

Malzeme : 316 tip paslanmaz çelik

$$Q_c = 386 - 412 \text{ kJ mol}^{-1}$$

Sıcaklığın sabit tutulup gerilim değerlerinin değiştirildiği deneylere ait veriler tablo 10 da verilmiştir.

Tablo 10

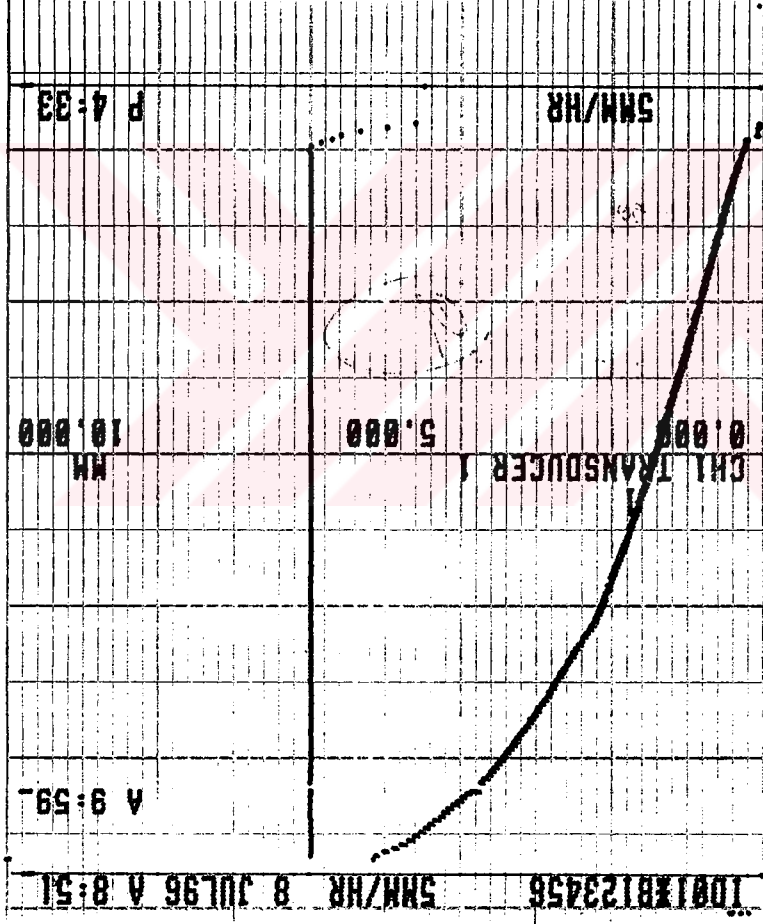
Sıcaklık	Gerilim	Sürünme hızı (sn^{-1})	Kopma uzaması (mm)	kopma zamanı (saat)
600 °C	200 MPa	0.463×10^{-8}	-	-
600 °C	253 MPa	20.37×10^{-8}	-	-
600 °C	301 MPa	69.44×10^{-8}	6.5	18.8
600 °C	325 Mpa	117.45×10^{-8}	8.0	15.0

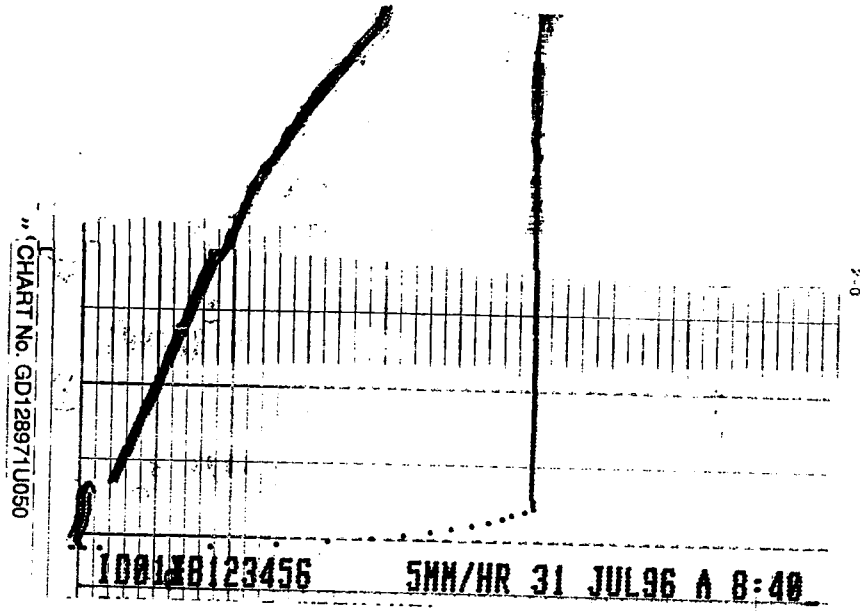
Şekil 31 de 200 Mpa gerilim ve 600 °C sıcaklıkta elde edilen sürünme eğrisinin yaklaşık ilk 40 saatlik bölümü verilmiştir. Deney 400 saat sonunda kopma gerçekleşmeden durdurulmuştur. (İlerleme hızı: 5 mm/saat)

Şekil 32 de ise 301 Mpa gerilim ve 600 °C sıcaklık şartlarında elde edilen sürünme eğrisi verilmiştir. Bu deney şartlarında 1. sürünme bölgesi gözlenmezken, yaklaşık 10 saat süren kararlı sürünme bölgesinden sonra 3. bölgeye geçilmiştir. Kopma 18.8 saat sonra 6.5 mm'lik uzama ile gerçekleşmiştir.

Aynı sıcaklıkta ve 325 Mpa gerilimin uygulandığı sürünme eğrisi Şekil 33 de verilmiştir. 325 Mpa geriliminde de 301 Mpa geriliminde olduğu gibi birinci sürünme bölgesine rastlanmamıştır. Kopma 15 saat sonra ve 8 mm'lik uzama ile oluşmuştur.







Şekil 33 304 kalite paslanmaz çeliğin 600 °C sıcaklık ve 325 Mpa gerilim şartlarındaki sürünme eğrisi

Şekil 34'te ise gerilimin sürünme hızına etkisi verilmiştir. Grafikte de görüldüğü gibi sürünme hızı - gerilim ilişkisi güç kanunu sürünmesine (Power Law Creep) uymaktadır. Gerilim üst sabiti, n , 7 ± 0.4 olarak tespit edilmiştir. Gerilim üst sabitinin yüksek olması 600 °C için test edilen 304 kalite paslanmaz çelikte dislokasyon sürünmesinin baskın olduğunu göstermektedir. Bu konuda yapılan çalışmaların bazılarında bulunan gerilim üst sabit değerleri aşağıda verilmiştir.

- V.Sustek, M.Pahutova ve J.Cadek (Sustek, 1993)

Malzeme: 304 L tip paslanmaz çelik

$n = 4$ (20 Mpa için) $n = 8$ (300 Mpa için)

- M.D.Mathew (13)

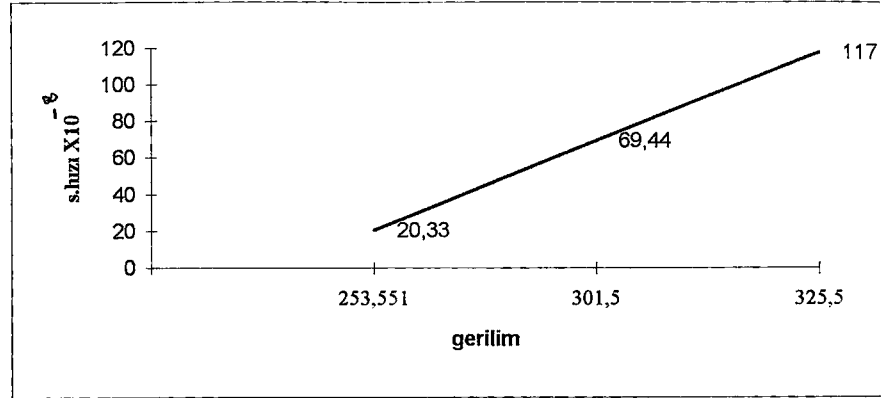
Malzeme : 316 tip paslanmaz çelik

$n = 10$

- J.G.Park ve D.Y.Lee (Park, 1993)

Malzeme : 316 tip paslanmaz çelik

$n = 8.7$



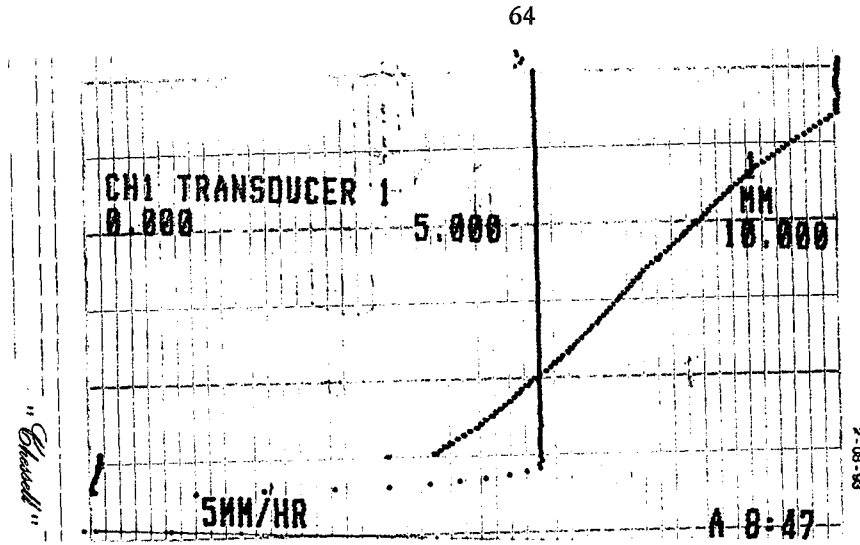
Şekil 34 Gerilim - sürünme hızı grafiği

Uygulanan farklı ısıtma işlemlerinden sonra 253 Mpa ve 600 °C de sürünmeye tabi tutulan numunelere ait sonuçlar tablo 11 de verilmiştir.

Tablo 11 600 °C sıcaklık ve 253 Mpa gerilimde ısıtma işlem uygulanmış numunelere ait sürünme eğrileri

Isıtma İşlem	Sürünme Hızı sn ⁻¹	Kopma uzaması (mm)	Kopma zamanı (saat)
1050 °C 'de 1 saat çözündürme + ani soğutma	264.55 x 10 ⁻⁸	10	10.4
1050 °C 'de 1 saat çözündürme + ani soğutma +640 °C de 24 saat bekletme	216.5 x 10 ⁻⁸	15	18.4

Şekil 35 ve 36 ,tablo 11 de verilen şartlardaki deneylerin, sürünme eğrilerini vermektedir. Söz konusu her iki numune de çok yüksek ϵ_0 birim uzaması sergilemiştir. Grafik kağıtta uzama aralığı 0-10 mm arasında seçilmiştir. Dolayısıyla 10 mm'den yüksek uzamalar egride gözükmemektedir.

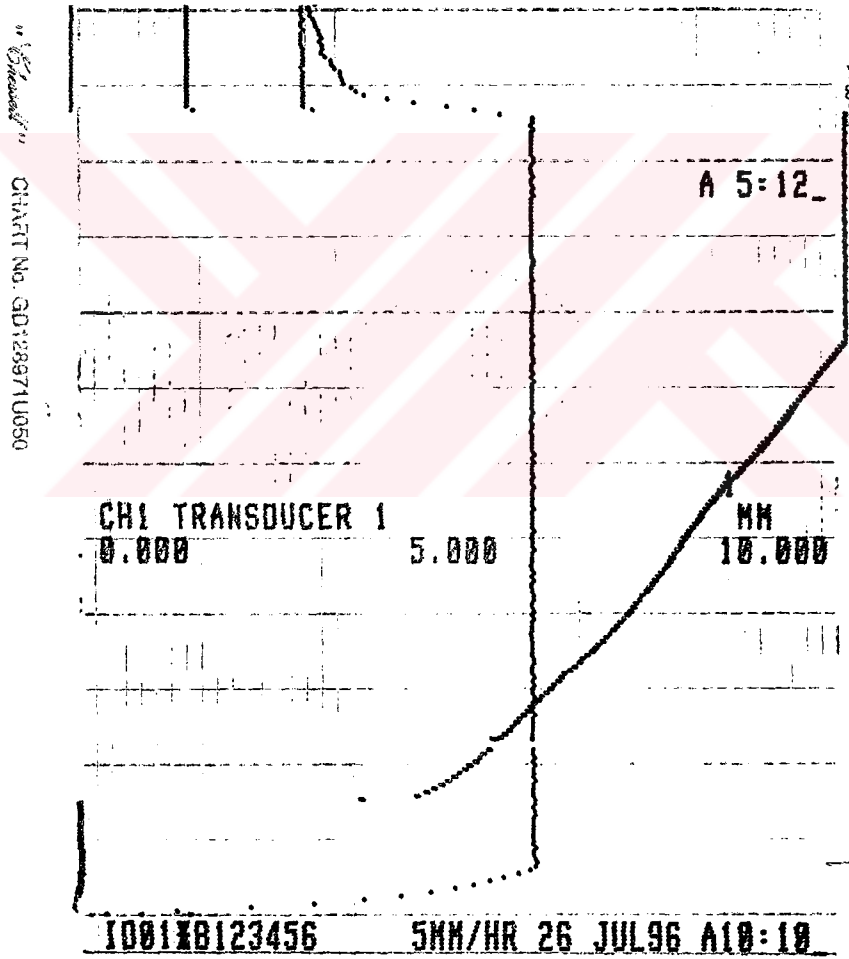


Şekil 35

304 kalite paslanmaz çeiğe ait sürünme eğrisi

Sıcaklık :600 °C - Gerilim 253 Mpa

Isıl işlem:1050 °C sıcaklıkta 1 saat çözündürme tavi + ani soğutma



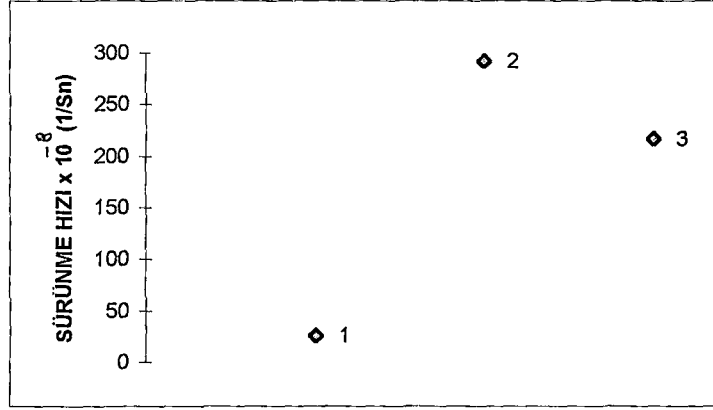
Şekil 36

304 kalite paslanmaz çeiğe ait sürünme eğrisi

Sıcaklık :600 °C - Gerilim 253 Mpa

Isıl işlem:1050 °C sıcaklıkta 1 saat çözündürme tavi + ani soğutma
+ 640 °C de 24 saat bekletme

Isıl işlem şartlarının karşılaştırılması şekil 37 de verilmiştir. Aynı sürünme deneyi şartlarında ısıtıl işlem görmüş numunenin sürünme hızı, ısıtıl işlem görmemiş numuneye oranla 10 kat daha fazladır. Bunun nedeni mikroyapıdaki farklılığa (karbür ve dislokasyon yoğunluğu) bağlanabilir.



1. Isıl işlem görmemiş numune
2. 1050 °C sıcaklıkta çözeltiye alma + ani soğutma + 640 °C sıcaklıkta 24 saat tavlama
3. 1050 °C sıcaklıkta çözeltiye alma + ani soğutma

Şekil 37. Isıl işlemin 304 kalite paslanmaz çeliğin sürünme hızına etkisi

4.5

METALOGRAFİK ÇALIŞMALARI

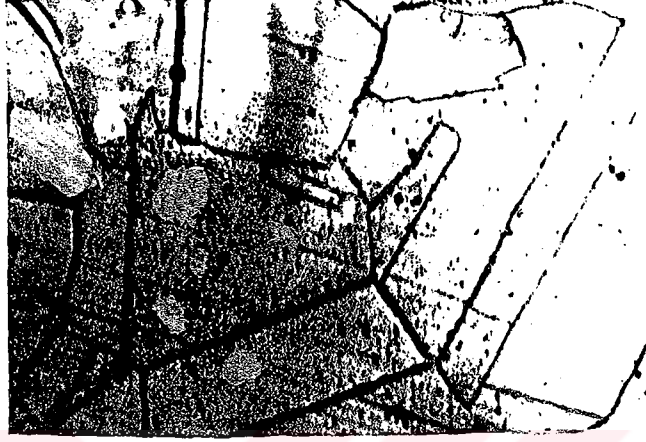
Numunelerin hazırlanması:

Kaba ve hassas zımparalamadan sonra parlatma için 1 mikronluk elmas pasta kullanılmıştır. Daha sonra elektrolitik olarak dağlama yapılmıştır. Elektrolit olarak % 10 Okzalik asit kullanılmıştır.

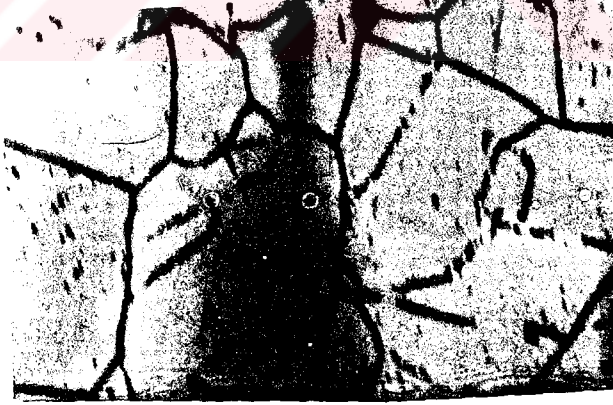
Deneyler sonucunda farklı sıcaklıkta sürünmeye tabi tutulan numunelere ait SEM ve optik mikroskobu görüntüleri şekil 38 ile şekil 45 arasında verilmiştir

Şekil 41 ve 44' te tane sınırı boşlukları gözükmemektedir. Bu boşluklar genelde kenar çatlağı şeklindedir ve ikiden fazla tanenin birleşim yerlerinde oluşmaktadır. Ayrıca SEM mikroskobu ile alınan mikrofotografılarda tane sınırlarının yüksek sıcaklık nedeniyle kalınlaştığı görülmektedir. Optik mikroyapılarda görüldüğü gibi artan sıcaklıkla kayma izlerinin arttığı gözlenmiştir.





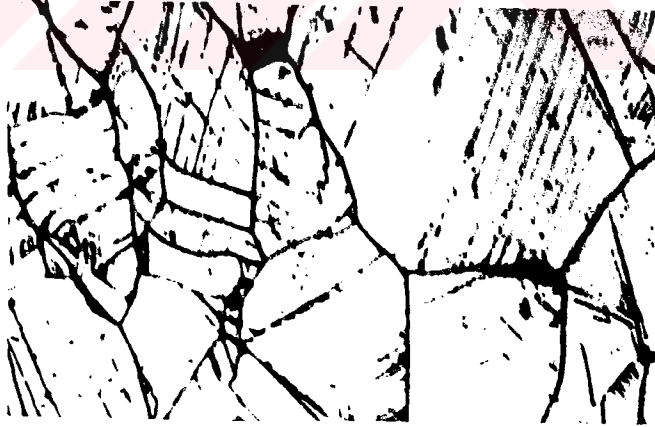
Şekil 38 Başlangıç yapısı optik mikroskopu mikrofotografı (x 200)



Şekil 39 Sürünme şartları 550 °C ve 253 Mpa olan numuneye ait optik mikroskopu mikrofotografı (x 200)



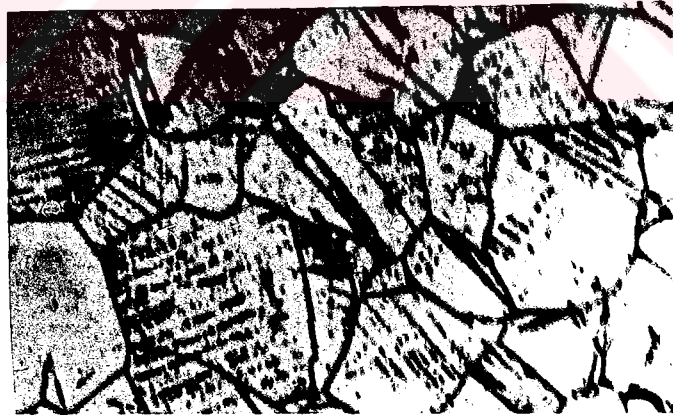
Şekil 40 Sürünme şartları 600 °C ve 253 Mpa olan numuneye ait optik mikroskopu mikrofotografı (x 200)



Şekil 41 Sürünme şartları 650 °C ve 253 Mpa olan numuneye ait optik mikroskopu mikrofotografı (x 200)



Şekil 42 Sürünme şartları 700 °C ve 253 Mpa olan numuneye ait optik mikroskopu mikrofotografı (x 200)



Şekil 43 Sürünme şartları 600 °C ve 300 Mpa olan numuneye ait optik mikroskopu mikrofotografı (x 200)



Şekil 44 Sürünme şartları 600 °C ve 253 Mpa olan numuneye ait taramalı elektron mikroskobu (SEM) mikrofotoğrafı (x 1000)



Şekil 45 Sürünme şartları 650 °C ve 253 Mpa olan numuneye ait taramalı elektron mikroskobu (SEM) mikrofotoğrafı (x 1000)

6. GENEL SONUÇLAR

304 kalite paslanmaz çeliğin 550 - 650 °C sıcaklık ve 200-325 Mpa gerilimleri aralığında sabit yük altında sürünme özelliği araştırılmıştır. Elde edilen sürünme eğrilerinden yararlanarak, sürünme ömür hesaplamalarında kullanılan n ve Q_c değerleri tespit edilmiştir. Çalışmalarda daha çok 2.bölge üzerinde durulurken, kopma karakteristikleri (Kopma gerinimi, zamanı ve şekli) üzerinde durulmamıştır. Elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibi özetlenebilir.

- * Gerilim üst sabiti , n , 7 ± 0.4 olarak tespit edilmiştir. n değerinin yüksek oluşu sürünmenin dislokasyon aktiviteli sürünme olduğunu göstermektedir.
- * Aktivasyon enerjisi, $Q_c = 375-445 \text{ kJ mol}^{-1}$ olarak tespit edilmiştir. Bu değer demir, krom ve mangan'ın self difüzyon aktivasyon enerjisinden daha yüksektir. Yükselen sıcaklıkla aktivasyon enerjisi değeri düşmektedir.
- * Malzemelerin sürünme özellikleri sürünme öncesi mikroyapıya (karbür ve dislokasyon yoğunluğu) bağlıdır. Bu nedenle hesaplamalarda n ve Q_c değerleri tek başına malzemelerin sürünme özelliklerini karakterize etmeye yetmez, başlangıç mikroyapı şartlarının belirtilmesi gerekmektedir.
- * Sürünme eğrilerinde 200 ve 253 Mpa gerilimlerine sahip deney şartlarında 1.sürünme bölgesine rastlanırken , gerilimin 301 ve 325 Mpa değerlerine çıkılmasıyla eğri birinci bölge göstermemektedir. Birinci bölgenin varlığı gerilim ve sıcaklık değerine bağlıdır.
- * Sürünme hızı gerilim ve sıcaklıkla artmaktadır. Ancak artış gerilimle lineer'e yakın olarak gerçekleşmekte iken, sıcaklıkla parabolik bir eğri oluşturmaktadır.
- * Gerilim'in artırılması ile kopma uzaması artarken, kopma zamanı kısalmaktadır.

* Sürünmede başlıca iki mekanizma rol oynar. Eğer sıcaklık etkinse difüzyon söz konusudur. Tane sınırlarındaki atomlar, tane sınırlarını terk ederek difüzyon etkisi ile tane içlerine doğru yayılırlar. Sonuçta tane sınırları zayıflar. (Difüzyon sürünmesi) Şayet, gerilim etkinse dislokasyonlar gelip tane sınırlarına yığılır kayma hareketler durur, bunun üzerine şekil değiştirme de durmaktadır ve böylece tane sınırlarında gerilim yükselir. Gerilmelerin artması da çatlak meydana getirir. Meydana gelen çatlaklardan sonra malzeme kopar. (Dislokasyon sürünmesi)

* % 1 gerilim değeri baz alınarak hesaplanan sürünme ömürleri aşağıda verilmiştir
253 Mpa ve 550 °C için 600 saat iken sıcaklık 650 °C çıkarıldığında 0.83 saate düşmektedir.
Aynı şekilde 600 °C sabit sıcaklıkta 200 Mpa geriliminde 600 saat iken, 325 Mpa için 2.36 saat olarak bulunmuştur.

GELECEK ÇALIŞMALAR İÇİN TAVSİYELER

Sürünme konusunda yapılacak araştırmalar için öneriler aşağıda verilmiştir.

- * Isıl işlem'in kararlı bölge sürünme hızına etkisi araştırılarak en uygun ısıl işlem belirlenebilir
- * Sıcaklığın ve gerilimin kaviteasyona etkisi tespit edilebilir
- * Sürünme deneyi öncesi soğuk şekil değiştirmenin sürünme özelliklerine etkisi araştırılabilir.

REFERANSLAR

* Barga, H.J. ve SCHULZE, G., 1980. "WERKSTOFFKUNDE" .Çevirenle GÜLEÇ, Ş. ve ARAN, A. "Malzeme bilgisi Cilt 1". TÜBİTAK, Marmara Bilimsel Ve Endüstriyel Araştırma Enstitüsü. Gebze: MBEAE mtb., 1988, S:44 - 46

* Başaran Kemal, 1975, Some Investigations on The Creep Behaviour of Stainless Steel , Master Thesis, ODTÜ

* BOYER, 1988, Atlas of Creep and Stress Repture Curve, MTA 460 A 85

* Finnie L., Heller W.R., 1959, Creep of Engineering Materials, Mc Graw - Hill Book Company ,inc. London

* Mathew M.D., Sasikala G., Rao R., ve Mannan L., 1991, Influence Of Carbon And Nitrogen On The Properties Of Type 316 Stainless Steel At 873 K, Materials Science And Engineering, A 148, s:253-260

* Mathew M.D., Sasikal G., Gill S., Mannan S.L., ve Rodrigueuz P., 1994, Influence of Stress on Microstructural Stability of Type 316 Stainless Steel Weld Metal, Materials Science and Technology, Vol. 10, s:1104-1107

* Metals Handbook, 1985, 9.baskı , Volume 8 , Properties and Selection; Mechanical Testing, American Society for Metals, Metals Park, s:321

* Park J.G ve Lee D.Y, 1993, Creep Behavior of AISI Stainless Steel Above 0.5 Tm, Scripta Metallurgica et Materialia, Vol.29, s:595-598

- * R.W.Evans,B.Wilshire,1986,Creep of Metals and Alloys,Department of Metallurgy and Materials Technology,University Collage,Swanse
- * Sustek V.,Pahutova M.,Cadek J.,1994,An Investigation of Creep Behaviour of a Low Carbon 18 Cr-12 Ni (304 L) Stainless Steel at 873 - 1173 K ,Materials Science And Engineering A 177,75-81
- * Topbaş M.A.,1993,Endüstri Malzemeleri II cilt,Yıldız Teknik Üniversitesi,s:33 - 76
- * Topuz A.,1989,Malzeme Muayenesi Ders Notları ,Yıldız Teknik Üniversitesi
- * Xia Z.,Ellyin F.,1993,An Experimental Study On The Effect of Prior Plastic Straining on Creep Behavior of 304 Stainless Steel,Transection of the ASME,Volume 115 s:200-203
- * Watanabe T.,1993,Grain Boundary Design and Control for High Temperature Materials,Materials Science And Engineering,A 166,s:11 - 28

HESAPLAMALAR

1) Gerilim Üst Sabitinin Hesaplanması

$$\epsilon'_{ss} = B \sigma^n$$

$$\log \epsilon'_{ss} = \log B + n \log \sigma$$

$$253 \text{ Mpa için } \log 20.37 \times 10^{-8} = \log B + n \log 253$$

$$301 \text{ Mpa için } \log 69.44 \times 10^{-8} = \log B + n \log 301$$

$$-0.535261868 = -0.07544597 n \Rightarrow n = 7.09 \text{ ve } \log B = 23.72$$

2) Aktivasyon enerjisi hesabı

$$\epsilon'_{ss} = B' \sigma^n e^{(-Q/RT)}$$

$$\Rightarrow B' = \epsilon'_{ss} / \sigma^n e^{(-Q/RT)}$$

$$600^\circ \text{C için } 20.37 \times 10^{-8} = B' \sigma^n e^{(-Q/8.31 \times 873)}$$

$$\Rightarrow B' = 20.37 \times 10^{-8} / \sigma^n e^{(-Q/8.31 \times 873)}$$

$$650^\circ \text{C için } 333.3 \times 10^{-8} = B' \sigma^n e^{(-Q/8.31 \times 923)}$$

$$333.3 \times 10^{-8} = \{20.37 \times 10^{-8} / \sigma^n e^{(-Q/8.31 \times 873)}\} \times \sigma^n e^{(-Q/8.31 \times 923)}$$

$$16.3622975 = e^{(-Q/8.31 \times 923) + (Q/8.31 \times 873)}$$

$$\ln 16.3622975 = \ln e^{(-Q/8.31 \times 923) + (Q/8.31 \times 873)}$$

$$2.794979 = -Q / 7670.13 + Q / 7254.63$$

$$2.794979 = 415.5 Q / 55643955.2$$

$$Q = 374.3 \text{ kJ/ mol}$$

ÖZGEÇMİŞ

Mehmet Murat DAYLAN

Sahrayıcedid, Adile Naşit Sokak Salihbey apt No:4/12 Kadıköy/İST.

Doğum Tarihi ve yeri :10/09/1969 - MARDİN

Eğitim

1983 - 1987 :Şehremini Lisesi, İstanbul
1987 - 1991 :Yıldız Teknik Üniversitesi
Metalurji Mühendisliği Bölümü - Lisans
1991 - 1992 :Yıldız Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü, İng. hazırlık programı
1992 - 1996 :Yıldız Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji Ana Bilim Dalı - Yüksek Lisans

İş Tecrübesi

3/1993 -11/1995 Danışman Makina ve Ticaret San. A.Ş.
Kalite Güvence Departmanı
2/1995 -9/1996 Habaş Sınai ve Tıbbi Gazlar İstihsal Endüstrisi A.Ş.
Demir - Çelik İhracat Departmanı